



Universidad Nacional Autónoma de México

FACULTAD DE INGENIERIA

TENACIDAD A LA FRACTURA

TESIS PROFESIONAL

Que para obtener el Título de
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

P r e s e n t a

MIGUEL CISNEROS YEDRA



1984

Director de Tesis: Ing. ARTURO BARBA PINGARRON



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

INDICE

INTRODUCCION	1
<u>1.FRACTURA DUCTIL Y FRACTURA FRAGIL.....</u>	5
1.1.DEFORMACION PLASTICA.....	5
1.1.1.DEFORMACION POR DESLIZAMIENTO.....	5
1.1.2.DEFORMACION POR MACLAJE.....	10
1.1.3.FACTORES QUE INTERVIENEN EN LA DEFORMACION.... PLASTICA EN RELACION A LOS AGREGADOS POLI-.... CRISTALINOS.....	12
1.2.CLIVAJE.....	16
1.2.1.ORIGEN DE LAS GRIETAS DE CLIVAJE.....	17
1.2.2.PROPAGACION DE LAS GRIETAS DE CLIVAJE.....	21
1.3.FRACTURA DUCTIL.....	23
1.4.DIFERENCIAS PRINCIPALES ENTRE FRACTURA DUCTIL... Y FRAGIL.....	26
1.5.LA FRACTURA Y SU RELACION CON LA TEMPERATURA,... EL ESTADO DE ESFUERZO Y LA VELOCIDAD DE APLI-... CACION DE LA CARGA.....	28
<u>2.CONSIDERACIONES DE ENERGIA EN RELACION A LA</u> <u>FRACTURA.....</u>	33
2.1.RESISTENCIA TEORICA DE LOS METALES.....	33
2.2.TEORIA DE GRIFFITH.....	36
<u>3.FACTOR DE INTENSIDAD DE ESFUERZOS.....</u>	41
<u>4.LA TENASIDAD DE LA FRACTURA DE LOS METALES.....</u>	51
4.1.MODIFICACIONES A LA TEORIA DE GRIFFITH.....	51
4.2.ESTADOS DE ESFUERZOS ELASTOPLASTICOS.....	53
4.3.IMPORTANCIA DEL ESPESOR DE LA PROBETA.....	59

4.4.MECANISMOS DE LA FRACTURA.....	61
<u>5.MECANICA DE LA FRACTURA DE MATERIALES DE BAJA.....</u>	
<u>RESISTENCIA.....</u>	67
5.1.CAMPOS DE LINEAS DE DESLIZAMIENTO.....	69
5.2.TEORIA DEL DESPLAZAMIENTO DE APERTURA DE LA.....	
GRIETA Y SU USO.....	71
5.3.LA INTEGRAL DE CONTORNO (J - integral).....	78
5.4.DIFERENCIAS ENTRE COD Y J.....	85
<u>6.EVALUACION DE LOS INDICES DE LA TENACIDAD A</u>	
<u>LA FRACTURA.....</u>	87
6.1.PROBETAS MAS USUALES.....	89
6.2.DETERMINACION DE K_{IC}	90
6.2.1.ACESORIOS PARA EFECTUAR LA PRUEBA.....	93
6.2.2.RESTRICCIONES EN LAS DIMENSIONES DE LAS.....	
PROBETAS.....	93
6.2.2.1.ESPESOR.....	94
6.2.2.2.LONGITUD DE LA GRIETA.....	94
6.2.3.AGRIETADO POR FATIGA.....	95
6.2.4.PROCEDIMIENTO.....	98
6.2.4.1.PROCEDIMIENTO PARA PROBETAS A FLEXION.....	98
6.2.4.2.PROCEDIMIENTO PARA PROBETAS COMPACTAS.....	98
6.2.5.REGISTRO DE LA PRUEBA.....	100
6.2.6.CALCULO E INTERPRETACION DE RESULTADOS.....	100
6.3.DETERMINACION DE J_{IC}	102
6.3.1.PROBETAS PARA EL CALCULO.....	102
6.3.2.AGRIETADO POR FATIGA.....	104
6.3.3.PROCEDIMIENTO Y CALCULO DE J_{IC}	105

6.4.DETERMINACION DE δ_c	107
6.4.1.CARACTERISTICAS DE LAS PROBETAS.....	107
6.4.2.MAQUINADO DE LA GRIETA Y SU EXTENSION POR....	
FATIGA.....	107
6.4.3.PROCEDIMIENTO, INTERPRETACION Y CALCULO	
DE COD.....	108
6.5.DETERMINACION DE LA CURVA - R.....	110
6.6.RELACION ENTRE LOS INDICES DE LA TENACIDAD.....	
A LA FRACTURA.....	112
<u>7.APLICACIONES PRACTICAS DE LA MECANICA DE LA</u>	
<u>FRACTURA</u>	114
7.1.EL CONCEPTO DE TAMAÑO CRITICO DE GRIETA.....	114
7.2.PROPAGACION DE GRIETAS.....	114
7.3.EJEMPLO DE APLICACION.....	117
<u>8.EXPERIMENTACION</u>	122
8.1.INTRODUCCION.....	122
8.2.MATERIAL.....	122
8.3.EQUIPO UTILIZADO.....	124
8.4.1.AGRIETADO POR FATIGA.....	124
8.4.2.ENSAYO.....	125
8.5.CALCULOS Y RESULTADOS.....	127
<u>9.CONCLUSIONES</u>	133
<u>BIBLIOGRAFIA</u>	157

I N T R O D U C C I O N

Con el presente trabajo se intenta dar un panorama general de la tenacidad a la fractura, la cual es la base de la que parte la Mecánica de la fractura. En investigaciones y estudios preliminares se vislumbró que la tenacidad a la fractura podría tomarse como una propiedad característica de los materiales, debida a su composición química y estado metalúrgico, principalmente. En años posteriores se pudo confirmar esta creencia, con bases teóricas irrefutables.

Una aceptación bastante adecuada de la definición de la Mecánica de la fractura es "la aplicación de la Mecánica a la propagación de grietas". Esta definición lleva consigo una situación que debe tomarse en cuenta: La Mecánica de la fractura trata únicamente con materiales previamente agrietados; no puede ser de ayuda en situaciones que involucren materiales no agrietados. Sin embargo, la mayoría de las estructuras o elementos mecánicos poseen grietas, las cuales son producidas durante la manufactura o son iniciadas tempranamente en la utilización de materiales bajo carga. Esas grietas son, frecuentemente la causa de fallas en servicio. Como ejemplo se tienen cordones de soldadura de los cascos de los barcos, en lo que a menudo se presentan discontinuidades, que dan origen al crecimiento de las grietas.

En un principio, la teoría de la Mecánica de la fractura se basó en estudios de materiales lineal-elásticos pero sentó las bases para que el factor de intensidad de esfuerzos ampliara sus horizontes de aplicación a materiales reales, en los que se puede presentar en mayor o menor grado la plasticidad. Los primeros usos de la Mecánica de la fractura fueron semiempíricos, pero con el avance de las técnicas analíticas y numéricas se ha podido utilizar de manera más confiable. Con estos avances, cambió la concepción que sobre la tenacidad se tenía a "la resistencia a la propagación de grietas".

En los primeros capítulos de este trabajo (capítulos 1 al 5) se trata sobre la importancia que sobre la fractura tienen la estructura, defectos, estado metalúrgico, aspectos diversos de las fracturas, tanto frágiles como dúctiles, así como los factores que intervienen en la consecución de uno u otro tipo de fractura. Se hace referencia de la teoría de Griffith y de la importancia que dicha teoría tuvo en los inicios de la Mecánica de la fractura; posteriormente se mencionan los orígenes del factor intensidad de esfuerzos K , el cual depende de las condiciones de geometría y cargas presentes en el material. No se debe confundir con K_{IC} , ya que éste representa la tenacidad como una propiedad del material, en condiciones de deformación plana, mientras que K describe la intensidad de esfuerzos en la punta de la grieta, debida a la carga que sobre el material actúa.

El efecto del comportamiento plástico de los metales sobre la tenacidad a la fractura se trata en los capítulos 4 y 5, mencionando los cambios que deben efectuarse en la teoría lineal-elástica de la Mecánica de la fractura (LEFM) por la existencia de una zona deformada plásticamente, (zona plástica) dando origen a la teoría de la Mecánica de la fractura de materiales de baja resistencia (en inglés llamada "Yielding fracture mechanics") o Mecánica de la fractura "en fluencia".

Del 6° capítulo en adelante se conllevan, tanto aspectos teóricos como prácticos, dando énfasis a estos últimos. Inicialmente se mencionan, sólo en listado, las técnicas para el cálculo del factor de intensidad de esfuerzos, que no es más que la evaluación del factor de forma $Y \left(\frac{a}{W}\right)^*$, el cual depende de los aspectos geométricos de la grieta, de sus fronteras y de la forma y dimensiones del material en el que se encuentra inmersa.

La evaluación de los diferentes índices de tenacidad a la fractura como K_{IC} , J_{IC} , δ_c , etc., se trata, dando énfasis a la obtención de K , por ser el parámetro de mayor utilidad práctica ya que tiene una relación directa con el tamaño de la grieta*.

*Puesto que $K = \sigma_{app} \sqrt{\pi a^2} Y \left(\frac{a}{W}\right)$, conocidos el esfuerzo aplicado σ_{app} y la longitud de la grieta a , el único parámetro que resta para definir K es $Y \left(\frac{a}{W}\right)$.

Con esta relación se puede conocer el tamaño de falla y/o el esfuerzo crítico para provocar fractura, dados el factor de forma y la tenacidad a la fractura.

La última parte de este trabajo consistió en la evaluación práctica de la tenacidad a la fractura en un acero de uso muy generalizado. Al respecto se hacen comentarios que pueden ser de utilidad para trabajos futuros.

Mediante un ejemplo se hace notar la importancia de la Mecánica de la fractura en la solución de problemas reales y de la conveniencia del conocimiento de su teoría en aplicaciones para el diseño.

1. FRACTURA DUCTIL Y FRACTURA FRÁGIL

En este capítulo, se pretende tratar muy brevemente la influencia que tienen diversos factores sobre el comportamiento mecánico, en particular a la fractura.

La gran discrepancia entre las resistencias de los materiales, se basa en el hecho de que los cristales reales contienen, invariablemente, defectos. Con la ayuda del microscopio electrónico se ha podido comprobar la existencia de ellos. Se podría definir como defecto la desviación de una periodicidad perfecta en el acomodamiento atómico. Cuando la perturbación está confinada a unos pocos átomos solamente, se denomina imperfección puntual. Si el defecto se amplía a lo largo de una dirección se conoce como imperfección de línea, de la cual las dislocaciones son las más importantes en el comportamiento mecánico de los metales. Cuando se tiene un defecto que se extiende sobre una superficie se da el caso de una imperfección de plano, de ellas, las de mayor relevancia son los límites de grano y las fallas de apilamiento. La interacción de tales defectos y las características de la estructura atómica son la base de los mecanismos diferentes de fractura que a continuación se explicarán.

1.1. DEFORMACION PLÁSTICA

1.1.1. DEFORMACION POR DESLIZAMIENTO.

Las dislocaciones, ya sean de borde o de tornillo son las

responsables del fenómeno de deslizamiento. En ausencia de obstáculos, una dislocación puede desplazarse fácilmente al aplicar una fuerza pequeña; lo que explica porqué los cristales reales se deforman mucho más fácilmente de lo que cabría esperar en la red perfecta. Las dislocaciones son de gran importancia porque están íntimamente ligadas con otros fenómenos como el endurecimiento por deformación, el límite elástico, la fractura frágil, etc.

En la mitad del siglo actual, varios investigadores propusieron que la deformación plástica no ocurre simultáneamente con el movimiento de todos los átomos del plano compacto, sino a través del movimiento de una dislocación. Esta teoría fue comprobada por medio de microscopía electrónica, de modo que ahora se puede afirmar que la deformación plástica se debe a un corrimiento de dislocaciones. La manera más sencilla de vi-

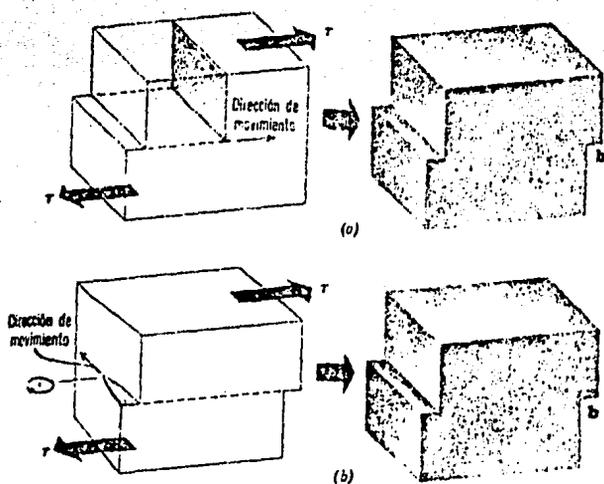


Fig. 1.1. Deslizamiento provocado por esfuerzos cortantes. a) dislocación de borde. b) dislocación de tornillo.

sualizar el movimiento es por medio de la siguiente analogía: la forma de desplazar más fácilmente una alfombra grande es introduciéndole una arruga (que sería la dislocación) y luego dejarla correr a lo largo de toda la alfombra. Terminando este movimiento la alfombra se habrá movido una cierta distancia.

Como se puede observar en la figura 1.1 en una dislocación de borde o cuña, la línea de dislocación es perpendicular a la dirección del deslizamiento mientras en una helicoidal es paralela.

Cuando una dislocación encuentra un obstáculo a lo largo de su plano de deslizamiento (por ejemplo partículas de precipitado) no puede cortar tan fácilmente el material de la matriz. Bajo ciertas circunstancias es posible que las eviten cambiándose a otros planos de deslizamiento; a este proceso se le llama deslizamiento cruzado. Otro tipo de movimiento importante es el que se produce al interactuar con una vacancia recibiendo el nombre de escalamiento del plano adicional o trepado de dislocaciones, que no es más que el movimiento ascendente o descendente perpendicular al eje de la dislocación, provocado por movimiento de vacancias. Sin embargo, este movimiento está más restringido que el deslizamiento debido a que obedece a un efecto de difusión, por lo que es más probable que suceda a temperaturas elevadas.

Las investigaciones han demostrado que el deslizamiento-

ocurre en ciertos planos de átomos del cristal y a lo largo de direcciones determinadas de estos planos. El hecho de que se requieran diferentes cargas de tracción para producir deslizamiento en monocristales de distinta orientación, se puede explicar mediante la existencia de un esfuerzo cizallante crítico, que es el valor mínimo de esfuerzo cortante que actuando en el plano de la dirección de deslizamiento es capaz de producir este último, que para la figura 1.2 es:

$$\tau_R = \frac{P \cos \lambda}{A / \cos \phi} = \frac{P}{A} \cos \phi \cos \lambda \quad (1.1)$$

1.1.1.1. SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO

El deslizamiento tiene lugar en direcciones específicas sobre ciertos planos cristalográficos. Generalmente el plano de deslizamiento es el de mayor densidad atómica y la dirección de deslizamiento es la más compacta dentro del plano. Puesto que los planos de mayor densidad atómica son también los más ampliamente espaciados, la resistencia al desplazamiento es generalmente menor en estos planos que en otros juegos de planos. La combinación de un plano y una dirección de deslizamiento se conoce como sistema de deslizamiento.

En los metales C Ca C los planos octaédricos $\{111\}$ y las direcciones $\langle 110 \rangle$ son sistemas compactos con lo que se tienen cuatro planos y tres direcciones por plano, lo que da un total de doce sistemas de deslizamiento. Siendo los metales -

con esta estructura los que presentan la más alta ductilidad. - En los metales HC el único plano con alta densidad atómica es el basal (0001) y las direcciones compactas las $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. - Puesto que hay un solo plano basal por celda unitaria y tres - direcciones por plano, la estructura posee tres sistemas de deslizamiento, por lo que la ductilidad de estos cristales depende

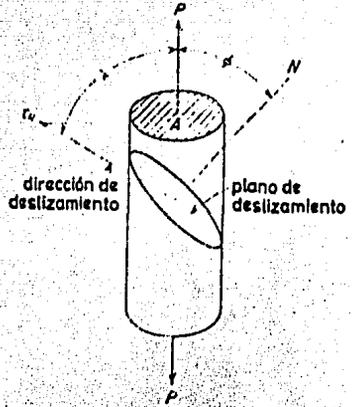


Fig.1.2. Sistema de deslizamiento.

de enormemente de su orientación. La estructura C Cu C no es tan compacta como las antes mencionadas, por consiguiente no existe ningún plano de densidad atómica predominante. Los estudios han indicado que difieren de las otras estructuras por no tener un plano de deslizamiento definido. En los metales con esta estructura el deslizamiento ocurre en los planos $\{110\}$, $\{112\}$ y $\{123\}$ mientras que la dirección de deslizamiento es siempre la $\langle 111 \rangle$, por lo que existen, como se puede apreciar en la tabla 1.1. 48 sistemas posibles de deslizamiento. Hay un aspecto que sobresale al mencionar estos sistemas, que es que para que éste se produzca es necesario aplicar esfuerzos cortantes más elevados, por lo que no presentan un alto grado de plasticidad, observándose constantes cambios en los sistemas de deslizamiento, por cuyas razones se producen trayectorias de deslizamiento sinuosas.

1.1.2. DEFORMACION POR MACLAJE

En ciertos metales como en los HC que sólo tienen tres sistemas de deslizamiento el maclaje es de gran importancia por ser uno de los principales medios de deformación.

Tabla 1.1. Sistemas de deslizamiento

ESTRUC-TURA	PLANO DE DESLIZAMIENTO	DIRECCION DE DESLIZAMIENTO	NUMERO DE SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO	
CC Cu, Al, Ni, Pb, Au, Ag, γ Fe,...	{111}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	$4 \times 3 = 12$	
CC α Fe, W, Mo, β Bronce	{110}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	$6 \times 2 = 12$	
α Fe, Mo, W, Na	{211}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	$12 \times 1 = 12$	
α Fe, K	{321}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	$24 \times 1 = 24$	
HC Cd, Zn, Mg, Ti, Be,...	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$1 \times 3 = 3$	
Ti	{10\bar{1}0}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$3 \times 1 = 3$	
Ti, Mg	{10\bar{1}1}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$6 \times 1 = 6$	
NaCl, AgCl	{110}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	$6 \times 1 = 6$	

El maclaje se produce cuando una porción de un cristal toma una orientación que está relacionada de un modo simétrico definido con la del resto del cristal sin deformar. El plano de simetría entre las dos partes se llama plano de macla. Es decir, un cristal está maclado cuando una región de su red cristalina es una imagen respecto a un plano de la otra, como se observa en la figura 1.3. Las maclas se pueden formar durante el crecimiento del cristal o mecánicamente.

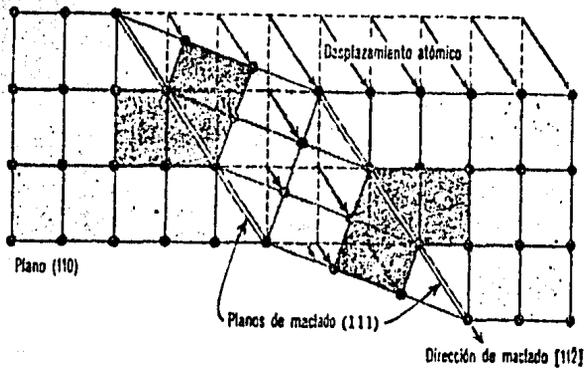


Fig.1.3. Esquema típico de maclaje.

En una red simple, como la de la figura, cada átomo de la zona deformada se desplaza por cizallamiento homogéneo, una distancia proporcional a la que la separa del plano de macla. La importancia fundamental del maclaje es que provoca cambios de orientación en la estructura cristalina dejando sistemas de -

deslizamiento en posiciones más favorables.

Conviene tener en cuenta que el maclaje difiere del deslizamiento en varios aspectos específicos. En el deslizamiento, la orientación de los cristales por encima y por debajo del plano de deslizamiento es la misma, antes y después de ocurrir éste, mientras que en el maclaje se produce una diferencia de orientación a lo largo del plano de macla. El deslizamiento se produce en múltiplos discretos del espaciado atómico, mientras que en el maclaje los movimientos de los átomos son muy inferiores a una distancia atómica. La maclas se forman en un espacio de tiempo del orden de los microsegundos y las bandas de deslizamiento necesitan de tiempos del orden de las milésimas de segundo. En la tabla 1.2 se muestran las direcciones y planos de maclaje de las estructuras más comunes.

Tabla 1.2. Planos y direcciones de maclaje.

Estructura cristalina	Ejemplo típicos	Plano de macla	Dirección de macla
cc	α -Fe, Ta	(112)	[111]
hc	Zn, Cd, Mg, Ti	(1012)	[011]
ccc	Ag, Au, Cu	(111)	[112]

1.1.3 FACTORES QUE INTERVIENEN EN LA DEFORMACION PLASTICA EN RELACION A LOS AGREGADOS POLICRISTALINOS.

En los monocristales, el comportamiento macroscópico puede asociarse con las restricciones del movimiento, provocadas

principalmente por las dislocaciones. En los materiales policristalinos los límites de grano introducen nuevas restricciones al movimiento de las dislocaciones. Las restricciones son diferentes para cada grano y, por lo tanto, el comportamiento observado en las muestras policristalinas es el resultado de un proceso de adaptación mutua entre un número muy grande de granos. Cada uno tiende a deformarse de acuerdo a sus propias características pero interactuando a la vez con sus vecinos. Se ha hecho una clasificación de límites de grano como sigue: - Límite de ángulo pequeño. Es aquél que presenta un desajuste en la orientación cristalográfica de los planos atómicos menor a 10° , con una coherencia considerable. Los límites de ángulo pequeño, se delinean por barreras de dislocaciones de borde o por un agrupamiento de dislocaciones de tornillo. - Límite de ángulo grande. Es aquél que presenta orientaciones cristalográficas de granos que difieren en más de 10° , habiendo poca continuidad de la red entre ellos y el espesor de la frontera, está constituido por unos pocos átomos. Generalmente los límites de grano son más resistentes que el grano mismo a temperatura baja, de ahí que la fractura de los metales en tales condiciones sea transgranular, es decir, se propaga por los límites de grano. Sin embargo a temperaturas elevadas se ha notado un incremento en la fragilidad entre granos, fracturándose de un modo intergranular.

La fragilidad también puede producirse por la segregación de impurezas o elementos de aleación en los límites de grano, aumentando la fragilidad a baja temperatura o provocan

do corrosión localizada en los límites de grano.

Un factor muy importante que influye en la deformación plástica es el conocido como trabajo en frío. Se le denomina trabajo en frío a la deformación plástica que se lleva a cabo en una zona de temperatura y sobre un intervalo de tiempos tales que no se elimina el endurecimiento por deformación.

Diversos investigadores, han demostrado con la ayuda del microscopio electrónico de transmisión que la deformación inicial produce un enrejado de dislocaciones, que en virtud de su interacción crea un estado de tensión más elevado. Un metal recocido contiene aproximadamente de 10^5 a 10^8 dislocaciones por centímetro cuadrado mientras que un metal muy deformado plásticamente contiene 10^{12} .

Mediante estudios realizados por Rx y microscopía electrónica se puede comprobar que si la deformación continúa, el enrejado de dislocaciones se ensancha y deja una estructura celular visible en la que la densidad de dislocaciones dentro de cada celda es mucho menor, como lo muestra el esquema de la figura 1.4.

El endurecimiento por deformación c trabajo en frío es un proceso industrial muy importante que se utiliza para endurecer metales y

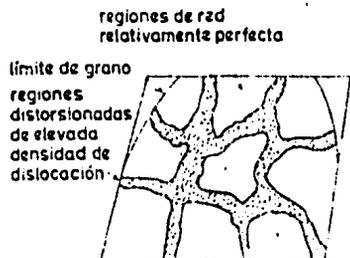


Fig. 1.4. Estructura celular de dislocaciones.

aleaciones que no responden a los tratamientos térmicos. Puesto que en la mayoría de los procesos de deformación en frío se reducen una o dos dimensiones del metal a expensas de un aumento en las dimensiones restantes, el trabajo en frío produce alargamiento de los granos en la dirección principal de deformación. La deformación muy intensa produce una reorientación de los granos hacia una dirección preferente. Los factores más determinantes en el tipo de orientación preferente - textura de deformación - son el número y tipo de sistemas de deslizamiento, la temperatura de deformación y el tipo de textura presente antes de la deformación.

Es muy importante hacer notar la diferencia entre fibrado cristalográfico y fibrado mecánico. El primero es la orientación cristalográfica de los granos y el segundo es la alineación de inclusiones, cavidades y constituyentes de segunda fase en la dirección principal de deformación mecánica. Ambas son importantes pues la fuerte orientación preferente produce anisotropía en las propiedades mecánicas y magnéticas, que en ocasiones resulta benéfica, como en las aleaciones hierro - silicio que se utilizan para chapas de transformadores, en las que los cristales están orientados en la dirección de imantación fácil.

