

Fundamentos **CREEP FATIGA**



Laura Aurora Sáenz Palencia

**Publicaciones científicas
Universidad de las Fuerzas Armadas ESPE**

Créditos

Fundamentos Creep Fatiga

Laura Aurora Sáenz Palencia

ISBN:

978-9942-765-16-1

Pares revisión científica:

Sandra Cabello

Brizeida Nohemi Gámez

Universidad de las Fuerzas Armadas ESPE

Crnl. Ramiro Pazmiño (Rector)

Publicación autorizada por:

Comisión Editorial de la Universidad de las Fuerzas Armadas ESPE

Edición y producción:

David -Andrade Aguirre

daa06@yahoo.es

Diseño editorial:

David Cabrera Reinoso

thedavox@gmail.com

Derechos reservados. Se prohíbe la reproducción de esta obra por cualquier medio impreso, reprográfico o electrónico.

El contenido, uso de fotografías, gráficos, cuadros, tablas y referencias es de exclusiva responsabilidad del autor.

Universidad de las Fuerzas Armadas ESPE

Av. General Rumiñahui s/n, Sangolquí, Ecuador

www.espe.edu.ec

Los derechos de esta edición electrónica son de la Universidad de las Fuerzas Armadas ESPE, para consulta de profesores y estudiantes de la universidad e investigadores en www.repositorio.espe.edu.ec.

Índice	Pag.
Capítulo I	
Fluencia lenta o Creep	5
1. Generalidades	7
2. La curva de fluencia lenta	7
3. Etapas del fenómeno de fluencia lenta	8
Creep primario	8
Creep secundario	8
Creep terciario	9
4. Fractura a temperaturas elevadas	12
5. Mecanismos responsables de fluencia lenta	16
6. Ensayos de fluencia lenta	20
7. Aplicaciones prácticas de los ensayos de fluencia lenta	21
8. Limitaciones	22
Capítulo II	
Aplicaciones en ingeniería de fluencia lenta	25
1. Evaluación de daños por fluencia lenta por el método de réplicas	27
2. Métodos para determinar resistencia a fluencia lenta	32
Método de extrapolación de isotermas	33
Método de Larsom y Miller (1952)	36
Método de Marson - Haferd (1953)	38
Capítulo III	
Fatiga	43
1. Introducción	45
2. Resistencia a la fatiga	45
3. Clasificación de los ensayos de fatiga	45
4. Curvas S-N o Curva de Whöler	46
5. Ciclos de esfuerzos	47
6. Factores que afectan la vida de fatiga	50
Factores mecánicos	50
Factores microestructurales	51
Factores del medio ambiente	52
7. Mecanismos de fatiga (vida de fatiga)	53
8. Inicio de las grietas de fatiga	55
9. Propagación de las grietas de fatiga	56
10. Característica de la aparición de la fractura por fatiga	60
Capítulo IV	
Aplicaciones en ingeniería de fatiga	63
1. Criterios de diseño contra fatiga	65
Diseño a vida infinita	65
Diseño a vida segura	70
Diseño de falla segura	74
Diseño de daño tolerable	74

	Pag.
2. Métodos para mejorar la resistencia a la fatiga en uniones soldadas	78
Modificación de la forma de la entalla para reducir la concentración de esfuerzos	79
Modificación de la distribución de esfuerzos residuales (para producir esfuerzos compresivos)	82
Protección de la entalla de la atmósfera y otros medios corrosivos	91
3. Comparación de las técnicas de mejoramiento	92
Referencias bibliográficas	94

Capítulo I



FLUENCIA LENTA O CREEP

ESPACIO EN BLANCO

1. Generalidades

El desarrollo tecnológico de los últimos años, demanda materiales resistentes a temperaturas elevadas (turbinas, industrias químicas y petroquímicas, reactores nucleares, etc.) donde los materiales pueden sufrir deterioros mecánicos y/o químicos.

- **Deterioros mecánicos:** el material a pesar de ser inicialmente resistente a las cargas aplicadas, sufre deformación anelástica; sus dimensiones cambian con el tiempo.
- **Deterioros químicos:** este es debido a la reacción del material con la atmósfera y a la difusión de elementos externos dentro del material. Como por ejemplo la clorinación (la cual afecta negativamente las propiedades de la superaleación usada en las turbinas de aviones), y oxidación interna, etc. son ejemplos de la degradación química. Este deterioro es materia de otro análisis, el cual no será tratado en el presente trabajo.

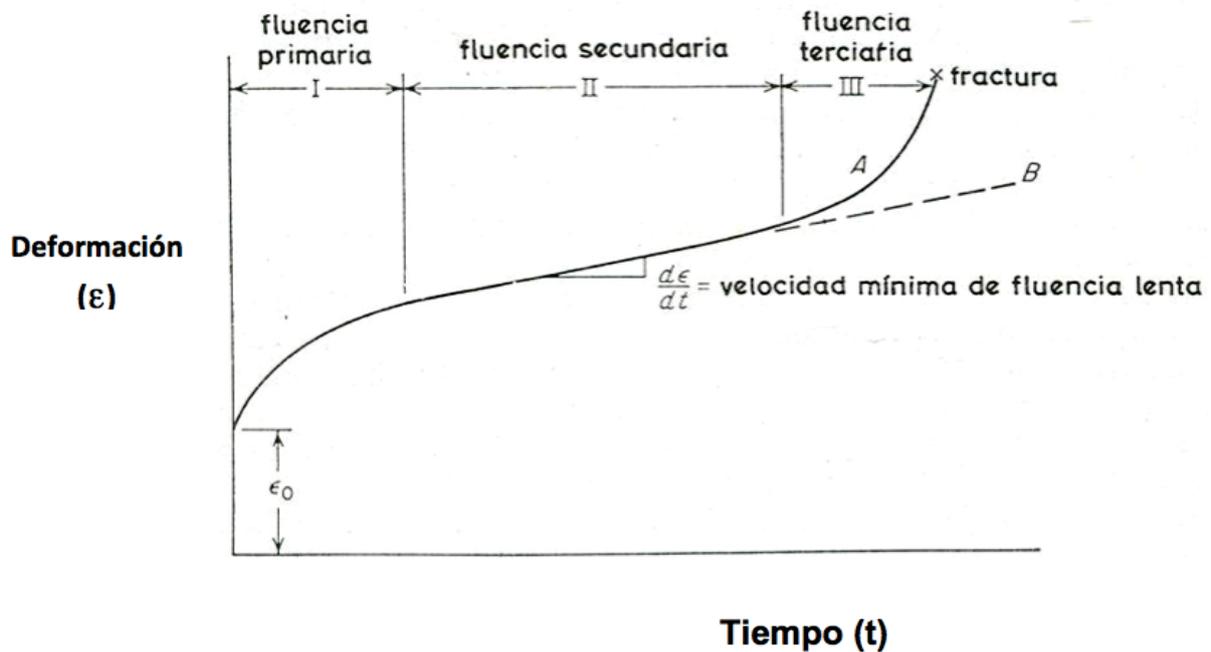
La respuesta anelástica del material es conocido como “fluencia lenta o creep”. Gran parte de las fallas ocurridas a altas temperaturas son atribuidas a fluencia lenta o a una combinación fluencia lenta-fatiga.⁽¹⁾

La fluencia lenta es caracterizada por un flujo lento del material. Este actúa como si fuese viscoso y puede definirse como la acumulación de deformación plástica con el tiempo.

Cuando un componente mecánico está sometido a carga de tracción constante y a temperatura constante, la disminución del área de la sección transversal genera un incremento en el esfuerzo; es decir hay una deformación instantánea (elástica o elastoplástica) después se observa una deformación plástica continua, creciente con el tiempo (fenómeno de fluencia lenta) y puede llegar a ruptura en un tiempo determinado.

2. La curva de Fluencia Lenta⁽¹⁾

Una curva de fluencia lenta o creep es la representación gráfica del alargamiento de una probeta de tracción a una carga constante y medir la deformación (elongación) en función del tiempo, a una temperatura determinada y bajo condiciones constantes o esfuerzo real, obteniéndose un cambio dinámico del comportamiento del material, el cual es representado en la Fig. 1.1.

Fig. 1.1 Curva típica de Fluencia Lenta ⁽¹⁾.

Fuente: elaboración propia a partir de George Dieter

Es importante resaltar que el fenómeno de fluencia lenta se torna importante en ingeniería, cuando la temperatura es alta o el esfuerzo aplicado es grande.

3. Etapas del fenómeno de Fluencia Lenta ⁽¹⁾

El fenómeno de fluencia lenta está caracterizado por tres etapas (fig. 1.1), las cuales son conocidas como: creep primario, creep secundario y creep terciario, y cuyas características se resumen a continuación.

Creep Primario

También denominado creep logarítmico o **transiente**. Sucede a baja o alta temperatura, y puede ocurrir en ausencia de activación térmica a 4°K . región de decrecimiento de la velocidad de fluencia lenta, muchas dislocaciones saltan y se deslizan contribuyendo con la deformación del metal; hay endurecimiento por deformación.

Creep Secundario

Es lineal, también llamado fluencia lenta en estado estacionario donde la velocidad de deformación es constante. Representa un balance dinámico entre el endurecimiento por deformación y los procesos de recuperación que ocurren sólo a altas temperaturas.

Esta etapa es la más importante ya que representa la mayor parte de la deformación de fluencia lenta resultante del uso de componentes sometidos a esfuerzos a altas temperaturas por ejemplo turbinas a gas y reactores atómicos.

Es caracterizado por una pronunciada velocidad de deformación debido al:

- Apilamiento de dislocaciones por carburos de tamaños submicroscópicos
- El calor induce al crecimiento de estos carburos, resultando la pérdida de influencia de las dislocaciones y por lo tanto sobre la resistencia a fluencia lenta.
- Formación de nuevos submicroscópicos carburos por apilamiento de dislocaciones
- Decrecimiento en la matriz del contenido de carburos, formando elementos metaestables.
- Este proceso continua hasta que los carburos disueltos inestables se transforman en carburos estables.
- El apilamiento de dislocaciones está en continuo decrecimiento y la velocidad de fluencia lenta se incrementa simultáneamente. Esta relación indica la transición a la tercera etapa.

Creep Terciario

Es la más evadida de la práctica, representa una región de incremento rápido de la tasa de deformación la cual termina finalmente con la fractura. Empieza la reducción de la sección transversal (estricción), se incrementa el esfuerzo, la fractura se produce a principio de esta etapa cuando las cavidades crecen en los límites de grano, se extienden y abren, cuando el deslizamiento de los límites de grano se lleva a cabo, conduciendo finalmente a la fractura intergranular por fluencia lenta.

Es controlado por fluencia lenta acelerado lo cual tiene dos razones principales:

- Decrecimiento a la resistencia por fluencia lenta en el material por las razones microestructurales
- Decrecimiento de sección de la muestra por fluencia lenta, por encurtamiento y microagrietamiento interno de la muestra. La formación de microgrietas está precedida por la formación de cavidades en los límites de grano por el crecimiento y enlace de cavidades, microgrietas son formadas y más tarde forman macrogrietas lo cual puede iniciar la fractura por fluencia lenta.

Una de las primeras correlaciones matemáticas de las variables que influyen en la fluencia lenta, la cual presentó una descripción precisa de algunos resultados fue la propuesta por Andrade (1911):

$$\varepsilon = \varepsilon_0 (1 + bt^{1/3}) \exp kT \quad 1.1$$

Donde,

ε es la deformación de la muestra a un tiempo, t .

ε_0 , β y k son constantes.

La ecuación expresa la contribución de dos tipos de flujo al incrementar en longitud la muestra. Primeramente, el flujo β , el cual cuando $k=0$, puede expresarse como

$$\varepsilon = \varepsilon_0 (1 + bt^{1/3}) \quad 1.2$$

Esta contribución disminuye rápidamente con el tiempo y describe el fluencia lenta primario. Seguidamente cuando $\beta=0$

$$\varepsilon = \varepsilon_0 e^{kt} \quad 1.3$$

Garofalo (1965), desarrollo una ecuación que consiste de una deformación instantánea, ε_0 (la deformación en el instante de la aplicación de la carga) una función lineal del tiempo ε_t (describiendo el creep secundario), y un término exponencial representando el creep primario

$$\varepsilon_t = \varepsilon_0 + \varepsilon [1 - \exp(-mt)] + \varepsilon_s t \quad 1.4$$

ε_t = deformación total de fluencia lenta.

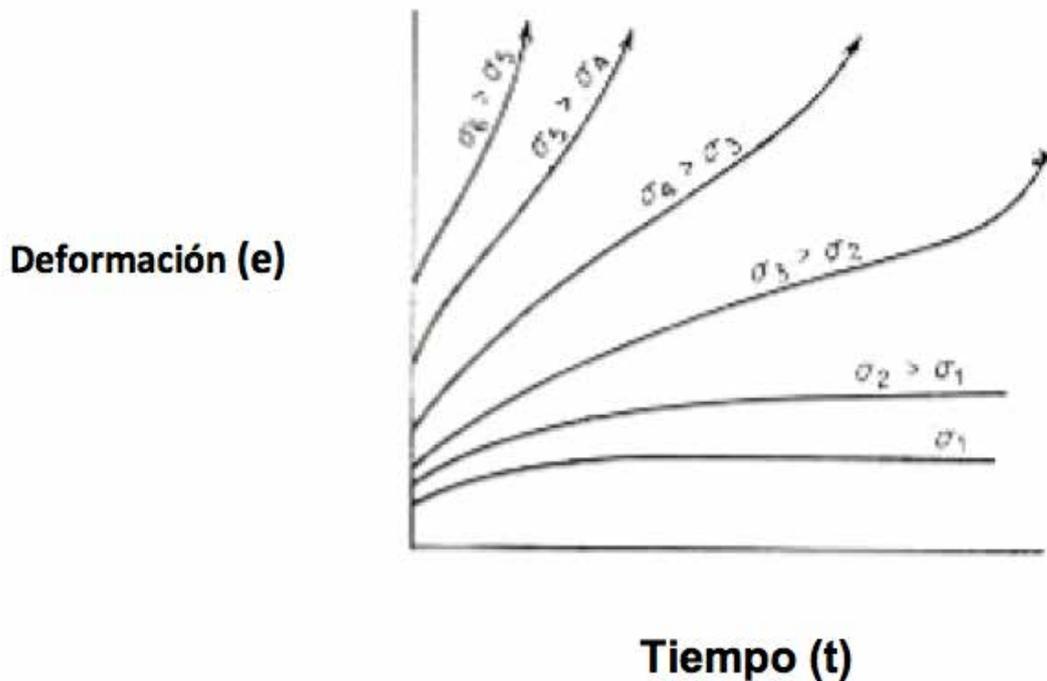
ε_0 = deformación del estado estacionario de fluencia lenta.

ε_s = deformación del límite de estado estacionario de fluencia lenta.

m = constante del material

Las teorías acerca de fluencia lenta, intentan calcular la mínima rata de fluencia lenta de los modos de deformación micromecánicas. Si la temperatura cambia y la carga se mantiene constante tendríamos una secuencia similar a la de la Fig. 1.2; tanto como la temperatura aumenta también lo hace la rata de fluencia lenta, ε .

Fig. 1.2 Representación esquemática del efecto del esfuerzo en las curvas de fluencia lenta a temperatura constante⁽¹⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de George Dieter

Cunha y Kestenbach (1979), se concentraron en el rango intermedio de esfuerzos, en el cual la respuesta del material puede ser satisfactoriamente descrito por la relación:

$$\dot{\varepsilon} = A \sigma^n e^{(-Q_c/RT)} \quad 1.5$$

Donde,

$\dot{\varepsilon}$ = velocidad de deformación de fluencia lenta

T = temperatura,

Q_c = energía de activación de fluencia lenta

σ = esfuerzo o carga

A, n, R = constantes.

Desde el punto de vista ingenieril el ensayo de fluencia lenta a carga constante es más importante que a esfuerzo constante; esto es debido a que es la carga, y no es esfuerzo que se mantiene constante en aplicaciones ingenieriles.

Los parámetros a evaluar en el ensayo de fluencia lenta son: la deformación (ε), carga o fuerza Aplicada o esfuerzo (F , σ), Temperatura (T), Velocidad de Fluencia lenta ($d\varepsilon/dt$, $\dot{\varepsilon}$), esfuerzo de ruptura (σ_r) y el tiempo de Ruptura (t_r). Este último, es el tiempo necesario para que

ocurra la fractura. Por tanto un gran esfuerzo como una temperatura alta, reducen el tiempo de ruptura e incrementa la rapidez de la fluencia lenta.

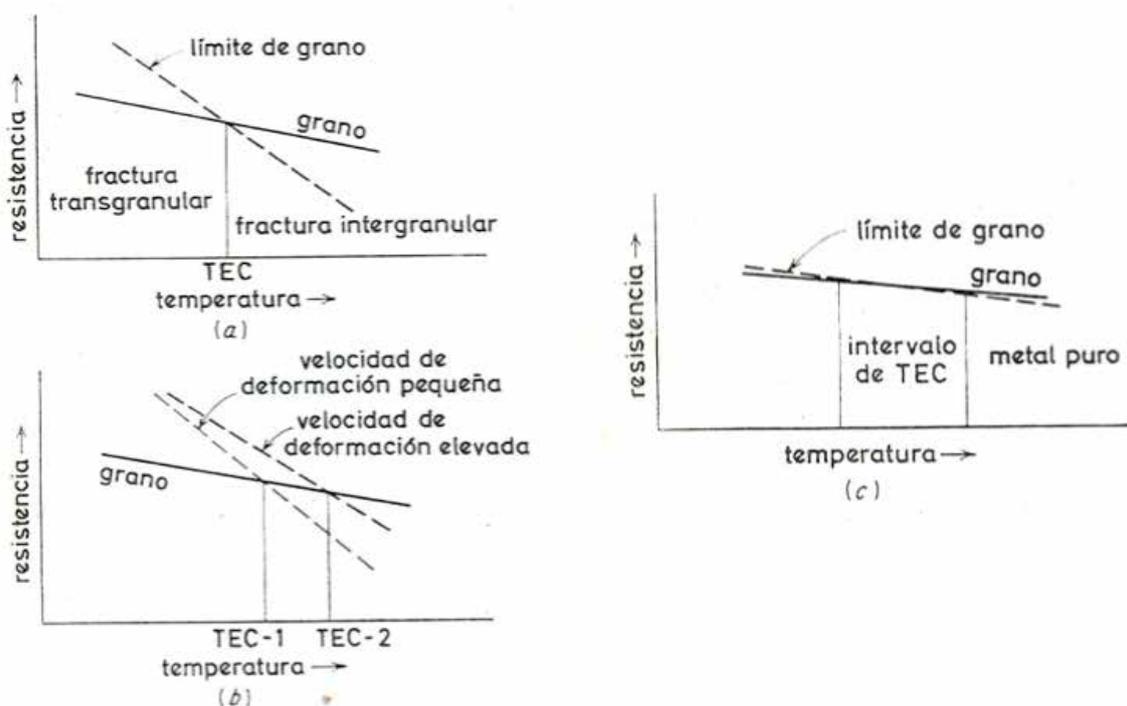
4. Fractura a Temperaturas Elevadas ⁽¹⁾

Por los trabajos reportados por Rosenhain y Ewen (1913), se conoce que los metales tienen un comportamiento de transición de una fractura transgranular a una intergranular a medida que la temperatura aumenta. Cuando la fractura transgranular ocurre, los planos de deslizamiento ocasionan que los bordes de grano se debiliten, mientras que para la fractura intergranular los bordes de grano son el componente de debilitamiento ⁽¹⁾.

Jeffries (1919), introduce el concepto de temperatura Equicohesiva (ECT), la cual se define como la temperatura en donde el grano y los bordes de grano tienen igual resistencia (fig. 1.3a).

Los cambios de esfuerzo, la temperatura y la velocidad de deformación tienen un efecto importante sobre la ECT. La gráfica 1.3b de resistencia en función de la temperatura muestran que cuando hay una disminución de la velocidad de deformación la ECT incrementa la tendencia a la fractura intergranular.

Fig. 1.3 Temperatura Equicohesiva ⁽¹⁾



Fuente: elaboración propia a partir de George Dieter

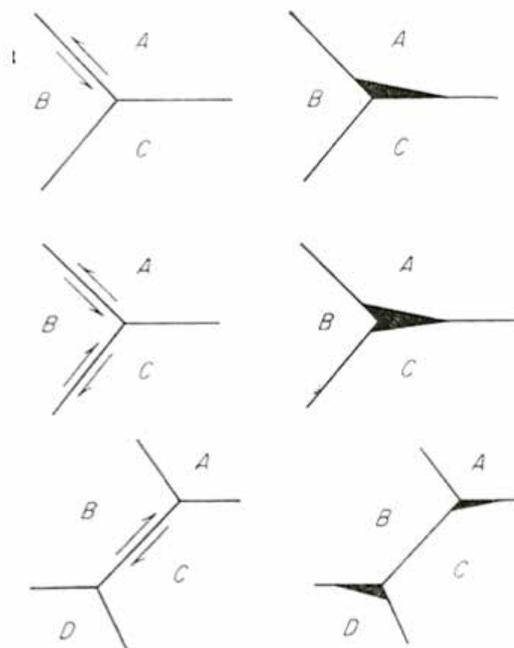
Para metales y aleaciones comerciales de alta pureza la ECT ocurrirá dentro de un rango estrecho de intervalos de temperatura como se observa en la fig. 1.3c. Los esfuerzos de los granos y los bordes de grano no son diferentes ya que la fractura transgranular puede ocurrir a bajas temperaturas más que a altas temperaturas.

En la tercera etapa de fluencia lenta está envuelta con el desarrollo de grietas intergranulares y cavidades. Dos tipos de agrietamiento intergranular ocurren entre fluencia lenta y el trabajado en caliente, estas son grietas tipo cuña y la formación de cavidades esféricas en los bordes de grano.

Las grietas tipo cuña, w , se inician por lo general en los puntos triples y se propagan a lo largo del límite de grano, los cuales son normales a los altos esfuerzos aplicados. Esta condición de fluencia lenta para esta grieta está asociada con condiciones de fluencia lenta que envuelven una termofluencia a temperaturas moderadas y altos niveles de esfuerzo. (fig. 1.4).

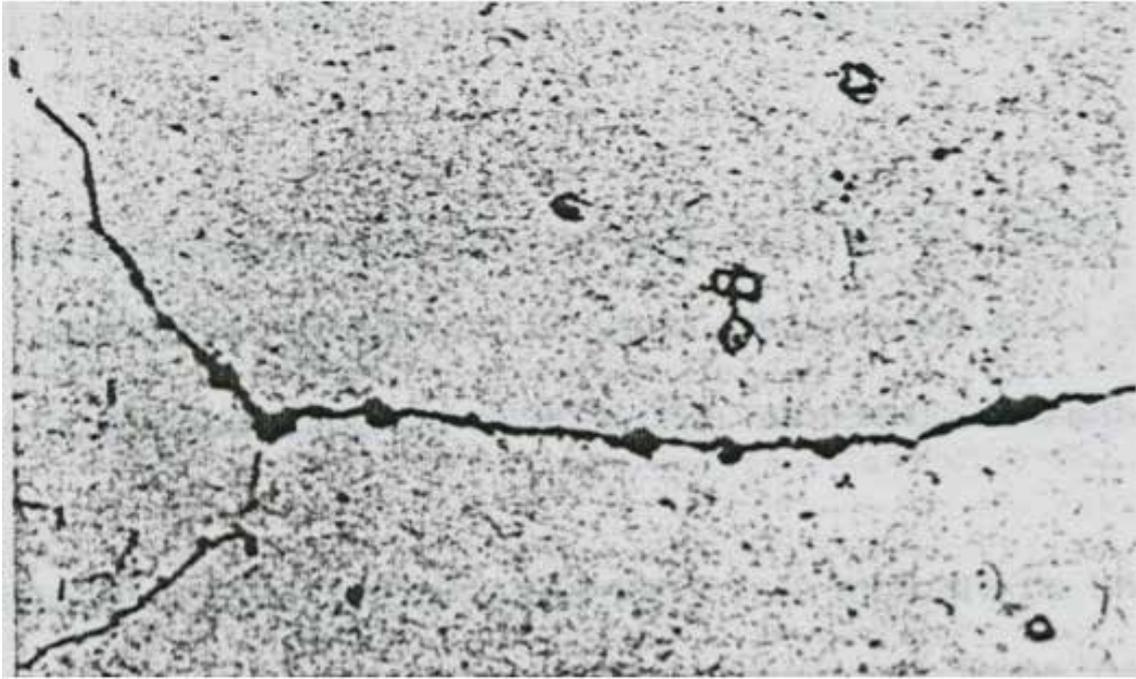
Las cavidades redondeadas o elípticas en los bordes de grano, se forman debido a las altas temperaturas de fluencia lenta y bajos esfuerzos, deslizamiento de los límites de granos son necesarios para iniciar cavidades tipo r . (Fig.1.5)⁽²⁾.

Fig. 1.4 Representación esquemática de la formación de grietas tipo W iniciadas por el deslizamiento de los límites de grano⁽²⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Frank Garofalo

Fig. 1.5 Cavidades tipo r en los límites de grano de un Nimonic 80A ensayado a 750 °C (320 X)⁽²⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Frank Garofalo

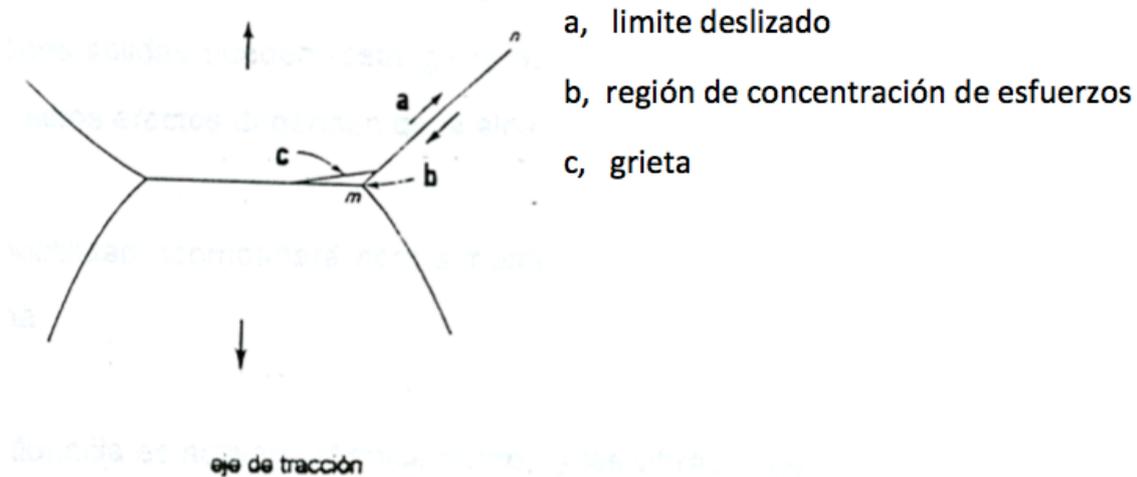
Hace algunos años, Zener (1961) propuso un mecanismo para la formación de cavidades en forma de cuña. El deslizamiento a lo largo del límite de grano mn reduce el esfuerzo de cizallamiento a lo largo del límite y concentra el esfuerzo en la esquina del grano, suficiente para causar la formación de una microgrieta (Fig. 1.6)⁽³⁾.

