

EJEMPLO 9-1**Diseño de un componente aeroespacial**

Dado que el magnesio es un material muy ligero, ha sido sugerido para su uso en un vehículo aeroespacial, diseñado para entrar en el espacio exterior. ¿Es éste un buen diseño?

SOLUCIÓN

En el espacio, la presión es muy baja. Incluso a temperaturas relativamente bajas, el magnesio sólido empieza a convertirse en vapor, generando una pérdida de metal, que pudiera dañar a un vehículo espacial. Además, la radiación solar haría que el vehículo se calentara, incrementando la rapidez de pérdida de magnesio.

Una mejor elección sería un material ligero con un más alto punto de ebullición. A la presión atmosférica, el aluminio hierve a 2494°C y el berilio a 2770°C, a diferencia de una temperatura de ebullición de 1107°C para el magnesio. Aunque el aluminio y el berilio son algo más densos que el magnesio, cualquiera de ellos pudiera ser un mejor diseño. ■

9-3 Soluciones y solubilidad

Cuando se empiezan a combinar materiales distintos, como al agregar elementos de aleación a un metal, se producen soluciones. El interés es determinar la cantidad de cada material que se puede combinar sin producir una fase adicional. En otras palabras, la atención se enfocará en la **solubilidad** de un material en otro.

Solubilidad ilimitada Suponga que se inicia con un vaso de agua y uno de alcohol. El agua es una fase y el alcohol otra. Al vaciar el agua en el alcohol y revolver, solamente se producirá una fase [figura 9-1(b)]. El vaso contendrá una solución de agua y alcohol, con estructura, propiedades y composición únicas. El agua y el alcohol son solubles entre sí. Además, tienen una **solubilidad ilimitada**: independientemente de la relación de agua y alcohol, al mezclarlos sólo se produce una fase.

De manera similar, si se mezcla cualquier cantidad de cobre líquido y de níquel líquido, sólo se obtendrá una sola fase líquida. La aleación de líquido tendrá la misma composición, propiedades y estructura en todas partes [Figura 9-3(a)], porque el níquel y el cobre tienen **solubilidad líquida ilimitada**.

Si la aleación líquida cobre-níquel se solidifica y se enfría a temperatura ambiente, sólo se produce una fase sólida. Después de la solidificación, los átomos de cobre y de níquel no se separan, sino que, en vez de ello, se localizan de manera aleatoria en los puntos de la red CCC. En el interior de la fase sólida, la estructura, propiedades y composición son uniformes y no existe interfase alguna entre los átomos de cobre y de níquel. Por tanto, el cobre y el níquel también tienen solubilidad sólida ilimitada. La fase sólida es una **solución sólida** [figura 9-3(b)].

Una solución sólida no es una mezcla. Las mezclas contienen más de un tipo de fase y sus componentes conservan sus propiedades individuales. Los componentes de una solución sólida se disuelven uno en el otro y no retienen sus características propias.

Solubilidad limitada Cuando se agrega una pequeña cantidad de sal (primera fase) a un vaso con agua (una segunda fase) y se revuelve, la sal se disuelve totalmente en el agua. Se obtendrá sólo una fase: agua salada o salmuera. Sin embargo, si al agua se le agrega demasiada sal, el exceso se hundirá en el fondo del vaso [figura 9-1(c)]. Ahora se tienen dos fases, agua saturada con sal, más la sólida excedente: la sal tiene **solubilidad limitada** en el agua.

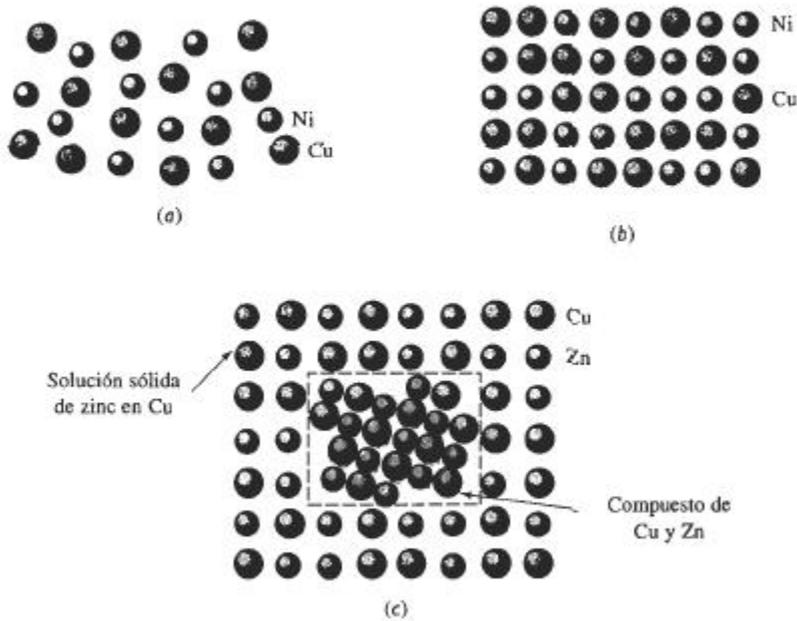


FIGURA 9-3 (A) El cobre líquido y el níquel líquido son totalmente solubles uno dentro del otro. (b) Las aleaciones sólidas de cobre y níquel tienen solubilidad sólida ilimitada y los átomos del cobre y de níquel ocupan sitios aleatorios en la red. (c) En las aleaciones de cobre con más de un 30% de zinc, se formará una segunda fase, debido a la solubilidad limitada del zinc en el cobre.

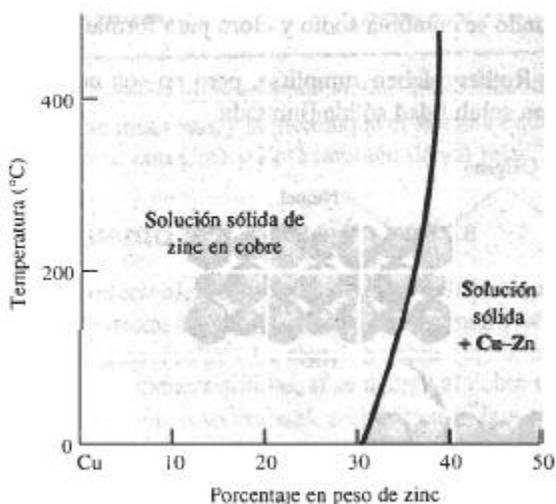


FIGURA 9-4 Solubilidad del zinc en el cobre. La línea sólida representa el límite de solubilidad; cuando se agrega zinc en exceso, para del límite de solubilidad y coexisten dos fases. Elementos dentro de la figura

Si al cobre líquido se le agrega una pequeña cantidad de zinc líquido, se producirá una sola solución líquida. Cuando dicha solución de cobre y zinc se enfría y se solidifica, da como resultado una solución sólida de estructura CCC, con los átomos de cobre y de zinc localizados de manera aleatoria en los puntos normales de la red. Sin embargo, si la solución líquida contiene más de un 30 por ciento de zinc, algunos de los átomos de zinc excedentes se combinarán con algunos de los átomos de cobre, para formar un compuesto Cu-Zn [figura 9-3(c)]. Ahora coexisten dos fases sólidas: una solución sólida de cobre saturado, con aproximadamente 30 por ciento de zinc, y un compuesto Cu-Zn. La solubilidad del zinc en el cobre es limitada. La figura 9-4 muestra una porción del diagrama de fases Cu-Zn ilustrando la solubilidad del zinc en el cobre a bajas temperaturas. La solubilidad aumenta al incrementarse la temperatura.

En el caso extremo, pudiera no existir prácticamente nada de solubilidad entre un material y otro. Esto es cierto para el aceite y el agua [figura 9-1(d)], o para aleaciones de cobre y plomo.

9-4 Condiciones para una solubilidad sólida ilimitada

Para que una aleación como el cobre-níquel tenga solubilidad sólida ilimitada, deberán satisfacerse ciertas condiciones. Éstas, conocidas como las reglas de **Hume-Rothery**, son las siguientes:

1. *Factor de tamaño:* los átomos deben ser de tamaño similar, con no más del 15 por ciento de diferencia en su radio atómico, a fin de minimizar deformaciones en la red.
2. *Estructura cristalina:* los materiales deberán tener una misma estructura cristalina; de lo contrario, existirá algún punto en el cual ocurrirá la transición de una fase a otra con estructura distinta.
3. *Valencia:* los átomos deberán tener la misma valencia; de lo contrario, la diferencia de electrones de valencia alentarán la formación de compuestos, en vez de la formación de soluciones.
4. *Electronegatividad:* los átomos deben tener aproximadamente la misma electronegatividad. Si las electronegatividades difieren de manera significativa, de nuevo se formarán compuestos, como cuando se combina sodio y cloro para formar cloruro de sodio.

Las condiciones de Hume-Rothery deben cumplirse, pero no son necesariamente suficientes para que dos metales tengan solubilidad sólida ilimitada.



FIGURA 9-5 El MgO y el NiO tienen estructuras cristalinas, radios iónicos y valencias similares; de ahí que los dos materiales cerámicos puedan formar soluciones sólidas.

Un comportamiento similar se observa entre ciertos compuestos, incluyendo materiales cerámicos. La figura 9-5 muestra de manera esquemática la estructura del MgO y del NiO. Pero los iones de Mg y de Ni son similares en tamaño y valencia y, en consecuencia, pueden reemplazar uno al otro en una red similar a la del cloruro de sodio, formando una serie completa de soluciones sólidas de la forma $(\text{Mg}, \text{Ni})\text{O}$.

La solubilidad de los átomos intersticiales siempre es limitada. Los átomos intersticiales son mucho más pequeños que los átomos del elemento huésped, violando por lo tanto la primera de las condiciones de Hume-Rothery.

EJEMPLO 9-2**Diseño de una solución sólida cerámica**

Aunque el NiO pueda ser agregado al MgO para producir una solución sólida, el NiO es relativamente costoso. Diseñe otro sistema cerámico, que pueda formar una solución sólida completa con el MgO.

SOLUCIÓN

En este caso se deben considerar óxidos, que tengan cationes metálicos con la misma valencia y radio iónico que los cationes de magnesio. La valencia del ion magnesio es +2 y su radio iónico es 0.66 Å. Del Apéndice B, algunos otros cationes de valencia +2 serían los siguientes:

	r	r/r_{Mg}	Estructura
Cd en CdO	$r_{\text{Cd}} = 0.97 \text{ \AA}$	47%	NaCl
Ca en CaO	$r_{\text{Ca}} = 0.99 \text{ \AA}$	50%	NaCl
Co en CoO	$r_{\text{Co}} = 0.72 \text{ \AA}$	9%	NaCl
Fe en FeO	$r_{\text{Fe}} = 0.74 \text{ \AA}$	12%	NaCl
Sr en SrO	$r_{\text{Sr}} = 1.12 \text{ \AA}$	70%	NaCl
Zn en ZnO	$r_{\text{Zn}} = 0.74 \text{ \AA}$	12%	NaCl

La diferencia en porcentaje en los radios iónicos y las estructuras cristalinas de los óxidos también se muestran, y sugieren que el sistema FeO - MgO tendrá solubilidad sólida ilimitada. Los sistemas con CoO y ZnO también tienen relaciones apropiadas entre sus radios.

9-5 Endurecimiento por solución sólida

Al producir aleaciones con solución sólida, se origina un **endurecimiento por solución sólida**. En el sistema cobre-níquel, intencionalmente se introduce un átomo sustitucional (níquel) en la red original (cobre). La aleación cobre-níquel tiene una resistencia más elevada que la del cobre puro. De manera similar, si se agrega al cobre menos de 30 por ciento de Zn, éste se comporta como átomo sustitucional, endureciendo la aleación cobre-zinc, en comparación con el cobre puro.

Grado de endurecimiento por solución sólida El grado de endurecimiento por solución sólida depende de dos factores. En primer término, una diferencia importante en el tamaño atómico entre el átomo original (solvente) y el átomo agregado (solute) incrementa el efecto de endurecimiento. Una diferencia mayor en tamaño produce una mayor distorsión de la red inicial, haciendo aún más difícil el deslizamiento (figura 9-6).

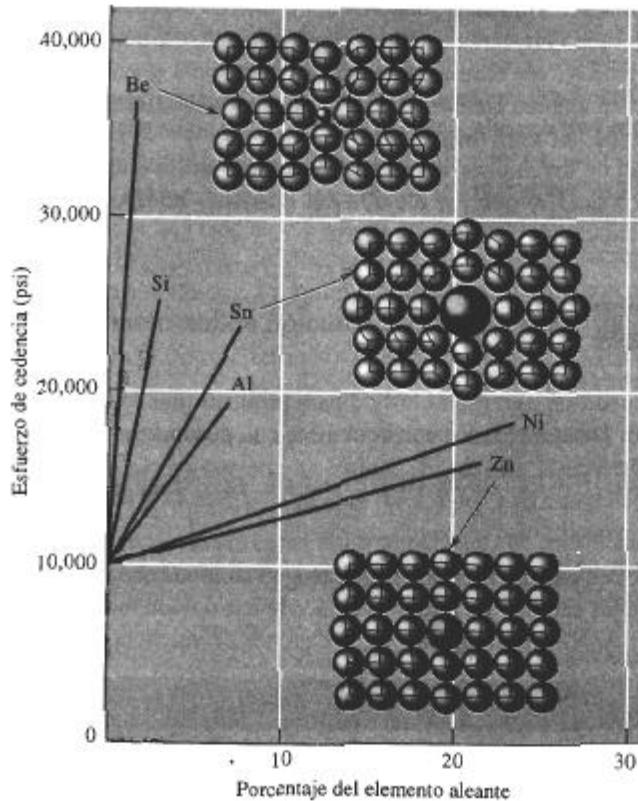


FIGURA 9-6 Efecto de varios elementos de aleación sobre el esfuerzo de cedencia del cobre. Los átomos de níquel y zinc tienen aproximadamente el mismo tamaño que los átomos de cobre, pero los de berilio y estaño tienen tamaños muy diferentes a los del cobre. Aumentando la diferencia en tamaño atómico y la cantidad del elemento aleante, se incrementa el endurecimiento por solución sólida.

Segundo, cuanto mayor sea la cantidad añadida del elemento aleante, más grande será el efecto de endurecimiento (figura 9-6). Una aleación Cu-20% Ni es más resistente que una aleación Cu-10% Ni. Naturalmente, si se añade un átomo demasiado grande o demasiado pequeño, puede excederse el límite de solubilidad y se producirá un mecanismo de endurecimiento distinto, es decir, **endurecimiento por dispersión**. Este mecanismo se analizará en el capítulo 10.

EJEMPLO 9-3

Con base en los radios atómicos, demuestre si la diferencia de tamaño entre los átomos de cobre y los átomos de elementos aleantes pueden predecir, de manera precisa, el endurecimiento que se observa en la figura 9-6.

SOLUCIÓN

A continuación aparecen los radios atómicos y las diferencias porcentuales en el tamaño de los átomos:

Metal	Radio (Å)	$\frac{r - r_{Cu}}{r_{Cu}} \times 100$
Cu	1.278	
Zn	1.332	+4.2%
Al	1.432	+12.1%
Sn	1.509	+18.1%
Ni	1.243	-2.7%
Si	1.176	-8.0%
Be	1.143	-10.6%

Para los átomos de mayor tamaño que el cobre, es decir el zinc, el aluminio y el estaño, al aumentar la diferencia de tamaño se incrementa el efecto de endurecimiento. Del mismo modo, para átomos más pequeños, al aumentar la diferencia en tamaño se incrementa el endurecimiento.

Efecto del endurecimiento por solución sólida en las propiedades Los efectos del endurecimiento por solución sólida en las propiedades de un material son los siguientes (figura 9-7):

1. El esfuerzo de cedencia, la resistencia a la tensión y la dureza de la aleación son mayores que en los materiales puros.
2. Generalmente la ductilidad de la aleación será menor que la del material puro. Sólo en casos raros, como en aleaciones cobre-zinc, el endurecimiento por solución sólida incrementa tanto resistencia como ductilidad.
3. La conductividad eléctrica de la aleación será mucho menor que la del material puro. Por tanto, no se recomienda el endurecimiento por solución sólida de alambres de aluminio o de cobre utilizados para la transmisión de la energía eléctrica.

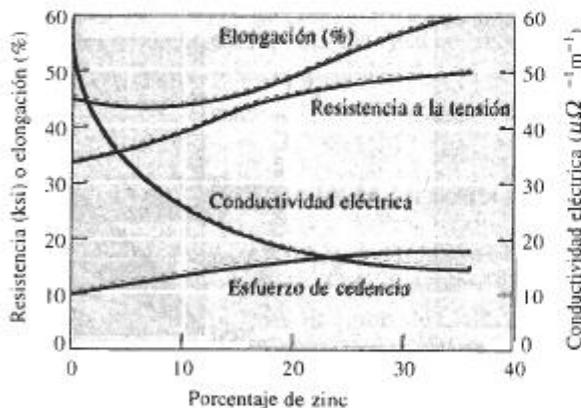


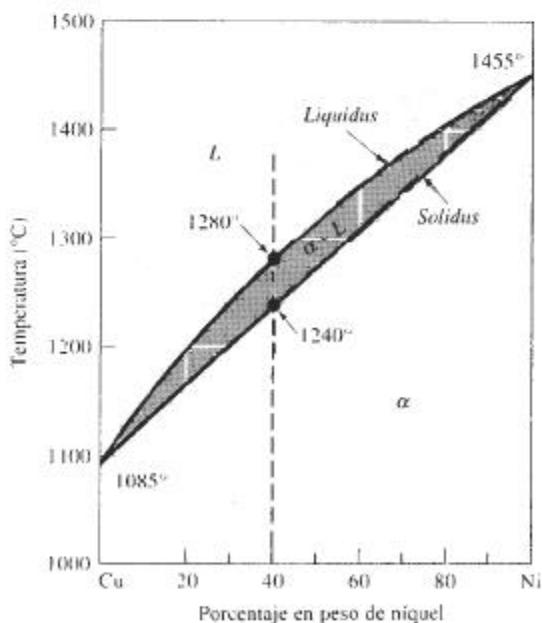
FIGURA 9-7 Efecto de la adición de zinc al cobre sobre las propiedades de la aleación endurecida por solución sólida. El aumento en el porcentaje de elongación al incrementarse el contenido de zinc no es típico del endurecimiento por solución sólida.

4. La resistencia a la termofluencia, o a la pérdida de propiedades mecánicas a temperaturas elevadas, mejora con el endurecimiento por solución sólida. Las altas temperaturas no provocan cambios catastróficos en las propiedades de las aleaciones endurecidas por solución sólida. Muchas aleaciones diseñadas para altas temperaturas, como las que se utilizan en las turbinas de motores a reacción, se basan parcialmente en un extenso endurecimiento por solución sólida.

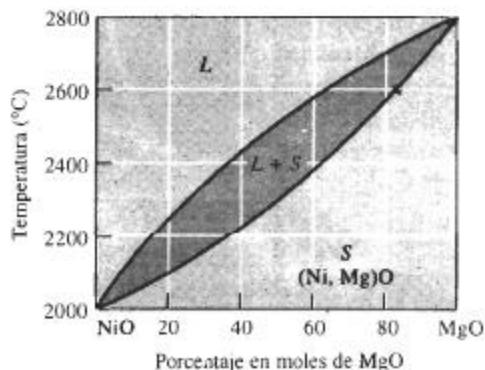
9-6 Diagrama de fases isomorfo

Un **diagrama de fases** muestra las fases y sus composiciones para cualquier combinación de temperatura y composición de la aleación. Cuando en la aleación sólo están presentes dos elementos, se puede elaborar un **diagrama de fases binario**. Se encuentran **diagramas de fases binarios isomorfos** en varios sistemas metálicos y cerámicos. En los sistemas isomorfos, que incluyen sistemas cobre-níquel y NiO-MgO (figura 9-8), sólo se forma una fase sólida; los dos componentes del sistema presentan solubilidad sólida ilimitada. De estos diagramas de fases se puede obtener información valiosa, como se indica a continuación.

Temperaturas de liquidus y de solidus La curva superior en el diagrama es la **temperatura de liquidus** para todas las aleaciones cobre-níquel. Se debe calentar una aleación cobre-níquel por encima de *liquidus* para producir una aleación totalmente líquida que pueda ser colocada para obtener un producto útil. La aleación líquida empezará a solidificarse cuando la temperatura se enfríe hasta la temperatura de *liquidus*. En la aleación Cu-40% Ni de la figura 9-8, la temperatura de *liquidus* es 1280°C.



(a)



(b)

FIGURA 9-8 Diagramas de fases al equilibrio para sistemas cobre-níquel y NiO-MgO. Las temperaturas de *liquidus* y de *solidus* se muestran para una aleación Cu-40% Ni.

La **temperatura de solidus** para las aleaciones cobre-níquel es la curva inferior. Una aleación cobre-níquel no estará totalmente sólida hasta que el metal se enfríe por debajo de la temperatura de *solidus*. Si se utiliza una aleación cobre-níquel a altas temperaturas, deberá quedar seguro que la temperatura durante el servicio permanecerá por debajo de la temperatura de *solidus*, de manera que no ocurra fusión. En el caso de la aleación Cu-40% Ni de la figura 9-8, la temperatura de *solidus* es 1240°C.

Las aleaciones cobre-níquel se funden y se solidifican dentro de un rango de temperatura, entre el *liquidus* y el *solidus*. La diferencia de temperatura entre *liquidus* y *solidus* se denomina **rango de solidificación** de la aleación. Dentro de este rango, coexistirán dos fases: una líquida y una sólida. El sólido es una *solución de átomos de cobre y níquel*; a las fases sólidas generalmente se les designa mediante una letra minúscula griega, como α . En el caso de la aleación Cu-40% Ni de la figura 9-8, el rango de solidificación es $1280 - 1240 = 40^\circ\text{C}$.

Fases presentes A menudo, en una aleación a una temperatura en particular interesa saber qué fases están presentes. Si se planea fabricar una pieza por fundición, debe quedar seguro que inicialmente todo el metal esté líquido; si se planea efectuar un tratamiento térmico de un componente, se debe procurar que durante el proceso no se forme líquido. El diagrama de fases puede ser tratado como un mapa de carreteras; si se sabe cuáles son las coordenadas, temperatura y composición de la aleación, se podrán determinar las fases presentes.

EJEMPLO 9-4 Diseño de un ladrillo refractario

Diseñe un material refractario NiO-MgO que se funda y se vacíe a 2600°C, pero que no se funda al ponerse en servicio a una temperatura de 2300°C.

SOLUCIÓN

Tener el material debemos una temperatura de *liquidus* por debajo de 2600°C pero con una temperatura de *solidus* por encima de 2300°C. El diagrama de fases NiO-MgO, de la figura 9-8(b) permite diseñar una composición apropiada para dicho refractario.

Para producir un material líquido por debajo de 2600°C, deberá haber menos de 65 % mol de MgO en el refractario. Para producir un *solidus* por encima de 2300°C, se debe tener, por lo menos, un 50 % mol de MgO. En consecuencia, se podrá utilizar cualquier composición entre 50-65% mol de MgO. La decisión final se basará en otras consideraciones, como el costo relativo de los óxidos y la compatibilidad en el entorno del refractario.

EJEMPLO 9-5 Diseño de un material compuesto

Una manera de mejorar la tenacidad a la fractura de un material cerámico es reforzar la matriz cerámica con fibras cerámicas. Un diseñador de materiales ha sugerido que la alúmina (Al_2O_3) se puede reforzar con 25% de fibras de Cr_2O_3 , mismas que interferirán con la propagación de cualquier grieta. Se espera que el material compuesto resultante funcione bajo carga a 2000°C durante varios meses. Analice si este diseño es adecuado.

SOLUCIÓN

Dado que el compuesto operará a altas temperaturas durante un periodo sustancial, las dos fases, las fibras de Cr_2O_3 y la matriz Al_2O_3 , no deben reaccionar entre sí. Además, el compuesto

4. La resistencia a la termofluencia, o a la pérdida de propiedades mecánicas a temperaturas elevadas, mejora con el endurecimiento por solución sólida. Las altas temperaturas no provocan cambios catastróficos en las propiedades de las aleaciones endurecidas por solución sólida. Muchas aleaciones diseñadas para altas temperaturas, como las que se utilizan en las turbinas de motores a reacción, se basan parcialmente en un extenso endurecimiento por solución sólida.

9-6 Diagrama de fases isomorfo

Un **diagrama de fases** muestra las fases y sus composiciones para cualquier combinación de temperatura y composición de la aleación. Cuando en la aleación sólo están presentes dos elementos, se puede elaborar un **diagrama de fases binario**. Se encuentran **diagramas de fases binarios isomorfos** en varios sistemas metálicos y cerámicos. En los sistemas isomorfos, que incluyen sistemas cobre-níquel y NiO-MgO (figura 9-8), sólo se forma una fase sólida; los dos componentes del sistema presentan solubilidad sólida ilimitada. De estos diagramas de fases se puede obtener información valiosa, como se indica a continuación.

Temperaturas de liquidus y de solidus La curva superior en el diagrama es la **temperatura de liquidus** para todas las aleaciones cobre-níquel. Se debe calentar una aleación cobre-níquel por encima de *liquidus* para producir una aleación totalmente líquida que pueda ser colocada para obtener un producto útil. La aleación líquida empezará a solidificarse cuando la temperatura se enfríe hasta la temperatura de *liquidus*. En la aleación Cu-40% Ni de la figura 9-8, la temperatura de *liquidus* es 1280°C.

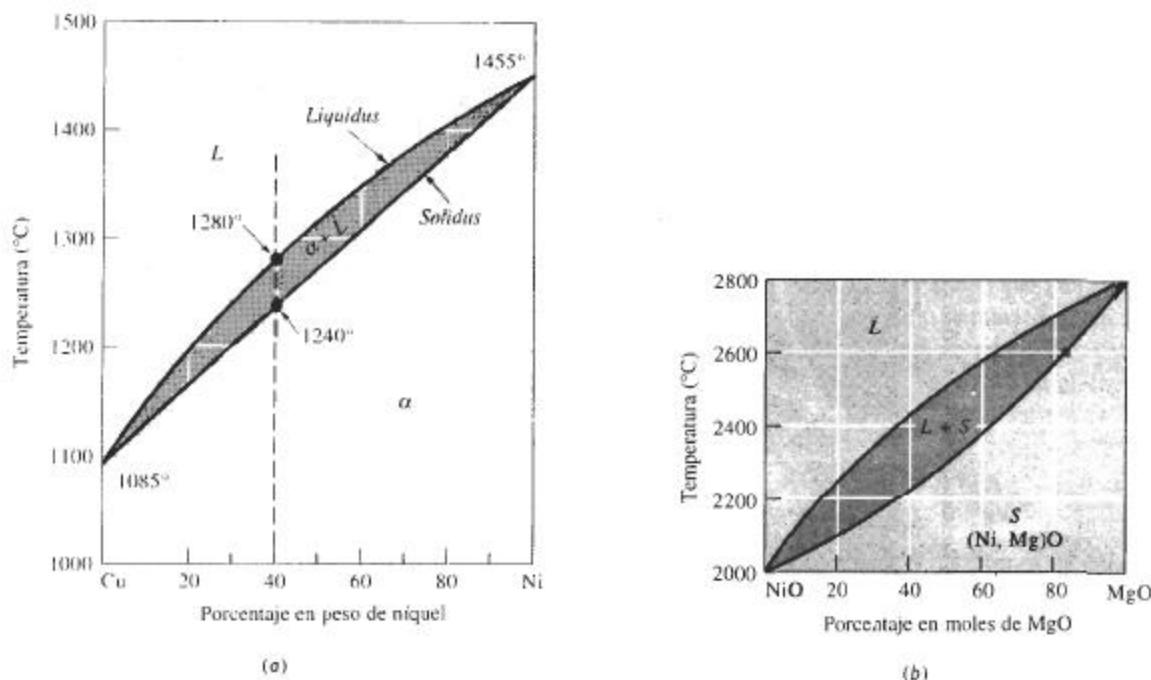


FIGURA 9-8 Diagramas de fases al equilibrio para sistemas cobre-níquel y NiO-MgO. Las temperaturas de *liquidus* y de *solidus* se muestran para una aleación Cu-40% Ni.

La **temperatura de solidus** para las aleaciones cobre-níquel es la curva inferior. Una aleación cobre-níquel no estará totalmente sólida hasta que el metal se enfríe por debajo de la temperatura de *solidus*. Si se utiliza una aleación cobre-níquel a altas temperaturas, deberá quedar seguro que la temperatura durante el servicio permanecerá por debajo de la temperatura de *solidus*, de manera que no ocurra fusión. En el caso de la aleación Cu-40% Ni de la figura 9-8, la temperatura de *solidus* es 1240°C.

Las aleaciones cobre-níquel se funden y se solidifican dentro de un rango de temperatura, entre el *liquidus* y el *solidus*. La diferencia de temperatura entre *liquidus* y *solidus* se denomina **rango de solidificación** de la aleación. Dentro de este rango, coexistirán dos fases: una líquida y una sólida. El sólido es una solución de átomos de cobre y níquel; a las fases sólidas generalmente se les designa mediante una letra minúscula griega, como α . En el caso de la aleación Cu-40% Ni de la figura 9-8, el rango de solidificación es $1280 - 1240 = 40^\circ\text{C}$.

Fases presentes A menudo, en una aleación a una temperatura en particular interesa saber qué fases están presentes. Si se planea fabricar una pieza por fundición, debe quedar seguro que inicialmente todo el metal esté líquido; si se planea efectuar un tratamiento térmico de un componente, se debe procurar que durante el proceso no se forme líquido. El diagrama de fases puede ser tratado como un mapa de carreteras; si se sabe cuáles son las coordenadas, temperatura y composición de la aleación, se podrán determinar las fases presentes.

EJEMPLO 9-4 Diseño de un ladrillo refractario

Diseñe un material refractario NiO-MgO que se funda y se vacíe a 2600°C, pero que no se funda al ponerse en servicio a una temperatura de 2300°C.

SOLUCIÓN

Tener el material debemos una temperatura de *liquidus* por debajo de 2600°C pero con una temperatura de *solidus* por encima de 2300°C. El diagrama de fases NiO-MgO, de la figura 9-8(b) permite diseñar una composición apropiada para dicho refractario.

Para producir un material líquido por debajo de 2600°C, deberá haber menos de 65 % mol de MgO en el refractario. Para producir un *solidus* por encima de 2300°C, se debe tener, por lo menos, un 50 % mol de MgO. En consecuencia, se podrá utilizar cualquier composición entre 50-65% mol de MgO. La decisión final se basará en otras consideraciones, como el costo relativo de los óxidos y la compatibilidad en el entorno del refractario.

EJEMPLO 9-5 Diseño de un material compuesto

Una manera de mejorar la tenacidad a la fractura de un material cerámico es reforzar la matriz cerámica con fibras cerámicas. Un diseñador de materiales ha sugerido que la alúmina (Al_2O_3) se puede reforzar con 25% de fibras de Cr_2O_3 , mismas que interferirán con la propagación de cualquier grieta. Se espera que el material compuesto resultante funcione bajo carga a 2000°C durante varios meses. Analice si este diseño es adecuado.

SOLUCIÓN

Dado que el compuesto operará a altas temperaturas durante un periodo sustancial, las dos fases, las fibras de Cr_2O_3 y la matriz Al_2O_3 , no deben reaccionar entre sí. Además, el compuesto

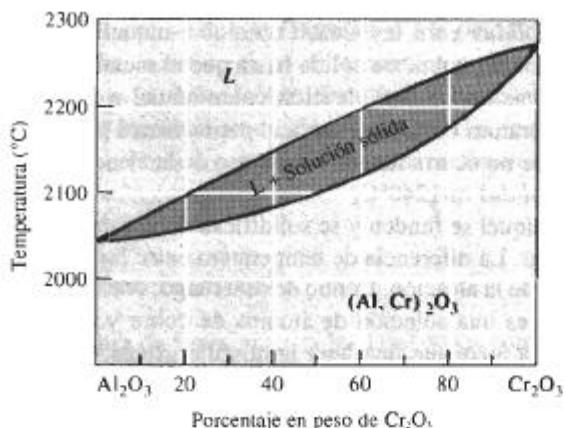


FIGURA 9-9 Diagrama de fases $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ (para el ejemplo 9-5).

debe conservarse en forma sólida por lo menos hasta 2000°C . El diagrama de fases de la figura 9-9 permite considerar esta elección para el compuesto.

El Cr_2O_3 puro, el Al_2O_3 puro, y el $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}25\% \text{Cr}_2\text{O}_3$ tienen temperaturas de *solidus* por encima de los 2000°C ; en consecuencia, no hay riesgo de que se funda ninguna parte constituyente. Sin embargo, el Cr_2O_3 y el Al_2O_3 presentan una solubilidad sólida ilimitada. A la temperatura elevada de servicio: 2000°C , los iones Al^{3+} se difundirán de la matriz hacia la fibra, reemplazando los iones Cr^{3+} existentes en las fibras. De manera simultánea, los iones Cr^{3+} reemplazarán los iones Al^{3+} existentes en la matriz. Mucho antes de que hayan transcurrido varios meses, estos procesos de difusión harán que las fibras se disuelvan totalmente en la matriz. Al no quedar fibras, la tenacidad a la fractura otra vez será deficiente.

Composición de cada fase Cada fase tiene una composición, expresada como el porcentaje de cada uno de los elementos de la fase. Por lo general, la composición se expresa en porcentaje en peso (% peso). Cuando está presente en la aleación una sola fase, su composición es igual a la de la aleación. Si la composición original de la aleación se modifica, entonces también deberá modificarse la de la fase.

Sin embargo, cuando coexisten dos fases como líquido y sólido, sus composiciones diferirán entre sí como de la composición general original. Si ésta cambia ligeramente, la composición de las dos fases no se afectará, siempre que la temperatura se conserve constante.

Esta diferencia queda explicada por la regla de fases de Gibbs. En este caso, a diferencia del ejemplo sobre magnesio puro que se describió con anterioridad, se mantiene fija la presión en una atmósfera, lo cual es normal al obtener experimentalmente los diagramas de fase binarios. La regla de fases dada por la ecuación 9-1 se puede volver a escribir así,

$$F = C - P + 1 \quad (\text{para presión constante}) \quad (9-2)$$

donde, de nuevo, C es el número de componentes, P el número de fases y F es el número de grados de libertad. Se utiliza ahora un 1 en vez de un 2, porque se está manteniendo constante la presión en una atmósfera. En un sistema binario, el número de componentes C es dos; los grados de libertad que se tienen incluyen el cambio de temperatura y de la composición de las fases presentes. Es posible aplicar esta forma de la regla de fases al sistema Cu-Ni , según se puede ver en el ejemplo 9-6.

EJEMPLO 9-6

Determine los grados de libertad en una aleación Cu-40% de Ni a 1300°C, 1250°C y 1200°C.

SOLUCIÓN

A 1300°C, se tiene que $P = 1$ ya que sólo está presente una fase (líquida), y $C = 2$ ya que están presentes átomos tanto de cobre como de níquel. Por lo que

$$F = 2 - 1 + 1 = 2$$

Se debe fijar tanto la temperatura como la composición de la fase líquida para poder describir en su totalidad el estado de la aleación cobre-níquel en la región líquida.

A 1250°C se tiene que $P = 2$ ya que están presentes a la vez líquido y sólido, y $C = 2$, ya que están presentes átomos de cobre y de níquel. Entonces

$$F = 2 - 2 + 1 = 1$$

Si se fija la temperatura en la región de dos fases, también quedan fijas las composiciones de éstas, o bien, si se fija la composición de una fase, automáticamente quedan fijas la temperatura y la composición de la segunda fase.

A 1200°C se tiene que $P = 1$ ya que solamente está presente la fase sólida, y $C = 2$ ya que están presentes átomos de cobre y de níquel. De nuevo:

$$F = 2 - 1 + 1 = 2$$

y se debe fijar tanto la temperatura como la composición para describir de una manera total el estado del sólido.

Dado que solamente hay un grado de libertad en una región de dos fases de un diagrama de fases binario, las composiciones de ambas fases siempre están fijas al especificar la temperatura. Esto es cierto incluso si la composición general de la aleación se modifica. Por tanto, se puede utilizar una isoterma para determinar la composición de ambas fases. Una isoterma es una línea horizontal dibujada dentro de una región de dos fases a la temperatura de interés (figura 9-10). Las isotermas no se utilizan en regiones de una sola fase. En un sistema isomor-

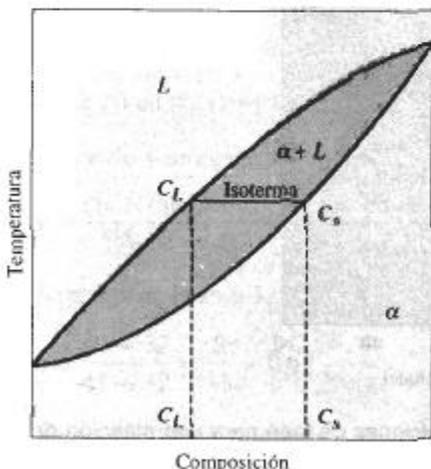


FIGURA 9-10 Cuando se tiene presente una aleación en una región de dos fases, una isoterma a la temperatura de interés determina la composición de ambas fases. Ésta es una consecuencia de la regla de fases de Gibbs, que solamente permite un solo grado de libertad.

fo, la isoterma conecta los puntos de *liquidus* y de *solidus* a la temperatura especificada. Los extremos de la isoterma representan las composiciones de las dos fases en equilibrio.

Para cualquier composición de la aleación entre c_L y c_S , la composición del líquido será c_L y la del sólido α será c_S . ⊙

EJEMPLO 9-7

Determine la composición de cada fase en una aleación Cu-40% Ni a 1300°C, 1270°C, 1250°C y 1200°C (figura 9-11).

SOLUCIÓN

Una línea vertical en el diagrama de fases Cu-Ni a 40% de Ni representa la composición general de la aleación:

1300°C: Sólo está presente líquido de 40% de Ni, el cual corresponde a la composición general de la aleación.

1270°C: Están presentes dos fases. Se traza una línea horizontal dentro del campo $\alpha + L$. El punto final en contacto con la línea de *liquidus*, está a 37% de Ni. El extremo en la línea de *solidus*, en contacto con la región α , está a 50% de Ni. Por tanto, el líquido tiene 37% de Ni y el sólido 50% de Ni.

1250°C: De nuevo están presentes dos fases. La isoterma trazada a esta temperatura muestra que el líquido contiene 32% de Ni y el sólido 45% de Ni.

1200°C: Sólo está presente la fase α , por lo que el sólido deberá contener 40% de Ni.

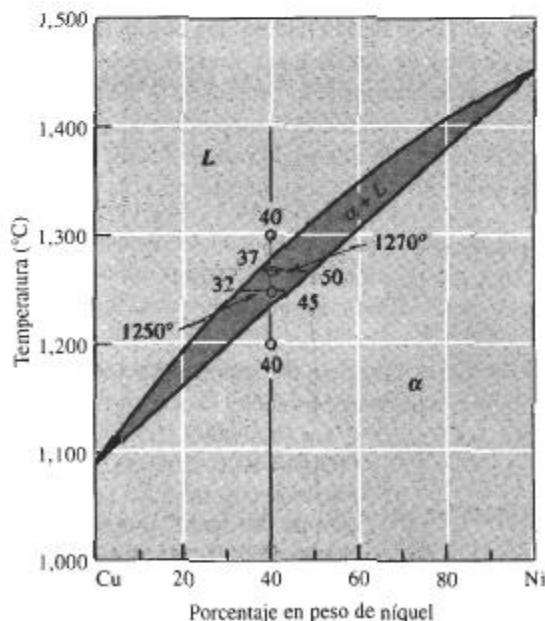


FIGURA 9-11 Isotermas y composiciones de fase para una aleación de Cu-40% Ni a diversas temperaturas (para el ejemplo 9-7).

En el ejemplo 9-7 se encontró que el sólido α contiene más níquel que la aleación general y el líquido L contiene más cobre que en la aleación original. En general, el elemento con más alto punto de fusión, en este caso el níquel, se concentra en el primer sólido que se forma.

Cantidad de cada fase (regla de la palanca) Finalmente, el interés se enfoca en las cantidades relativas de cada fase, presentes dentro de la aleación. Estas cantidades normalmente se expresan como porcentaje del peso (% peso).

En regiones de una sola fase, la cantidad de la fase simple es 100%. En regiones bifásicas, sin embargo, se deberá calcular la cantidad de cada fase. Una técnica es hacer un balance de materiales, según se muestra en el ejemplo 9-8.

EJEMPLO 9-8

Calcule las cantidades de α y de L a 1250°C en la aleación Cu-40% de Ni que se muestra en la figura 9-12.

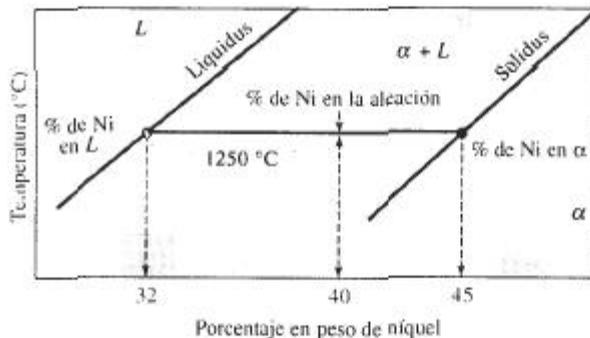


FIGURA 9-12 Isoterma a 1250°C en el sistema cobre níquel utilizada en el ejemplo 9-8 para determinar la cantidad de cada fase.

SOLUCIÓN

Considérese que x = fracción de la aleación que corresponde a la fase sólida α

$$(\% \text{ de Ni en } \alpha)(x) + (\% \text{ de Ni en } L)(1 - x) = (\% \text{ de Ni en la aleación})$$

Multiplicando y reorganizando;

$$x = \frac{(\% \text{ Ni in alloy}) - (\% \text{ Ni en } L)}{(\% \text{ Ni en } \alpha) - (\% \text{ Ni en } L)}$$

Del diagrama de fases a 1250°C :

$$x = \frac{40 - 32}{45 - 32} = \frac{8}{13} = 0.62$$

Al convertir la fracción de peso a porcentaje en peso, la aleación a 1250°C contiene 62% de α y 38% de L .

Para calcular las cantidades de líquido y de sólido, se construye una palanca sobre la isoterma con su punto de apoyo en la composición original de la aleación. El brazo de la palanca, opuesto a la composición de la fase cuya cantidad se calcula se divide por la longitud total de la palanca, para obtener la cantidad de dicha fase. En el ejemplo 9-8 observe que el denominador representa la longitud total de la isoterma, y el numerador la porción de palanca opuesta a la composición del sólido que se trata de calcular.

En general la **regla de la palanca** se puede escribir de esta forma:

$$\text{Porcentaje de fase} = \frac{\text{brazo opuesto de palanca}}{\text{longitud total de la isoterma}} \times 100 \quad (9-3)$$

Se puede utilizar la regla de la palanca en cualquier región bifásica de un diagrama de fases binario. En regiones de una fase no se usa el cálculo de la regla de la palanca puesto que la respuesta es obvia (existe un 100% de dicha fase presente).

EJEMPLO 9-9

Determine la cantidad de cada fase en la aleación Cu-40% Ni que se muestra en la figura 9-11 a 1300°C, 1270°C, 1250°C y 1200°C.

SOLUCIÓN

1300°C: Sólo hay una fase por lo que tenemos 100% de L .

$$1270^\circ\text{C}: \% \text{ de } L = \frac{50 - 40}{50 - 37} \times 100 = 77\%$$

$$\% \text{ de } \alpha = \frac{40 - 37}{50 - 37} \times 100 = 23\%$$

$$1250^\circ\text{C}: \% \text{ de } L = \frac{45 - 40}{45 - 32} \times 100 = 38\%$$

$$\% \text{ de } \alpha = \frac{40 - 32}{45 - 32} \times 100 = 62\%$$

1200°C: Existe sólo una fase, por tanto: 100% de α .

A veces se desea expresar la composición en porcentaje atómico (% at) en vez porcentaje en peso (% peso). Para una aleación cobre-níquel, donde M_{Cu} y M_{Ni} son los pesos moleculares; las ecuaciones siguientes son ejemplos para efectuar estas conversiones:

$$\% \text{ at de Ni} = \frac{\% \text{ en peso de Ni}/M_{\text{Ni}}}{(\% \text{ en peso de Ni}/M_{\text{Ni}}) + (\% \text{ en peso de Cu}/M_{\text{Cu}})} \times 100 \quad (9-4)$$

$$\% \text{ en peso de Ni} = \frac{(\% \text{ at de Ni})(M_{\text{Ni}})}{(\% \text{ at de Ni})(M_{\text{Ni}}) + (\% \text{ at Cu})(M_{\text{Cu}})} \times 100 \quad (9-5)$$

9-7 Relaciones entre propiedades y el diagrama de fases

Anteriormente se mencionó que una aleación cobre-níquel puede ser más resistente que cobre puro o níquel puro, en razón del endurecimiento por solución sólida. Las propiedades me-

cánicas de una serie de aleaciones cobre níquel se relacionan con el diagrama de fases de la figura 9-13.

La resistencia del cobre se incrementa debido al endurecimiento por solución sólida hasta que se añade aproximadamente 60 por ciento de níquel. El níquel puro se endurece por solución sólida, hasta que se añade 40 por ciento de cobre. La resistencia máxima se obtiene en una aleación Cu-60% Ni, conocida como *Monel*. El máximo está más cerca del lado de níquel puro del diagrama de fases, porque el níquel puro es más resistente que el cobre puro.

EJEMPLO 9-10 Diseño de un procedimiento de fusión para una fundición

Se necesita producir una aleación cobre-níquel con un esfuerzo de cedencia mínimo de 20,000 psi, una resistencia a la tensión mínima de 60,000 psi y un porcentaje de elongación mínimo de 20 por ciento. En inventario hay una aleación Cu-20% Ni, así como grandes cantidades de níquel puro. Diseñe un método para producir fundiciones que tengan las propiedades requeridas.

SOLUCIÓN

De la figura 9-13 se determina la composición requerida de la aleación. Para cumplir con el esfuerzo de cedencia necesario la aleación debe contener entre 30 y 90% de Ni; para cumplir con la resistencia a la tensión, se requiere de 33 a 90% de Ni. Se puede obtener el porcentaje de

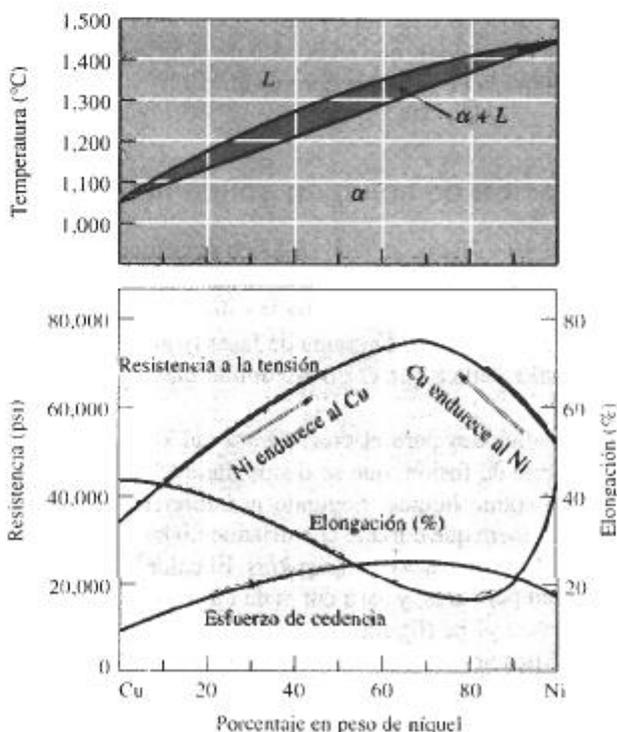


FIGURA 9-13 Propiedades mecánicas de aleaciones cobre-níquel. El cobre aumenta su resistencia hasta 60% de Ni mientras que el níquel se endurece hasta 40% Cu.

elongación necesario en aleaciones que contengan menos del 60 o más del 90% de Ni. Para cumplir todas estas condiciones se podrían utilizar:

$$\text{Cu-90\% Ni} \quad \text{o bien} \quad \text{Cu-33\% a 60\% Ni}$$

Es preferible seleccionar un bajo contenido de níquel ya que es más costoso que el cobre. Además, las aleaciones de bajo níquel tienen una temperatura de *liquidus* menor, permitiendo la elaboración de fundiciones con menor gasto de energía; por tanto, una aleación razonable podría ser Cu-35% Ni.