Factores adicionales que tienen gran influencia en la deformación plástica son, entre otros, el endurecimiento por solución sólida, el envejecimiento por deformación, el endureci

miento por precipitación de partículas de segunda fase y el -
bido a defectos de punto, que tienen como característica común
el incremento en la resistencia a la fluencia y en algunos ca-
sos a la resistencia a la fractura. Lo concerniente a tempera-
tura, velocidad de aplicación de la carga y estado de esfuer-
zos se tratarán en la sección 1.5.

1.2. CLIVAJE

El aspecto esencial en que difieren una fractura dúctil-
y una frágil es que para el modo dúctil surge como mecanismo-
principal el deslizamiento producido por esfuerzos cortantes.
En la frágil existe un despegue perpendicular a los planos -
donde éste se efectúa (generalmente planos de índices bajos).
Tal mecanismo es ilustrado para su mejor comprensión utilizan-
do un modelo en el que se introduce una cuña en un monocris-
tal hexagonal a lo largo del plano basal, de tal forma que si
la temperatura es suficientemente baja el material se dividi-
rá en dos partes, conociéndose el plano de fractura como pla-
no de clivaje.

En los metales de importancia comercial se ha notado que-
las fracturas por clivaje van acompañadas por deformación -
plástica alrededor y delante de la grieta de fractura. Pero-
bajo condiciones de agrietamiento de alta velocidad y baja -
temperatura tiende a suprimirse la deformación plástica y en-
tonces las fracturas por clivaje en materiales cristalinos -

tienden a ser como las que ocurren en los materiales frágiles, como el vidrio. Por supuesto que los primeros tienden a seguir direcciones determinadas, mientras que en los segundos - amorfos - no se produce esa forma de fractura.

1.2.1. ORIGEN DE LAS GRIETAS DE CLIVAJE

El hecho de que en un metal que falla por clivaje generalmente se produzca alguna cantidad de deformación plástica ha sido llevado a consideración y se han formulado hipótesis que afirman que la fractura no se produce por defectos preexistentes en el material si no que tales defectos o grietas de clivaje son nucleadas por un proceso de deformación plástica. Se ha podido comprobar, hasta cierto punto, dicha hipótesis mediante el hecho de que puede ocurrir clivaje en materiales policristalinos recocidos, en los que existe una menor probabilidad de que existan grietas pequeñas antes de la aplicación del esfuerzo.

Pretendiendo conocer la causa de la nucleación de grietas de clivaje se han hecho estudios en monocristales de hierro y se ha observado que no son fracturas por clivaje perfectas, según parece, el frente de la fractura se mueve en forma discontinua, siendo obstaculizada por las maclas y por las fronteras de grano para los policristales.

La fractura frágil de monocristales está relacionada con-

el esfuerzo normal resuelto sobre el plano de despegue de manera similar a la forma en que se analizó para deslizamiento en la figura 1.2. Considerando esta condición, la componente de la fuerza de tracción que actúa normalmente al plano de despegue es $P \cos \phi$, el área del plano de despegue es $A/\cos \phi$, de modo que el esfuerzo normal resuelto para la fractura será :

$$\sigma = \frac{P \cos \phi}{A/\cos \phi} = \frac{P}{A} \cos^2 \phi \quad (1.2)$$

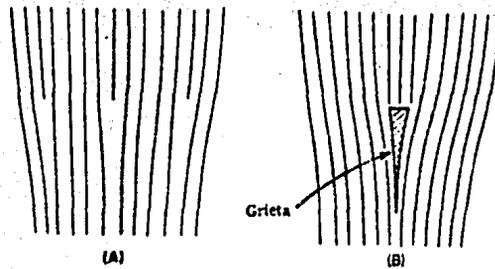
aunque no siempre el esfuerzo normal resuelto para monocristales es el mismo y se cree que es debido a un pequeño deslizamiento en ellos.

En la tabla 1.3 se muestran los planos de despegue y los valores normales críticos para clivaje de monocristales.

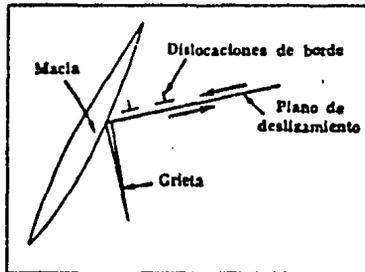
El modo de fractura en los cristales de hierro CCuC depende mucho de la orientación del cristal y de la temperatura de ensayo, así también en algunos metales HC, pero no en los CCaC por lo expuesto en la sección 1.1.1, de manera que cuando se aplica un esfuerzo a un cristal el proceso que tiene lugar depende del esfuerzo crítico excedido primero. Si lo primero en alcanzarse es el esfuerzo crítico de corte resuelto necesario para iniciar el deslizamiento o maclaje, el cristal se deslizará o maclará mostrando alguna ductilidad; sin embargo, si el esfuerzo crítico normal se alcanza primero el cristal se clivará a lo largo del plano característico con poca o ninguna de -

formación plástica.

Diversos investigadores han tratado de explicar los mecanismos de nucleación de las grietas de clivaje, sobresaliendo las teorías de Zener¹ y Cottrell². El primero supone que una grieta puede nuclearse por coalescencia de dislocaciones que se encuentran en el mismo plano de deslizamiento o por la existencia de un obstáculo al mismo, como un límite de macia. En la figura 1.4' se bosquejan estos mecanismos.



Si se fueran juntas cierto número de dislocaciones del mismo signo, resulta un pequeño defecto en forma de grieta



Mecanismo de Zener para formación de grietas aplicado donde un límite de macia actúa como barrera para el deslizamiento

Fig.1.4'. Mecanismo de Zener (dislocaciones en el mismo plano).

El segundo ha propuesto un mecanismo basado en el deslizamiento de dislocaciones que quedan sobre planos intersectantes. Este mecanismo es capaz de contar para clivaje con planos cúbicos $\{100\}$ como resultado de deslizamiento sobre sistemas $\{100\}$

$\langle 111 \rangle$. La figura 1.5 muestra este concepto en el que la abertura de la grieta en el plano (001) puede ser considerada como resultado de la coalescencia de las dislocaciones que se cortan.

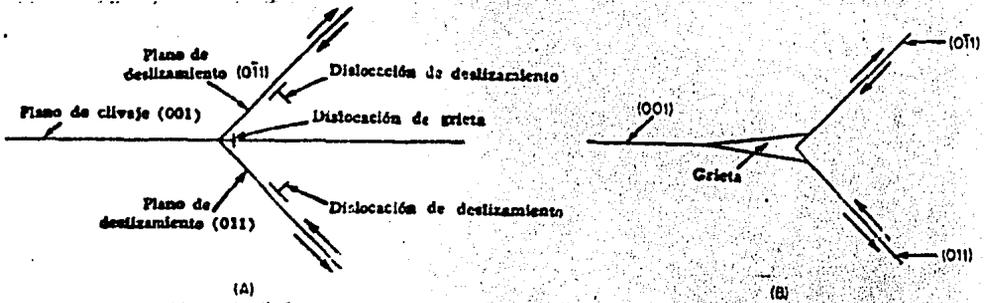


Fig.1.5. Mecanismo de Cotrell (dislocaciones en planos intersectantes).

En monocristales de cinc se ha investigado también, observando que el plano de deslizamiento, que es el plano basal (001), es a la vez el plano de clivaje, a diferencia de los cristales de hierro en los que el deslizamiento se lleva a cabo en planos $\{110\}$ y el clivaje en $\{100\}$; en la tabla 1.3 se muestran los planos principales de clivaje de algunos otros metales.

El campo de investigación sobre nucleación de grietas de clivaje se encuentra aún incompleto, aceptándose la teoría más general de la interacción de dislocaciones como causa de los núcleos de clivaje, lo que implica, de un modo u otro que la fractura por clivaje es nucleada por alguna forma de deformación plástica en la que la temperatura juega un papel muy -

importante.

Tabla 1.3. Planos de despegue de algunos metales.

Metal	Red cristalina	Plano de despegue	Temperatura, °C	Tensión crítica normal, (kg/mm ²)
Hierro	cc	(100)	-100	26
Cinc (0.03% Cd) ...	hc	(0001)	-185	27.5
Cinc (0.13% Cd) ...	hc	(0001)	-185	0.19
Cinc (0.53% Cd) ...	hc	(0001)	-185	0.30
Magnesio	hc	(0001), (1011) (1012), (1010)	-185	1.20
Telurio	Hexagonal	(1010)	20	0.43
Bismuto	Rombocédrico	(111)	20	0.32
Antimonio	Rombocédrico	(111)	20	0.66

* Datos de C. S. Brunnery: «Estructura de los metales», Aguilar, Madrid, 1937; N. J. Petch: «The Fracture of Metals», en *Progress in Metal Physics*, vol. 6, Pergamon Press, Ltd., Londres, 1951.

1.2.2. PROPAGACION DE LAS GRIETAS DE CLIVAJE

Ya que se ha nucleado una grieta, la deformación plástica asociada tiene un gran efecto también en la propagación de ella, pues en la región deformada se crean esfuerzos cortantes equivalentes debidos al esfuerzo axial, a 45° con el eje del es fuerzo de tensión. Debido a que estos esfuerzos cortantes son grandes es muy posible nuclear dislocaciones delante de la grieta sobre planos de deslizamiento favorablemente orientados con respecto al esfuerzo cortante. Cuando se produce deslizamiento durante el movimiento de una grieta, la energía es absorbida por la nucleación y movimiento de dislocaciones.

Si no se logra una velocidad mínima de avance de la grieta es posible que la deformación plástica que se produce frente a ella la detenga, pues se absorberá demasiada energía en forma de deslizamiento. El término deformación plástica, por-

lo tanto es uno de los factores más importantes para impedir el clivaje en los materiales.

Otra manera de absorción de energía por el material se da si la grieta corta las líneas de dislocación. Cuando se efectúa este proceso en la superficie de la fractura se observa un escalón igual al valor del vector de Burgers de la dislocación y es notorio cuando se unen dislocaciones del mismo signo. La configuración de los escalones sobre la superficie de clivaje se conoce como configuración pluvial. También es posible tener una configuración pluvial si la grieta no corre paralela al plano de clivaje, generando escalones para acomodar el desalineamiento. Estos factores van en contra de que se produzca una fractura totalmente frágil por clivaje, pues la formación de los escalones va acompañada de una gran cantidad de energía absorbida por desgarramiento y por el incremento de la energía superficial debida al incremento del área (fig.1.6).

Por último, es conveniente mencionar el efecto de los límites de grano. Ellos impiden la propagación de la grieta debido al desalineamiento de los cristales, nucleándose superficies de clivaje a diferentes niveles, que cuando se acercan, provocan un desgarre plástico absorbiendo energía. De la teoría de Griffith, que se verá posteriormente, se puede encontrar un tamaño de grieta crítico, arriba del cual la grieta se propagará catastróficamente.

Una herramienta muy valiosa en el estudio de las fracturas es la fractografía, de la que se obtiene una cantidad considerable de información a aumentos relativamente elevados. Las fracturas transgranulares de despegue presentan un gran número de escalones, mientras que las superficies de fractura frágil-intergranular son mucho más lisas con pocos escalones de despegue, de lo que se deduce que la fractura intergranular absorbe menos energía que la transgranular.

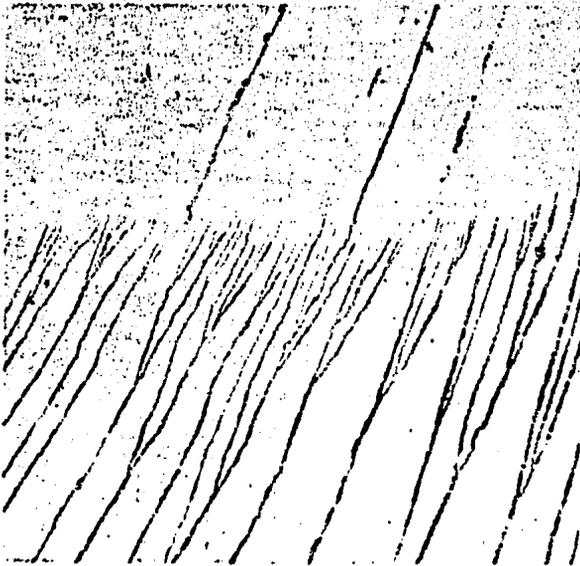


Fig.1.6. Escalones de clivaje resultantes de la intersección de una grieta de clivaje con un límite de ángulo bajo. 250X.

1.3. FRACTURA DUCTIL

Cuando se habla de una falla dúctil está implícito que - fractura se produce como resultado de una intensa deformación plástica localizada, que finaliza en un desgarramiento del me

tal con un alto consumo de energía.

La falla dúctil de los metales a tracción se produce de la manera conocida como copa y cono. Este tipo de fractura es precedida por la formación de un cuello en la probeta conocido como estricción. Las etapas de desarrollo de la fractura comienzan en el centro de la probeta, en la región donde se produce la estricción, con la que se induce un estado triaxial de esfuerzos (figura 1.7a) formándose pequeñas cavidades que como resultado de su desarrollo conducen a una grieta dúctil. Se cree que en los metales comerciales estas cavidades se forman en inclusiones no metálicas, como se muestra en la figura 1.7b, que coalescen formando una grieta central (figura 1.7c). La concentración de esfuerzos en los extremos de la grieta da como resultado bandas de cizallamiento que forman ángulos de 30 a 40° con el eje axial. Debido a la alta deformación en esas zonas se producen huecos por los cuales se propaga la grieta como la muestra la figura 1.8. Posteriormente la grieta podría moverse a lo largo de una dirección de las bandas de cizallamiento, pero realmente se observan cambios de dirección de la grieta debidos a la tendencia de propagación en la región de máximos esfuerzos, que es la zona de la estricción (figura 1.9). A medida que la grieta va acercándose a la superficie, los esfuerzos cortantes son mayores a causa de la disminución de área que resiste la carga, por lo que se forman capas de cavidades mayores que dan por resultado la fractura en forma de cono que se esquematiza en la figura 1.9.

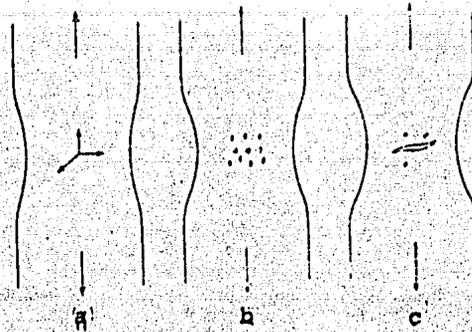


Fig.1.7. Falla dúctil de una probeta soretada a tracción.

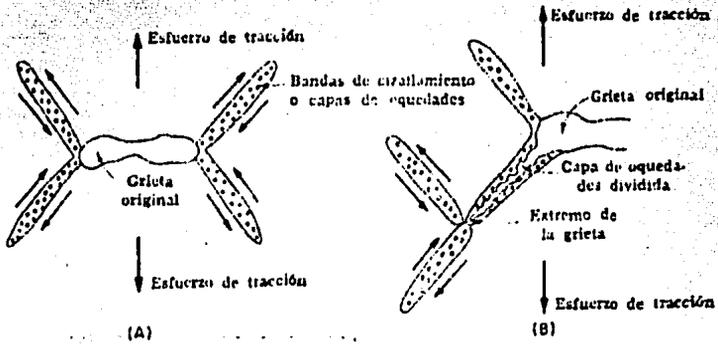


Fig.1.8. Mecanismo de capas de oquedades en la fractura dúctil. A)Nucleación de una grieta por corte en las capas de oquedades. B)Avance de una grieta por una capa de oquedades.

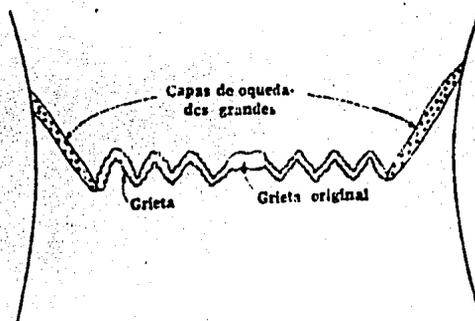


Fig.1.9. El desarrollo de capas de oquedades grandes puede explicar el borde de una fractura de copa y cono.

1.4. DIFERENCIAS PRINCIPALES ENTRE FRACTURA DUCTIL Y FRAGIL

La fractura es el proceso final en el que un sólido se se para en dos o más partes previa deformación plástica. Existen muchos mecanismos que producen fractura y éstos dependen de la naturaleza del material, del esfuerzo aplicado, las condiciones térmicas, las velocidades de aplicación de la carga, el medio ambiente, etc.

Se pueden diferenciar dos tipos de fractura en una clasificación general: fractura dúctil y fractura frágil, las cuales van relacionadas con una cantidad apreciable de energía absorbida resultado de una deformación plástica muy notoria y una cantidad menor, tanto de deformación plástica como de energía, respectivamente. A este respecto conviene hacer mención que muchos autores prefieren utilizar el término rotura para fractura dúctil y fractura para el modo frágil.

La fractura dúctil ha sido objeto de menor estudio debido a que es una forma de fractura que no presenta los mismos problemas para su detección y corrección que la fractura frágil, que se presenta de una manera inesperada. La fractura dúctil se produce a causa de un desgarramiento lento del material con un alto consumo de energía. Esta situación puede prestarse a confusión al creer que las fracturas se presentan completamente dúctiles o frágiles. La confusión desaparece al observar que un metal que falla por clivaje (proceso básicamen

te frágil) pudo haber sido precedido por una deformación plástica relativamente grande. De la misma manera es posible tener una deformación plástica pequeña en un metal que falla por un mecanismo dúctil. En consecuencia será mejor relacionar, los términos fractura dúctil y fractura frágil al acto de propagación de la grieta; así, una fractura dúctil es aquélla que se extiende como resultado de una gran deformación plástica localizada en el extremo de la grieta y una fractura frágil se refiere a un mecanismo de despegue en el cual el movimiento de la grieta implica muy poca deformación plástica adyacente a la misma. Por lo anterior, el límite entre fractura dúctil y frágil es arbitrario y depende de la situación que se esté considerando; por ejemplo una fundición nodular es dúctil cuando se compara con la fundición gris, sin embargo se considera frágil al compararla con un acero suave.

Gensamer³ ha clasificado en una tabla los términos más comúnmente usados para describir la fractura de manera muy conveniente y clara:

<u>Comportamiento descrito</u>	<u>Término utilizado</u>
<u>Modo cristalográfico</u>	<u>Cizallamiento</u> <u>Despegue</u>
<u>Aspecto de Fractura</u>	<u>Fibroso</u> <u>Granular</u>
<u>Deformación de Fractura</u>	<u>Dúctil</u> <u>Frágil</u>

El modo de fractura por clivaje se debe a esfuerzos de tracción normales al plano cristalográfico de despegue. Las fracturas por cizallamiento a corte son resultado del desliza-

miento en planos que facilitan tal comportamiento como en los de alta densidad atómica. Este tipo de fractura es provocado por esfuerzos cortantes. El aspecto de la fractura producida por corte provoca una apariencia gris y fibrosa mientras que una fractura por despegue tiene un aspecto granular mostrando caras planas que reflejan la luz. Basándose en el examen metalográfico, las fracturas de materiales policristalinos se pueden clasificar en transgranulares (cuando la grieta se propaga dentro de los granos) e intergranulares (cuando las grietas se propagan a través de los límites de grano).

1.5 LA FRACTURA Y SU RELACION CON LA TEMPERATURA, EL ESTADO DE ESFUERZO Y LA VELOCIDAD DE APLICACION DE LA CARGA.

Las propiedades mecánicas de los materiales dependen grandemente de la temperatura en la cual se usan. Durante la segunda guerra mundial, por ejemplo, se observó que aproximadamente el 25% de los barcos de carga "Liberty" mostraron grietas que fueron la causa para el deshecho de muchos de ellos. Gran número de estas fallas ocurrieron en noches muy frías a mitad del invierno, llamando la atención el hecho de que los aceros suaves, que normalmente son dúctiles, pueden ser frágiles en determinadas condiciones, por lo que se inició un programa de investigación destinado al mejor conocimiento de la fractura frágil.

Otros factores que contribuyen a la fractura frágil adi-

cionalmente a las bajas temperaturas son: un estado triaxial de esfuerzos y las altas velocidades de carga o deformación.

Se puede afirmar que siempre que se ensaye una probeta bajo condiciones de tensión biaxial o triaxial tenderá a suprimirse el deslizamiento provocado por esfuerzo cortante, con lo que se puede lograr más fácilmente una fractura frágil por clivaje.

Un medio para producir un estado triaxial de esfuerzos es maquinando una entalladura en "V", por ejemplo en el perímetro de una probeta cilíndrica sometida a tracción, en la que la sección reducida por la entalladura será la primera en ceder, con lo que se inducen dos esfuerzos adicionales al axial que son perpendiculares al eje longitudinal y a 90° uno del otro.

Existen ensayos de resistencia al choque sobre probetas entalladas para conocer la tendencia del material al comportamiento frágil, sin embargo, uno de éstos destaca por su sencillez y gran aceptación: el ensayo Charpy. Aunque no hay un acuerdo general sobre la interpretación o significado de los datos obtenidos en este ensayo, excepto tomándolo como una medida cualitativa de la sensibilidad de un material a la entalla, existen procedimientos estandarizados para poder comparar los resultados obtenidos mediante este ensayo.

La respuesta de la probeta se mide usualmente por la

energía absorbida en la rotura. Si la energía gastada es alta, la fractura tiende a ser dúctil; cuando es baja, la fractura tiende a ser por completo frágil.

El ensayo de resistencia al choque proporciona más información cuando se realiza en un intervalo de temperaturas, siguiendo el cambio en el modo de fractura de un metal en función de cada valor del intervalo.

La temperatura de transición dúctil a frágil no está definida de una sola manera; los criterios más utilizados están basados en la variación de la energía absorbida, cambio de aspecto en la superficie, desde la fractura fibrosa de cizalladura a la granular de despegue, en la que se determina la temperatura de transición como aquella a la que corresponde un 50% de fractura fibrosa. Generalmente la temperatura de transición elegida por este criterio es mayor que la obtenida en la media de energía entre fractura dúctil y frágil.

El aspecto de mayor interés en relación a la temperatura de transición es que nos da un indicio del comportamiento del material en lo que respecta a la propagación de las grietas; en particular el ensayo Charpy tiene gran importancia porque reproduce la transición ductilidad-fragilidad del acero en casi la misma zona de temperaturas que la observada realmente en las estructuras de Ingeniería.

Algunos factores que afectan la temperatura de transi -

ción además del contenido de elementos químicos son el tamaño del grano y la microestructura del material.

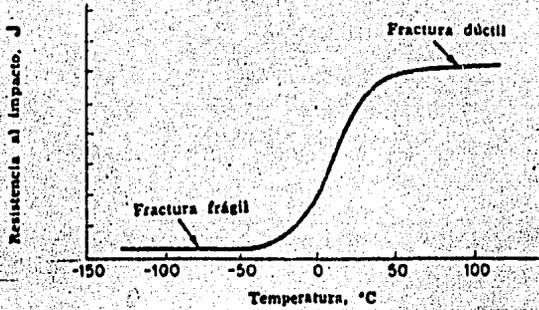


Fig.1.10. Temperatura de transición en un ensayo Charpy.

Una diferencia de una unidad de tamaño de grano ASTM puede hacer variar la temperatura hasta en 17°C. En cuanto a la microestructura, por ejemplo, en el acero se tiene que una estructura totalmente martensítica disminuye en mayor proporción la temperatura de transición; con estructuras perlíticas se tiene la zona de transición a temperaturas más altas y la bainita proporciona valores intermedios. Así también el envejecimiento posterior al temple y el envejecimiento por deformación recorren la zona de transición hasta 35°C más arriba. En los aceros aleados generalmente se tiene un aumento en la energía absorbida excepto en aquellos templados y revenidos en la zona de 400 a 600°C, fenómeno que se conoce como fragilidad de revenido.

Cuando se aplican cargas a diferentes velocidades se ob

tienen valores de tenacidad muy diferentes. Por ejemplo, en un ensayo de tracción, si se aplica la carga rápidamente no se permite que haya recuperación o ablandamiento, por lo que hay mayor tendencia a que el material falle frágilmente. Las cargas aplicadas por el péndulo son aproximadamente 10^6 veces más rápidas que en un ensayo de tracción tipificado existiendo otra causa que coadyuva a la falla frágil: Una carga aplicada rápidamente no transmite el esfuerzo instantáneamente a todos los puntos del metal cargado. Un instante después de la aplicación de la carga siguen sin perturbación las zonas más alejadas; dicho de otra manera: si el esfuerzo de cedencia depende en forma primordial de la velocidad de deformación, la fisura se desplaza con tal rapidez que la concentración de esfuerzos no puede disiparse por deformación plástica, propagándose así frágilmente.

