

8

ROTURA



Una barcaza transportadora de petróleo que se fracturó en dos por propagación de una grieta alrededor de su casco. (Fotografía de Neal Boenzi. Reproducida con permiso del *New York Times*.)

8.1 INTRODUCCIÓN

La rotura de los materiales de ingeniería es casi siempre un hecho no deseado por varias razones; entre éstas cabe resaltar las posibles pérdidas de vidas humanas, las pérdidas materiales y su incidencia en el suministro de productos y servicios. Aun cuando las causas de la rotura y el comportamiento de los materiales sean conocidos, la prevención de las roturas es muy difícil de garantizar. Las causas usuales son la selección y la conformación inapropiadas de los materiales, el diseño inadecuado del componente, o bien su mala utilización en servicio. Es responsabilidad del ingeniero desarrollar planes de contingencia para el caso de una posible rotura y, si ésta ocurre, estudiar su causa y tomar las medidas preventivas apropiadas contra futuros incidentes.

Los temas que se tratan en este capítulo son los siguientes: fractura simple (ambos tipos, dúctil y frágil), fundamentos de mecánica de la fractura, ensayos de fractura por impacto, la transición dúctil-frágil, fatiga y fluencia en caliente. Estos temas incluyen los mecanismos de rotura, técnicas de ensayo y los métodos mediante los cuales la fractura puede ser prevenida o controlada.

FRACTURA

8.2 FUNDAMENTOS DE FRACTURA

La fractura simple es la separación de un cuerpo en dos o más piezas en respuesta a una tensión aplicada estática (es decir, constante o que cambia lentamente con el tiempo) y a temperaturas que son relativamente bajas en comparación con la temperatura de fusión del material. La tensión aplicada puede ser de tracción, compresión, cizalladura o torsión; el estudio presente está restringido a fracturas que resultan de cargas de tracción uniaxiales. En los materiales de ingeniería, existen dos tipos de fractura: **dúctil** y **frágil**. La clasificación está basada en la capacidad del material para experimentar deformación plástica. Los materiales dúctiles exhiben normalmente deformación plástica substancial con muy alta absorción de energía antes de la fractura. Por otro lado, en la rotura frágil existe normalmente poca o ninguna deformación plástica con poca absorción de energía en el proceso de rotura. Las curvas esfuerzo-deformación de ambos tipos de materiales han sido presentadas en la Figura 6.12.

"Dúctil" y "frágil" son términos relativos; si una fractura particular es considerada de un tipo u otro depende de la situación. La ductilidad puede ser cuantificada en términos del porcentaje de alargamiento (Ecuación 6.10) y del porcentaje de reducción de área (Ecuación 6.11). La ductilidad también es una función de la temperatura, la velocidad de deformación, y el estado de tensiones. La tendencia a la rotura frágil de los materiales normalmente dúctiles se discute en la Sección 8.6.

Cualquier proceso de fractura está compuesto de dos etapas —la formación y la propagación de una fisura— en respuesta a una tensión aplicada. El modo de fractura depende mucho del mecanismo de propagación de la grieta. La fractura dúctil se caracteriza por la existencia de mucha deforma-

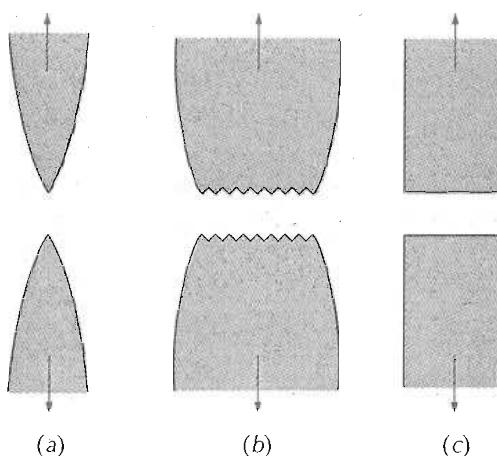


Figura 8.1 (a) Fractura muy dúctil en la cual la probeta se estricción hasta llegar a un punto. (b) Fractura moderadamente dúctil después de cierta estricción. (c) Fractura frágil sin ninguna deformación plástica.

ción plástica en la vecindad de la grieta que avanza. Además, el proceso tiene lugar lentamente a medida que la grieta se extiende. Una grieta de este tipo se suele decir que es *estable*. Es decir, se resiste a su extensión a menos que se aumente la tensión aplicada. Además, hay evidencia de deformación plástica apreciable en las superficies de fractura (por ejemplo, retorcimiento y desgarre). Por el contrario, en el caso de la fractura frágil, las grietas pueden extenderse de forma muy rápida, con muy poca deformación plástica. Tales grietas se denominan *inestables*, y la propagación de la grieta, una vez iniciada, continúa espontáneamente sin un aumento en la tensión aplicada.

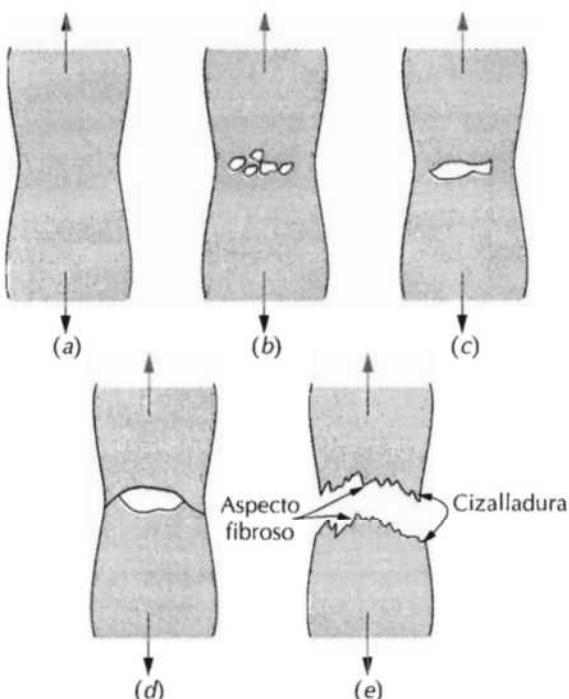
La fractura dúctil es siempre preferida por dos razones. En primer lugar, la fractura frágil ocurre de forma súbita y catastrófica sin ningún síntoma previo; esto es consecuencia de la propagación rápida y espontánea de la grieta. Además, en el caso de fractura dúctil la presencia de deformación plástica es un síntoma de que la fractura es inminente, siendo así posible tomar medidas preventivas. En segundo lugar, para inducir la fractura dúctil se requiere más energía de deformación ya que los materiales dúctiles generalmente son más tenaces. Bajo la acción de una tensión aplicada, la mayoría de los metales son dúctiles, mientras que las cerámicas son notablemente frágiles y los polímeros pueden exhibir ambos tipos de fractura.

8.3 FRACTURA DÚCTIL

Las superficies de fractura dúctiles tienen sus propios rasgos tanto a nivel macroscópico como microscópico. La Figura 8.1 muestra esquemáticamente dos perfiles macroscópicos característicos de fractura. La configuración mostrada en la Figura 8.1a se encuentra en metales muy blandos, tales como oro y plomo a temperatura ambiente, y en otros metales, polímeros y vidrios inorgánicos a temperaturas elevadas. Estos materiales son muy dúctiles y se rompen cuando la estricción se reduce prácticamente a un punto, presentando una reducción de área virtualmente igual al 100%.

El tipo más común de perfil de fractura a tracción en los materiales dúctiles es el representado en la Figura 8.1b, en la cual la fractura es precedida por sólo una cantidad moderada de estricción. El proceso de fractura normalmente ocurre en varias etapas (Figura 8.2). En primer lugar, después de

Figura 8.2 Etapas en la fractura copa-cono. (a) Estricción inicial. (b) Formación de pequeñas cavidades. (c) La coalescencia de cavidades forma una grieta. (d) Propagación de la grieta. (e) Fractura final por cizallamiento a un ángulo de 45° respecto a la dirección de la tensión. (K. M. Ralls, T. H. Courtney y J. Wulff, *Introduction to Materials Science and Engineering*, p. 468. Copyright © 1976 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)



iniciarse la estricción, se forman pequeñas cavidades, o microcavidades, en el interior de la sección, tal como se indica en la Figura 8.2b. A continuación, a medida que la deformación aumenta, estas microcavidades se hacen mayores, se juntan y coalescen para formar una grieta elíptica, la cual tiene su eje mayor perpendicular a la dirección de la fuerza aplicada. La grieta continúa creciendo en una dirección paralela a su eje mayor mediante este proceso de coalescencia de microcavidades (Figura 8.2c). Finalmente, se produce la fractura por la rápida propagación de una grieta alrededor del perímetro exterior de la estricción (Figura 8.2d), por deformación de cizalladura formando un ángulo de alrededor de 45° con respecto al eje de tracción, o sea, el ángulo en el cual la tensión de cizalladura es máxima. Algunas veces, una fractura que tiene este contorno característico se denomina *fractura copa-cono* debido a que una de las superficies tiene la forma de una copa y la otra la de un cono. En este tipo de fractura (Figura 8.3a), la región interior central de la superficie tiene un aspecto fibroso e irregular, lo cual es un indicio de la deformación plástica.

A partir del examen microscópico, normalmente utilizando microscopía electrónica, actualmente se conocen con mucho detalle los mecanismos de fractura. Los estudios de este tipo se denominan *fractografía*. El microscopio electrónico es el instrumento más adecuado para el examen fractográfico debido a que tiene mayor resolución y mayor profundidad de campo que el microscopio óptico; estas características son necesarias para revelar los detalles topográficos de las superficies de fractura. Normalmente se utiliza el microscopio electrónico de barrido (SEM), en el cual la probeta es observada directamente.

Cuando se examina con el microscopio electrónico a alta amplificación, se encuentra que la región central fibrosa de una fractura copa-cono consiste

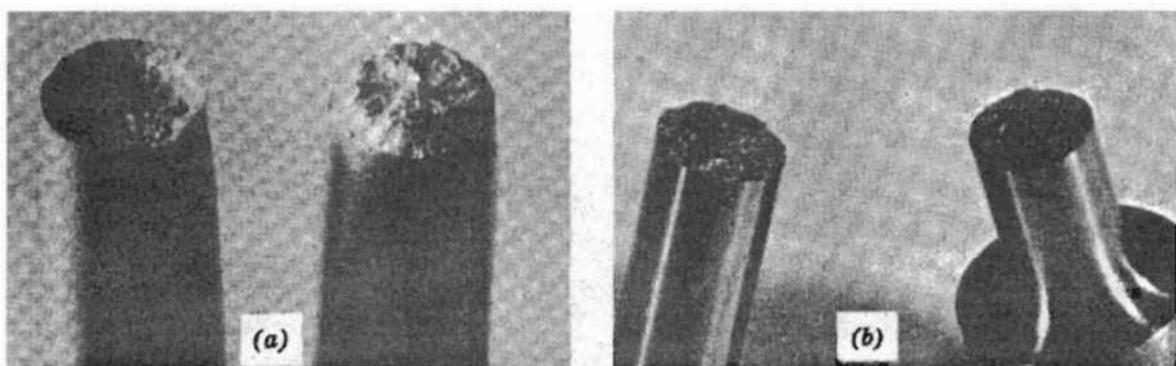


Figura 8.3 (a) Fractura copa-cono en el aluminio. (b) Fractura frágil en un acero bajo en carbono. (H. W. Hayden, W. G. Moffatt y J. Wulff, *The Structure and Properties of Materials*, Vol. III, *Mechanical Behavior*, p. 144. Copyright © 1965 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)

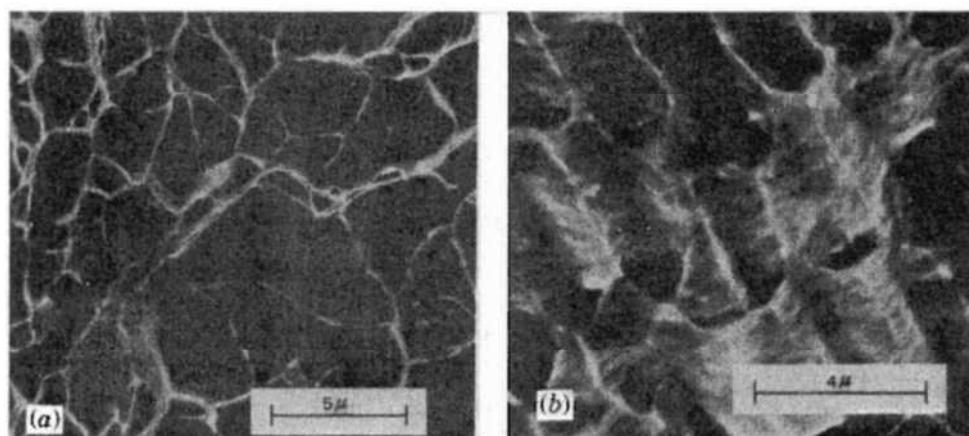


Figura 8.4 (a) Fractografía electrónica de barrido mostrando las cavidades características de la fractura dúctil originadas por cargas axiales. (b) Fractografía electrónica de barrido mostrando las cavidades parabólicas características de la fractura dúctil originadas por cargas de cizalladura. (R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 3rd edition, Copyright © 1989 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)

en numerosos "hoyuelos" (Figura 8.4a); esta estructura es característica de la fractura que resulta de la rotura a tracción uniaxial. Cada hoyuelo es la mitad de una de las microcavidades que se formaron y que se separan durante el proceso de fractura. Los hoyuelos también se forman sobre los labios de cizalladura inclinados 45° en la fractura copa-cono. Sin embargo, éstos tienen forma alargada o forma de C, tal como se muestra en la Figura 8.4b. Esta forma parabólica puede ser indicativa de la rotura por cizalladura. También es posible observar otros detalles microscópicos de la superficie de fractura. Las fractografías mostradas en las Figuras 8.4a y 8.4b proporcionan

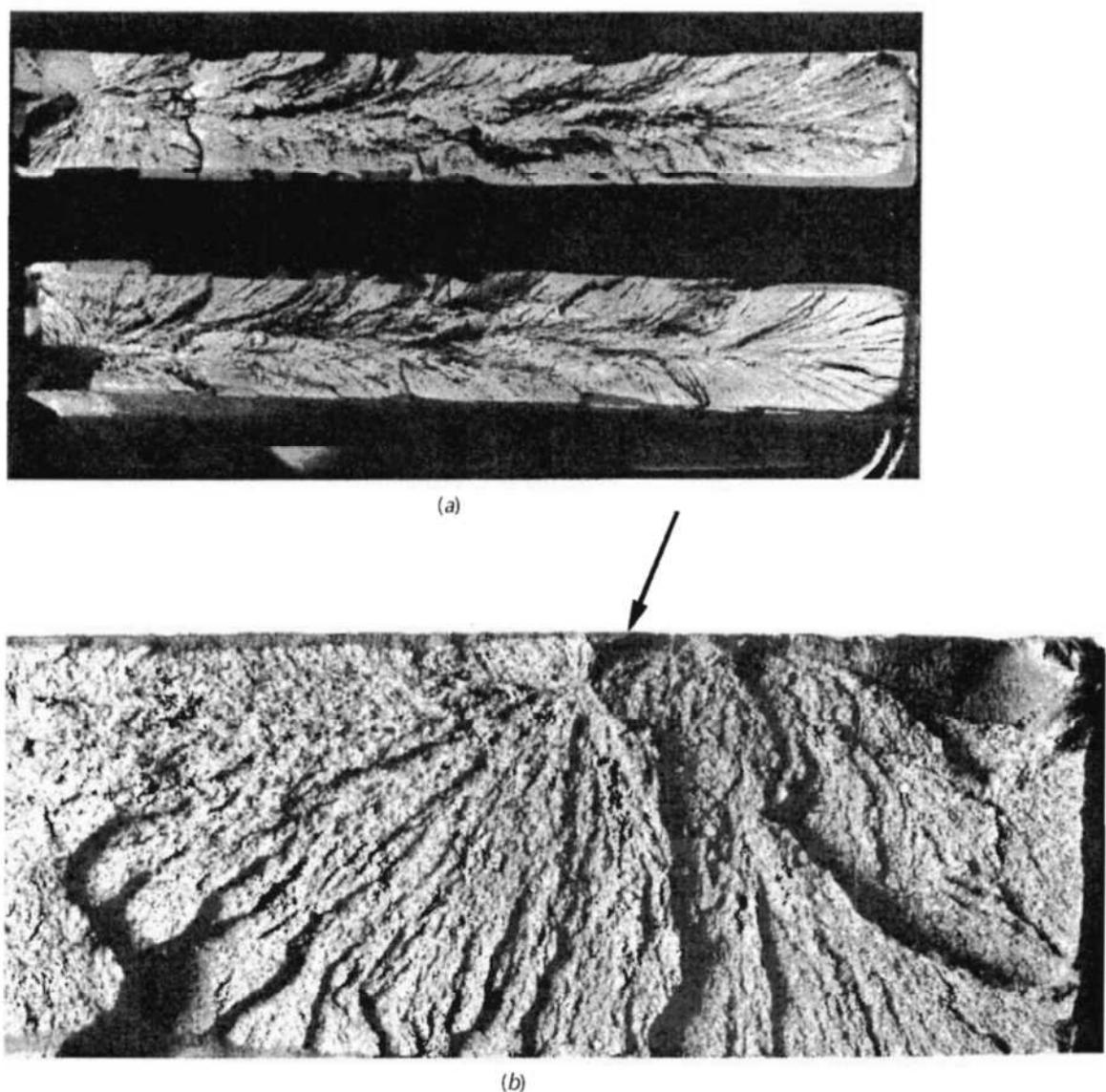


Figura 8.5 (a) Fotografía mostrando marcas en forma de V invertida con salientes y entrantes características de la fractura frágil. (R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 3rd edition, Copyright © 1989 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc. Fotografía cortesía de Roger Slutter, Lehigh University). (b) Fotografía de una superficie de fractura frágil mostrando crestas radiales en forma de abanico. Las flechas indican el origen de la grieta. (Reproducido con permiso de D. J. Wulpi, *Understanding How Components Fail*, American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.)

información valiosa en el análisis de las roturas, tales como el modo de fractura, el estado tensional, así como el lugar de iniciación de la grieta.

Fractura frágil

La fractura frágil ocurre sin apreciable deformación plástica, y por propagación rápida de una grieta. La dirección del movimiento de la grieta es casi perpendicular a la dirección de la tensión aplicada y produce una superficie de fractura relativamente plana, tal como está indicado en la Figura 8.1c.

Las superficies de fractura de los materiales que se han roto de una manera frágil tienen sus propios detalles característicos; cualquier signo de deformación plástica importante está ausente. Por ejemplo, en algunas piezas de acero, una serie de marcas en forma de V se forman cerca del centro de la sección de fractura que apuntan hacia el lugar de iniciación (Figura 8.5a). Otras superficies de fractura frágiles contienen líneas o crestas que irradian desde el origen de la grieta en una forma similar a un abanico (Figura 8.5b). A menudo ambos tipos de líneas son suficientemente gruesas para ser discernibles a simple vista. Para metales muy duros y de tamaño de grano muy pequeño, no es posible discernir ninguna distribución de marcas de fractura. La fractura frágil en materiales amorfos, tales como vidrios cerámicos, produce una superficie lisa y brillante.

En la mayoría de los materiales cristalinos frágiles, la propagación de la grieta corresponde a la sucesiva y repetida rotura de enlaces atómicos a lo largo de planos cristalográficos; tal proceso se denomina *descohesión*. Este tipo de fractura se dice que es **transgranular** (o *transcristalina*), debido a que las grietas pasan a través de los granos. Macroscópicamente, la superficie de fractura puede tener una textura granular o de facetas (Figura 8.3b), como resultado de cambios en la orientación de los planos de descohesión de un grano a otro. Este fenómeno es más evidente en la micrografía mostrada en la Figura 8.6a obtenida por microscopía electrónica de barrido.

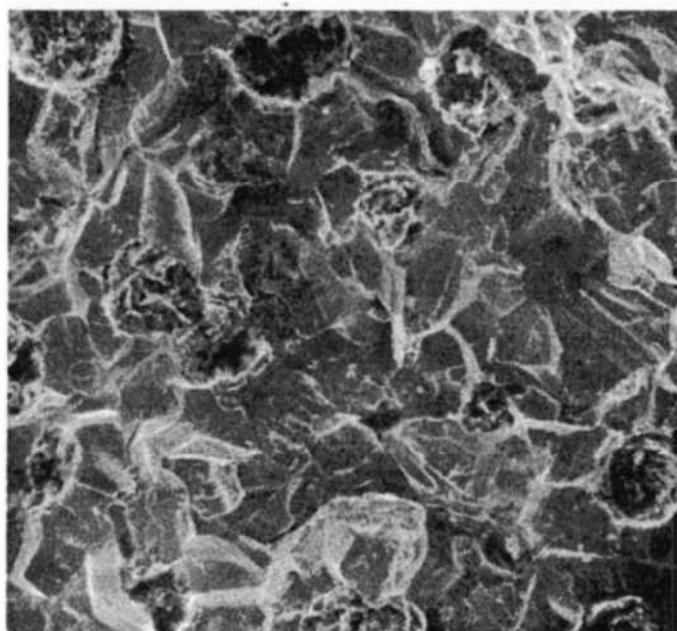
En algunas aleaciones, la propagación de la grieta ocurre a lo largo de los bordes de grano; esta fractura se denomina fractura **intergranular**. La Figura 8.6b es una micrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido mostrando una fractura intergranular típica, en la cual se puede apreciar la naturaleza tridimensional de los granos. Este tipo de fractura normalmente se produce después de un proceso que debilita o fragiliza las regiones de los bordes de grano.

8.5 PRINCIPIOS DE MECÁNICA DE LA FRACTURA

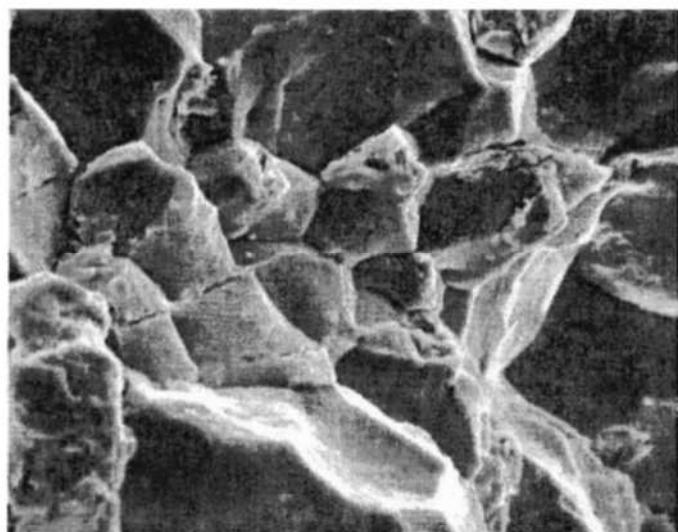
La fractura frágil de materiales normalmente dúctiles, como la que se muestra en la página 193, ha puesto de manifiesto la necesidad de un mejor conocimiento de la mecánica de la fractura. Las extensas investigaciones realizadas en las pasadas décadas han conducido a la evolución del campo de la **mecánica de la fractura**. El conocimiento adquirido permite la cuantificación de la relación entre las propiedades de los materiales, los niveles de tensión, la presencia de defectos que producen grietas y los mecanismos de propagación de las grietas. Los ingenieros proyectistas están ahora mejor equipados para anticipar y, por tanto, prevenir las roturas de las estructuras. La presente discusión se centra en algunos de los principios fundamentales de la mecánica de la fractura.