Para producir esta aleación a partir de la materia prima de fundición disponible, se debe mezclar una parte de níquel puro con el lingote de Cu-20% Ni. Si se desea producir 10 kilos de la aleación, entonces:

$$(10 \text{ kg}) \left(\frac{35\% \text{ Ni}}{100\%} \right) = 3.5 \text{ kg de Ni requeridos}$$

$$(x \text{ kg Cu-20\% Ni}) \left(\frac{20\%}{100\%} \right) + (10-x \text{ kg de Ni}) \left(\frac{100\%}{100\%} \right) = 3.5 \text{ kg de Ni}$$

$$0.2x + 10 - x = 3.5$$

$$6.5 = 0.8x$$

$$x = 8.125 \text{ kg Cu-20\% Ni}$$

En consecuencia, para producir la aleación requerida se necesitan fundir 8.125 kilos de la aleación Cu-20% Ni con 1.875 kilos de níquel puro. A continuación se calienta la aleación por encima de la temperatura de *liquidus*, que en el caso de la aleación Cu-35% Ni es de 1250°C, antes de vaciar el metal líquido en el molde apropiado.

9-8 Solidificación de una aleación de solución sólida limitada

En una aleación como Cu-40% Ni que se funde y luego se enfría, la solidificación requiere que ocurra tanto la nucleación como el crecimiento. La nucleación heterogénea permite poco o prácticamente ningún subenfriamiento, por lo que la solidificación empezará cuando el líquido llegue a la temperatura de *liquidus*. El diagrama de fases (figura 9-14) con la isoterma trazada a la temperatura de *liquidus*, indica que el *primer sólido que se forma* tiene una composición Cu-52% Ni.

Se necesitan dos condiciones para el crecimiento del sólido α . Primero, el crecimiento requiere que el calor latente de fusión, que se disipa durante la solidificación del líquido, sea eliminado de la interfase sólido líquido. Segundo, y a diferencia de los metales puros, debe ocurrir la difusión tal de manera que durante el enfriamiento las composiciones de las fases sólida y líquida sigan las curvas de *solidus* y de *liquidus*. El calor latente de fusión es eliminado a lo largo de un rango de temperaturas, y así a curva de enfriamiento muestra un cambio en pendiente, en vez de una meseta plana (figura 9-15).

Al inicio de la solidificación, el líquido contiene Cu-40% Ni y el primer sólido contiene Cu-52% Ni. Los átomos de níquel debieron difundirse y concentrarse en el primer sólido que se formó. Pero después de enfriarse hasta 1250°C, la solidificación ha avanzado y el diagrama de fases indica que ahora todo el líquido debe contener 32 por ciento de Ni y todo el sólido debe contener 45 por ciento de Ni. Al enfriarse desde el *liquidus* hasta 1250°C, algunos átomos de

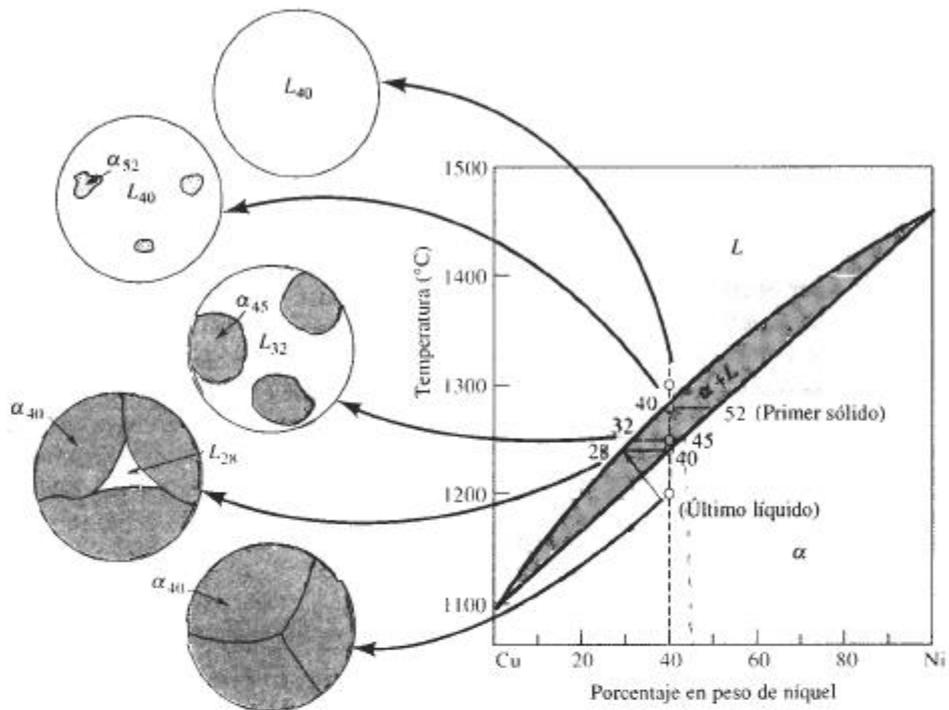


FIGURA 9-14 El cambio en estructura de una aleación Cu-40% Ni durante la solidificación en equilibrio. Los átomos de níquel y cobre deben difundirse durante el enfriamiento, a fin de satisfacer el diagrama de fases y producir una estructura en equilibrio uniforme.

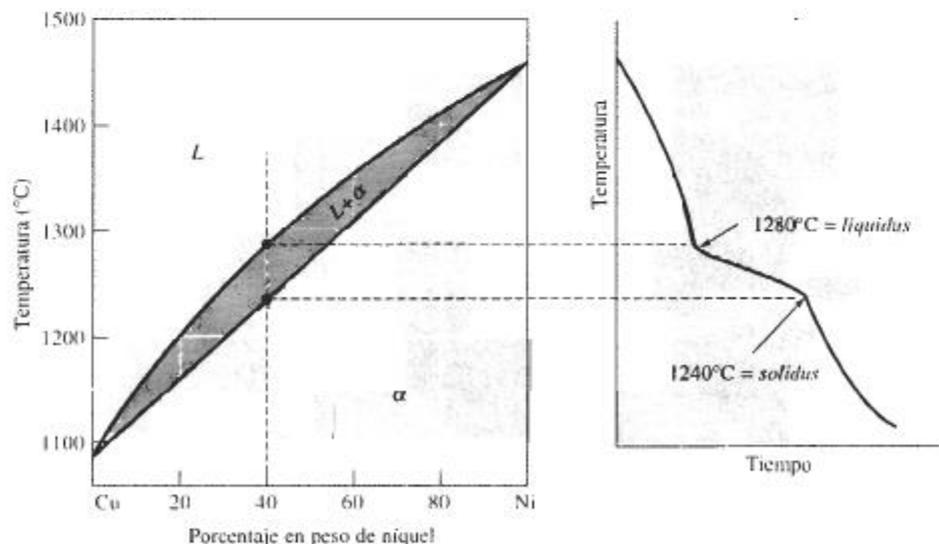


FIGURA 9-15 La curva de enfriamiento correspondiente a una aleación isomorfa durante la solidificación. Los cambios en la pendiente de la curva de enfriamiento indican las temperaturas de líquidus y de sólidus, en este caso, correspondientes a una aleación Cu-40% Ni.

níquel debieron haberse difundido del primer sólido hasta el nuevo sólido, reduciendo el níquel del primero. Además, Se difunden átomos de níquel del líquido en solidificación hacia el nuevo sólido. Entre tanto, los átomos de cobre se han concentrado, por difusión, en el líquido restante. Este proceso deberá continuar hasta llegar a la temperatura de *solidus*, donde el último líquido en solidificarse, que contiene Cu-28% Ni, lo hace formando un sólido que contiene Cu-40% Ni. Justo debajo de la temperatura de *solidus*, todo el sólido deberá contener una concentración uniforme de 40 por ciento de Ni.

Para poder conseguir esta estructura final en equilibrio, la velocidad de enfriamiento debe ser extremadamente lenta. Debe permitirse el tiempo suficiente para que los átomos de cobre y níquel se difundan y produzcan las composiciones mostradas en el diagrama de fases. En la mayor parte de las situaciones prácticas, la velocidad de enfriamiento es demasiado rápida para permitir este equilibrio.

9-9 Solidificación fuera de equilibrio y segregación

Cuando el enfriamiento es demasiado rápido para que se difundan los átomos y se produzcan condiciones de equilibrio, aparecen en la fundición estructuras poco comunes. Obsérvese lo que ocurre en la aleación Cu-40% Ni durante un enfriamiento rápido.

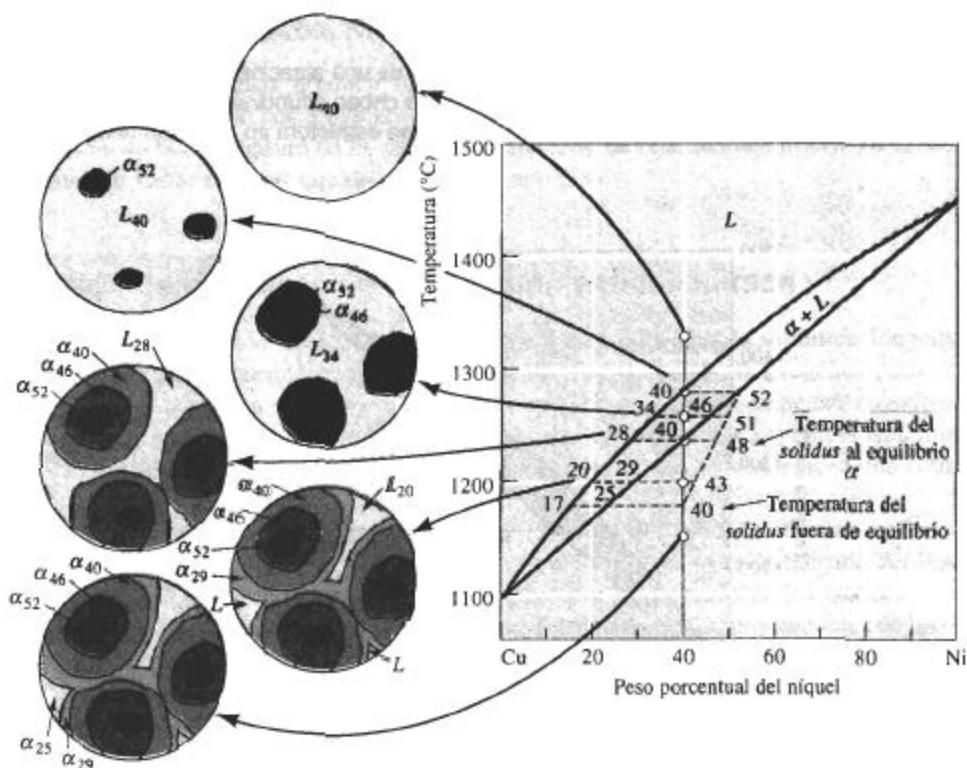


FIGURA 9-16 Modificación en la estructura de una aleación Cu-40% Ni durante la solidificación fuera de equilibrio. Un tiempo insuficiente para la difusión dentro del sólido produce una estructura segregada.

De nuevo, el primer sólido, que contiene 52 por ciento de Ni, se formará al alcanzar la temperatura del *liquidus* (figura 9-16). Al enfriarse a 1260°C, la isoterma indica que el líquido contiene 34 por ciento de Ni y el sólido formado a esa temperatura contiene 46 por ciento de Ni. En vista de que la difusión en los líquidos ocurre con rapidez, se esperamos que la isoterma determine con precisión la composición del líquido. Sin embargo, en los sólidos la difusión es comparativamente lenta. El primer sólido que se forma aún tiene aproximadamente 52 por ciento de Ni, pero el nuevo sólido contiene sólo 46 por ciento de Ni. Se puede determinar que la composición promedio de sólido es 51 por ciento de Ni. Esto origina una línea de *solidus* distinto fuera de equilibrio en relación con la dada en el diagrama de fases. Conforme la solidificación continúa, la línea de *solidus* fuera de equilibrio se seguirá separando del *solidus* en equilibrio.

Cuando la temperatura alcanza 1240°C, es decir, llega a la línea de *solidus* en equilibrio, queda una cantidad importante de líquido. El líquido no se solidificará completamente hasta enfriarse a 1180°C, donde el *solidus* fuera de equilibrio corta la composición original de 40 por ciento de Ni. A esa temperatura, se solidifica el líquido conteniendo 17 por ciento de Ni, lo que da un sólido con 25 por ciento de Ni. Por tanto, el último líquido en solidificarse contendrá 17 por ciento de Ni, y el último sólido que se formará contendrá 17 por ciento de Ni. La composición promedio del sólido es de 40 por ciento de Ni, pero su composición no será uniforme.

La posición real de la línea de *solidus* fuera de equilibrio y la temperatura final del *solidus* fuera de equilibrio dependen de la velocidad de enfriamiento. Velocidades de enfriamiento más rápidas generan mayores desviaciones respecto al equilibrio.

EJEMPLO 9-11

Calcule la composición y cantidad de cada fase en una aleación Cu-40% Ni presentes bajo condiciones fuera de equilibrio como las mostradas en la figura 9-16 a 1300°C, 1280°C, 1260°C, 1240°C, 1200°C y 1150°C. Compare con las composiciones y cantidades en equilibrio de cada fase.

SOLUCIÓN

Temperatura	Equilibrio	Fuera de equilibrio
1300°C	L: 40% Ni 100% L	L: 40% Ni 100% L
1280°C	L: 40% Ni 100% L α: 52% Ni ~0% α	L: 40% Ni 100% L α: 52% Ni ~0% α
1260°C	L: 34% Ni $\frac{46 - 40}{46 - 34} = 50\%$ L α: 46% Ni $\frac{40 - 34}{46 - 34} = 50\%$ α	L: 34% Ni $\frac{51 - 40}{51 - 34} = 65\%$ L α: 51% Ni $\frac{40 - 34}{51 - 34} = 35\%$ α
1240°C	L: 28% Ni ~0% L α: 40% Ni 100% α	L: 28% Ni $\frac{48 - 40}{48 - 28} = 40\%$ L α: 48% Ni $\frac{40 - 28}{48 - 28} = 60\%$ α
1200°C	α: 40% Ni 100% α	L: 20% Ni $\frac{43 - 40}{43 - 20} = 13\%$ L α: 43% Ni $\frac{40 - 20}{43 - 20} = 87\%$ α
1150°C	α: 40% Ni 100% α	α: 40% Ni 100% α

Microsegregación La composición no uniforme producida por la solidificación fuera de equilibrio se conoce como **segregación**. La **microsegregación**, también conocida como segregación interdendrítica o central, ocurre en distancias cortas, a menudo entre los pequeños brazos dendríticos. Los centros de las dendritas, que representan el primer sólido que se forma, son ricos en el elemento con el mayor punto de fusión dentro de la aleación. Las regiones entre dendritas son ricas en el elemento con el menor punto de fusión, ya que estas regiones representan el último líquido que se solidifica. La composición y las propiedades de α son distintas de una región a la siguiente y, como resultado, se espera que la fundición tenga propiedades más pobres.

La microsegregación puede causar **fusión por microsegregación**, es decir, la fusión del material interdendrítico de menor punto de fusión a temperaturas por debajo de la temperatura de *solidus* al equilibrio. Cuando se calienta la aleación Cu-40% Ni a 1225°C, por debajo de la temperatura de *solidus* en equilibrio, pero por encima de la temperatura de *solidus* fuera de equilibrio, se fundirán las regiones de bajo contenido de níquel entre dendritas.

Homogeneización Se puede reducir la segregación interdendrítica y los problemas relacionados por la fusión por microsegregación mediante **un tratamiento térmico de homogeneización**. Al calentar la fundición a una temperatura por debajo de la temperatura de *solidus* fuera de equilibrio, los átomos de níquel en los centros de las dendritas se difundirán hacia las regiones interdendríticas; los átomos de cobre se difundirán en dirección opuesta (figura 9-17). En vista de que las distancias de difusión son relativamente cortas, solo se requerirán unas cuantas horas para eliminar la mayor parte de las diferencias de composición. El tiempo de homogeneización está relacionado con

$$t = c(EBDS)^2/D_s \quad (9-6)$$

donde EBDS es el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios, D_s es la velocidad de difusión del soluto en la matriz y c es una constante. Un EBDS pequeño reduce la distancia de difusión, permitiendo tiempos breves de homogeneización.

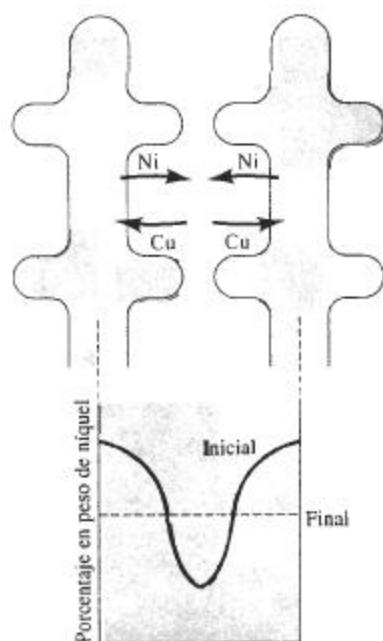


FIGURA 9-17 La microsegregación entre dendritas puede reducirse mediante un tratamiento térmico de homogeneización. La contradifusión de los átomos de níquel y cobre puede finalmente eliminar los gradientes de composición, produciendo una composición homogénea.

Macrosegregación La **macrosegregación** ocurre a lo largo de una distancia grande entre la superficie y el centro de la pieza; la superficie (que se solidifica primero) contiene ligeramente más cantidad del metal de mayor punto de fusión. No es posible eliminar la macrosegregación mediante un tratamiento de homogeneización, debido a que las distancias de difusión son demasiado grandes. Se puede reducir la macrosegregación mediante *trabajo en caliente* ya analizado en el capítulo 7.

RESUMEN

- El endurecimiento por solución sólida se realiza mediante la adición controlada de elementos aleantes:
 - El grado de endurecimiento por solución sólida se incrementa cuando (1) aumenta la cantidad del elemento aleante y (2), aumenta la diferencia del tamaño atómico entre el material huésped y el elemento aleante.
 - La cantidad de elemento aleante que se puede agregar para producir un endurecimiento por solución sólida está limitada por la solubilidad de ese elemento en el material huésped. La solubilidad queda limitada cuando (1) la diferencia del tamaño atómico es superior a un 15 por ciento (2) el elemento aleante tiene una estructura cristalina distinta a la del elemento huésped, y (3) la valencia y la electronegatividad del elemento aleante es diferente a los del elemento huésped.
 - Además de incrementar la resistencia y la dureza, el endurecimiento por solución sólida usualmente reduce la ductilidad y la conductividad eléctrica. Una función importante del endurecimiento por solución sólida es proporcionar a la aleación buenas propiedades a altas temperaturas.
- La adición de elementos aleantes para proporcionar endurecimiento por solución sólida también cambia las propiedades físicas, incluyendo la temperatura de fusión de la aleación. El diagrama de fases ayuda a explicar estos cambios:
 - Cuando se obtiene una solubilidad completa de sólidos, se produce un diagrama de fases isomorfo.
 - Como resultado del endurecimiento por solución sólida, la solidificación empieza a la temperatura del *liquidus* y se termina a la temperatura de *solidus*; la diferencia de estas temperaturas en la cual ocurre la solidificación es el rango de solidificación.
 - En regiones bifásicas del diagrama de fases, los extremos de una isoterma determinan la composición de cada fase y la regla de la palanca permite calcular la cantidad de cada una de las fases.
- *Ocurre la segregación durante la solidificación fuera de equilibrio:*
 - La microsegregación, es decir la segregación central, ocurre en pequeñas distancias, a menudo entre dendritas. El centro de las dendritas es rico en el elemento con mayor punto de fusión, en tanto que las regiones interdendríticas, que se solidifican en último término, son ricas en el elemento con menor punto de fusión. La homogeneización puede reducir la microsegregación.
 - La macrosegregación es característica de las diferencias en composición a grandes distancias, como entre la superficie y el centro de una fundición. El trabajo en caliente puede reducir la macrosegregación.

GLOSARIO

Diagrama de fases Esquema que muestra las fases y sus composiciones en cada combinación de temperatura y composición de la aleación.

Diagrama de fases binario Forma del diagrama de fases en el cual sólo hay dos componentes.

Diagrama de fases de sustancias puras Forma del diagrama de fases en el cual existe un solo componente.

Diagrama de fases isomorfo Forma del diagrama de fases que muestra la solubilidad sólida ilimitada.

Endurecimiento por solución sólida Aumento de la resistencia de un material introduciendo defectos puntuales en su estructura, de una forma deliberada y controlada.

Fase Material que tiene la misma composición, estructura y propiedades en todos sitios bajo condiciones de equilibrio.

Fusión por microsegregación Unión de regiones de menor punto de fusión formadas por segregación durante la solidificación fuera del equilibrio aun cuando la temperatura esté por debajo de la temperatura del *solidus* al equilibrio.

Isoterma Línea horizontal trazada en una región bifásica de un diagrama de fases, para ayudar a determinar las composiciones de ambas fases.

Liquidus Temperatura a la cual se empieza a formar el primer sólido durante la solidificación

Macrosegregación Presencia de diferencias en la composición de un material en distancias grandes, causadas por solidificación fuera de equilibrio.

Microsegregación Presencia de diferencias en la concentración de un material en distancias cortas; su causa es la solidificación fuera de equilibrio. También conocida como segregación interdendrítica o segregación central.

Punto triple Presión y temperatura a las cuales las tres fases de un solo material están en equilibrio.

Rango de solidificación Diferencia de temperatura entre las temperaturas del *solidus* y del *liquidus*.

Regla de fases de Gibbs Enunciado que describe el número de grados de libertad, es decir el número de variables que deberán ser fijadas para especificar la temperatura y la composición de una fase.

Regla de la palanca Técnica para determinar la cantidad de cada fase en un sistema bifásico.

Reglas de Hume-Rothery Condiciones que debe cumplir un sistema de aleación, para exhibir una solubilidad sólida ilimitada. Las reglas de Hume-Rothery son necesarias pero no suficientes.

Segregación Presencia de diferencias de composición fuera de equilibrio en un material, causadas a menudo por un tiempo insuficiente para lograr la difusión durante la solidificación.

Solidus Temperatura por debajo de la cual todo el líquido se ha solidificado completamente

Tratamiento térmico de homogeneización Método utilizado para reducir la segregación causada durante la solidificación fuera de equilibrio.

Solubilidad Cantidad de material que se disolverá completamente en un segundo material, sin crear una segunda fase.

Solubilidad limitada Condición referente a que sólo se puede disolver una cantidad máxima de un material soluto en un material solvente.

Solubilidad ilimitada Condición que se presenta cuando la cantidad de un material que se disolverá en otro es ilimitada, sin crear una segunda fase.

Solución sólida Fase que contiene una mezcla de más de un elemento originando una composición uniforme.

Tratamiento térmico de homogeneización Método utilizado para reducir la segregación causada durante la solidificación fuera de equilibrio.

PROBLEMAS

9-1 El punto triple para el agua ocurre a 0.007 atmósferas y 0.0075°C. Con esta información y su conocimiento del comportamiento del agua a la presión atmosférica, construya un diagrama de fases esquemático para el agua pura.

9-2 El diagrama de fases para el SiO_2 puro aparece en la figura 14-6. Localice el punto triple donde coexisten el sólido, el líquido y el vapor; dé la temperatura y el tipo de sólido presente. ¿Qué indican los otros puntos "triples"?

9-3 Con base en las condiciones de Hume-Rothery, ¿cuál de los siguientes sistemas se esperaría exhibieran una solubilidad sólida ilimitada? Explique.

- Au-Ag
- Al-Cu
- Al-Au
- U-W
- Mo-Ta
- Nb-W
- Mg-Zn
- Mg-Cd

9-4 Suponga que 1% at de los elementos siguientes se agrega al cobre sin exceder el límite de solubilidad. ¿Cuál de ellos se espera que dé a la aleación mayor resistencia? ¿Se espera que cualquiera de estos elementos aleantes tenga una solubilidad sólida ilimitada en el cobre?

- Au
- Mn
- Sr
- Si
- Co

9-5 Suponga que 1% at de los elementos siguientes se agrega al aluminio sin exceder su límite de solubilidad. ¿Cuál de ellos se esperaría diera la menor reducción en conductividad eléctrica? ¿Se espera que cualquiera de estos elementos aleantes tenga solubilidad sólida ilimitada en el aluminio?

- Li
- Ba
- Be
- Cd
- Ga

9-6 ¿Cuál de los óxidos siguientes se espera tenga la mayor solubilidad sólida en Al_2O_3 ?

- Y_2O_3
- Cr_2O_3
- Fe_2O_3
- Ti_2O_3

9-7 Determine la temperatura del *liquidus*, la temperatura de *solidus* y el rango de solidificación para las composiciones cerámicas de NiO-MgO siguientes (figura 9-8).

- NiO-30% mol MgO
- NiO-45% mol MgO
- NiO-60% mol MgO
- NiO-85% mol MgO

9-8 Determine la temperatura de *liquidus*, la temperatura de *solidus* y el rango de solidificación para las composiciones cerámicas de MgO-FeO siguientes (9-18).

- MgO-25% peso FeO
- MgO-45% peso FeO
- MgO-65% peso FeO
- MgO-80% peso FeO

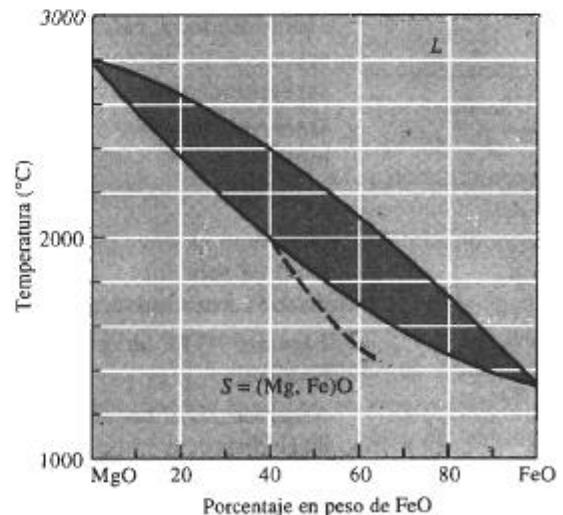


FIGURA 9-18 El diagrama de fases en equilibrio para el sistema MgO-FeO.

9-9 Determine las fases presentes, las composiciones de cada fase y la cantidad de cada fase en % mol de los materiales cerámicos NiO-MgO siguientes, a 2400°C (figura 9-8).

- NiO-30% mol MgO

- (b) NiO-45% mol MgO
 (c) NiO-60% mol MgO
 (d) NiO-85% mol MgO

9-10 Determine las fases presentes, las composiciones de cada fase, y la cantidad en cada fase en porcentaje en peso para los materiales cerámicos MgO-FeO siguientes a 2000°C (figura 9-18).

- (a) MgO-25% en peso de FeO
 (b) MgO-45% peso FeO
 (c) MgO-60% peso FeO
 (d) MgO-80% peso FeO

9-1 Considere una aleación del 65% de Cu y 35% de Al. Calcule la composición de la aleación en % at.

9-12 Considere un material cerámico compuesto de 30% mol de MgO y 70% mol de FeO. Calcule la composición del cerámico en porcentaje en peso.

9-13 Un material cerámico NiO-20% mol MgO se calienta a 2200°C. Determine

- (a) la composición de las fases sólido y líquido tanto en % mol como % en peso y
 (b) la cantidad de cada fase tanto en % mol como % en peso.
 (c) Suponiendo que la densidad del sólido es 6.32 g/cm³ y la del líquido es 7.14 g/cm³, determine la cantidad de cada fase en % de volumen.

9-14 Una aleación Nb-60% en peso de W se calienta a 2800°C. Determine

- (a) la composición de las fases sólida y líquida tanto en % en peso como en % at y
 (b) la cantidad de cada fase tanto en % en peso como en % at.
 (c) Suponiendo que la densidad del sólido es 16.05 g/cm³ y la del líquido 13.91 g/cm³, determine la cantidad de cada fase en % de volumen (figura 9-19).

9-15 ¿Cuántos gramos de níquel deberán agregarse a 500 gramos de cobre para producir una aleación que tenga una temperatura de *liquidus* de 1350°C? ¿Cuál es la relación entre el número de átomos de níquel y el de átomos de cobre en esta aleación?

9-16 ¿Cuántos gramos de níquel deberán agregarse a 500 gramos de cobre para producir una aleación que contenga 50% en peso de α a 1300°C?

9-17 ¿Cuántos gramos de MgO deberán agregarse a un kilo de NiO para producir un material cerámico que tenga una temperatura de *solidus* de 2200°C?

9-18 ¿Cuántos gramos de MgO deben agregarse a un kilo de NiO para producir un material cerámico que contenga 25% mol de sólido a 2400°C?

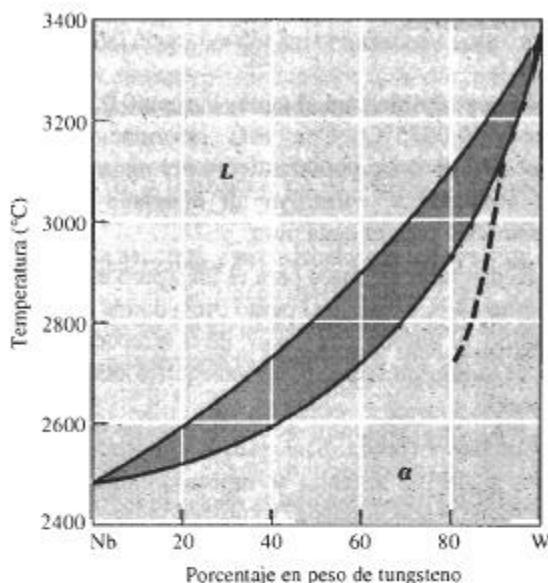


FIGURA 9-19 Diagrama de fases en equilibrio para el sistema Nb-W.

9-19 Se desea producir un material cerámico sólido MgO-FeO que contenga iguales porcentajes en mol de MgO y de FeO a 1200°C. Determine el % en peso de FeO dentro del cerámico (figura 9-18).

9-20 Se desea producir un cerámico MgO-FeO que tenga un 30% en peso de sólido a 2000°C. Determine la composición original del material cerámico en % en peso (figura 9-18).

9-21 Una aleación Nb-W mantenida a 2800°C es en parte líquida y en parte sólida.

- (a) De ser posible, determine la composición de cada fase dentro de la aleación.
 (b) De ser posible, determine la cantidad de cada fase dentro de la aleación (figura 9-19).

9-22 Una aleación Nb-W contiene 55% de α a 2600°C. Determine:

- (a) la composición de cada fase y
 (b) la composición original de la aleación (figura 9-19).

9-23 Suponga que un baño de 1200 lb de una aleación de Nb-40% en peso de W se mantiene a 2800°C. ¿Cuántas libras de tungsteno pueden agregarse a este baño antes que se forme algún sólido? ¿Cuántas libras de tungsteno deben agregarse para que todo el baño sea sólido? (figura 9-19).

9-24 Se produce un material compuesto reforzado con fibras, en el cual se incrustan fibras de tungsteno en

una matriz de Nb. El compuesto está formado de 70% en volumen de tungsteno.

(a) Calcule el % en peso de las fibras de tungsteno del compuesto.

(b) Suponga que el compuesto se calienta a 2600°C y se mantiene así durante varios años. ¿Qué ocurre con las fibras? Explique (figura 9-19).

9-25 Suponga que un crisol fabricado en níquel puro se utiliza para contener 500 gramos de cobre líquido a 1150°C. Describa lo que ocurrirá con el sistema si se conserva a esta temperatura durante varias horas. Explique.

9-26 Se combinan y funden igual número de moles de MgO y de FeO. Determine

(a) la temperatura de *liquidus*, la temperatura de *solidus*, y el rango de solidificación del material cerámico y

(b) determine las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 1800°C (figura 9-18).

9-27 Suponga que se combinan y funden 75 cm³ de Nb y 45 cm³ de W. Determine:

(a) la temperatura de *liquidus*, la temperatura de *solidus*, y el rango de solidificación de la aleación y

(b) determine las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 2800°C (figura 9-19).

9-28 A un material cerámico de NiO-60% mol de MgO se le permite solidificar. Determine:

(a) la composición del primer sólido que se forma y

(b) la composición del último líquido que solidifica bajo condiciones de equilibrio.

9-29 Se permite la solidificación de una aleación Nb-35% de tungsteno. Determine:

(a) la composición del primer sólido que se forma y

(b) la composición del último líquido que solidifica bajo condiciones de equilibrio (figura 9-19).

9-30 Para condiciones de equilibrio y para un material cerámico MgO con 65% en peso de FeO, determine:

(a) la temperatura de *liquidus*,

(b) la temperatura de *solidus*,

(c) el rango de solidificación,

(d) la composición del primer sólido que se forma durante la solidificación,

(e) la composición del último líquido a solidificarse,

(f) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 1800°C y

(g) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 1600°C (figura 9-18).

9-31 Para las condiciones fuera de equilibrio que se muestran para el material cerámico MgO-65% peso de FeO, determine:

(a) la temperatura de *liquidus*,

(b) la temperatura de *solidus* fuera de equilibrio,

(c) el rango de solidificación,

(d) la composición del primer sólido que se forma durante la solidificación,

(e) la composición del último líquido que se solidifica,

(f) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 1800°C, y

(g) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 1600°C (figura 9-18).

9-32 Para condiciones en equilibrio y una aleación de Nb-80% peso de W, determine:

(a) la temperatura de *liquidus*,

(b) la temperatura de *solidus*,

(c) el rango de solidificación,

(d) la composición del primer sólido que se forma durante solidificación,

(e) la composición del último líquido que solidifica,

(f) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 3000°C y

(g) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 2800°C (figura 9-19).

9-33 Para condiciones fuera de equilibrio como se muestran para la aleación Nb-80% en peso de W, determine:

(a) la temperatura de *liquidus*,

(b) la temperatura de *solidus* fuera de equilibrio,

(c) el rango de solidificación,

(d) la composición del primer sólido a formarse durante la solidificación,

(e) la composición del último líquido que solidifica,

(f) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 3000°C y

(g) las fases presentes, sus composiciones y cantidades a 2800°C (figura 9-19).

9-34 La figura 9-20 muestra la curva de enfriamiento para un cerámico NiO-MgO. Determine:

(a) la temperatura de *liquidus*,

(b) la temperatura de *solidus*,

(c) el rango de solidificación,

(d) la temperatura de vaciado,

(e) el sobrecalentamiento,

(f) el tiempo de solidificación local,

(g) el tiempo de solidificación total y

(h) la composición del material cerámico.

9-35 La Figura 9-21 muestra la curva de enfriamiento para una aleación Nb-W. Determine:

(a) la temperatura de *liquidus*,

(b) la temperatura de *solidus*,

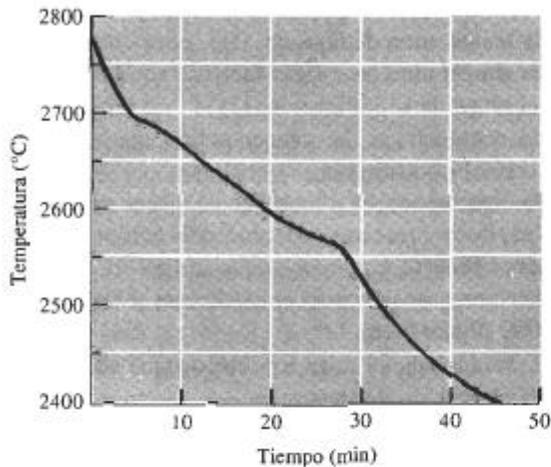


FIGURA 9-20 Curva de enfriamiento para el material cerámico NiO-MgO (para el problema 9-34).

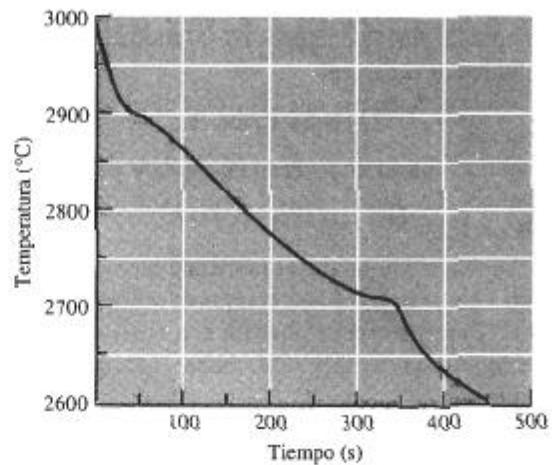


FIGURA 9-21 Curva de enfriamiento para una aleación Nb-W (para el problema 9-35).

- (c) el rango de solidificación,
- (d) la temperatura de vaciado,
- (e) el sobrecalentamiento,
- (f) el tiempo de solidificación local,
- (g) el tiempo de solidificación total y
- (h) la composición de la aleación.

9-36 En la figura 9-22 se muestran las curvas de enfriamiento para varias aleaciones Mo-V. Con base en estas curvas, construya el diagrama de fases Mo-V.

A Problemas de diseño

9-37 La homogeneización de una aleación de cobre-níquel lentamente enfriada que tiene un espaciamiento entre los brazos dendríticos secundarios de 0.25 cm requiere ocho horas a 1000°C. Diseñe un proceso que produzca una estructura homogénea en una aleación cobre-níquel enfriada más aprisa con un EBDS de 0.005 cm.

9-38 Diseñe un proceso para producir un refractario NiO-60% de MgO cuya estructura es 40% fase vítrea a la temperatura ambiente. Incluya todas las temperaturas importantes.

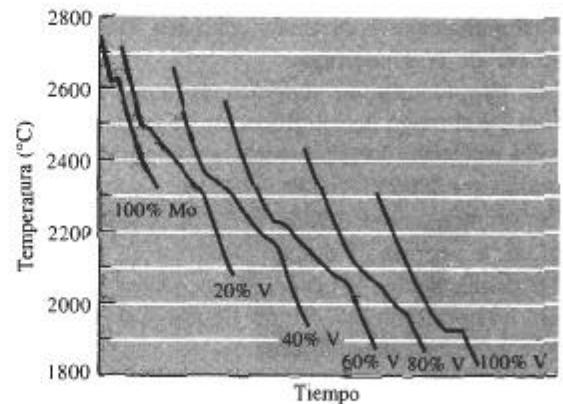


FIGURA 9-22 Curvas de enfriamiento para una serie de aleaciones Mo-V (para el problema 9-36).

9-39 Diseñe un método mediante el cual cuentas de vidrio (con una densidad de 2.3 g/cm³) se puedan mezclar y distribuir uniformemente en una aleación Cu-20% Ni (densidad de 8.91 g/cm³).

9-40 Suponga que el MgO contiene 5% mol de NiO. Diseñe un método de purificación por solidificación para reducir el NiO a menos de 1% mol en el MgO.

12-1 Introducción

Las aleaciones ferrosas, que se basan en aleaciones de hierro y carbono, incluyen los aceros al bajo carbono, los aceros aleados y de herramientas, los aceros inoxidables y los *hierros fundidos*. Los aceros típicamente se producen de dos formas: refinando el mineral de hierro o reciclando chatarra de acero (figura 12-1).

Para la producción de acero primario, el mineral de hierro (óxido de hierro) se calienta en *un alto horno* en presencia de coque (carbono) y oxígeno. El carbono reduce el óxido de hierro a hierro en bruto líquido, produciendo monóxido de carbono y bióxido de carbono como subproductos. La piedra caliza, agregada para ayudar a eliminar impurezas, se funde produciendo escoria líquida. Dado que el hierro bruto líquido contiene cantidades muy grandes de carbono, se sopla oxígeno en el *horno de oxigenación o de aceración básico* para eliminar carbón excedente y producir acero líquido.

También se produce acero reciclando la chatarra del mismo metal. A menudo ésta se introduce en un *horno eléctrico de arco*, en el cual el calor la funde. Muchos aceros aleados y aceros especiales también se producen utilizando hornos eléctricos.

El acero líquido a veces se vacía directamente en moldes para producir fundiciones de acero terminadas; también se le permite solidificar en formas que posteriormente son procesadas por técnicas de conformado de metales como es el laminado o el forjado. En este último caso, el acero es vaciado en grandes lingoteras o se funde de manera continua en formas regulares (como se describe en la figura 8-18).

Los mecanismos de endurecimiento se aplican a las aleaciones ferrosas. En este capítulo se analizará el uso de la reacción eutéctide para controlar la estructura y propiedades de los aceros mediante tratamiento térmico y aleación. También se examinarán dos clases especiales de aleaciones ferrosas: los aceros inoxidables y los hierros fundidos.

12-2 Clasificación de los aceros

El diagrama de fases Fe-Fe₃C nos da la base para comprender el tratamiento y las propiedades de los aceros. El diagrama de fases, las fases y los microconstituyentes en los aceros se analizaron en el capítulo 11. El punto que divide los aceros de los hierros fundidos es 2.11% C, don-

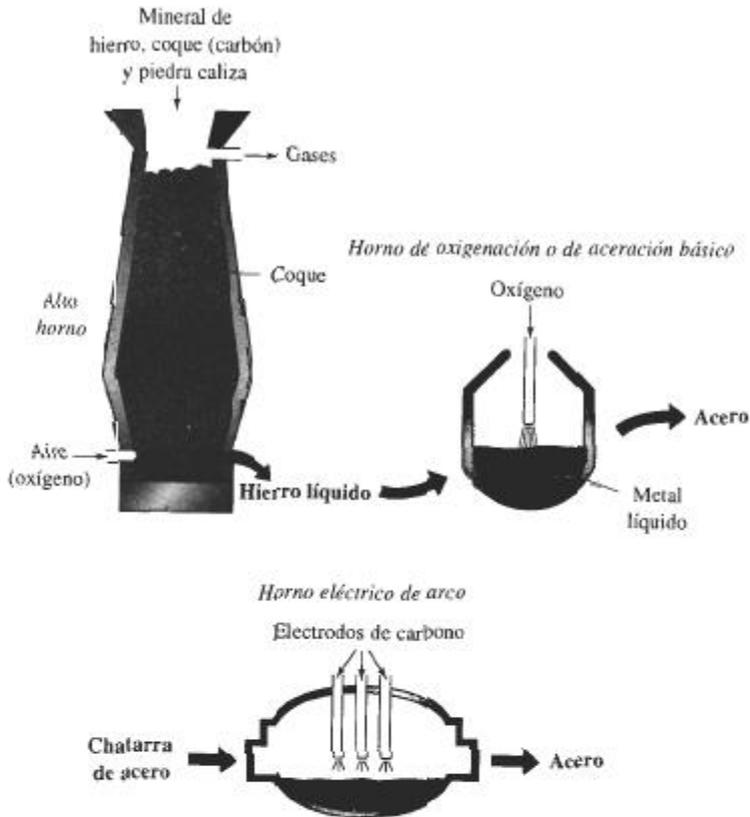


FIGURA 12-1 En un alto horno, el mineral de hierro se reduce utilizando coque (carbón) y aire para producir hierro bruto líquido. El alto contenido de carbono en el hierro bruto líquido se reduce mediante la introducción de oxígeno en el horno de oxidación o de aceración básica para producir acero líquido. También se puede utilizar un horno eléctrico de arco para producir acero líquido mediante fundición de la chatarra.

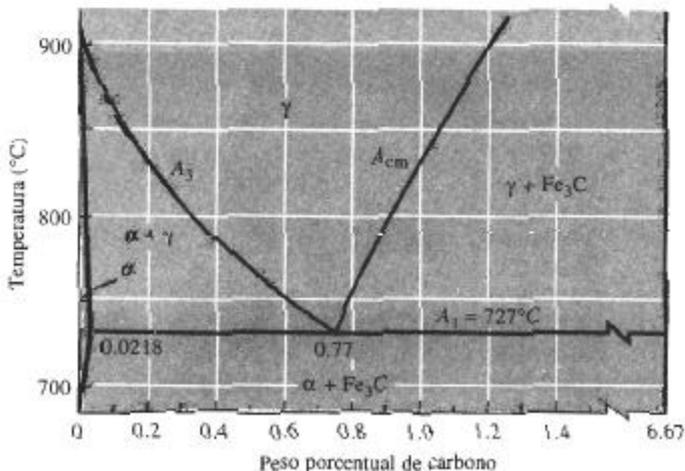


FIGURA 12-2 Porción eutéctico del diagrama de fases Fe-Fe₃C.

de se hace posible la reacción eutéctica. Para los aceros, será necesario concentrarse en la porción eutectoide del diagrama (figura 12-2) en el cual se identifican de manera especial las líneas de solubilidad y la isoterma eutectoide. El A_1 muestra la temperatura a la cual se inicia la formación de ferrita al enfriarse; el A_{cm} muestra la temperatura a la cual empieza a formarse la cementita y A_1 es la temperatura eutectoide.

Prácticamente todos los tratamientos térmicos de un acero se dirigen hacia la producción de una mezcla de ferrita y de cementita con una adecuada combinación de propiedades. La fi-

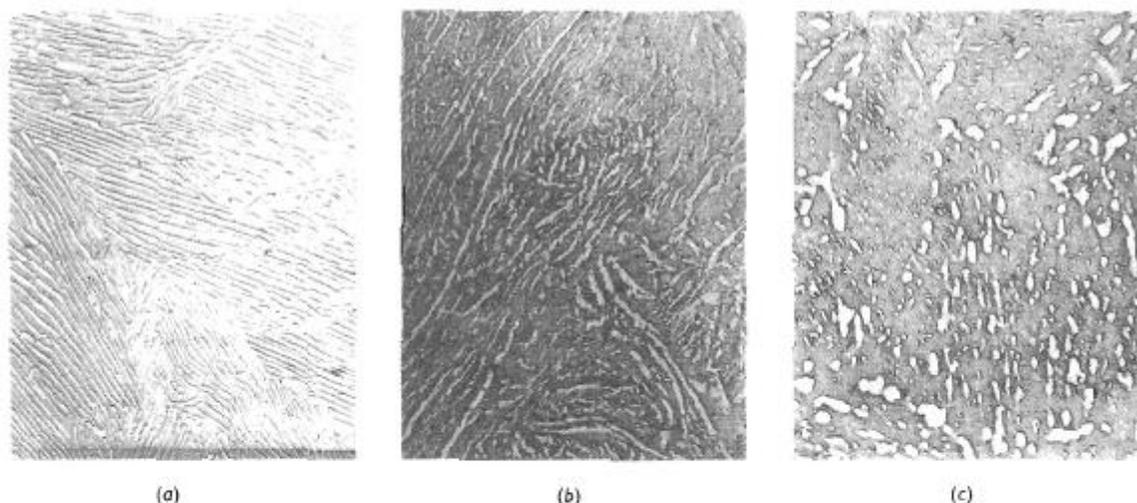


FIGURA 12-3 Microfotografías electrónicas de (a) perlita, (b) bainita y (c) martensita revenida, ilustrando las diferencias en tamaño y forma de la cementita en estos tres microconstituyentes ($\times 7500$). (De *The Making, Shaping, and Treating of Steel, 10a Ed.*, Cortesía de Association of Iron and Steel Engineers.)