1. ZENER, C., "Fracturing of Metals". pp³, (1948)
2. COTRELL, A.H., Trans. AIME, Vol 212, pp 192, (1958)
3. GENSAMER, M., "Fatigue and Fracture of Metals", John Wiley and Sons. Inc. New York, (1952).

2. CONSIDERACIONES DE ENERGIA EN RELACION A LA FRACTURA.

2.1. RESISTENCIA TEORICA DE LOS METALES

La resistencia de los materiales es producto de la diferencia entre la fuerza de atracción y la de repulsión entre los átomos.

En la figura 2.1 se muestra la variación de la fuerza cohesiva entre dos átomos en función de su separación. El estado normal (sin deformación) implica un espacio interatómico a_0 . Cuando se somete el material a una carga de tracción la separación entre los átomos aumenta, aumentando también la fuerza de atracción resultante, igualándose a la carga de tracción. Esto sucede hasta un máximo (fuerza de cohesión máxima) después del cual la fuerza de cohesión disminuye hasta llegar a ser despreciable y sobreviene la fractura.

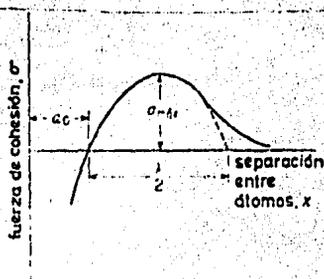


Fig.2.1. Fuerza de cohesión en función de la separación entre átomos.

Se ha comprobado que la curva se puede semejar a una función senoidal simple de la forma

$$\sigma = \sigma_{\max} \sin \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (2.1)$$

donde σ es el esfuerzo aplicado, σ_{\max} es el esfuerzo en el instante de la fractura, x es el cambio de la distancia interatómica media y $\lambda/4$ es el valor del esfuerzo aplicado en el punto máximo.

El trabajo por unidad de área que se gasta en llevar el material hasta el punto de fractura es el área bajo la curva.

$$U_0 = \int_0^{\lambda} \sigma_{\max} \sin \frac{2\pi x}{\lambda} dx$$

Resolviendo, se tiene, en desplazamientos pequeños
 $\sin \left(\frac{2\pi x}{\lambda} \right) \approx \frac{2\pi x}{\lambda}$

$$U_0 = \sigma_{\max} \frac{\lambda}{\pi} \quad (2.2)$$

Derivando la ecuación (2.1) se tiene

$$\frac{d\sigma}{dx} = \sigma_{\max} \frac{2\pi}{\lambda} \cos \frac{2\pi x}{\lambda}$$

pero, a pequeños valores de x ($\cos 0=1$)

$$\frac{d\sigma}{dx} = \sigma_{\max} \frac{2\eta}{\lambda} \quad (2.3)$$

Partiendo de que la primera parte de la curva está regida por la ley de Hooke.

$$\sigma = E \frac{x}{a_0}$$

derivando

$$\frac{d\sigma}{dx} = \frac{E}{a_0} \quad (2.4)$$

igualando (2.3) y (2.4) y sustituyendo en (2.2)

$$\frac{2\eta}{\lambda} \sigma_{\max} = \frac{E}{a_0}$$

$$\frac{\lambda}{\eta} = \frac{2\sigma_{\max} a_0}{E}$$

$$U_0 = W = \sigma_{\max} \left(\frac{2\sigma_{\max} a_0}{E} \right) = \frac{2\sigma_{\max}^2 a_0}{E} \quad (2.5)$$

Suponiendo nula la deformación plástica, con lo que toda la energía es gastada en producir las dos nuevas superficies de tensión superficial y se tiene, de (2.5)

$$W = 2\gamma = \frac{2 \sigma_{\max}^2 a_0}{E}, \text{ de lo que}$$

$$\sigma_{\max} = \left(\frac{\gamma E}{a_0} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

Al sustituir por valores reales ($\gamma=10^3$ dinas/cm, $E=10^{11}$ dinas/cm²
 $a_0=3 \times 10^{-8}$ cm) obtenemos valores de resistencia aproximados de $10^1 \frac{\text{dinas}}{\text{cm}^2}$ valor hasta 1000 veces mayor que la resistencia a la fractura observada en los metales. Solamente en fibras de vidrio recién estiradas o barbas de metales (whiskers) con un mínimo de dislocaciones se tienen valores del orden de magnitud teórico calculado.

2.2. TEORIA DE GRIFFITH

La discrepancia entre los valores teóricos y reales condujo a Griffith a postular que las bajas resistencias observadas se debían a la presencia de pequeñas grietas o fallas en el material que reducían esa resistencia en varios órdenes de magnitud.

La teoría de Griffith es sólo aplicable a materiales perfectamente frágiles, pero dió la pauta para seguir con el estudio de la fractura en materiales menos frágiles, como los metales. Debido a que en los extremos de la grieta se tienen concentradores de esfuerzos, Griffith supuso que el esfuerzo teórico se alcanzaba en los extremos de la grieta cuando el esfuerzo promedio estaba muy por debajo del valor teórico.

Cuando una de las grietas se extiende para producir una fractura frágil se produce un aumento del área en las dos caras de la grieta, por lo que Griffith estableció el siguiente criterio para la propagación de una grieta:

"Una grieta se propagará cuando la disminución de la energía elástica sea, al menos, igual a la energía necesaria para formar las nuevas superficies de la grieta".

Considerando el modelo de grieta de Griffith en la placa de espesor despreciable de la figura (2.2) se puede observar que la longitud de la grieta es $2a$ y el eje de esfuerzos es perpendicular al eje longitudinal de la grieta.

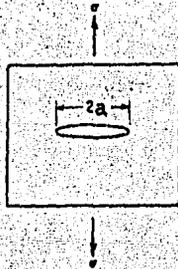


Fig. 2.2. Grieta de Griffith.

La disminución de energía que se produce debido a la formación de una grieta es

$$U_E = -\frac{\sqrt{a^2} \sigma_{\max}}{E} \quad (2.7)$$

donde σ_f es el esfuerzo perpendicular al eje mayor de la

pequeño aumento en la longitud de la grieta será necesario un esfuerzo inversamente proporcional a la raíz cuadrada de la longitud de la grieta, dicho más concretamente: un esfuerzo mucho menor.

En el caso de una placa gruesa comparada con la longitud de la grieta (deformación plana) se tiene

$$\sigma_f = \frac{2E\gamma}{(1-\nu^2)\pi a} \quad (2.11)$$

donde ν es el módulo de Poisson

Una manera de corroborar la validez de la ecuación de Griffith se logra partiendo de la demostración de Inglis - quien obtuvo la siguiente relación para el esfuerzo en el extremo de una grieta elipsoidal.

$$\sigma_e = 2\sigma_f \left(\frac{a}{\rho}\right)^{1/2} \quad (2.12)$$

donde σ_e es el esfuerzo nominal cuando no existe grieta y ρ es el radio de curvatura de los extremos de la elipse.

Cuando la fractura se extiende σ_e debe ser igual a σ_{max} de la ex. (2.6)

$$2\sigma_f \left(\frac{a}{\rho}\right)^{1/2} = \left(\frac{\gamma E}{a_0}\right)^{1/2}$$

grieta.

La energía superficial por unidad de espesor de la placa es

$$U_S = 4a\gamma \quad (2.8)$$

por lo que la variación de la energía cinética al crearse la grieta es

$$\Delta U = U_S + U_E \quad (2.9)$$

(ganancia de energía cinética = pérdida en energía de deformación-ganancia de energía de superficie).

De acuerdo con el criterio de Griffith la grieta se propagará cuando un incremento infinitesimal en la longitud de la grieta no produzca variación en la energía total del sistema; matemáticamente:

$$\frac{d \Delta U}{dc} = \frac{d}{da} \left(4a\gamma - \frac{\pi a^2 \sigma_f^2}{E} \right) = 0$$

$$4\gamma = \frac{2\pi a \sigma_f^2}{E}$$

$$\sigma_f = \left(\frac{2E\gamma}{\pi a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.10)$$

La ecuación de Griffith (2.10) manifiesta que para un-

resolviendo para σ_f (esfuerzo aplicado) se tiene

$$\sigma_f = \left(\frac{\gamma E \rho}{4a} \right)^{\frac{1}{2}}$$

considerando que el radio de curvatura en el extremo de la grieta sea del orden de $2a$ a $3a$

$$\sigma_f = \left(\frac{\gamma E}{2a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.13)$$

Comparando esta ecuación con la de Griffith se comprueba que ambas predicen aproximadamente, el mismo valor para la propagación de la fractura frágil a través de un sólido elástico.

1. GRIFFITH, A. A., "The phenomena of rupture and flow in solids", Phil. Trans. Roy. Soc., Vol 221 A, pp 163, (1920)
2. INGLIS, C. E., Trans. Inst. Naval Arch. Vol 55, pp 219 - (1913).

3. FACTOR DE INTENSIDAD DE ESFUERZOS

Una interpretación alternativa del fenómeno de fractura desde el punto de vista de las sollicitaciones mecánicas cercanas al extremo* de la grieta se conoce generalmente como la Teoría del factor de intensidad de esfuerzos y es debida a Irwin¹, quien dedujo que, para un caso dado, los esfuerzos en la vecindad de la punta de la grieta podrían ser expresados de la siguiente forma

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \sigma_{app} \left(\frac{a}{2r} \right)^{\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{bmatrix} 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \\ 1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \\ \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix} \quad (3.1)$$

donde a es igual a la mitad del largo de una grieta centrada en una placa y r y θ son las coordenadas polares de un punto con respecto al frente de la grieta de la figura 3.1. De esta relación se deduce que los esfuerzos son infinitamente más grandes a medida que el punto en cuestión se aproxima al frente de la grieta.

Irwin estableció que la ecuación (3.1) indica que los esfuerzos locales cercanos a la grieta dependen del producto de σ y \sqrt{a} llamando a esta relación factor de intensidad de esfuerzos "K"; hay que notar que las dimensiones de K . -

* Se toma indistintamente extremo, punta, borde, final.

son $[FL^{\frac{3}{2}}]$ y sus unidades más usuales en el SI: $M Pa \cdot m^{\frac{1}{2}}$. Utilizando la definición del factor de intensidad de esfuerzos la ecuación (3.1) puede escribirse como

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \frac{K \cos \theta / 2}{2 \sqrt{r}} \begin{bmatrix} 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \\ \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix} \quad (3.2)$$

siempre y cuando

$$a > r > \rho$$

2

Usando los argumentos de Irwin la velocidad de liberación de energía de deformación o fuerza de extensión de la grieta "G" podría identificarse con K de acuerdo a la siguiente relación

$$G = \frac{K^2}{E} \alpha \quad (3.3)$$

donde $\alpha = (1 - \nu^2)$ para deformación plana

≈ 1 para esfuerzo plano

o de manera más completa $G = K^2 \beta$, donde

$$\beta = \frac{1 + k}{8\mu}$$

donde μ es el módulo de corte y k es una función del módulo de Poisson ν , de manera que para condiciones de esfuerzo plano

$$k = \frac{3 - \nu}{1 + \nu}$$

y para deformación plana

$$k = 3 - 4\nu$$

Estas relaciones muestran que si la fractura se efectúa cuando se logra una fuerza crítica de la extensión de la grieta, es equivalente a que se lleve a cabo cuando se logra un esfuerzo crítico en el vecindad de la misma.

Igualmente, los esfuerzos vecinos al frente de la grieta pueden estar en términos de deformación o desplazamiento, pues el fenómeno se rige por la teoría de la elasticidad. En todos estos casos el factor K entra como una constante íntimamente asociada con el esfuerzo. Además, en una situación predominantemente elástica el concepto de fuerza crítica que controla la extensión de la grieta es equivalente a la energía de deformación crítica justamente necesaria para proporcionar la energía requerida para el proceso de frac-

tura. En concreto, la fractura en estas circunstancias puede identificarse con el logro de un valor crítico de K , que al ser el mismo para dos fallas de diferente geometría iguala el campo de esfuerzos en ambas fallas.

Mientras la fuerza de extensión de la grieta G tiene un significado más tangible para el proceso de fractura, el factor de intensidad de esfuerzos K es preferido en trabajos de mecánica de la fractura porque es más manejable para determinaciones analíticas.

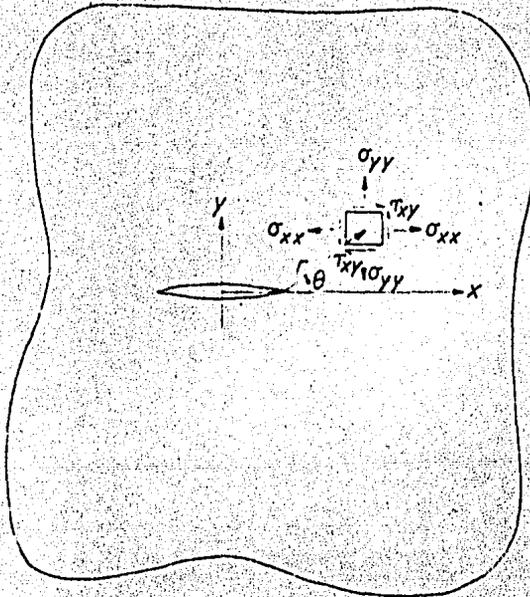


Fig.3.1. Coordenadas referidas al frente de la grieta.

Existen modos distintos de deformación en relación al factor de intensidad de esfuerzos que han sido estandarizados de acuerdo a la figura 3.2 de la siguiente manera:

Modo 1.- es el modo de apertura de la grieta y se re -

fiere a los esfuerzos tensiles aplicados en dirección normal a las caras de la grieta.

Modo II.- es el modo de corte hacia adelante y se refiere al esfuerzo de corte aplicado normalmente al borde de la grieta, pero en el plano de la grieta.

Modo III.- es el modo de corte paralelo. Es aquel que implica esfuerzos cortantes aplicados paralelamente al borde principal de la grieta

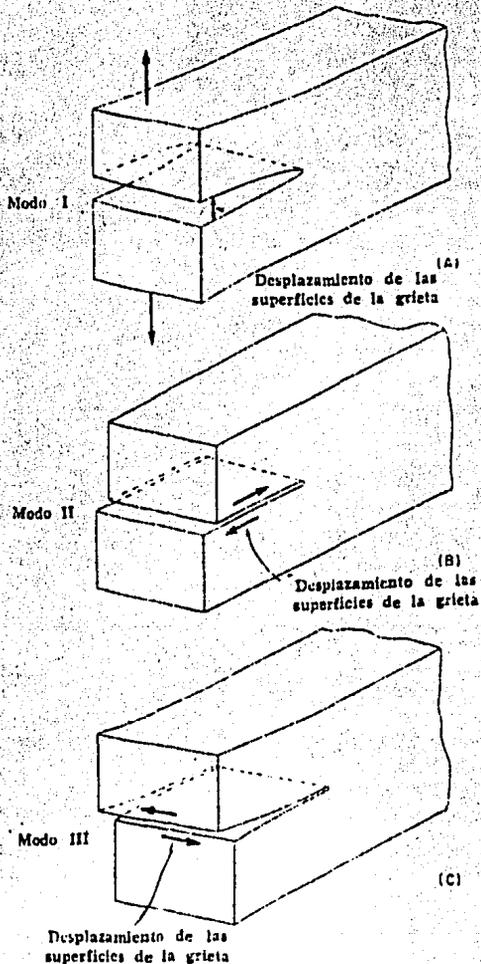


Fig.3.2. Los tres modos básicos de fractura.

Formalmente, las relaciones entre G y K se pueden generalizar para cubrir las tres condiciones básicas de carga - así:

$$G_I = \frac{k+1}{8\mu} K_I^2$$

$$G_{II} = \frac{k+1}{8\mu} K_{II}^2$$

$$G_{III} = \frac{K_{III}^2}{2\mu}$$

el modo I es el más importante y más fácil de utilizar puesto que las dificultades que acarrea el uso de K_{II} y K_{III} no justifican su utilización y son sujetas a controversias.

Con estos problemas, es conveniente utilizar K_I ya que las situaciones más prácticas son las concernientes al caso en el que la carga es perpendicular respecto al plano de la grieta.

Por lo expuesto en párrafos anteriores la filosofía de la mecánica de la fractura lineal elástica puede ser definida como una práctica bien establecida basándose en la equivalencia de G_I y K_I .

Por medio de probetas adecuadas es posible determinar G_{IC} o K_{IC} , que son por definición el valor en que opera G_I -

o K_I hasta la fractura. Conociendo estos parámetros se puede establecer (como se verá más adelante) cuáles fallas pueden ser tolerables en una estructura de ingeniería bajo condiciones dadas o para comparar la utilidad de diferentes materiales donde se puede suscitar fractura. Sin embargo, parece que, excepto en casos donde la fractura ocurre a valores muy bajos de esfuerzos, es necesario efectuar algunos cálculos para comportamiento plástico. Al respecto, Liu³ estableció que no son los esfuerzos o deformaciones que están fuera de la zona plástica las que causan fractura. Más bien el comportamiento a la fractura está controlado por las características mecánicas dentro de la vecindad inmediata al frente de la grieta.

Se ha demostrado que los requerimientos para las condiciones de similitud sobre diseño son, en verdad, muy estrictos por lo que, en la práctica se tolera alguna desviación de estos requerimientos, siempre que se lleve a cabo una evaluación realista. Obviamente, para interpretar resultados de pruebas o hacer cálculos de diseño, es necesario tener expresiones explícitas de K_I para geometrías y condiciones de carga específicas. La determinación del factor de intensidad de esfuerzos es una labor especial para el que se necesita el uso de un buen número de técnicas analíticas y numéricas. Es importante hacer notar que es posible determinar K_I con precisión suficiente para cualquier geometría o cualquier condición de carga dada. Incluso existen ejemplos da-

dos apropiados para cálculos preliminares en algunos compen
dios.

En general el factor de intensidad de esfuerzos puede-
ser escrito en la forma

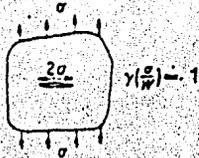
$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3.4)$$

donde a es el largo de la grieta, W es una dimensión carac-
terística y $Y\left(\frac{a}{W}\right)$ es una función de forma que define K_I pa-
ra el cuerpo en consideración.

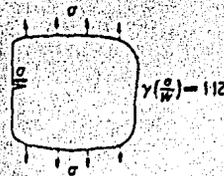
La figura 3.3. muestra tres configuraciones con su co-
rrespondiente valor de $Y\left(\frac{a}{W}\right)$. De este modo, por ejemplo, -
una prueba de fractura de una probeta cargada en tres pun -
tos podría ser interpretada por la sustitución del valor -
apropiado de $\left(\frac{a}{W}\right)$ en el polinomio para $Y\left(\frac{a}{W}\right)$, (fig 3.3c)
conociendo la carga a la fractura y así determinar el valor
de K_{IC} . Alternativamente, si es necesario conocer la pro-
fundidad máxima permisible de un defecto superficial en un-
componente grueso (pues, como se verá en el siguiente capí-
tulo un espesor considerable implica, por lo general, defor-
mación plana) sujeto a esfuerzo uniforme, se hace uso de la
solución dada en la fig 3.3b. Aquí el factor de intensidad-
de esfuerzos está dado por

$$K_I = 1.12\sigma \sqrt{\pi a} \quad (3.5)$$

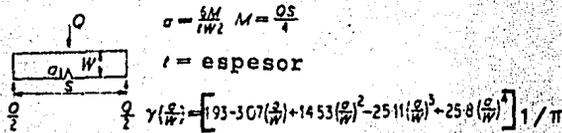
En consecuencia conocidos K_T (determinados por una prueba apropiada de fractura) y el nivel de esfuerzo aplicado, es posible determinar el valor crítico de la profundidad de la grieta.



a) Grieta aislada en una placa infinita.



b) Grieta superficial en una placa semi infinita.



c) Grieta superficial en una probeta a flexión.

Fig. 3.3. Factor de forma para varias configuraciones de grietas.

En suma, la teoría del factor de intensidad de esfuerzos dice que las sollicitaciones mecánicas en la vecindad inmediata al borde de la grieta tienen una distribución única, independiente de las condiciones de carga o configuración geométrica.

El evento de fractura se interpreta como la consecución del valor crítico del factor de intensidad de esfuerzos K_{IC} . El conocimiento de K_{IC} proporciona un medio para conocer y

precidir el comportamiento a la fractura de las estructuras reales. Así también es posible conocer mediante pruebas adecuadas, la sensibilidad de las estructuras de ingeniería ante fenómenos tales como agrietado por corrosión bajo tensión, prediciéndose el comportamiento del material en términos del factor de intensidad de esfuerzos.

1. IRWIN, G.R. Analysis of stresses and strains near the end of crack transversing a plate. *Int. Appl. Mech.*, Vol 24, pp 361 (1957).
2. IRWIN, G.R., Relation of stresses near a crack to the crack extension force, 9th Int. Congr. Appl. Mech. Brussels, (1957).
3. LIV. H.W. Discussion in Fracture Toughness Testing and its applications, ASTM STP 381, Philadelphia, (1965).

4.- LA TENACIDAD A LA FRACTURA DE LOS METALES

La mecánica de la fractura es de gran importancia por que posibilita la obtención de relaciones cuantitativas entre los esfuerzos aplicados para causar falla y el tamaño de cualquier defecto o pregrieta presentes en el material. En esta parte se mencionarán los fundamentos de la mecánica de la fractura de los metales.

4.1. MODIFICACIONES A LA TEORIA DE GRIFFITH

Como se vió en la sección 1.3, los metales, aún presentando una falla "completamente frágil" tienen una capa en la que se observan, con ayuda de microscopía electrónica o fractografía, indicios de deformación plástica, por lo que la ecuación de Griffith no puede ser aplicable a ellas.

Esta situación fue considerada por Orowan¹, quien sugirió que la ecuación de Griffith podría extenderse a los metales si se considera en ella un término γ_p que exprese el trabajo plástico requerido para la extensión de la grieta de la siguiente manera:

$$\sigma_f = \left[\frac{E(2\gamma + \gamma_p)}{\alpha \pi a} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4.1)$$

donde a = la mitad del largo de la grieta

$\alpha = 1$ para esfuerzo plano y $\alpha = (1-\nu^2)$ para deforma -

ción plana. Al conocer los valores aproximados de γ y γ_p ($\gamma=10^3$ ergs/cm² $\gamma_p \approx 10^5$ a 10^6 ergs/cm²) se nota que $\gamma_p \gg \gamma$, por lo que, eliminando γ de la ecuación (4.1) se comete un error apenas apreciable quedando:

$$\sigma_f = \left(\frac{E \gamma_p}{\alpha \eta a} \right)^{1/2}$$

en un cuerpo infinito, conteniendo una grieta central de largo $2a$, la ecuación de Griffith establece que la fractura elástica ocurrirá al valor crítico de la energía liberada por unidad de espesor o fuerza de ampliación de la grieta "G" dando

$$G = 2\gamma \quad (4.3)$$

donde 2γ es el trabajo elástico hasta la fractura. También se ha establecido que para metales que tienden a alejarse del comportamiento frágil la fractura está dada por un valor crítico de G , parte de la cual se manifiesta como energía no recuperable en forma de deformación plástica, debida principalmente, a las dislocaciones y una pequeñísima parte como energía útil para crear una nueva superficie

$$G_c = 2\gamma + \gamma_p \approx \gamma_p \quad (4.4)$$

Con esta relación y las ecuaciones (4.1) y (4.2) se llega a

$$\sigma_f = \frac{E G_c}{\pi \alpha a} \quad (4.5)$$

y sustituyendo en la ecuación (3.3)

$$K_c = \sigma_f (\pi a)^{\frac{1}{2}} \quad (4.6)$$

Como una primera aproximación el esfuerzo de falla está dado por la ecuación (4.6) donde el valor crítico del factor de intensidad de esfuerzos K_c se le conoce como TENACIDAD A LA FRACTURA DEL MATERIAL.

En la siguiente sección se verá que fuera de la mecánica de la fractura lineal-elástica, es necesario hacer una corrección de zona plástica r como $K' = \sigma_{app} [(a+r_y)]^{\frac{1}{2}}$, donde

$$r_y = \frac{K^2}{2\pi \sigma_y^2} \quad (4.7)$$

4.2. ESTADO DE ESFUERZOS ELASTOPLASTICOS

Para materiales de baja resistencia ($\sigma_y < 70 \text{ Kg/mm}^2$) - como materiales estructurales, se obtienen resultados válidos con estudios de tenacidad a la fractura lineal-elástica únicamente a muy bajas temperaturas, en secciones muy gruesas.

sas o a altas velocidades de deformación.

