

MECÁNICA DE FRACTURA

José Luis Arana
Javier Jesús González

Servicio Editorial
UNIVERSIDAD DEL PAÍS VASCO



Argitalpen Zerbitzua
EUSKAL HERRIKO UNIBERTSITATEA

Mecánica de Fractura

Mecánica de Fractura

José Luis Arana
Javier Jesús González

eman ta zabal zazu



Universidad del País Vasco
servicio editorial

Euskal Herriko Unibertsitatea
argitalpen zerbitzua

© Servicio Editorial de la Universidad del País Vasco
Euskal Herriko Unibertsitateko Argitalpen Zerbitzua

ISBN: 84-8373-455-9

Depósito legal/Lege gordailua: BI - 2.150-02

Fotocomposición/Fotokonposizioa: Ipar, S. Coop.
Particular de Zurbaran, 2-4 - 48007 Bilbao

Impresión/Inprimatzea: Itxaropena, S.A.
Araba Kalea, 45 - 20800 Zarautz (Gipuzkoa)

Agradecimientos

Chapman and Hall, Ltd.

CRC Press

Hanser Publishers

Kluwer Academic Publishers

Índice

Tema 1. Introducción y Revisión Histórica	13
1.1. Introducción	13
1.2. El programa	14
1.3. La rotura frágil	15
1.4. Antecedentes históricos	15
1.4.1. Los Buques Liberty	16
1.4.2. Accidentes Actuales	19
1.5. La historia de la Mecánica de Fractura	20
1.5.1. La Armonización con la Deformación Plástica	22
Tema 2. Mecanismos de Fractura Elástica Lineal	25
2.1. Introducción	25
2.2. El balance de energía de Griffith	25
2.2.1. Placa sin grieta	28
2.2.2. Placa con grieta	29
2.2.3. Energía superficial	30
2.3. Análisis atómico de la Fractura	31
2.4. Modificación de la ecuación de Griffith	33
2.5. La tasa de liberación de energía	35
2.6. La inestabilidad de la curva R	39
2.6.1. La forma de la curva R	42
2.6.2. Control de la carga vs. Desplazamiento	43
2.7. Flexibilidad	43
Tema 3. Planteamiento Tensional de la Fractura	47
3.1. Introducción	47

3.2. La función de tensión de Airy	47
3.3. El factor de intensidad de tensiones	49
3.3.1. Relación con la Tasa de Liberación de Energía	54
3.3.2. Placa Finita	55
3.3.3. Principio de Superposición	59
3.4. La plasticidad en el frente de grieta	62
3.4.1. La Corrección de Irwin	63
3.4.2. La Corrección de Dugdale	67
3.4.3. Comparación de las Correcciones de la Zona Plástica	69
3.4.4. Forma de la Zona Plástica	70
3.5. Tensión Plana versus Deformación Plana	73
3.5.1. Efecto del Espesor en la Resistencia a la Fractura Frágil	76
3.5.2. Condiciones de Tensión Plana y Deformación Plana	78
Tema 4. Metodología Experimental	83
4.1. Introducción	83
4.2. Medida de la tenacidad en régimen elástico lineal y condiciones de deformación plana y carga estática (K_{IC})	83
4.2.1. Probeta de flexión	85
4.2.2. Probeta de tracción compacta	85
4.2.3. Dimensiones de la Probeta a Ensayar	87
4.2.4. Orientación del Plano de Agrietamiento	88
4.2.5. Características Exigidas a la Grieta	88
4.2.6. Realización del Ensayo de Fractura	92
4.2.7. Cálculo e Interpretación de los Resultados	95
4.2.8. Discusión sobre la Aplicabilidad	101
4.2.9. Evaluación de la Tenacidad en Condiciones Dinámicas	104
Tema 5. Mecánica de Fractura Elasto-Plástica	107
5.1. Introducción	107
5.2. El desplazamiento de la Apertura del Frente de Grieta	107
5.2.1. Determinación de la Apertura del Frente de Grieta CTOD	110
5.2.2. Diseño Basado en el Parámetro CTOD	112
5.3. La Integral J	115
5.3.1. Principios	115
5.3.2. Definición de la Integral J	118
5.3.3. Campos o Singularidad HRR	120
5.3.4. Medida Experimental de J	125
5.4. Relación entre J y $CTOD$	130
5.5. Curvas R de resistencia del material en Fractura Elasto-Plástica	132
5.6. Cálculo de J con grieta creciente	135
5.7. Ensayos de tenacidad a fractura para caracterizar J_{IC}	136

Tema 6. Comportamiento en Fractura de Materiales Metálicos	143
6.1. Introducción	143
6.2. Fractura por Clivaje	144
6.2.1. Fractografía del Clivaje	145
6.2.2. Iniciación del Clivaje	147
6.3. Fractura Dúctil	149
6.3.1. Crecimiento Dúctil de la Grieta	153
6.4. Transición Dúctil-Frágil	156
6.5. Agrietamiento intergranular	157
Tema 7. Comportamiento en Fractura de Polímeros y Cerámicas	159
7.1. Introducción	159
7.2. Polímeros	159
7.2.1. Comportamiento Viscoelástico y Viscoplastico	162
7.2.2. Plastificación Generalizada y Fractura	165
7.2.3. Fluencia Tangencial y Crazing	166
7.2.4. Comportamiento en el Fondo de Grieta	169
7.2.5. Fractura Viscoelástica de los Polímeros	171
7.2.6. Plásticos Reforzados con Fibras	173
7.3. Cerámicos y compuestos de matriz cerámica	175
Tema 8. Fatiga de Materiales. Aplicación de la Mecánica de Fractura	181
8.1. Introducción	181
8.2. Proceso general de fatiga	183
8.3. Propagación de grietas por fatiga en regimen elástico, Ley de Paris	184
8.4. Límites de validez de la ecuación de propagación	187
8.4.1. Fase I: Propagación en Planos de Deslizamiento	187
8.4.2. Fase II: Crecimiento con Estrías	188
8.4.3. Fase III: Propagación Final de Grietas	192
8.5. Fatiga de polímeros	192
8.6. Medida del Crecimiento de Grieta	193
8.6.1. Efecto de R en el Crecimiento de Grieta	197
8.6.2. Efecto de R en ΔK_{th}	199
8.7. Cálculo de la vida a fatiga	200
Tema 9. Corrosión bajo Tensión, Corrosión Fatiga. Aplicación de la Mecánica de Fractura	201
9.1. Introducción	201
9.2. Mecanismos de iniciación y avance de la CBT	201
9.3. Propagación sub-crítica de grietas, K_{ISCC}	204

9.4. Ensayos de caracterización	206
9.4.1. Las Probetas de CBT	208
9.4.2. Determinación de K_{ISCC} por el método de detención de la fisuración ..	212
9.4.3. Determinación de K_{ISCC} por la iniciación de la fisura	215
9.5. Diseño y seguridad en CBT	216
9.6 Corrosión-Fatiga	218
9.6.1. Relación entre CF y CBT	219
9.7 La Mecánica de Fractura en el análisis de CF	220
9.7.1. El Efecto de la Frecuencia	223
Tema 10. Aplicaciones de la Mecánica de Fractura. Resistencia a Fractura	225
10.1. Introducción	225
10.2. Diseño frente a Fractura	228
10.3. Fractura frente a Plastificación	232
10.4. Criterio de «Fuga frente a Rotura»	235
10.5. Diseño y selección de materiales	237
Bibliografía	241
Índice Temático	243

Tema 1

Introducción y Revisión Histórica

1.1. Introducción

Este libro se ha preparado pensando en que sirva de *texto* para la enseñanza de la asignatura de Mecánica de Fractura. Aunque esta materia ha estado presente en los últimos años en la formación de las Escuelas de Ingeniería: Industriales, Caminos, Navales y Aeronáuticos, y en la actualidad un gran número de componentes de obra civil, aeronáutica, plataformas off-shore y recipientes a presión se diseñan y analizan con criterios de Mecánica de Fractura, la nueva carrera de segundo ciclo de Ingeniero de Materiales contiene esta asignatura específica enfocada al conocimiento de las bases teóricas de la Mecánica de Fractura y al análisis de las aplicaciones ingenieriles más importantes y hemos pensado preparar un texto específico para esta enseñanza.

La Mecánica de Fractura se ha impulsado desde los materiales metálicos, tradicionales de ingeniería, que siendo magníficos para la construcción de componentes de máquinas y como elementos estructurales, han dado a lo largo de su historia importantes roturas frágiles, que han obligado al estudio y modelización de su comportamiento. En la nueva Titulación de Ingeniería de Materiales también se incluyen los materiales naturales como la madera, la piedra y la arcilla, como los petreoartificiales y cerámicos: hormigones, ladrillos, refractarios y los poliméricos y compuestos que también son objeto de estudio.

Este libro resultará de especial interés para todos los Ingenieros que deseen tener una introducción al conocimiento fundamental y aplicado de esta interesante disciplina. Este campo de trabajo ha llegado a ser de gran importancia en la comunidad ingenieril ya que permite aumentar la seguridad de los diseños de estructuras y componentes de todo tipo en la industria, además de permitir el análisis y control de componentes estructurales.

Para el correcto entendimiento de la Mecánica de Fractura es necesario e imprescindible una base razonable que cubra suficientes conocimientos de las materias clásicas de Geometría y Matemáticas: análisis vectorial, tensional, cálculo diferencial e integral. De especial importancia es el conocimiento la Mecánica general en los temas tradicionales como son el análisis de los efectos de los

esfuerzos o cargas sobre los cuerpos, y los temas referentes al sólido deformable, tratados en la Mecánica de Medios continuos: elasticidad, plasticidad y resistencia de materiales y la Termodinámica. En cuanto a las propiedades y el comportamiento mecánico de los materiales es necesario conocer bien las propiedades elásticas, plásticas, viscoelásticas y viscoplásticas, con un conocimiento preciso del diagrama de tensión-deformación. Finalmente se supone que el lector debe estar familiarizado con los ensayos clásicos de resistencia al impacto, particularmente el ensayo Charpy realizado a varias temperaturas, que sigue utilizándose masivamente como ensayo cualitativo.

Una vez más, vamos a modelizar lo que sucede en la naturaleza (fluidos y geotecnia) o en los materiales artificiales, como es el caso de los polímeros, las aleaciones metálicas, los vidrios, etc., mediante ecuaciones matemáticas y modos lógicos. Este intento de modelización es muy interesante pero el éxito obtenido es siempre relativo.

1.2. El Programa

Después del Tema 1 introductorio, donde también se incluyen los antecedentes históricos de esta materia, en el Tema 2 se estudia la mecánica de fractura elástica lineal, que incluye el balance de energía de Griffith y el análisis atómico de la fractura, con la modificación de la ecuación de Griffith que permite conocer la tasa de liberación de energía y la curva R , analizando su forma y control de la carga vs. desplazamiento.

En el Tema 3 se estudia el planteamiento tensional de la fractura; el conocimiento de la función de tensión de Airy para poder introducir el factor de intensidad de tensiones. Como complemento en este capítulo se ve la relación con la tasa de liberación de energía y algunos aspectos prácticos como el principio de superposición. La plasticidad en el frente de grieta, la corrección de Irwin, la corrección de Dugdale y la comparación de las correcciones de la zona plástica. La forma de la zona plástica y la comparación de la situación de tensión plana versus deformación plana se estudian a continuación con el efecto del espesor en la resistencia a la fractura frágil.

El Tema 4 contempla la metodología experimental de la medida de la tenacidad en régimen elástico lineal y condiciones de deformación plana y carga estática (K_{IC}). Se estudian las dimensiones de la probeta a ensayar, la orientación del plano de agrietamiento, las características exigidas a la grieta y la realización del ensayo de fractura con el cálculo, interpretación de los resultados y discusión sobre su aplicabilidad. En la última parte de este tema se contempla la evaluación de la tenacidad en condiciones dinámicas.

El Tema 5 corresponde a la mecánica de fractura elásto-plástica, estudiando el desplazamiento de la apertura del frente de grieta y la determinación de la apertura del frente de grieta $CTOD$ con el diseño basado en el parámetro $CTOD$. La segunda parte de este tema estudia la integral J con los principios y la definición de la integral J , los campos o singularidad HRR y la medida experimental de J . Para terminar el tema incluye la relación entre J y $CTOD$, las curvas R de

resistencia del material en fractura elásto-plástica y el cálculo de J con grieta creciente.

En la segunda parte que comprende los Temas 6 a 10 se presentan las aplicaciones de la Mecánica de Fractura, particularmente el estudio de la fatiga y la corrosión bajo tensión utilizando los criterios y herramientas de la Mecánica de Fractura.

1.3. La rotura frágil

En términos generales, decimos que un material es frágil, si no podemos realizar una deformación apreciable sin provocar su rotura. Esto no implica necesariamente que su resistencia a la rotura sea débil, (entendiendo por resistencia, la que normalmente definimos en el ensayo de tracción o de compresión, como resultado de la tensión máxima que puede soportar un material justamente antes de la rotura); sino más bien lo contrario, ya que de hecho los materiales cerámicos y pétreos de gran dureza presentan una rotura frágil, como es bien conocido, y algunos de los tratamientos endurecedores de los materiales se acompañan a menudo de un alto grado de fragilidad.

Esta definición no es precisa en absoluto, sino incompleta ya que la ductilidad (propiedad inversa de la fragilidad) depende de las condiciones a las cuales el material se ha deformado, es decir es necesario definir: temperatura a la que se ha deformado el material y la velocidad de dicha deformación.

La fractura frágil es un tipo de fallo, generalmente de los materiales estructurales, que normalmente se produce sin una deformación plástica previa y a velocidades enormemente elevadas, del orden de 2000 m/s en los aceros por ejemplo. La fractura se caracteriza generalmente por una hendidura con superficie plana con mínimos labios de deformación plástica. Las fracturas frágiles no son tan comunes como las de fatiga o de plastificación generalizada, pero cuando ocurren, son generalmente catastróficas y suponen importantes costos en daños materiales y desgraciadamente también a veces en vidas humanas.

Recientes estudios económicos en diversos países revelan que el coste anual estimado de los casos de fractura de componentes, alcanza aproximadamente el 4% de Producto Interior Bruto de un País; es decir en España alcanzaría un coste anual de 2500 M€.

1.4. Antecedentes históricos

A lo largo de los años la aplicación de los materiales en el diseño ingenieril ha dado origen a no pocos problemas y dificultades. En la Edad de Piedra los problemas más importantes derivaban de la dificultad en el conformado de los materiales. En los primeros tiempos de la Edad de Bronce y en la Edad de Hierro las dificultades eran tanto de producción de los materiales como de conformación. Durante muchos siglos el conformado de los metales fue una tarea extre-

madamente laboriosa y costosa, para su utilización en armamento y en defensas bélicas, herramientas y ornamentos.

Con el desarrollo del conocimiento en el procesado se aumentó progresivamente el uso de los metales en las estructuras, junto a la madera, pero ello originó que a veces las estructuras no se comportaran satisfactoriamente y se producían fallos inesperados, particularmente en ingenios armamentísticos y elementos bélicos de defensa. También son notables en esta época los problemas derivados de roturas catastróficas en uniones de estructuras de madera.

El diseño de estructuras para evitar la fractura no es una idea nueva; recordemos las disposiciones de Julio Cesar en el segundo libro de «La Guerra de las Galias» para evitar la fractura de las fortificaciones, y las innumerables estructuras erigidas por los Faraones del antiguo Egipto, con la idea de la perpetuación. En nuestra vieja Europa muchos puentes y edificios construidos durante el Renacimiento están todavía en perfecto uso.

Los problemas que se han producido en la sociedad como consecuencia de la fragilidad de los materiales, no son recientes y de hecho aparecen las primeras observaciones sobre la pérdida de plasticidad por efecto del frío en los trabajos realizados por ingenieros a mediados del siglo XIX. A partir de esta época, en particular con la aparición de las estructuras soldadas, se produjeron un gran número de accidentes espectaculares.

Los ladrillos y el mortero son materiales relativamente frágiles y no son adecuados para soportar cargas de tracción, por ello las estructuras fabricadas durante la época previa a la Revolución Industrial se diseñaban básicamente para soportar esfuerzo de compresión y uno de los mejores ejemplos es el arco que tantas veces hemos visto en nuestros puentes romanos.

El cambio de ladrillos y mortero a estructuras de acero, trabajando a tracción, generó muchos problemas, ya que ocasionalmente se produjeron roturas que aparecían como fallos a tensiones bastante menores que los límites utilizables de los aceros estructurales empleados. La causa de los fallos, fue un misterio para el estado del conocimiento de la época y de hecho en la primera edición del tratado de elasticidad de Love¹, publicado en 1944, se indicaba que las condiciones de rotura eran vagamente entendidas y consecuentemente los ingenieros aplicaban coeficientes de seguridad de 10 o más en un intento de evitar este tipo de fallos.

El caso de la Industria Naval ha sido de particular interés en el desarrollo de la Mecánica de Fractura, como consecuencia de la gran concentración de accidentes acaecidos entre los años 40 y 50.

1.4.1. *Los Buques Liberty*

El problema de la fractura frágil se hizo particularmente notable como consecuencia de los fallos en la construcción de buques durante la Segunda Guerra Mundial, un problema que puso a prueba a la profesión ingenieril.

¹ LOVE A.E.H., *A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity*. Dover Publications. New York, 1944.

Como consecuencia de la necesidad urgente de buques, los astilleros navales americanos, decidieron adoptar la técnica de fabricación, mucho más rápida, de cascos de buque enteramente soldados, bajo la dirección de Henry Kaiser, un famoso ingeniero, quien desarrolló un revolucionario procedimiento para la construcción rápida de buques. Estos buques fueron conocidos con el nombre de Liberty y se fabricaban mediante soldadura, como novedad frente a la tecnología tradicional de construcción roblonada.

Se fabricaron en torno a 3000 buques Liberty y 500 petroleros T2, todos ellos soldados. De los 4694 buques mercantes construidos durante la segunda guerra mundial, 1289 presentaron roturas importantes, 233 presentaron roturas frágiles graves y 12 de estos últimos se rompieron espectacularmente en dos partes.

La mayor parte de las fracturas en los Liberty empezaban en las escotillas que presentaban importantes concentraciones de tensiones en situaciones límite de esfuerzos cortantes. Se realizaron cambios en el diseño, produciéndose inmediatas reducciones en la incidencia de fallos. Muchas de las fracturas de los petroleros T2 tenían localizado su origen en soldaduras a tope, de forma que se hicieron cambios en el diseño, pero también se observaron importantes incidencias atribuidas a la calidad del acero como factor primordial en la fractura frágil observada en los buques soldados.

Algunos de estos barcos se rompieron en los muelles, sin ninguna sobrecarga, simplemente por la acción del frío. La Figura 1.1 representa la rotura del petrolero Schenectady, ejemplo de una rotura que tuvo lugar una noche de invierno y de hecho las estadísticas de incidentes recogen entre los accidentes ocurridos entre Octubre de 1941 y Mayo de 1942, 38 casos se produjeron en los meses de invierno de Diciembre y Enero y solamente 20 casos en el conjunto de los otros seis meses y uno de ellos solamente en los meses de Abril a Mayo.