TABLA 12-1 Composición de aceros AISI-SAE seleccionados

Número AISI-SAE	% C	% Mn	% Si	% Ni	% Cr	Otros
1020	0.18–0.23	0.30–0.60				
1040	0.37–0.44	0.60–0.90				
1060	0.55–0.65	0.60–0.90				
1080	0.75–0.88	0.60–0.90				
1095	0.90–1.03	0.30–0.50				
1140	0.37–0.44	0.70–1.00				0.08–0.13% S
4140	0.38–0.43	0.75–1.00	0.15–0.30		0.80–1.10	0.15–0.25% Mo
4340	0.38–0.43	0.60–0.80	0.15–0.30	1.65–2.00	0.70–0.90	0.20–0.30% Mo
4620	0.17–0.22	0.45–0.65	0.15–0.30	1.65–2.00		0.20–0.30% Mo
52100	0.98–1.10	0.25–0.45	0.15–0.30		1.30–1.60	
8620	0.18–0.23	0.70–0.90	0.15–0.30	0.40–0.70	0.40–0.60	0.15–0.25% V
9260	0.56–0.64	0.75–1.00	1.80–2.20			

gura 12-3 muestra los tres microconstituyentes de importancia, es decir las disposiciones de ferrita y de cementita que por lo general se buscan. La perlita es una mezcla laminar de ferrita y cementita. En la bainita, obtenida mediante la transformación de la austenita a gran subenfriamiento, la cementita es más redonda que en la perlita. La martensita revenida—mezcla en ferrita de una cementita muy fina y prácticamente redonda—, se forma al recalentar la martensita después de su formación.

Clasificaciones El AISI (American Iron and Steel Institute) y el SAE (Society of Automotive Engineers) tienen sistemas para clasificar los aceros (tabla 12-1) utilizando un número de cuatro o cinco dígitos. Los dos primeros números se refieren a los principales elementos de aleación presentes y los últimos dos o tres se refieren al porcentaje de carbono. Un acero AISI 1040 es al bajo carbono, con 0.40% C. Un acero SAE 10120 es al bajo carbono, conteniendo 1.20% C. Un acero AISI 4340 es aleado y contiene 0.40% C.

EJEMPLO 12-1 Diseñe un método para determinar el número AISI

Una herramienta de acero sin alear, utilizada para el maquinado de ruedas de aluminio para automóvil, se ha encontrado que funciona bien, pero los registros de compras se han perdido y no se conoce la composición del acero. La microestructura del metal es martensita revenida y, a partir de la microestructura, no se puede estimar su composición. Diseñe un tratamiento que le ayude a determinar el contenido de carbono en el acero.

SOLUCIÓN

No se tiene acceso a equipo que permitiría analizar directamente la composición química. Dado que toda la estructura del acero es martensita revenida muy fina, se puede efectuar un tratamiento térmico simple, para producir una estructura que pueda ser analizada con mayor facilidad. Esto se puede hacer de dos maneras distintas.

La primera es calentando el acero a una temperatura justo por debajo de la temperatura A_1 y mantenerlo ahí durante largo tiempo. El acero se sobrerreviene, formándose grandes esferas de Fe_3C en una matriz de ferrita. Se pueden entonces estimar las cantidades de ferrita y cementita y, utilizando la regla de la palanca, se calcula el contenido de carbono. Si con este procedimiento se mide 16% Fe_3C , el contenido del carbono es

$$\% Fe_3C = \frac{x - 0.0218}{6.67 - 0.0218} \times 100 = 16 \quad \text{o} \quad x = 1.086\% C$$

Un mejor procedimiento, sin embargo, es calentando el acero por encima de A_m para que la estructura sea toda de austenita. Si entonces se enfría el acero lentamente, se transformará en perlita y en un microconstituyente primario. Si, al hacer esto, se estima que la estructura contiene 95% perlita y 5% Fe_3C primario, entonces

$$\% \text{ perlita} = \frac{6.67 - x}{6.67 - 0.77} \times 100 = 95 \quad \text{o} \quad x = 1.065\% C$$

El contenido de carbono es del orden de 1.065 a 1.086%, lo que es consistente con un acero 10100.

En este procedimiento, se asume que los porcentajes en peso y en volumen de los microconstituyentes son iguales; lo que para los aceros esto es prácticamente cierto.

12-3 Tratamientos térmicos simples

Cuatro tratamientos térmicos simples, recocido intermedio, recocido normalizado y esferoidización, son de uso común para los aceros (figura 12-4). Estos tratamientos térmicos se utilizan para obtener uno de tres objetivos: (1) la eliminación del deformado en frío, (2) el control del endurecimiento por dispersión, o bien (3), para mejorar la maquinabilidad.

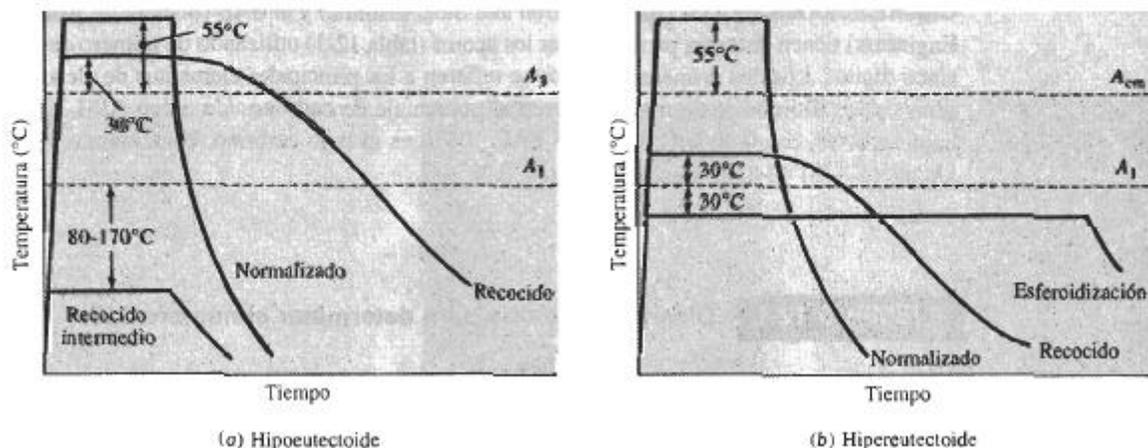


FIGURA 12-4 Resumen esquemático de los tratamientos térmicos simples para los aceros (a) hipoeutectoides y (b) hipereutectoides.

Recocido intermedio, eliminación del deformado en frío El tratamiento térmico de recristalización, utilizado para eliminar el efecto del deformado en frío en aceros con menos de 0.25% C se conoce como **recocido intermedio**. El recocido intermedio se efectúa de 80°C a 170°C, por debajo de la temperatura A_1 .

Recocido y normalizado, seguido por endurecimiento por dispersión Los aceros se pueden endurecer por dispersión, controlando el tamaño de la perlita. El acero inicialmente se calienta para producir austenita homogénea, paso conocido como **austenitización**. El **recocido**, es decir un recocido completo permite que el acero se enfríe lentamente en el horno, produciendo perlita gruesa. El **normalizado** logra que el acero se enfríe más rápidamente, al aire, produciendo perlita fina. La figura 12-5 muestra las propiedades típicas obtenidas al recocer y normalizar aceros de bajo carbono.

Para recocer, se efectúa el austenitizado de los aceros hipoeutectoides a aproximadamente 30°C por encima de A_3 , produciendo 100% γ . Sin embargo, la austenitización de un acero hipereutectoide se efectúa a aproximadamente 30°C por encima de A_1 , produciendo austenita y Fe_3C ; este proceso impide la formación de una película frágil y continua de Fe_3C en los límites de grano, que se formaría por un enfriamiento lento a partir de la región 100% γ . En ambos casos, el enfriamiento lento en horno y una perlita gruesa proporcionan una resistencia mecánica relativamente baja y buena ductilidad.

Para el normalizado se efectúa el austenitizado a aproximadamente 55°C por encima de A_3 o de A_{cm} ; después, el acero es sacado del horno y enfriado al aire. Este enfriamiento más rápido produce perlita fina, proporcionando una mayor resistencia mecánica.

Esferoidización, mejoramiento de la maquinabilidad Los aceros de alto carbono, que contienen gran cantidad de Fe_3C tienen características de maquinabilidad deficientes. Durante

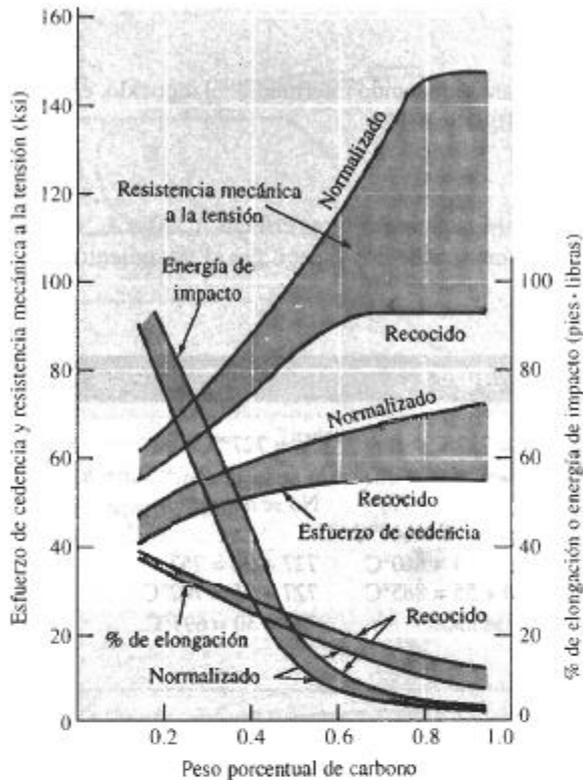


FIGURA 12-5 Efecto del carbono y del tratamiento térmico sobre las propiedades de los aceros al bajo carbono.

el tratamiento de *esferoidización*, que requiere varias horas a aproximadamente 30°C por debajo de A_1 , el Fe_3C cambia a partículas esféricas grandes a fin de reducir la superficie de bordes. La microestructura, que se conoce como **esferoidita** tiene una matriz continua de ferrita blanda y maquinable (figura 12-6). Después del maquinado, se le da al acero un tratamiento térmico más complejo, para producir las propiedades requeridas. Una estructura similar ocurre cuando se hace el revenido de la martensita justo por debajo de A_1 durante periodos largos.

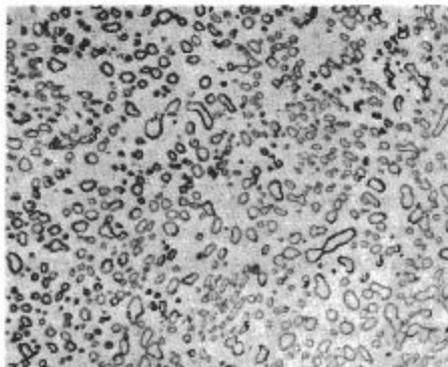


FIGURA 12-6 Microestructura de la esferoidita, con partículas de Fe_3C dispersas en una matriz de ferrita ($\times 1850$). (De *Metals Handbook, Vol. 7 8a Ed., American Society for Metals, 1972.*)

EJEMPLO 12-2

Recomiende temperaturas para el recocido intermedio, el recocido, el normalizado y el esferoidizado de los aceros 1020, 1077 y 10120.

SOLUCIÓN

De la figura 12-2 encontramos las temperaturas críticas A_1 , A_3 o A_{cm} de cada uno de los aceros, con base en dichas temperaturas, podemos especificar el tratamiento térmico.

	1020	1077	10120
Temperaturas críticas	$A_1 = 727^\circ\text{C}$ $A_3 = 830^\circ\text{C}$	$A_1 = 727^\circ\text{C}$	$A_1 = 727^\circ\text{C}$ $A_{cm} = 895^\circ\text{C}$
Recocido intermedio	$727 - (80 \text{ a } 170)$ $= 557^\circ\text{C a } 647^\circ\text{C}$	No se hace	No se hace
Recocido	$830 + 30 = 860^\circ\text{C}$	$727 + 30 = 757^\circ\text{C}$	$727 + 30 = 757^\circ\text{C}$
Normalizado	$830 + 55 = 885^\circ\text{C}$	$727 + 55 = 782^\circ\text{C}$	$895 + 55 = 950^\circ\text{C}$
Esferoidizado	No se hace	$727 - 30 = 697^\circ\text{C}$	$727 - 30 = 697^\circ\text{C}$

12-4 Tratamientos térmicos isotérmicos

El efecto de la temperatura de transformación sobre las propiedades de un acero 1080 (eutectoide) fue analizado en el capítulo 11. Conforme baja la temperatura isotérmica de transformación, la perlita se vuelve progresivamente más fina, antes de que en su lugar empiece a formarse bainita. A temperaturas muy bajas se obtiene martensita.

Revenido en la fase austenítica y recocido isotérmico El tratamiento térmico de transformación isotérmica, utilizado para la producción de la bainita se denomina **revenido en la fase austenítica** y simplemente consiste en la austenitización del acero, el templado a cierta temperatura por debajo de la nariz de la curva TTT y el mantenimiento de esa temperatura hasta que toda la austenita se transforme en bainita (figura 12-7).

El recocido y el normalizado normalmente se utilizan para controlar la finura de la perlita. Sin embargo, la perlita que se forma mediante un **recocido isotérmico** (figura 12-7) puede dar propiedades más uniformes, ya que las velocidades de enfriamiento y la microestructura obtenida durante el recocido y el normalizado varían a lo largo de la sección transversal del acero.

Efecto del carbono sobre el diagrama TTT Tanto para un acero hipoeutectoide como para un hipereutectoide, el diagrama TTT debe reflejar la posible formación de una fase primaria. En la figura 12-8 aparecen los diagramas de transformación isotérmicos para los aceros 1050 y 10110. El cambio más notable es la presencia de un "ala" que empieza en la nariz de la curva, volviéndose asintótica con la temperatura A_3 o con la temperatura A_{cm} . Dicha ala representa el tiempo de inicio de la ferrita (F_1) en los aceros hipoeutectoides o el tiempo de inicio de la cementita (C_1) en los hipereutectoides.

Cuando un acero 1050 se austenitiza, se temple y se mantiene entre A_1 y A_3 , la ferrita primaria se nuclea y crece; finalmente, resultan cantidades en equilibrio de ferrita y de austenita.

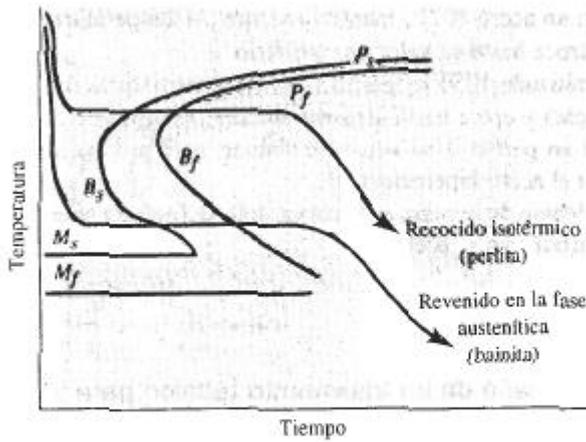
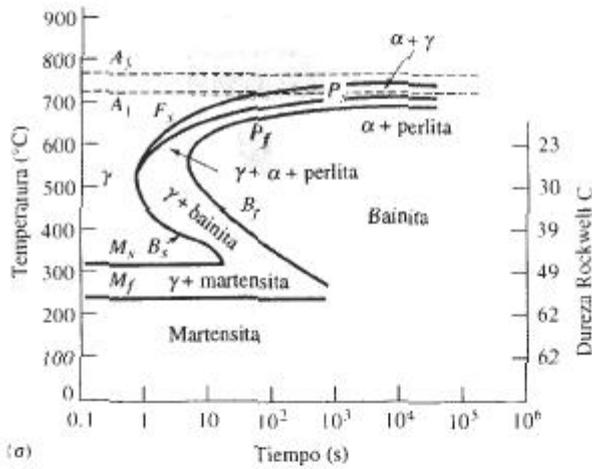
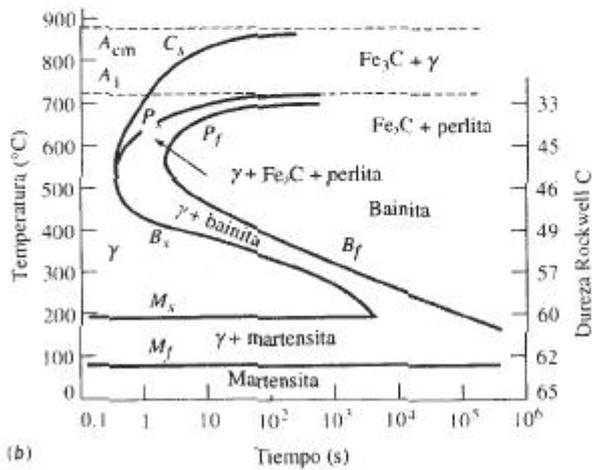


FIGURA 12-7 Tratamientos térmicos de revenido en la fase austenítica y de recocido isotérmico en un acero 1080.



(a)



(b)

FIGURA 12-8 Diagramas TTT para un acero (a) 1050 y (b) 10110.

De manera similar, en un acero 10110 mantenido entre las temperaturas A_{cm} y A_1 , la cementita primaria se nuclea y crece hasta su valor de equilibrio.

Si un acero austenitizado 1050 se temple entre las temperaturas de nariz y A_1 , de nuevo la ferrita primaria se nuclea y crece hasta alcanzar el valor de equilibrio. El resto de la austenita entonces se convierte en perlita. Una situación similar, pero produciendo cementita y perlita primarias, ocurre para el acero hipereutectoide.

Si se temple por debajo de la nariz de la curva, sólo se formará bainita, independientemente del contenido de carbono en el acero.

EJEMPLO 12-3 Diseño de un tratamiento térmico para un eje

Se necesita un tratamiento térmico para producir una microestructura uniforme y una dureza HRC 23 en un eje de acero 1050.

SOLUCIÓN

Es posible encarar esta tarea de varias formas. Se podría austenitizar el acero y a continuación enfriarlo a una rapidez apropiada, ya sea por revenido o normalizado, para obtener la dureza correcta. Al hacer lo anterior, sin embargo, se verá que la estructura y la dureza varían desde la superficie hasta el centro del eje.

Un mejor procedimiento sería utilizar un tratamiento térmico isotérmico. De la figura 12-8, observará que se obtiene una dureza HRC 23 transformando austenita en una mezcla de ferrita y perlita en 600°C. De la figura 12-2, encontrará que la temperatura A_1 es 770°C. Por lo que el tratamiento térmico sería:

1. Austenitizar el acero a $770 + (30 \text{ a } 55) = 825^\circ\text{C}$, manteniéndolo así quizás durante una hora y obteniendo 100% γ .
2. Templar el acero a 600°C y mantenerlo ahí por lo menos 10 segundos. Aproximadamente al 1.05 se empieza a precipitar la ferrita primaria de la austenita inestable. Después de 1.5 s empieza a crecer la perlita y, en aproximadamente 10 s, toda la austenita se ha transformado en ferrita y perlita. Ya con este tratamiento, los microconstituyentes presentes son:

$$\alpha \text{ primaria} = \frac{0.77 - 0.5}{0.77 - 0.0218} \times 100 = 36\%$$

$$\text{Perlita} = \frac{0.5 - 0.0218}{0.77 - 0.0218} \times 100 = 64\%$$

3. Enfriar al aire a la temperatura ambiente, conservando en equilibrio las cantidades de ferrita y perlita primarias. La microestructura y la dureza son uniformes debido al recocido isotérmico.

Interrupción de la transformación isotérmica Si se interrumpe el tratamiento térmico isotérmico se producen microestructuras complicadas. Por ejemplo, se puede austenitizar el acero 1050 (figura 12-9) a 800°C, templarlo a 650°C y mantenerlo durante 10 segundos (permitiendo que se forme algo de ferrita y perlita), y a continuación templarlo a 350°C manteniéndolo una hora (3600 s). Cualquier austenita inestable remanente antes del templado a 350°C se transformará en bainita. La estructura final será ferrita, perlita y bainita.

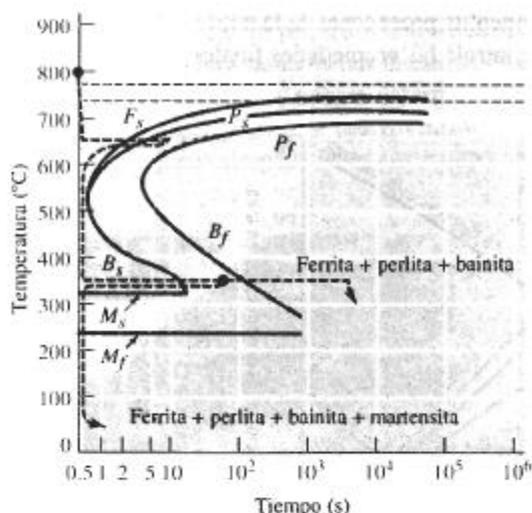


FIGURA 12-9 Producción de estructuras complicadas al interrumpir el tratamiento térmico isotérmico de un acero 1050.



FIGURA 12-10 "Plumas" oscuras de bainita, rodeadas por martensita color claro, obtenidas al interrumpir el proceso de transformación isotérmica ($\times 1500$). (*De Metal Handbook, Vol. 9, 9a Ed., American Society for Metals, 1985.*)

Se podría complicar aún más el tratamiento, interrumpiéndolo a 350°C después de un minuto (60 s) y templeado. Cualquier austenita remanente después de 1 min a 350°C formará martensita. Ahora la estructura final contendrá ferrita, perlita, bainita y martensita. Nótese que cada vez que se cambia la temperatura se empezará a contar el tiempo desde cero.

La figura 12-10 muestra la estructura que se obtiene al interrumpir la transformación en bainita de un acero de 0.5% C templeado la austenita remanente en martensita. Dado que estas complicadas mezclas de microconstituyentes originan propiedades impredecibles, estas estructuras rara vez se producen de manera intencional.

12-5 Tratamientos térmicos de templeado y revenido

Es posible obtener una dispersión aún más fina del Fe_3C , si primero se templea la austenita para producir martensita y a continuación se revena el material. Durante el revenido se formará una

mezcla íntima de ferrita y cementita procedente de la martensita, como se vio en el capítulo 11. El tratamiento de revenido controla las propiedades finales del acero (figura 12-11).

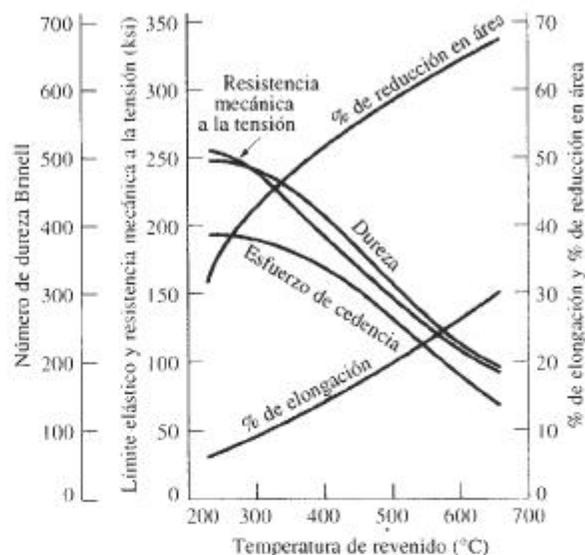


FIGURA 12-11 Efecto de la temperatura de revenido sobre las propiedades mecánicas de un acero 1050.

EJEMPLO 12-4 Diseño de un tratamiento de templado y revenido

Una flecha giratoria, que transmite la energía de un motor eléctrico está fabricada de un acero 1050. Su límite elástico debe ser por lo menos de 145,000 psi, pero además también debe tener mínimo un 15 por ciento de elongación, a fin de que sea tenaz. Diseñe un tratamiento térmico para producir este componente.

SOLUCIÓN

No se puede obtener esta combinación de propiedades recociendo o normalizando (figura 12-5). Sin embargo, un tratamiento térmico por templado y revenido produce una microestructura que puede conseguir a la vez resistencia y tenacidad. La figura 12-11 muestra que el límite elástico excederá los 145,000 psi, si se reviene el acero por debajo de 460°C, en tanto que la elongación será mayor del 15 por ciento si el revenido se efectúa por encima de 425°C. La temperatura A_1 para el acero es de 770°C. Un tratamiento térmico posible sería:

1. Austenitizar por encima de la temperatura A_1 a 770°C durante una hora. Una temperatura apropiada pudiera ser $770 + 55 = 825^\circ\text{C}$.
2. Templar rápidamente a temperatura ambiente. Dado que el M_1 es aproximadamente 250°C, se formará martensita.
3. Efectuar un revenido, calentando el acero a 440°C. Normalmente, si la flecha de acero no es demasiado gruesa será suficiente una hora.
4. Enfríe a temperatura ambiente.

Austenita retenida Cuando se forma martensita a partir de la austenita ocurre una gran expansión volumétrica. Durante el templado, conforme se van formando las placas de martensita

ta, éstas rodean y aíslan pequeños depósitos de austenita (figura 12-12), que se deforman para acomodar la martensita de menor densidad. Sin embargo, para que se transformen los depósitos restantes de austenita, deberá deformarse la martensita circundante. Dado que la martensita es fuerte y se opone a la transformación, la austenita existente o se fractura o bien, la austenita se queda atrapada en la estructura como **austenita retenida**.



FIGURA 12-12 Austenita retenida (blanca) atrapada entre agujas de martensita (negras) ($\times 1000$). (De *Metals Handbook*, Vol. 8, 8a. Ed., American Society for Metals, 1973.)

La austenita retenida puede resultar un problema grave. La martensita se ablanda y se hace más dúctil con el revenido, después del cual, la austenita retenida se enfría por debajo de las temperaturas M_s y M_f transformándose en martensita, ya que **la martensita revenida** que la rodea sí puede deformarse. Pero ahora el acero contiene más martensita dura y frágil. Pudiera ser necesario un segundo paso de revenido para eliminar la martensita que se ha formado a partir de la austenita retenida.

Éste es un problema para los aceros al alto carbono. Las temperaturas de inicio y terminación de la martensita se reducen al aumentar el contenido de carbono (figura 12-13). Para producir una estructura total de martensita, los aceros de alto carbono deben ser refrigerados.

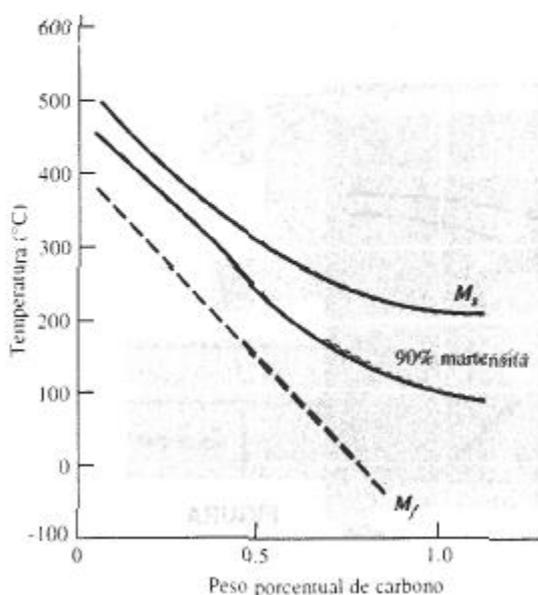


FIGURA 12-13 En los aceros al bajo carbono, al aumentar el carbono se reducen las temperaturas M_s y M_f .

Esfuerzos residuales y agrietamiento También con el cambio de volumen se producen esfuerzos residuales. La superficie del acero templado se enfría rápidamente, transformándose en martensita. Cuando posteriormente la austenita del centro se transforma, la superficie dura queda en tensión, mientras que el centro se comprime. Si los esfuerzos residuales exceden el límite elástico, en la superficie se forman **grietas de templado** (figura 12-14). Sin embargo, si primero se enfría justo por encima de M_s , y se mantiene así hasta que en todo el acero la temperatura sea igual, un templado posterior permitirá que se transforme en martensita casi al mismo tiempo. Este tratamiento térmico se conoce como **templado arriba de M_s** , (figura 12-15).

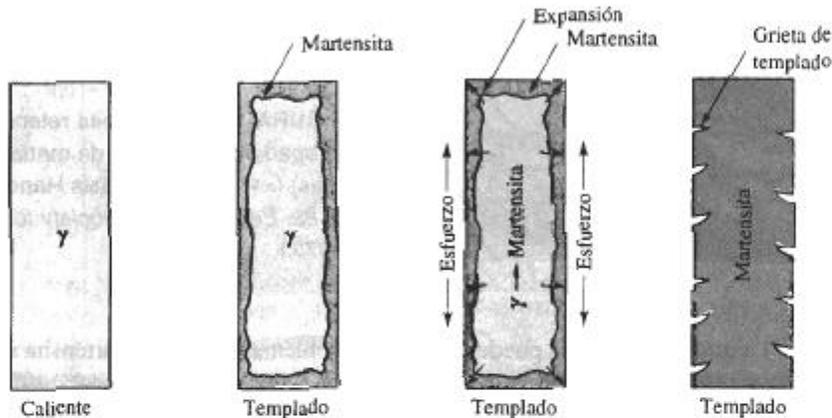


FIGURA 12-14 Formación de grietas de templado causadas por esfuerzos residuales producidos durante el templado. La figura ilustra el desarrollo de esfuerzos, al transformarse la austenita en martensita durante el enfriamiento.

Rapidez de templado Al utilizar el diagrama TTT, se asume que es posible enfriar desde la temperatura de austenitizado, hasta la temperatura de transformación de manera instantánea. Dado que esto no es cierto, es probable que durante el templado se formen microconstituyentes

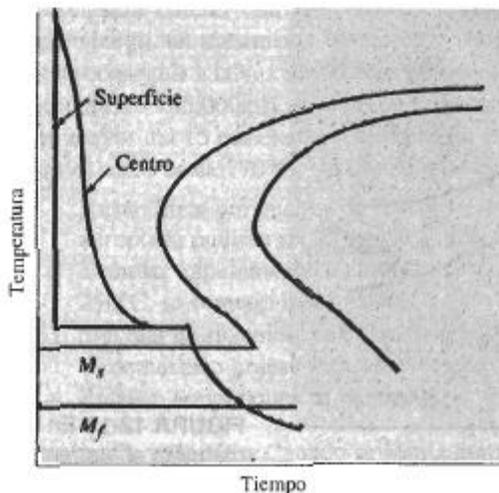


FIGURA 12-15 Tratamiento térmico por templado arriba de M_s , diseñado para reducir esfuerzos residuales y grietas de templado.

tes no deseables. Por ejemplo, se puede formar perlita al enfriarse el acero más allá de la nariz de la curva, particularmente si el tiempo de la nariz es menor de un segundo en aceros de bajo carbono.

La velocidad a la cual se enfría el acero durante el templeado depende de varios factores. Primero, la superficie de la pieza se enfría siempre más aprisa que el centro. Además, conforme el tamaño de la pieza aumenta, es menor la rapidez de enfriamiento en cualquiera de sus partes. Finalmente, la velocidad de enfriamiento depende de la temperatura y de las características térmicas del medio usado para el temple (tabla 12-2). Por ejemplo, el temple en aceite produce un coeficiente H menor, es decir, una rapidez menor de enfriamiento que se temple en agua o en salmuera.

TABLA 12-2 Coeficiente H , es decir severidad del templeado, para diversos medios de templeado.

Medio	Coeficiente H	Rapidez de enfriamiento en el centro de una barra de 1 plg ($^{\circ}\text{C/s}$)
Aceite (sin agitar)	0.25	18
Aceite (agitado)	1.0	45
H_2O (sin agitar)	1.0	45
H_2O (agitada)	4.0	190
Salmuera (sin agitar)	2.0	90
Salmuera (agitada)	5.0	230

Diagramas de transformación de enfriamiento continuo Se puede desarrollar un diagrama de transformación de enfriamiento continuo (TEC) determinando las microestructuras producidas en un acero a varias velocidades de enfriamiento. La curva TEC para un acero 1080

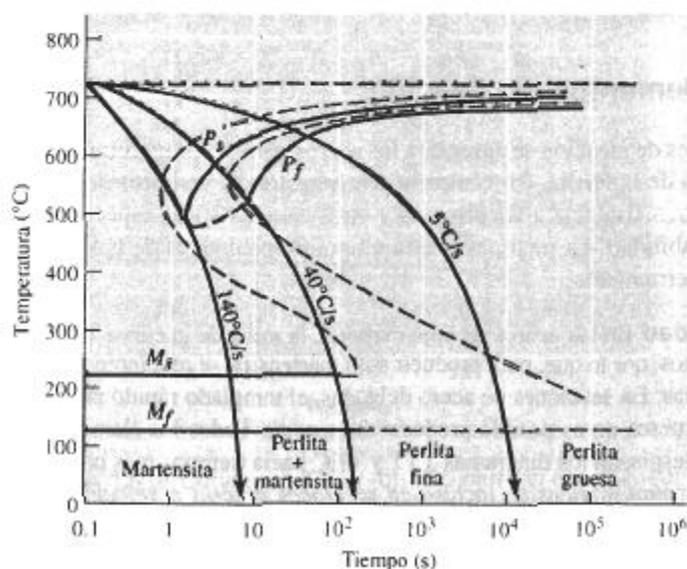


FIGURA 12-16 Diagrama TEC (líneas sólidas) para un acero 1080 en comparación con el diagrama TTT (líneas punteadas).

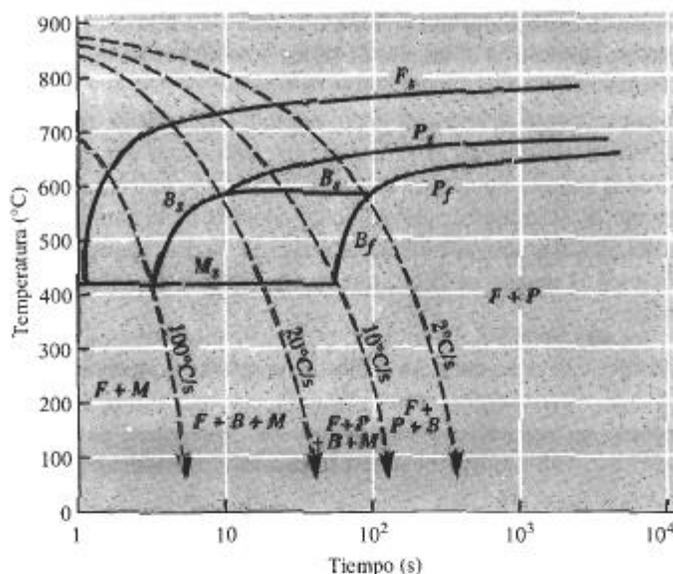


FIGURA 12-17 Diagrama TEC para una baja aleación, acero 0.2% C.

aparece en la figura 12-16. El diagrama TEC difiere del diagrama TTT (figura 11-19) en que se requiere más tiempo para iniciar las transformaciones y en que no se observa región de bainita.

Si se enfría un acero 1080 a 5°C/s, el diagrama TEC dice que se obtendrá ferrita gruesa; se ha recocido el acero. Si se enfría a 35°C/s se obtendrá perlita fina, tratándose de un tratamiento térmico de normalizado. El enfriamiento a 100°C/s permite la iniciación de perlita, pero la reacción no es completa y la austenita restante se transforma en martensita. Se obtiene 100 por ciento martensita y, por tanto, existen las condiciones para efectuar un tratamiento térmico por templado y revenido, sólo si se enfría a una velocidad superior a 140°C/s. Otros aceros, como el de bajo carbono de la figura 12-17, tienen diagramas TEC más complicados.

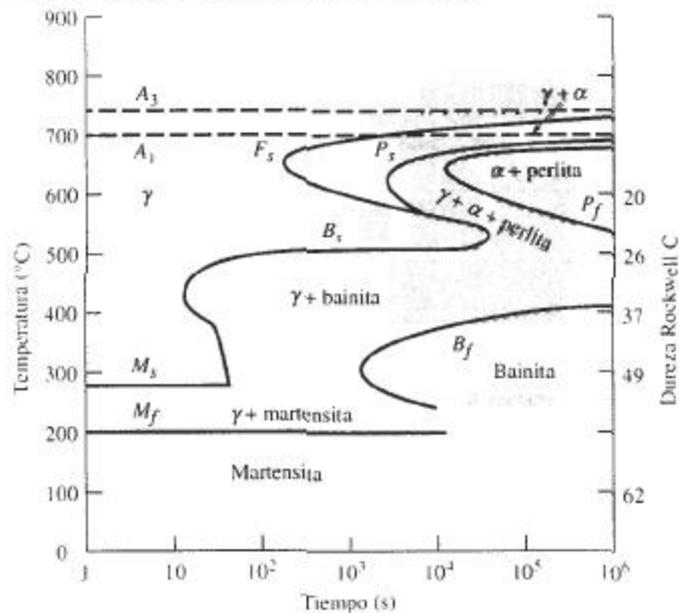
12-6 Efecto de los elementos de aleación

Los elementos de aleación se agregan a los aceros para (a) proporcionar endurecimiento por solución sólida de la ferrita, (b) causar la precipitación de carburos de aleación en vez de Fe₃C, (c) mejorar la resistencia a la corrosión y otras características especiales del acero y (d) mejorar la templabilidad. La mejora en esta última propiedad, es de máxima importancia en aleados y para herramienta.

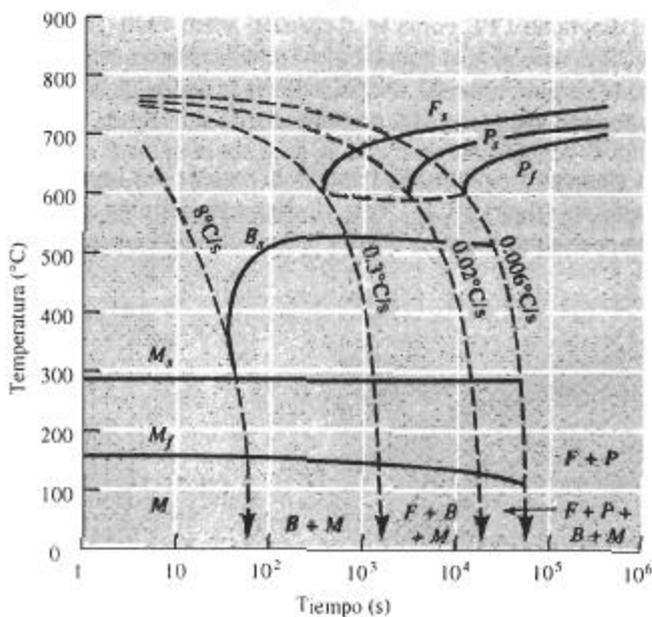
Templabilidad En los aceros de bajo carbono, la nariz de la curva TTT y TEC ocurre en tiempos muy cortos; por lo que, para producir sólo martensita, se requieren velocidades de enfriamiento muy rápidas. En secciones de acero delgadas, el templado rápido produce distorsión y grietas. En aceros gruesos no es posible producir martensita. Todos los elementos comunes de aleación en el acero desplazan los diagramas TTT y TEC hacia tiempos más prolongados, lo que nos permite obtener pura martensita, incluso en secciones gruesas a velocidades de enfriamiento más lentas. La figura 12-18 muestra las curvas TTT y TEC para un acero 4340.

La **templabilidad** se refiere a la facilidad con la cual se forma martensita. Los aceros al bajo carbono tienen baja templabilidad, solamente velocidades de enfriamiento muy altas producen sólo martensita. Los aceros aleados tienen alta templabilidad e, incluso, el enfriamiento al

aire produce martensita. La templabilidad no se refiere a la dureza del acero. Un acero de bajo carbono y de alta aleación puede formar martensita fácilmente, pero debido a su bajo contenido de carbono dicha martensita no es dura.



(a)



(b)

FIGURA 12-18 Curvas (a) TTT y (b) TEC para un acero 4340.

Efecto en el diagrama de fases Cuando al acero se le añaden elementos de aleación, se altera el diagrama de fases binario Fe-Fe₃C (figura 12-19). Los elementos aleantes reducen el contenido de carbono la cual ocurre la reacción eutécticoide y modifica las temperaturas A_1 , A_3 , y A_{cm} .

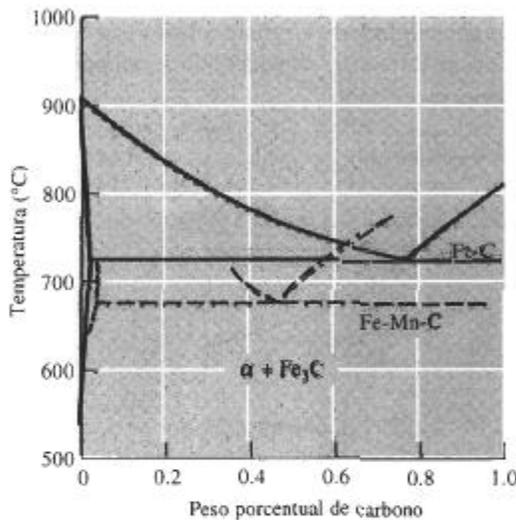


FIGURA 12-19 Efecto de 6% manganeso en la porción eutectoide del diagrama de fases Fe-Fe₃C.

Un acero que contenga solamente 0.06% C es hipoeutectoide y funcionaría a 700°C sin formar austenita; este mismo acero con 6% Mn, es hipereutectoide y se forma la austenita a 700°C.

Forma del diagrama TTT Los elementos de aleación pueden introducir una región de tipo "ensuada" en el diagrama TTT, como en el caso del acero 4340 (figura 12-18). Esta región de ensuada se usa como base para el tratamiento termomecánico que se conoce como **ausformado**. Un acero puede ser austenitizado, templado hacia la región de la ensuada, deformado plásticamente y, finalmente, templado para producir martensita (figura 12-20).

Revenido Los elementos de aleación reducen la rapidez del revenido, en comparación con aceros de bajo carbono (figura 12-21). Este efecto puede permitir a los aceros de aleación funcionar mejor a temperaturas mayores que los aceros de bajo carbono.

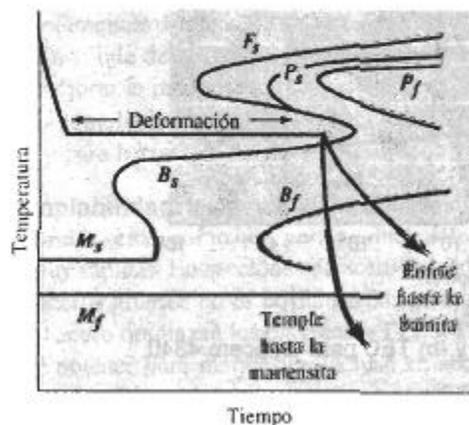


FIGURA 12-20 Cuando los elementos de aleación introducen una región de ensuada en el diagrama TTT, se puede ausformar el acero.

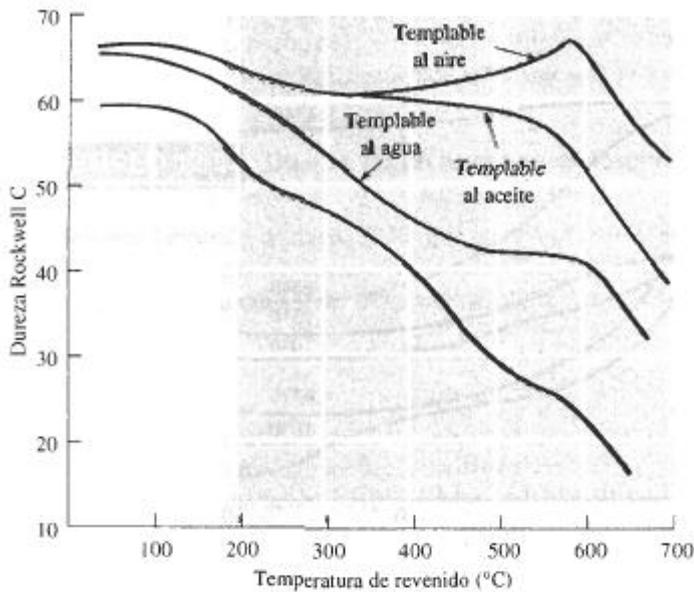


FIGURA 12-21 Efecto de los elementos de aleación en las curvas de revenido de los aceros. El acero templable al aire muestra un pico de endurecimiento secundario.

12-7 Aplicación de la templabilidad

Para muchos aceros no existen los diagramas TEC. En su lugar, para comparar la templabilidad de los aceros, se utiliza la **prueba Jominy** (figura 12-22). Una barra de acero de 4 plg de longitud y de una 1 plg de diámetro es austenitizada, puesta en un soporte y rociada en uno de sus extremos con agua. Esto produce todo un rango de velocidades de enfriamiento, muy rápido en el extremo templado, y en el opuesto, el tiempo es prácticamente el de enfriamiento al aire. Después de la prueba, se hacen mediciones de dureza a lo largo de la muestra y se grafican, a fin de ob-

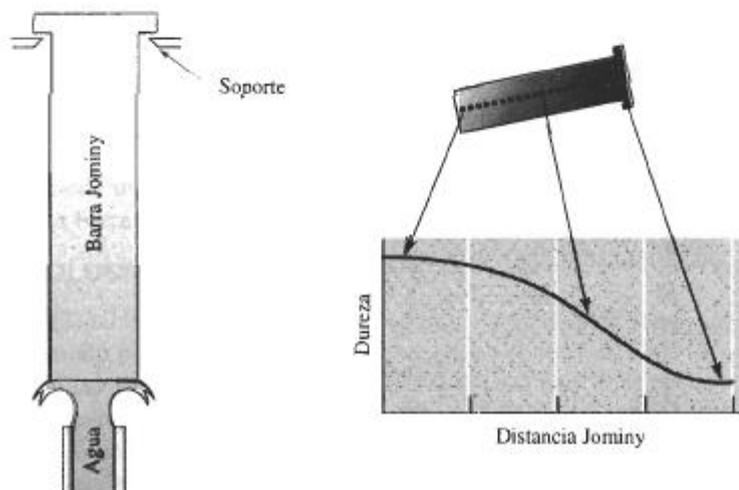


FIGURA 12-22 Prueba Jominy para la determinación de la templabilidad de un acero.

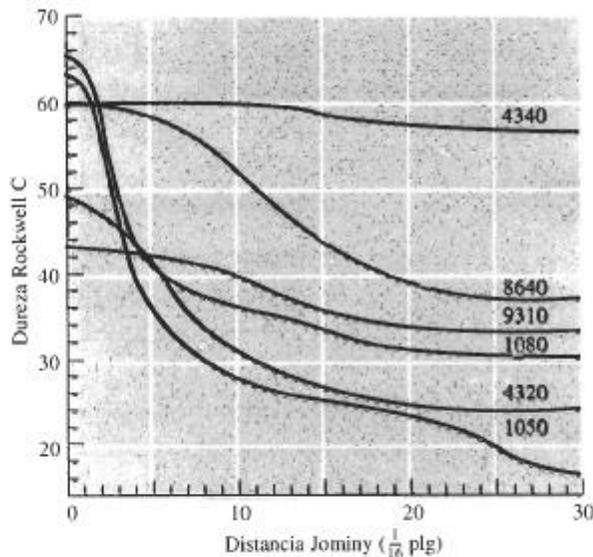


FIGURA 12-23 Curvas de templabilidad para varios aceros.

tener una **curva de templabilidad** (figura 12-23). La distancia desde el extremo templado es la **distancia Jominy** y está relacionada con la velocidad de enfriamiento (tabla 12-3).

