

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
NC 1	1976

04.76.07

PMM/A-198

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA)

FRACTURA

L.A. de Vedia, P. Cabot, J.C. Mascolo

Buenos Aires-Argentina
1976

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA)

FRACTURA

L.A. de Vedia, P. Cabot, J.C. Mascolo

Buenos Aires-Argentina
1976

PALABRAS PRELIMINARES

El presente constituye un trabajo introductorio al problema de fractura de materiales estructurales. Los autores son conscientes de no haber agotado el tema ni de haber producido una obra original. Sin embargo, no se han escatimado esfuerzos para que los temas aquí expuestos estén presentados con la claridad necesaria para su comprensión por los no iniciados. Es en este último aspecto donde los autores creen haber contribuido a llenar un vacío casi total en la literatura técnica castellana. El fenómeno de fractura, con sus importantes implicancias técnico-económicas, está recibiendo cada vez mayor atención por parte de científicos e ingenieros de todo el mundo. Es virtualmente imposible mantenerse al día con el caudal de información que fluye a diario sobre el tema con una sofisticación creciente. No obstante, los ensayos modernos de fractura y el enfoque fractomecánico son herramientas tecnológicas que pueden ser usadas con provecho sin necesidad de extremar las sutilezas. Si este trabajo contribuye de alguna manera para que los científicos y técnicos de habla hispana comiencen a aplicar los conceptos modernos de mecánica de fractura a problemas concretos de ingeniería, los autores creen haber cumplido ampliamente con su cometido.

L.A. de V.

P.C.

J.C.M.

RECONOCIMIENTO

Se agradece al Programa Multinacional de Metalurgia por posibilitar la publicación de este trabajo.

F R A C T U R A

L.A. de VEDIA - P. CABOT - J.C.MASCOLO

1. INTRODUCCION

Se puede definir la fractura como la culminación del proceso de deformación plástica. En general, se manifiesta como la separación o fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes bajo la acción de un dado estado de cargas.

Las fracturas pueden clasificarse en dos categorías generales que son: fracturas dúctiles y fracturas frágiles. Se reserva el nombre de fractura dúctil a aquella que se produce acompañada por una apreciable deformación permanente, mientras que se denomina frágil a aquella fractura que se produce con deformaciones plásticas insignificantes. Existe sin embargo, una apreciable confusión acerca de la manera de diferenciar entre uno y otro tipo. La razón de ello es que para clasificar una fractura en frágil o dúctil se piensa en general en el proceso macroscópico de deformación plástica que sufre el material que se fractura. No obstante los metales pueden fallar por clivaje, que es un proceso de fractura eminentemente frágil, luego de una apreciable deformación macroscópica. Por ejemplo, el acero dulce en tracción falla por clivaje cuando se lo ensaya a temperaturas suficientemente bajas (-140, -150°C), con alargamientos del orden del 15%. De la misma manera, una fractura de naturaleza dúctil puede producirse en ciertos casos luego de una deformación plástica macroscópica despreciable. Cuando esto último ocurre, la fractura progresa en alguna región donde la deformación plástica localizada es muy alta. Teniendo en cuenta estas consideraciones, vemos que la forma correcta de definir el tipo de fractura es considerando la cantidad de deformación plástica localizada que acompaña el avance del vértice de una fisura y no la deformación macroscópica experimentada por la pieza durante el proceso. De esta manera una fractura dúctil es aquella que progresa como resultado de una intensa deformación plástica localizada en el vértice de la fisura, mientras que una fractura frágil avanza con deformación plástica localizada despreciable. Surge claramente como consecuencia de los criterios expuestos, que en general las fracturas no serán puramente frágiles ni puramente dúctiles, sino que es posible pasar de un tipo de fractura al otro en forma gradual. Los casos extremos son, sin embargo fácilmente distinguibles.

El hecho de que en general, las fracturas frágiles estén acompañadas de cantidades muy bajas de deformación plástica, hace que este tipo de falla se produzca bajo cargas normales de servicio en forma sorpresiva y catastrófica, conduciendo al colapso casi instantáneo de la estructura afectada. Este fenómeno se hizo particularmente dramático en las fracturas de los barcos "Liberty" de la Marina de los Estados Unidos, Fig.1, acaecidas durante los años 1939-45, poniendo así de relieve la ineficacia de los criterios clásicos de diseño usados hasta entonces para estructuras abulonadas o remachadas, cuando se pretendía extenderlos inalterados al cálculo de estructuras soldadas. Estos criterios basados esencialmente en los valores de resistencia a la tracción y de reducción de área condujeron posteriormente a fallas similares en recipientes de presión y otros elementos estructurales que fueron motivo de perjuicios técnico-económicos de magnitudes tales como para colocar el estudio de la fractura entre los temas de investigación prioritarios de la actualidad. Fig.2. La complejidad del fenómeno se pone de relieve por los sucesivos intentos de encontrarle una adecuada interpretación. En particular, desde un principio se pudo establecer una estrecha relación entre la presencia de uniones soldadas y la ocurrencia de fractura frágil. Recién en los últimos años se ha aclarado la naturaleza de tal relación, aceptándose ahora que la influencia de una soldadura se manifiesta de cuatro maneras diferentes, que son:

- a) Introducción de tensiones residuales en la estructura de valores cercanos a los de fluencia del material.
- b) Transformaciones metalúrgicas debidas al ciclo térmico sufrido por la pieza durante la soldadura.
- c) Introducción de defectos y discontinuidades geométricas en la estructura que da origen a concentración de tensiones.
- d) Producción de estructuras monolíticas.

Todos estos factores contribuyen, como veremos, a la iniciación y propagación de una fractura.

2. EVOLUCION HISTORICA DE LOS ENSAYOS DE FRACTURA

Sin duda el ensayo más difundido en la actualidad para determinar la tenacidad o resistencia a la fractura de un material lo constituye la rotura me-

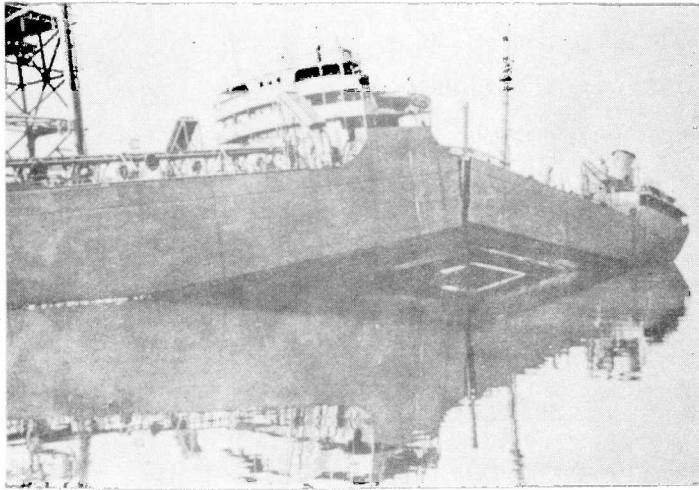


Fig. 1. Fractura en el casco de un buque mercante Liberty, que se encontraba descargado, amarrado a puerto (EE.UU., 1945).

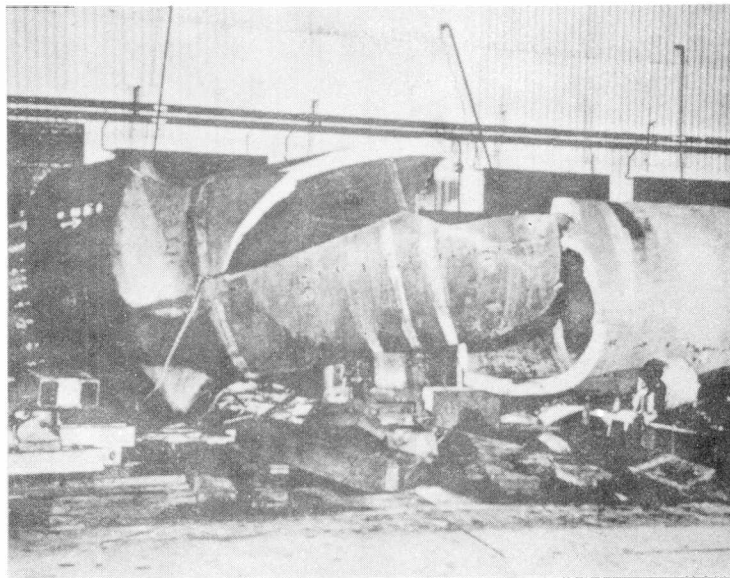


Fig. 2. Fractura en un recipiente de presión.

diante el péndulo de Charpy de probetas normalizadas con entalla en V. Este ensayo fué desarrollado hacia el año 1905 pero debió transcurrir casi medio siglo para que su significación quedase aclarada. Desde un principio pudo observarse que los valores de energía absorbida por la probeta al romperse, el porcentaje de cristalinidad de la superficie de fractura, o la contracción experimentada por la raíz de la entalla, podían tomarse como parámetros equivalentes y que graficados en función de la temperatura a que se realiza el ensayo arrojan una misma temperatura de transición dúctil-frágil. Fig.3. Sin embargo re-

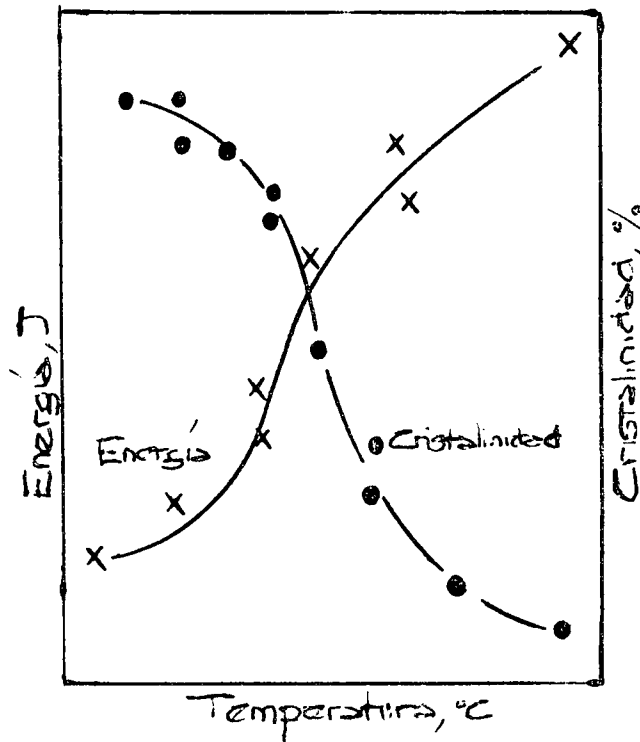


Fig. 3. Porcentaje de cristalinidad y energía absorbida obtenidos de ensayos Charpy-V.

cién hacia 1950 pudo establecerse alguna relación entre los resultados obtenidos en ensayos Charpy y las temperaturas a que ocurrían las fallas en servicio de estructuras. En este sentido, pudo determinarse que una temperatura de servicio no inferior a la que correspondía a un valor de energía absorbida de 15 Pic-lb en el ensayo Charpy, aseguraba protección contra la iniciación de una fractura, por lo que dicho valor fue tomado como criterio general de diseño hacia 1952. Un año más tarde, sin embargo, es decir en 1953, el criterio de las 15 Pic-lb es abandonado por no ser eficaz para el diseño de estructuras realizadas con materiales distintos de aquellos para los cuales el criterio había sido desarrollado (esencialmente chapa naval), lo que dio por tierra definitivamente con la esperanza de hallar una relación definida entre los resultados

del ensayo Charpy y las condiciones reales de servicio de las estructuras. Tampoco la realización de ensayos en piezas de grandes dimensiones para tratar de poner de relieve efectos de escala, arrojaron resultado alguno al tratar de reproducir las condiciones de fallas en servicio.

Fue recién entonces cuando se comenzó a tomar en cuenta el hecho de que todos los ensayos desarrollados hasta ese momento se habían realizado con probetas con entallas maquinadas. El próximo paso fué entonces el diseño de ensayos que emplearan probetas con fisuras crecidas naturalmente, es decir de una agudeza en el vértice muy superior a las obtenibles mediante maquinado. Esto constituyó, sin duda, un importantísimo paso adelante en la comprensión del problema y dió origen a lo que podemos llamar los ensayos modernos de fractura.

3. ENSAYOS MODERNOS DE FRACTURA

El ensayo por explosión, desarrollado por los laboratorios de la Marina de los Estados Unidos, fué el primero de una serie que emplean una fisura crecida naturalmente para iniciar el proceso de fractura de la probeta ensayada. Este ensayo fué especialmente diseñado para el estudio de chapa naval y consiste en el empleo de una chapa cuadrada de unos 50 cm de lado y aproximadamente 2,5 cm de espesor montada de la manera que lo indica la Fig.4 de modo de ser sometida a una descarga explosiva. En el centro de la placa ensayada se deposita un cordón pequeño de soldadura de alta dureza y se le efectúa un corte con sierra de modo de asegurar la iniciación de una fisura en cuanto la placa comienza a deformarse por efecto de la explosión. Esta fisura, formada de manera natural, penetra en el material de la placa simulando un caso real de propagación. El ensayo se efectúa a distintas temperaturas y el comportamiento de la placa depende de su capacidad de arrestar la fisura en propagación. Si el material de la placa de ensayo no es capaz de arrestar la fisura, la misma se rompe sin deformación según se indica en la Fig.4a y la temperatura a la que ello ocurre se denomina NDT (Nil Ductility Temperature) o Temperatura de Ductilidad Nula. El hecho que la placa rompa sin deformación significa que la fractura ha progresado en un campo elástico de tensiones, es decir, inferiores a la de fluencia del material, lo que pone de relieve el carácter frágil de la

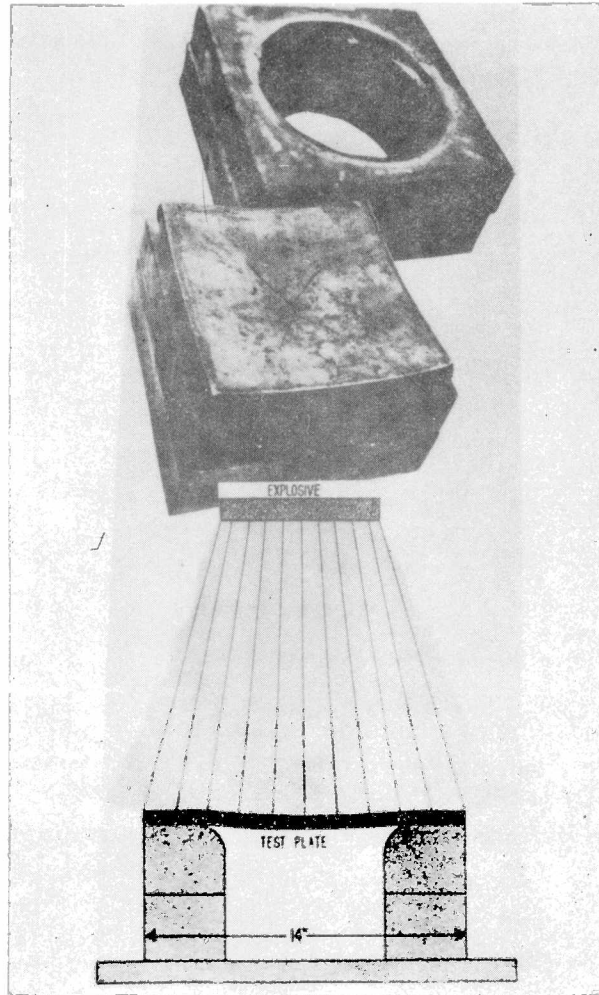
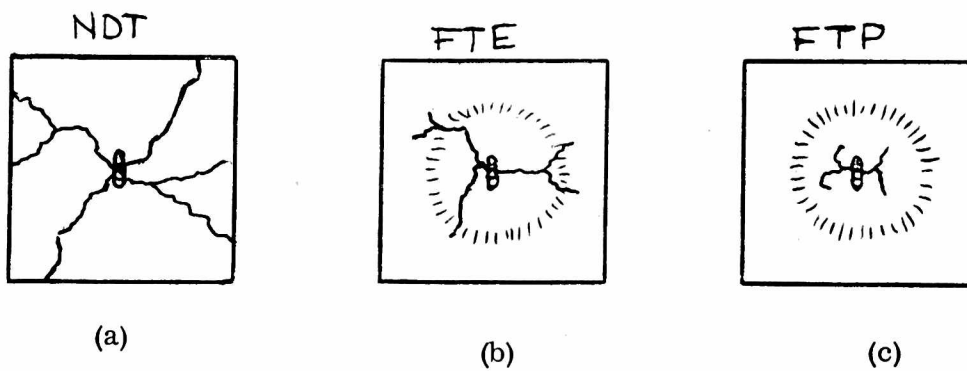


Fig. 4. Esquema del dispositivo para ensayo de explosión.



Aspectos de las roturas obtenidas en el ensayo de explosión a distintas temperaturas.

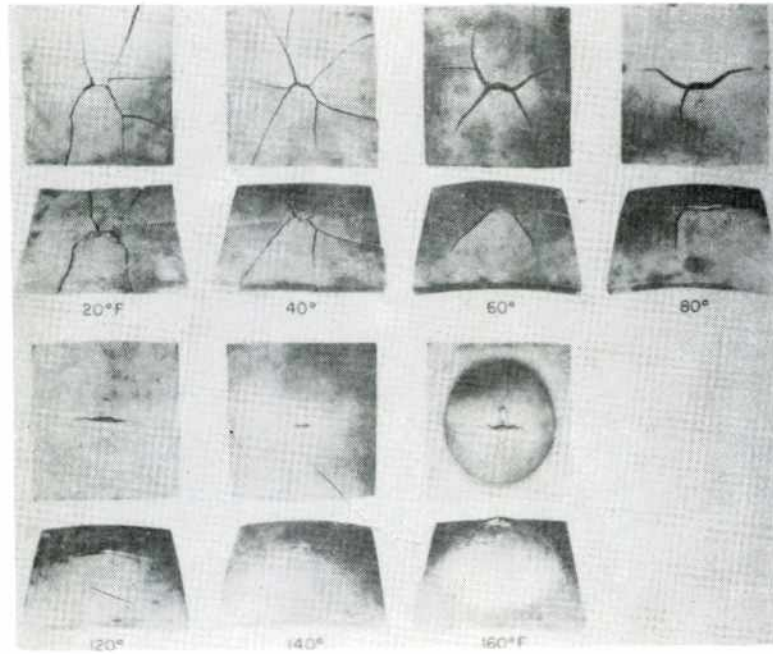
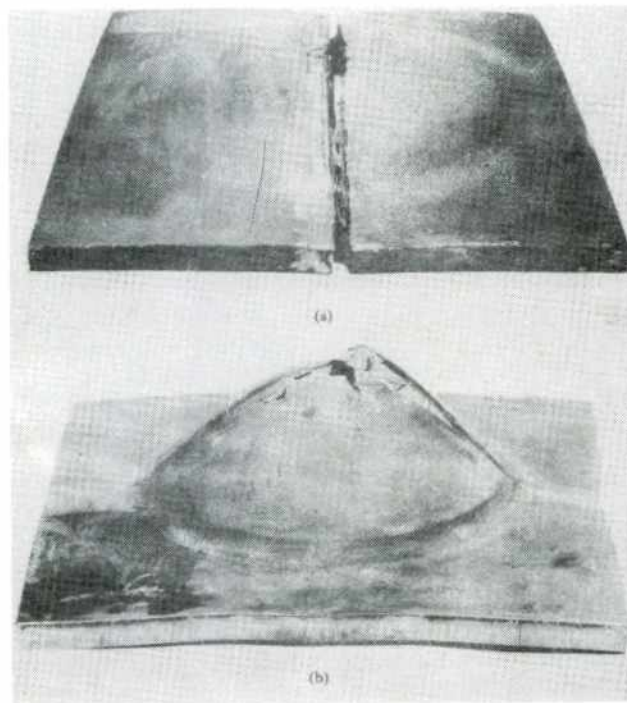


Fig. 5. Resultados obtenidos mediante el ensayo de explosión a distintas temperaturas.



Resultados del ensayo de explosión efectuados sobre una unión soldada.

fractura a la temperatura de ductilidad nula o NDT. Por encima de este valor existe una temperatura para la cual el aspecto de la rotura es el que indica la Fig.4b. Dicha temperatura se denomina FTE (Fracture Transition Elastic) Temperatura de Transición de Fractura Elástica y representa la temperatura a la cual el material es capaz de arrestar una fisura en las zonas en que las tensiones actuantes son inferiores a las de fluencia del material, tales como las presentes en la zona no deformada de la placa durante el ensayo. Por último si se eleva aún más la temperatura de ensayo, el comportamiento de la placa estará representado por la Fig.4c. En este caso la fisura es arrestada en la zona cargada plásticamente y la temperatura mínima a que ello se produce se denomina FTP (Fracture Transition Plastic) ó Temperatura de Transición de Fractura Plástica. La Fig.5 ilustra una serie de resultados obtenidos mediante este ensayo a distintas temperaturas. Cabe destacar que este ensayo puede ser usado para estudiar el comportamiento de uniones soldadas en cuyo caso el iniciador puede depositarse sobre el cordón de soldadura ó sobre la zona afectada térmicamente según sea lo que se desee investigar. Fig. 5 (a) y (b).