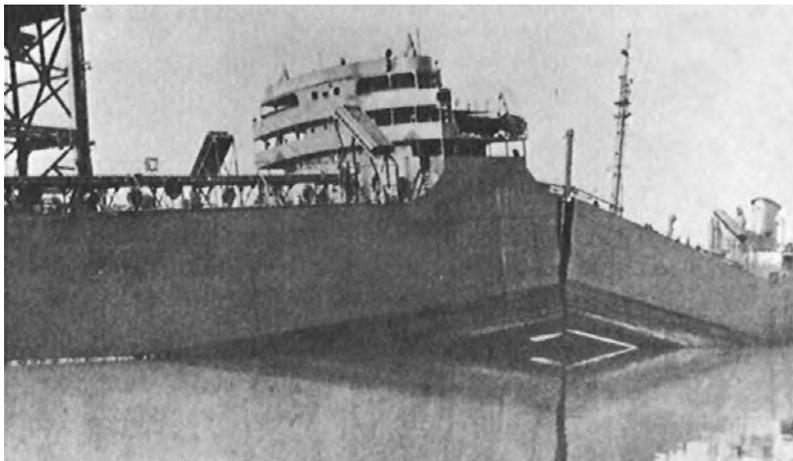


Figura 1.1

Rotura del petrolero Schenectady

El acero en cuestión había sido adecuado por muchos años para la construcción de buques roblados, pero no era adecuado para responder a las nuevas tecnologías de soldadura. En el año 1947 la sociedad naval de clasificación American Bureau of Shipping (ABS) introdujo importantes restricciones en las especificaciones de composición química de los aceros y en el año 1949, la sociedad de clasificación inglesa Lloyds Register (LR) estableció la aprobación² previa del acero a utilizar en la construcción de buques, total o parcialmente soldados.

Afortunadamente, gracias a todas estas medidas, este tipo de fallos se han convertido en historia, aunque lógicamente se siguen produciendo en menor medida. Entre 1960 a 1965 se han registrado 10 casos publicados, aparte de los casos no publicados y más recientemente también se siguen produciendo, y como ejemplo tenemos en la Figura 1.2 el buque MV Kurdistan, que se fracturó en el año 1979, según el informe de la División Marina del LR, que informa que en el período desde 1986 a 1995, solamente se han producido cinco incidentes en los buques de más de 90 m de eslora, clasificados por LR, que corresponde a una tasa de incidencias del 1 por 10.000.



Figura 1.2

Sección de rotura del MV Kurdistan (Lloyd's Register)

² When the main structure of ship is intended to be wholly or partially welded, the committee may require parts of primary structural importance to be steel, the properties and process of manufacture of which have been specially approved for this purpose. LR, 1949.

1.4.2. Accidentes Actuales

Actualmente los accidentes más importantes han acaecido en puentes, plataformas petrolíferas, oleoductos, recipientes a presión, turbogeneradores eléctricos, fuselaje de aviones. Como ejemplo tenemos en la Figura 1.3 la fractura de la chapa de aluminio del ala de una jet de pasajeros.



Figura 1.3

Fractura de la chapa del ala de un jet de pasajeros

A mediados de los años 50 dos aviones Comet De Havilland fallaron catastróficamente a elevada altitud y las investigaciones exhaustivas llevadas a cabo, revelaron que los fallos se originaron a partir de grietas de fatiga muy pequeñas cerca de las aberturas de las ventanas en el fuselaje. Otros numerosos fallos en la industria aeronáutica, en relación con los trenes de aterrizaje, y en los motores se han atribuido a fatiga y a corrosión bajo tensión y en el caso de los fallos del F-111 se dedujo que las fracturas frágiles se debían a la presencia de grietas preexistentes. Los fallos en el perno del motor de los DC-10 que ocasionaron varios accidentes aeronáuticos catastróficos y el espectacular accidente del trasbordador espacial Challenger del año 1986 son algunos de los últimos ejemplos de accidentes actuales. En la Figura 1.4 se puede ver el fallo en el tren de aterrizaje de un avión de pasajeros que ocurrió en 2001, como consecuencia de la fractura del eje.

En el momento actual los sectores industriales afectados directamente son el Energético y el de Transporte y distribución de gases, particularmente los gases licuados a muy bajas temperaturas; la industria Naval y Aeronáutica ya mencionadas y la Química y Petroquímica. De especial interés son las estructuras singulares de Ingeniería Civil, en las que se desarrollan importantes tareas en el diseño y análisis.



Figura 1.4

Fallo en el tren de aterrizaje de un avión de pasajeros como consecuencia de la fractura del eje

1.5. La historia de la Mecánica de Fractura

Los primeros experimentos en Fractura se deben a Leonardo da Vinci, que nace en el año 1452 en el pequeño pueblo de Vinci, situado en la orilla derecha del río Arno, entre Florencia y Pisa. Leonardo proporcionó varias reglas que establecían los indicios de la causa de la fractura. Leonardo midió la resistencia de alambres de hierro, que fabricaba en su trefiladora³ y encontró que la resistencia variaba de forma inversa a la longitud de los alambres. Este resultado implicaba que los defectos del material gobernaban la resistencia de los alambres; un alambre más largo correspondía a un mayor volumen de material y consecuentemente a una mayor probabilidad de encontrar una zona defectuosa del alambre.

Aunque estos resultados eran meramente cualitativos, Griffith estableció la conexión entre la fractura y el tamaño de los defectos en su primer trabajo publicado en el año 1920, aplicando el análisis de tensiones a un agujero elíptico, previamente tratado por Inglis siete años antes. Griffith utiliza el Primer Principio de Termodinámica para formular la teoría de la fractura, basada en el balance simple de energía. De acuerdo con esta teoría una grieta se hace inestable y se produce la fractura, cuando el cambio de la energía tensional que resulta de un incremento de la grieta es suficiente para superar la energía superficial del material.

³ La trefiladora de Leonardo da Vinci aparece referenciada, con sus correspondientes dibujos, en el Códice de Madrid I, folio 84 (recto).

Griffith estableció un modelo de buena aplicación para materiales muy frágiles como el vidrio o los materiales cerámicos, pero no pudo aplicar su teoría a los metales, ya que teniendo en cuenta que el trabajo de fractura proviene exclusivamente de la energía superficial del material, el modelo de Griffith solamente se puede aplicar a sólidos idealmente frágiles. La modificación del modelo de Griffith tuvo que esperar más de 20 años para poder ser aplicada a los metales.

El nacimiento de la Mecánica de Fractura se debe a un grupo de investigadores del Laboratorio de Investigación Naval de Washington D.C. que estudiaron el problema de la fractura en detalle. En los años 50, el Dr. G.R. Irwin lideró este grupo de investigación, que después de estudiar los trabajos previos de Griffith, Inglis y otros, desarrolló un importante trabajo para extender los postulados de Griffith a los metales, incluyendo la disipación de energía local por flujo plástico local.

Independientemente de Irwin, el investigador E. Orowan propuso una modificación similar a la teoría de Griffith y en el mismo periodo N. F. Mott extendió la teoría de Griffith a la propagación rápida de grietas.

En el año 1956, Irwin desarrolla su concepto de la tasa de liberación de energía, que se relaciona con la teoría de Griffith, pero de forma más útil para resolver problemas de ingeniería. Varios colegas de Irwin llamaron su atención sobre un trabajo de H. M. Westergaard, publicado bastantes años antes, en 1938, que desarrollaba una técnica semi-inversa para analizar las tensiones y desplazamientos por delante de una grieta aguda. Irwin utiliza la aproximación de Westergaard para mostrar que las tensiones y desplazamientos cerca del frente de grieta pueden presentarse mediante una simple constante que está relacionada con la tasa de liberación de energía. Este interesantísimo parámetro que caracterizaba el frente de grieta resultó ser el que más tarde hemos conocido como el factor de intensidad de tensiones.

Inmediatamente se produjeron varios éxitos en la aplicación de esta nueva ciencia en el análisis de varias roturas catastróficas, particularmente en el año 1956 Wells utilizó la Mecánica de Fractura para explicar los fallos del fuselaje de los aviones Comet, citados anteriormente, como resultado de grietas de fatiga que alcanzaban un tamaño crítico. La segunda aplicación notable de la Mecánica de Fractura tuvo lugar en General Electric en el año 1957; Winne y Wundt aplicaron la tasa de liberación de energía de Irwin para explicar el fallo de los rotores de grandes turbinas de gas, llegando incluso a prevenir la fractura en los rotores existentes.

Como todas las grandes ideas, la Mecánica de Fractura no fue una excepción y se produjo un cierto escepticismo y reticencias a la aceptación de sus postulados por parte de ciertos sectores, países y algunos centros de enseñanza.

En 1960, P. C. Paris y sus colaboradores encontraron una gran oposición al establecer una base para la aplicación de los principios de la Mecánica de Fractura al análisis y estudio de la fatiga de los materiales, ya que los ingenieros de diseño no estaban convencidos a abandonar las típicas curvas S-N para el diseño de los componentes a fatiga. La oposición fue tan intensa que Paris y sus colegas no consiguieron encontrar una revista técnica cualificada que les permitiera publicar su manuscrito, optando finalmente por su publicación en una revista

periódica de la Universidad de Washington titulada *The Trend in Engineering*. La Figura 1.5 muestra una rotura por fatiga, que se nuclea y crece en el interior de un cilindro de laminación, a partir de una inclusión no metálica.



Figura 1.5

Rotura por fatiga, que se nuclea en el interior de un cilindro de laminación, a partir de una inclusión no metálica

1.5.1. *La Armonización con la Deformación Plástica*

La Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL) deja de ser válida cuando se produce una deformación significativa previamente al fallo. Durante los años 1960-61 varios investigadores desarrollaron análisis para corregir la plastificación del frente de grieta, incluidos Irwin, Dugdale, Barenblatt y Wells. La corrección de la zona plástica de Irwin fue una extensión relativamente simple de la MFEL.

Wells propuso el desplazamiento de las caras de la grieta como un criterio de diseño alternativo cuando se producía una importante plastificación del frente de grieta. Wells que realizó un año sabático en el Laboratorio de Investigación Naval regresó a Inglaterra e intentó aplicar la MFEL a los aceros estructurales de bajo y medio carbono. Como estos materiales son muy dúctiles para la aplicación de la MFEL, Wells notó que las caras de la grieta se movían aparte con deformación plástica y esta observación le permitió desarrollar un parámetro que actualmente es conocido como el desplazamiento de la apertura del frente de grieta ($CTOD^4$).

⁴ Crack Tip Opening Displacement.

En 1968 Rice desarrolla otro parámetro para caracterizar materiales con comportamiento no lineal, idealizando la deformación plástica como elástica no-lineal. De esta manera establece el parámetro conocido como Integral J , evaluando a lo largo de un contorno arbitrario la tasa de liberación de energía no-lineal.

Los trabajos de Wells fueron relegados al ostracismo hasta que en los años 70 la Industria Nuclear Norteamericana y particularmente Westinghouse decidieron aplicar el estado del arte a la evaluación de los componentes críticos de la industria Nuclear y consecuentemente introdujeron la utilización de la Mecánica de Fractura. El problema que tuvieron los investigadores Bebley y Landes en 1981 fue que los materiales utilizados en la industria Nuclear eran de extraordinaria tenacidad y resultaba prácticamente imposible su caracterización mediante la MFEL, entre otras cosas por el tamaño exagerado de las probetas a utilizar. Ante esta situación desempolvaron el trabajo de Rice, para caracterizar estos materiales de alta tenacidad mediante la Integral J , con gran escepticismo por parte de sus colegas. Sus experimentos fueron tan exitosos que la metodología empleada se convirtió diez años después en la Norma ASTM para la determinación del parámetro J .

La caracterización de la tenacidad es solamente un aspecto de la Mecánica de Fractura; con objeto de aplicar la Mecánica de Fractura al diseño de componentes, se debe establecer una relación matemática entre la tenacidad, el tamaño de grieta y las tensiones. A pesar de que estas relaciones están bien establecidas para los problemas elásticos, hasta el año 1976 Shih y Hutchinson no proporcionaron un marco teórico que permitiera dar coherencia a un análisis del diseño basado en la integral J . Unos años más tarde el Electric Power Research Institute (EPRI) publicó un libro de diseño, basado en la metodología de Shih y Hutchinson.

Gran Bretaña se encontraba dominada por el interés en el desarrollo de los recursos petrolíferos del Mar del Norte y la caracterización fractográfica de componentes, que trabajan con muy altas solicitaciones de seguridad, dadas las características de bajas temperaturas y de situación geográfica de los ingenios para la industria off-shore. En este contexto Wells, que había retornado de Estados Unidos, continuaba en la aplicación de su parámetro $CTOD$ para el análisis de estructuras soldadas. En el año 1971 F.M. Burdekin y M.G. Dawes aplicaron algunas de las ideas de Wells y desarrollaron la curva de diseño con el parámetro $CTOD$, que consiste en una metodología semi-empírica para las estructuras de acero soldadas. En el mismo contexto la industria del petróleo Nórdica adoptó el parámetro $CTOD$ como criterio de análisis y diseño en fractura, para sus importantes explotaciones petrolíferas en el Mar del Norte.

Shih demostraría más tarde la relación entre la integral J y el parámetro $CTOD$, estableciendo que ambos parámetros son igualmente válidos para la caracterización de la fractura. Los ensayos basados en la integral J en Estados Unidos y los que se han trabajado en Gran Bretaña, basados en $CTOD$, tienen muchos aspectos en común y ambos parámetros se están aplicando actualmente a lo largo del mundo de los materiales.

Aunque la mayor parte de los desarrollos y aplicaciones de la Mecánica de Fractura se basaron en los materiales metálicos y preferentemente dentro de es-

tos en los aceros de uso estructural, el cuerpo de doctrina que se ha consolidado en la comunidad ingenieril, se está comenzando a aplicar a los materiales poliméricos en los que el comportamiento en fractura tiene características propias para incluir aspectos tan característicos de los plásticos como la viscoelasticidad y la viscoplasticidad.

Para terminar esta síntesis, sobre la reciente historia de los desarrollos de la Mecánica de Fractura, es preciso comentar la enorme importancia que tiene actualmente el análisis por elementos finitos de los componentes estructurales con las potentes herramientas informáticas de que disponemos. El análisis por elementos finitos ha confirmado muchos de los cálculos empíricos que se habían desarrollado en los años 50 y 60 y nos permite analizar con rigor las situaciones de cargas y geometrías complejas, que no sería posible analizar mediante métodos simples, convirtiéndose en una herramienta de ingeniería, complementaria de la Mecánica de Fractura, de gran interés para conocer con rigor los puntos críticos de los componentes estructurales.

Tema 2

Mecánica de Fractura Elástica-Lineal

2.1. Introducción

Los conceptos de Mecánica de Fractura, establecidos con anterioridad a 1960, son solamente aplicables a materiales que cumplen la Ley de Hooke. A pesar de las correcciones introducidas a principios de 1948, incluyendo la plasticidad a pequeña escala, estos análisis están restringidos a estructuras en las que el comportamiento es elástico lineal.

Desde 1960, las teorías de mecánica de fractura se han desarrollado teniendo en cuenta varios tipos de comportamiento no-lineal (i.e. plasticidad, viscoplasticidad y viscoelasticidad) así como los efectos dinámicos. No obstante, todos estos resultados recientes son extensiones de la mecánica de fractura elástica lineal (MFEL). Por lo tanto un sólido conocimiento de los fundamentos de la MFEL es esencial para entender los conceptos más avanzados de la Mecánica de Fractura.

En primer lugar contemplaremos los antecedentes del planteamiento energético, llevados a cabo por Inglis (1904) y Griffith (1924) para continuar con el planteamiento energético más moderno para los metales.

2.2. El balance de energía de Griffith

De acuerdo con el Primer Principio de Termodinámica, cuando un sistema pasa de un estado de no-equilibrio a un estado de equilibrio, se produce una disminución de la energía del sistema. A partir de este principio, Griffith estudió las condiciones de fractura de cuerpos sólidos frágiles con grietas y estableció en el año 1923 la teoría inicial en la que se sustenta la Mecánica de la Fractura.

Se puede formar una grieta (o una grieta existente puede crecer) solamente si el proceso origina una disminución de la energía total o esta permanece constante.

La primera evidencia cuantitativa del efecto de la concentración de tensiones en las grietas fue enunciada por Inglis, el cual analizó los agujeros elípticos

en placas planas. Inglis analizó una placa plana con un agujero elíptico, de longitud $2a$ y de ancho $2b$, a la que se le aplica una tensión perpendicular al eje mayor de la elipse (Figura 2.1). Inglis asumió que el agujero no está influenciado por las condiciones de contorno de la placa; i.e. la anchura de la placa $\gg 2a$ y la altura $\gg 2b$.

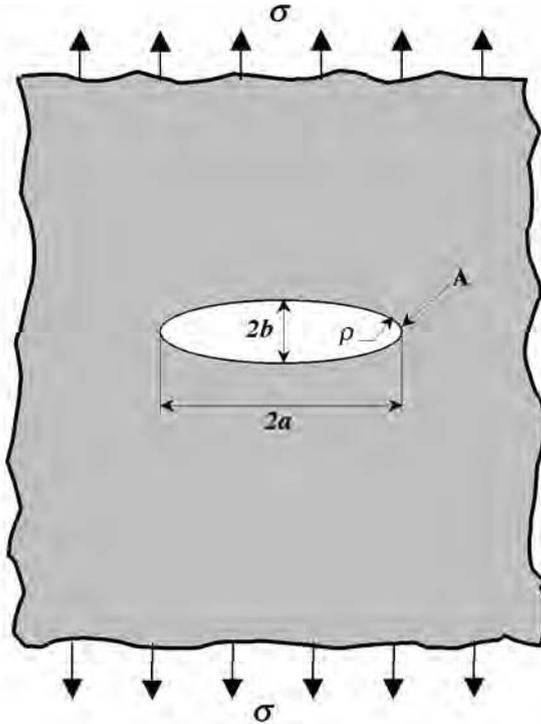


Figura 2.1
Agujero elíptico de una placa plana

A partir de este enunciado la tensión en el extremo del eje mayor (Punto A de la Figura 2.1) está dada por:

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (2.1)$$

La relación σ_A/σ se define como el factor de concentración de tensiones, k_t . Cuando $a = b$, el agujero es circular y en este caso $k_t = 3$, cifra bien conocida y que aparece en gran número de manuales.

Cuando el eje mayor a , aumenta respecto a b , el agujero elíptico comienza a tener la apariencia de una grieta aguda. Para este caso, Inglis encontró más conveniente que la expresión anterior (2.1) una nueva ecuación en función del radio de curvatura ρ :

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (2.2)$$

donde:

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad (2.3)$$

Cuando $a \gg b$, la ecuación (2.2) pasa a ser:

$$\sigma_A = 2 \sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (2.4)$$

Inglis demostró que esta ecuación (2.4) da una buena aproximación para la concentración de tensiones en una placa con una entalla que no es elíptica excepto en la punta.