Un método adecuado para calcular la distribución de esfuerzos en un cuerpo infinito conteniendo una grieta central cargado en tracción en la que se modela la zona plástica como una distribución continua de dislocaciones, es suponer que la grieta se encuentra en equilibrio con la zona plástica de largo d_y (esto es: está a punto de propagarse) bajo un esfuerzo σ_{app} cuando

$$\frac{a}{a + d_y} = \cos \frac{\pi \sigma_{app}}{2\sigma_y} \quad (4.8)$$

Ahora, si se tiene un estado generalizado de fluencia - en la punta de la grieta ($\sigma_{app} > \sigma_y$) se sabe que

$$d_y = \frac{\pi^2}{8} \cdot \frac{\sigma_{app}^2}{\sigma_y^2} a$$

Basándose en lo que se vió anteriormente ($K^2 = \sigma_{app}^2 \pi a$) - se obtiene ahora

$$d_y = \frac{\pi}{8} \frac{K^2}{\sigma_y^2} \quad (4.9)$$

Si se compara esta ecuación con la (4.7) se puede constatar que d_y es aproximadamente el doble de r_y .

Una diferencia notable en el estado de esfuerzos elastoplásticos es que hay una pequeña apertura en la punta de -

la grieta, que no ocurre para un estado de esfuerzos elásticos. Se conoce a esta apertura " δ " como desplazamiento de apertura de la grieta* (COD), el cual, para una grieta de largo " a " en una zona plástica de una placa de espesor infinitamente delgado (esfuerzo plano) sujeta a un esfuerzo σ_{app} , está dado por

$$\delta = \frac{8}{\pi} \cdot \frac{\sigma_y}{E} a \ln \sec \frac{\pi \sigma_{app}}{2\sigma_y} \quad (4.10)$$

De manera similar al factor de intensidad de esfuerzos o a la fuerza de extensión de la grieta, utilizando el parámetro COD se puede postular un criterio alternativo de fractura si se supone que ésta ocurre cuando se llega al valor crítico de COD ($\sigma = \sigma_c$). El esfuerzo de fractura para una longitud de grieta a será entonces el valor de σ_{app} requerido para producir el desplazamiento crítico.

El argumento se basa en que, para pequeños valores de σ_{app}/σ_y (fracturas cuasielásticas) la ecuación (4.10) se puede escribir, extendiendo el término secante y conservando únicamente el primer término:

$$\delta_c = \frac{\sigma_{app}^2 \pi a}{\sigma_y E} \quad (4.11)$$

* Del inglés Crack Opening Displacement.

o también

$$\sigma_f = \frac{E}{\eta_a} \sigma_y \delta_c \quad (4.12)$$

Tal ecuación es equivalente a la (4.5) si $G_c = \sigma_y \delta_c$. Con esta identidad se corrobora que el trabajo hecho por unidad de espesor " G_c " para un avance de grieta δ es efectuado por una fuerza por unidad de espesor $\sigma_y \delta$ moviéndose un desplazamiento δ_c . Existen algunos problemas para señalar si es que la extensión de la grieta ocurre de manera inestable a un valor crítico δ_c , puesto que lo que controla la grieta es la liberación de la energía elástica y no la acumulación de trabajo plástico, por lo que sería razonable esperar que la liberación de energía elástica sea tan grande como lo sea δ_c cuando σ_{app} se incrementa. Este no parecer el caso para esfuerzo plano en una grieta en fluencia en un campo infinito. En este caso el valor mayor de G depende por completo de que se produzca una zona plástica más grande.

Para el caso más estudiado y aplicado de esfuerzos elasto-plásticos en deformación plana, Rice² efectuó algunos estudios por medio del método del elemento finito, usando unos elementos con punta de grieta especial en los que se manifiesta una distribución de esfuerzos cortantes adecuada, de los que se obtienen formas similares a las ecuaciones dadas anteriormente.

Mediante el método del elemento finito, Rice obtuvo que para fluencia a pequeña escala la máxima extensión de la zona plástica R_Y está dada por

$$R_Y = 0.155 \frac{K^2}{\sigma_Y^2} \quad (4.13)$$

la cual es similar a la ecuación (4.9) por lo que δ está dada por

$$\delta = 0.49 \frac{K^2}{\sigma_Y E} \quad (4.14)$$

El efecto de las restricciones geométricas finitas sobre algunos resultados ha sido estudiado por Carlsson y Larsson³ para probetas estandarizadas por ASTM o BSI. Ellos encontraron que el estado de esfuerzos no está dado por un valor simple de K , el cual afecta el tamaño de la zona, puesto que el efecto principal no proviene de la desviación del esfuerzo a través del plano de la grieta sino del grado de biaxialidad inducido por el esfuerzo principal actuando perpendicular a la grieta. Según Rice⁴, los efectos sobre el tamaño de la zona en las probetas es bastante grande y da lugar a errores al evaluar algunos parámetros, excepto el COD, en el que se tiene una variación menor.

Se han hecho intentos para calcular los esfuerzos de fractura para cuerpos en estado de esfuerzo plano, cuando la plasticidad que precede a la fractura es más pequeña que la correspondiente a un estado generalizado de fluencia por dos

caminos; uno de ellos involucra el uso de COD, ya mencionado, el otro camino para encontrar los esfuerzos de fractura es con "J-integral". La técnica de J-integral elimina la necesidad de describir el comportamiento del material cerca de la punta de la grieta, considerando la energía de deformación promedio en su área alrededor de la grieta. Se puede considerar que al igual que K_{IC} es una propiedad del material lineal-elástico, J-integral también lo es para un material elastoplástico. J-integral, también llamado tensor de momentum de energía, señala, para deformación elástica no lineal, la razón de la energía potencial que se libera a medida que se extiende la grieta alrededor de cualquier contorno elegido, tomando dentro del cálculo no únicamente cambios en la cantidad de energía almacenada sino cualquier trabajo hecho por fuerzas actuando sobre el contorno. Ultimamente se han hecho cálculos para usar el J-integral con el objeto de encontrar la energía que se libera en el caso elastoplástico. Para pequeñas escalas de cedenencia la zona plástica no tiene influencia considerable, de manera que, cuando la región no lineal tiende a cero $J \rightarrow G$, pero para encontrar esfuerzos de fractura muy altos por medio de un valor crítico de J existen algunos problemas, puesto que la energía liberada de una zona plástica es completamente diferente a la de una región no lineal-elástica al mismo nivel de deformación; sin embargo se han logrado buenos resultados experimentales de la técnica de J_c .

4.3. IMPORTANCIA DEL ESPESOR DE LA PROBETA

Hasta ahora, se han mencionado los casos ideales de esfuerzo plano y deformación plana, también se han comentado lo referente a deformación elastoplástica, pero no se ha tratado explícitamente el efecto de los esfuerzos triaxiales, - tal efecto se visualiza haciendo referencia a la figura 4.1, de la que se puede conocer el efecto del espesor de la pieza para encontrar el valor de G_c . En la región A el esfuerzo a lo largo de ella es pequeño, la deformación plástica se concentra sobre planos a 45° con respecto al eje de los esfuerzos principales y la fractura ocurre por el mecanismo de deslizamiento. En la región C la proporción del borde en corte (región de esfuerzo plano) es insignificante con respecto al espesor de la región central (deformación plana) y la fractura ocurre principalmente por el mecanismo de despegue. Esta forma de fractura podría ser producida por clivaje o del modo intergranular en determinadas condiciones.

Las normas basadas en resultados similares a los de la figura 4.1. especifican que

$$B > 2.5 \left(\frac{K_{1C}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4.15)$$

para asegurar que la tenacidad corresponde a deformación plana. Sin embargo la mera consecución de deformación plana no garantiza que la fractura sea frágil, puesto que la deforma-

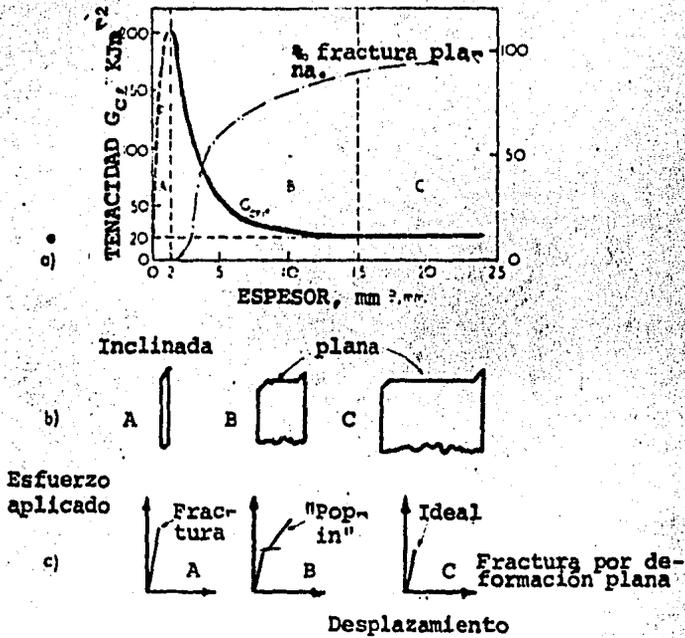


Fig.4.1. a) Variación de la tenacidad G_c con el espesor B , para una aleación Zn Al Mg.

b) Perfiles esquemáticos de fractura.

c) Curvas correspondientes esfuerzo-desplazamiento.

ción plástica en la punta de la grieta es el factor de mayor peso en el modo de fractura.

En la región B, la probeta se comporta de manera semejante a una lámina, en la cual tanto la forma plana (fractura cuadrada) como la inclinada (esfuerzo plano) contribuyen significativamente a la tenacidad que presenta la probeta.

En dicha región se produce una pequeñísima cantidad de fractura cuadrada a carga baja con "túneles de despegue" en el centro de la probeta. En esta zona se restringe la propagación catastrófica por la necesidad del material de continuar deformándose en los extremos de las regiones con esfuerzo plano, las cuales no pueden fracturarse a bajos valores de carga o desplazamiento.

En el momento en el que el desplazamiento aumenta repentinamente se dibuja en la gráfica un punto (P_s) conocido como "pop-in", disminuyendo la pendiente de la curva carga-desplazamiento y observándose "levantones" de curvatura grande, producidos por el cambio repentino de comportamiento elástico a plástico del material a la fractura.

Existen altas probabilidades de incurrir en un error al tratar de evaluar la tenacidad de un material en la región B cuando se tiene una grieta muy pequeña propagándose lentamente, pues el punto de falla, en muchas ocasiones es difícil de deducir, dando como resultado una subestimación de la tenacidad del material; por esta razón es conveniente efectuar el procedimiento en base a la norma correspondiente.

4.4. MECANISMOS DE FRACTURA.

Con la experiencia se ha visto que es conveniente divi

dir la fractura, durante los procesos de agrietado y ruptura en dos categorías, fractura frágil por clivaje y fractura dúctil por un mecanismo conocido como coalescencia de huecos en el que va implícito el deslizamiento.

Para los aceros suaves la fractura por clivaje depende, tanto de la iniciación como de la propagación de las microgrietas, formadas por lo general en los carburos de los límites de grano.

A temperaturas moderadamente bajas las microgrietas se inician por interacción de dislocaciones, según los mecanismos de Zener y Cottrell mencionados en el capítulo 1, por lo que el criterio de fractura para una región plástica viene a ser, simplemente la consecución de un esfuerzo tensil local suficiente (σ_f) para propagar la microgrieta a través de los granos de ferrita. Se puede deducir un valor de K_{IC} para fractura por clivaje asociando un valor de σ_f en un núcleo apropiado (carburo agrietado) a una distancia fija delante del frente de la grieta de tal manera que, si se conoce la magnitud del esfuerzo de cedencia se puede deducir el tamaño de la zona en fluencia requerido para elevar el esfuerzo tensil a la magnitud crítica basándose en los resultados del método del elemento finito de Tracey⁶ (fig. 4.2)

Tomando como distancia crítica uno o dos diámetros de

grano, Ritchie, Rice y Knott⁷ calcularon valores de K_{1C} en función de la temperatura para un acero suave de alto contenido de nitrógeno. Estos valores calculados se comparan con valores experimentales en la fig. 4.3. Se puede observar que el modelo usado por Ritchie y colaboradores tiene un gran apego a los valores experimentales; si bien su éxito estaría en una correcta distribución estadística de los núcleos de carburos, encontrándose un ajuste excelente para una longitud crítica de grieta de dos diámetros de grano.

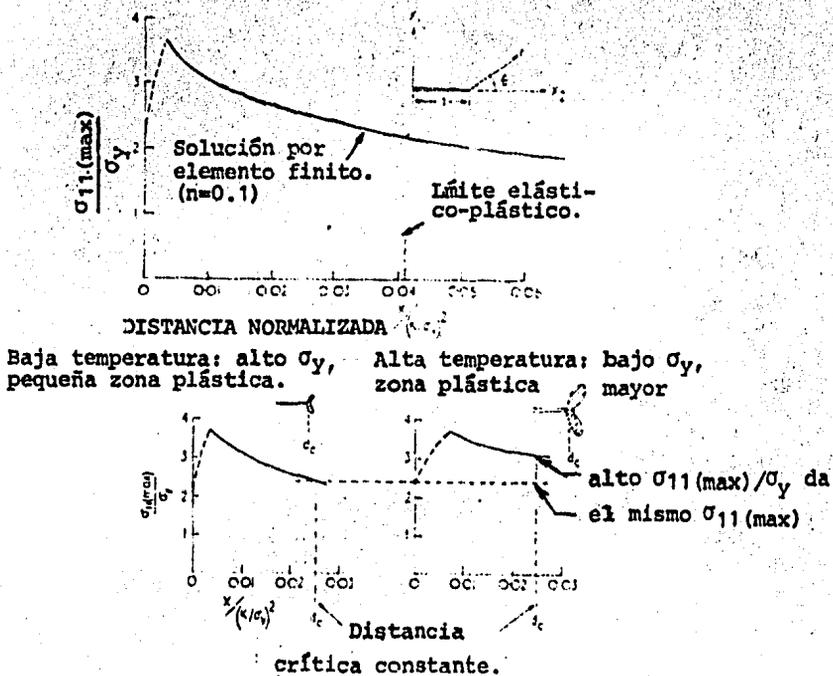


Fig.4.2. a) Distribución de esfuerzos σ_{11} delante de la punta de la grieta bajo cedencia a pequeña escala.
b) Explicación esquemática del modelo de Ritchie, Rice y Knott. Se necesita una zona plástica más grande a altas temperaturas para obtener el mismo esfuerzo ten sil.

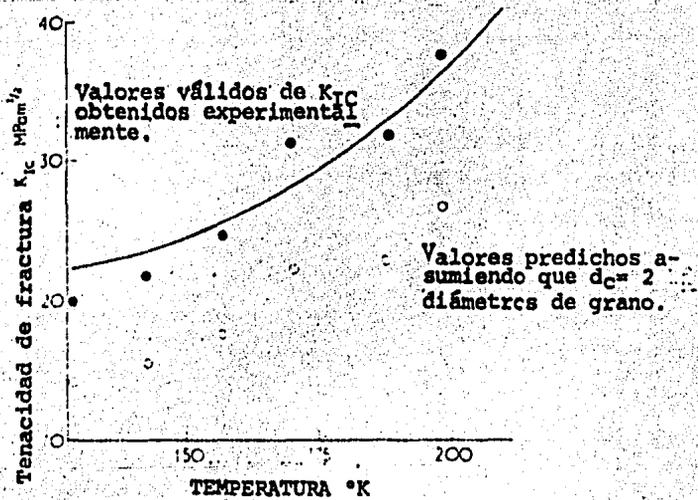


Fig.4.3. Predicciones del modelo de Ritchie, Rice y Knott comparadas con resultados experimentales de K_{IC} .

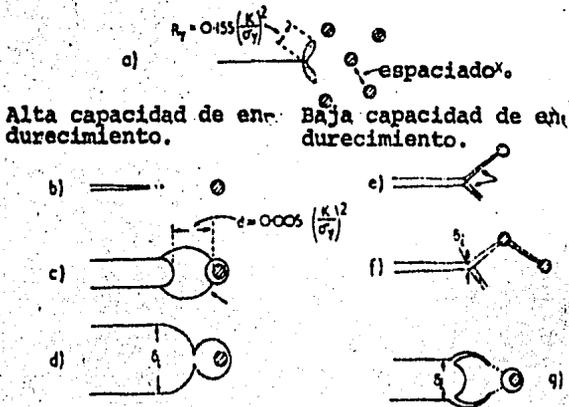


Fig.4.4. Modos de separación por fractura dúctil.
a) Esquema de extremos de grietas e inclusiones.

b), c), d) Formación del cuello interno.

e), f) Decohesión por corte.

g) Fin de la formación del cuello, dando fracturas por corte en las líneas de deslizamiento.

El modelo se usó también para calcular K_{1C} para un recipiente de acero a presión utilizando probetas pequeñas.

El problema con ellas es que el esfuerzo triaxial da como resultado cedencia macroscópica aún a temperaturas relativamente bajas, por lo que la transición de dúctil a frágil no es igual en probetas grandes que en pequeñas.

Cuando la fractura es producida por un mecanismo fibroso, la inestabilidad ya no va a la par con la primera extensión de la grieta durante su propagación. En un material moderadamente dúctil que posee alta capacidad de endurecimiento por trabajo, una vez que se ha producido una microgrieta, ésta se puede propagar por el mecanismo de coalescencia de huecos, también conocido como mecanismo de capas de oquedades. En el capítulo 1 se mencionó brevemente este mecanismo, pero es necesario comentar más al respecto: La concentración de esfuerzos en los extremos de la grieta localiza la deformación plástica de estas regiones en bandas de cizallamiento que forman ángulos de 30° a 40° con respecto al eje de esfuerzos. Debido a que la deformación dentro de las bandas es muy intensa, éstas se llenan de oquedades, Según crecen los huecos en estas bandas, golpean al azar unas con

otras resultando que una capa de oquedades se divide en dos y la grieta avanza a partir de la inclusión más cercana por un cuello interno como se muestra en la fig. 4.4.

1. OROWAN, E., "Fracture and strength of solids", Rep. Prog. Phys., Vol 12, pp 185, (1949)
2. RICE, J.R., "Crack plasticity and fracture initiation criteria", - Third International Congress on Fractures, paper 441, Munich, (1973) .
3. LARSSON, S.G. y Carlsson, A.J. "Influence of non singular stress terms on small scale yielding at crack tips in elastic-plastic material", Third Int. Conf. on fracture, Munich, (1973)
4. RICE, J.R. "Limitations to the small-scale yielding approximation for crack tip plasticity". Jnl. Mech. Phys. Solids, pp 17 Vol 22 (1974)
5. BEAGLEY, J.A. y LANDES, J.D. " The effect of specimen geometry on JIC "ASTM STP 514, pp 24-39, (1972).
6. TRACEY, D.M., Ph. D. Thesis, Brown University, (1973).
7. RITCHIE, R.O., RICE, JR. Y KNOTT, J.F. "On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel". Jnl. Mech. Phys. Solids. Vol 21, pp 395, (1973).

5 MECANICA DE LA FRACTURA DE MATERIALES DE BAJA RESISTENCIA

La Mecánica de la fractura aplicada a materiales de baja resistencia, también llamada Mecánica de la fractura " en fluencia " trata de encontrar una relación entre el esfuerzo aplicado, el tamaño de una grieta y la tenacidad del material, independientemente de la geometría, cuando ocurre la fractura posterior a un grado significativo de fluencia.

El desplazamiento de apertura de la grieta δ y la integral de contorno J son dos caminos para describir los esfuerzos y las deformaciones en el borde de una grieta que se encuentra en una zona en fluencia del material. Ambos conceptos pueden relacionarse de la forma:

$$J = M \sigma_y \delta$$

donde σ_y es el esfuerzo de cedencia uniaxial y M es un factor con valor entre 1 y 2.5.

Tanto uno como otro concepto pueden tomarse como una medida de la severidad de la deformación en la punta de la grieta en un material, considerando que cuando se llega a un valor crítico δ_c o J_c , ocurre la propagación de la falla.

La mecánica de la fractura busca un medio por el cual la fractura que se observa en el laboratorio pueda ser interpretada en términos de una propiedad importantísima del material

como lo es la tenacidad y de aspectos mecánicos tales como el nivel de esfuerzos y la geometría del componente para evitar así falla en estructuras reales.

Tal como la Mecánica de la fractura lineal-elástica se encarga de relacionar el campo de esfuerzo, la deformación y el desplazamiento alrededor del borde de una grieta, la Mecánica de la fractura en fluencia trata de relacionar los campos de deformación y los esfuerzos elastoplásticos en dicha región y establece que si se obtiene un parámetro para una composición, temperatura, velocidad de deformación y medio ambiente dados, el proceso de fractura dependerá de que el parámetro que se consideró alcance el valor crítico.

Los argumentos de la Mecánica de la fractura en fluencia también se basan, en un principio, en los casos idealizados de esfuerzo plano o deformación plana, puesto que como se mencionó en el capítulo anterior la fractura en piezas de espesor disímil ocurre a valores diferentes de tenacidad, teniéndose esfuerzo plano para una pieza de prueba de poco espesor y deformación plana para una gruesa. Se podría fijar como objetivo de esta rama de la Mecánica de la fractura el establecer un modelo simplificado del comportamiento elastoplástico en la punta de la grieta, el cual sirva para propósitos de uso y prevenga la fractura en estructuras reales, basándose en los resultados obtenidos del laboratorio.

A continuación se esbozan las bases de la teoría.

5.1. CAMPOS DE LINEAS DE DESLIZAMIENTO

Es necesario partir de la base de que aún no se conocen soluciones completamente analíticas en relación al campo de esfuerzos elastoplásticos, usando, tanto criterios de fluencia como las leyes de esfuerzo-deformación de la plasticidad incremental.

El primer modelo que intentó abordar el problema fue un modelo simplificado, conocido como análisis rígido-plástico de las líneas de deslizamiento, en el que se tienen grandes deformaciones. Este modelo no toma en cuenta los fenómenos de elasticidad y endurecimiento por trabajo y supone que los materiales deformados plásticamente se mueven en "bloques" rígidos formados por los sistemas de carga a lo largo del máximo esfuerzo cortante. Este método sirve como punto de partida para los problemas de fractura, arguyendo que los esfuerzos triaxiales son altos para patrones de deslizamiento curvos y despreciables para patrones rectos (fig.5.1)

Las soluciones que se obtienen por la teoría del campo de líneas de deslizamiento no proporcionan una medida de la deformación que puede soportar un material para un grado dado de ductilidad, puesto que únicamente se modela la plasticidad del material sin tomar en cuenta los criterios de frac

tura; sin embargo el método se utiliza para resguardar de una falla casi por completo plástica, tanto en cuerpos muescados como no muescados.

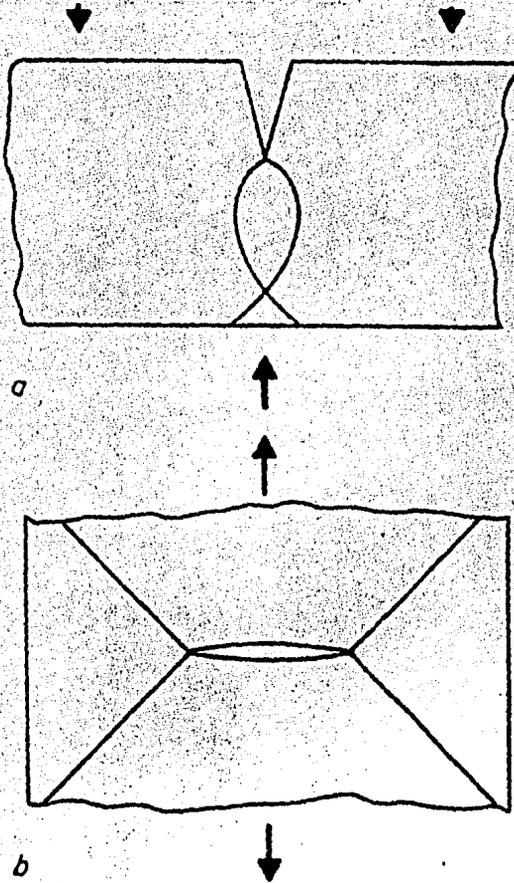


Fig.5.1. Soluciones típicas del campo de líneas de deslizamiento. a) altos esfuerzos triaxiales (patrones curvos). b) líneas de deslizamiento rectas con mínima elevación de esfuerzos en la punta de la muesca.