Sin duda el aspecto más destacado del ensayo descrito lo constituye la excelente correlación encontrada entre los resultados arrojados por el mismo y la temperatura a que se producen las fallas en servicio. Resulta así que una temperatura de servicio superior a la NDT para un material dado asegura protección contra la iniciación de fracturas debido a defectos pequeños en la estructura cuando las cargas actuantes sobre la misma no superan el límite elástico del material.

No obstante todas sus ventajas, el ensayo por explosión tiene el inconveniente de no ser adecuado para uso rutinario, entre otras cosas debido a la complejidad del manipuleo de la carga explosiva. Debido a ello, los laboratorios de la Marina de los Estados Unidos desarrollaron hacia 1953 un ensayo más simple, que está recibiendo en la actualidad creciente atención. Se denomina ensayo DW (Drop Weight) o NDT. Contrariamente al ensayo descrito anteriormente, que emplea altas energías, el ensayo DW emplea energías relativamente pequeñas. Una descripción completa del mismo puede encontrarse en la norma ASTM E-208 aunque el ensayo consiste básicamente en dejar caer desde una cierta altura un peso sobre una probeta como se indica en la Fig.6. Al igual que en el ensayo de explosión la probeta se provee de un iniciador consistente en un pequeño cordón de soldadura de alta dureza a la que se le efectúa un corte con sierra o disco abrasivo. El ensayo, que es en general útil para espesores superiores a la 1/2 pulgada, es altamente reproducible y requiere sólo de 6 a 8

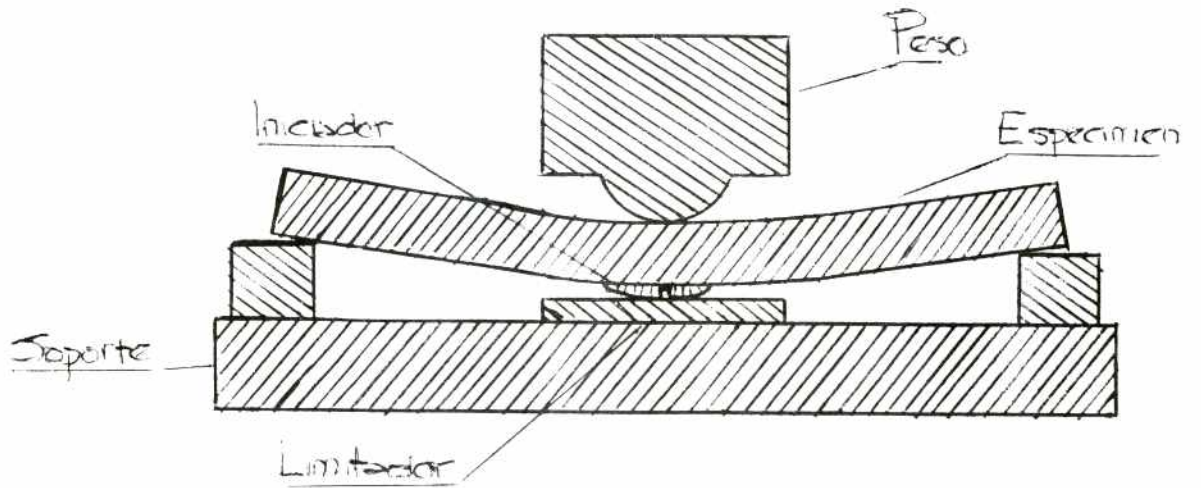


Fig. 6. Esquema del ensayo Drop Weight.

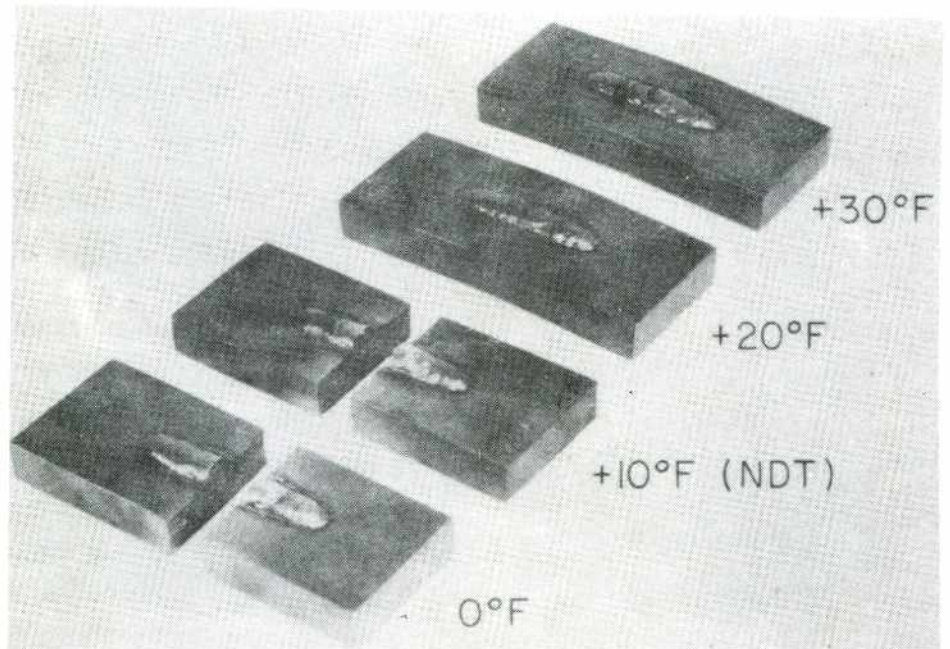


Fig. 7. Resultados del ensayo Drop Weight realizado a distintas temperaturas.

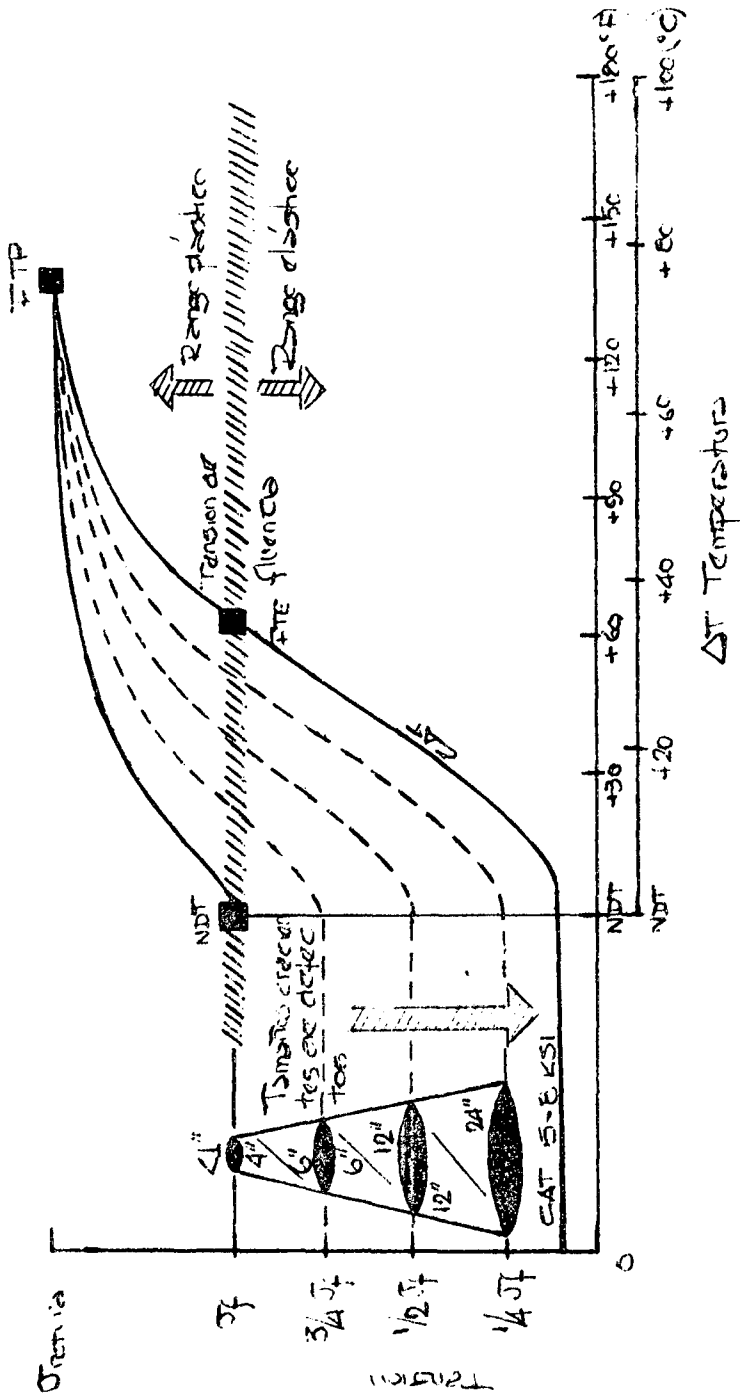


Fig. 8. Diagrama de Análisis de Fractura.

especímenes para la determinación de la NDT. Debe destacarse que en este ensayo la deformación del espécimen se limita al rango elástico. De esta manera, lo que se analiza es la capacidad del material de resistir a cargas elásticas en presencia de una fisura en propagación. La Fig.7 muestra los resultados de este ensayo realizado con probetas a distintas temperaturas.

La experiencia recogida en los ensayos descritos anteriormente así como la proveniente de otros ensayos tales como el de Robertson que consiste en determinar la temperatura de arresto de una fisura que se propaga en un material sometido a un cierto estado de tensiones, ha conducido a la construcción de un diagrama denominado FAD (Fracture Analysis Diagram) ó Diagrama de Análisis de Fractura que se reproduce en la Fig.8. Este diagrama, válido para espesores de hasta 2 ó 3 pulgadas, tiene por objetivo ilustrar las relaciones existentes entre la resistencia a la fractura de un acero, la temperatura, y las fisuras de distinto tamaño que aquel pueda inicialmente contener. Sin duda el aspecto más significativo lo constituye el hecho experimental de que la escala de temperaturas del diagrama queda enteramente determinada una vez conocido el valor de NDT. Es decir, con sólo determinar dicho valor para un cierto acero, el diagrama queda enteramente determinado para ese material. La interpretación del diagrama es inmediata si se recuerdan los significados de los valores: NDT, FTE y FTP. Debe consignarse además que la curva denominada CAT (Crack Arrest Temperature) en el diagrama corresponde a las temperaturas de arresto de fisuras para los distintos valores de tensión aplicados.

4. MECANICA DE FRACTURA

En los párrafos que preceden, no se ha prestado particular atención a los mecanismos responsables del fenómeno de fractura ni a las distintas etapas que el mismo comprende, es decir iniciación, propagación y, eventualmente, arresto de la fisura. En lo que sigue se realizará un análisis más detallado que permita una mejor comprensión de los diferentes aspectos del problema.

Dada su importancia tecnológica, la fractura frágil ha sido motivo de estudios más profundos que la fractura dúctil. En los últimos años, ha cobrado cuerpo una nueva disciplina denominada fractomecánica que se ocupa de investigar los mecanismos de fractura y de prever las consecuencias de la presencia

de defectos en estructuras sometidas a un dado estado de cargas. Constituyendo básicamente una rama de la mecánica del continuo, la aplicación de la fractomecánica se limitaba inicialmente al estudio de las fracturas puramente frágiles, es decir aquellas que se producen sin deformaciones plásticas localizadas apreciables. Por este motivo, dicho enfoque se denominó lineal-elástico. Sin embargo, en una gran cantidad de casos, las fracturas no corresponden al tipo antes mencionado sino que se presentan acompañadas de una deformación plástica localizada importante que invalida los resultados del enfoque lineal elástico. Posteriores refinamientos permitieron tener en cuenta el efecto de la región plastificada en el vértice de la fisura, lo que extendió el campo de aplicación de la fractomecánica a aquellos casos en que la fractura es acompañada de una deformación apreciable, originando lo que se conoce como enfoque elasto-plástico.

5. CRITERIO DE GRIFFITH PARA LA PROPAGACION DE UNA FISURA ELIPTICA

Supóngase una placa de espesor unitario y extensión infinita con una fisura elíptica pasante, sometida a un estado de tensiones uniforme σ según la dirección Y. (Fig.9). Es evidente que la presencia de la fisura contribuye a disminuir la energía potencial elástica que contendría la placa si no existiese fisura. Griffith propuso que para que la fisura se torne inestable y comience a propagarse, la disminución de energía elástica por relajación de tensiones durante el avance de la fisura, debe ser mayor o igual que el aumento de energía superficial representado por la creación de las nuevas superficies de fractura. Para formular matemáticamente este criterio, analicemos la energía elástica relajada por la presencia de una fisura elíptica de longitud $2a$ (Fig.10).

Considerando por el momento sólo la semielipse superior, la disminución de energía provocada por la presencia en la placa de un elemento de longitud de fisura dx será:

$$dU = \int_0^Y \sigma_Y \cdot dx \cdot 1 \cdot dY = dx \int_0^Y \sigma_Y dY$$

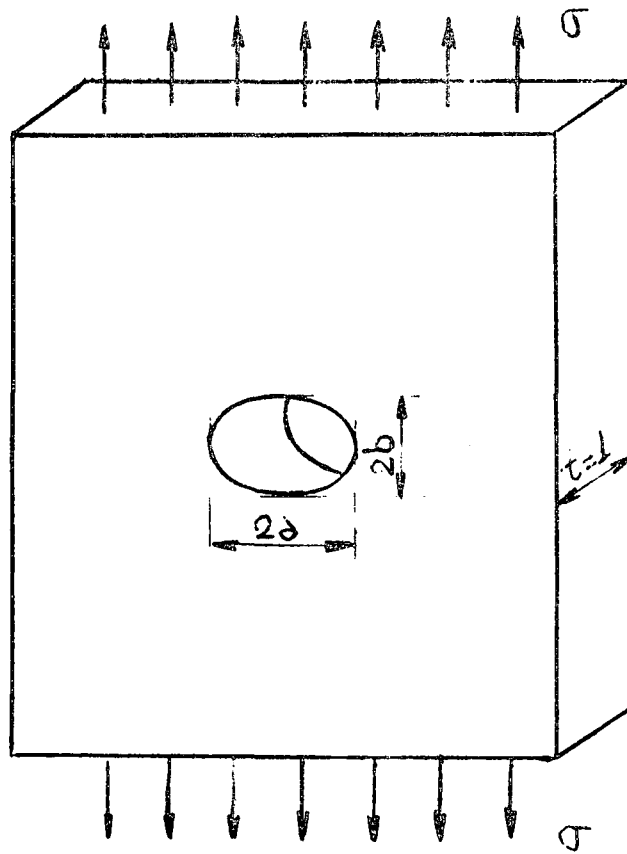


Fig. 9. Placa extensa, de espesor unitario, sometida a un estado de tensiones uniformes con fisura elíptica pasante.

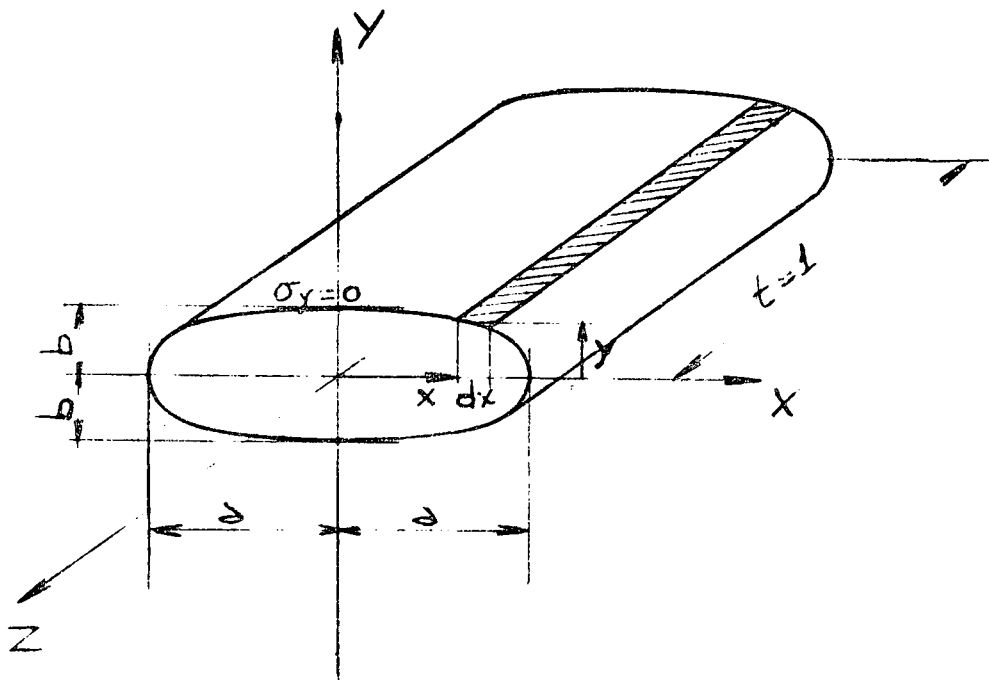


Fig. 10. Modelo de fisura elíptica.

Ahora bien, suponiendo que todo el proceso se desarrolla dentro del campo elástico, la tensión σ_Y variará entre $Y = 0$ e $Y = y$, linealmente entre $\sigma_Y = \sigma$ y $\sigma_Y = 0$. Por lo tanto, el valor de la integral será:

$$dU = \frac{\sigma \cdot Y}{2} dx$$

Por lo tanto, la energía liberada por la formación de una semi-fisura elíptica será:

$$U = \int_{-a}^a dU = \int_{-a}^a \frac{\sigma \cdot Y}{2} dx = \frac{\sigma}{2} \int_{-a}^a y dx \quad (1)$$

pero, $\int_{-a}^a y dx = \text{area de la semi-elipse} = \frac{\pi ab}{2}$ por lo que resulta,

$$U = \frac{\sigma}{2} \cdot \frac{\pi ab}{2}$$

y la disminución de energía provocada por la formación de la fisura completa será:

$$2U = \frac{\sigma \pi ab}{2} \quad (2)$$

Ahora bien, Inglis demostró que dentro del campo elástico se cumple:

$$b = \frac{2\sigma a}{E}$$

por lo que reemplazando en la ecuación anterior resulta:

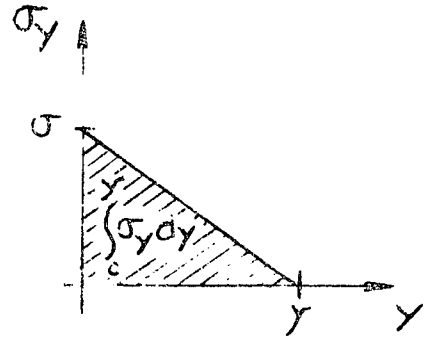
$$2U = \frac{\sigma^2 \pi a^2}{E} \quad (2)$$

donde E es el módulo elástico del material considerado.

Llamando T a la tensión superficial del material, la condición crítica para la propagación de la fisura, según el criterio de Griffith, estará dada por la expresión:

$$\frac{d}{da} \left(-\frac{\sigma^2 \pi a^2}{E} + 4aT \right) = 0$$

$$a = a_{cr}$$



donde $a = a_{cr}$ representa el valor de longitud de fisura para la cual la misma se toma inestable. Efectuando la derivación indicada resulta:

$$\frac{2\sigma^2 \pi a_{cr}}{E} = 4\Gamma \quad (3)$$

o bien,

$$a_{cr} = \frac{2E\Gamma}{\sigma^2 \pi} \quad (4)$$

El término

$$\frac{1}{2} \frac{d}{da} \left(\frac{\sigma^2 \pi a^2}{E} \right) = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} \quad (5)$$

suele designarse con la letra G . Si designamos con la letra R al término

$$\frac{1}{2} \frac{d}{da} (4a\Gamma) = 2\Gamma$$

el criterio de Griffith queda expresado:

$$G_c = R \quad (6)$$

donde $G_c = G|_{a = a_{cr}}$

6. CRITERIO DE IRWIN DE LA INTENSIDAD DE TENSIONES EN LA FRACTURA

Se ha visto que la aplicación del criterio de Griffith para la propagación de una fisura, descansa sobre la hipótesis que el material se comporta en todo momento elásticamente. Esto conduciría a pensar que la relación (3) se cumple sólo en aquellos materiales cuya fragilidad permite considerar despreciables los efectos de deformación plástica. Resulta sin embargo que la forma general de la relación $\sigma\sqrt{a} = cte$ que se deduce del criterio de Griffith se cumple en ciertos casos para fisuras que progresan con una deformación plástica apreciable. La explicación de este hecho, se basa en la existencia de un término de energía de deformación plástica no previsto por la expresión de Griffith. Si este término es función lineal de a , la forma general de la relación $\sigma\sqrt{a} = cte$ se mantendrá inalterable.