Si aplicamos la ecuación (2.4) a una placa infinita con un radio $\rho = 0$ resulta un valor de tensión infinito. Este resultado causó un alto grado de preocupación cuando se descubrió, ya que no existe un material capaz de soportar una tensión infinita, de forma que un material que contiene una grieta aguda, teóricamente fallaría simplemente por la aplicación de una carga infinitesimal. Esta paradoja animó a Griffith a desarrollar una teoría de la fractura basada en la energía en vez de en la concentración de tensiones.

Supongamos una placa de grandes dimensiones (infinita) de espesor B , sometida a una tensión constante σ , que contiene una grieta pasante de longitud $2a$ (Figura 2.2). Griffith establece que para que esta grieta introducida en el sólido, cargado elásticamente, aumente de tamaño, la energía potencial disponible para la propagación en la placa debe ser suficiente para superar a la energía superficial del material, de forma que se establece un equilibrio entre la disminución de la energía elástica almacenada en el cuerpo y el incremento de la energía superficial total, como consecuencia de la formación de la superficie libre de la grieta, de forma que la grieta existente crecerá y se producirá una fractura si la energía requerida para propagar la grieta (suma del trabajo desarrollado por la tensión aplicada y la energía elástica liberada al extenderse la grieta) puede ser suministrada por el sistema.

Pasaremos a evaluar la disminución de energía elástica en una placa finita con y sin grieta, en un material no dúctil, de las siguientes características: *longitud* = L_0 ; *ancho* = W ; *espesor* = B y posteriormente extenderemos el estudio a la placa plana infinita

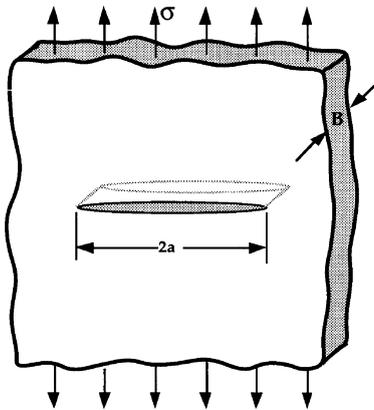
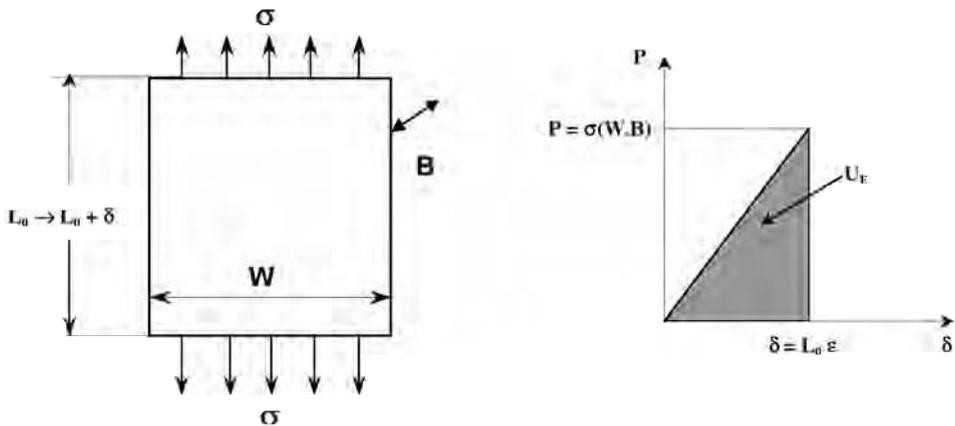


Figura 2.2

Placa de grandes dimensiones (infinita), con una grieta pasante de tamaño $2a$

2.2.1. Placa sin grieta

En la placa de la Figura 2.3 sin grieta tenemos:



$$\text{rigidez (stiffness); } S = \frac{P}{\delta}$$

$$\text{flexibilidad (compliance); } C = \frac{\delta}{P} = \frac{L_0 \cdot \sigma / E}{\sigma B W} = \frac{1}{E} \cdot \frac{L_0}{B W}$$

Figura 2.3

Energía elástica en una placa sin grieta sometida a una tensión σ

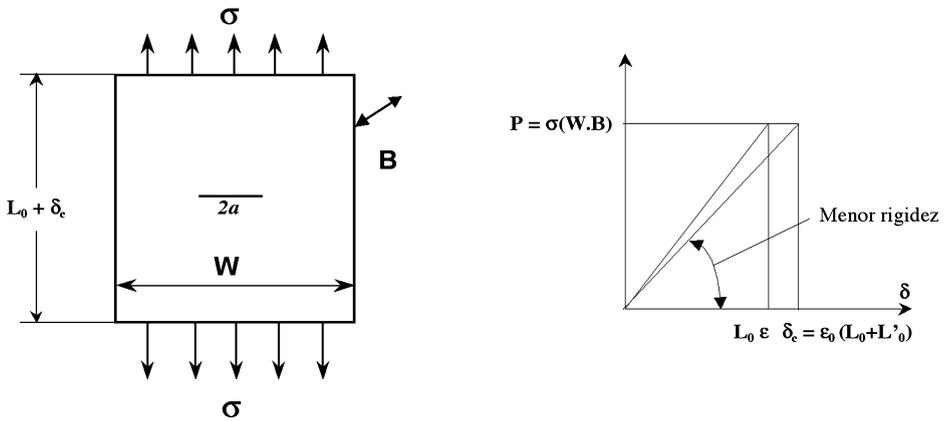
$$U_E = \frac{1}{2} \cdot P \delta = \frac{1}{2} \cdot (\sigma B W) \cdot L_0 \cdot \varepsilon$$

Energía elástica total:

$$U_E = \frac{1}{2} \cdot (\sigma B W) \cdot \left(L_0 \cdot \frac{\sigma}{E} \right) = \frac{\sigma^2}{2E} \cdot B W L_0 \quad (2.5)$$

2.2.2. Placa con grieta

En la placa de la Figura 2.4 con grieta tenemos:



$$S = \frac{P}{\delta_c} = \text{rigidez menor}$$

$$C = \text{flexibilidad} = \frac{\delta_c}{P} = \frac{1}{E} \cdot \frac{1}{B W} \left[L_0 + \frac{2 \pi a^2}{W} \right]$$

Figura 2.4

Energía elástica en una placa con grieta sometida a una tensión σ

$$\text{Deformación}^1; \quad \delta_c = \varepsilon_0 (L_0 + L'_0) = \varepsilon_0 \left(L_0 + \frac{2 \pi a^2}{W} \right) \quad (2.6)$$

¹ La demostración del valor de L'_0 ha necesitado resolver los problemas de elasticidad mediante el método de la función de tensión, para encontrar una función algebraica o trigonométrica de dos variables (x_1, x_2 o r, θ) que satisfaga las ecuaciones resultantes de las condiciones de contorno que se obtienen. Resulta matemáticamente conveniente expresar la función de tensión como una función de variable compleja de dos variables para resolver este problema.

Se puede consultar la página 46 y siguientes del libro *Fundamentals of Fracture Mechanics* de J.F. KNOTT, Editorial Butterworths, London 1973.

Energía elástica total:

$$\begin{aligned}
 U_E &= \frac{1}{2} \cdot P \delta_c = \frac{1}{2} \cdot (\sigma B W) \cdot [\varepsilon(L_0 + L'_0)] \\
 U_E &= \frac{1}{2} \cdot (\sigma B W) \cdot \frac{\sigma}{E} \left(L_0 + \frac{2 \pi a^2}{W} \right) = \frac{\sigma^2 \cdot B}{2E} \cdot [W L_0 + 2 \pi a^2] \\
 U_E &= \frac{\sigma^2}{2E} \cdot [B W L_0 + 2 \pi a^2 B] \\
 U_E &= U_{E, \text{sin fisura}} + \frac{\pi \sigma^2 \cdot a^2 \cdot B}{E}
 \end{aligned}
 \tag{2.7}$$

2.2.3. Energía Superficial

La energía superficial γ_s (energía/unidad de superficie, constante característica de un sólido) se interpreta por el hecho de que los átomos que se encuentran en la superficie de cualquier sólido tienen un número de átomos vecinos inferior al correspondiente a los átomos interiores. La Figura 5 permite entender la ecuación del parámetro correspondiente a la energía total superficial.

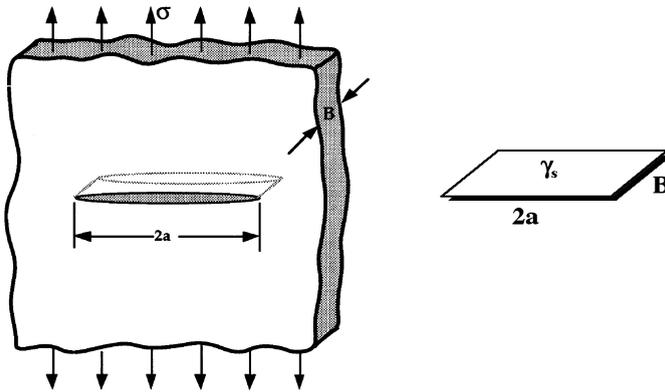


Figura 2.5

Evaluación de la energía superficial γ_s

La energía superficial debida a la presencia de la grieta en la placa de la Figura 2.5, será igual al producto del área total libre de la grieta por la energía superficial del sólido.

$$E_s = (2a \cdot B) \cdot 2 \cdot \gamma_s
 \tag{2.8}$$

Llamando entonces U_0 , a la energía del sólido sin grieta y U a la correspondiente al mismo cuerpo con grieta, el cambio energético total lo podemos expresar como sigue:

$$\Delta U = U - U_0 = -\frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a^2 \cdot B}{E} + 4 a B \gamma_s \quad (2.9)$$

Condición de equilibrio energético durante la rotura: $\frac{d \Delta U}{d a} = 0$; la energía disponible se consume en propagar la grieta

$$\frac{d \Delta U}{d a} = -\frac{2 \pi \cdot \sigma^2 \cdot a \cdot B}{E} + 4 B \gamma_s = 0 \quad (2.10)$$

De esta manera llegamos a calcular la *tensión de rotura* de un sólido agrietado:

$$\frac{\sigma^2 \pi a}{E} = 2 \gamma_s \Rightarrow \sigma_f = \sqrt{\frac{2 E \gamma_s}{\pi a}} \quad (2.11)$$

Por lo tanto, según el planteamiento de Griffith:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \cdot \sqrt{\frac{E \gamma_s}{a}} \quad (2.12)$$

2.3. Análisis atómico de la fractura

Los resultados de la ecuación de Griffith son coherentes con otros trabajos a nivel atómico en los que se calculan las fuerzas de rotura del enlace interatómico. La Figura 2.6 muestra esquemáticamente la tensión de enlace en función de la distancia de separación entre átomos. Se necesita una fuerza para incrementar la distancia de separación desde el punto de equilibrio; esta fuerza tiene que ser mayor que la fuerza cohesiva para romper por completo el enlace.

Es posible estimar la resistencia cohesiva, a nivel del enlace atómico, idealizando la relación fuerza-desplazamiento del enlace interatómico a un semiperíodo de la función seno:

$$\sigma = \sigma_c \operatorname{sen}\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right) \quad (2.13)$$

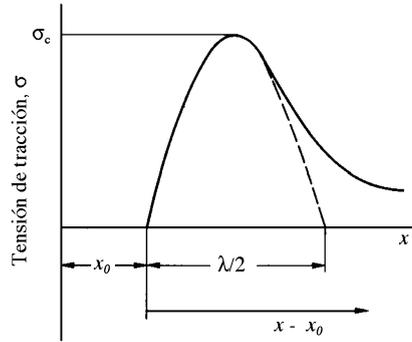


Figura 2.6

Tensión necesaria para desunir los planos del enlace a una distancia $x - x_0$, siendo x_0 la distancia de equilibrio para $\sigma = 0$, y λ la longitud de la curva desplazamiento. La fractura se produce para $\sigma = \sigma_c$

donde la distancia $\lambda/2$ está definida en la Figura 2.6. Si x_0 es la distancia de equilibrio de los átomos para $\sigma = 0$, esta tensión seguirá la ecuación del seno para la distancia de separación de átomos $x - x_0$. Para pequeños desplazamientos, la relación fuerza-desplazamiento es lineal:

$$\sigma = \sigma_c \left(\frac{2 \pi x}{\lambda} \right) \quad (2.14)$$

teniendo en cuenta que los desplazamientos siguen la ley de Hooke:

$$\sigma = \epsilon E = \frac{x}{x_0} E \quad (2.15)$$

De esta forma la tensión se obtiene como:

$$\sigma_c = \frac{E \lambda}{2 \pi x_0} \quad (2.16)$$

ó asumiendo que $\lambda/2$ es aproximadamente igual que la distancia interatómica.

$$\sigma_c \approx \frac{E}{\pi} \quad (2.17)$$

La energía superficial puede estimarse de la siguiente forma:

$$2\gamma_s = \int_0^{\lambda/2} \sigma_c \operatorname{sen}\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right) dx = \sigma_c \frac{\lambda}{\pi} \quad (2.18)$$

$$\lambda = \frac{2\pi\gamma_s}{\sigma_c}$$

La energía de superficie por unidad de área γ_s , es igual a la mitad de la energía de fractura porque cuando se rompe el material se crean dos superficies. Sustituyendo la ecuación (2.16) en la (2.18) obtenemos:

$$\gamma_s = \frac{\sigma_c^2 \cdot x_0}{E} \quad (2.19)$$

Si hacemos que el radio en el extremo de la grieta ρ , sea del orden de magnitud que x_0 , y aplicamos el valor de concentración de tensiones de Inglis, ecuación (2.4) la tensión de rotura será entonces:

$$\sigma_c = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{x_0}} \quad (\text{Inglis})$$

$$\gamma_s = \frac{4a\sigma_f^2}{E} \quad (2.20)$$

$$\sigma_f = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{E \cdot \gamma_s}{a}} \quad (2.21)$$

Esta expresión, mucho más actual (1970) es semejante, aunque no coincide exactamente, a la obtenida de acuerdo al criterio de energía de Griffith, demostrando la coherencia de su trabajo.

Recientemente la aplicación de métodos numéricos por elementos finitos, ha permitido obtener expresiones muy semejantes a las de Griffith que confirman nuevamente la validez de sus postulados.

2.4. Modificación de la ecuación de Griffith

La ecuación de Griffith es una condición necesaria, pero no suficiente para el fallo del material, dado que además la grieta existente en el sólido debe ser lo suficientemente aguda en sus extremos como para crear la concentración de ten-

siones en su entorno, suficiente para sobrepasar la resistencia cohesiva del material (fuerzas de enlace interatómicas), de forma que la ecuación de Griffith es válida solamente para sólidos frágiles, Griffith obtuvo un buen compromiso entre la resistencia a fractura experimental y los cálculos de su ecuación para el caso de vidrios, cerámicas, pero su ecuación no puede interpretar el comportamiento de los metales, en los que la energía necesaria para su fractura resultó ser varios órdenes de magnitud mayor que sus energías superficiales respectivas. Ello se debe a que en estos casos la concentración de tensión, existente en los frentes de grieta, crea una zona plástica de tamaño importante, de manera que la ecuación que expresa la tensión de rotura debe corregirse, introduciendo el término energético debido a la deformación plástica.

En el año 1948, Irwin y Orowan independientemente, modificaron la expresión de Griffith para incluir el comportamiento plástico, la expresión revisada sería la siguiente:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2 E (\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (2.22)$$

donde: γ_p es el trabajo plástico por unidad de área, que normalmente es mayor que γ_s .

En un sólido frágil ideal, una grieta puede formarse y explicarse simplemente por la rotura de enlaces atómicos y precisamente γ_s refleja la energía total de los enlaces rotos por unidad de área. Sin embargo, cuando una grieta se propaga a través de un metal, se produce un movimiento de dislocaciones en la proximidad de la punta de grieta, originando una disipación adicional de energía.

Aunque Irwin y Orowan plantean la ecuación (2.22) solamente para los metales, es posible generalizar el modelo de Griffith teniendo en cuenta todo tipo de disipación de energía:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2 E W_f}{\pi a}} \quad (2.23)$$

donde: W_f es la energía de fractura, que puede incluir los efectos plásticos, viscoelásticos o viscoplásticos, dependiendo del material. La energía de fractura puede también estar influenciada por el serpenteo o por las ramificaciones que aumentan la superficie. La Figura 2.7 muestra varios tipos de comportamiento de materiales con la correspondiente energía de fractura.

Cuando aplicamos la ecuación (2.23) y obtenemos la tensión de rotura para materiales que presentan deformación no-lineal es preciso tomar precauciones. El modelo de Griffith, particularmente la 1.^a ecuación, que solo incluye γ_s , se aplica solamente al comportamiento elástico lineal. Cualquier efecto no-lineal, como la plasticidad, debe quedar limitado a una pequeña región cerca del borde

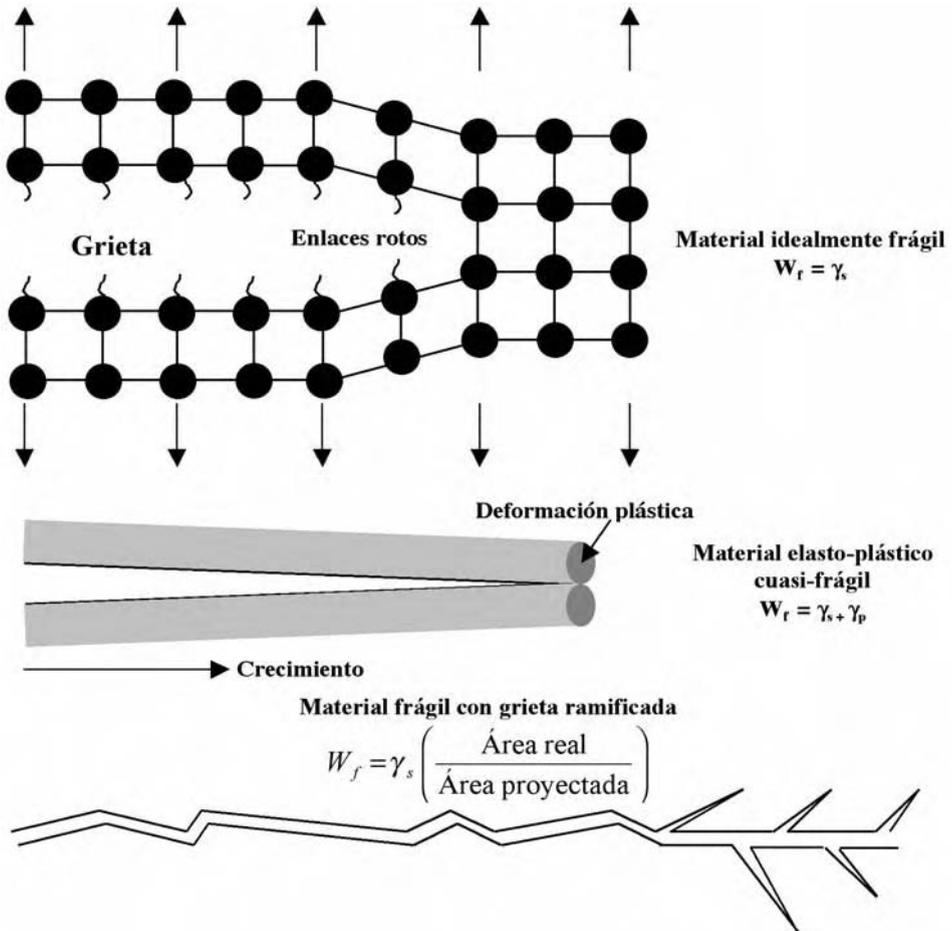


Figura 2.7
 Propagación de la grieta en varios tipos de materiales,
 con la correspondiente energía de fractura

de la grieta. Adicionalmente la ecuación modificada asume que W_f es constante; sin embargo, en muchos materiales dúctiles, la energía de fractura aumenta con el crecimiento de grieta, como se verá más adelante.