8.5.1 Concentración de tensiones

La resistencia a la fractura de un material sólido es una función de las fuerzas cohesivas que existen entre los átomos. Sobre esta base, la resistencia cohesiva teórica de un sólido elástico frágil ha sido estimada y es aproximadamente igual a $E/10$, donde E es el módulo de elasticidad. La resistencia a la fractura experimental de la mayoría de los materiales de ingeniería normalmente es entre 10 y 1000 veces menor que el valor teórico. En la década de los años



(a)



(b)

Figura 8.6 (a) Fractografía electrónica de barrido de una fundición dúctil de hierro mostrando una superficie de fractura transgranular. (V. J. Colangelo y F. A. Heiser, *Analysis of Metallurgical Failures*, 2^a edición. Copyright © 1987 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.) (b) Fractografía electrónica de barrido mostrando una superficie de fractura intergranular. (Reproducido con permiso de D. J. Wulpi, *Understanding How Components Fail*, American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.)

veinte, A. A. Griffith propuso que esta discrepancia entre la resistencia cohesiva teórica y la resistencia a la fractura observada podía ser explicada por la presencia de grietas microscópicas muy pequeñas, las cuales siempre existen en condiciones normales en la superficie y en el interior de una pieza de material. Estos defectos van en detrimento de la resistencia a la fractura debido a que una tensión aplicada puede ser amplificada o concentrada en la punta del defecto, en un grado que depende de la orientación de la grieta y de la geometría. Este fenómeno se indica en la Figura 8.7, donde se muestra el perfil de

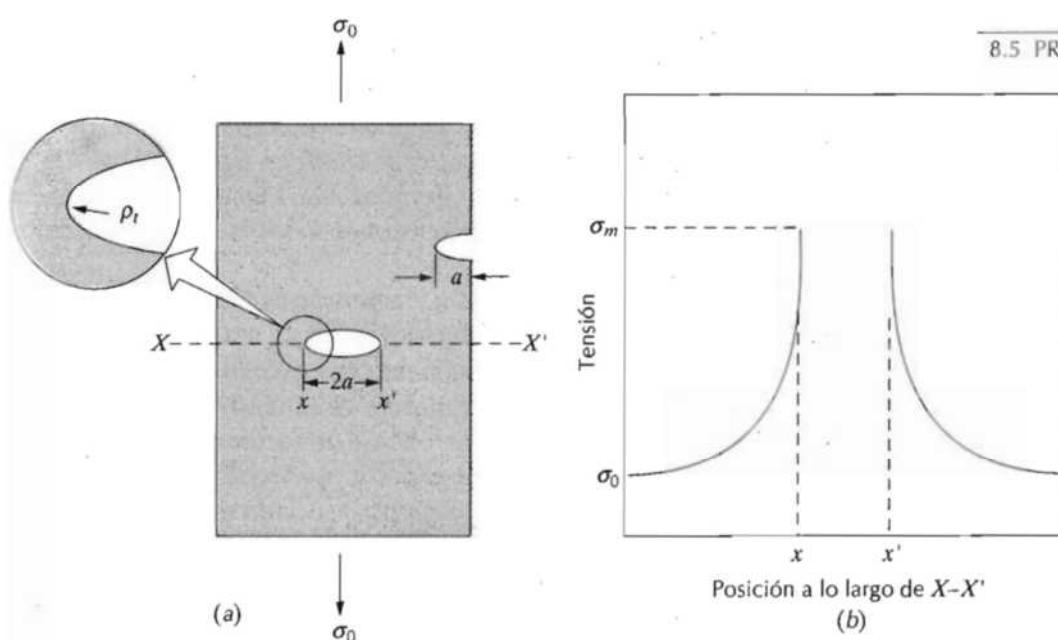


Figura 8.7 (a) Geometría de grietas superficiales e internas. (b) Perfil esquemático de la tensión a lo largo de la línea X-X' en (a), mostrando la amplificación de la tensión en las posiciones cercanas a las puntas de la grieta.

la tensión a través de la sección que contiene una grieta. Tal como se ilustra mediante este perfil, la magnitud de la tensión localizada disminuye con la distancia a la punta de la grieta. En las posiciones muy alejadas, la tensión es exactamente la tensión nominal σ_0 , o sea, la carga dividida por el área de la sección. Debido a la capacidad para amplificar en sus alrededores a una tensión aplicada, estos defectos se denominan a veces **concentradores de tensión**.

Si se supone que la grieta tiene una forma elíptica y está orientada con su eje mayor perpendicular a la tensión aplicada, la tensión máxima en el extremo de la grieta, σ_m , puede ser aproximada por

$$\sigma_m = 2\sigma_0 \left(\frac{a}{\rho_t} \right)^{1/2} \quad (8.1)$$

donde σ_0 es la magnitud de la tensión nominal aplicada, ρ_t es el radio de curvatura de la punta de la grieta (Figura 8.7a), y a representa la longitud de una grieta superficial, o bien la mitad de la longitud de una grieta interna. Así para una microgrieta relativamente larga que tiene un radio de curvatura pequeño, el factor $(a/\rho_t)^{1/2}$ puede ser muy grande. Esto dará un valor de σ_m muchas veces mayor que σ_0 .

A menudo el cociente σ_m/σ_0 se denomina **factor de concentración de tensiones K_t** :

$$K_t = \frac{\sigma_m}{\sigma_0} = 2 \left(\frac{a}{\rho_t} \right)^{1/2} \quad (8.2)$$

el cual es simplemente una medida del grado con que una tensión externa es amplificada en el extremo de una grieta pequeña.

Como comentario adicional, se puede decir que la amplificación de la tensión no está restringida a estos defectos microscópicos; puede ocurrir en discontinuidades internas macroscópicas (por ejemplo, agujeros), en ángulos vivos y en entallas en estructuras grandes. La Figura 8.8 muestra las curvas de factores de concentración de tensiones teóricos para varios componentes sencillos y comunes.

Además, el efecto de un concentrador de tensión es más significativo en materiales frágiles que en materiales dúctiles. Para un material dúctil, ocurre deformación plástica cuando la tensión máxima excede al límite elástico. Esto conduce a una distribución más uniforme de la tensión en la vecindad del concentrador de tensiones y al desarrollo de un factor de concentración de tensiones máximo que es menor que el valor teórico. Esta fluencia plástica del material y la redistribución de tensiones asociada no ocurre en absoluto alrededor de los defectos y discontinuidades en los materiales frágiles; por consiguiente, la tensión que resulta es la teórica.

Griffith propuso que en todos los materiales frágiles existe una población de fisuras y defectos pequeños que tienen una variedad de tamaños, geometrías y orientaciones. Al aplicar un esfuerzo de tracción, la rotura ocurrirá cuando la resistencia cohesiva teórica del material sea superada en la punta de uno de los defectos. Esto conduce a la formación de una grieta que entonces se propaga rápidamente. Si no existieran defectos, la resistencia a la fractura sería igual a la resistencia cohesiva del material. Filamentos metálicos y cerámicos muy pequeños ("whiskers"), crecidos prácticamente libres de defectos, tienen resistencias a la fractura que están próximas a sus valores teóricos.

8.5.2 Teoría de Griffith de la fractura frágil

Durante la propagación de una grieta se produce lo que se denomina liberación de *energía de deformación elástica*, o sea, parte de la energía que es almacenada en el material cuando es deformado elásticamente. También se forman nuevas superficies en las caras de la grieta cuando ésta se extiende, lo cual origina un incremento en la energía superficial del sistema. Griffith desarrolló un criterio para la propagación de una grieta elíptica (Figura 8.7a) realizando un balance energético entre estas dos energías. Demostró que la tensión crítica que se requiere para propagar una grieta en un material frágil viene dada por

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (8.3)$$

donde

E = módulo de elasticidad

γ_s = energía superficial específica

a = mitad de la longitud de una grieta interna.

Vale la pena señalar que en esta expresión no aparece el radio de curvatura de la punta de la grieta r_t , al contrario de la ecuación de concentración de

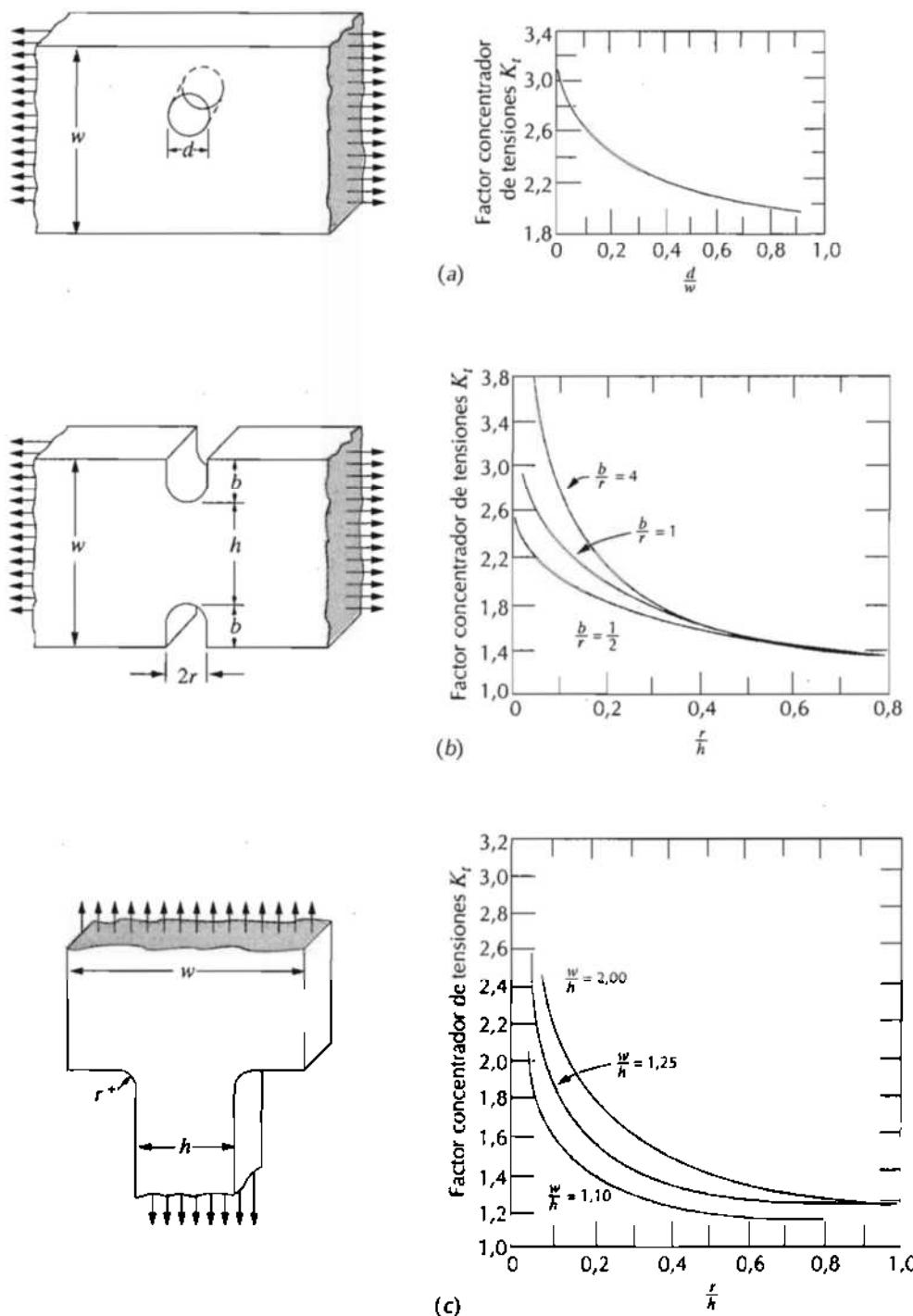
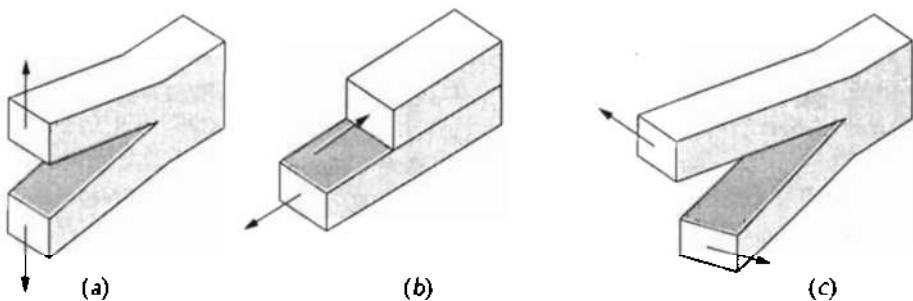


Figura 8.8 Curvas teóricas de los factores de concentración de tensiones para tres geometrías sencillas. (G. H. Neugebauer, *Prod. Eng.* (NY), Vol. 14, págs. 82-87, 1943.)

tensiones (Ecuación 8.1); sin embargo, se supone que el radio es suficientemente agudo (del orden del espaciado interatómico) para aumentar la tensión local en el extremo por encima de la resistencia cohesiva del material.

Figura 8.9 Los tres modos de desplazamiento de las superficies de la grieta. (a) Modo I, de abertura o modo de tracción; (b) modo II, modo de deslizamiento; y (c) modo III, modo de desgarre.



El desarrollo previo se aplica a materiales completamente frágiles para los cuales no hay deformación plástica. La mayoría de los metales y muchos polímeros experimentan alguna deformación plástica antes de la fractura; esto produce un enromamiento del extremo de la grieta, o sea, un aumento en el radio de la punta de la misma y, por consiguiente, aumenta la resistencia a la fractura. Matemáticamente, esto puede tenerse en cuenta reemplazando γ_s en la Ecuación 8.3 por $\gamma_s + \gamma_p$, donde γ_p representa la energía de deformación plástica asociada con la extensión de la grieta. Para materiales muy dúctiles, puede ocurrir que $\gamma_p \gg \gamma_s$.

En la década de 1950, G. R. Irwin propuso incorporar ambos términos, γ_s y γ_p , en un único término, G , de manera que

$$G = 2(\gamma_s + \gamma_p) \quad (8.4)$$

y se le da el nombre de **energía disponible para la fractura**, o bien, tasa de liberación de energía elástica; la extensión de la grieta ocurre cuando G excede un valor crítico, G_c .

8.5.3 Análisis de tensiones alrededor de grietas

Al continuar explorando el desarrollo de la mecánica de la fractura, es importante examinar la distribución de tensiones en la vecindad de la punta de una grieta. Existen tres maneras fundamentales, o modos, mediante los cuales una carga puede actuar sobre una grieta, y cada uno produce desplazamientos diferentes de la superficie de la misma; estos modos están ilustrados en la Figura 8.9. El modo I es una carga de abertura (o de tracción), mientras los modos II y III son modos de deslizamiento y de desgarre, respectivamente. El modo I es el que ocurre con mayor frecuencia, y el único que será tratado en esta introducción a la mecánica de la fractura.

Para la configuración de modo I, las tensiones que actúan sobre un elemento de material se muestran en la Figura 8.10. Utilizando los principios de la teoría de elasticidad y la notación indicada, las tensiones de tracción (σ_x y σ_y) y de cizalladura (τ_{xy}) son funciones de la distancia radial r y del ángulo θ :

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_x(\theta) \quad (8.5a)$$

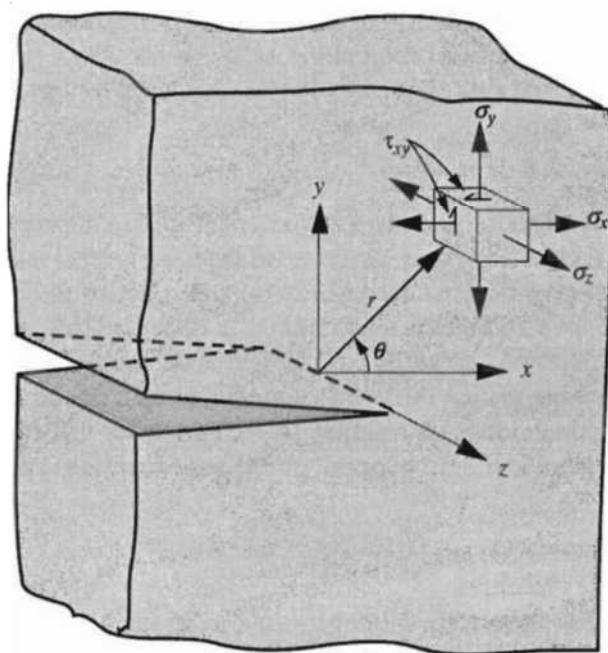


Figura 8.10 Las tensiones que actúan en el frente de una grieta que es sometida a una configuración de tracción de modo I.

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_y(\theta) \quad (8.5b)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{xy}(\theta) \quad (8.5c)$$

Si la placa es delgada comparada con las dimensiones de la grieta, entonces $\sigma_z = 0$, y se dice que existen condiciones de *tensiones planas*. En el otro extremo (en el caso de una placa relativamente gruesa), $\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y)$ y el estado se denomina de **deformaciones planas** (puesto que $\epsilon_z = 0$); ν en esta expresión es el coeficiente de Poisson.

En las Ecuaciones 8.5, el parámetro K se denomina **factor de intensidad de tensiones**; determina la magnitud de la distribución de tensiones alrededor de una grieta. Debe notarse que este factor de intensidad de tensiones y el factor de concentración de tensiones K_I de la Ecuación 8.2, aunque similares, no son equivalentes.

¹ Las funciones $f(\theta)$ son:

$$f_x(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$f_y(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$f_{xy}(\theta) = \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

El valor del factor de intensidad de tensiones es una función de la tensión aplicada, el tamaño y posición de la grieta, así como de la geometría de la pieza sólida en la cual está localizada la grieta.

8.5.4 Tenacidad de fractura

En la exposición anterior se desarrolló un criterio para la propagación de la grieta en un material frágil que contiene un defecto; la fractura ocurre cuando el nivel de la tensión aplicada excede un valor crítico σ_c (Ecuación 8.3). Análogamente, puesto que las tensiones en la vecindad del extremo de una grieta quedan definidas en términos del factor de intensidad de tensiones, debe existir un valor crítico de este parámetro, el cual puede utilizarse para especificar las condiciones de fractura frágil; este valor crítico se denomina **tenacidad de fractura**, K_c . En general, puede ser expresado en la forma

$$K_c = Y\sigma_c\sqrt{\pi a} \quad (8.6)$$

donde Y es un parámetro sin dimensiones que depende de la geometría de la pieza y de la grieta. Por ejemplo, para la placa de anchura infinita de la Figura 8.11a, $Y=1,0$; o bien, para una placa de anchura semiinfinita que contiene una grieta en el borde de longitud a (Figura 8.11b), $Y=1,1$.

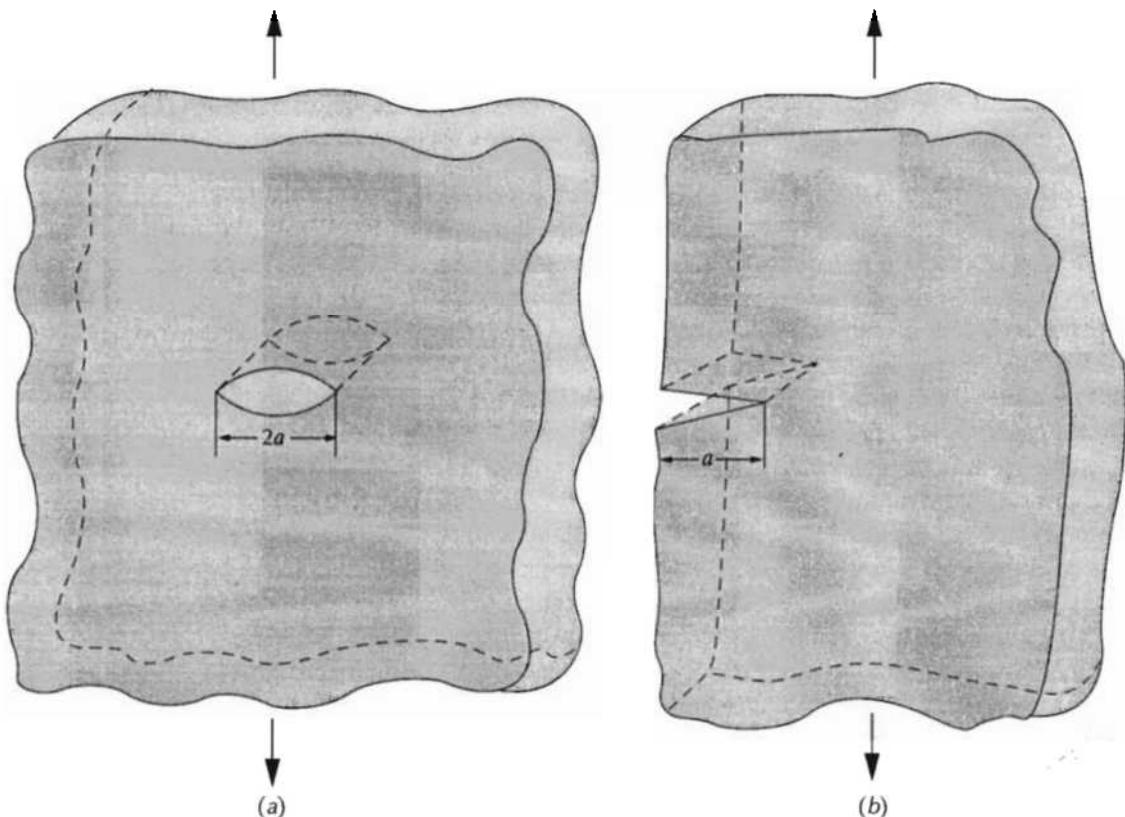


Figura 8.11 Representaciones esquemáticas de (a) una grieta interna en una placa de anchura infinita, y (b) de una grieta superficial en una placa de anchura semiinfinita.

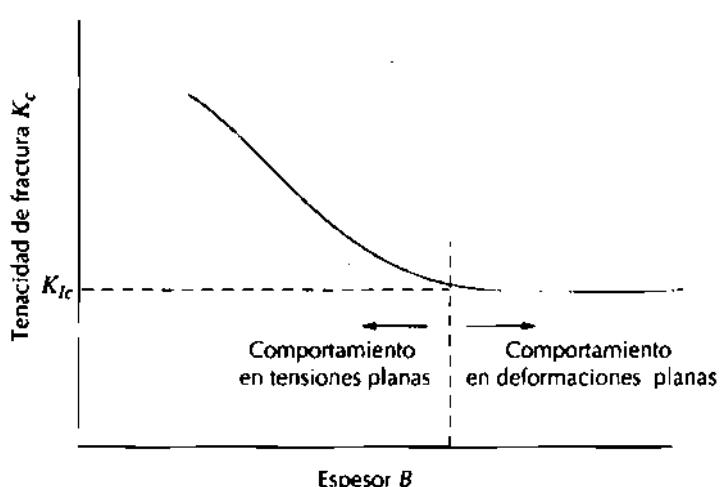


Figura 8.12 Representación esquemática mostrando la influencia del espesor de la placa sobre la tenacidad de fractura.

Por definición, la tenacidad de fractura es una propiedad que es una medida de la resistencia del material a la fractura frágil cuando una grieta está presente. Debe notarse que la tenacidad de fractura tiene las unidades inusuales de MPa $\sqrt{\text{m}}$ (psi $\sqrt{\text{pulg.}}$).