5.2. TEORIA DEL DESPLAZAMIENTO DE APERTURA DE LA GRIETA (COD) Y SU USO.

Este es un modelo que ha servido como base de los últimos trabajos sobre fractura; toma como base principal la elasticidad lineal, despreciando la plasticidad. Tomándolo estrictamente, es un modelo más burdo que el modelo de las líneas de deslizamiento, pero más útil porque arroja datos más reales y confiables. El modelo COD, propuesto por Dugdale¹, considera una placa infinita con una grieta central de largo $2a$ sujeta a un esfuerzo uniforme σ_{app} aplicado lejos de la falla. La plasticidad en la punta de la grieta se representa por un incremento en el largo de la misma a un valor $2c$ con las caras de la grieta de largo $(c-a)$ limitadas en su apertura por un esfuerzo "restructor" t actuando directamente sobre las caras de la grieta (fig 5.2). Este modelo llamado "strip yield-model" fue interpretado en términos de fractura por Wells², quien estableció que el frente de la ranura sujeta a deformación plástica da una apertura en la punta -el COD- como lo muestra la fig. 5.2. Wells propuso que el COD fuese una medida de la deformación en el borde de la grieta y que la fractura ocurrirá a un valor crítico δ_c .

Posteriormente se obtuvieron relaciones de t con respecto al esfuerzo de cedencia σ_y y al largo de grieta $2c$, para las cuales la zona plástica se expresa en función del largo real $2a$ y del esfuerzo aplicado σ_{app} :

$$\frac{a}{c} = \cos \frac{\pi \sigma_{app}}{2 \sigma_y} \quad (5.1)$$

En los trabajos de Burdekin y Stone³ se obtuvo la ecuación (4.13), dada en el capítulo anterior, de la que

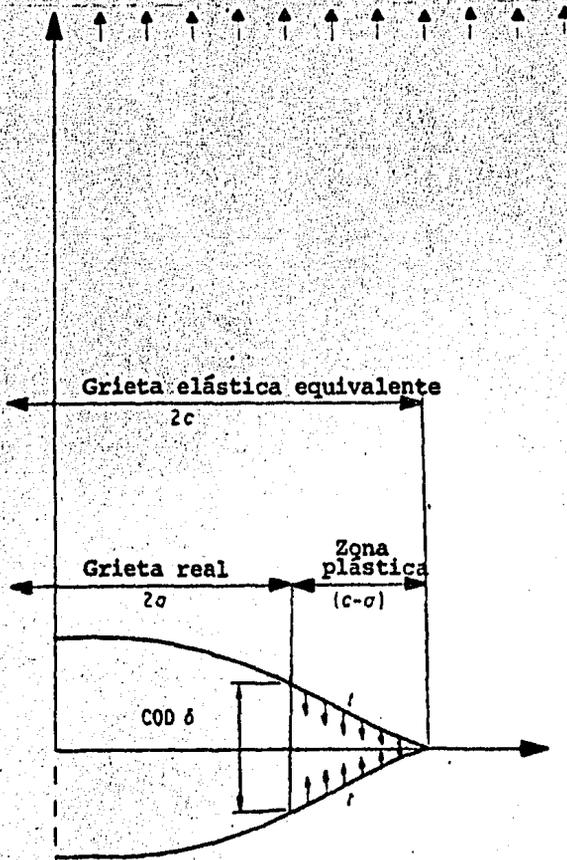


Fig.5.2. COD(modelo Dugdale) para plasticidad en la punta de la grieta.

dedujeron expandiendo el término $\log \sec$ que

$$\delta = \frac{\pi \sigma_{app}^2 a}{E \sigma_y} \left[1 + \frac{\pi^2}{24} \left(\frac{\sigma_{app}}{\sigma_y} \right)^2 \right] \quad (5.2)$$

Recordando que para una placa infinita con largo de grieta $2a$

$$G = \frac{K^2}{E} = \frac{\pi \sigma_{app}^2 a}{E} \quad (5.3)$$

se puede afirmar, entonces, que

$$G = \sigma_y \delta \quad (5.4)$$

Usando el factor de corrección de zona plástica para esfuerzo plano, de manera que el largo efectivo de la grieta sea

$$2c = 2(a + r_y) \quad (5.5)$$

donde $r_y = K^2 / 2\pi\sigma_y^2$, entonces, la expresión modificada de fracturas lineal-elásticas sería.

$$G = \frac{\pi \sigma_{app}^2 a}{E} \left[1 + \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_{app}}{\sigma_y} \right)^2 \right] \quad (5.6)$$

la cual, en combinación con la ec. (5.4) difiere de la (5.2) tan solo por un pequeño incremento en el coeficiente del segundo término.

La relación $G = t\delta$ está acorde con el trabajo necesario para cerrar un elemento de grieta, de manera que, comparando esta relación con la ec (5.4) se obtiene.

$$t = \sigma_y \quad (5.7)$$

lo cual parece ser lógico para el caso de esfuerzo plano. De manera similar se han hecho varios intentos para representar la deformación plana por

$$G = M \sigma_y \delta \quad (5.8)$$

De la que se sugiere, basándose en evidencias experimentales que M=2.1 para que el caso de materiales moderadamente dúctiles sea compatible con el lineal-elástico.

Se ha sugerido también una teoría modificada con

$$t = \sigma_u \quad (5.9)$$

y δ expresado en términos de K usando las ecuaciones (5.3) y (5.4). Este modelo se iguala con el lineal-elástico para materiales frágiles puesto que en este caso $\sigma_y = \sigma_u$.

Una de las desventajas prácticas del modelo de Dugdale es la ausencia de un número significativo de soluciones para piezas de diferente geometría en las que se puedan utilizar-

métodos por computadora.

También es posible hacer estudios elastoplásticos del modelo por medio del método del elemento finito, de los cuales se puede evaluar δ . Los problemas del método estriban en la dificultad para la localización precisa de la punta de la grieta.

Actualmente deben estar en desarrollo algunos métodos y para trabajos futuros será necesario tomarlos en cuenta revisando las últimas publicaciones, pues hasta hace algunos años no se había podido aún verificar si δ_c es constante para un material dado con diferente configuración geométrica (esto es: si es independiente de la geometría)

A partir de que se conoció la relevancia del COD se efectuó un programa exhaustivo auspiciado por el entonces Navy Department Advisory Committee on Structural Steel, del que se concluyó que si se pretenden establecer o encontrar los valores mínimos de tenacidad, es de suma importancia el uso de muescas filosas, por lo general agrietadas por fatiga. Ya que fueron impracticables las medidas en la punta de la grieta por la dificultad de recorrer un extensómetro durante la propagación de la falla se desarrolló un método usando un extensómetro de clip fijado en la superficie de la probeta, en su cara angosta, a ambos lados de la grieta. Para convertir los valores de desplazamiento del extensóme-

tro a medidas reales en la punta de la grieta puede utilizarse una ecuación del tipo

$$\delta_c = \frac{V_c}{1 + k \cdot (a+Z)/(W+a)} \quad (5.10)$$

o similar; donde:

V_c = desplazamiento de apertura en la boca de la muesca (medido por el extensómetro).

Z = distancia entre el extensómetro de clip y la superficie de la probeta.

k = constante de una probeta de geometría particular.

Se ha podido establecer una buena concordancia entre los valores calculados y medidos del COD a la fractura por el método citado, excepto en el rango de la temperatura de transición dúctil-frágil, atribuible en parte a una propagación lenta y estable de la grieta antes de la falla de la probeta. Donde se detectó el efecto que provocaba dispersión en los resultados hubo necesidad de hacer algunas estimaciones, reduciéndolo notablemente. Aún con esto, lo referente a la propagación estable de la grieta sigue teniendo varios aspectos oscuros, aún utilizando el modelo del COD. La iniciación estable de la grieta δ_i (por supuesto partiendo de una grieta ya existente) es un tema de gran interés, puesto que el valor del COD a carga máxima δ_m puede o no coincidir con el crecimiento inestable de la grieta, mientras que δ_i ha mostrado ser un parámetro más

independiente de la geometría y por ende más confiable, pero existe el problema de que, al tratar de evaluarlo existen dificultades debidas a los valores tan pequeños que se manejan, arrojando así, datos irreales del proceso de fractura.

Para que se aceptara el uso del COD en la solución de problemas reales fue necesario obtener un método completo de diseño.

Los primeros procedimientos de prueba utilizaron pruebas TPB con muesca profunda en las que el nivel de esfuerzos es bastante elevado induciéndose triaxialidad en el material.

Burdekin y Dawes desarrollaron una curva para el diseño relacionado un COD adimensional $\phi = 6/2\pi e_y a$ con la deformación nominal aplicada e/ey con un grado tal de seguridad que los datos de prueba caen por lo general sobre el lado inferior de la curva (fig 5.3.). Por supuesto la curva será más conservadora para algunas aplicaciones que para otras, pero esto es inevitable con una curva de desarrollo tan simple como lo es la que se muestra a continuación.

Una aplicación en las que más se utiliza esta curva de diseño es para la obtención de la magnitud de falla tolerable \bar{a} , calculada de

$$\bar{a} = (1/2\pi\phi) \left(\frac{\delta}{e_y} \right) \quad (5.11)$$

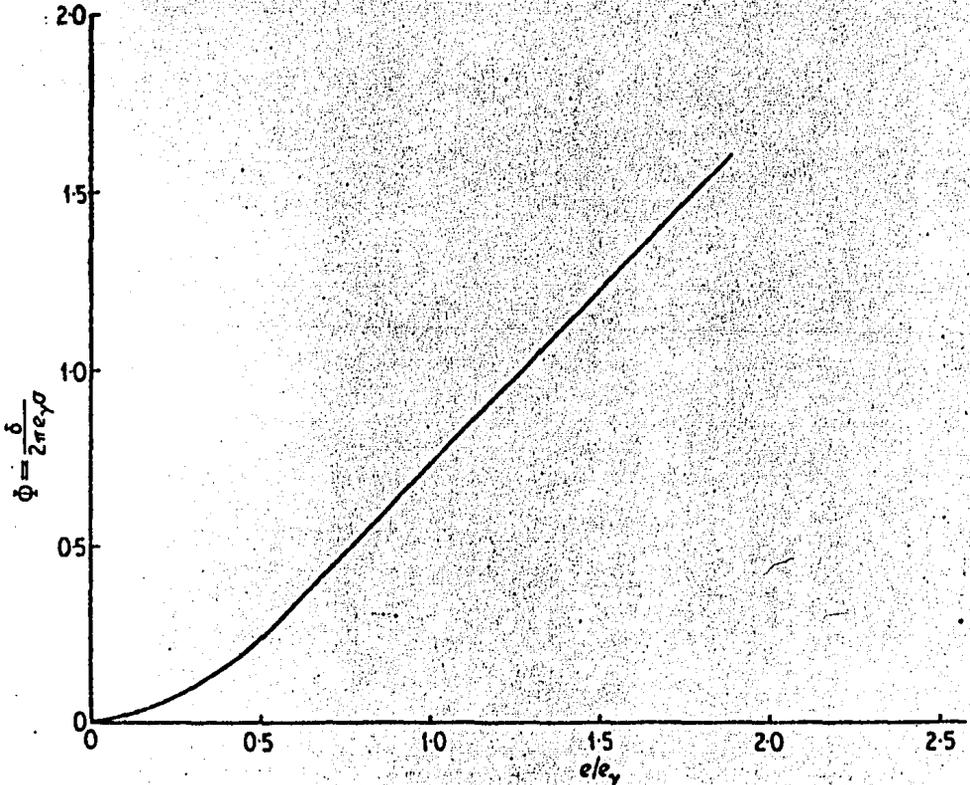


Fig.5.3.COD adimensional en función de deformación adimensional.

que, como se verá más adelante, puede manejarse en otros términos, reduciendo la dificultad de la interpretación.

5.3 LA INTEGRAL DE CONTORNO (J-Integral)

El tercer modelo que se ha propuesto para el análisis-

elastoplástico en la punta de la grieta es la integral de contorno, el cual fue formulado por Rice⁵, definiéndolo como:

$$J = \int_{\Gamma} w \, dy - T_i \frac{du_i}{dx} \, ds \quad (5.12)$$

para una grieta alineada en la dirección x ; donde T es cualquier contorno desde la cara inferior de la grieta hasta la superior, en sentido antihorario; S es el camino más largo a través de este contorno; w es la densidad de energía de deformación e igual a $\int_0^e \sigma_{ij} \, de_{ij}$ y $T_i \, du_i$ son términos de trabajo cuando las componentes de tracción de la superficie en el camino del contorno T_i se mueven a través de los desplazamientos du_i . La peculiaridad de la integral es que mostró ser independiente del camino elegido para una grieta con caras libres de esfuerzos.

Para un material no lineal-elástico se igualó J con la razón de energía potencial liberada con respecto al avance de la grieta (sobre un espesor unitario).

$$J = - \frac{dU_p}{da} \quad (5.13)$$

Dimensionalmente, se pueden comparar y concluir que J es igual al término G de la ecuación de Griffith, recordando que G implica un comportamiento lineal elástico, mientras que J implica comportamiento no lineal elástico.

Otro camino para describir el modelo de J-integral fue definido por Mc Clintock⁶, quien, para las expresiones de los factores de intensidad de esfuerzo plástico y deformación siguientes

$$\begin{aligned} \sigma &\propto \frac{\sigma(\theta)}{r^{1/N+1}} \\ \epsilon &\propto \frac{\epsilon(\theta)}{r^{N/N+1}} \end{aligned} \quad (5.14)$$

(donde N es una ley de endurecimiento por deformación dada; r y θ son las coordenadas polares referidas a la punta de la grieta y ϵ^P es la componente plástica de la deformación) de dujo el factor de proporcionalidad α

$$\alpha = (JE/\sigma_y^2 I A)^{1/N+1} \quad (5.15)$$

donde I es una constante que depende de N y A es una constante de una ley de esfuerzo - deformación no lineal de la forma $\epsilon^P/\epsilon_y = A(\sigma/\sigma_y)$, de manera que para una ley de endurecimiento N, E y σ_y dados, los esfuerzos en la punta de la grieta son función de J. Para el caso de endurecimiento por trabajo nulo (N+1) se observa que las potencias de r de la ecuación (5.14) resultan iguales a -1, tal como en el caso lineal-elástico.

El significado físico de J como velocidad de liberación de energía [ec. (5.13)] se pierde, puesto que la energía representada por dU_p/da no es útil para la propagación de la grieta, puesto que ha sido disipada en deformación

plástica durante la carga con una contribución pequeñísima para la creación de las nuevas superficies.

El valor de J puede establecerse, cuantitativamente de

$$J = \frac{d\omega}{Bda} \quad (5.16)$$

donde ω es el trabajo hecho, identificado como el área bajo la curva carga-deflexión en piezas que se deforman plásticamente, todas ellas con una grieta inicial sucesivamente más grande. Aquí es necesario hacer constar, de nuevo, que este término es una velocidad de absorción de trabajo por la grieta y no una energía útil en la propagación de la misma.

La determinación de J para una geometría dada puede hacerse por métodos analíticos, por computadora o experimentales. Los métodos por computadora están basados en el método del elemento finito para dos dimensiones.

Con referencia a los valores calculados y medidos, en la fig. 5.4. se muestra la variación de J , en forma adimensional (Y^*) con la carga aplicada P , también de forma adimensional ($P/B W \sigma_y$).

Se puede observar que los valores iniciales corresponden a los obtenidos para el caso lineal-elástico; poste

riormente, los valores difieren en una pequeña cantidad, tomando un factor de corrección de zona plástica para el caso lineal-elástico y por último, la gráfica se curva en una zona conforme la plasticidad se extiende a toda la sección.

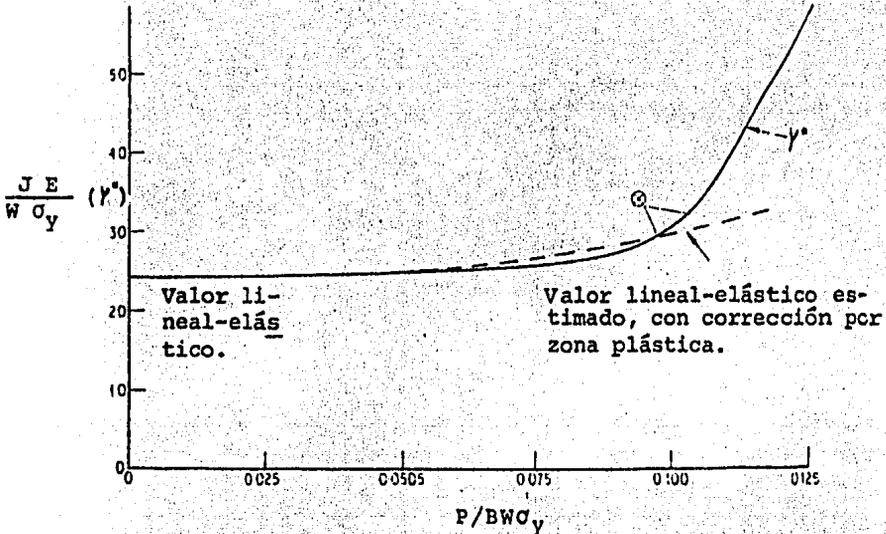


Fig5.4. Variación de J adimensional ($JE/W\sigma_y$) con la carga.

El punto marcado con \bullet coincide con el de la figura 5.5, en la que se observa un punto en el que la gráfica carga-desplazamiento cambia de dirección en un punto que podría ser el límite de carga para un material ideal no endurecido.

Haciendo referencia nuevamente a la fig. 5.4, en la región cercana a la lineal, J se puede estimar, con un error muy pequeño, de la ecuación:

$$J = \frac{K^2}{E} \tag{5.17}$$

para la que K se encuentra de

$$K = Y \left(\frac{a}{W} \right) \sigma_{app} \sqrt{a+r_y}$$

donde $Y\left(\frac{a}{W}\right)$ es un factor que depende de la geometría de la pieza, r_y es el factor de corrección de zona plástica y $E' = E/(1-\nu^2)$

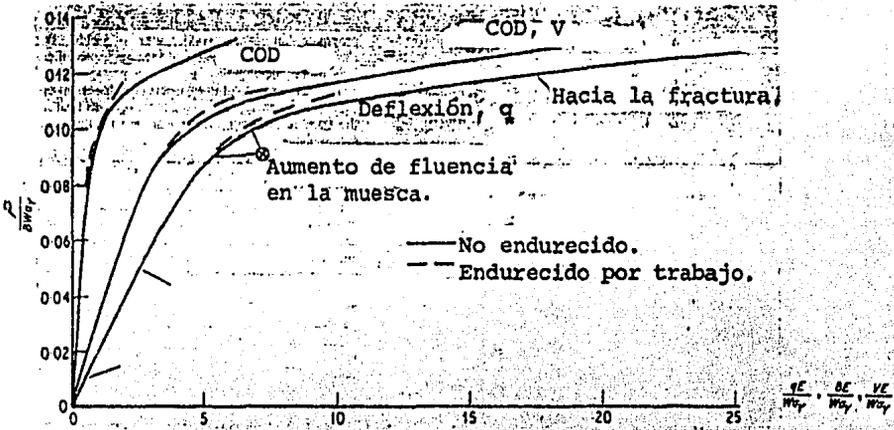


Fig.5.5. Aspectos de las curvas carga-desplazamiento correspondientes al desarrollo de la zona plástica y crecimiento de J.

En la zona adyacente, donde se incrementa rápidamente la pendiente, ésta puede estimarse despreciando la elasticidad de la siguiente manera:

$$\omega = P_L V \tag{5.18}$$

donde P_L es el límite de carga, el cual se puede conocer para una geometría dada. Sustituyendo (5.18) en (5.13)

$$\frac{dJ}{dV} = - \frac{1}{B} \frac{dP_L}{da}$$

En el primer uso experimental, J se evaluó como una función del desplazamiento, tomado de medidas no lineales de carga-deflexión (fig.5.4) usando la relación $J = - \frac{d\omega}{Bda}$. Esta técnica es lenta y tediosa, pero proporciona valores adecuados de J . Los trabajos más recientes se basan en la relación

$$J = 2\omega/B (W-a) \quad (5.19)$$

que resultó de probetas TPB profundamente agrietadas, donde ω es el trabajo efectuado a algunos desplazamientos fijos. Se ha evaluado esta relación, encontrando que los resultados calculados concuerdan con los valores de la integral de contorno, pero la limitación de la ec.(5.19) estriba en que se aplica a pocas configuraciones de probetas.

Tal como en el COD, aún falta saber si el concepto de J es válido para crecimiento estable bajo condiciones elastoplásticas.

Las medidas de tenacidad en términos de J se han concentrado a fractura bajo deformación plana, extrapolando los valores para la obtención del K_{Ic} , como se verá más adelante. Usando la mecánica de la fractura en fluencia se per

mite la plasticidad en el plano con el uso de J; con esto se deduce que el criterio para el espesor de la probeta es mucho menos riguroso para la medida de la tenacidad mínima en deformación plana J_{IC} . Las condiciones sugeridas son: $B > 25 J_{IC} / \sigma_y$ a $B > 50 J_{IC} / \sigma_y$. Estas condiciones permiten utilizar piezas de sección transversal de 10 a 20 mm para la medición de la tenacidad en aceros normales estructurales, que para pruebas válidas lineal-elásticas necesitarían de 50 a 100 mm de grueso o más.

5.4 · DIFERENCIAS ENTRE COD Y J.

Tal como en la ec. (5.8), δ se puede relacionar con J de la siguiente manera

$$J = M \sigma_y \delta \quad (5.20)$$

Algunos estudios de COD en la punta de la grieta y de J por la ec. (5.19) hacen posible la comparación entre J_{IC} y δ_c a la iniciación de la propagación estable de la grieta, obteniéndose $M \approx 2.5$ para grandes ductilidades.

Otras distinciones se basan en el uso que se ha hecho de los dos conceptos, por ejemplo el COD se ha desarrollado principalmente para enfocarlo hacia propósitos de trabajo, en los que se pueda conocer el esfuerzo permisible y/o el tamaño crítico de grieta, mientras que J está encerrado en

una situación en la que sus resultados se utilizan para la derivación de los datos de tenacidad usando probetas más pequeñas que las que normalmente se ocuparían en la mecánica de la fractura líneal-elástica.

Con estas características se ha visto que tanto COD como J ofrecen una descripción razonable de las condiciones en la punta de una grieta elastoplástica y proporcionan una guía cuantitativa para la aceptación o rechazo de fallas de las diferentes estructuras de Ingeniería.

1. DUDGALE, D.S., "Yielding of steels sheets containing slits", Jnl. Mech. Phys. Solids, Vol 8, pp 100, (1960)
2. WELLS, A.A., "Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture". Crack Propagation Symposium, Cranfield, (1961)
3. BURDEKIN, F.M. AND STONE, D.E. Jnl. Strain Analysis, Vol 1, pp 145, (1966).
4. BURDEKIN, F.M. AND DAWES, M.G. "Practical use of linear elastic and yielding fracture mechanics with particular reference to pressure vessels", Proc. Inst. Mech. Engrs., Conf. on "Practical application of fracture mechanics to pressure vessel technology". pp 28, (1971)
5. RICE, J.R. "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks", Jnl. Mech. Phys. Solids, Vol 22, pp 17, (1974)
6. MC CLINTOCK, F., "Fracture, An Advanced Treatise, Ed. Liebowitz, Academic Press, New York, (1971)

6. EVALUACION DE LOS INDICES DE LA TENACIDAD DE LA FRACTURA

Recordando la definición del factor de intensidad de esfuerzos $KN = \sigma \sqrt{\pi a} Y \left(\frac{a}{W}\right)$, donde N = I, II o III indica el modo de desplazamiento relativo de las dos caras de la grieta y $Y \left(\frac{a}{W}\right)$ - el factor de forma - es el parámetro esencial en la determinación del factor de intensidad de esfuerzos, - pues define la forma y la orientación de la grieta y su interacción con alguna frontera; como ejemplo, el factor de forma para una grieta centrada en un cuerpo infinito orientada perpendicularmente al esfuerzo aplicado es 1, tal como se puede apreciar refiriéndose a la figura.

No es objeto del presente trabajo introducirse en la evaluación del factor de forma, ya que esto implica, por lo general profundizarse en problemas matemáticos que conllevan mucho tiempo y espacio. Si acaso, es pertinente mencionarlos a manera de listado con referencias que podrán consultarse - en caso de interés sobre el particular.

La evaluación del factor de intensidad de esfuerzos se puede efectuar por métodos teóricos, dentro de los que sobresalen el método del elemento finito¹, el factor de concentración de esfuerzos², el método analítico³, el método de la variable compleja⁴, el método de las funciones de Green⁵, por modelos de dislocaciones⁶, etc. También es posible calcularlo por métodos experimentales utilizando métodos de fotoelasti-

cidad⁷, de propagación de grietas de fatiga⁸, por interferometría y holografía⁹, el conocido como "compliance", que relaciona la fuerza de extensión de la grieta G con la carga y el área A de la grieta, etc.