La concentración de esfuerzos en una esquina de grano puede ser elevada por deformación plástica en el grano adelante del límite deslizante y se conoce como pliegues también existe el denominado doble pliegue.

Un mecanismo alternativo que puede prevenir la abertura de una grieta en una esquina del límite del grano es la migración del límite de la región sometida a esfuerzos antes que la concentración de los esfuerzos haya llegado a un punto donde se pueda formar un poro⁽³⁾.

Cualquier factor que tienda a aumentar la resistencia al cizallamiento en el interior de los granos en relación con la de los límites de grano, y haga más difícil la migración del límite, tiende a proveer una fractura del límite de grano.

En general, el deslizamiento en el interior de los granos puede dificultarse más por endurecimiento por trabajado, endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación, etc. El endureci-

Fig. 1.6 Método de Zener para la formación de cavidades en forma de cuña⁽³⁾.

Fuente: elaboración propia a partir de Hill Reed

miento por precipitación y solución sólida puede restringir grandemente, también la migración del límite.

La magnitud de estos efectos depende de la aleación en cuestión.

Un aumento de la ductilidad acompañara normalmente a la reparación de la fractura transcristalina.

La deformación por fluencia es térmicamente activada y las vibraciones térmicas deben ayudar al esfuerzo aplicado para vencer ciertas barreras de flujo en el metal.

La deformación plástica en un metal es función del tiempo, la temperatura y el esfuerzo. Pero hay también otra variable que debe ser considerada, esta es la estructura interna del metal, la velocidad de deformación bajo un esfuerzo y temperatura, dado que es sensitiva a factores tales como: La densidad y disposición de dislocaciones en el metal, el número de vacantes y átomos intersticiales, la concentración y clases de átomos de impurezas, el tamaño y distribución de partículas de precipitado y finalmente el tamaño de grano, infortunadamente estas variables estructurales dependen de una manera complicada de la historia previa de la deformación plástica y tratamientos térmicos del metal.

Puede concluirse que la estructura de un metal policristalino, deformado a temperaturas elevadas es una función de un gran número de variables interrelacionadas. Mientras que los metales cristalinos deformarían por cuatro tipos de mecanismos:

Deslizamiento, ascensión, cizallamiento sobre o adyacente a los límites de grano y, difusión de lugares vacantes en el interior de los granos.

5. Mecanismos responsables de fluencia lenta ⁽⁴⁾

El régimen de temperatura en el que la fluencia lenta se torna importante está definido por:

$$\text{Donde,} \quad 0.5 T_f < T < T_f \quad 1.6$$

T = Temperatura de fusión del material en Kelvin.

T^f = Temperatura de trabajo.

Este rango establece la región de temperatura en la que la difusión se torna un factor significativo. Siendo la difusión un proceso térmicamente activado y presenta una dependencia exponencial con la temperatura.

Para temperaturas menores de $0.5T_f$ el coeficiente de difusión, D_D es tan bajo que cualquier mecanismo de deformación dependiente de la difusión es tan lento que puede ser despreciable.

Según Sherby y Miller (1945), la historia del proceso de fluencia lenta se puede dividir en dos periodos; antes y después de 1954. Orr et al (1954), introducen el concepto de que las energías de activación para difusión y fluencia lenta son iguales para un número apreciable de metales.

La energía de activación para autodifusión está ligada al coeficiente de difusión por la ecuación:

$$D = D_o \exp (-Q_D / KT) \quad 1.7$$

Donde,

D_o = coeficiente de difusión a una temperatura T .

Q_D = Energía de activación para difusión.

K^D = Constante

T = Temperatura de trabajo.

Cabe resaltar que hay diversos mecanismos que pueden ser responsables de la fluencia lenta y el que domina depende del esfuerzo aplicado y de la temperatura. Para temperaturas bajas (menores a $0.5 T_f$) la energía de activación para fluencia (Q_f) tiende a ser menor que la energía de activación para difusión (Q_D).

Para temperaturas ($T > 0.5 T_f$) el mecanismo responsable de la fluencia lenta pueden ser descritas en función del esfuerzo aplicado. Los mecanismos pueden ser divididos en cuatro grandes grupos

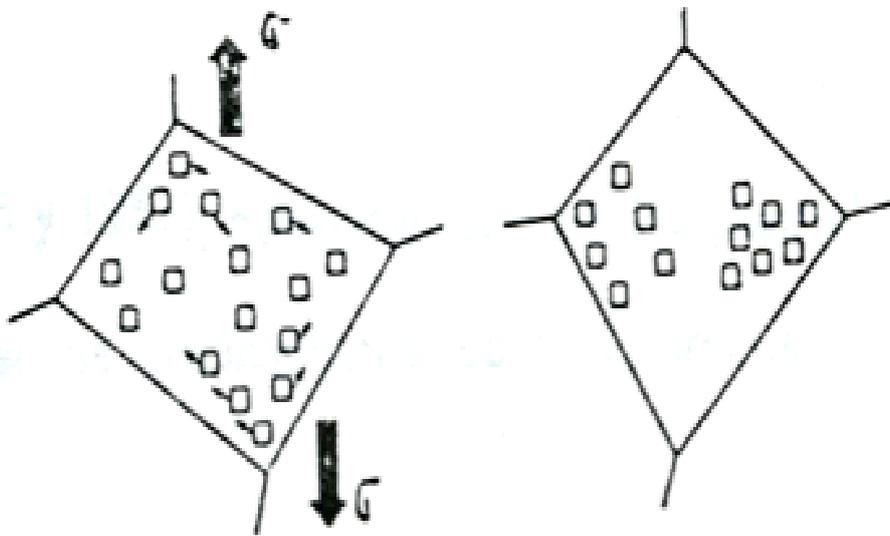
Fluencia Lenta por Difusión (para $s / G \leq 10^{-4}$), valor que depende del metal, donde G es la extensión de la grieta, y s es el esfuerzo aplicado ⁽⁴⁾.

Dos mecanismos son considerados importantes en esta región:

- Mecanismo de Nabarro (1948), y Herring (1950), de flujo de vacancias dentro del grano (Fig. 1.7). Las vacancias se mueven de tal forma que producen un aumento en la longitud de los granos a lo largo de la dirección del esfuerzo aplicado, y
- Mecanismo de Coble (1963), de difusión en el límite de grano. Esta difusión trae como consecuencia un deslizamiento de los límites de grano.

Un modo práctico de obtener una aleación con elevada resistencia a la fluencia lenta, según Nabarro - Herring y Coble es aumentar el tamaño de grano. Un ejemplo sería el uso de superaleaciones, tal como en el caso de las aletas de turbinas.

Fig. 1.7 Flujo de Vacancias de acuerdo al mecanismo de Nabarro Herring ⁽⁴⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Mark Meyers

Fluencia Lenta por Dislocaciones (en el rango de esfuerzos de $10^{-4} < \sigma/G < 10^{-2}$) ^(4,8), En esta franja de esfuerzos, la fluencia ocurre por el deslizamiento de dislocaciones asistida por la difusión de vacancias (Fig. 1.8).

Weertman (1955 y 1957), desarrollo dos teorías para el flujo de fluencia basado en el ascenso de dislocaciones, como el proceso controlador de la deformación ⁽⁸⁾.

- La primera teoría: Bordes de grano como barrera para la deformación plástica.
- La segunda teoría: aplicada a materiales de estructura hexagonal compacta (hcp), se basa en que las barreras no existen.

Por lo tanto diferentes barreras son asumidas. Las dislocaciones son apilonadas en obstáculos, ellas se salvan por ascenso, asistido por vacancias e intersticiales y se generan o destruyen.

Ambas teorías predicen la ley potencia o fluencia lenta.

$$\dot{\epsilon}_S = K (D/b^2) (\sigma/G)^n \quad 1.8$$

$$\dot{\epsilon}_S = A \sigma^n \exp(-Q_f/KT) \quad 1.9$$

Donde,

$\dot{\epsilon}_S$ = rata o velocidad de deformación de fluencia lenta para el estado II

K = es un parámetro;

n = 5 para Weertman (1955); n = 3 para Sherby (1968).

A = constantes

D = coeficiente de difusión

σ = esfuerzo aplicado

G = Extensión de la grieta.

Q_f = Energía de activación para fluencia.

Fig. 1.8 a) Difusión de una vacante hacia una dislocación en cuña b) Una dislocación trepa un espaciado reticular ⁽⁴⁾.

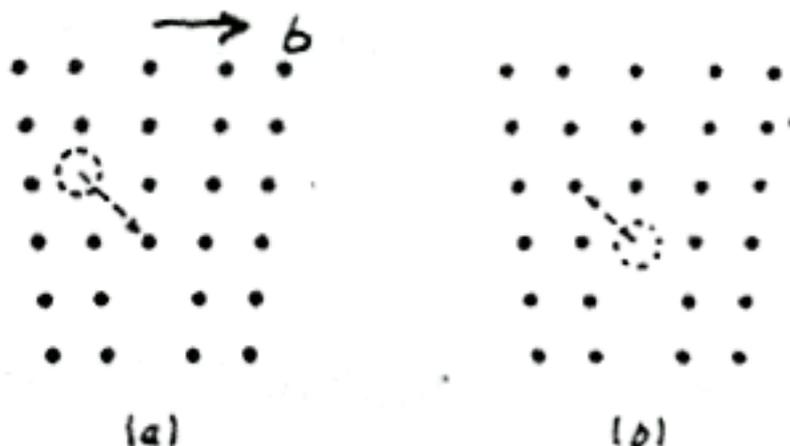
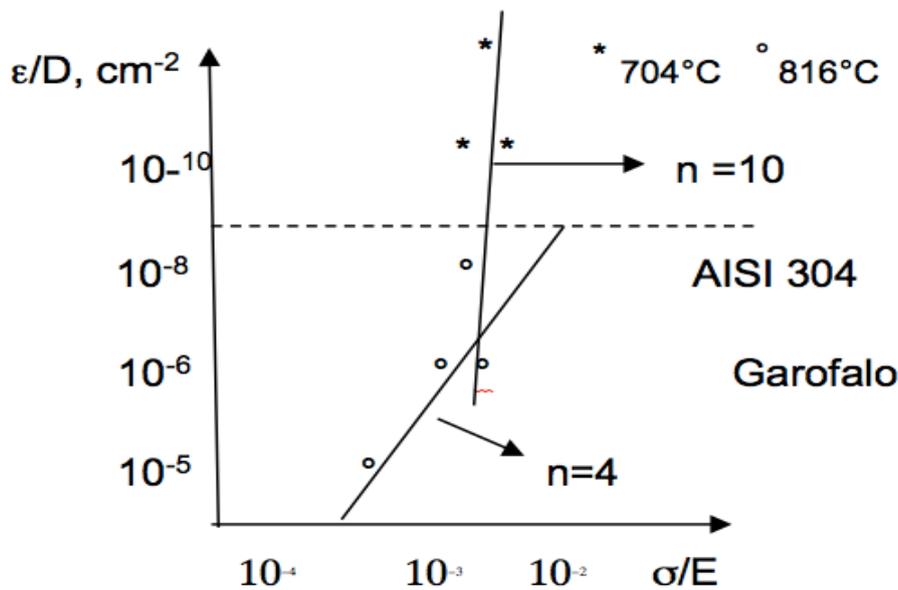


Fig. 1.9 Relación entre la deformación y el esfuerzo para un acero inoxidable AISI 306⁽⁴⁾.

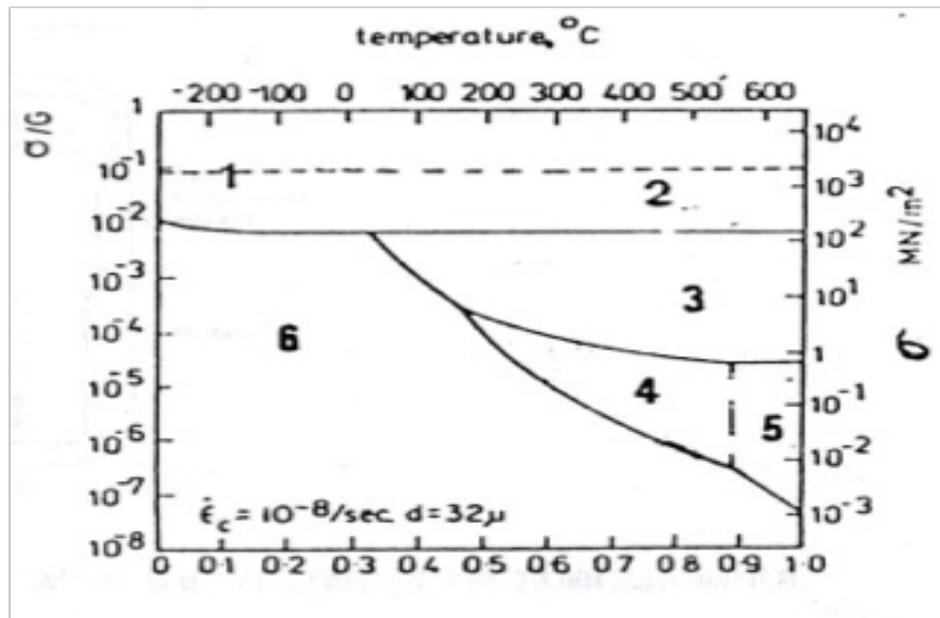
Fuente: elaboración propia a partir de Mark Meyers

Deslizamiento de Dislocaciones (para $s/G > 10^{-2}$)^(4, 25, 27)

A un cierto nivel de esfuerzos ocurre la quiebra de la ley potencial. Tanto Monteir (1979) y Kestenbach (1978), analizaron esta situación para un acero AISI 316, observándose la región en que la ley potencial de fluencia no opera con ($n=4$). Para $(\epsilon_s/D) > 10^9$, el exponente n incrementa a 10 (fig. 1.9), así como también, el deslizamiento de dislocaciones térmicamente activado, es el mismo mecanismo responsable de la deformación a temperatura ambiente y pasa a controlar la velocidad de fluencia.

Deslizamiento del Límite de Grano^(5,27,30), No juega un papel importante en la fluencia lenta primaria y secundaria. Sin embargo, en el fluencia lenta terciaria contribuye este contribuye a la iniciación y propagación de la grieta intercrystalina. Otro proceso de deformación en el cual contribuye significativamente es en la superplasticidad; se piensa que la mayoría de las deformaciones en superplásticos toman lugar debido al deslizamiento del límite de grano.

Weertman y Ashby (1980) han popularizado el uso de mapas de deformación como una herramienta importante en ingeniería, de tal manera, que permite identificar el mecanismo de deformación que domina el comportamiento de un material bajo ciertas condiciones dadas (temperatura, esfuerzo, velocidad de deformación, etc.) conociendo el mecanismo de deformación podemos utilizar la ecuación más apropiada que se ajuste al comportamiento de nuestro material. Un ejemplo lo podemos observar en la Fig. 1.10.

Fig. 1.10 Mapa de deformación para el aluminio ⁽⁵⁾.

Fuente: elaboración propia a partir de Ashby, F.

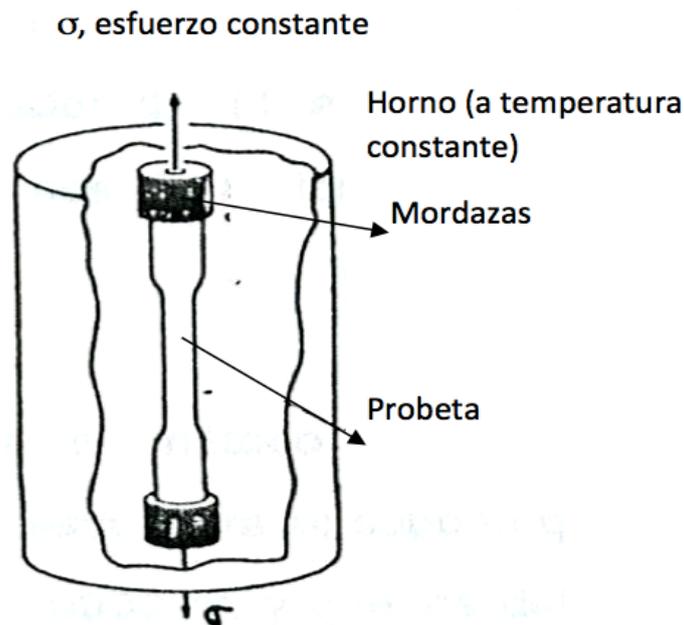
- 1.-Esfuerzo de corte teórico
 - 2.- Deslizamiento de dislocaciones
 - 3.-Creep por dislocación, mecanismo de Coble
 - 4.-Flujo difusional Nabarro-Herring
 - 5.- Régimen elástico Coble-
- Temperatura Homologa, T/T_f

6. Ensayos de fluencia lenta ⁽¹⁹⁾

Los ensayos de fluencia lenta o fluencia lenta son experimentos a tracción, a temperatura y carga constante. Donde se mide la deformación en función del tiempo, es usualmente necesario variar o disminuir la carga, para poder compensar la reducción en el área transversal de la probeta, según se deforme esta, y mantener así un esfuerzo constante sobre el material (Fig. 1.11).

La mayoría de los ensayos se realizan a carga constante o fija.

Estos ensayos se hacen con el propósito primordial de obtener datos técnicos de diseño.

Fig. 1.11 Esquema representativo de un ensayo de fluencia lenta. ⁽¹²⁾

Fuente: elaboración propia a partir de Thornton P. Collangelo

7. Aplicaciones Prácticas de los Ensayos de Fluencia Lenta ⁽³⁾.

De los ensayos de fluencia lenta se obtiene la deformación por fluencia lenta durante el período de tiempo dado a la temperatura y esfuerzo especificado. Es una información costosa ya que para un material simple puede ser necesario hacer 5 a 6 ensayos a una misma temperatura; motivo por el cual con frecuencia se extrapolan los datos de fluencia lenta más allá de los límites de la medición real, lo cual será tratado en el próximo capítulo.

Existen dos parámetros estándar utilizados en fluencia lenta, estos son:

1. El esfuerzo que produce una rata de fluencia lenta de 0.0001% por hora o 1 % por 1000 hr.
2. El esfuerzo para una rata de fluencia lenta de 0.00001 % por hr. o 1 % por 100000 hr., alrededor de 11 a 12 años. Estos requerimientos son utilizados para las aleaciones de motores de Jet, para turbinas de vapor y equipos similares.

La Fig.1.12 ilustra el método básico empleado para obtener la información deseada. En esta figura se supone que se ha realizado el ensayo de fluencia lenta durante 10000 hr., y que los datos graficados muestran que se ha obtenido una pendiente constante. En cualquier punto dentro de esta región de pendiente constante, la deformación total por fluencia lenta es dada por la ecuación.

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon t \quad 1.10$$

ε = pendiente ($d\varepsilon/dt$)

t = tiempo

ε_0 = Corte de la ordenada con la curva.

La información obtenida del ensayo de fluencia lenta es la siguiente: La velocidad de deformación por fluencia lenta o rata de fluencia lenta, y los datos importantes en el esfuerzo de ruptura: en este se deforma la probeta hasta completar la fractura a carga y temperatura constante, y la principal pieza obtenida es el tiempo de ruptura.

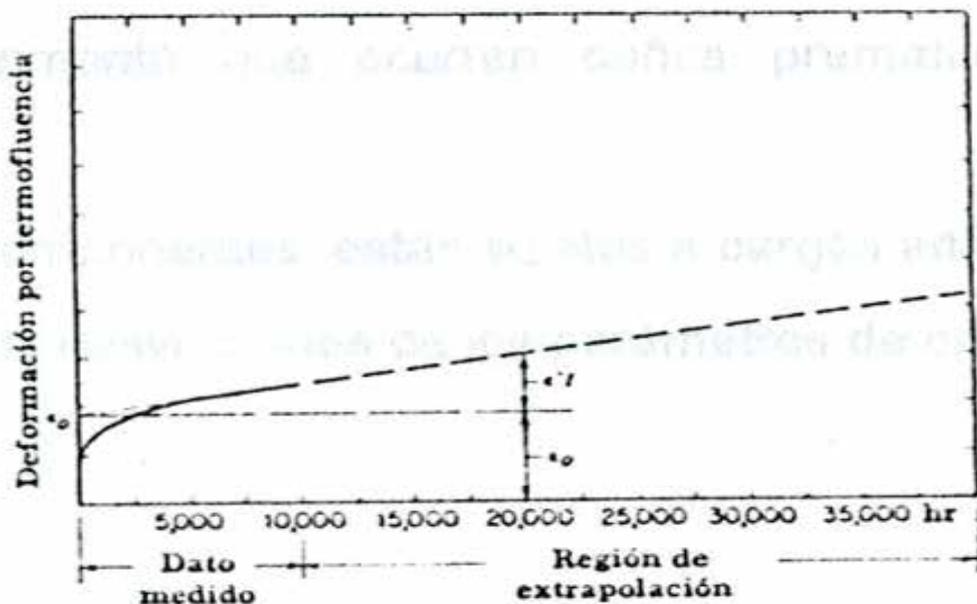
8. Limitaciones

Los ensayos a esfuerzo constante están básicamente limitados a su aplicabilidad a la parte del ensayo donde es uniforme el alargamiento.

Los procesos de recuperación, recristalización, sobre envejecimiento en una aleación por precipitación incrementan la velocidad de fluencia.

Los esfuerzos elevados y las altas temperaturas reducen la extensión de la fase primaria y eliminan prácticamente la segunda fase, resultando una aceleración de la fase de fluencia casi desde el comienzo del ensayo.

Fig. 1.12 Extrapolación de los datos de fluencia lenta ^(3,19).



Fuente: elaboración propia a partir de ASTM E 139

A esfuerzos intermedios y temperaturas intermedias, las fases primaria y secundaria se definen con mayor claridad.

Mientras mayor es la duración del ensayo de fluencia lenta más pequeña será la estricción total que experimente el metal.

Se experimenta que ocurren daños prematuros por fluencia lenta cuando:

- Los componentes están sujetos a cargas adicionales.
- Existen desviaciones de los parámetros de operación y fabricación.

ESPACIO EN BLANCO

Capítulo II



APLICACIONES EN INGENIERÍA DE FLUENCIA LENTA

ESPACIO EN BLANCO

1. Evaluación de Daños por Fluencia Lenta por el Método de Replicas⁽¹⁷⁾.

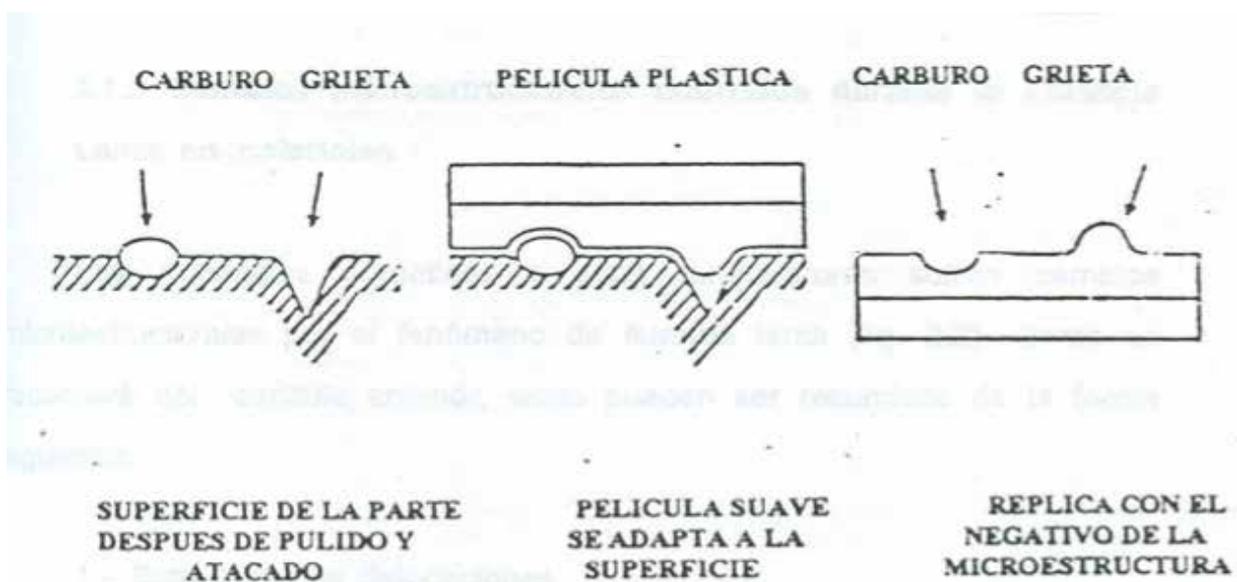
La réplica es una técnica no destructiva que se le realiza a materiales que se encuentran en servicio, permite evaluar la degradación del material por el fenómeno de fluencia lenta.

Técnica de Replicado^(7, 23).

En la técnica de replicado Lo pasos a seguir en la técnica de replicado son los siguientes:

1. Se prepara metalográficamente la muestra (Lijado, pulido mecánico o electrolítico) y se ataca la superficie de la muestra (mecánico o electrolítico) con control en el sitio de microscopio (Fig. 2.1).
2. Se agrega acetona sobre la superficie, e inmediatamente se aplica una película de plástico y se deja secar por un tiempo determinado. Esto se realiza con la finalidad de extraer la microestructura del material y poder inferir acerca de la vida útil que le queda al material. En el proceso de degradación del acero cuando es sometido a altas temperaturas, presiones y/o ambientes corrosivos, por tiempos prolongados.
3. Finalmente se procede a estudiar la microfotografía o la fotografía de microscopia electrónica de transmisión (SEM) de la muestra, para evaluar el daño por fluencia lenta.

Fig. 2.1 Técnica de Replicado^(7, 17,23).



Fuente: elaboración propia a partir de Neubauer, B. y ASTM 1351

Los procesos de degradación son: la globulización del componente eutéctico y la descarburización (perdida de carbono en la superficie del acero) a altas temperaturas bajo la acción de determinadas mezclas gaseosas que reaccionan con el carbono presente en la superficie, ejemplo la microestructura ferrítica sin presencia de perlita o bainita.