Para probetas relativamente delgadas, el valor de K_c dependerá del espesor de las probetas, B , y disminuirá al aumentar éste, tal como está indicado en la Figura 8.12. Eventualmente, K_c se hace independiente de B , cuando existen condiciones de deformaciones planas¹. El valor de la constante K_c para probetas más gruesas se denomina **tenacidad de fractura en deformaciones planas** K_{Ic} , la cual también se define mediante

$$K_{Ic} = Y\sigma_y\sqrt{\pi a} \quad (8.7)$$

Esta es la tenacidad de fractura normalmente citada puesto que su valor es siempre inferior a K_c . El subíndice I de K_{Ic} indica que este valor crítico de K es para el modo I de desplazamiento de la grieta, tal como se ilustró en la Figura 8.9a. Los materiales frágiles, para los cuales no es posible que ocurra apreciable deformación plástica en frente de la grieta, tienen valores pequeños de K_{Ic} y son vulnerables a la rotura catastrófica. Además, los valores de K_{Ic} son relativamente grandes para materiales dúctiles. La mecánica de la fractura es especialmente útil para predecir la rotura catastrófica en materiales que tienen ductilidades intermedias. Las tenacidades de fractura en deformación plana para diferentes materiales se presentan en la Tabla 8.1.

El factor de intensidad de tensiones K en las Ecuaciones 8.5 y la tenacidad de fractura en deformación plana K_{Ic} están relacionados de una forma similar a como lo están las tensiones y el límite elástico. Un material puede estar sometido a muchos valores distintos de tensión; sin embargo, existe un

¹ Experimentalmente, se ha comprobado que en condiciones de deformación plana,

$$B \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (8.8)$$

donde σ_y es el límite elástico para una deformación de 0,002 del material.

Tabla 8.1 Límites elásticos y tenacidad de fractura en deformaciones planas a temperatura ambiente de materiales de ingeniería seleccionados

| <i>Material</i> | <i>Límite elástico</i> | | K_{Ic} | |
|---|--------------------------|--------------|--|------------------------------|
| | $\text{psi} \times 10^3$ | MPa | $\text{psi} \sqrt{\text{pulg.}} \times 10^3$ | $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ |
| Metales | | | | |
| Aleación de aluminio ^a (2024-T351) | 47 | 325 | 33 | 36 |
| Aleación de aluminio ^a (7075-T651) | 73 | 505 | 26 | 29 |
| Acero aleado ^a (4340 revenido @ 260°C) | 238 | 1640 | 48,8 | 50,0 |
| Acero aleado ^a (4340 revenido @ 425°C) | 206 | 1420 | 80,0 | 87,4 |
| Aleación de titanio ^a (Ti-6Al-4V) | 130 | 910 | 40–60 | 44–66 |
| Cerámicas | | | | |
| Óxido de aluminio | — | — | 2,7–4,8 | 3,0–5,3 |
| Vidrio común | — | — | 0,64–0,73 | 0,7–0,8 |
| Hormigón | — | — | 0,18–1,27 | 0,2–1,4 |
| Polímeros | | | | |
| Poli (metacrilato de metilo)(PMMA) | — | — | 0,9 | 1,0 |
| Poliestireno (PS) | — | — | 0,73–1,0 | 0,8–1,1 |

^a Fuente: Adaptado con permiso de *1989 Guide to Selecting Engineered Materials*, ASM International, Materials Park, OH, 1989.

nivel de tensión, es decir el límite elástico, bajo el cual el material se deforma plásticamente. De la misma manera, K puede tomar muchos valores, mientras que K_{Ic} es único para un material determinado.

Existen diferentes técnicas de ensayo para medir K_{Ic} . Virtualmente cualquier tamaño y forma de probeta consistente con desplazamiento en modo I puede ser utilizada, y se pueden obtener valores precisos con tal que el parámetro Y de la Ecuación 8.7 haya sido determinado correctamente.

La tenacidad de fractura en deformación plana K_{Ic} de un material es una propiedad fundamental que depende de muchos factores, entre los cuales los más influyentes son la temperatura, la velocidad de deformación y la microestructura. La magnitud de K_{Ic} disminuye al aumentar la velocidad de deformación y al disminuir la temperatura. Además, un aumento en el límite elástico mediante disolución sólida, por dispersión de una segunda fase, o por refuerzo por deformación, produce también una disminución correspondiente en K_{Ic} . Además, K_{Ic} normalmente aumenta con la reducción en el tamaño de grano siempre que las otras variables microestructurales se mantengan constantes. Los límites elásticos están incluidos para algunos de los materiales recogidos en la Tabla 8.1.

8.5.5 El diseño basado en la mecánica de la fractura

209

De acuerdo con las Ecuaciones 8.6 y 8.7, existen tres variables que deben ser consideradas con respecto a la posibilidad de fractura para un determinado componente estructural: la tenacidad de fractura (K_c), la tensión aplicada (σ) y el tamaño del defecto (a), suponiendo desde luego que Y pueda ser determinado. Al diseñar un componente, es de importancia fundamental decidir cuáles de estas variables están determinadas por la aplicación y cuáles están sujetas al control del diseño. Por ejemplo, la selección del material (y por tanto K_c o K_{Ic}) a menudo viene determinada por factores tales como la densidad (para aplicaciones en que el peso es importante) o las características del medio corrosivo. Alternativamente, el tamaño del defecto que se puede permitir es medido o bien especificado por las limitaciones de las técnicas de detección de que se disponga. Es importante tener presente, sin embargo, que una vez que se define cualquier combinación de dos de estos parámetros, el tercero queda fijado (Ecuaciones 8.6 y 8.7). Por ejemplo, supongamos que K_{Ic} y la magnitud de a están especificadas por razones de una aplicación específica; entonces, la tensión de diseño (o crítica) σ_c debe ser

$$\sigma_c \leq \frac{K_{Ic}}{Y\sqrt{\pi a}} \quad (8.9)$$

Si el nivel de tensión y la tenacidad de fractura son prefijadas por la situación de diseño, entonces el tamaño de grieta que se puede permitir, a_c , es

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma Y} \right)^2 \quad (8.10)$$

Se han desarrollado técnicas de ensayos no destructivos (NDT) que permiten la detección y la medida de grietas tanto internas como superficiales. Tales métodos son utilizados para evitar la fractura catastrófica mediante el examen de los componentes para detectar defectos que tengan dimensiones próximas al tamaño crítico.

PROBLEMA RESUELTO 8.1

Un componente estructural en forma de lámina muy ancha, tal como se muestra en la Figura 8.11a, tiene que ser fabricado con acero 4340. Se dispone de dos chapas de esta aleación, cada una con un tratamiento térmico distinto y por tanto con distintas propiedades mecánicas. Un material, llamado A, tiene un límite elástico de 860 MPa y una tenacidad de fractura en deformaciones planas de $98.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. El otro material, llamado Z, tiene valores de σ_y y K_{Ic} iguales a 1515 MPa y $60.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectivamente.

- Para cada aleación, determinar si existen condiciones de deformaciones planas en el caso de que la lámina sea de 10 mm de espesor.
- No es posible detectar defectos menores de 3 mm, que es el límite de resolución del aparato de detección de que se dispone. Si el espesor de la lámina es suficiente como para que se pueda utilizar el valor de K_{Ic} , determinar si podrá o no detectarse una grieta crítica. Suponer que la tensión de diseño es igual a la mitad del límite elástico; para esta configuración el valor de Y es igual a 1,0.

SOLUCIÓN

- (a) La condición de deformación plana ocurre según cuál sea el valor de la Ecuación 8.8. Para el material A,

$$B = 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y} \right)^2 = 2,5 \left(\frac{98,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}}{860 \text{ MPa}} \right)^2 \\ = 0,033 \text{ m} = 33 \text{ mm (1,30 pulg.)}$$

Por consiguiente, las condiciones de deformación plana *no* se cumplen para el material A debido a que este valor de B es mayor que 10 mm, el espesor real de la placa; la situación es de tensiones planas y debe ser tratada como tal.

En el caso del material Z,

$$B = 2,5 \left(\frac{60,4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}}{1515 \text{ MPa}} \right)^2 = 0,004 \text{ m} = 4,0 \text{ mm (0,16 pulg.)}$$

que es menor que el espesor real, y por tanto la situación es de deformación plana.

- (b) Necesitamos solamente determinar el tamaño crítico del defecto para el material Z ya que para el material A no tenemos una situación de deformación plana y K_{Ic} no puede utilizarse. Empleando la ecuación 8.10 y tomando σ igual a $\sigma_y/2$,

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{60,4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}}{(1)(1515/2) \text{ MPa}} \right)^2 \\ = 0,002 \text{ m} = 2,0 \text{ mm (0,079 pulg.)}$$

Por consiguiente, el tamaño crítico para el material Z no puede ser detectado puesto que es menor que 3 mm.

8.6 ENSAYOS DE FRACTURA POR IMPACTO

Antes de que la mecánica de la fractura se desarrollara como disciplina científica, las técnicas de ensayo de impacto estaban bien establecidas para caracterizar la fractura de los materiales. Se había llegado a la conclusión de que los resultados de ensayos de tracción de laboratorio no podían extrapolarse para predecir el comportamiento a la fractura; por ejemplo, en algunas circunstancias, metales normalmente dúctiles se fracturan frágilmente sin apenas de formación plástica. Las condiciones del ensayo de impacto son elegidas porque son las más severas con respecto a la fractura, a saber, (1) deformación a temperaturas relativamente bajas, (2) velocidad de deformación elevada y (3) estado triaxial de tensiones (el cual puede ser introducido por la presencia de una entalla).

8.6.1 Técnicas de ensayo de impacto

Dos ensayos normalizados, los ensayos de Charpy e Izod, fueron diseñados y todavía son utilizados para medir la **energía de impacto**, algunas veces también llamada *tenacidad a la entalla*. La técnica de Charpy con entalla en forma de V (CVN) es la más común en los Estados Unidos. En ambas técnicas, la probeta tiene forma de barra de sección cuadrada, en la cual se mecaniza una entalla en forma de V (Figura 8.13a). La carga es aplicada en

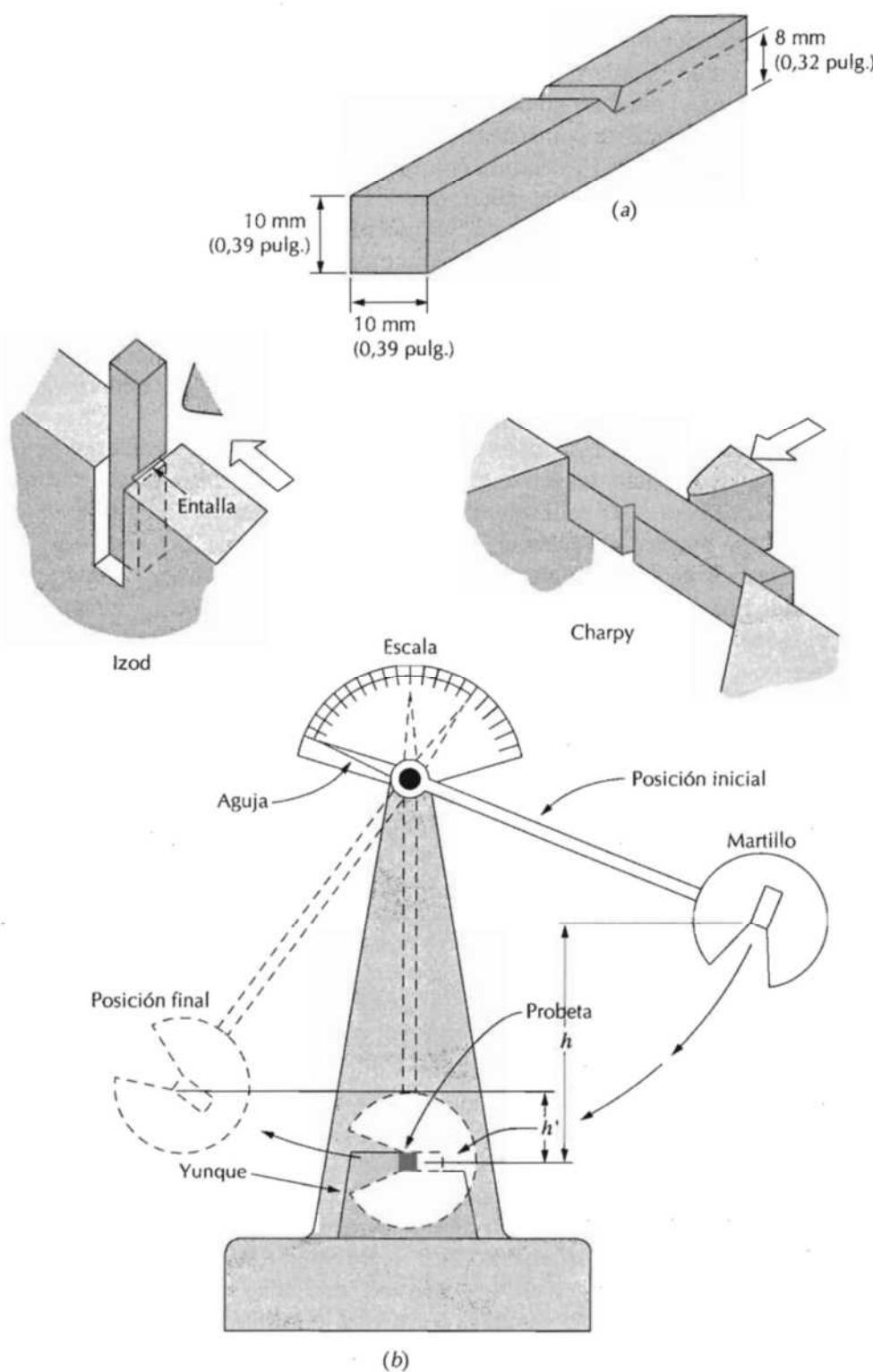


Figura 8.13 (a) Probetas utilizadas en los ensayos de impacto de Charpy e Izod. (b) Dibujo esquemático de un aparato de ensayos de impacto. El martillo se deja caer desde una altura h y golpea la probeta; la energía utilizada para la fractura se manifiesta por la diferencia entre las alturas h y h' . Las posiciones de las probetas en los ensayos de Charpy e Izod también se muestran. (La Figura (b) está adaptada de H. W. Hayden, W. G. Moffatt y J. Wulff, *The Structure and Properties of Materials*, Vol. III, *Mechanical Behavior*, p. 13. Copyright © 1965 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)

forma de un golpe con un martillo en forma de péndulo que se deja caer desde una posición fija preestablecida a una altura h . La probeta se coloca en la base tal como se muestra. Al dejar caer el péndulo, el borde de una cuchilla montada en el péndulo golpea y fractura la probeta a lo largo de la entalla, la cual actúa como un punto de concentración de tensiones para esta alta velocidad de impacto. El péndulo continúa su oscilación, llegando hasta una altura máxima h' , la cual es menor que h . La pérdida de energía, calculada a partir de la diferencia entre h y h' , es una medida de la energía absorbida en el impacto. La diferencia fundamental entre las técnicas de Charpy e Izod reside en la manera en que se coloca la probeta, tal como se ilustra en la Figura 8.13b. Además, estos ensayos se denominan de impacto en vista de la manera en que se aplica la carga. Las variables tales como el tamaño y la forma de la probeta así como la configuración y profundidad de la entalla influyen en los resultados de los ensayos.

La tenacidad de fractura en deformaciones planas y los resultados de los ensayos de impacto determinan las propiedades de fractura de los materiales. La primera es de naturaleza cuantitativa en el sentido de que se determina una propiedad específica del material (o sea, K_{Ic}). Los resultados de los ensayos de impacto, por el contrario, son más cualitativos y son de poca utilidad para el diseño. Las energías de impacto son de interés principalmente en un sentido relativo y con fines comparativos; los valores absolutos tienen poco significado. Se han realizado intentos de correlacionar la tenacidad de fractura en deformaciones planas y las energías CVN, con éxito limitado. Los ensayos de tenacidad de fractura en deformaciones planas no son tan simples de realizar como los ensayos de impacto; además, los equipos y las probetas son mucho más caros.

8.6.2 Transición dúctil-frágil

Una de las funciones primarias de los ensayos de Charpy e Izod es determinar si el material experimenta una **transición dúctil-frágil** al disminuir la temperatura, y, si es así, en qué intervalo de temperaturas ocurre. La transición dúctil-frágil está relacionada con la dependencia de la temperatura de la energía absorbida en el impacto. Para un acero, esta transición está representada en la Figura 8.14 por la curva A. A temperaturas altas, la energía CVN es relativamente grande, lo cual está correlacionado con un modo de fractura dúctil. A medida que la temperatura disminuye, la energía de impacto disminuye rápidamente en un intervalo relativamente estrecho de temperaturas, por debajo del cual la energía tiene un valor constante pero pequeño; esto es, el modo de fractura es frágil.

Alternativamente, el aspecto de la superficie de fractura es indicativo de la naturaleza de la fractura, y se puede utilizar en la determinación de la temperatura de transición. En la fractura dúctil esta superficie aparece fibrosa (o bien de características de cizalladura); por el contrario, las superficies de fractura totalmente frágiles tienen una textura granular (o bien de clivaje). En la transición dúctil-frágil, existen características de ambos tipos (Figura 8.15). Con frecuencia, el porcentaje de fractura por cizalladura se representa en función de la temperatura (curva B de la Figura 8.14).

En muchas aleaciones existe un intervalo de temperaturas en el cual ocurre la transición dúctil-frágil (Figura 8.14); esto presenta dificultades para especificar una temperatura determinada de transición dúctil-frágil. No se

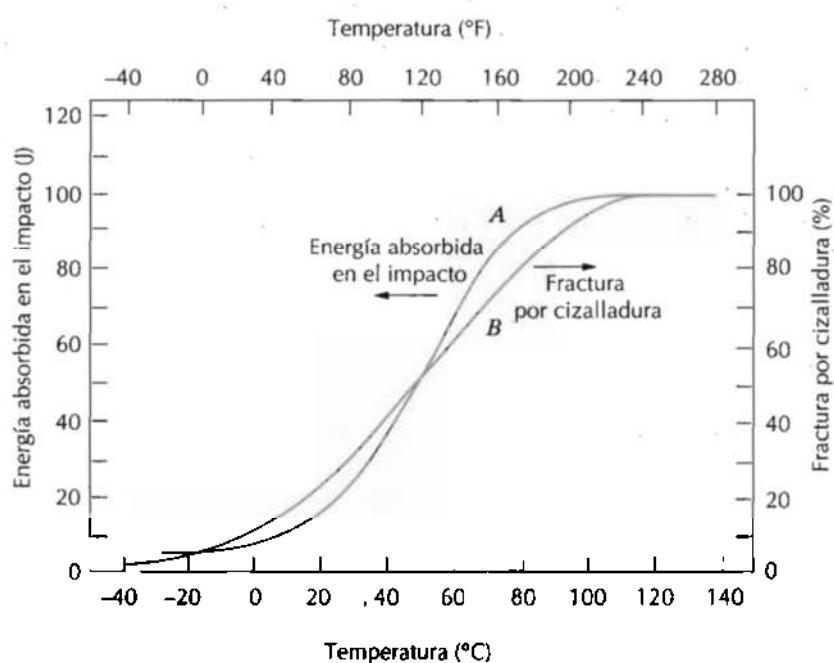


Figura 8.14 Dependencia de la temperatura de la energía absorbida en el impacto en probetas de Charpy preentalladas en forma de V (curva A) y porcentaje de fractura por cizalladura (curva B) para un acero A283. (Reproducido del *Welding Journal*. Utilizado con permiso de la American Welding Society.)

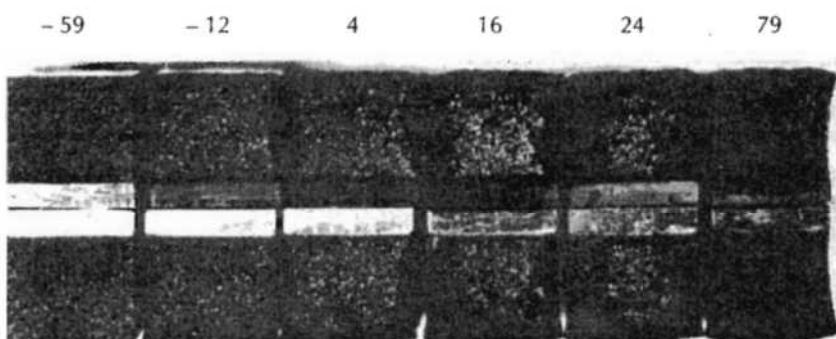


Figura 8.15 Fotografía de las superficies de fractura de probetas de Charpy con entalla en V del acero A36 ensayadas a las temperaturas indicadas (en °C). (R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 3^a edición, Fig. 9.6, p. 329. Copyright © 1989 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)

ha establecido un criterio específico, de manera que esta temperatura a menudo se define como aquella temperatura a la cual la energía CVN tiene un determinado valor (por ejemplo, 20 J o 15 ft-lb_f), o bien aquella que corresponde a un determinado aspecto de la superficie de fractura (por ejemplo, 50% de fractura fibrosa). El asunto puede complicarse ya que las temperaturas determinadas por cada método pueden no coincidir. Quizás la temperatura de transición más conservadora es la que corresponde a una superficie de fractura 100 % fibrosa; en base a este criterio, la temperatura de transición para el acero de la Figura 8.14 es de aproximadamente 110 °C.

Las estructuras construidas con aleaciones que presentan este comportamiento dúctil-frágil deben utilizarse únicamente a temperaturas por encima de la temperatura de transición para evitar la rotura frágil y catastrófica.

Ejemplos clásicos de este tipo fracturas, con consecuencias desastrosas, ocurrieron durante la II Guerra Mundial cuando un número de barcos de transporte, construidos con soldaduras, súbitamente se partieron en dos cuando se encontraban lejos de las zonas de combate. Los barcos fueron construidos con un acero que poseía ductilidad adecuada a partir de ensayos de tracción a temperatura ambiente. Las fracturas frágiles ocurrieron a temperaturas ambiente relativamente bajas, a alrededor de 4°C, en la vecindad de la temperatura de transición de la aleación. Cada grieta que originó la fractura se produjo en algún punto de concentración de tensiones, probablemente en un borde agudo o en un defecto de fabricación, el cual se propagó alrededor de todo el casco de los barcos, que se partieron en dos.

No todas las aleaciones metálicas presentan una transición dúctil-frágil. Aquellas que tienen estructuras cristalinas FCC (que incluyen a las aleaciones de aluminio y cobre) permanecen dúctiles aún a temperaturas extremadamente bajas. Sin embargo, las aleaciones BCC y HC experimentan esta transición. Para estos materiales la temperatura de transición es sensible tanto a la composición como a la microestructura de la aleación. Por ejemplo, disminuyendo el tamaño del grano de los aceros se produce una disminución en la temperatura de transición. También el contenido de carbono tiene una influencia importante sobre el comportamiento energía CVN-temperatura de un acero, tal como se indica en la Figura 8.16.

La mayoría de las cerámicas y polímeros también experimenta una transición dúctil-frágil. Para los materiales cerámicos, la transición ocurre sólo a temperaturas elevadas, ordinariamente en exceso de 1000 °C. Este comportamiento, relacionado con los polímeros se discute en la Sección 16.9.