Sin embargo en el caso más general, la energía de deformación plástica no

es función lineal de a , lo que limita la aplicación del criterio de Griffith. En rigor, el problema impuesto por la presencia de material deformado plásticamente se halla aún lejos de estar resuelto satisfactoriamente, y se halla sometido a intensos estudios en la actualidad.

Dentro del campo elástico lineal, existe una relación biunívoca entre tensiones, deformaciones y energía potencial elástica. Por lo tanto, todo criterio de fractura expresado en términos de energía tendrá su expresión equivalente en términos de tensiones y deformaciones. Fue Irwin quien desarrolló la relación entre el término G de energía y las tensiones y deformaciones del campo lineal elástico, mediante el cálculo del trabajo efectuado por una fisura al sufrir ésta un incremento en su longitud durante la propagación.

Sea una fisura que se propaga en una placa infinita de espesor unitario (Fig.11).

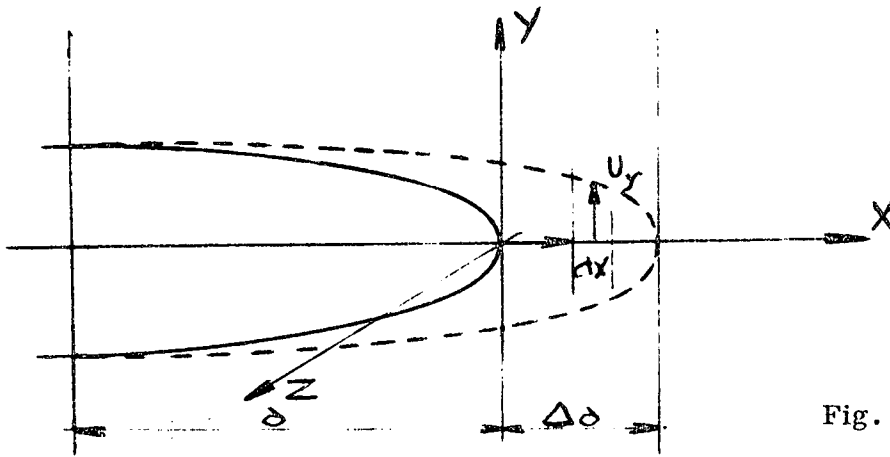


Fig. 11

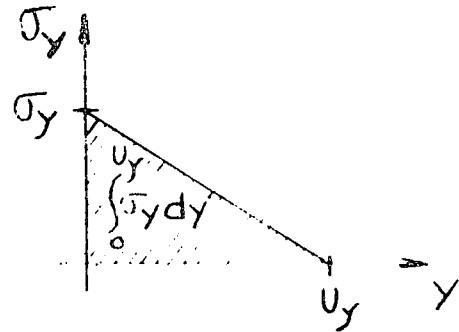
Tomando como origen del sistema de coordenadas el vértice de la fisura y considerando sólo la semielipse superior, el trabajo realizado por la fisura al propagarse un elemento de longitud dX será:

$$dL = \int_0^{U_y} \sigma_Y \cdot dx \cdot 1 \cdot dY = dx \int_0^{U_y} \sigma_Y dY$$

Asumiendo que el proceso se desarrolla elásticamente, la tensión variará, entre $Y = 0$ e $Y = U_y$, linealmente entre $\sigma_Y = \sigma_y$ y $\sigma_Y = 0$. Por lo tanto, el valor de la integral será:

$$dL = \frac{\sigma_y \cdot U_y}{2} dx$$

Por lo tanto, el trabajo realizado en la propagación de la fisura sobre una distancia Δa



será:

$$L = \int_0^{\Delta a} dL = \int_0^{\Delta a} \frac{\sigma_y \cdot U_y}{2} dx \quad (7)$$

El trabajo total realizado por la unidad de longitud de avance de la fisura será:

$$\frac{2L}{\Delta a} = \int_0^{\Delta a} \frac{\sigma_y \cdot U_y}{\Delta a} dx \quad (8)$$

Ahora bien, como se ha supuesto que el proceso de propagación de la fisura se realiza dentro del campo elástico, puede asegurarse que la disminución de energía potencial elástica por unidad de longitud es igual al trabajo realizado durante el avance de la fisura sobre la misma longitud, es decir:

$$G = \int_0^{\Delta a} \frac{\sigma_y \cdot U_y}{\Delta a} dx \quad (8)$$

Si bien el valor de G obtenido mediante el desarrollo del criterio de Griffith, debe ser idéntico al obtenido por Irwin, la diferencia radica en que en el primer caso, G queda expresado en función de la tensión actuante sobre la placa a una distancia infinitamente alejada de la fisura, mientras que según la ecuación (8), el mismo valor queda expresado según el campo de tensiones y deformaciones en la vecindad de la fisura. Para resolver la última integral es por lo tanto necesario conocer la expresión matemática de dicho campo de tensiones y reemplazar los valores de σ_y y U_y correspondientes en la ecuación. El campo de tensiones alrededor de una fisura elíptica puede hallarse mediante el método de Westergaard y conduce a los siguientes resultados:

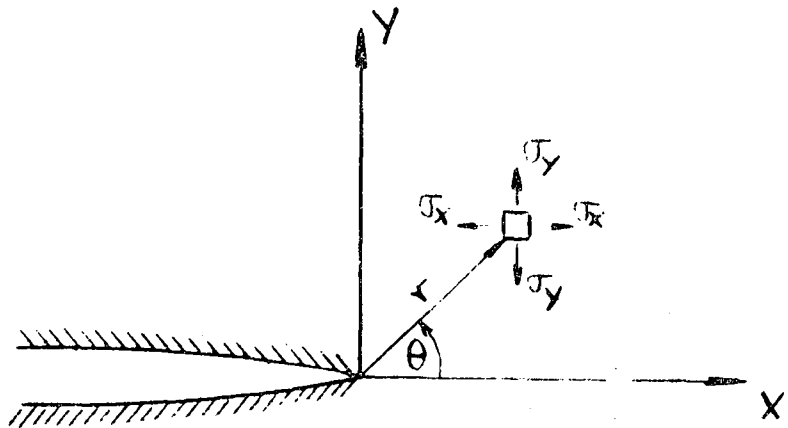


Fig. 12. Campo de tensiones en la vecindad del vértice de una fisura.

$$\sigma_x = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) + \dots \quad (9)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) + \dots \quad (10)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} + \dots \quad (11)$$

$$\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{para estado plano de deformaciones}) \quad (12)$$

Los valores de desplazamiento de cada punto para dicho estado plano de deformaciones son:

$$U_x = \frac{K_I}{M} \left(\frac{r}{2\pi}\right)^{1/2} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2}\right) + \dots \quad (13)$$

$$U_y = \frac{K_I}{M} \left(\frac{r}{2\pi}\right)^{1/2} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 - 2\nu - \cos^2 \frac{\theta}{2}\right) + \dots \quad (14)$$

K_I : Factor de intensidad de tensiones. Su valor depende de la carga, de la forma y tamaño de la fisura y de las condiciones de borde de la pieza o parte solicitada. Para el caso especial de una fisura elíptica infinitamente aguda y pasante en una placa infinita, es:

$$K_I = \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (15)$$

donde a es la longitud de fisura y σ la tensión nominal aplicada en una región suficientemente alejada de la fisura.

El subíndice I que afecta al factor de intensidad de tensiones K , define el modo de aplicación de la carga en relación a la orientación de la fisura. Tres son los modos de sollicitación básicos considerados, Los mismos se indican en la Fig.13.

ν es el módulo de Poisson

M es el módulo de corte definido como $M = \frac{E}{2(1+\nu)}$ donde,

E es el módulo de Young,

$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ son las tensiones de tracción,

τ_{xy} son las tensiones de corte,

U_x, U_y son los desplazamientos según los ejes correspondientes.

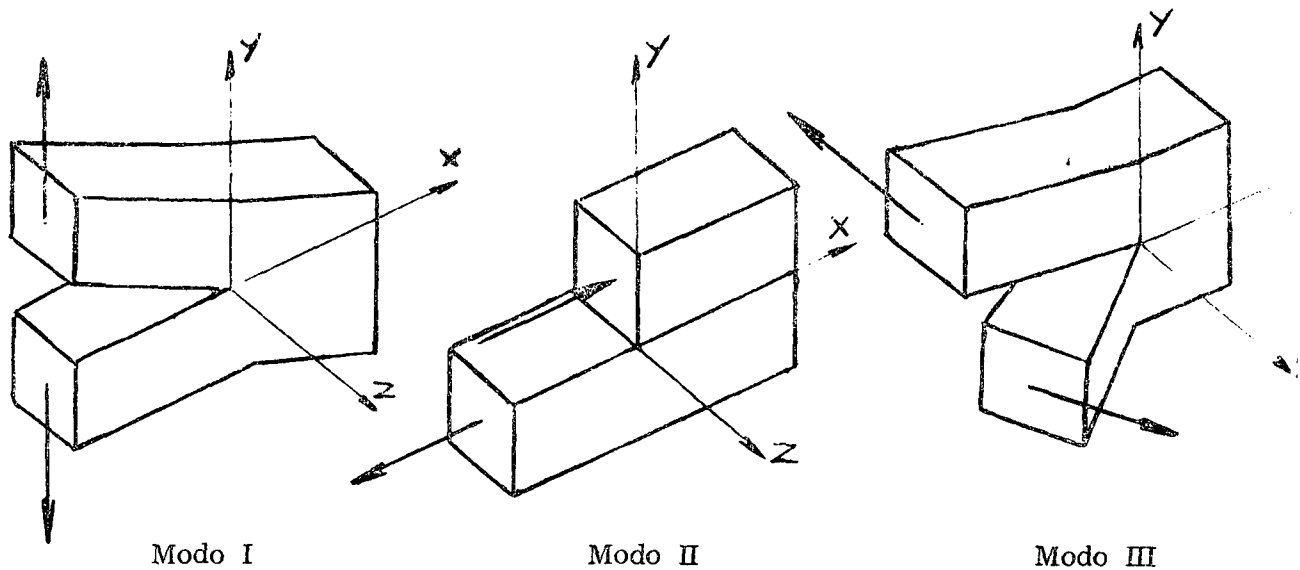


Fig. 13. Modos de sollicitación básicos.

Debe tenerse en cuenta que las ecuaciones consideradas constituyen sólo el primer término de una serie en potencias en r . Por lo tanto, pueden ser consideradas como buenas aproximaciones en las regiones donde r es pequeño comparado con otras dimensiones del cuerpo tales como la longitud de fisura. Por lo tanto, las expresiones mencionadas serán válidas sólo si $r \ll a$.

Otra limitación que debe tenerse en cuenta para la aplicación de las ecuaciones (9) a (14) que describen el campo de tensiones y deformaciones alrededor de una fisura es que las mismas pierden validez para valores de $r \approx b$ donde b es el espaciado interatómico del material que se trate. Esto se debe a que tanto el valor asumido del radio de curvatura ρ en el extremo de la fisura ($\rho \rightarrow 0$), como la hipótesis de comportamiento elástico, pierden validez a distancias comparables con b .

Es importante destacar una consecuencia que surge de la forma de las ecuaciones del campo elástico de tensiones y deformaciones alrededor de una fisura y es que, dado el modo de sollicitación, dicho campo queda completamente determinado por un único parámetro K de intensidad de tensiones, que a su vez depende de la geometría de la fisura y el valor de la sollicitación.

Conocidos los valores de tensiones y deformaciones en el vértice de una fisura, es posible introducir éstos en la integral de Irwin (8), para calcular el parámetro G . Así resulta:

$$G = \int_0^{\Delta a} \frac{\sigma_y \cdot U_y}{\Delta a} dx = \int_0^{\Delta a} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}} \cdot \frac{K_I \sqrt{\frac{\Delta a - x}{2\pi}} \cdot (2-2\nu)}{M} \cdot \frac{1}{\Delta a} \cdot dx$$

$$= \frac{K_I^2 (1-\nu)}{\pi M} \int_0^{\Delta a} \frac{1}{\Delta a} \sqrt{\frac{\Delta a - x}{x}} dx = \frac{K_I^2 (1-\nu)}{2\pi M}$$

recordando que es:

$$M = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

resulta,

$$G = \frac{K_I^2 (1-\nu^2)}{E} \approx \frac{K_I^2}{E} \quad (16)$$

De esta manera, para $G = G_c$ corresponderá un $K_I = K_{Ic}$ por lo que el criterio de Griffith para la inestabilidad de una fisura quedará expresado como

$$K_I = K_{Ic}$$

Ya se ha mencionado que para el caso de una fi-

sura infinitamente aguda pasante en una placa es: $K_I = \sigma(\pi a)^{1/2}$ (15)

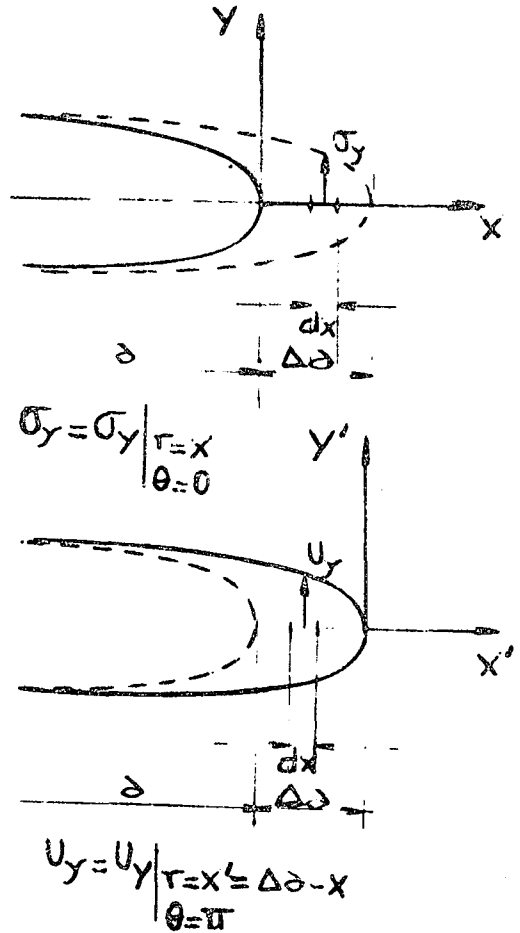
Si se recuerda por otra parte, que de acuerdo a Griffith es:

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} = \frac{[\sigma(\pi a)^{1/2}]^2}{E}$$

Resulta:

$$G = \frac{K_I^2}{E}$$

lo que verifica la expresión derivada anteriormente.



7. INFLUENCIA DEL ESTADO DE TENSIONES

En las deducciones anteriores se ha partido del supuesto que se cumple en todo momento la ley de Hooke, es decir: $\sigma = \epsilon E$. En particular, la relación

(16) es válida sólo para estado plano de deformaciones, ya que para deducirla se tomaron expresiones de tensiones y deformaciones válidas para dicho estado particular. La elección de dicho estado de deformación plana obedece al hecho de que el mismo es el más coherente con la hipótesis del cumplimiento de la ley de Hooke. La razón de ello se basa en el hecho de que si un material se comporta elásticamente hasta la fractura, su curva tensión-deformación correspondiente por ejemplo a un ensayo de tracción, será del tipo dada en la Fig.14 (a). La rotura, cuando se produzca será del tipo frágil o sea con deformación plástica despreciable. Ello quiere decir que la misma se producirá por clivaje en lugar de hacerlo por deslizamiento, lo que requiere la presencia de tensiones elevadas de tracción y bajas tensiones de corte. Se trata de analizar entonces qué estado de tensiones y deformaciones favorece tal configuración. Para ello consideremos lo que ocurre en un ensayo simple de tracción. Tal como lo indica la Fig.15(a), la tensión de tracción σ_y provocará la existencia de

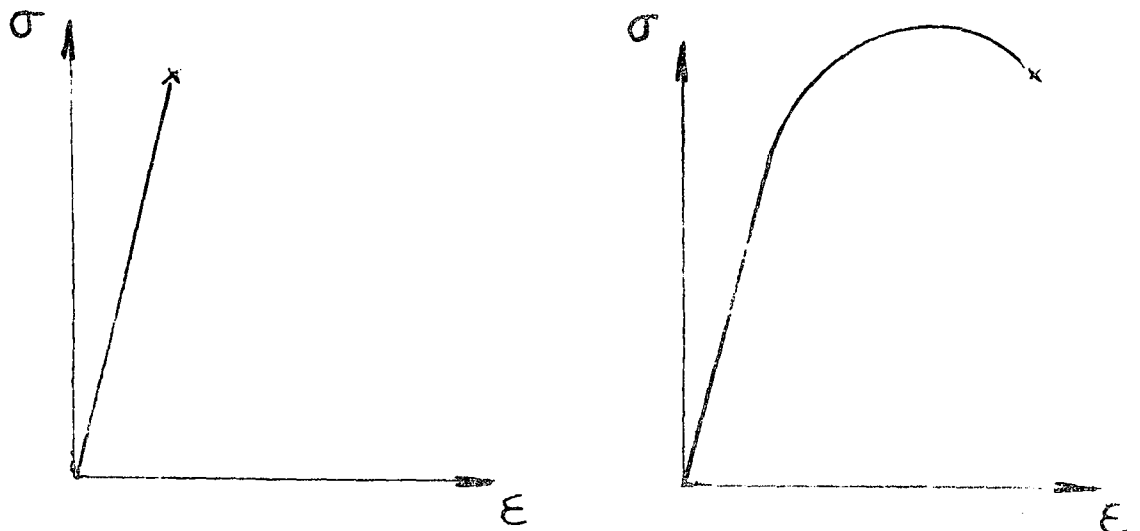


Fig. 14. Curvas tensión-deformación para materiales frágiles y dúctiles respectivamente.

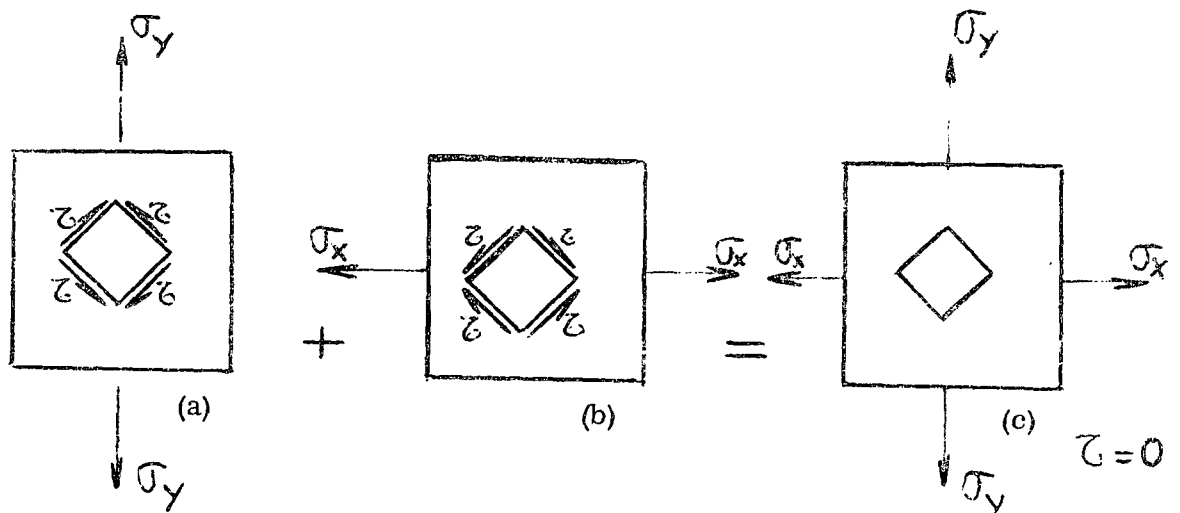


Fig. 15. Estado de tensiones uniaxial y biaxial.

las tensiones de corte τ . Si a dicho sistema de tensiones le agregamos el que resulta de traccionar la probeta según el eje x , como se indica en la Fig.15 (b), observamos que las tensiones de corte del segundo sistema se oponen a las del primero. Ello hará que el sistema tienda a fallar por clivado más que por deslizamiento.

Es fácilmente demostrable que si una tercera tensión de tracción se agrega al sistema según el eje z se cumple que $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z$, las tensiones de corte serán nulas y el material se comportará hasta rotura como perfectamente elástico.

De lo anterior se desprende que si un material es sometido a un estado biaxial o triaxial de tensiones, tal como ocurre en el caso de deformación plana, las tensiones de corte, que promueven deformación plástica, tienden a ser suprimidas.

Debe tenerse en cuenta que una fractura se inicia siempre a partir de un defecto preexistente en el material tal como una fisura. Por lo tanto es importante considerar qué efecto tiene la presencia de este tipo de defecto sobre el estado de tensiones de un cuerpo. Siguiendo con nuestro ejemplo de una fisura pasante en una placa infinita, consideremos qué ocurre cuando la misma está sometida a un estado de tracción simple σ .

