

Universidad Nacional de Ingeniería
Programa Académico de Ingeniería Geológica
Minera y Metalúrgica



Departamento de Ingeniería Metalúrgica

TESIS PARA OPTAR EL TITULO DE

Ingeniero Metalurgista

**«FRACTURAS Y FRACTOGRAFIA DE
COMPONENTES MECANICOS»**

ELABORADO POR

Edgardo Juan Tabuchi Matsumoto

Promoción 74 - II

Lima - Perú

- 1978 -

DEDICATORIA

A mis padres por su sacrificio y abnegación para hacer de mi un profesional.

A mis hermanos por permanente aliento.

AGRADECIMIENTO

A todas aquellas personas que con su ayuda han hecho posible esta tesis.

INDICE

	Página
I.- FRACTURA.....	1
1.1 Introducción.....	1
1.2 Tipos de fracturas en metales.....	1
II.- FUERZAS TEORICAS DE COHESION EN LOS METALES.....	5
III.- FRACTURAS FRAGILES.....	10
3.1 Introducción.....	10
3.2 Teoría de Griffith.....	12
3.3 Teoría de dislocación de fracturas frágiles.....	16
IV.- FRACTURAS MECANICAS.....	22
V.- FRACTURA DE MONOCRISTALES.....	25
VI.- PROPAGACION DE GRIETAS.....	28
VII.- FRACTURAS DUCTILES.....	30
VIII.- EFECTO DE ENTALLA.....	35
IX.- CONCEPTO DE CURVA DE FRACTURA.....	38
X.- FRACTURAS BAJO FUERZAS COMBINADAS.....	41
XI.- EFECTO DE ALTAS PRESIONES HIDROSTATICAS SOBRE LAS FRACTURAS.....	43
XII.- ASPECTOS ESTADISTICOS DE FRACTURAS FRAGILES.....	46

	Página
XIII.- PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA.....	52
XIV.- PROCEDIMIENTOS DE ANALISIS DE FALLAS.....	55
14.1 Introducción.....	55
14.2 Tensión y resistencia.....	57
14.3 Tipos de carga.....	58
14.4 Fracturas por fatiga.....	60
14.5 Efecto de promotores de tensión....	61
14.5.1 Promotores de tensión.....	61
14.5.2 Reductores de resistencia.	65
14.6 Fracturas por curvado y por torsión	66
14.6.1 Fracturas por curvado.....	66
14.6.2 Fracturas por torsión.....	68
14.7 Efecto de tensiones residuales...	71
14.8 Otras variables.....	72
XV.- CLASIFICACION DE FALLAS EN COMPONENTES MECANICOS.....	75
15.1 Fallas debidas a errores de procesamiento.....	75
15.2 Fallas debidas a errores de diseño o mala aplicación de materiales...	76
15.3 Fallas debidas a deterioro durante las condiciones de servicio.....	77
XVI.- FRACTOGRAFIA.....	79
16.1 Introducción.....	79
16.2 Fractografía macroscópica.....	79
16.3 Fractografía microscópica.....	90
16.4 Fractografía electrónica.....	93
XVII.- ORGANIGRAMA DE UN GABINETE DE ANALISIS DE FALLA PARA EL LABORATORIO DE MATALURGIA FISICA.....	101
BIBLIOGRAFIA.....	106

CAPITULO I

FRACTURA

1.1 INTRODUCCION

Es la separación o fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes por acción de fuerzas.

El proceso de fractura puede ser considerado, de ser hecho, de dos o más componentes, la iniciación y la propagación de la grieta.

La experiencia a menudo nos demuestra que la mayoría de los materiales en servicio fallan por causas de otros procesos como corrosión, excesivo uso o excesiva deformación plástica.

El conocimiento de los fenómenos asociados con las fracturas pueden sugerir formas de minimizar la probabilidad de cada fractura.

1.2 TIPOS DE FRACTURA EN METALES

Los metales pueden exhibir diferentes tipos de fractura, dependiendo de la temperatura del material, estado de fuerzas, y relaciones de carga. Las fracturas pueden ser clasificadas en dos categorías generales: fracturas dúctiles y fracturas frágiles. También se pueden describir con respecto a diferentes caracterís -

ticas de la fractura como se detalla en el siguiente cuadro:

CONDUCTA DESCRITA	TERMINOS USADOS	
Modo cristalográfico	Corte	Clivaje
Apariencia de la fractura	Fibroso	Granular
Deformación de la fractura	Dúctil	Frágil

La ductilidad y fragilidad son términos cualitativos que tienen una variedad de significados dependiendo del tipo y la escala de observación. La tabla siguiente ilustra el significado de cada uno de los tres niveles de observación:

APARIENCIA	FRAGIL	DUCTIL
Grosera	Sin deformación plástica	Plasticidad grosera gran deformación en la fractura
Macroscópica	Plana	Corte (bordes cortantes)
Fractográfica	Clivaje	Hoyos

En forma esquemática en la figura 1.1 se puede observar algunos tipos de fracturas por tensión que pueden ocurrir en los metales. Así una fractura frágil se caracteriza por la separación normal a las fuerzas de tensión (fig. 1.1), exteriormente no evidencia deformación, sin embargo por análisis con difracción por Rayos X es posible detectar una capa delgada de metal deformado en la superficie de la fractura. Fracturas frágiles han sido observadas en metales (')HCP y (")BCC, pero no

(') Hexagonal Compacto
(") Cúbico centrado en el cuerpo

en metales FCC a menos que hayan factores que contribuyan a la fragilización en los bordes de grano.

Las fracturas dúctiles pueden tomar varias formas. Los monocristales de metales HCP pueden deslizarse en sucesivos planos basales hasta que finalmente el cristal se separa por corte (fig. 1.1-b). Los especímenes cristalinicos de metales muy dúctiles, como oro o plomo, pueden ser altamente deformados a un punto antes de la rotura (fig. 1.1-c). En las fracturas por tensión de metales moderadamente dúctiles la deformación plástica produce una región estrangulada (fig. 1.1-d). Las fracturas se inician en el centro de la muestra y luego se extienden por corte a lo largo de las líneas punteadas como la figura 1.1-d, dando como resultado la familiar fractura de copa y cono.

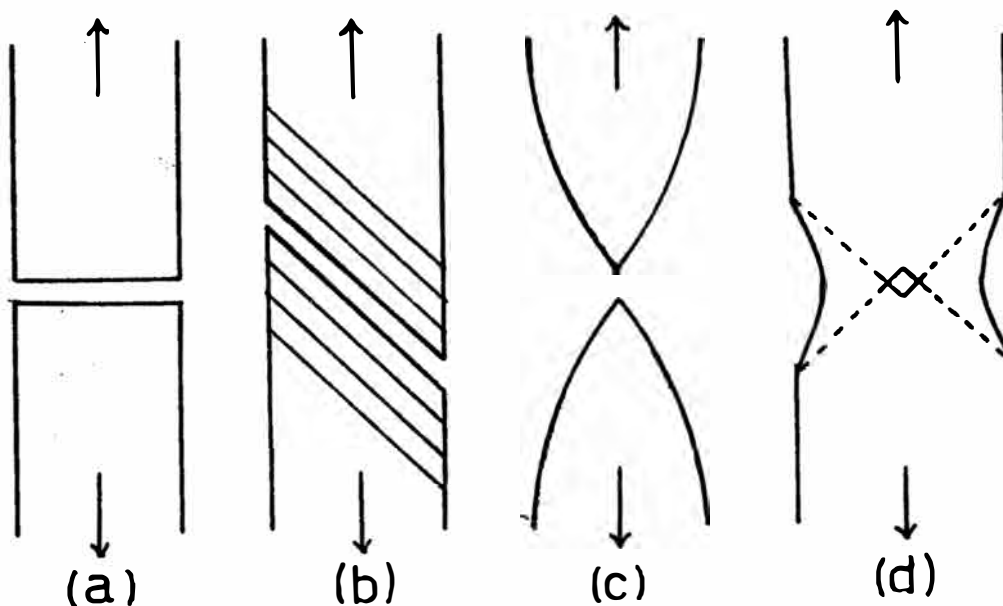


Fig. 1.1 Tipos de fracturas observadas en metales sujetos a tensión uniaxial (a) Fractura frágil, en mono y policristales; (b) fractura cortante en monocristales; (c) fracturas completamente dúctiles en policristales; (d) fractura dúctil en policristales.

Una fractura por corte ocurre como resultado de ex tensos deslizamientos sobre planos activos de desliza - miento, este tipo de fractura ocurre como resultado de tensiones cortantes. El modo de clivaje de una fractu - ra es controlado por fuerzas de tensión que actúan nor - malmente a planos cristalográficos de clivaje. La su - perficie de la fractura por corte aparece a baja magni - ficación, como gris y fibrosa, mientras que una fractu - ra por clivaje aparece brillante o granular, debido a la reflexión de la luz de las superficies planas de cli - vaje.

La superficie de una fractura frecuentemente con - siste de una mezcla de fractura granular y fibrosa; sien - do costumbre basar los reportes en base a porcentaje de superficie de una de estas categorías.

Basado en examinación metalográfica, de fracturas de muestras policristalinas estas pueden ser clasifica - das en: "transgranular", cuando la falla se propaga a través de los granos, o "intergranular", cuando la fisu - ra se propaga a lo largo de los bordes de grano.

CAPITULO II

FUERZAS TEORICAS DE COHESION EN LOS METALES

Siendo las fracturas la rotura de los enlaces entre átomos, en una fractura frágil ideal, toda la energía es absorbida en la creación de nuevas superficies, esto es, que no hay absorción de energía en deformación plástica.

La figura 2.1, muestra la variación de las fuerzas de cohesión entre dos átomos en función de la separación entre estos. La curva es el resultado de las fuerzas de atracción y repulsión. El espaciamiento de los átomos en la condición de no deformación es indicado por a_0 .

Si el cristal es sometido a cargas de tensión, la separación entre átomos incrementará. Las fuerzas repulsivas decrecen más rápidamente que las atractivas con el incremento de la separación tal que una fuerza neta entre átomos balancea la carga de tracción.

El punto máximo de la curva, donde las fuerzas repulsivas se hacen mínimas y las fuerzas atractivas decrecen debido al incremento de separación de átomos, es igual a la fuerza teórica de cohesión del material.

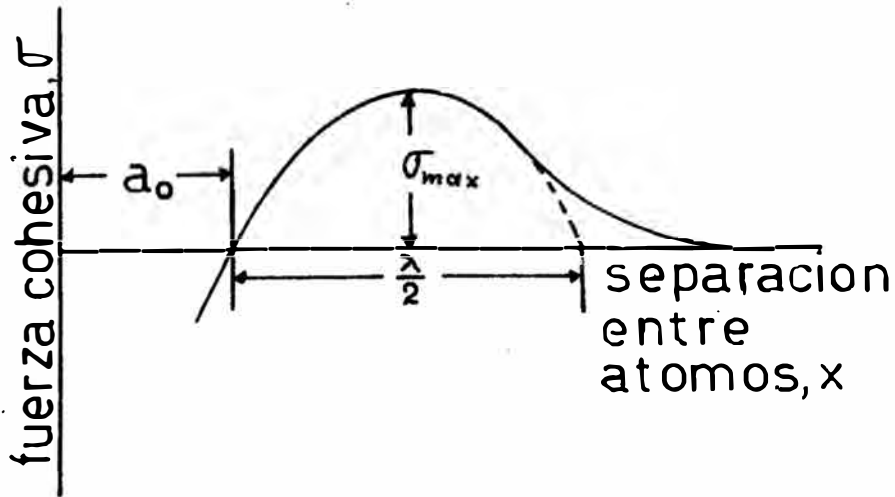


Fig. 2.1 Fuerzas cohesivas como una función de la separación entre átomos.

Si se asume la curva como sinusoidal, se puede obtener una aproximación de la fuerza cohesiva teórica:

$$\sigma = \sigma_{max} \text{ Sen } \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (1)$$

donde:

σ_{max} = fuerza cohesiva teórica

$x = a - a_0$, desplazamiento en un espaciado atómico, en una red con longitud de onda λ .

Para pequeños desplazamientos: $\text{Sen } x \approx x$

$$\sigma = \sigma_{max} \cdot \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (2)$$

Si restringimos la consideración a un sólido elástico frágil, de la ley de Hooke podemos obtener:

$$\sigma = E e = \frac{E x}{a_0} \quad (3)$$

donde:

E = módulo de Young

e = deformación unitaria convencional

Eliminando X de la ecuación (1); tenemos:

$$\sigma_{\max} = \frac{\lambda}{2\pi} \cdot \frac{E}{a_0} \quad (4)$$

Cuando la fractura ocurre en un sólido frágil toda la energía se gasta en producir la fractura que va a crear dos nuevas superficies. Cada superficie tiene una Energía Superficial γ_s (ergios/centímetro cuadrado). El trabajo realizado por unidad de área de superficie en crear la fractura será el área bajo la curva tensión-desplazamiento:

$$U_0 = \int_0^{\lambda/2} \sigma_{\max} \text{Sen} \frac{2\pi x}{\lambda} dx = \frac{\lambda}{\pi} \sigma_{\max} \quad (5)$$

Pero esta energía es igual a la necesaria para crear dos nuevas superficies:

$$U_0 = 2 \gamma_s = \frac{\lambda}{\pi} \sigma_{\max}$$

$$\lambda = \frac{2\pi \gamma_s}{\sigma_{\max}} \quad (6)$$

Sustituyendo (6) en (4):

$$\sigma_{\max} = \left(\frac{E \gamma_s}{a_0} \right)^{1/2} \quad (7)$$

Por observación de estos parámetros y cálculos realizados con aceros de alta resistencia el alcanzar valores de rotura de 300,000 lb/pulgada cuadrada es excepcional, los materiales de ingeniería alcanzan tensiones de rotura de 10 a 1000 veces menor que los valores teóricos calculados. Solamente las barbas metálicas libres

de defectos (Whiskers) y fibras muy finas de silica, se aproximan a los valores teóricos. Esto nos guía a conclusiones que, fisuras o grietas son los responsables de estos valores bajos a los ideales, con respecto a los materiales de ingeniería.

Utilizando valores convenientes se puede decir que el valor de σ_{max} es aproximadamente igual a $0.1 E$

$$\sigma_{max} \cong 0.1 E$$

El efecto de la presencia de fisuras puede ser demostrado observando la figura 2.2, donde se muestra una delgada fisura elíptica en una lámina infinitamente ancha. La fisura tiene una longitud $2c$ y un radio de curvatura en los extremos igual a ρ_t

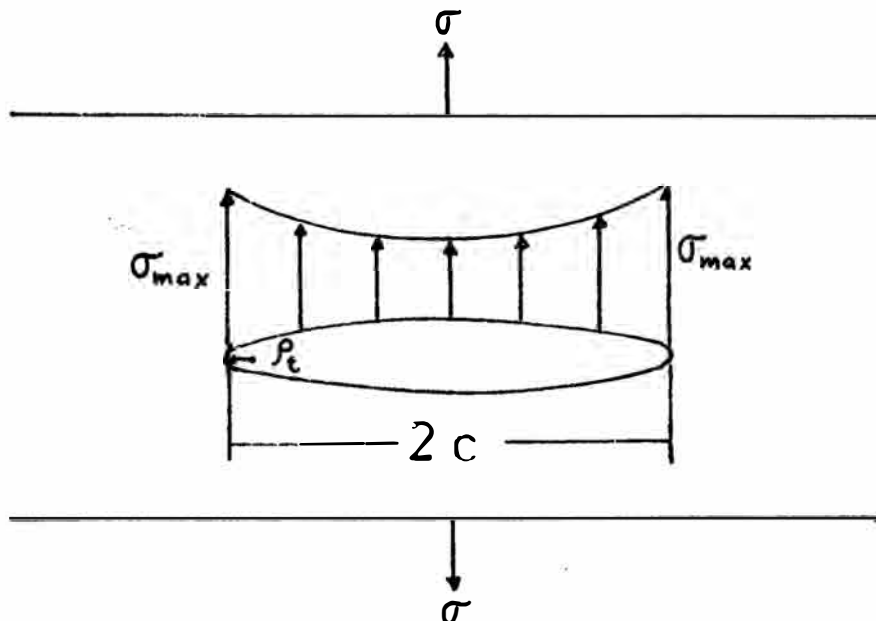


Fig. 2.2 Modelo elíptico de grieta

El esfuerzo máximo en el extremo de la fisura es dado por :

$$\sigma_{max} = \sigma \left[1 + 2 \left(\frac{c}{\rho_t} \right)^{1/2} \right] \cong 2 \sigma \left(\frac{c}{\rho_t} \right)^{1/2} \quad (8)$$

Esta aproximación asume que la tensión teórica de cohesión σ_{max} puede ser alcanzado localmente en el extremo de una fisura, mientras que la tensión de tracción promedio σ tiene un valor mucho más bajo. De allí, que de la ecuación (7) y de la (8), podemos obtener el valor de σ , el cual es denominado "Tensión nominal de fractura" σ_f de un material que contiene fisuras:

$$\sigma = \sigma_f \cong \left(\frac{E \gamma_s \rho_t}{4 a_0 C} \right)^{1/2} \quad (9)$$

La fisura más aguda posible podría ser una donde $\rho_t \approx a_0$, tal que:

$$\sigma_f \cong \left(\frac{E \gamma_s}{4 C} \right)^{1/2} \quad (10)$$

CAPITULO III
FRACTURAS FRAGILES

3.1 INTRODUCCION

Una fractura frágil o semifrágil envuelve una pequeña deformación inelástica primaria; ocurriendo la falla en forma abrupta sin reducción localizada de área. Los materiales policristalinos, pueden fracturar frágilmente, a lo largo de los bordes de grano (intergranularmente) o a través de los granos (transgranularmente). La fractura transgranular usualmente ocurre por clivaje, lo cual, es la separación a lo largo de ciertos planos cristalográficos que tienen índices de Miller bajos, como el caso del hierro de cuerpo centrado en los planos $\{100\}$ y (0001) en el zinc. Ciertas aleaciones de titanio y aceros de alta resistencia exhiben un tipo de fractura frágil denominada "cuasi-clivaje", que no es cristalográfica, pero similar en apariencia a la fractura por clivaje.

Formas típicas de superficies de fractura frágil se ilustran en la figura 3.1

En la figura 3.1-a, el origen de la fractura de un vidrio es generalmente un defecto de superficie, la falla se expande gradualmente del área especular y luego más rápidamente. Las marcas más allá del área espe-

cular que van hacia atrás con dirección al origen de la fractura son útiles en el análisis de fracturas. Estas marcas son las llamadas "líneas de desgarradura", y son levantadas debido a que el frente de la falla se propaga en niveles ligeramente diferentes. De la apariencia de concha marina de las líneas de desgarramiento en vidrios o polímeros frágiles, proviene el nombre de "fractura concoidal".

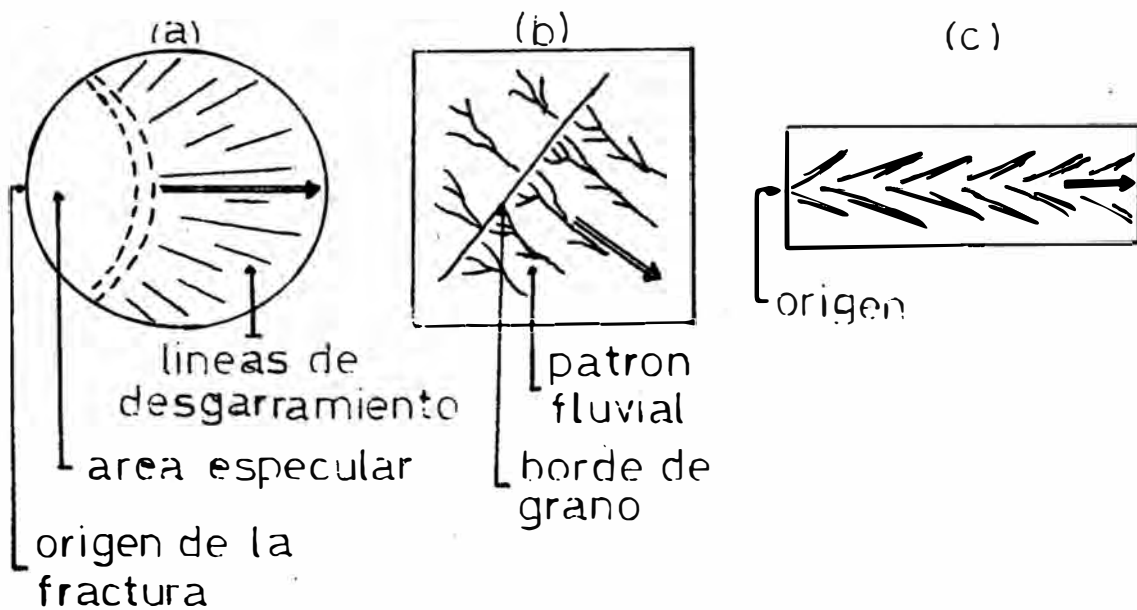


Fig. 3.1 Superficie de fractura en materiales frágiles: (a) Apariencia de la fractura de superficies de vidrio, (b) líneas de desgarramiento en fracturas por clivaje en aceros, (c) patrón de Chevron en la superficie de planchas de acero.