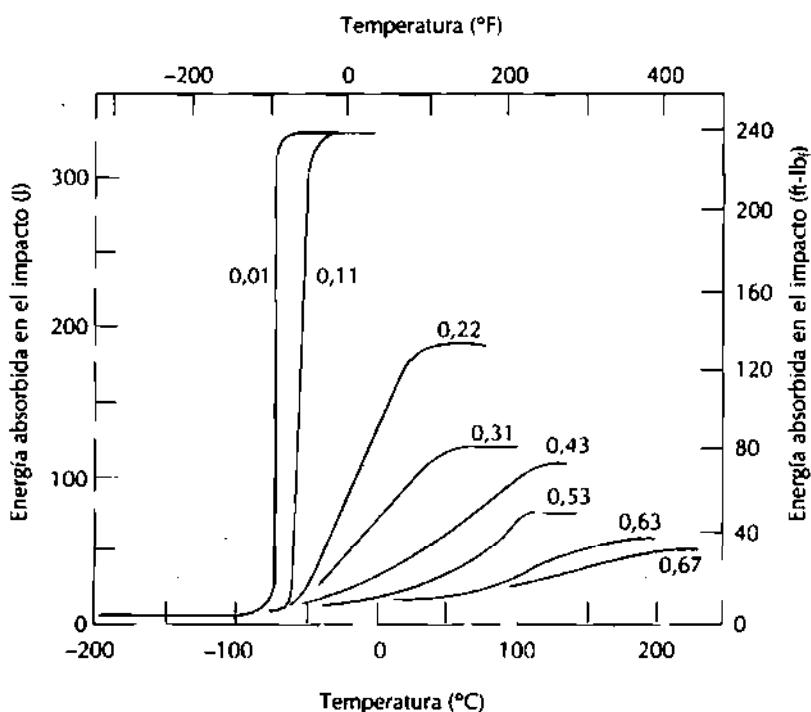


Figura 8.16 Influencia del contenido de carbono de un acero sobre las curvas energía absorbida en el impacto frente a la temperatura para probetas de Charpy entalladas en V. (Reproducido con permiso de ASM International, Metals Park, OH 44073-9989, USA; Rinebolt, J. A. y Harris, W. J. Jr., "Affect of Alloying Elements on Notch Toughness of Pearlitic Steel," *Transactions of ASM*, Vol. 43, 1951.)

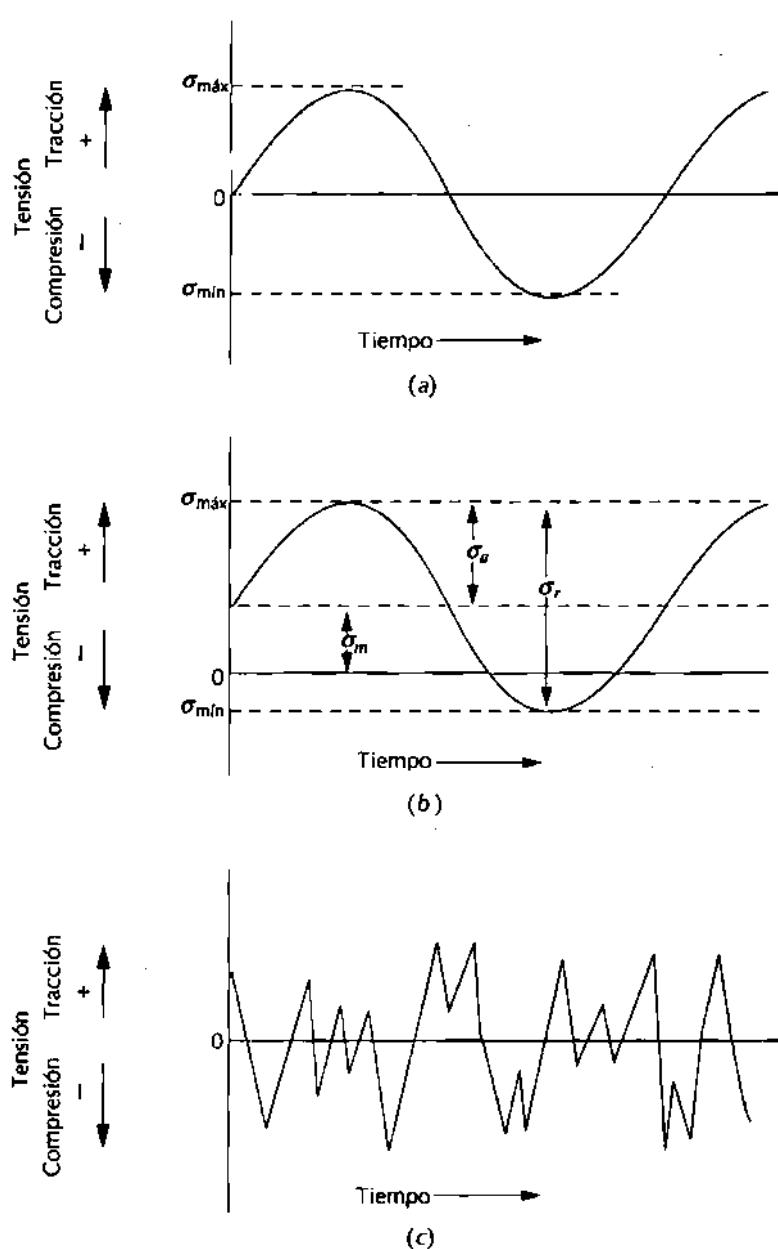


Figura 8.17 Variación de la tensión con el tiempo responsable de las roturas por fatiga. (a) Ciclo simétrico de carga invertida, en el cual la tensión fluctúa desde una tracción máxima (+) hasta una compresión (-) de igual magnitud. (b) Ciclo de carga repetida, en el cual las tensiones máxima y mínima son asimétricas en relación al nivel cero de carga; se indica la tensión media, σ_m , intervalo de tensiones σ_a , y la amplitud de la tensión, σ_r . (c) Ciclos de tensiones al azar.

FATIGA

La **fatiga** es una forma de rotura que ocurre en estructuras sometidas a tensiones dinámicas y fluctuantes (por ejemplo en puentes, aviones, componentes de máquinas). En estas circunstancias, la fractura puede ocurrir a un nivel de tensión sensiblemente menor que la resistencia a la tracción o el límite elástico correspondiente a una carga estática. El término "fatiga" se utiliza debido a que este tipo de fractura normalmente ocurre después de un período largo de tensiones repetidas o de deformaciones cíclicas. La fatiga es importante ya que es la primera causa de rotura de los materiales. Se estima

que la fatiga es la causa de aproximadamente el 90% de las roturas metálicas; los polímeros y las cerámicas también son susceptibles a este modo de rotura. Además, es catastrófica e insidiosa, y ocurre súbitamente sin aviso.

La rotura por fatiga tiene aspecto frágil aun en metales que son normalmente dúctiles, en el sentido de que no hay deformación plástica importante asociada con la rotura. El proceso ocurre por la iniciación y la propagación de fisuras, y ordinariamente la superficie de fractura es perpendicular a la dirección de una tracción aplicada.

8.7 TENSIONES CÍCLICAS

La tensión aplicada puede ser axial (tensión-compresión), de flexión o bien de naturaleza torsional. En general, son posibles tres modos distintos de tensión fluctuante-tiempo. Uno está representado esquemáticamente por una dependencia regular y sinusoidal del tiempo en la Figura 8.17a, en la cual la amplitud es simétrica alrededor de un nivel medio de tensión igual a cero, por ejemplo, alternando desde un valor máximo de la tracción (σ_{\max}) hasta un valor mínimo del esfuerzo de compresión (σ_{\min}) de igual magnitud; esto se denomina *ciclo de carga invertida*. Otro tipo, denominado *ciclo de carga repetida*, se ilustra en la Figura 8.17b; los máximos y mínimos son asimétricos con respecto al nivel cero de carga. Finalmente, el nivel de tensión puede variar al azar en amplitud y frecuencia, tal como se ilustra en la Figura 8.17c.

En la Figura 8.17b también se indican varios parámetros utilizados para caracterizar el ciclo de fluctuación de carga. La amplitud de la tensión varía alrededor de un *valor medio* σ_m , definido como el promedio de las tensiones máxima y mínima en cada ciclo, o sea,

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (8.11)$$

Además, el *intervalo de tensiones* σ_r es justamente la diferencia entre σ_{\max} y σ_{\min} , a saber,

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (8.12)$$

La *amplitud de la tensión*, σ_a , es por tanto, la mitad de este intervalo de tensiones, o sea

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (8.13)$$

Finalmente, el *cociente de tensiones* R es el cociente entre las amplitudes mínima y máxima:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (8.14)$$

Por convención, los esfuerzos de tracción son positivos y los de compresión son negativos. Por ejemplo, para el caso de un ciclo con inversión completa de carga, el valor de R es igual a -1 .

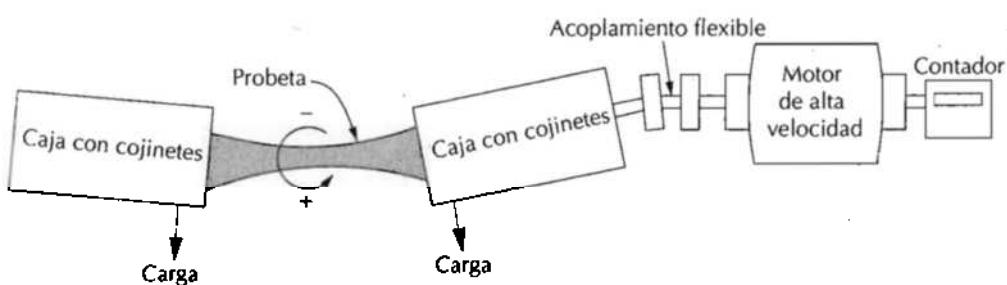


Figura 8.18 Diagrama esquemático de una máquina de ensayos de fatiga por flexión rotativa. (Adaptado de C. A. Keyser, *Materials Science in Engineering*, 4^a edición, Merrill Publishing Company, Columbus, OH, 1986. Reproducido con permiso del editor.)

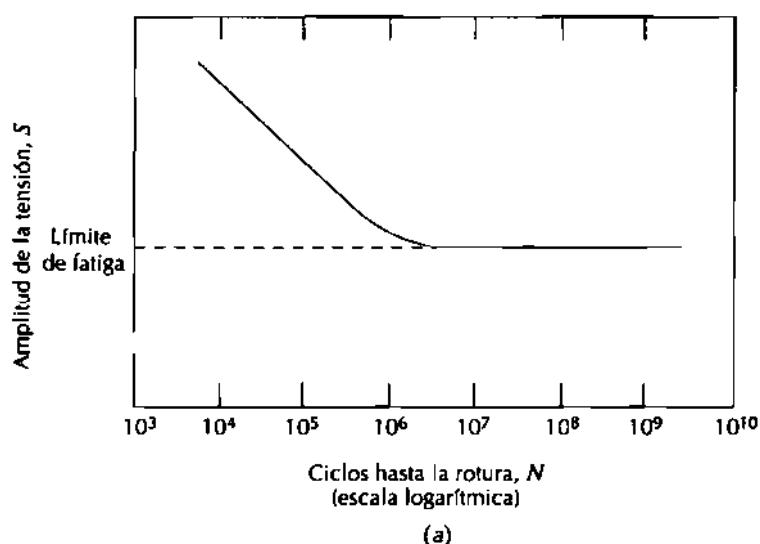
8.8 LA CURVA S-N

De la misma manera que otras características mecánicas, las propiedades de fatiga de los materiales pueden ser determinadas a partir de ensayos de simulación en el laboratorio. El equipo de ensayo debe ser diseñado de tal manera que reproduzca hasta donde sea posible las condiciones de servicio (nivel de tensiones, frecuencia, distribución de tensiones, etc.). En la Figura 8.18 se muestra un diagrama esquemático de una máquina de ensayos de flexión rotativa que se utiliza frecuentemente en ensayos de fatiga; las tensiones de tracción y de compresión se originan cuando la probeta es flexionada y girada. Los ensayos también se realizan a menudo utilizando ciclos de carga de tracción-compresión uniaxial.

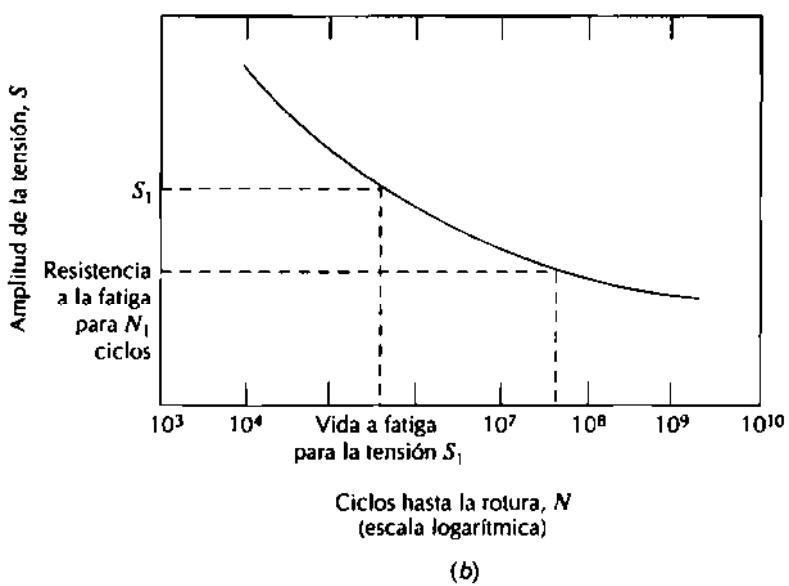
Una serie de ensayos se empieza sometiendo la probeta a tensiones cíclicas con una amplitud máxima (σ_{\max}) relativamente grande, normalmente alrededor de dos tercios de la resistencia estática a tracción; se registra el número de ciclos a la rotura. Este procedimiento se repite en otras probetas a amplitudes máximas progresivamente decrecientes. Los resultados se representan en un diagrama de tensión, S , frente al logaritmo del número N de ciclos hasta la rotura para cada una de las probetas. Los valores de S se toman normalmente como amplitudes de la tensión (σ_a , Ecuación 8.13); en algunas ocasiones se utilizan los valores de σ_{\max} o de σ_{\min} .

Se observan dos tipos de curvas $S-N$, los cuales están representados esquemáticamente en las Figuras 8.19. Tal como indican estos diagramas, cuanto mayor es la magnitud de la tensión, menor es el número de ciclos que el material es capaz de aguantar antes de romperse. En algunas aleaciones ferreas y en aleaciones de titanio, la curva $S-N$ (Figura 8.19a) se hace horizontal para valores grandes de N ; o sea, existe una tensión límite, denominada **límite de fatiga** (también denominado a veces límite de *resistencia a la fatiga*), por debajo del cual la rotura por fatiga no ocurrirá. Este límite de fatiga representa el mayor valor de la tensión fluctuante que *no* produciría la rotura en un número infinito de ciclos. En muchos aceros, los límites de fatiga están comprendidos entre el 35 y el 60% de la resistencia a la tracción.

Muchas de las aleaciones no ferreas (por ejemplo, aluminio, cobre, magnesio) no tienen un límite de fatiga, en el sentido de que la curva $S-N$ continúa decreciendo al aumentar N (Figura 8.19b). Por consiguiente, la rotura por fatiga ocurrirá independientemente de la magnitud de la tensión máxi-



(a)



(b)

Figura 8.19 Amplitud de la tensión (S) frente al logaritmo del número de ciclos hasta la rotura por fatiga (N) para (a) un material que presenta un límite de fatiga, y (b) un material que no presenta un límite de fatiga.

ma aplicada. Para estos materiales, la respuesta a fatiga se especifica mediante la **resistencia a la fatiga** que se define como el nivel de tensión que produce la rotura después de un determinado número de ciclos (por ejemplo, 10^7 ciclos). La determinación de la resistencia a la fatiga se muestra en la Figura 8.19b.

Otro parámetro importante que caracteriza el comportamiento a fatiga de un material es la **vida a fatiga** N_f . Es el número de ciclos para producir la rotura a un nivel especificado de tensiones tal como está indicado en el diagrama $S-N$ (Figura 8.19b).

Desafortunadamente, siempre existe una dispersión considerable en los resultados de fatiga, es decir, una variación en los valores medidos de N para un número de probetas ensayadas con el mismo nivel de tensión. Esto conduce a incertidumbres significativas en el diseño cuando la vida a fatiga y/o

el límite de fatiga son considerados. La dispersión en los resultados es una consecuencia de la sensibilidad de la fatiga a varios parámetros del ensayo y del material que son imposibles de controlar de forma precisa. Estos parámetros incluyen la fabricación de las probetas y la preparación de las superficies, variables metalúrgicas, alineamiento de la probeta en el equipo de ensayos, tensión media y frecuencia del ensayo.

Curvas S-N similares a las mostradas en la Figura 8.19 representan curvas que se han obtenido realizando el mejor ajuste de los puntos experimentales. Realmente es desesperanzador comprobar que aproximadamente la mitad de las probetas ensayadas se rompen a niveles de tensión que están cerca del 25% por debajo de la curva (lo cual se determina mediante tratamientos estadísticos).

Varias técnicas estadísticas han sido desarrolladas y se han utilizado para especificar la vida a fatiga y el límite de fatiga en términos de probabilidades. Una manera adecuada de presentar los resultados tratados de esta manera es con una serie de curvas de probabilidad constante, varias de las cuales están representadas en la Figura 8.20. El valor de P asociado con cada curva representa la probabilidad de rotura. Por ejemplo, a una tensión de 30000 psi, esperaríamos que un 1% de las probetas se rompan después de 10^6 ciclos y que un 50 % se rompan a alrededor de 2×10^7 ciclos, y así sucesivamente. Debe recordarse que las curvas S-N de la literatura representan normalmente valores medios, a menos que se indique lo contrario.

Los comportamientos a fatiga mostrados en las Figuras 8.19a y 8.19b pueden ser clasificados en dos dominios. Uno está asociado a cargas relativamente grandes que no sólo producen deformaciones elásticas sino también alguna deformación plástica en cada ciclo. Por consiguiente, las vidas a fatiga son relativamente cortas; este dominio se denomina *fatiga de bajo número de ciclos* (oligofatiga) y ocurre cuando la vida a fatiga es inferior a 10^4 – 10^5 ciclos. Para tensiones inferiores, cuando las deformaciones son prácticamente totalmente elásticas, las vidas son mucho mayores. Esto se denomina *fatiga de alto número de ciclos* ya que se requiere un gran número de ciclos

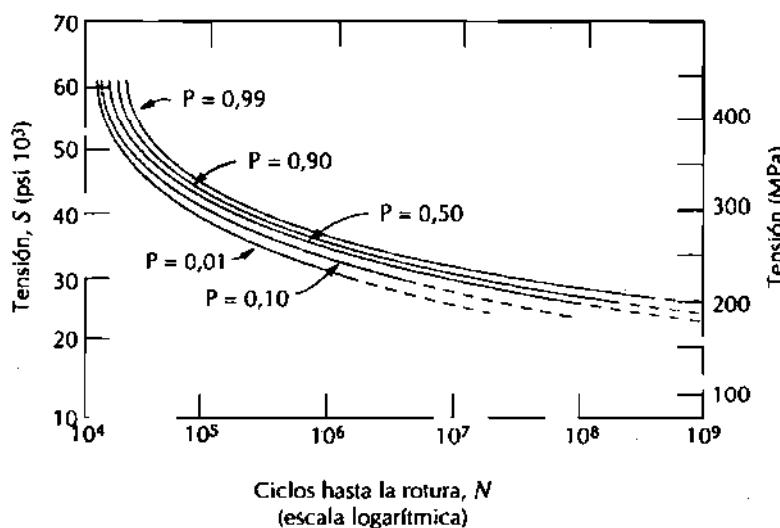


Figura 8.20 Curvas S-N de probabilidad de rotura por fatiga de la aleación de aluminio 7075-T6; P representa la probabilidad de rotura. (G. M. Sinclair y T. J. Dolan, *Trans. ASME* 75, 1953, p. 867. Reproducido con permiso de la American Society of Mechanical Engineers.)

para que se produzca la rotura. La fatiga de alto número de ciclos se asocia con vidas a fatiga mayores que aproximadamente 10^4 – 10^5 ciclos.

8.9 INICIACIÓN Y PROPAGACIÓN DE LA GRIETA

El proceso de rotura por fatiga está caracterizado por tres etapas distintas: (1) iniciación de la grieta, en donde se forma una grieta pequeña en alguna región de alta concentración de tensiones; (2) propagación de la grieta, durante la cual esta grieta avanza de forma gradual en cada ciclo de carga; y (3) la rotura final, la cual ocurre muy rápidamente una vez que la grieta ha alcanzado un tamaño crítico. La vida a fatiga N_f , el número total de ciclos hasta la fractura, puede ser considerada como la suma del número de ciclos para la iniciación de la grieta N_i y para la propagación de la grieta N_p :

$$N_f = N_i + N_p \quad (8.15)$$

La contribución de la etapa final de rotura a la vida a fatiga es insignificante puesto que ocurre muy rápidamente. Las proporciones relativas de N_i y N_p a la vida a fatiga depende del material y de las condiciones de ensayo. A tensiones pequeñas (o sea, en el régimen de alto número de ciclos), una fracción grande de la vida a fatiga es utilizada en la iniciación de la grieta. Al aumentar el nivel de tensión, N_i disminuye y las grietas se forman más rápidamente. Así, en la fatiga oligocíclica (niveles de tensión elevados), la etapa de propagación predomina (o sea, $N_p > N_i$).

Las grietas asociadas con la rotura por fatiga casi siempre se inician (o nuclean) sobre la superficie de un componente en algún punto donde existen concentraciones de tensión. Los lugares de nucleación de la grieta incluyen las rayas superficiales, cantos vivos, ranuras de chaveta, rosca, mellas y otros similares. Además, las cargas cíclicas pueden producir discontinuidades superficiales microscópicas a partir de escalones producidos por deslizamiento de dislocaciones, los cuales pueden actuar como concentradores de la tensión, y por tanto como lugares de nucleación de las grietas.

Una vez que se ha nucleado una grieta, entonces se propaga muy lentamente y, en metales policristalinos, a lo largo de planos cristalográficos de tensión de cizalladura alta; esto se denomina, a veces, *etapa I de la propagación* (Figura 8.21). Esta etapa puede constituir una fracción grande o pequeña de la vida total a fatiga, según el nivel de la tensión y la naturaleza de la probeta; tensiones elevadas y la presencia de entallas favorecen una etapa I de corta duración. En los metales policristalinos, las grietas normalmente se extienden únicamente a través de varios granos durante esta etapa. La superficie de fatiga que se forma en la etapa I de propagación tiene aspecto plano y sin ningún detalle importante.