Tal como lo indica la Fig.16, al ser traccionada la placa tiende a dismi-

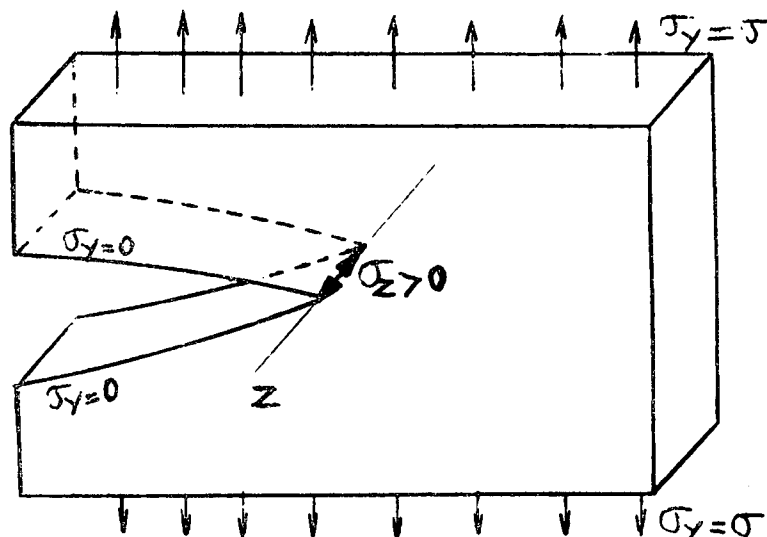


Fig. 16

nuir su espesor en una relación dada por el módulo de Poisson ν . Sin embargo, las caras libres de la fisura se encuentran sin tensión por lo que no tenderán a contraerse con el resto de la placa. Como consecuencia, el material adyacente al vértice de la fisura será asiento de una tensión de tracción σ_z que tenderá a impedir su deformación según dicho eje z . El mismo razonamiento puede hacerse para el eje Y concluyéndose que la presencia de una fisura tiende a in-

troducir en su vértice un estado plano de deformaciones mediante un estado de tensiones triaxial que favorece la evolución de una fractura frágil. Queda claro de esta manera que la relación (16) fue desarrollada para tal estado en particular, que promueve un comportamiento elástico hasta rotura.

8. TENSION CRITICA Y TAMAÑO CRITICO DE DEFECTO

La utilidad del parámetro K_{IC} (σG_c) radica en el hecho comprobable experimentalmente que el valor del mismo depende del material que se considere. Sin embargo K_{IC} no es una constante absoluta del material sino que también depende del estado de triaxialidad de las tensiones, de la temperatura y, en menor medida, de la velocidad de aplicación de la carga.

Por lo tanto en la determinación experimental del valor K_{IC} , se debe disponer de una muestra de espesor similar a la de la pieza real para reproducir el estado de triaxialidad y efectuar el ensayo a diversas temperaturas para obtener los correspondientes valores de K_{IC} a las distintas temperaturas. La Fig. 17 (a y b) muestra la variación típica de K_{IC} con el espesor de la muestra y la temperatura.

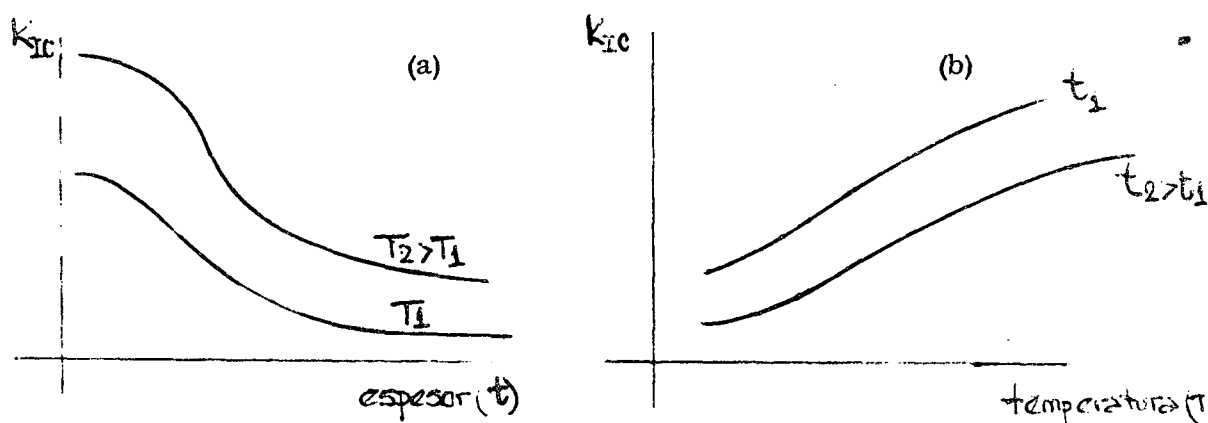


Fig. 17. Variaciones de K_{IC} en función del espesor y la temperatura.

Conocido experimentalmente el valor de tenacidad, se sabe que por ejemplo, para el caso de una fisura pasante en una placa extensa se cumple:

$$K_{IC} = \sigma_c (\pi a)^{1/2} = \sigma (\pi a_c)^{1/2} \quad (17)$$

de donde puede obtenerse el valor de σ_c correspondiente a la tensión que torna crítica una fisura de longitud $2a$. Recíprocamente, considerando el estado de cargas como constante, puede determinarse el valor de a_c , que torna inestable la fisura para el estado de cargas σ dado.

9. LA ZONA PLÁSTICA EN EL VERTICE DE UNA FISURA

Se ha visto que el desarrollo del criterio de Irwin de intensidad de tensiones para determinar las condiciones de inestabilidad de una fisura conduce a un resultado idéntico al obtenido previamente por Griffith dentro del campo elástico. Sin embargo, el criterio de intensidad de tensiones se muestra particularmente fértil cuando se comienzan a considerar los efectos de la deformación plástica.

De la forma de las ecuaciones (9)-(14) que describen el campo elástico al rededor de una fisura, puede observarse que para $r \rightarrow 0$, σ_x , σ_y , σ_z y $\tau_{xy} \rightarrow \infty$. Esta singularidad se origina en el supuesto que los materiales se comportan indefinidamente en forma perfectamente elástica. En la realidad, esto significa que en el vértice de una fisura aguda, habrá siempre material en estado plástico, tal como lo indica la Fig.18. Si el radio de la zona plástica es pequeño comparado con la longitud de la fisura así como con el resto de la sección no fisurada, es posible aplicar satisfactoriamente la solución elástica, introduciendo una corrección para tener en cuenta dicho aspecto. El factor de corrección por zona plástica puede estimarse a partir de la ecuación (10) poniendo $\sigma_y = \sigma_f$. De tal manera resulta: (Fig.19)

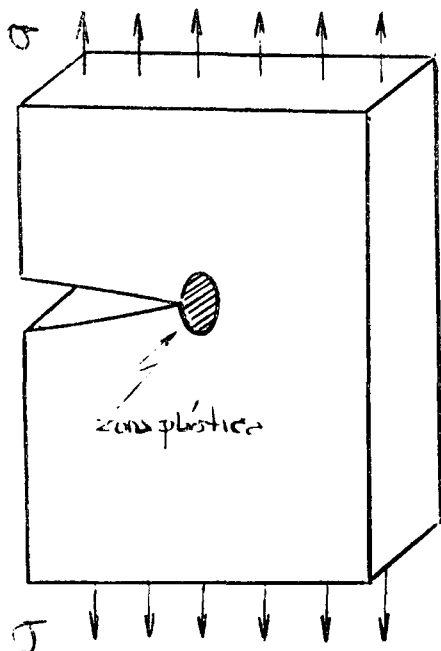


Fig. 18. Zona plástica en el vértice de una fisura.

$$\sigma_y \Big|_{\substack{r = r_f \\ \theta = 0}} = \sigma_f = \frac{K_I}{(2\pi r_f)^{1/2}} \quad \text{de modo que,}$$

$$r_f = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_f} \right)^2 \quad (18)$$

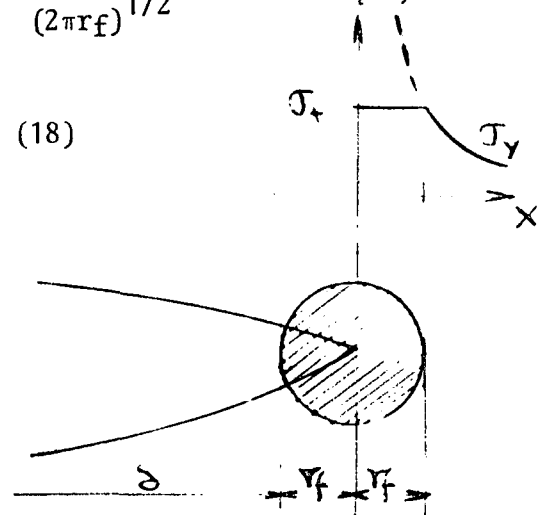


Fig. 19. Modelo de la zona plástica en el vértice de una fisura.

De esta manera, la corrección por plasticidad se realiza considerando una fisura ficticia de longitud $2(a+r_f)$, y donde el valor de r_f está dado por la expresión (18).

Llamando:

$$r_{fc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_f} \right)^2 \quad (18')$$

la ecuación (15) queda ahora:

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi(a + r_{fc})} \quad (15')$$

Es necesario enfatizar que la corrección indicada sólo es válida si se cumple la hipótesis de que el tamaño de la zona plástica (r_f) es pequeño comparado con la longitud de fisura u otras dimensiones de la pieza. Otra limitación en el empleo del factor K_{Ic} lo constituye el estado de tensiones y deformaciones. En general, aquel es sólo aplicable para estado plano de deformaciones, por razones que ya han sido analizadas. Lamentablemente, no existe ningún método para predecir cuándo el estado de deformaciones será o no plano. Un parámetro útil en tal sentido lo constituye la expresión:

$$\beta = \frac{(2t/a)}{(\sigma_c/\sigma_f)^2} = 2\pi t \left(\frac{\sigma_f}{K_{Ic}} \right)^2 \quad (19)$$

donde t es el espesor de la pieza, $2a$ la longitud de fisura, σ_c la tensión crítica, y σ_f es la tensión de fluencia del material.

Existirá fluencia plana si $\beta \geq 10$.

10. DESPLAZAMIENTO DE LOS BORDES DE LA FISURA (C.O.D.) O ENFOQUE ELASTO-PLASTICO

Se desprende del análisis de los conceptos de mecánica de fractura vistos hasta ahora, que los mismos son aplicables cuando la deformación plástica en el vértice de la fisura se mantiene dentro de valores pequeños. En particular, hemos mencionado que el enfoque lineal elástico es aplicable solamente cuando r_f , el radio de la zona deformada plásticamente en el vértice de la fisura, es de dimensiones despreciables con respecto a la longitud de aquella y otras di-

mensiones de la pieza, tales como la sección no fisurada. Por lo tanto, el campo de utilización de los conceptos vistos anteriormente será aquellos materiales, que por su fragilidad o por las condiciones particulares del estado de tensiones y deformaciones, cumplen con el requisito de presentar muy baja deformación plástica localizada. Un ejemplo típico lo constituyen los aceros de alta resistencia. Los aceros estructurales al carbono y de baja aleación, por el contrario, sufrirán una importante deformación plástica localizada en el vértice de una fisura antes de que la misma se torne inestable. Es importante recalcar que esta deformación plástica puede ocurrir previamente a la iniciación de la propagación y que una vez iniciada la misma, aquélla continúe con deformaciones plásticas localizadas despreciables. Este fenómeno está estrechamente relacionado con la variación del parámetro K_{IC} con la velocidad de deformación. Un material tenderá a comportarse tanto más frágilmente (es decir con un K_{IC} inferior), cuanto mayor sea la velocidad de deformación. De tal manera, previamente a la iniciación de la propagación, el material se comportará en forma dúctil admitiendo una elevada deformación plástica. No obstante, una vez iniciada la propagación, la fisura puede progresar con deformaciones plásticas localizadas despreciables. La posibilidad de diferenciar entre estas dos etapas: iniciación y propagación, es otra de las virtudes del análisis que estamos efectuando.

El criterio del desplazamiento de los bordes de la fisura, que en lo sucesivo se designará abreviadamente como C.O.D. (Crack Opening Displacement), se basa en la observación experimental que la presencia de una zona plástica en el vértice de una fisura bajo carga, permite que sus bordes (es decir, las caras de la fisura en el vértice) se desplacen sin que por ello exista necesariamente crecimiento de la longitud de la fisura. El desplazamiento o abertura de las caras es lo que se denomina C.O.D. y se designa habitualmente con la letra δ . La observación de que el valor de δ podría ser usado como criterio de inestabilidad de una fisura, se debe a Wells e independientemente a Cotrell, en base a la sugerencia que una fisura operando según el Modo I, inicia su propagación para un valor determinado de δ , denominado δ_C . La Fig. 20, a, b, c y d, muestran las distintas etapas de deformación e iniciación de la propagación de una fisura.

Es de esperar, además que al igual que el factor K_{IC} , δ_C sea dependiente del material, temperatura, velocidad de deformación, y del estado de triaxialidad de las tensiones en el vértice de la fisura.

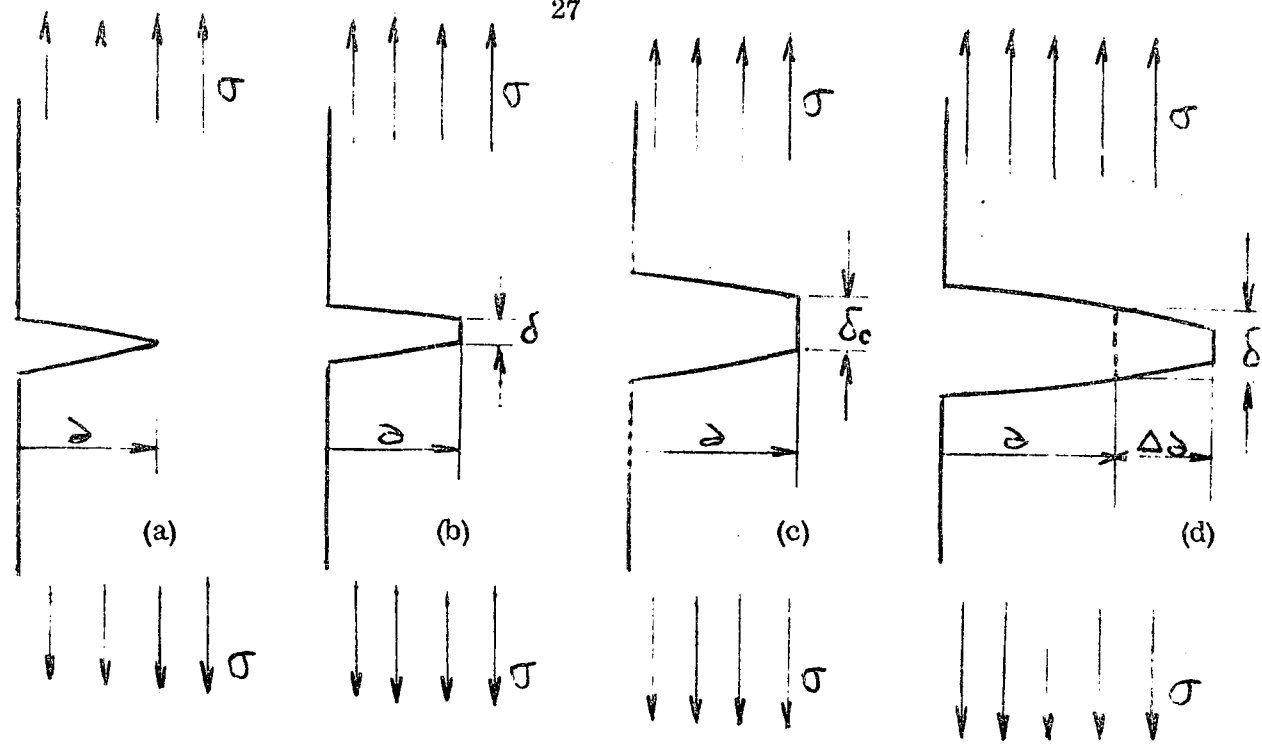


Fig. 20. Etapas de iniciación y propagación de una fisura.

La Fig.21 muestra el modelo de fisura empleado para el presente análisis, conocido como de Dugdale-Smith.

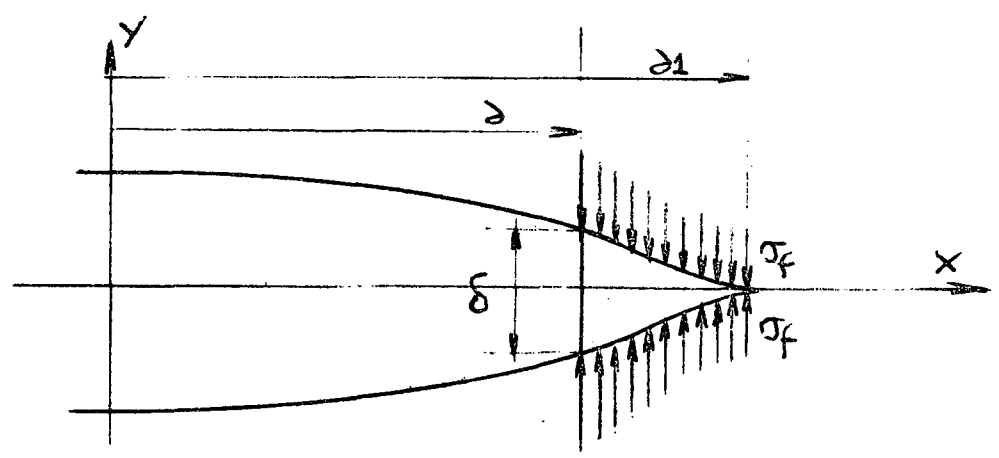


Fig. 21. Modelo de fisura de Dugdale-Smith.

El modelo está basado en la hipótesis de una fisura de longitud real $2a$, pasante en una placa infinita. El origen del sistema de coordenadas se toma en el centro de la fisura, como se indica. Bajo la tensión σ actuando según el eje Y en una zona suficientemente alejada de la fisura, se forman zonas de deformación plástica en los vértices que se extienden hasta $x = a_1$. El análisis se efectúa entonces suponiendo una fisura ficticia de longitud $2a_1$, inmersa en un campo elástico de tensiones, provocadas no solamente por la carga

aplicada σ , sino además por una serie de tensiones internas en la dirección Y, de magnitud σ_f , en la región $a < x < a_1$.

Aunque este análisis no corresponde en rigor a un problema plástico, parece adaptarse satisfactoriamente al caso real planteado.

El valor de δ , en el vértice de la fisura real, se obtiene calculando el desplazamiento en el punto $x = a$ del modelo elástico con fisura ficticia de longitud $2a_1$. Puede demostrarse que este valor, para estado plano de tensiones, es:

$$\delta = \frac{8\sigma_f a}{\pi E} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_f} \right) \quad (20)$$

Expandiendo el factor $\ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_f} \right)$ en serie de potencias, se obtiene:

$$\delta = \frac{8\sigma_f a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_f} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_f} \right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_f} \right)^6 + \dots \right] \quad (21)$$

Por lo que si tomamos sólo el primer término de la serie obtenemos:

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_f} \quad (22)$$

Recordando que el criterio de Griffith se expresaba como:

$$G = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} \quad (5)$$

resulta,

$$\frac{G}{\sigma_f} = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_f} \quad (23)$$

es decir:

$$\delta = \frac{G}{\sigma_f} \quad (24)$$

Quiere decir que para valores de $\sigma \ll \sigma_f$, que corresponden a una zona plástica pequeña en relación a la longitud de la fisura, vale la siguiente relación:

$$G = \sigma_f \delta \quad (24')$$

Si como se verá, es posible obtener δ_c en forma experimental, corresponderá a dicho valor un $G_c = \sigma_f \delta_c$, del cual es posible calcular el tamaño crítico de fisura a_c , o bien a longitud de fisura constante, el valor de carga crítica σ_c .

La razón por la cual la ecuación (20) se dedujo para estado plano de tensiones es análoga a la razón por la cual para el cálculo de K_{IC} se supuso estado plano de deformaciones. La ausencia de un estado de triaxialidad de tensiones, como es el caso de tensiones planas, favorece la fluencia en la punta de la fisura. Dado que el criterio del C.O.D. fue desarrollado para casos de deformación plástica importante en el vértice de la fisura, se explica que la expresión de δ se halla calculado para las condiciones que favorecen dicha deformación.

COMPATIBILIDAD DEL ANALISIS LINEAL ELASTICO (K_I) y ELASTO-PLASTICO (COD)

Si recordamos que:

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad (16)$$

La relación (24') puede ahora escribirse:

$$\left(\frac{K_I}{\sigma_f}\right)^2 = \frac{\delta}{E_f} \quad (25)$$

donde E_f es el límite de deformación elástica del material $E_f = \sigma_f/E$

Esta es una ecuación sumamente importante ya que relaciona el parámetro K_I de la mecánica de fractura lineal elástica con el COD del análisis elasto-plástico. Es necesario destacar, sin embargo, las limitaciones de dicha relación formal, ya que la misma ha sido obtenida combinando ecuaciones derivadas para condiciones de deformación plana por un lado y de tensión plana por el otro. Trabajo reciente ha demostrado que la relación (25) no tiene validez general y que para valores de δ/E_f mayores que 2 una relación de la forma:

$$\left(\frac{K_I}{\sigma_f}\right)^2 = \frac{1}{2} \frac{\delta}{E_f} \quad (26)$$

parece adaptarse mejor a los resultados experimentales. La existencia de una relación lineal entre los parámetros K_I y COD presenta la gran ventaja de poder determinar uno de ellos conocido el otro, lo que evita la necesidad de realizar un ensayo independiente para la medición de cada uno. En todo caso, una vez conocidos ambos valores, el rango de aplicación de cada uno puede determinarse empleando algún criterio tal como el expresado por la ecuación (19).