Por otra parte, la Norma ISO 3057(1994) ⁽²³⁾, dentro de sus especificaciones establece el proceso de aplicación de réplicas, el cual se resume a continuación:

- Preparación metalográfica de la muestra (lijado, pulido).
- Ataque de la superficie
- Inspección de la microestructura,
- Replicación por película plástica
- Rociado con oro sobre la réplica (Aluminio, Cromo, y Carbono)
- Examen por microscopio óptico o microscopía electrónica de transmisión.
- Documentación por microfotos
- Evaluación de los resultados de ensayo

Cambios Microestructurales ocurridos durante la Fluencia Lenta en materiales

Los materiales sometidos a altas temperaturas sufren cambios microestructurales por el fenómeno de fluencia lenta (Fig. 2.2), como se recordará del capítulo anterior, y pueden ser resumidos de la forma siguiente:

Fig. 2.2 Cambios microestructurales en la vida de creep para un material ^(6,18).

1.- Estructuras de dislocaciones

2.- Aplilamiento de dislocaciones

-Redistribución de carburos

-Recristalización

-Aleación de carburos

3.- Formación de

-Cavidades

-Microgrietas

-Grietas

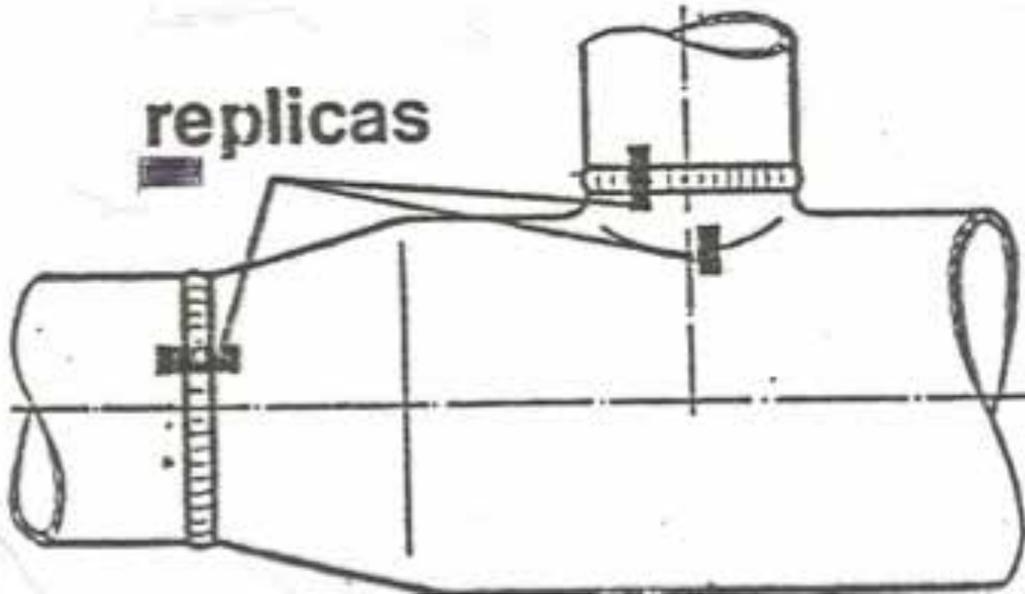
4.- Fractura



Fuente: elaboración propia a partir de Viswanathan, R y Strauss, B.

También pueden ocurrir daños por esfuerzos adicionales dentro de los cuales tenemos: soldaduras, codos y el forjado; el problema causado: fallas después de cortas exposiciones (ver Fig. 2.3).

Fig. 2.3 Áreas a evaluar por replicas para una pieza.



Parámetros de daños por fluencia lenta de acuerdo a Neubauer⁽⁷⁾

Neubauer (1983), establece cuatro parámetros de daños los cuales, denomina A, B, C y D. De acuerdo al daño observado en el material se determina a cual parámetro pertenece y se toma la acción correspondiente en la planta respectiva. Los referidos daños se observan en la Fig. 2.4 y las respectivas acciones a tomar se resumen en el cuadro 2.1.

Fig. 2.4 Comportamiento en la vida de creep basado en la clasificación de cavidades^(7,17).



Fuente: elaboración propia a partir de Neubauer, B. y ASTM 1351

Cuadro 2.1 Parámetros de daño según Neubauer ⁽⁷⁾

Parámetro	Observaciones (ver fig.2.4)
A	Se forman las primeras cavidades
B	Orientación de cavidades
C	Encadenamiento de cavidades formando microgrietas
D	Formación de macrogrietas

Por otra parte, es necesario tomar las medidas correctivas de acuerdo a la aparición de cada parámetro:

- Parámetro A: se estima mínimo tres años en servicio, con intervalos normales de inspección.
- Parámetro B: se establece mínimo de servicio un año a año y medio
- Parámetro C: se puede continuar en servicio, bajo reparaciones
- Parámetro D: inmediata reparación antes del servicio.

De acuerdo al daño presentado por el material se pueden establecer estrategias de control, estableciendo intervalos de inspección en la pieza o componente, un ejemplo se ve en el cuadro 2.2

Cuadro 2.2 Estrategias de control por daño de fluencia lenta ⁽⁷⁾.

Daños	Descripción	Intervalos de Inspección
Ileso	No se observan daños por fluencia lenta	5 a 7 años.
Segundo estado de fluencia lenta.	Microhuecos aislados sobre los límites de grano	3 a 5 años.
Pasado el segundo estado de fluencia lenta.	Microhuecos están distribuidos alineamiento de daños en el límite	2 a 3 años.
Microgrietas, tercer estado de fluencia lenta.	Coalescencia de cavidades, causa separación de algunos límites de grano	1 año
Macroagrietado, fractura.	Grietas a lo largo de muchos límites	Reparación y reemplazo.

Estimación de vida útil en componentes de plantas de energía eléctrica ^(7,23)

Para la estimación de vida útil en plantas de energía eléctrica se deben seguir los pasos siguientes:

1. Ensayos por réplica
 - Ensayos no destructivos, de bajo costo.
 - Predicción de corto plazo (1 a 3 años).
 Basados en daños microestructurales del material y en condiciones de servicio (ver cuadro 2.3).
2. Ensayos de fluencia lenta a corto tiempo
 - Ensayos Destructivos
 - Predicciones de mediano plazo (3 a 5 años)
 Basados en tiempos extrapolados hasta la fractura con temperaturas y esfuerzos de condiciones de servicio.
3. Se continúa en servicio basados en los resultados de los ensayos y cálculos.
4. Análisis repetidos hasta próximas inspecciones.

Cuadro 2. 3 Acciones a implementar ⁽⁷⁾

Parámetro de daño	Acción que se debe implantar
A	Observación
B	Observación mezcladas con inspecciones
C	Servicio limitado hasta la fractura
D	Reparación inmediata

Ventajas del uso del Método de Réplicas ^(7,17,18).

1. Es un método de ensayo no destructivo de bajo costo.
2. Se toman en mayor cantidad muestras y a bajo costo con respecto a otros ensayos no destructivos.
3. Revelan defectos de fabricación, los cuales no fueron detectados por ensayos convencionales.

Evaluación de Daños por Fluencia Lenta a través de otros ensayos No Destructivos ^(7,18,23).

Otros ensayos no destructivos pueden ser utilizados para evaluar el daño por fluencia lenta, dentro de los cuales tenemos los siguientes:

- A. Medidas de deformaciones. Estos ensayos deben realizarse desde el comienzo de vida de las partes altamente expuestas.
- B. Ensayos de superficie de grieta / partículas magnéticas y líquidos penetrantes.
- C. Ensayos de ultrasonido (soldaduras).
- D. Endoscopía

Es común evaluar la vida consumida del material basados en el tiempo de exposición a través de:

- Cálculo de dimensiones (medidas sucesivas de diámetro, espesores de pared, ovalidad).
- Condiciones de servicio registro automático de: presión, temperatura, gradientes térmicos en paredes de recipientes.
- Datos del material (código) bandas disipadas esfuerzos por fluencia lenta.
- Situaciones deliberadas (cargas base, cargas pico).

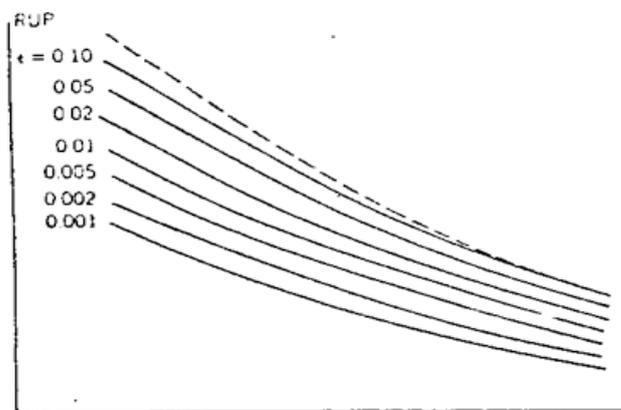
2. Métodos para determinar resistencia a Fluencia Lenta ⁽⁸⁾.

En fluencia lenta la correlación entre propiedades y comportamiento de un material es muy crítica, debido a que en las aplicaciones se quiere conocer ese comportamiento bajo un extenso período, mientras que las propiedades sólo se conocen bajo un cierto período. Algunas veces, se encuentra en situaciones en la que se hace necesario un análisis aproximado de fluencia lenta, pero los datos para el material y la temperatura no están disponibles.

De aquí que, han sido desarrollados algunos métodos de extrapolación, buscando predecir el comportamiento de aleaciones en ensayos llevados a cabo en un corto período de tiempo. Una de las formas de hacer un estimado es usando datos de ruptura, relacionándolos con datos de fluencia lenta. Dicha relación se muestra en la fig. 2.5.

Fig. 2.5 Diagrama esquemático que ilustra la relación entre el comportamiento a creep y el comportamiento a ruptura ⁽⁸⁾.

Log Esfuerzo Rup



Log Tiempo

Fuente: elaboración propia a partir de Neubauer, B. y ASTM 1351

En el caso general la deformación de ruptura depende del esfuerzo y decrece con el descenso del esfuerzo. Si se tienen los efectos del esfuerzo sobre los factores que gobiernan el tiempo de ruptura.

$$t_f = f d \varepsilon / \varepsilon \quad 2.1$$

Donde:

ε_f = ductilidad

t_f = tiempo de ruptura

Existen un gran número de métodos para determinar comportamiento de fluencia lenta, basados en el concepto de que el tiempo que emplea una deformación dada se puede “cambiar” por temperatura.

A tales combinaciones de tiempo temperatura cuando se expresan en forma de ecuación, se les llama “parámetros temperatura - tiempo”. Estos métodos de cambio de tiempo por temperatura, se pueden entender mejor se visualiza el comportamiento del fluencia lenta como una superficie tridimensional, si el esfuerzo-fluencia lenta se grafica verticalmente, la segunda coordenada horizontal será el tiempo (que se requiere para llegar a una cierta deformación) y temperatura.

En algunos métodos en que se usan parámetros temperatura-tiempo, se asume que para cada esfuerzo la fluencia lenta (o líneas de contorno sobre la superficie tridimensional) existe la misma relación entre tiempo y temperatura, así como para cualquier otra línea de contorno.

Se han propuesto diversas relaciones por distintas investigaciones, y en todos los casos el grado de éxito se mide por: que tan cerca caen todos los puntos sobre una “curva patrón”, cuando el esfuerzo es graficado con la función seleccionada de temperatura y tiempo.

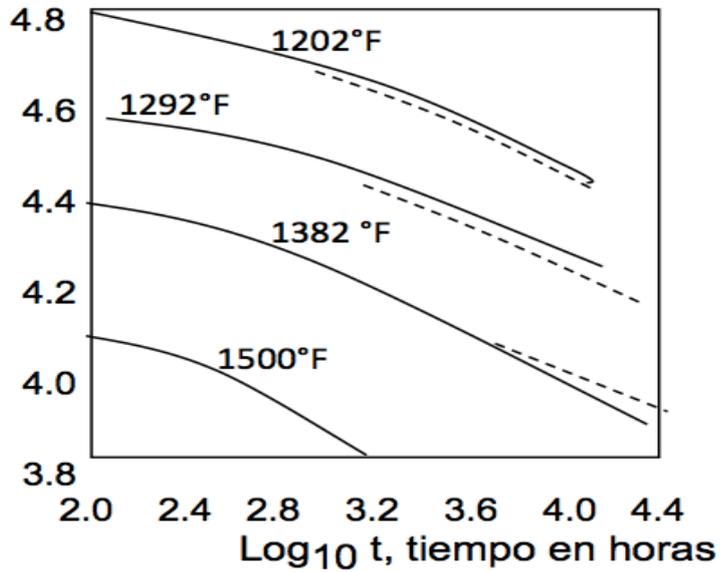
Goldhoff (1958), quien intentó comparar parámetros de extrapolación con isotermas de extrapolación, concluyo que para extrapolaciones grandes, cualquiera de los métodos por parámetros es mejor que la extrapolación de Isotermas.

Método de Extrapolación de Isotermas ⁽⁸⁾.

Usando los datos del esfuerzo de ruptura para el Nimonic 80A que se muestra en las figuras 2.6 y 2.7 y en las tablas 2.1 y 2.2, para las tres temperaturas más bajas se observa que se obtienen **tiempos más largos**.

Fig.2.6 Isotermas de los datos de Creep-Ruptura para el Nimonic 80A ⁽⁸⁾

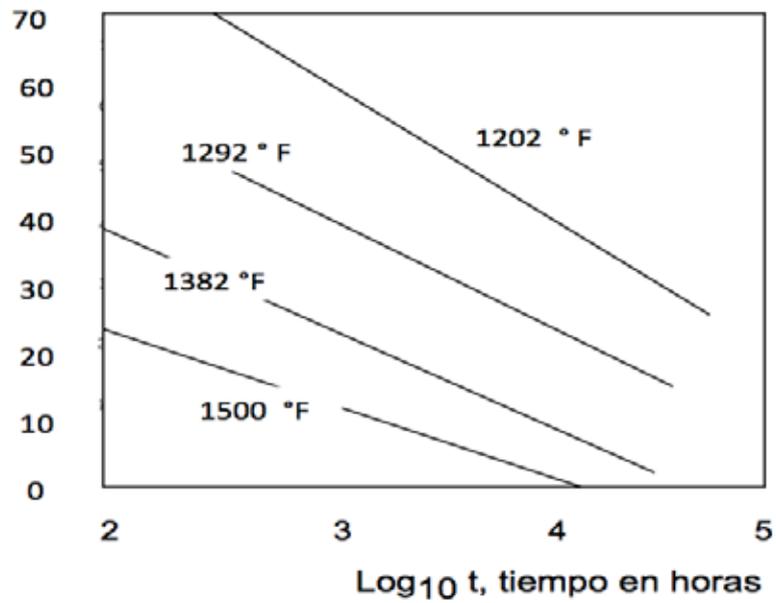
Log₁₀ Esfuerzo



Fuente: elaboración propia a partir de Lubahn and Felger.

Fig. 2.7 Isotérmicas de los datos de esfuerzo-ruptura para el Nimonic 80A ⁽⁸⁾

Esfuerzo - 1000Psi



Fuente: elaboración propia a partir de Lubahn and Felger.

Tabla 2.1 Datos de Esfuerzo y tiempo de ruptura para el Nimonic 80A⁽⁸⁾.

Temperatura(°F)	S(1000 psi)	t (hr)	Log10 t	Log10 S
1202	70,5	300	2,48	4.848
1202	60,5	1000	3,00	782
1202	51,0	3000	3,48	707
1202	49,2	2655	3,42	692
1202	44,8	5270	3,72	651
1202	40,8	10000	4,00	611
1202	40,3	8171	3,91	605
1202	35,8	13386	4,13	554
1202	31,3	30000	4,43	496
1292	50,8	300	2,48	4.706
1292	41,1	1000	3,00	614
1292	35,8	1735	3,24	554
1292	33,6	3000	3,48	526
1292	29,1	4836	3,68	464
1292	24,8	10000	4,00	394
1292	22,4	10893	4,04	350
1292	16,4	30000	4,38	215
1292	15,7	34065	4,53	196
1382	40,0	100	2,00	4.602
1382	33,1	300	2,48	520
1382	25,8	1000	3,00	412
1382	22,4	1857	3,27	350
1382	19,1	3000	3,48	281
1382	17,9	4450	3,65	253
1382	13,4	13089	4,12	127
1382	12,3	10000	4,00	090
1382	9,0	22657	4,36	3.954
1382	7,8	30000	4,48	892
1500	22,4	100	2,00	4.350
1500	17,7	300	2,48	248
1500	12,6	1000	3,00	100
1500	8,1	3000	3,48	3.906

Tabla 2.2 Valores del tiempo de acuerdo a la temperatura de trabajo⁽⁸⁾.

Temperatura (°F)	Tiempo (Horas)
1202	30000
1292	40000
1382	40000

Los valores de los esfuerzos van a depender de la manera de alinear los puntos, manteniendo el concepto de que la superficie, esfuerzo-tiempo-temperatura, es una superficie tridimensional igual para cada curva.

Dichos valores se consideraron como correctos con el propósito de determinar cualquier error dado por la extrapolación.

En los resultados de extrapolación de isoterma como ejemplo se usaran todos los puntos por encima de las 5270 horas y el número de horas de ensayo es el siguiente. (Tabla 2.3).

Tabla 2.3 Resultados del número de horas de ensayo luego de la extrapolación de isoterma⁽⁸⁾.

1200° F	1292° F	1382° F
300 hr	300 hr	100 hr
1000 hr	1000 hr	300 hr
3000 hr	1735 hr	1000 hr
2655 hr	3000 hr	1875 hr
5270 hr	4836 hr	3000 hr
		4450 hr
12225 hr	10871 hr	10707 hr

Método de Larsom y Miller (1952)⁽⁸⁾

Larsom y Miller (1952), propusieron un método que correlaciona la temperatura, T con el tiempo de ruptura, t_r a un esfuerzo constante s_r , la ecuación es de la forma siguiente:

$$T (C + \log t_r) = Plm (s_r) \quad 2.2$$

Donde,

$Plm(s_r)$ = parámetro de extrapolación de Larsom y Miller, el cual depende del esfuerzo.

C = constante que depende de la aleación.

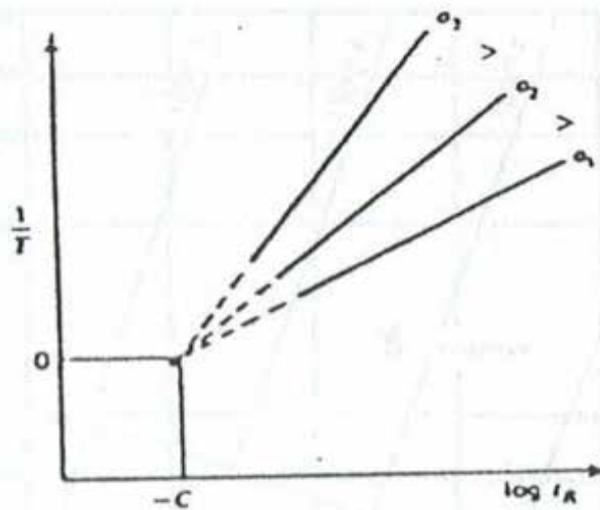
t_r = tiempo de ruptura.

T = temperatura de trabajo.

La constante C se puede determinar graficando $1/T$ vs $\log t_r$, para un esfuerzo constante, tal como podemos observar en la Fig. 2.8, las líneas convergen a:

$$1/T = 0 \quad \text{y} \quad \log t_r = -C$$

Fig. 2.8 Construcción de Larsom-Miller⁽⁸⁾



Larsom y Miller encontraron que para la mayoría de los materiales, C=20 y la expresión final para la ecuación es:

$$Plm(\sigma) = T (20 + \text{Log } t_r) \tag{2.3}$$

Una curva típica se muestra en la fig. 2.9.

Si consideramos el parámetro de Larsom y Miller como:

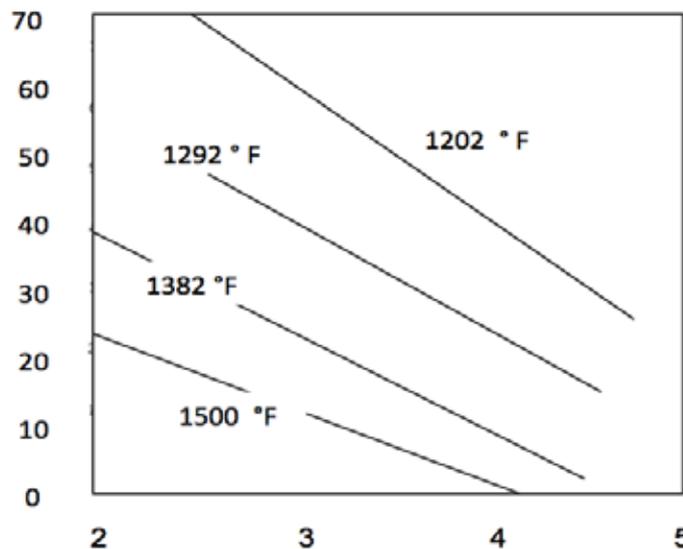
$$P = (T + 460) \times (\text{Log } t + C) \tag{2.4}$$

Donde,

El valor exacto de C se determina por el método de aproximaciones sucesivas. Por ejemplo, si C=10 tenemos la tabla 2.4:

Fig. 2.9 Curva Típica del parámetro de Larsom-Miller⁽⁸⁾.

Esfuerzo - 1000Psi



Fuente: elaboración propia a partir de Lubahn and Felger.

Tabla 2.4 Resultados del método de extrapolaciones isotérmicas ⁽⁸⁾.

T	T + 460	Log t	(Log t +10)	P
1500	1960	3.48	13.48	26420
1382	1842	3.65	13.65	25140
1382	1842	2.48	12.48	22980
1202	1662	3.72	13.72	22800
1202	1662 </td <td>2.48</td> <td>12.48</td> <td>20740</td>	2.48	12.48	20740

Donde la Fig. 2.10 muestra que el valor correcto es $C = 17$.
Luego,

$$P = (T + 460) \times (\text{Log } t + 17) \quad 2.5$$

Por ejemplo, si queremos el esfuerzo para 1382 ° F y 40000 horas, se sustituyen estos datos en la ecuación 2.5, resultando:

$$P = (1382 + 460) \times (\text{Log } 40000 + 17) = 39800$$

Fig. 2.10 Determinación gráfica de la constante C en el parámetro Larsom y Miller para un Nimonic 80A ⁽⁸⁾.

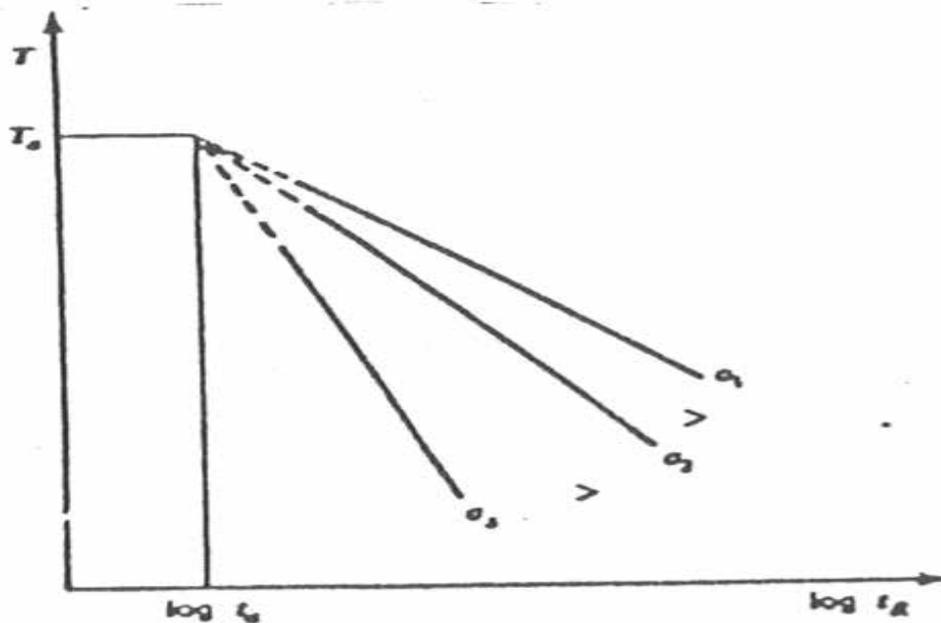
Log 10 Esfuerzo en Psi



Fuente: elaboración propia a partir de Lubahn and Felger.

Método de Marson - Haferd(1953)⁽⁸⁾.

La mayoría de los investigadores han objetado el uso de $C=20$ para todos los materiales; por lo tanto han sido propuestos otros parámetros de extrapolación. Un ejemplo es el parámetro de Marson- Haferd, donde se grafica el Log del tiempo de ruptura ($\text{Log } t_r$) como una función de la temperatura; tal como se muestra en la fig. 2.11.

Fig. 2.11 Construcción de Manson Haferd⁽⁸⁾

Fuente: elaboración propia a partir de Lubahn and Felger.

La ecuación para cada curva viene determinada por la ecuación siguiente:

$$T_a - T = -f(r) (\text{Log } t_r - \text{log } t_a) \quad 2.6$$

Donde,

$(T_a - t_a)$ es el punto de convergencia de las curvas, y la ecuación finalmente es:

$$P_{mn}(r) = \frac{T - t_a}{\text{Log}T - \text{Log}t_a} \quad 2.7$$

Donde,

$P_{mn}(r)$ es el parámetro de Marsom- Harferd, el cual es más flexible que el parámetro de Larsom y Miller porque tiene dos constantes T_a y t_a .

Si el parámetro graficado cumple con la ecuación de una parábola, entonces:

$$\text{Log } S - \text{Log } S_o = a (P - P_o)^2 \quad 2.8$$

Donde,

S_o , P_o y a son constantes.