Eventualmente, empieza una segunda etapa de propagación (*etapa II*), en la cual la velocidad de extensión de la grieta aumenta dramáticamente. Además, en este punto también ocurre un cambio en la dirección de propagación hasta alcanzar una dirección perpendicular a la tensión aplicada (véase Figura 8.21). Durante esta etapa de propagación, el crecimiento de la grieta tiene lugar mediante un proceso repetitivo de enromamiento y agudizamiento de la punta de la grieta, mecanismo ilustrado en la Figura 8.22. Al comienzo del ciclo de tensión (carga cero), la punta de la grieta tiene la forma de una doble entalla afilada (Figura 8.22a). A medida que se aplica la

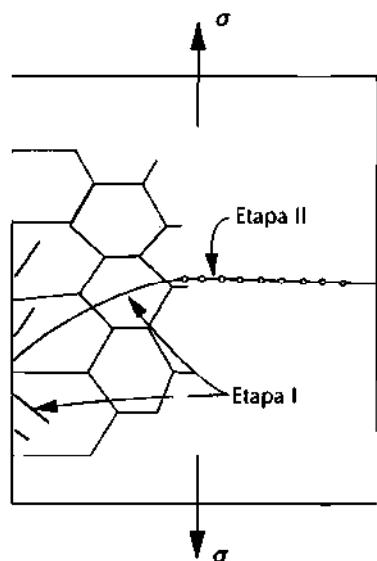


Figura 8.21 Representación esquemática mostrando las etapas I y II de propagación de la grieta en metales policristalinos. (Copyright © ASTM, Reproducido con permiso.)

tensión (Figura 8.22b), la deformación se localiza en cada una de las puntas de la entalla a lo largo de planos de deslizamiento que están orientados a 45° con respecto al plano de la grieta. Al mismo tiempo que la grieta aumenta en anchura, el extremo avanza por continua deformación por cizalladura hasta que alcanza una configuración enromada (Figura 8.22c). Durante la compresión, las direcciones de deformación de cizalladura en la punta de la grieta son invertidas (Figura 8.22d) hasta que, en la culminación del ciclo, se tiene una entalla con dos puntas de grieta (Figura 8.22e). De esta manera la punta de la grieta ha avanzado una distancia pequeña durante el transcurso de un ciclo completo. Este proceso se repite en cada ciclo subsiguiente hasta

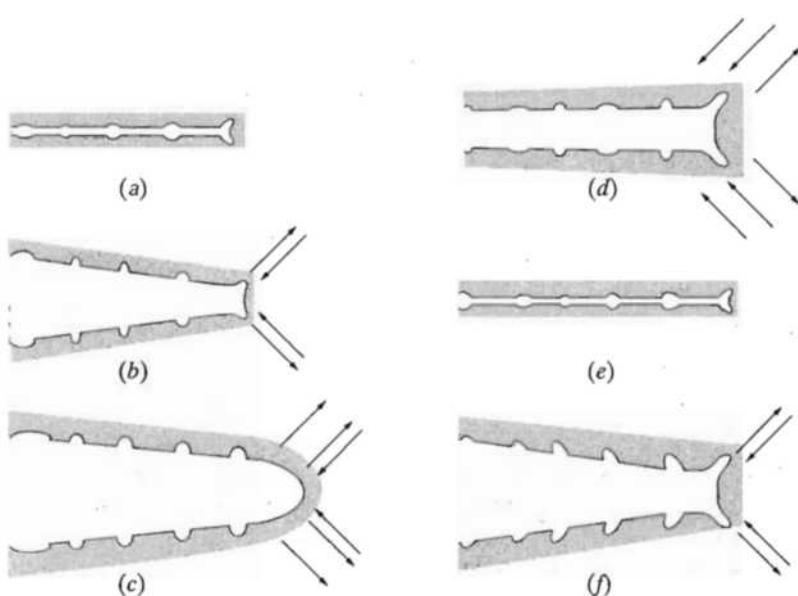
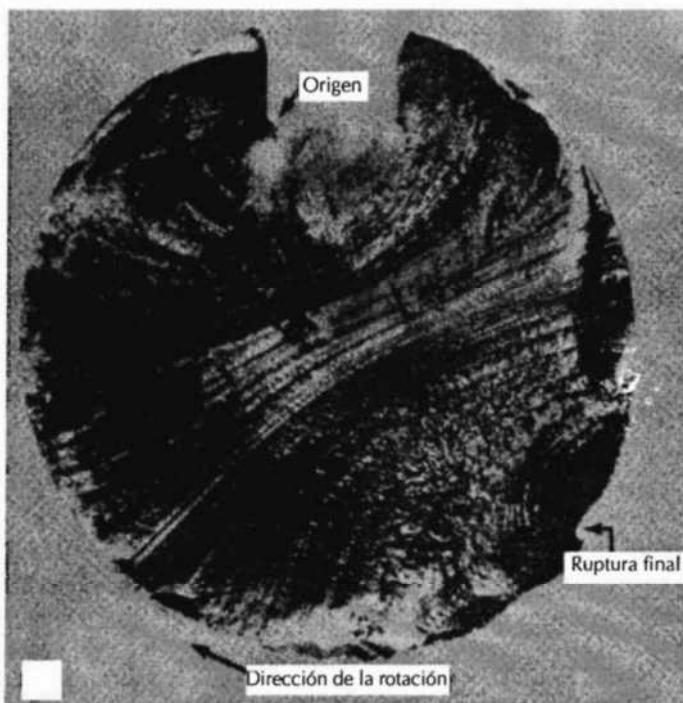


Figura 8.22 Mecanismo de propagación de la grieta de fatiga (etapa II) por enromamiento plástico y aguzamiento de la punta de la grieta: (a) carga cero, (b) carga de tracción pequeña, (c) carga máxima de tracción, (d) carga de compresión pequeña, (e) carga máxima de compresión, (f) carga de tracción pequeña. El eje de tracción es vertical. (Copyright © ASTM. Reproducido con permiso.)

Figura 8.23 Superficie de fractura de un eje de acero que ha experimentado rotura por fatiga. En la fotografía pueden observarse líneas de marcas de playa. (Reproducido con permiso de D. J. Wulpi, *Understanding How Components Fail*, American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.)



que eventualmente se alcanza una dimensión crítica de la grieta, lo cual induce la etapa final de rotura y se produce la rotura catastrófica.

La región de una superficie de fractura que se formó durante la etapa II de propagación puede caracterizarse por dos tipos de marcas denominadas *marcas de playa* y *estrías*. Ambos detalles indican la posición del extremo de la grieta en algún instante de tiempo y tienen el aspecto de crestas concéntricas que se expanden desde los puntos de iniciación de la(s) grieta(s), frecuentemente en forma circular o semicircular. Las marcas de playa (algunas veces también denominadas "marcas de concha de almeja") son de dimensiones macroscópicas (Figura 8.23) y pueden verse a simple vista. Estas marcas se encuentran en componentes que experimentan interrupciones en la propagación durante la etapa II, por ejemplo, una máquina que funciona únicamente durante las horas normales de trabajo. Cada banda de marca de playa representa un período de tiempo en el cual ocurrió la propagación de la grieta.

Las estrías de fatiga son de tamaño microscópico y se observan en el microscopio electrónico (ya sea TEM o SEM). La Figura 8.24 es una fractografía que muestra estos hechos. Se cree que cada estría representa la distancia de avance del frente de grieta durante un ciclo de carga. La anchura de la estría aumenta con el intervalo de la tensión.

En este punto debería notarse que aunque tanto las estrías como las marcas de playa son aspectos de la superficie de fractura que tienen apariencia similar, son sin embargo diferentes, tanto en tamaño como en su origen. Puede haber miles de estrías dentro de una marca de playa.

A menudo la causa de la rotura puede deducirse después de examinar las superficies de rotura. La presencia de marcas de playa y/o estrías sobre una

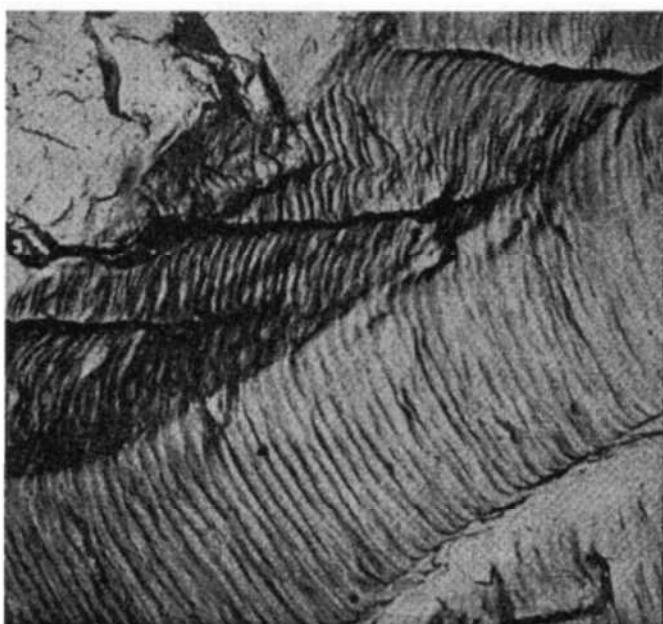


Figura 8.24 Fractografía electrónica de transmisión mostrando las estrías de fatiga en el aluminio. (V. J. Colangelo y F. A. Heiser, *Analysis of Metallurgical Failures*, 2^a edición. Copyright © 1987 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)

superficie de fractura confirma que la causa de la rotura fue la fatiga. Sin embargo, la ausencia de ambos tipos de marcas no excluyen que la causa de la rotura sea por fatiga.

Un comentario final con respecto a las superficies de rotura por fatiga: las marcas de playa y estrías no aparecen en aquella región sobre la cual ocurre la rotura rápida. Al contrario, la rotura final puede ser dúctil o frágil; evidencia de la deformación plástica está presente para la rotura dúctil y ausente en el caso de la rotura frágil. Esta región de la superficie de fractura puede observarse en la Figura 8.25.

8.10 VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE LA GRIETA

A pesar de las medidas que se toman para minimizar la posibilidad de rotura por fatiga, siempre existen grietas y lugares donde pueden nuclearse en los componentes estructurales. Bajo la influencia de tensiones cíclicas, las grietas se forman y se propagan de forma inevitable; si este proceso no es evitado, al final puede conducir a la rotura. La finalidad de la presente discusión es desarrollar un criterio por el cual la vida a fatiga pueda predecirse en base al material y a los parámetros de tensión. Los principios de la mecánica de la fractura (Sección 8.5) se utilizan por cuanto el tratamiento consiste en la determinación de la mayor longitud de grieta que puede ser tolerada sin inducir la rotura. Nótese que este estudio se refiere al dominio de alto número de ciclos, o sea, para vidas a fatiga mayores que 10^4 - 10^5 ciclos.

Los resultados de los estudios de fatiga han mostrado que la vida de un componente estructural puede relacionarse con la velocidad de crecimiento de la grieta. Durante la etapa II de la propagación, las grietas pueden crecer desde un tamaño apenas detectable al tamaño crítico. Existen técnicas experimentales que se emplean para medir la longitud de la grieta durante la

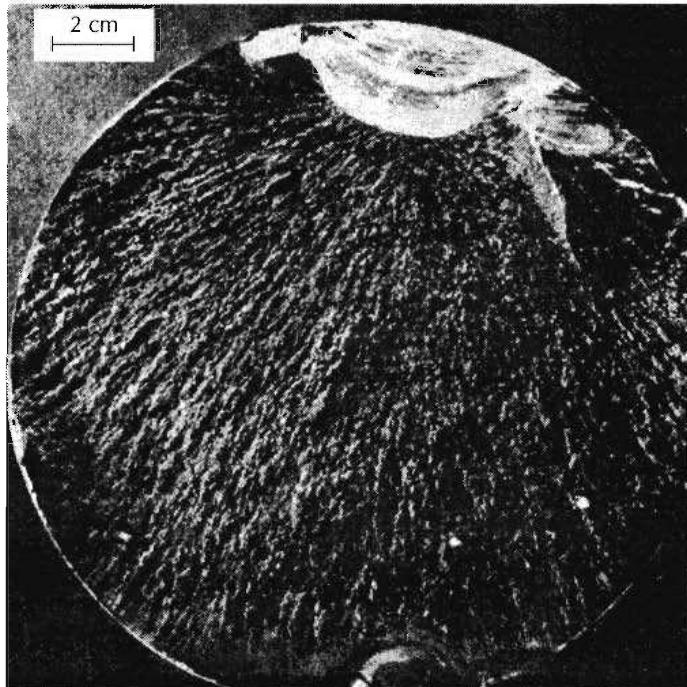


Figura 8.25 Superficie de fractura por fatiga. La grieta se formó en el borde superior. La región lisa también cerca de la parte superior corresponde al área en la cual la grieta se propagó débilmente. La rotura final ocurrió sobre una área que tiene un aspecto gris y una textura fibrosa (la mayor parte del área). Aumento: $\times 0,5$ aproximadamente. (Reproducido con permiso del *Metals Handbook: Fractography and Atlas of Fractographs*, Vol. 9, octava edición, H. E. Boyer (Editor), American Society for Metals, 1974.)

aplicación de las tensiones cíclicas. Los resultados son registrados y después se representan como la gráfica de la longitud de la grieta a frente al número de ciclos N .¹ Un diagrama típico se muestra en la Figura 8.26, donde se incluyen curvas de datos generados a dos niveles de tensión; la longitud inicial de la grieta a_0 es la misma en ambos ensayos. La velocidad de crecimiento de la grieta da/dN se toma como la pendiente en algún punto de la curva. Es importante resaltar dos resultados: (1) inicialmente, la velocidad de crecimiento es pequeña, pero aumenta al aumentar la longitud de la grieta; y (2) el crecimiento de la grieta es mayor al aumentar la tensión aplicada para una determinada longitud de la grieta (a_1 en la Figura 8.26).

La velocidad de propagación de la grieta es una función no sólo del nivel de tensión y tamaño de la misma sino también de las variables del material. Matemáticamente, esta velocidad puede expresarse en términos del factor de intensidad de tensiones K (desarrollado utilizando mecánica de la fractura en la Sección 8.5) y toma la forma

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta K)^m \quad (8.16)$$

Los parámetros A y m son constantes para un determinado material, los cuales dependen también del medio, la frecuencia y el cociente de tensiones

¹ El símbolo N en el contexto de la Sección 8.8 representa el número de ciclos para la rotura; en la presente discusión significa el número de ciclos asociados con una determinada longitud de grieta antes de la rotura.

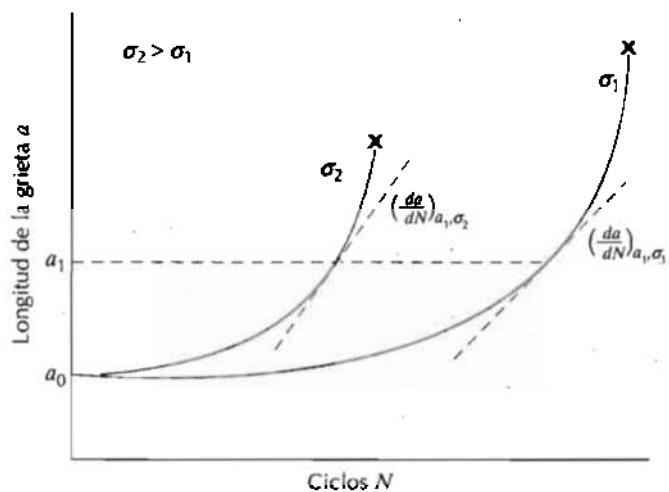


Figura 8.26 Longitud de la grieta en función del número de ciclos a los niveles de tensión σ_1 y σ_2 para estudios de fatiga. La velocidad de crecimiento de la grieta da/dN se indica a la longitud de grieta a_1 y para ambos niveles de tensión.

(R en la Ecuación 8.14). El valor de m normalmente está comprendido entre 1 y 6.

Además, ΔK es el intervalo del factor de intensidad de tensiones en la punta de la grieta, o sea,

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (8.17a)$$

o bien, a partir de la Ecuación 8.6,

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} = Y (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \sqrt{\pi a} \quad (8.17b)$$

Puesto que el crecimiento de la grieta es nulo o bien despreciable durante la fracción de compresión del ciclo de carga, si σ_{\min} es de compresión, entonces K_{\min} y σ_{\min} se consideran nulos: o sea, $\Delta K = K_{\max}$ y $\Delta \sigma = \sigma_{\max}$. También nótese que K_{\max} y K_{\min} en la Ecuación 8.17a representan factores de intensidad de tensiones, no tenacidades de fractura K_c ni tampoco tenacidad de fractura en deformaciones planas K_{Ic} .

El comportamiento típico de la velocidad de crecimiento de la grieta se representa en la Figura 8.27 como el logaritmo de la velocidad de crecimiento da/dN en función del logaritmo del intervalo del factor de intensidad de tensiones ΔK . La curva resultante tiene forma sigmoidal, la cual puede dividirse en tres regiones distintas, denominadas I, II, y III. En la región I (a niveles de tensión bajos y/o longitudes de grieta pequeñas), las grietas preexistentes no crecerán con las cargas cíclicas. Además, la región III está asociado con un crecimiento acelerado de la grieta, que ocurre antes de la fractura rápida.

La curva es básicamente lineal en la región II, lo cual es consistente con la Ecuación 8.16. Esto puede confirmarse tomando logaritmos a ambos lados de esta expresión, el resultado es

$$\log \left(\frac{da}{dN} \right) = \log [A (\Delta K)^m] \quad (8.18a)$$

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = m \log \Delta K + \log A \quad (8.18b)$$

Efectivamente, de acuerdo con la Ecuación 8.18b, un segmento de línea recta se ajusta a los resultados cuando se representa $\log(da/dN)$ frente a $\log \Delta K$; la pendiente y la intersección corresponden a los valores de m y $\log A$, respectivamente, los cuales pueden determinarse a partir de los resultados experimentales representados en la Figura 8.27. La Figura 8.28 es uno de estos gráficos para un acero aleado al Ni-Mo-V. La linealidad de los puntos experimentales es notable, los cuales obedecen a la relación de potencias de la Ecuación 8.16. Además, la pendiente proporciona un valor de 3 para m ; A es aproximadamente igual a 1.8×10^{-14} , tal como se obtiene por extrapolación a partir de la intersección con da/dN en pulg./ciclo y ΔK en psi $\sqrt{\text{pulg.}}$.

Una de las metas del análisis de roturas es ser capaz de predecir la vida a fatiga para algunos componentes, conocidas las condiciones de servicio y resultados de ensayos de laboratorio. Podemos ahora desarrollar una expre-

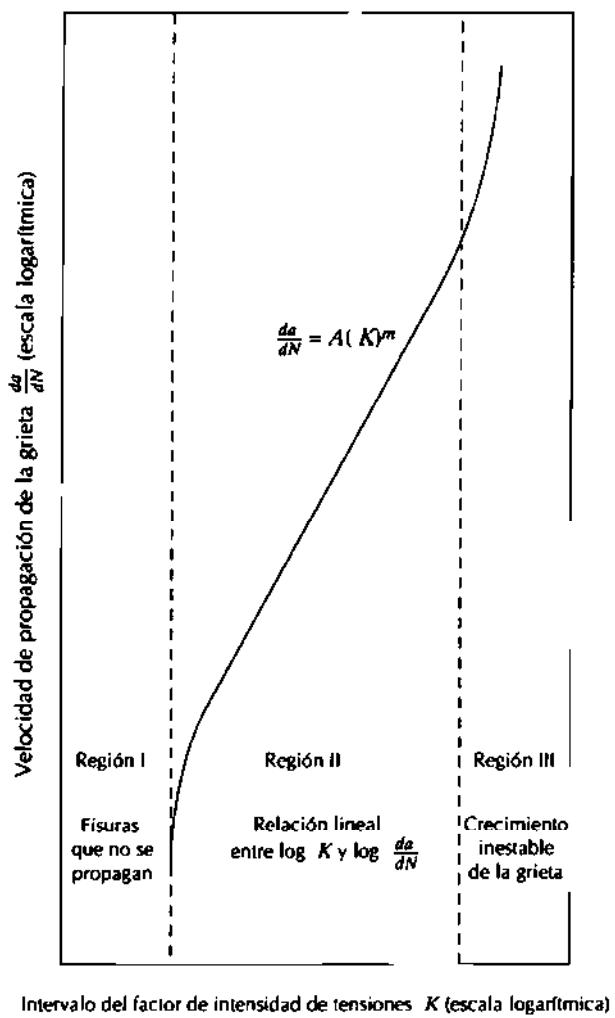


Figura 8.27 Representación esquemática del logaritmo de la velocidad de propagación de la grieta da/dN en función del logaritmo del intervalo del factor de intensidad de tensiones ΔK . Se indican las tres regiones de comportamiento distinto en cuanto al crecimiento de la grieta. (Reproducido con permiso de ASM International, Metals Park, OH 44073-9989, Clark, W. G., Jr., "How Fatigue Crack Initiation and Growth Properties Affect Material Selection and Design Criteria", *Metals Engineering Quarterly*, Vol. 14, No. 3, 1974).

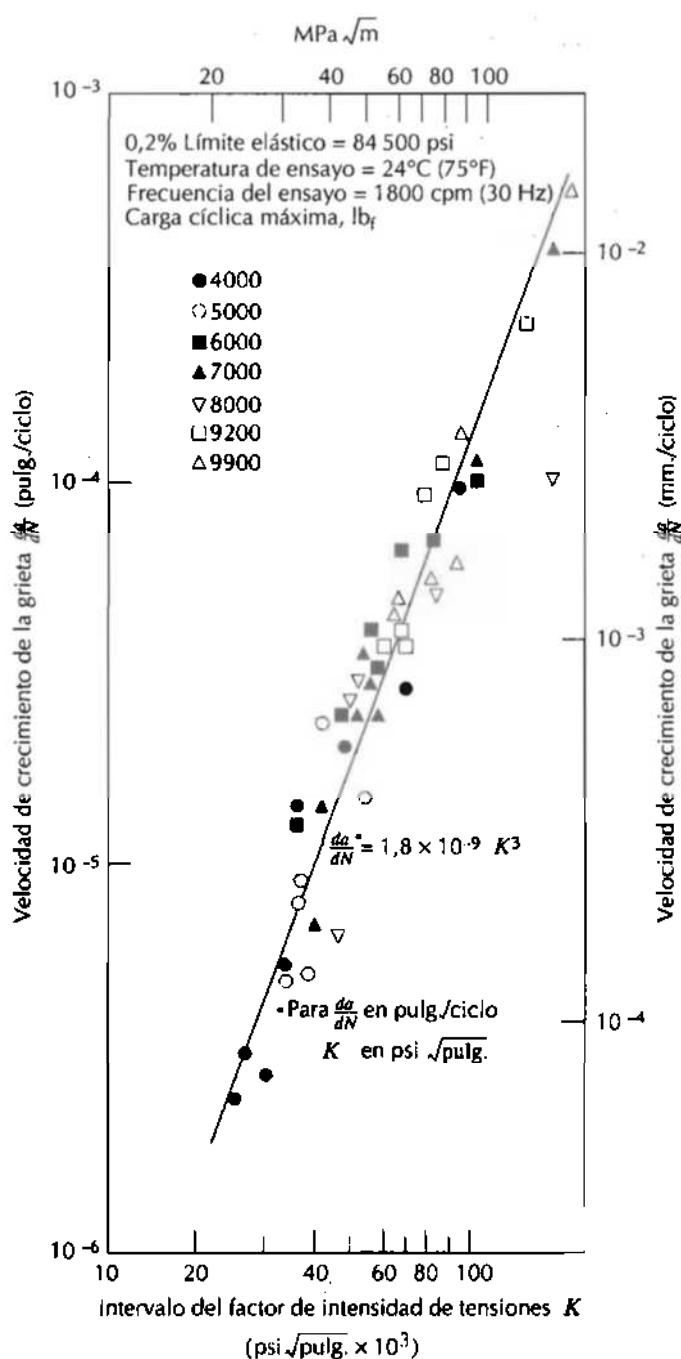


Figura 8.28 Logaritmo de la velocidad de crecimiento de la grieta frente al intervalo del factor de intensidad de tensiones para un acero aleado con Ni-Mo-V. (Reproducido con permiso de la Society for Experimental Mechanics, Inc.)

sión analítica para N_f por integración de la Ecuación 8.16. En primer lugar, reordenamos esta ecuación de manera que

$$dN = \frac{da}{A (\Delta K)^m} \quad (8.19)$$

la cual puede integrarse así

$$N_f = \int_0^{N_f} dN = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{A(\Delta K)^m} \quad (8.20)$$

Los límites de la segunda integral son el tamaño de grieta inicial a_0 , el cual puede medirse utilizando una técnica de examen no destructivo, y la longitud crítica de grieta a_c determinada a partir de la medida de la tenacidad de fractura.

La substitución de la expresión para ΔK (Ecuación 8.17b) conduce a

$$\begin{aligned} N_f &= \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{A(Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a})^m} \\ &= \frac{da}{A\pi^{m/2}(\Delta\sigma)^m} \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{Y^m a^{m/2}} \end{aligned} \quad (8.21)$$

Aquí se supone que $\Delta\sigma$ (o bien $\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$) es constante; además, en general el factor Y dependerá de la longitud de la grieta a y por tanto no puede sacarse fuera de la integral.