Las líneas de desgarradura también se presentan como facetas brillantes de clivaje en metales frágiles (fig. 3.1-b) y a menudo se juntan para formar un "patrón fluvial". Como el frente de la falla cruza un borde de grano, se inician numerosas líneas de desgarramiento debido al cambio de orientación cristalográfica.

Líneas de desgarramiento macroscópicas, también se pueden presentar en planchas de aceros que se fracturan frágilmente (fig. 3.1-c). Las líneas a menudo presentan un "patrón de Chevron", en formas de "V" con el ápex apuntando al origen de la falla.

La fractura de materiales frágiles que ocurren bajo cargas de compresión, la separación toma lugar por un proceso de cizallamiento o corte, a lo largo de planos de deslizamiento, planos de alta densidad de átomos, el hierro fundido es un ejemplo de material que exhibe este tipo de falla.

3.2 TEORIA DE GRIFFITH

La teoría de Griffith, es la primera explicación a la discrepancia entre la fuerza de fractura observada en los cristales y las fuerzas teóricas de cohesión. Aunque la teoría de Griffith es originalmente sólo aplicable a materiales perfectamente frágiles como el vidrio, y no puede ser aplicado directamente a los metales, nos da una idea acerca de la fractura en los metales.

Griffith propone que un material frágil, está poblado de finas fisuras, que producen una concentración de esfuerzos de tal magnitud que se alcanza el valor de las fuerzas teóricas de cohesión en regiones localizadas a una tensión nominal debajo de la teórica. Cuando una falla o fisura se propaga en una fractura frágil pro

duce un incremento en el área de la superficie del lado de la fisura. Esto requiere vencer las fuerzas de cohesión de los átomos o sea requiere un incremento de energía superficial. El foco de incremento de energía superficial es la energía de deformación elástica la cual es liberada como propagación de la falla. Lo cual Griffith establece el siguiente criterio: "Una fisura se propagará cuando el decrecimiento en energía elástica de deformación es menor o igual a la energía requerida para crear una nueva superficie de falla".

Considerando el modelo de fisura mostrado en la figura 3.2; el espesor de la plancha es omitido, tal que el problema pueda ser tratado como uno del tipo de fuerzas en el plano. La fisura se asume de forma elíptica en su sección transversal.

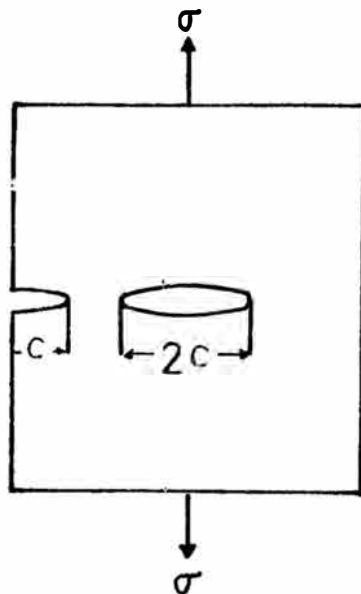


Fig. 3.2 Modelo de Grieta de Griffith

Para la fisura interna, su longitud es $2C$, mientras para la fisura en el filo es de C . El efecto de ambos tipos es el mismo.

El decremento en energía de deformación resulta la formación de una falla, la cual la energía elástica de deformación por unidad de espesor de la plancha es igual a:

$$U_E = - \frac{\pi c^2 \sigma^2}{E} \quad (1)$$

donde: σ = tensión de tracción normal a la fisura de longitud $2c$. El signo negativo es usado por ser energía liberada

E = Módulo de Young.

La energía superficial debida a la presencia de la falla es:

$$U_s = 4 c \gamma_s \quad (2)$$

El cambio total de energía superficial resultante de crear la fisura es:

$$\Delta U = U_s + U_E \quad (3)$$

De acuerdo al criterio de Griffith, la falla se propagará bajo una tensión σ constante si el incremento de la longitud de la falla no produce cambios en la energía total del sistema; el incremento de energía superficial es compensado por decremento en la energía de deformación

$$\begin{aligned} \frac{d \Delta U}{dc} = 0 &= \frac{d}{dc} \left(4 c \gamma_s - \frac{\pi c^2 \sigma^2}{E} \right) \\ 4 \gamma_s - \frac{2 \pi c \sigma^2}{E} &= 0 \\ \sigma &= \left(\frac{2 E \gamma_s}{\pi c} \right)^{1/2} \end{aligned} \quad (4)$$

La ecuación (4) nos da la tensión requerida para propagar una fisura en función de la microfractura.

Para una lámina delgada comparada con la longitud de la fractura (plano de deformación) la ecuación de Griffith es dada por:

$$\sigma = \left[\frac{2 E \gamma_s}{(1 - \nu)^2 \pi C} \right]^{1/2} \quad \nu = \text{coeficiente de Poisson}$$

En el caso del análisis tridimensional, donde la fractura es esferoidal obloide plano da sólo una modificación en la constante de la ecuación de Griffith, lo cual la simplificación al caso bidimensional no introduce sino un error mínimo.

Observando la ecuación de esfuerzo de fractura derivado de una concentración de esfuerzos y la ecuación de Griffith se puede escribir.

$$\sigma_f = \left(\frac{2 E \gamma_s}{\pi C} \frac{\pi \rho_t}{8 a_0} \right)^{1/2} \quad \text{o} \quad \sigma_f = \left(\frac{2 E \gamma_s}{\pi C} \frac{\rho_t}{3 a_0} \right)^{1/2}$$

Si $\rho_t = 3 a_0$ esta ecuación se reduce a la ecuación de Griffith, donde $\rho_t = 3 a_0$ es el menor radio efectivo de una falla elástica. Si $\rho_t < 3 a_0$ la tensión para producir una fractura frágil es dado por la ecuación (4), pero cuando $\rho_t > 3 a_0$ la tensión de fractura es dado por la ecuación de "tensión nominal de fractura", (ecuación (9) de

las fuerzas teóricas de cohesión de los metales).

La ecuación de Griffith muestra una gran dependencia entre la carga de fractura con la longitud de la fisura, satisfaciendo las predicciones de cargas de fractura en materiales completamente frágiles como los vidrios.

TEORIAS DE DISLOCACION DE FRACTURAS FRAGILES

Un proceso de fractura frágil consiste de tres etapas:

1.- Deformación plástica la cual envuelve un apilamiento de dislocaciones a lo largo de sus planos de deslizamiento cerca de un obstáculo.

2.- El reforzamiento de tensiones de corte en la cima del apilamiento para nuclear una microfisura.

3.- En algunos casos la energía elástica de deformación almacenada guía la microfisura a una completa fractura sin mayor movimiento de dislocaciones en el apilamiento. Más típicamente en los metales, una fase de crecimiento distintivo es observado, en el cual un incremento de tensión es requerido para propagar la microfisura o microfisura.

C. Zener dió los primeros avances en la idea que de las altas tensiones producidas en la cabeza o cima del apilamiento de dislocaciones podría producir una

fractura. El modelo se muestra en la figura 3.3

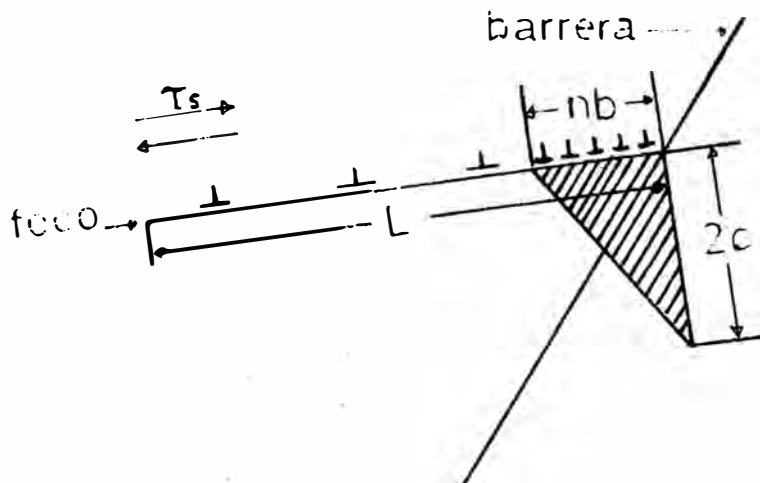


Fig. 3.3 Modelo de formación de microfisuras en un apilamiento de fracturas de borde.

Las tensiones de corte actúan sobre el plano de deslizamiento forzando a juntarse las dislocaciones. A un valor crítico de tensión las dislocaciones en la cabeza del apilamiento son pujadas a juntarse más que tal que se unen dentro de una fisura de cuña, de altura nb y una longitud $2c$. N. Stroh demuestra que la concentración de esfuerzos suministrada a la cabeza del apilamiento, no es liberado por deformación plástica, luego el esfuerzo de tensión es dado por:

$$(\tau_s - \tau_i) \left(\frac{L}{r} \right)^{1/2} = \left(\frac{E \gamma_s}{d_0} \right)^{1/2} \quad (1)$$

y la nucleación de microfisuras ocurre cuando:

$$\tau_s = \tau_i + \left(\frac{E r \gamma_s}{L d_0} \right)^{1/2} \quad (2)$$

donde:

τ_s = esfuerzo cortante en el plano de deslizamiento

τ_i = esfuerzo cortante de fricción en el plano de deslizamiento

L = longitud de la banda de deslizamiento bloqueada

r = distancia del borde de apilamiento hasta el punto donde se forma la grieta

Si hacemos $r = 0$ y $E \approx 2G$

$$\tau_s = \tau_i + \left(\frac{2G\gamma_s}{L} \right)^{1/2} \quad (3)$$

donde:

G = módulo de elasticidad en corte (módulo de rigidez)

El número de dislocaciones en el plano de deslizamiento se puede expresar como:

$$nb \cong L \frac{\tau_s - \tau_i}{G} \quad (4)$$

de (2) y (3) obtenemos:

$$(\tau_s - \tau_i)nb \cong 2\gamma_s \quad (5)$$

Es evidente que en la mayoría de los materiales la mayor dificultad en la propagación de microfisuras es debido a barreras como los bordes de grano. De allí, que el tamaño de grano tiene una gran influencia en el comportamiento de fracturas frágiles. Se determinó que las fracturas frágiles en hierro y aceros tienen gran dependencia con el tamaño de grano y se puede expresar:

$$\sigma_f = \sigma_i + K_f D^{-1/2} \quad (6)$$

expresando la ecuación (5) en término de la tensión normal

$$\sigma_{nb} \cong 4 \gamma_s \quad (7)$$

adoptando un modelo en el cual el campo de las dislocaciones es en el centro de un grano de diámetro D , tal que $L=D/2$, de la ecuación (4) en (7)

$$\sigma (\tau_s - \tau_i) D = 8 G \gamma_s \quad (8)$$

Pero la experiencia nos muestra que la microfisura se forma cuando la tensión de corte es igual al límite de fluencia tal que:

$$\tau_s - \tau_i = \tau_o - \tau_i = 2 K' D^{1/2}$$

y

$$\sigma_f = \frac{4 G \gamma_s}{K' D^{1/2}} \quad (9)$$

esta ecuación representa la tensión requerida para propagar una microfisura de longitud D en una fractura frágil. Esta misma ecuación reformulada es:

$$(\tau_i D^{1/2} + K') K' = G \gamma_s \beta \quad (10)$$

donde:

- τ_i = resistencia de la red al movimiento de las dislocaciones
- K' = un parámetro relacionado a la liberación de dislocaciones de un apilamiento
- γ_s = energía superficial efectiva, incluyendo la energía de deformación plástica.
- β = un término que expresa una relación de esfuerzos cortantes a esfuerzo normal; donde
 - = 1 para torsión,
 - = 1/2 para tensión,
 - = 1/3 para entalladura.

La ecuación (10) expresa las condiciones que limitan la formación de una grieta propagable de un apilamiento de un flujo de dislocaciones. Si el término de la izquierda de la ecuación es menor que el de la derecha, la microfisura puede formarse pero no propagarse. Si fuera mucho mayor que el derecho se puede producir la propagación de una fractura frágil con un esfuerzo constante igual al esfuerzo de fluencia. Así esta ecuación describe la transición dúctil-frágil.

El parámetro k' determina el número de dislocaciones que son liberadas dentro del apilamiento cuando el campo no es bloqueado. Materiales de altos valores de k' (Ej: Fe y Mo) son más propensos a fracturas frágiles que los de valores bajos (Ej: Co y Ta).

El tamaño de grano puede ser interpretado como la longitud del plano de deslizamiento.

Un alto valor de τ_i resistencia friccional guía a fracturas frágiles, debido a que altos esfuerzos deben ser alcanzados antes de que ocurra la fluencia.

Respecto al acero, muchos componentes afectan la transición dúctil-frágil debido a cambios en D , k' o τ_i . Por ejemplo el manganeso disminuye el tamaño de grano y reduce el valor de k' mientras el silicio produce granos grandes e incrementa τ_i .

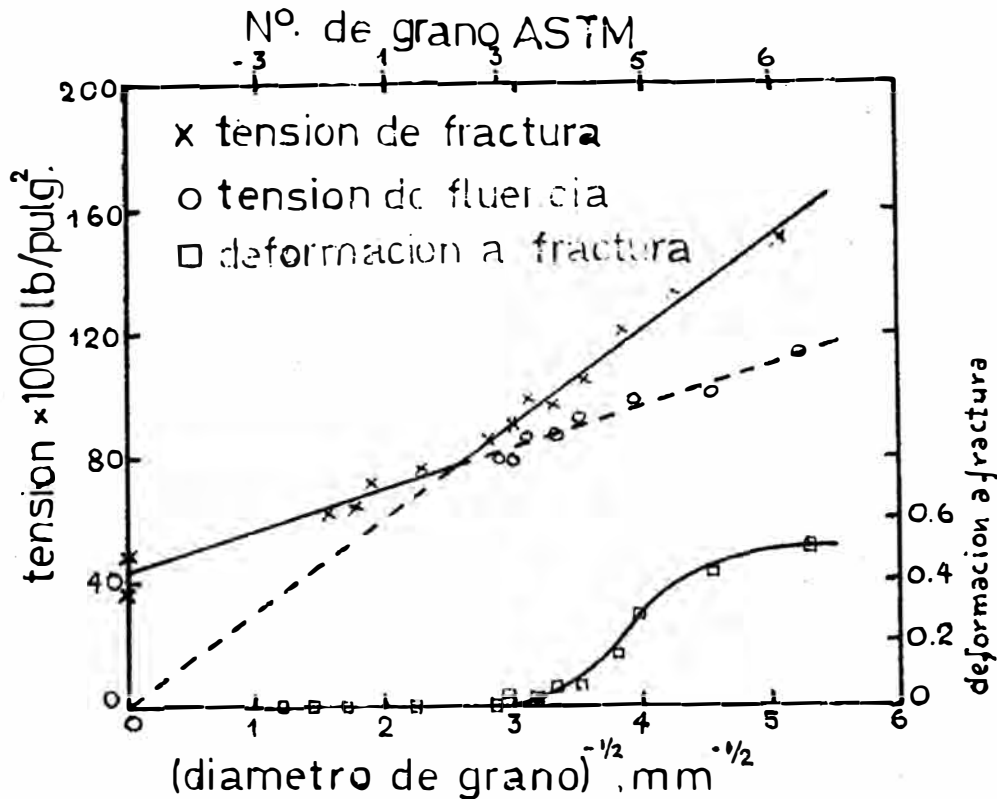


Fig. 3.4 Efecto del tamaño de grano en la tensión de fractura y fluencia, para un acero de bajo carbono,

En cuanto a los parámetros metalúrgicos cambian con la temperatura, de ello actuaría una "temperatura de transición" en la cual la fractura podría cambiar de dúctil a frágil. Un fenómeno, el cual es importante es el "retardo de fluencia", en el cual un retardo de tiempo ocurre antes de la deformación plástica. Un rápido movimiento de fisuras puede causar un desparrame en el metal antes que el deslizamiento ocurra. Los tiempos de retardo pueden ser de 1 a 10^{-6} seg, decreciendo con el incremento del esfuerzo e incrementar con el decremento de la temperatura.

CAPITULO IV
FRACTURAS MECANICAS

La ecuación de Griffith para esfuerzos de fractura frágil no es aplicable a los metales debido a que estos fallan de manera frágil después de haber sufrido algo de deformación plástica. Lo cual E. Orowan sugirió la inclusión del término δ_p que exprese el trabajo plástico para extender la pared de la fisura.

$$\sigma_f = \left[\frac{2 E (\delta_s + \delta_p)}{\pi c} \right]^{1/2} \cong \left(\frac{E \delta_p}{c} \right)^{1/2} \quad (1)$$

donde δ_s se omite ya que δ_p es 10^3 a 10^4 veces mayor

Una similar aproximación la realiza G.R.Irwin basado en el área de la "fractura mecánica" y propone que la fractura ocurre a un valor de esfuerzo de fractura correspondiente a un valor crítico de "fuerza de extensión de grieta γ_c ":

$$\sigma_f = \left(\frac{E \gamma_c}{\pi c} \right)^{1/2} \quad (2)$$

$$\gamma_c = \pi c \frac{\sigma^2}{E}$$

donde: γ_c tiene unidades de lb-pulg/pulg²

γ_c también puede ser considerado como relación de energía liberada por deformación, debido a la pérdida de energía del campo de esfuerzo elástico al proceso i-

nelástico de extensión de fisura.

La figura (4.1) muestra como y_c puede ser medido.

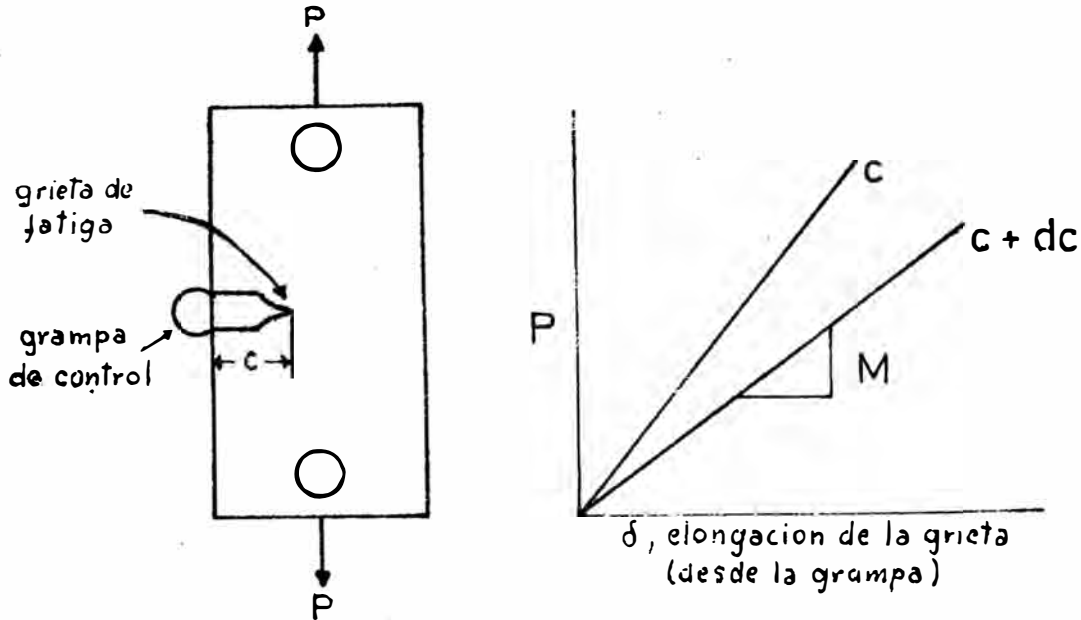


Fig. 4.1 Determinación de la fuerza de extensión de grieta.

Una muestra con entalladura de filo simple es cargada axialmente a través de los pines. El aguzamiento dado en la entalla es producida por introducción de una falla de fatiga en la raíz de la entallada maquinada. El desplazamiento de esta fisura en función de la fuerza axial se mide con una grampa de medida de deformación (grampa de control de deformación) a la entrada de la cizalladura. La curva de carga vs. desplazamiento es determinado por diferentes longitudes de la cizalladura donde $P = M\delta$. La energía de deformación elástica es dada por:

$$U_0 = \frac{1}{2} P \delta = \frac{P^2}{2 M}$$

desde que: $P/M = \delta = \text{cte}$ (caso de grampa fijada)

$$\left(\frac{\partial P}{\partial c}\right) \frac{1}{M} + P \frac{\partial(1/M)}{\partial c} = 0$$

$$\frac{\partial P}{\partial c} = -PM \frac{\partial(1/M)}{\partial c}$$

pero \mathcal{Y}_c es definido como

$$\mathcal{Y}_c = - \frac{\partial U_0}{\partial c} = - \frac{1}{2} \frac{P}{M} \frac{\partial P}{\partial c}$$

$$\mathcal{Y}_c = \frac{1}{2} P^2 \frac{\partial(1/M)}{\partial c}$$

Siendo \mathcal{Y}_c una función de la carga y de la pendiente $(1/M)$ vs curva de longitud de fisura. El valor crítico de \mathcal{Y}_c es evaluado de la curva $P-\delta$ cuando ésta se desvía agudamente de su linealidad.