2.5. La tasa de liberación de energía

En 1956 Irwin propone una solución, esencialmente equivalente al modelo de Griffith, pero más conveniente para resolver los problemas de Ingeniería, extendiendo a los metales la ecuación de Griffith. Irwin define el concepto de *tasa*

de liberación de energía G , que es la medida de la energía disponible para la propagación de un incremento de grieta da (Figura 2.8).

El incremento de longitud de la grieta a carga constante, se traduce en una tensión constante; el trabajo suministrado al sistema se transforma en un incremento de energía elástica U_E y en energía consumida en la propagación U_R

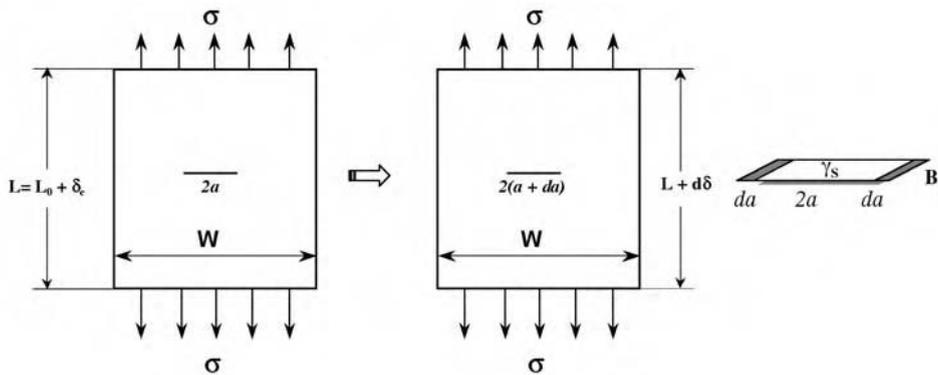
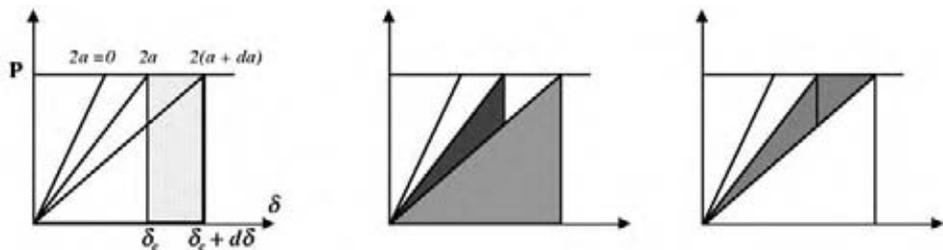


Figura 2.8

Incremento de longitud da de la grieta

El trabajo suministrado al sistema es: $dU = P \cdot d\delta$

La parte transformada en energía elástica: $dU_E = \frac{1}{2} P \cdot d\delta$ (2.24)



$$dU = P \cdot d\delta \quad \frac{1}{2} P (\delta_c + d\delta) - \frac{1}{2} P \delta_c = \frac{1}{2} P \cdot d\delta$$

Figura 2.9

Esquema del cálculo de energía elástica y energía consumida en la propagación

Por lo tanto la energía consumida en la propagación será:

$$dU_R = dU - dU_E$$

$$dU_R = P \cdot d\delta - \frac{1}{2} P \cdot d\delta = \frac{1}{2} P \cdot d\delta \quad (2.25)$$

Entonces:

$$dU_R = dU_E = d \left[\frac{\sigma^2}{2E} B \cdot (W \cdot L_0 + 2\pi a^2) \right] = 2 \frac{\pi \cdot \sigma^2 a}{E} B da \quad (2.26)$$

La placa finita pasa a placa infinita de espesor B y la energía consumida en la propagación (total y absoluta) se relaciona con la γ_s de Griffith,

Irwin estableció la resistencia a fractura del material, definida con la variable R, que será la energía superficial por el área de grieta nueva aparecida por propagación da de la grieta, como se puede ver en el esquema de la Figura 2.9. El material rompe si la tasa de liberación de energía G:

$$G = \frac{dU_R}{dA} = \frac{1}{2B} \frac{dU_R}{da} = \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E} \quad (2.27)$$

$$\text{Tasa de liberación de energía } G = \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E}$$

$$\text{Resistencia a fractura del material } R = 2 \gamma_s$$

Luego finalmente el criterio de equilibrio del sistema será: $R = G$. Igualando estos factores, nuevamente encontramos el valor de la *tensión en rotura* de Griffith:

$$G = R$$

$$\frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E} = 2 \cdot \gamma_s \Rightarrow \sigma_f = \sqrt{\frac{2 E \gamma_s}{\pi a}} \quad (2.28)$$

El término G definido como tasa de liberación de energía también se llama fuerza de extensión de la grieta o fuerza motriz. Consideremos una placa agrietada, como se presenta en la Figura 2.10, en la que se pueden dar dos escenarios a partir del crecimiento da de la grieta:

- Crecimiento da de la grieta a carga y tensión constantes ($P = cte$)
- Crecimiento da de la grieta a deformación constante ($\delta c = cte$)

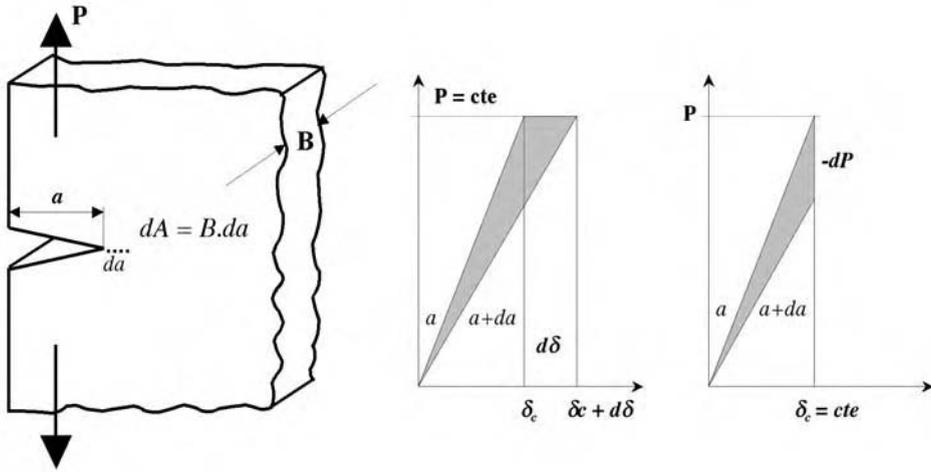


Figura 2.10

Cálculo de la energía G , en el caso de incremento de la grieta a carga constante P y a desplazamiento constante

Veamos el cálculo de G en ambos casos:

$$dU_R = dU - dU_E$$

$$G = \frac{dU_R}{dA} = \frac{1}{B} \frac{dU_R}{da} \quad (2.29)$$

En el primer caso tenemos $P = cte$ y lo que se produce es un aumento de la deformación: $\delta \rightarrow \delta + d\delta$; en este caso:

$$dU_R = \frac{1}{2} P \cdot d\delta \Rightarrow G = \frac{1}{B} \frac{1}{2} P \frac{d\delta}{da} \quad (2.30)$$

teniendo en cuenta la definición de flexibilidad:

$$C = \frac{\delta}{P} \Rightarrow \delta = C \cdot P \Rightarrow d\delta = P \cdot dC$$

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot \frac{dC}{da} \quad (2.31)$$

Esta expresión (2.31) es de gran importancia en la MFEL.

En el segundo caso, tenemos $\delta = cte$ y lo que se produce es una relajación de la carga: $P \rightarrow P - dP$; en este caso:

$$dU_R = 0 - dU_E = -\frac{1}{2} \delta \cdot dP \Rightarrow G = \frac{1}{B} \left(-\frac{1}{2} \right) \delta \frac{dP}{da} = -\frac{\delta}{2B} \frac{dP}{da} \quad (2.32)$$

teniendo en cuenta la definición de rigidez:

$$\begin{aligned} S = \frac{P}{\delta} &\Rightarrow P = S \cdot \delta \Rightarrow dP = \delta \cdot dS \\ G &= -\frac{\delta^2}{2B} \cdot \frac{dS}{da} \end{aligned} \quad (2.33)$$

donde sabemos que dS es negativo. Si tenemos en cuenta que:

$$\begin{aligned} S = \frac{1}{C} &\Rightarrow \frac{dS}{da} = -\frac{1}{C^2} \frac{dC}{da} \\ G &= \frac{\delta^2}{2B} \cdot \frac{1}{C^2} \cdot \frac{dC}{da} \Rightarrow \frac{P^2}{2B} \cdot \frac{dC}{da} \end{aligned} \quad (2.34)$$

2.6. La inestabilidad y la curva R

Como hemos explicado, Irwin y Orowan plantean la ecuación (2.23) teniendo en cuenta todo tipo de disipación de energía, en la que W_f es la energía de fractura, que puede incluir los efectos plásticos, viscoelásticos o viscoplásticos, dependiendo del material.

La propagación de la grieta se produce cuando $G = 2W_f$, pero esta propagación de grieta puede ser estable o inestable, dependiendo de cómo varían G y W_f en función del crecimiento de grieta. Para estudiar el comportamiento estable o inestable, es conveniente reemplazar $2W_f$ por R que como hemos visto es la resistencia del material a la propagación de la grieta. La curva que representa G versus la propagación de grieta, es la *curva de fuerza motriz*.

Consideremos una placa con una grieta pasante de tamaño inicial $2a$, como la que se representa en la Figura 2.5, sometida a una tensión, σ , lejos de la grieta; la tasa de liberación de energía G varía linealmente respecto al tamaño de grieta.

Los valores de G se pueden presentar para los casos de pequeños espesores (tensión plana) o de grandes espesores (deformación plana) en la placa plana infinita:

Tensión plana:
$$G = \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E}$$

Deformación plana:
$$G = (1 - \nu^2) \cdot \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E}$$

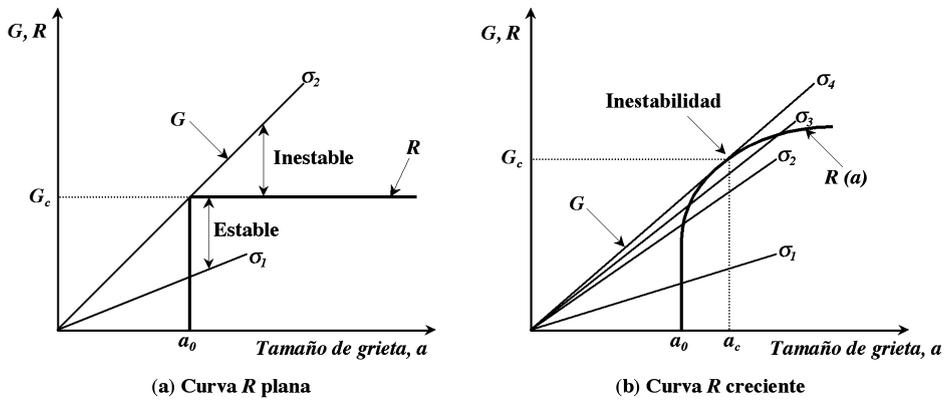


Figura 2.11

Diagramas esquemáticos de las curvas de fuerza motriz y de R para dos materiales con distinto tipo de comportamiento

En la Figura 2.11 representamos esquemáticamente, las curvas de fuerza motriz G y de tenacidad R para dos materiales con distinto tipo de comportamiento, con un valor inicial de longitud de grieta a_0 .

En el primer caso, representado en la Figura 2.11(a), se muestra un material con una curva R plana, cuando la resistencia del material a la propagación de la grieta es constante con respecto al crecimiento de grieta. En este caso cuando la placa está sometida a la tensión $= \sigma_1$, la grieta es estable, pero cuando la tensión alcanza el valor σ_2 , la propagación de la grieta es inestable porque la fuerza motriz crece cuando crece el tamaño de grieta, pero la resistencia del material permanece constante.

La Figura 2.11(b) muestra un material con una curva R creciente. La grieta crece ligeramente cuando la tensión crece desde σ_1 a σ_2 , pero no puede crecer más mientras no aumente la tensión. Cuando la tensión es fija en σ_2 , la fuerza motriz aumenta en menor proporción que la resistencia R y el crecimiento estable continua hasta que la tensión alcanza el valor σ_3 . Finalmente, cuando la tensión alcanza el valor σ_4 , la fuerza motriz es tangente a la curva R . Con un crecimiento adicional de la grieta la placa es inestable porque la tasa de crecimiento de la fuerza motriz es mayor que la pendiente de la curva R .

La condición de la grieta estable puede ser expresada por:

$$G = R \quad \text{y} \quad \frac{dG}{da} \leq \frac{dR}{da} \quad (2.35)$$

La propagación de grieta puede ser *estable* o *inestable* cuando:

$$\text{Inestable} \quad G > R \quad \frac{dG}{da} > \frac{dR}{da} \quad (2.36)$$

$$\text{Estable} \quad G < R \quad \frac{dG}{da} < \frac{dR}{da} \quad (2.37)$$

Cuando la curva de resistencia R es plana, como en la Figura 2.11(a), se puede definir un valor crítico de G sin ambigüedad, sin embargo, un material con una curva R creciente no permite ser caracterizado con un único valor de tenacidad, como en el caso de los metales de alta ductilidad. De acuerdo con la ecuación (2.36), una estructura agrietada falla cuando la curva de fuerza motriz es tangente a la curva R , pero este punto de tangencia depende de la forma de la curva de fuerza motriz, en razón de su dependencia de la configuración de la estructura. La fuerza motriz para la configuración de una placa con una grieta pasante es lineal, pero normalmente $G(a)$ no es lineal, como se puede ver en el ejemplo de la Figura 2.12, en la que la fuerza motriz G varía en función de a^2 ; estas dos configuraciones pueden originar

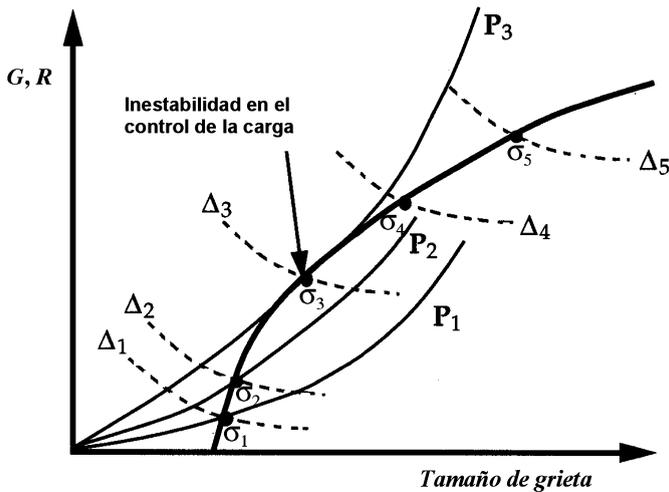


Figura 2.12

Diagrama esquemático de la fuerza motriz y la curva R que compara el control de la carga y el control del desplazamiento

valores de G_c diferentes para una curva $R(a)$ dada, que por otro lado tampoco es lineal ya que la mayor parte de los materiales presentan comportamiento elasto-plástico.

Los materiales con una curva R creciente, pueden ser caracterizados por el valor de G , que inicia el crecimiento de grieta. A pesar de que el valor de tenacidad en la iniciación no es normalmente sensible a la geometría estructural, sin embargo, existen otros problemas con esta medida. En gran número de materiales es virtualmente imposible determinar el momento preciso en que se produce la iniciación de la grieta; normalmente se necesita una definición ingenieril de la iniciación, análoga a la definición de límite elástico convencional del 0,2% en los ensayos de tracción. Otra limitación de la tenacidad de iniciación está en el hecho de que solamente caracteriza el principio del crecimiento de grieta, sin proporcionar información sobre la forma de la curva R .

2.6.1. La forma de la curva R

Algunos materiales presentan una curva R creciente, mientras que la curva R para otros materiales es plana. La forma de la curva R depende del comportamiento del material y, en menor medida de la configuración de la estructura agrietada.

La curva R para un material idealmente frágil es plana porque la energía de superficie es una propiedad invariante del material. Sin embargo, cuando la fractura se acompaña de comportamiento no lineal del material, la curva R puede adoptar diversas variedades de formas. Por ejemplo, la fractura dúctil en los metales usualmente da como resultado un crecimiento de la curva R ; la zona plástica del borde de la grieta aumenta en tamaño al mismo tiempo que la grieta crece, aumentando de esta manera la energía γ_p . La fuerza motriz G debe aumentar en estos materiales para mantener el crecimiento de grieta. Si el cuerpo agrietado es infinito (i.e. si la zona plástica es pequeña comparada con las dimensiones importantes del cuerpo) el tamaño de la zona plástica y R eventualmente crecen a valores de un estado estable, y la curva R se transforma en plana con otro crecimiento.

Algunos materiales pueden presentar una curva R descendente. Cuando un metal falla por clivaje, por ejemplo, la resistencia del material está proporcionada por la energía de superficie y la disipación plástica local, como se puede ver en la Figura 2.7 b). La curva R puede ser relativamente plana si el crecimiento de grieta fuera estable. Sin embargo, la propagación por clivaje es normalmente inestable; el material cerca del vértice de la grieta de crecimiento está sometido a deformaciones muy altas, que impiden la deformación plástica. Consecuentemente la resistencia de un grieta de clivaje, que crece rápidamente, es menor que la resistencia inicial en el inicio de la fractura.

El tamaño y la geometría de la estructura agrietada puede ejercer cierta influencia en la forma de la curva R . Una grieta en una chapa delgada tiende a producir una curva R más empinada que una grieta en una placa gruesa porque la chapa delgada está sometida predominantemente a una forma de tensión plana, mientras que el material cerca del vértice de la grieta en una placa gruesa puede encontrarse generalmente en forma de deformación plana. La curva R puede también estar afectada si el crecimiento de la grieta se aproxima a un borde libre de la

estructura. En este caso una placa gruesa puede presentar una resistencia al crecimiento de la grieta algo diferente que en una placa estrecha del mismo material.

Idealmente, la curva R , así como otras medidas de la tenacidad a fractura, deben ser una propiedad solamente del material y no depender del tamaño y forma del componente agrietado. Gran parte de la mecánica de fractura esta basada en la asunción de que la tenacidad a fractura es una propiedad del material. No obstante, pueden darse efectos de configuración y casi siempre ocurre esto; un profesional de la mecánica de fractura debe tener en cuenta estos efectos y su influencia potencial en la precisión del análisis.