Una precaución: la Ecuación 8.21 presupone la validez de la ecuación 8.16 sobre la vida completa del componente, lo cual puede no ser cierto. Por consiguiente, esta expresión debe tomarse únicamente como una estimación de N_f .

PROBLEMA RESUELTO 8.2

Una lámina grande de acero va a someterse a tensiones cíclicas de tracción-compresión de magnitudes 100 MPa y 50 MPa, respectivamente. Antes del ensayo, se ha determinado que la mayor grieta superficial existente es de 2,0 mm (2×10^{-3} m). Estimar la vida a fatiga de esta chapa si su tenacidad de fractura en deformaciones planas es 25 MPa $\sqrt{\text{m}}$ y los valores de m y A de la Ecuación 8.16 son 3,0 y $1,0 \times 10^{-12}$, respectivamente, para $\Delta\sigma$ en MPa y a en m. Suponga que el parámetro Y es independiente de la longitud de la grieta y que tiene un valor igual a 1,0.

SOLUCIÓN

Primero es necesario calcular la longitud crítica de la grieta, a_c , el límite superior de integración de la Ecuación 8.21. Para este cálculo se utiliza la Ecuación 8.10 suponiendo un nivel de tensión de 100 MPa, puesto que éste es el valor máximo de la tensión. Por consiguiente,

$$\begin{aligned} a_c &= \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma Y} \right)^2 \\ &= \frac{1}{\pi} \left(\frac{25 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}}{(100 \text{ MPa})(1)} \right)^2 = 0,02 \text{ m} \end{aligned}$$

Ahora resolvemos la Ecuación 8.21 utilizando 0,002 m como límite inferior de integración a_0 , como está estipulado en el enunciado. El valor de $\Delta\sigma$ es justamente 100 MPa, la magnitud de la tracción, puesto que σ_{\min} es de compresión. Por tanto, integrando,

$$\begin{aligned}
 N_f &= \frac{1}{A \pi^{m/2} (\Delta\sigma)^m} \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{Y^m a^{m/2}} \\
 &= \frac{1}{A \pi^{3/2} (\Delta\sigma)^3 Y^3} \int_{a_0}^{a_c} a^{3/2} da \\
 &= \frac{1}{A \pi^{3/2} (\Delta\sigma)^3 Y^3} (-2) a^{-1/2} \Big|_{a_0}^{a_c} \\
 &= \frac{2}{A \pi^{3/2} (\Delta\sigma)^3 Y^3} \left(\frac{1}{\sqrt{a_0}} - \frac{1}{\sqrt{a_c}} \right) \\
 &= \frac{2}{(1,0 \times 10^{-12}) (\pi)^2 (100)^3 (1)^3} \left(\frac{1}{\sqrt{0,002}} - \frac{1}{\sqrt{0,02}} \right) \\
 &= 5,49 \times 10^6 \text{ ciclos}
 \end{aligned}$$

8.11 FACTORES QUE AFECTAN A LA VIDA A FATIGA

Tal como se mencionó en la Sección 8.8, el comportamiento a fatiga de los materiales de ingeniería es muy sensible a diversas variables. Algunas de éstas son el nivel de la tensión media, el diseño geométrico, efectos superficiales, variables metalúrgicas, así como también el medio. Esta sección está dedicada a discutir estos factores y también a las medidas que pueden tomarse para aumentar la resistencia a fatiga de los componentes estructurales.

8.11.1 Tensión media

La dependencia de la vida a fatiga de la amplitud de la tensión se representa en diagramas $S-N$. Estos resultados se obtienen para un valor constante de σ_m , a menudo para el caso en que la carga se invierte completamente ($\sigma_m = 0$). La tensión media, sin embargo, también afectará la vida a fatiga, y esta influencia se puede representar por un conjunto de curvas $S-N$, cada una medida bajo un σ_m diferente; esto se representa de forma esquemática en la Figura 8.29. Tal como se puede notar, aumentando la tensión media conduce a una disminución de la vida a fatiga.

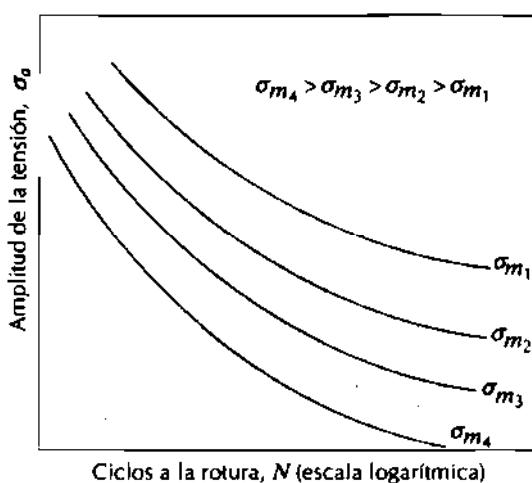


Figura 8.29 Influencia de la tensión media σ_m sobre la curva $S-N$ del comportamiento a fatiga.

8.11.2 Efectos superficiales

En muchas situaciones comunes en que se aplican cargas, la tensión máxima en un componente ocurre en la superficie. Por consiguiente, la mayoría de las grietas que producen fractura por fatiga se originan en la superficie, concretamente en concentradores de tensiones. Por tanto, se ha observado que la vida a la fatiga es especialmente sensible a las condiciones y configuración de la superficie del componente. Numerosos factores influyen en la resistencia a la fatiga, el control adecuado de los cuales conducirá a un aumento de la resistencia a la fatiga. Entre estos factores se encuentran los criterios de diseño así como los tratamientos superficiales.

Factores de diseño. El diseño de un componente puede tener una influencia significativa en sus características de fatiga. Cualquier entalla o discontinuidad geométrica puede actuar como un concentrador de tensiones y como lugar donde se puede nuclear la grieta de fatiga; estos detalles del diseño incluyen acanaladuras, orificios, ranuras de chaveta, roscas y otros. Cuanto más aguda es la discontinuidad (o sea, cuanto menor es el radio de curvatura), más severa es la concentración de tensiones. La probabilidad de rotura por fatiga puede ser reducida evitando (cuando es posible) estas irregularidades estructurales, o sea, realizando modificaciones en el diseño, eliminando cambios bruscos en el contorno que conduzcan a cantos vivos, por ejemplo, exigiendo superficies redondeadas con radios de curvatura grandes allí donde haya un cambio en el diámetro de un eje rotatorio (Figura 8.30).

Tratamientos superficiales. Durante las operaciones de mecanizado, se producen inevitablemente pequeñas rayaduras y surcos en la superficie de la pieza por acción de la herramienta de corte. Estas marcas superficiales pueden limitar la vida a fatiga. Se ha observado que mejorando el acabado superficial mediante pulido aumenta significativamente la vida a fatiga.

Uno de los métodos más efectivos de aumentar el rendimiento a fatiga es mediante esfuerzos residuales de compresión dentro de una capa delgada superficial. Por consiguiente, cualquier tensión externa de tracción es parcialmente contrarrestada y reducida en magnitud por el esfuerzo residual de compresión. El efecto neto es que la probabilidad de nucleación de la grieta, y por tanto de rotura por fatiga se reduce.

Los esfuerzos residuales de compresión son comúnmente introducidos en los materiales dúctiles de forma mecánica mediante deformación plástica

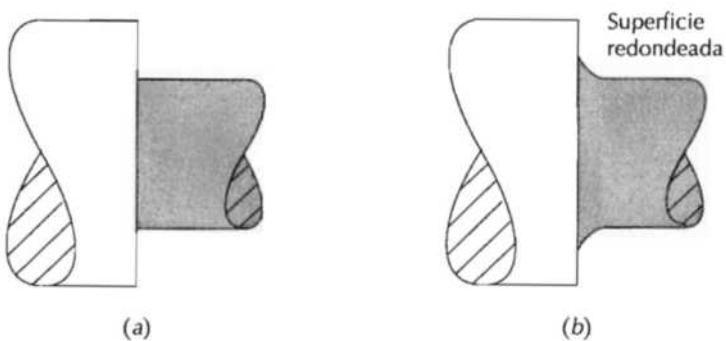


Figura 8.30 Ilustración de cómo el diseño puede reducir la amplificación de la tensión. (a) Diseño pobre: canto vivo. (b) Diseño correcto: la vida a fatiga aumenta incorporando una unión suave entre ambas superficies en un eje rotatorio en el punto donde hay un cambio en el diámetro.

localizada dentro de una región externa superficial. Comercialmente, esto se realiza mediante un proceso denominado granallado (perdigonado). Partículas pequeñas y duras con diámetros dentro del intervalo de 0,1 a 1,0 mm son proyectadas a altas velocidades sobre la superficie a tratar. La deformación resultante induce tensiones de compresión hasta una profundidad de entre un cuarto y la mitad del diámetro de las partículas.

Endurecimiento superficial. Es una técnica por la cual se aumenta tanto la dureza superficial como la vida a fatiga de los aceros aleados. Esto se lleva a cabo mediante los procesos de carburación, o cementación, y nitruración, en los cuales un componente es expuesto a una atmósfera rica en carbono o en nitrógeno a temperaturas elevadas. Una capa superficial rica en carbono o nitrógeno es introducida por difusión atómica a partir de la fase gaseosa. Esta capa es normalmente de 1 mm de profundidad y es más dura que el material del núcleo. (La influencia del contenido de carbono sobre la dureza para aleaciones Fe-C se muestra en la Figura 10.21a.) La mejora en las propiedades de fatiga proviene del aumento de dureza dentro de la capa, así como de las tensiones residuales de compresión que se originan en el proceso de cementación y nitruración. Un capa cementada rica en carbono se puede observar en el engranaje mostrado en la fotografía de la página 95; tiene el aspecto de una capa más oscura dentro del segmento seccionado. El aumento en la dureza de la capa se ve en la fotomicrografía de la Figura 8.31. Las formas de diamante obscuras y alargadas son las huellas de microdureza Knoop. La marca superior, la cual está dentro de la capa cementada, es menor que la correspondiente en la zona del núcleo.

8.12 INFLUENCIA DEL MEDIO

El medio puede afectar el comportamiento a fatiga de los materiales. Se comentan brevemente los dos tipos de fatiga asistida por el medio: fatiga térmica y fatiga con corrosión.

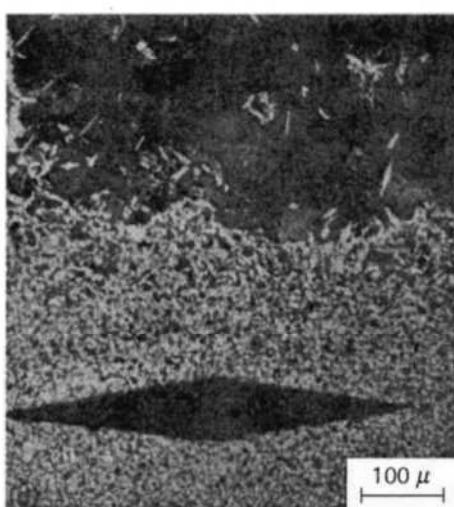


Figura 8.31 Fotomicrografía mostrando tanto el núcleo (parte inferior) y la zona cementada exterior (región superior) en el caso de un acero cementado. La zona cementada es más dura tal como lo atestigua el tamaño de la huella de microdureza. (R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 3^a edición, Fig. 9.6, p. 329. Copyright © 1989 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)

La fatiga térmica se induce normalmente a temperaturas elevadas debido a tensiones térmicas fluctuantes; no es necesario que estén presentes tensiones mecánicas de origen externo. La causa de estas tensiones térmicas es la restricción a la dilatación y/o contracción que normalmente ocurren en piezas estructurales sometidas a variaciones de temperatura. La magnitud de la tensión térmica resultante debido a un cambio de temperatura ΔT depende del coeficiente de dilatación térmica α_l y del módulo de elasticidad E , de acuerdo con la siguiente expresión

$$\sigma = \alpha_l E \Delta T \quad (8.22)$$

(Los temas de dilatación térmica y de tensiones térmicas se exponen en las Secciones 20.3 y 20.5). Obviamente, las tensiones térmicas no se producen si no existen restricciones mecánicas. Por tanto, una manera obvia de prevenir este tipo de fatiga es eliminar, o por lo menos reducir, la fuente de restricciones, permitiendo así que los cambios dimensionales producidos por la variación de la temperatura ocurran sin impedimentos, o bien eligiendo materiales con propiedades físicas apropiadas.

La rotura que ocurre por la acción simultánea de una tensión cíclica y el ataque químico se denomina **fatiga con corrosión**. Los medios corrosivos tienen una influencia negativa y reducen la vida a fatiga. Incluso el medio de la atmósfera normal afecta el comportamiento a fatiga de algunos materiales. Pequeñas picaduras pueden formarse como resultado de reacciones químicas entre el medio y el material, lo cual sirve como puntos de concentración de tensiones, y por tanto como lugares de nucleación. Además, la velocidad de propagación aumenta como resultado de la presencia del medio corrosivo. La naturaleza de los ciclos de carga influirá en el comportamiento a fatiga; por ejemplo, la reducción de la frecuencia de aplicación de la carga conduce a períodos largos de tiempo durante los cuales la grieta abierta está en contacto con el medio, y el efecto resultante es una reducción en la vida a fatiga.

Existen varios métodos para prevenir la fatiga con corrosión. Por un lado, se pueden tomar medidas para reducir la velocidad de corrosión por medio de algunas de las técnicas discutidas en el Capítulo 18, por ejemplo, aplicando a las superficies revestimientos protectores, seleccionando materiales más resistentes a la corrosión y reduciendo la corrosividad del medio. Por otro lado, puede ser aconsejable tomar acciones para minimizar las probabilidades de rotura por fatiga, tal como se esbozó antes, por ejemplo, reduciendo el nivel de tensión aplicada e imponiendo tensiones residuales de compresión sobre la superficie de la pieza.

FLUENCIA EN CALIENTE

Los materiales son a menudo expuestos en servicio a temperaturas elevadas y a tensiones mecánicas estáticas (por ejemplo, rotores en turbinas de gases y en generadores de vapor que experimentan fuerzas centrífugas, y en tuberías de vapor de alta presión). En estas circunstancias, la deformación se denomina **fluencia en caliente**, la cual se define como la deformación permanente y dependiente del tiempo de los materiales cuando son sometidos a una tensión constante; normalmente es un fenómeno no deseable que a menudo es el fac-

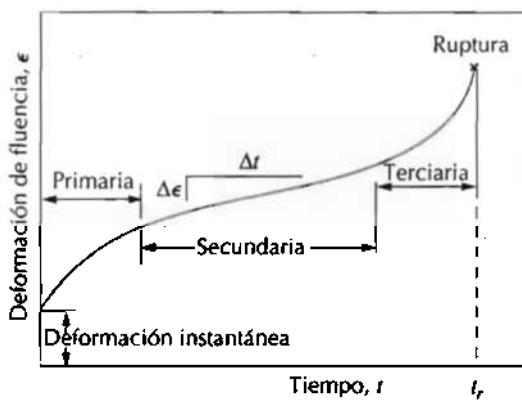


Figura 8.32 Curva típica de fluencia mostrando la deformación en función del tiempo a tensión constante y a elevada temperatura. La velocidad mínima de fluencia $\Delta\epsilon/\Delta t$ es la pendiente del segmento lineal en la región secundaria. El tiempo a la ruptura t_r es el tiempo total a la ruptura.

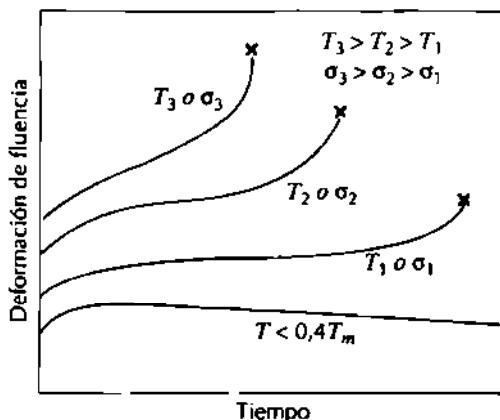
tor que limita el tiempo en servicio de una pieza. Se produce en todo tipo de materiales; en los metales es importante solamente a temperaturas superiores a $0,4 T_m$ (T_m = temperatura absoluta de fusión). Los polímeros amorfos, los cuales incluyen los plásticos y las gomas, son especialmente sensibles a la deformación por fluencia en caliente, tal como se discute en la Sección 16.6.

8.13 COMPORTAMIENTO BAJO FLUENCIA EN CALIENTE

Un ensayo típico de fluencia en caliente consiste en someter una probeta a una carga constante mientras es mantenida a una temperatura constante; se mide la deformación y se representa gráficamente en función del tiempo. La mayoría de los ensayos se realizan a carga constante, lo cual suministra información de naturaleza técnica; ensayos a tensión constante se llevan a cabo para obtener un mejor conocimiento de los mecanismos de fluencia en caliente.

En la Figura 8.32 se esquematiza el comportamiento típico de los metales bajo fluencia en caliente a carga constante. Al aplicar la carga se produce una deformación instantánea, tal como se indica en la figura, la cual es principalmente elástica. La curva resultante de fluencia en caliente presenta tres regiones distintas, cada una de las cuales tiene sus propias características. La *fluencia primaria o transitoria* ocurre en primer lugar, y se caracteriza por una velocidad de fluencia decreciente, es decir, la pendiente de la curva disminuye con el tiempo. Esto sugiere que el material está experimentando un aumento en su resistencia a la fluencia, o sea, endurecimiento por deformación (Sección 7.10), ya que la deformación se hace más difícil a medida que el material es deformado. En la *fluencia secundaria*, algunas veces denominada *fluencia estacionaria*, la velocidad es constante; o sea, la gráfica se hace lineal. A menudo este estadio es el de más larga duración. El hecho de que la velocidad de fluencia sea constante se explica sobre la base de un balance entre dos procesos que compiten, como son el endurecimiento por deformación y la restauración. Por este último proceso (Sección 7.11), el material se hace más blando y retiene su capacidad para experimentar deformación. Finalmente, en la *fluencia terciaria*, se produce una aceleración de la velocidad de fluencia y la rotura final. Este tipo de rotura se denomina frecuentemente *ruptura* y se produce debido a cambios microestructurales y/o a cambios me-

Figura 8.33 Influencia de la tensión σ y de la temperatura T sobre el comportamiento a fluencia.



talúrgicos; por ejemplo, la separación de los bordes de grano y la formación de fisuras internas, cavidades y huecos. También, en el caso de fuerzas de tracción, se puede formar una estriccion en algún punto de la zona de deformación. Todo ello resulta en una reducción del área de la sección recta efectiva y en un aumento de la velocidad de deformación.

En el caso de los metales, la mayoría de los ensayos de fluencia se realizan a tracción uniaxial utilizando probetas con la misma geometría que en el ensayo de tracción (Figura 6.2). Por otro lado, en el caso de los materiales frágiles es más apropiado realizar ensayos con probetas de compresión; con éstas se puede medir mejor las propiedades intrínsecas de fluencia ya que no hay amplificaciones de la tensión y tampoco propagación de grietas tal como ocurre en probetas de tracción. Las probetas de compresión son normalmente cilindros rectos o bien paralelepípedos con cocientes longitud-diámetro entre 2 y 4. En la mayoría de los materiales las propiedades de fluencia son independientes de la dirección de la aplicación de la carga.

Probablemente el parámetro más importante de un ensayo de fluencia en caliente sea la pendiente de la porción de fluencia secundaria ($\Delta\epsilon/\Delta t$ en la Figura 8.32); lo cual a menudo se denomina *velocidad mínima de fluencia* o *velocidad de fluencia estacionaria* $\dot{\epsilon}_s$. Este es el parámetro de diseño utilizado en ingeniería para aplicaciones de vida larga, tales como un componente de una central nuclear que está proyectada para funcionar durante varias décadas, es decir, cuando la rotura o una deformación excesiva no son tolerables. Por otro lado, para situaciones de fluencia de vida corta, por ejemplo, álabes de turbina de un avión militar y toberas de propulsores de cohetes), el *tiempo a la ruptura* t_r , es la consideración dominante de diseño; esto también está indicado en la Figura 8.32. Desde luego, para su determinación, los ensayos de fluencia deben ser realizados hasta la fractura. Estos ensayos se denominan *ensayos de ruptura por fluencia*. Por consiguiente, un conocimiento de estas características de un material permite al ingeniero de diseño determinar su conveniencia para una aplicación específica.

8.14 INFLUENCIA DE LA TENSIÓN Y DE LA TEMPERATURA

Tanto la temperatura como el nivel de la tensión aplicada influyen en las características del comportamiento bajo fluencia en caliente (Figura 8.33). A

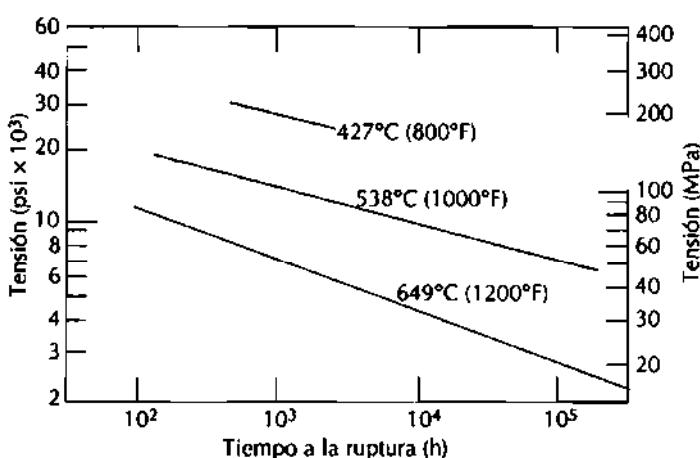


Figura 8.34 Logaritmo de la tensión frente al logaritmo del tiempo a la ruptura para una aleación de níquel con bajo contenido de carbono a tres temperaturas. (*Metals Handbook: Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals*, Vol. 3, novena edición, D. Benjamin, Senior Editor, American Society for Metals, 1980, p. 130.)

temperaturas sustancialmente inferiores a $0.4 T_m$, y después de la deformación inicial, la deformación es virtualmente independiente del tiempo. Al aumentar la tensión o la temperatura, se observa lo siguiente: (1) la deformación instantánea en el momento de aplicación de la carga aumenta; (2) la velocidad de fluencia estacionaria aumenta; y (3) el tiempo a la ruptura disminuye.

Los resultados de los ensayos de ruptura por fluencia son generalmente presentados como el logaritmo de la tensión frente al logaritmo del tiempo a la rotura. La Figura 8.34 es un gráfico de este tipo para una aleación de níquel en el cual puede verse que existe una relación lineal para cada temperatura. Para algunas aleaciones y sobre intervalos considerables de la tensión, se observan desviaciones de la linealidad.

Se han desarrollado relaciones empíricas en las cuales la velocidad de fluencia secundaria se relaciona con la temperatura y la tensión. Su dependencia de la tensión puede escribirse como

$$\dot{\epsilon}_s = K_1 \sigma^n \quad (8.23)$$

donde K_1 y n son constantes que dependen del material. Un gráfico del logaritmo de $\dot{\epsilon}_s$ frente al logaritmo de σ es una línea recta de pendiente igual a n ; esto se muestra en la Figura 8.35 para una aleación de níquel para tres temperaturas. Una línea recta representa el comportamiento a cada temperatura.