De los métodos teóricos, el más utilizado por su gran potencial de solución es el método del elemento finito; éste es el que ha dado mejores resultados cuando se estudia el caso de tres dimensiones. Dentro de los métodos experimentales, los ópticos sobresalen porque pueden utilizarse para analizar el caso en el que se presenta más de un modo de desplazamiento entre las caras de la grieta, el método de propagación de grietas por fatiga tiene la ventaja de poder utilizarse durante el servicio (en el siguiente capítulo se hará mención de su importancia como aplicación práctica de K_{IC} en la propagación de grietas de fatiga). Los métodos experimentales son, por lo general, menos precisos, teniendo errores hasta del 10% en algunos métodos ópticos.

En lo que se refiere al aspecto experimental de la evaluación de la tenacidad a la fractura se cuenta con métodos normalizados que han sido estudiados y propuestos por el "ASTM Committee E 24 on Fracture Testing" y directamente bajo la responsabilidad del "Subcommittee E 24.01 on Fracture Mechanics Test Methods" y del "Subcommittee E 24.08 on Elastic Plastic an Fully Plastic Fracture Mechanics Terminology".

Existen también procedimientos de las normas británicas pero tienen, en esencia, las mismas características que las americanas, por lo tanto es indistinto utilizar unas u otras.

El procedimiento unificado para la obtención de los índices de la tenacidad a la fractura es:

- 1.- Maquinar una muesca en una probeta con las dimensiones especificadas para lograr alta concentración de esfuerzos.
- 2.- La probeta se somete a cargas repetidas de tracción, escogiendo la magnitud y número de ciclos adecuados para la iniciación de una grieta muy aguda, propagándola a un largo deseado.
- 3.- La probeta se carga a tracción o a flexión según sea el caso, y se registra en un graficador la carga contra la apertura de la grieta a ambos lados de la muesca hasta que ocurre la fractura.
- 4.- Se obtienen los parámetros para el cálculo de la tenacidad a partir de las cargas, los desplazamientos y magnitudes de la probeta.

6.1. PROBETAS MAS USUALES

Los tipos principales de probetas que recomiendan, tanto ASTM como BSI son las siguientes:

- a) Probeta a flexión cargada en tres puntos, muescada en un-

extremo (TPB). Estas son las más simples y económicas en cuanto a maquinado, limitándose sus dimensiones como sigue:

$$B = \frac{1}{2}W, a = 0.45W \text{ a } 0.55W \text{ (figura 6.1)*}$$

- b) Probetas compactas a tensión. Estas probetas utilizan menos material pero su costo de maquinado es mayor por la precisión necesaria. Las dimensiones recomendadas son:
 $B = \frac{1}{2}W, a = 0.45 \text{ a } 0.55W$ (esta dimensión incluye muesca maquinada más la grieta de fatiga, para cualquier tipo de probeta), N no debe ser menor que 1.5 mm. pero no mayor que $W/10$. (ver figura 6.2)
- c) Probetas formadas en "C". Es una porción de un cilindro muescado en la parte interior, cargada a tracción por medio de pernos.

Existe una gran variedad de probetas posibles de utilizar para la determinación de la tenacidad, pero en este trabajo no se hará referencia a ellas.

6.2. DETERMINACION DE K_{IC} (basada en la norma ANSI/ASTM E 399-78).

La tenacidad a la fractura en deformación plana K_{IC} es una medida de la resistencia del material a la fractura inestable en un medio ambiente natural bajo condiciones en las que se limita la deformación plástica de la región adyacente a la punta de la grieta; dicha región es pequeña en compara-

* Es posible utilizar otras dimensiones, por ejemplo para la determinación de J_{IC} donde se utilizan largos de grietas mayores.

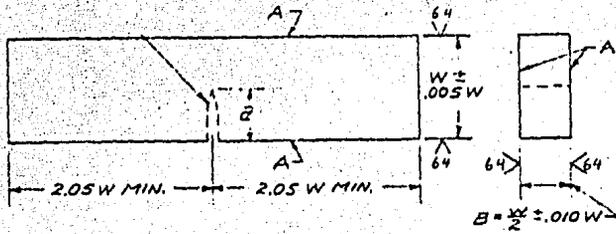


Fig.6.1. Dimensiones propuestas para una probeta a flexión (TPB),

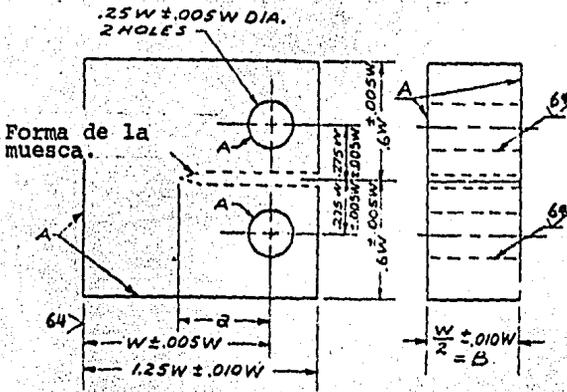


Fig.6.2. Dimensiones para una probeta compacta a tensión.

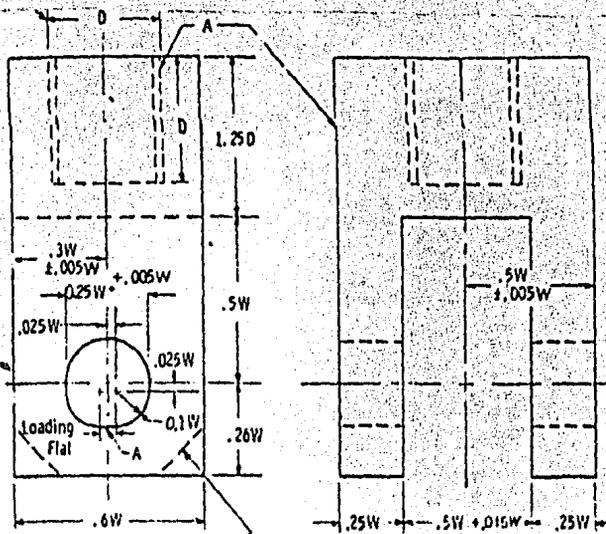


Fig. 6.3. Dimensiones recomendadas de las mordazas de perno y agujero.

ción con el tamaño de la grieta y con el de la probeta en dirección de la propagación de la falla. La grieta debe ser - puntiaguda para inducir severos esfuerzos, de tal manera que en el frente de la grieta se obtenga un estado que se aproxime a la condición triaxial de esfuerzos, que como se mencionó en la sección 1.6 es un factor de gran peso para la propagación inestable de la grieta.

Con esta prueba se trata de determinar el valor mínimo de tenacidad a la fractura que un material puede presentar. - Tal situación se obtiene cuando se logra, en la medida de lo posible, el caso de deformación plana.

El valor de K_{IC} se puede utilizar para estimar la relación entre el esfuerzo de falla y el tamaño crítico del defecto para un material en servicio o para especificaciones - de control de calidad de manufactura. Para este caso sólo se rá posible la determinación de K_{IC} cuando se cuente con materiales que cumplan con las restricciones de dimensión y - forma de la probeta.

El valor de K_{IC} para un material dado es una función de la velocidad de aplicación de la carga y de la temperatura - de la prueba. Se hace necesario comentar que es posible tener extensión de la grieta a valores de intensidad de esfuerzos menores que K_{IC} cuando las cargas actuantes sean cíclicas de manera similar a la relación entre el esfuerzo de

fractura en tracción y el esfuerzo necesario para causar falla en fatiga.

6.2.1. ACCESORIOS PARA EFECTUAR LA PRUEBA

Es necesario contar con un buen dispositivo de registro en el que se pueda graficar la carga contra el desplazamiento a través de la muesca; para esto se debe tener un sensor de carga de suficiente precisión y respuesta instantánea. Así también debe utilizarse un extensómetro que indique muy precisamente el desplazamiento relativo entre las dos caras de la muesca, por lo que debe chequearse con un calibrador de extensómetros antes de su uso.

Los accesorios utilizados para probetas a flexión están diseñados para minimizar errores que pueden surgir de la fricción entre las probetas y los soportes. Estos accesorios son los que se utilizan comúnmente para pruebas de flexión, en los que los rodillos soporte deben de cumplir con ciertas dimensiones y formas normalizadas.

Las mordazas para probetas CTS y formadas en "C" se muestran en la figura 6.3. Tales mordazas, tanto la inferior como la superior cuentan con un arreglo de perno-agujero para permitir que la probeta gire según se aplica la carga.

6.2.2 RESTRICCIONES EN LAS DIMENSIONES DE LAS PROBETAS.

6.2.2.1 ESPESOR

Para suministrar bases adecuadas para la normalización de los procedimientos, los comités ASTM E 24 y BISRA MG/EB colaboraron en programas de prueba para una amplia variedad de materiales llegando a la conclusión de que tanto el espesor "B" y el largo de la grieta "a" deben cumplir con

$$a = B > 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (6.1)$$

para asegurar que se cumplen con la condición de deformación plana, puesto que contando con una probeta suficientemente gruesa es más factible que se desarrollen altos esfuerzos triaxiales evitándose la fluencia y produciéndose fractura por despegue.

La selección inicial de un tamaño adecuado de probeta debe efectuarse tomando en cuenta un valor estimado de K_{IC} . Es recomendable que este valor se tome más grande para la prueba inicial. Ya que se efectuó este paso y se calculó K_{IC} es posible disminuir el tamaño de la probeta al mínimo permisible utilizando la ecuación precedente [ec (6.1)].

6.2.2.2 LONGITUD DE LA GRIETA

La longitud de la grieta maquinada más la de fatiga debe estar dentro del rango de 0.45W a 0.55W. El largo de la

grieta de fatiga debe ser mayor que el 5% del largo total y no menor que 1.3 mm. Para facilitar el agrietado por fatiga a un bajo nivel de esfuerzos el radio de la punta de la grieta maquinada debe ser 0.08 mm o menor, tal como se observa en la figura 6.4 y el ancho N de la muesca debe ser mayor que 1.5 mm pero menor que $W/10$.

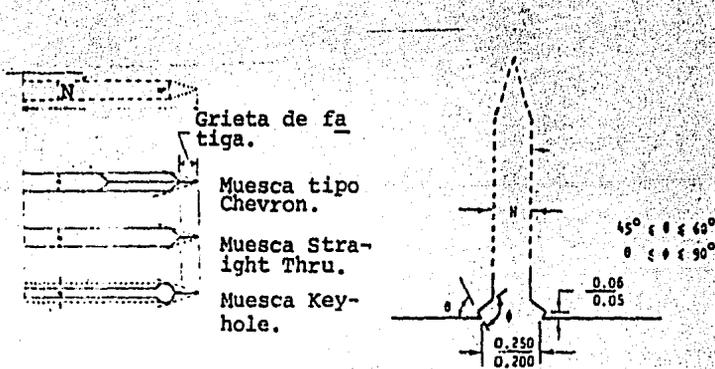


Fig.6.4. Tipos recomendados de muescas y ángulos normalizados utilizados para el agrietado por fatiga.

6.2.3 AGRIETADO POR FATIGA

El agrietado por fatiga debe efectuarse con la probeta en las condiciones (de conformado y tratamiento térmico) en las que se encuentra el material; no es válido hacer un tratamiento térmico después del agrietado.

La relación de la máxima intensidad de esfuerzos del ciclo de fatiga al módulo de Young $K_f(\text{max})/E$ no debe exceder de $32 \times 10^{-5} \text{ m}^{\frac{1}{2}}$. Adicionalmente, $K_f(\text{max})$ no debe exceder del 60% del valor de K_Q determinado en la prueba de tenacidad.

El rango de intensidad de esfuerzos debe ser $0.9 K_f(\text{max})$, al menos; expresado en otros términos: la relación del esfuerzo mínimo al máximo debe estar en el rango de 0 a 0.1.

El factor de intensidad de esfuerzos es función de la configuración de la probeta y se calcula de la siguiente manera:

- Para una probeta a flexión:

$$K = \frac{P S}{B W^{\frac{3}{2}}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (6.2)$$

donde

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left[1.99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2.15 - 3.93 \frac{a}{W} + 2.7 \frac{a^2}{W^2}\right) \right]}{2 \left(1 + \frac{2a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}}$$

P = carga (KN)

B = espesor de probeta (m)

S = distancia entre los centros de los rodillos de apoyo (m)

W = ancho de la sección transversal (m)

a = largo de la grieta (m)

- Para una probeta compacta a tensión

$$K = \left(\frac{P}{BW^{\frac{3}{2}}} \right) f \left(\frac{a}{W} \right) \quad (6.3)$$

donde

$$f \left(\frac{a}{W} \right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W} \right) \left(0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - \frac{13.32a^2}{W^2} + 14.73 \frac{a^3}{W^3} - 5.6 \frac{a^4}{W^4} \right)}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}}}$$

P = carga

B = espesor de la probeta

W = ancho de la probeta

a = largo de la grieta

Para facilidad de cálculo los valores de $f \left(\frac{a}{W} \right)$ se encuentran de las tablas 6.1 y 6.2 para el rango válido de

$$\frac{a}{W}$$

Tabla 6.1 $f(a/W)$
(para una probeta a flexión)

a/W	$f(a/W)$	a/W	$f(a/W)$
0.450	2.29	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	2.43	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	3.14

Tabla 6.2 $f(a/W)$
(para una probeta compacta a tensión)

a/W	$f(a/W)$	a/W	$f(a/W)$
0.450	8.34	0.500	9.66
0.455	8.46	0.505	9.81
0.460	8.58	0.510	9.96
0.465	8.70	0.515	10.12
0.470	8.83	0.520	10.29
0.475	8.96	0.525	10.45
0.480	9.09	0.530	10.63
0.485	9.23	0.535	10.80
0.490	9.37	0.540	10.98
0.495	9.51	0.545	11.17
		0.550	11.36

6.2.4. PROCEDIMIENTO

Antes de iniciar la prueba es necesario medir cuidadosamente la probeta para cálculos posteriores.

6.2.4.1. PROCEDIMIENTO PARA PROBETAS A FLEXION

Colocar la probeta teniendo cuidado de centrarla entre los rodillos soporte; se admite un error máximo de 1% y 2 grados de error al escuadrarla con respecto a los rodillos. Fijar el extensómetro a los lados de la muesca. Finalmente cargar la probeta a una velocidad tal que el factor de intensidad de esfuerzos se encuentre dentro del rango de 0.55 a 2.75 MPa \cdot m^{1/2}/s. que para una probeta con ancho de 25.4 mm equivale a una velocidad de carga entre 0.3 a 1.5 KN/s.

6.2.4.2 PROCEDIMIENTO PARA PROBETAS COMPACTAS

Primeramente se necesita colocar la probeta de manera que se obtenga un alineamiento satisfactorio con respecto a las mordazas, admitiéndose un error en el centrado de la probeta en la mordaza de 0.76 mm. Posteriormente fijar el extensómetro en la probeta. Si se presenta el caso de cuchillas desmontables (figura 6.5) es necesario colocar el extensómetro antes de apretar los tornillos fijadores de las cuchillas. Cargar la probeta a una velocidad comprendida entre el rango de 0.55 a 2.75 MPa·m^{1/2}/s, que corresponde, para una pro

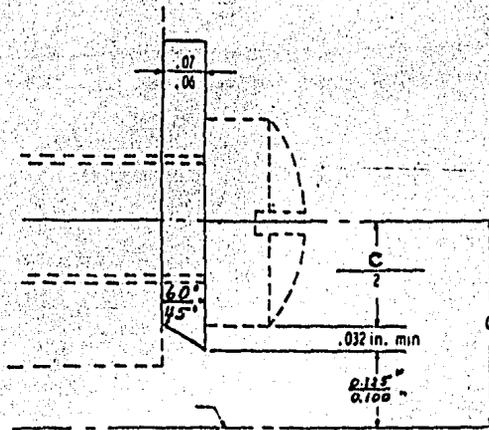


Fig.6.5. Dimensiones recomendadas para las cuchillas desmontables (opcionales).

beta de espesor de 25.4 mm a una velocidad de carga entre 0.34 y 1.7 KN/s.

6.2.5 REGISTRO DE LA PRUEBA

Debe graficarse la carga contra el desplazamiento del extensómetro de manera tal que se tenga una pendiente inicial de 0.7 a 1.5. Es necesario contar para ello con un graficador de suficiente precisión.

6.2.6 CALCULO E INTERPRETACION DE RESULTADOS

El procedimiento es el siguiente:

1.- Dibujar una línea OP_s , tal como se muestra en la figura 6.6, partiendo del origen y con una pendiente menor en un 5% a la parte inicial de la gráfica.

2.- Encontrar la carga P_Q como sigue:

Si la carga en cualquier punto de la gráfica antes de cruzar la línea OP_s es menor a P_s , entonces $P_Q = P_s$ (tipo I).

Si la carga en algún punto de la gráfica es mayor a P_s , entonces ese punto es P_Q (tipos II y III). Si se da el caso en que la pendiente se mantiene constante hasta la fractura, el punto de mayor carga es P_Q .

Los valores de K_{IC} fueron en un principio calculados de la carga en el punto conocido como "Pop-in"; sin embargo, a causa de que muchos materiales no exhiben tal punto fue necesario establecer un procedimiento como el mencionado arriba.

3.- Calcular la relación P_{max} / P_Q , donde P_{max} es la carga-

máxima que la probeta puede sostener. Si esta relación no excede 1.10 se procede a calcular K_Q de las ecuaciones (6.2) y (6.3) según la configuración de la probeta. Cuando esta condición se ha satisfecho se procede al paso siguiente, pero si sucede lo contrario se recomienda aumentar al menos 1.5 veces las dimensiones de la probeta.

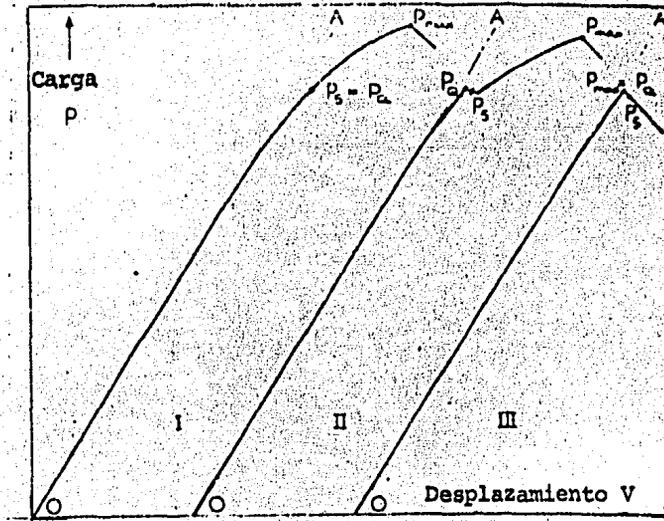


Fig.6.6. Principales curvas carga-desplazamiento.

- 4.- Habiendo encontrado K_Q se calcula $2.5 (K_Q/\sigma_y)^2$. Si esta condición es menor que el espesor y largo de la grieta entonces $K_Q = K_{IC}$, De otra manera es necesario utilizar una probeta de mayores dimensiones o calcular R_{sb} o R_{sc} . Donde R_{sb} o R_{sc} son una medida comparativa de la tenacidad de los materiales cuando las probetas no cuentan con la forma o tamaño adecuado para su validación.-

R_{sb} y R_{sc} corresponden a una probeta a flexión y a una compacta respectivamente. Para calcular estos índices se tienen las siguientes expresiones

$$\begin{aligned} R_{sb} &= 6 P_{max} W/B (W-a)^2 \sigma_y \\ R_{sc} &= 2 P_{max} (2W + a)/B (W-a)^2 \sigma_y \end{aligned} \quad (6.4)$$

6.3 DETERMINACION DE J_{IC}

(basado en la norma ANSI/ASTM E 813-81)

J_{IC} es el valor de J a la iniciación de una grieta (preexistente), donde, recordando el capítulo anterior J es una expresión matemática que caracteriza el campo de esfuerzos-deformaciones alrededor del frente de la grieta y con esto, la tenacidad del material al inicio de la extensión de la misma.

Los valores de J_{IC} pueden usarse para estimar la tenacidad en deformación plana K_{IC} cuando no se satisfacen los requerimientos de forma, tamaño o fragilidad necesarios para el cálculo de ésta última. El valor de J_{IC} puede aplicarse en el campo de la investigación como un criterio de estudio de la tenacidad a la fractura dúctil, evaluando el efecto de variables metalúrgicas tales como tratamientos térmicos, microestructuras, etc.

6.3.1 PROBETAS PARA EL CALCULO

Para que sea validado un cálculo de J_{IC} es necesario - que se cumpla con la relación

$$B > 25 J_{IC} / \sigma_y \quad (6.5)$$

esta relación da como resultado probetas de dimensiones más pequeñas que las necesarias para el cálculo de K_{IC} .

En esencia, la configuración de las probetas es la misma que la utilizada para el cálculo de K_{IC} , excepto en que, para las probetas compactas las puntas del extensómetro deben fijarse al nivel de la línea de carga (entre los centros de los agujeros de carga) como se puede observar en la figura 6.7

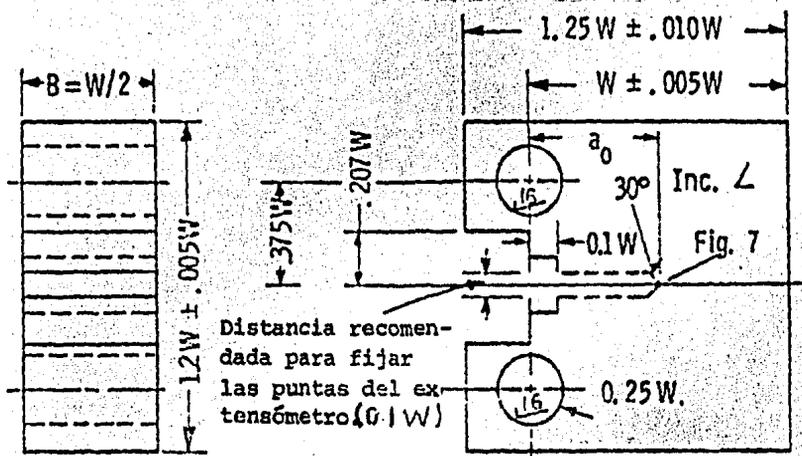


Fig.6.7. Probeta compacta a tensión modificada para ensayos de J_{IC} .

El largo inicial de la grieta a_0 debe estar comprendido entre 0.5 y 0.75W, la experiencia indica que un valor cercano a 0.6W es el óptimo.

6.3.2 AGRIETADO POR FATIGA

Las probetas a flexión deben ser agrietadas a valores de carga menores que

$$P_L = [(4/3) (Bb^2 \sigma_y / s)] \quad (6.6)$$

y las compactas a menores que

$$P_L = [Bb^2 \sigma_y / (2W + a)] \quad (6.7)$$

para evitar que se produzcan cambios indeseables en las características metalúrgicas originales del material.

donde

b = ligamento remanente de la probeta (W-a)

B = espesor de la probeta

S = distancia entre los puntos extremos de los rodillos de carga.

El agrietado por fatiga, al igual que con K_{IC} debe efectuarse en la condición metalúrgica en la que se probará el material y el largo de la grieta de fatiga debe ser mayor que 1.3 mm y mayor que el 5% del largo total de la grieta

ta.

6.3.3. PROCEDIMIENTO Y CALCULO DE J_{IC}

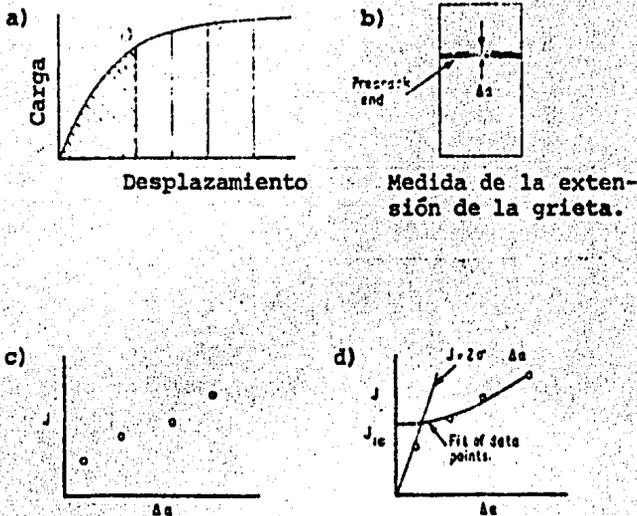
La probeta se carga (después de ser correctamente colocada con los accesorios para su prueba) a diferentes valores de desplazamiento, con la máquina en control de desplazamiento, habiendo fijado previamente el extensómetro como se mencionó en la sección 6.3.1. Se descarga la probeta y se marca la extensión de la grieta por un procedimiento de entintado por calor; es necesario tener, al menos, cuatro puntos válidos para obtener una curva de regresión lineal adecuada para el cálculo. Posteriormente se calculan los valores de J de la gráfica carga-desplazamiento ($P - \Delta a$) usando la relación

$$J = 2A/Bb f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (6:8)$$

donde A es el área bajo la curva carga-desplazamiento al desplazamiento de interés y $f\left(\frac{a_0}{W}\right)^*$ se obtiene de tablas del mismo modo que en K_{IC} ; estas tablas se pueden consultar en la norma citada al principio de esta sección.