2.6.2 Control de la Carga vs. Control del Desplazamiento.

La estabilidad del crecimiento de la grieta depende de la relación de cambio de G , i.e. la segunda derivada de la energía potencial. Además la fuerza motriz (G) es la misma tanto para el control de la carga como para el control de desplazamiento, la proporción de cambio de la curva de fuerza motriz depende de cómo este cargada la estructura.

$$\begin{aligned} \text{Si tras } a' = a + \Delta a \quad G < R \quad &\text{detención} \\ G > R \quad &\text{aceleración} \end{aligned}$$

El control del desplazamiento tiende a ser mas estable que el control de la carga. Con algunas configuraciones, la fuerza motriz decrece realmente con el crecimiento de grieta en el control del desplazamiento. Un ejemplo típico se presenta en la Figura 2.12.

Con referencia a esta Figura 2.12, consideremos una estructura agrietada con una carga P_3 y un desplazamiento Δ_3 . Si la estructura está controlada por carga, es precisamente en el punto de inestabilidad, donde se produce que la curva de fuerza motriz es tangente a la curva R . En el control por desplazamiento, sin embargo, la estructura es estable porque la fuerza motriz disminuye con el crecimiento de grieta; el desplazamiento debe aumentarse para prolongar el crecimiento de grieta.

Cuando una curva R se determina experimentalmente, la probeta normalmente se ensaya mediante el control del desplazamiento (o tan próximo a un control puro de desplazamiento y si es posible en la máquina de ensayo). Como la mayor parte de las geometrías de las probetas de ensayo presentan caídas en las curvas de fuerza motriz en control por desplazamiento, es posible obtener una gran cantidad de crecimiento estable de grieta. Si se produce una inestabilidad durante el ensayo, la curva R no puede ser definida a partir del punto del último fallo.

2.7. Flexibilidad

Como ejemplo de la aplicación de la flexibilidad a continuación se evalúa la estabilidad relativa correspondiente a una probeta con doble voladizo (DCB) (Figura 2.13) en el control de la carga y el control del desplazamiento.

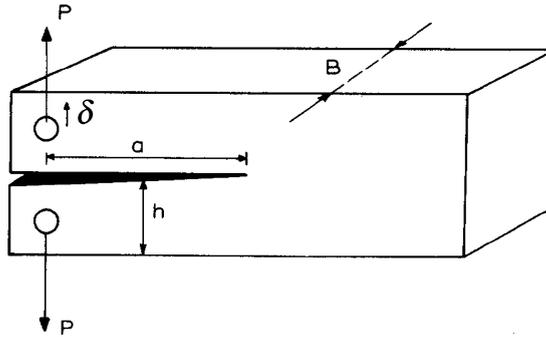


Figura 2.13
 Probeta con doble voladizo (DCB)

Solución: A partir de la teoría de una viga en doble voladizo y considerando también el esfuerzo cortante, tenemos:

$$\delta = A \cdot P \cdot a^2$$

donde A representa un parámetro que engloba las propiedades del material y la geometría de la estructura.

La flexibilidad elástica está dada por:

$$C = \frac{\delta}{P} = A \cdot a^2$$

Para determinar la energía utilizamos la ecuación:

$$G = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da}$$

$$\frac{dC}{da} = 2Aa$$

Sustituyendo C en la ecuación tenemos:

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot 2Aa = \frac{P^2 A}{B} \cdot a$$

Esta ecuación es lineal en a y viene representada en la Figura 2.14, como ecuaciones de rectas para distintos valores de P (P_1, P_2, P_3 , etc.)

A partir de la derivada de esta ecuación obtenemos la pendiente de curva de la fuerza motriz en el control de la carga dada por:

$$\left(\frac{dG}{da} \right)_P = \frac{A P^2}{B} = cte = \frac{G}{a} \text{ (línea recta)}$$

Con objeto de evaluar el control desplazamiento δ , es necesario expresar G en términos de δ y a . A partir de la ecuaciones de vigas, la carga se relaciona con el desplazamiento de la siguiente forma:

$$\delta = A P a^2 ; \quad P = \frac{\delta}{A a^2}$$

$$G = \frac{P^2 A}{B} a = \frac{\delta^2 A}{A^2 a^4} \cdot \frac{a}{B} = \frac{\delta^2}{A B a^3}$$

Se trata de una especie de hipérbolas representadas en la Figura 2.14 para distintos valores crecientes del desplazamiento δ ($\delta_1, \delta_2, \delta_3$, etc).

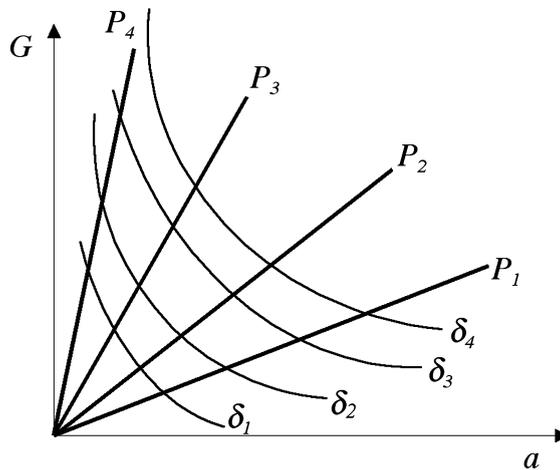


Figura 2.14

Y por lo tanto derivando obtenemos:

$$\left(\frac{dG}{da} \right)_\delta = - \frac{3 \delta^2}{A B a^4} = - \frac{3 G}{a}$$

Por lo tanto, la fuerza motriz aumenta con el crecimiento de grieta en el control de la carga y decrece en el control del desplazamiento. Para una curva R plana, el crecimiento de grieta en el control de carga es siempre inestable, mientras que el control del desplazamiento es siempre estable.

Adicionalmente, si tomamos $K_I = \sqrt{\frac{E G}{1 - \nu^2}}$; tenemos:

$$K_I = A_1 \cdot P \sqrt{a}$$

$$K_I = A_2 \cdot \delta \cdot a^{-1.5}$$

donde los parámetros A_1 y A_2 contienen:

Material: E y ν

Geometría: B , h , entallado lateral si lo hubiere, etc.

Tema 3

Planteamiento Tensional de la Fractura

3.1. Introducción

Recordemos los planteamientos de la elasticidad clásica, a partir de la primera evidencia cuantitativa del efecto de la concentración de tensiones en las grietas, que fue enunciada por Inglis, el cual analizó los agujeros elípticos en placas planas. Inglis analizó una placa plana con un agujero pasante elíptico, de longitud $2a$ y de ancho $2b$, a la que se le aplica una tensión perpendicular al eje mayor de la elipse (Figura 2.1). Inglis asumió que el agujero no está influenciado por las condiciones de contorno de la placa; i.e. la anchura de la placa $\gg 2a$ y la altura $\gg 2b$ y como se vio anteriormente:

$$\begin{aligned}\sigma_A &= 2\sigma\sqrt{\frac{a}{\rho}} \\ \sigma_i &= f\left(\frac{1}{\rho}\right)\end{aligned}\tag{2.4}$$

Si aplicamos la ecuación (2.4) a una placa infinita con un radio $\rho = 0$ resulta un valor de tensión σ_A infinito y todas las tensiones σ_i en la sección por A de la placa, lo cual es falso: Un vidrio con una fisura no se rompe con una σ pequeñísima, y además en un vidrio de gran tamaño, que podemos considerar como una placa infinita (∞), cuando nos alejamos lo suficiente de la fisura $\sigma_{yy} = \sigma$; quiere decir que la zona en cuestión no «se entera» de que hay una fisura en la placa.

3.2. La función de tensión de Airy

Consideremos las coordenadas X, Y, Z en un sólido tensionado. En cada punto (x, y, z) podemos definir las tensiones $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_x, \tau_y, \tau_z$.

Condición de tensión plana: $\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$

Condición de deformación plana: $\varepsilon_z = 0$; $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$

Para los problemas planos las ecuaciones de equilibrio son:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} = 0, \quad (3.1)$$

Si los desplazamientos en las direcciones x e y son u y v respectivamente, las expresiones de las deformaciones son:

$$\varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}, \quad \varepsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y}, \quad \gamma_{xy} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \quad (3.2)$$

y las relaciones de tensión-deformación son:

$$E\varepsilon_x = \sigma_x - \nu\sigma_y, \quad E\varepsilon_y = \sigma_y - \nu\sigma_x, \quad \mu\gamma_{xy} = \tau_{xy} \quad (3.3)$$

donde el módulo de cortadura μ de Lamé (similar al módulo de elasticidad transversal G de Hooke) está relacionado con el módulo de Young E , mediante:

$$\mu = \frac{E}{2 \cdot (1 + \nu)}, \text{ siendo } \nu \text{ el coeficiente de Poisson.}$$

Las ecuaciones de equilibrio (3.1) se cumplen automáticamente si sucediese que:

$$\sigma_x = \frac{\partial^2 \Psi}{\partial y^2}, \quad \sigma_y = \frac{\partial^2 \Psi}{\partial x^2}, \quad \tau_{xy} = - \frac{\partial^2 \Psi}{\partial x \partial y} \quad (3.4)$$

La función Ψ se llama función de tensión de Airy. Sustituyendo las ecuaciones (3.2) y (3.4) en la (3.3) y diferenciando dos veces, obtenemos las condiciones de compatibilidad:

$$\frac{\partial^4 \Psi}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 \Psi}{\partial x^2 \partial y^2} + \frac{\partial^4 \Psi}{\partial y^4} = 0 \quad (3.5)$$

ó

$$\nabla^2 (\nabla^2 \Psi) = 0 \quad (3.6)$$

En general un problema tensional plano en elasticidad lineal puede resolverse encontrando una función de tensión Ψ que satisfaga la ecuación (3.6). También, las tensiones calculadas a partir de la ecuación (3.4) deben satisfacer las condiciones de contorno del problema. La función de tensiones para un problema particular debe ser estimada sobre la base de una experiencia.

3.3. El factor de intensidad de tensiones

La Figura 3.1 representa esquemáticamente un elemento cerca del frente la grieta en un material elástico y en dicha figura están representadas las tensiones en el plano de dicho elemento.

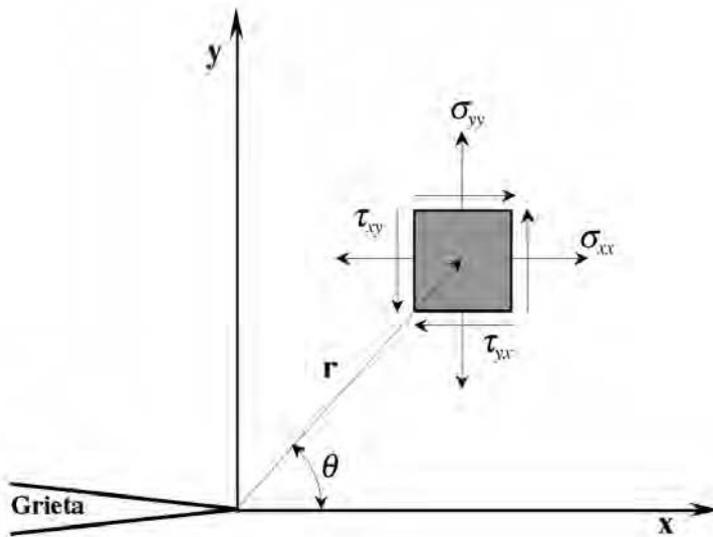


Figura 3.1

Tensiones cerca del fondo de una grieta, en un material elástico

Para un análisis más acertado consideramos las coordenadas polares de los puntos (r, θ) . La tensión σ_A (2.4) se transforma en σ_{ij} en el fondo de la grieta. El valor de tensión $\sigma_A = k\sqrt{a}$ es aprovechable, y puesto que el radio ρ es nulo, $\frac{1}{\sqrt{\rho}}$ se sustituye, a partir del análisis dimensional (Bridgman, Langhaar, Palacios) por $\frac{1}{\sqrt{r}}$, incluyéndose también θ que es adimensional.

La teoría de la elasticidad permite obtener el estado de tensiones existente en un elemento $dxdy$ de la placa, situado delante de la grieta, en una posición genérica (r, θ) .

$$\sigma_{ij} = \sigma \cdot f_1\left(\frac{a}{r}\right) \cdot f_2(\theta) \quad \Rightarrow \quad \sigma_{ij} = k\sigma \sqrt{\frac{a}{r}} \cdot f_2(\theta) \quad (3.7)$$

siendo k el parámetro dependiente finalmente de la geometría del problema.

El análisis dimensional, utilizando la función de tensiones de Airy, conduce al cálculo de las tensiones, con las condiciones de contorno. Tomando las coordenadas polares desde el origen (Figura 3.1), la solución de la función Airy para esta placa infinita con una grieta central, fue encontrada por Westergaard, a partir de las condiciones de contorno:

$$\begin{array}{l} \text{Cuando } (x, y) \rightarrow \infty \\ \text{En la superficie de la grieta:} \end{array} \quad \begin{array}{l} \sigma_{yy} = \sigma_{\text{aplicado}}; \sigma_{xx} = \tau_{xy} = 0 \\ \sigma_{yy} = \tau_{xy} = 0 \end{array}$$

quedando establecido que los esfuerzos alrededor de la grieta son:

$$\sigma_{ij} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (3.8)$$

Una grieta en un sólido puede presentar un estado de tensiones en tres modos diferentes, como se ve en la Figura 3.2. La tensión normal perpendicular al plano de la grieta, que se conoce con el nombre de modo de apertura o Modo I. Cuando los desplazamientos de las superficies de la grieta son perpendiculares al plano de la grieta y los esfuerzos cortantes son paralelos al plano de la grieta se denomina como el Modo II y cuando los esfuerzos cortantes son paralelos al

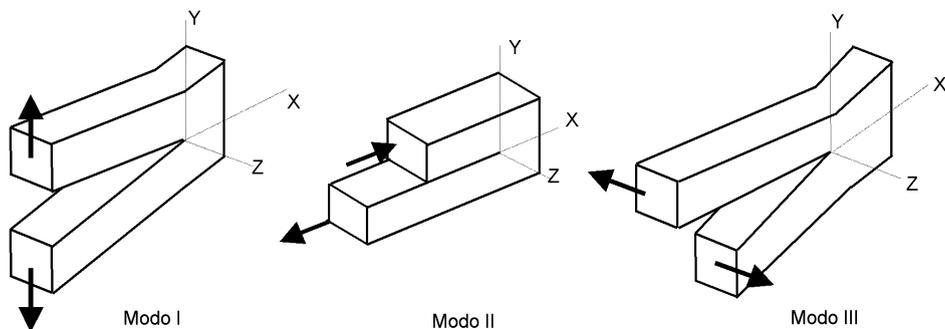


Figura 3.2

Modos de deformación de grieta (Norma UNE 7540:1998)

plano de la grieta y los labios de esta se mueven en dirección paralela el modo de crecimiento de grieta es de desgarramiento y se denomina Modo III. La superposición de los modos descritos describe el caso general de tensiones de un sólido. El Modo I es técnicamente el más importante y las discusiones se centran generalmente en este Modo I de fractura. El Modo II, menos frecuente, se produce cuando tenemos grietas sobre planos que forman ángulos de 90° y finalmente el Modo III aparece en barras con grietas que están sometidas a esfuerzos de torsión.

Irwin obtuvo en 1951 las siguientes expresiones, para los distintos modos de fractura que se que se indican a continuación, referidas al Modo I de fractura en placa plana infinita con grieta pasante:

Modo I

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ \sigma_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)\end{aligned}\quad (3.9)$$

Tensión plana (T.P.): $\sigma_{zz} = 0$

Deformación plana (D.P.): $\sigma_{zz} = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) = 2\nu \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

Desplazamientos:

$$\begin{aligned}u_x &= \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa - 1 + 2 \operatorname{sen}^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \\ u_y &= \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 - 2 \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]\end{aligned}\quad (3.10)$$

Donde: μ es módulo de cortadura = $\frac{E}{2(1+\nu)}$

$$\kappa = 3 - 4\nu \quad (\text{deformación plana})$$

$$\kappa = \frac{(3-\nu)}{(1+\nu)} \quad (\text{tensión plana})$$

Cada uno de los diferentes modos de fractura tiene diferentes expresiones para σ_{ij} :

$$\begin{aligned}\sigma_{ij}^I &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^I(\theta) \\ \sigma_{ij}^{II} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{II}(\theta) \\ \sigma_{ij}^{III} &= \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{III}(\theta)\end{aligned}\tag{3.11}$$

Y para el total, aplicando el principio de superposición de la elasticidad lineal, tenemos:

$$\sigma_{ij}^{TOTAL} = \sigma_{ij}^I + \sigma_{ij}^{II} + \sigma_{ij}^{III}\tag{3.12}$$

En estas expresiones para $\theta = 0^\circ$ podemos representar los valores de σ_{xx} y σ_{yy} , como se puede ver en la Figura 3.3.

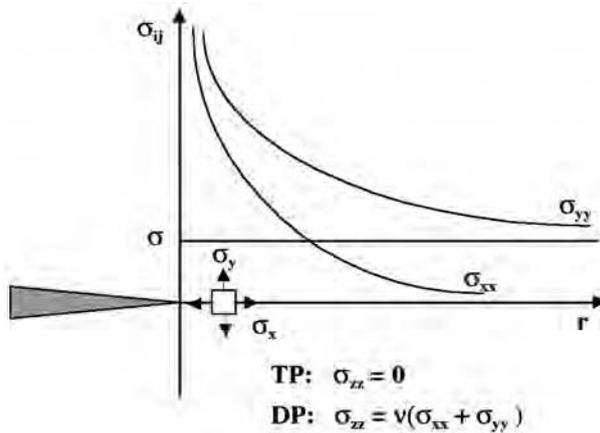


Figura 3.3

Resultado del estado de tensiones en el borde de la grieta para $\theta = 0^\circ$

Para $r = 0$ se presenta un punto singular en que todavía este desarrollo matemático no representa con rigor la realidad de las tensiones en el frente de grieta. Estas expresiones indican que las tensiones toman valores muy extremos cuando r tiende a 0. En realidad las tensiones en una zona variable, situada en el

frente de la grieta, superarán el límite elástico del material (si este es metálico o polimérico) y se producirá una plastificación de esta zona.