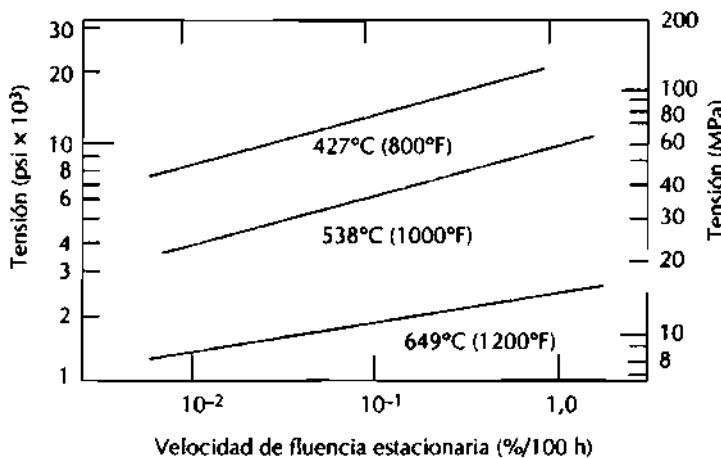
Ahora bien, cuando la influencia de la temperatura es incluida,

$$\dot{\epsilon}_s = K_2 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (8.24)$$

donde K_2 y Q_c son constantes; Q_c se denomina energía de activación para la fluencia.

Se han propuesto distintos mecanismos teóricos para explicar el comportamiento de varios materiales; estos mecanismos incluyen: difusión de va-

Figura 8.35 Logaritmo de la tensión frente al logaritmo de la velocidad de fluencia estacionaria para una aleación de níquel con bajo contenido de carbono a tres temperaturas. (*Metals Handbook: Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals*, Vol. 3, novena edición, D. Benjamin, Senior Editor, American Society for Metals, 1980, p. 131.)



cantes asistida por la tensión, difusión a lo largo de los bordes de grano, movimiento de dislocaciones y deslizamiento de los bordes de grano. Cada uno conduce a un valor distinto del exponente n de la Ecuación 8.23. Ha sido posible aclarar el mecanismo de fluencia para un determinado material comparando el valor experimental de n con los valores predichos por los varios mecanismos. Además, se han realizado correlaciones entre la energía de activación para la fluencia (Q_c) y la energía de activación para la difusión (Q_d , Ecuación 5.8).

Los resultados de fluencia de este tipo correspondientes a algunos sistemas bien estudiados se representan gráficamente en la forma de diagramas tensión-temperatura, los cuales se denominan *mapas de mecanismos de deformación*. Estos mapas indican los regímenes de tensión-temperatura (o sea, áreas) en los cuales operan los varios mecanismos. Los contornos de velocidad de deformación constante también están incluidos. Así, para una determinada situación de fluencia, si conocemos el mapa de los mecanismos de deformación y cualesquiera de dos de los tres parámetros —temperatura, nivel de tensión y velocidad de deformación— el tercer parámetro puede ser determinado.

8.15 MÉTODOS DE EXTRAPOLACIÓN DE LOS RESULTADOS

A menudo la información necesaria sobre la fluencia de los materiales no se puede obtener de manera práctica mediante ensayos de laboratorio. Esto es especialmente cierto para exposiciones prolongadas (del orden de años). Una solución a este problema sería realizar ensayos de fluencia a temperaturas en exceso a las requeridas, durante períodos de tiempo más cortos, y a un nivel de tensión comparable, para luego realizar una extrapolación adecuada de los datos obtenidos a las condiciones de servicio. Un procedimiento de extrapolación emplea el parámetro de Larson-Miller, definido como

$$T(C + \log t_r) \quad (8.25)$$

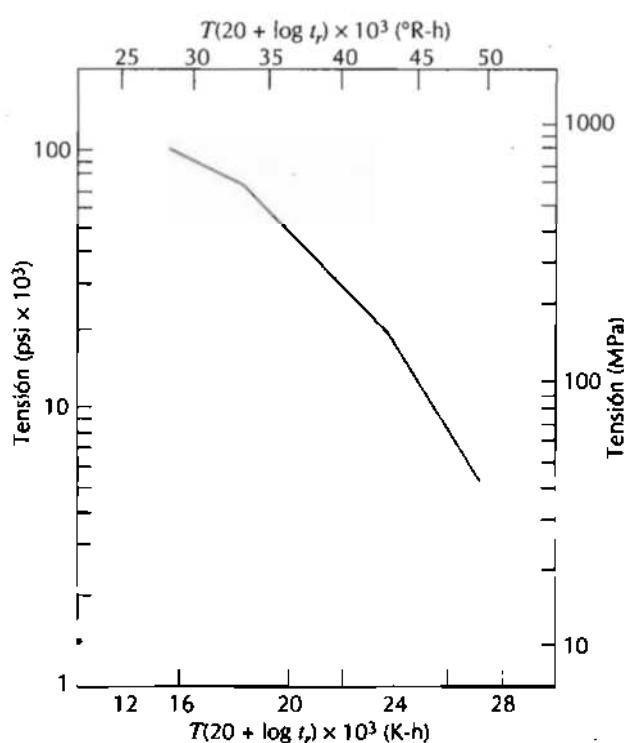


Figura 8.36 Logaritmo de la tensión frente al parámetro de Larson-Miller para la aleación S-590 de base hierro. (F. R. Larson y J. Miller, Trans. ASME, 74, 765 (1952). Reproducido con permiso de ASME.)

donde C es una constante (usualmente del orden de 20), con T en grados Kelvin y el tiempo a la ruptura t_r en horas. El tiempo a la ruptura para un determinado material medido a un nivel determinado de la tensión variará con la temperatura de tal manera que el parámetro permanezca constante. O bien, los resultados pueden representarse gráficamente como el logaritmo de la tensión frente al parámetro de Larson-Miller, tal como se muestra en la Figura 8.36. La utilización de esta técnica se muestra en el problema resuelto siguiente.

PROBLEMA RESUELTO 8.3

Utilizando los resultados de Larson-Miller para el hierro S-590 mostrados en la Figura 8.36, predecir el tiempo a la rotura de un componente que es sometido a una tensión de 140 MPa a 800°C (1073°K).

SOLUCIÓN

A partir de la Figura 8.36, a 140 MPa el valor del parámetro de Larson Miller es $24,0 \times 10^3$, para T en K y t_r en h; por tanto,

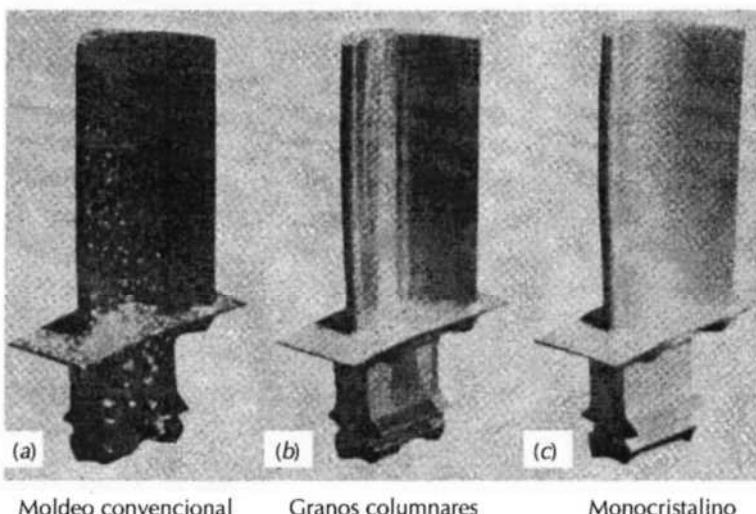
$$\begin{aligned} 24,0 \times 10^3 &= T(20 + \log t_r) \\ &= 1073(20 + \log t_r) \end{aligned}$$

y despejando el tiempo

$$22,37 = 20 + \log t_r$$

$$t_r = 233 \text{ h (9,7 días)}$$

Figura 8.37 (a) Álabe policristalino producidos mediante una técnica convencional de moldeo. La resistencia a la fluencia a alta temperatura fue mejorada como resultado de una estructura de granos columnares orientados (b) producidos por una técnica sofisticada de solidificación unidireccional. La resistencia a la fluencia mejora aún más cuando se utilizan álabes monocristalinos (c). (Cortesía de Pratt & Whitney.)



8.16 ALEACIONES PARA UTILIZACIÓN A TEMPERATURAS ELEVADAS

Existen varios factores que afectan a las características de la fluencia de los metales. Entre éstos cabe citar la temperatura de fusión, el módulo elástico y el tamaño del grano. En general, cuanto mayores sean la temperatura de fusión, el módulo de elasticidad y el tamaño del grano, mejor es la resistencia a la fluencia de un material. Los aceros inoxidables (Sección 12.5), los metales refractarios (Sección 12.11) y las superaleaciones (Sección 12.12) son especialmente resistentes a la fluencia y son utilizados en aplicaciones a temperaturas elevadas. La gran resistencia a la fluencia de las superaleaciones de níquel y cobalto se produce por aleación por disolución sólida, y también mediante la adición de una fase dispersa, la cual es virtualmente insoluble en la matriz. También se utilizan técnicas avanzadas de procesado; una de éstas técnicas es la solidificación direccional, la cual produce componentes con granos muy alargados o bien monocristales (Figura 8.37). Otra es la solidificación unidireccional controlada de aleaciones que tienen composiciones especialmente diseñadas para las cuales se forman materiales compuestos con dos fases.

RESUMEN

La fractura es una forma de rotura que ocurre para cargas estáticas aplicadas y a temperaturas relativamente bajas. Las fracturas pueden ser dúctiles o frágiles; ambos tipos de fractura implican la formación y propagación de grietas. En el caso de la fractura dúctil, existe evidencia de amplia deformación plástica en la superficie de fractura. A tracción, los metales muy dúctiles forman una estriación hasta formar un punto en el momento de la fractura; cuando la ductilidad es moderada se forman superficies de fractura copa-cono que encajan una en la otra. Microscópicamente, se producen hoyuelos (esféricos y parabólicos). Las grietas en los materiales dúctiles se dice que son estables (o sea, resisten la extensión si no se aumenta la tensión);

puesto que la fractura no es catastrófica, este tipo de fractura siempre es preferible.

En materiales frágiles, las grietas son inestables, y la superficie de fractura es relativamente plana y perpendicular a la dirección de la carga aplicada. Se pueden encontrar marcas en forma de V invertida y surcos, los cuales indican la dirección de propagación de la grieta. Las fracturas en los materiales frágiles policristalinos pueden ser transgranulares (a través de los granos) e intergranulares (entre granos).

El estudio de la mecánica de la fractura proporciona un mejor conocimiento del proceso de fractura y permite diseñar estructuras con una probabilidad de fallo mínima. La discrepancia entre la resistencia a la fractura experimental y la teórica de los materiales frágiles se explica por la existencia de pequeños defectos que son capaces de amplificar una tensión aplicada en su vecindad, resultando la formación de una grieta. La concentración de la tensión es mayor en grietas largas con un radio de curvatura pequeño en su punta. La fractura tiene lugar cuando se excede la resistencia teórica en la punta de una de estas grietas. La consideración de la energía elástica y de la energía de formación de las superficies condujo a Griffith a desarrollar una expresión para la tensión crítica para la propagación de la grieta en materiales frágiles; este parámetro es una función del módulo de elasticidad, la energía superficial específica y la longitud de la grieta.

Las distribuciones de la tensión en frente de una grieta que avanza puede expresarse en términos de la posición (en términos de coordenadas radiales y angulares) así como del factor de intensidad de tensiones. El valor crítico del factor de intensidad de tensiones (o sea, aquel para el cual ocurre la fractura) se denomina tenacidad de fractura, la cual está relacionada con el nivel de la tensión, la longitud de la grieta y con un factor geométrico. La tenacidad de fractura de un material es una indicación de su resistencia a la fractura frágil cuando existe una grieta. Este parámetro depende del espesor de la probeta, y, para probetas relativamente gruesas (o sea, condiciones de deformación plana), se denomina tenacidad de fractura en deformación plana. La tenacidad de la fractura es el parámetro que se menciona normalmente para propósitos de diseño; su valor es relativamente grande para materiales dúctiles (y pequeño para frágiles), y es una función de la microestructura, velocidad de deformación y de la temperatura. Con respecto al diseño para evitar la posibilidad de fractura, debe considerarse el material (la tenacidad de fractura), el nivel de tensiones y el límite de detección de los defectos.

Cualitativamente, el comportamiento de los materiales a la fractura puede ser determinado utilizando las técnicas de ensayo de impacto de Charpy y de Izod; la energía absorbida en el impacto (tenacidad a la entalla) se mide para probetas en las cuales se ha mecanizado una entalla en forma de V. En base a la dependencia de la temperatura de la energía de impacto (o aspecto de la superficie de fractura), es posible determinar si el material experimentará la transición dúctil-frágil y el intervalo de temperaturas en el cual ocurrirá. Las aleaciones metálicas con estructuras cristalinas BCC y HC experimentan esta transición, y, para aplicaciones estructurales, deben ser utilizados a temperaturas superiores a este intervalo de temperaturas.

La fatiga es un tipo de fractura que conduce a la rotura catastrófica cuando se aplican cargas fluctuantes con el tiempo. Los resultados se presentan en un diagrama de tensión frente al logaritmo del número de ciclos a la rotura. Para muchos materiales, el número de ciclos a la rotura aumenta al dis-

minuir la tensión aplicada. La resistencia a la fatiga representa la tensión de rotura para un determinado número de ciclos. En algunos aceros y aleaciones de titanio, la tensión cesa de disminuir con el número de ciclos y alcanza un nivel constante independiente del número de ciclos; el límite de fatiga es la magnitud de este nivel constante de la tensión, por debajo del cual no ocurre fatiga aun cuando se imponga un número infinito de ciclos. Otra propiedad de fatiga es la vida a fatiga, la cual, para una tensión específica, es el número de ciclos hasta la rotura.

Como resultado de la importante dispersión de los resultados de fatiga, se realizan análisis estadísticos que conducen a la especificación de la vida a fatiga y del límite de fatiga en términos de probabilidades.

Los procesos de iniciación y propagación de las grietas también fueron estudiados. Las grietas normalmente se nuclean en la superficie de un componente en algún punto de concentración de tensiones. La propagación ocurre en dos etapas, las cuales están caracterizadas por la dirección de la propagación y su velocidad. El mecanismo de la etapa II corresponde a un proceso repetitivo de enromamiento y agudización en la punta de la grieta.

Dos detalles característicos de las superficies de fractura son las marcas de playa y las estrías. Las marcas de playa se forman en componentes que experimentan interrupciones de la tensión aplicada; normalmente pueden ser observadas a simple vista. Las estrías de fatiga son de dimensiones microscópicas, y cada una de ellas representa la distancia que avanza la grieta en un ciclo de carga.

Una expresión analítica para la velocidad de propagación fue propuesta en términos del intervalo del factor de intensidad de tensiones en la punta de la grieta. La integración de esta expresión proporciona una ecuación por medio de la cual se puede estimar la vida a fatiga.

Las medidas que pueden tomarse para extender la vida a fatiga son: (1) reducir la tensión media, (2) eliminar las discontinuidades superficiales agudas, (3) mejorar el acabado superficial mediante pulido, (4) imponer tensiones residuales de compresión por granallado y (5) endurecimiento superficial utilizando un proceso de nitruración o cementación.

El comportamiento a fatiga de los materiales puede ser afectado por el medio. Las tensiones térmicas pueden inducirse en componentes que son expuestos a fluctuaciones térmicas a temperaturas elevadas y cuando la dilatación/contracción térmica está impedida; la fatiga en estas condiciones se denomina fatiga térmica. La presencia de un medio químicamente activo puede conducir a una reducción en la vida a fatiga por fatiga con corrosión; se forman picaduras que pueden nuclear la grieta sobre la superficie del componente como resultado de reacciones químicas.

La deformación plástica dependiente del tiempo de los materiales sometidos a una carga (o tensión) constante y a temperaturas mayores que aproximadamente $0,47_m$ se denomina fluencia en caliente. Una curva típica de fluencia (deformación frente a tiempo) normalmente presenta tres regiones. Para la fluencia transitoria (o primaria), la velocidad (pendiente) disminuye con el tiempo. La gráfica se hace lineal (o sea, velocidad de deformación constante) en la región estacionaria (o bien secundaria). Finalmente, la deformación se acelera en la fluencia terciaria, justo antes del fallo (o ruptura) del material. Los parámetros importantes de diseño que pueden extraerse de esta curva son la velocidad de fluencia estacionaria (pendiente de la región lineal) y el tiempo a la ruptura.

Tanto la temperatura como el nivel de tensiones influyen en el comportamiento a la fluencia en caliente. El aumento de cualesquiera de estos parámetros produce los efectos siguientes: (1) aumento de la deformación instantánea inicial, (2) aumento de la velocidad de fluencia estacionaria, y (3) disminución del tiempo a la ruptura. Se han presentado expresiones analíticas que relacionan $\dot{\epsilon}$, a la tensión y a la temperatura. Los mecanismos de fluencia en caliente pueden ser estudiados sobre la base del valor del exponente de la tensión en la velocidad de fluencia estacionaria y los valores de la energía de activación para la fluencia.

La extrapolación de los resultados de los ensayos de fluencia a temperaturas más bajas y tiempos más largos es posible utilizando el parámetro de Larson-Miller.

Las aleaciones metálicas que son especialmente resistentes a la fluencia en caliente tienen módulos de elasticidad y temperaturas de fusión elevados. Dentro de este tipo de aleaciones se encuentran las superaleaciones, los aceros inoxidables, y los metales refractarios. Varias técnicas de procesado se emplean para aumentar las propiedades de estos materiales.

TÉRMINOS Y CONCEPTOS IMPORTANTES

| | | |
|----------------------------|-----------------------------------|--|
| Concentrador de tensiones | Factor de intensidad de tensiones | Límite de fatiga |
| Deformación plana | Fatiga con corrosión | Mecánica de la fractura |
| Endurecimiento superficial | Fatiga térmica | Resistencia a la fatiga |
| Energía de impacto | Fluencia en caliente | Tenacidad de fractura |
| Ensayo de Charpy | Fractura frágil | Tenacidad de fractura en deformación plana |
| Ensayo Izod | Fractura dúctil | Transición dúctil-frágil |
| | Fractura intergranular | Vida a fatiga |
| | Fractura transgranular | |

BIBLIOGRAFÍA

- BOYER, H. E. (Editor), *Atlas of Creep and Stress-Rupture Curves*, ASM International, Materials Park, OH, 1988.
- BOYER, H. E. (Editor), *Atlas of Fatigue Curves*, ASM International, Materials Park, OH, 1986.
- COLANGELO, V. J. and F. A. HEISER, *Analysis of Metallurgical Failures*, 2nd edition, John Wiley & Sons, New York, 1987.
- COLLINS, J. A., *Failure of Materials in Mechanical Desing*, John Wiley & Sons, New York, 1981.
- COURTNEY, T. H., *Mechanical Behavior of Materials*, McGraw-Hill Book Co., New York, 1990.
- DIETER, G. E., *Mechanical Metallurgy*, 3rd edition, McGraw-Hill Book Co., New York, 1986.
- HERTZBERG, R. W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 3rd edition, John Wiley & Sons, New York, 1989.
- Metals Handbook, 9th edition, Vol. 11, *Failure Analysis And Prevention*, ASM International, Metals Park, OH, 1986.
- Metals Handbook, 9th edition, Vol. 12, *Fractography*, ASM International, Metals Park, OH, 1987.

- TETELMAN, A. S. and A. J. McEVILY, *Fracture of Structural Materials*, John Wiley & Sons, New York, 1967.
- WULPI, D. J., *Understanding How Components Fail*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1985.

PROBLEMAS Y CUESTIONES

- 8.1** Cite las tres principales causas del fallo mecánico.
- 8.2** Estimar las resistencias cohesivas teóricas de los materiales cerámicos listados en la Tabla 13.4.
- 8.3** ¿Cuál es la magnitud de la tensión máxima que existe en la punta de una grieta interna que tiene un radio de curvatura de $1,9 \times 10^{-4}$ mm ($7,5 \times 10^{-6}$ pulg.) y una longitud de $3,8 \times 10^{-2}$ mm ($1,5 \times 10^{-3}$ pulg.) cuando se aplica una tracción de 140 MPa (20 000 psi)?
- 8.4** Estimar la resistencia teórica a la fractura de un material frágil si se sabe que la rotura ocurre debido a la propagación de una grieta superficial de forma elíptica de longitud 0,5 mm (0,02 pulg.) que tiene un radio de curvatura en su punta igual de 5×10^{-3} mm (2×10^{-4} pulg.) cuando se aplica un tensión de 1035 MPa (150 000 psi).
- 8.5** Una probeta de un material cerámico que tiene un módulo de elasticidad de 25×10^4 MPa ($36,3 \times 10^6$ psi) es sometida a tracción con una tensión de 750 MPa (109 000 psi). ¿Se romperá la probeta si "su defecto más grave" es una grieta interna que tiene una longitud de 0,20 mm ($7,87 \times 10^{-3}$ pulg.) y un radio de curvatura en la punta de 0,0001 mm ($3,94 \times 10^{-5}$ pulg.)? ¿Por qué?
- 8.6** Si la energía superficial específica del óxido de aluminio es $0,90 \text{ J/m}^2$, usando los datos contenidos en la Tabla 13.4, calcular la tensión crítica requerida para la propagación de una grieta interna de longitud igual a 0,40 mm.
- 8.7** Un componente de MgO no debe romperse cuando se aplica una tensión de 13,5 MPa (1969 psi). Determinar la longitud crítica de la grieta superficial si la energía superficial del MgO es $1,0 \text{ J/m}^2$. Los datos de la Tabla 13.4 pueden ser útiles.
- 8.8** El parámetro K de las Ecuaciones 8.5a, 8.5b y 8.5c es una función de la tensión nominal aplicada σ y de la longitud de la grieta a :

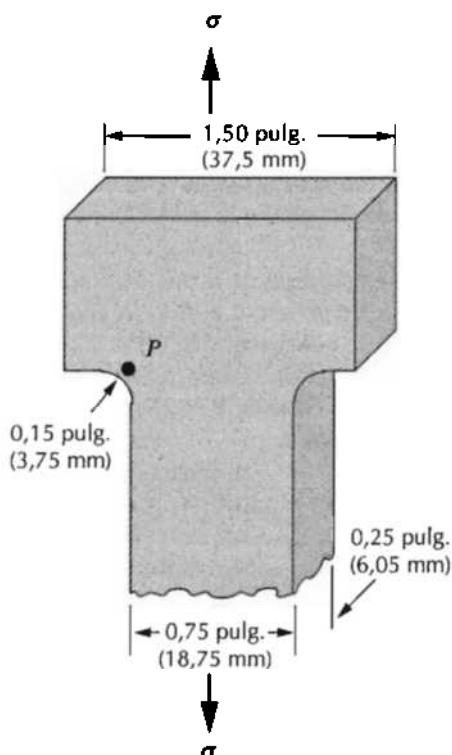
$$K = \sigma \sqrt{\pi a}$$

Calcular las magnitudes de las tensiones normales σ_x y σ_y delante de una grieta superficial de longitud 2,0 mm (0,079 pulg.) (tal como se ilustra en la Figura 8.10) en respuesta a una tracción de 100 MPa (14 500 psi) en las posiciones siguientes:

- (a) $r = 0,1 \text{ mm}$, $\theta = 0^\circ$
- (b) $r = 0,1 \text{ mm}$, $\theta = 45^\circ$
- (c) $r = 0,5 \text{ mm}$, $\theta = 0^\circ$
- (d) $r = 0,5 \text{ mm}$, $\theta = 45^\circ$

- 8.9** El parámetro K en las Ecuaciones 8.5a, 8.5b, y 8.5c se definió en el problema anterior.
- (a) En el caso de una grieta superficial de longitud 2,0 mm, determinar la posición radial a un ángulo θ de 30° para la cual la tensión normal σ_x es 100 MPa cuando la magnitud de la tensión nominal aplicada es de 150 MPa.
- (b) Calcular la tensión normal σ_y en esta misma posición.
- 8.10** A continuación se muestra una parte de una probeta de tracción.
- (a) Calcular la magnitud de la tensión en el punto P cuando la tensión externa aplicada es de 140 MPa (20 000 psi)

(b) ¿Cuánto tiene que aumentarse el radio de curvatura en el punto *P* para que la tensión se reduzca un 25%?