CAPITULO V

FRACTURA DE MONOCRISTALES

Se considera que la fractura frágil de monocristales está relacionada con la tensión normal resuelta sobre el plano de clivaje o despegue. La ley de Sohncke establece que la fractura se produce cuando la tensión normal resuelta alcanza un valor crítico. Considerando la figura 5.1, para obtener la tensión cizallante resuelta de corte, la componente de la fuerza de tracción que actúa normalmente al plano de clivaje es $P \cos \phi$, siendo ϕ el ángulo formado por el eje de tracción y la normal al plano. El área del plano de clivaje es $A/\cos \phi$ por lo que la tensión normal resuelta para la fractura será:

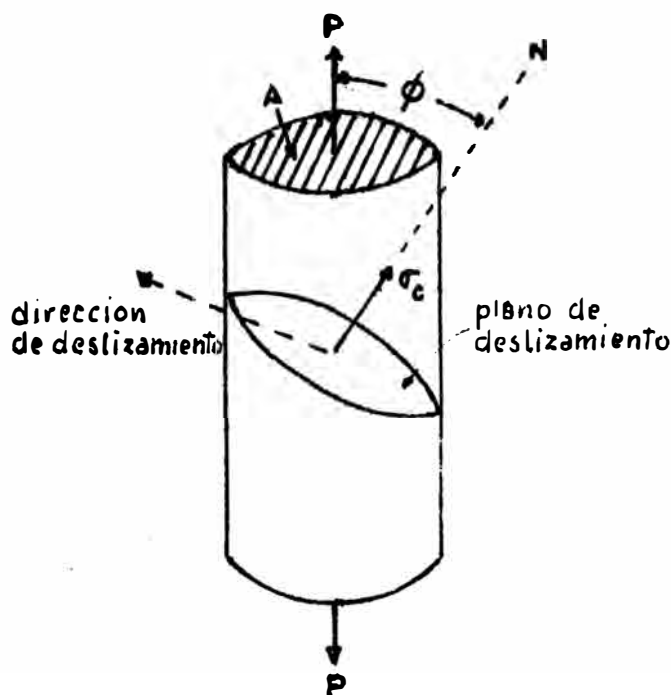
$$\sigma_c = \frac{P \cos \phi}{A/\cos \phi} = \frac{P}{A} \cos^2 \phi \quad (1)$$


Fig. 5.1 Diagrama para calcular la tensión normal resuelta.

La tabla 5.1 nos muestra los planos de clivaje y los valores de la tensión normal crítica de varios metales:

METAL	ESTRUCTURA CRISTALINA	PLANO DE CLIVAJE	TEMPERATURA °C	TENSION NORMAL CRITICA Kg/mm ²
Fierro	BCC	(100)	-100	26
			-185	27.5
Zinc (0.03% Cd)	HCP	(0001)	-185	0.19
Zinc (0.13% Cd)	HCP	(0001)	-185	0.30
Zinc (0.53% Cd)	HCP	(0001)	-185	1.20
Magnesio	HCP	(0001), (10 $\bar{1}$ 1) (10 $\bar{1}$ 2), (10 $\bar{1}$ 0)		
Teluro	Hexagonal	(10 $\bar{1}$ 0)	20	0.43
Bismuto	Romboedral	(111)	20	0.32
Antimonio	Romboedral	(111)	20	0.66

Aunque la ley de Sohncke ha sido aceptada durante 25 años, no está fundamentada sobre una base experimental muy extensa. En ensayos de fractura de monocristales de zinc a -77° y -196°C, se observó que la tensión normal resuelta de clivaje variaba hasta en 10 veces su valor para una diferencia grande en la orientación de los cristales. Esta discrepancia podría deberse a deformación plástica antes de la fractura.

En metales HCP probados bajo condiciones de temperatura ambiente o superior a ella, sólo cizallarán sobre un número restringido de planos basales. Es más frecuente que el deslizamiento ocurra sobre sistemas ajenos al plano basal, y el cristal se estire y estreche, hasta casi un punto, antes de ocurrir la rotura.

El modo más usual de fractura en cristales FCC es la formación de una región estriccionada debido a deslizamiento múltiple, seguido por deslizamientos sobre un juego de planos hasta producirse la rotura. El mejor criterio de tensión para la fractura dúctil de los metales FCC parece ser el de la tensión cizallante resuelta sobre el plano de fractura (que es usualmente el plano de deslizamiento)

El modo de fractura en los cristales de hierro BCC depende de la temperatura, la pureza, el tratamiento térmico y la orientación del cristal. Los cristales situados en la vecindad del vértice 001 del triángulo estereográfico no muestran ductilidad estimable al ensayo de tracción -196°C , mientras que los próximos a las orientaciones $[\bar{1}11]$ y $[011]$ pueden romper, estirándose hasta un filo de navaja al ser ensayados a la misma temperatura. Es interesante que la transición de fractura dúctil a frágil es muy nítida, ocurriendo dentro de un intervalo de variación de orientación de sólo 2° aproximadamente.

CAPITULO VI
PROPAGACION DE GRIETAS

La fractura frágil no se produce a menos que las grietas nucleadas se puedan propagar a través del metal a alta velocidad. N.F. Mott ha realizado el análisis de la velocidad de una grieta en un medio ideal elástico e isótropo. La energía elástica liberada por el movimiento de la grieta es la fuerza impulsora. Esta debe estar equilibrada por la energía superficial de la nueva superficie creada y la energía cinética asociada con el rápido desplazamiento lateral del material a cada lado de la grieta. La velocidad V de la grieta viene dada por:

$$V = B U_0 \left(1 - \frac{C_0}{C} \right) \quad (1)$$

donde

B = constante
 $U_0 = (E/\rho)^{1/2}$ velocidad del sonido en el material
 C_0 = longitud de la grieta de Griffith
 C = longitud real de la grieta.

Cuando el valor de C es grande comparado con C_0 , la ecuación se aproxima al valor límite de $B U_0$. De la evaluación para una condición de tensiones planas, se obtiene:

$$B = 0.38$$
$$V = 0.38 U_0 : 0.38 \left(\frac{E}{\rho} \right)^{1/2}$$

La tabla 6.1 muestra los valores experimentales para la velocidad de la grieta en materiales frágiles:

MATERIAL	VELOCIDAD OBSERVADA pies/seg	v/v_0
Acero	6,000	0,36
Cuarzo fundido	7,200	0.42
Fluoruro de litio	6,500	0.31

Tabla 6.1 Velocidad de Propagación de Fractura Frágil

CAPITULO VII
FRACTURAS DUCTILES

La fractura dúctil ha sido definida un tanto ambigualmente como una fractura que se produce con apreciable deformación plástica total. Otra característica es que se produce a causa del lento desgarramiento del metal debido a un consumo considerable de energía.

La fractura dúctil de un metal en tracción uniaxial es precedida por una reducción local del diámetro llamada "estricción". Los metales muy dúctiles pueden estirarse hasta una línea o punto antes de producirse la separación, a este tipo de falla se llama usualmente "ruptura" o "rotura".

En la figura 7.1, se detalla las etapas del desarrollo de una fractura dúctil de "copa y cono".

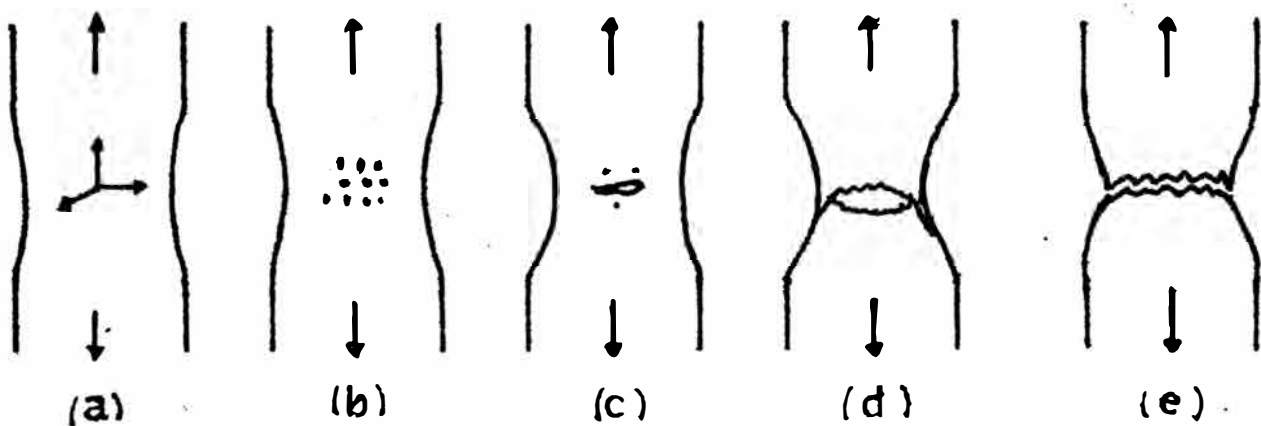


Fig. 7.1 Etapas de formación de fracturas de copa y cono.

La estricción comienza en el punto de inestabilidad plástica, cuando el aumento de la resistencia causa da por el endurecimiento por deformación, cesa de com - pensar la disminución producida en el área de la sección transversal. Esto tiene lugar en el punto de carga máxi ma o a una deformación real igual al coeficiente de en - durecimiento por deformación. La formación de un cue - llo de estricción local introduce en la región un esta do triaxial de tensiones. Una componente hidrostática de tracción actúa en sentido longitudinal al eje de la probeta, en el centro de la región estriccionada. En esta región (Fig. 7.1-b) se forman muchas cavidades pe queñas, que bajo una deformación continua, crecen resol viéndose en una grieta central (Fig. 7.1-c). Esta grie ta crece en dirección perpendicular al eje de la probe ta, hasta que alcanza la superficie de la misma. A con tinuación se propaga a lo largo de planos de corte o ci zallamiento situados a unos 45° con relación al eje for mando así el cono (Fig. 7.1-d)

Al observarse la fractura desde arriba la región central presenta una apariencia muy fibrosa, como si los elementos individuales de la probeta se dividiera en fi bras individuales que fueran estiradas hasta un punto antes de la rotura. Cuando se secciona longitudinalmen te la probeta, la grieta central presenta un contorno en zig-zag, como si se hubiera producido un desgarramien to entre diversos agujeros. El cono externo es una re

gión de cizallamiento altamente localizado, que ocurre por deslizamiento de los granos, unos sobre otros, y por que al propagarse rápidamente el cizallamiento, en comparación con la fractura fibrosa, se produce un apreciable calentamiento localizado.

El crecimiento de grietas en fractura dúctil es esencialmente por un proceso de coalescencia de agujeros. La coalescencia ocurre por elongación de los agujeros y elongación de los puentes de material entre los agujeros. Esto guía a la formación de una superficie fracturada consistente en "hoyuelos" alargados, como si se hubiera formado de numerosos huecos, los cuales están separados por delgadas paredes hasta la fracturación.

Los sitios preferidos para la formación de agujeros son inclusiones, partículas de segunda fase, o partículas finas de óxido, mientras que en los metales de alta pureza los agujeros pueden formarse en los puntos triples de borde de grano. Partículas pequeñas de unos 50 Å, son capaces de formar agujeros. La frecuencia de ocurrencia de nucleación de partículas tiene una gran influencia en la fractura dúctil. Se ha demostrado que la deformación real de fractura decrece rápidamente con el incremento de fracción de volumen de partículas de fase secundaria. En cuidadosos estudios metalográficos de fracturas dúctiles en aceros al carbono conteniendo perlita se demuestra que se requiere para iniciar agujeros la aplicación de esfuerzos de tensión en zonas de

cizallamiento concentradas. El mecanismo es mostrado en la figura 7.2.

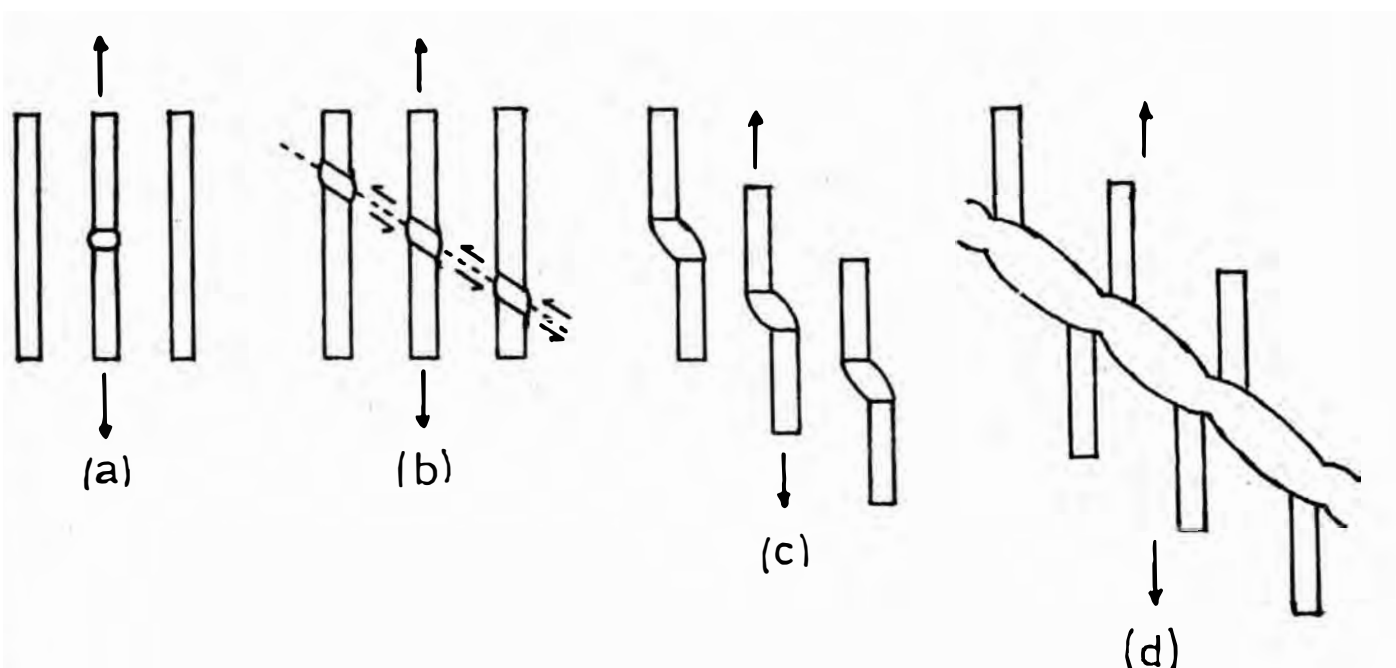


Fig. 7.2 Mecanismo de fractura dúctil en aceros perlíticos.

Los carburos que son paralelos al esfuerzo de tensión se agrietan primero (Fig. 7.2-a). Una zona concen trada de cizallamiento de unos 50° al esfuerzo de ten sión causa el agrietamiento de las placas de carburo ad yacente (Fig. 7.2-b). Los agujeros crecen (Fig. 7.2-c) y coalescen para formar la fractura dúctil (Fig. 7.2-d) La forma de las partículas pueden tener una influencia importante. Cuando las partículas son esferoidizadas, perlita esferoidal, el agrietamiento de los carburos es más difícil, incrementándose la ductilidad. El agrieta miento de carburos esferoidales se dificulta debido a que las dislocaciones en la matriz ferrítica pueden ser trabados al deslizar alrededor de ellos, más fácilmente que los carburos plaqueteados, y así se evita el refor-

zamiento de altos esfuerzos al apilamiento.

Un importante desarrollo de un tratamiento analítico de fracturas dúctiles fué desarrollado por P.A. McClintock usando un modelo de agujeros cilíndricos de radio inicial b_0 y un espaciamiento l_0 . La deformación a la fractura es dado por:

$$\epsilon_f = \frac{(1-n) \text{Ln}(l_0/2b_0)}{\text{Senh} [(1-n)(\sigma_a + \sigma_b)/(2\bar{\sigma}/\sqrt{3})]}$$

para materiales curvas tensión-deformación dado por $\sigma = K\epsilon^n$

σ_a y σ_b : tensiones paralela y vertical al eje de los huecos cilíndricos

$\bar{\sigma}$: tensión de fluencia real.

CAPITULO VIII

EFEECTO DE ENTALLA

La introducción de entallas tiene importantes consecuencias en el proceso de fractura. La presencia de una entalla aumentará apreciablemente la temperatura de transición dúctil-frágil de un acero. El efecto de la entalla crea una elevación de la tensión en la raíz de dicho pico de tensión. El flujo plástico comienza en la raíz de la entalla cuando esta tensión local alcanza el límite de fluencia del material. El flujo plástico libera la elevada tensión elástica y limita el pico de tensión al esfuerzo de fluencia del material.

El efecto principal de la entalla no es producir una concentración de tensiones sino de producir un estado de tensiones triaxiales en la entalla. La distribución de esfuerzos es mostrado en la figura 8.1.

Como un resultado del estado triaxial de tensiones introducida por la entalla, la tensión de fluencia usual de una probeta entallada es mayor que la tensión de fluencia uniaxial σ_0 , debido a que es más difícil extender la zona de fluencia en presencia de tensiones triaxiales. La relación de esfuerzo de flujo de entalla-no entalla está referido a un "factor de impedimento plástico", que difiere de la concentración de tensión elástica, el impedimento plástico puede alcanzar

valores muy altos de $k_t = 10$, si la entalla se hace más afilada y profunda. Se demuestra que el factor de impedimento plástico no puede exceder del valor 2.57. Así el estado triaxial de esfuerzos de una entalla da como resultado un "fortalecimiento de entalla" en un metal dúctil, pero en materiales propensos a fractura frágil el incremento de esfuerzo de tensión del impedimento plástico puede exceder el valor crítico para la fractura antes que el material sufra la usual fluencia plástica.

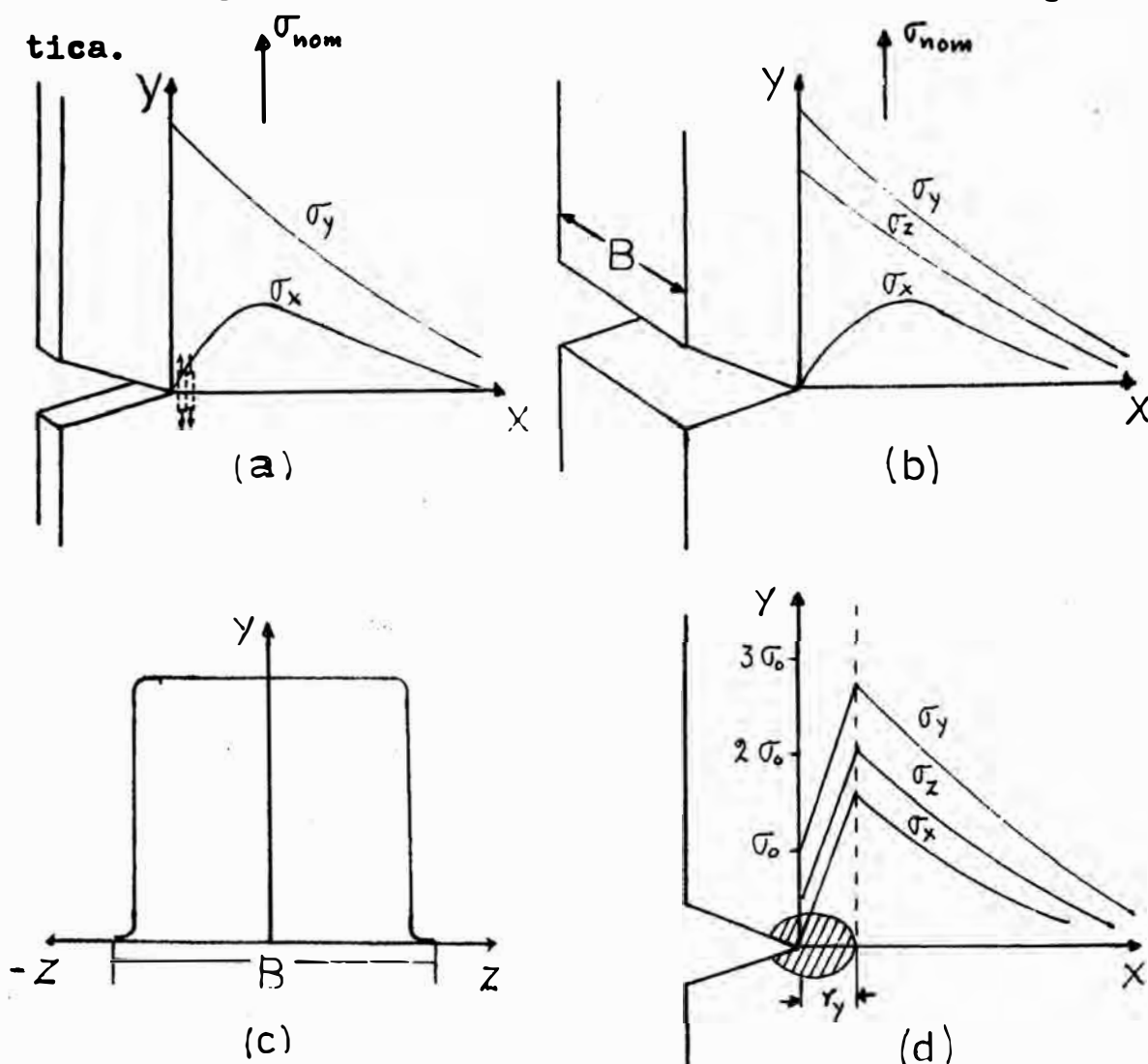


Fig. 8.1 (a) tensión elástica bajo una entalla (tensión plana); (b) tensión elástica bajo una entalla en deformación plana; (c) distribución de σ en el eje Z y $X=0$ (deformación plana); (d) distribución de tensiones durante una deformación localizada (deformación plana)

Los avances de gradiente de esfuerzo, los cuales existen en una entalla implican que también existen agudos gradientes de deformación. Sin embargo no hay métodos exactos para determinar la distribución local de deformación en materiales de endurecimiento por deformación, una aproximación usada para determinar la concentración de deformaciones K_ϵ es:

$$K_\epsilon (K_\sigma) = K_t^2$$

donde:

K_ϵ = factor de concentración de deformación plástica.