Virtualmente cualquier acero se transforma en martensita en el extremo templado. Por tanto, la dureza a una distancia Jominy = 0 queda determinada únicamente por el contenido de carbono del mismo. A distancias Jominy mayores, hay más probabilidad que se formen bainita o perlita en vez de martensita. Un acero de aleación con una templabilidad más alta (como el 4340) mantiene una curva de templabilidad bastante plana; un acero al bajo carbono (como el 1050) tiene una curva que cae con rapidez. La templabilidad se determina en primer término por el contenido de aleación del acero.

TABLA 12-3 Relación entre la rapidez de enfriamiento y la distancia Jominy.

Distancia Jominy (plg)	Rapidez de enfriamiento (°C/s)
1/16	315
1/8	110
3/16	50
1/4	36
5/16	28
3/8	22
7/16	17
1/2	15
9/16	10
5/8	8
11/16	5
3/4	3
13/16	2.8
7/8	2.5
15/16	2.2

En situaciones prácticas se pueden utilizar las curvas de templabilidad para seleccionar o reemplazar aceros. El hecho de que dos aceros diferentes se enfrien a una misma velocidad si se templan en condiciones idénticas, ayuda a realizar este proceso de selección.

EJEMPLO 12-5 Diseño de un engrane resistente al desgaste

Un engrane fabricado de acero 9310, que en una posición crítica tiene una dureza al templado de HRC 40, se desgasta con excesiva rapidez. Las pruebas han mostrado que en ese punto crítico se requiere una dureza de templado de por lo menos HRC 50. Diseñe un acero que sería apropiado.

SOLUCIÓN

Se sabe que si diferentes aceros del mismo tamaño se templan bajo condiciones idénticas, sus *velocidades de enfriamiento*, es decir sus distancias Jominy, son iguales. De la figura 12-23, una dureza HRC 40 en un acero 9310 corresponde a una distancia Jominy de 10/16 plg (10°C/s). Si se asume una misma distancia Jominy, los otros aceros que se muestran en la figura 12-23 tienen las durezas siguientes en el punto crítico:

1050	HRC 28
1080	HRC 36
4320	HRC 31
8640	HRC 52
4340	HRC 60

Tanto el acero 8640 como el 4340 son apropiados. El 4320 tiene un contenido de carbono demasiado bajo para poder llegar a alcanzar HRC 50; los 1050 y 1080 tienen suficiente carbono, pero su templabilidad es demasiado baja. En la tabla 12-1, se observa que los aceros 86xx contienen menos elementos de aleación que los 43xx; por lo que el acero 8640 probablemente es menos costoso que el 4340, y pudiera ser la mejor elección. ■

En otra técnica simple, se utiliza la severidad del templado y la gráfica de Grossman (figura 12-24) para determinar la dureza en el *centro* de una barra redonda. El diámetro de la barra y el coeficiente H, es decir la severidad del templado de la tabla 12-2, dan la distancia Jominy en el centro de la barra. Entonces se podrá determinar la dureza a partir de la curva de templabilidad del acero (ejemplo 12-6).

EJEMPLO 12-6 Diseño de un proceso de templado

Diseñe un proceso de templado para producir una dureza mínima de HRC 40 en el centro de una barra de acero 4320 de 1.5 plg de diámetro.

SOLUCIÓN

En la tabla 12-2 se listan varios medios de templado. Se puede encontrar un coeficiente H aproximado para cada uno de ellos, a continuación utilizar la figura 12-24 y estimar la distancia de Jominy de una barra de 1.5 plg de diámetro en cada uno de dichos medios. Finalmente, es posible utilizar la curva de templabilidad (figura 12-23) para encontrar la dureza en el acero 4320. Los resultados se enlistan a continuación.

Los últimos tres métodos, que utilizan un medio de salmuera o agua agitada, son satisfactorios. Pudiera resultar más económico el templado en salmuera sin agitar, ya que no se requiere

el equipo adicional para agitar el baño de templado. Sin embargo, el H_2O es menos corrosiva que la salmuera de templado.

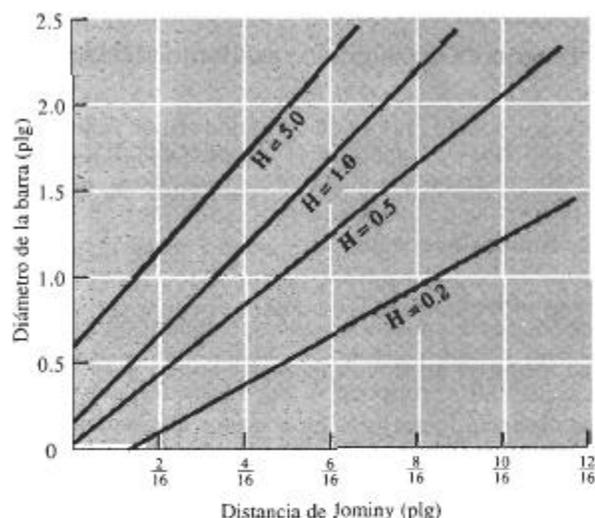


FIGURA 12-24 Gráfica de Grossman, utilizada para determinar la templabilidad en el centro de una barra de acero, para distintos medios de templado.

	Coefficiente H	Distancia Jominy	HRC
Aceite (sin agitar)	0.25	11/16	30
Aceite (agitado)	1.00	6/16	39
H_2O (sin agitar)	1.00	6/16	39
H_2O (agitada)	4.00	4/16	44
Salmuera (sin agitar)	2.00	5/16	42
Salmuera (agitada)	5.00	3/16	46

12-8 Aceros especiales

Existen muchas clases especiales de acero: los utilizados para herramientas, los de baja aleación y alta resistencia; los microaleados; los de fase dual y aceros al níquel muy bajos en carbono.

Los **aceros para herramienta** son, por lo general, al alto carbono, y obtienen gran dureza mediante un tratamiento térmico de templado y revenido. Sus aplicaciones incluyen herramientas de corte para operaciones de maquinado, dados para fundición a presión, y para conformación, además de otros usos donde se requiere una combinación de gran resistencia, dureza, tenacidad y resistencia a la temperatura.

Los elementos de aleación mejoran la templabilidad y la estabilidad a alta temperatura de los aceros para herramienta. Los aceros templables al agua, como el 1095 deben ser templados con rapidez para producir martensita y también rápidamente ablandados, incluso a temperaturas relativamente bajas; los aceros templables en aceite forman martensita con mayor facilidad,

se revienen más lentamente pero aún así se ablandan a altas temperaturas. Los aceros templables al aire y los especiales para herramienta pueden endurecerse hacia la martensita al enfriarse al aire; además, estos aceros no se ablandan sino hasta llegar cerca de la temperatura A_1 . De hecho, los aceros para herramienta de alta aleación pueden pasar a través de un **pico de endurecimiento secundario** cerca de 500°C al disolverse la cementita normal y al precipitarse carburos aleados duros (figura 12-21). Éstos son particularmente estables, resisten el crecimiento o la esferoidización y son importantes para establecer la resistencia a alta temperatura de estos aceros.

Los aceros de baja aleación y alta resistencia (HSLA) y los microaleados son aceros al bajo carbono, que contienen pequeñas cantidades de elementos de aleación. Los HSLA se clasifican con base en el esfuerzo de cedencia, con grados hasta de 80,000 psi; además contienen el mínimo de elementos de aleación para todavía obtener el esfuerzo de cedencia adecuado sin tratamiento térmico. En los microaleados, un procesamiento cuidadoso permite la precipitación de carburos y nitruros de Cb, V, Ti o Zr, lo que da endurecimiento por dispersión y un tamaño fino de grano.

Los **aceros de fase dual** tienen una distribución uniforme de ferrita y de martensita dispersa, la cual proporciona límites elásticos de 60,000 a 145,000 psi. Estos aceros al bajo carbono no contienen suficientes elementos de aleación para tener buena templabilidad mediante procesos de templado normales. Pero cuando se calienta el acero a la porción ferrita más austenita del diagrama de fases, la segunda se enriquece de carbono, lo que da la templabilidad necesaria. Durante el templado, sólo la porción de austenita se transformará en martensita (figura 12-25).

Los **aceros al níquel, de carbono, muy bajo** están altamente aleados. Son austenitizados y templados para producir una martensita blanda que contenga menos de 0.3% C. Cuando la martensita es envejecida a aproximadamente 500°C , se precipitan compuestos intermetálicos como el Ni_3Ti , el Fe_3Mo y el Ni_3Mo .

Muchos aceros también se recubren, usualmente para conseguir una buena protección contra la corrosión. El *acero galvanizado* está recubierto con una delgada película de zinc; el *acero emplomado* está recubierto con plomo y otros aceros se recubren con aluminio o estaño.

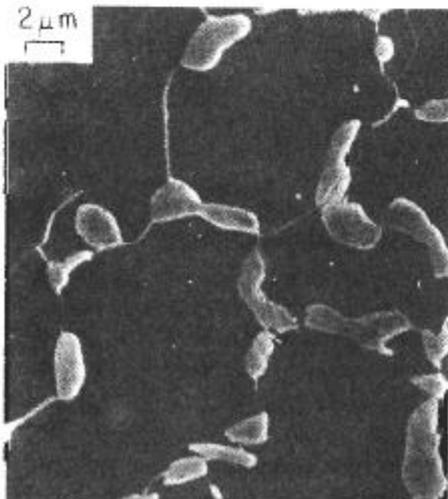


FIGURA 12-25 Microestructura de un acero de fase dual, mostrando islas de martensita clara en una matriz de ferrita ($\times 2500$). (De G. Speich, "Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels", Fundamentals of Dual-Phase Steels, The Metallurgical Society of AIME, 1981.)

12-9 Tratamientos de superficies

Podemos, mediante un tratamiento térmico adecuado, producir una estructura dura y resistente en la superficie, de manera que se obtenga una excelente resistencia al desgaste y a la fatiga, pero que al mismo tiempo tenga un centro blando dúctil y tenaz, que proporcione una adecuada resistencia a la falla por impacto.

Calentamiento selectivo de la superficie Se podría empezar calentando rápidamente la superficie de un acero de medio carbono por encima de la temperatura A_3 (el centro se conservaría por debajo de A_1). Una vez templado el acero, el centro seguirá siendo una mezcla de ferrita y perlita blandas, en tanto que la superficie es de martensita (figura 12-26). La profundidad de la capa de martensita es la **profundidad de cementado**. El revenido produce la dureza necesaria en la superficie. Se puede proporcionar calor local a la superficie mediante llama de gas, una bobina de inducción, rayo láser o haz electrónico. Si así se desea es posible endurecer sólo áreas seleccionadas de la superficie, que estén más sujetas a falla debido a fatiga o a desgaste.

Carburizado y nitruración Para obtener una tenacidad aún mayor, se parte de un acero al bajo carbono. En el **carburizado**, se difunde el carbono desde la superficie del metal a una temperatura por encima de A_3 (figura 12-27). En la superficie se produce un alto contenido de carbono, debido a la rápida difusión y a la alta solubilidad del carbono en la austenita. Cuando el acero es a continuación templado y revenido, la superficie se convierte en una martensita templada al alto carbono, en tanto que el centro de ferrita se conserva blando y dúctil. El espesor de la superficie endurecida, de nuevo llamada profundidad de cementado, es mucho menor en los aceros carburizados que en los aceros endurecidos por llama o por inducción.

El nitrógeno consigue un efecto de endurecimiento similar al del carbono. En la cianuración, se sumerge el acero en un baño de cianuro líquido, que permite al carbono y al nitrógeno difundirse en el acero. En la carbonitruración, se genera un gas que contiene monóxido de carbono y amoníaco; el carbono y el nitrógeno se difunden en el acero. Finalmente, en la nitruración sólo el nitrógeno se difunde en la superficie a partir de un gas. La nitruración se efectúa por abajo de la temperatura A_1 .

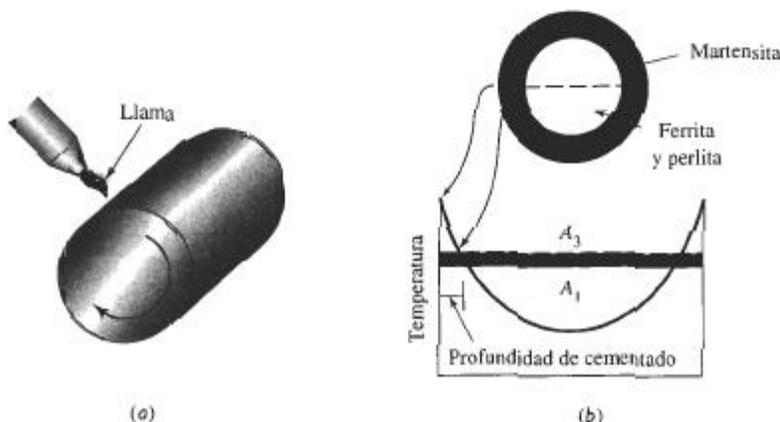


FIGURA 12-26 (a) Endurecimiento superficial mediante calentamiento localizado. (b) Sólo la superficie se calienta por encima de la temperatura A_1 y es templada para producir martensita.

En cada uno de estos procesos, se generan en la superficie esfuerzos residuales a la compresión, aportando una excelente resistencia a la fatiga, además de una buena combinación de dureza, resistencia y tenacidad.

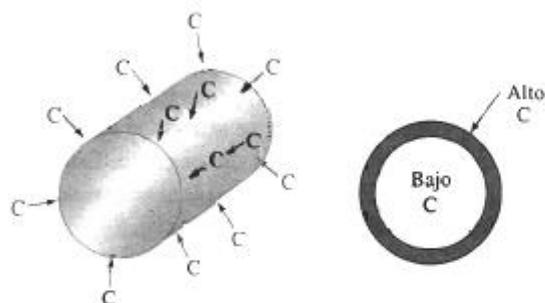


FIGURA 12-27 Carburizado de un acero al bajo carbono para producir una superficie de alto carbono resistente al desgaste.

EJEMPLO 12-7 Diseño tratamientos de endurecimiento de la superficie para un tren de engranes

Diseñe los materiales y los tratamientos térmicos para eje y engranes impulsores automotrices (figura 12-28).

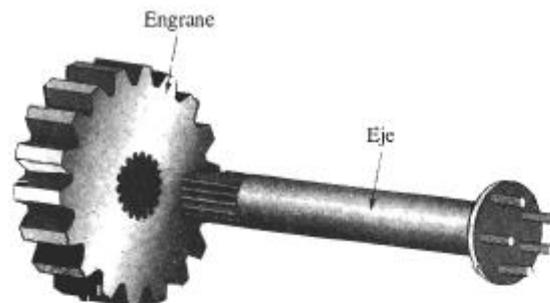


FIGURA 12-28 Eje y engrane (para el ejemplo 12-7).

SOLUCIÓN

Ambos componentes requieren buena resistencia a la fatiga. El engrane, además, deberá tener una dureza suficiente para evitar el desgaste y el eje debe poseer una buena resistencia general para soportar cargas de torsión y de flexión. Ambos componentes necesitan una alta tenacidad. Finalmente, dado que se fabricarán millones de estos componentes, deberán resultar económicos.

Los aceros aleados templados y revenidos proporcionan la combinación requerida de resistencia y tenacidad; sin embargo, los aceros de aleación son costosos. Un método alternativo para cada componente se describe a continuación.

El eje podría fabricarse a partir de un acero forjado 1050 que contenga una matriz de ferrita y de perlita. El eje podría ser endurecido superficialmente, quizás haciéndolo pasar a través de una bobina de inducción para calentar selectivamente la superficie por encima de la temperatura A_1 (aproximadamente 770°C). Después de que la bobina haya pasado cualquier punto en particular del eje, el interior frío de éste templará la superficie, convirtiéndola en martensita. El

revenido entonces ablanda la martensita para mejorar la ductibilidad. Esta combinación de contenido de carbono y tratamiento térmico llena nuestros requisitos. El acero de bajo carbono es poco costoso; el núcleo de ferrita y de perlita produce buena resistencia y tenacidad y, la superficie endurecida, una alta oposición a la fatiga y al desgaste.

El engrane está sujeto a condiciones de carga más severas, para las cuales el acero 1050 no proporciona tenacidad, dureza y resistencia suficientes al desgaste. En vez de ello, para el engrane se podría carburizar un acero 1010. El metal original contiene principalmente ferrita, con una buena ductilidad y tenacidad. Al efectuar un proceso de carburizado a gas por encima de la temperatura A_3 (aproximadamente 860°C), se introduce aproximadamente 1.0% C a muy poca profundidad en la superficie de los dientes del engrane. Este recubrimiento de alto carbono, que durante el templeado se transforma en martensita, se reviene para controlar su dureza. Ahora se tiene tenacidad debida a la parte central de ferrita de bajo carbono; resistencia al desgaste, por la superficie al alto carbono y resistencia a la fatiga a causa de una superficie de alta resistencia con esfuerzos residuales a la compresión, generados durante la carburización. Además, el acero 1010 al bajo carbono es una materia prima económica, que fácilmente se forja a su forma prácticamente final antes del tratamiento térmico.

12-10 Soldabilidad del acero

Durante el proceso de soldadura, el metal más próximo al cordón de soldadura se calienta por encima de la temperatura A_1 y se forma austenita (figura 12-29). Durante el enfriamiento, la austenita en esta zona afectada por el calor se transforma en una estructura nueva, que depende de

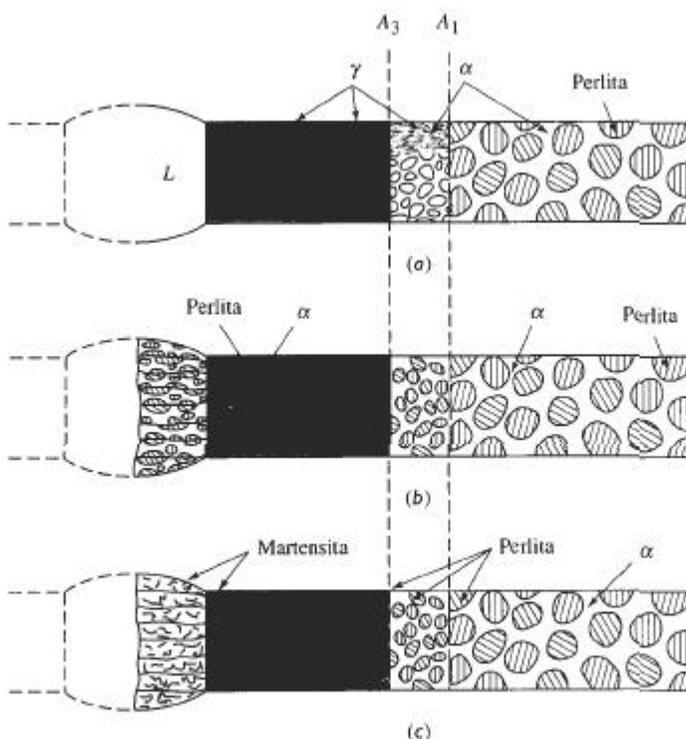


FIGURA 12-29 Desarrollo de una zona afectada por el calor en una soldadura: (a) Estructura a la máxima temperatura, (b) estructura después de enfriar en un acero de baja templabilidad y (c) estructura después del enfriamiento en un acero de alta templabilidad.

la rapidez de enfriamiento y del diagrama TEC del acero. Los aceros de bajo carbono tienen tan baja templabilidad, que las velocidades normales de enfriamiento rara vez producen martensita. Sin embargo, un acero aleado puede requerir un precalentamiento para reducir la rapidez de enfriamiento o, por otro lado, un postcalentado para revenir la martensita que se haya formado.

Un acero originalmente templado y revenido presenta dos problemas durante la soldadura. Primero, la porción de la zona afectada por el calor por encima de A_1 puede formar martensita después de enfriarse. Segundo, una porción de la zona afectada por el calor por debajo de A_1 se podría sobrerevenir. Normalmente, no se debería soldar un acero en su estado templado y revenido.

EJEMPLO 12-8

Compare las estructuras de las zonas afectadas por el calor en la soldadura de aceros 1080 y 4340, si la velocidad de enfriamiento de dicha zona es de 5°C/s .

SOLUCIÓN

De los diagramas TEC en las figuras 12-16 y 12-18, la velocidad de enfriamiento en la soldadura produce las estructuras siguientes:

1080: 100% perlita

4340: Bainita y martensita

La alta templabilidad del acero de aleación reduce su soldabilidad, permitiendo la formación de martensita y haciendo frágil la soldadura. ■

12-11 Aceros inoxidables

Los **aceros inoxidables** se seleccionan debido a su excelente resistencia a la corrosión. Todos los aceros inoxidables verdaderos contienen un mínimo de 12% Cr, lo que permite que se forme una delgada capa protectora de óxido de cromo al exponer el acero al oxígeno.

El cromo es también un *elemento estabilizador de la ferrita*. La figura 12-30(a) ilustra el efecto del cromo en el diagrama de fases hierro-carbono. El cromo hace que se contraiga la región de austenita, en tanto que la región de ferrita aumenta de tamaño. En composiciones de bajo carbono y alto cromo, la ferrita está presente como una sola fase por encima de la temperatura de *solidus*.

Existen varias clases de aceros inoxidables basados en estructura cristalina y mecanismo de endurecimiento. Las propiedades típicas se encuentran en la tabla 12-4.

Aceros inoxidables ferríticos Los aceros inoxidables ferríticos contienen hasta 30% Cr y menos de 0.12% C. Debido a su estructura CC, los aceros inoxidables ferríticos tienen buena resistencia mecánica y una ductilidad moderada, derivadas del endurecimiento por solución sólida y endurecimiento por deformación. Además tienen excelente resistencia a la corrosión, una conformabilidad moderada y son relativamente económicos.

Aceros inoxidables martensíticos De la figura 12-30(a) encontramos que una aleación 17% Cr-0.5% C calentada a 1200°C produce 100 por ciento austenita, que al templarse en aceite se transforma en martensita. A continuación la martensita es revenida para producir alta resistencia y dureza [figura 12-31(a)].

El contenido de cromo es por lo general menor del 17% Cr; de lo contrario, el campo de austenita se hace tan pequeño que se requiere un control muy estricto de la temperatura

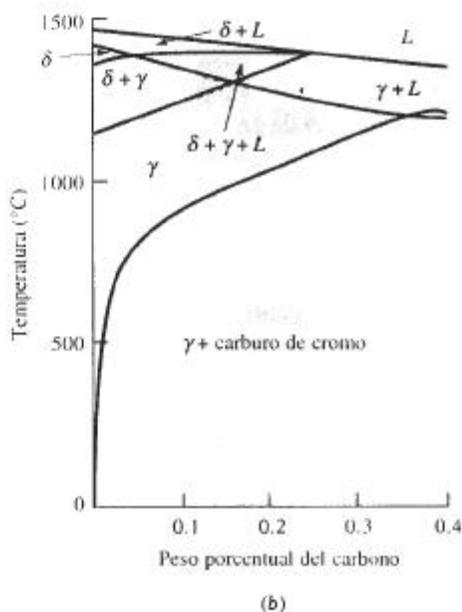
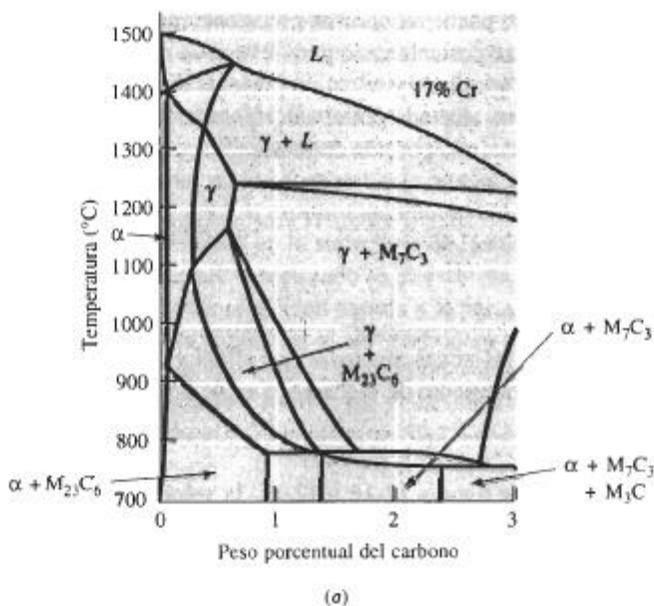


FIGURA 12-30 (a) Efecto de 17% Cr sobre el diagrama de fases hierro-carbono. A bajo contenido de carbono, la ferrita es estable a todas las temperaturas. (b) Sección del diagrama de fases hierro-cromo-níquel-carbono a un 18% Cr-8% Ni constantes. A bajos contenidos de carbono, la austenita es estable a temperatura ambiente.

TABLA 12-4 Composiciones y propiedades típicas de los aceros inoxidables.

Acero	% C	% Cr	% Ni	Otros	Resistencia mecánica a la tensión (psi)	Esfuerzo de cedencia (psi)	% elongación	Estado
Austenítico:								
201	0.15	17	5	6.5% Mn	95,000	45,000	40	Recocido
304	0.08	19	10		75,000	30,000	30	Recocido
					185,000	140,000	9	Deformado en frío
304L	0.03	19	10		75,000	30,000	30	Recocido
316	0.08	17	12	2.5% Mo	75,000	30,000	30	Recocido
321	0.08	18	10	0.4% Ti	85,000	35,000	55	Recocido
347	0.08	18	11	0.8% Nb	90,000	35,000	50	Recocido
Ferrítico:								
430	0.12	17			65,000	30,000	22	Recocido
442	0.12	20			75,000	40,000	20	Recocido
Martensítico:								
416	0.15	13		0.6% Mo	180,000	140,000	18	Templado y revenido
431	0.20	16	2		200,000	150,000	16	Templado y revenido
440C	1.10	17		0.7% Mo	285,000	275,000	2	Templado y revenido
Endurecimiento por precipitación:								
17-4	0.07	17	4	0.4% Nb	190,000	170,000	10	Endurecido por envejecimiento
17-7	0.09	17	7	1.0% Al	240,000	230,000	6	Endurecido por envejecimiento

de austenitizado del contenido de carbono. Bajas cantidades de cromo también permiten que varíe el contenido de carbono de aproximadamente 0.1% hasta 1.0%, lo que genera martensita con diferentes durezas. La combinación de dureza, resistencia mecánica y resistencia a la corrosión hacen las aleaciones atractivas para usos como cuchillería de alta calidad, cojinetes y válvulas.

Aceros inoxidables austeníticos El níquel, un elemento estabilizador de la austenita, incrementa el tamaño del campo de austenita y al mismo tiempo prácticamente elimina la ferrita de las aleaciones hierro-cromo-carbono [figura 12-30(b)]. Si el contenido de carbono queda por debajo de 0.03%, no se forman carburos y el acero estará conformado prácticamente todo de austenita a temperatura ambiente. [Figura 12-31(b).]

Los aceros inoxidables austeníticos CCC tienen excelente ductilidad, conformabilidad y resistencia mecánica a la corrosión. La resistencia mecánica se obtiene mediante un endurecimiento por solución sólida y los aceros inoxidables austeníticos pueden deformarse en frío para obtener más resistencia que los ferríticos. Los aceros tienen excelentes propiedades al impacto a baja temperatura, puesto que no tienen temperatura de transición. Además, los inoxidables austeníticos no son ferromagnéticos. Desafortunadamente, el alto contenido de níquel y de cromo hacen que estas aleaciones sean costosas.

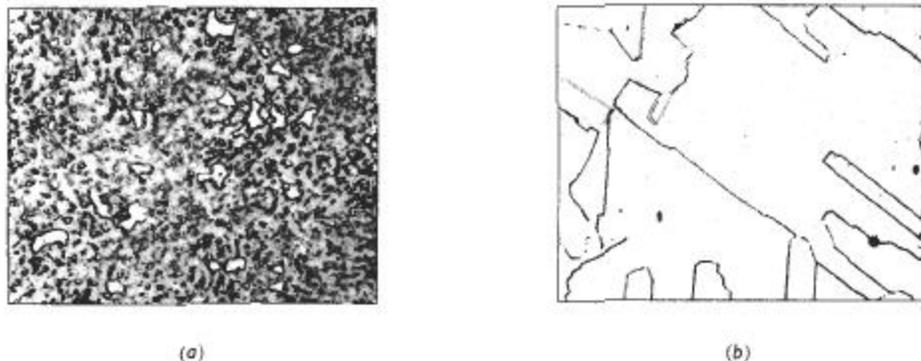


FIGURA 12-31 (a) Acero inoxidable martensítico conteniendo grandes carburos primarios y carburos pequeños formados durante el revenido ($\times 350$). (b) Acero inoxidable austenítico ($\times 500$). (De *Metals Handbook*, Vol. 7 y 8, 8a Ed., American Society for Metals, 1972, 1973.)

Aceros inoxidables endurecidos por precipitación (PH) Los aceros inoxidables endurecidos por precipitación (PH) contienen Al, Nb o Ta y deben sus propiedades a los endurecimientos por solución sólida, por deformación, por envejecimiento y por la transformación martensítica. El acero es calentado primero y después templado para inducir que la austenita se transforme en martensita. El recalentamiento permite tener precipitados como el Ni_3Al a partir de la martensita. Se obtienen altas propiedades mecánicas, incluso con bajos contenidos de carbono.

Aceros inoxidables dúplex En algunos casos, en la estructura de los aceros inoxidables se introducen de manera deliberada mezclas de fases. Mediante un control apropiado de la composición y del tratamiento térmico, se puede producir un **acero inoxidable dúplex**, que contenga aproximadamente 50 por ciento de ferrita y de austenita. Esta combinación proporciona un conjunto de propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión, conformabilidad y soldabilidad, que no se obtiene en ningún otro de los aceros inoxidables normales.

EJEMPLO 12-9 Diseño de una prueba para separar aceros inoxidables.

A fin de reciclar eficazmente chatarra de acero inoxidable, deseamos seleccionar el que tiene alto contenido de níquel y separarlo del de bajo níquel. Diseñe un método para ello.

SOLUCIÓN

Resulta tardado y costoso efectuar análisis químicos para cada porción de chatarra. Pudiera ser más económico clasificar con base en dureza; sin embargo, en razón de los distintos tipos de tratamientos como recocido, trabajo en frío o templado y revenido, la dureza pudiera no estar relacionada con la composición de los aceros.

Los de alto níquel son por lo general austeníticos, en tanto que los de bajo níquel son ferríticos o martensíticos. Un imán común y corriente resultaría atraído por los de bajo níquel, ferríticos y martensíticos, pero no será atraído por los aceros austeníticos con altos contenidos de níquel ferríticos y martensíticos. Para el proceso de separación se podría aceptar esta prueba magnética simple y poco costosa.

12-12 Transformaciones de fase en los hierros fundidos

Las **fundiciones o hierros fundidos** son aleaciones hierro-carbono-silicio que típicamente contienen de 2% a 4% C y de 0.5% a 3% Si, y que durante su solidificación experimentan la reacción eutéctica.

En la figura 12-32 se muestra de manera esquemática las microestructuras de cinco tipos importantes de hierros fundidos. La **fundición gris** contiene grafito en forma de hojuelas que causan baja resistencia y ductilidad. La **fundición blanca** es una aleación dura y frágil, con cantidades masivas de Fe_3C . La **fundición maleable**, que se forma por el tratamiento térmico del hierro blanco, produce nódulos de grafito. La **fundición dúctil o esferoidal** contiene partículas esferoidales de grafito, generadas durante la solidificación. La **fundición de grafito compacto** tiene grafito redondo, pero interconectado (en forma vermicular) también producido durante la solidificación.

Para comprender el origen de estos hierros fundidos se debe examinar el diagrama de fases, la solidificación y las transformaciones de fase de las aleaciones.

La reacción eutéctica en los hierros fundidos Con base en el diagrama de fases Fe- Fe_3C (líneas punteadas de la figura 12-33), la reacción eutéctica que ocurre en las aleaciones Fe-C a 1140°C es:

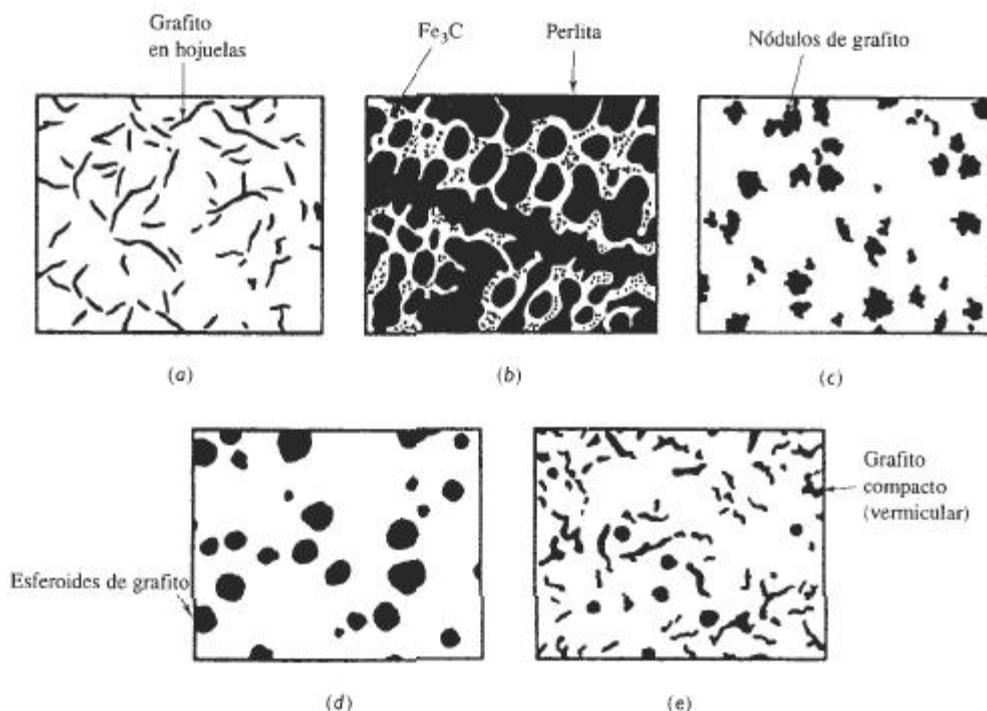


FIGURA 12-32 Dibujos esquemáticos de los cinco tipos de fundiciones: (a) Fundición gris, (b) hierro blanco, (c) fundición maleable (d) fundición dúctil y (e) fundición de grafito compacto.

Si se produce un hierro fundido utilizando sólo aleaciones hierro-carbono, esta reacción produce *hierro fundido blanco* con una microestructura compuesta de Fe_3C y perlita. El sistema Fe- Fe_3C es, sin embargo, realmente un diagrama de fases metaestable. Bajo condiciones de equilibrio verdadero, la reacción eutéctica es:



El diagrama de fases Fe-C aparece como líneas sólidas en la figura 12-33. Cuando ocurre la reacción eutéctica estable $L \rightarrow \gamma + \text{grafito}$ a 1146°C , se forma la fundición gris, la dúctil o la de grafito compacto.

En las aleaciones Fe-C el líquido se sobreenfría fácilmente 6°C (diferencia de temperatura entre las temperaturas eutécticas estable y metaestable) formándose hierro blanco. Al agregar aproximadamente 2 por ciento de silicio al hierro, se incrementa la diferencia de temperatura entre eutécticos, aumentando la tolerancia de *subenfriamientos mayores y de más tiempo* para que el grafito eutéctico estable se nuclea y crezca. El silicio es, por tanto, un estabilizador del grafito. Elementos como el cromo y el bismuto tienen un efecto opuesto y promueven la fundición blanca.

También se pueden introducir *inoculantes*, como las aleaciones FeSi , para promover la nucleación del grafito o se puede obtener más tiempo para su crecimiento al reducir la rapidez de enfriamiento de la fundición.

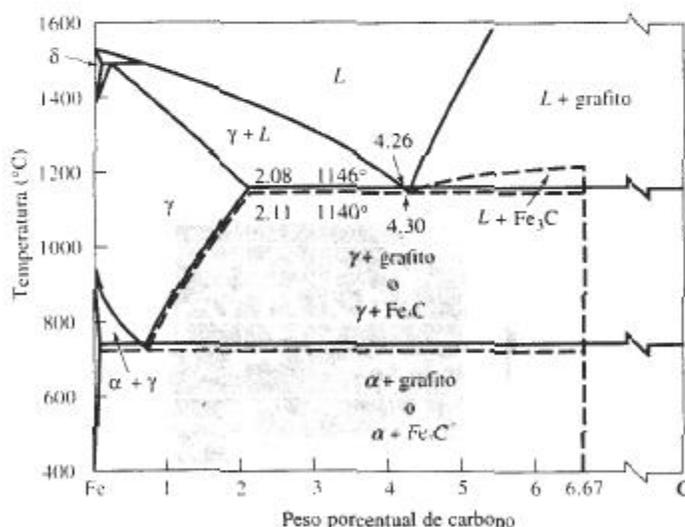


FIGURA 12-33 Diagrama de fases hierro-carbono, mostrando la relación entre los equilibrios estables hierro-grafito (líneas sólidas) y las reacciones metaestables hierro-cementita (líneas punteadas.)

El silicio también reduce la cantidad de carbono contenido en el eutéctico. Se puede tomar en consideración este efecto al definir el **equivalente de carbono (EC)**:

$$\text{EC} = \% \text{C} + \frac{1}{3} \% \text{Si} \quad (12-3)$$

La composición eutéctica es siempre cercana a 4.3% EC. Un equivalente de carbono alto promueve el crecimiento del eutéctico de grafito.

La reacción eutectoide en los hierros fundidos La estructura de la matriz y las propiedades de cada tipo de hierro fundido están determinadas por la forma en que la austenita se transforma durante la reacción eutectoide. En el diagrama de fases Fe-Fe₃C utilizado para los aceros, la austenita se transformaba en ferrita y cementita, a menudo en forma de perlita. Sin embargo, el silicio también promueve la reacción eutectoide estable:



Bajo condiciones de equilibrio, los átomos de carbono se difunden de la austenita hacia las partículas existentes de grafito, dejando atrás ferrita de bajo carbono.

El diagrama de transformación (figura 12-34) describe cómo se podría transformar la austenita durante un tratamiento térmico. El **recocido** (o enfriamiento en horno) del **hierro fundido** da una matriz ferrítica blanda. El normalizado, es decir el enfriamiento al aire, da una matriz perlítica. Los hierros fundidos también se pueden revenir en la fase austenítica para producir bainita, o se pueden templar hasta la martensita y luego revenir. El hierro dúctil revenido en la fase austenítica, con resistencias de hasta 200,000 psi se utiliza para engranes de alto rendimiento.

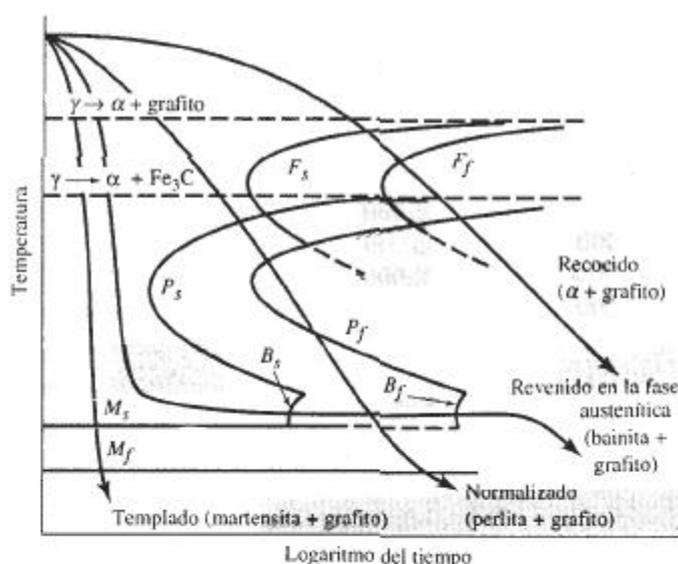


FIGURA 12-34 Diagrama de transformación para la austenita en un hierro fundido.

12-13 Características y producción de las fundiciones

Para producir el tipo deseado de hierro fundido, se debe controlar cuidadosamente la solidificación eutéctica frecuentemente agregando modificadores, para promover un crecimiento eutético adecuado. Las propiedades típicas aparecen en la tabla 12-5.

Fundición gris La fundición gris contiene muchos agrupamientos o **celdas eutécticas** de grafito en hojuelas interconectadas (figura 12-35). El punto en el cual se conectan estas hojuelas es el núcleo original de grafito. La inoculación ayuda a producir celdas eutécticas más pequeñas, mejorando así la resistencia.

Las fundiciones grises se especifican mediante un número de clasificación que va del 20 al 80; una fundición gris clase 20 tiene una resistencia a la tensión nominal de 20,000 psi. Sin embargo, en piezas fundidas gruesas, las grandes hojuelas de grafito y la matriz ferrítica producen resistencias a la tensión tan bajas como 12,000 psi (figura 12-36), en tanto que en fundiciones delgadas, se forma grafito y perlita finos, con resistencias a la tensión cercanas a

TABLA 12-5 Propiedades típicas de las fundiciones.

	Resistencia mecánica a la tensión (psi)	Esfuerzo de cedencia (psi)	% E	Notas
Fundiciones grises:				
Clase 20	12,000–40,000	—	—	
Clase 40	28,000–54,000	—	—	
Clase 60	44,000–66,000	—	—	
Fundiciones maleables:				
32510	50,000	32,500	10	Ferrítico
35018	53,000	35,000	18	Ferrítico
50005	70,000	50,000	5	Perlítico
70003	85,000	70,000	3	Perlítico
90001	105,000	90,000	1	Perlítico
Fundiciones dúctiles:				
60–40–18	60,000	40,000	18	Recocido
65–45–12	65,000	45,000	12	Ferrítico fundido
80–55–06	80,000	55,000	6	Perlítico fundido
100–70–03	100,000	70,000	3	Normalizado
120–90–02	120,000	90,000	2	Templado y revenido
Fundiciones de grafito compacto:				
baja resistencia	40,000	28,000	5	90% Ferrítico
alta resistencia	65,000	55,000	1	80% Perlítico



(a)



(b)

FIGURA 12-35 (a) Esquema y (b) microfotografía de hojuelas de grafito en hierro fundido gris ($\times 100$).

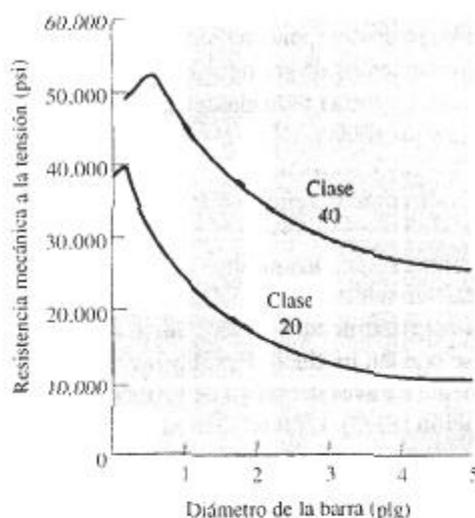


FIGURA 12-36 Efecto de la velocidad de enfriamiento o del tamaño de la fundición sobre las propiedades a la tensión de dos fundiciones grises.

40,000 psi. Se pueden obtener resistencias aún mayores reduciendo el equivalente de carbono, mediante la aleación o por tratamiento térmico.

Las hojuelas de grafito concentran esfuerzos, causando baja resistencia y ductilidad, pero la fundición gris tiene varias propiedades atractivas: alta resistencia a la compresión, buena maquinabilidad, adecuadas resistencias al desgaste por fricción, y a la fatiga térmica; efectiva conductividad térmica y amortiguamiento contra la vibración.

Fundición blanca Un grupo de hierros fundidos blancos altamente aleados se utilizan por su dureza y resistencia al desgaste por abrasión. Se agregan elementos como el cromo, el níquel y el molibdeno, de manera que, además de los carburos de aleación que se forman durante la solidificación, se puede producir martensita durante el tratamiento térmico posterior.

EJEMPLO 12-10 Diseño y selección de materiales para un par de tijeras de bajo costo

Diseñe un par de tijeras económicas con un borde duro para cortar papel.

SOLUCIÓN

Las tijeras de alta calidad, como las que se utilizan para cortar textiles, a menudo se producen de acero inoxidable endurecido. Sin embargo, se debe producir un producto mucho menos costoso.

Si se considera el diseño de las hojas de las tijeras, se observará que su sección transversal es una cuña. Si el equivalente de carbono de una fundición gris se ajusta correctamente, la arista de la cuña se enfría lo suficientemente rápido para producir fundición blanca, en tanto que el resto de la hoja forma fundición gris. El hierro, o fundición blanca, es duro en la superficie blanca, y puede ser afilado.

Sin embargo, no se deben usar estas tijeras de bajo costo como palanca. Tanto las porciones blancas como las grises de la hoja son muy frágiles y ésta se romperá, en vez de doblarse, al aplicar cualquier fuerza fuera de lo común.

Fundición maleable La fundición maleable se produce al tratar térmicamente la fundición blanca no aleada del tres por ciento carbono equivalente (2.5% C, 1.5% Si). Durante el trata-

miento térmico de maleabilización, se descompone la cementita formada durante la solidificación y se producen nódulos o agrupamientos de grafito. Los nódulos, o carbono de revenido, a menudo parecen palomitas de maíz. La forma redonda del grafito permite que se obtenga una buena combinación de resistencia y ductilidad.

La producción de fundición maleable requiere varios pasos (figura 12-37). Los nódulos de grafito se nuclean al calentarse lentamente la fundición blanca. Durante la **primera etapa de grafitización (PEG)**, la cementita se descompone en austenita estable y en fases grafiticas conforme el carbono en el Fe_3C se difunde hacia los núcleos de grafito. Después del PEG, la austenita se transforma durante el enfriamiento.

La figura 12-38 muestra las microestructuras de la fundición original blanca y los dos tipos de fundición maleable que se pueden producir. Para obtener *fundición maleable ferrítica*, la pieza fundida se enfría lentamente a través del rango de temperatura eutectoide para obtener una **segunda etapa de grafitización (SEG)**. La fundición maleable ferrítica tiene buena tenacidad, en comparación con otras fundiciones, ya que su equivalente de carbono bajo reduce la temperatura de transición por debajo de la temperatura ambiente.

La *fundición maleable perlítica* se obtiene al enfriar la austenita al aire, o en aceite, para formar perlita o martensita. En cualquier caso, la matriz es dura y frágil. La fundición es entonces revenida a una temperatura por debajo del eutectoide. Con ello se **reviene** la martensita o se esferoidiza la perlita. A temperaturas de revenido más altas la resistencia disminuye, incrementándose la ductilidad y la tenacidad.

Fundición dúctil o nodular El hierro fundido dúctil se produce tratando con magnesio un hierro bruto líquido, con relativamente alto equivalente de carbono; esto hace que durante la solidificación crezca grafito esferoidal. Para producir este metal se requieren varios pasos (figura 12-39).

1. *Desulfurización*. El azufre hace que el grafito crezca en forma de hojuelas. Se obtiene hierro con bajo contenido de azufre fundiendo materiales con baja carga de azufre; también al fundir en hornos que durante la fusión eliminan el azufre del hierro o mezclando el hierro con un agente desulfurizante, como el carburo de calcio.