Luego los cinco puntos dados serán suficientes para determinar estas tres constantes T_a y t_a . Se usan tres dígitos para denotar los cinco puntos (datos), se tiene:

$$\text{Log}S_1 - \text{Log}S_o = a \left\{ \frac{T_1 - T_a}{\text{Log}t_1 - \text{Log}t_a} - P_o \right\}^2 \quad 2.9$$

$$\text{Log}S_2 - \text{Log}S_o = a \left\{ \frac{T_2 - T_a}{\text{Log}t_2 - \text{Log}t_a} - P_o \right\}^2 \quad 2.10$$

$$\text{Log}S_3 - \text{Log}S_o = a \left\{ \frac{T_3 - T_a}{\text{Log}t_3 - \text{Log}t_a} - P_o \right\}^2 \quad 2.11$$

$$\text{Log}S_4 - \text{Log}S_o = a \left\{ \frac{T_4 - T_a}{\text{Log}t_4 - \text{Log}t_a} - P_o \right\}^2 \quad 2.12$$

$$\text{Log}S_5 - \text{Log}S_o = a \left\{ \frac{T_5 - T_a}{\text{Log}t_5 - \text{Log}t_a} - P_o \right\}^2 \quad 2.13$$

Las cuales se pueden reducir a dos ecuaciones con dos incógnitas, T_a y t_a .

$$\begin{aligned} (P_1 - P_3)(P_1 - P_4)(P_3 - P_4)\text{Log}\left(\frac{S_1}{S_2}\right) &= (P_1 - P_2)(P_1 - P_4)(P_2 - P_4)\text{Log}\left(\frac{S_1}{S_2}\right) - \\ (P_1 - P_2)(P_1 - P_3)(P_2 - P_3)\text{Log}\left(\frac{S_1}{S_4}\right) \end{aligned}$$

2.14

$$\begin{aligned} (P_1 - P_3)(P_1 - P_5)(P_3 - P_5)\text{Log}\left(\frac{S_1}{S_2}\right) &= (P_1 - P_2)(P_1 - P_5)(P_2 - P_5)\text{Log}\left(\frac{S_1}{S_3}\right) - \\ (P_1 - P_2)(P_1 - P_3)(P_2 - P_3)\text{Log}\left(\frac{S_1}{S_5}\right) \end{aligned}$$

2.15

Donde,

$$P_n = \frac{T_n - T_a}{\text{Log}t_n - \text{Log}t_a} \quad 2.16$$

Aplicando los cinco datos seleccionados tenemos que para una aleación Nimonic 80A (Fig. 2.11).

Tabla 2.5 Resultados del método de parámetro de extrapolación⁽⁸⁾.

Log S	T	T(100)	Log T	Log T-16	P
3.906	1500	1400	3.48	-12.52	-111.9
4.253	1382	1282	3.65	-12.35	-103.7
4.520	1382	1282	2.48	-13.52	-94.7
4.651	1202	1102	3.72	-12.28	-89.7
4.848	1202	1102	2.48	-13.52	-81.6

Los métodos por parámetros son superiores a los de extrapolaciones isotérmicas, cuando se tienen pocos datos a varias temperaturas⁽⁸⁾.

ESPACIO EN BLANCO

Capítulo III



FATIGA

ESPACIO EN BLANCO

1. Introducción ^(14, 27,28)

La falla por fatiga de los metales ocurre por carga aplicada en formas variables o repetidas que dan como resultado una fractura frágil sin deformación plástica notable.

Generalmente las grietas por fatiga se originan en alguna discontinuidad superficial como hendiduras o cambios de sección lo que origina concentraciones de esfuerzos.

Para que se produzca una rotura por fatiga son necesarias tres condiciones:

- a.- Carga aplicada a magnitud elevada.
- b.- Una variación o fluctuación suficientemente intensa de carga.
- c.- Un número suficiente de ciclos o inversiones de carga.

Sin embargo la carga por fatiga está condicionada a otros factores tales como:

- a.- Tamaño de la pieza
- b.- Concentradores locales de esfuerzos
- c.- Tipo y forma de las cargas
- d.- Corrosión
- e.- Temperatura
- f.- Microestructura del material
- g.- Tensiones residuales
- h.- Inclusiones
- i.- Acabado superficial.

Todos estos factores van a determinar la resistencia a la fatiga del material.

2. Resistencia a la Fatiga ⁽²⁰⁾

Se define como el valor máximo de esfuerzo alternante (o fluctuante) que resistirá sin fallo un material para un número dado de ciclos.

Para obtener medidas cuantitativas de resistencia a la fatiga, es necesario realizar los ensayos bajo condiciones controladas, para ello han sido diseñadas una gran variedad de máquinas y normas de ensayo.

3. Clasificación de los Ensayos de Fatiga ^(27,28)

De acuerdo con el tipo de máquina que utilizan, la cual a su vez depende del tipo de esfuerzo producido, se clasifican en:

1. Ensayo de fatiga por medio de máquinas para **ciclos de esfuerzos axiales** (Tensión-Compresión).
2. Ensayo de fatiga por medio de máquinas para **ciclos de esfuerzo flexionante**.
3. Ensayo de fatiga para **ciclos de esfuerzos cortantes torsionales**.
4. Ensayo de fatiga por medio de máquina universales para **esfuerzo axial, de flexión o de corte torsional** o combinación de ellos.

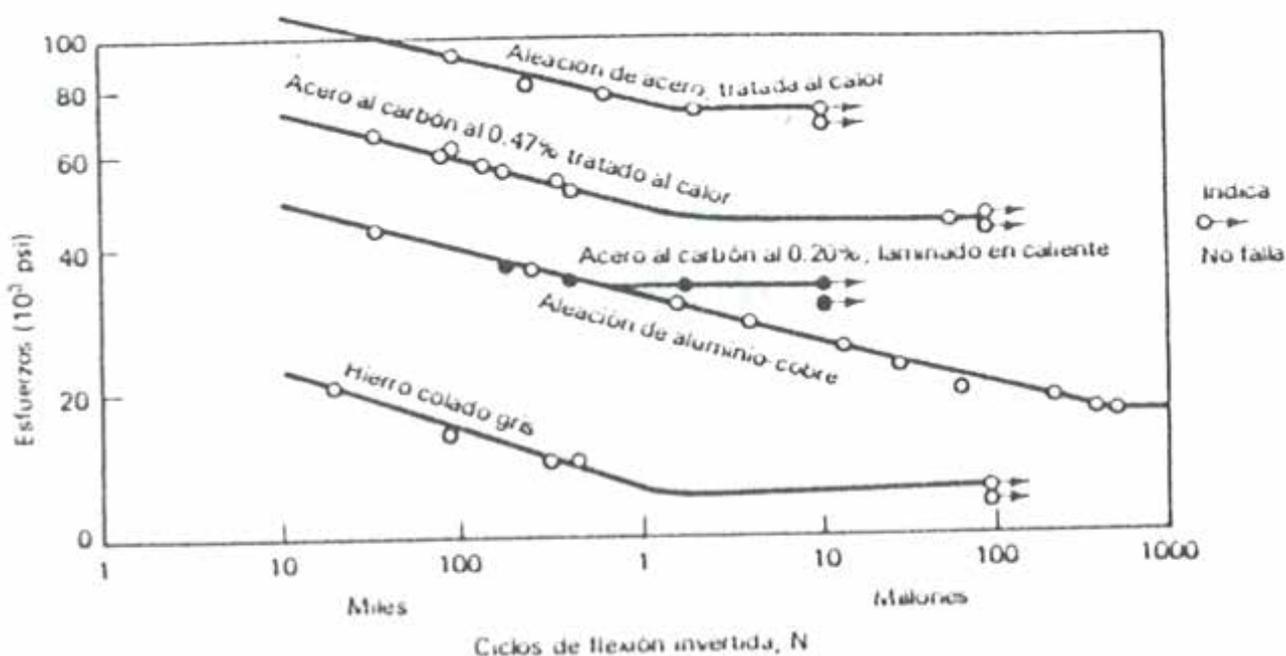
4. Curvas S-N o Curva de Whöler⁽²⁰⁾

El procedimiento para determinar la resistencia a la fatiga, es ensayar un número de probetas similares, sometiendo cada uno a un valor particular de carga fluctuante o alternante hasta su rotura de aquí se obtiene una relación carga o esfuerzo fluctuante S y el número de ciclos necesarios para la fractura, N.

El nivel de esfuerzo máximo anterior a la fractura por fatiga, se denomina "Limite de fatiga". Es más o menos proporcional a la resistencia máxima a la tensión del metal y se define como aquel esfuerzo cíclico, por debajo del cual no se producirá una fractura, para un número infinito de ciclos, se puede observar en la figura N° 3.1.

Más del 90% de las fallas en servicio están relacionadas con **fatiga**.

Fig. 3.1 Comportamiento S-N de algunos metales tecnológicos⁽⁹⁾



Fuente: elaboración propia a partir de Juvinal, Robert.

5. Ciclos de Esfuerzos

En la Fig. 3.2 Se puede apreciar los tres tipos de formas de solici-tación en función del tiempo, independientemente de la naturaleza de los esfuerzos actuantes (tracción, flexión, torsión).

En la Fig. 3.3 Se tiene la definición de algunos parámetros impor-tantes a considerar durante un ensayo de fatiga. El proceso puede es-tar controlado por amplitud de deformación constante o por amplitud de esfuerzo constante. Se escoge el primer caso como ilustrativo.

El esfuerzo máximo es el mayor valor algebraico; el esfuerzo mí-nimo es el menor valor algebraico. Los esfuerzos de tracción son positivos y los de compresión son negativos. Así tenemos:

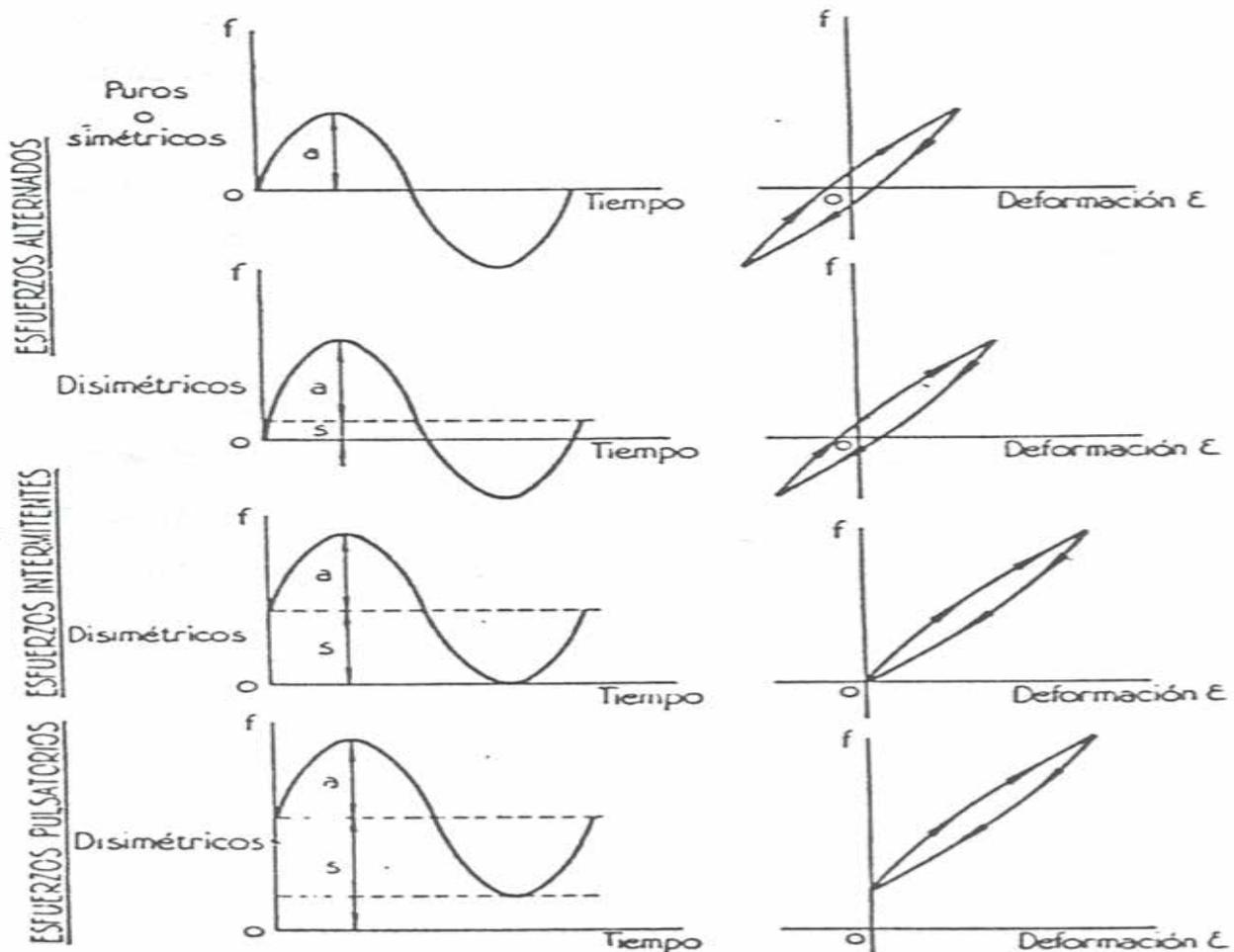
$$\text{Rango de esfuerzos, } \sigma_r = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad 3.1$$

$$\text{Esfuerzo alternante, } \sigma_a = \sigma_r / 2 \quad 3.2$$

$$\text{Esfuerzo medio, } \sigma_m = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}) / 2 \quad 3.3$$

$$\text{Relación de esfuerzos, } R = \sigma_{\text{mín}} / \sigma_{\text{máx}} \quad 3.4$$

Fig. 3.2 Diagramas Cíclicos de esfuerzos ⁽¹⁰⁾



Fuente: elaboración propia a partir de Cazaud, R.

Los tres tipos de sollicitación de acuerdo a la Fig. 3.2 son:

1.- Las sollicitaciones son **alternadas**.

Los esfuerzos cambian de sentido alternativamente. De estos se tienen dos casos:

Simétricos cuando $\sigma_{m\acute{a}x} = -\sigma_{m\acute{i}n}$, o sea $s_m = 0$;

el disimétrico cuando $s_m \neq 0$, en cuyo caso $\sigma_{m\acute{a}x} = -\sigma_{m\acute{i}n}$

2.- Las sollicitaciones son **intermitentes**.

Los esfuerzos tienen el mismo sentido con

$\sigma_{m\acute{i}n} = 0$ para esfuerzos de tracción,

con lo cual $\sigma_m = \sigma_{m\acute{a}x} / 2$ y $R = 0$,

o bien en el caso de esfuerzos de compresión $\sigma_{m\acute{a}x} = 0$,

con lo cual el esfuerzo medio $\sigma_m = -\sigma_{m\acute{i}n} / 2$ y $R \rightarrow \infty$.

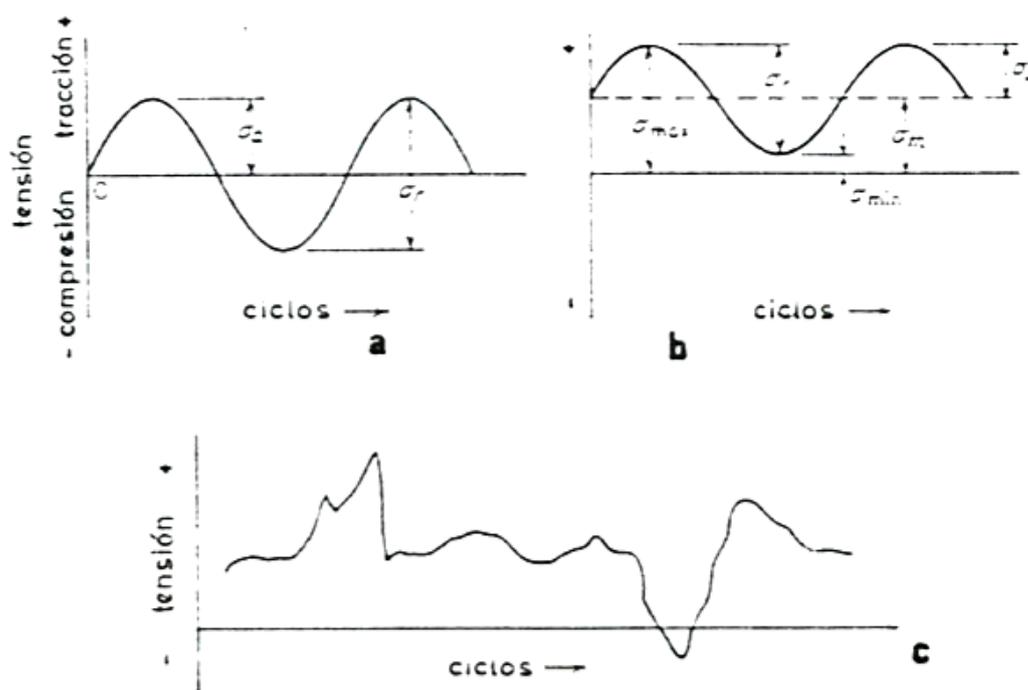
Esta sollicitación siempre es disimétrica.

3.- Las sollicitaciones son **purgatorias**

Los esfuerzos tienen el mismo sentido con $\sigma_{m\acute{i}n} = 0$, en caso de esfuerzos de tracción, o $\sigma_{m\acute{a}x} = 0$ en el caso de esfuerzos de compresión.

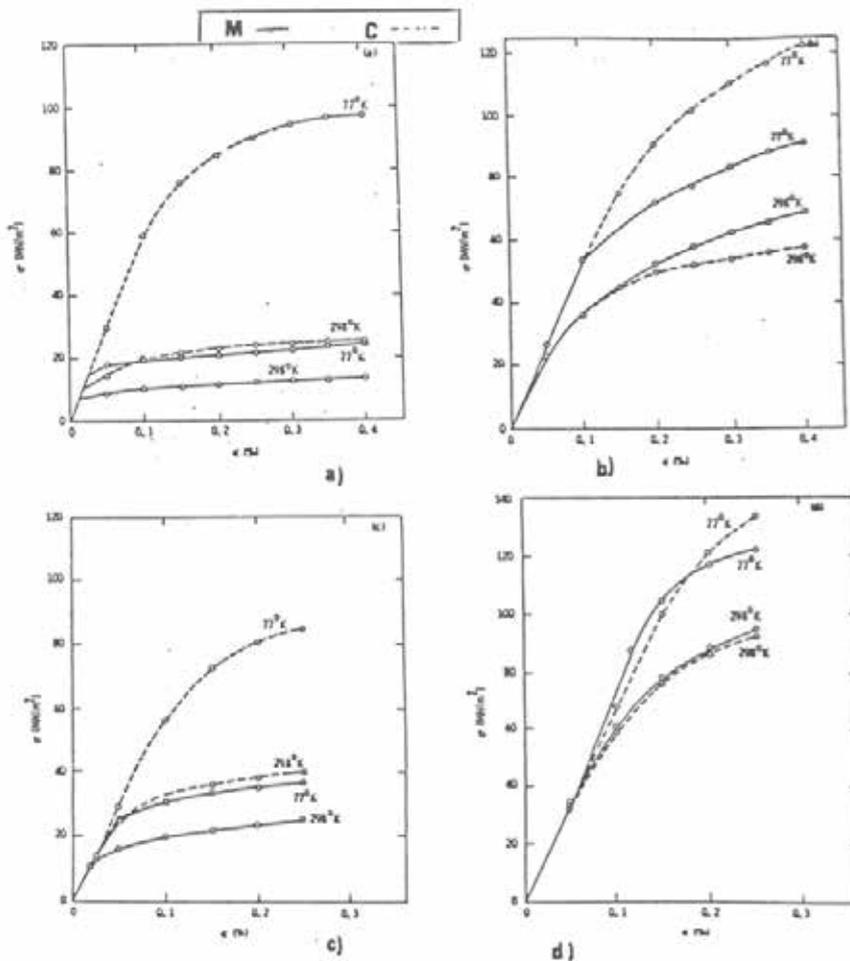
Esta sollicitación siempre es **disimétrica**.

Fig. 3.3 Ciclos de esfuerzos en fatiga. a) Esfuerzos reversos, b) Esfuerzos repetidos y c) Ciclos de esfuerzos irregulares ⁽¹⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Dieter, George.

Fig. 3.4 Curvas esfuerzo- deformación monotónicas y cíclicas para el Al a) Al 99.99 + recocido, b) Laminado en frío, c) Al 1100 recocido y d) Al 1100 laminado en frío ⁽¹¹⁾.



En la Fig. 3.4 se muestran los resultados de someter a fatiga intermitente de tracción (pull-pull) a un aluminio de pureza 99.99% y aluminio comercial 1100 con los siguientes residuales: Si (0.09%), Fe (0.55%), Cu (0.15%), Mn (0.01%), Zn (0.02%). Ambos materiales fueron ensayados a 77 ° K y 298 ° K en estado laminado en frío (85% de reducción en espesor) y recocido (40 min a 343°C y una hora a 343°C respectivamente).

Se puede observar que para el aluminio químicamente puro se verifica un endurecimiento en el material recocido y un ablandamiento en el material laminado en frío, independientemente de la temperatura, no obstante a menor temperatura el efecto es mayor (curvas a y b).

Para el aluminio comercial 1100 en estado de recocido, es así mismo endurecedor, pero menos acentuado que para el aluminio de alta pureza, siendo el efecto mayor al disminuir la temperatura.

Como es natural, el aluminio puro deforma más fácilmente que el aluminio comercial y por tanto la multiplicación de dislocaciones durante los ciclos de fatiga es mayor. De allí el mayor endurecimiento.

El aluminio comercial 1100 deformado en frío experimenta un leve ablandamiento a 298 °K, mientras que a 77°K las curvas se cruzan a una deformación verdadera de 0.18 % hay un ablandamiento y por encima ocurre endurecimiento. No hay mayores detalles de la razón de ser de este comportamiento. Se estima que a bajas deformaciones las dislocaciones se aniquilan en el proceso de fatiga, mientras que a altas deformaciones las impurezas sirven de anclaje al movimiento de dislocaciones.

6. Factores que afectan la vida de fatiga ⁽¹²⁾

Factores Mecánicos ⁽¹²⁾

Estos factores están íntimamente ligados con los aspectos mecánicos y geométricos de la vida de fatiga, a su vez se subdividen en:

A.- Esfuerzos medios

La amplitud de esfuerzos ejerce la influencia más grande en la vida de fatiga. sin embargo, el esfuerzo medio también afecta en forma importante la vida de fatiga. El efecto de incrementar el esfuerzo medio (pasando de compresión a tracción) implica una reducción en la vida de fatiga.

$$\sigma_m = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}) / 2 \quad 3.5$$

B - Concentraciones de esfuerzos

El efecto neto de las concentraciones de esfuerzos es el de reducir la vida de fatiga. Estos pueden ser clavijas, surcos, perforaciones o regiones roscadas, muescas, etc.

C - Efectos de superficie

Estos tienen marcada importancia, tanto como las concentraciones de esfuerzos, ya que la mayor parte del esfuerzo máximo tiende a presentarse en la superficie del material. Los factores que se deben considerar son:

C1.- Acabado superficial:

Las marcas del maquinado son muescas o surcos pequeños que producen la acción cortante de una herramienta en la superficie de un componente. A medida que el acabado superficial se hace más áspero, aumenta la profundidad de esas muescas y en forma correspondiente, disminuye la vida de fatiga representada por el total de ciclos hasta la falla.

C2.- Propiedades de la superficie:

Las propiedades de muchos materiales se alteran con los procesos de fabricación y acabado. Si esta alteración ocurre en la superficie del material, su vida de fatiga tiende a disminuir o a incrementarse. Cualquier proceso que permita o facilite el agrietamiento de la superficie de un material contribuye a disminuir la vida de fatiga.

Por el contrario, algunos procesos que afectan las propiedades de la superficie pueden tener un efecto benéfico al retardar el inicio de las grietas en las capas superficiales. Estos procesos incluyen aleaciones de superficie selectiva y la modificación de la superficie con técnicas de Láser.

C3.- Esfuerzos Residuales.

Con frecuencia quedan esfuerzos residuales producidos por el endurecimiento por deformación en el material que ha sufrido deformación plástica durante su procesamiento. Si estos esfuerzos son de tensión, pueden promover el agrietamiento de fatiga y reducir la vida de fatiga, dependiendo de su magnitud y orientación. Por otra parte los esfuerzos residuales de compresión en la superficie de un material aumentan la vida total de fatiga. Los esfuerzos residuales de compresión necesariamente deben ser balanceados por una cantidad igual de esfuerzos residuales de tensión.

Factores Microestructurales⁽¹²⁾

Es posible que no sean tan importantes los incrementos de la vida de fatiga que se puedan obtener con cambios en la microestructura, pero estos juegan un papel muy importante en el comportamiento de los materiales de ingeniería. Estos están divididos en:

A.- Tamaño de grano

La vida de fatiga de muchos materiales de ingeniería se incrementa cuando disminuye el tamaño de grano, este efecto se observa principalmente en aplicaciones de fatiga de muchos ciclos.

B.- Partículas de Segunda Fase

A este grupo pertenecen las inclusiones no metálicas y las partículas precipitadas. Las partículas de segunda fase tienen una influencia grande en el inicio de las grietas, debido a que actúan como concentradores de esfuerzos. Las inclusiones no metálicas que son atrapadas o

que se producen en el metal durante la solidificación. Las inclusiones no metálicas pueden afectar seriamente las propiedades mecánicas y el rendimiento de los materiales metálicos y cerámicos.

C.- Orientación Microestructural

La vida de fatiga es sensible a la orientación microestructural; en general, es menor en un espécimen cuya dirección es transversal a la dirección del moldeo mecánico, lo que indica que el plano de agrietamiento es paralelo a la dirección del moldeo.

Factores del Medio Ambiente ⁽¹²⁾

Además de los factores anteriores existen varios factores del medio ambiente que afectan la vida de fatiga de un material. Se pueden considerar como casos especiales de fatiga y son:

A- Efectos Térmicos Se puede considerar al efecto de la temperatura en el comportamiento a la fatiga desde dos puntos diferentes:

A-1 Temperatura constante

A medida que disminuye la temperatura, la resistencia aumenta. Así cuando baja la temperatura, aumenta la resistencia a la fatiga de los especímenes sin muescas. Sin embargo, al disminuir la temperatura, los materiales se hacen más sensibles a las muescas, en consecuencia disminuye la resistencia a la fatiga de los especímenes con muesca.

A-2 Ciclos Térmicos

Cuando la temperatura de un material cambia en forma importante, se pueden desarrollar esfuerzos térmicos que pueden causar la falla por fatiga, aún en ausencia de esfuerzos mecánicos adicionales. Los esfuerzos cíclicos se asocian con los ciclos térmicos se puede calcular con la expresión siguiente:

$$\sigma = \alpha E DT; \quad 3.6$$

Donde,

σ = Esfuerzos cíclicos

α = Coeficiente de Expansión Térmica.

E = Módulo de elasticidad

DT = Gradiente Térmico.