Una manera útil de indicar la compatibilidad entre los parámetros K_{IC} y

COD_c es reescribiendo las ecuaciones (17) y (22), según las cuales el tamaño de defecto crítico resulta:

$$a_c = C (K_{IC}/\sigma_f)^2 \quad (17')$$

y

$$a_c = C (\delta_c/E_f) \quad (22')$$

Los valores de la constante C para diferentes condiciones de carga están dados en la Fig.22 en función de la relación entre las tensiones totales actuales en la zona del defecto a la tensión de fluencia del material, o en función de la relación de la deformación total al límite de elasticidad.

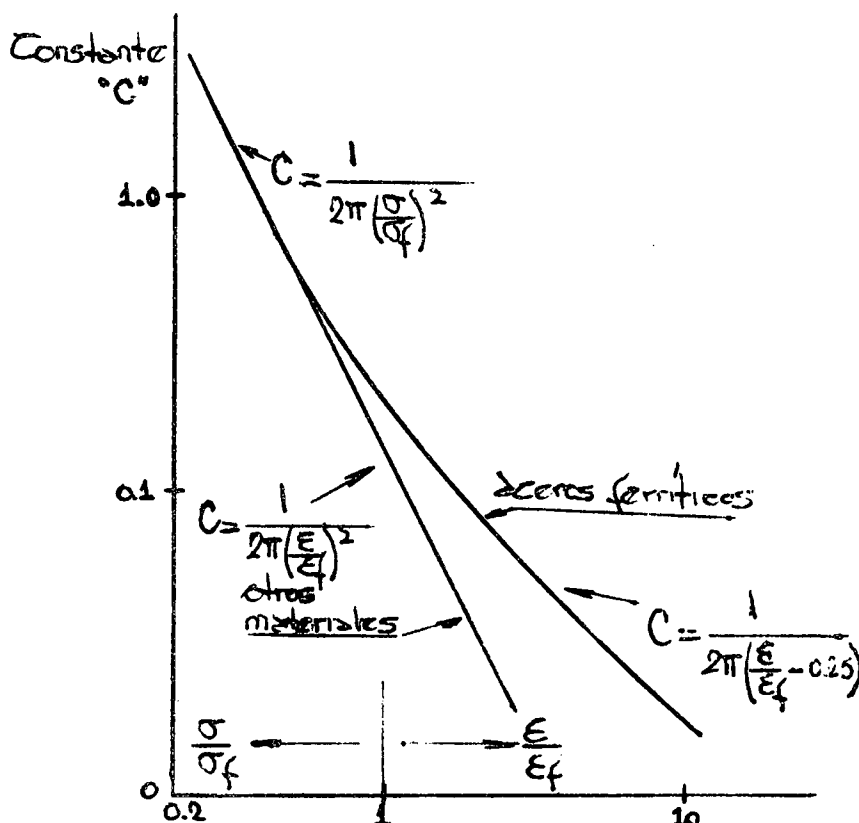


Fig. 22

Es importante destacar que las ecuaciones (17') y (22') son válidas sólo para la geometría de defecto considerada, es decir fisuras pasantes en placas extensas. La constante C tiene en cuenta aspectos no considerados por la teoría como ser el alojamiento de condiciones de deformación plana o tensión plana pura, así como el no cumplimiento de la hipótesis de validez del campo lineal elástico.

CRECIMIENTO DE FISURAS POR FATIGA

Cuando una pieza que contiene una fisura es sometida a cargas cíclicas, es posible hacer crecer dicha fisura con valores de K_I inferiores a K_{IC} . En este caso, el crecimiento por ciclo es pequeño (del orden de 0.1μ), pero si el número de ciclos es suficientemente grande, el avance del frente de la fisura puede adquirir valores significativos. Cuando la fisura alcanza una longitud crítica tal que $K_I = K_{IC}$, aquella se propagará rápidamente de acuerdo a los mecanismos ya estudiados.

En la Fig.23 se ilustra el posible mecanismo de crecimiento de fisuras por fatiga. Como se ha visto anteriormente cuando se carga una fisura aguda se produce una apertura de los bordes en el vértice (COD). Como la deformación plástica que implica este proceso se realiza a volumen constante, el vértice de la fisura, al abrirse, debe también avanzar una cierta distancia. Durante la descarga, el proceso se invierte. Sin embargo, como puede verse en la Fig. 24, el mismo no es enteramente reversible y la punta de la fisura no retorna a su posición original. El avance neto que se produce por ciclo, es proporcional al valor de COD y puede expresarse como:

$$\frac{da}{dn} = \alpha (\text{COD}) = \alpha \delta \quad (27)$$

Teniendo en cuenta la relación (25), es posible escribir:

$$\frac{da}{dn} = \alpha \frac{\Delta K_I^2}{E \sigma_f} \quad (28)$$

donde $\Delta K_I = \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$ es el rango de intensidad de tensiones y $\Delta \sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ es el rango de las tensiones cíclicas.

En general, la velocidad de crecimiento de una fisura por fatiga puede expresarse como:

$$\frac{da}{dn} = A \Delta K_I^m \quad (29)$$

donde el exponente m varía dentro del rango 2-4. La tabla I indica algunos valores típicos para el exponente m y la constante A de materiales usuales.

Expresando K_I en [ksi $\sqrt{\text{pulg}}$] se obtiene $\frac{da}{dn}$ en [pulg/ciclo].

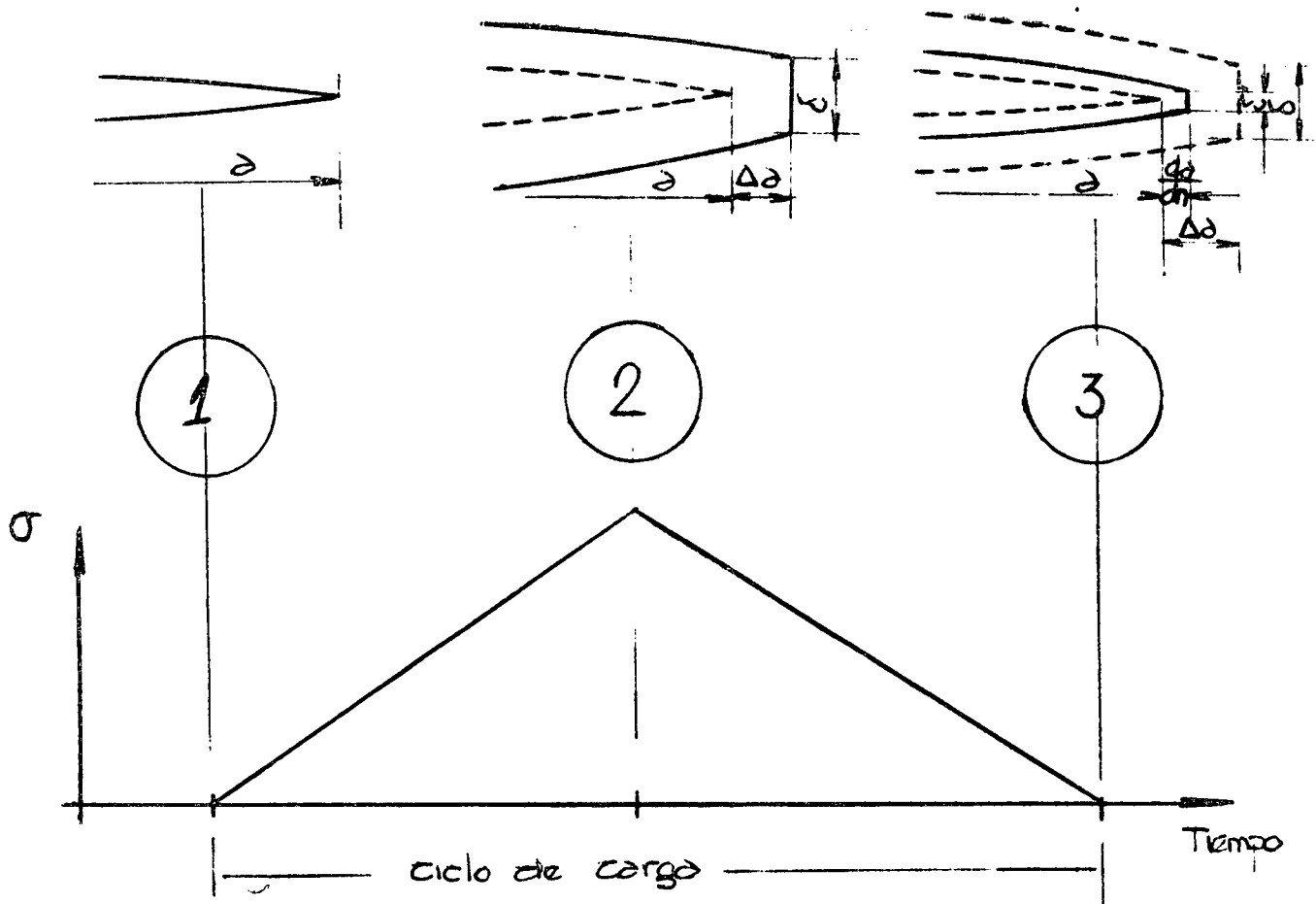


Fig. 23. Mecanismo de propagación de una fisura por fatiga.

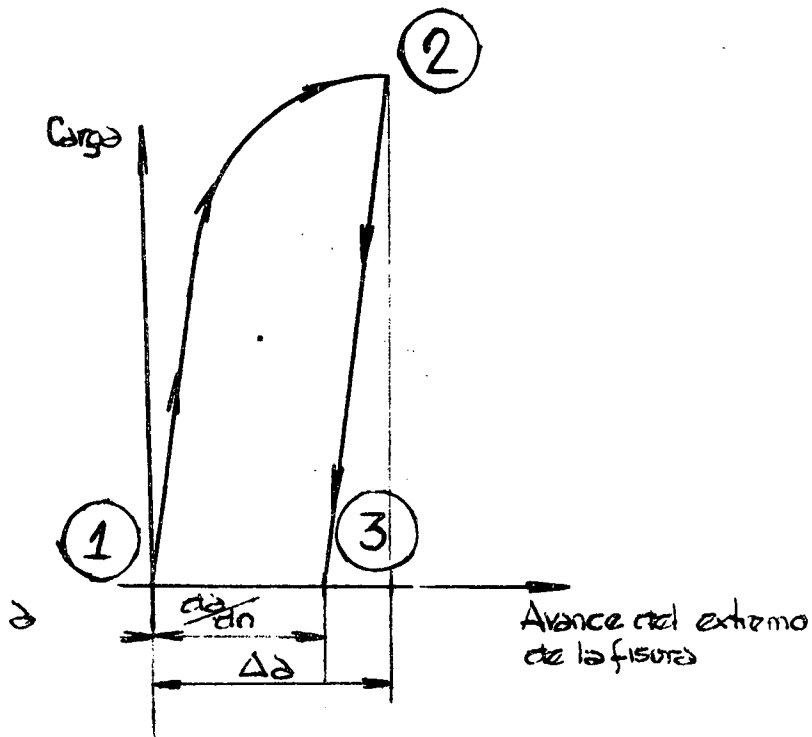


Fig. 24. Ciclo de carga-deformación de una fisura que se propaga por fatiga.

TABLA I

	m	A
Aceros de media resistencia	3	3.6×10^{-10}
Aceros de alta resistencia	2.25	0.66×10^{-8}
Aleación de aluminio 7075-T6	3.79	2.88×10^{-10}

El número total de ciclos hasta la fractura puede calcularse como

$$N_c = \int_{a_0}^{a_c} (A \Delta K_I^m)^{-1} da \quad (30)$$

donde a_0 es el tamaño inicial de fisura, y a_c es la longitud de fisura crítica.

CONSIDERACIONES GENERALES SOBRE LOS METODOS NORMALES DE ENSAYO PARA LA DETERMINACION DE K_{IC} Y COD_C

Para cada tipo de ensayo es necesario preparar probetas de determinada geometría. Para la medición de K_{IC} se pueden utilizar dos tipos diferentes de probetas; las de flexión, que son de forma prismática, y las denominadas "compactas" que se cargan en tracción. Para la determinación de COD_C en cambio, sólo se emplean probetas de flexión. (Fig.25).

Cualquiera sea el tipo de probeta empleado, es necesario introducir mediante maquinado una entalla sobre una de las caras de modo que permita iniciar, por aplicación de cargas cíclicas, una fisura por fatiga con vértice lo suficientemente agudo como para no invalidar las hipótesis en que se basan los ensayos. Además, por razones que se analizan más adelante, el nivel de tensiones bajo el cual se hace crecer la fisura por fatiga, debe mantenerse dentro de valores reducidos.

Obtenida la fisura crecida por fatiga, la probeta se carga lentamente en una máquina de ensayo con el fin de obtener, mediante la ayuda de un medidor de desplazamientos previamente calibrado, la curva representativa de la variación de la carga Vs. la apertura de la fisura. Mediante la curva carga-desplazamiento es entonces posible determinar, ya sea la carga crítica (necesaria para el cálculo de K_{IC}) o de apertura crítica (empleada para el cálculo de COD_C)

en el momento en que la fisura se torna inestable y comienza a crecer.

En el ensayo para la determinación de COD_c el espesor de la probeta a utilizar debe ser igual al de la pieza o componente para el cual se desea conocer dicho valor. En cambio, para la determinación de K_{IC} , sólo es necesario un espesor tal que permita asegurar que se cumplen los requisitos exigidos por la teoría en que se basa el ensayo, es decir que haya un estado plano de deformaciones y que el proceso se desarrolle dentro del campo lineal elástico. Como se ha mencionado anteriormente, no es posible predecir con certeza si un estado de deformaciones es puramente plano. Sin embargo, el criterio aceptado generalmente está dado por la relación:

$$t > 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_f} \right)^2 \quad (31)$$

entre el espesor t de la probeta, el factor K_{IC} de intensidad de tensiones, y la tensión σ_f de fluencia del material de que se trate. Cabe señalar que este criterio es análogo al expresado por la ecuación (19), ya que el mismo implica que el radio de la zona deformada plásticamente r_f , es pequeño comparado con cualquiera de las otras dimensiones de la probeta. En efecto, recordando que es:

$$r_{f_c} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_f} \right)^2 \quad (18')$$

y asumiendo:

$$r_{f_c} < 0.1 t$$

lo que es suficiente para asegurar un estado de tensiones predominantemente plano, resulta:

$$t > 1.6 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_f} \right)^2 \quad (32)$$

ó, lo que es equivalente:

$$t > \frac{\beta}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_f} \right)^2 \quad (19')$$

para

$$\beta > 10$$

Además del requerimiento señalado para el espesor t de la probeta, la aplicación de la mecánica de fractura lineal elástica para la determinación de K_{IC} requiere que $\sigma < \sigma_f$.

Adoptando como criterio general la relación: $\sigma < 0.1 \sigma_f$ resulta, como límite inferior para la longitud de fisura inicial:

$$\sigma = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a}} < 0.7 \sigma_f \quad (33)$$

$$2a > 2.3 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_f} \right)^2 \quad (33')$$

de donde se desprende que este requerimiento es similar al del espesor de la probeta, pudiendo tomarse para ambos:

$$\left. \begin{array}{l} t \\ 2a \end{array} \right\} > 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_f} \right)^2 \quad (34)$$

El espesor de la probeta y la longitud inicial de fisura pueden calcularse estimando un valor de K_{IC} para el material a ensayar. Este valor será luego corroborado con los resultados del ensayo lo que eventualmente permitirá reducir el tamaño de probeta si aquél fue previamente sobreestimado.

Los distintos tipos de probetas y entallas pueden encontrarse en las normas correspondientes mencionadas en la bibliografía y se reproducen en las Figs.26 y 27.

El maquinado de entallas que cumplan con los requisitos exigidos por la norma es de suma importancia. En primer lugar, ello evita que durante la aplicación de cargas cíclicas se formen más de una fisura por fatiga. En segundo término, se facilita el crecimiento de la fisura por fatiga ya que la concentración de tensiones en el vértice de la entalla aumenta con la agudeza de ésta.

La obtención por maquinado de entallas suficientemente finas (aproximadamente 0.15 mm) en probetas de ciertas dimensiones no siempre es posible. Debido a ello se emplean a veces entallas compuestas cuya geometría se encuentra contemplada en las normas arriba mencionadas.

En el caso de probetas que por su dureza presentan dificultades de maquinado, es posible usar para la determinación de K_{IC} , la entalla denominada "ojo de cerradura". Esta se obtiene mediante una mecha y una sierra terminando su extremo por electroerosión. En la Fig.28 se puede observar una probeta compacta con este tipo de entalla.

Para el maquinado de entallas delgadas, el British Welding Institute provee en la actualidad discos abrasivos de 0.15 mm de espesor.

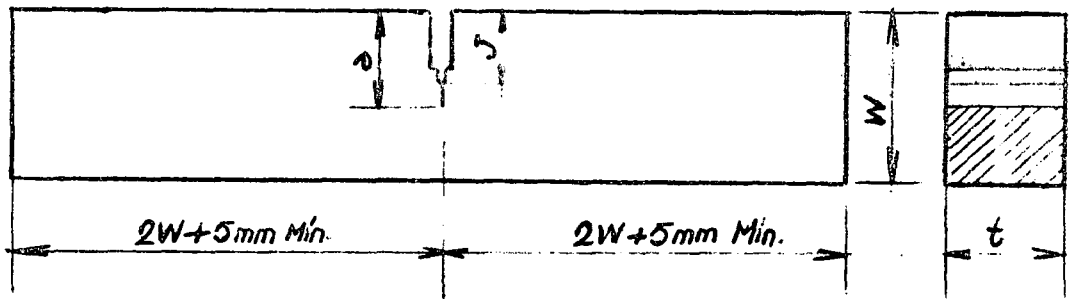


Fig. 27. Probeta de flexión y sus dimensiones principales.

t = Espesor del material

$W = 2t$ Ancho de la probeta

Probeta $a = 0.5W = t$ Longitud total de fisura

recomen $J = (a - 2.5 \text{ mm}) \text{ max. para } t \geq 13 \text{ mm}$

dada $= (a - 1.75 \text{ mm}) \text{ max para } t < 13 \text{ mm}$

(J = longitud de entalla maquinada)

Probeta t = espesor del material

alterna- $W = t$

tiva I $a = 0.3W = 0.3t$

Probeta t = espesor del material

alterna- $W = 1.3t$

tiva II $a = 0.3t$

Otras dimensiones iguales a los de la probeta recomendada.

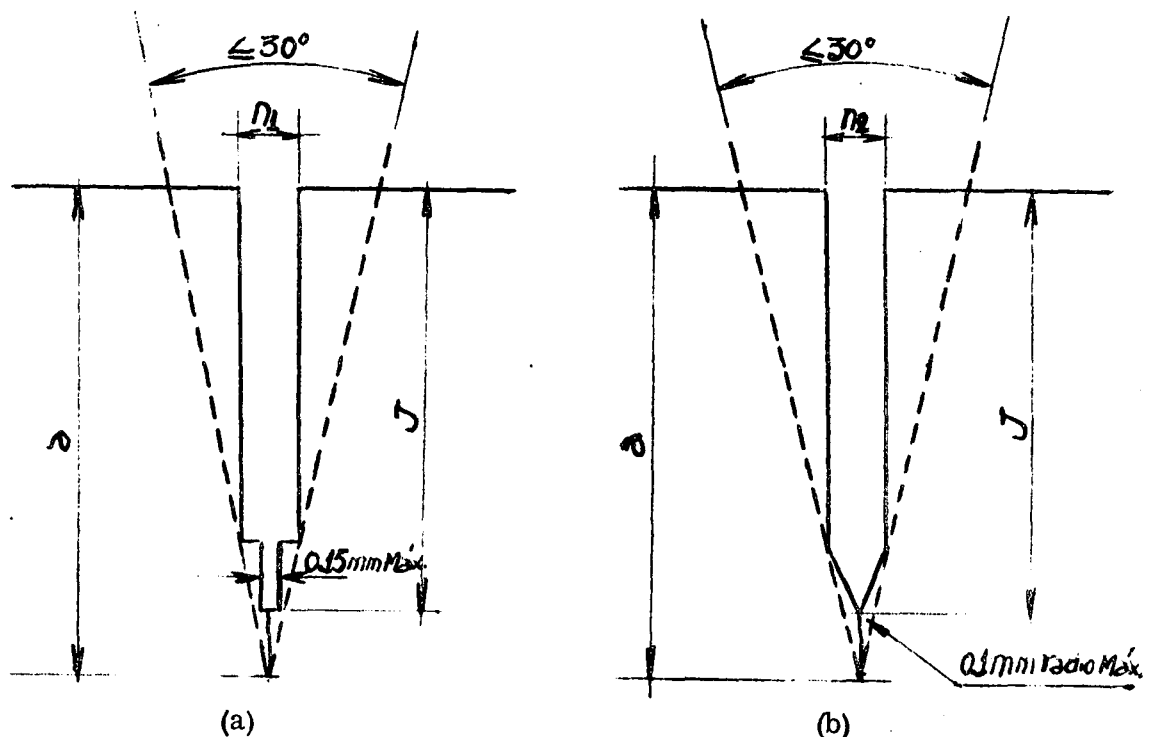


Fig. 27. n_1 : determinado por el espesor del disco empleado para maquinar la entalla.

n_2 : no mayor de 1.6 mm.