2. *Nodulación*. El magnesio, que se agrega en el paso de **nodulación** elimina cualquier azufre y oxígeno que todavía quede en el metal líquido y deja un residuo de 0.03% Mg, que

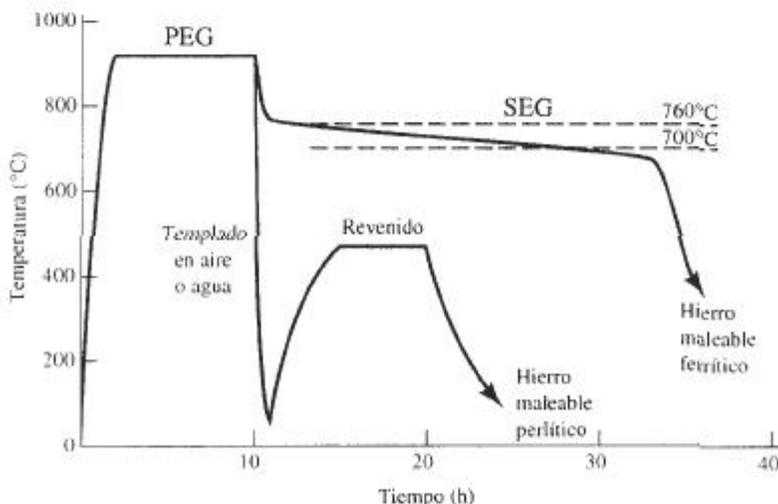


FIGURA 12-37 Tratamientos térmicos para las fundiciones maleables ferrítica y perlítica.

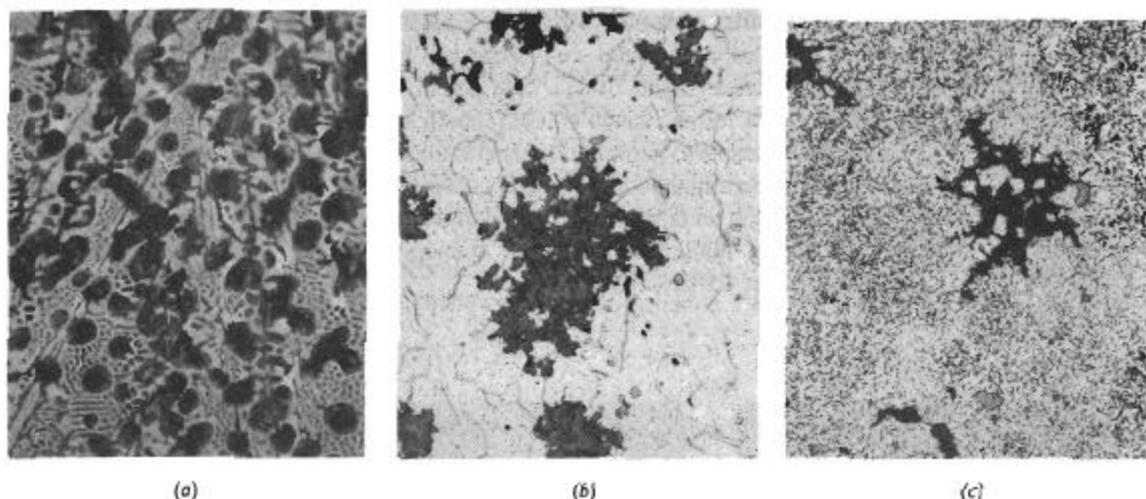


FIGURA 12-38 (a) Fundición blanca antes del tratamiento térmico ($\times 100$). (b) Fundición maleable ferrítica con nódulos de grafito y pequeñas inclusiones de MnS en la matriz de ferrita ($\times 200$). (c) Fundición maleable perítica revenida para producir una matriz de martensita revenida ($\times 500$). [Las imágenes (b) y (c) provienen de *Metals Handbook, Vol. 7 y 8, 8a Ed., American Society for Metals, 1972, 1973.*]

causa el crecimiento del grafito esferoidal. El magnesio se agrega a cerca de 1500°C . Desafortunadamente, este elemento se vaporiza alrededor de los 1150°C . Muchas aleaciones nodulantes contienen magnesio diluido con ferrosilicio para reducir la violencia de la reacción y permitir recuperaciones más altas de Mg.



FIGURA 12-39 Diagrama esquemático del tratamiento de la fundición dúctil.

La **atenuación**, es decir la evaporación gradual y no violenta u oxidación del magnesio, también debe ser controladas. Si no se vacía el hierro en los minutos siguientes después de la nodulación, el hierro se convierte en fundición gris.

3. **Inoculación**. El magnesio por sí mismo es un estabilizador eficaz de carburos, y hace que durante la solidificación se forme fundición blanca. En consecuencia, después de la nodulación se debe inocular el hierro con aleaciones FeSi. El efecto de la **inoculación** también se atenúa con el tiempo.

En comparación con el hierro gris, el hierro fundido dúctil tiene excelente resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad. La ductilidad y la resistencia mecánica también son superiores a las de los hierros maleables, pero dado el mayor contenido de silicio en la fundición dúctil, la tenacidad es inferior. En la figura 12-40 aparecen estructuras típicas de hierro dúctil.

Hierro de grafito compacto En esta fundición la forma del grafito es intermedia entre grafito en hojuelas y esferoidal, con numerosas barras redondeadas interconectadas al núcleo de la celda eutéctica (figura 12-41). Este grafito, que a veces se conoce como **grafito vermicular**, también se forma cuando el hierro dúctil se atenúa.

El grafito compacto permite resistencias mecánicas y ductilidades que exceden a las de la fundición gris, permitiendo que el metal conserve una buena conductividad térmica y propiedades de absorción de la vibración. El tratamiento para la fundición de grafito compacto es similar a la de la fundición dúctil. Sin embargo, durante la nodulación sólo se introduce aproximadamente 0.015% Mg.

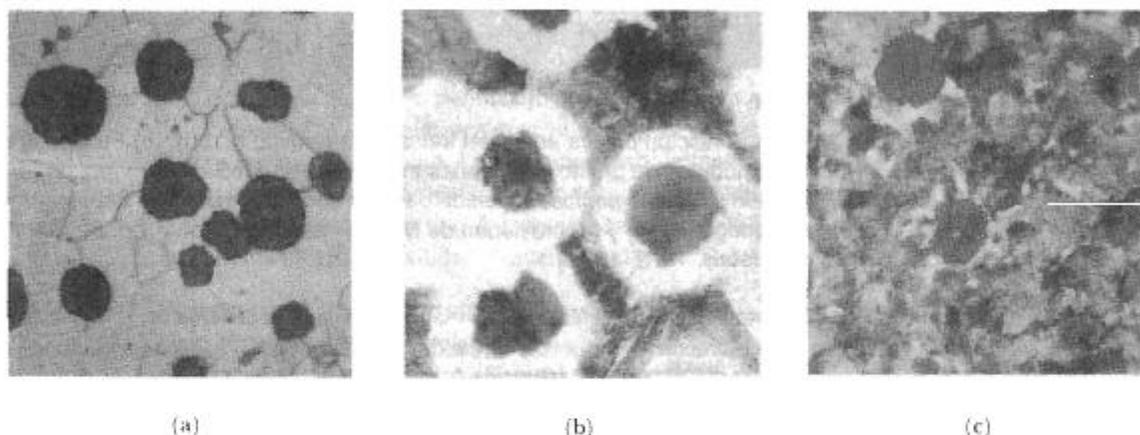


FIGURA 12-40 (a) Fundición dúctil recocida con una matriz de ferrita ($\times 250$). (b) Hierro dúctil fundido con una matriz de ferrita (blanca) y perlita ($\times 250$). (c) Hierro dúctil normalizado con una matriz de perlita ($\times 250$).

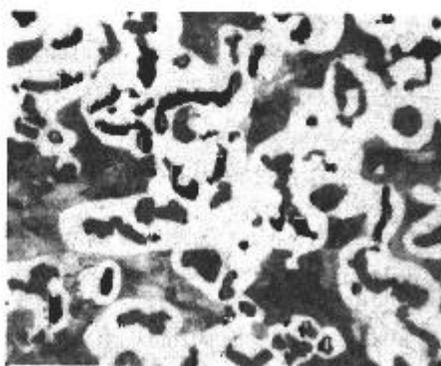


FIGURA 12-41 Estructura de la fundición de grafito compacto, con una matriz de ferrita (blanca) y de perlita (gris) ($\times 250$).

EJEMPLO 12-11

Diseño y selección de materiales para una llave de hierro fundido

Diseñe una llave de hierro fundido para la puerta de su castillo favorito.

SOLUCIÓN

Se podrían aplicar esfuerzos grandes al utilizar la llave para hacer girar la herrumbra cerra-dura en la puerta del castillo. Para asegurarse que la llave no se rompa en la cerradura, deberá ser resistente y dúctil. Esto excluye los hierros fundidos gris y blanco.

Lo probable es que la llave sea de pequeño diámetro y, en consecuencia, se solidifique muy aprisa. Incluso con una inoculación eficaz, podría no lograrse promover una reacción eutéctica estable de grafito y, por tanto, podría resultar difícil producir una fundición dúctil. Sin embargo, una rápida velocidad de enfriamiento producirá fácilmente fundición blanca, la cual pueda tratarse térmicamente para producir fundición maleable. Quizás los grados 50005 o 70003 serían los apropiados.

EJEMPLO 12-12 Diseño y selección de materiales para un molde para el soplado de botellas

Diseñe un molde de hierro fundido en el cual se pueda introducir vidrio caliente y, con presión de aire, se obtenga la forma de la botella.

SOLUCIÓN

El molde se fabricará en dos piezas vaciando el hierro líquido en un molde de arena. Por lo menos, se requerirá cierto maquinado para producir una superficie lisa contra la cual se formará el vidrio.

Se desea producir botellas de vidrio tan rápidamente como sea posible, a fin de maximizar la velocidad de producción. Existe, sin embargo, para el conformado de las botellas una temperatura óptima del molde. Cada vez que se introduce vidrio caliente, también el molde se calienta. Este aumento de temperatura reduce la rapidez de enfriamiento de la botella, lo que aumenta la espera para retirar la botella del molde. Además, se deberá enfriar el molde otra vez a la temperatura óptima. Para minimizar el tiempo de cada ciclo, se debe eliminar el calor de la interfase molde-vidrio tan pronto como sea posible.

El molde no se calienta de manera uniforme en cada ciclo; la superficie contigua al vidrio se calienta a una temperatura más alta, causando más expansión del molde en la superficie. Esta expansión puede llevar a esfuerzos cíclicos causados por la fabricación del vidrio, lo que a su vez puede provocar fatiga térmica y agrietamiento del molde.

Quizás la mejor elección para esta aplicación sería la fundición de hierro gris. La maquinabilidad del hierro gris es excelente, pues reduce los costos de terminado del molde. El grafito en hojuelas distribuye los esfuerzos térmicos, proporcionando resistencia contra la fatiga térmica. Finalmente, las hojuelas de grafito interconectadas aportan una excelente conductividad térmica, permitiendo que el calor se elimine rápidamente de la superficie del molde.

RESUMEN

- Las propiedades de los aceros, determinadas por endurecimiento por dispersión, dependen de la cantidad, tamaño, forma y distribución de la cementita. Estos factores están controlados por aleación y tratamiento térmico.

- Un recocido intermedio cristaliza los aceros trabajados en frío.

La esferoidización produce Fe_3C grande y esferoidal, y una buena maquinabilidad de los aceros de alto carbono.

- El recocido, que involucra un enfriamiento lento en horno después del austenitizado, obtiene una estructura perlítica gruesa conteniendo Fe_3C laminar.

- El normalizado, que involucra enfriamiento al aire después del austenitizado, aporta una estructura perlítica fina y una resistencia mayor en comparación con el recocido.
- En el recocido isotérmico, se obtiene perlita con un espaciado interlaminar uniforme, al transformar la austenita a temperatura constante.
- Se utiliza el revenido en la fase austenítica para producir la bainita, que contiene Fe_3C redondo, mediante una transformación isotérmica.
- Los tratamientos de *templado y revenido requieren de la formación y la descomposición* de la martensita, obteniéndose dispersiones excepcionalmente finas de Fe_3C redondas.

Se puede comprender mejor la mecánica de los tratamientos térmicos mediante la utilización de los diagramas TTT, de los diagramas TEC y de las curvas de templabilidad.

- Los diagramas TTT describen cómo se transforma la austenita en perlita y en bainita a temperaturas constantes.
- Los diagramas TEC describen cómo se transforma la austenita durante el enfriamiento continuo. Estos diagramas dan las velocidades de enfriamiento necesarias para obtener la martensita en los tratamientos de templado y de revenido.
- Las curvas de templabilidad comparan la facilidad con la cual diferentes aceros se transforman en martensita.
- *Los elementos de aleación incrementan los tiempos requeridos para las transformaciones en los diagramas TTT, reducen las velocidades de enfriamiento necesarias para la producción de martensita en los diagramas TEC y mejoran la templabilidad del acero.*

Los aceros especiales y los tratamientos térmicos especiales proporcionan propiedades únicas o combinaciones de propiedades únicas. Los tratamientos de endurecimiento superficial son de particular importancia como el carburizado, que produce una excelente combinación de *resistencia a la fatiga y al impacto*. Los aceros inoxidables, que contienen un mínimo de 12% Cr, tienen excelente resistencia a la corrosión.

Los hierros fundidos, por definición, sufren una reacción eutéctica durante la solidificación. Dependiendo de la composición y del tratamiento, durante la solidificación se formará ya sea Fe_3C o γ y grafito:

- La fundición blanca, con buena resistencia al desgaste, se obtiene al formarse el Fe_3C durante la reacción eutéctica.
- La fundición maleable, con buena resistencia, ductilidad y tenacidad, se produce al tratar térmicamente la fundición blanca para formar grafito redondeado.
- La fundición gris, dúctil y de grafito compacto se produce al generar el grafito directamente durante la solidificación. Dado que el grafito en hojuelas se forma en el hierro gris, su resistencia y ductilidad están limitadas. Las esferas de grafito que se forman en hierro dúctil, como resultado de la adición de magnesio permiten una buena resistencia y ductilidad. La fundición de grafito compacto tiene propiedades intermedias.

GLOSARIO

Aceros de alta aleación de níquel Clase especial de aceros de aleación que obtienen altas resistencias mediante una combinación de la reacción martensítica y el endurecimiento por envejecimiento.

Aceros de fase dual Los tratados para producir martensita dispersa en una matriz de ferrita.

Acero inoxidable dúplex Clase especial de aceros inoxidables que contienen una microestructura de ferrita y austenita.

Aceros inoxidables Grupo de aleaciones ferrosas que contienen por lo menos 12% Cr; aportan una resistencia extraordinaria a la corrosión.

Aceros para herramienta Grupo de aceros de alto carbono que tienen combinaciones de alta dureza, tenacidad o resistencia a temperaturas elevadas.

Atenuación Pérdida de la nodulación o el efecto de inoculación en fundiciones de hierro, como función del tiempo, permitiendo cambios no deseables en la microestructura y en las propiedades.

Austenitizado Tratamiento térmico de un acero o de un hierro fundido a una temperatura en la cual se pueda formar austenita homogénea. La austenitización es el primer paso en la mayor parte de los tratamientos térmicos para el acero y el hierro fundido.

Austenita retenida La que no se transforma en martensita durante el templeado en razón de la expansión volumétrica asociada con la reacción.

Carbonitrurado Proceso de endurecimiento de la superficie de un acero, utilizando carbono y nitrógeno obtenido de una atmósfera especial de gas.

Carburizado Grupo de técnicas de endurecimiento superficial, mediante las cuales se difunde el carbono en el acero.

Celda eutéctica Agrupamiento de hojuelas de grafito producidas durante la solidificación, todas ellas interconectadas a un núcleo común.

Cianuración Endurecimiento de la superficie de un acero con carbono y nitrógeno, obtenido a partir del baño de una solución de cianuro líquido.

Curvas de templabilidad Gráficas que demuestran el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la dureza de un acero como si se hubiera templeado.

Distancia de Jominy Medida que inicia en el extremo templeado de una barra Jominy. La distancia Jominy está relacionada con la velocidad de enfriamiento.

Equivalente de carbono Suma del carbono más una tercera parte del silicio de un hierro fundido.

Esferoidita Microconstituyente que contiene partículas gruesas de cementita esferoidal en una matriz de ferrita; proporciona excelentes características de maquinabilidad en aceros de alto carbono.

Formado en la fase austenítica Tratamiento térmico de origen termomecánico, en el cual la austenita se deforma plásticamente por debajo de la temperatura A_1 y, a continuación, se le permite transformarse en bainita o en martensita.

Grafitización durante la primera etapa El primer paso en el tratamiento térmico de un hierro maleable, durante el cual los carburos masivos formados durante la solidificación, se descomponen en grafito y austenita.

Grafitización durante la segunda etapa El segundo paso en el tratamiento térmico de los hierros maleables, los cuales deben tener una matriz ferrítica. El hierro se enfría lentamente a partir de la temperatura de la grafitización de primera etapa, de tal manera que la austenita se transforme en ferrita y en grafito en vez de en perlita.

Grafito vermicular Grafito redondo e interconectado que se forma durante la solidificación del hierro fundido. Ésta es la forma que se desea en el hierro de grafito compacto, pero es una forma defectuosa en el caso del hierro dúctil.

Grietas de templeado Rupturas que se forman en la superficie de un acero durante el templeado, debido a esfuerzos residuales a la tensión, producidos en función del cambio volumétrico que acompaña la transformación de austenita en martensita.

Hierro fundido Grupo de aleaciones ferrosas que contienen suficiente carbono para que ocurra la reacción eutéctica durante la solidificación.

Hierro fundido blanco Hierro fundido que produce cementita en vez de grafito durante la solidificación. Los hierros blancos son duros y frágiles.

Hierro fundido de grafito compacto Forma del hierro fundido, que se trata con pequeñas cantidades de magnesio y titanio, para hacer que crezca el grafito durante la solidificación como un precipitado interconectado en forma de coral, aportando propiedades a medio camino entre un hierro gris y un hierro dúctil.

Hierro fundido dúctil El tratado con magnesio para hacer que se precipite el grafito durante la solidificación en forma de esferas, dando resistencia y ductilidad excelentes. También se le conoce como *hierro nodular*.

Hierro fundido gris Forma de hierro fundido que, durante la solidificación, permite que crezcan hojuelas de grafito, causando baja resistencia mecánica y una mala ductilidad.

Hierro fundido maleable Forma del hierro fundido obtenida mediante un tratamiento térmico largo, durante el cual la cementita se descompone para producir agregados redondeados de grafito. Se obtiene, como resultado de esta estructura, *buena resistencia y ductilidad*.

Inoculación Adición al hierro fundido de un agente que proporciona sitios de nucleación en los cuales se precipita el grafito durante la solidificación.

Martensita revenida Microconstituyente de la ferrita y de la cementita, formado al revenir la martensita.

Nitrurado Endurecimiento de la superficie de un acero mediante nitrógeno obtenido a partir de una atmósfera especial de gas.

Nodulación Adición de magnesio al hierro fundido para causar la precipitación del grafito en forma de esferas, en vez de hojuelas durante la solidificación.

Normalizado Tratamiento térmico simple obtenido por *austenitización y enfriamiento por aire* para producir una estructura fina perlítica. Se puede efectuar tanto para aceros como para hierros fundidos.

Prueba Jominy Examen utilizado para evaluar la templabilidad. Una barra de acero austenitizada se temple en un solo extremo, proporcionando así un rango de velocidades de enfriamiento a lo largo de la misma.

Profundidad de cementado Área por debajo de la superficie de un acero en la cual se mantiene el endurecimiento superficial después del proceso de carburización.

Recalentamiento Proceso de recalentado de un hierro maleable a fin de reducir la cantidad de carbono, combinada como cementita, al esferoidizar la perlita, revenir la martensita o grafitizar a ambos.

Recocido (acero) Tratamiento térmico utilizado para producir una perlita blanda y gruesa en un acero mediante la austenitización y, a continuación, enfriando en horno.

Recocido (hierro fundido) Tratamiento térmico que se usa para producir una matriz de ferrita en un hierro fundido mediante la austenitización y, a continuación, enfriando en horno.

Recocido intermedio Tratamiento térmico a baja temperatura que se utiliza para eliminar todo, o parte, del efecto del deformado en frío en los aceros.

Recocido isotérmico Tratamiento térmico de un acero, consistente en la austenitización, seguida de un enfriamiento rápido a temperaturas entre A_1 y la nariz de la curva TTT posteriormente se mantiene a temperatura constante, hasta que la austenita se transforme en perlita.

Revenido en la fase austenítica Tratamiento térmico de tipo isotérmico, mediante el cual la austenita se transforma en bainita.

Segundo pico de endurecimiento Dureza extraordinariamente alta en un acero revenido a alta temperatura, causada por la precipitación de los carburos de aleación.

Templabilidad Facilidad con la cual se puede templar un acero para formar la martensita. Los aceros con una alta templabilidad forman la martensita incluso en enfriamiento lento.

Templado arriba de M_s Tratamiento de una austenita a una temperatura justo por encima de M_s y manteniéndola así hasta que la temperatura se iguala en todo el acero antes de enfriarse más para producir la martensita. Este proceso reduce los esfuerzos residuales y las grietas de templado. También se le conoce como *marrevenido*.

PROBLEMAS

12-1 Calcule las cantidades de ferrita, cementita, microconstituyente primario y perlita en los aceros que siguen:

- (a) 1015
- (b) 1035
- (c) 1095
- (d) 10130

12-2 Estime el número AISI-SAE para los aceros con las siguientes microestructuras:

- (a) 38% perlita-62% ferrita primaria
- (b) 93% perlita-7% cementita primaria
- (c) 97% ferrita-3% cementita
- (d) 86% ferrita-14% cementita

12-3 Complete la tabla siguiente:

	Acero 1035	Acero 10115
Temperatura A_1		
Temperatura A_c o A_{cm}		
Temperatura de recocido completo		
Temperatura de normalizado		
Temperatura de recocido intermedio		
Temperatura de esferoidización		

12-4 En un acero 1080 perlítico, las plaquillas de cementita tienen un espesor de 4×10^{-3} cm y las de ferrita tienen un espesor de 14×10^{-3} cm. En un acero 1080 esferoidizado, las esferas de cementita tienen un diámetro de 4×10^{-3} cm. Estime el área total de interfase entre la ferrita y la cementita en un centímetro cúbico de cada uno de estos aceros. Determine la reducción en porcentaje de área superficial al esferoidizar el acero perlítico. La densidad de la ferrita es 7.87 g/cm^3 y la de la cementita es 7.66 g/cm^3 .

12-5 Describa la microestructura presente en un acero 1050 después de cada uno de los pasos de los tratamientos térmicos siguientes:

- (a) caliente a 820°C , temple a 650°C , mantenga así durante 90 s y luego temple a 25°C ;
- (b) caliente a 820°C , temple a 450°C , mantenga durante 90 s y temple a 25°C ;
- (c) caliente a 820°C y temple a 25°C ;
- (d) caliente a 820°C , temple a 720°C , mantenga así durante 100 s y temple a 25°C ;
- (e) caliente a 820°C , temple a 720°C , mantenga así durante 100 s, temple a 400°C y mantenga durante 500 s y temple a 25°C ;
- (f) caliente a 820°C , temple a 720°C y mantenga 100 s, temple a 400°C y mantenga otros 10 s y temple a 25°C ;
- (g) caliente a 820°C , temple a 25°C , caliente a 500°C y mantenga por 10 s, y enfríe al aire a 25°C .

12-6 Describa la microestructura presente en un acero 10110 después de cada uno de los pasos de los tratamientos térmicos siguientes:

(a) caliente a 900°C, temple a 400°C, mantenga durante 10³ s y temple a 25°C;

(b) caliente a 900°C, temple a 600°C y mantenga durante 50 s y temple a 25°C;

(c) caliente a 900°C y temple a 25°C;

(d) caliente a 900°C, temple a 300°C, mantenga durante 200 s y temple a 25°C;

(e) caliente a 900°C, temple a 675°C, mantenga durante 1 s y temple a 25°C;

(f) caliente a 900°C, temple a 675°C, mantenga durante 1 s, temple a 400°C y mantenga durante 900 s y enfríe lentamente a 25°C;

(g) caliente a 900°C, temple a 675°C, mantenga por 1 s, temple a 300°C, mantenga por 10³ s y enfríe al aire a 25°C;

(h) caliente a 900°C, temple a 300°C, mantenga así durante 100 s, temple a 25°C, caliente a 450°C durante 3600 s y enfríe a 25°C;

12-7 Recomiende los tratamientos térmicos isométricos adecuados para obtener lo siguiente, incluyendo temperaturas y tiempos apropiados:

(a) un acero 1050 recocido isotérmicamente con HRC 23,

(b) un acero 10110 recocido isotérmicamente con HRC 40,

(c) un acero 1080 recocido isotérmicamente con HRC 38,

(d) un acero 1050 revenido en la fase austenítica con HRC 40,

(e) un acero 10110 revenido en la fase austenítica con HRC 55 y

(f) un acero 1080 revenido en la fase austenítica con HRC 50

12-8 Compare los tiempos mínimos requeridos para recocer isotérmicamente los siguientes aceros a 600°C. Analice el efecto de contenido del carbono del acero en la cinética de la nucleación y crecimiento durante el tratamiento térmico.

(a) 1050 (b) 1080 (c) 10110

12-9 Se desea producir un acero 1050 que tenga una dureza Brinell de por lo menos 330 y una elongación de por lo menos 15%.

(a) Recomiende un tratamiento térmico, incluyendo las temperaturas apropiadas, que permita conseguir esto. Determine el límite elástico y la resistencia mecánica a la tensión que se obtiene mediante este tratamiento térmico.

(b) ¿Qué esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión se obtendrían en un acero 1080 mediante el mismo tratamiento térmico?

(c) ¿Qué esfuerzo de cedencia, resistencia mecánica a la tensión y qué elongación se obtendrían en un acero 1050 si se normalizara?

12-10 Se desea producir un acero 1050 que tenga una resistencia mecánica a la tensión de por lo menos 175,000 psi y un porcentaje de reducción en área de por lo menos 50%.

(a) Recomiende un tratamiento térmico, incluyendo temperaturas apropiadas, que permita conseguir esto. Determine el número de dureza Brinell, el porcentaje de elongación y el límite elástico que se obtienen mediante este tratamiento térmico.

(b) ¿Qué esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión se obtendrían en un acero 1080 utilizando el mismo tratamiento térmico?

(c) ¿Qué esfuerzo de cedencia, resistencia a la tensión y elongación se obtendrían en un acero 1050 si fuera recocido?

12-11 A un acero 1030 se le da un tratamiento térmico de templado y revenido inadecuado, produciendo una estructura final compuesta de 60% martensita y 40% ferrita. Estime el contenido de carbono de la martensita y la temperatura de austenitización utilizada. ¿Cuál sería la temperatura de austenitización que recomendaría?

12-12 Un acero 1050 debería austenitizarse a 820°C, templarse en aceite a 25°C y revenirse a 400°C durante un tiempo apropiado.

(a) ¿Qué esfuerzo de cedencia, dureza y porcentaje de elongación se esperaría obtener de este tratamiento térmico?

(b) Suponga que el límite elástico real del acero se encuentra es 125,000 psi. ¿Qué pudo haber ocurrido en el tratamiento térmico para causar esta baja resistencia mecánica?

(c) Suponga que la dureza es de HB 525. ¿Qué pudo haber ocurrido durante el tratamiento térmico para causar esta alta dureza?

12-13 Un componente producido a partir de un acero de baja aleación de 0.2% C (figura 12-17) tiene, después del templado, una microestructura que contiene ferrita, perlita, bainita, y martensita. ¿Qué microestructura se obtendría, si se utiliza acero 1080? ¿Qué microestructura se obtendría si se utiliza acero 4310?

12-14 En un acero 1080 templado se encuentra perlita fina y una pequeña cantidad de martensita. ¿Qué microestructura se esperaría si se utiliza un acero de baja aleación 0.2% C? ¿Qué microestructura se esperaría si se utiliza un acero 4340?

12-15 Se determinó que un acero 1070, al ser austenitizado a 750°C, forma una estructura que contiene perlita y una pequeña cantidad de ferrita de borde de grano, que da una resistencia y ductilidad aceptables. ¿Qué cambios en la microestructura, si hay alguno, se esperarían si el acero 1070 contuviera un elemento de aleación como el Mo o el Cr? Explique.

12-16 Utilizando los diagramas TTT, compare la templeabilidad de los aceros 4340 y 1050, determinando los tiempos requeridos para que la transformación isotérmica de la ferrita y la perlita (F_s , P_s , y P_f) ocurra a 650°C.

12-17 Se desea obtener una dureza HRC de 38 a 40 en un acero templado. ¿Qué rango de velocidades de enfriamiento se tendría que obtener de los aceros siguientes? ¿Son inapropiados algunos de ellos?

- (a) 4340 (b) 8640 (c) 9310
(d) 4320 (e) 1050 (f) 1080

12-18 Un componente de acero debe tener una dureza al templado de HRC 35, a fin de evitar desgastes excesivos durante el uso. Cuando la pieza se fabrica a partir de acero 4320, la dureza es de sólo HRC 32.

Determine la dureza, si la parte se fabricara bajo condiciones idénticas, pero con los aceros siguientes. ¿Cuál, si es que hay alguno, de estos aceros sería una mejor elección que el 4320?

- (a) 4340 (b) 8640 (c) 9310
(d) 1050 (e) 1080

12-19 Una pieza producida a partir de acero 4320 tiene después del templado una dureza HRC 35 en un punto crítico. Determine:

- (a) la rapidez de enfriamiento en dicho sitio, y
(b) la microestructura y dureza que se obtendría, si la pieza se fabricara con acero 1080.

12-20 Un acero 1080 se enfría a la velocidad más rápida posible que aún permita la formación de perlita al 100%. ¿Qué rapidez de enfriamiento, distancia de Jominy y dureza se esperan para esta velocidad de enfriamiento?

12-21 Determine la dureza de la microestructura en el centro de una barra de acero 1080 de 1.5 plg de diámetro, producida por templado en

- (a) aceite sin agitar (b) agua sin agitar, y
(c) salmuera agitada

12-22 Una barra de 2 plg de diámetro de acero 4320 debe tener una dureza de por lo menos HRC 35. ¿Cuál es la severidad mínima de templado (coeficiente H)? ¿Qué medio de templado recomendaría usted para pro-

ducir la dureza deseada, con una mínima probabilidad de grietas por templado?

12-23 Se debe templar una barra de acero en agua agitada. Determine el diámetro máximo de la barra que produzca una dureza mínima de HRC 40, si la barra es:

(a) 1050 (b) 1080 (c) 4320
(d) 8640 (e) 4340

12-24 El centro de una barra de acero 4320, de 1 plg de diámetro tiene una dureza HRC 40. Determine la dureza y la microestructura en el centro de una barra de 2 plg de acero 1050 templado en el mismo medio.

12-25 Un acero 1010 debe ser carburizado utilizando una atmósfera de gas que produzca 1.0% C en la superficie del acero. Se define la profundidad de cementado como la distancia debajo de la superficie que aún contiene por lo menos 0.5% C. Si la carburización se efectúa a 1000°C, determine el tiempo requerido para producir una profundidad de cementado de 0.01 plg (vea el capítulo 5 como repaso).

12-26 Se debe carburizar un acero 1015 a 1050°C durante 2 horas utilizando una atmósfera de gas, que produzca un 0.2% C en la superficie del acero. Grafique el porcentaje de carbono en función de distancia desde la superficie del acero. Si después de carburizar se enfría lentamente el acero, determine las cantidades de cada fase y el microconstituyente en intervalos de 0.002 plg de distancia de la superficie (capítulo 5).

12-27 Un acero 1050 se suelda. Después de enfriarlo, se obtienen las durezas en la zona afectada por el calor en varias localizaciones en el borde de la zona de fusión. Determine las durezas esperadas en cada punto, si un acero 1080 fuera soldado bajo las mismas condiciones. Prediga la microestructura en cada posición en un acero 1080 así soldado.

Distancia del borde de la zona de fusión	Dureza en la soldadura 1050
0.05 mm	HRC 50
0.10 mm	HRC 40
0.15 mm	HRC 32
0.20 mm	HRC 28

12-28 Se desea producir un acero inoxidable martensítico que contenga 17% Cr. Recomiende un contenido de carbono y una temperatura de austenitizado que permita obtener 100% martensita durante el templado. ¿Qué microestructura se produciría si entonces la mar-

tensita fuera revenida hasta que se formara el equilibrio de fases?

12-29 Ocasionalmente, cuando se suelda un acero inoxidable austenítico, el depósito de la soldadura puede resultar ligeramente magnético. Con base en el diagrama de fases Fe-Cr-Ni-C [figura 12-30(b)], ¿qué fase se esperaría que esté causando este comportamiento magnético? ¿Por qué se habría formado esta fase? ¿Qué haría usted para restaurar un comportamiento no magnético?

12-30 Una barra de tensión de fundición de hierro gris clase 40 tiene una resistencia a la tensión de 50,000 psi. ¿Por qué es la resistencia a la tensión mayor que la dada por el número correspondiente a su clase? ¿Cuál cree usted que sea el diámetro de la barra de ensayo?

12-31 Se desea producir una fundición de hierro gris que se solidifique sin austenita o grafito primario. Si el contenido de carbono en el hierro es 3.5%, ¿qué porcentaje de silicio deberá agregar?

12-32 Se observó que la grafitización durante la primera etapa, en la producción de una fundición de hierro maleable de 1 plg de espesor se puede efectuar en 6 horas, si la fundición de hierro blanco se calienta lentamente hasta la temperatura PEG. ¿Cuál sería el efecto de los siguientes cambios en el tiempo PEG? Explique: (a) aumentar la velocidad a la cual se calienta la fundición hasta la temperatura PEG;

(b) producir hierro maleable a partir de una fundición de hierro blanco de 0.5 plg de espesor;

(c) incrementar el contenido de silicio en el hierro blanco en 0.25%;

12-33 Cuando se incrementa el espesor de una fundición dúctil, el número de nódulos de grafito normalmente se reduce.

(a) ¿Qué efecto tendrá este resultado en la cantidad de ferrita presente en la matriz? Explique.

(b) Suponga que se observó el efecto opuesto del espesor sobre la cantidad de ferrita. ¿Cómo se explicaría este fenómeno?

12-34 Se desea producir una fundición de hierro dúctil de grado 65-45-12 sin tratamiento térmico.

(a) ¿Qué fase principal deberá estar presente en la matriz?

(b) ¿Incrementar el número de nódulos de grafito producidos durante la solidificación ayudaría u obstaculizaría los esfuerzos de producir esta matriz? Explique. Sugiera un método para modificar el número de nódulos de grafito.

(c) ¿Qué cambios en la composición del hierro ayudarían a producir la matriz deseada?

12-35 Compare las templabilidades esperadas de un acero de bajo carbono, una fundición maleable y una fundición dúctil. Explique por qué se esperan templabilidades diferentes.

12-36 Una fundición maleable 35018 se produce con tratamientos PEG y SEG. Qué ocurrió mal en el tratamiento en caso de que:

(a) la matriz final incluya ferrita con un 10% de perlita;

(b) la estructura final incluya ferrita con 15% masivo de Fe_3C .



PROBLEMAS DE DISEÑO

12-37 Se desea producir una placa que soporte el desgaste de acero con 2 plg de espesor, para una quebradora de piedra. A fin de evitar el remplazo frecuente de la placa, la dureza deberá exceder HRC 38 en un 0.25 plg de la superficie del acero. Sin embargo, la dureza en el centro de la placa no deberá exceder de HRC 32, para asegurar algo de tenacidad. Solamente hay disponible el templado por agua. Diseñe la placa, suponiendo que sólo están a nuestra disposición los aceros que se muestran en la figura 12-23.

12-38 Un acero 10110 templado y revenido tiene grietas superficiales que hacen que la pieza tratada térmicamente sea rechazada por el cliente. ¿Por qué se formaron las grietas? Diseñe un tratamiento térmico, incluyendo temperaturas y tiempos apropiados, que minimice estos problemas.

12-39 Diseñe un acero resistente a la corrosión, para ser utilizado en una bomba que transporta helio líquido a 4 K en un imán superconductor.

12-40 Diseñe un tratamiento térmico para un gancho fabricado de una varilla de acero de 1 plg de diámetro, con una microestructura que, después del templado, contenga una mezcla de ferrita, bainita y martensita. Estime las propiedades mecánicas del gancho.

12-41 Diseñe un tratamiento de recocido para un acero 1050. Asegúrese de incluir detalles de temperaturas, velocidades de enfriamiento, microestructuras y propiedades.

12-42 Diseñe un proceso para producir una flecha de acero de 0.5 cm de diámetro con excelente tenacidad y, al mismo tiempo, que tenga excelente resistencia me-

cánica al desgaste y a la fatiga. La dureza superficial debe ser por lo menos HRC 60, y la dureza 0.01 cm por debajo de la superficie deberá ser aproximada-

mente HRC 50. Describa el proceso, incluyendo detalles de la atmósfera de tratamiento térmico, la composición del acero, las temperaturas y los tiempos.

CAPÍTULO 14

Materiales cerámicos

14-1 Introducción

Los materiales cerámicos son compuestos químicos o soluciones complejas, que contienen elementos metálicos y no metálicos. Por ejemplo la alúmina (Al_2O_3) es un cerámico que tiene átomos metálicos (aluminio) y no metálicos (oxígeno). Los materiales cerámicos tienen una amplia gama de propiedades mecánicas y físicas. Las aplicaciones varían desde productos de alfarería, fabricación de ladrillos y azulejos, utensilios de cocina, tubos de albañal, hasta vidrio, materiales refractarios, imanes, dispositivos eléctricos, fibras y abrasivos. Las losetas que protegen al transbordador espacial están hechas de sílice, un material cerámico. En la mayoría de estas aplicaciones el producto tiene una propiedad esencial o una combinación particular de propiedades que no puede ser obtenida con ningún otro material; siendo esto la base de su selección.

Debido a sus enlaces iónicos o covalentes, los materiales cerámicos por lo general son duros, frágiles, con un alto punto de fusión, tienen baja conductividad eléctrica y térmica, buena estabilidad química y térmica, y elevada resistencia a la compresión. Sin embargo, a veces constituyen un enigma, pues aunque de hecho son frágiles, algunos compuestos con matriz cerámica (como el Si_3N_4 -SiC) tienen valores de tenacidad a la fractura superiores a los de algunos metales (como las aleaciones de aluminio endurecidas por envejecimiento) e incluso algunos son superplásticos. Aunque la mayoría de los productos cerámicos son buenos aislantes eléctricos y térmicos, el SiC y el AlN tienen conductividades térmicas parecidas a las de los metales. Los productos cerámicos como el FeO y el ZnO, son semiconductores y, además, han sido descubiertos materiales cerámicos superconductores como el $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$.

En este capítulo analizaremos los mecanismos mediante los cuales estos materiales se deforman al aplicárseles una carga. Igualmente, es de importancia crítica observar que los materiales cerámicos son frágiles, que los defectos inevitablemente presentes en la estructura pueden hacer que el material falle por su fragilidad, que el tamaño y el número de las imperfecciones difieren en cada pieza cerámica individual y que las propiedades mecánicas sólo pueden describirse de manera estadística. Por estas razones, el comportamiento mecánico de los mate-

riales cerámicos es menos predecible que el de los metales, por esta característica, su uso en aplicaciones críticas de alta resistencia es muy limitado.

En capítulos posteriores se analizarán las propiedades eléctricas, magnéticas, térmicas y ópticas de los cerámicos y se compararán con las de otros materiales.

14-2 La estructura de los cerámicos cristalinos

En el capítulo 3 se presentaron varias estructuras cristalinas para materiales con enlaces iónicos. En estas estructuras, los iones de las celdas unitarias ocupan sitios en la red que proporcionan la coordinación adecuada y aseguran que se obtenga el equilibrio adecuado de cargas. Un gran número de materiales cerámicos, incluyendo el CaO, el MgO, el MnS, el NiO, el MnO, el FeO, y el HfN poseen la estructura del cloruro de sodio. La estructura de la blenda de zinc es típica del ZnS, del BeO, y del SiC; en tanto que varios materiales cerámicos, incluyendo el CaF_2 , el ThO_2 , el CeO_2 , el UO_2 , el ZrO_2 , y el HfO_2 , tienen la estructura de la fluorita. La mayoría de los cerámicos, sin embargo, tienen estructuras cristalinas más complicadas, incluyendo las descritas en la figura 14-1.

Estructura Perovskite La celda unitaria perovskite [figura 14-1(a)] se encuentra en varios cerámicos eléctricos importantes, como el BaTiO_3 , y el SrTiO_3 . En este tipo de celda están presentes tres clases de iones. Si en las esquinas de un cubo están los iones de bario, los iones de

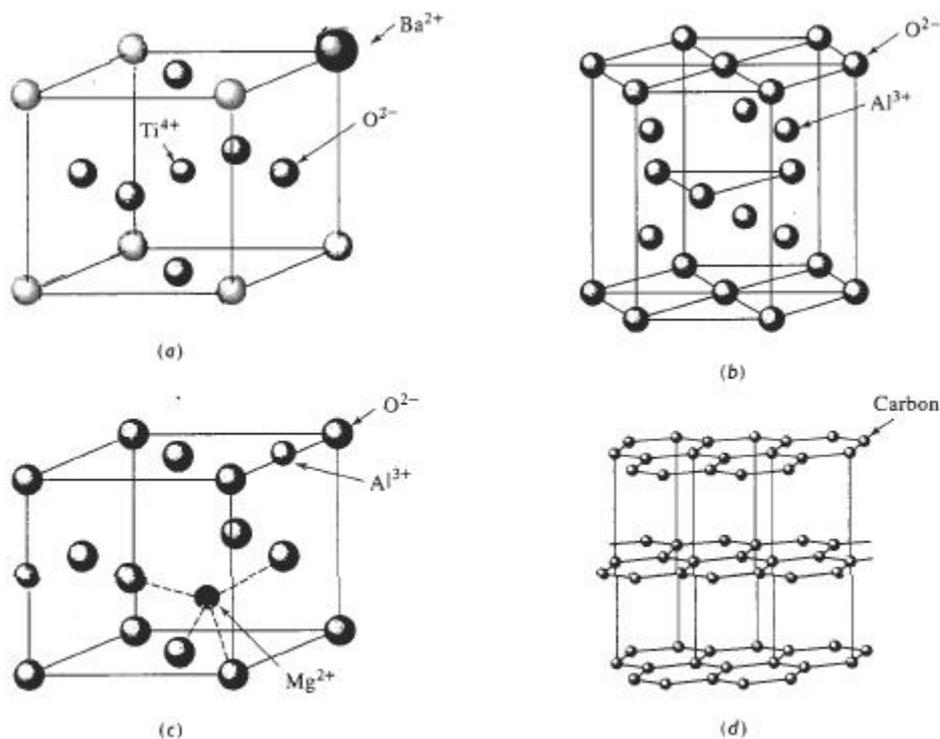


FIGURA 14-1 Estructuras cristalinas de cerámicos complejos: (a) Perovskita, (b) porción de una celda de corindón (dos terceras partes de los sitios Al^{3+} están ocupados), (c) una porción de la celda de espinel, y (d) grafito.

oxígeno llenarán los sitios centrados en las caras y los iones de titanio ocuparán los sitios centrados en el cuerpo. La distorsión de la celda unitaria produce una señal eléctrica, lo que permite que ciertos titanatos sirvan como transductores.

Estructura del corindón Una de las formas de la alúmina, Al_2O_3 tiene la estructura cristalina del corindón, similar a una estructura hexagonal compacta; sin embargo, a cada celda unitaria están asociados 12 iones de aluminio y 18 de oxígeno [figura 14-1(b)]. La alúmina es un material común que se utiliza como refractario, aislante eléctrico y abrasivo. Otros productos cerámicos, incluyendo el Cr_2O_3 y Fe_2O_3 tienen esta estructura.

Estructura de espinel La estructura del espinel típica del $MgAl_2O_4$ [figura 14-1(c)] tiene una celda unitaria cúbica que se puede visualizar como una formación de ocho cubos más pequeños. En cada uno de estos cubos menores se localizan iones de oxígeno en las posiciones normales de una red cúbica centrada en las caras. Dentro de los cubos pequeños hay cuatro sitios intersticiales octaédricos y ocho sitios intersticiales tetraédricos, de los cuales los cationes ocupan tres. En espinel *normal* los iones bivalentes (como el Mg^{2+}) ocupan sitios tetraédricos y los trivalentes (como el Al^{3+}), los octaédricos. En los espinel *inversos*, el ion bivalente y la mitad de los iones trivalentes se localizan en los sitios octaédricos. Esta estructura la tienen muchos cerámicos eléctricos y magnéticos importantes, incluyendo el Fe_3O_4 .

Grafito Al grafito, una de las formas cristalinas del carbono, algunas veces se le considera material cerámico, aunque el carbono es un elemento y no una combinación de átomos metálicos y no metálicos. El grafito tiene una estructura hexagonal por capas [figura 14-1(d)] y se utiliza como material refractario, como lubricante y como fibra.

EJEMPLO 14-1

El corindón o Al_2O_3 tiene una celda unitaria hexagonal [figura 14-1(b)]. Los parámetros de red para la alúmina son $a_0 = 4.75 \text{ \AA}$ y $C_0 = 12.99 \text{ \AA}$, y su densidad es de aproximadamente 3.98 g/cm^3 . ¿Cuántos grupos Al_2O_3 , iones Al^{3+} y iones O^{2-} están presentes en un prisma hexagonal con estas dimensiones?

SOLUCIÓN

El peso molecular de la alúmina es $2(26.98) + 3(16) = 101.96 \text{ g/mol}$. El volumen del prisma hexagonal es:

$$V = a_0^2 c_0 \cos 30 = (4.75)^2 (12.99) \cos 30 = 235.82 \text{ \AA}^3 \\ = 253.83 \times 10^{-24} \text{ cm}^3/\text{prisma}$$

Si x es el número de grupos Al_2O_3 en el prisma, entonces

$$3.98 = \frac{101.96x}{(253.82 \times 10^{-24})(6.02 \times 10^{23})} \\ x = \frac{(3.98)(253.82 \times 10^{-24})(6.02 \times 10^{23})}{101.96} = 6$$

Por lo tanto, un prisma hexagonal que tenga las dimensiones que se dan en el problema contiene seis grupos Al_2O_3 , con 12 iones de aluminio y ocho iones de oxígeno. ■

14-3 La estructura de los silicatos cristalinos

Algunos materiales cerámicos contienen enlaces covalentes. Un ejemplo es la forma cristobalita del SiO_2 , o sílice, que es una materia prima importante para los productos cerámicos (figura 14-2). La disposición de los átomos en la celda unitaria proporciona la coordinación adecuada, equilibra la carga y, además, asegura que no se viole la direccionalidad de los enlaces covalentes.

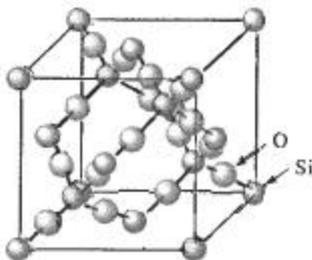


FIGURA 14-2 Estructura cristalina de la cristobalita, una de las formas del SiO_2 .

En el sílice, el enlace covalente requiere que los átomos de silicio tengan cuatro vecinos cercanos (cuatro átomos de oxígeno), creando así una estructura tetraédrica. Los tetraedros de silicio-oxígeno son las unidades estructurales fundamentales del sílice, de las arcillas y de silicatos vítreos. Los tetraedros de sílice, SiO_4^{4-} se comportan como grupos iónicos; los iones de oxígeno en las esquinas de los tetraedros son atraídos por otros iones o también, uno o más iones de oxígeno pueden ser compartidos por dos grupos tetraédricos, a fin de satisfacer el equilibrio de cargas. La figura 14-3 resume estas estructuras.