B- Fatiga por Contacto

La falla que se produce por la fatiga de contacto se presenta cuando las superficies se tocan repetidamente. En muchos casos el área de contacto tiende a ser pequeña y los esfuerzos que resultan son muy grandes. La fatiga por contacto produce tres daños importantes:

- Picaduras de superficie
- Picaduras bajo la superficie
- Escamaduras

C- Fatiga por Corrosión

La fatiga por corrosión se considera como un caso especial de la fatiga, en la que hay algunos efectos modificables que resultan del medio ambiente. La combinación de un medio ambiente corrosivo con esfuerzos cíclicos que puede ser mucho más perjudicial que cualquiera de los dos actuando por separado.

7. Mecanismos de Fatiga (vida de fatiga) ⁽¹²⁾

Se define la vida de fatiga de un componente o un material como un número total de ciclos de esfuerzos necesarios para causar la falla (N_f).

La vida de fatiga se puede dividir en tres etapas, que son: a.- La iniciación de grietas (N_i), b.- La propagación de grietas (N_p), c.- y la fractura súbita. Por lo tanto se puede establecer la vida de fatiga en términos de la cantidad de ciclos como:

$$N_f = N_i + N_p \quad 3.7$$

Donde,

N_i , representa la cantidad de ciclos que se requieren para iniciar una grieta discernible; que está influido principalmente por factores como el nivel de esfuerzos, concentradores mecánicos de esfuerzo, partículas de segunda fase, imperfecciones cristalinas y condiciones del medio ambiente.

N_p , representa la cantidad de ciclos que se requiere para propagar o hacer crecer las grietas en forma estable hasta un tamaño crítico, después del cual se presenta la fractura súbita, es afectado principalmente por el nivel de esfuerzos, la orientación microestructural y el medio ambiente.

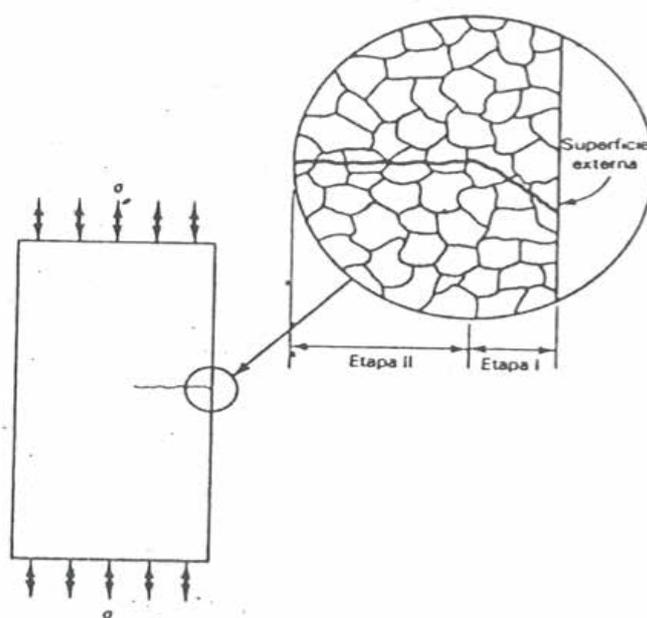
Se observará que no se incluye la etapa de fractura súbita en N_f puesto que es la fase terminal en la falla de fatiga de un material, sucede con mucha frecuencia y rapidez, como también contribuye muy poco a la vida total.

En su inicio, las grietas de fatiga se forman con un mecanismo de deslizamiento. Esta parte de la grieta de fatiga se orienta en forma cristalográfica a lo largo del plano de deslizamiento y con frecuencia se le conoce como **etapa I** del crecimiento de la grieta; con el tiempo, el plano de agrietamiento se hace evidente en forma macroscópica y es perpendicular a la dirección del esfuerzo máximo de tensión. Esta parte se llama **etapa II** del crecimiento de grietas o etapa de propagación (Ver fig. 3.5).

La cantidad relativa de ciclos que entran en la etapa I (inicio) y la etapa II (propagación) depende principalmente del nivel de esfuerzos. A niveles bajos de esfuerzos se requieren muchos ciclos para iniciar y desarrollar una grieta.

A medida que se incrementa el nivel de esfuerzos, la fase de inicio de grietas (N_i) decrece. Por lo tanto, a niveles muy bajos de esfuerzos, la mayor parte de la vida de fatiga la ocupan el inicio de las grietas. Por el contrario, con niveles relativamente altos de esfuerzos, las grietas se forman temprano en la vida de fatiga con base a este principio, las fallas de fatiga se dividen por lo común en dos categorías:

Fig. 3.5 Grieta de fatiga hipotética que muestra las partes de inicio (etapa I) y de propagación (etapa II) en el extremo de una muestra ⁽¹²⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Thornton P. Collangelo

A.- Fatiga de vida corta

Asociada con esfuerzos altos (por lo general menores a 10^5 ciclos).

B.- Fatiga de ciclo alto.

Asociadas con esfuerzos bajos (por lo general de más de 10^5 ciclos).

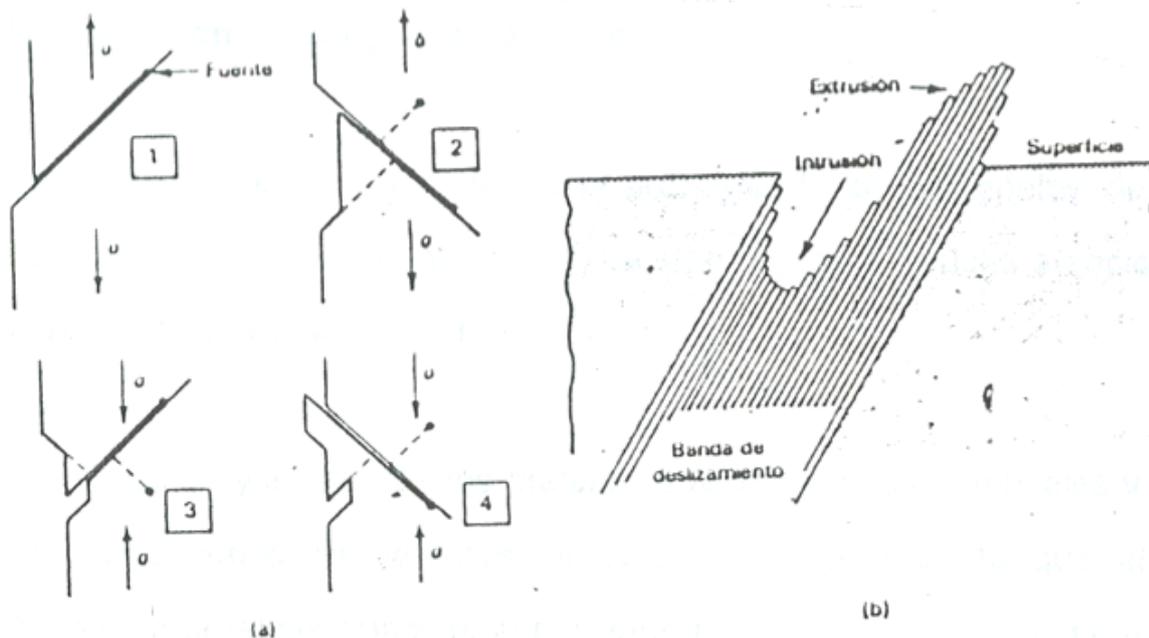
Estas categorías indican simplemente la cantidad relativa de ciclos de esfuerzos durante la vida de fatiga de un componente o material. Aunque su frontera no es definida, en general las regiones de ciclo bajo se producen con niveles de esfuerzos y con frecuencia son lo suficientemente grandes para producir deformaciones plásticas en el componente a prueba o en servicio.

8. Inicio de las grietas de fatiga ⁽¹²⁾

El inicio de una grieta de fatiga en un material tecnológico puede tener lugar en imperfecciones microestructurales como partículas de segunda fase, cantidades de contracción y bolsas de gas. En este sentido, los defectos existentes favorecen el inicio de las grietas al actuar como concentradores de esfuerzos o como grietas existentes.

Por otra parte, cuando se sujeta a cargas cíclicas un material de ingeniería cristalino, en su superficie se pueden desarrollar regiones muy localizadas de deslizamiento (movimiento o desplazamiento de los átomos en planos adyacentes en el cristal).

Fig. 3.6 Ejemplos esquemáticos de los mecanismos que conducen al inicio de las grietas de fatiga. a) Extrusiones, b) Intrusiones y extrusiones ⁽¹³⁾



Fuente: elaboración propia a partir de Forrest, P.

Mecanismo de Deslizamiento ⁽¹³⁾

El mecanismo de deslizamiento es el inicio de las grietas por fatiga se explica en base a una serie de intrusiones y extrusiones que se desarrollan en la superficie durante los ciclos de esfuerzos (Ver Fig. 3.6). Cuando se presenta un deslizamiento, se forma un escalón en la superficie libre, debido al deslizamiento relativo de los átomos a lo largo del plano de deslizamiento.

Durante un ciclo alterno o de esfuerzos revertidos, el deslizamiento que ocurre podría ser exactamente el mismo, pero negativo, que el desplazamiento original, consiguiendo cualquier defecto de la deformación y restaurando a la estructura cristalina a su condición original. Pero esta recuperación casi nunca sucede y siempre resulta un poco de deformación residual.

Con el tiempo esta deformación que se acentúa con el ciclo de esfuerzos se acumula hasta que se forma una grieta discernible (etapa I). Por desgracia las porciones de crecimiento de grietas en esta etapa son del orden de Angstrón (Å) por ciclo, por lo que es un proceso muy difícil de observar y estudiar.

9. Propagación de las grietas de fatiga ⁽¹³⁾

En años recientes, el tema de la propagación de las grietas de fatiga (etapa II del crecimiento de las grietas) ha sido objeto de mucha atención. Hay dos razones básicas para este interés:

- a. La mayor parte de los materiales tecnológicos comerciales y de las estructuras contienen defectos inherentes, lo que permite que el inicio (etapa I) se presente relativamente temprano en la vida de la fatiga; y
- b. La proporción del crecimiento de las grietas de fatiga es una función de ciertas propiedades del material, de la longitud de las grietas y del nivel de los esfuerzos aplicados.

Estos factores se pueden expresar en términos de los mecanismos de la fractura. Por supuesto, la ventaja de combinar datos de fatiga con la mecánica de fractura es que se pueden hacer producciones confiables de la vida de fatiga y de este modo, la vida segura, de muchos materiales y aplicaciones.

Mecanismo de propagación de grietas ⁽¹²⁾

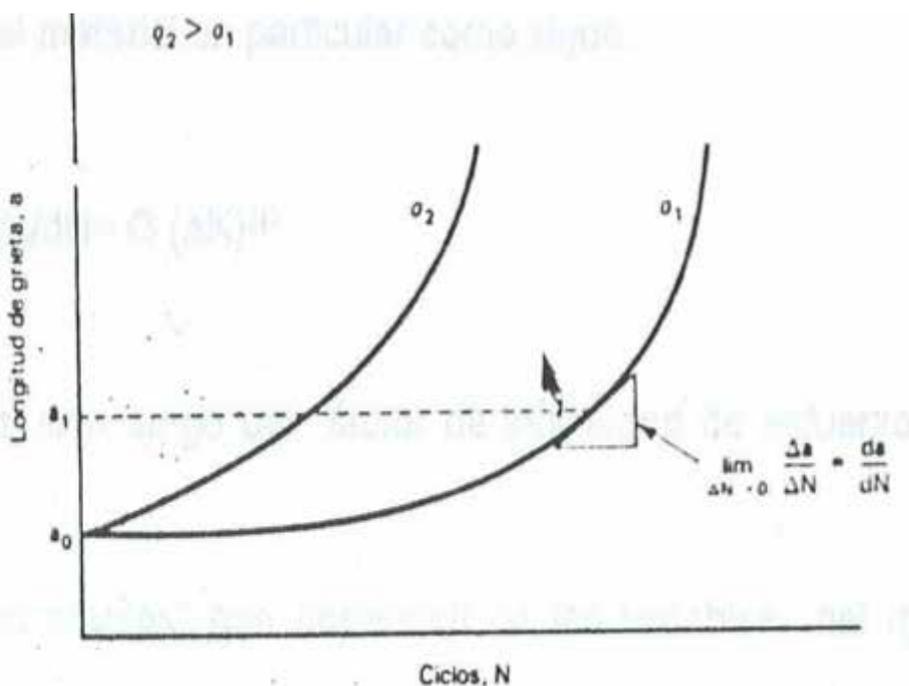
Los micromecanismos de fractura local en la etapa II del crecimiento de grietas son algo más fáciles de estudiar que en la etapa I porque las proporciones de la propagación de las grietas pueden alcanzar valores del orden de 24 mm (10^{-3} pulg.) por ciclo. Esto facilita la observación de las grietas durante las pruebas de laboratorio y también permite que sus características de fractura (superficies de fractura) se examinen detalladamente con el microscopio electrónico de barrido o de transmisión después de las pruebas.

Proporción de crecimiento de las grietas ⁽¹²⁾

En la etapa II la grieta de fatiga puede crecer desde un tamaño apenas distinguible hasta una longitud crítica, con la que se produce una fractura rápida del material. En el laboratorio se pueden medir la etapa II del crecimiento de grietas con varias técnicas que incluyen la simple vigilancia de la progresión de las grietas en la superficie de un espécimen con un telescopio movable calibrado y con técnicas de pruebas no destructivas como la inspección ultrasónica. Sin importar que método se use realmente, se registra el progreso de la grieta de fatiga (longitud de grieta) junto con el número correspondiente de ciclos de esfuerzos.

Estos datos producen una curva típica como la que se muestra en la Fig. 3.7. Al estudiar esta figura se ven dos grietas con longitud de grieta, a , contra la cantidad de ciclos de esfuerzos, N .

Fig. 3.7 Gráfica de datos hipotética de fatiga (a contra N) para dos niveles de esfuerzos ($\sigma_2 > \sigma_1$) ⁽¹²⁾.



Las dos pruebas se inician con la misma profundidad de grieta a_0 , pero debido a que el nivel de esfuerzos ejerce un efecto principal en la propagación de grietas por fatiga, la curva 2 (σ_2) crece mucho más rápidamente que la curva 1 (σ_1). En otras palabras, con la misma cantidad de ciclos N en caso 2 la grieta es más larga. Por otra parte, es obvio que esta relación no es lineal. A medida que aumenta la longitud de grieta, disminuye la cantidad de ciclos que se necesitan para propagar la grieta una distancia específica. De hecho, se incrementa la proporción del crecimiento de grieta, la pendiente da/dN de la curva a contra N en cualquier punto.

Variación de la velocidad de crecimiento de grieta con la intensidad de esfuerzo ⁽¹³⁾

En términos de mecanismos de fractura, la proporción del crecimiento de grieta (da/dN) durante la mayor parte de su propagación se ha relacionado con el nivel de esfuerzo aplicado (s), la longitud de la grieta (a), y ciertas propiedades del material en particular como sigue:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad 3.8$$

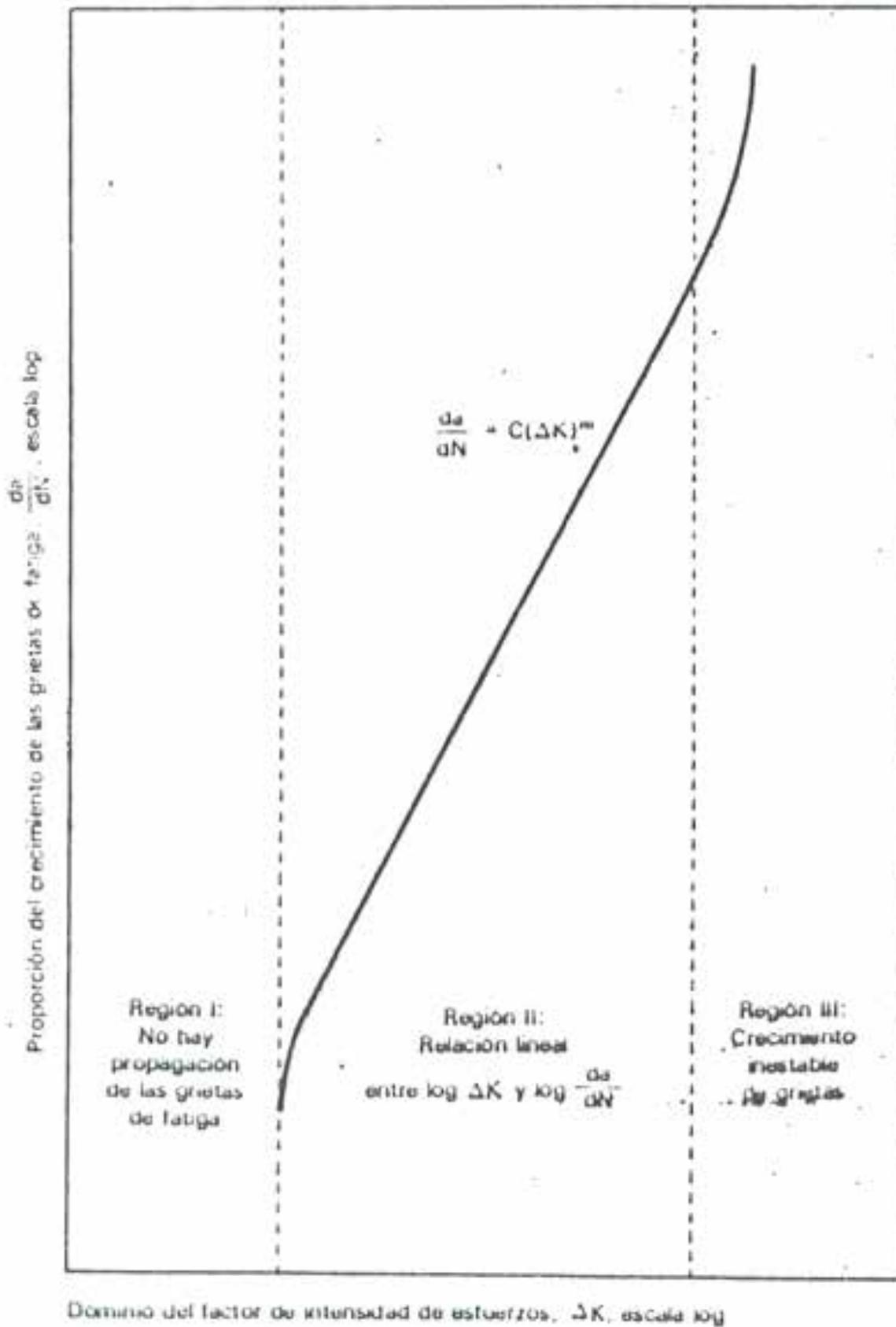
En la que $\Delta K =$ rango del factor de intensidad de esfuerzo ($= K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}}$).

$C, m =$ “constantes” que dependen de las variables del material, del medio ambiente, de la temperatura, la frecuencia, etc.

Esta relación analítica que relaciona la proporción del crecimiento de grietas con el factor intensidad de esfuerzos es útil para evaluar el comportamiento en la fatiga de materiales en condiciones de laboratorio. De los datos de crecimiento de grieta y de intensidad de esfuerzos se puede obtener la gráfica que se ilustra en la Fig. 3.8.

Esta curva está dividida en tres regiones diferentes que muestran el comportamiento típico de crecimiento de grietas donde se observan las siguientes características:

Fig.3.8 Curva esquemática del crecimiento de grieta en fatiga ⁽¹⁴⁾



Fuente: elaboración propia a partir de Hertzberg, R.

Una región I, donde se obtiene el Umbral de fatiga del material caracterizado por no haber propagación de grietas de fatiga, la región III caracterizada por un crecimiento inestable de grieta y la aproximación a la etapa de fractura rápida.

La región II, donde el log de crecimiento de grietas puede variar linealmente con respecto al log del parámetro de intensidad de esfuerzo (K), esta relación lineal confirma la dependencia en la ley exponencial de la ecuación 3.8 y se expresa de la manera siguiente:

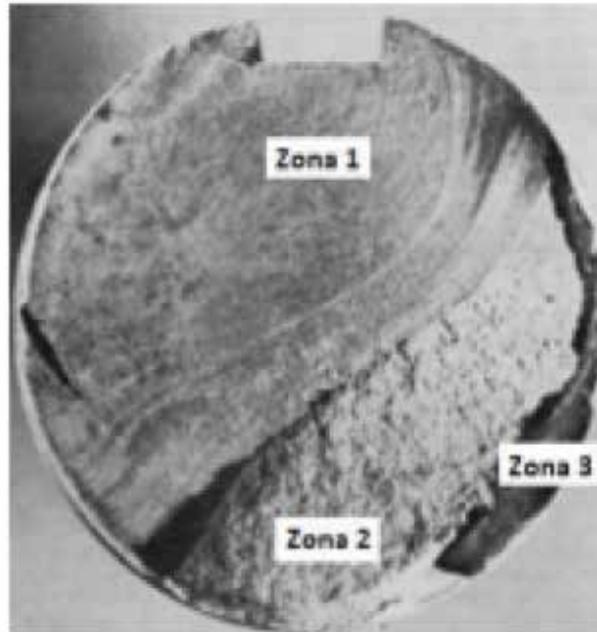
$$\text{Log } \frac{dA}{dN} = \text{Log } \{ C \Delta K \}^m \quad 3.9$$

Es de hacer notar que esta ecuación sólo es válida en la etapa II, existen otras ecuaciones que permiten predecir el comportamiento del crecimiento de grieta en la etapa III, ya que en la etapa I no hay crecimiento de grieta.

10. Característica de la apariencia de la fractura por fatiga ⁽¹⁴⁾

Las fallas de fatiga presentan características de fractura que identifican aspectos como la naturaleza cíclica de su proyección, la dirección del crecimiento de las grietas, sus lugares de inicio y otra información importante que es posible relacionar con las condiciones mecánicas, microestructurales y ambientales que intervienen en el proceso de falla. Cuando se analiza una falla de servicio; este tipo de información o evidencia puede permitir determinar la causa o causas de falla. La ilustración 3.9, en la página siguiente demuestra este aserto.

Fig. 3.9 Zonas diferenciadas de un eje fracturado por fatiga.



ESPACIO EN BLANCO

Capítulo IV



APLICACIONES EN INGENIERÍA DE FATIGA

ESPACIO EN BLANCO

1. Criterios de Diseño Contra Fatiga ^(22, 24, 29)

Cuando las piezas de máquinas fallan estáticamente, por lo general sufren una deformación muy grande debido a que el esfuerzo excedió a la resistencia a la fluencia, por lo tanto una falla estática es visible y puede ser detectada, una falla por fatiga no da señal alguna, es repentina y total.

El diseño contra fallas estáticas es relativamente sencillo, pues los conocimientos actuales sobre la materia son bastante profundos, pero la fatiga es un fenómeno mucho más complicado, solo explicado en forma parcial, quien no tenga un conocimiento sobre la materia puede duplicar o triplicar los factores de seguridad de los cálculos.

A continuación se pretende mostrar los diferentes criterios de diseño contra fatiga.

En la actualidad se conocen en forma general cuatro criterios de diseño contra fatiga.

- 1.- Diseño a Vida Infinita.
- 2.- Diseño de Vida Segura.
- 3.- Diseño de Falla Segura.
- 4.- Diseño de Daño Tolerable.

Diseño a Vida Infinita. ^(22, 24, 29, 31)

Este criterio se considera el más antiguo y de mayor difusión, el mismo pretende modificar los esfuerzos a una fracción del límite de fatiga. La determinación experimental de la resistencia a la fatiga o límite de fatiga es hoy por hoy un procedimiento rutinario, aunque extenso y costoso.

Charles R. Machlin(1956). Ha analizado muchos datos de pruebas reales, concluyó que el límite de fatiga (S_e) puede estar relacionado con la resistencia a la tracción (S_{ut}) según las relaciones de la tabla 4.1 ⁽³¹⁾.

Tabla 4.1 Relaciones del límite de fatiga con la resistencia a la tracción

Aleaciones Ferro-sas	Aceros	Se`	
		0,506 Sut	Sut ≤ 212 kpsi (1460 MPa)
		107 kpsi	Sut ≥ 212 kpsi
	740Mpa	Sut ≥ 1460 MPa.	
	Hierros	0,4 Sut	Sut ≤ 60 kpsi (400 MPa)
24 kpsi		Sut ≥ 60 kpsi	
Aleaciones no ferrosas	Aluminios	0,4 Sut	Sut ≤ 48 kpsi (330 MPa)
		19 kpsi	Sut ≥ 48 kpsi
	Cobres	0,4 Sut	Sut ≤ 48 kpsi (330 MPa)
		19 kpsi	Sut ≥ 48 kpsi

En caso de no disponer de datos de resistencia a la tracción debe construirse una curva S-N para estimar el límite de fatiga del material.

Joseph Marin (1954), ha propuesto una clasificación de algunos factores que modifican el límite de fatiga.

$$S_e = K_a K_b K_c K_d K_e S_e' \quad 4.1$$

Donde,

Se= límite de resistencia a la fatiga del elemento mecánico.

Se'= límite de resistencia a la fatiga de la muestra de viga rotatoria.

K_a = Factor de Superficie.

K_b = Factor de tamaño

K_c = Factor de carga.

K_d = Factor de temperatura

K_e = Factor de efectos diversos.

El **factor K_a de superficie** depende de la calidad del acabado de la superficie de la pieza y de la resistencia a la tracción. El factor K_a se puede calcular a través de la siguiente ecuación 3.6 y utilizando los datos de la tabla 4.2

$$K_a = aS_u^b \quad 4.2$$

Tabla 4.2 Constantes a y b para el cálculo del factor de superficie, K_a

Acabado Superficial	a		b
	Kpsi	Mpa	
Rectificado Esmerilado	1,34	1,58	-0,085
Maquinado en Frío	2,70	4,51	-0,265
Laminado en Caliente	14,4	57,7	-0,718
Forjado	39,9	272	-0,995

El **factor tamaño K_b** se puede determinar de acuerdo a la tabla 4.3.

Tabla 4.3 Factor tamaño, K_b

K_b	Piezas de sección circular diámetro (d)	Carga
1		axial
$(d/0,3)^{-0,107} = 0,879 d^{-0,107}$	$0,11 \leq d \leq 2$ pulg	flexión y torsión
$0,859 - 0,02125 d$	$2 \leq d \leq 10$ pulg	flexión y torsión
$(d/7,62)^{-0,107} = 1,24d^{-0,107}$	$2,79 \leq d \leq 51$ mm	flexión y torsión
$0,859 - 0,000837d$	$51 \leq d \leq 254$ mm	flexión y torsión

De acuerdo al tipo de carga aplicada sobre la pieza, el **factor de carga K_c** puede ser determinado de acuerdo a la tabla 4.4.