Hecho lo anterior, se dibuja un gráfica de J contra la extensión de la grieta ($J - \Delta a$). Finalmente se ajusta una línea recta $J = 2\sigma_Y \Delta a$ y se dibuja superpuesta a la obtenida de $J - \Delta a$. El valor condicional de J_{IC} (J_Q) se obtiene de $* f\left(\frac{a_0}{W}\right) = 2$ para probetas a flexión.

la intersección de estas dos gráficas. El procedimiento se puede visualizar en la figura 6.8.



Cálculo de J para cada probeta graficado contra Δa

Contrucción de las dos curvas y obtención de J_Q .

Fig.6.8. Procedimiento para la obtención de J_{IC} .

J_Q será igual a J_{IC} si

a) $B > 25 J_Q / \sigma_y$

b) $b > 25 J_Q / \sigma_y$

c) la pendiente de la línea de regresión lineal
 $(dJ/da) < \sigma_y$

La ventaja del método es la conversión inmediata a valores de K_{IC} por medio de

$$K_{IC}^2 = J_{IC} E / \alpha \quad (6.9)$$

* Aunque en la norma no aparece α , es conveniente utilizarla siendo $\alpha = 1 - \nu^2$ para deformación plana.

6.4. DETERMINACION DE δ_c

(tomado de la norma BS-5792, 1979)

La prueba de δ_c se efectúa con un procedimiento muy similar a los anteriores, con probetas, procedimientos de agrietado por fatiga y análisis parecidos. El análisis del COD es una medida de la resistencia a la iniciación de la fractura de una pregrieta bajo condiciones de deformación plástica que, debido a su magnitud no puede ser tratada por análisis lineal-elástico. Es posible calcular valores de COD correspondientes a deformación plana y a una combinación de deformación-esfuerzo planos para una gran variedad de materiales. El principal objetivo de la prueba es determinar la apertura crítica de una grieta, tan puntiaguda como una producida por fatiga, al inicio de la extensión de la grieta.

6.4.1. CARACTERISTICAS DE LAS PROBETAS

En las probetas para cálculo de COD el espesor no constituye un problema como con K_{IC} , debido a que no se ve la necesidad de limitar la deformación plástica en la zona adyacente a la punta de la grieta, sin embargo, es de utilidad efectuar la prueba con espesores que han de utilizarse en la práctica.

6.4.2. MAQUINADO DE LA GRIETA Y SU EXTENSION POR FATIGA.

La forma, largo y características generales de la grieta maquinada son similares a las de las probetas para K_{IC} . - En cuanto al preagrietado por fatiga, la máxima intensidad de esfuerzos no debe exceder el límite para deformación plana ideal:

$$K_f < 0.63 \sigma_y B^1 \quad (6.10)$$

6.4.3. PROCEDIMIENTO, INTERPRETACION Y CALCULO DEL COD

Después de colocar la probeta en las mordazas o rodillos, según sea el caso, se carga a tracción a una velocidad comprendida en el rango utilizado para K_{IC} , graficando carga contra desplazamiento en la boca de la muesca (V) - contando para ello con un extensómetro de brazos largos como el utilizado para J_{IC} .

En la figura 6.9 se muestran las gráficas que se obtienen de un ensayo de COD, donde la apertura crítica en la boca de la muesca V_c a la inestabilidad es el valor correspondiente a la carga P_c (tipo I). En algunos casos se llegan a obtener gráficas como la mostrada por el tipo II en la que el punto donde se inicia una pendiente igual a cero se puede asociar con el crecimiento de la grieta y con un sonido audible que en ocasiones se presenta. Si éste no es el caso es necesario localizar el punto V_c utilizando un método conocido como "método del potencial eléctrico" (descrito en -

la norma británica). Cuando no es posible medir la propagación de la grieta se mide el COD máximo δ_m correspondiente a la primera consecución de la carga máxima P_m .

Se han propuesto diversos métodos para la conversión de valores de V_c a δ_c , de los cuales, el de Wells¹ es el más utilizado. Las ecuaciones de conversión son:

$$\delta_c = \frac{0.45 (W - a)}{0.45W + 0.55a + Z} \left[V_c \frac{\gamma \sigma_y (1 - \nu^2)}{E} \right] \quad (6.11)$$

para

$$V_c \geq \frac{2\gamma \sigma_y W (1 - \nu^2)}{E}$$

y

$$\delta_c = \frac{0.45 (W - a)}{0.45W + 0.55a + Z} \frac{V_c^2 E}{4 \sigma_y W (1 - \nu^2)} \quad (6.12)$$

para

$$V_c < \frac{2\gamma \sigma_y W (1 - \nu^2)}{E}$$

donde γ es un valor límite adimensional de desplazamiento-elástico del extensómetro. Para auxiliarse en los cálculos existen tablas dadas en los métodos normalizados, tal como en los procedimientos anteriores.

El segundo método está limitado a probetas de más de-

50 mm de espesor y para valores de δ_c entre 0.0625 y 0.625 mm. Su ecuación es:

$$\delta_c = (W-a) q_c / (W + 2a + 3Z) \quad (6.13)$$

Una de las desventajas que presenta el COD es la medición indirecta del parámetro de interés (el COD en la punta de la grieta) por lo que es necesario auxiliarse de las ecuaciones antes citadas.

6.5. DETERMINACION DE LA CURVA - R

(tomado de la norma ANSI/ASTM E 561-81)

El método determina la resistencia a la propagación de una grieta en función de su longitud en un material bajo condiciones de esfuerzo que dan por resultado un aumento significativo de deformación plástica en la punta de la grieta, que a su vez resultan de utilizar probetas de un espesor menor. Las probetas utilizadas son: la agrietada en el centro (donde el largo efectivo de la grieta es la mitad de su longitud total) y las conocidas en los procedimientos citados anteriormente.

La obtención de la curva R (K_R) es única para cada material de un espesor determinado, de manera que el valor de K_c (tenacidad a la fractura en esfuerzo plano) es el valor obtenido del factor de intensidad de esfuerzos al cual

ocurrirá la propagación inestable de la grieta dadas las dimensiones de la probeta en adición al espesor.

El procedimiento es el siguiente: La probeta se carga y descarga varias veces a diferentes valores de carga, entre cada una de éstas se mide la carga y la longitud de grieta (por el método del potencial eléctrico). Es necesario esperar un tiempo conveniente entre cada paso para permitir la estabilización de la grieta. Se recomiendan cuatro o cinco puntos de lectura en el procedimiento. Hay un aspecto muy importante que conviene mencionar: El largo efectivo de grieta a_e debe encontrarse efectuando el ajuste del tamaño de zona plástica (que se menciona en el capítulo cuatro de este trabajo) como sigue:

$$a_e = (a_o + \Delta a + r_y) \quad (6.14)$$

donde

a_e = largo efectivo de la grieta

a_o = largo inicial de la grieta

Δa = incremento del largo (medido) de grieta

$r_y = (\alpha/2\pi)(K_R^2/\sigma_y^2)$; $\alpha = 1$ para esfuerzo plano.

= 1/3 para deformación plana.

Teniendo las cargas con sus correspondientes largos de

grieta se procede a calcular K_R como sigue:

Para una probeta compacta

$$K_R = P f \left(\frac{a}{W} \right) / BW^{\frac{1}{2}} \quad (6.15)$$

El método de la curva - R es de gran utilidad, ya que no siempre se presentan las condiciones de fractura en deformación plana, como en piezas de dimensiones pequeñas y con bajo esfuerzo de fluencia.

6.6. RELACION ENTRE LOS INDICES DE TENACIDAD A LA FRACTURA-

Es conveniente recalcar que existen otros métodos para la evaluación de la tenacidad a la fractura como el procedimiento de energía equivalente y el de propagación de energía en la fractura por impacto. El primero utiliza un método de análisis similar al de J-integral; el segundo utiliza probetas Charpy-V agrietadas, de manera que la energía absorbida pueda relacionarse con la fuerza de extensión de la grieta-G.

Otro índice de gran importancia en la mecánica de la fractura es el de tenacidad a la fractura bajo carga sostenida en atmósfera agresiva, en el cual ocurre la propagación de la grieta en tensión-corrosión. Este factor es conocido como K_{ISCC} y es significativamente menor a K_{IC} .

Como se mencionó anteriormente si el comportamiento del material bajo prueba implica deformación plana.

$$a) G_{IC} = J_{IC} = K_{IC} (1 - \nu^2) \sigma_y E$$

$$b) K_{IC} = K_{RIC} = \delta_c \sigma_y E$$

Estas relaciones no se cumplen si el caso es diferente a deformación plana, interviniendo entonces un factor M que varía de 1 a 2.5 como se vió en el capítulo 5.

1. ZIENKIEWITZ, O.C. AND CHEUNG, Y.K. "The finite element method in structural and continuum mechanics", Ed. Mc. Graw-Hill, (1967).
2. HARRIS, D. O. " Stresses intensity factors for hollow circumferentially notched round bars", Jnl. Bas. Engg., Vol 89, pp 49, (1967).
3. WESTERGAARD, H.M. " Bearing pressures and cracks", Jnl. Appl. Mech., Vol 61 A 49, (1939).
4. MUSKHELISHVILI, N.I., Some basic problem of the mathematical Theory of elasticity. Tranlated by J.R.M. Radok (1963).
5. BARENBLATT, G.I. "Advances in applied mechanics", Vol 7, pp 55, Academic Press, (1962).
6. ATKINSON, C. " On dislocations densities and stress singularities associated with crack and pile ups in homogeneous media", Int. J. Engg Sci, Vol 10, pp 45, (1972)
7. KOBASHI, A.S. (Ed) " Experimental Techniques in fracture mechanics", SESA Monograph, (1973)
8. PARIS. P.C., "Fatigue-An interdisciplinary approach", pp 107, Eds. - J.J. Burke, N.L. Reed and V. Wiess, Syracuse University Press, (1964)
9. SOMMER, E. " An optical method for determining the crack intensity factor", Engg. Fracture Mech., Vol 1, pp 705 (1970).

7. APLICACIONES PRACTICAS DE LA MECANICA DE LA FRACTURA

Se da por hecho que en los materiales de ingeniería --- existen fallas que de una u otra manera serán la causa por la que sobreviene la fractura. Se debe tomar en cuenta que la tenacidad a la fractura en deformación plana K_{IC} es una propiedad del material que no depende de la geometría de la pieza. Esta propiedad da como resultado la utilización del mismo valor de K_{IC} para configuraciones diferentes de grietas en componentes estructurales de geometría variada. Como se vió en la sección 4.2, es requisito satisfacer una condición muy importante para asegurar la deformación plana de la pieza.

Este requisito es el espesor. Si la pieza de prueba no cumple con tal requisito la fractura ocurrirá en condiciones diferentes a deformación plana, de manera que a medida que el espesor disminuya la fractura se acercará a la condición de esfuerzo plano, denominándose K_C al factor de intensidad de esfuerzos. Tal efecto se puede apreciar en la figura 7.1.

7.1. EL CONCEPTO DE TAMAÑO CRITICO DE GRIETA.

En la práctica, el término más importante de la Mecánica de la fractura es el factor de intensidad de esfuerzos K , puesto que se relaciona directamente con el largo de grieta que podría ser causa de falla si se logran las condiciones críticas:

$$a_c = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_c} \right) \pi Y \left(\frac{a}{W} \right) \quad (7.1)$$

donde $Y\left(\frac{a}{W}\right)$ es un factor de forma que se identifica con una geometría particular y a_c es el tamaño crítico de grieta a la iniciación de una fractura inestable.

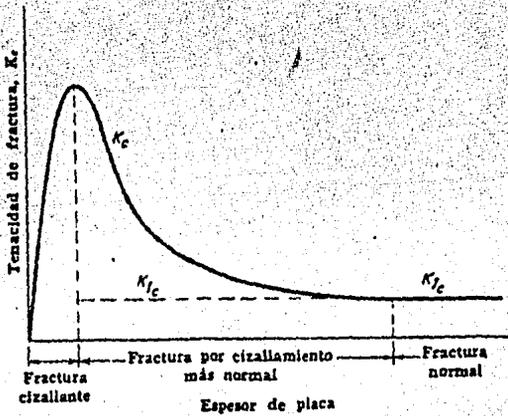


Fig.7.1. Variación de K_{IC} con el espesor de la placa.

Entonces, conocidos K_{IC} , el esfuerzo de trabajo y el factor de forma, es posible calcular el largo de grieta que puede existir en la estructura o elemento analizado sin causar falla.

El conocimiento del tamaño crítico de grieta puede utilizarse para propósitos de diseño, como base para control de ca

lidad, para conocer los intervalos adecuados de inspección de un elemento sujeto a esfuerzos cíclicos, etc.

7.2. PROPAGACION DE GRIETAS.

El problema de fatiga en estructuras de ingeniería sigue siendo muy común pese a los adelantos obtenidos en investigaciones al respecto. Se estima que la vida remanente de un elemento o estructura depende del conocimiento del crecimiento de grietas en condiciones de trabajo. Los cálculos se dificultan al analizar elementos sujetos a cargas cíclicas de amplitud variable, pero con análisis adecuados se pueden resolver, estas dificultades tratándolos como problemas de amplitud constante.

Dada la inevitabilidad de las grietas, resultado de los procesos de manufactura, se debe determinar la velocidad de su propagación da/dN en función del rango de intensidad de esfuerzos ΔK . La ecuación que relaciona ambos conceptos es debida a Paris y Erdogan:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \quad (7.2)$$

donde C y n son constantes propias del material. La figura 7.2 muestra gráficamente la relación entre el crecimiento de la grieta y el rango de intensidad de esfuerzos.

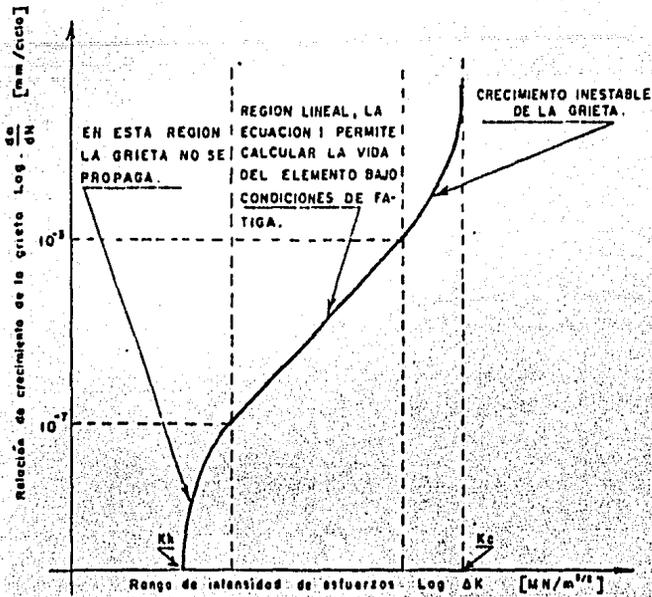


Fig. 7.2. Crecimiento de la grieta en función del rango de intensidad de esfuerzos ΔK .

7.3. EJEMPLO DE APLICACION.

Considere que se ha descubierto una grieta superficial de largo $2c = 30$ mm y profundidad (longitud de grieta) $a = 2.5$ mm en una tubería a presión de acero inoxidable 17.7 PH de 25.4 mm de espesor, sujeta a presiones cíclicas $P_{max} = 22.1$ MPa y $P_{min} = 0$, como se muestra en la figura 7.3. Determinar el largo crítico de grieta y la vida remanente suponiendo que la grieta no cambia de forma, si las propiedades del material son:

$$\sigma_y = 1130 \text{ MPa}$$

$$\sigma_u = 1351 \text{ MPa}$$

$$K_{IC} = 72.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$K_C = 121 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

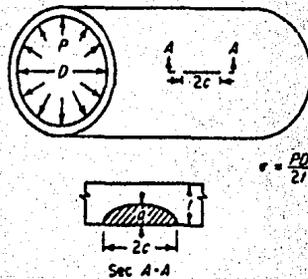


Fig.7.3. Sección de la tubería sujeta a presión.

SOLUCION:

Primeramente se debe analizar si se cumple el requerimiento de espesor mínimo:

$$B > 2.5 (K_{IC}/\sigma_y)^2 \quad (7.3)$$

sustituyendo valores se encuentra que $B > 10 \text{ mm}$, por lo que la fractura será por deformación plana y con esto el parámetro a utilizar debe ser K_{IC} . Si no se hubiese cubierto tal condición habría que encontrar el valor de K_I ; (que debe estar entre K_{IC} y K_C) pues efectuar el análisis con K_C daría resultados erróneos al ser éste de un valor más elevado.

Para la configuración geométrica del problema el factor de intensidad de esfuerzos está dado por

$$K_I = \frac{1.12 M_k \sqrt{\pi a}}{\phi} \quad (7.4)$$

donde M_k es un factor de corrección que está en función de la forma de la grieta y de la relación profundidad de la grieta a espesor; para este caso ($a/c = 0.6$ y $a/B = 0.1$) M_k se encuentra de la gráfica de la figura 7.4, resultando igual a 1. ϕ es un parámetro de forma de falla que está en función de la relación a/c y de los esfuerzos aplicados y que para el problema es 1.28.

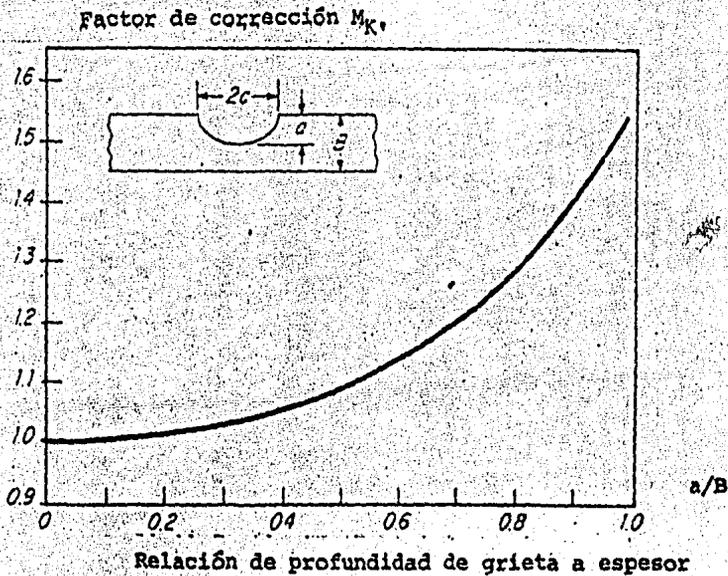


Fig. 7.4. Factor de corrección de profundidad de grieta como función de la relación profundidad de grieta a espesor (para $a/c=0.6$).

Reacomodando la ecuación (7.4) para a_c

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC} \phi}{1.12 M_k \sigma_{max}} \right)^2 \quad (7.5)$$

Sustituyendo valores ($\sigma_{max} = P_{max}D/2t = 221$ MPa, donde t es el espesor) y resolviendo por prueba y error, puesto que M_k es función de a , se llega a $a_c = 23$ mm. La vida remanente se puede conocer al resolverla ecuación (7.2) si se utiliza una forma más adecuada de ella:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_1 (\Delta K)^n}{(1-R) K_C - \Delta K} \quad (7.6)$$

donde $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = 0$; C_1 y n son constantes propias del material

Una solución por integración numérica de (7.6) da

$$N_C - N_0 = \frac{2}{\pi C_1 (1-R) \sigma_{max}^2} \left[\frac{K_C}{K_0} - \ln \frac{K_C}{K_0} \right] \quad (7.7)$$

Para calcular N_C se encuentra el valor de K_0 , calculándolo de $a_0 = 2.5$ mm de la siguiente manera:

$$K_0 = K_{I0} = \frac{1.12 M_k \sigma_{max} \pi a_0}{\phi} = 17.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Utilizando $C_1 = 7 \times 10^{-14}$, $n = 3$, $N_0 = 0$, $K_C = K_{IC}$ y $K_0 = K_{I0}$ en la ecuación (7.7) se obtiene:

$N_C = 15700$ ciclos

Se pueden plantear problemas variados donde se aplica la Mecánica de la fractura, en particular K_{IC} e incluso utilizar el índice de tenacidad a la fractura en atmósferas corrosivas K_{ISSC} en la solución de problemas reales de gran importancia.

8. EXPERIMENTACION

8.1 INTRODUCCION

Se efectuó la medición de la tenacidad a la fractura de un acero AISI 9840, templado y revenido de 25.3 mm de espesor, utilizando análisis lineal-elástico en base a la norma ANSI/ASTM E 399-78.

8.2 MATERIAL

Las probetas se cortaron de una barra de acero 9840- en la condición de recocido, en dirección longitudinal (TL). Fueron 6 probetas compactas a tensión (compact tension specimen) de las dimensiones que aparecen en la figura 8.1 las utilizadas para el ensayo.

El tratamiento térmico fue como sigue: Austenizado a 850°C durante 1 hora y enfriado en aceite obteniendo una dureza promedio de 52 Rc; Revenido a 400°C durante 45 minutos, resultando una dureza media de 45 Rc.

La resistencia a la fluencia del material en las

Nota 1.- Debido a las dificultades que se presentan al templar un acero con muescas tan agudas como la observada en la figura 8.1 hubo necesidad de maquinarse un barrenado en lo profundo de la ranura, evitando de esta manera la presencia de ángulos agudos en la probeta. Posteriormente se templó, revino y finalmente se maquinó la muesca con la agudeza necesaria para el proceso de agrietado.

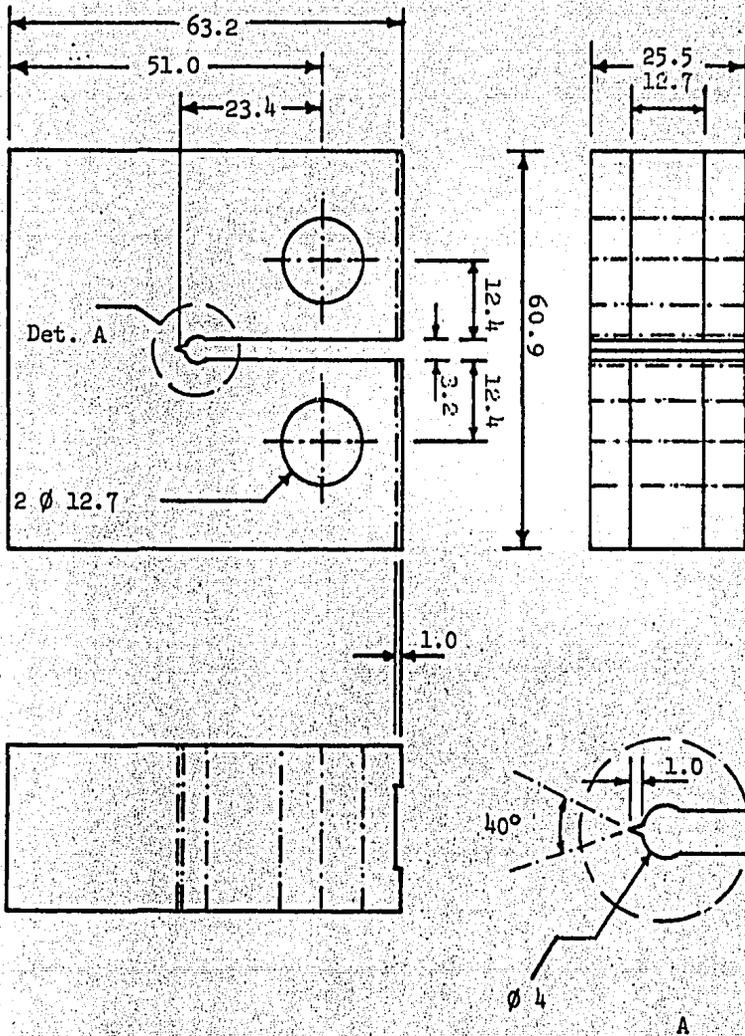


Figura 8.1 Dimensiones de la probeta compacta a tensión utilizada para los ensayos. Las acotaciones están en mm.

condiciones mencionadas, fue medida de un ensayo de tracción al 0.2% de deformación unitaria permanente, resultando $\sigma_y = 1449$ MPa.

8.3 EQUIPO UTILIZADO

- Máquina para pruebas dinámicas marca INSTRON-modelo 1331 en la que se incluye el graficador
- Juego de Mordazas de perno y agujero para ensayos de Mecánica de la fractura.
- Extensómetro de clip de 0.4" entre brazos para medición de apertura de grieta (crack opening displacement)
- Fotomacroscopio marca Wild modelo M 400

8.4 PROCEDIMIENTO

8.4.1 AGRIETADO POR FATIGA

La necesidad de la existencia de una grieta muy aguda para la evaluación de la tenacidad a la fractura obliga a la obtención de una grieta por fatiga a partir de la muesca maquinada.