Nótese que cada componente de la tensión, en las ecuaciones (3.9), es proporcional a un parámetro K_I . Este parámetro se llama Factor de Intensidad de Tensiones, y caracteriza completamente las condiciones, tensionales y deformacionales, del fondo de grieta en un material elástico lineal. Para los Modos de fractura II y III también se presentarán los factores de intensidad de tensiones K_{II} y K_{III} , en placa plana infinita con grieta pasante siguientes:

Modo II

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[2 + \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ \sigma_{yy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]\end{aligned}\quad (3.13)$$

Tensión plana (T.P.): $\sigma_{zz} = 0$

Deformación plana (D.P.): $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

Desplazamientos:

$$\begin{aligned}u_x &= \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 + 2\cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right] \\ u_y &= \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa - 1 - 2\operatorname{sen}^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]\end{aligned}\quad (3.14)$$

Modo III

$$\begin{aligned}\tau_{xx} &= \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \\ \tau_{yz} &= \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\end{aligned}\quad (3.15)$$

Desplazamientos:
$$u_z = \frac{K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (3.16)$$

Posteriormente se demostró que estas expresiones, obtenidas en placas planas infinitas con grieta pasante, eran aproximadamente generalizables a otras configuraciones geométricas, agrupando hacia los factores de intensidad de tensiones, K_I , K_{II} , K_{III} todas las variaciones asociadas a la geometría.

Si asumimos que el material falla localmente como consecuencia de una combinación crítica de tensión y deformación en Modo I, quiere decir que la fractura se producirá para un valor crítico de intensidad de tensiones K_{IC} , de forma que K_{IC} es una medida alternativa de la tenacidad a fractura del material.

Para una placa plana de tamaño infinito (∞) en Modos I y II, el factor de intensidad de tensiones está dado por:

$$\begin{aligned} K_I &= \sigma \sqrt{\pi a} \\ K_{II} &= \tau \sqrt{\pi a} \end{aligned} \quad (3.17)$$

El fallo en Modo I se produce cuando $K_I = K_{IC}$. En este caso K_I es la fuerza motriz para la fractura y K_{IC} es una medida de la resistencia del material.

3.3.1. Relación con la Tasa de Liberación de Energía

Las expresiones de la fuerza motriz, para la placa plana infinita con grieta pasante, enunciadas en el capítulo anterior, se pueden identificar y relacionar. Podemos sustituir G por K_I y R por K_{IC} , reemplazando las variables flexibilidad y rigidez por r y θ , de forma que G se relaciona con K_I de la siguiente forma:

$$TP \quad G = \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E} \quad \Rightarrow \quad G = \frac{K_I^2}{E} \quad (3.18)$$

$$DP \quad G = \frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot a}{E} \quad \Rightarrow \quad G = \frac{K_I^2}{E'} \quad (3.19)$$

donde $E' = \frac{E}{(1 - \nu^2)}$ y en metales $E' = \frac{E}{0,9}$

La análisis de la Mecánica de Fractura, tanto de la energía como la intensidad de tensiones, son esencialmente equivalentes para los materiales elástico lineales con validez general según demostró Irwin:

$$G = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{K_{III}^2}{2\mu} \quad (3.20)$$

3.3.2. Placa Finita

Las grietas en placas planas son de gran interés práctico, pero para estos casos no existen siempre soluciones exactas. Estos problemas tienen dificultades debido a las condiciones de contorno. Se puede obtener una solución aproximada para una banda de tamaño finito cargada con una tensión y que contiene una grieta en el borde o una grieta central.

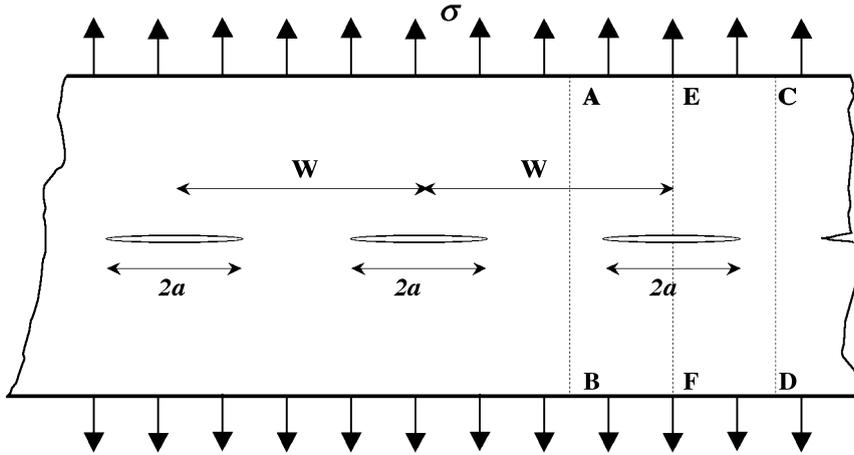


Figura 3.4
Placa infinita con grietas alineadas

En primer lugar consideremos una banda infinita con un conjunto de grietas infinitas alineadas y espaciadas regularmente como se presentan en la Figura 3.4. Las soluciones para este caso han sido planteadas por Westergaard, Irwin y Koiter. El resultado es el siguiente:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \left(\frac{W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{W} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.21)$$

Si cortamos la placa a lo largo de las líneas AB y CD obtenemos una banda de ancho finito W , que contiene una grieta central de tamaño $2a$ y de esta manera es como si la solución de la ecuación (3.21) fuera válida para la banda. En este caso de grietas alineadas en una banda de anchura W el estado tensional, (téngase en cuenta que las tensiones de cortadura son nulas debido a la simetría) a lo largo de sus bordes AB y CD viene representada en la Figura 3.5. Supuestamente, las tensiones paralelas a la grieta no contribuyen demasiado al factor K_I y consecuentemente la ecuación (3.21) puede ser usada como una solución

aproximada para la banda de tamaño finito. Si observamos la ecuación (3.21) vemos que se transforma en $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ si a/W se aproxima a cero. Esto significa que la banda de tamaño finito se comporta como una placa infinita si las grietas son pequeñas.

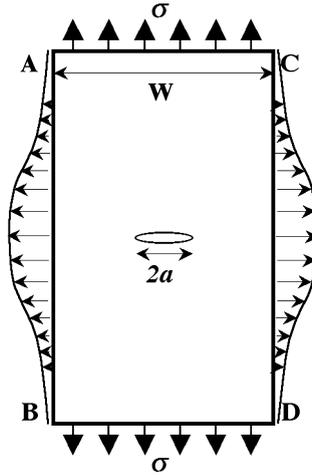


Figura 3.5

Tensiones en los bordes de una banda cortada de una placa infinita con grietas alineadas

Isida ha desarrollado unas funciones gráficas para calcular los factores de concentración de tensiones. Normalmente el resultado se presenta como:

$$K_I = Y \sigma \sqrt{a} \quad \text{ó} \quad K_I = \beta \sigma \sqrt{\pi} \cdot \alpha \quad (3.22)$$

donde Y , dependiente de la geometría de la placa, es un polinomio en a/W . El factor $\sqrt{\pi}$ está incorporado en β , en forma de $\beta = Y/\sqrt{\pi}$. Feddersen descubrió que la solución de Isida es muy aproximada a $\sqrt{\sec \frac{\pi a}{W}}$. Por lo tanto una fórmula conveniente para el factor de intensidad de tensiones de una banda, siendo σ la tensión remota y a es la longitud de la semi-grieta es:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{\sec \frac{\pi a}{W}} \quad (3.23)$$

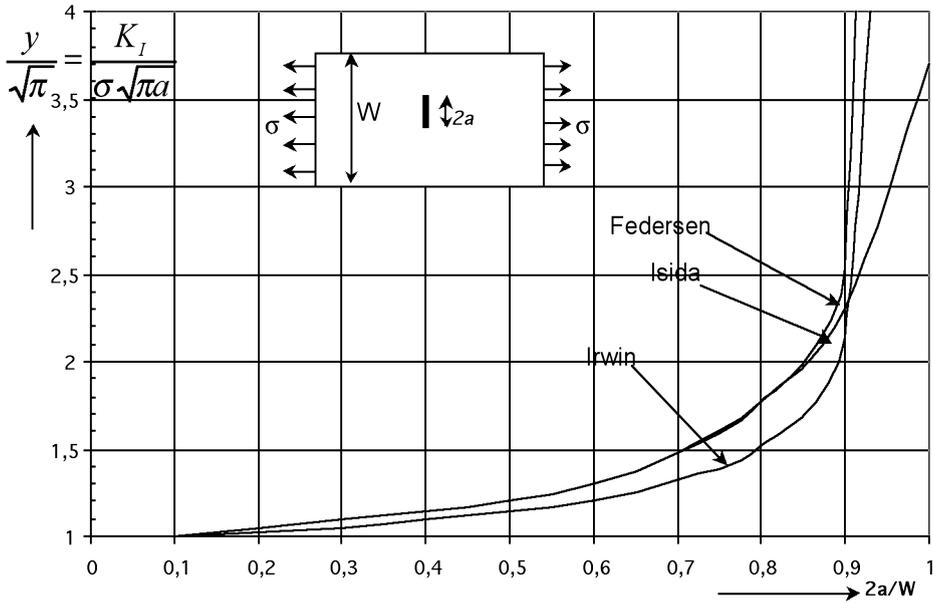


Figura 3.6
Factores para una placa finita agrietada en el centro

En la Figura 3.6 se presenta una comparación entre los factores de corrección de Irwin, Isida y Feddersen. Si cortamos la banda con grietas alineadas (Figura 3.4) a lo largo de las líneas EF y CD, llegamos a una solución similar para una banda con una grieta en su frente. De forma análoga al problema de la grieta central, la solución de la ecuación (3.21) se puede utilizar como una aproximación para la grieta en su frente. Nuevamente K_I se reduce a $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ para pequeños valores de a/W . Sin embargo, las tensiones actúan en el borde EF tendiendo ligeramente a cerrar la grieta, de forma que la ausencia de estas tensiones en la banda de tamaño finito da como resultado que el desplazamiento de los extremos sea algo más largo que el de los labios de la grieta. K_I es algo mayor debido a estos frentes libres de la grieta. El factor de corrección es del orden del 12%. Por lo tanto para una pequeña grieta en el frente el factor K esta dado por:

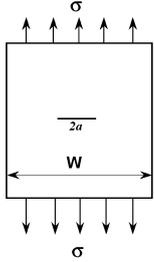
$$K_I = 1,12 \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3.24)$$

En la Tabla 3.1 se presentan diversos factores y los factores polinómicos para diversas configuraciones.

Tabla 3.1

Factores para el cálculo de K de diversas geometrías comunes

Fisura pasante en placa finita

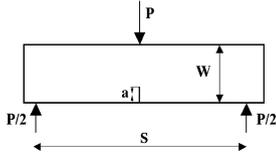


$$K_I = Y \sigma \sqrt{\pi a}$$

$$Y = \left(\frac{W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{W} \right)^{1/2} ; a = 0 \rightarrow K_I = \sigma \sqrt{\pi a} ; a = \frac{W}{2} \rightarrow K_I \text{ es muy grande}$$

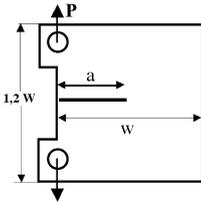
$$Y = \sqrt{\sec \frac{\pi a}{W} \left(1 - 0,025 \frac{a^2}{W^2} + 0,06 \frac{a^4}{W^4} \right)}$$

Probeta de flexión



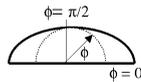
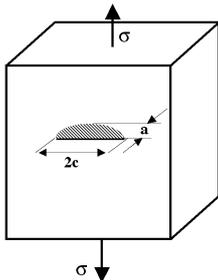
$$K_I = \frac{P}{B \sqrt{W}} \cdot \frac{3}{2} \frac{s}{W} \sqrt{\frac{a}{W}} \left[\frac{1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2,15 - 3,93 \frac{a}{W} + 2,7 \frac{a^2}{W^2} \right)}{\left(1 + 2 \frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right]$$

Probeta compacta



$$K_I = \frac{P}{B \sqrt{W}} \cdot \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \left[0,866 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32 \frac{a^2}{W^2} + 14,72 \frac{a^3}{W^3} - 5,60 \frac{a^4}{W^4} \right]$$

Fisuras no pasantes en placas



$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \frac{\lambda_s \cdot f(\Phi)}{\sqrt{Q}}$$

$$Q = 1 + 1,464 \left(\frac{a}{c} \right)^{1,65}$$

$$\lambda_s = \left[1,13 - 0,09 \left(\frac{a}{c} \right) \right] \left[1 + 0,1 (1 - \text{sen } \Phi)^2 \right]$$

$$f(\Phi) = \left[\text{sen}^2 \Phi + \left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \Phi \right]^{1/4}$$

3.3.3. Principio de Superposición

Para los materiales con comportamiento elástico-lineal, las componentes de tensión, deformación y desplazamiento son sumatorias. Por ejemplo, dos tensiones normales en la misma dirección X debidas a diferentes fuerzas externas se pueden sumar para obtener la tensión total σ_{xx} , pero una tensión normal no se puede sumar con una tensión de cortadura. De la misma manera los factores de intensidad de tensiones se pueden sumar siempre que el modo de fractura sea el mismo, es decir:

$$K_I^{total} = K_I^A + K_I^B + K_I^C + \dots$$

pero

$$K_{total} \neq K_I + K_{II} + K_{III}$$

En muchas ocasiones el principio de superposición permite resolver casos, aparentemente complejos, a partir de configuraciones sencillas para las cuales tenemos soluciones tabuladas o bien conocidas. Consideremos, por ejemplo, el caso de una grieta con presión interna, que aparece en el caso de depósitos o tuberías que conducen fluidos a presión. La Figura 3.7 muestra una placa sin grietas y lógicamente su factor de intensidad de tensiones $K_{Ia} = 0$. Realizamos un corte de tamaño $2a$ en el centro de la placa y aplicamos una tensión exactamente de sentido contrario en la zona del corte, que compensa la tensión general, por lo que nuevamente el factor de intensidad de tensiones $K_{Ib} = 0$. El caso b es la superposición de una placa con una grieta central bajo tensión uniaxial σ y

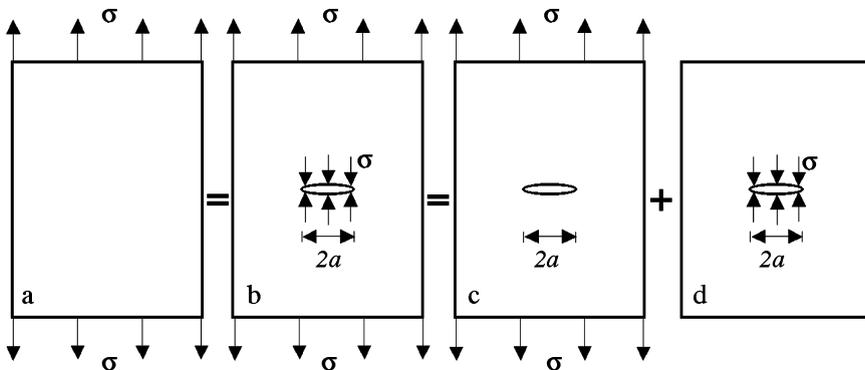


Figura 3.7

Ejemplo del principio de superposición

una placa con grieta que tiene unas fuerzas σ distribuidas en sus extremos (d). Por lo tanto:

$$K_{Ic} + K_{Id} = K_{Ib} = 0 \quad \text{ó} \quad K_{Id} = -K_{Ic} = -\sigma \sqrt{\pi a} \quad (3.25)$$

El caso de la grieta con una presión interna p es equivalente a la Figura 3.7d, pero la presión actúa en dirección opuesta a σ . Por lo tanto el signo de K para una grieta con presión interna es opuesto:

$$K_I = p \sqrt{\pi a} \quad (3.26)$$

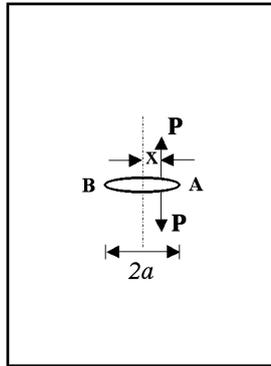


Figura 3.8
Grieta con fuerzas en cuña

Un grieta producida en un agujero de tornillo o remache bajo la acción de la carga del tornillo, se puede ejemplificar para el uso del principio de superposición. En la Figura 3.8 se puede ver el esquema de la grieta con la fuerza P que actúa en sus frentes, originando su abertura. La solución general para una fuerza que actúa en un punto excéntrico está dada por:

$$K_{IA} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a+x}{a-x}} \quad ; \quad K_{IB} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a-x}{a+x}} \quad (3.27)$$

donde K_{IA} y K_{IB} son los factores de intensidad de tensiones para los extremos A y B respectivamente. Para una fuerza localizada en el punto $x = 0$ las ecuaciones se reducen a:

$$K_{IA,B} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \quad (3.28)$$

teniendo en cuenta que P es la fuerza por unidad de espesor, tenemos que el factor de intensidad de tensiones decrece a medida que aumenta el tamaño de grieta. Esto último introduce la posibilidad de que la grieta, que comienza cuando $K_{IA} = K_{IC}$ se pare después de crecer hasta un tamaño en que la intensidad de tensiones es menor que K_{IC} .

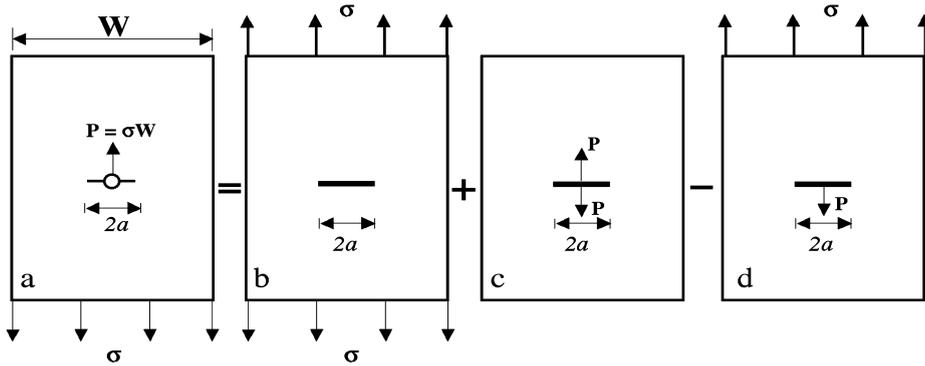


Figura 3.9

Grieta originada en un agujero de remache

El factor de intensidad de tensiones para una grieta que se origina en el agujero de un remache se puede calcular, aplicando el principio de superposición, como se indica en la Figura 3.9, según la cual:

$$K_{Ia} = K_{Ib} + K_{Ic} - K_{Id} \quad (3.29)$$

resulta obvio que $K_{Ia} = K_{Id}$, por lo tanto:

$$K_{Ia} = \frac{1}{2} (K_{Ib} + K_{Ic}) = \frac{1}{2} \sigma \sqrt{\pi a} + \frac{\sigma W}{2 \sqrt{\pi a}} \quad (3.30)$$

$$K_{Ia} = \sigma \sqrt{\pi a} \left[\frac{1 + \frac{W}{\pi a}}{2} \right] = \frac{P \sqrt{\pi a}}{2} \left[\frac{1}{W} + \frac{1}{\pi a} \right]$$

y curiosamente, si $a = \frac{W}{\pi}$, lo cual es posible, como caso particular, resulta finalmente

$$K_{Ia} = \sigma \sqrt{\pi a} = \frac{P}{W} \sqrt{\pi a} \quad (3.31)$$

3.4. La plasticidad en el frente de la grieta

De acuerdo con las soluciones elásticas, discutidas en el punto anterior, en el frente de la grieta se dan unas condiciones singulares. En los aceros y otros materiales que desarrollan una pequeña plasticidad en el frente de la fisura se puede aplicar la MFEL con pequeñas correcciones, respecto a la formulación del capítulo anterior.