Tabla 4.4 Factor de Carga K_c

K_c	Tipo de carga	
0,923	axial	$S_{ut} \leq 220$ kpsi(1520 Mpa)
1	axial	$S_{ut} \geq 220$ kpsi
1	flexión	
0,577	flexión	t

Por otra parte, la temperatura altera las propiedades mecánicas del material, por lo que el valor del **factor de temperatura K_d** puede ser calculado con el uso de los datos de la tabla 4.5.

Tabla 4.5 Factor de temperatura K_d

K_d	
1,0	$T < 450$ °C (842 °F)
$1 - 5,8(10^{-3})(T - 450)$	450 °C $\leq T \leq 550$ °C
$1 - 3,2(10^{-3})(T - 842)$	840 °F ≤ 1022 °F
NO HAY	$T > 500$ °C

El factor K_e se aplica si el material tiene un límite de resistencia a la fatiga superior a un millón de ciclos y si la pieza tiene concentradores de esfuerzo $K_e = 1/K_f$

$$K_f = 1 + q (K_t - 1), \quad 4.3$$

K_f , factor de efectos diversos, tiene efecto si la pieza tiene irregularidades o discontinuidades en su geometría, agujeros ranuras, muescas, las cuales son concentradores de esfuerzo.

q es la sensibilidad de ranuras o muescas, depende del material y del radio de la muesca,

K_t es el factor teórico de concentración de esfuerzos, depende de la configuración geométrica de la pieza y del tipo de carga aplicada, q y K_t se hallan en tablas, según el material y la forma de la pieza.

En la práctica, muchos de los componentes que están sometidos a cargas fluctuantes, soportan una carga fija que viene a representar un esfuerzo medio y su amplitud, muchos elementos de máquinas poseen esfuerzos y tensiones fluctuantes cuyo valor medio es distinto de cero, este es el caso más general y uno de los más frecuentes.

En determinadas ocasiones no se puede contar con otra información experimental que no sea la correspondiente a los ensayos de flexión rotativa ($s_m = 0$), y la influencia de la tensión media no nula se calcula por medio de varias relaciones empíricas que determinan el fallo en una vida determinada cuando las tensiones alternantes y medias son distintas de cero, para tratar este tipo de problemas se emplean los diagramas de Goodman, Soderber, Gerber, etc., (ver gráfico 4.1).

Fig. 4.1 Diagrama de Goodman, Soderber y Gerber (1)



Criterio de Goodman

Según este criterio la variación de la resistencia alternante con la tensión media se describe con una recta que pasa por los puntos es $(0, S_e)$ y $(S_{ut}, 0)$, es decir, el valor de la componente alternante para fallo a N ciclos es S_e , y para la tensión alternante nula (carga estática) la resistencia media o valor de la tensión media para fallo es S_{ut} . De esta manera la rotura a N ciclos se produce cuando:

$$\frac{S_a}{S_y} = \frac{S_m}{S_{ut}} = 1 \quad 4.4$$

Este criterio constituye una más que aceptable aproximación a la realidad y presenta la gran ventaja de expresarse mediante una relación lineal, por lo que es el más utilizado en la práctica.

Criterio de Soderberg

Esta teoría también es lineal, y predice que, en ausencia de tensión media la rotura se produce cuando $\sigma_a = S_e$, pero que para tensión alternante nula (carga estática) y si el material es dúctil, el fallo se produce para $s_m = S_o$. Para tensiones medias la variación sigue una recta. Así, la ecuación de fallo a N ciclos se establece como:

$$\frac{S_a}{S_y} = \frac{S_m}{S_o} = 1 \quad 4,5$$

En la mayoría de los casos esta teoría arroja resultados excesivamente conservadores, por lo que se utiliza menos que la de Goodman.

Criterio de Gerber

Esta teoría no es lineal y supone que la variación de s_a con s_m , se representa mediante una parábola cuyo vértice es el punto $(0, S_e)$, su eje es el de ordenadas y pasa por el punto $(S_{ut}, 0)$. Así la rotura a N ciclos se produce:

$$\frac{S_a}{S_e} = \left(\frac{S_m}{S_{ut}} \right)^2 = 1 \quad 4.6$$

Como se observó anteriormente el factor K_c se usa para obtener el límite de resistencia a la fatiga, por lo tanto el resultado depende de si la carga es axial, flexionante o de torsión; en el caso de que las cargas estén combinadas se debe emplear el procedimiento siguiente:

1. En el caso de la resistencia, utilice el límite de fatiga completamente corregido en el caso de flexión.
2. Aplíquense los factores de concentración de esfuerzos adecuados a las componentes del esfuerzo torsional, el esfuerzo por flexión y las componentes del esfuerzo axial.
3. Multiplíquese cualquier componente de esfuerzo axial alternativamente por el factor $1/K_{c,ax} = 1/(0.923) = 1.083$.
4. Inclúyanse los esfuerzos resultantes en un análisis por círculo de Mohr y determine los esfuerzos principales.
5. Utilizando los resultados del paso 4, determínese el esfuerzo resultante de Von Mises s_a'
6. Compárese s_a' con S_e a fin de obtener el factor de seguridad.

Si también existen esfuerzos medios, entonces puede repetirse los pasos 4 y 5 para ellos, y usarse el esfuerzo medio de Von Mises s_m , resultante con s_a' y construir un diagrama de esfuerzo fluctuante. El factor $1/K_c$ no se aplica a los esfuerzos medios axiales ya que éstos se consideran como estáticos.

Diseño a Vida Segura (14,22, 24, 29)

La teoría más exacta propuesta hasta la fecha para explicar la naturaleza de la falla por fatiga se denomina a veces teoría de la duración hasta la deformación.

Este criterio se basa en la suposición de que la pieza se encuentra inicialmente libre de grieta y que la misma tiene una vida finita en la cual se desarrolla una grieta de tamaño crítico.

Una falla por fatiga casi siempre da comienzo en una discontinuidad local, como una ranura, muesca, grieta u otra área de alta concentración de esfuerzo. Cuando el valor del esfuerzo en la discontinuidad excede el límite elástico, se presenta una deformación plástica. Para que ocurra una falla por fatiga deben existir deformaciones cíclicas de naturaleza plástica. Así que es necesario investigar el comportamiento de los materiales sujetos a ciclos de deformación.

Las probetas sometidas a inversiones de flexión no son adecuadas para operar en ciclo de deformación debido a las dificultades que pre-

senta la medición de las deformaciones plásticas. En consecuencia la mayor parte de las investigaciones se ha llevado a cabo mediante el uso de probetas para esfuerzo axial.

La Fig. 4.2 ilustra el ciclo esfuerzo - deformación que se produce mediante el control de la amplitud de deformación.

La curva deformación - vida del componente se expresa en términos de la amplitud de deformación total en función del número de reversos de deformación que dan lugar a la falla.

SAE publicó en 1975 una curva típica de un acero SAE 1020 laminado (ver Fig. 4.3) donde se observan los siguientes parámetros:

ε_f = Coeficiente de ductilidad a la fatiga. Deformación real en una inversión del esfuerzo (punto A, Fig. 4.2).

s_f = Coeficiente de resistencia a la fatiga. Esfuerzo real en una inversión del esfuerzo (\ddot{A} ”).

c = exponente de ductilidad a la fatiga. Pendiente de la recta en deformación plástica.

b = exponente de resistencia a la fatiga. Pendiente de la recta en deformación elástica.

En la Fig. 4.2 se observa que:

$$\Delta\varepsilon/2 = \Delta\varepsilon_e/2 + \Delta\varepsilon_p/2 \quad 4.7$$

Fig. 4.2 Diagrama que ilustra el ciclo esfuerzo deformación que se produce mediante el control de la amplitud de deformación real ⁽¹⁴⁾.

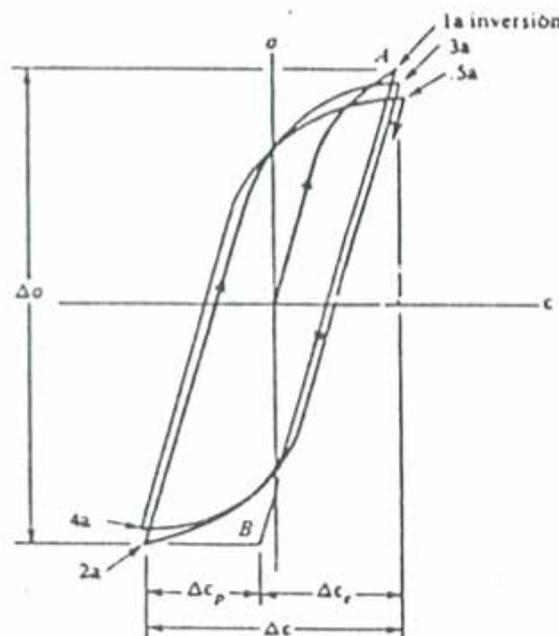
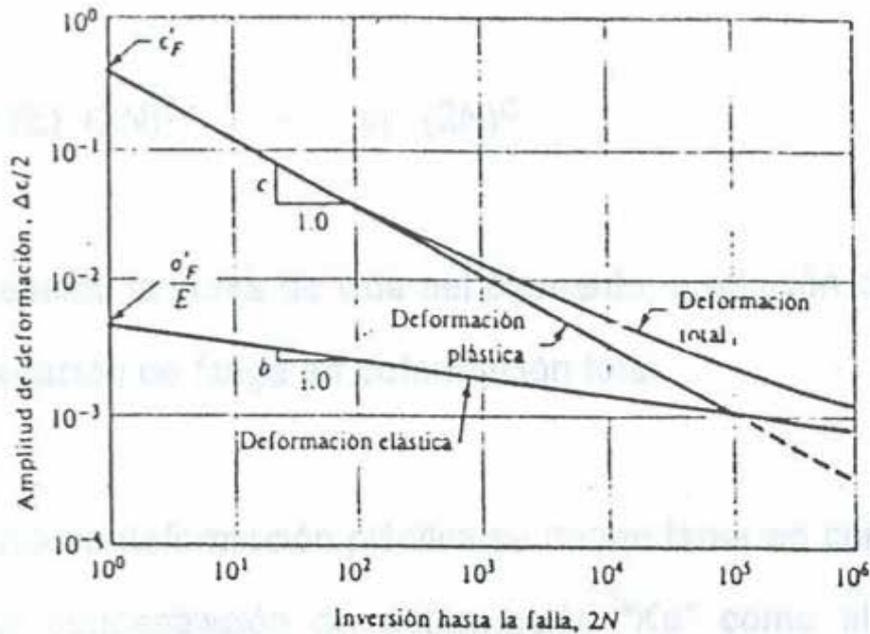


Fig. 4.3 Diagrama log-log que indica cómo se relaciona la duración a la fatiga con la amplitud de deformación real en el caso de un acero SAE 1020⁽¹⁴⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Hertzberg, R.

De la fig. 4.3. la ecuación de la recta en deformación elástica es:

$$\Delta \varepsilon_e / 2 = \{ \sigma'_f / E \} (2N)^b \quad 4.8$$

La ecuación de la recta en deformación plástica es:

$$\Delta \varepsilon_p / 2 = \varepsilon_f (2N)^c \quad 4.9$$

Sumando las deformaciones obtenemos:

$$\Delta \varepsilon / 2 = (\sigma'_f / E) (2N)^b + \varepsilon_f (2N)^c \quad 4.10$$

La cual representa la curva de vida del elemento o relación de Manson-Coffin (1965) de duración de fatiga en deformación total.

Cuando se induce deformación plástica se deben tener en consideración tanto el factor de concentración de deformación " K_ε " como el factor de concentración de esfuerzo " K_σ ", de tal manera que;

$$K_f = (K_\varepsilon K_\sigma)^{1/2} \quad 4.11$$

De esta manera si D_s y D_e representan incrementos de esfuerzo y deformación elástica y ΔS y Δe incrementos de esfuerzo real y deformación en la raíz de una entalla.

$$K_\sigma = \frac{\Delta\sigma}{\Delta S} \quad \text{y} \quad K_\epsilon = \frac{\Delta\epsilon}{\Delta e} \quad 4.12$$

Al sustituir las ecuaciones 4.12 en 4.11 tenemos,

$$K_f = \left(\frac{\Delta\sigma\Delta\epsilon}{\Delta S\Delta e} \right)^{1/2}$$

Al multiplicar y dividir entre, E

$$K_f = \left(\frac{\Delta\sigma\Delta\epsilon E}{\Delta S\Delta e E} \right)^{1/2}$$

$$K_f (\Delta S\Delta e E)^{1/2} = (\Delta\sigma\Delta\epsilon E)^{1/2}$$

Y dado que $\Delta S = E\Delta e$

$$K_f \Delta S = (\Delta\sigma\Delta\epsilon E)^{1/2} \quad 4.13$$

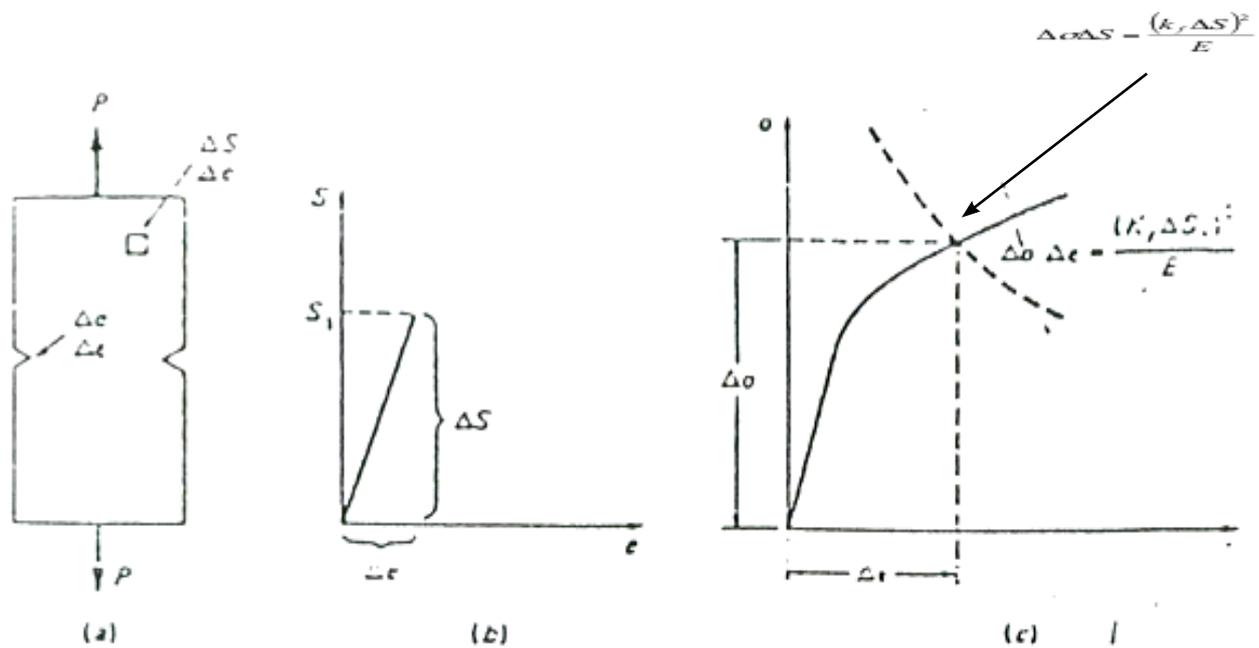
Ecuación que permitiría utilizar los valores del esfuerzo y de la deformación medidos remotamente de la entalla para predecir el comportamiento de la entalla.

De esta manera

$$\Delta\sigma\Delta\epsilon = \frac{(K_f \Delta\sigma)^2}{K} = ctte \quad 4.14$$

En la Fig. 4.4 se ilustra la representación de la ecuación anterior como la curva esfuerzo - deformación de un material y la intersección de ambas permite obtener el valor local tanto del esfuerzo como de la deformación en la raíz de la entalla.

Si el valor obtenido de D_e se introduce en la curva de fatiga y se sacan los valores de b y E de tablas se puede estimar la vida de fatiga del componente.

Fig. 4.4 Análisis de esfuerzos en la entalla basado en el análisis de esfuerzos de Neuber⁽¹⁴⁾.

Fuente: elaboración propia a partir de Hertzberg, R.

Diseño de Falla Segura (9, 22, 24, 29)

En este tipo de diseño la premisa es que el material que constituye la pieza se encuentra inicialmente agrietado, por lo que es necesario construir la pieza o elemento de tal forma que dichas grietas no dan lugar a la falla antes que las mismas puedan detectarse y repararse.

Esta filosofía de diseño se desarrolló en la industria de la aviación y la misma hace uso de una serie de barreras al desplazamiento de las grietas en conjunto con una serie de criterios muy rigurosos de inspección y detección de grietas.

Diseño de Daño Tolerable (9, 22, 24, 29)

Esta filosofía de diseño es una extensión del criterio de diseño anterior en el que igualmente se asume que el elemento contiene grietas.

De esta forma, empleando técnicas de mecánica de fractura se determina si dichas grietas crecerán lo suficiente para dar lugar a una falla antes que las mismas sean detectadas en una inspección periódica.

El énfasis de este criterio de diseño es el de utilizar materiales con elevada tenacidad a la fractura y crecimiento lento de grietas, y el éxito del mismo dependerá de la disponibilidad de un programa de evaluación con técnicas confiables de ensayos no destructivos.

Este método se basa en limitar el crecimiento de la fisuración por fatiga mediante un programa de inspección obligatorio. De modo que

una vez que la fisura ha alcanzado un tamaño prefijado, la pieza en cuestión debe ser reparada o bien sustituida. El método de la tolerancia al daño puede ser adecuado en situaciones en las que una estimación de la vida útil muestra que la fatiga tiene un efecto significativo sobre la economía del cálculo.

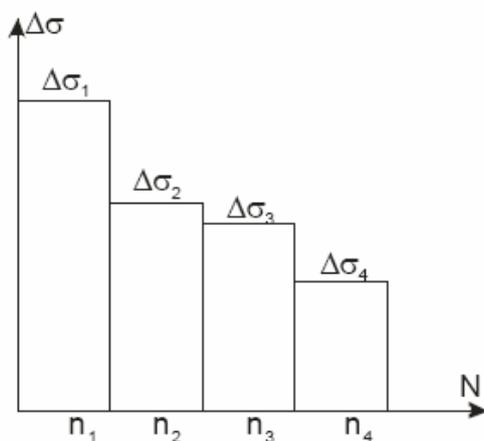
Aunque el método está previsto para obtener un riesgo de rotura comparable al que se ha supuesto para el cálculo de la vida útil, puede sin embargo producir un riesgo más alto de pérdida temporal de la aptitud para el servicio de la pieza o detalle en cuestión.

El método de la tolerancia al daño se aplicará en los emplazamientos de potencial iniciación de fisuras que estén en una superficie o próximos a una superficie fácilmente accesible en servicio cuando el daño total D_L por la regla de Miner sea mayor de 1.

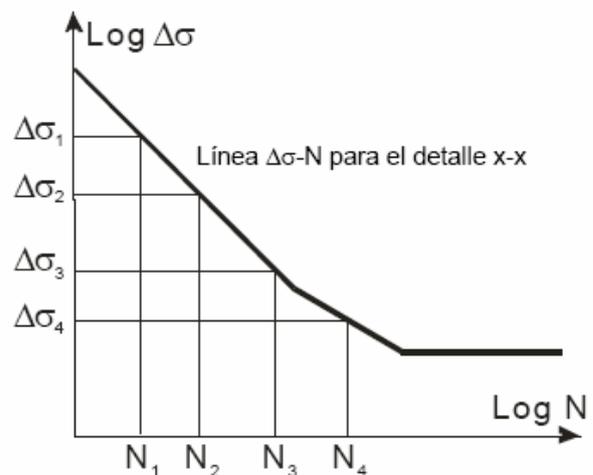
En la figura 4.5 se representa gráficamente el procedimiento básico a seguir con el método de vida útil. Para aplicarlo, deberá estar disponible en términos de secuencia y de frecuencia de carga la historia de servicio prevista de la estructura. Debe conocerse en términos del ciclograma de tensiones la respuesta en los puntos de iniciación potencial de la fisuración.

Fig. 4.5 Representación gráfica del procedimiento básico a seguir con el método de vida útil (Pasos d),e) y f)).

d) Espectro de carreras de tensión



e) Ciclos hasta la rotura



f) Suma de los daños (regla de Palmgren - Miner)

$$D_L = \sum \frac{n_i}{N_i} = \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \frac{n_3}{N_3} + \dots \leq 1$$

Además deben estar disponibles en términos de curvas de fatiga, las características de resistencia a la fatiga en los puntos potenciales de iniciación de fisuras.

Se comprobarán en primer lugar los emplazamientos de iniciación potencial de fisuras por fatiga en aquellas zonas de la estructura que contengan las fluctuaciones más altas de tensiones y/o las concentraciones más importantes de tensiones.

El procedimiento básico incluye las siguientes etapas:

- a. Secuencia de carga. Se debe obtener una estimación del límite superior de la secuencia de cargas de servicio para la vida prevista de la estructura. Definición del registro elemental de cargas repetido n veces en la vida de la estructura
- b. Ciclograma de tensión. Deberá estimarse la historia o ciclograma de tensiones resultante en los puntos de iniciación potencial de fisuras que se vayan a comprobar.

Cuando se utilicen las tensiones nominales, se modificará el ciclograma en toda zona de concentración de tensiones geométricas que no esté ya incluida en la categoría del detalle mediante un factor de concentración de tensiones.

- c. Cómputo de ciclos. El ciclograma de tensiones debe reducirse a un número de ciclos equivalente (n_i) de carreras de tensión ($\Delta\sigma_i$) diferentes utilizando una técnica de cómputo de ciclos.
- d. Espectro de carreras de tensión. Los ciclos deben clasificarse en orden descendente de amplitud $\Delta\sigma_i$ para formar un espectro de carreras de tensión, donde $i = 1, 2, 3$, etc., para las bandas del espectro.
- e. Ciclos hasta la rotura. Una vez categorizado el detalle, para la categoría del detalle y la carrera de tensión de cálculo $\Delta\sigma_i$ apropiadas, se determinará el número de ciclos de rutina N_i .
- f. Mediante la regla de Palmgren - Miner se calculará el daño total D_L para todos los ciclos, siendo

$$D_L = \sum \frac{n_i}{N_i} = \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \frac{n_3}{N_3} + \dots \leq 1$$

- g. Finalmente se calculará la vida útil T_S a partir de la vida de cálculo T_L y del daño total D_L .

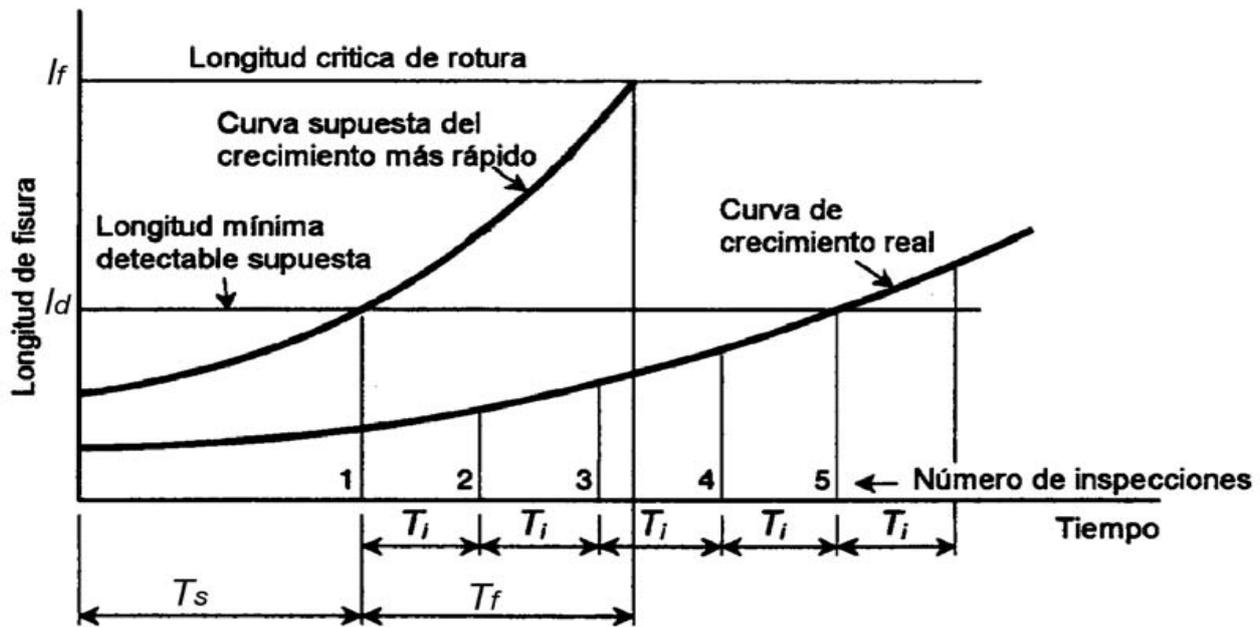
$$T_S = \frac{T_L}{D_L}$$

En caso de que la vida útil T_s sea inferior a la vida de cálculo T_L deberá recalcularse la estructura o el elemento en cuestión buscando reducir los niveles de tensión o bien se procederá a cambiar el detalle por otro que presente una categoría superior.

La estrategia de inspección tendrá en cuenta los aspectos:

1. El procedimiento se aplicará en cada detalle de potencial iniciación de fisuras en el que la vida útil T_s sea inferior a la vida de cálculo T_L .
2. Existirá un manual de mantenimiento en donde se especifique que la primera inspección de cada detalle de iniciación potencial deberá tener lugar con anterioridad a que haya finalizado la vida útil.
3. El manual deberá especificar que las inspecciones siguientes se realizarán a intervalos regulares T_i siendo $T_i \leq 0,5 \cdot T_f$ y T_f (la figura 4.6 muestra la estrategia de inspección en el método de tolerancia al daño) el tiempo calculado para que una fisura, que se ha iniciado en el detalle, crezca desde una longitud de superficie detectable l_d hasta una longitud crítica de rotura l_f . Ver figura 4.6.
4. La longitud mínima supuesta de fisura superficial expuesta debe tener en cuenta la accesibilidad a la ubicación, el estado o condición probable de la superficie y el método de inspección. Salvo que se realicen ensayos específicos para demostrar que se pueden detectar longitudes más cortas con una probabilidad superior al 90%.
5. Cuando se utilizan espesores elevados y cuando la ubicación de iniciación está sobre una superficie inaccesible pueden llevarse a cabo ensayos por ultrasonidos para detectar y medir las fisuras antes de que alcancen la superficie accesible.
6. El valor de l_f será tal que la sección neta sea capaz de soportar los esfuerzos estáticos de tracción.
7. El valor de T_f se obtiene mediante cálculo basado en los principios de la mecánica de la fractura y/o mediante ensayos utilizando el mismo material. Las velocidades de propagación de las fisuras registradas entre las longitudes de fisura l_d y l_f deben ponderarse por el factor de ensayo de fatiga.
8. El manual de mantenimiento deberá especificar las acciones a emprender en el caso de que se descubra una fisura por fatiga durante una inspección de mantenimiento regular del modo siguiente:
 - a. Si la longitud de fisura medida es inferior a l_d , no es necesaria ninguna acción reparadora.