Compuestos de silicatos Cuando dos iones Mg^{2+} están disponibles para combinarse con un tetraedro, se produce un compuesto Mg_2SiO_4 , o forsterita. Los dos iones Mg^{2+} satisfacen los requisitos de carga y equilibran a los iones SiO_4^{4-} . Los grupos Mg_2SiO_4 , a su vez, producen una estructura cristalina tridimensional. De modo similar, los iones Fe^{2+} pueden combinarse con los

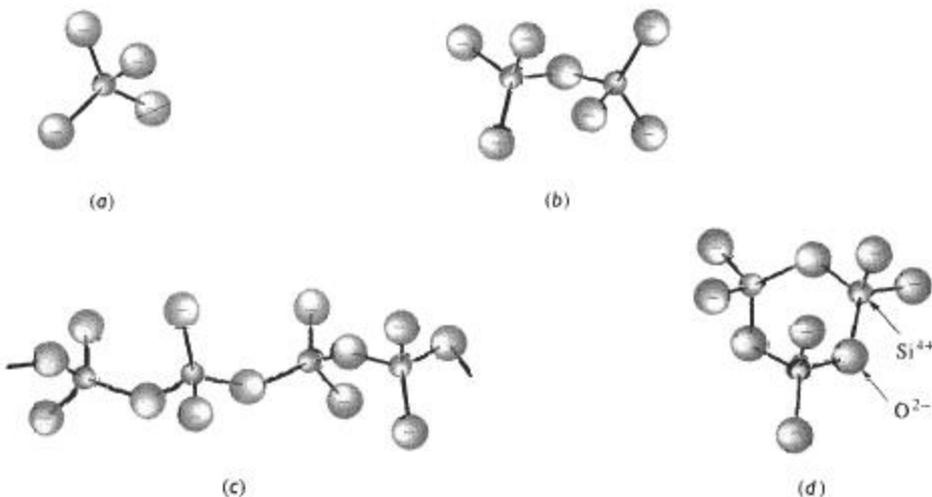


FIGURA 14-3 Disposición de los tetraedros de sílice: (a) isla de ortosilicato, (b) isla de piroxilicato, (c) cadena y (d) anillo. Los iones positivos son atraídos hacia los grupos de silicatos.

tetraedros de sílice para producir Fe_2SiO_4 . El Mg_2SiO_4 y el Fe_2SiO_4 forman una serie de soluciones sólidas conocidas como *olivinas* u **ortosilicatos**.

Dos tetraedros de silicatos pueden combinarse compartiendo un vértice para producir un tetraedro doble, es decir, un ion $\text{Si}_2\text{O}_7^{6-}$. Este grupo iónico puede a su vez combinarse con otros iones para producir **pirosilicatos**, es decir, compuestos de tetraedros dobles.

Estructuras de anillo y de cadena Cuando dos vértices del tetraedro se comparten con otros grupos tetraédricos, se forman anillos y cadenas con el tipo de fórmula $(\text{SiO}_3)_n^{2n-}$, en la cual n indica el número de grupos SiO_3^{2-} de la cadena o del anillo. Gran cantidad de materiales cerámicos tienen esta estructura de **metasilicato**. La wolastonita (CaSiO_3) está constituida por anillos de Si_3O_9 ; el berilo ($\text{Be}_3\text{Al}_2\text{Si}_6\text{O}_{18}$) contiene anillos grandes de Si_6O_{18} ; y la enstatita (MgSiO_3) tiene una estructura en cadena.

Estructuras laminares (arcillas) Cuando la relación O:Si resulta en la fórmula Si_2O_5 , los tetraedros se combinan para formar estructuras laminares (figura 14-4). En una formación ideal, tres de los átomos de oxígeno de cada tetraedro están ubicados en un solo plano, formando un patrón hexagonal. Los átomos de silicio en los tetraedros forman un segundo plano, también con un patrón hexagonal. El cuarto átomo de oxígeno de cada tetraedro está presente en un tercer plano. Estos últimos átomos están enlazados iónicamente con otros grupos de átomos, formando materiales como las arcillas, la mica y el talco.

La caolinita, una arcilla común está compuesta por láminas de silicato enlazadas iónicamente a una hoja compuesta por grupos Al y OH, lo que produce unas plaquetas delgadas de arcilla en forma hexagonal con la fórmula $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_5(\text{OH})_4$ [figura 14-5(a)]. La montmorilonita, es decir $\text{Al}_2(\text{Si}_2\text{O}_5)_2(\text{OH})_2$ contiene dos láminas de silicato que "presan" al aluminio central y a una capa de OH [figura 14-5(b)]. Los enlaces entre cada una de estas plaquetas de arcilla se realizan mediante una combinación de enlaces iónicos y covalentes. Las plaquetas individuales están unidas entre sí por enlaces de Van der Waals débiles. Las arcillas son componentes importantes de muchos materiales cerámicos.

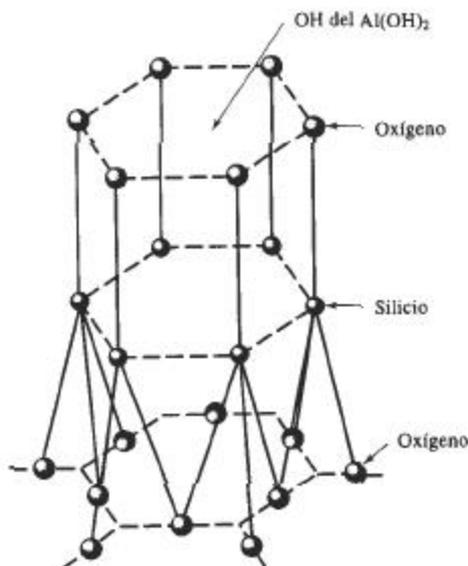


FIGURA 14-4 Los tetraedros de sílice producen estructuras laminares en forma hexagonal, que son la base de las arcillas y otros minerales. Cada átomo de silicio del plano medio tiene enlace covalente con cuatro átomos de oxígeno. (Note que el dibujo está distorsionado en su eje c , para mostrar mejor la disposición de los iones.)

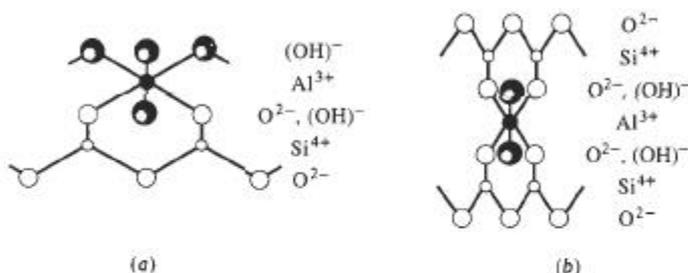


FIGURA 14-5 Estructura laminar de los silicatos que forma la base de las arcillas. (a) Caolinita y (b) montmorilonita.

Sílice Finalmente, cuando las cuatro esquinas de los tetraedros están compartidas con otros tetraedros iguales se produce la cristobalita, forma típica del SiO_2 . Este compuesto puede existir en varias formas alotrópicas. Conforme se incrementa la temperatura, el sílice cambia de cuarzo α a cuarzo β a tridimita β a cristobalita β y a líquido. El diagrama de equilibrio presión-temperatura de la figura 14-6 muestra las formas estables del sílice. La transformación del cuarzo α al β está acompañada por un cambio brusco en las dimensiones del sílice. Estos mismos cambios en el cuarzo se muestran en la figura 14-7. Este cambio de volumen está acompañado por esfuerzos altos e incluso por agrietamiento.

EJEMPLO 14-2

Determine el tipo de estructura de silicato que se espera para cada uno de los cerámicos complejos siguientes:

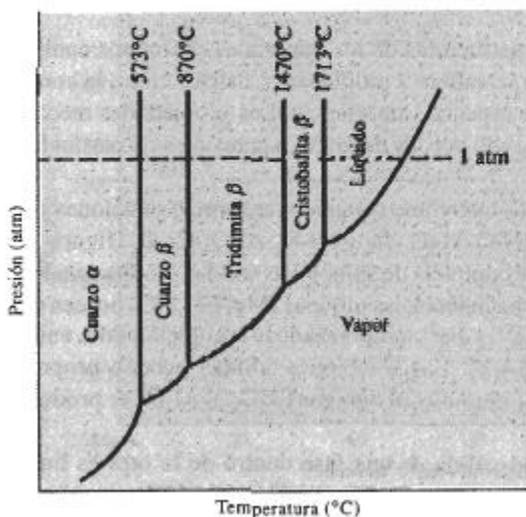
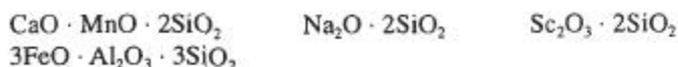


FIGURA 14-6 Diagrama de fases presión-temperatura para el SiO_2 .

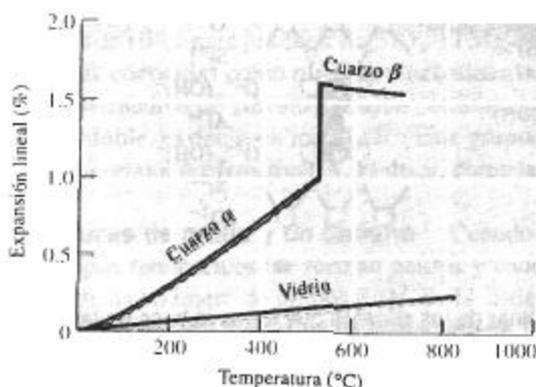
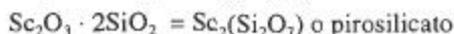


FIGURA 14-7 Expansión del cuarzo. Además de la expansión normal, casi lineal, la transformación de cuarzo α en cuarzo β es acompañada por una gran expansión súbita. Sin embargo, los vidrios se expanden uniformemente.

SOLUCIÓN

Si reorganizamos las fórmulas químicas de los cerámicos, podemos aislar las relaciones de Si y de O dentro de las estructuras:



14-4 Imperfecciones en las estructuras cerámicas cristalinas

Igual que en los metales, las estructuras de los materiales cerámicos contienen una diversidad de imperfecciones. En lo que se refiere a propiedades físicas, como la conductividad eléctrica, los defectos puntuales son de especial importancia. Las propiedades mecánicas están determinadas por superficies, incluyendo bordes de grano, superficies de partícula y poros.

Defectos puntuales En los materiales cerámicos se forman soluciones sólidas sustitucionales e intersticiales. Los sistemas NiO-MgO (figura 9-8), Al_2O_3 - Cr_2O_3 (figura 9-9) y MgO-FeO (figura 9-18) presentan una serie completa de soluciones sólidas sustitucionales y tienen diagramas de fases isomorfos. De la misma manera, las olivinas $(\text{Mg}, \text{Fe})_2\text{SiO}_4$ poseen un rango completo de solubilidad, con los iones Mg^{2+} y Fe^{2+} remplazándose completamente entre sí dentro de la estructura de silicato (figura 14-8). Las soluciones sólidas pueden proporcionar propiedades físicas fuera de lo común; por ejemplo, al agregar Cr_2O_3 al Al_2O_3 se produce el rubí, que puede servir como un láser.

A menudo, la solubilidad sólida de una fase dentro de la otra es limitada. En el sistema MgO- Al_2O_3 (figura 14-9), parte del Al_2O_3 es soluble en el MgO por encima de los 1600°C, en tanto que nada del MgO es soluble en Al_2O_3 a cualquier temperatura. Este sistema también incluye una solución sólida intermedia MgAl_2O_4 o espinel. En otros sistemas, como el SiO_2 -MgO

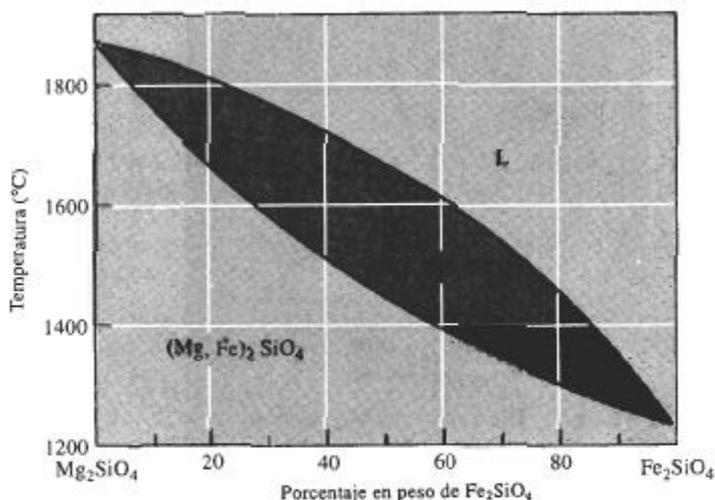


FIGURA 14-8 El diagrama de fases Mg_2SiO_4 - Fe_2SiO_4 que muestra completa solubilidad de sólidos.

(figura 14-10), no existe solubilidad sólida y se observan dos compuestos estequiométricos, $MgSiO_3$ (enstatita) y Mg_2SiO_4 (forsterita).

Es difícil mantener una distribución equilibrada de cargas cuando se introducen iones de solución sólida. Sin embargo, en los materiales cerámicos se pueden acomodar de diversas formas las deficiencias o los excesos en las cargas. Por ejemplo, si un ion Al^{3+} en el centro de una plaqueta de arcilla de montmorilonita es remplazado por un ion Mg^{2+} , la plaqueta de arcilla tiene una carga negativa adicional. A fin de equilibrar la carga, un ion cargado positivamente,

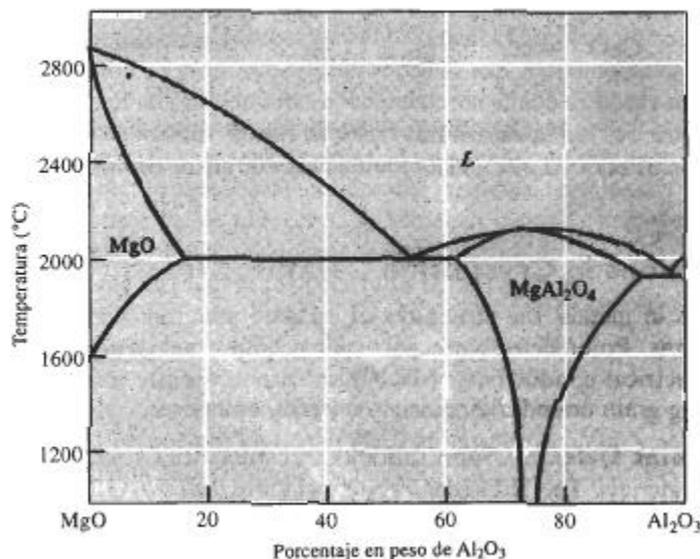


FIGURA 14-9 Diagrama de fases MgO - Al_2O_3 , que muestra una solubilidad en sólidos limitada y presencia del compuesto $MgAl_2O_4$ o espinel.

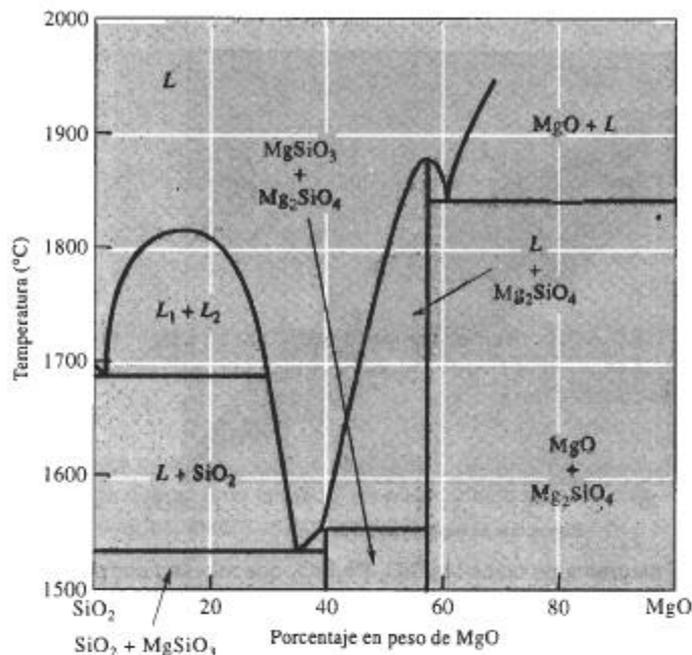


FIGURA 14-10 Diagrama de fases $\text{SiO}_2\text{-MgO}$, mostrando nula solubilidad sólida y presencia del MgSiO_3 (enstatita) y del Mg_2SiO_4 (forsterita).

como el de sodio o el de calcio, es absorbido hacia la superficie de la plaqueta de arcilla (figura 14-11). El tipo y número de iones absorbidos afecta la química superficial de las plaquetas y esto a su vez afecta la conformabilidad y resistencia de los productos cerámicos basados en arcillas.

Una segunda manera de acomodar la carga fuera de equilibrio es creando vacancias (como fue descrito en el capítulo 4). Se podría esperar que el FeO tuviera un número igual de iones Fe^{2+} y O^{2-} en la estructura igual a la del cloruro de sodio. Sin embargo, el FeO siempre tiene una estructura no estequiométrica, que se forma cuando dos iones Fe^{3+} reemplazan a tres iones Fe^{2+} . Esto genera una vacancia donde normalmente estaría ubicado un ion de hierro (figura 14-12). Cuando hay iones Fe^{3+} en la estructura, existe un menor número de iones Fe que de iones de oxígeno, y no se obtendrá la relación estequiométrica de un ion de Fe por un ion de oxígeno. En

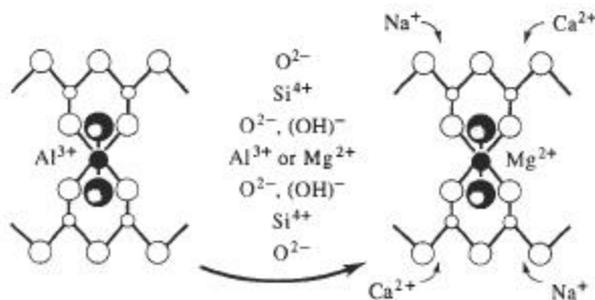


FIGURA 14-11 Reemplazo de un ion Al^{3+} por un ion Mg^{2+} en una plaqueta de arcilla montmorillonita, produciendo un desequilibrio de cargas que permite a los cationes, como el de sodio y el de calcio, que sean atraídos a la arcilla.

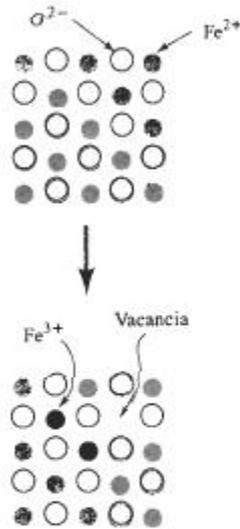


FIGURA 14-12 Formación de vacancias en el FeO cuando iones de valencia distinta son sustituidos en la estructura. Para mantener una carga igual, deben crearse vacancias.

este caso, el óxido de hierro se representa con la fórmula Fe_{1-x}O , para indicar su naturaleza no estequiométrica. Defectos como éste ocurren con frecuencia en los materiales cerámicos y a veces originan propiedades especiales. Por ejemplo, el FeO se comporta como un semiconductor.

También podríamos sustituir más de un tipo de iones. Por ejemplo, podemos introducir un ion Li^+ y un ion Fe^{3+} para reemplazar dos iones Mg^{2+} en el MgO. En este mecanismo, no es necesario crear vacancias, éstas pudieran estar presentes como defectos de Frenkel o defectos Schottky (figura 4-11). El defecto de Frenkel ocurre cuando un ion deja su posición normal y aparece una vacancia. El defecto Schottky corresponde a un par de vacancias: una vacancia catión y una vacancia anión.

EJEMPLO 14-3

Diseñe un método para cambiar la composición de la arcilla

Cuando a la arcilla montmorilonita (o bentonita) se le agrega agua, la arcilla actúa como aglutinante para unir granos de arena, produciendo moldes de arena verde para la fabricación de fundiciones de metal. Hay arcillas que contienen uno por ciento de Ca, el cual es absorbido en la superficie de las plaquetas. Se obtienen mejores propiedades para los moldes (como una menor expansión térmica y una mejor reciclabilidad) si en la arcilla se absorbiera Na en vez de Ca. Diseñe un proceso para convertir la bentonita de calcio en bentonita de sodio.

SOLUCIÓN

Se podría, simplemente, comprar bentonita de sodio, que ya de por sí contiene Na absorbido. Pero los cargos por embarque podrían resultar prohibitivos. La alternativa sería cambiar la composición superficial de la bentonita de Ca mezclando la arcilla con carbonato de sodio, Na_2CO_3 . Los iones Na y Ca se reemplazan entre sí y los iones Na se unen a las plaquetas de arcilla y los iones Ca forman CaCO_3 . Esta arcilla "activada" tiene propiedades parecidas a las de la bentonita de sodio.

La fórmula de la montmorilonita es $\text{Al}_2(\text{Si}_2\text{O}_5)_2(\text{OH})_2$ y tiene un peso molecular de 360.28 g/mol. En un kg de arcilla, existen $1000/360.28 = 2.776$ moles de montmorilonita.

Si el 1% en peso de la arcilla es calcio ($M = 40.08 \text{ g/mol}$), entonces en un kg de arcilla hay aproximadamente 10 g de Ca, es decir $10/40.08 = 0.25$ moles de calcio. Si se reemplazan todos los iones de Ca^{2+} por todos los iones Na^+ del carbonato de sodio, entonces, para mantener un equilibrio de cargas, es necesario introducir 0.50 moles de sodio ($M = 22.99 \text{ g/mol}$), es decir $22.99 \times 0.50 = 11.50 \text{ g}$ de Na. El peso molecular del Na_2CO_3 es 105.98 g/mol. Se necesita un mol de carbonato de sodio por cada dos moles de Na, es decir, se requieren 0.25 moles de carbonato de sodio, a fin de tener suficiente Na para reemplazar el Ca:

$$\text{g de Na}_2\text{CO}_3 = (0.25)(105.98) = 26.50 \text{ g}$$

Bajo condiciones ideales, suponiendo que se consume todo el carbonato de sodio, el diseño del proceso sería producir una arcilla activada, mezclando 26.50 g de carbonato de sodio con 1000 g de bentonita de Ca.

EJEMPLO 14-4

Los compuestos cerámicos que contienen imperfecciones de red pueden actuar como semiconductores. En el FeO, cada vacancia introduce un portador de carga eléctrica. Diseñe un cerámico FeO que contenga 5.7×10^{21} vacancias (y por lo tanto 5.7×10^{21} portadores de carga) por cm^3 . El FeO tiene la estructura del cloruro de sodio y un parámetro de red de 0.412 nm.

SOLUCIÓN

Debido a la estructura de cloruro de sodio, se sabe que tendrá que haber cuatro sitios Fe^{2+} y cuatro sitios O^{2-} . Para obtener 5.7×10^{21} portadores de carga o, vacancias de Fe^{2+} , necesitamos:

$$(5.7 \times 10^{21} \text{ vacancias/cm}^3)(4.12 \times 10^{-8} \text{ cm})^3 = 0.4 \text{ vacancias/celda}$$

Para producir vacancias de Fe^{2+} en el FeO, se debe reemplazar una fracción de los iones por iones Fe^{3+} . Cuando se introducen dos iones Fe^{3+} , deben eliminarse tres iones Fe^{2+} , creando así una vacancia. Supongamos que tenemos 25 celdas unitarias de FeO, es decir, 100 iones de oxígeno. También existen 100 sitios de iones de hierro. El número de vacancias que se requieren $(0.4 \text{ vacancias/celda})(25 \text{ celdas}) = 10$ vacancias. Para obtener diez vacancias, se necesita agregar 20 iones Fe^{3+} y eliminar 30 Fe^{2+} . Por lo tanto, se espera obtener:

- 100 iones de oxígeno
- 70 iones de Fe^{2+}
- 20 iones de Fe^{3+}
- 10 vacancias

Estos iones constituyen una "fórmula" del $\text{Fe}_{0.9}\text{O}$, que permite al FeO comportarse como semiconductor y tener el número requerido de portadores de carga.

El porcentaje atómico de oxígeno en esta estructura es:

$$\% \text{ atómico de oxígeno} = \frac{100 \text{ átomos de oxígeno}}{100 \text{ O} + 70 \text{ Fe}^{2+} + 20 \text{ Fe}^{3+}} \times 100 = 52.6\%$$

El porcentaje en peso de oxígeno en la estructura es

$$\% \text{ en peso de oxígeno} = \frac{(52.6)(16 \text{ g/mol})}{(52.6)(16 \text{ g/mol}) + (47.4)(55.847 \text{ g/mol})} \times 100 = 24.1$$

Dislocaciones En algunos materiales cerámicos, incluyendo el LiF, el zafiro (Al_2O_3), y el MgO se observan dislocaciones. Sin embargo, éstas no se mueven con facilidad, debido a un vector de Burgers grande, a la presencia de relativamente pocos sistemas de deslizamiento, y a la necesidad de romper enlaces iónicos fuertes para después obligar a los iones a deslizarse frente a los de carga opuesta. Debido a que no ocurre deslizamiento las grietas no se redondean por la deformación del material que se encuentra en la punta de la grieta y, en consecuencia, su propagación continúa. El material cerámico es frágil.

Aunque las dislocaciones se mueven con mayor facilidad a temperaturas elevadas, es más probable que ocurra deformación mediante mecanismos como el deslizamiento de bordes de grano y el flujo viscoso de las fases vítreas.

Defectos superficiales Los límites de grano (figura 14-13) y las superficies de las partículas son defectos superficiales importantes en los cerámicos. Típicamente, los cerámicos con un grano de tamaño fino tienen mayor resistencia que los cerámicos de grano más grueso. Los granos más finos ayudan a reducir los esfuerzos que se desarrollan en sus bordes debido a la expansión y la contracción anisotrópica. Normalmente, se produce un tamaño de grano fino utilizando desde el principio materias primas cerámicas de partículas más finas.

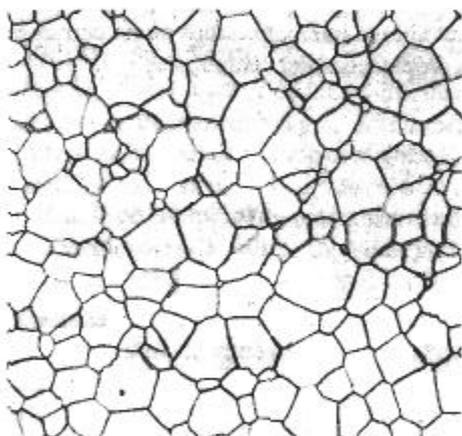


FIGURA 14-13 Estructura de grano en el PLZT, un titanato de plomo-lantano-circonio, utilizado como material sensor cerámico ($\times 600$). (Cortesía de G. Haertling)

Las superficies de las partículas, que representan planos de uniones covalentes o iónicas rotas y no satisfechas son reactivas. Las moléculas gaseosas, por ejemplo, pueden ser absorbidas en la superficie para reducir la energía superficial. En los depósitos de arcilla, iones distintos al material pueden ser atraídos hacia la superficie de la plaqueta (figura 14-14) alterando su composición, sus propiedades y la conformabilidad de la arcilla y de sus productos.

Porosidad Los poros pueden ser considerados como un tipo especial de defecto superficial. En un material cerámico los poros pueden estar interconectados o bien cerrados. La **porosidad aparente** mide los poros interconectados y determina la permeabilidad, es decir, la facilidad con la cual pasan gases y otros fluidos a través del componente cerámico. La porosidad aparente se determina pesando el material cerámico seco (W_d); después se vuelve a pesar cuando está suspendido en agua (W_s) y después de que ha sido retirado del agua (W_w). Utilizando unidades en gramos y cm^3 :

$$\text{Porosidad aparente} = \frac{W_w - W_d}{W_w - W_s} \times 100 \quad (14-1)$$

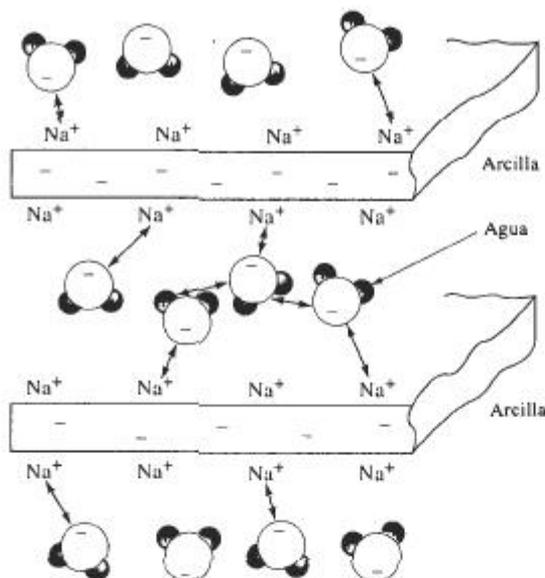


FIGURA 14-14 La superficie de las partículas es importante en el comportamiento y uso de las arcillas, cuando absorben otros iones y moléculas, y permiten que la arcilla húmeda aglutine materiales más gruesos en cuerpos cerámicos.

La **porosidad real** incluye tanto poros interconectados como cerrados. La porosidad real, que se correlaciona mejor con las propiedades del cerámico es

$$\text{Porosidad real} = \frac{\rho - B}{\rho} \times 100, \quad (14-2)$$

donde

$$B = \frac{W_d}{W_w - W_s} \quad (14-3)$$

B es la **densidad en masa** y ρ es la densidad real o gravedad específica del cerámico. La densidad en masa es el peso del cerámico dividido entre su volumen.

EJEMPLO 14-5

Para producir una pieza cerámica resistente se compactan partículas de carburo de silicio y se hornean a alta temperatura. La gravedad específica del SiC es de 3.2 g/cm^3 . La pieza cerámica se pesa sucesivamente cuando está seca (360 g); después de remojarse en agua (385 g), y mientras está suspendida en agua (224 g). Calcule la porosidad aparente, la porosidad real y la fracción del volumen de poros que están cerrados.

SOLUCIÓN

$$\text{Porosidad aparente} = \frac{W_w - W_d}{W_w - W_s} \times 100 = \frac{385 - 360}{385 - 224} \times 100 = 15.5\%$$

$$\text{Densidad en masa} = B = \frac{W_d}{W_w - W_s} = \frac{360}{385 - 224} \approx 2.24$$

$$\text{Porosidad real} = \frac{\rho - B}{\rho} \times 100 = \frac{3.2 - 2.24}{3.2} \times 100 = 30\%$$

El porcentaje de poros cerrados es la porosidad real menos la aparente, es decir, $30 - 15.5 = 14.5\%$. De donde

$$\text{Fracción de poros cerrados} = \frac{14.5}{30} = 0.483$$

14-5 La estructura de los vidrios cerámicos

Los materiales cerámicos no cristalinos más importantes son los vidrios. Un vidrio es un material sólido que se ha endurecido y vuelto rígido sin cristalizar. En cierta forma, el vidrio es parecido a un líquido subenfriado. Sin embargo, por debajo de la **temperatura de transición del vidrio** (figura 14-15), se reduce la velocidad de contracción volumétrica por enfriamiento y el material se puede considerar un vidrio y no un líquido subenfriado. Las estructuras vítreas se producen al unirse los tetraedros de sílice u otros grupos iónicos, para producir una estructura reticular no cristalina, pero sólida (figura 14-16).

También se pueden encontrar estructuras no cristalinas en polvos excepcionalmente finos, como en geles y coloides. En estos materiales, el tamaño de las partículas puede ser de 10 nm o menos. Estos materiales amorfos, como algunos cementos y adhesivos, se producen por condensación de vapores, por electrodeposición por reacciones químicas.

Vidrios de silicato Los vidrios de silicato son los más ampliamente utilizados. El *silice fundido*, hecho a partir de SiO_2 puro, tiene un alto punto de fusión y sus cambios dimensionales durante el calentamiento y el enfriamiento son reducidos (figura 14-7). Sin embargo, generalmente los vidrios de silicato contienen óxidos adicionales (tabla 14-1). Aunque los óxidos como el sílice se comportan como **formadores de vidrio**, un óxido **intermedio** (como el óxido de plomo o de aluminio) no forma vidrio por sí mismo, pero se incorpora en la estructura de red de los formadores de vidrio. Un tercer grupo de óxidos, los **modificadores**, rompen la estructura reticular y finalmente hacen que el vidrio se devitrifique, es decir, se cristalice.

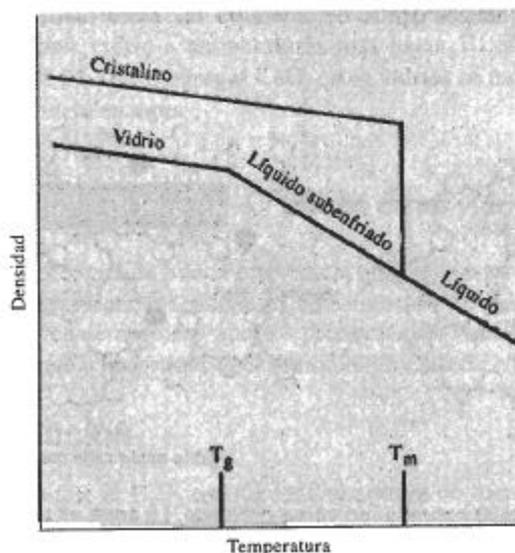
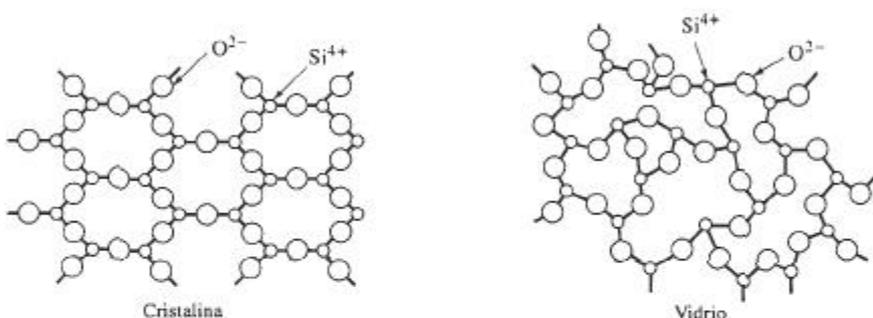


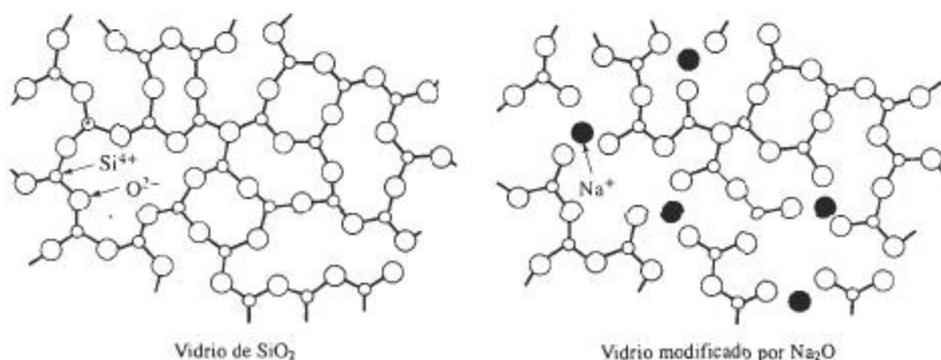
FIGURA 14-15 Cuando el sílice se cristaliza durante el enfriamiento, se observa un cambio súbito de densidad. Para el sílice vítreo, sin embargo, el cambio en la pendiente de la temperatura de transición del vidrio indica la formación de un vidrio a partir del líquido subenfriado.

TABLA 14-1 Clasificación de los óxidos en formadores, intermedios y modificadores de vidrio

Formadores de vidrio	Intermedios	Modificadores
B_2O_3	TiO_2	Y_2O_3
SiO_2	ZnO	MgO
GeO_2	PbO	CaO
P_2O_5	Al_2O_3	PbO_2
V_2O_3	BeO	Na_2O

**FIGURA 14-16** Estructuras cristalina y vítrea de silicatos. Ambas estructuras tienen orden de corto alcance, pero solamente la estructura cristalina tiene orden de largo alcance.

Vidrios de silicato modificados Si la relación oxígeno-silicio aumenta de manera significativa los modificadores rompen la red de sílice. Por ejemplo, cuando se agrega Na_2O , los iones de sodio entran en los huecos dentro de la red, en vez de formar parte de la misma. Sin

**FIGURA 14-17** Efecto del Na_2O sobre la red vítrea del sílice. La sosa es un modificador que interrumpe la red vítrea, reduciendo la capacidad de formar vidrio.

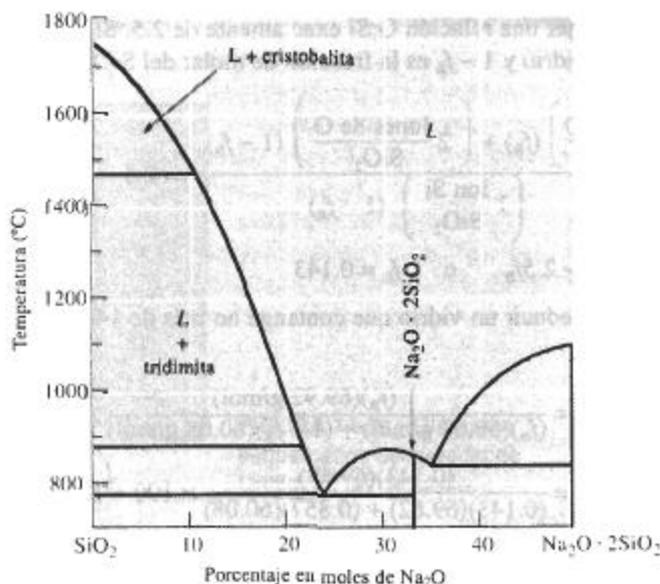


FIGURA 14-18 Diagrama de fases $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$. La adición de sosa (Na_2O) al sílice reduce de manera dramática la temperatura de fusión del sílice.

embargo, el ion de oxígeno que se introduce con el Na_2O , sí se combina y forma parte de la red (figura 14-17). Cuando esto ocurre, no existen suficientes iones de silicio para combinarse con los iones de oxígeno adicionales y conservar la red intacta. Finalmente, una relación alta de O:Si provoca que los tetraedros restantes de sílice formen cadenas, anillos o compuestos, y el sílice ya no se transforma en un vidrio. Cuando la relación O:Si esté por arriba de aproximadamente 2.5, es difícil que se formen vidrios de sílice; por encima una relación de tres, se forma el vidrio sólo tomando precauciones especiales, como el uso de altas velocidades de enfriamiento.

La modificación también reduce el punto de fusión y la viscosidad del sílice, lo que permite producir vidrio a temperaturas más bajas. El efecto de agregar Na_2O al sílice aparece en la figura 14-18. Al agregar CaO , estos vidrios se modifican aún más, lo cual reduce la solubilidad del vidrio en agua.

EJEMPLO 14-6

Diseño de un vidrio

Se produce una buena resistencia química en un vidrio al introducir B_2O_3 en el sílice. A fin de asegurar buenas tendencias de formación de vidrio, se desea una relación O:Si inferior a 2.5; también se requiere que los productos de vidrio tengan una baja temperatura de fusión, para facilitar y hacer más económico el proceso de conformación del vidrio. Diseñe este vidrio.

SOLUCIÓN

Dado que el B_2O_3 reduce la temperatura de fusión del sílice, se desea agregar tanto como sea posible. Sin embargo, también se debe procurar que la relación O:Si no exceda 2.5, lo que limitará la cantidad de B_2O_3 . Como ejemplo, se puede determinar la cantidad de B_2O_3 que se

debe agregar para obtener una relación O:Si exactamente de 2.5. Si f_B es la fracción molar de B_2O_3 que se agrega al vidrio y $1 - f_B$ es la fracción molar del SiO_2

$$\frac{O}{Si} = \frac{\left(3 \frac{\text{Iones de O}}{B_2O_3}\right) (f_B) + \left(2 \frac{\text{Iones de O}}{SiO_2}\right) (1 - f_B)}{\left(1 \frac{\text{Ion Si}}{SiO_2}\right) (1 - f_B)} = 2.5$$

$$3f_B + 2 - 2f_B = 2.5 - 2.5f_B \quad \text{o} \quad f_B = 0.143$$

Por lo tanto, se debe producir un vidrio que contenga no más de 14.3% en moles de B_2O_3 . En porcentaje en peso

$$\% \text{ en peso de } B_2O_3 = \frac{(f_B)(69.92 \text{ g/mol})}{(f_B)(69.62 \text{ g/mol}) + (1 - f_B)(60.08 \text{ g/mol})} \times 100$$

$$\% \text{ en peso de } B_2O_3 = \frac{(0.143)(69.62)}{(0.143)(69.62) + (0.857)(60.08)} \times 100 = 16.2$$

14-6 Fallas mecánicas en los materiales cerámicos

Los materiales cerámicos, tanto cristalinos como no cristalinos son muy frágiles, particularmente a temperaturas bajas. El problema con la fractura frágil de los materiales cerámicos se intensifica por la presencia de imperfecciones como pequeñas grietas, porosidad, inclusiones extrañas, fases cristalinas o un tamaño grande de grano, que típicamente se introducen en el proceso de manufactura. Los defectos varían en tamaño, forma y orientación, tanto dentro de un solo componente, como de un componente a otro.

Fractura frágil Cualquier grieta o imperfección limita la capacidad de un producto cerámico para resistir un esfuerzo a tensión. Esto es debido a que una grieta (a veces conocida como **defecto de Griffith**) concentra y amplifica el esfuerzo aplicado. La figura 14-19 muestra una grieta de longitud a en la superficie de un material frágil. También aparece el radio de curvatura r de la punta de la grieta. Cuando se aplica un esfuerzo a tensión σ , el esfuerzo real en el extremo de la grieta es:

$$\sigma_{\text{real}} \cong 2\sigma \sqrt{a/r} \quad (14-4)$$

Para grietas muy delgadas (r pequeña) o para grietas largas (a grande), la relación $\sigma_{\text{real}}/\sigma$ se hace grande y el esfuerzo se amplifica. Si el esfuerzo amplificado excede el límite elástico, la grieta crece y finalmente causa la fractura, aun cuando el esfuerzo real aplicado σ sea pequeño.

Desde otro punto de vista se reconoce que un esfuerzo aplicado genera una deformación elástica, relacionada con el módulo de elasticidad E del material. Cuando se propaga una grieta, se libera esta energía de deformación, reduciendo la energía general. Sin embargo, al tiempo de extenderse la grieta se crean dos nuevas superficies, esto incrementa la energía asociada con la superficie. Igualando energía de deformación y energía superficial, encontramos que el esfuerzo crítico requerido para que se propague una grieta está dado por la ecuación de Griffith:

$$\sigma_{\text{crítica}} = 2E\gamma\sqrt{\pi a} \quad (14-5)$$

donde a es la longitud de una grieta en la superficie (o la mitad de la longitud de una grieta interna) y γ es la energía de superficie (por unidad de área). De nuevo, esta ecuación muestra que incluso defectos pequeños limitan de manera severa la resistencia del cerámico.

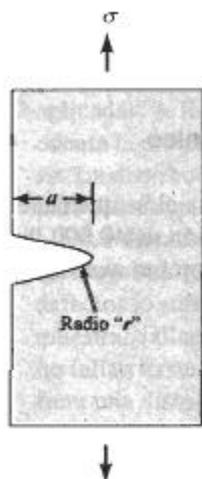


FIGURA 14-19 Diagrama esquemático del defecto de Griffith en un cerámico.

Se puede observar que si se reorganiza la ecuación 6-14, que describe el factor de concentración de esfuerzo K , se obtiene

$$\sigma = \frac{K}{f\sqrt{\pi a}} \quad (14-6)$$

Esta ecuación es similar a la ecuación 14-5. Cada una de estas ecuaciones enfatiza la dependencia de las propiedades mecánicas respecto al tamaño de los defectos presentes en el cerámico. Es vital el desarrollo de procesos de manufactura con el fin de minimizar el tamaño de los defectos, para mejorar la resistencia de los cerámicos.

Los defectos resultan de máxima importancia cuando actúan esfuerzos de tensión sobre el material. Los esfuerzos a la compresión tienden a cerrar las grietas en vez de abrirlas; en consecuencia, a menudo los cerámicos tienen excelente resistencia a la compresión.

EJEMPLO 14-7

Un cerámico avanzado, el sialón, tiene una resistencia a la tensión de 60,000 psi. Antes de probar un componente de sialón se detecta una grieta delgada de 0.01 plg de profundidad. La pieza falla de manera inesperada bajo un esfuerzo de 500 psi, por la propagación de la grieta. Estime el radio de curvatura del extremo de la grieta.

SOLUCIÓN

La falla ocurrió porque el esfuerzo aplicado de 500 psi se intensifica en el extremo de la grieta por la concentración de esfuerzos, produciendo un esfuerzo real igual a la resistencia a la tensión del material. De la ecuación 14-4 se tiene

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{real}} &= 2\sigma\sqrt{a/r} \\ 60,000 \text{ psi} &= (2)(500 \text{ psi})\sqrt{0.01 \text{ plg}/r} \\ \sqrt{0.01/r} &= 60 \quad \text{o} \quad 0.01/r = 3600 \\ r &= 2.8 \times 10^{-6} \text{ plg} = 7.1 \times 10^{-6} \text{ cm} = 710 \text{ \AA} \end{aligned}$$

La probabilidad de poder medir un radio de curvatura de ese tamaño utilizando cualquier método de prueba no destructiva es virtualmente cero. Aunque la ecuación 14-4 puede ilustrar los

factores que influyen en la forma en que se propaga una grieta en un material frágil, no ayuda a predecir en la realidad la resistencia de componentes cerámicos.

EJEMPLO 14-8**Diseño de un soporte cerámico**

Diseñe una placa soporte de tres plg de ancho, fabricada de sialón, que tiene una tenacidad a la fractura de 9,000 psi√plg, que soporte una carga a la tensión de 40,000 lb. Este componente debe probarse utilizando un ensayo destructivo, para comprobar que no existen defectos que pudieran causar ruptura.

SOLUCIÓN

Supóngase que hay disponibles tres métodos no destructivos de prueba: radiografía con rayos X, que puede detectar fallas mayores de 0.02 plg; radiografía con rayos gamma, que puede detectar defectos mayores de 0.008 plg, e inspección ultrasónica, que puede detectar defectos mayores de 0.005 plg. Para estos tamaños de defecto, se debe calcular el espesor mínimo de la placa, que garantice que no se propagarán defectos, de ese tamaño.

De la ecuación de la tenacidad a la fractura, suponiendo que $f = 1$ se tiene

$$\begin{aligned}\sigma_{\max} &= \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\pi a}} = \frac{F}{A} \\ &= \frac{F\sqrt{\pi a}}{K_{Ic}} = \frac{(40,000)(\sqrt{\pi})(\sqrt{a})}{9,000} \\ A &= 7.88\sqrt{a} \text{ plg}^2 \text{ y el espesor} = (7.88 \text{ plg}^2/3 \text{ plg})\sqrt{a} = 2.63\sqrt{a}\end{aligned}$$

Método de prueba no destructiva	Grieta más pequeña detectable (plg)	Área mínima (plg ²)	Espesor mínimo (plg)	Esfuerzo máximo (psi)
Radiografía con rayos X	0.020	1.11	0.37	36,000
Radiografía con rayos γ	0.008	0.70	0.23	57,000
Inspección ultrasónica	0.005	0.56	0.19	71,000

La posibilidad de detectar defectos, sumada a la capacidad para producir la pieza cerámica con defectos menores al límite de detección, afecta de manera importante el esfuerzo máximo que se puede tolerar y, por lo tanto, el tamaño del componente. En este ejemplo, si la inspección ultrasónica está disponible, el componente podrá ser más pequeño.