El análisis elástico-lineal de una grieta predice tensiones infinitas en el frente de grieta: En la práctica, todos los materiales, incluso pétreos, cerámicos y vidrios, son capaces de desarrollar un cierto grado de plasticidad en el frente de las grietas, por pequeño que sea en el caso de los tres citados. En la medida en que se desarrolla esta plasticidad, se amortigua el valor extremo de la tensión en frente de grieta, y se mejora la resistencia frente a la fractura frágil.

Los materiales reales presentan tensiones finitas en el frente de las grietas; precisamente la deformación de los materiales inelásticos, como la plasticidad en los metales y el «crazing» en los polímeros, proporciona un enromamiento (blunting) geométrico y una relajación de las tensiones en el frente de grieta. Esto significa que siempre hay una región, alrededor del frente de grieta, en la que se produce una deformación plástica y consecuentemente no puede existir una tensión singular. La región plástica es conocida como *la zona plástica del frente de grieta*.

El análisis elástico de tensiones es cada vez menos exacto a medida que aumenta la región no elástica y crece la zona plástica del frente de grieta. Se pueden encontrar correcciones simples de la MFEL para plasticidades moderadas del frente de grieta, pero para plasticidades más acusadas se deben tener en cuenta parámetros alternativos del comportamiento no lineal de los materiales.

Una primera aproximación del tamaño de la zona plástica puede hacerse de forma muy simple, como se expone a continuación. La Figura 3.10 muestra la magnitud de la tensión σ_{yy} en el plano para $\theta = 0$. Hasta una distancia r_p^* desde el frente de grieta en la que la tensión es más alta que la tensión de límite elástico σ_{ys} , por lo tanto la primera aproximación de la distancia r_p^* es el tamaño de la zona plástica que se obtiene sustituyendo σ_{ys} en la ecuación por σ_{yy} .

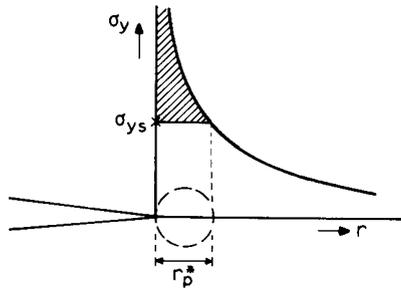


Figura 3.10

Estimación simple de la zona plástica

En el caso de tensión plana con $\sigma_{zz} = 0$, cuando $\theta = 0$, las ecuaciones de tensión del campo elástico se simplifican en:

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p^*}} \\ \sigma_{zz} &= \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0\end{aligned}\quad (3.32)$$

como todas las componentes de cortadura a lo largo de $\theta = 0$, son cero, σ_{xx} , σ_{yy} y σ_{zz} son las tensiones principales. En este caso, tanto la tensión tangencial de cortadura de Tresca, como la de octaédrica de Von Mises son iguales, de forma que la distancia r_p^* se puede calcular como:

$$\sigma_{ys} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p^*}} \Rightarrow r_p^* = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad \text{Tensión plana} \quad (3.33)$$

Para el caso de deformación plana, en estado de triaxialidad, la tensión $\sigma_{zz} \neq 0$, y esto hace elevar el valor de $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ para que la plastificación se origine. Como consecuencia se produce una disminución relativa del tamaño de la zona plástica respecto al modelo de tensión plana. Según el modelo octaédrico de Von Mises esta plastificación se produce para $\sigma_{yy} = \sqrt{3} \sigma_{ys}$; por lo tanto procediendo como en el caso de tensión plana, pero con este nuevo criterio de plastificación, la ecuación 3.33 nos proporciona el valor del radio de plastificación, que en este caso de deformación plana va a ser un tercio menor que el correspondiente a tensión plana:

$$\sigma_{ys} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p^*}} \Rightarrow r_p^* = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad \text{Deformación plana} \quad (3.34)$$

Estas ecuaciones de la zona plástica 3.33 y 3.34 son estimaciones simples, no muy rigurosas pero muy acertadas, coincidiendo de hecho bastante bien, con medidas realizadas en el caso de metales en situación real mediante fotoelasticidad, interferometría-relieve o incluso microdureza.

3.4.1. La corrección de Irwin

Irwin (1960) establece que la aparición de la zona de plasticidad en su frente hace que la grieta se comporte como si en realidad fuera algo más larga que su tamaño físico real. Como resultado de la plasticidad del frente de grieta los

desplazamientos son mayores y la rigidez es menor que en el caso elástico. En otras palabras, la placa se comporta como si tuviera una grieta de tamaño ligeramente mayor. El tamaño efectivo de la grieta a_{eff} es igual a $a + \delta$, es decir el tamaño físico a más una factor de corrección δ que se puede calcular fácilmente.

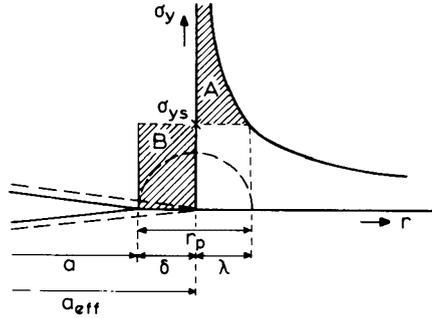


Figura 3.11

Segunda estimación de la zona plástica

En la Figura 3.11 se representa la propuesta de Irwin: la grieta de tamaño físico a reemplazada por el nuevo tamaño $a + \delta$, y la distribución de tensiones (σ_{yy}) en el frente de la grieta. La tensión en el frente de la grieta efectiva está limitada al valor de límite elástico σ_{ys} . En forma similar, la tensión que actúa en la parte δ en frente de la grieta física es igual al límite elástico. Consecuentemente, debe tener el tamaño suficiente para compensar la carga que se pierde como consecuencia del corte del área A (Figura 3.11) en la distribución de tensiones elásticas. Por lo tanto, el área A debe ser igual al área B. La distancia λ de la Figura 3.11 se calcula a continuación:

$$\sigma_{ys} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi\lambda}} = \sigma \sqrt{\frac{a+\delta}{2\lambda}} \Rightarrow \lambda = \frac{\sigma^2 (a+\delta)}{2\sigma_{ys}^2} \approx r_p^* \quad (3.35)$$

Teniendo en cuenta que δ es pequeña en comparación con el tamaño de grieta, puede despreciarse, y se puede admitir que $\lambda \approx r_p^*$ como en la ecuación (3.33). El área B es igual a $\sigma_{ys} \cdot \delta$; por lo tanto a partir de la condición de igualdad de áreas $A = B$ se deduce:

$$\delta \cdot \sigma_{ys} = \int_0^\lambda \sigma_{yy} dr - \sigma_{ys} \cdot \lambda = \left[\int_0^\lambda \sigma \sqrt{\frac{a+\delta}{2r}} dr \right] - \sigma_{ys} \cdot \lambda \quad (3.36)$$

Despreciando δ en comparación con a y usando la ecuación 3.33 se deduce que:

$$(\delta + r_p^*) \cdot \sigma_{ys} = \sigma \sqrt{2 a r_p^*} \Rightarrow (\delta + r_p^*)^2 = \frac{2 \sigma^2 a}{\sigma_{ys}^2} r_p^* = 4 r_p^{*2} \quad (3.37)$$

Por lo tanto, se despeja:

$$\delta = r_p^* \quad y \quad r_p = \lambda + \delta = 2 r_p^* \quad (3.38)$$

Encontramos que, de acuerdo con la propuesta de Irwin, el tamaño de la zona plástica r_p en tensión plana es el doble que el primer valor estimado r_p^*

$$r_p = 2 r_p^* = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad \text{Tensión plana} \quad (3.39)$$

Como $\delta = r_p^*$ se deduce que la grieta se comporta como si su longitud fuera $a + r_p^*$. El valor de r_p^* es conocido como la corrección de la zona plástica de Irwin. Asumiendo, en una aproximación grosera, que esta zona plástica tiene una forma circular, la situación puede ser representada como en la Figura 3.12, en la que el tamaño efectivo de grieta se extiende hasta el centro de la zona plástica.

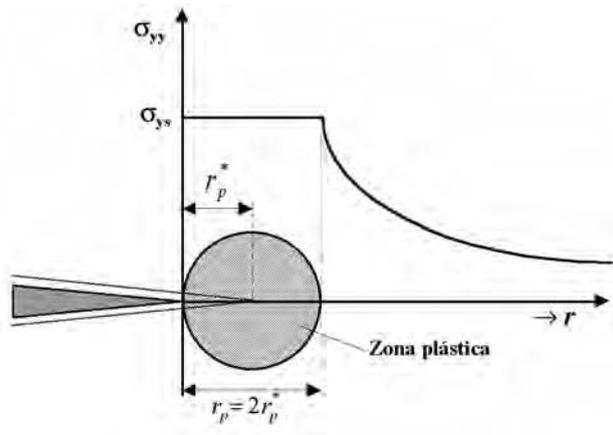


Figura 3.12

Corrección de Irwin de la zona plástica

Si la corrección de la zona plástica se aplica consistentemente, es necesario realizar una corrección del factor de intensidad de tensiones K_I :

$$K_I = C \sigma \sqrt{\pi (a + r_p^*)} = C \sigma \sqrt{\pi \left(a + \frac{K_I^2}{2 \pi \sigma_{ys}^2} \right)} \quad (3.40)$$

El uso de la ecuación 3.39 presenta dificultades porque K_I debe determinarse siguiendo un proceso de iteración. Este proceso de iteración puede eliminarse

si tomamos $\sigma = \frac{K_I}{\sqrt{\pi a}}$ para calcular r_p^* y luego determinamos el valor de K_I

corregido a partir de la ecuación 3.38. A sensu contrario, dado un valor de K_I podemos determinar el valor incorrecto de la tensión, el cual nos permite determinar

r_p^* . El valor corregido de la tensión se obtiene a partir de: $\sigma = \frac{K_I}{\sqrt{\pi (a + r_p^*)}}$. En

la práctica la corrección de la zona plástica se aplica muy raramente a K_I . La corrección de la zona plástica de la ecuación 3.33 no es aplicable en el caso de deformación plana, como se verá más adelante.

La corrección de la zona plástica es útil para las consideraciones que conciernen al valor de la abertura de la grieta (COD¹), que en la hipótesis geométrica simplificadora de fisura elíptica y conociendo el valor de la apertura de grieta en su frente CTOD² (ver Tema 5) resulta ser, en tensión plana:

$$COD = 2v = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{a^2 - x^2} \quad (3.41)$$

siendo v el desplazamiento y-y en Modo I, como se aprecia en la Figura 3.13. En el centro de la grieta ($x = 0$) la máxima abertura de la grieta será:

$$COD_{\max} = \frac{4\sigma a}{E} \quad (3.42)$$

Ambas expresiones (3.41) y (3.42) son simplistas, ya que hacen depender el COD en tensión plana, solamente del módulo E del material (cosa admisible en

¹ COD = Crack Opening Displacement.

² CTOD = Crack Tip Opening Displacement.

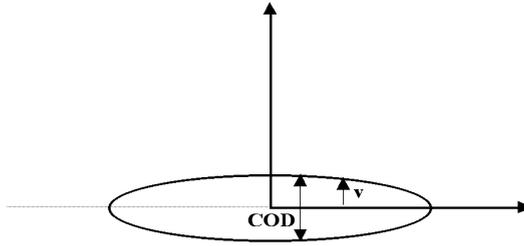


Figura 3.13

Desplazamiento de la abertura de grieta

elasticidad lineal pura-MFEL). Experimentalmente se observa que no poseen alta precisión, aunque no es determinante en modo alguno dicha cuestión.

3.4.2. La corrección de Dugdale

Dugdale y Barenblatt (1962) presentaron una corrección de la zona plástica, diferente de la de Irwin. El procedimiento da un resultado similar al del límite elástico, pero en su análisis interviene la distribución continua de las dislocaciones.

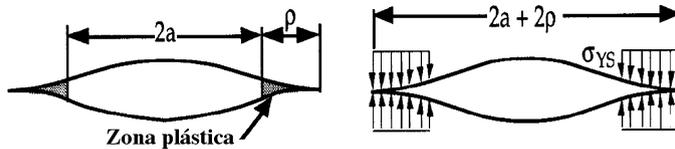


Figura 3.14

El modelo de Dugdale

Dugdale considera, de la misma manera que Irwin, que la grieta es más larga que la longitud física, como en la Figura 3.14. Los extremos de la grieta, ρ , a continuación de la grieta física, soportan la tensión elástica σ_{ys} , que tiende a cerrar la grieta. Téngase en cuenta que la parte de la grieta ρ no está realmente agrietada y por lo tanto el material puede todavía soportar la tensión del límite elástico. El tamaño de ρ es tal que la singularidad de la tensión desaparece: K tiene que ser cero. Esto significa que el factor de intensidad de tensiones K_σ debido a la tensión uniforme σ , debe estar compensado por el factor de intensidad de tensiones K_ρ debido a las fuerzas de cuña σ_{ys} :

$$K_\sigma = -K_\rho \quad (3.43)$$

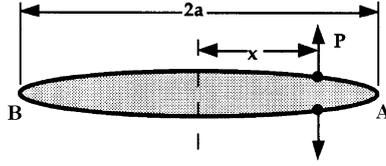


Figura 3.15

Fuerzas de apertura de la grieta aplicadas a una distancia x desde el centro

Esta condición permite la determinación de ρ de la siguiente forma: El factor de intensidad de tensiones debido a las fuerzas de cuña P en la Figura 3.15 está dado por

$$K_A = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a+x}{a-x}} \quad y \quad K_B = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a-x}{a+x}} \quad (3.44)$$

Si las fuerzas de cuña están distribuidas desde el extremo s hasta la punta de la grieta (como en el caso de Dugdale) el factor de intensidad de tensiones resulta ser:

$$K = \frac{p}{\sqrt{\pi a}} \int_s^a \left\{ \sqrt{\frac{a+x}{a-x}} + \sqrt{\frac{a-x}{a+x}} \right\} dx \quad (3.45)$$

La solución de esta integral es:

$$K = 2p \sqrt{\frac{a}{\pi}} \arccos \frac{s}{a} \quad (3.46)$$

Aplicando este resultado a la grieta de Dugdale de la Figura 3.14 la integral tiene que tener los límites desde $s = a$ hasta $a + \rho$, y sustituyendo a por s y $a + \rho$ por a , en la ecuación 3.46 teniendo en cuenta que $p = \sigma_{ys}$, tenemos:

$$K_\rho = 2\sigma_{ys} \sqrt{\frac{a+\rho}{\pi}} \arccos \frac{a}{a+\rho} \quad (3.47)$$

De acuerdo con la ecuación 3.41 este factor de intensidad de tensiones debe ser igual a K_σ que es: $K_\sigma = \sigma \sqrt{\pi(a+\rho)}$. De forma que ρ puede ser determinado a partir de la ecuación 3.45 como:

$$\frac{a}{a+\rho} = \cos \frac{\pi \sigma}{2\sigma_{ys}} \quad (3.48)$$

Despreciando los términos de orden menor en la serie de Taylor del coseno, a partir del tercero, se deduce el valor de ρ como:

$$\rho = \frac{\pi^2 \sigma^2 a}{8 \sigma_{ys}^2} = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (3.49)$$

para $\sigma \ll \sigma_{ys}$. Nótese la similitud entre las ecuaciones 3.39 y 3.49; ya que $1/\pi = 0,318$ y $\pi/8 = 0,392$, las correcciones de Irwin y de Dugdale plantean tamaños de zona plástica similares.

Un camino para estimar el factor de intensidad de tensiones efectivo, con el modelo propuesto, consiste en igualar a_{eff} igual a $a + \rho$:

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi a \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{ys}} \right)} \quad (3.50)$$

Sin embargo, esta ecuación tiende a sobreestimar K_{eff} ; el verdadero valor de a_{eff} es algo menor que $a + \rho$ porque la zona de la banda elástica esta cargada con σ_{ys} . Burdekin y Stone (1966) han obtenido una estimación más realista de K_{eff} :

$$K_{eff} = \sigma_{ys} \sqrt{\pi a} \sqrt{\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{ys}} \right)} \quad (3.51)$$

3.4.3. Comparación de las Correcciones al Factor de Intensidad de Tensiones

La Figura 3.16 muestra una comparación entre el análisis puro de la MFEL (3.21), la corrección de Irwin para tensión plana (ecuación 3.37) y la corrección de modelo de banda elástica de Dugdale. El valor del factor de intensidad de tensiones en forma adimensional $K_{eff} / \sigma_{ys} \sqrt{\pi a}$, esta representado en función de los valores de tensión σ / σ_{ys} . El análisis de MFEL presenta una relación lineal entre K_I y la tensión, pero tanto la corrección de Irwin como la de la banda elástica se desvían de la teoría de la MFEL a partir de tensiones en la placa plana, mayores que $0,5 \sigma_{ys}$. Las dos correcciones plásticas son concordantes hasta un valor aproximado de $0,85 \sigma_{ys}$. Según el modelo de Dugdale, K_{eff} es infinito para $\sigma = \sigma_{ys}$, correspondiente a zona plástica generalizada. Los aceros poco dúctiles, a los que se les puede aplicar el criterio tensional y K_I , siguen bien la primera aproximación de correcciones en cuanto a r_p .

Recordemos que en general en las estructuras metálicas, el acero trabaja a un nivel de carga estática entre el 50 y el 80% de su límite elástico. El tamaño

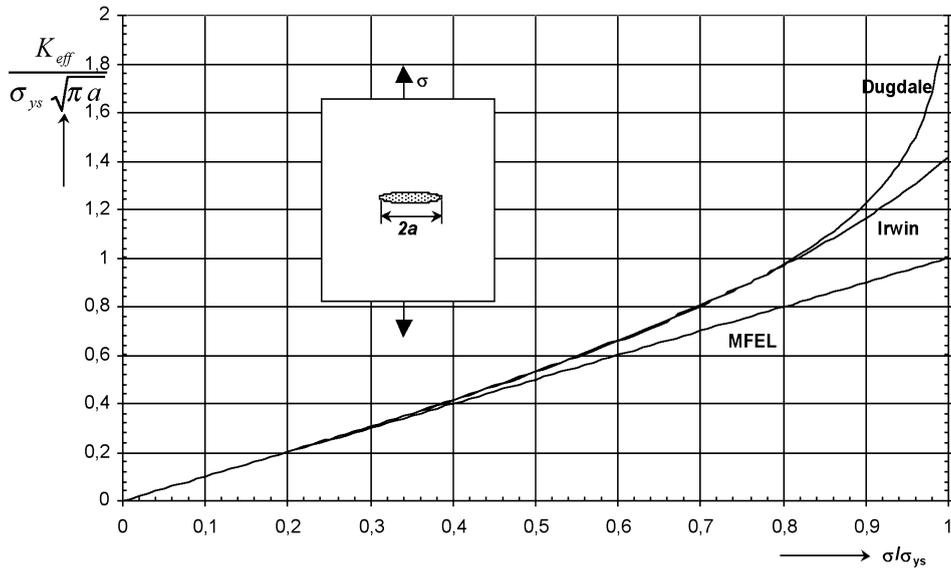


Figura 3.16

Comparación de las correcciones de la zona plástica

de la zona plástica, a partir del modelo de banda elástica, no se asemeja a los valores reales de las zonas plásticas en los metales, pero muchos polímeros si presentan zonas semejantes a las de este modelo. Así como Dugdale propuso este modelo, de banda elástica, para tener en cuenta la plastificación de chapas finas de acero, en realidad se comporta mal con ellos y mejor con los materiales poliméricos termoplásticos con «crazing».