K_σ = factor de concentración de tensión plástica

K_t = factor de concentración de tensión elástica

Se puede resumir, el efecto de entalla incrementa la tendencia a fractura frágil en cuatro formas:

- Por introducción de tensiones localizadas elevadas
- Por introducción de un estado triaxial de tensiones .
- Por introducción de endurecimiento por deformación local y agrietamiento.
- Por producción de aumento local del rango de deformación.

CAPITULO IX
CONCEPTO DE CURVA DE FRACTURA

La curva real tensión-deformación, o curva de fluencia, representa la tensión requerida para causar el flujo plástico a un valor particular de deformación plástica. El flujo plástico es terminado por fractura cuando el endurecimiento por deformación, esfuerzos triaxiales o elevados rangos de deformación inhiben la deformación plástica lo suficientemente para causar un esfuerzo que es mucho mayor para quebrar el material. P. Ludwick propuso que todo material tiene una "curva de tensión de fractura" en adición a la curva de fluencia y la fractura ocurre cuando la curva de fluencia intersecta la curva de fractura. (Fig. 9.1)

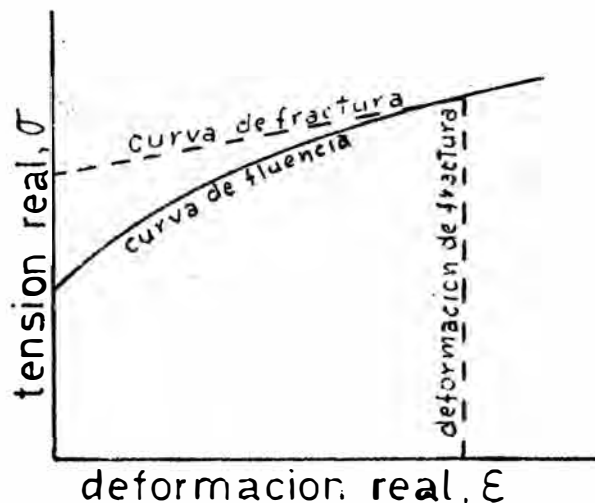


Fig. 9.1 Figura esquemática de la intersección de la curva de fluencia y la curva de fractura, según la teoría de Ludwicke

En principio, un punto en la curva de fractura es obtenido por deformación plástica en la probeta para un valor dado de deformación, luego la fractura ocurre sin deformación plástica grosera en el estiramiento. En la práctica, una entalla y/o temperatura baja son usados para prevenir mayor deformación plástica antes de fracturar. Sin embargo el efecto de fragilización de una entalla es limitado a un factor de impedimento plástico η de 2.5, siempre la fractura frágil de metales a baja temperatura es precedido por una deformación plástica; la cual la medida experimental de la curva de fractura para metales no puede ser bien realizada. Sin embargo; no prohíbe el uso de este concepto de curva de tensión de fractura, en el sentido cualitativo, pues nos sirve de base de comprensión acerca de los problemas de fractura.

Los factores principales que influyen la transición dúctil-frágil en metales BCC son el estado de esfuerzos, temperatura y el rango de deformación. El comportamiento de transición puede ser explicado en términos de resistencia relativa al cizallamiento y clivaje y como estos varían con la temperatura. La figura 9.2 muestra la variación de la resistencia al cizallamiento σ_0 y resistencia al clivaje σ_f con la temperatura.

De conformidad con los datos utilizados σ_f es menos sensitivo a la temperatura que σ_0 . Para probetas no

entalladas al esfuerzo de fluencia es menor que el esfuerzo de fractura a todas las temperaturas sobre la temperatura de transición. Así el material deforma plásticamente bien antes que la fractura tenga lugar y el material es dúctil. Debajo de la temperatura de transición $\sigma_f < \sigma_o$ el material fractura antes de poder fluir plásticamente.

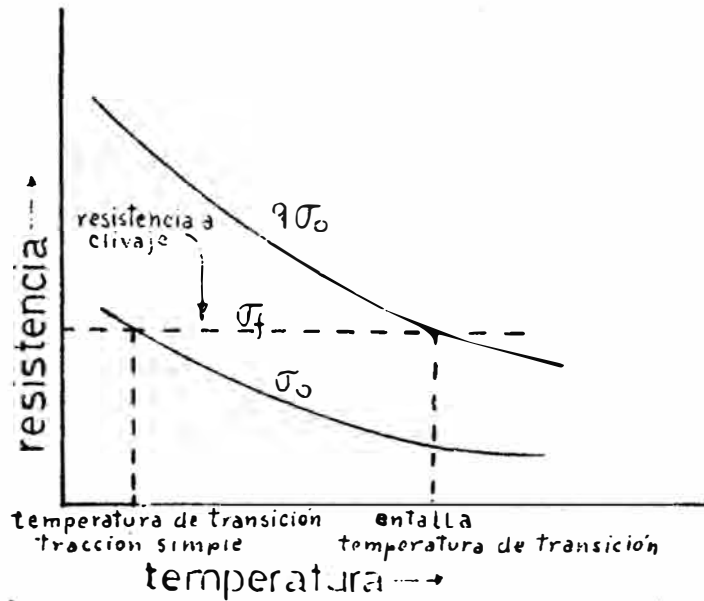


Fig. 9.2 Descripción esquemática de la temperatura de transición

Si se maquina una entalla en la probeta, el esfuerzo de fluencia es elevado en un factor 2.5 debido al impedimento plástico, mientras que el esfuerzo de fractura esencialmente no cambia. La figura nos muestra como se produce un incremento en la temperatura de transición, incrementando el rango de deformación se eleva el esfuerzo de fluencia en la misma forma que el impedimento plástico.

CAPITULO X

FRACTURA BAJO TENSIONES COMBINADAS

La determinación de las leyes generales de la resistencia mecánica de los metales a la fractura, es un problema dificultoso a causa de la sensibilidad de la fractura a la deformación plástica presente y a la temperatura. En principio se puede concebir una superficie de fractura tridimensional en función de las tres tensiones principales $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$. Cualquier combinación de tensiones principales producirá la fractura cuando se alcance la superficie límite.

La mayor parte de los experimentos realizados en este campo se ha llevado a cabo en estados biaxiales de tensión, en los que una de las tensiones es cero. Se usan ordinariamente probetas tubulares en las cuales se superpone una carga axial de tracción o compresión a la tensión tangencial producida por una presión interna. Para obtener resultados exactos se debe evitar abarrilamientos o estricciones durante las últimas etapas del ensayo, pues dificulta la toma de datos exactos cuando se ensayan metales muy dúctiles.

La figura 10.1 nos ilustra el criterio de fractura más frecuentemente propuesto bajo un estado biaxial de tensiones. El criterio de tensión máxima de corte o

cizallante y el de Von Mises, ó criterio de la energía de distorsión, son los criterios considerados en la discusión del criterio de fluencia. El criterio de tensión máxima propone que la fractura es controlada únicamente por la tensión principal más importante. La información disponible sobre los metales dúctiles tales como las aleaciones de aluminio y las de magnesio y el acero indica que es el criterio de tensión cizallante máxima para la fractura está más de acorde con la experiencia.

El criterio de fractura para una fundición de hierro frágil se presenta en la figura 10.2. Es de advertir que en la región de tracción-tracción se sigue el criterio de tensión normal y que la resistencia mecánica a la fractura aumenta significativamente cuando una de las tensiones se hace compresiva.

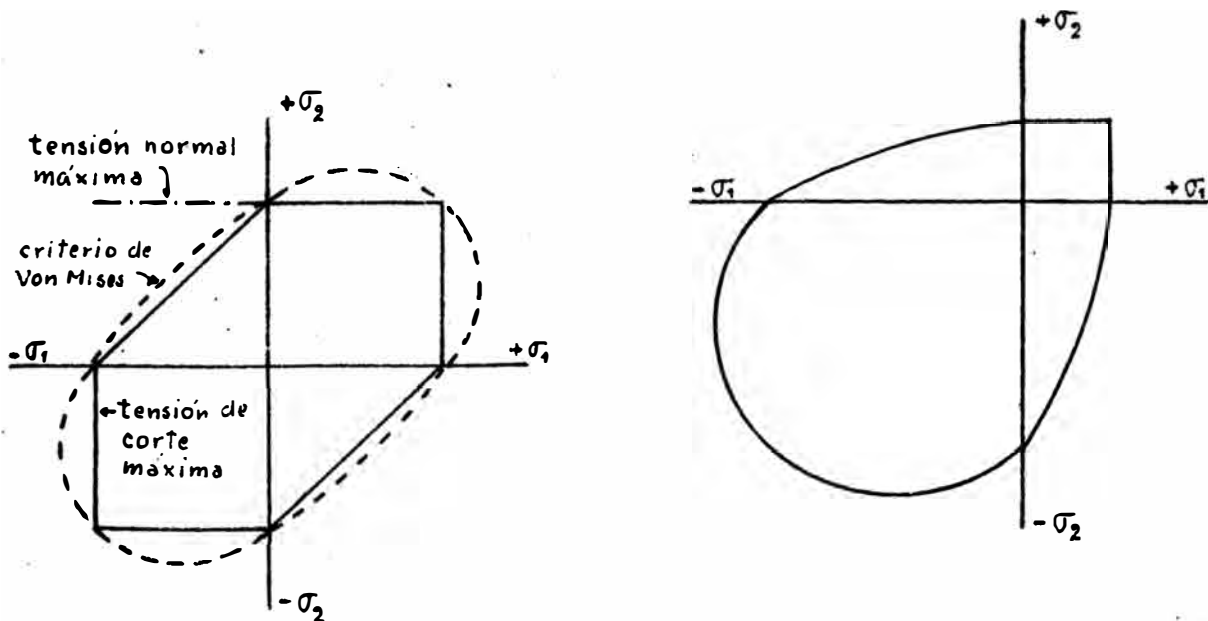


Fig. 10.1 Criterio de fractura propuesto para un estado biaxial de tensiones en metales dúctiles.

Fig. 10.2 Criterio de fractura biaxial para fundición de hierro frágil.

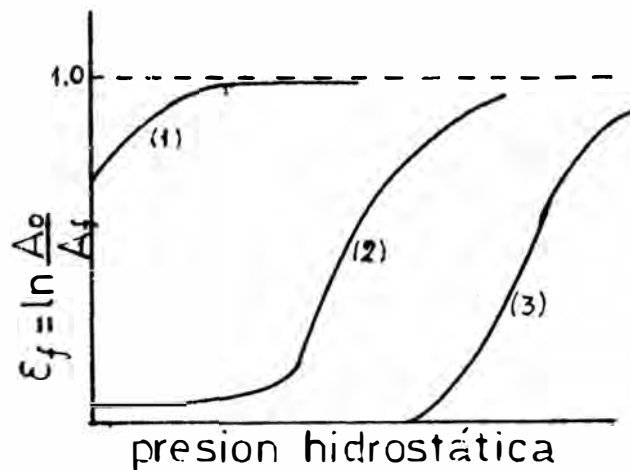
CAPITULO XI

EFEECTO DE ALTAS PRESIONES HIDROSTATICAS
SOBRE LAS FRACTURAS

Es sorprendente el efecto de esfuerzos triaxiales compresivos (presión hidrostática) en el incremento de la resistencia a fracturas y la ductilidad de los metales. Si consideramos que la presión hidrostática es utilizada en muchas operaciones de trabajado de metales como trefilado de alambre y extrusión, para producir una gran deformación plástica la cual no sería posible en ausencia de un alto componente hidrostático.

Trabajos pioneros en este campo los realizó P.W. Bridgman, quién sometió a ensayo probetas metálicas superponiendo una presión hidrostática de 31.500 Kg/cm^2 a una tracción axial, produciendo un gran aumento de la ductilidad en la fractura. La deformación en el punto de fractura fué de unas 300 veces mayor con la presión hidrostática superpuesta que cuando el acero suave fué sometido a la tracción axial sola. En los materiales normalmente frágiles como la piedra caliza o sal gema, en estos se produce una estricción cuando se le somete a presiones hidrostáticas superpuestas.

El efecto de la presión hidrostática superpuesta sobre la ductilidad en pruebas de tracción, se muestra en la figura 11.1.



**Fig. 11.1 Efecto de la presión hidrostática:
en la ductilidad en fracturas a
tracción**

- (1) material normalmente dúctil
- (2) material de baja ductilidad
- (3) material frágil

Metales que son normalmente dúctiles a presión atmosférica muestran un comportamiento similar a la curva 1, por ejemplo, cobre y aluminio, alcanzan reducciones de área del orden 100% a presiones de 5,500 Kg/cm². La curva 2 es típica de materiales frágiles como fundiciones de hierro o zinc, mientras que la curva 3 es representativa de materiales muy frágiles como tungsteno o mármol.

Desde que los componentes hidrostáticos no ejercen efecto en los esfuerzos cizallantes, no pueden incrementar el apilamiento del número de dislocaciones o forzarlos a juntarse. Este razonamiento dado inicialmente, relacionaba que la tensión hidrostática influenciaba en la propagación de la grieta pero no en iniciación

de la misma. Las tensiones hidrostáticas compresivas, se concluye, actúan acercando los poros o separando interfaces y generalmente hacen la propagación de la fractura un proceso dificultoso. Estudios de la fractura de aleaciones de hierro-carbono demuestran que las altas presiones hidrostáticas no suprimen la fractura de los carburos, pero reducen el crecimiento de agujeros en la matriz ferrítica.

CAPITULO XII

ASPECTOS ESTADISTICOS DE FRACTURAS FRAGILES

En la medición de tensiones mecánicas de materiales frágiles, como vidrio y cerámica o de metales bajo condiciones donde ellas se comportan de manera frágil, muestran una gran variabilidad de resultados lo cual se requiere un análisis estadístico. De ello, las propiedades mecánicas no son expresadas por un número simple, pero a cambio podemos pensar en términos de probabilidad de falla a una tensión dada. Una consecuencia importante del comportamiento estadístico es que la tensión de los sólidos frágiles muestran un pronunciado "efecto de dimensionamiento", en el cual la tensión decrece con el incremento de la dimensión o el volumen de la muestra. Una de las primeras observaciones con materiales frágiles fué que el esfuerzo de las fibras de vidrio finas o alambres de metal es normalmente elevada, que en el caso de varillas de gran diámetro.

Además si una fibra es rota en dos partes y cada pedazo es roto sucesivamente, la carga de fractura se incrementará al reducirse la longitud. Estas manifestaciones del efecto de dimensión es el resultado del hecho que la tensión de un material frágil es controlado por el esfuerzo en la raíz de su más peligrosa grieta (usualmente la grieta de mayor longitud). Como la mues

tra decrece en dimensión de allí que es menos inverosímil el encontrar una gran grieta, y la tensión decrece.

La naturaleza estadística de las fracturas en materiales frágiles introduce algunas complicaciones que no se presentan en los materiales dúctiles. Normalmente consideramos que la fractura se inicia en regiones de mayor esfuerzo en la estructura, usualmente en discontinuidades o concentración de esfuerzos. Sin embargo, en materiales frágiles en cuyas tensiones está determinado por la distribución de hendiduras, la distribución de esfuerzos sería así localizado en una discontinuidad pero la probabilidad de falla es baja porque los esfuerzos elevados actúan sobre los volúmenes pequeños del material. De otra forma las fallas deben de ocurrir en las estructuras donde el pico de esfuerzos es bajo, pero actúa sobre grandes volúmenes de material.

Una teoría estadística de fractura frágil asume que la muestra es dividida en muchos elementos de volumen, cada uno conteniendo una grieta simple. La usual simplificación de lo asumido es que allí no hay interacción entre las grietas en los diferentes elementos de volumen. La tensión de la muestra es determinada por el elemento con la grieta más larga, de esto resulta el menor valor de esfuerzo de fractura. De ello, la tensión de fractura frágil es determinado, no por el valor promedio de la distribución de hendiduras o fisuras, sino por la fisura simple más peligrosa. Este concepto

de fractura frágil es llamado "concepto' del eslabón más débil", desde que se usa un modelo en el cuál las fisuras o hendiduras están ordenadas en serie parecido a los eslabones de una cadena. La figura 12.1 muestra la distribución de frecuencia calculada de esfuerzos de fractura en materiales frágiles como una función del número de grietas N . Esto muestra que la propagación en los esfuerzos de fractura decrece con el incremento del número de grietas. También, como el número de fisuras incrementa, el valor medio de esfuerzo de fractura decrece, pero como el número de fisuras alcanza un gran va - lor de ello es menos relativo el decremento en el valor medio de esfuerzo de fractura.

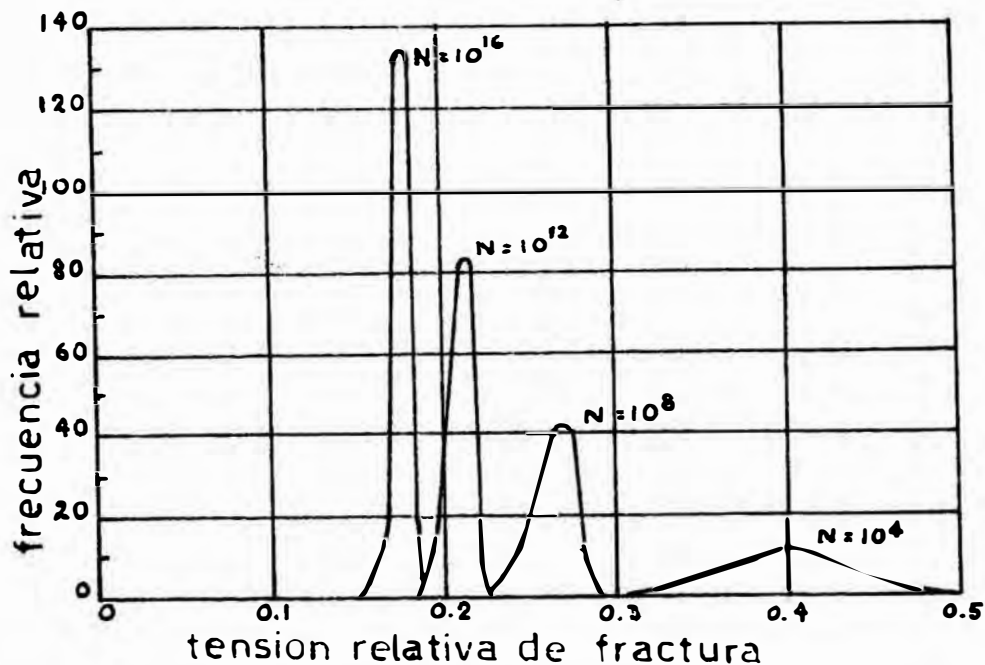


Fig. 12.1 Distribución de frecuencia calculada de tensión de fractura como una función del número de grietas N .

La teoría estadística de fractura del eslabón más débil fué desarrollado por B. Epstein. Desde que las fallas resultan de la fisura más grande, el interés se limita a la distribución de la tensión más baja o vida o la fisura mayor en una muestra de alguna distribución inicial de frecuencia. Frecuentemente esta distribución inicial de frecuencia no es conocida o no puede ser muestreada directamente, pero si el número de fisuras es grande nosotros podemos usar ciertos resultados generales asistóticos para arribar a la distribución de los "valores extremos". Los valores estadísticos extremos son importantes no sólo en fractura sino en otros problemas de ingeniería como la predicción de la máxima velocidad de viento o la cresta de fluidos. Dando una variable de azar X , la cual puede representar el esfuerzo de fractura, vida de la fractura, etc., la probabilidad de obtener un valor menor o igual que X es:

$$P(x) = \int_{-\infty}^x p(x) dx \quad (1)$$

donde:

$P(x)$ = la distribución de frecuencia acumulativa X

$p(x)$ = la función de distribución de probabilidad de X

Usando el valor estadístico extremo, la función de distribución de probabilidad $g(x)$ del menor valor de esfuerzo de fractura X en una muestra con N grietas es:

$$g(x) = N p(x) [1 - P(x)]^{N-1} \quad (2)$$

y la función de distribución de frecuencia acumulativa es:

$$G(x) = 1 - [-P(x)]^N \quad (3)$$

De allí, si $P(x)$ es conocido luego $g(x)$ y $G(x)$ pueden ser obtenidos de las ecuaciones (2) y (3). El más probable valor mínimo extremo es la moda de $g(x)$ el cuál es hallado tomando el valor más frecuente de $g(x)$ una vez que $P(x)$ es establecido.