Fig.4.6 Longitud de fisura en función del tiempo



- b. Si la longitud de fisura es superior a l_d , deberá evaluarse el componente sobre una base de aptitud para el empleo de la estructura sin necesidad de reparación o sustitución. Si la explotación es prolongada, deberá aumentarse la frecuencia de inspección en el emplazamiento en cuestión.
- c. Si la longitud de fisura medida supera a l_f , la estructura debe ser puesta fuera de servicio

Métodos para Mejorar la Resistencia a la Fatiga en Uniones Soldadas ^(15, 16, 21)

A la hora de diseñar contra fatiga, pueden ocurrir dos situaciones: que el material haya fallado por fatiga, durante su servicio o diseñar una estructura que todavía no ha sido construida.

La resistencia a la fatiga de algunas uniones soldadas es baja y los diseñadores sobrellevan esta dificultad seleccionando el tipo de junta y posición en puntos de la estructura donde los esfuerzos son bajos.

En muchas estructuras, evitar completamente el uso de uniones soldadas es casi imposible, por lo tanto es deseable utilizar medios para mejorar la resistencia o el rendimiento a fatiga, con un el mínimo de modificaciones a un diseño básico.

La acción a tomar puede ser dada por alguna o varias de las siguientes cuatro vías:

- 1.- Eliminar o reducir las cargas que causan las fallas.
- 2.- Reducir los esfuerzos en las secciones críticas.
- 3.- Mejorar el diseño.
- 4.- Hacer uso de las técnicas de mejoramiento.

A fin de eliminar o reducir las cargas críticas, se debe conocer la verdadera carga. La reducción de los esfuerzos en las secciones críticas, sin la reducción de las cargas, o sin producir secciones críticas nuevas, es imposible.

Un ejemplo sería añadir una placa a un miembro o región débil. Esto pudiera reducir los esfuerzos, pero también genera un nuevo y severo concentrador de esfuerzo en los bordes de la placa de cobertura, originando grietas de fatiga. Otras modificaciones reductoras de esfuerzo se muestran en la Fig. 4.5.

Se requieren métodos simples y efectivos para incrementar la resistencia a la fatiga, si tales métodos existen su efecto se puede resumir en las siguientes funciones:

1. Modificación de la forma de la entalla para reducir la concentración de esfuerzos.
Esmerilado local.
2. Modificación de la distribución de esfuerzos residuales (para producir esfuerzos compresivos).
Sobrecarga previa
Tratamiento de balinado
Compresión local
Calentamiento puntual
Método de Gunnert.
3. Protección de la entalla de la atmósfera y otros medios corrosivos.
Recubrimientos plásticos.

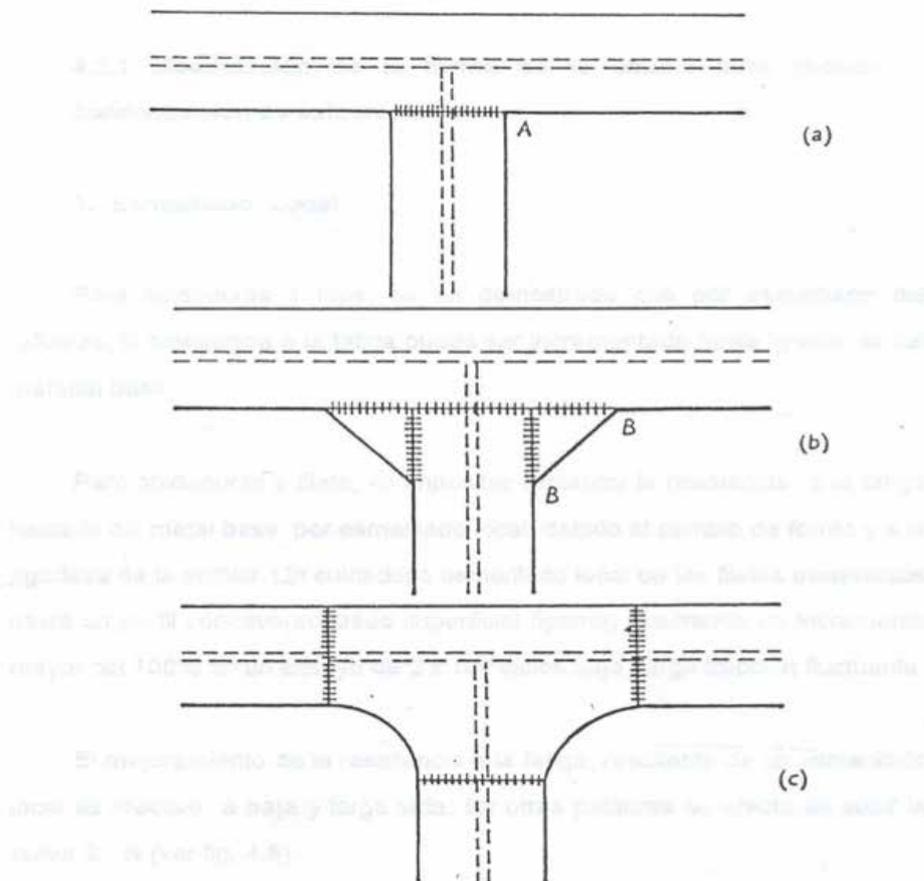
Modificación de la forma de la entalla para reducir la concentración de esfuerzos ^(15, 16, 21).

Esmerilado Local ⁽¹⁵⁾

Para soldaduras a tope, se ha demostrado que por esmerilado del refuerzo, la resistencia a la fatiga puede ser incrementada hasta igualar la del material base.

Fig. 4.7 Modificaciones de diseño de las esquinas de una estructura.

- a) diseño defectuoso (en el extremo A existe una severa concentración de tensiones).
 b) mejoras con refuerzos triangulares se producen pequeños concentradores en los puntos B.
 y c) mejorando el diseño en las esquinas se produce menos concentración de esfuerzos y con soldaduras separadas ⁽¹⁵⁾.



Para soldaduras a filete, es imposible restaurar la resistencia a la fatiga hasta la del metal base por esmerilado local debido al cambio de forma y a la agudeza de la entalla. Un cuidadoso esmerilado local de los filetes transversos hasta un perfil cóncavo (acabado superficial óptimo) resultando un incremento mayor del 100% en un ensayo de 2×10^6 ciclos bajo carga tensil fluctuante.

El mejoramiento de la resistencia a la fatiga, resultante de un maquinado local es efectivo a baja y larga vida. En otras palabras su efecto es subir la curva S - N (ver fig. 4.8).

El **esmerilado local** es la técnica más beneficiosa para ser utilizada bajo condiciones de altos esfuerzos.

En el caso de soldaduras a tope longitudinales sobre los extremos de una placa sometida a esfuerzo se han investigado dos tipos de esmerilado local como son

- 1.- esmerilado de la esquina a un radio r.
- 2.- taladrado de un agujero en el borde de la unión (ver fig. 4.9)

Fig. 4.8 Resultados de ensayo de fatiga de muestras de acero común con refuerzos transversales mostrando el efecto del esmerilado en la base de un perfil cóncavo ⁽¹⁵⁾.

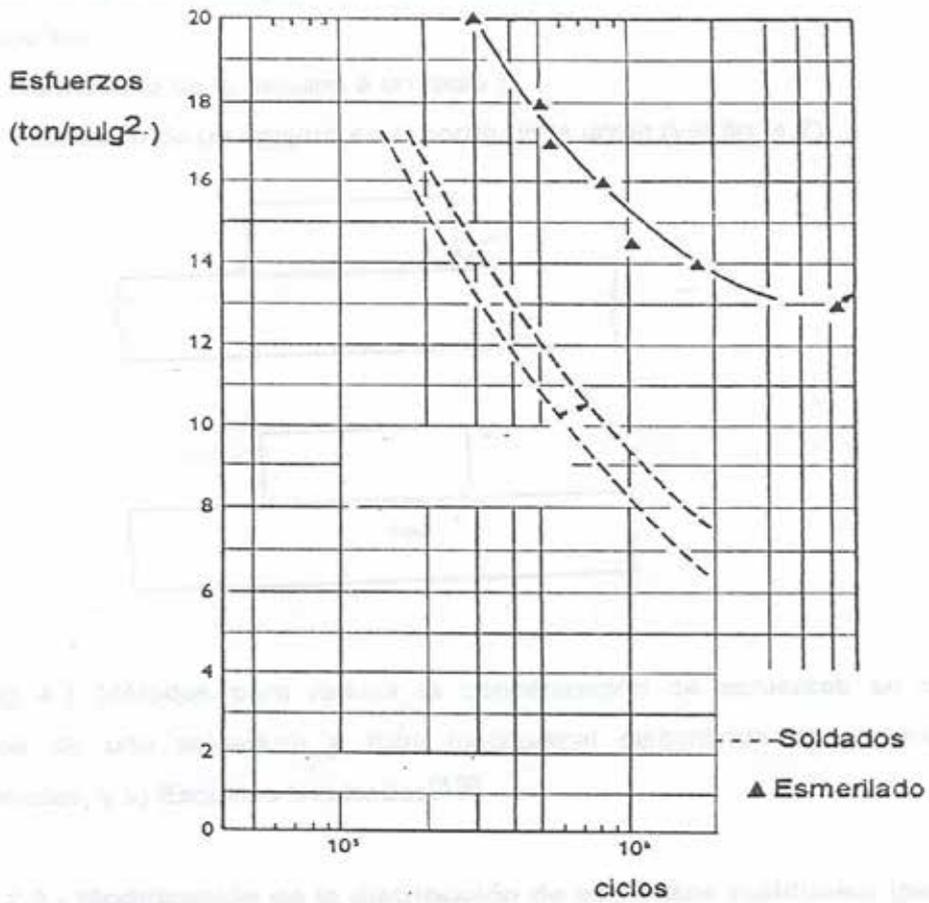
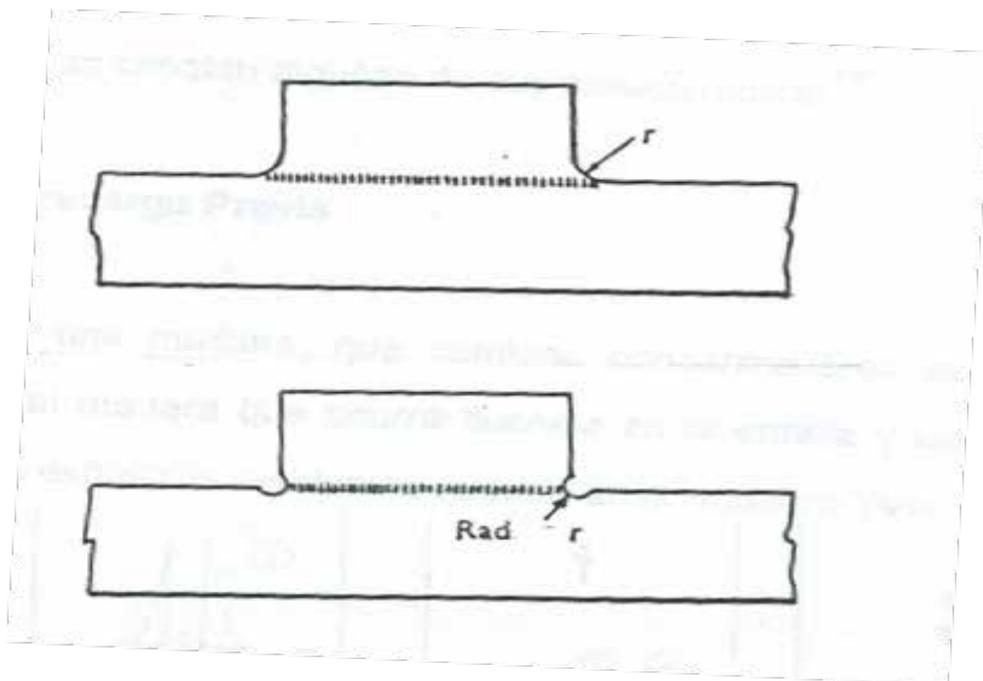


Fig. 4.9 Métodos para reducir la concentración de esfuerzos en los extremos de una soldadura a tope longitudinal discontinua a) esquinas redondeadas, y b) Esquinas taladradas ⁽¹⁶⁾.



Modificación de la distribución de esfuerzos residuales (para producir esfuerzos compresivos). ⁽¹⁶⁾

La formación de esfuerzos residuales dependen de la existencia de deformaciones producidas por flujo plástico localizado, ocasionado por las siguientes técnicas: Sobrecarga previa, tratamiento de balinado, compresión local, calentamiento local y el método de Gunnert.

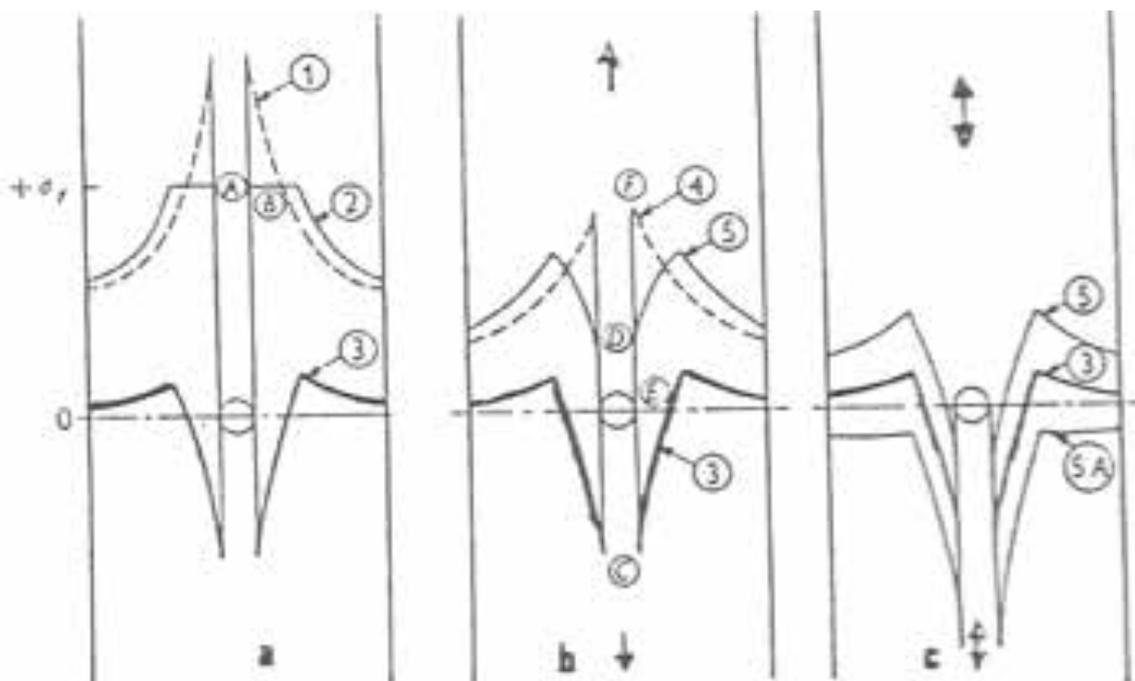
Todos estos métodos mejoran la resistencia a la fatiga al crear esfuerzos compresivos residuales en las entallas, donde las grietas de fatiga se inician, a continuación se señalan algunas de sus características.

A - Sobrecarga Previa

Cuando una muestra, que contiene concentradores de esfuerzos, es cargado de tal manera que ocurra fluencia en la entalla y luego la carga es removida, los esfuerzos residuales quedan en la muestra. (Ver fig. 4. 10)

En la fig. 4.10a, la curva 1 corresponde a los esfuerzos elásticos sin fluencia. La curva 2 es la distribución real debido a carga externa. La curva 3 corresponde a la distribución de esfuerzo al remover la carga (resultado de curvas (2) - (1)).

Fig. 4.10 La formación de esfuerzos residuales por sobrecarga previa y el efecto de subsecuentes cargas externas. a) La formación de esfuerzos residuales, b) El efecto de cargas de tracción sobre una muestra que contiene esfuerzos residuales, y c) el efecto de cargas alternantes sobre una muestra que contiene esfuerzos residuales ⁽¹⁶⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Blodgett, Omer

La magnitud de los esfuerzos residuales depende de la sobrecarga (tensión o compresión) y el signo será opuesto a la sobrecarga.

A fin de crear esfuerzos compresivos residuales cerca de la entalla es necesario aplicar una sobrecarga de tensión (fig. 4.8.b)

En la fig. 4.10.b, la curva 4 corresponde a la distribución de esfuerzos elásticos debido a la carga. La curva 3 es la distribución de esfuerzos residuales y la curva 5 es la distribución final de esfuerzos.

Durante un ensayo de fatiga los esfuerzos cursaran entre las curvas 3 y 5 cerca de la entalla donde las grietas de fatiga se inician.

En la fig. 4.10, EF es el rango sin esfuerzos residuales (tracción), y CD es el rango de esfuerzos (parcialmente compresivos).

Si la sobrecarga es alternante, los resultados se muestran en la fig. 4.8c donde los esfuerzos residuales 3 actuarían como un esfuerzo medio que en la cercanía de la entalla se convierte en compresivo.

Demostraciones experimentales del efecto beneficioso de la sobrecarga fueron realizados por Forrest, Rosenthal y Sines (1965) en muestras de aluminio previamente cargadas, obteniéndose incremento en la resistencia mayor del 100%, debido a los esfuerzos residuales.

Harrisón (1965), ensayando probetas de acero soldadas a filete encontró que las curvas S- log N (fig. 4.11) para muestras a varios niveles, fueron paralelas y asumen una línea recta con pendiente menor para los que tienen sobrecarga.

$$S + K_1 \text{Log } N = A_1 \quad \text{y} \quad S + K_2 \text{Log } N = A_2 \quad 4.13$$

Como K_1 , K_2 y A_1 son constantes para un tipo dado de muestras y A_2 depende de la precarga S_1 entonces

$$(S_1/S_0)\{1/K_2 - 1/K_1\} = (S_2/S_0)[1/K_2] - \{1/K_1\} \quad 4.14$$

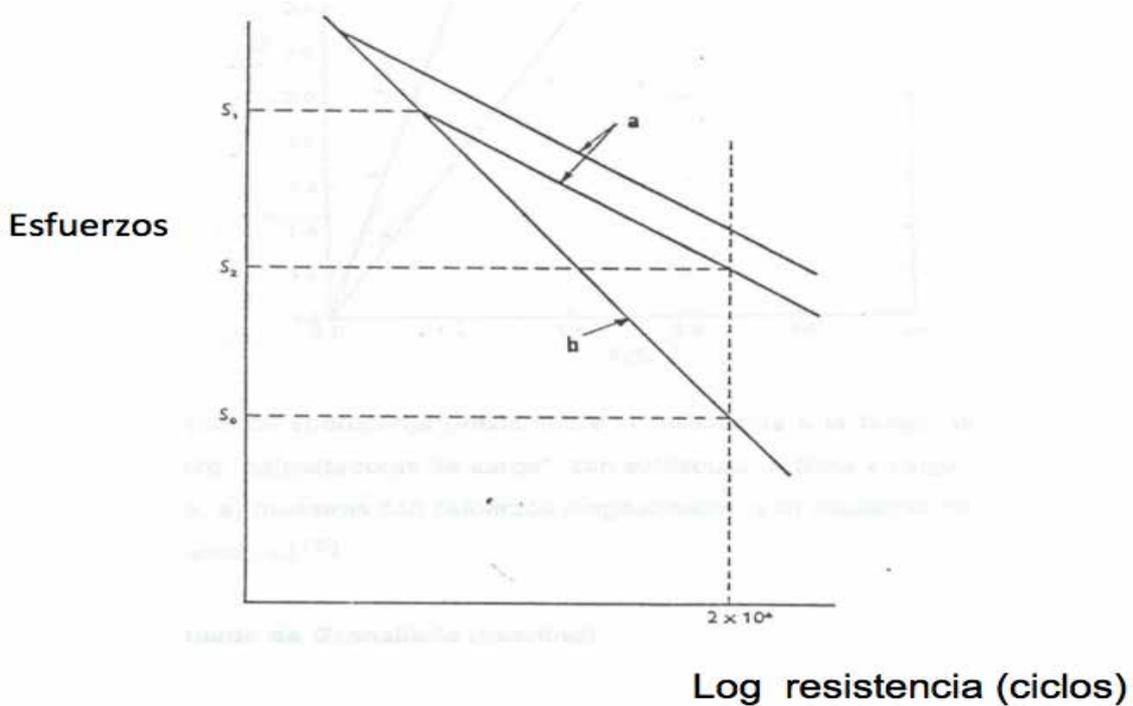
Donde,

S_0 y S_1 son respectivamente la resistencia a la fatiga de la muestra soldada y precargada.

En la Fig. 4.12, Harrisón (1965) relaciona S_1/S_0 y S_2/S_0 demostrando que el mayor incremento en la resistencia a la fatiga se obtiene utilizando los más altos pre esfuerzos, debido a que generan esfuerzos residuales mayores.

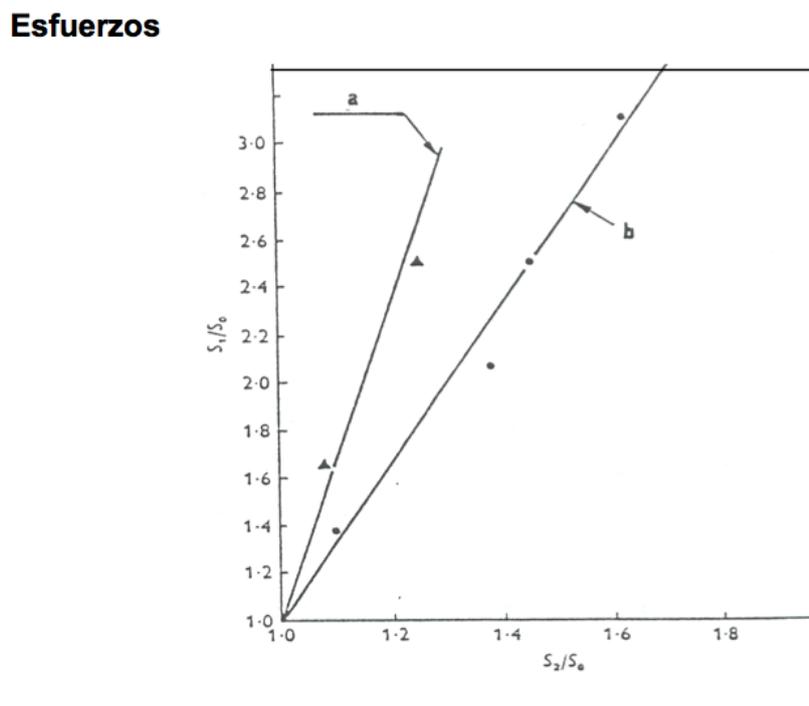
El mayor beneficio de la sobrecarga a fin de incrementar la resistencia a la fatiga sería para las estructuras de aceros de alta resistencia y con sobrecarga alternante.

Fig. 4.11 Comportamiento idealizado de muestras sometidas a sobrecarga previa a) precargadas y b) soldadas ^(15, 16).



Fuente: elaboración propia a partir de Gurney, T.

4.12 El efecto de sobrecarga previa sobre la resistencia a la fatiga de muestras de acero “no portadoras de carga” soldaduras a filete con carga a tracción pulsante a) muestras con refuerzos longitudinales, y b) muestras con refuerzos transversales ⁽¹⁶⁾.



Fuente: elaboración propia a partir de Blodgett, Omer

B - Tratamiento de Granallado (*Peening*)

Es un proceso de endurecimiento en frío, consiste en bombardeo de la superficie con corriente de alta velocidad de partículas metálicas o con herramientas operadas con martillo neumático, con el objeto de inducir esfuerzos residuales compresivos en la capa superficial.

Producto de la fuerza de cada impacto la capa superficial intenta expandirse lateralmente, pero, debido a la conducta elástica del material que lo impide, se producen esfuerzos compresivos residuales en el punto de impacto

Los esfuerzos residuales compresivos y el endurecimiento por deformación son beneficiosos ya que reducen la agudeza de la entalla e incrementa la resistencia a la fatiga.

Los métodos más comunes del balinado o proyección de granallas contra la superficie son:

- 1.- Corriente de aire.
- 2.- Rueda de paletas giratorias.

Las granallas son partículas esféricas de hierro colado o pequeñas piezas de alambre de acero de alta tensión que se redondean con el uso.

La eficiencia de este proceso depende de:

- * Tamaño de la entalla.
- * Velocidad y tiempo de aplicación.
- * Ángulo de impacto sobre la superficie.

Mattsón (1956) demostró que el incremento del tamaño de las granallas y la velocidad, profundizan la penetración; por lo tanto, los aceros de baja dureza deben tratarse con granallas grandes y los de alta dureza con granallas pequeñas.

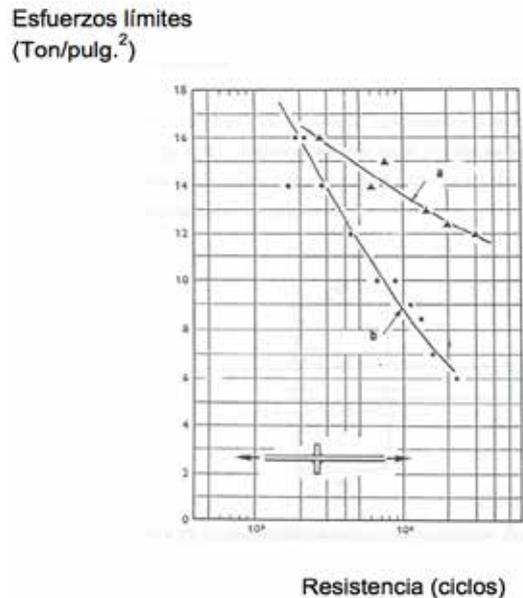
Uchiyama (1958), concluyó que el tamaño de las granallas no debería ser mayor que la mitad del radio del filete más pequeño (0.015 - 0.035) pulg. de diámetro con velocidad de proyección 150 a 200 pies/seg.