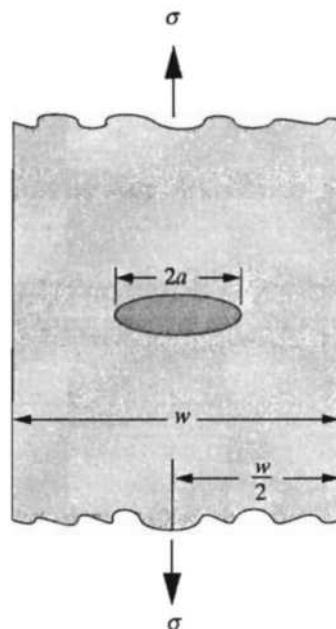


- 8.11 Un agujero cilíndrico de 19,0 mm de diámetro atraviesa completamente una placa de acero de 12,7 mm de espesor, 127 mm de ancho y 254 mm de longitud.
- (a) Calcular la magnitud de la tensión en el borde de este agujero cuando se aplica una tensión de 34,5 MPa en la dirección longitudinal.
(b) Calcular la tensión en el borde del agujero cuando la misma tensión es aplicada en la dirección transversal.
- 8.12 Mencione las diferencias más significativas entre el factor de intensidad de tensiones, la tenacidad de fractura en tensiones planas y la tenacidad de fractura en deformaciones planas.
- 8.13 Para cada una de las aleaciones metálicas listadas en la Tabla 8.1, calcular el espesor mínimo del componente para el cual es válida la condición de deformación plana.
- 8.14 Una probeta de acero 4340 que tiene una tenacidad de fractura en deformaciones planas de $54,8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ se somete a una tensión de 1030 MPa. ¿Se romperá el material si la longitud de la fisura superficial mayor es de 0,5 mm? Explicar la respuesta. Suponga que el valor del parámetro *Y* es 1,0.
- 8.15 Un componente de avión se fabrica a partir de una aleación de aluminio que tiene una tenacidad de fractura de $40 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$. Se ha determinado que se rompe al aplicar una tensión de 300 MPa cuando la longitud de la grieta crítica es de 4,0 mm. Para este mismo componente elaborado con la misma aleación, ¿se producirá la rotura a una tensión de 260 MPa si la grieta interna mayor tiene una longitud de 6,0 mm? ¿Por qué?
- 8.16 Un componente de avión se fabrica a partir de una aleación de aluminio que tiene una tenacidad de fractura de $26 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$. Se ha determinado que se rompe al aplicar una tensión de 112 MPa cuando la longitud de la grieta crítica es de 8,6 mm. Para este mismo componente elaborado con la misma

- aleación, calcular la tensión de rotura para una grieta crítica de longitud 6,0 mm.
- 8.17** Una placa grande se fabrica a partir de un acero que tiene una tenacidad de fractura de $82,4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$. Si, en servicio, la placa es sometida a una tensión de 345 MPa, determinar la longitud mínima de la grieta superficial para que se produzca la fractura. Suponga un valor de 1,0 para Y .
- 8.18** Calcular la longitud de grieta máxima que se puede permitir en un componente fabricado con la aleación de titanio Ti-6Al-4V (Tabla 8.1) que es cargado a una tensión igual a la mitad de su límite elástico. Suponga que el valor de Y es 1,50.
- 8.19** Un componente estructural en forma de una placa muy ancha tiene que ser fabricado a partir de un acero aleado de tenacidad de fractura igual a $98,9 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ y un límite elástico de 860 MPa. El límite de resolución del equipo de detección de defectos es 3,0 mm. Si la tensión de diseño es igual a la mitad del límite elástico y el valor de Y es 1,0, determinar si un defecto crítico para esta placa sería detectable.
- 8.20** Un componente estructural en forma de una placa de 25,4 mm de anchura tiene que ser fabricada a partir de un acero aleado de límite elástico y de tenacidad de fractura en deformaciones planas iguales a 700 MPa y $49,5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, respectivamente; para esta geometría particular el valor de Y es 1,65. Suponiendo una tensión de diseño igual a la mitad del límite elástico, ¿es posible determinar la longitud crítica de la grieta? Si la respuesta es positiva, determinar esta longitud; si este cálculo no puede realizarse con los datos del problema, entonces explicar la razón.
- 8.21** Para una placa plana de anchura w que contiene una grieta interna de longitud $2a$ situada centralmente tal como se ilustra en la siguiente figura, el parámetro Y en el caso de cargas de tracción viene dado por:

$$Y = \left(\frac{w}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{w} \right)^{1/2} \quad (8.26)$$

Suponiendo que existe una grieta interna de longitud (o sea, $2a$) de 25,4 mm dentro de una placa de anchura igual a 101,6 mm, determinar el valor mínimo de la tenacidad de fractura en deformaciones planas necesario para asegurar que la fractura no ocurrirá en el caso de una tensión de diseño de 415 MPa.



- 8.22 Después de consultar otras referencias, escriba un breve informe sobre una o dos técnicas de control no destructivo utilizadas para detectar y medir los defectos internos en aleaciones metálicas.

- 8.23 A continuación se tabulan los datos obtenidos a partir de ensayos de impacto de Charpy en un acero aleado 4340:

| <i>Temperatura °C</i> | <i>Energía de impacto (J)</i> |
|-----------------------|-------------------------------|
| 0 | 105 |
| -25 | 104 |
| -50 | 103 |
| -75 | 97 |
| -100 | 63 |
| -113 | 40 |
| -125 | 34 |
| -150 | 28 |
| -175 | 25 |
| -200 | 24 |

- (a) Represente los resultados en términos de energía absorbida en el impacto frente a la temperatura.
 (b) Determinar la temperatura de transición dúctil-frágil definida como aquella temperatura que corresponde al valor medio de las energías máxima y mínima absorbidas en el impacto.
 (c) Determinar la temperatura de transición dúctil-frágil definida como aquella temperatura a la cual la energía absorbida en el impacto es igual a 50 J.

- 8.24 Más abajo se tabulan los datos obtenidos en una serie de ensayos de impacto en aceros de bajo contenido en carbono:

| <i>Temperatura °C</i> | <i>Energía de impacto (J)</i> |
|-----------------------|-------------------------------|
| 50 | 76 |
| 40 | 76 |
| 30 | 71 |
| 20 | 58 |
| 10 | 38 |
| 0 | 23 |
| -10 | 14 |
| -20 | 9 |
| -30 | 5 |
| -40 | 1,5 |

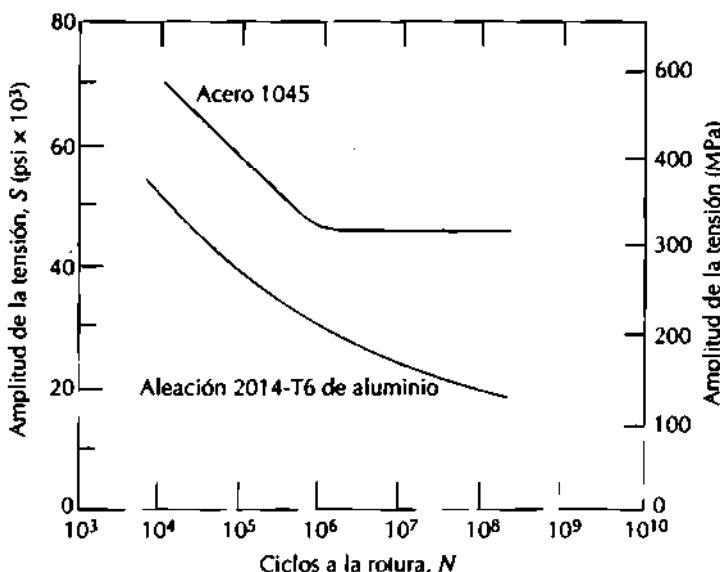
- (a) Representar los resultados en términos de energía de impacto frente a la temperatura.
 (b) Determinar la temperatura de transición dúctil-frágil definida como aquella temperatura que corresponde al valor medio de las energías máxima y mínima absorbidas en el impacto.
 (c) Determinar la temperatura de transición dúctil-frágil definida como aquella temperatura a la cual la energía absorbida en el impacto es igual a 20 J.

- 8.25 Explique brevemente por qué las aleaciones metálicas BCC y HC pueden experimentar una transición dúctil-frágil al disminuir la temperatura mientras que las aleaciones FCC no experimentan tal transición.

- 8.26 Un ensayo de fatiga fue realizado a una tensión media de 70 MPa y la amplitud de la tensión fue de 210 MPa.

- (a) Calcular los niveles de tensión máxima y mínima.
 (b) Calcular el cociente de tensiones
 (c) Calcular la magnitud del intervalo de tensiones

Figura 8.38 Magnitud de la tensión S frente al logaritmo del número de ciclos a la rotura N para una aleación de aluminio y para un acero al carbono. (Adaptado de H. W. Hayden, W. G. Moffatt y J. Wulff, *The Structure and Properties of Materials*, Vol. III, *Mechanical Behavior*, p. 15. Copyright © 1965 John Wiley & Sons, New York. Reproducido con permiso de John Wiley & Sons, Inc.)



- 8.27 Una barra cilíndrica de acero 1045 (Figura 8.38) es sometida a un ensayo bajo cargas cíclicas uniaxiales de tracción-compresión a lo largo de su eje. Si la amplitud de la carga es igual a 66700 N, calcular el valor mínimo del diámetro para poder asegurar que no se romperá por fatiga.
- 8.28 Una barra cilíndrica de 6,4 mm de diámetro fabricada a partir de la aleación de aluminio 2014-T6 (Figura 8.38) es sometida a cargas cíclicas de tracción-compresión a lo largo de su eje. Si las cargas máximas de tracción y de compresión son +5340 N y -5340 N, respectivamente, determinar su vida a fatiga. Suponga que la tensión representada gráficamente en la Figura 8.38 es la amplitud de la tensión.
- 8.29 Una barra cilíndrica de 15,2 mm de diámetro, fabricada a partir de la aleación de aluminio 2014-T6 (Fig. 8.38), es sometida a cargas cíclicas de tracción-compresión a lo largo de su eje. Calcular las cargas máxima y mínima que deben aplicarse para que su vida a fatiga sea de $1,0 \times 10^8$ ciclos. Suponga que la tensión representada gráficamente en el eje vertical es la amplitud de la tensión, y que los resultados corresponden a una tensión media de 35 MPa.
- 8.30 Los datos de fatiga para un latón se indican en la tabla:

| Amplitud de la tensión (MPa) | Ciclos hasta la rotura |
|------------------------------|------------------------|
| 170 | $3,7 \times 10^4$ |
| 148 | $1,0 \times 10^5$ |
| 130 | $3,0 \times 10^5$ |
| 114 | $1,0 \times 10^6$ |
| 92 | $1,0 \times 10^7$ |
| 80 | $1,0 \times 10^8$ |
| 74 | $1,0 \times 10^9$ |

- (a) Dibuje el diagrama $S-N$ (amplitud de la tensión frente a logaritmo de ciclos hasta la rotura) usando estos datos.
 (b) Determinar la resistencia a fatiga para 4×10^6 ciclos
 (c) Determinar la vida a fatiga para 120 MPa.
- 8.31 Supongamos que los datos de fatiga para el latón del Problema 8.30 hubieran sido obtenidos a partir de ensayos de torsión, y que un eje de esta aleación va

a ser utilizado como acoplamiento a un motor que opera a 1200 rpm. Calcular la amplitud de la tensión torsional máxima para cada uno de los siguientes tiempos de vida a fatiga: (a) 1 año; (b) 1 mes; (c) 1 día; y (d) 1 hora.

- 8.32 Los resultados de los ensayos de fatiga en un acero se muestran en la tabla siguiente:

| <i>Amplitud de la tensión [MPa (psi)]</i> | <i>Ciclos hasta la rotura</i> |
|---|-------------------------------|
| 470 (68 000) | 10^4 |
| 440 (63 400) | 3×10^4 |
| 390 (56 200) | 10^5 |
| 350 (51 000) | 3×10^5 |
| 310 (45 300) | 10^6 |
| 290 (42 200) | 3×10^6 |
| 290 (42 200) | 3×10^7 |
| 290 (42 200) | 10^8 |

- (a) Dibuje el diagrama *S-N* (amplitud de la tensión frente a logaritmo de ciclos hasta rotura) usando estos datos.
 (b) ¿Cuál es el límite de fatiga de esta aleación?
 (c) Determine la vida a fatiga para amplitudes de 415 MPa y 275 MPa.
 (d) Calcule la resistencia a fatiga para 2×10^4 y 6×10^5 ciclos.

- 8.33 Supongamos que los resultados de fatiga del acero aleado del Problema 8.32 fueran de ensayos de flexión rotativa y que una barra de esta aleación quiere ser utilizada para un eje de automóvil que gira a una velocidad de 600 revoluciones por minuto. Determine los tiempos máximos que se pueden permitir en el caso de conducción continua para los siguientes niveles de tensión: (a) 450 MPa; (b) 380 MPa; (c) 310 MPa; y (d) 275 MPa.
 8.34 Tres probetas idénticas de fatiga (indicadas por A, B y C) se fabrican a partir de una aleación no ferrea. Cada una de ellas es sometida a los ciclos de carga con las tensiones máxima y mínimas tabuladas; la frecuencia es la misma en los tres ensayos.

| <i>Probeta</i> | σ_{\max} (MPa) | σ_{\min} (MPa) |
|----------------|-----------------------|-----------------------|
| A | +450 | -150 |
| B | +300 | -300 |
| C | +500 | -200 |

- (a) Ordene de mayor a menor las vidas a fatiga de las tres probetas.
 (b) Justifique este orden utilizando una representación esquemática *S-N*.
 8.35 Cite cinco factores que conducen a la dispersión de los resultados de la vida a fatiga.
 8.36 Dibuje un esquema del comportamiento a fatiga de un metal con un cociente de tensiones *R* igual a +1.
 8.37 Utilizando las Ecuaciones 8.13 y 8.14 demuestre que aumentando el valor del cociente *R* se produce una disminución en la amplitud de la tensión σ_a .
 8.38 Las superficies de algunas probetas de acero que se han roto por fatiga tienen un aspecto cristalino brillante. Una persona no experta podría explicar esta rotura diciendo que el metal ha cristalizado mientras estaba en servicio. Critique esta explicación.
 8.39 Explique brevemente la diferencia entre estrías de fatiga y marcas de playa, tanto en términos de (a) tamaño y (b) origen.
 8.40 Considere una placa plana de una aleación metálica que va a ser expuesta a cargas cíclicas de tracción-compresión con una carga media de 25 MPa. Si las

longitudes iniciales y críticas son 0,25 y 5,0 mm, respectivamente, y los valores de m y A son 4,0 y 5×10^{-15} , respectivamente (para $\Delta\sigma$ en MPa y a en m), estimar la tracción máxima para que la vida a fatiga sea de $3,2 \times 10^5$ ciclos. Suponga que Y tiene un valor de 2,0, el cual es independiente de la longitud de la grieta.

- 8.41 Considere una placa plana de una aleación metálica que va a ser expuesta a cargas cíclicas de tracción-compresión de amplitud igual a 150 MPa. Si inicialmente la longitud de la grieta superficial más larga es de 0,75 mm y la tenacidad de fractura en deformaciones planas es de $35 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, mientras que los valores de m y A son 2,5 y 2×10^{-12} , respectivamente (para $\Delta\sigma$ en MPa y a en m), estimar la vida a fatiga de esta placa. Suponga que el parámetro Y tiene un valor de 1,75, el cual es independiente de la longitud de la grieta.
- 8.42 Consideremos un componente metálico que es sometido a cargas cíclicas de tracción-compresión. Si la vida a fatiga debe ser como mínimo igual a 5×10^6 ciclos y se sabe que la longitud de la mayor grieta superficial es $2,0 \times 10^{-2}$ pulg. y la tensión máxima es 25 000 psi, calcular la longitud crítica de una grieta superficial. Suponga que Y es independiente de la longitud de la grieta y tiene un valor de 2,25, y que m y A tienen valores de 3,5 y $1,3 \times 10^{-23}$, respectivamente, en el caso de que $\Delta\sigma$ y a se escriban en unidades de psi y pulgadas, respectivamente.
- 8.43 Indique cuatro medidas que podrían tomarse para aumentar la resistencia a la fatiga de una aleación metálica.
- 8.44 Indique las temperaturas aproximadas a las cuales la deformación por fluencia en caliente debe considerarse en el caso de los metales siguientes: níquel, cobre, hierro, tungsteno, plomo, aluminio.
- 8.45 En una misma gráfica de deformación-tiempo, dibuje esquemáticamente las curvas de fluencia para una tensión constante y también para carga constante, y explique las diferencias.
- 8.46 Los siguientes resultados fueron obtenidos en una aleación de aluminio a 480°C y a una tensión constante de 2,75 MPa. Represente gráficamente los resultados en términos de deformación frente al tiempo y determine la velocidad de fluencia estacionaria, es decir, la velocidad mínima de fluencia.
Nota: Las deformaciones inicial e instantánea no están incluidas.

| Tiempo (min) | Deformación | Tiempo (min) | Deformación |
|--------------|-------------|--------------|-------------|
| 0 | 0,00 | 18 | 0,82 |
| 2 | 0,22 | 20 | 0,88 |
| 4 | 0,34 | 22 | 0,95 |
| 6 | 0,41 | 24 | 1,03 |
| 8 | 0,48 | 26 | 1,12 |
| 10 | 0,55 | 28 | 1,22 |
| 12 | 0,62 | 30 | 1,36 |
| 14 | 0,68 | 32 | 1,53 |
| 16 | 0,75 | 34 | 1,77 |

- 8.47 Una probeta de 1015 mm (40 pulg.) de longitud de una aleación de níquel con bajo contenido en carbono (Figura 8.35) es sometida a una tracción de 70 MPa (10000 psi) a 427°C (800°F). Determinar su alargamiento después de 10 000 h. Supongamos que la suma del alargamiento instantáneo y de la fluencia primaria es 1,3 mm (0,05 pulg.).

- 8.48** Para una probeta cilíndrica de níquel con bajo contenido en carbono (Figura 8.35) originalmente de diámetro igual a 19,05 mm y de 635 mm de longitud, ¿qué carga de tracción es necesaria para producir un alargamiento total de 6,4 mm después de 5000 horas a 538°C? Suponga que la suma de la deformación instantánea y el alargamiento durante la etapa primaria de fluencia es 1,8 mm.
- 8.49** Si un componente elaborado con una aleación de níquel con bajo contenido en carbono (Fig. 8.34) es sometido a una tensión de 31 MPa a 649°C, estimar el tiempo a la rotura.
- 8.50** Un componente cilíndrico elaborado con una aleación de níquel con bajo contenido en carbono (Figura 8.34) tiene un diámetro de 19,1 mm. Determinar la carga máxima que puede aplicarse para que sobreviva durante 10000 horas a 538°C.
- 8.51** A partir de la Ecuación 8.23, si el logaritmo de $\dot{\epsilon}_f$ se representa en términos del logaritmo de σ , entonces debe obtenerse una línea recta cuya pendiente es el exponente de la tensión n . Utilizando la Figura 8.35, determinar el valor de n para la aleación de níquel de bajo contenido en carbono a cada una de las tres temperaturas.
- 8.52** (a) Estimar la energía de activación para la fluencia (es decir, Q_c en la Ecuación 8.24) para la aleación de níquel con bajo contenido en carbono que tiene el comportamiento a la fluencia estacionaria mostrado en la Figura 8.35. Utilice los resultados para una tensión de 55 MPa y temperaturas de 427°C y 538°C. (b) Estimar $\dot{\epsilon}_f$ a 649°C (922 K).
- 8.53** A continuación se dan resultados de fluencia estacionaria que fueron obtenidos a 200°C para una determinada aleación:

| $\dot{\epsilon}_f (h^{-1})$ | $\sigma [MPa(psi)]$ |
|-----------------------------|---------------------|
| $2,5 \times 10^{-3}$ | 55 (8000) |
| $2,4 \times 10^{-2}$ | 69 (10000) |

Si se sabe que la energía de activación para la fluencia es igual a 140000 J/mol, calcular la velocidad de fluencia estacionaria a una temperatura de 250°C y una tensión de 48 MPa.

- 8.54** A continuación se dan resultados de fluencia estacionaria que fueron obtenidos a una tensión de 140 MPa en una aleación férrea:

| $\dot{\epsilon}_f (h^{-1})$ | $T (K)$ |
|-----------------------------|---------|
| $6,6 \times 10^{-4}$ | 1090 |
| $8,8 \times 10^{-2}$ | 1200 |

Si se sabe que el valor del exponente de la tensión n es 8,5 para esta aleación, calcular la velocidad de fluencia estacionaria a 1300 K y a una tensión de 83 MPa.

- 8.55** Un componente fabricado con la aleación S-590 de base hierro (Figura 8.36) debe tener una vida a fluencia de por lo menos 20 días a 650°C. Calcular la tensión máxima que se puede permitir.
- 8.56** Consideremos un componente de S-590 (Figura 8.36) que es sometido a una tensión de 55 MPa. ¿A qué temperatura el tiempo a la rotura será de 200 h?
- 8.57** Un acero inoxidable 18-8 con Mo (Figura 8.39) debe tener un tiempo a la rotura de por lo menos 5 años a 500°C. Calcular la tensión máxima que se puede permitir.

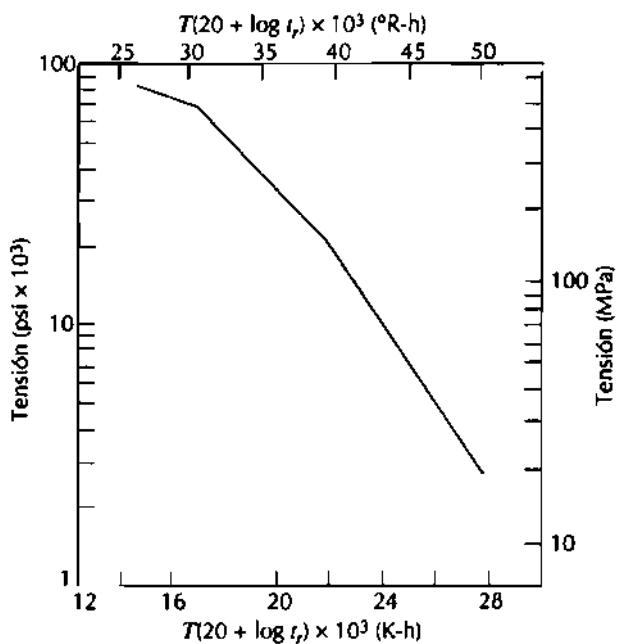


Figura 8.39 Logaritmo de la tensión frente al parámetro de Larson-Miller para un acero inoxidable 18-8 con Mo. (F. R. Larson y J. Miller, *Trans. ASME*, 74, 765 (1952). Reproducido con permiso de ASME.)

- 8.58 Consideremos una pieza de acero inoxidable 18-8 con Mo (Figura 8.39) que es sometida a una tensión de 34,5 MPa. ¿A qué temperatura la vida a fluencia será de 10 años? ¿Y cuál para una vida de 20 años?
- 8.59 Indique tres técnicas metalúrgicas de procesado empleadas para aumentar la resistencia a la fluencia de las aleaciones metálicas.

9

DIAGRAMA DE FASES



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