Mientras que la frecuencia normal de distribución o distribución gaussiana es a menudo tomada como "estandar", de ello no es teóricamente o justificación experimental para usarlo en los problemas de fractura, en el caso de que la distribución normal de frecuencia tiene una larga cola en cada lado del valor medio, se puede suponer que esto es irreal y no representa el caso observado. Es más lógico esperar una alta frecuencia de ocurrrencia de pequeñas grietas con mucho menor número de gruetas grandes. La más generalmente aplicable distribución en problemas de fractura es la "distribución de Weibull", cuya forma más generalizada de distribución es dada como:

$$P(x) = b \left(\frac{x - x_0}{x_d} \right)^{b-1} e^{-[(x-x_0)/x_d]^b} \quad (4)$$

$$P(x) = 1 - e^{-[(x-x_0)/x_d]^b} \quad (5)$$

donde:

X_d = valor característico de X, correspondiendo a un punto de 63.2% de falla (factor de escala)

X_o = valor mínimo de X

b = parámetro de pendiente Weibull (parámetro de figura)

X_d , X_o y b son constantes para una población dada la cual tiene una distribución Weibull. Si tomamos el logaritmo natural, la ecuación (5) puede transformarse en:

$$\text{Ln} \left(\frac{1}{1 - P(x)} \right) = b \text{Ln}(x - X_o) - b \text{Ln} X_d \quad (6)$$

la ecuación se transforma a la forma $Y = bx + c$

Un papel especial de coordenadas con la función de Weibull, permite plotear directamente los valores de probabilidad acumulativa de fallas versus X. Los tres parámetros pueden ser obtenidos gráficamente. El valor más probable de X del valor teórico extremo usando una distribución de Weibull es X^*

$$X^* = \frac{X_d}{N^{1/b}} \left(1 - \frac{1}{b} \right)^{1/b}$$

Para una distribución gaussiana de la tensión del elemento más débil, la tensión de fractura podría decrecer proporcional a $(\text{Log } V)^{1/2}$, donde V es el volumen de la muestra. Para una distribución de Weibull de dimensión de grieta, la tensión decrecería proporcionalmente a $V^{-1/b}$.

CAPITULO XIII

PROPAGACION DE GRIETA POR FATIGA

Tres son los factores básicos causantes de fallas de fatiga:

(1) Una tensión de tracción de suficiente valor elevado; (2) una gran variación de fluctuación en la tensión aplicada; (3) y un suficientemente grande número de ciclos de tensión aplicada. En adición, tenemos además otras variables como concentración de tensiones, corrosión, temperatura, sobrecarga, estructura metalúrgica, tensiones residuales y tensiones combinadas, las cuales tienden a alterar las condiciones de fatiga del material.

Considerables investigaciones se han realizado para determinar las leyes de propagación de grietas de fatiga, lo cual nos permite una implantación en la seguridad de falla del diseño, la cual reconoce la inevitabilidad de las grietas en estructuras ingenieriles y ayudan a determinar la carga segura y la longitud de la grieta, lo cual evita las fallas en la vida de servicio de la pieza estimada.

La relación de propagación de grietas es dada por:

$$\frac{da}{dN} = C \sigma_a^m a^n \quad (1)$$

donde:

N = ciclos de carga

C = constante

σ_a = tensión alternada = $(\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$

d = longitud de grieta

m = constante que varía de 2 a 4

n = constante que varía de 1 a 2

La propagación de grieta también se puede expresar en función de la deformación total por una simple ley de fuerza la cual extiende la región de deformación elástica a la plástica

$$\frac{da}{dN} = C_1 \epsilon^m \quad (2)$$

La propagación de grietas por fatiga también puede ser expresada en términos del factor de intensidad de tensión k :

$$\frac{da}{dN} = A \Delta K^\rho \quad (3)$$

donde:

ρ = puede variar de 1 a 6, dependiendo del material y el nivel de tensiones.

A = cte.

$K = \sigma \sqrt{\pi a}$ y ΔK es el rango de intensidad de tensión calculado de σ_{max} del ciclo de fatiga menos k , calculado de σ_{min} .

La figura 13.1 nos muestra la representación esquemática de la relación entre el crecimiento de grieta de fatiga y ΔK para una aleación estructural probado en un medio no agresivo como aire.

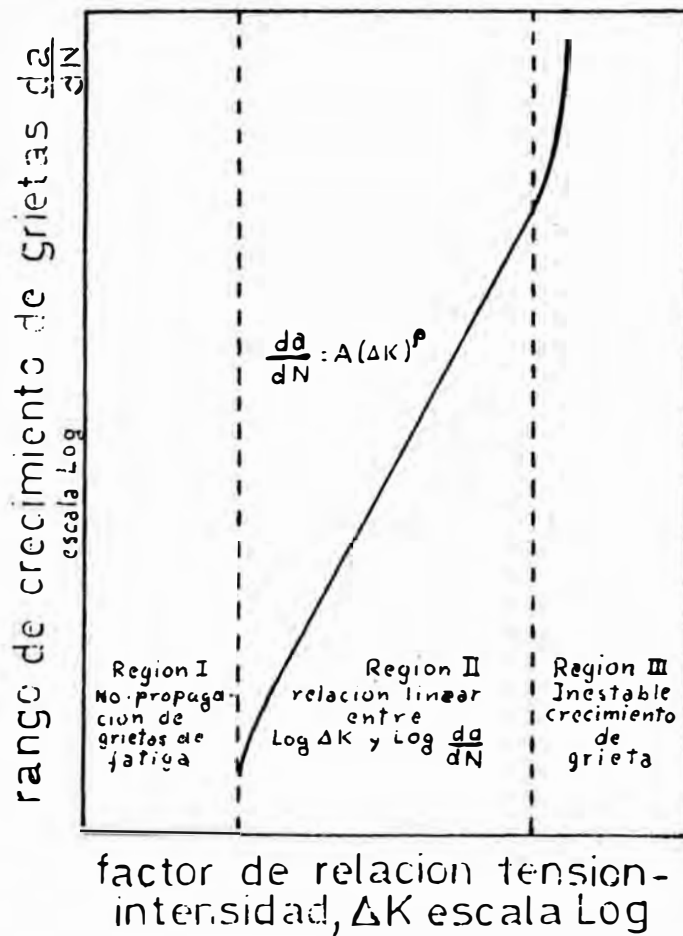


Fig. 13.1 Representación esquemática del crecimiento de grietas de fatiga en un medio ambiente no agresivo.

Para aceros, la evaluación $\frac{da}{dN} = 6.6 \times 10^{-9} (\Delta K)^{2.5}$, sin embargo en medios agresivos (agua de mar, hidrógeno, etc) estos valores varían grandemente.

CAPITULO XIV

PROCEDIMIENTOS DE ANALISIS DE FALLAS

14.1 INTRODUCCION

Dentro de un análisis de fallas es importante con seguir toda la mayor información que sea posible de la parte fallada misma con la investigación de las condiciones al tiempo o momento de la falla.

PROCEDIMIENTO A SEGUIR:

A.- Referente a la pieza:

- 1) Tiempo de servicio de la parte cuestionada
- 2) Naturaleza de las fuerzas al momento de la falla.
- 3) Si hubo sobrecarga de la pieza
- 4) Si estuvo sujeta la parte a abuso de servicio
- 5) Los cambios ambientales de la pieza
- 6) Si hubo un mantenimiento regular de la pieza

B.- Referente a la superficie de la fractura:

- 1) Aspecto dúctil, frágil o combinación de ambos
- 2) Si la fractura se inició en o debajo de la superficie.
- 3) Si la falla se inició en uno o varios puntos
- 4) Si la fractura se inició recientemente o se propagando por un tiempo prolongado

El procedimiento para investigar una falla debe cubrir las siguientes áreas:

1) Observación inicial:

Un detallado estudio visual del componente fallado debe ser hecho lo más pronto posible. Un record y detalles deben ser obtenidos por fotografía, para posterior revisión. La interpretación se hará en base a marcas de deformación, apariencia de la fractura, deterioración, contaminates y otros factores.

2) Datos últimos:

Colectar todos los datos utilizables concernientes a especificación, mecanizado, componentes del diseño, fabricación, reparación, mantenimiento y uso en servicio.

3) Estudios de laboratorio:

Verificar la composición química del material si está dentro de sus límites especificados. Chequear dimensiones y propiedades de los componentes. Realizar tests o pruebas suplementarias como dureza, determinar la microestructura para chequear el tratamiento térmico pruebas no destructivas para chequear defectos de proceso o existencia de fisuras, composición de productos de corrosión, una prueba de doblado libre para chequear la ductilidad. Muy a menudo, la examinación de la superficie fracturada con un microscopio de bajo aumento puede revelar el tipo y causa de la fractura.

4) Resumen de la falla:

Estudiar los factores y evidencias, positivas y negativas. Con un análisis teórico se puede hallar la solución al problema.

14.2 TENSION Y RESISTENCIA

La solución de problemas de fallas resultante de sobreesfuerzos de las partes dependen de la determinación de dos factores: la tensión sobre la pieza y la resistencia o esfuerzo requerido para soportar aquella tensión. Dependiendo del tipo de carga y la geometría de la parte, las tensiones pueden ser axiales simples o un complejo sistema de tensiones multiaxiales. La tensión total puede incluir tensiones residuales internas de fabricación o tratamiento térmico tanto como tensiones de carga externas.

Las tensiones normales tienden a producir separación, mientras que tensiones cizallantes tienden a producir fluencia plástica. Se debe de anotar que la tensión máxima cizallante o de corte ocurre a un ángulo de 45° a la tensión de tracción. Si la pieza es sobrecargada, la fluencia ocurrirá cuando la tensión cizallante es mayor que el límite de fluencia cizallante. Ocurren la ductilidad o el desarrollo de fracturas, cuando la resistencia de corte es sobrepasada por la tensión de corte. Una fractura frágil puede ocurrir si la resistencia (cohesiva) de tracción es excedida por la

tensión de tracción.

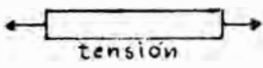
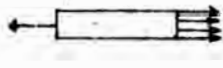
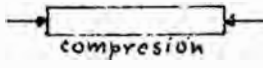

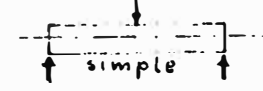
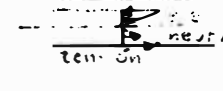
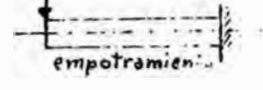
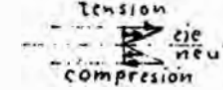
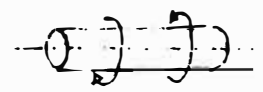
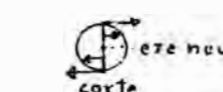



Otras consideraciones se deben de tener en cuenta para hallar la "tensión significativa" cuando se investigan los modos de falla. Por ejemplo; si la falla es debida a fractura de fatiga de la raiz de un diente de engranaje, la tensión significativa sería la repetida tensión de curvado, en cambio las tensiones de contacto en las caras del diente no serían significativos en este caso. Pero en el caso de picaduras o falla de desgaste de los dientes, ésta sería la situación de tensión significativa.

14.3 TIPOS DE CARGA

En muchos casos el tipo de carga es un factor que contribuye a la falla, el cuadro 14.1 nos muestra los cinco tipos esenciales de carga: axial, curvado, torsional, corte directo y contacto.

En carga axial, la carga aplicada coincidente con la línea central de la pieza causa un esfuerzo uniforme a través de la sección transversal, como en el caso de barras tensionadas o sables de soporte. Cargas de curvado son producidas por parejas de fuerzas coincidentes con la línea central, a través de la sección transversal las tensiones varían de un máximo en las fibras externas, a cero en el eje neutral, como en el caso de vigas y la raiz de los dientes de engranajes. La carga

torsional envuelve la aplicación de un par de fuerzas en el plano normal a la línea central, ejemplo de piezas sujetas a torsión son los ejes y resortes, donde las tensiones de corte varían de un máximo en la superficie a cero en eje neutral.

CARGA	distribución de tensiones		ejemplos
AXIAL			barras de tensión varillas
			columnas cortas
CURVADO			vigas
			raíz de dientes de engranaje
TORSIONAL			ejes resortes
CORTE DIRECTO			pernos tornillos
CONTACTO		varía con la profundidad y dirección de la fuerza	rodillos de rodamiento dientes de engranaje

Cuadro 14.1 Tipos de carga

Cargas de corte directo actúan en espacios cerrados de planos paralelos y tienden a mover parte del material con respecto al resto, similar a la acción de cortar, como en pernos y tornillos, las tensiones cizallantes se distribuyen uniformemente a la sección transversal. Las cargas de contacto son cargas compresivas per

pendiculares a dos superficies, combinado con fuerzas de deslizamiento entre las superficies, la distribución de tensiones varía con la profundidad y dirección de la fuerza, ejemplos de este tipo de carga son los rodillos de rodamiento y dientes de engranaje.

Todos estos tipos de carga inducen a tensiones normales o de corte las cuales deben ser balanceadas por la cohesión del material y resistencias al corte. Es posible que la sobrecarga de fractura ocurra cuando la carga aplicada alcance valores excesivos.

14.4 FRACTURAS DE FATIGA

Las fracturas de fatiga son las más comunes fracturas en máquinas y probablemente constituyen el 90% de todas las fracturas. Desde que una fractura de fatiga es progresiva y se desarrolla sobre un largo período de tiempo, la superficie fracturada muestra "marcas de playa" o "estriaciones de concha".

Los esfuerzos de fatiga se desarrollan de tres formas como se muestra en la fig. 14.2

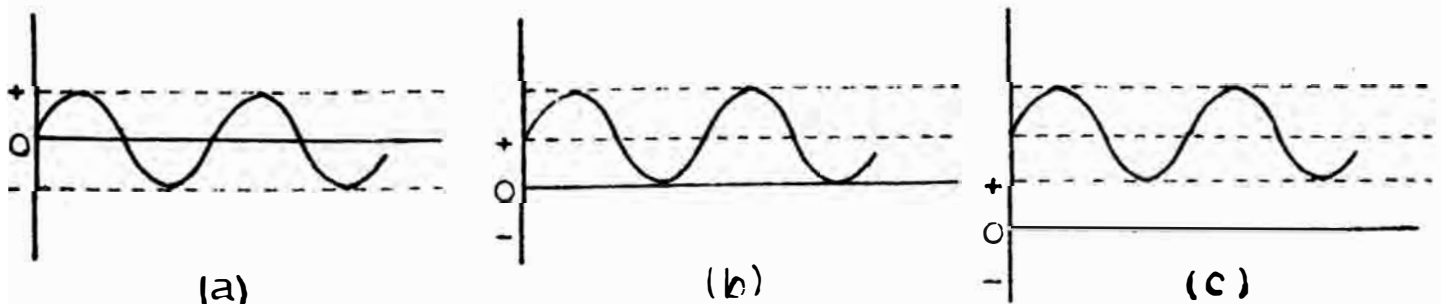


Fig. 14.2 Condiciones de tensión de fatiga básica
(a) Tensión versible
(b) Tensión unidireccional
(c) Tensión unidireccional con pre-carga

La fig. 14.2 a, nos muestra el patrón de tensiones bajo una carga de curvado, donde las tensiones de tracción, compresión o de corte son alternadas y de la misma magnitud. El diagrama b, nos muestra la variación de tensión en forma de carga unidireccional, donde la carga varía de cero a un máximo de tensión, compresión o corte típico de ejes de prensas o dientes de engranaje. El siguiente diagrama c, nos muestra la condición de carga unidireccional con pre-carga; en este caso la tensión varía de un mínimo a un máximo sin alcanzar cero como los pasadores de cabezas de cilindro o pasadores de conexión de rodillos.

La fractura por fatiga se inicia por cizallamiento debido a un mecanismo que envuelve deslizamiento y endurecimiento por trabajado, formando eventualmente discontinuidades microscópicas las cuales se desarrollan en grietas, desde que la grieta se forma el rango de crecimiento depende de la magnitud de la tensión, gradiente de tensión, límite de resistencia, sensibilidad de entalla y la presencia o ausencia de defectos.

14.5 EFFECTOS DE PROMOTORES DE TENSION Y REDUCTORES DE RESISTENCIA

14.5.1 Promotores de tensión

En máquinas y miembros estructurales, las más altas tensiones ocurren más a menudo en filetes, agujeros

e irregularidades geométricas similares que concentran e incrementan las tensiones superficiales, y son llamados promotores de tensión.

La mayoría de estos promotores pueden ser clasificados en uno de los siguientes grupos:

- A) Los causados por cambios en la geometría de la pieza como agujeros, chavetas de ejes, filetes, escalones o variación en los diámetros en ejes y cabezas de pernos, etc.
- B) Discontinuidades superficiales como muescas, entalla marcas de maquinado, picaduras, corrosión, etc.
- C) Defectos inherentes al material como inclusiones no metálicas, grietas diminutas, agujeros, etc.

Los del primer grupo son usualmente los promotores primarios de tensión sin embargo los otros dos grupos pueden jugar roles relativos secundarios. Ordinariamente las marcas de las herramientas actúan como entallas las cuales tienden a concentrar tensiones, particularmente en la raíz de la entalla y son especialmente peligrosos cuando ocurren en discontinuidades de sección como filetes.

Bajo una carga estática, el metal altamente tensionado fluye plásticamente en la raíz de la entalla o en la entalla o filos de agujeros, de este modo las altas tensiones pasan a las otras secciones hasta ocurrir la falla. Sin embargo, bajo fatiga o cargas repetidas, don-

de la tensión está debajo del límite elástico, la fluencia es más localizada y una grieta puede empezar antes de que el patrón de tensión cambie para aliviar la concentración de tensiones. La fig. 14.3 nos muestra el efecto de entallas severas en muestras de acero

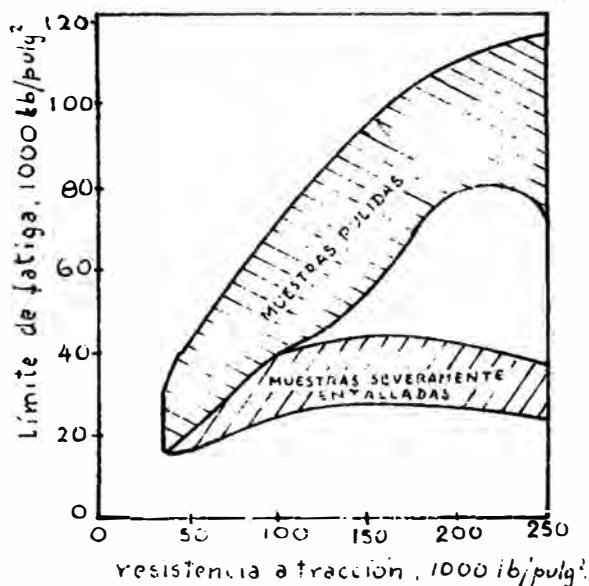


Fig. 14.3 Efectos de entallas severas en muestras de acero.

En partes rotatorias de máquinas, el área de rotura final no es opuesta directamente al inicio de la fractura, es ligeramente desviada por el efecto de rotación.

Las esquinas afiladas son siempre promotores de tensión y deben ser evitadas en lo posible, dándole radios relativamente generosos.

En general, los materiales duros muestran una gran sensibilidad a las entallas que los materiales blandos, esta propiedad afecta a la apariencia de la fractura bajo cargas cíclicas. En materiales de alta sensibilidad a entalla, la grieta tiende a crecer rápidamente a lo

largo de la superficie altamente tensionada que hacia el centro, de allí la presencia de las curvas de marcas de playa convexas fuera del origen de la fractura. En materiales menos sensibles a entalla, como aceros recocidos, la grieta se mueve más rápidamente hacia el centro que a lo largo de la superficie y produce unas marcas de playa cóncavas alrededor del origen de la fractura. Ver figura 14.4.