Para que el balinado sea efectivo debe cubrir el área total tratada y es el método más conocido para mejorar la resistencia a la fatiga (15 al 100) %. También es usado para tratamientos de partes mecánicas como bobinas, resortes, ejes, cigüeñales, etc.

Nacher (1960), lo aplica a uniones soldadas (tope y filete) obteniendo incrementos importantes donde se compara entre diferentes procesos de balinado en uniones soldadas a filete.

El balinado con martillo neumático, realizado con una herramienta sólida, produce deformación plástica más severa que las granallas o martillo múltiple, aunque no siempre es el más conveniente.

Fig. 4.13 El efecto de granallado a martillo sobre la resistencia a la fatiga de aceros comunes con soldaduras a filete transversales “no portadores de carga”
a) Granallado y b) Soldado ⁽¹⁶⁾.



Harrisón (1965), probó unas muestras soldadas a filete transversales, obteniéndose los resultados mostrados en la Fig. 4.13, en donde se observa un incremento en la resistencia a la fatiga del 85%, como resultado de los esfuerzos residuales beneficiosos (compresivos).

C - Compresión Local ⁽¹⁶⁾

Tiene similitud con el balinado, involucra la generación de esfuerzos residuales, al someter una parte de la estructura a fluencia en compresión por medios mecánicos. La compresión local se efectúa con matrices o troqueles de sección circular. (fig. 4.14). Cuando se aplica la carga, la placa se comprime, fluyendo el material hasta afuera logrando que se obtenga en la región comprimida esfuerzos residuales compresivos.

Fig. 4.14 El principio del tratamiento de Compresión local ⁽¹⁶⁾.

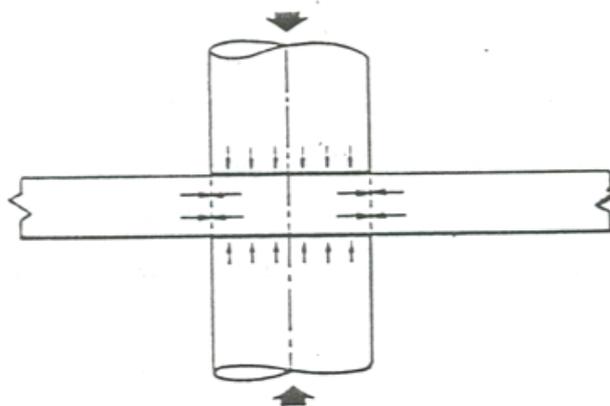
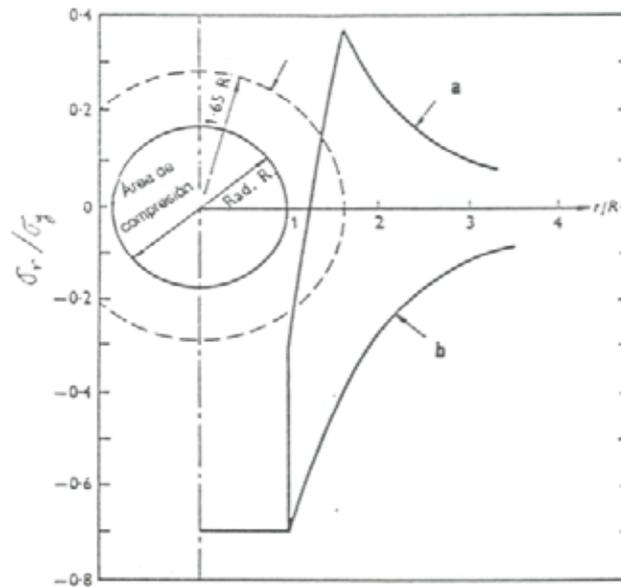


Fig. 4.15 Distribución teórica de los esfuerzos residuales debido al tratamiento de compresión local. a) Esfuerzos tangenciales y b) Esfuerzos radiales⁽¹⁶⁾.

Esfuerzos residuales/ esfuerzo fluencia



La distribución de esfuerzos residuales es mayor sobre el ancho de la sección transversal que sobre el espesor (Fig. 4.15).

Puntos de soldadura o finales de filetes de soldadura son lugares apropiados para el tratamiento de compresión local. Pero no es posible tratar, por este método soldaduras de filete transversales (fig. 4.16a y 4.16b).

Fig. 4.16 Comparación de una soldadura a filete a) longitudinal y b) transversal desde el punto de vista del tratamiento de compresión local^(15,16).

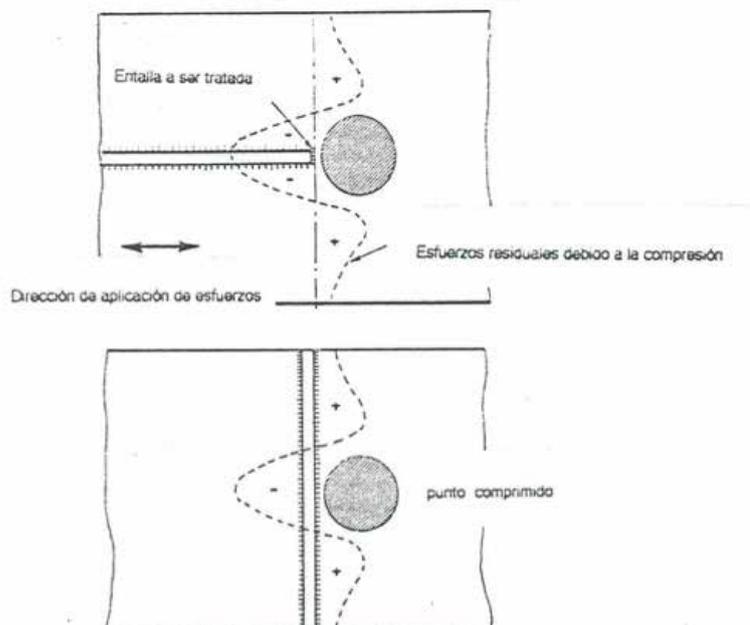
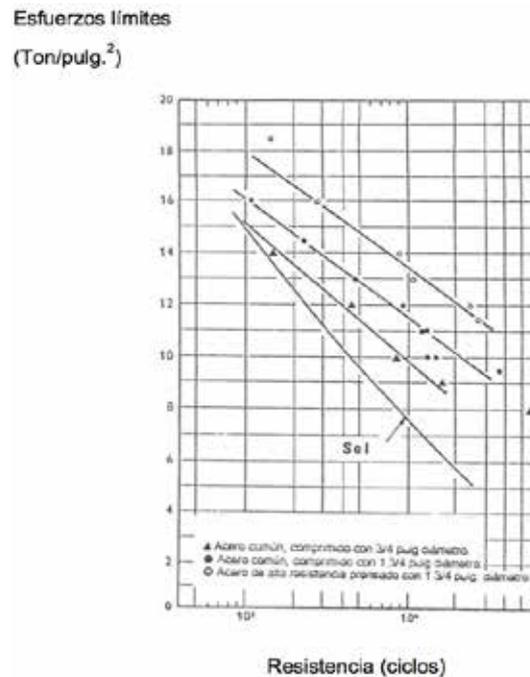


Fig. 4.17 El efecto del tratamiento de compresión local de muestras de acero común y de alta resistencia con soldadura a filete longitudinal, “no portadora de carga”⁽¹⁶⁾.



En muchos casos la compresión local no es aplicable por la elevada carga requerida y a la dificultad del acceso por ambos lados de la placa.

Debido al alto requerimiento de carga, la compresión local es más apropiada para aleaciones de aluminio que para aceros, aunque ensayos efectuados a uniones soldadas de filete se han obtenido incremento cerca del 100% a 2×10^6 ciclos.

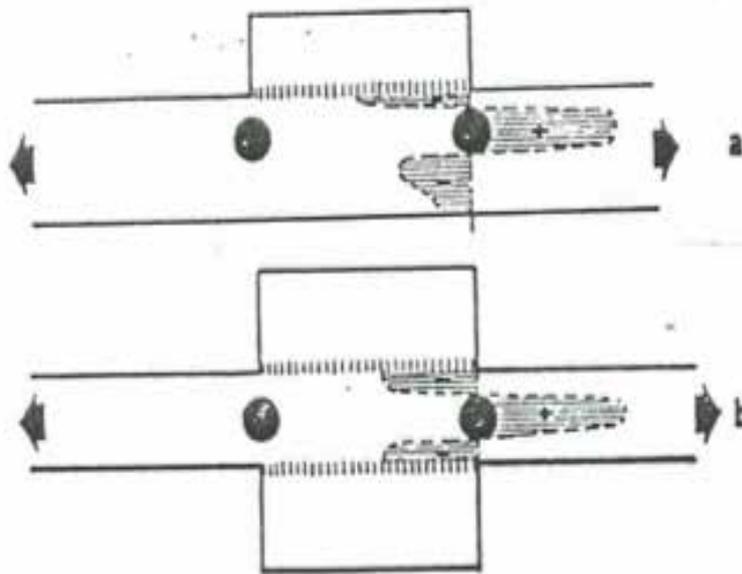
En la fig. 4.17 se comparan matrices de diferentes diámetros 3/4" y 1 3/4", obteniéndose mayor resistencia a mayor diámetro, por usar mayor carga y lograr esfuerzos compresivos residuales mayores.

También en la Fig. 4.17 se observa que la resistencia a la fatiga para muestras de acero de mediana y alta resistencia sin diferencias en las condiciones de soldadura, reportaron valores mayores para los aceros de mayor resistencia tensil debido a que se inducen mayores esfuerzos residuales.

D - Calentamiento Puntual ⁽¹⁶⁾

Consiste en el calentamiento de la estructura localmente con soplete de gas, para producir fluencia como un resultado de los esfuerzos térmicos, de esta manera la región tratada se convierte en un área de tensión residual y en las regiones alejadas hay esfuerzos compresivos.

Fig. 4.18 La ubicación del calentamiento local en muestras con soldadura longitudinal discontinua. a) Muestras con simples refuerzos y b) Muestras simétricas con dos refuerzos⁽¹⁶⁾.



La ubicación del punto calentado se ilustra en la fig. 4.18, para una muestra utilizada por Puchner, donde la entalla a tratar debe estar ubicada a lo largo de la soldadura de filete longitudinal y posicionarse de manera tal que la grieta de fatiga pase a través de su centro.

Si una grieta, alcanza tal situación se propagaría por los esfuerzos residuales de tracción, pero, el objetivo es tratar de prevenir su comienzo. La tabla 4.4 muestra resultados de estas experiencias.

La curva S - N obtenida por Gurney y Trepka (1959) para muestras soldadas con cordones simples se muestra en la fig. 4.19, donde los esfuerzos compresivos residuales disminuyen la pendiente.

Prueba del hecho que el incremento de resistencia a fatiga obtenible por este tratamiento se debe a los efectos de los esfuerzos residuales compresivos y no a causas metalúrgicas se han obtenido por ensayos por ensayos del tipo mostrados en la Fig. 4.20.

El tamaño del punto calentado para placas de acero de 1/2 " de espesor (en trabajos experimentales) oscilan entre 2 y 2 1/2 pulg. a 280 ° C y por ambos lados con un soplete de oxiacetileno durante 10 segundos. El calentamiento puntual también ha sido utilizado para detener propagaciones de grietas que ya existen y es conocido como técnica de reparación donde el punto caliente se coloca con igual característica.

Fig. 4.19 El efecto del calentamiento local a muestras de soldadura longitudinal discontinua a) Calentamiento local y, b) Soldados ⁽¹⁶⁾.

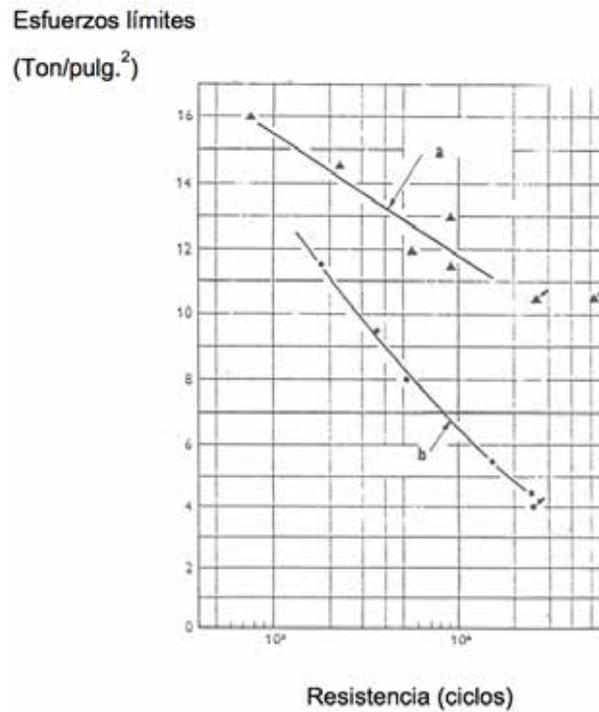
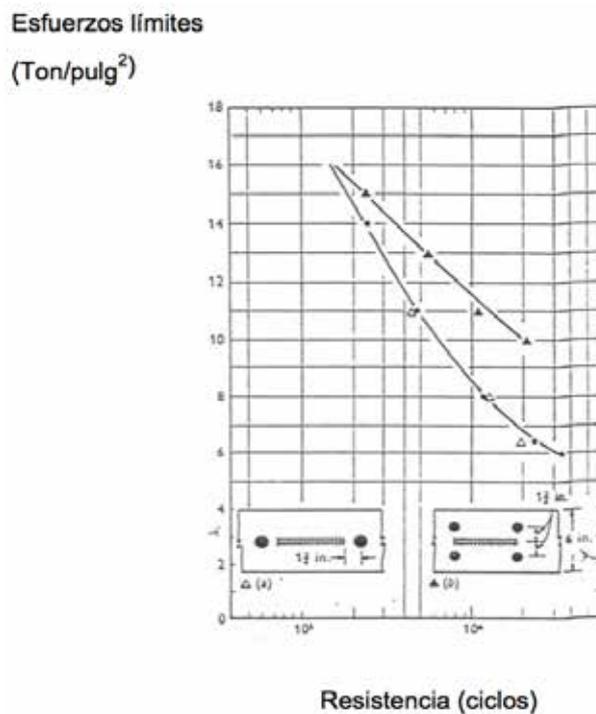


Fig. 4.20 Resultados de ensayo de fatiga para demostrar que el incremento en la resistencia resultante del calentamiento local es debido a la influencia de esfuerzos residuales. a) Calentamiento local en posiciones incorrectas y, b) Calentamiento local en la posición correcta ⁽¹⁶⁾.



E - Método de Gunnert ⁽¹⁶⁾

La técnica normal de calentamiento puntual presenta dos dificultades que son: la ubicación del calentamiento y la temperatura.

Gunnert (1963), propuso otro método para la resistencia a la fatiga que también involucra el calentamiento local. En éste método es la entalla la que se calienta y no un área adyacente a ella.

El tipo de muestra utilizado por Gunnert es similar al usado por Puchener (1956), pero con placas que contienen dos aletas (fig. 4.18b) utilizando cargas de tracción pulsantes a 500°C y por un tiempo de calentamiento de 3 min.

Utilizando un tipo especial de muestra Harrison obtuvo incrementos de 190 % en la resistencia a la fatiga y sobre muestras usadas por Gunnert pero templados por inmersión en un baño de agua no logro mejorar la resistencia. Esto demuestra que para obtener el máximo beneficio del método, el enfriamiento debe ser localizado.

Protección de la entalla de la atmósfera y otros medios corrosivos ^(15, 16)

Recubrimientos Plásticos

El uso de esta técnica, es relativamente nueva, propuesta por Gildee (1960) en muestras de acero usando varios tipos de plásticos, obteniendo aumentos en la resistencia a la fatiga hasta del 200 % y en uniones soldadas de un 75 %.

Gildee (1963), explicó que el efecto resultante de la aplicación de capa de plástico es debido a la interacción entre las cadenas de carbono (plástico - metal) disminuyendo la corrosión.

Frankel y otros (1960), encontraron que la resistencia a la fatiga podría incrementarse si la superficie del metal es cubierta por compuestos orgánicos (aminas, alcoholes, etc.).

Las capas oleofóbicos presentan una buena barrera al agua y al oxígeno impidiendo la corrosión, por lo que es importante que no se agriete por sí mismo bajo carga. Esto se confirmó recubriendo con resina epóxica reforzada con fibra de vidrio, que al agrietarse no produjo mejoras en la resistencia a la fatiga.

Comparación de las Técnicas de Mejoramiento ^(15,16)

Trabajos realizados por el Instituto British Welding Research Association, sobre el efecto de cada una de las técnicas, excepto Gunnert y recubrimiento plástico, han sido examinadas usando las muestras similares de acero con soldaduras a filete transversales no portadoras de carga, obteniendo resultados como los mostrados en la Fig. 4.21.

La curva S- N con sobrecarga previa es considerada menos efectiva que la de balinado o la de maquinado.

Las tres técnicas fueron ensayadas en muestras soldadas a filete longitudinalmente no portadores de carga y además con calentamiento puntual y presión local los resultados se muestran en la fig. 4.22.

La curva muestra que la técnica de sobrecarga previa es la menos beneficiosa, y que la diferencia entre el prensado y el calentado puntual es pequeña, además que el balinado es la mejor técnica.

Fig. 4.21 Comparación de los métodos para mejorar la resistencia a la fatiga de muestras de acero suave con soldadura a filete transversales, “no portadores de carga” a) Esmerilado, b) Granallado, c) Sobrecargado y, d) Soldado ⁽¹⁶⁾.

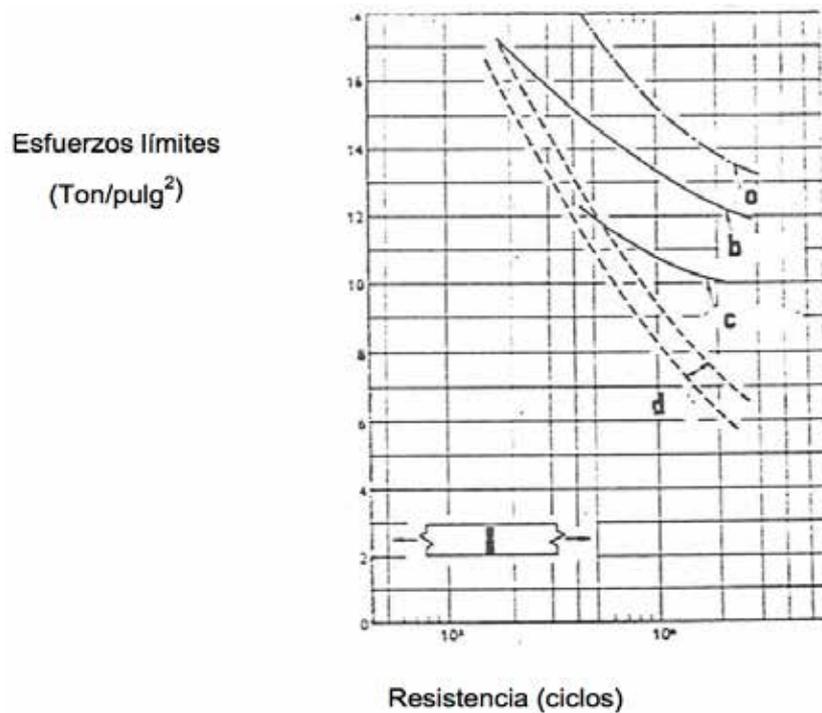
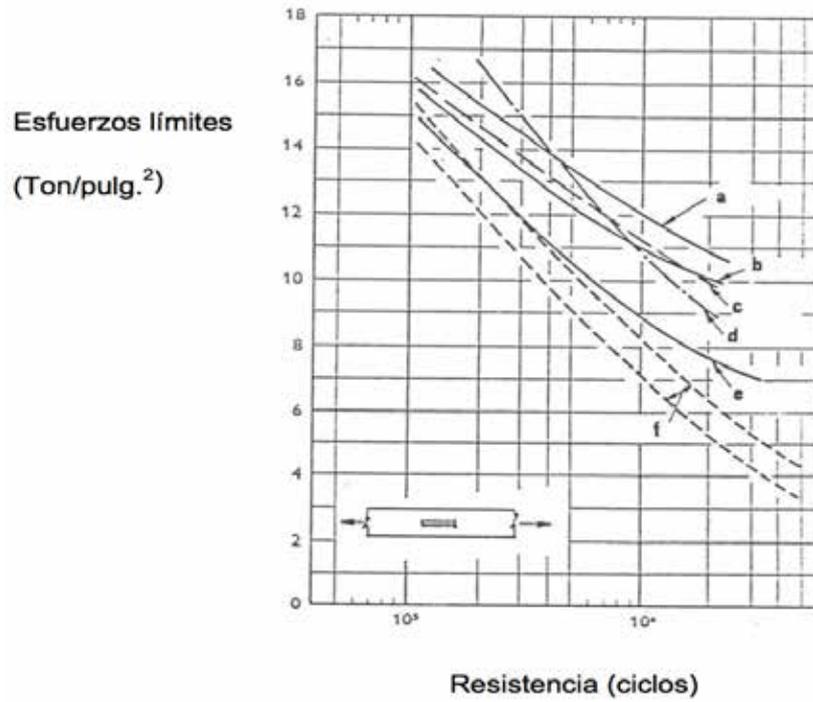


Fig. 4.22 Comparación de los métodos para mejorar la resistencia a la fatiga de muestras de acero suave con soldaduras de filetes longitudinales “no portadores de carga”. a) Granallado, b) Prensado, c) Calentamiento local, d) Esmerilado, e) Sobrecargado y f) Soldados ⁽¹⁶⁾.



Referencias bibliograficas

- [1] Dieter, George. "Mechanical Metallurgy", Mc Graw Hill, book company, Inc. New York, 1986.
- [2] Garofalo, Frank. "Fundamentals of Creep and creep rupture in Metals" Manmillan Series in Materials Science, 1966.
- [3] Reed, Hill "Principios de Metalurgia Física" Editorial Continental, S. A. México, 1967.
- [4] Meyers, Mark "Metallurgy Mechanical", Prentice Hall, México 1984
- [5] Ashby, F. "Fracture Mechanics in Pure Iron, Two Austenitic Steels and One Ferritic Steel". Metallurgical Transaction A, USA, Vol. 11A, Febrero 1980.
- [6] Viswanathan, R. "Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components", ASM International, Metal Park, Ohio, 1989.
- [7] Neubauer, B. "Rest life Estimation of Creeping Components by Means of Replicas, in Advances in Life Prediction Methods" D. Woodford and White, H., American Society of Mechanical Engineers, New York, 1983.
- [8] Lubahn and Felger. "Plasticity and Creep of Metals" John Willey & Sons, Inc., New York, 1985.
- [9] Juvinal, Robert "Fundamentos de diseño para Ingeniería" Noriega Editores.
- [10] Cazaud, R. "La Fatiga de los Metales", editorial Aguilar, Madrid, 1957.
- [11] Law. P. Fine, M. "Fatigue Crack Propagation in 99.99+ y 1100 Aluminium at 298 and 77 K". Metallurgical Transactions A, USA, Vol. 12A, Nov 1981.
- [12] Thornton P. Collangelo V. "Ciencia de los Materiales para Ingeniería" Prentice Hill, México 1987.
- [13] Forrest, P. "Fatiga de los Metales". Ediciones Urmo, Espartero, España, 1972.
- [14] Hertzberg, R. "Deformation and fracture Mechanical of engineering Materials" John Wiley & Sons, New York, 1976.
- [15] Gurney, T. "Fatigue of Welded Structures", Cambridge at the University Press, Gran Bretaña, 1968.
- [16] Blodgett, Omer "Design of Welded Structures". The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, Cleveland, Ohio, 1966.

- [17] ASTM 1351 “Production and Evaluation of Field Metallographic Replicas”. American Society for Metals & Materials, U.S.A. 2015.
- [18] Strauss, B. “Use Replication to Evaluate High Temperature Creep” Hydrocarbon Processing, U.S.A., October 1889.
- [19] ASTM E 139 “Standard Practice for Conducting Creep, Creep-Rupture, and stress Rupture Test of Metallic Materials” American Society for testing % Materials. U.S.A. 2015.
- [20] ASTM 1150 Definitions of terms relating to Fatigue” American Society for Metals & Materials” U.S.A. 1990.
- [21] Collins, J. “Failure of Materials in Mechanical Design, Analysis, Prediction and Preventives” John Wiley & Sons.
- [22] Chalmers, Bruce. “Physical Metallurgy” John Wiley & Sons, New York. 1968.
- [23] ISO 3057 “No destructive testing - Metallographic replica Techniques of Surface Examination” International Organisation for Standardization, Switzerland, 1974
- [24] Fuchs H. y Stephans R. “Metal Fatigue in Engineering” John Wiley & Sons, Inc. New York 1980.
- [25] Gittus, John. Creep, Viscoelasticity Creep, Fracture in Solids. Applied Science publishers LTD, London, 1975
- [27] Honeycombe R. “The Plastic Deformation of Metals” Edward Arnolds. Estados Unidos de América, 1977.
- [28] LeMay,Lain.”Principles of Mechanical Metallurgy”. Editorial Edward Arnold, Estados Unidos de América 1981.
- [29] Oswood, Carl. “Fatigue Design” Wiley Interscience.
- [30] Tomkin, B. “Introduction and Phenomenology, in Creep and Fatigue in High Temperature Alloys”, J. Bressers, Ed. Applied Science Publishers, London, 1981.
- [31] Shigley, Joseph E. y Mischke Charles. Diseño en Ingeniería Mecánica. Mc Graw Hill, Sexta edición, México. 2002.

ESPACIO EN BLANCO

Autora

Laura Aurora Sáenz Palencia

Ingeniera metalúrgica por la Universidad Central de Venezuela (UCV 1979). Magister Scientiarum en Materiales (UCV, 1992). Doctora en Ingeniería, Universidad de Carabobo (UC, 2009). Profesora Titular Instituto Universitario de Puerto Cabello, IUTPC (1980-1991). Profesora Titular Jubilada de la Universidad de Carabobo (1991-2017). Docente ocasional a tiempo completo Universidad de la Fuerzas Armadas ESPE sede- Latacunga (2017-a la fecha). Directora de Escuela de Ingeniería Mecánica-UC (2000-2003). Directora de Postgrado de Ingeniería-UC (2003- 2009). Directora General de Postgrado-UC (2010- 2017). Fundadora e Investigador activo del Centro de Investigaciones en Mecánica CIMEC.



ESPE

UNIVERSIDAD DE LAS FUERZAS ARMADAS
INNOVACIÓN PARA LA EXCELENCIA

ISBN: 978-9942-765-16-1



9 789942 765161