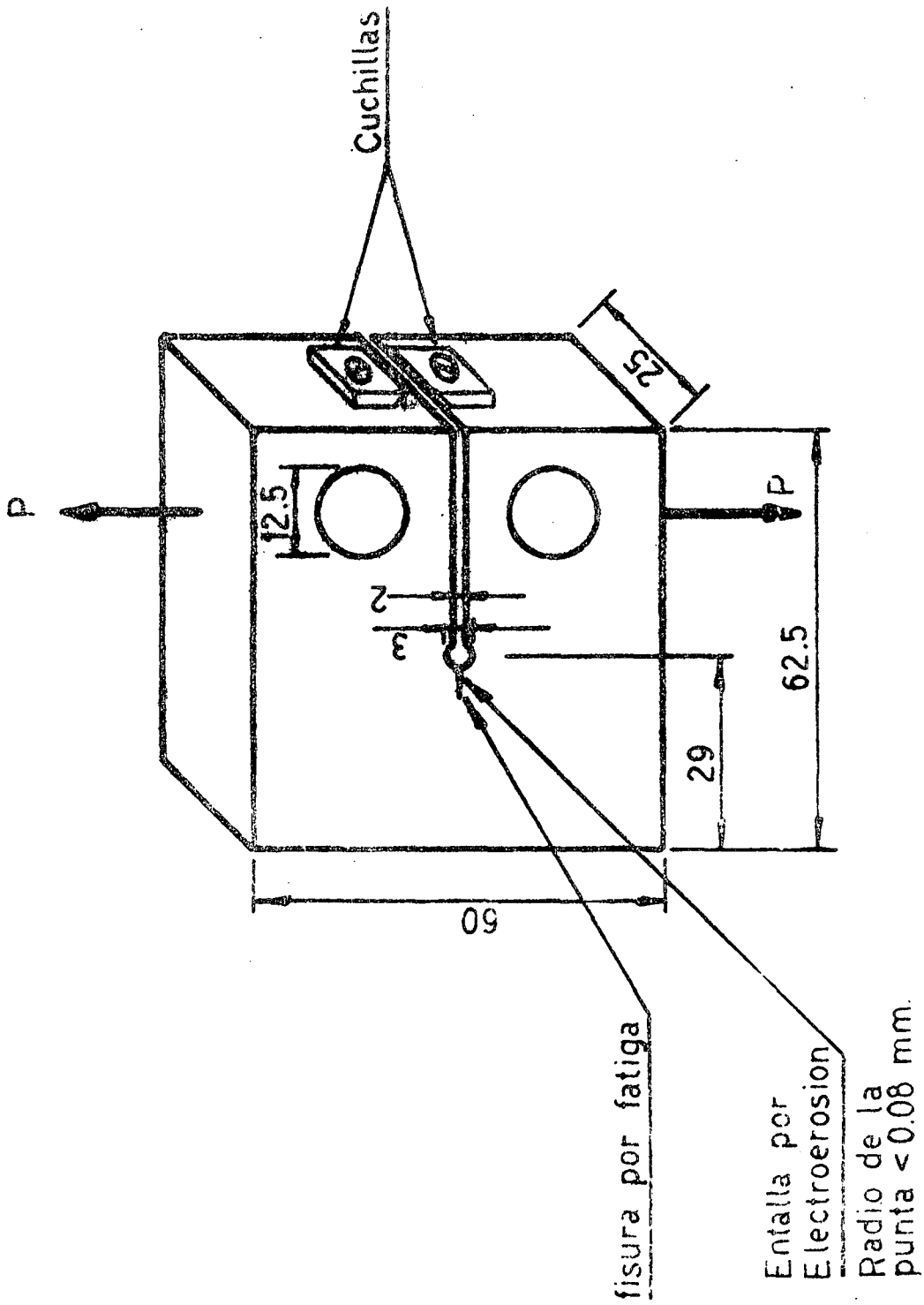


Fig. 28. Probeta "compacta" con entalla "ojo de cerradura" y sus dimensiones principales.

Los dispositivos para ensayo de probetas compactas (determinación de K_{IC}) y de flexión (determinación de K_{IC} o de $CONC$) se ilustran en la Fig.29. En los dispositivos del segundo tipo, pueden observarse los rodillos de apoyo que al rotar y desplazarse reducen al mínimo el rozamiento entre la probeta y el dispositivo de ensayo. Sin embargo, la experiencia indica que no siempre es necesario emplear dicho dispositivo a rodillos, pudiéndose obtener resultados reproducibles con el que se muestra en la fotografía (Fig.30), el cual está diseñado para ensayar probetas de tamaño Charpy.

Cuando es necesario efectuar ensayos a baja temperatura, es posible utilizar recipientes del tipo que muestra la Fig.31. Dentro del mismo se coloca el dispositivo de ensayo con una mezcla refrigerante. El recipiente se monta sobre uno de los portamordazas de la máquina de ensayo y se sujeta a esta mediante uno de los apoyos de la probeta. El visor es necesario en aquellos casos en que la producción de la fisura por fatiga se hace en la misma máquina en que se realizará el ensayo, para controlar su crecimiento.

Antes de comenzar la aplicación de cargas cíclicas, es recomendable marcar sobre la probeta los límites dentro de los cuales tendrá que encontrarse el extremo de la fisura crecida por fatiga. Además, es conveniente tener presente al elaborar la probeta, que las marcas del maquinado final sean normales a la que será la dirección de la entalla y por lo tanto de la fisura. De esta manera no es posible confundir las marcas del maquinado con la fisura a medida que se hace crecer a ésta por fatiga.

La fisuración por fatiga debe hacerse con la probeta tratada térmicamente en la condición en que será ensayada y, dentro de lo posible, con igual temperatura y medio ambiente. El equipo empleado para la fisuración por fatiga debe ser tal que la distribución de carga sea simétrica respecto de la entalla y que el valor máximo de intensidad de tensiones en el ciclo de fatiga sea preciso dentro de un error no mayor del 5%.

La fisuración por fatiga debe hacerse en todos los casos limitando el valor máximo del factor de intensidad de tensiones de fatiga (K_f) a un valor tal que asegure condiciones de deformación plana durante el crecimiento de la fisura. De acuerdo a lo expuesto anteriormente, basta para ello elegir el valor de K_f de modo que cumpla la relación:

$$t > 2.5 \left(\frac{K_f}{\sigma_f} \right)^2 \quad (34)$$

es decir:
$$K_f < 0,63 \sigma_f t^{1/2} \quad (34')$$

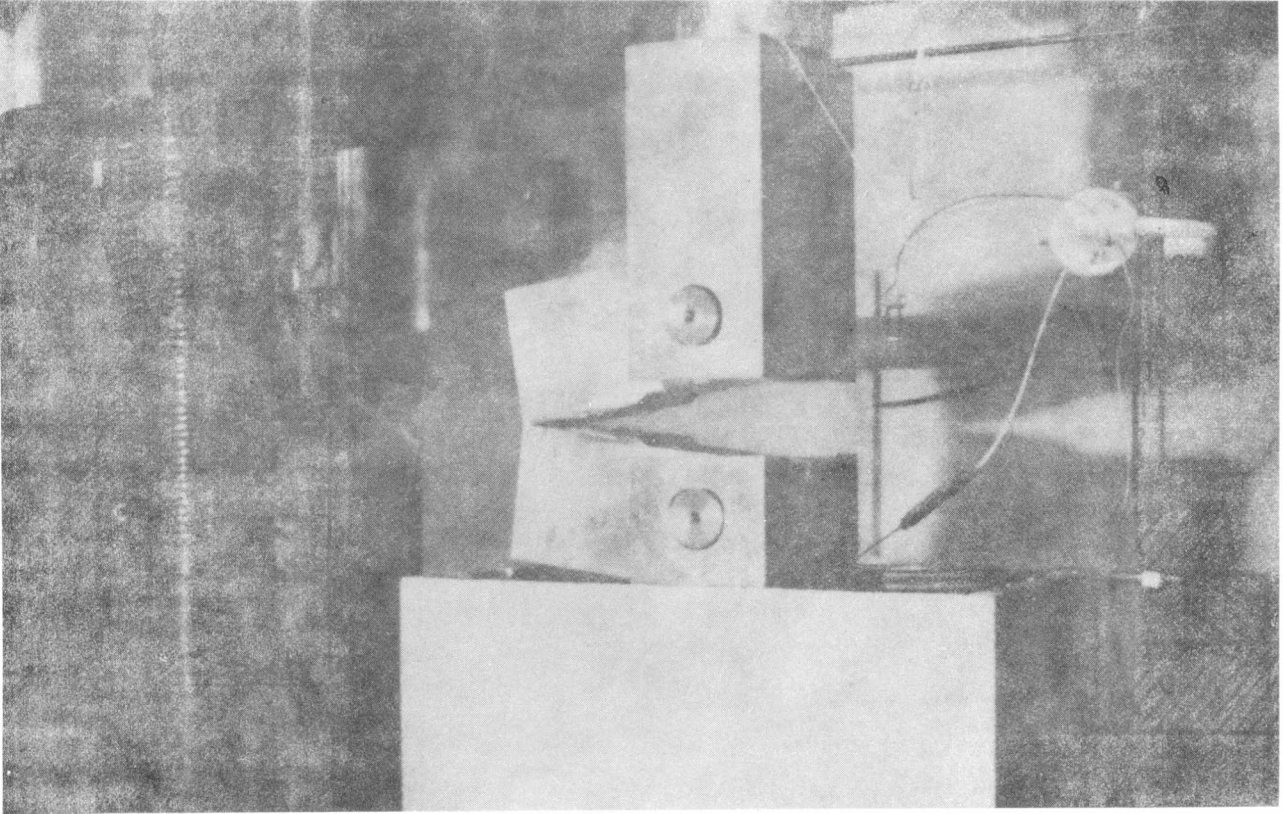


Fig. 29. (a) Dispositivo para ensayos de probetas "compactas".

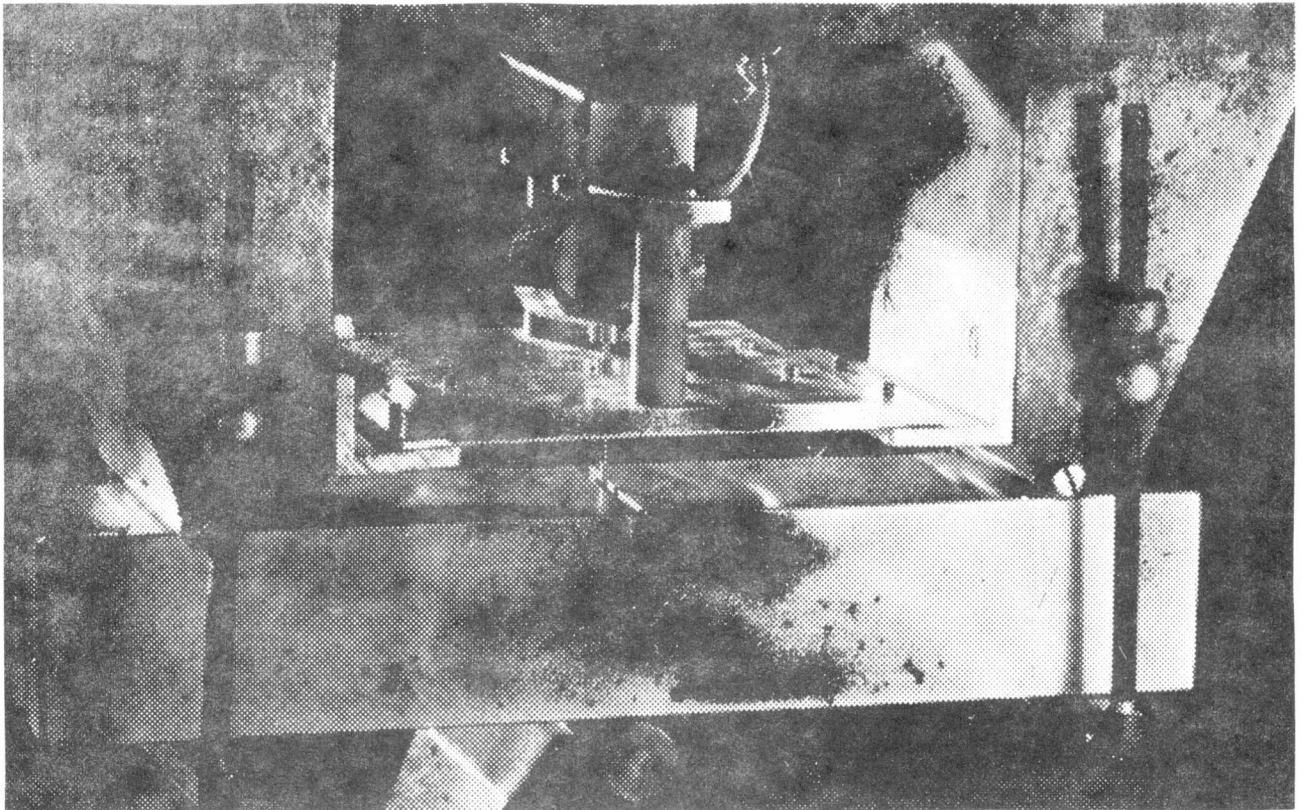


Fig. 29. (b) Dispositivo para ensayos de probetas de flexión.

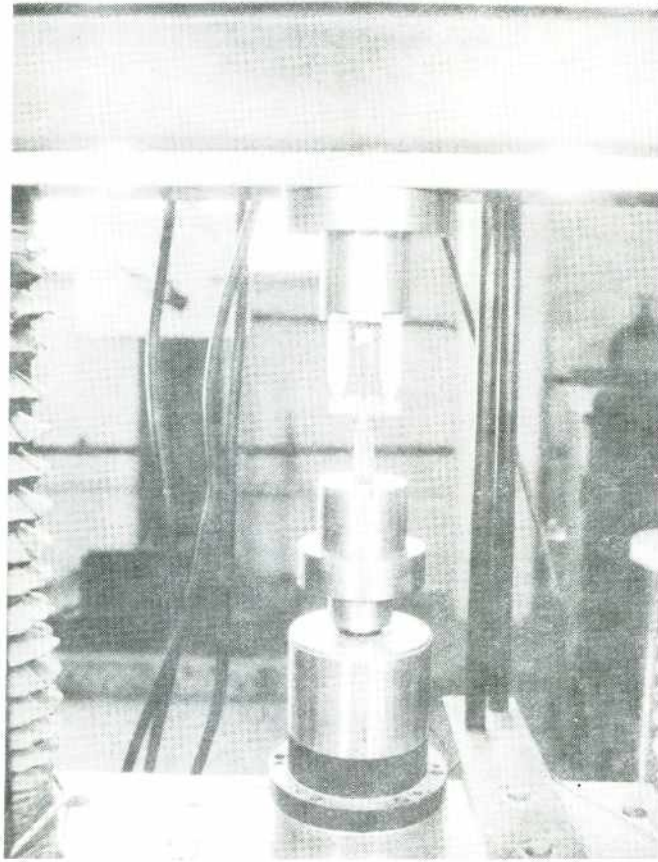


Fig. 30. (a) Dispositivo para ensayo de probetas de flexión tamaño Charpy.

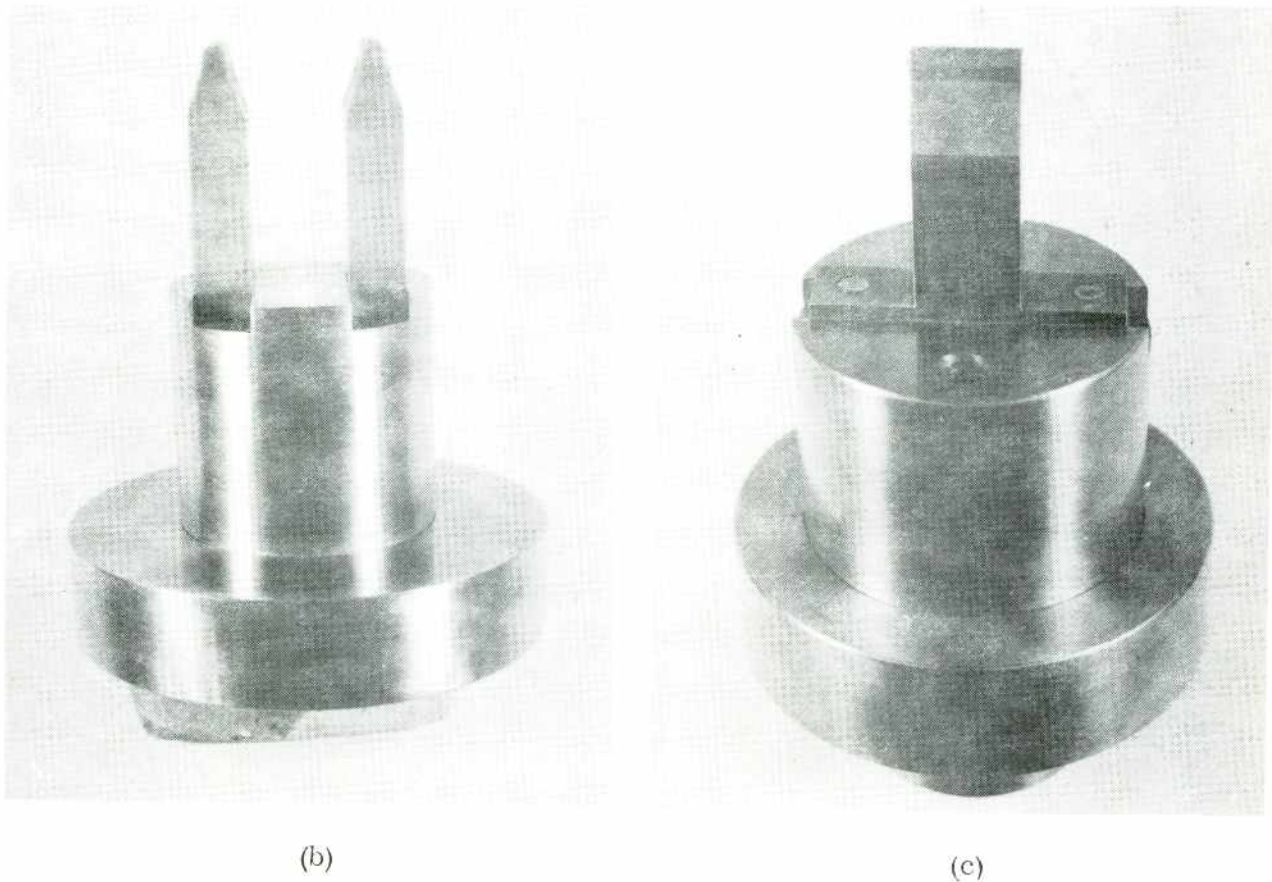


Fig. 30. Detalle del dispositivo para ensayo de probetas de flexión tamaño Charpy.

La carga máxima del ciclo de fatiga P_f se calcula en base a la expresión de K_f , que depende a su vez del tipo de probeta de que se trate. Resulta así para probetas de flexión:

$$K_f = 0.003540 \cdot \left(\frac{P_f S}{t \cdot W^{3/2}} \right) \left[2.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 4.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 21.8 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 37.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} - 38.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right] \quad (35)$$

donde:

- P_f es la carga máxima del ciclo de fatiga en Kg
- t es el espesor de la probeta en mm
- S es la luz entre soportes en mm
- W es el ancho de la probeta en mm, y
- a la longitud total de fisura en mm

Para probetas compactas el valor de K_f está dado por la expresión:

$$K_f = 0.003540 \left(\frac{P_f}{t \cdot W^{1/2}} \right) \left[29.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 185.5 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 655.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 1017.0 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} + 638.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right] \quad (36)$$

donde los símbolos tienen el mismo significado que en el caso anterior.

Para facilitar el cálculo de K_f se dan en las tablas II y III los valores de los desarrollos en serie para distintas relaciones de a/W .

Es necesario destacar que para asegurar que K_f no supere el valor permisible durante la propagación de la fisura por fatiga, puede ser necesario ir reduciendo gradualmente el valor de P_f durante el proceso.