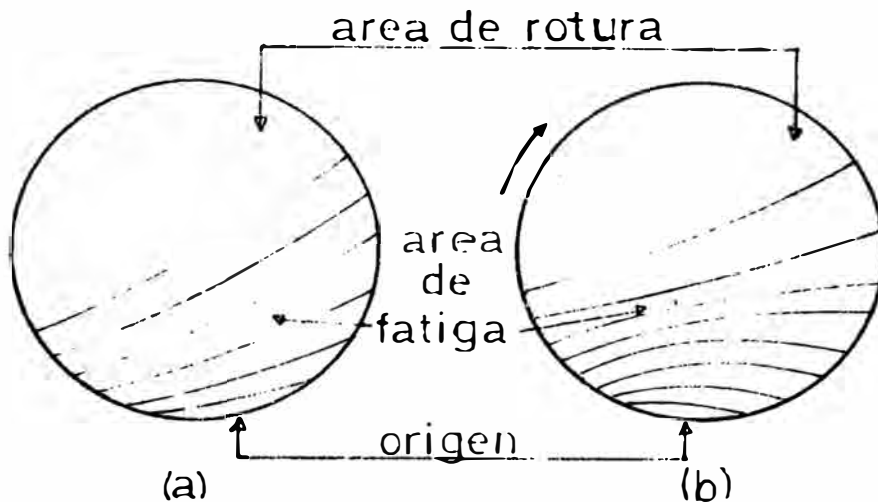


Fig. 14.4 Grado de sensibilidad a entalla

(a) Marcas de playa convexas en aceros de alta resistencia sensibles a entalla.

(b) Marcas de playa cóncavas en aceros recocidos no sensibles a entalla.

Esquinas internas en muescas longitudinales, como en chavetas y ranuras de empalme, actúan como promotores de tensión. Las grietas de fatiga que se desarrollan siguen las sendas de tensión máxima, como se muestra en la fig. 14.5.

Algunas veces las fracturas progresan cortando paralelamente la superficie, resultando una fractura de

"pelado". Algunas veces la acción de pelado, actúa enteramente alrededor de un eje formando una cáscara separada, como se muestra en la figura 14.6.

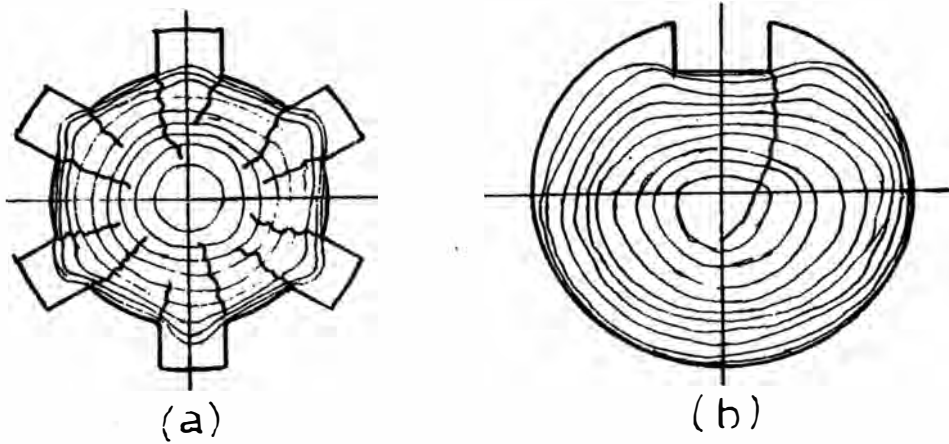


Fig. 14.5 Grietas de fatiga tienden a seguir las formas de máxima concentración de tensiones.

- (a) Eje conector
- (b) Eje con chavetero

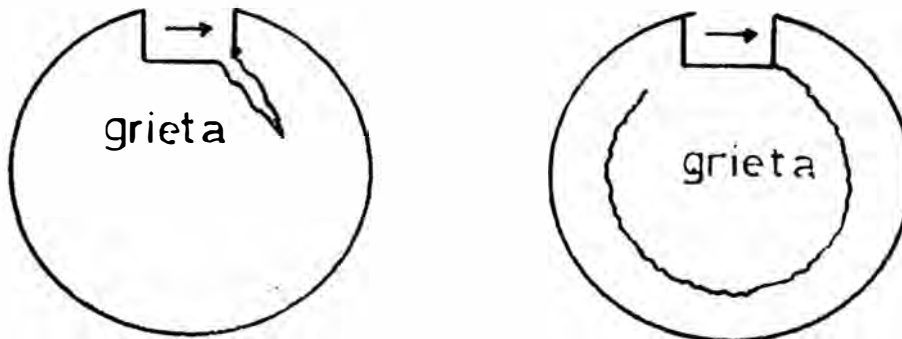


Fig. 14.6 Grietas de fatiga en chavetas desajustadas que se descascaran alrededor del eje.

14.5.2 Reductores de resistencia

En adición a los promotores de tensión, ciertas condiciones metalúrgicas pueden actuar disminuyendo la resistencia del metal y guiar a la fractura. Estas condiciones pueden ser:

- Sobrecalentamiento de la pieza
- Quemado superficial por esmerilado
- Malos tratamientos térmicos
- Mala práctica de fundición.

14.6 FRACTURAS POR CURVADO Y POR TORSION

14.6.1 Fracturas por curvado

El curvado es una causa común de fractura en máquinas y partes estructurales. La falla ocurre por aplicación de una carga mayor que la resistencia total de la pieza o por una carga reversible que resulta en una fractura de fatiga por doblado.

Las apariencias típicas de fractura de fatiga por curvado se muestran en la fig. 14.7, con una zona de fractura final mostrada por las áreas sombreadas.

CONDICION DE TENSION CASO	Sin Concentracion Tension		Concentracion Medis-Tension		Concentracion Alfa-Tension	
	baja sobre-tension	alta sobre-tension	baja sobre-tension	alta sobre-tension	baja sobre-tension	alta sobre-tension
carga de curvado un sentido						
carga de curvado dos sentidos						
curvado reversible y carga rotatoria						

Fig. 14.7 Apariencia de fracturas de fatiga por curvado. La zona sombreada representa la zona final de la fractura.

Ordinariamente, las grietas de fatiga por curva - do son perpendiculares a carga de tracción, las cuales ocurren en el lado de la superficie de la curva donde se localiza la máxima tensión aplicada, como se muestra en la figura 14.8

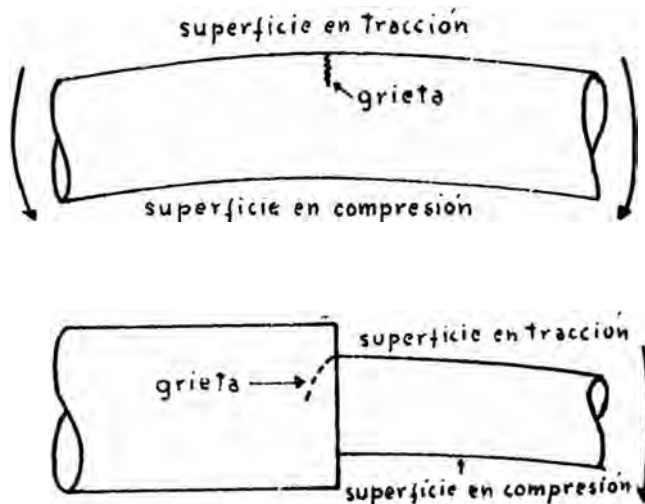


Fig. 14.8 Fracturas por curvado normalmente de sarrolladas en superficies normales a la dirección de las tensiones. Los filletes afilados concentran tensiones de curvado, causando grietas que se de sarrollan más rápidamente.

Fatigas de curvado reversible sin rotación normalmente causan grietas en ambas caras opuestas del eje, de do a tensión y compresión alternada.

Mientras la mayoría de grietas de fatiga por curvado se originan en la superficie, es posible que bajo ciertas condiciones la grieta se origine debajo de la superficie, esta condición se puede alcanzar debido a la presencia de microgrietas u otras discontinuidades metalúrgicas, debido a los procesos de fabricación.

14.6.2 Fracturas por torsión

Las fallas por torsión son las más comunes en ejes incluyendo manubrios, barras de torsión, etc. La aparición de una fractura de fatiga por torsión se diferencia de las causadas por fatiga de curvado, debido a que la falla ocurre a lo largo de planos de corte máximo o a lo largo de planos de máxima tracción. La tensión máxima cizallante ocurre a lo largo del eje y a un ángulo recto a él, mientras que la tensión máxima de tracción actúa en un ángulo de 45° a las dos tensiones de corte, como se muestra en la figura 14.9

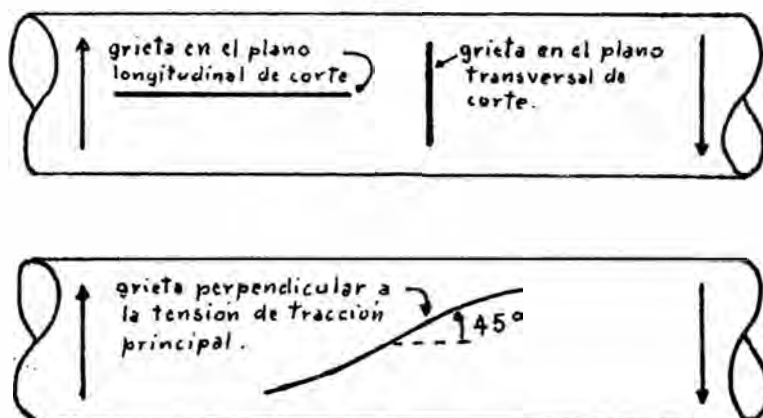


Fig. 14.9 Fatiga torsionales que se pueden desarrollar paralelas a las tensiones de corte principales (arriba), o perpendiculares a la tensión de tracción principal, (abajo).

La figura 14.10, muestra esquemáticamente los tipos básicos de fracturas por torsión. Las grietas torsionales pueden continuar transversales o longitudinales a los planos de corte (el plano diagonal de tensión

máxima a tracción) o a una combinación de estos.

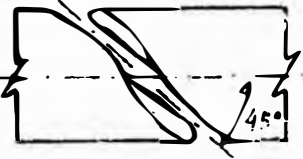
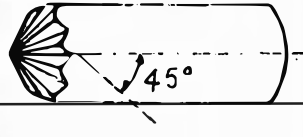
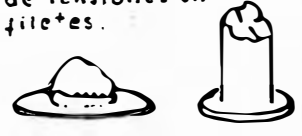
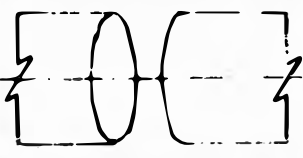

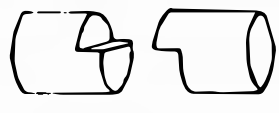
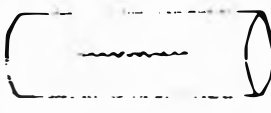

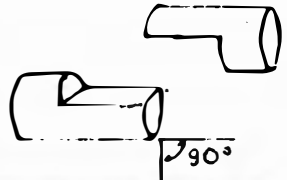
tipo de fallas	patron basico	variaciones del patron basico	
		(a)	(b)
tracción 1		patron de estrella 	dientes de sierra debido a concentración de tensiones en filetes. 
corte transversal 2		escalon pequeño 	escalon grande 
corte longitudinal 3			

Fig. 14.10 Fracturas básicas por torsión

En ejes sometidos a torsión, la tensión máxima de corte es igual a la tensión máxima de tracción. En piezas sin promotores de tensión la fractura ocurre dependiendo de sus valores relativos de resistencia a corte y resistencia a tracción. Los valores de resistencia dependen del material y de su condición. En aceros, la resistencia a corte es aproximadamente la mitad de la resistencia a tracción. De allí que la tensión de corte alcance la resistencia a corte mucho antes que la tensión de tracción alcance la resistencia a tracción, resultando en una falla por corte o cizallante.

Las grietas más prevalentes son las transversales que las longitudinales, debido a que el esmirilado o marcas de maquinado son originados en dirección transversal:

En el caso de materiales frágiles como fundición gris, la resistencia a tracción es menor que la resistencia a corte. De allí que la tensión a tracción alcance a la resistencia a tracción antes que la tensión de corte alcance a la resistencia a corte, lo cual causa una falla típica de tracción.

En fatigas de torsión, los promotores de tensión, como agujeros para aceites, filetes, acanaladuras en los ejes tienden a concentrar tensiones y producir fracturas de tipo tracción. En el caso de agujeros transversales, el factor de concentración de tensión es de cerca de 3, cuyo efecto es que la tensión de tracción sea 3 veces mayor que el valor normal, mientras que la tensión de corte permanece esencialmente igual. Sin embargo que la resistencia a tracción es el doble que la resistencia a corte, la tracción aplicada es ahora 3 veces mayor que la tensión de corte. De allí, que la tensión de tracción alcanza a la resistencia a tracción antes que la tensión de corte a la resistencia a tracción y la ractura resultante sea del tipo tracción a lo largo de un ángulo en espiral de 45° .

14.7 EFFECTO DE TENSIONES RESIDUALES

Las tensiones residuales son tensiones que existen en la pieza independientes de cualquier fuerza externa. Juntamente a cada operación de manufactura resulta en una tensión residual en variado grado. En general, las tensiones residuales son beneficiosas cuando se oponen a la carga aplicada. Desde que la grieta se propaga por tensiones de tracción, una tensión de compresión residual superficial sería lo deseable, como en el caso de endurecimiento superficial (nituración, carburización, temple superficial, etc.) cuyo proceso de tratamiento térmico usual produce tensiones residuales compresivas. En el caso de la soldadura produce tensiones residuales de tracción debido a la contracción del metal soldado durante el enfriamiento.

El efecto de tensiones residuales varían con la dureza del material y con la presencia de promotores de tensión. En general los materiales suaves sin promotores de tensión experimentan una casi completa atenuación de tensiones residuales mientras operan bajo cargas reversibles, mientras que piezas entalladas de materiales muy duros retienen casi la totalidad de su tensión residual.

En la tabla 14.1 se puede observar el efecto de las tensiones residuales causadas por las operaciones de manufactura.

Tabla 14.1 Tensiones residuales causadas por operaciones de manufactura

TENSIONES DE TRACCION	TENSIONES DE COMPRESION	OTROS
Soldadura	Nitruración	Carburización
Esmirilado	Perdigonado	Rollado
Estiramiento	Endurecimiento por flama e inducción	Laminado
	Materiales mono fasicos	Fundición
	Templado	Corte con abrasivos (Tensiones de tracción, caso más común)
		Corte con metales no abrasivos
		Calentamiento y temple que sobrellevan transformaciones de fase (tensiones de tracción caso más común)

14.8 OTRAS VARIABLES

Además de los promotores de tensión, reductores de resistencia, y tensión residual, otras variables son consideradas cuando se investigan fallas de piezas mecánicas.

Un metal al ser calentado sobre la temperatura ambiente tiende a bajar su resistencia a fluencia, resistencia a tensión y dureza con un correspondiente incremento de ductilidad. Lo cual las fallas resultantes de temperaturas elevadas pueden ser relacionadas a fluencia, tensiones de rotura o fatiga térmica. Desafortunadamente, las piezas que trabajan a altas temperaturas a menudo se deterioran por corrosión o inestabilidad, lo

cual su comportamiento depende más de la resistencia a este tipo de ataque que en las propiedades básicas del material.

Generalmente, el decremento de temperatura de un metal eleva la resistencia o fluencia, resistencia a tensión y dureza, reduciendo la ductilidad. Mientras que a temperatura ordinaria un material se comporta de manera dúctil, y de fractura por corte, debajo de la temperatura de transición, el modo básico de fractura cambia a frágil de baja energía de clivaje.

En algunos casos, el grado de carga puede determinar, sea cual fuera la pieza a fallas y el tipo de falla. Bajo rangos extremos bajos de carga, los metales dúctiles muestran una gran disminución de resistencia, pero los aceros resistentes muestran poco cambio. Bajo rangos rápidos de carga, la resistencia aparente es alta. Cuando los rangos de carga alcanzan valores que pueden ser considerados a cargas de impacto, se induce a fracturas frágiles en materiales normalmente dúctiles debido al corto tiempo dado para que el flujo ocurra.

La composición y microestructura de un material influyen en el tipo de fractura. En el caso de los aceros la martensita revenida, muestra la mejor combinación de propiedades mecánicas. Tanto como el rango de carga, el efecto de la composición y microestructura es determinante en forma primaria por su influencia sobre

la temperatura de transición. Sobre la temperatura de transición la fractura es normalmente cizallante dúctil debajo de ella, la fractura predominante es por clivaje dúctil. En el caso de los aceros la temperatura de transición desciende por adición de níquel y molibdeno y se eleva por acción del carbono, manganeso y cromo.

CAPITULO XV
CLASIFICACION DE FALLAS EN
COMPONENTES MECANICOS

Las fallas en componentes mecánicos pueden ser clasificados según la causa que las originan, como se verá en la siguiente tabla:

15.1 FALLAS DEBIDAS A ERRORES DE PROCESAMIENTO

1) Hendiduras y deformaciones por falla en la composición (inclusiones, fragilización por impurezas, materiales incorrectos).

2) Defectos originados en el lingotamiento y fundición (segregación, falta de solidez, porosidad, inclusiones no metálicas).

3) Defectos debido al trabajado (solapamiento de empalme, costuras, astillamiento, rajaduras en caliente relaminación y deformación localizadas).

4) Irregularidades y errores debido al maquinado, esmirilado o estampado (ranuras, desgarraduras, quemaduras, barbas, grietas)

5) Defectos debidos a soldadura (porosidad, socavaduras, grietas, tensiones residuales, falta de penetración, gomas sobrecalentadas).

6) Anormalidades debido a tratamiento térmico (sobrecalentamiento, quemado, grietas de temple, crecimiento de grano, excesiva austenita retenida, decarburización, precipitación).

7) Defectos debido a endurecimiento (carburos intergranulares, núcleos suaves, ciclos elevados de calor)

8) Defectos debido a tratamiento superficial (limpieza, recubrimiento, difusión química, fragilización por hidrógeno).

9) Ensamblaje descuidado (uniones disparejas de las piezas, inserción de suciedad o elementos abrasivos, tensiones residuales, daños a las partes).

10) Fallas lineales en forjado debido a bajas propiedades transversales de la pieza.

15.2 FALLAS DEBIDO A ERRORES DE DISEÑO O MALA APLICACION DE MATERIALES

1) Fallas dúctiles (exceso de deformación, elástica o plástica), desgarraduras o fracturas cizallantes).

2) Fracturas frágiles (de defectos o promotores de tensión o dimensiones críticas).

3) Fallas de fatiga (cargas cíclicas, deformaciones cíclicas, ciclos térmicos, fatigas por corrosión, fatigas por rodamiento de contacto, fatigas de rozamiento)

4) Fallas de alta temperatura (fluencia, oxidación, fusión local, distorsión).

5) Fracturas estáticas retardadas (fragilización por hidrógeno, fragilización caustica, crecimiento lento de hendiduras por estimulación del medio ambiente)

6) Promotores de tensión severos inherentes al diseño .

7) Análisis inadecuado de tensiones, o imposibilidad de un análisis racional de tensiones en partes complejas.

8) Errores en el diseño basados en propiedades de tracción estática, en vez de las propiedades significativas del material que miden la resistencia del material a cada modo posible de falla.

15.3 FALLAS DEBIDAS A DETERIORO DURANTE LAS CONDICIONES DE SERVICIO

1) Sobrecarga o condiciones imprevistas de carga.

2) Desgaste (erosión, rozamientos, cavitación, escopladuras, agarramientos).

3) Corrosión (ataque químico, corrosión por tensión, fatiga por corrosión, dezincificación, grafitización del hierro fundido, contaminación ambiental).

4) Mantenimiento inadecuado o reparación impropia

(soldadura, esmerilado, perforación de agujeros, enducimiento en frío).

5) Desintegración debido a ataque químico o ataque por metales líquidos o recubrimientos de alta temperatura.

6) Daños de radiación (al descontaminar las piezas se destruye evidencias vitales de las causas de falla) varían con el tiempo, temperatura, medio ambiente y dosaje.

7) Condiciones accidentales (temperaturas anormales de temperatura, vibración severa, vibración sónica, impacto o colisiones imprevistas, ablación, choque térmico y otros).

CAPITULO XVI

FRACTOGRAFIA

16.1 INTRODUCCION

Las fracturas a menudo dejan marcas características. La habilidad para reconocerlas simplifica la resolución de un análisis de falla.

La fractografía puede ser considerada en tres escalas: macroscópica, microscópica y fractografía electrónica. En este capítulo se muestran ejemplos típicos de aspectos identificables de fracturas.

Una regla general a aplicar respecto a la escala de amplificación a ser utilizada en examinar una fractura es la de utilizar el mayor aumento posible, el más costoso examen, la mayor destreza necesaria en el manipuleo y preparación del material y el mayor consumo de tiempo en el examen.

16.2 FRACTOGRAFIA MACROSCOPICA

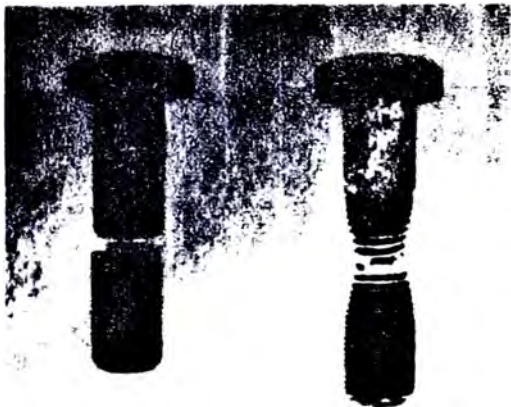
Una examinación macroscópica requiere una preparación mínima, pero las reglas citadas anteriormente acerca de las precauciones en el manipuleo se deben mantener en forma cuidadosa para asegurar los estudios posteriores a realizar. Los resultados macroscópicos proveen suficiente información para explicar la causa de un

problema, o de guía para mayores trabajos que determine el verdadero origen.