La tenacidad a la fractura también es importante. Si en vez del sialón se hubiera utilizado Si₃N₄, con una tenacidad a la fractura de 3,000 psi√plg, se podrían repetir los cálculos y determinar que, para la prueba ultrasónica, el espesor mínimo debe ser de 0.56 plg, y el esfuerzo máximo es de sólo de 24,000 psi.

Tratamiento estadístico de la fractura frágil Debido a que las propiedades a tensión de los materiales cerámicos dependen en forma crítica del tamaño y geometría de los defectos

siempre existentes, hay una dispersión considerable de los valores de resistencia, determinados a partir de ensayos de tensión, de flexión o a fatiga. Los componentes cerámicos producidos a partir de materiales idénticos, con métodos de producción idénticos, fallan a distintas cargas aplicadas. A fin de diseñar componentes estructurales utilizando cerámicos, debe tomarse en cuenta la probabilidad de que exista un defecto que pueda causar ruptura bajo cualquier esfuerzo. La distribución de Weibull y el módulo de Weibull proporcionan un tratamiento estadístico para diseñar piezas de materiales cerámicos.

La **distribución de Weibull**, que se muestra en la figura 14-20(a) describe la fracción de las muestras que fallan a distintos esfuerzos aplicados. Una pequeña fracción de éstas contiene defectos lo suficientemente grandes para causar fractura a esfuerzos bajos; la mayor parte de las muestras fallan con un esfuerzo intermedio y unas cuantas contienen sólo defectos pequeños y no fallan hasta que se les aplican grandes esfuerzos. Para obtener cierta predecibilidad, se prefiere una distribución muy angosta.

La probabilidad de falla se puede relacionar con el esfuerzo de falla mediante

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-P} \right) \right] = m \ln (\sigma_f), \quad (14-7)$$

donde P es la probabilidad acumulada de falla, σ_f es el esfuerzo al cual la falla ocurre y m es el **módulo de Weibull**. En la figura 14-20(b) aparece la probabilidad de falla en forma acumulada para la alúmina obtenida siguiendo dos procesos distintos. Cuando el esfuerzo aplicado es alto, existe alta probabilidad de que cualquier muestra falle. Conforme se reduce el esfuerzo, también se reduce la probabilidad de que las muestras fallen. Incluso a bajos esfuerzos existe una probabilidad finita de que una muestra contenga un defecto lo suficientemente grande para propagarse. Esta pequeña probabilidad es la que limita el uso de los materiales cerámicos para aplicaciones críticas, incluso a esfuerzos reducidos.

El módulo de Weibull m es la pendiente de la curva de probabilidad acumulada. Para el diseño de componentes cerámicos críticos, que deben soportar fuertes cargas, el módulo de

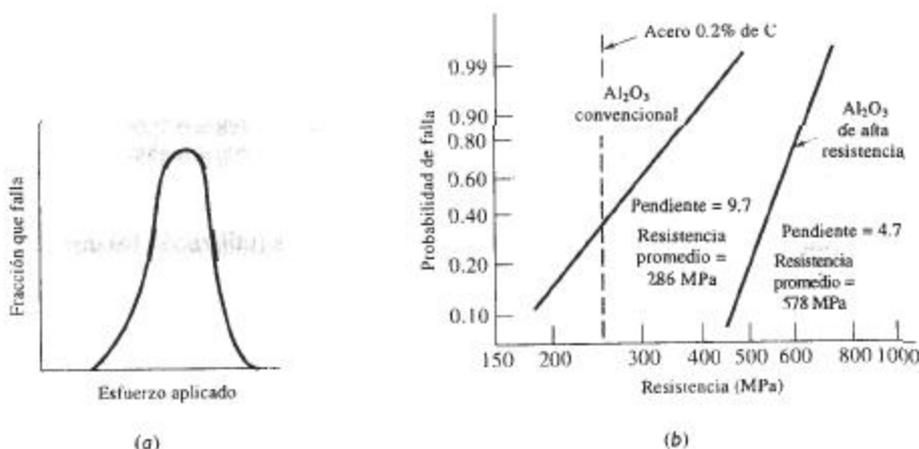


FIGURA 14-20 (a) La distribución de Weibull describe la fracción de las muestras que fallan a cualquier esfuerzo aplicado; (b) la gráfica acumulada (utilizando papel gráfico especial) para gráficas de la probabilidad de que una probeta falle a cualquier esfuerzo, nos da el módulo de Weibull, o pendiente de línea recta obtenida. La alúmina, producida con dos métodos diferentes, es comparada con acero al bajo carbono. Un módulo Weibull alto representa una buena confiabilidad de diseño.

Weibull deberá ser grande; una pendiente abrupta representa un cerámico con un rango angosto del tamaño de los defectos y esto ayuda en el diseño de componentes más confiables. Como se muestra en la figura 14-20(b), el módulo de Weibull para la alúmina procesada convencionalmente, es de casi la mitad del correspondiente a la alúmina preparada con partículas de polvo excepcionalmente pequeñas. La alúmina avanzada es más resistente y más confiable que el material convencional. Un módulo de Weibull de entre 10 y 20 es típico en materiales cerámicos avanzados. Desafortunadamente, a fin de conseguir el módulo de Weibull deseado, normalmente se requieren materias primas de alta pureza y procesos especializados, lo cual hace más costoso a los componentes cerámicos confiables.

EJEMPLO 14-9

Siete muestras de carburo de silicio fueron probadas y se obtuvieron las siguientes resistencias a la fractura: 23, 49, 34, 30, 55, 43 y 40 MPa. Calcule el módulo de Weibull correspondiente a estos datos y analice la confiabilidad del producto cerámico.

SOLUCIÓN

Un método simple, pero no completamente preciso, para determinar el comportamiento del material cerámico consiste en asignar a las muestras un rango numérico (1 a 7), dándole a la menor resistencia a la fractura el valor 1. El número total de muestras es n (en este caso, 7). Por tanto la probabilidad acumulada P es el rango numérico, dividido entre $n + 1$ (en este caso, 8). A continuación, se puede trazar $\ln[\ln(1/(1-P))]$ en función de $\ln \sigma_f$. La tabla siguiente, así como la figura 14-21, muestran los resultados de estos cálculos.

i -ésima Muestra	σ_i (MPa)	P	$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-P} \right) \right]$
1	23	1/8 = 0.125	-2.013
2	30	2/8 = 0.250	-1.246
3	34	3/8 = 0.375	-0.755
4	40	4/8 = 0.500	-0.367
5	43	5/8 = 0.625	-0.019
6	49	6/8 = 0.750	+0.327
7	55	7/8 = 0.875	+0.732

La pendiente de la curva o módulo de Weibull m , es (utilizando los dos puntos indicados en la curva)

Este módulo de Weibull reducido sugiere que el cerámico tiene una resistencia a la fractura muy variable, lo que hace poco confiable su uso en aplicaciones de alta carga. ■

Métodos para mejorar la tenacidad Para mejorar la tenacidad a la fractura se utilizan varios métodos, los cuales a su vez resultan en una mayor resistencia a la fractura y en esfuerzos mayores en servicio. Un método tradicional para mejorar la tenacidad consiste en rodear las partículas frágiles del cerámico con un material matriz más suave y tenaz. Esto se hace al

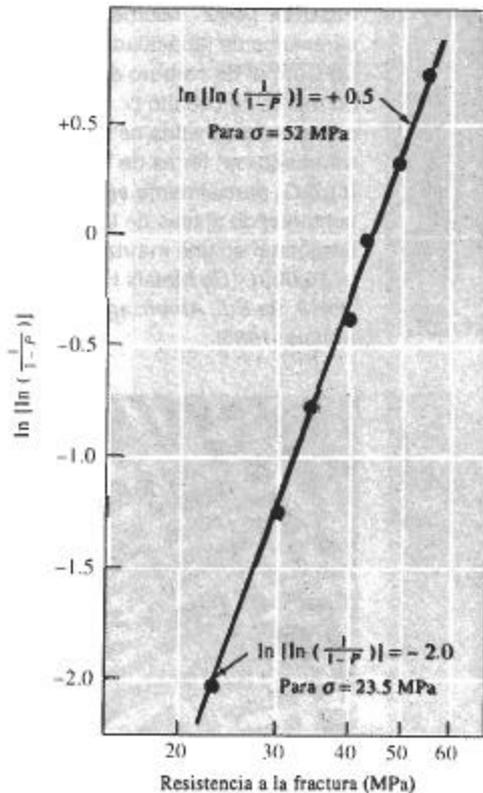
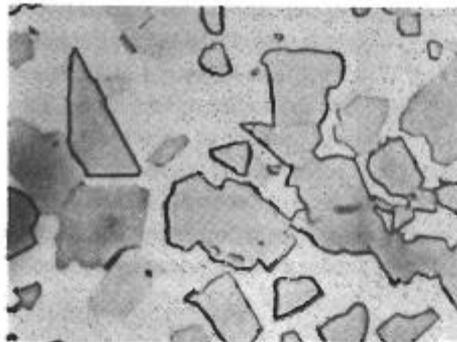


FIGURA 14-21 Gráfica de la probabilidad de falla acumulada en función del esfuerzo de fractura (para el ejemplo 14-9).

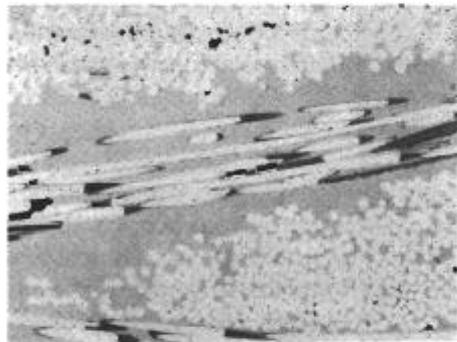
producir herramientas de corte y abrasivos de **Cermet**, que es un grupo de materiales realmente compuestos [figura 14-22(a)]. Por ejemplo, las partículas duras de carburo de tungsteno (WC) están incrustadas en una matriz metálica de cobalto. La pieza de compuesto retiene la elevada dureza y capacidad de corte del WC, y el cobalto, más blando y más dúctil, se deforma, absorbiendo energía. Otros materiales del tipo Cermet, como partículas de TiC en una matriz de níquel o de TiB en una matriz de cobalto, proporcionan buenas resistencias a altas temperaturas y a la corrosión, para aplicaciones tales como motores de cohetes; y el UO_2 en matriz de aluminio sirve como combustible nuclear.

Otra alternativa es crear compuestos de matriz cerámica (CMC) introduciendo fibras o aglomerados cerámicos en dicha matriz. Cuando una grieta intenta propagarse en la matriz, encuentra la interfase entre matriz y fibra cerámica; la interfase ayuda a bloquear la propagación de la grieta [figura 14-22(b)].

Se pueden introducir grietas o concentradores de esfuerzos mediante transformaciones de fases, al calentar o enfriar un cerámico. Por ejemplo, la circonia (ZrO_2) al enfriarse se transforma de una estructura tetragonal a una estructura monoclnica (figura 14-23); este proceso resulta en un cambio volumétrico importante. Dado que los esfuerzos resultantes no pueden ser liberados por deformación plástica, inician o propagan grietas en el componente. Pero al agregar CaO, MgO u otros materiales a la circonia, se forma una solución sólida cúbica estable a todas las temperaturas. La formación de la solución sólida cúbica, que se conoce como *circonia*

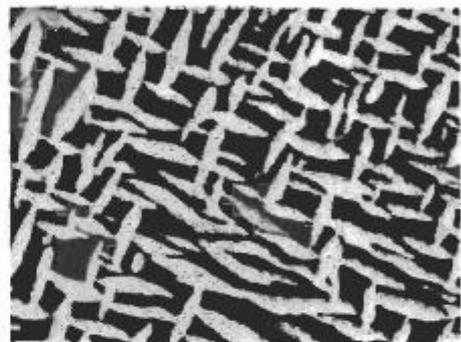


(a)



(b)

FIGURA 14-22 Microestructuras de cerámicos de tenacidad mejorada: (a) Cermet de carburo de tungsteno en matriz de cobalto ($\times 1500$), (b) compuesto de vidrio cerámico reforzado con fibras de SiC ($\times 100$), y (c) ZrO_2 parcialmente estabilizado, conteniendo placas de la fase tetragonal en una matriz monoclinica ($\times 15,000$). (De *Metals Handbook*, Vol. 9, 9a Ed., American Society for Metals, 1985).



(c)

estabilizada, elimina la transformación de fases y posibilita el uso del material como refractario. Sin embargo, la tenacidad a la fractura sigue siendo de aproximadamente $2,500 \text{ psi}\sqrt{\text{plg}}$.

Ciertos materiales cerámicos se pueden **endurecer por transformación**. En la circonia, por ejemplo, se puede absorber la energía de una grieta mediante una fase metaestable presente en la estructura original. Esta absorción de la energía de la grieta, por la cual efectivamente se reduce su crecimiento, permite que la fase metaestable se transforme en una forma más estable y al mismo tiempo ayuda a cerrar la grieta. En la *circonia parcialmente estabilizada* (PSZ), sólo se agrega una pequeña cantidad del óxido estabilizador. Una matriz de la fase monoclinica se endurece con placas de la fase tetragonal formada por transformación martensítica [figura 14-22(c)], resultando valores de tenacidad a la fractura tan altos como $8,000 \text{ psi}\sqrt{\text{plg}}$.

El procesamiento del producto cerámico es también crítico para poder mejorar la tenacidad. Las técnicas de procesamiento que producen cerámicos con un grano excepcionalmente fino, de alta pureza y completamente densos, mejoran la resistencia y la tenacidad. Otro proceso es introducir deliberadamente muchas microgrietas, demasiado pequeñas para propagarse por sí mismas pero que pueden ayudar a detener otras grietas mayores que pudieran intentar crecer.

14-7 Deformación de los cerámicos a altas temperaturas

En los cerámicos las dislocaciones no se mueven a bajas temperaturas y no se observa deformación plástica significativa. A temperaturas más altas, el **flujo viscoso** y el deslizamiento de bordes de grano se convierten en mecanismos importantes de deformación. El flujo viscoso ocurre en los vidrios y en cerámicos que contienen una mezcla de fases vítrea y cristalina; el deslizamiento de bordes de grano ocurre en cerámicos que principalmente son cristalinos.

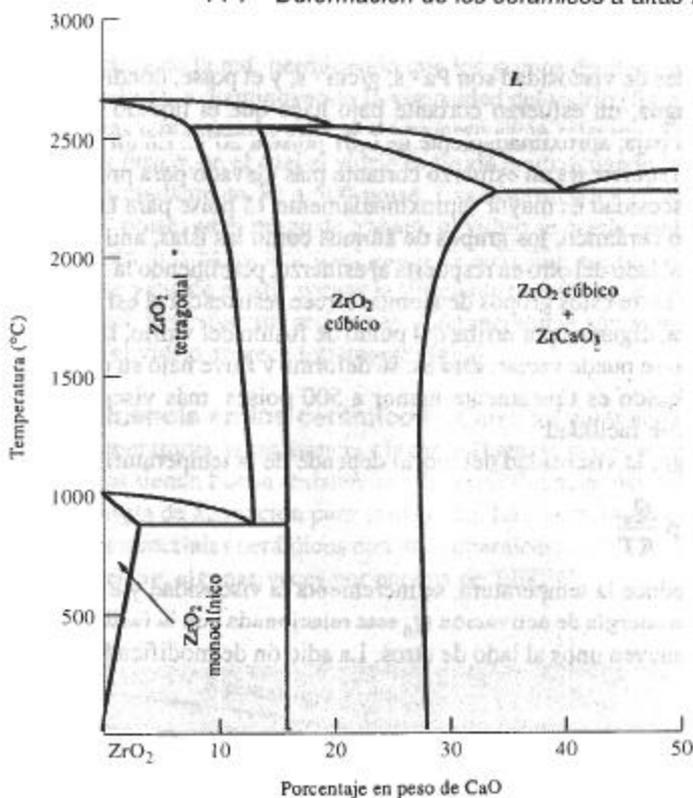


FIGURA 14-23 Diagrama de fases $\text{ZrO}_2\text{-CaO}$. Ocurre una transformación de fases polimórfica para el ZrO_2 puro. Si se añade de 16 a 26% de CaO , se produce una sola fase de circonia cúbica a todas las temperaturas.

Flujo viscoso del vidrio Un vidrio se deforma por flujo viscoso si la temperatura es suficientemente alta. La aplicación de un esfuerzo cortante τ hace que un líquido fluya a una velocidad que varía con la posición. Cuando el líquido está cerca de donde se aplica el esfuerzo cortante, el líquido fluye con rapidez; si está más lejos de ese punto lo hará con mayor lentitud (figura 14-24). En consecuencia, se crea un gradiente de velocidad dv/dz . La viscosidad η se define como:

$$\eta = \frac{\tau}{dv/dz} \quad (14-8)$$

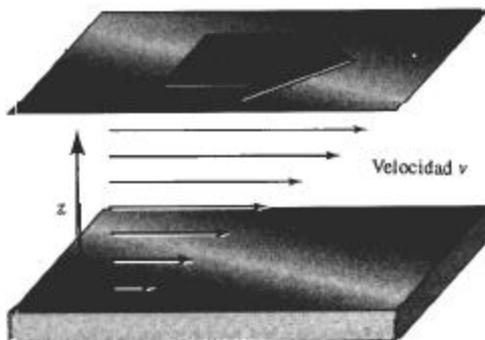


FIGURA 14-24 La viscosidad está relacionada con el gradiente de velocidad producida en un líquido, cuando se le aplica un esfuerzo cortante τ .

Las unidades de viscosidad son $\text{Pa} \cdot \text{s}$, $\text{g}/\text{cm} \cdot \text{s}$, y el poise, donde $1 \text{ poise} = 1 \text{ g}/\text{cm} \cdot \text{s} = 0.1 \text{ Pa} \cdot \text{s}$. En el agua, un esfuerzo cortante bajo hace que el líquido fluya a alta velocidad; la viscosidad η es baja, aproximadamente de 0.01 poise a 20°C . En un líquido más espeso, como la glicerina, se requiere de un esfuerzo cortante más elevado para producir la misma velocidad de flujo y la viscosidad es mayor (aproximadamente 15 poise para la glicerina).

En el vidrio cerámico, los grupos de átomos como las islas, anillos o cadenas de silicatos, se mueven uno al lado del otro en respuesta al esfuerzo, permitiendo la deformación. Sin embargo, la deformación entre estos grupos de átomos ofrece resistencia al esfuerzo cortante aplicado. A alta temperatura, digamos por arriba del punto de fusión del vidrio, la resistencia es muy baja y el vidrio líquido se puede vaciar; esto es, se deforma y fluye bajo su propio peso. La viscosidad de un vidrio líquido es típicamente menor a 500 poises; más viscoso que el agua, pero aún capaz de fluir con facilidad.

Sin embargo, la viscosidad del vidrio depende de la temperatura.

$$\eta = \eta_0 \exp \frac{Q_\eta}{RT} \quad (14-9)$$

Conforme se reduce la temperatura, se incrementa la viscosidad y el vidrio se hace más difícil de deformar. La energía de activación Q_η está relacionada con la facilidad con la cual los grupos de átomos se mueven unos al lado de otros. La adición de modificadores, como el Na_2O rompe

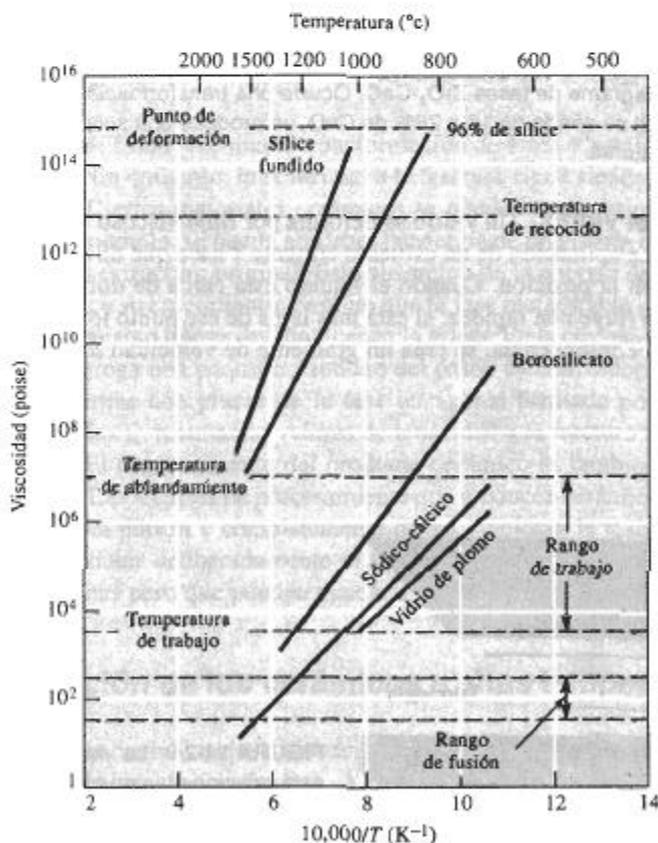


FIGURA 14-25 Efecto de la temperatura y de la composición en la viscosidad del vidrio.

la estructura de la red, permitiendo que los grupos de átomos se muevan con mayor facilidad, reduciendo Q_n y disminuyendo la viscosidad del vidrio (figura 14-25).

Varias temperaturas críticas de proceso están relacionadas con la viscosidad del vidrio. El *rango de fusión*, en el cual el vidrio es fluido ocurre cuando la viscosidad es muy baja, es decir, de aproximadamente 50 a 500 poise. Las viscosidades en el *rango de trabajo* varían de 10^4 hasta 10^7 poise; en el rango de trabajo, el vidrio se puede conformar en formas útiles. A temperaturas aún más bajas, ocurre el *punto de recocido*; aquí la viscosidad es de aproximadamente 10^{13} poise y puede existir apenas la suficiente movilidad de las cadenas vítreas para que se puedan reducir los esfuerzos residuales. A temperaturas aún menores, más allá del punto de deformación, el vidrio aparece totalmente rígido.

Termofluencia en los cerámicos Como los cerámicos a menudo se diseñan para uso a altas temperaturas, la resistencia a la termofluencia es una propiedad importante. Los cerámicos cristalinos tienen buena resistencia a la termofluencia, por sus altos puntos de fusión y su elevada energía de activación para la difusión. La figura 14-26 compara la resistencia a la flexión de varios materiales cerámicos con una superaleación Ni-Cr; los cerámicos tienden a conservar su resistencia, algunas veces por encima de 1200°C .

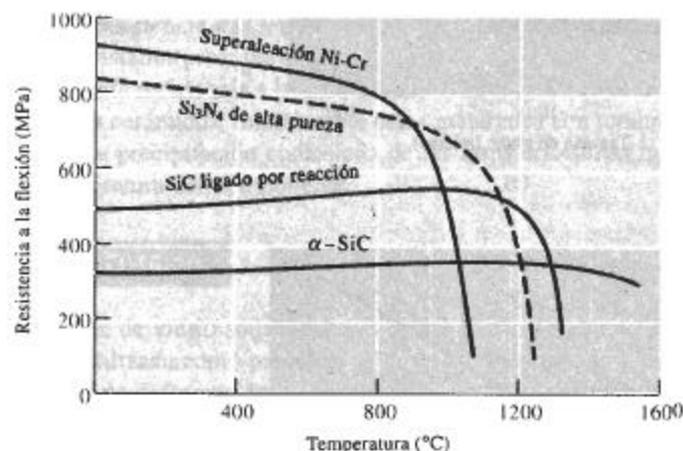


FIGURA 14-26 Efecto de la temperatura sobre la resistencia a la flexión de varios materiales cerámicos, en comparación con una superaleación de níquel-cromo.

La termofluencia en los cerámicos cristalinos frecuentemente ocurre como resultado del deslizamiento de los bordes de grano. Conforme los granos se deslizan uno sobre otro, se pueden iniciar las grietas y finalmente causar la falla. Varios factores facilitan el deslizamiento de los bordes de grano y, en consecuencia, reducen la resistencia a la termofluencia:

1. **Tamaño de grano.** Los tamaños de grano más pequeños *incrementan* la tasa de termofluencia; así existen más bordes de grano y el deslizamiento de bordes de éstos se facilita [figura 14-27(a)].
2. **Porosidad.** Al incrementar la porosidad en el cerámico, se reduce su sección transversal y aumenta el esfuerzo que actúa sobre el producto cerámico para una carga dada; los poros también facilitan el deslizamiento de los bordes de grano. En consecuencia, la tasa de termofluencia se incrementa [figura 14-27(b)].

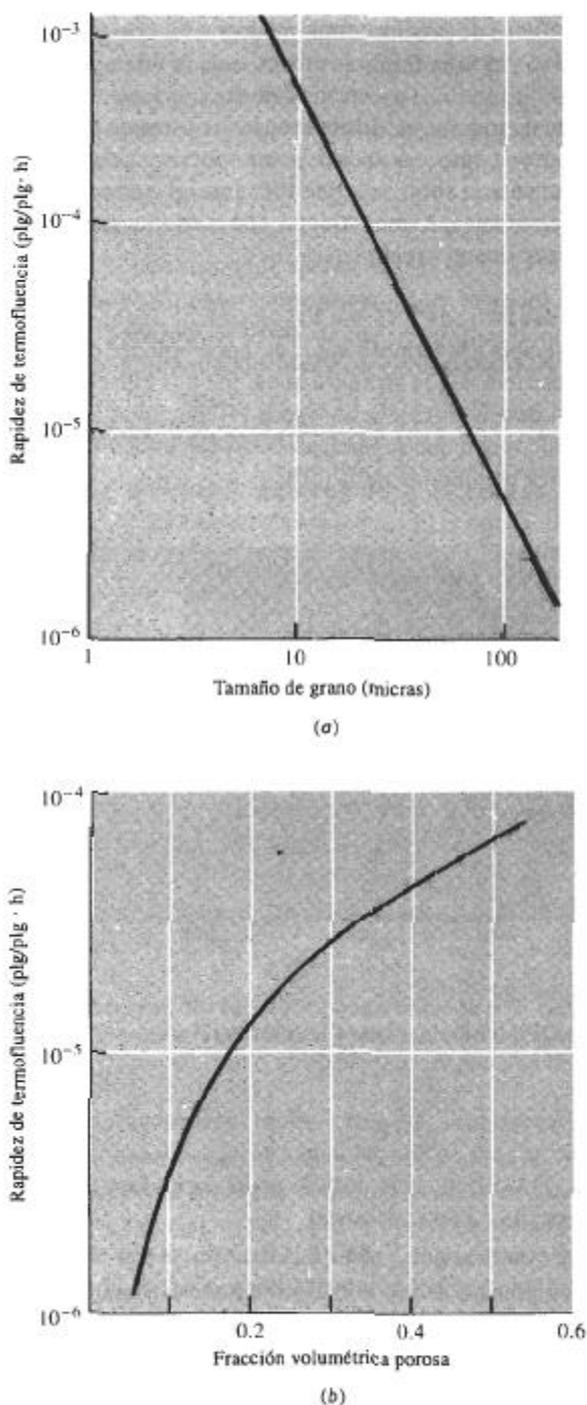


FIGURA 14-27 (a) La rapidez de termofluencia en el MgO se reduce conforme se incrementa el tamaño de grano. (b) La rapidez de termofluencia en Al₂O₃ se incrementa cuando el cerámico contiene una mayor cantidad de porosidad.

3. *Impurezas.* Diversas impurezas pueden provocar la formación de fases vítreas en los bordes de grano, permitiendo termofluencia debido al flujo viscoso.
4. *Temperatura.* Las altas temperaturas reducen la resistencia de los bordes de grano, incrementan la velocidad de difusión y promueven la formación de fases vítreas.

La tasa de termofluencia de los vidrios está relacionada íntimamente con la viscosidad. En algunos vidrios, la tasa de termofluencia $d\varepsilon/dt$ está dada por:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\sigma}{\eta}, \quad (14-10)$$

donde σ es el esfuerzo aplicado. Por lo tanto, la tasa de termofluencia se incrementa de manera exponencial en función de la temperatura (reduciendo la viscosidad). En los vidrios de silicatos, la mejor resistencia a la termofluencia se obtiene para el sílice puro; conforme se van agregando óxidos modificadores como el MgO, el SrO y el PbO, se reduce la viscosidad y por lo tanto la resistencia a la termofluencia.

Muchos cerámicos contienen una mezcla de fases vítreas y cristalinas. En la producción de muchos cerámicos, se forma una fase vítrea entre las partículas cristalinas; la fase vítrea une a las partículas cristalinas entre sí para producir la forma cerámica requerida. Al calentarse el cerámico, el flujo viscoso de la fase vítrea promueve el deslizamiento de bordes de grano y reduce la resistencia a la termofluencia y a la alta temperatura. Por otra parte, si se permite que una fase cristalina precipite dentro de una fase vítrea, la viscosidad de la fase vítrea se incrementa, mejorando la resistencia a la termofluencia. Esta característica también se utiliza con ventaja en los vidrios cerámicos; inicialmente estos materiales son totalmente vítreos y posteriormente se realiza una precipitación controlada de las fases cristalinas incrementando las propiedades de alta temperatura del componente.

EJEMPLO 14-10

A una hoja de vidrio sódico-cálcico de 100 cm de altura se le aplica un esfuerzo de 100 MPa para ser utilizada como puerta de un horno. La temperatura del vidrio es de 150°C. ¿Cuál es la velocidad de deformación en el vidrio? ¿Cuánto se deformará en 20 años de uso continuo?

SOLUCIÓN

La figura 14-25 no incluye la viscosidad a 25°C; se utilizará esta figura para determinar las constantes en la ecuación 14-9. De la gráfica para el vidrio sódico-cálcico, se encuentra que la viscosidad es de 10^2 cuando $10,000/T = 6.1$, o $T = 1639$ K. Similarmente, $\eta = 10^6$ cuando $10,000/T = 9.9$, es decir $T = 1010$ K. Utilizando ecuaciones simultáneas

$$\ln 10^2 = 4.605 = \ln \eta_0 + \frac{Q_\eta}{1.987(1639)} = \ln \eta_0 + 0.000307Q_\eta$$

$$\ln 10^6 = 13.816 = \ln \eta_0 + \frac{Q_\eta}{1.987(1010)} = \ln \eta_0 + 0.000498Q_\eta$$

Por lo tanto,

$$Q_\eta = \frac{9.211}{0.00019} = 48,500 \text{ cal/mol}$$

$$\ln \eta_0 = 13.816 - (0.000498)(48,500) = -10.337, \text{ o}$$

$$\eta_0 = 3.24 \times 10^{-5}$$

A 150°C o 423 K, la viscosidad es

$$\eta = 3.24 \times 10^{-5} \exp \frac{48,500}{(1.987)(423)} = 3.723 \times 10^{20} \text{ poise}$$

$$= 3.723 \times 10^{19} \text{ Pa} \cdot \text{s}$$

De la ecuación 14-10, la velocidad de deformación es

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\sigma}{\eta} = 100 \text{ MPa} \frac{10^6 \text{ Pa/MPa}}{3.723 \times 10^{19} \text{ Pa} \cdot \text{s}}$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = 2.686 \times 10^{-12} \text{ cm/cm} \cdot \text{s}$$

En 20 años hay 6.3×10^8 segundos. La deformación total es

$$\Delta\varepsilon = (2.686 \times 10^{-12})(6.3 \times 10^8) = 0.00169 \text{ cm/cm}$$

La pieza de 100 cm de largo de vidrio se estirará 0.169 cm en 20 años de servicio.

14-8 Procesamiento y aplicaciones de los vidrios cerámicos

Con los vidrios se fabrican artículos útiles a alta temperatura, con la viscosidad controlada de tal forma que el vidrio puede ser conformado sin romperse. La figura 14-25 ayuda a comprender el proceso en función de los rangos de viscosidad.

1. *Rango líquido.* Se produce el vidrio en hojas y placas cuando el vidrio está en estado fundido. Las técnicas incluyen laminar el vidrio fundido a través de rodillos enfriados por agua o haciéndolo flotar sobre el estaño líquido (figura 14-28). El proceso de flotado en estaño líquido produce una superficie excepcionalmente lisa sobre el vidrio.

Algunas formas de vidrio, incluyendo lentes grandes, se producen vaciando el vidrio fundido en un molde y, a continuación, asegurando un enfriamiento tan lento como sea posible para minimizar esfuerzos residuales y evitar grietas del vidrio. Se pueden producir fibras de vidrio

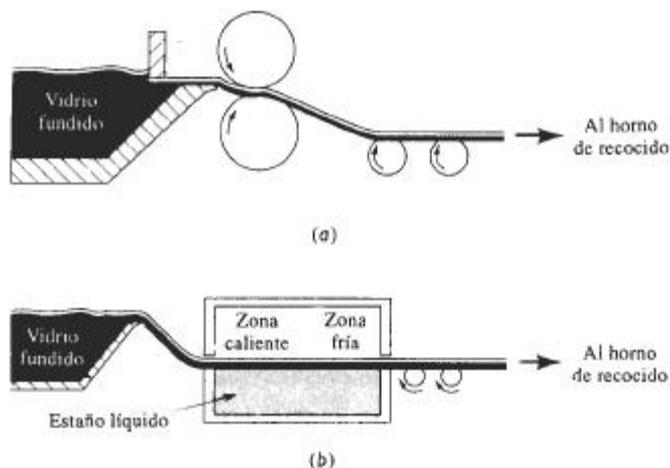


FIGURA 14-28 Técnicas para la manufactura de vidrio en hoja y en placa: (a) Laminado y (b) flotado del vidrio sobre estaño fundido.

pasando el vidrio líquido a través de pequeñas aberturas en un molde o dado de platino [figura 14-29(c)]. Típicamente, se producen en forma simultánea muchas fibras con un solo dado.

2. *Rango de trabajo.* Formas como las de los recipientes o de los focos se pueden formar por moldeado a presión, por estirado o soplado del vidrio en moldes (figura 14-29). A una *porción caliente* de vidrio líquido se le puede dar una forma burda (preforma) y a continuación someterla a presión mediante soplado en un molde caliente para producir la forma final. El vidrio se calienta a una temperatura en el rango de trabajo de tal forma que pueda ser formado, pero que no fluya.

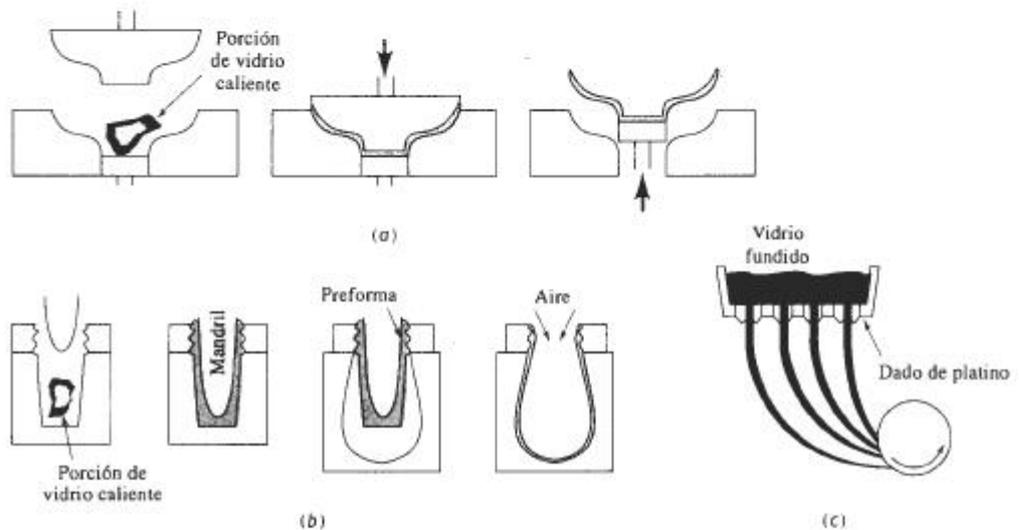


FIGURA 14-29 Técnicas para formar productos de vidrio: (a) A presión, (b) proceso de prensado y de soplado y (c) estirado de fibras.

3. *Rango de recocido.* Algunos componentes cerámicos se recocen para eliminar los esfuerzos residuales introducidos durante su formado. Por ejemplo, grandes piezas de vidrio vaciado a menudo se recocen y se enfrían lentamente para evitar grietas. Algunos vidrios pueden ser tratados térmicamente para causar la **devitrificación**, es decir, la precipitación de una fase cristalina a partir del vidrio.

El **vidrio templado** se produce al enfriar las superficies de placas de vidrio con aire, haciendo que las capas superficiales se enfríen y se contraigan. Cuando se enfría la parte central, su contracción queda restringida por la ya rígida superficie, generando esfuerzos de compresión en ambas superficies (figura 14-30). El vidrio preesforzado es capaz de soportar esfuerzos a tensión y golpes mucho más elevados que el vidrio sin templar.

Composiciones y diagramas de fases del vidrio El SiO_2 puro debe ser calentado a temperaturas muy altas para obtener viscosidades que permitan un conformado económico. La mayor parte de los vidrios comerciales están basados en el sílice; se agregan modificadores como sosa (Na_2O), para desordenar la estructura de red y reducir el punto de fusión, en tanto que se agrega calcita (CaO) para reducir la solubilidad del vidrio en el agua. El vidrio comercial más común contiene aproximadamente 75% de SiO_2 , 15% de Na_2O y 10% de CaO . La figura 14-31 es una gráfica del liquidus del diagrama de fases ternario, que muestra el efecto tanto de

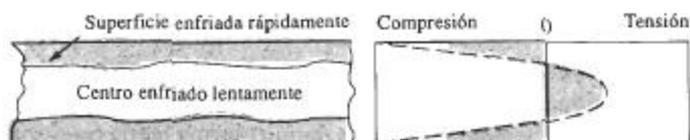


FIGURA 14-30 El vidrio templado se enfría rápidamente para producir esfuerzos residuales de compresión en sus superficies.

la sosa como de la calcita sobre el sílice; el cuadro muestra que la composición SiO_2 -15% Na_2O -10% CaO tiene una temperatura de liquidus de aproximadamente 1100°C . Aunque su producción es poco costosa, los vidrios sódico-cálcico tienen poca resistencia al ataque químico y a los esfuerzos térmicos. La tabla 14-2 compara la composición de varios vidrios típicos.

Los vidrios de borosilicato, que contienen aproximadamente 15% B_2O_3 tienen excelente estabilidad química y dimensional. Sus usos incluyen productos vítreos de laboratorio (Pyrex) y recipientes para desechar desperdicios nucleares de alto nivel radiactivo. El vidrio de

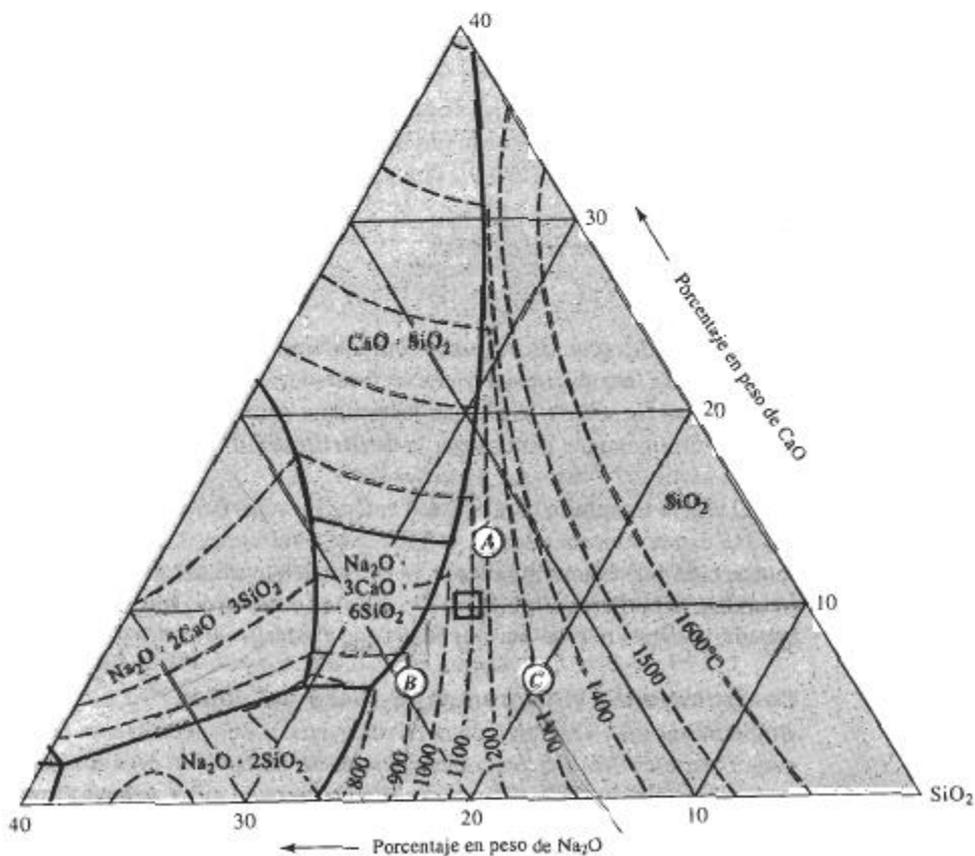


FIGURA 14-31 Gráfica del liquidus para el diagrama de fases SiO_2 - CaO - Na_2O .

TABLA 14-2 Composiciones de vidrios típicos (en porcentaje en peso)

Vidrio	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	Na ₂ O	B ₂ O ₃	MgO	PbO	Otros
Sílice fundido	99							
Vycor	96				4			
Pyrex	81	2		4	12			
Jarras de vidrio	74	1	5	15		4		
Vidrio para ventana	72	1	10	14		2		
Vidrio plano	73	1	13	13				
Focos	74	1	5	16		4		
Fibras	54	14	16		10	4		
Termómetro	73	6		10	10			
Vidrio de plomo	67			6			17	10% K ₂ O
Cristal óptico	50			1			19	13% BaO, 8% K ₂ O, ZnO
Vidrio óptico	70			8	10			2% BaO, 8% K ₂ O
Fibras de vidrio-F	55	15	20		10			
Fibras de vidrio-S	65	25				10		

borosilicato de calcio y aluminio, es decir el vidrio E, se utiliza como vidrio de uso general para materiales compuestos, como la fibra de vidrio. Los vidrios de aluminosilicato con 20% de Al₂O₃ y 12% de MgO y los vidrios de alto sílice con 3% de B₂O₃ son excelentes para resistir altas temperaturas y para protección contra choques térmicos o contra el calor. El vidrio S, que es un aluminosilicato de magnesio, se utiliza en la producción de fibras de alta resistencia para materiales compuestos. El sílice fundido, es decir, SiO₂ virtualmente puro es el de mejor resistencia a temperaturas altas, al choque térmico y al ataque químico, aunque también resulta costoso. En los sistemas de fibra óptica se utiliza un sílice fundido de particular alta calidad.

Con estos materiales también se pueden obtener cualidades ópticas especiales, incluyendo sensibilidad a la luz. Los vidrios fotocromáticos, que se oscurecen debido a la porción ultravioleta de la luz solar, se utilizan para lentes. El vidrio fotosensible se oscurece de manera permanente al ser expuesto a la luz ultravioleta; si solamente se exponen porciones seleccionadas del vidrio y a continuación se sumerge en ácido hidrofúorídrico, se pueden producir grabados. Los vidrios policromáticos son sensibles a toda luz, no sólo a radiaciones ultravioleta.

EJEMPLO 14-11**Diseño de un vidrio sódico-cálcico**

Diseñe un vidrio sódico-cálcico capaz de fundirse a una temperatura de 1000°C.

SOLUCIÓN

Para fundirlo, el vidrio deberá ser calentado por encima de su temperatura de liquidus. Su viscosidad deberá ser lo suficientemente baja para que fluya fácilmente dentro del molde. Por lo tanto, si se desea vaciar el líquido a 1000°C, se podría seleccionar una composición de vidrio

que tenga un liquidus inferior, por ejemplo 900°C. Si se utilizan las composiciones siguientes (que aparecen en el diagrama de fases de sílice sosa-calcita de la figura 14-31):

Vidrio A: 74% SiO₂-13% CaO-13%Na₂O

Vidrio B: 74% SiO₂-6% CaO-20%Na₂O

Vidrio C: 80% SiO₂-7% CaO-13%Na₂O

De la gráfica de liquidus, se encontró que el vidrio A tiene un punto de liquidus de 1200°C, el vidrio B uno de 900°C y el vidrio C uno de 1300°C. De estos tres vidrios, el B es la elección obvia.

Naturalmente, otras composiciones pudieran también tener un liquidus de 900°C. Si se aumenta ligeramente el CaO, todavía se obtendrá un vidrio con el liquidus requerido, pero el proceso resultará más difícil; si se reduce el CaO, también se obtendrá un vidrio con el liquidus requerido, pero la solubilidad del vidrio en el agua aumentará. ■

14-9 Procedimiento y aplicación de los vidrios cerámicos

Los **vidrios cerámicos** son en parte cristalinos y en parte vítreos. Pueden obtenerse productos con una porosidad muy baja al elaborar un producto utilizando técnicas de conformación convencional del vidrio, como la presión en molde o el soplado. Sin embargo, el vidrio tiene baja resistencia a la termofluencia. Una vez fabricada la pieza, se pueden mejorar sus propiedades a alta temperatura mediante la precipitación de una fase cristalina.

El primer paso en la producción de un vidrio cerámico es asegurarse de que no ocurra cristalización durante el enfriamiento desde la temperatura de conformado. Se puede utilizar un diagrama de transformación de enfriamiento continuo, muy parecido al diagrama CCT de los aceros [figura 14-32(a)]. Si el vidrio se enfría con demasiada lentitud, se cruzará una línea de transformación; empezará la nucleación y el crecimiento de cristales, pero de manera no controlada. La adición al vidrio de óxidos modificadores, de manera muy similar a la adición de elementos de aleación en el acero, traslada la curva de transformación hacia tiempos más prolongados, evitando la devitrificación incluso a bajas velocidades de enfriamiento.

La nucleación de la fase cristalina se controla de dos maneras: primero, el vidrio contiene agentes, como el TiO₂, que proporcionan sitios para la nucleación. Segundo, se diseña un tratamiento térmico para conseguir el número apropiado de núcleos; la temperatura deberá ser relativamente baja, a fin de aumentar al máximo la velocidad de nucleación [figura 14-32(b)]. Sin embargo, una vez que la nucleación haya ocurrido, la proporción general de cristalización dependerá de la velocidad de crecimiento de los cristales; se requieren temperaturas mayores para incrementar al máximo la velocidad de crecimiento. En consecuencia, puede diseñarse una historia térmica similar a la que aparece en la figura 14-32(c). La etapa de baja temperatura proporciona las condiciones para la nucleación y la etapa de alta temperatura acelera la proporción de crecimiento de los cristales; la pieza puede llegar a cristalizarse hasta en un 90 por ciento.

Esta estructura especial puede dar buena resistencia mecánica y buena tenacidad, frecuentemente con bajo coeficiente de expansión térmica y alta resistencia a la corrosión en temperaturas altas. Quizás el vidrio cerámico de mayor importancia se basa en el sistema Li₂O-Al₂O₃-SiO₂. Estos materiales se utilizan para utensilios de cocina (Corning Ware®) y en cubiertas cerámicas para estufas. En aplicaciones de comunicaciones y de cómputo se utilizan otros vidrios cerámicos.