Para la determinación de K_{IC} la fisuración por fatiga debe detenerse cuando la fisura haya alcanzado una longitud que cumpla con la relación (30) y que no sea menor que 1.3 mm. Para la determinación de $CODC$ en cambio, estos requerimientos no son necesarios ya que no se debe mantener un estado de deformación plana durante el ensayo. Sin embargo, para este último caso se aconseja mantener los valores de longitud total de fisura en $0.45 W < a < 0.55 W$ para probetas del tipo 1 (Fig.27), y en $0.25 W < a < 0.35 W$ para probetas del tipo 2 y 3 (Fig.27).

En general, se acepta que la probeta ha sido fisurada por fatiga correcta

TABLA II
PROBETAS DE FLEXION

$\frac{a}{W}$	f(a/W)	a/W	f(a/W)
0.450	2.28	0.500	2.66
0.455	2.32	0.505	2.70
0.460	2.35	0.510	2.75
0.465	2.39	0.515	2.79
0.470	2.42	0.520	2.84
0.475	2.46	0.525	2.89
0.480	2.50	0.530	2.94
0.485	2.54	0.535	2.99
0.490	2.58	0.540	3.04
0.495	2.62	0.545	3.09
		0.550	3.15

TABLA III
PROBETAS COMPACTAS

$\frac{a}{W}$	f(a/W)	a/W	f(a/W)
0.450	8.34	0.500	9.60
0.455	8.45	0.505	9.75
0.460	8.57	0.510	9.90
0.465	8.69	0.515	10.05
0.470	8.81	0.520	10.21
0.475	8.93	0.525	10.37
0.480	9.06	0.530	10.54
0.485	9.19	0.535	10.71
0.490	9.33	0.540	10.89
0.495	9.46	0.545	11.07
		0.550	11.26

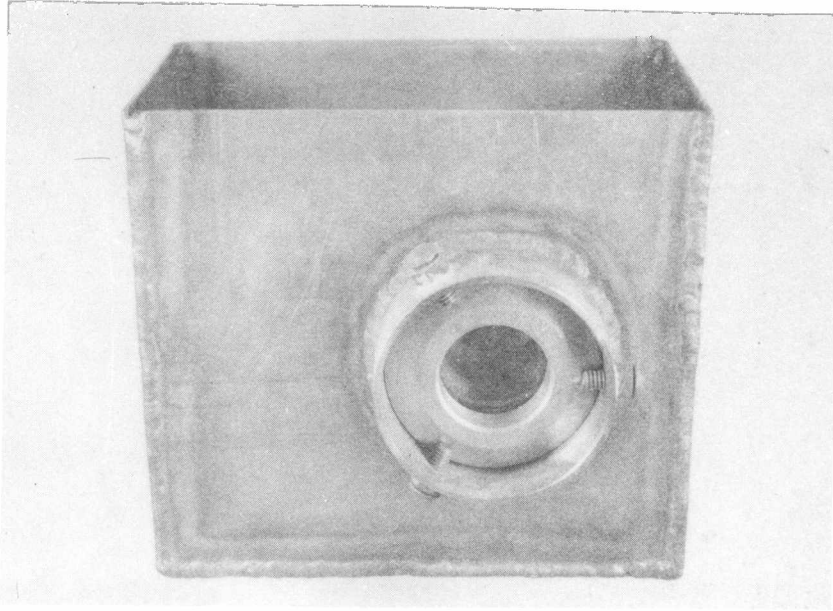


Fig. 31. Recipiente para ensayos de probetas a bajas temperaturas.

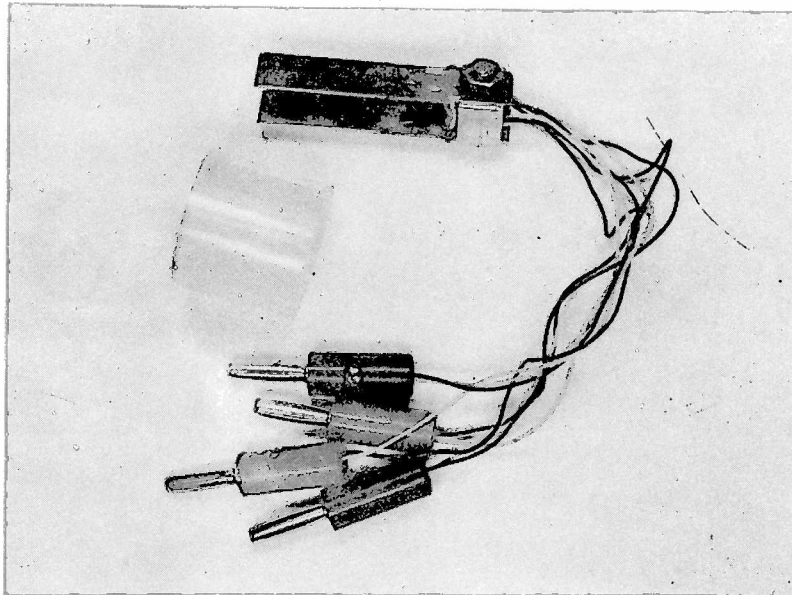


Fig. 32. Vista del dispositivo medidor de desplazamientos.

mente si la longitud de dicha fisura medida sobre caras opuestas no difiere en más del 5%, del ancho W de la probeta, y si el plano de la fisura no se aparta en más de 10° del plano de simetría de aquélla.

Como se ha señalado anteriormente, durante el ensayo es necesario medir la apertura de la fisura con la aplicación de la carga. Esta medición debe hacerse con un dispositivo calibrado previamente cuyo diseño puede encontrarse en las normas para la medición de K_{Ic} o COD_c , Fig.32. Dichas normas recomiendan el empleo de una aleación de titanio como material para las vigas del medidor. Sin embargo, de no contarse con dicho material, es posible utilizar hojas de sierra de acero rápido previa consideración para el diseño de las diferencias en el módulo de elasticidad y de las deformaciones elásticas máximas que existen entre ambos materiales.

Los tipos de gráfico carga-desplazamiento obtenidos generalmente en los ensayos para determinación de K_{Ic} y COD_c son los que se indican en las Figs. 33 y 34.

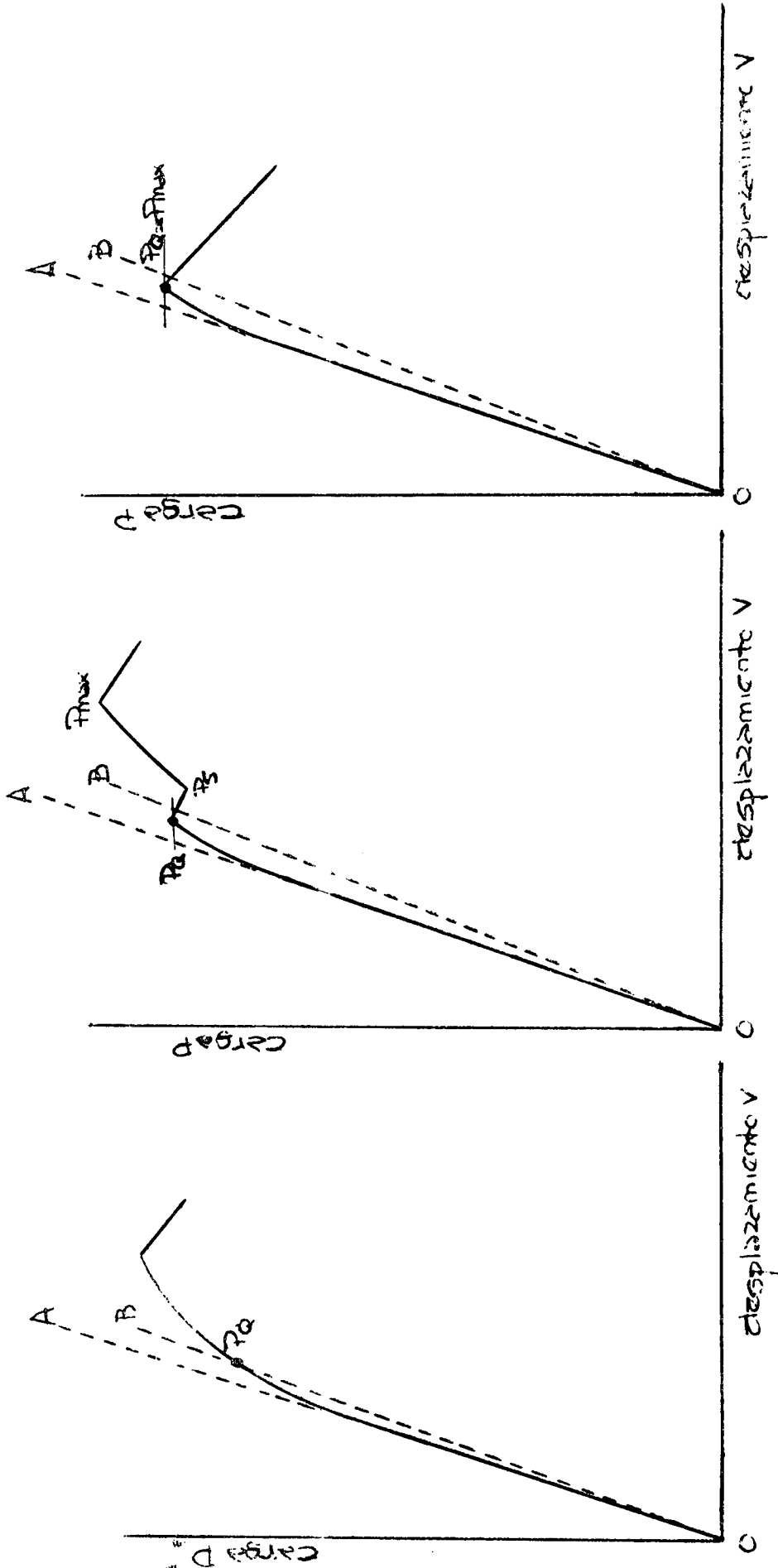
En el caso "a" para la determinación de K_{Ic} se toma el valor de P_Q como indican las Figs. Se considera así que la propagación de la fisura ya se ha iniciado, indicando la experiencia que el error máximo introducido en la determinación de K_{Ic} , por aplicación de este criterio, no supera el 5%.

El gráfico correspondiente al caso "a" para la determinación de COD_c indica que se ha producido una deformación elasto-plástica previa al colapso de la probeta. De esta manera, el desplazamiento crítico se corresponde con la carga máxima.

El caso "b" correspondiente a la determinación de K_{Ic} y COD_c se interpreta asumiendo que una vez iniciada la propagación de la fisura, se produce posteriormente el arresto de la misma (Punto P_s). De esta manera para continuar con la deformación de la probeta es necesario incrementar nuevamente la carga. En este caso, para el cálculo de K_{Ic} o de COD_c se toma el punto de carga máxima anterior al arresto de la primera extensión de la fisura.

El caso "c" muestra para ambos ensayos un punto máximo a partir del cual un incremento en el desplazamiento se produce con una disminución de la carga. Esto hace suponer que se está produciendo un crecimiento estable de la fisura o sea que se han producido crecimientos graduales de la misma antes de llegar al punto de inestabilidad en que la fisura se propaga en forma abrupta.

Para este último caso no es posible, como en los anteriores, determinar la apertura crítica mediante el medidor de desplazamiento. Esto se debe a que



Pendiente $\overline{OB} = 0.95$ Pendiente \overline{OA}

Fig. 33. Gráficos carga-desplazamiento típicos de un ensayo para la determinación de K_{IC} .

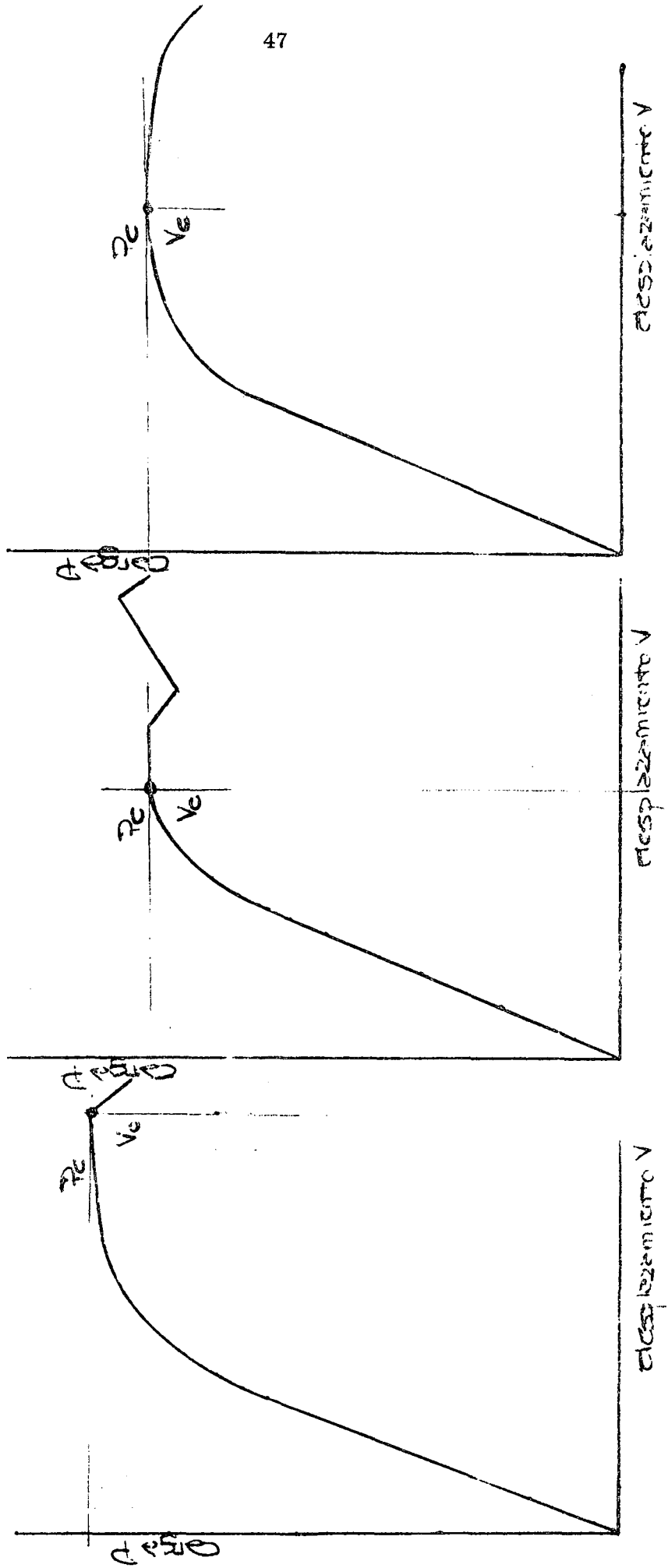


Fig. 34. Gráficos carga-desplazamiento típicos de un ensayo para la determinación de CODC.

el punto de iniciación de la propagación de la fisura no es fácilmente identificable. Por lo tanto es necesario recurrir a otros métodos, uno de los cuales es el potenciométrico que se basa en la variación de la resistencia eléctrica de la probeta al crecer la fisura. En el caso de no contar con el equipo necesario es posible obtener resultados comparativos útiles tomando los valores de apertura correspondientes a carga máxima, obtenidos de la gráfica construída con el medidor de desplazamiento.

Determinados en cualquiera de los casos vistos los valores de carga crítica o desplazamiento crítico es posible calcular los valores de K_{IC} y COD_C respectivamente.

El valor de K_{IC} se calcula, según se trate de probetas de flexión o compactas, con las mismas expresiones con que se calcula K_f , es decir:

$$K_{IC} = 0.003540 \left(\frac{P_c \cdot S}{t \cdot W^{3/2}} \right) \left| 2.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 4.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 21.8 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 37.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} + 38.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right| \quad (35')$$

para probetas de flexión

donde P_c es la carga crítica P_Q o P_{max} según el caso.

Para probetas compactas:

$$K_{IC} = 0.003540 \left(\frac{P_c}{t \cdot W^{1/2}} \right) \left| 29.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 185.5 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 655.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{5/2} - 1012 \left(\frac{a}{W} \right)^{7/2} - 638.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{9/2} \right| \quad (36')$$

donde los símbolos tienen el mismo significado que anteriormente.

En todos los casos, la obtención de un valor de K_{IC} válido, depende de que se cumpla la relación $P_{max}/P_Q < 1.10$. Si P_{max}/P_Q excede dicho valor, el ensayo es inválido por cuanto es posible que el valor obtenido no guarde relación con K_{IC} . En este caso, se debe repetir el ensayo con probetas de dimensiones por lo menos 1.5 veces mayores que aquellas para las cuales el valor P_{max}/P_Q excedió 1.10.

Para la obtención de COD_C a partir del valor de apertura crítica existen dos métodos de cálculo basados en consideraciones teóricas y un tercer método empírico que otorga una buena aproximación para valores de COD_C en el rango 0.0625-0.625 mm, que es el de interés práctico. Este método se basa en la su-

posición que la deformación de la probeta ocurre de tal manera que puede asimilarse a una rotación alrededor de un centro aparente de giro ubicado a una distancia $W-a/n$ del extremo de la fisura. Fig.35. De esta manera, mediante consideraciones geométricas sencillas, se calcula el valor de COD. Para $n = 3$, que es un valor generalmente aceptado resulta

$$\delta_c = \frac{(W-a) V_c}{W + 2a + 3z} \quad (57)$$

donde V_c es la apertura crítica determinada con el medidor de desplazamientos y z la distancia de dicho medidor a la superficie de la probeta.

Es necesario destacar que las consideraciones generales sobre los métodos de ensayo aquí expuestos, no deben emplearse como un sustituto de las normas correspondientes y que debe recurrirse a ellas cada vez que se deseen efectuar determinaciones correctas de K_{IC} y COD_c .

De otro modo, se corre el riesgo de descuidar detalles que, aunque no siendo fundamentales, contribuyen a la exactitud de la medición que se realice.

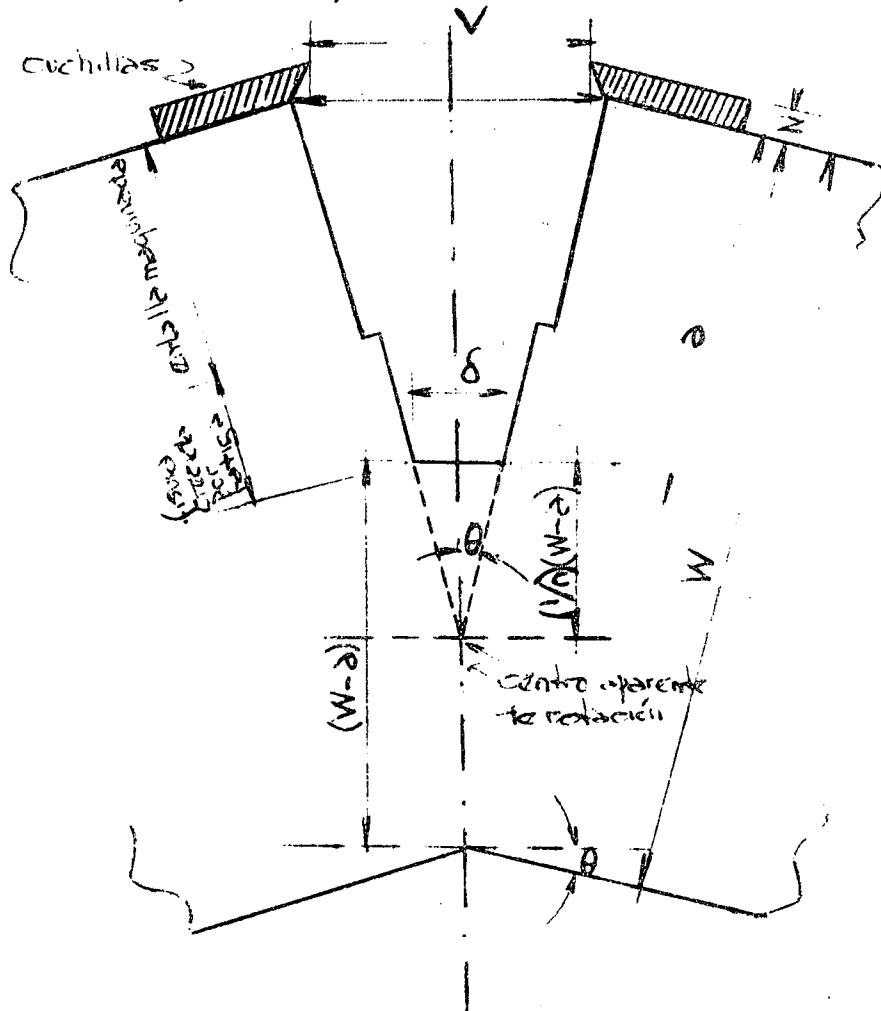


Fig. 35. Modelo geométrico para la determinación de COD en función de la indicación del medidor de desplazamiento.

EJEMPLOS DE APLICACION

Problema 1.

Una chapa de 100 cm de largo, 20 cm de ancho y 5 cm de espesor, tiene una fisura pasante en su centro de 2 cm de largo. Fig.36

a) Si resiste una carga de 500.000 Kg.