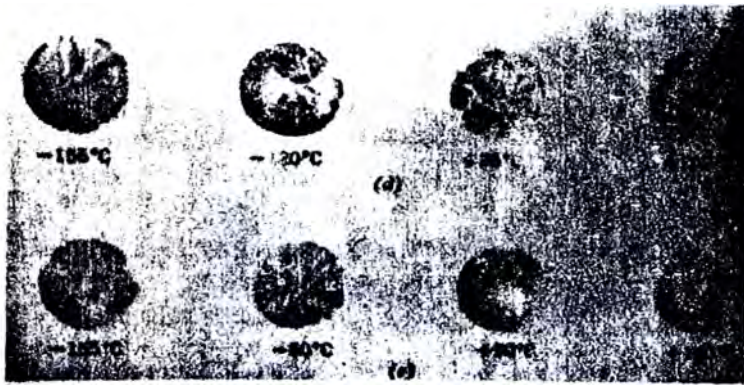
Cuando se realiza un examen fractográfico, es ventajoso el ensamblaje aproximado de los fragmentos, teniendo cuidado de evitar el roce entre las superficies fracturadas, cuyo contacto puede causar abrasión, el cual puede causar interferencias en el examen.

Algunos factores a considerar son: grado de distorsión asociado con la fractura, dislocaciones de las superficies fracturadas, productos de corrosión, número, dimensión y localización de los fragmentos, la rugosidad o tersura de las superficies fracturadas y algunas relaciones de la fractura o daño externo, como cortes o aspectos de diseño como ángulos y radios.

Las siguientes figuras muestran ejemplos típicos de fractografía macroscópica.



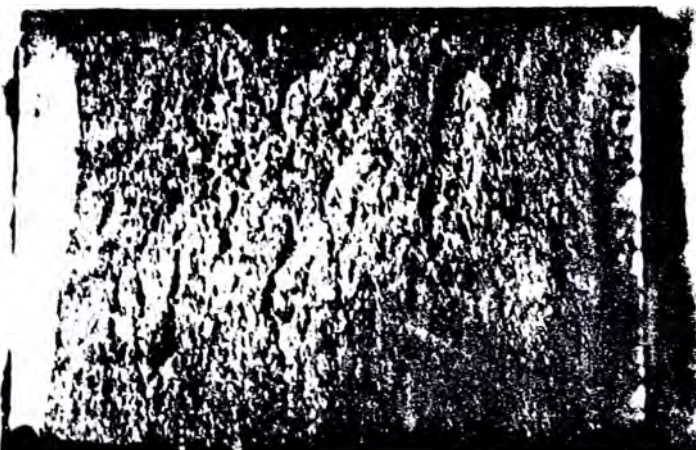
Pernos mostrando el comportamiento frágil y dúctil. El perno de la izquierda con dureza Rc57-comportamiento frágil y el perno de la derecha con dureza Rc15-comportamiento dúctil.



Cambios de la apariencia de las superficies de fractura, de una barra traccionada a diferentes temperaturas.



Superficie de apariencia rugosa, propia de una fractura dúctil.



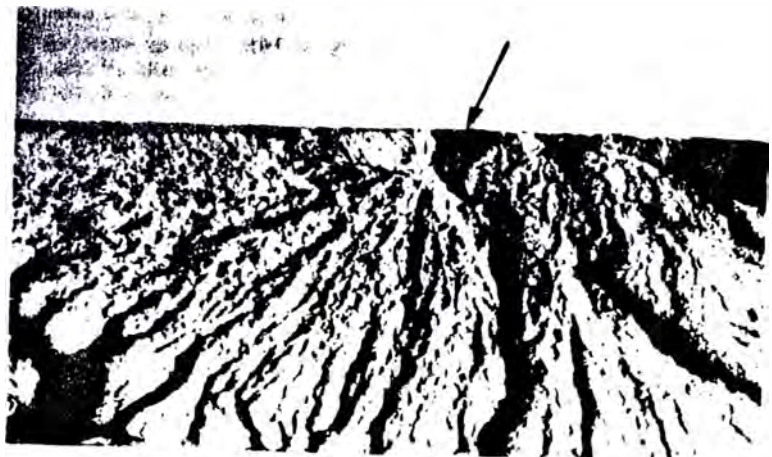
Superficie de apariencia tersa, característica de una fractura frágil

(b)

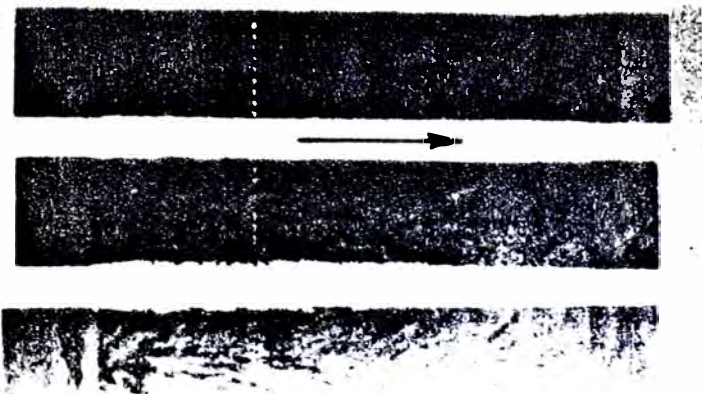


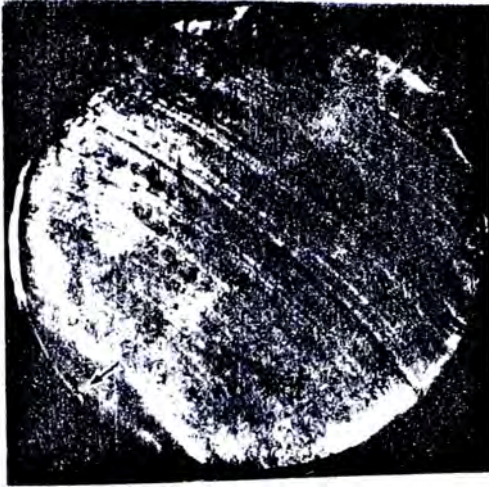
Superficie fracturada por clivaje mostrando un "patrón fluvial".

Superficie de una fractura frágil mostrando un "patrón de Chevron", y punto de origen de la falla (flecha)



"Patrón de Chevron", la flecha muestra la dirección de propagación de la grieta.



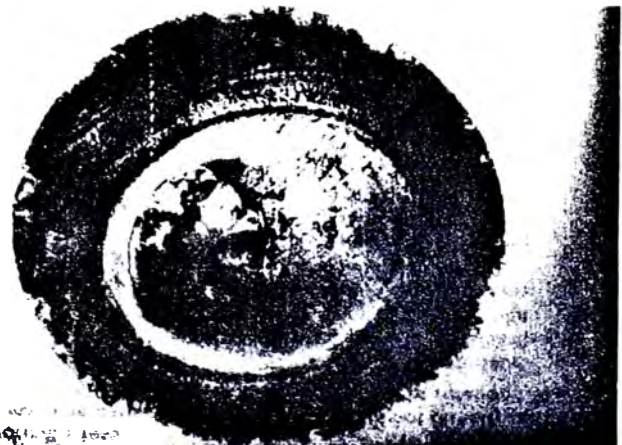


Falla por fatiga torsional mostrando las usuales "marcas de playa". El origen de la fractura es mostrada por la flecha.



Falla por fatiga torsional de origen mostrando "marcas de trinquete".

"Marcas de trinquete" alrededor de los bordes de la falla por fatiga, nos indica que la fractura se inició en varios puntos.





Falla de fatiga por tracción.

Falla de fatiga por carga torsional reversible, mostrando una "superficie es-trellada".



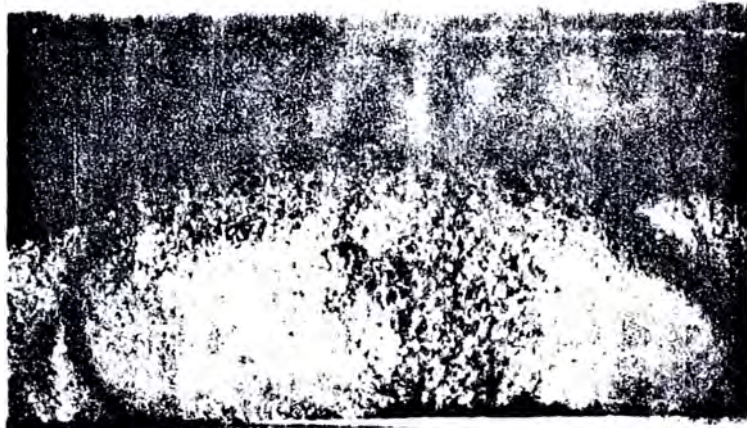
Falla de fatiga por rotación y curvado, en un eje de acero templado por inducción, la fractura iniciada en A se mueve transversalmente y se reúne con otra grieta iniciada en B.



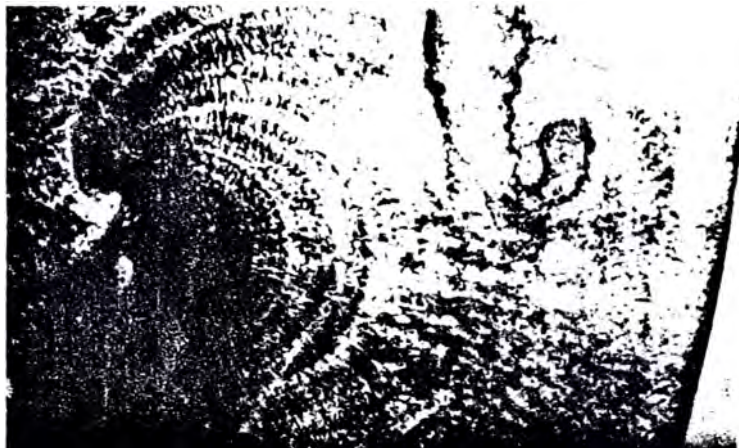


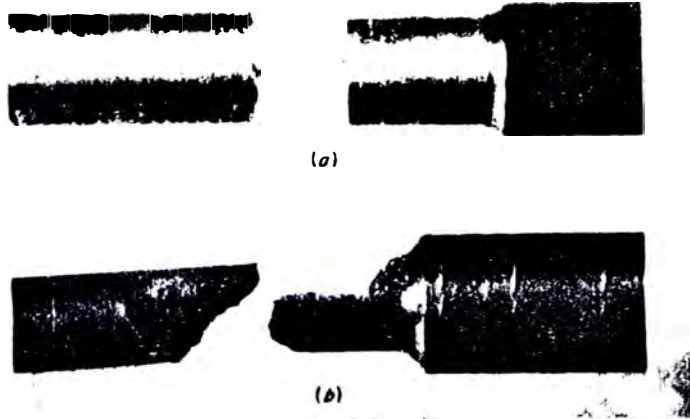
Falla por fatiga de curvado reversible, causando grietas desarrolladas en los bordes opuestos con una fractura final en medio.

Falla por fatiga sin marcas de playa, la flecha muestra el punto de origen de la fractura.

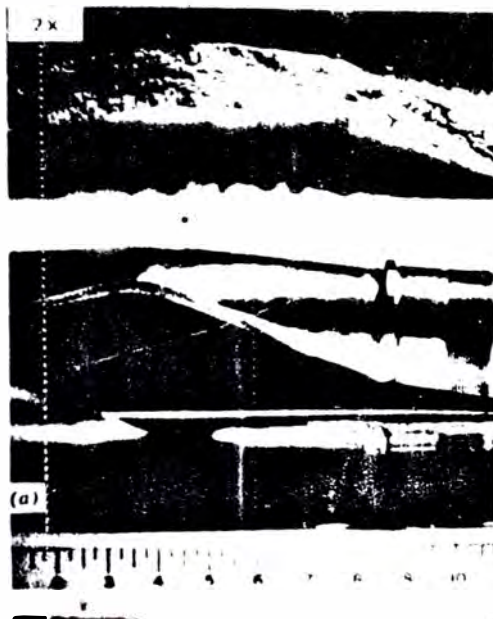


Falla de fatiga iniciada en una inclusión.





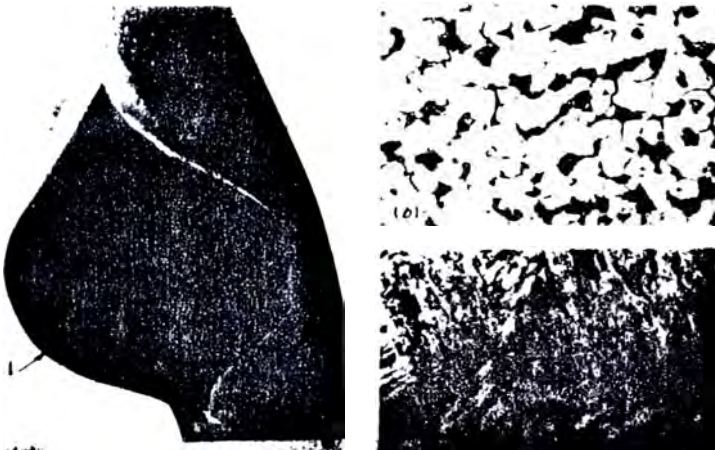
- a) Barra de acero SAI 1045 fracturada por cizallamiento en prueba de torsión.
- b) Barra de fundición gris probada a torsión mostrando un ángulo en espiral.



Falla dúctil en tubos de paredes delgadas.



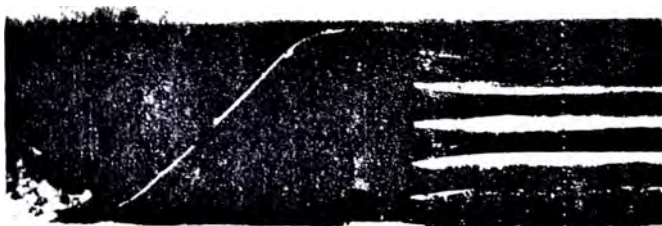
Falla frágil en paredes de tubos delgados.



a) Tubo de acero de 0.25% C, fallado por efecto de microestructuras.

b) Microestructura normal perlita (oscura), ferrita (clara)

c) Microestructura sobrecalentada, presencia de martensita (200 X)



Barra de acero carburizada a dureza Rc 60, mostrando una falla torsional por concentración de tensión debido a un agujero.



Barra de aceros templada a dureza Rc 55, fallada por concentración de tensión en el agujero.

a) Sierra de banda agrietada

b) Grietas de la hoja mostrando que los dientes fueron templados más allá de la raíz.

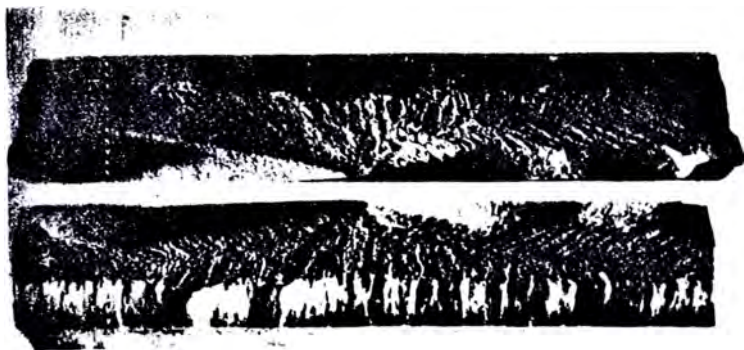
c) Templado apropiado sólo los dientes son endurecidos.

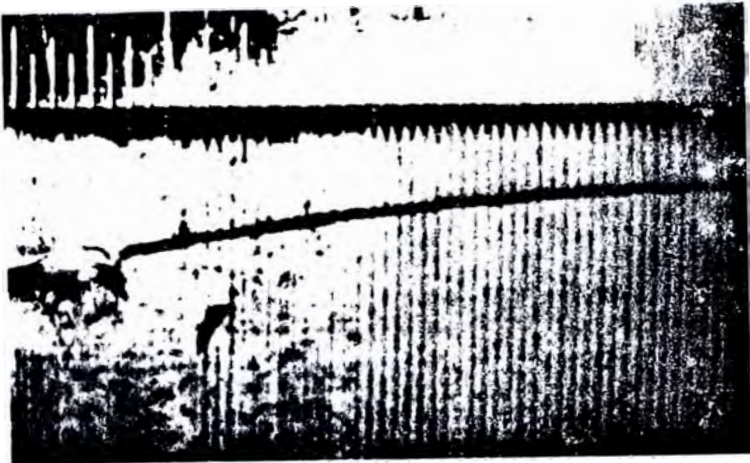


(a)

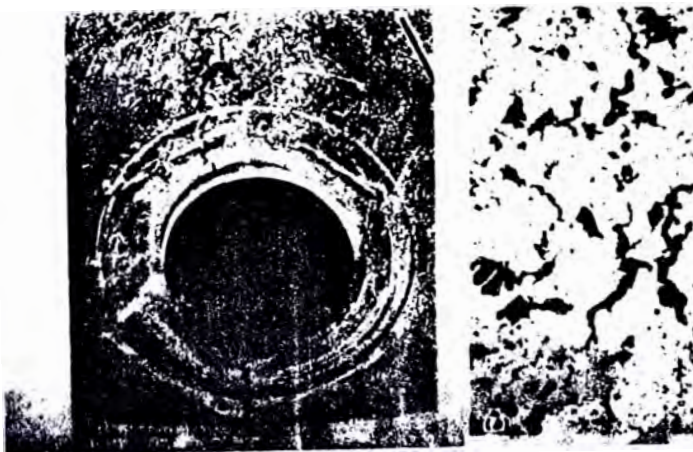


Falla dúctil debido a inclusiones.



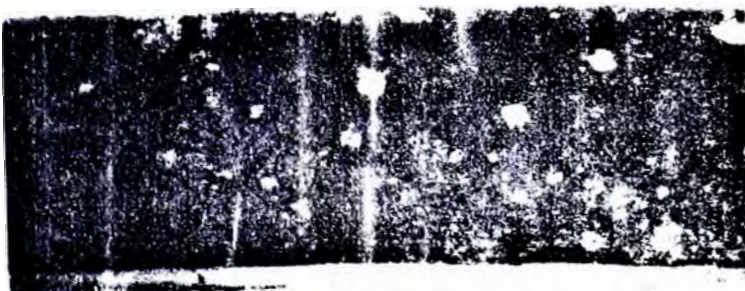


Falla frágil debida a inclusiones.



a) Grieta en un agujero debido a microrechupes.

b) Microestructura mostrando los microrechupes (zonas oscuras)



Superficie de fractura abierta, mostrando "ojos de pez" indicativos de fragilización por acción del hidrógeno.

16.3 FRACTOGRAFIA MICROSCOPICA

El examen microscópico, realizado sobre 1000 X, es raramente ejecutado sobre la superficie fracturada. La carencia de profundidad reduce su uso, sin embargo, el examen microscópico es a menudo realizado sólamente para acrecentar otras fases de la investigación, que pueden ser usadas para explicar algunos puntos de un problema de fallas.

Hay dos razones generales para conducir un examen microscópico: para examinar la microestructura, para determinar si el proceso previo fué el adecuado (Ej. tratamiento térmico) o para determinar el curso de la grieta con la microestructura. Lo cual requiere que el trabajo metalográfico deba realizarse con mucho cuidado, a sí de tal manera que los bordes no sean destruidos, al estudiar el perfil de una grieta; para lo cual se debe aplicar un recubrimiento (Ej. electrorecubrimiento con níquel) previo al montaje de la muestra.



Agrietamiento debido a corrosión por tensión
a) Transgranular
b) Intergranular



Agrietamiento intergranular asociado a fragilización por temple.



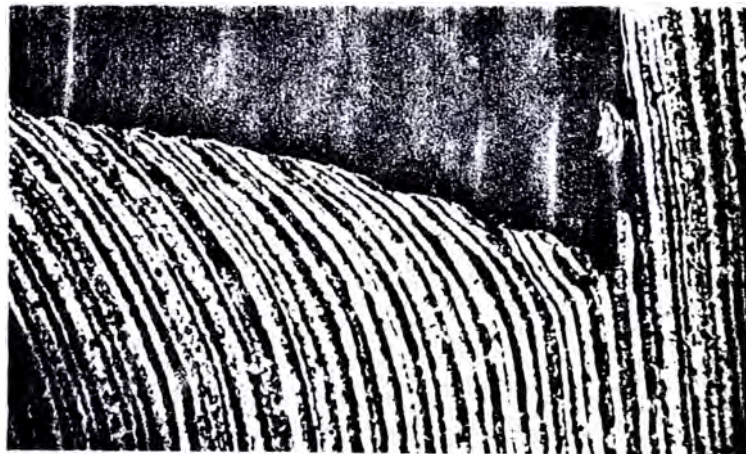
Agrietamiento intergranular debido a corrosión



Partícula de escoria atrapada en la pared de un tubo que da inicio a una fractura dúctil.



Fractura por cli
vaje en ferrita.