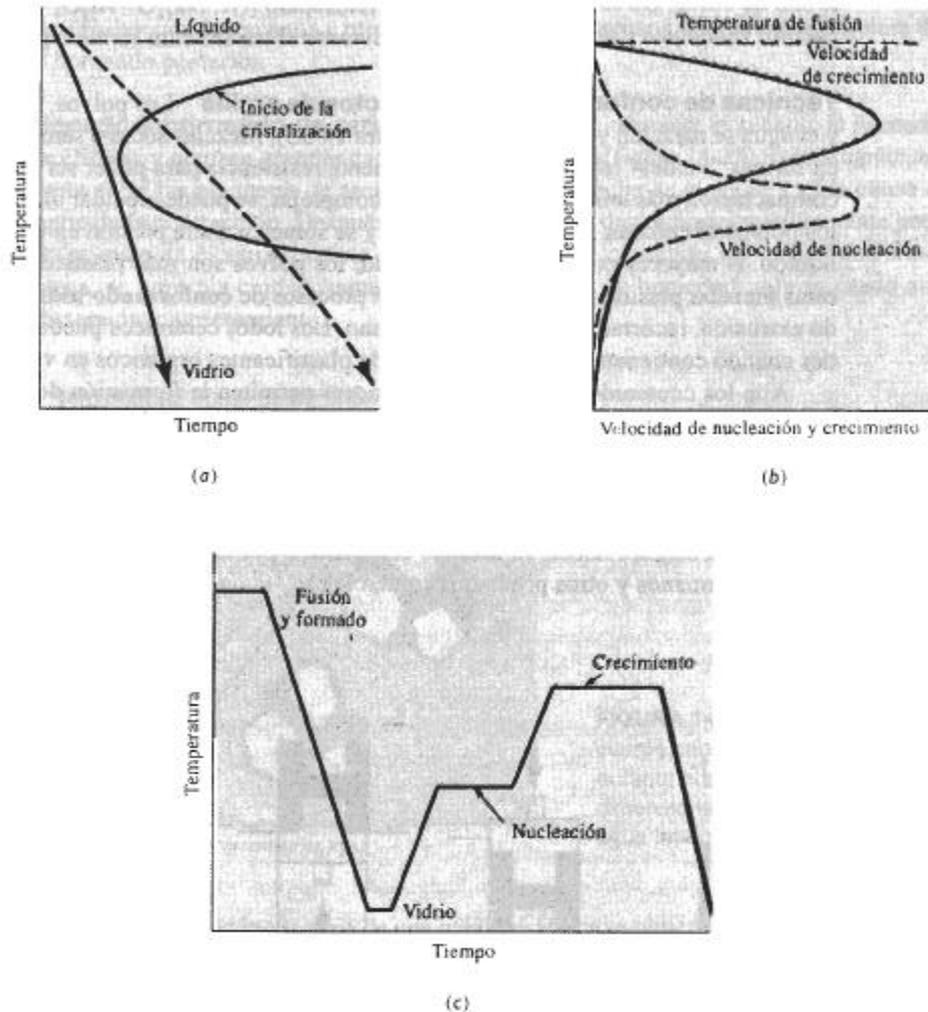


FIGURA 14-32 Producción de un vidrio cerámico: (a) El enfriamiento debe ser rápido, para evitar la iniciación de la cristalización. (b) La velocidad de nucleación de los precipitados es alta a bajas temperaturas, en tanto que la velocidad de crecimiento de los precipitados aumenta a temperaturas mayores. (c) Un proceso típico incluye varias etapas, para asegurar la producción de la estructura correcta en un tiempo total corto.

14-10 Procesamiento y aplicaciones de productos de arcilla

Los cerámicos cristalinos frecuentemente se usan para la manufactura de artículos útiles, preparando una forma o compacto con materias primas en polvo fino. A continuación el polvo se une por reacción química, **vitrificación** parcial o completa (fusión), o por sinterizado.

Los productos de arcilla forman un grupo de cerámicos tradicionales que se utilizan para la producción de tubos, ladrillos, artefactos de cocina y otros productos comunes. La arcilla, como la caolinita, y el agua sirven como aglutinante inicial para los polvos cerámicos, que típicamen-

te son de sílice. Otros materiales, como el feldespato $[(K, Na)_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2]$ sirven como agentes fundentes (formadores de vidrio) durante el tratamiento térmico posterior.

Técnicas de conformado para productos de arcilla Los polvos, la arcilla, el fundente y el agua se mezclan y se les da forma (figura 14-33). Mezclas secas o semisecas se comprimen en formas "verdes" (sin hornear) con suficiente resistencia para poder ser manejadas. Para una compactación más uniforme de las formas complejas, se puede efectuar un prensado isostático; los polvos se colocan en un molde de hule y se someten a alta presión en un gas o en un medio líquido. A mayores contenidos de humedad, los polvos son más plásticos o conformables. A estas mezclas plásticas se les puede aplicar procesos de **conformado hidropástico**, incluyendo extrusión, recortado y conformado a mano. Los lodos cerámicos pueden inyectarse en moldes cuando contienen grandes cantidades de plastificantes orgánicos en vez de agua.

Aun los contenidos de humedad superiores permiten la formación de una **pasta**, es decir, un lodo de polvos cerámicos finos que se puede verter. Esta pasta se vacía en un molde poroso, y el agua que contiene y que está en contacto con el molde es atraída hacia el mismo, dejando un sólido blando con un contenido bajo de humedad. Cuando de esta pasta se ha extraído suficiente agua para producir el espesor sólido deseado; se deja escurrir el barro o pasta líquida restante y queda una cáscara hueca. El **moldeo con pasta** o por escurrimiento se utiliza en la manufactura de lavamanos y otros productos comerciales.

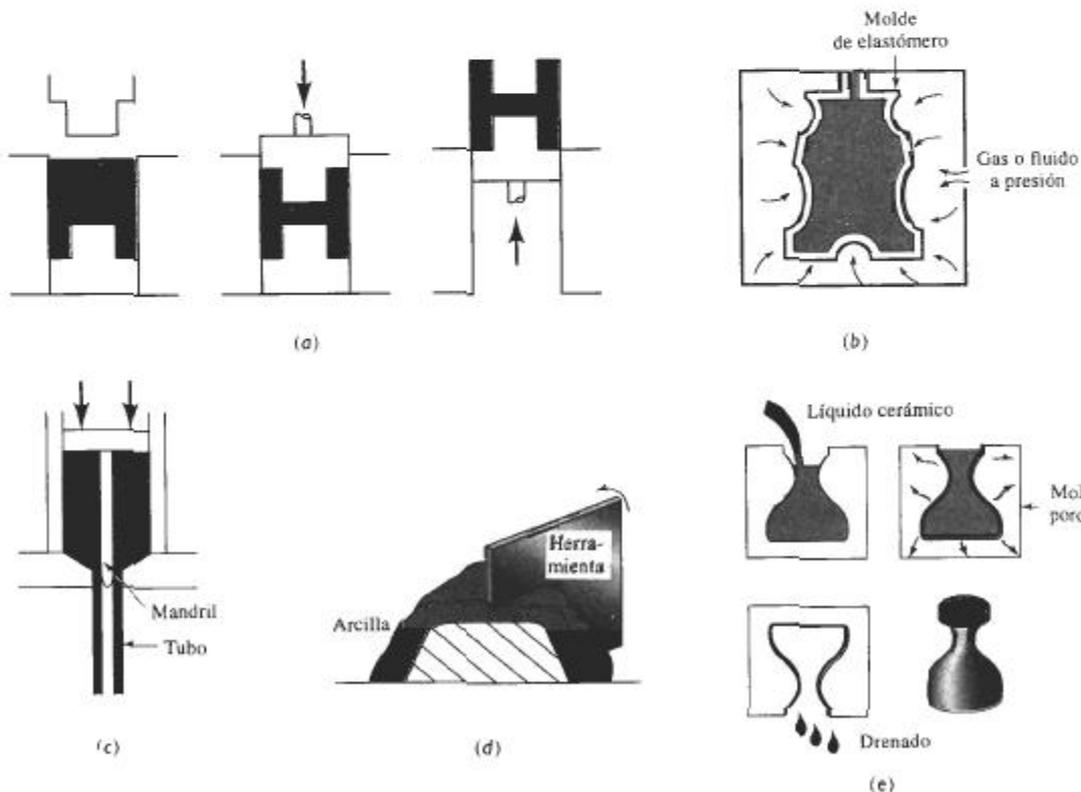


FIGURA 14-33 Procesos para el conformado de cerámicos cristalinos: (a) Compresión, (b) compresión isostática, (c) extrusión, (d) moldeo con tarraja y (e) moldeo por escurrimiento.

Después del conformado, los cuerpos cerámicos, es decir, los cuerpos verdes, siguen siendo débiles, contienen agua y otros lubricantes y son porosos. Por tanto, se requiere de un secado y horneado posterior.

Secado y horneado de productos de arcilla Durante el secado, la humedad excesiva se elimina y ocurren grandes cambios dimensionales (figura 14-34). Inicialmente, el agua existente entre las plaquetas de arcilla o agua interparticular se evapora y es la causa de la mayor parte de la contracción. Después ocurrirá un cambio dimensional relativamente pequeño cuando se evapore el agua restante entre los poros. Para conseguir un secado uniforme de toda la pieza, se controla cuidadosamente la temperatura y la humedad, minimizando así esfuerzos, distorsión y agrietamiento.

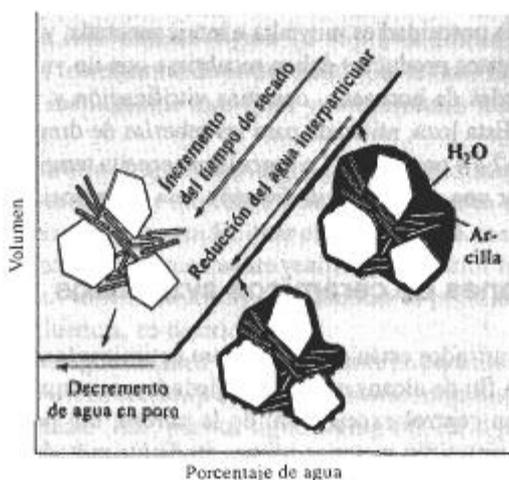


FIGURA 14-34 Cambio de volumen de un cuerpo cerámico al eliminar la humedad durante el secado. Los cambios dimensionales cesan una vez extraída el agua interparticular.

La rigidez y la resistencia de una pieza cerámica se obtienen durante su **horneado**. Durante el calentamiento, la arcilla se deshidrata eliminando el agua que forma parte de la estructura cristalina de la caolinita y empieza la vitrificación, o la fusión (figura 14-35). Las impurezas y el agente fundente reaccionan con las partículas cerámicas (SiO_2) y con la arcilla, produciendo una fase líquida de bajo punto de fusión en las superficies de grano. El líquido ayuda a eliminar la porosidad y, después del enfriamiento, se convierte en un vidrio rígido que une a las partículas cerámicas. Esta fase vítrea proporciona una **unión cerámica**, pero también causa una contracción adicional de la totalidad del cuerpo cerámico.

El tamaño de grano de la pieza final está determinado principalmente por el tamaño de las partículas del polvo original. Además, conforme se incrementa la cantidad de fundente, se reduce la temperatura de fusión; se formará más vidrio y los poros se harán más redondos y más pequeños. Un menor tamaño de grano inicial acelera este proceso, al generar más superficies en las cuales pueda ocurrir la vitrificación.

Aplicaciones de productos de arcilla Muchos productos estructurales de arcilla y loza se producen mediante los procesos descritos. Los ladrillos y losetas que se utilizan en la construcción se elaboran por compresión o extrusión, se secan y se hornean para producir la unión cerámica. Altas temperaturas de horneado o partículas más pequeñas producen mayor vitrificación, menos porosidad y una densidad superior. Una densidad más elevada mejora las propiedades mecánicas, aunque reduce la calidad aislante del ladrillo o de la loseta.

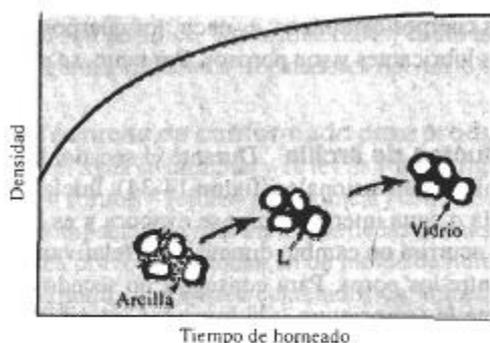


FIGURA 14-35 Durante el horneado, la arcilla y otros materiales fundentes reaccionan con partículas más gruesas para producir una unión vítrea y reducir la porosidad.

La loza de barro es un producto de arcilla porosa horneada a temperaturas relativamente bajas. Hay poca vitrificación; la porosidad es muy alta e interconectada, y esta cerámica puede tener fugas. En consecuencia, estos productos deben recubrirse con un vidriado impermeable.

A temperaturas más elevadas de horneado, con más vitrificación y menos porosidad, se produce la loza pétreo o gres. Esta loza, utilizada para las tuberías de drenaje de aguas negras, contiene una porosidad de sólo 2 a 4 por ciento. La porcelana necesita temperaturas de horneado todavía superiores para obtener una completa vitrificación casi sin porosidades.

14-11 Procesamiento y aplicaciones de cerámicos avanzados

Los cerámicos estructurales avanzados están diseñados para optimizar las propiedades mecánicas a temperaturas elevadas. A fin de alcanzar estas propiedades, se requiere, en comparación con la cerámica tradicional, un control excepcional de la pureza, del procesamiento y de la microestructura. A menudo se sintetizan materias primas mediante métodos complejos a fin de obtener una adecuada pureza de polvo. También se utilizan técnicas especiales para conformar estos materiales en productos útiles. Para poder efectuar una comparación, el efecto del procesamiento de un nitruro de silicio aparece en la tabla 14-3.

Compresión y sinterizado Muchos de los cerámicos más avanzados empiezan en forma de polvo, se mezclan con un lubricante para mejorar su compactación, y se prensan para darles forma, la cual, una vez comprimida, se sinteriza para que se desarrolle la microestructura y propiedades requeridas. No se desea la vitrificación y en vez de ello se consigue la resistencia deseada mediante la difusión.

Durante el sinterizado, primero los iones se difunden a lo largo de los bordes y superficies de grano, hacia los puntos de contacto entre partículas, generando puentes y conexiones entre

TABLA 14-3 Propiedades del Si_3N_4

Proceso	Resistencia a la compresión (psi)	Resistencia a la flexión (psi)
Moldeado por escurrimiento líquido	20,000	10,000
Unión por reacción	112,000	30,000
Compresión en caliente	500,000	125,000

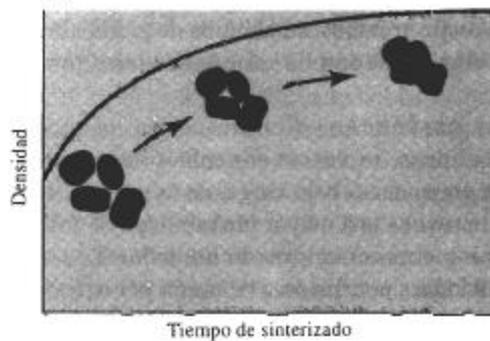


FIGURA 14-36 Durante el sinterizado, la difusión produce puentes entre las partículas y finalmente hace que los poros se cierren.

granos individuales (figura 14-36). Una difusión adicional de los bordes de grano reduce los poros, incrementando la densidad y, al mismo tiempo, los poros se hacen más redondos. Partículas inicialmente más finas y temperaturas más altas aceleran la velocidad de reducción de poros.

Incluso después de largos tiempos de sinterizado todavía podría quedar porosidad en la pieza cerámica y la probabilidad de falla puede ser muy alta. Es posible agregar aditivos a las materias primas para facilitar el desarrollo de una máxima densidad. Sin embargo estos aditivos del sinterizado típicamente realizan lo anterior introduciendo una fase vítrea de bajo punto de fusión. Aunque se consigue minimizar la porosidad, otras propiedades, como la resistencia a la temofluencia, se deterioran.

En algunos casos, particularmente en cerámicos avanzados, el conformado por compactación de polvos se efectúa a altas temperaturas, mediante prensas calientes o por compresión isostática en caliente (HIP, por sus siglas en inglés). En el proceso HIP, los polvos se sellan en recipientes metálicos o de vidrio; entonces se calientan y compactan simultáneamente en un recipiente de gas inerte a presión. Este proceso permite utilizar menos lubricante y proporciona por lo menos algo de sinterizado simultáneo, resultando en partes con baja porosidad y con propiedades mecánicas deseables.

Una diferencia importante entre los cerámicos avanzados y los metales típicos es que, una vez terminado el sinterizado y fabricado el componente cerámico, su microestructura queda fija.

Unión por reacción Algunos materiales cerámicos, como el Si_3N_4 , se producen mediante **unión por reacción**. El silicio se conforma y a continuación se le hace reaccionar con nitrógeno para formar el nitruro. La unión por reacción, que se puede efectuar a temperaturas más bajas proporciona un mejor control dimensional, en comparación con la compresión en caliente. Sin embargo, se obtienen densidades y propiedades mecánicas menores.

Proceso sol gel Este proceso se utiliza para producir y consolidar polvos cerámicos puros excepcionalmente finos. Se prepara una solución coloidal líquida, que contenga iones metálicos disueltos. Las reacciones de hidrólisis forman una solución organometálica o sol, compuesta por cadenas tipo polimérica, con iones metálicos y oxígeno. De la solución se forman partículas de óxido amorfo, las cuales producen un gel rígido. El gel es secado y horneado para el sinterizado y la compactación de la pieza terminada de cerámica; las temperaturas de sinterizado son bajas debido a los polvos altamente reactivos. Temperaturas de horneado más elevadas permiten la producción de vidrios y de vidrios cerámicos. El proceso sol gel se puede utilizar en la producción de UO_2 para combustible de reactores nucleares, en estructuras perovskitas como

el titanato de bario para dispositivos electrónicos, en alúmina de grano ultrafino para aplicaciones estructurales de alta resistencia y en una amplia variedad de otros productos cerámicos.

Unión y ensamble de piezas cerámicas Con frecuencia los productos cerámicos se fabrican como componentes monolíticos, en vez de ensambles de varias piezas. Cuando dos componentes cerámicos se ponen en contacto bajo carga, en la superficie frágil se crean concentraciones de esfuerzos, lo cual provoca una mayor probabilidad de falla.

Además, los métodos para unir piezas cerámicas son limitados. Los cerámicos frágiles no se pueden unir por procesos de soldadura por fusión o de unión por deformación. A bajas temperaturas, se pueden conseguir uniones adhesivas utilizando materiales poliméricos; a temperaturas superiores se pueden utilizar cementos cerámicos. La unión por difusión se utiliza para unir cerámicos entre sí con metales.

Materiales y aplicaciones avanzadas Los cerámicos avanzados incluyen los carburos, los boruros, los nitruros y los óxidos (tabla 14-4). Generalmente estos materiales se seleccionan tanto por sus propiedades mecánicas como físicas a alta temperatura. Las aplicaciones estructurales típicas incluyen el motor de automóvil "todo de cerámica" (que requiere buena resistencia al desgaste y buenas propiedades a temperaturas elevadas) y componentes para turborreactores y turbinas. Un extenso grupo de cerámicos avanzados se usa en aplicaciones no estructurales, aprovechando sus únicas propiedades magnéticas, electrónicas y ópticas, su buena resistencia a la corrosión a alta temperatura, su capacidad de catalizador en reacciones químicas, su capacidad de servir como sensores en la detección de gases peligrosos y por ser adecuados para dispositivos de prótesis y otros "componentes de repuesto para el cuerpo humano".

La *alúmina* (Al_2O_3) se utiliza para contener metal fundido o para operar a alta temperatura, donde se requiera buena resistencia. También se utiliza la alúmina como sustrato aislante para soporte de circuitos integrados. Una aplicación clásica es el aislante de las bujías. Igualmente se han descubierto algunas aplicaciones únicas en uso dental y médico, incluyendo restauración de dientes, relleno de huesos e implantes ortopédicos. La alúmina dopada o con impurezas de cromo es un láser.

TABLA 14-4 Propiedades mecánicas de cerámicos avanzados seleccionados

Material	Densidad (g/m^3)	Resistencia a la tensión (psi)	Resistencia a la flexión (psi)	Resistencia a la compresión (psi)	Módulo de Young (psi)	Tenacidad a la fractura ($\text{psi}\sqrt{\text{plg}}$)
Al_2O_3	3.98	30,000	80,000	400,000	56×10^6	5,000
SiC (sinterizado)	3.1	25,000	80,000	560,000	60×10^6	4,000
Si_3N_4 (unión por reacción)	2.5	20,000	35,000	150,000	30×10^6	3,000
Si_3N_4 (comprimido en caliente)	3.2	80,000	130,000	500,000	45×10^6	5,000
Sialón	3.24	60,000	140,000	500,000	45×10^6	9,000
ZrO_2 (parcialmente estabilizado)	5.8	65,000	100,000	270,000	30×10^6	10,000
ZrO_2 (tenacidad mejorada por transformación)	5.8	50,000	115,000	250,000	29×10^6	11,000

El *nitruro de aluminio* (AlN) proporciona un buen aislamiento eléctrico, pero tiene una alta conductividad térmica. Dado que su coeficiente de expansión térmica es similar al del silicio, el AlN es un sustituto adecuado del Al_2O_3 como material de sustrato para circuitos integrados. Se minimizan grietas, se obtiene el aislamiento eléctrico y, además, el calor generado por el circuito eléctrico puede eliminarse con rapidez. También es más adecuado que muchos otros materiales que se usan en circuitos eléctricos que operan a alta frecuencia.

El *carburo de boro* (B_4C) es muy duro y aún así extraordinariamente ligero. Además de su utilización como blindaje nuclear, encuentra uso en aplicaciones que requieren excelente resistencia a la abrasión, como parte en placas blindadas, aunque tiene propiedades pobres a alta temperatura.

El *carburo de silicio* (SiC) tiene una resistencia a la oxidación extraordinaria a temperaturas incluso por encima del punto de fusión del acero. A menudo el SiC se utiliza como recubrimiento para metales, para compuestos de carbono y otros cerámicos, a fin de dar protección a esas temperaturas extremas. El SiC también se utiliza como partículas o fibras para reforzar la matriz metálica o matriz cerámica de materiales compuestos (figura 14-37).

El *nitruro de silicio* (Si_3N_4) tiene propiedades similares al SiC , aunque su resistencia a la oxidación y a la alta temperatura es algo menor. Tanto el nitruro de silicio como el carburo de silicio son candidatos para componentes de motores automotrices y de turbinas de gas, permitiendo temperaturas de operación más elevadas y mejores eficiencias de combustible, con menor peso que los metales y aleaciones tradicionales.

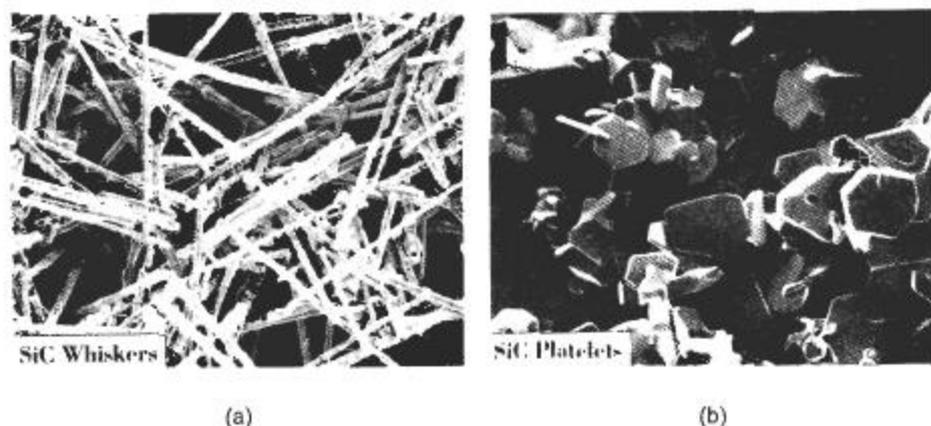


FIGURA 14-37 Materiales de refuerzo de carburo de silicio: (a) Whiskers de SiC y (b) monocristales de SiC en forma de plaquetas. (Cortesía de American Matrix, Inc.).

El *sialón* se forma cuando el aluminio y el oxígeno reemplazan parcialmente al silicio y al nitrógeno en el nitruro de silicio. La fórmula general del material es $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_z\text{N}_{8-z}$; cuando $z = 3$, la fórmula es $\text{Si}_3\text{Al}_3\text{O}_3\text{N}_5$. Los cristales de sialón típicamente están incrustados en una fase vítrea basada en el Y_2O_3 . Posteriormente, mediante un tratamiento térmico se permite que la fase vítrea se devitrifique, para mejorar la resistencia a la termofluencia. El resultado es un producto cerámico relativamente ligero, con un coeficiente bajo de expansión térmica, una buena tenacidad a la fractura, y una resistencia superior a la de muchos de los demás cerámicos avanzados comunes. El sialón puede encontrar aplicaciones en componentes para motor y otras aplicaciones, que a su vez involucran altas temperaturas y condiciones severas de desgaste.

El *boruro de titanio* (TiB_2) es un buen conductor de la electricidad y del calor. Además, tiene excelente tenacidad. El TiB_2 , junto con el carburo de boro, el carburo de silicio y la alúmina, son aplicables en la producción de blindajes.

La *urania* (UO_2) es ampliamente utilizada como combustible de reactores nucleares. Este material tiene una estabilidad dimensional excepcional, debido a que su estructura cristalina puede aceptar los productos del proceso de fisión.

EJEMPLO 14-12

Diseño de una biela de cerámica

Diseñe una biela de cerámica que conecte el pistón con el cigüeñal de un motor de automóvil. Las bielas de metal típicamente tienen esfuerzos de cedencia de aproximadamente 80,000 psi.

SOLUCIÓN

Para reemplazar la pieza de metal, se puede tomar en consideración un cerámico avanzado, de propiedades adecuadas. La tabla 14-4 muestra que el Al_2O_3 y el SiC sinterizado tienen resistencias a la flexión cerca de los 80,000 psi, en tanto que el Si_3N_4 , el sialón y el ZrO_2 comprimidos en caliente tienen resistencias a la flexión por encima de los 80,000 psi.

Sin embargo, la tabla 14-4 no incluye ninguna medida de confiabilidad de los cerámicos, como lo es el módulo de Weibull. Aunque los cerámicos avanzados tienen buena resistencia mecánica y buena resistencia a alta temperatura, también existe mayor probabilidad de que contengan o desarrollen defectos o grietas de tamaño crítico. Aunque generalmente los esfuerzos que actúan sobre una biela son de compresión y los cerámicos tienen buena resistencia a la compresión, cualquier problema que pudiera producir esfuerzos a tensión, particularmente en una pieza que contuviera una falla, podría tener resultados catastróficos.

También podrían encontrarse problemas al sujetar la cubierta del cojinete al resto de la biela; por lo tanto, se deberían diseñar sujetadores apropiados. Una vez ensamblada la biela, se tendrían puntos de contacto donde quizá se desarrollarían concentraciones de esfuerzos y, con facilidad, ahí podría generarse una falla vital.

En este momento, lo recomendable sería no tomar en cuenta los materiales cerámicos para esta aplicación. ■

14-12 Refractarios

Los materiales refractarios son componentes importantes del equipo utilizado en la producción, refinación y manejo de metales y vidrios; en la construcción de hornos para tratamientos térmicos y en otros equipos de procesos a alta temperatura. Los **refractarios** deben soportar alta temperatura sin corroerse o debilitarse por el entorno. Los refractarios típicos están compuestos por diversas partículas gruesas de óxido aglutinadas con un material refractario más fino. Este segundo material se funde al hornearse y proporciona la unión. En algunos casos, los ladrillos refractarios contienen aproximadamente de 20 a 25% de porosidad aparente, a fin de conseguir un mejor aislamiento térmico.

Los refractarios se dividen en tres grupos, ácido, básico y neutro, con base en su comportamiento químico (tabla 14-5).

Refractarios ácidos Los refractarios ácidos comunes incluyen las arcillas de sílice, de alúmina y refractarios de arcilla (una caolinita impura). El sílice puro a veces se utiliza para

TABLA 14-5 Composiciones de refractarios típicos (porcentaje en peso)

Refractario	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Fe ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃
Ácidos					
Sílice	95-97				
Ladrillo refractario de alta resistencia	51-53	43-44			
Ladrillo refractario de alta alúmina	10-45	50-80			
Básicos					
Magnesita			83-93	2-7	
Olivina	43		57		
Neutros					
Cromita	3-13	12-30	10-20	12-25	30-50
Cromita-magnesita	2-8	20-24	30-39	9-12	30-50

De *Ceramic Data Book*, Cahners Publishing Co. 1982.

contener metal derretido. En algunas aplicaciones, el sílice puede ser aglutinado con pequeñas cantidades de óxido de boro, que se funde y produce la unión cerámica. Cuando al sílice se le agrega una pequeña cantidad de alúmina, el refractario contiene un microconstituyente eutéctico con punto de fusión muy bajo (figura 14-38), y no es adecuado para aplicaciones refractarias por encima de los 1600°C, temperatura que frecuentemente se requiere para fabricar aceros. Sin embargo, cuando se le agregan mayores cantidades de alúmina, la microestructura contiene cantidades crecientes de mulita, 3Al₂O₃·2SiO₂, con una alta temperatura de fusión. Estos refractarios de arcilla por lo general son relativamente débiles, pero poco costosos. Contenidos de alúmina por arriba de aproximadamente 50% constituyen los refractarios de alta alúmina.

Refractarios básicos Varios refractarios se basan en el MgO (magnesita o periclasa). El MgO puro tiene un punto de fusión alto, buena refractariedad y buena resistencia al ataque por

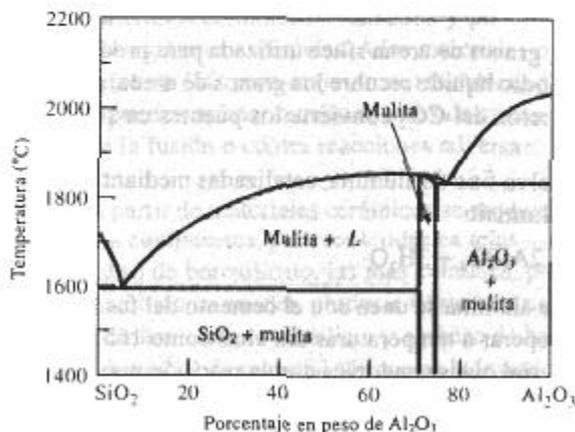


FIGURA 14-38 Diagrama de fases SiO₂-Al₂O₃, que es la base de los refractarios de silicatos de alúmina.

los entornos que a menudo se encuentran en los procesos de fabricación de acero. Los refractarios de olivina frecuentemente contienen forsterita o Mg_2SiO_4 , también con altos puntos de fusión (figura 14-8). Otros refractarios de periclasa pudieran contener CaO o carbono. Típicamente, los refractarios básicos son más costosos que los refractarios ácidos.

Refractarios neutros Estos refractarios, que normalmente incluyen la cromita y la cromita-magnesita, pueden ser utilizados para separar refractarios ácidos de los básicos, impidiendo que uno ataque al otro.

Refractarios especiales El carbono, o grafito, es utilizado en muchas aplicaciones refractarias, particularmente cuando no hay oxígeno fácilmente disponible. Otros materiales refractarios incluyen la circonia (ZrO_2), el circon ($ZrO_2 \cdot SiO_2$) y diversidad de nitruros, carburos y boruros. La mayor parte de los carburos, el TiC y el ZrC no resisten bien la oxidación y sus aplicaciones a alta temperatura son más adecuadas para situaciones de reducción. Sin embargo, el carburo de silicio es una excepción; cuando se oxida el SiC a alta temperatura, se forma en la superficie una capa delgada de SiO_2 , protegiéndolos contra oxidación adicional hasta aproximadamente los $1500^\circ C$. Los nitruros y los boruros también tienen temperaturas de fusión altas y son menos susceptibles a la oxidación. Algunos de los óxidos y los nitruros son candidatos para uso en turborreactores.

14-13 Otros materiales cerámicos y sus aplicaciones

Además de su uso en la producción de materiales para la construcción, en aparatos domésticos, en materiales estructurales y refractarios, los materiales cerámicos encuentran toda una infinidad de aplicaciones, incluyendo las siguientes.

Cementos En un proceso conocido como cementación, las materias primas cerámicas se unen utilizando un aglutinante que no requiere horneado o sinterizado. Una reacción química convierte una resina líquida en un sólido que une las partículas. En el caso del silicato de sodio, la introducción de gas CO_2 actúa como catalizador para deshidratar la solución de silicato de sodio y convertirla en un material vítreo.



La figura 14-39 muestra granos de arena sílice utilizada para producir moldes para la fundición de metal. El silicato de sodio líquido recubre los granos de arena, proporcionando puentes entre los mismos. La introducción del CO_2 convierte los puentes en sólidos, uniendo los granos de arena.

Las soluciones de polvo fino de alúmina, catalizadas mediante ácido fosfórico producen un cemento de fosfato de aluminio



Cuando las partículas de alúmina se unen con el cemento del fosfato de aluminio, se producen refractarios capaces de operar a temperaturas tan altas como $1650^\circ C$.

El yeso es otro material que se endurece con la reacción por cementación



Cuando reacciona la pasta líquida, crecen cristales sólidos de entrelazamiento de sulfato de calcio ($CaSO_4 \cdot 2H_2O$), con poros muy pequeños entre los cristales. Mayores cantidades de agua

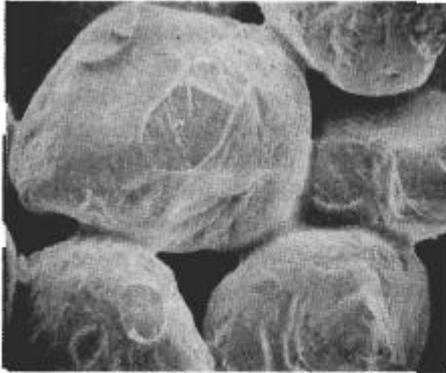


FIGURA 14-39 Fotografía de granos de arena sílice aglutinados con silicato de sodio mediante el mecanismo de cementación ($\times 60$).

en la pasta original proporcionan más porosidad, pero también reducen la resistencia final del yeso. Uno de los usos importantes de este material es la construcción de muros en edificios.

La reacción de cementación más común e importante ocurre en el cemento Portland, utilizado para producir el concreto. Estos cementos se analizan en el capítulo 17.

Recubrimientos Con frecuencia los productos cerámicos se utilizan como recubrimientos protectores de otros materiales. Los recubrimientos comerciales comunes incluyen los vidriados y los esmaltados. Los vidriados se aplican sobre la superficie de un material cerámico para sellar un cuerpo de arcilla permeable, para dar protección y decorar, o para fines especiales. Los esmaltados se aplican sobre superficies metálicas. Los esmaltados y vidriados son productos de arcilla que se vitrifican fácilmente durante el horneado. Una composición común es el $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$.

Mediante la adición de otros minerales se pueden producir en los vidriados y esmaltados colores especiales. El silicato de circonio da un vidriado blanco, el óxido de cobalto un vidriado azul, el óxido de cromo produce verde, el óxido de plomo da un color amarillo y se puede producir un vidriado rojo agregando una mezcla de sulfuros de selenio y cadmio.

Uno de los problemas que tienen los vidriados y esmaltados son las grietas o cuarteaduras superficiales, que ocurren cuando el vidriado tiene un coeficiente de expansión térmica distinto al del material subyacente. Frecuentemente, éste es el factor de mayor importancia para determinar la composición del recubrimiento.

Para materiales cerámicos avanzados y para metales de operación a alta temperatura se utilizan recubrimientos especiales. A los materiales compuestos carbono-carbono se les aplican recubrimientos de SiC para mejorar su resistencia a la oxidación. A las superaleaciones base níquel se le pueden aplicar recubrimientos de circonia, como barreras térmicas que protejan al metal contra la fusión o contra reacciones adversas.

Fibras A partir de materiales cerámicos se producen fibras para diversos usos como refuerzo de materiales compuestos, para ser tejidas en telas o para uso en sistemas de fibras ópticas. Las fibras de vidrio de borosilicato, las más comunes, proporcionan resistencia y rigidez a la fibra de vidrio. También se pueden producir fibras con una diversidad de materiales cerámicos, incluyendo alúmina, carburo de silicio y carburo de boro.

Un tipo especial de material fibroso es la loseta de sílice utilizada en el sistema de protección térmica del transbordador espacial. Las fibras de sílice están unidas por polvo de sílice para producir una loseta excepcionalmente ligera, con densidades tan bajas como 0.144 g/cm^3 ; esta loseta está recubierta con vidriados especiales de alta emisividad para conseguir protección hasta los 1300°C .

RESUMEN

Los materiales cerámicos son combinaciones de elementos metálicos y no metálicos que forman compuestos duros, frágiles y de alto punto de fusión. Los cerámicos típicos son los aisladores eléctricos y térmicos, con buena estabilidad química y buena resistencia a la compresión.

Sin embargo, los materiales cerámicos inevitablemente contienen defectos. Dado que el cerámico por ser frágil, no puede ser deformado plásticamente, estos defectos limitan su capacidad de resistir cargas a tensión. Como la naturaleza de los defectos cambia de una pieza a la siguiente, diseñar componentes cerámicos para aplicaciones críticas es más difícil e incierto que con metales. La estadística de Weibull es importante para la determinación de la sensibilidad del material a los defectos; la tenacidad a la fractura nos da otra forma de medir la seguridad de los materiales cerámicos.

En los materiales cerámicos aparecen tres microestructuras básicas: cristalina, vítrea y una mezcla cristalina y vítrea.

- Los productos cerámicos cristalinos tienen buenas propiedades a alta temperatura y la deformación plástica bajo carga sólo ocurre en esas condiciones, debido al deslizamiento de bordes de grano. Algunos cerámicos cristalinos pueden aumentar su tenacidad mediante varios mecanismos, incluyendo el refuerzo por fibras, la incrustación de partículas cerámicas en una matriz metálica por transformación, mediante la utilización de métodos apropiados de manufactura y fabricación, y un cuidadoso control de la pureza y del tamaño de grano.
- Los vidrios cerámicos tienen pobres propiedades a altas temperaturas. Ocurre deformación plástica mediante flujo viscoso del vidrio, a menudo permitiendo velocidades altas de termofluencia.
- Son comunes los materiales cerámicos que contienen una mezcla de fases cristalinas y vítreas. Durante el horneado o el sinterizado se busca crear fases vítreas para mejorar la unión entre partículas cristalinas; en los vidrios cerámicos, para mejorar su resistencia se dejan precipitar fases cristalinas en una matriz vítrea. Sin embargo, en ambos casos puede presentarse flujo viscoso a alta temperatura y limitar la resistencia a la termofluencia.

El comportamiento mecánico de los cerámicos depende de manera importante del proceso de manufactura. Las propiedades de los materiales cerámicos son muy sensibles a la pureza de sus materias primas y al control de la microestructura, incluyendo las fases de los bordes de grano y la porosidad, la cual es consecuencia del método de producción. Se requieren procesos complejos de producción, y procesamiento cerámico en polvo para fabricar componentes monolíticos, en el caso de cerámicos estructurales avanzados.

GLOSARIO

Aumento de tenacidad por transformación Mejoría de la tenacidad de materiales cerámicos, al aprovechar los cambios volumétricos que acompañan una transformación polimórfica inducida por una grieta.

Barro Pasta líquida que se vacía en un molde. Cuando está empieza a endurecerse sobre la superficie del molde, el resto del líquido es drenado, dejando una forma cerámica hueca.

Cementación Unión de materias primas cerámicas en un producto útil, por medio de aglutinantes que forman un vidrio o un gel, sin horneado a alta temperatura.

Cerámicos vítreos Piezas cerámicas formadas en estado vítreo y que posteriormente se les deja cristalizar durante el tratamiento térmico, para conseguir mejor resistencia y tenacidad.

Cermet Compuesto que contiene partículas cerámicas en una matriz metálica, el cual tiene una buena combinación de dureza con otras propiedades, como la tenacidad.

Defecto de Griffith Grieta u otra imperfección en un material frágil, que concentra y amplifica un esfuerzo aplicado.

Densidad en masa Masa del cuerpo cerámico por unidad de volumen, incluyendo la porosidad cerrada e interconectada.

Devitrificación Precipitación de un producto cristalino a partir de un producto vítreo, por lo general a alta temperatura.

Distribución de Weibull Gráfica de la frecuencia de defectos en función del esfuerzo aplicado.

Flujo viscoso Deformación de un material vítreo a alta temperatura.

Formado hidrolástico Grupo de procesos mediante los cuales a una arcilla cerámica húmeda se le da una forma útil.

Formadores de vidrio Óxidos con gran resistencia de enlace que fácilmente producen un vidrio durante el procesamiento.

Fundente Aditivos para las materias primas cerámicas, que reducen la temperatura de fusión.

Horneado Calentamiento de un cuerpo cerámico a alta temperatura para hacer que se forme una unión cerámica.

Intermedios Óxidos que al ser agregados a un vidrio ayudan a extender la red vítrea, aunque estos óxidos normalmente no forman por sí mismos un vidrio.

Metasilicatos Estructuras de silicato de anillo o de cadena.

Modificadores Óxidos que al ser agregados a un vidrio interrumpen la red vítrea, causando finalmente cristalización.

Módulo de Weibull Medida de la confiabilidad de un producto cerámico, representado como la pendiente de una gráfica de probabilidades de falla acumuladas, en función de la resistencia.

Moldeo por escurrimiento Formación de una pieza cerámica hueca al introducir una pasta líquida en un molde. El agua del barro es extraída por el molde poroso, dejando una superficie más seca. El barro líquido en exceso puede ser entonces drenado.

Ortosilicatos Grupo de estructuras de silicatos basadas en una sola unidad tetraédrica de silicatos. También se les conoce como olivinas.

Pirosilicatos Grupo de estructuras de silicato basado en un par de unidades tetraédricas de silicato.

Porosidad aparente Porcentaje de porosidad interconectada en un cuerpo cerámico.

Porosidad real Porcentaje de porosidad cerrada interconectada en un cuerpo cerámico.

Preforma Forma vítrea, que sirve como paso intermedio en la producción de productos de vidrio. Posteriormente a la preforma se le da la forma del producto final.

Proceso sol gel Método para la producción de materiales cerámicos. Se prepara una solución de tipo polimérico (sol) que contiene iones de metal y oxígeno. El óxido sólido (gel) se precipita de la solución y subsecuentemente es horneado.

Refractarios Grupo de materiales cerámicos capaces de resistir altas temperaturas durante periodos prolongados.

Temperatura de transición del vidrio Temperatura a la cual un líquido subenfriado se convierte en vidrio.

Unión cerámica Aglutinamiento de materiales cerámicos, al permitir que un producto vítreo se forme a altas temperaturas de horneado.

Unión por reacción Técnica de procesamiento de cerámicos mediante la cual se prepara una pieza con un material mismo, que posteriormente es convertido en un material cerámico al reaccionar con un gas.

Vidrio templado Vidrio preesforzado durante su enfriamiento para mejorar su resistencia.

Vitrificación Formación de vidrio.

PROBLEMAS

14-1 Calcule el parámetro de red, factor de empaquetamiento y densidad que se espera para el BaTiO_3 [figura 14-1(a)] utilizando los datos de los apéndices.

14-2 Calcule el factor de empaquetamiento y la densidad esperada para el MgAl_2O_4 [figura 14-1 (c)], si el parámetro de red es de 8.08 Å.

14-3 El cuarzo (SiO_2) tiene una estructura cristalina hexagonal, con parámetros de red de $a_0 = 0.4913$ nm y $c_0 = 0.5405$ nm y con densidad de 2.65 g/cm³. Determine

- (a) el número de grupos SiO_2 en el cuarzo y
 (b) el factor de empaquetamiento de la celda unitaria de cuarzo.

14-4 El carburo de tungsteno (WC) tiene una estructura hexagonal, con parámetros de red de $a_0 = 0.291$ nm y $c_0 = 0.284$ nm. Si la densidad del WC es de 15.77 g/cm³, determine el número de átomos de tungsteno y de carbono por celda.

14-5 Determine si los siguientes productos son ortosilicatos, piroxilicatos, metasilicatos o tipos de cerámicos laminares.

- (a) $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ (b) $3\text{BeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$
 (c) $\text{Li}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2$ (d) $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$
 (e) $2\text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2$ (f) $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$

14-6 La densidad de la forsterita ortorrómbica (Mg_2SiO_4) es de 3.21 g/cm³ y los parámetros de red son $a_0 = 0.476$ nm, $b_0 = 1.020$ nm y $c_0 = 0.599$ nm. Calcule el número de iones de Mg^{2+} y el número de grupos iónicos de SiO_4^{4-} de cada celda unitaria.

14-7 Suponga que el 10% de los iones Al^{3+} en la montmorilonita son remplazados por iones Mg^{2+} . ¿Cuántos gramos de iones Na^+ por kg de arcilla serán atraídos hacia ésta?

14-8 Demuestre que el Mg_2SiO_4 y el Fe_2SiO_4 se espera que exhiban una solubilidad sólida total.

14-9 Una composición típica para el FeO (wustita) es 52% átomo O. Calcule el número de iones Fe^{2+} y el número de vacancias por cm³ que se esperan de esta composición. El FeO tiene la estructura cristalina del cloruro de sodio.

14-10 Cada vacancia en el FeO proporciona un portador de carga que contribuirá a la conductividad eléctrica en un cerámico. Si la relación entre los iones Fe^{3+} y los iones Fe^{2+} es de 1 a 25, calcule el número de portadores de carga por cm³. Ésta es una manera de producir un material cerámico semiconductor.

14-11 Utilizando el diagrama de fases $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ determine el porcentaje en peso de Al_2O_3 , si el espinel tuviera una composición estequiométrica.

(a) ¿Está el espinel no estequiométrico del lado rico en MgO del diagrama de fases? De ser así, ¿qué tipo de imperfecciones de red pudieran estar presentes?

(b) ¿Está el espinel no estequiométrico del lado Al_2O_3 del diagrama de fases? De ser así, ¿qué tipo de imperfecciones de red pudieran estar presentes?

14-12 La gravedad específica del Al_2O_3 es 3.96 g/cm³. Se produce un componente cerámico sinterizando polvos de alúmina. Cuando está seco pesa 80 g; pesa 92 g después de haber estado sumergido en agua, y 58 g suspendido en agua. Calcule la porosidad aparente, la porosidad real y los poros cerrados.

14-13 El carburo de silicio (SiC) tiene una gravedad específica de 3.1 g/cm³. Se produce una pieza sinterizada de SiC que ocupa un volumen de 500 cm³ y que pesa 1200 g. Después de sumergirla de agua, la pieza pesa 1250 g. Calcule la densidad en masa, la porosidad real y la fracción volumétrica de la porosidad total que está formada por poros cerrados.

14-14 Calcule la relación O:Si cuando se agrega 20% en peso de Na_2O al SiO_2 . Explique si este material proporcionará buenas tendencias de formación de vidrio. ¿Por encima de qué temperatura deberá calentarse el producto cerámico para que sea completamente líquido?

14-15 ¿Cuántos gramos de BaO pueden agregarse a 1 kg de SiO_2 antes de que la relación O:Si exceda de 2.5 y las tendencias de formación de vidrio se empobrezcan? Compare lo anterior con el resultado de agregar Li_2O al SiO_2 .

14-16 Calcule la relación O:Si cuando se agrega 30% en peso de Y_2O_3 al SiO_2 . ¿Proporcionará este material buenas tendencias de formación de vidrio?

14-17 Se puede introducir plomo en un vidrio ya sea como PbO (donde Pb tiene una valencia de +2) o como PbO_2 (donde Pb tiene una valencia de +4). Haga un esquema (similar al de la figura 14-17) mostrando el efecto de cada uno de estos óxidos sobre la red de silicato. ¿Cuál óxido es un modificador y cuál es un intermedio?

14-18 Se elabora un vidrio compuesto de 65% mol de SiO_2 , 20% mol de CaO y 15% mol de Na_2O . Calcule la relación O:Si y determine si el material tiene buena tenden-