¿Qué puede decirse de su K_{IC} ?

$$\sigma = \frac{P}{\text{sección}} = \frac{500.000 \text{ Kg}}{100 \text{ cm}^2} = 5000 \frac{\text{Kg}}{\text{cm}^2} =$$

$$= 50 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2}$$

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} = 50 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2} \sqrt{3,14 \times 10 \text{ mm}} =$$

$$= 280 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^{3/2}}$$

Puede entonces concluirse que $K_{IC} > 280 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^{3/2}}$

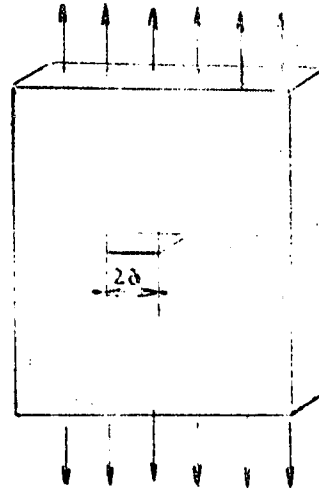


Fig. 36

b)Cuál será su K_{IC} si rompe bruscamente bajo una carga de 800.000 Kg? Y su G_c ?

$$\sigma_c = \frac{P_c}{\text{sección}} = \frac{800000 \text{ Kg}}{100 \text{ cm}^2} = 8000 \frac{\text{Kg}}{\text{cm}^2} = 80 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2}$$

$$K_{IC} = \sigma_c \sqrt{\pi a} = 80 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2} \sqrt{3.14 \times 10 \text{ mm}} = 450 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^{3/2}}$$

$$G_c = \frac{K_{IC}^2}{E}$$

suponiendo $E = 2.1 \times 10^3 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2}$,

resulta $G_c = \frac{(450 \text{ Kg/mm}^{3/2})^2}{2.1 \times 10^3 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2}} = 95 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}}$

c) ¿Qué valor de longitud de fisura haría que la chapa rompiese bajo una carga de 600.000 Kg?

$$K_{IC} = \sigma \sqrt{\pi a c} = 450 \text{ Kg/mm}^{3/2}$$

$$a_c = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma} \right)^2 \cdot \frac{1}{\pi}$$

$$\sigma = \frac{P}{\text{sección}} = \frac{600.000 \text{ Kg}}{100 \text{ cm}^2} = 6000 \frac{\text{Kg}}{\text{cm}^2} = 60 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2}$$

$$a_c = \left(\frac{450 \text{ Kg/mm}^{3/2}}{60 \text{ Kg/mm}^2} \right)^2 \cdot \frac{1}{\pi} = 18 \text{ cm}$$

Para asegurar la validez de los resultados obtenidos es necesario comprobar si el problema se encuentra dentro del rango de validez de la mecánica de fractura lineal elástica. Para ello es posible utilizar la relación (19). En este caso resulta: (asumiendo $\sigma_f = 85 \text{ Kg/mm}^2$)

$$\beta = 2\pi t \left(\frac{\sigma_f}{K_{IC}} \right)^2 = 2.3, 14.50 \text{ mm} \left(\frac{85 \text{ Kg/mm}^2}{450 \text{ Kg/mm}^{3/2}} \right)^2 = 11.21$$

lo que nos dice que nos encontramos en el rango previsto.

Problema 2.

Se tiene una chapa delgada de acero de grandes dimensiones con una fisura pasante en su centro de 6 cm de longitud, sobre la que actúa normalmente una tensión nominal de 40 Kg/mm^2 . Se desea conocer su COD suponiendo que el σ_f del material es de 60 Kg/mm^2 .

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_f}, \text{ asumiendo } E = 2,1 \times 10^3 \text{ Kg/mm}^2$$

$$= \frac{3,14 \cdot (40 \text{ Kg/mm}^2)^2 \cdot 30 \text{ mm}}{2,1 \times 10^3 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2} \cdot 60 \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2}} = 1.2 \text{ mm}$$

SOLUCION INTEGRAL DE UN CASO PRACTICO MEDIANTE APLICACION DE CONCEPTOS DE MECANICA DE FRACTURA

a) Descripción del problema

Determinar el tamaño crítico de defecto que condujo al colapso durante la prueba hidráulica, a una estructura de acero inoxidable endurecible por precipitación.

Se trata de envolventes soldadas construídas en acero tipo PH 15-7 Mo. Este es un acero semi-austenítico endurecible por precipitación. El tratamiento térmico básico que se le efectúa para alcanzar máxima dureza, es, a partir de la condición de recocido, el siguiente:

- 1) Temple. Transforma la austenita en martensita de alta resistencia.
- 2) Condicionado. Torna inestable la martensita preparándola para el tratamiento de endurecimiento por precipitación.
- 3) Endurecimiento por precipitación. Con este tratamiento es posible obtener valores de resistencia de hasta 168 Kg/mm².

Las dimensiones aproximadas de las envolventes son:

Diámetro (\emptyset) = 300 mm

Longitud (L) = 3000 mm

Espe^sor (e) = 2.5 mm

Las envolventes están construídas para soportar una prueba hidráulica de 160 atmósferas. No están sometidas a esfuerzos de fatiga.

La primer envolvente ensayada rompió en la prueba de presión a 80 atmósferas. La rotura se produjo según se indica en el esquema de la Fig.37.

b) Análisis de la falla

Se concluyó del examen fractográfico que la fisura se inició sobre el lado interior del recipiente, longitudinalmente sobre el cordón de soldadura y a proximadamente en la parte central del mismo. Continuó la propagación sobre el cordón y al aproximarse a los extremos de la envolvente, se ramificó y se propagó en forma de hélice. En la Fig.38 se observa un detalle de la zona de interacción en la cual puede determinarse la zona crítica por su diferente morfología con respecto a la zona de rotura rápida. En la misma Fig.38 están indicadas aproximadamente las dimensiones del defecto crítico. El análisis de falla no determinó sin embargo las razones por las cuales se formó dicho defecto.

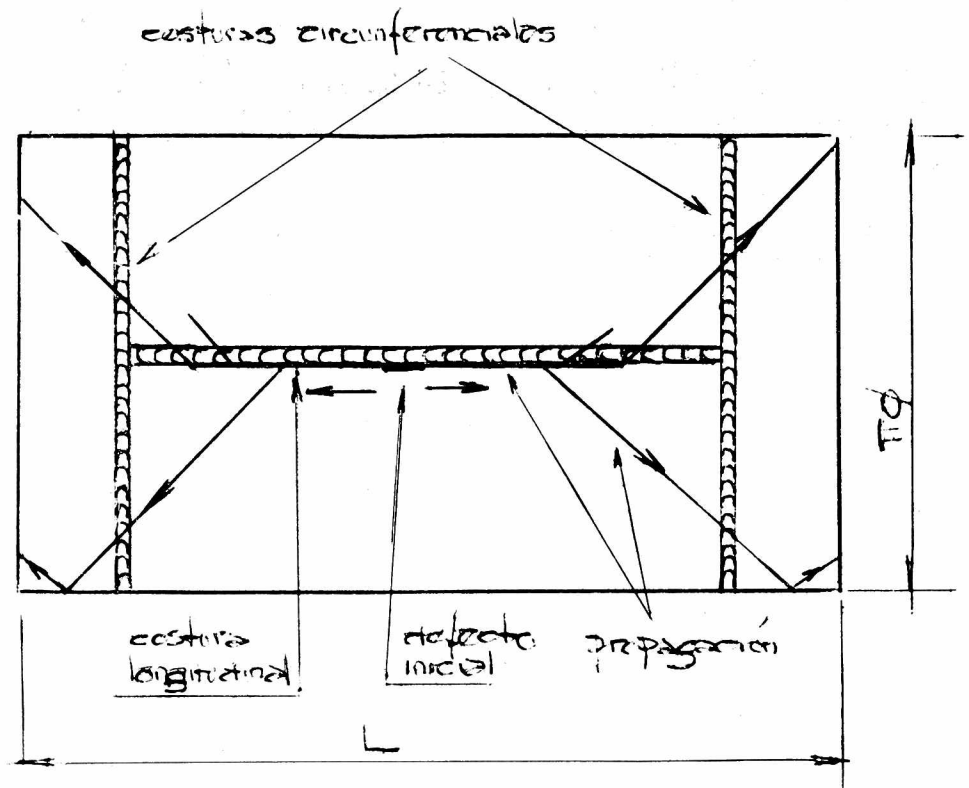


Fig. 37. Esquema de la propagación de una fisura durante el ensayo de presión de la envolvente.

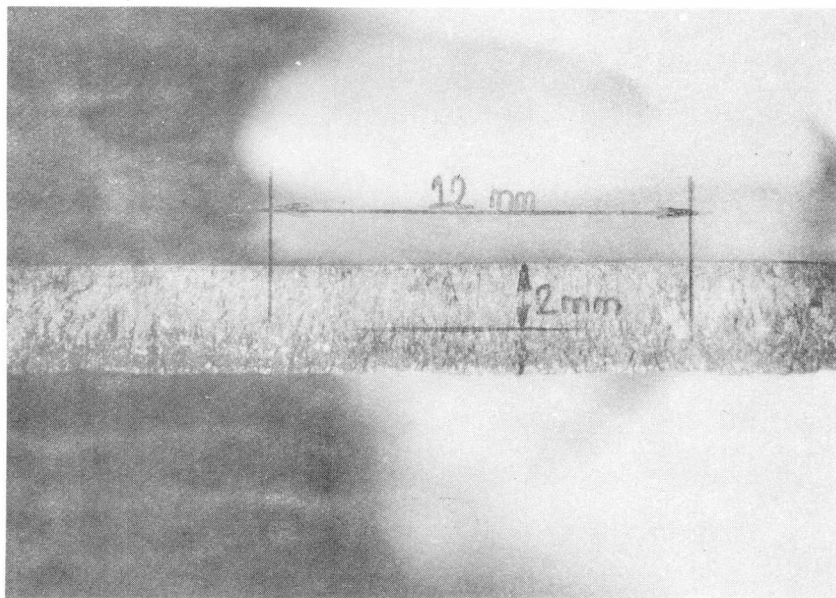


Fig. 38. Detalle de la zona de iniciación de la fisura.

c) Estimación del valor de K_{IC} a través del análisis de falla

La estimación del valor de K_{IC} puede hacerse invirtiendo la secuencia propuesta por Tiffani y Masters para calcular el tamaño crítico de defectos en recipientes de presión.

Con las dimensiones indicadas en la Fig.38, resulta:

$$b_{cr} = 2 \text{ mm}$$

$$2a_{cr} = 12 \text{ mm}$$

de modo que:

$$b_{cr}/2a_{cr} = 0.166$$

La tensión de fluencia del material se obtuvo de un ensayo de tracción resultando ser $\sigma_f = 140 \text{ Kg/mm}^2$.

La tensión circunferencial de rotura del recipiente durante la prueba hidráulica puede calcularse como:

$$\sigma_c = \frac{p \cdot \emptyset}{2 \cdot e} = \frac{0,80 \text{ Kg/mm}^2 \cdot 300 \text{ mm}}{2 \cdot 2,5 \text{ mm}} = 48 \text{ Kg/mm}^2$$

De modo que la relación entre la tensión circunferencial de rotura y la tensión de fluencia es:

$$\frac{\sigma_c}{\sigma_f} = \frac{48 \text{ Kg/mm}^2}{140 \text{ Kg/mm}^2} = 0.34$$

Con esta relación y el valor de $b_{cr}/2a_{cr}$ se obtiene del gráfico de la Fig.39, un "factor de forma" $Q_{cr} = 1.25$. Este es un factor que contempla las dimensiones del defecto considerándolo siempre de forma elíptica, ya que relaciona los semi-ejes de la elipse.

El valor de Q_{cr} obtenido, se introduce en la expresión de K_{IC} para defectos superficiales no pasantes, que resulta:

$$\begin{aligned} K_{IC} &= 1.1 \sqrt{\pi} \cdot \sigma_c \cdot \sqrt{\frac{b_{cr}}{Q_{cr}}} \\ &= 1.1 \sqrt{3.14} \cdot 48 \text{ Kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\frac{2 \text{ mm}}{1.25}} = 118 \text{ Kg/mm}^{3/2} \end{aligned} \quad (34)$$

Este valor de K_{IC} corresponde a un material sumamente frágil como era previsible.

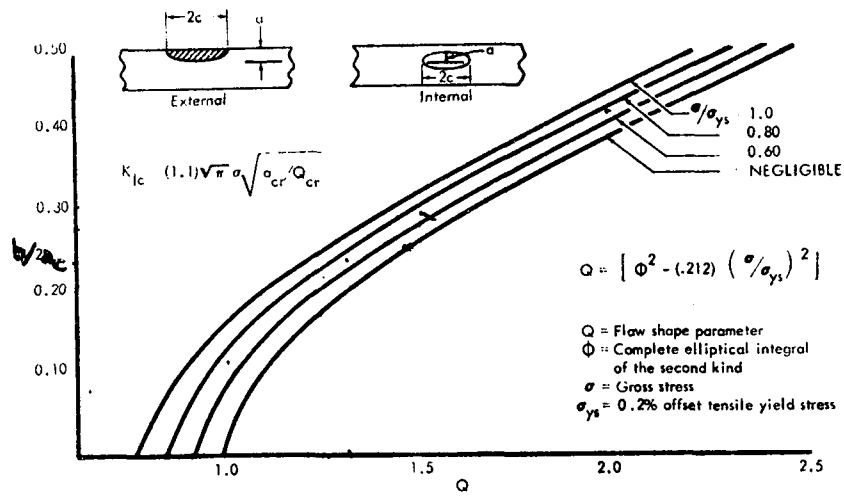


Fig. 39. Factor de forma para fisuras elípticas.

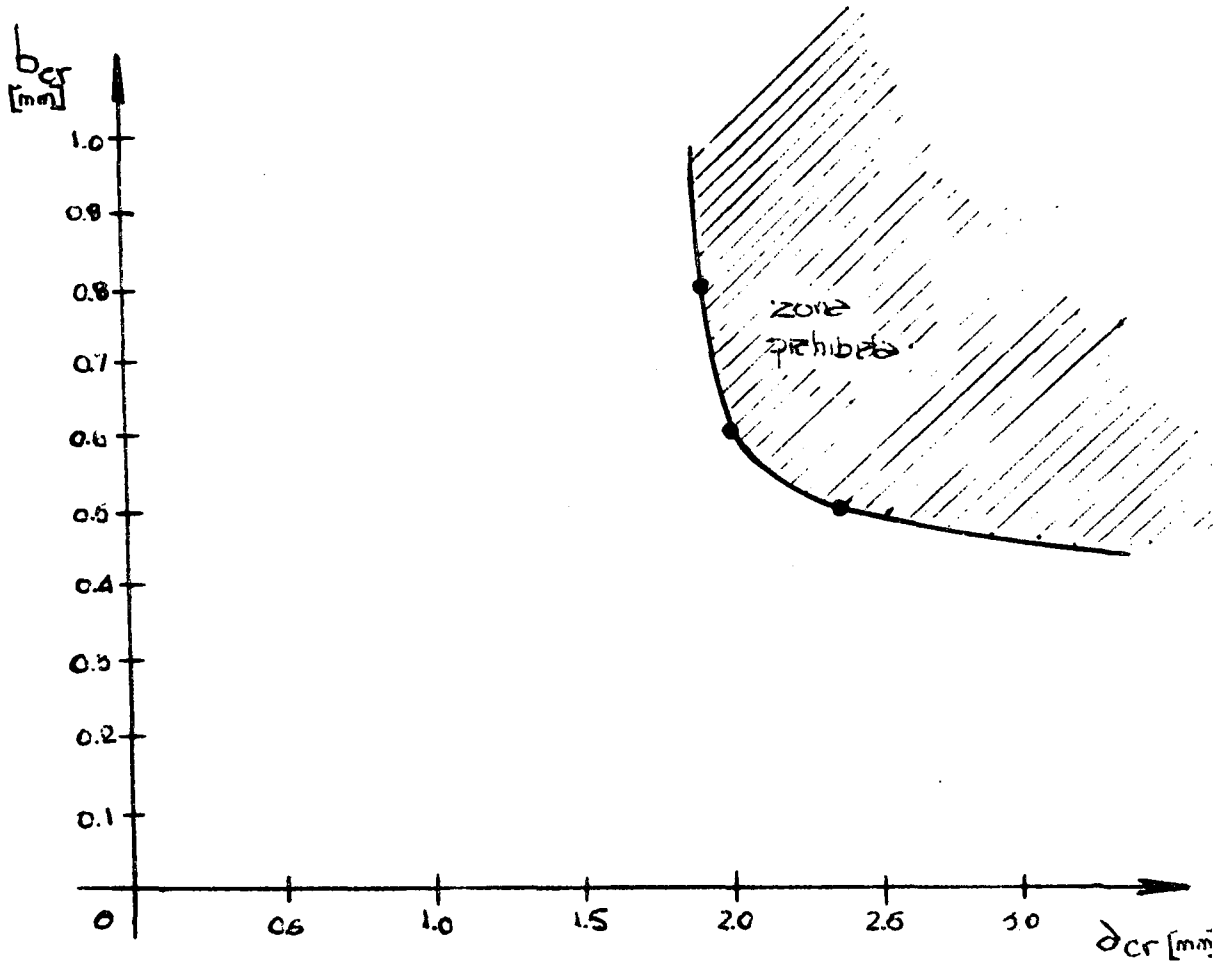


Fig. 40. Tamaños de defectos "permitidos" y "prohibidos".

- d) Cálculo del tamaño máximo de defecto crítico para soportar la prueba de presión

En este caso se comienza despejando de (34) la relación

$$\frac{b_{cr}}{Q_{cr}} = \left(\frac{K_{IC}}{1.1 \cdot \sigma_c} \right)^2 \cdot \frac{1}{\pi}$$

Considerando que la tensión circunferencial a la presión de la prueba hidráulica será:

$$\sigma'_c = \frac{p \cdot \emptyset}{2 \cdot c} = \frac{1.60 \text{ Kg/mm}^2 \cdot 300 \text{ mm}}{2 \cdot 2.5 \text{ mm}} = 96 \text{ Kg/mm}^2$$

resulta: $b_{cr}/Q_{cr} = 0.4$

Asumiendo un $b_{cr} = 0.6 \text{ mm}$, del cual surge un $Q_{cr} = 1.5$, se obtiene del gráfico de la Fig.39, para

$$\frac{\sigma'_c}{\sigma_f} = \frac{96}{140} = 0.7$$

un valor de la relación:

$$b_{cr}/2a_{cr} = 0.28$$

Por lo tanto resulta:

$$2a_{cr} = 2.05 \text{ mm}$$

Esto significa que cualquier defecto superficial mayor que 2 mm de longitud y 0.6 mm de profundidad provocará la rotura del recipiente en la prueba hidráulica antes de alcanzar las 160 atmósferas. Generalizando, cualquier defecto para el cual b_{cr}/Q_{cr} sea mayor que 0.4 no debe ser permitido. La relación b_{cr}/Q_{cr} se emplea para independizar de la evaluación la forma del defecto. Los valores de 2 mm y 0.6 mm mencionados son un caso particular para dar idea de las dimensiones de defecto crítico. Para mayor comodidad puede trazarse el gráfico de la Fig.40 en el cual se observan claramente las zonas de defectos permisibles y no permisibles. Un procedimiento similar puede utilizarse para el cálculo del tamaño crítico de defectos internos.

B I B L I O G R A F I A

1. Tipper, C.F. - The brittle fracture story - Cambridge University Press - 1962.
2. Pellini, W.S. - Principles of fracture safe design - Welding Journal - Marzo/Abril, 1971.
3. Hahn, G.T. - Mecánica y metalurgia de la fractura - PMM/A-99 - 1971.
4. Richards, K.G. - Brittle fracture of welded structures - The Welding Institute, 1971.
5. Burdekin, F.M. y Stone, D.E.W. - The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials - Journal of Strain Analysis - Vol.1 - No.2 - 1966.
6. Reed-Hill, R.E. - Physical metallurgy principles - D. Van Nostrand Company - 2a. Ed. - 1973.
7. Egan, G.R. - Compatibility of linear elastic and general yielding fracture mechanics - Engineering Fracture Mechanics - Vol.5 - Pgs.167/185 - 1973.
8. Grupo de Trabajo - Methodes proposees pour l'evaluation des defauts du point de vue de la ruine para rupture fragile - Documento IIS/IIW-471-74 - Soudage et techniques connexes - Mayo/Junio 1975.
9. ASTM STP 381 - Fracture toughness testing and its application.
10. ASTM STP 410 - Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials.
11. Revisión propuesta por el comité E-24 de la ASTM de la norma ASTM E-399-70-T y ASTM E-399-72 - 'Método normal de ensayo para la tenacidad a la fractura en deformación plana de materiales metálicos - Mecánica y metalurgia de la fractura - PMM/A-99-1971.
12. British Standard Institution - Methods for crack opening displacement testing - DD 19 - 1972.