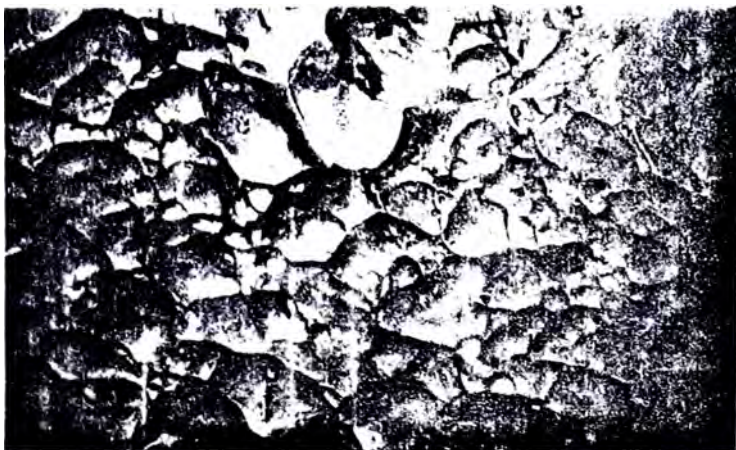


Deformación de gra
no asociada a una
fractura dúctil.

16.4 FRACTOGRAFIA ELECTRONICA

La fractografía electrónica ha venido encrementando su importancia en post-análisis de fractura, debido mayormente a su alto poder de resolución comparado a la microscopía óptica. Sin embargo las dificultades inherentes son más variadas, primero se hace necesario el acceso a un microscopio electrónico, también los problemas de manipuleo y el roce entre superficies debe ser evitado pues tienden a dañar detalles finos que están siendo examinados.

Avances recientes utilizando microscopios electrónicos de Barrido (Scanning Electron Microscope - SEM), hace posible examinar la superficie fracturada misma, mostrando su topografía, debido a la gran profundidad de campo del equipo. En cuanto al uso de microscopios electrónicos comunes hace necesario el uso del "método réplicas".



Microagujeros equiaxiales por sobrecarga de tracción de una fractura dúctil.



Microagujeros elongados, causados por cizallamiento o por desgarramiento de una fractura dúctil.

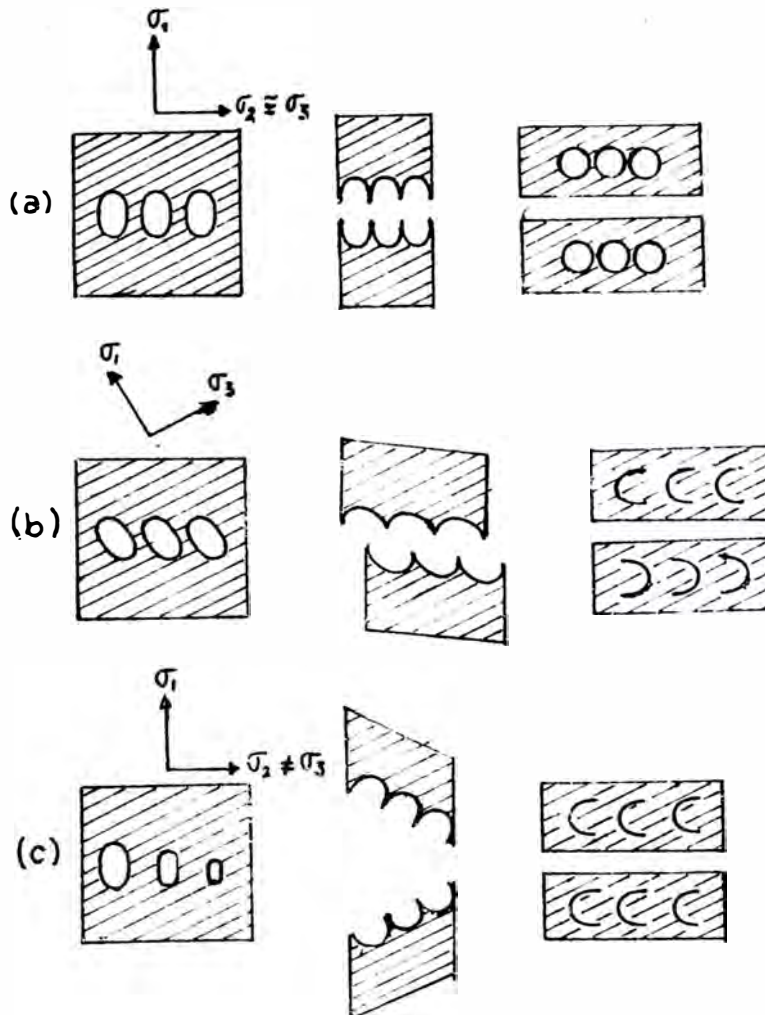


Fig. 16.1 Esquema que muestra la coalescencia de microagujeros:

- a) Rotura Normal
- b) Rotura por corte
- c) Rotura por rasgado

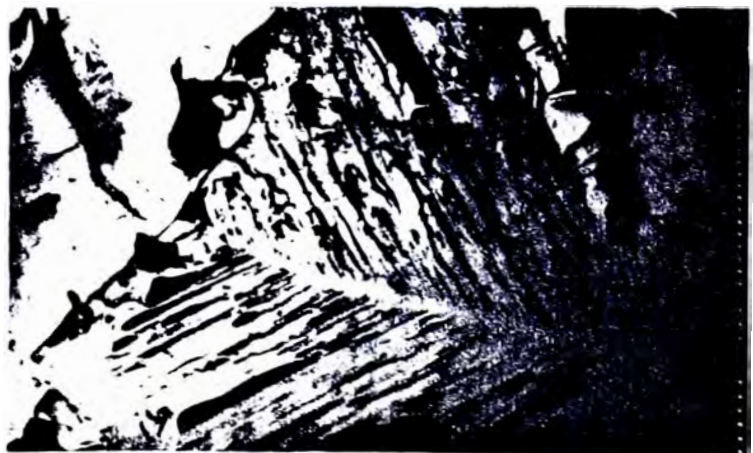


Fractura por clivaje mostrando un patrón fluvial causado por progresión simultánea de la grieta de clivaje en varios planos

Rasgo típico de clivaje, llamado "lenguas", debido a la progresión de la grieta en diferentes planos

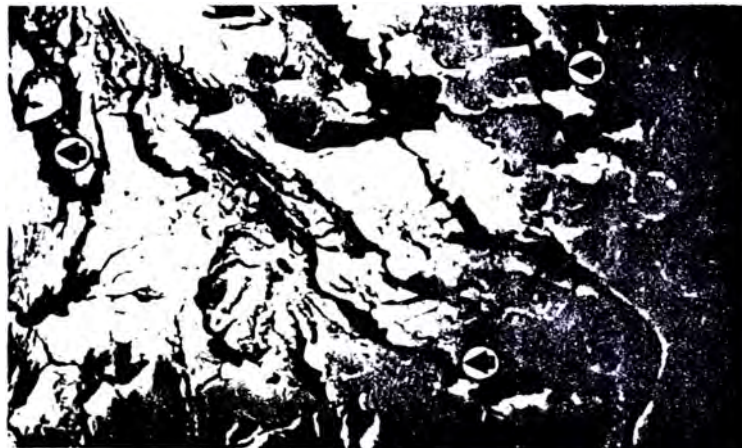


Rasgo típico de clivaje denominado "esqueleto de pez".





Fractura típica por clivaje en el hierro, ocurrida por separación en lo largo de planos cristalográficos causando un aspecto fractográfico plano.



Fractura identificada como "cuasi-clivaje" en la martensita de los aceros. Es una fractura frágil pero no por clivaje.



Clivaje asociado a una fractura frágil de partículas intermetálicas, cuyas áreas localizadas fallan alejadas de la grieta principal, debido a la debilidad de la estructura. A menudo se parecen a fracturas dúctiles.

Fractura intergranular mostrando los bordes de grano y un punto triple en A.





Fractura intergranular en aceros, mostrando en el borde de grano una fragilización por endurecimiento.

Fractura intergranular debido a corrosión por tensión en los bordes o superficies del grano.



Fractura intergranular mostrando fragilización en el borde de grano por acción del hidrógeno.





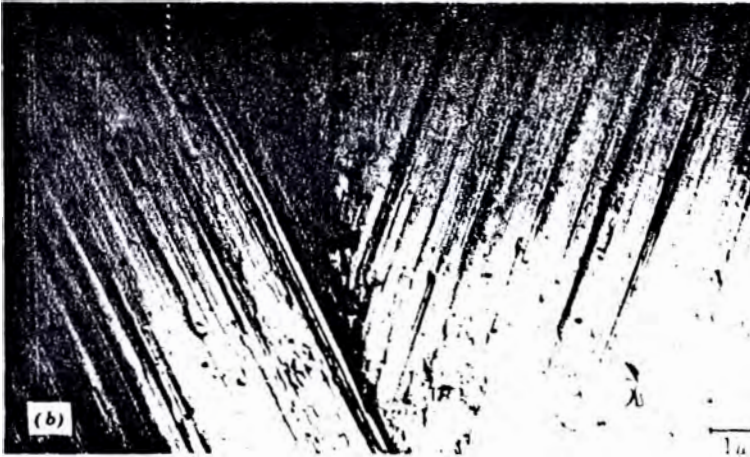
Estriaciones por fatiga dúctil formando-se perpendicularmente al crecimiento de la grieta.



Estriaciones por fatiga frágil en dirección opuesta al crecimiento de la grieta.



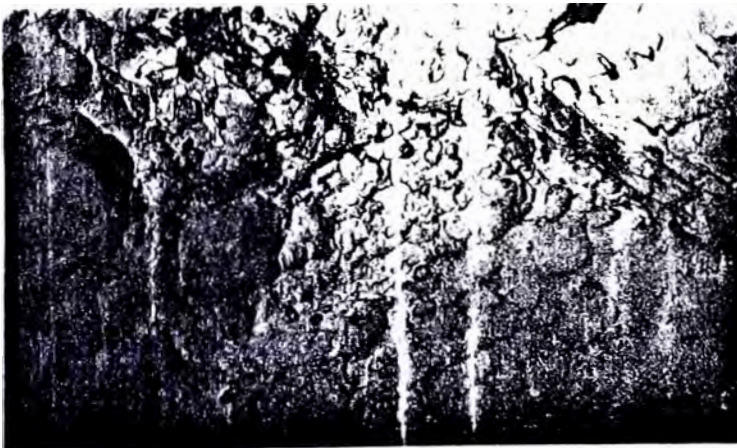
Fallas por fatiga con rasgos que asemejan a estriaciones.



Idéntico al anterior,
fallas de fatiga seme-
jantes a estriaciones.



Fractura frágil de un
acero de probeta Char-
py rota a baja tempe-
ratura con 15% de fi-
brosidad, donde no hay
bordes de corte.



La misma probeta mos-
trando en algunas zo-
nas hoyuelos dúctiles

CAPITULO XVII
ORGANIGRAMA DE UN GABINETE DE ANALISIS
DE FALLAS PARA EL LABORATORIO DE
METALURGIA FISICA

Teniendo en consideración que un análisis de fracturas y fractografía de componentes mecánicos sólo lo puede realizar personal capacitado y con los equipos necesarios, el Laboratorio de Metalúrgia Física del Departamento de Metalúrgia de esta universidad, está en capacidad de formar un gabinete para el estudio de fracturas y poder brindar sus servicios a las entidades que lo requieran.

Según lo expuesto anteriormente, en el presente capítulo presento los diferentes items necesarios para conformar un gabinete de análisis de fallas:

- I.- Personal
- II.- Equipos y herramientas
- III.- Organigrama del gabinete de fractografía
- IV.- Diagrama de flujo de las piezas falladas

I.- PERSONAL

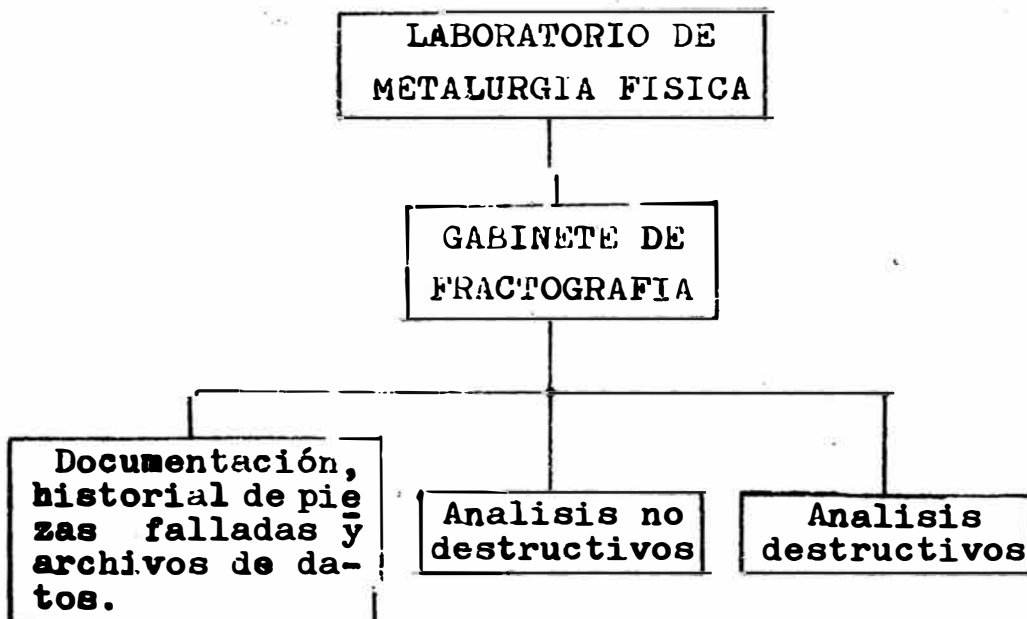
Para ello se cuenta con los diferentes profesionales del Departamento de Metalúrgia que laboran en el área de la Metalurgia Física, además del personal auxiliar de mantenimiento de los equipos y máquinas, que la

boran en el laboratorio.

II.- EQUIPOS

Equipos:	Gabinetes del Laboratorio de Metalurgia Física del cual dependen:
a) Equipo de Macrofotografía	Gabinete de Macrografía
b) Microscopio Metalográfico	Gabinete de Metalografía
c) Equipos de pruebas mecánicas	Gabinete de Deformación de Metales
d) Equipos de pruebas no destructivas	Gabinete de Pruebas no Destructivas
e) Equipos de Fotografía	Gabinete de Fotografía
f) Equipos y herramientas auxiliares	Sección de Mantenimiento del Departamento de Metalurgia.

III.- ORGANIGRAMA DEL GABINETE DE FRACTOGRAFIA



A continuación se hará una descripción detallada de las funciones de cada sección del Gabinete de Análisis de Fallas:

- SECCION DE DOCUMENTACION, HISTORIAL DE PIEZAS FALLADAS Y ARCHIVO DE DATOS

A.- Evidencias documentarias

- 1) Certificados de pruebas
- 2) Datos de pruebas mecánicas
- 3) Especificaciones técnicas
- 4) Otros datos

B.- Parámetros de servicio

- 1) Diseño o parámetros de operación
- 2) Condiciones actuales de servicio:
 - a. Temperatura (rango y magnitud)
 - b. Condiciones ambientales
 - c. Tensiones de servicio
- 3) Detalles observados de la falla o reportes del personal

- SECCION DE ANALISIS NO DESTRUCTIVOS

A.- Examen macroscópico de la superficie fracturada

- 1) Color o cambios de textura
 - a. Colores de recalentamiento
 - b. Oxidación
 - c. Productos de corrosión
- 2) Examen de aspectos distintivos de superficies fracturadas
 - a. Labios de corte
 - b. Marcas de playa
 - c. Marcas de Chevron
 - d. Plasticidad grosera

e┐ Agujeros o inclusiones exógenas
f┐ Grietas secundarias

- 3) Dirección de propagación
- 4) Origen de la fractura

B.- Detección de defectos superficiales e internos

- 1) Magnaflux
- 2) Tintas penetrantes
- 3) Ultrasonido
- 4) Rayos - X

C.- Medidas de dureza

- 1) Macroscópica
- 2) Microscópica

D.- Análisis químico por instrumentación

- 1) Espectrográfico
- 2) Microanálisis puntual

- SECCION DE ANALISIS DESTRUCTIVOS

A.- Metalografía

- 1) Macroscopía
- 2) Microscopía
 - a┐ Estructura
 - b┐ Tamaño de grano
 - c┐ Microdureza
 - d┐ Inclusiones

B.- Pruebas Mecánicas

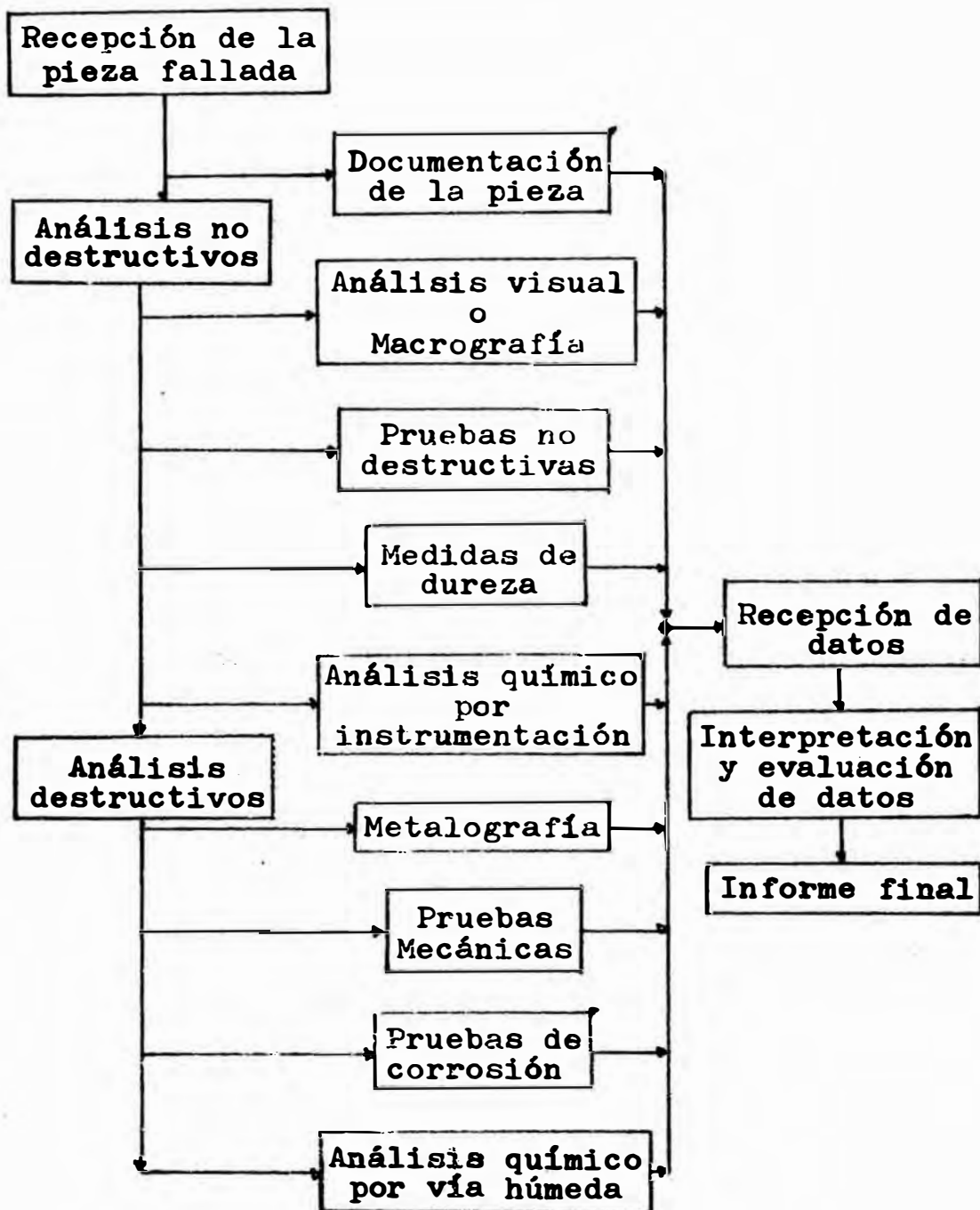
- 1) Tracción
- 2) Compresión
- 3) Corte

4) Impacto

C.- Pruebas de corrosión

D.- Análisis químico por vía húmeda

IV.- DIAGRAMA DE FLUJO DE UNA PIEZA A INSPECCIONAR



BIBLIOGRAFIA

- ANALISIS OF METALLURGICAL OF FAILURES
Autores: V.J. Colangelo y F.A. Heiser

- MECHANICAL METALLURGY
Autor: George E. Dieter

- ESTRUCTURA DE LOS METALES
Autor: Charles S. Barrott

- INTRODUCTION TO MATERIALS SCIENCE
Autor: Albert G. Guy

- INTRODUCCION A LA METALURGIA FISICA
Autor: Albert G. Guy

- INTRODUCTION TO PHYSICAL METALLURGY
Autor: Sidney H. Avner

- DOCUMENTACION DE FALLAS COMPILADAS POR EL AUTOR