El agrietado se obtuvo a cargas máximas y mínima del ciclo de fatiga de 19600 y 1372 N, respectivamente. La frecuencia utilizada fue de 30 ciclos/s.

Las cargas mencionadas, en conjunto con $a/W = 0.51^*$

* longitud de grieta total $a = 26.01$ mm; longitud de grieta maquinada $a_m = 23.4$; longitud media de grieta de fatiga $a_f = 2.61$ mm.

y $f\left(\frac{H}{W}\right) = 9.96$ corresponden a un factor de intensidad de esfuerzos de fatiga K_f , calculado de la ecuación (6.3) $K_{f(\max)} = 34.16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{\frac{1}{2}}$ y $K_{f(\min)} = 2.38 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{\frac{1}{2}}$, lo que implica que el rango de intensidad de esfuerzos fue $31.78 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{\frac{1}{2}}$. El número de ciclos al que se logró la extensión total de la grieta fue 46,000, correspondiendo a una longitud media de grieta de fatiga de 2.6 mm.

8.4.2 ENSAYO.

La velocidad de aplicación de la carga fue de 408.33 N/s, valor que corresponde a una velocidad de intensidad de esfuerzos de $0.7175 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{\frac{1}{2}}/\text{s}$.

Como se puede apreciar en la gráfica de la figura 8.2, en la que se registró la carga P contra el desplazamiento en la boca de la muesca V, la carga de la fractura fue 38710 N, con una deformación plástica mínima. Esta situación se puede constatar en la gráfica al observar que-

Nota 2.- El agrietado por fatiga no resultó como se esperaba a causa de la imprecisión en el maquinado de los agujeros de carga (cabe hacer notar que la imprecisión no llegó a más de 0.15 mm) lo que dió como resultado una mayor intensidad de esfuerzos en uno de los extremos de la muesca. Esta fue una causa por la que la mayoría de las probetas se agrietó de un solo lado. Por estos motivos los cálculos que se mencionan en el trabajo experimental están basados en una sola probeta, que fue la que más se acercó a los requerimientos de la norma en cuanto a precisión de la grieta de fatiga. Según lo que pude observar, el problema del agrietado se agudizó por defectos en el maquinado de la muesca en el que el cortador circular utilizado sufrió alto desgaste en la punta, provocado por la dureza del material de la probeta, dando como resultado un radio de curvatura mayor (en la punta de la muesca) en la última zona de corte.

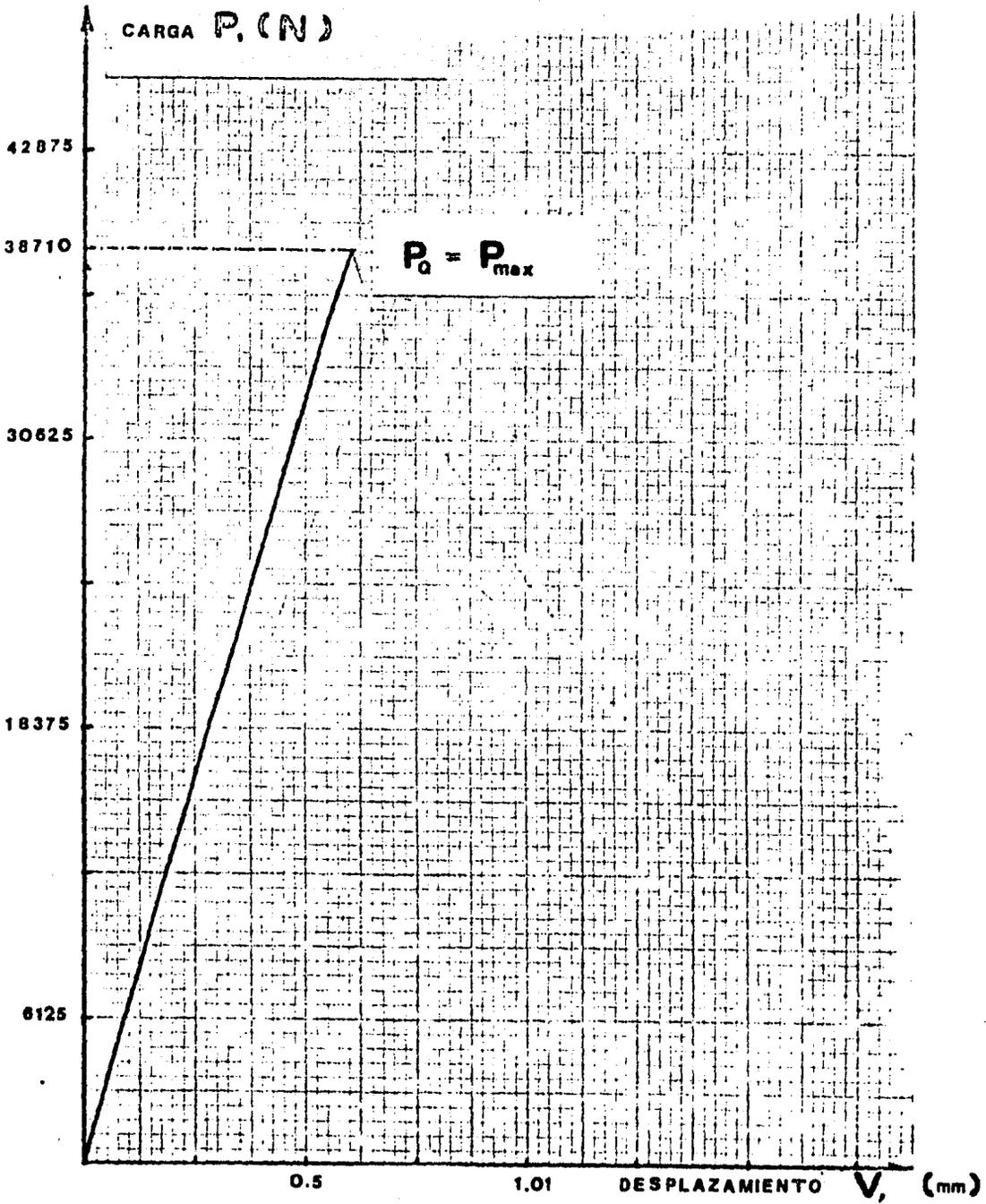


Figura 8.2. Gráfica obtenida del ensayo, en la que se puede observar una desviación mínima de la linealidad, por lo que $P_0 = P_{max}$.

hay una pequeñísima desviación de la linealidad en la zona cercana a la fractura. Por tales motivos se simplifica el procedimiento para cálculo de P_Q , siendo ésta igual a P_{max} . Si la gráfica resultante hubiese sido diferente, el camino a seguir sería tirar una línea al 95% de la pendiente inicial (OP_3) y encontrar P_Q como se indica en el capítulo 6.

8.5 CALCULOS Y RESULTADOS

El valor condicional de la tenacidad a la fractura K_Q se encuentra de la ecuación (6.3) así:

$$K_Q = \frac{P_Q}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

donde B = espesor de la probeta y W = ancho de la probeta (fig 8.1). Sustituyendo $P_Q = 38710 \text{ N}$, $B = 0.0253 \text{ m}$, $W = 0.0501 \text{ m}$ y $f\left(\frac{a}{W}\right) = 9.96$ (obtenido de la tabla 6.2, con $a/W = 0.51$) se tiene:

$$K_Q = 67.48 \text{ MPa m}^{1/2}$$

Las condiciones para que $K_Q = K_{IC}$ son:

1.- $a \approx B > 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y}\right)^2$

con el valor de K_Q obtenido arriba y $\sigma_y = 1449 \text{ MPa}$, resulta:

$$a \approx B > 5.50 \text{ mm}$$

ya que $a = 26.01 \text{ mm}$ y $B = 25.3 \text{ mm}$; esta primera condición se cumple.

$$2.- \quad P_{\max} / P_Q < 1.1$$

puesto que $P_{\max} = P_Q$, también esta condición se cumple.

$$3.- \quad K_{f(\max)} < 0.6 K_Q$$

se tiene $K_{f(\max)} = 34.16$ y $K_Q = 67.48 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$ por lo que ésta también se cumple.

$$4.- \quad \Delta K_f > 0.9 K_{f(\max)}$$

Los valores de ΔK_f y $K_{f(\max)}$ son 31.78 y $34.16 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$ así que se logran todos los requerimientos;

$$K_{IC} = K_Q = 67.48 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$$

La apariencia de la fractura es un resultado que se debe tomar en cuenta; en el esquema de la figura 8.3 se manifiesta que se lograron sobradamente las condiciones de deformación plana, pues la zona de fractura oblicua (labios de corte) es despreciable con respecto a la zona plana restante. Haciendo referencia a la figura 4.1 y a la gráfica obtenida del ensayo (fig 8.2) se confirma que se llegó a la situación ideal.

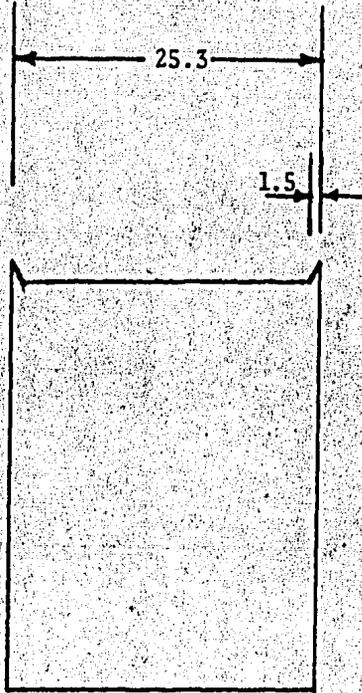
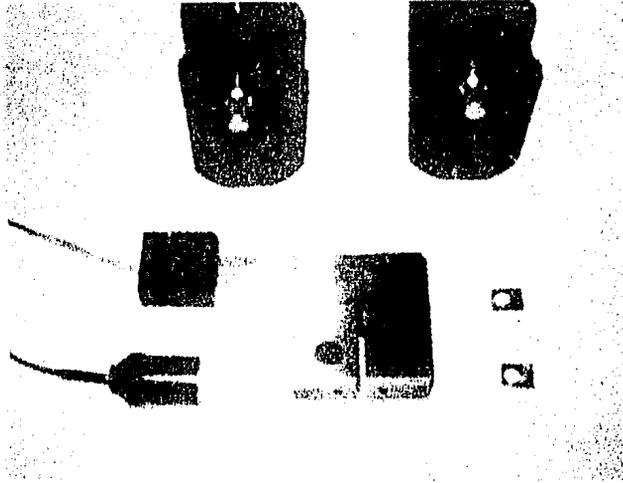
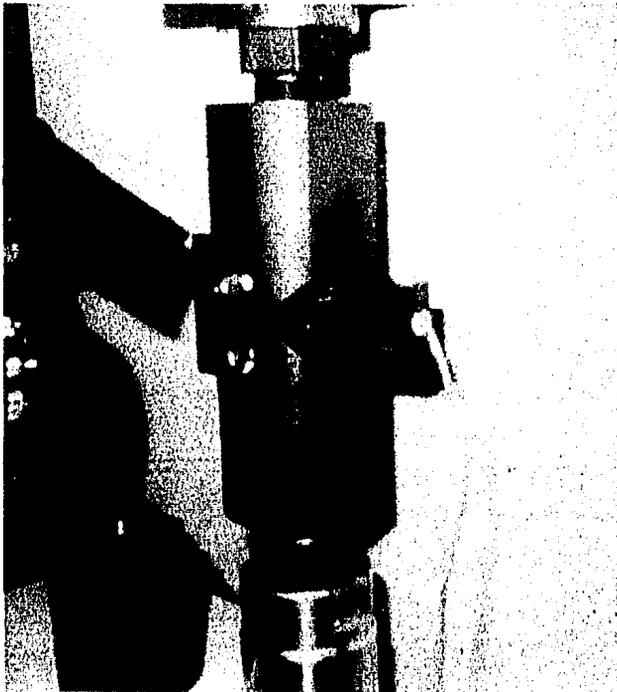


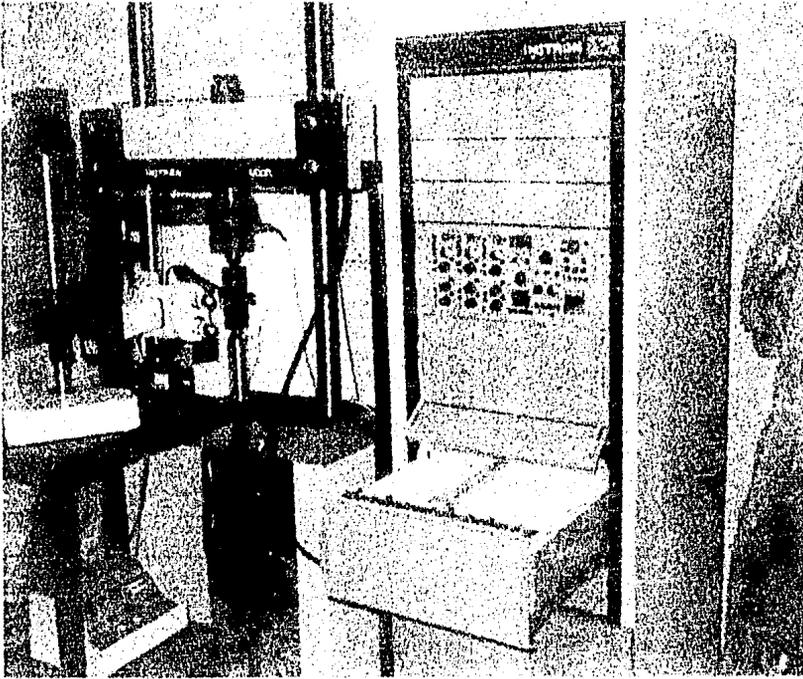
Figura 8.3. Esquema del tipo de fractura de la probeta, en el que se puede observar que las dimensiones de la fractura oblicua son despreciables con respecto a las de la fractura plana. Esta situación refuerza la validez del ensayo, puesto que se acerca a la condición ideal de deformación plana. Las acotaciones son en mm.



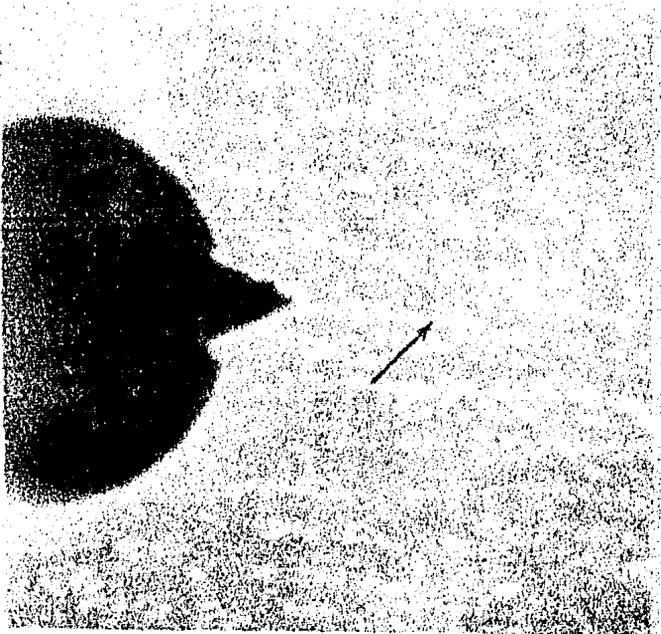
Fotografía 1. Mordazas, extensómetro, probeta y cuchillas para montar el extensómetro, utilizados para el ensayo.



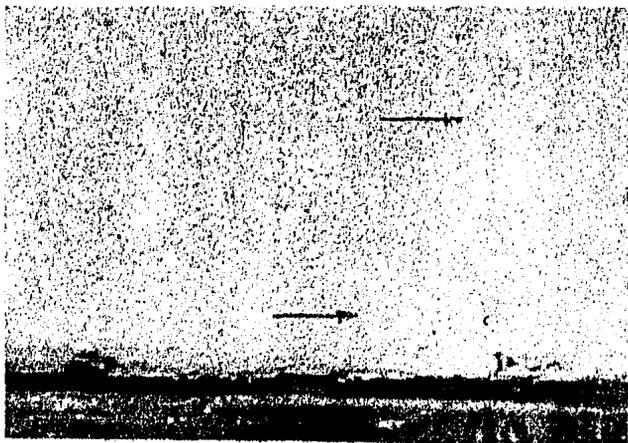
Fotografía 2. Probeta montada, agrietada previamente por fatiga, en el momento de aplicarle la carga.



Fotografía 3. Arreglo general del conjunto máquina- probeta- extensómetro-macroscopio.

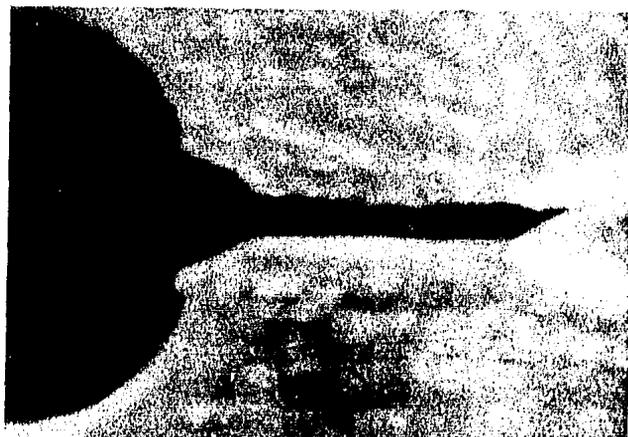
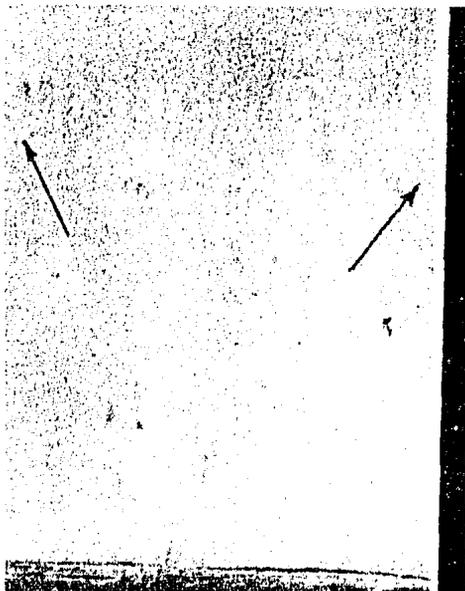


Fotografía 4. Grieta de fatiga de 1.5 mm, durante el agrietado, tomada con el macroscopio. 6.3 X.



Fotografía 5. Probeta facturada. Nótese la diferencia entre la grieta de fatiga y la de fracción, ésta última con labios de corte (en el extremo derecho) 10 X.

Fotografía 6. Diferencia entre las superficies de la grieta de fatiga y la de tracción (más brillante) de una probeta agrietada defectuosamente. 6.3 X



Fotografía 7. Superficie de la probeta utilizada para los cálculos. La longitud de grieta de fatiga más uniforme. 6.3 X

9 CONCLUSION

La Mecánica de la fractura es una teoría de gran futuro no sólo para materiales de alta resistencia, como algunos aceros, aleaciones de titanio o aluminio con buena relación resistencia-peso, sino en materiales de menor resistencia tales como aceros estructurales, para los cuales se cuenta con la ayuda de la técnica de J-integral y COD para el análisis.

Los estudios en la Mecánica de la fractura no se limitan a los temas vistos en este trabajo. Existen otros muchos como el de la propagación de grietas en materiales sometidos a esfuerzos cíclicos, la influencia que sobre la tenacidad tienen variables tales como temperatura, medio ambiente, estado o historial metalúrgicos del material, formas de aplicación de la carga, etc. En cada uno de estos temas se está investigando a fondo por la importancia que la Mecánica de la fractura tiene y tendrá, seguramente mayor en el futuro, tanto en aplicaciones aeronáuticas y del espacio como en problemas más corrientes como fallas en tuberías, con o sin ambiente corrosivo; elementos de máquinas; estructuras de Ingeniería etc. Estos últimos casos, son a los que se podría enfocar la aplicación de la Mecánica de la Fractura en México, ya que estamos restringidos en Tecnología (la necesaria para usos más avanzados).

La Mecánica de la fractura parte de la preexistencia de grietas en los metales, que se generan en cualquier proceso de manufactura o incluso durante el trabajo del material, causando la falla prematura de la pieza. En la práctica se han observado fracturas frágiles en equipos tales como: recipientes a presión, tanques de almacenamiento, puentes, líneas de tuberías y en bordes de soldadura.

En el diseño es de gran importancia utilizar los análisis que la Mecánica de la fractura propone, calculando los esfuerzos y/o las magnitudes permisibles de grietas y los períodos de inspección para tener buen control de la propagación de las mismas.

Haciendo referencia a los logros del presente trabajo experimental, se puede concluir que el resultado obtenido de K_{IC} concuerda de modo aceptable con datos que se obtuvieron por: A S T M - interlaboratory fracture toughness para un material similar (acero 4340) en condiciones de tratamiento térmico muy parecidas, como se observa en la siguiente tabla.

Para trabajos futuros, el que escribe recomienda un maquinado muy preciso utilizando un cortador circular, con insertos de carburo de tungsteno para lograr un agrietado ideal cuando la dureza del material así lo requiera. Sería conveniente efectuar un estudio de los materiales -

que se pueden encontrar fácilmente en México (puesto que en un principio la idea fue ensayar sobre una aleación de aluminio de la serie 7000 o 2000, pero las limitaciones de dimensiones y existencia en el mercado impidieron su utilización).

Para eliminar al máximo los defectos en el maquinado, que puedan influir negativamente en la evaluación de K_{IC} , propondría utilizar probetas a flexión por la sencillez de su obtención.

TABLA 9.1
 DATOS COMPARATIVOS DEL ACERO
 AISI 9840 Y 4340
COMPOSICION QUIMICA APROXIMADA (%)

TIPO	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
4340	0.40	0.70	0.25	0.80	1.9	0.25
9840	0.36	0.65	0.25	1.0	1.0	0.20

TENACIDAD Y ESFUERZO DE FLUENCIA

TIPO	σ_y [MPa]	K_{IC} [MPa m ^{1/2}]
* 4340 templado y revenido a 260°C	1640	50
* 4340 templado y revenido a 425°C	1420	87.4
** 9840 templado y revenido a 400°C	1449	67.48

* Tomado de estudios de A S T M interlaboratory fracture toughness

** Datos obtenidos de los ensayos del presente trabajo.

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

- DIETER, E.G., "Mechanical Metalurgy", 2^a Edición, Mc Graw-Hill, (1981)
- REED-HILL, R.E. " Principios de Metalurgia Física", C.E.C.S.A. (1980)
- HAYDEN, W., MOFFATT, W., " Propiedades Mecánicas" Limusa, (1968).
- HAYES, D.J., "Origins of the energy balance approach to fracture". Jnl. of Stress Analysis, Vol 10, No. 4, pp 195 (1975).
- PARIS, P.C., SIH, G.C., LIU, H.W., " Fracture Toughness Testing and its Applications", ASTM STP 381, (1965).
- BUCCI, R.J. PARIS, P.C., LANDES, J.D., RICE, J.R., "Fracture Toughness", ASTM STP 514 (1972)
- KNOTT, J. F., " The fracture toughness of metals", - Jnl. of Strain Analysis ", Vol. 10, No.4, pp. 201 (1975).
- TURNER C.E. " Yielding Fracture mechanics ", Jnl. of Strain Analysis, Vol.10, No. 4, (1975).
- STANDARD TEST METHOD for " Plane-Strain fracture-toughness of metallic materials ", ANSI/ASTM E - 399-78.
- PRIEST, A.H. " Experimental methods for fracture-toughness measurement ", Jnl. of Strain Analysis, Vol. 10, No.4, pp 217, (1975)
- CARTWRIGHT, D.J., ROOKE, D.J. " Evaluation of stress intensity factor", Jnl. of Strain Analysis Vol. 10, No.4, pp 217, (1975).

- " METHODS FOR CRACK OPENING DISPLACEMENT (COD)- TESTING ", BS 5762, British Standard Institution (1979).
- STANDAR TEST FOR " JIC, A measure of fracture - toughness", ANSI/ASTM E 813 - 81
- DOUGLAS, L.J., " Practical application of fracture mechanics, part two ", Metal Progress, Vol. - 121, No. 4, pp 64 (1982).
- RAMIREZ, L.C., " Predicción de la vida de un elemento mecánico o estructural sujeto a cargas de fatiga de amplitud variable, Tesis, ESIME, IPN, (1980).
- BARR, R.R. TERRY, P. " Application of fracture - mechanics to the brittle fracture of structural - steels ", Jnl. of Strain Analysis, Vol. 10, No 4 pp 233, (1975).