3.4.4. Forma de la zona plástica

Hasta ahora se ha estudiado la extensión de la zona plástica a lo largo del eje X, para $\theta = 0$ y r_p en la dirección X, y por simplicidad se ha asumido que esta zona tiene una forma circular. Para poder realizar un análisis más preciso necesitamos considerar todo el plano, es decir todos los ángulos de θ diferentes de cero. Para ello tenemos que aplicar un criterio de plastificación de Tresca o de Von Mises. El criterio de Tresca establece que la plastificación se produce cuando la máxima tensión τ_{max} supera el límite elástico en cortadura, $\sigma_{ys}/2$. El criterio de Von Mises, de la tensión octaédrica, en tensiones principales es:

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]^{1/2} \quad (3.52)$$

donde σ_e es la tensión efectiva, y $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ son las tensiones normales principales. Utilizaremos el criterio de Von Mises, más adaptable a este caso, según el cual la plastificación se produce cuando $\sigma_e = \sigma_{ys}$, límite elástico uniaxial. Para las condiciones de tensión plana y deformación plana, las tensiones principales se pueden calcular a partir del círculo de Mohr.

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \pi r}} f_{ij}(\theta) \Rightarrow \sigma_1, \sigma_2 = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} \pm \left[\left(\frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2 \right]^{1/2} \quad (3.53)$$

Tensión plana: $\sigma_3 = 0$

Deformación plana: $\sigma_3 = \nu(\sigma_1 + \sigma_2)$

Obteniendo las siguientes ecuaciones, en Modo I:

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= \frac{K_I}{\sqrt{2 \pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \\ \sigma_2 &= \frac{K_I}{\sqrt{2 \pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \\ \sigma_3 &= 0 && \text{Tensión plana} \\ \sigma_3 &= \frac{2 \nu K_I}{\sqrt{2 \pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) && \text{Deformación plana} \end{aligned} \quad (3.54)$$

Sustituyendo la ecuación 3.54 en la 3.52, para $\sigma_e = \sigma_{ys}$, y resolviendo el valor de r , obtenemos los valores estimados del radio de la zona plástica en el Modo I en función del ángulo θ :

$$\begin{aligned} r_y(\theta) &= \frac{1}{4 \pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left[1 + \cos \theta + \frac{3}{2} \operatorname{sen}^2 \theta \right] && \text{Tensión plana} \\ r_y(\theta) &= \frac{1}{4 \pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left[(1 - 2 \nu)^2 (1 + \cos \theta) + \frac{3}{2} \operatorname{sen}^2 \theta \right] && \text{Deformación plana} \end{aligned} \quad (3.55)$$

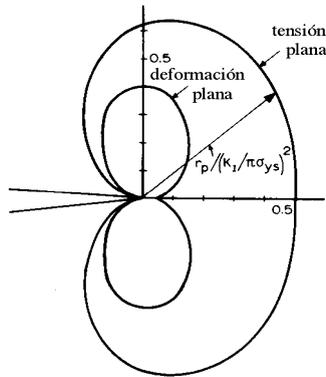


Figura 3.17

Forma de la zona plástica de acuerdo con el criterio de Von Mises

Estas ecuaciones 3.55, representadas en la Figura 3.17, definen la frontera aproximada entre el comportamiento elástico y plástico. Las ecuaciones correspondientes a los Modos II y III se presentan en la Figura 3.18.

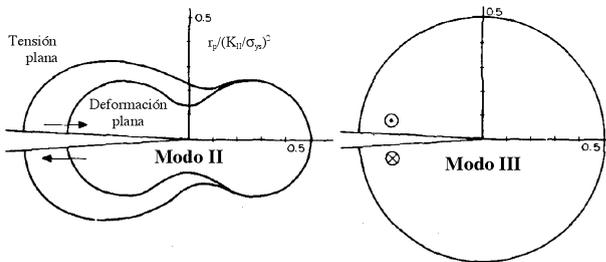


Figura 3.18

Formas de la zona plástica para los Modos II y III

Nótese la diferencia, para el tamaño y forma de las zonas plásticas del Modo I, entre la tensión plana y deformación plana. En la condición de deformación plana resulta una zona plástica menor para un valor dado de intensidad de tensiones K_I .

Recordemos que estamos considerando un material con comportamiento elasto-plástico perfecto y por lo tanto las ecuaciones 3.55 no son rigurosamente exactas. Si usamos un metal real con una relación en el campo plástico de Ramberg-Osgood:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (3.56)$$

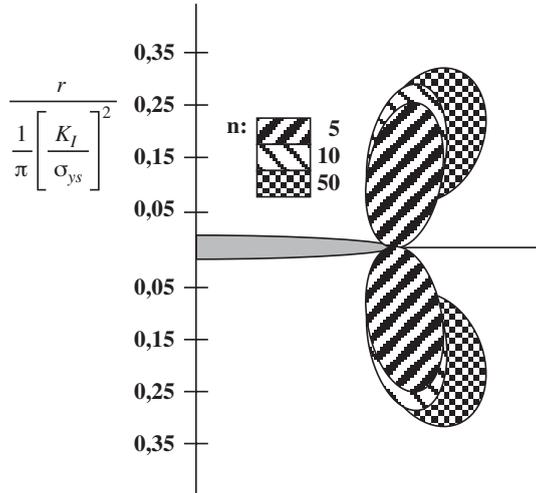


Figura 3.19

Efecto del endurecimiento en la zona plástica, Modo I

donde ϵ_p , σ_p , α y n son constantes del material, entonces la forma varía un poco en función del exponente n . Dods et al. han analizado materiales con valores de $n = 5, 10$ y 50 que corresponden a altos, medios y bajos coeficientes de endurecimiento (elasto-plástico perfecto, $n = \infty$). En la Figura 3.19 se presenta el efecto del coeficiente de endurecimiento en la zona plástica para el Modo I en deformación plana, obtenido por elementos finitos. Un valor mayor del coeficiente de endurecimiento da origen a una zona plástica menor, ya que el material en la zona plástica es capaz de soportar mayores tensiones, y por lo tanto se necesita menor redistribución de tensiones.

3.5. Tensión plana versus deformación plana

En una placa plana infinita sin grietas el estado tensional es siempre de tensión plana, independientemente de su espesor, para el caso de carga uniaxial aquí estudiado. Incluso en el caso de que exista una condición de deformación plana en el interior de una placa, siempre tendremos tensión plana en la superficie. Las tensiones, perpendiculares a la superficie exterior no existen y por lo tanto $\sigma_z = \sigma_3 = 0$ en la superficie. Si tenemos una condición de deformación plana en el interior, la tensión σ_3 crece gradualmente desde 0 (en la superficie) hasta el valor de deformación plana en el interior. Consecuentemente la zona plástica disminuye gradualmente desde la zona de tensión plana en la superficie hasta la zona del interior de deformación plana, como se puede ver en la Figura 3.20.

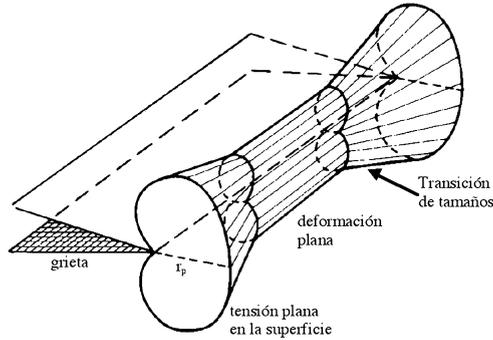


Figura 3.20
Zona plástica tridimensional

La carga exterior o tensiones en el contorno de la placa plana influyen en el tamaño de la zona plástica. Por otro lado, el tamaño de la zona plástica influye en el estado de tensiones en el frente de grieta. Como en la zona plástica se producen mayores desplazamientos se requiere un suministro de material por la conservación del volumen y hay un rehundimiento superficial en los metales. Cuando la zona plástica es grande comparada con el espesor de la placa, la plastificación tiene lugar libremente en la dirección del espesor, como se puede ver en la Figura 3.21. Cuando la zona plástica es muy pequeña, o la placa es muy gruesa, la plastificación es muy difícil: ϵ_z es casi cero debido a la constricción del material elástico que le rodea. El resultado es que la pequeña zona plástica está en deformación plana. Las zonas plásticas grandes desarrollan tensión plana y las zonas plásticas pequeñas se encuentran más fácilmente en deformación plana. Entre ambos extremos existen multitud de situaciones intermedias que se aproximan más a un caso o a otro. Tanto el espesor de la placa como el tamaño de la zona plástica de frente de grieta, influyen en su estado tensional.

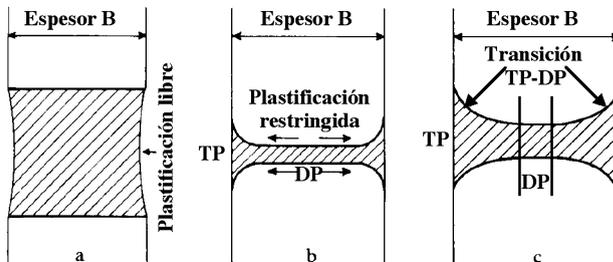


Figura 3.21

Tamaño de la zona plástica y estado de tensiones a. Zona plástica del orden del espesor; b. Zona plástica pequeña; c. Estado intermedio entre los anteriores

En la Figura 3.22 podemos ver la variación esquemática de tensión y deformación transversales en función del espesor, en un punto próximo al frente de la grieta, en estado tensional elástico, siendo $\sigma_z = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$. Si el punto se encuentra dentro de la zona plástica, su estado tensional en dirección Z será, según la conservación de volumen, $\sigma_z = 0,5 (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$.

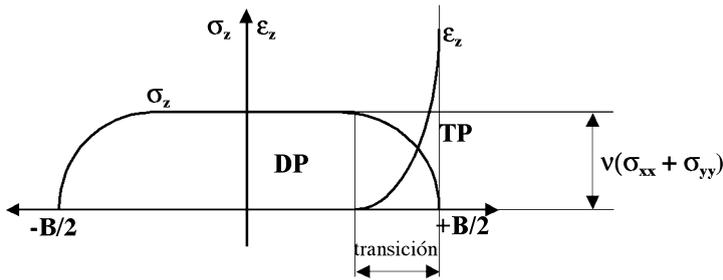


Figura 3.22

Variación esquemática de la tensión y deformación transversales en función del espesor, en un punto próximo al frente de grieta, que se encuentra en estado tensional elástico

La relación entre la zona plástica y el espesor es un factor importante para el estado de tensiones. Si el tamaño de la zona es del orden del espesor de la placa, i.e. r_p/B se aproxima a la unidad, se puede desarrollar tensión plana. Por el contrario la relación debe ser apreciablemente menor que la unidad para que exista deformación plana en gran parte del espesor. Experimentalmente se ha determinado que el comportamiento de deformación plana en fractura es típico si r_p/B es

del orden de 0,025. El tamaño de la zona plástica es proporcional a $\left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2$, por

lo que una alta intensidad de tensiones y bajo límite elástico generan una zona plástica muy grande. Consecuentemente, es necesario un gran espesor para mantener un estado predominante de deformación plana en un material de bajo límite elástico y alta tenacidad (posiblemente con alto factor de intensidad de tensiones).

Con objeto de examinar el diferente comportamiento de la deformación en tensión plana que en deformación plana, consideremos los círculos de Mohr para grietas del Modo I en la Figura 3.23. Para $\theta = 0$ las tensiones σ_y y σ_x son las tensiones principales σ_1 y σ_2 . La tensión transversal σ_z es siempre la tensión principal σ_3 . En el caso de tensión plana, la máxima tensión cortante τ_{max} , está situada en planos a 45° de las direcciones σ_1 y σ_3 . Si $\sigma_1 = \sigma_y$ y $\sigma_3 = \sigma_z = 0$ (tensión plana, $\theta = 0$) estos son planos, que conteniendo al eje X, forman un ángulo de 45° con el plano X-Z.

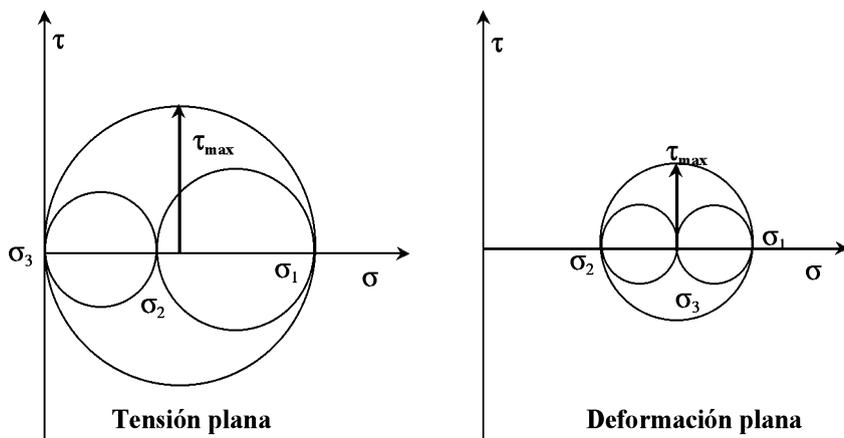


Figura 3.23

Círculos de Mohr de la tensión plana y deformación plana

En el caso de deformación plana σ_1 y σ_2 tienen la misma magnitud que en tensión plana. La tercera tensión principal es igual a $\nu(\sigma_1 + \sigma_2)$. La condición de conservación de volumen, propia de la plasticidad de los metales, exige que $\nu = 0,5$ y que la tensión $\sigma_3 = (\sigma_1 + \sigma_2)/2$, como se ve en la Figura 3.22, de forma que τ_{max} no es solamente mucho más pequeña que en tensión plana, sino que el máximo valor de cortante está en diferentes planos, con una rotación de 45° desde las direcciones de σ_2 y σ_1 . Si $\sigma_1 = \sigma_y$ ($\theta = 0$) estos son planos, que conteniendo al eje Z, forman un ángulo de 45° con el plano X-Z.

La zonas plásticas de la tensión plana y de la deformación plana se ilustran en la Figura 3.24, en la que se han presentado dos probetas, una delgada con tensión plana y otra gruesa con deformación plana. Para la probeta gruesa de deformación plana la tensión σ_z no es cero y por lo tanto ello eleva el valor de $\sigma_x = \sigma_y$ hasta alcanzar un valor necesario para la plastificación, a cambio se reduce sustancialmente la zona plástica en relación a la zona plástica que se aprecia en la probeta delgada con tensión plana.

3.5.1. Efecto del Espesor en la Resistencia a la Fractura Frágil

El espesor de la chapa agrietada influye de modo notable sobre el estado de tensiones existentes en el frente de grieta. Veámos en la Figura 3.21 que para mantener un estado de deformación plana en la mayor parte de la chapa (las superficies exteriores están siempre bajo tensión plana) era necesario que el espesor de la misma fuese suficientemente grande.

La tenacidad de fractura de un material K_{IC} aumenta al hacerlo el volumen de material capaz de deformarse plásticamente antes de la fractura. Como este

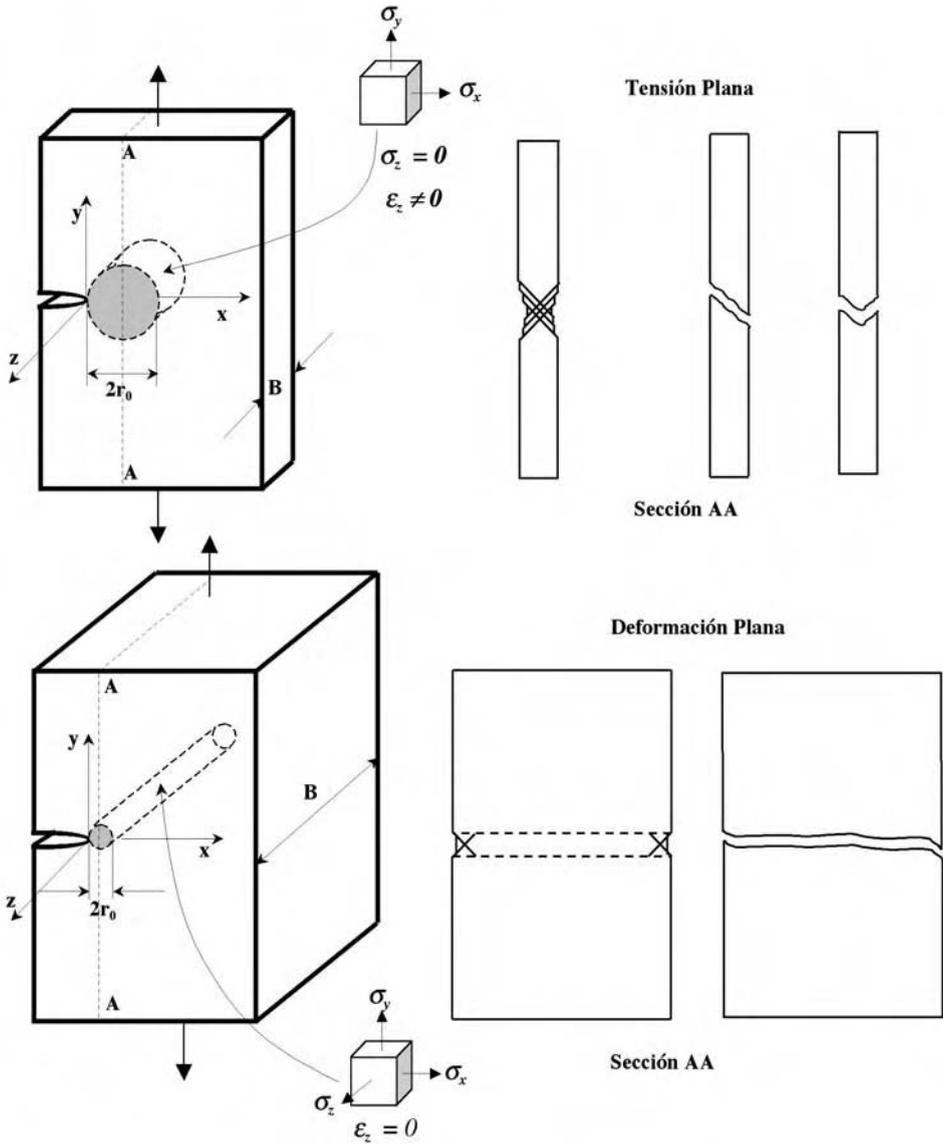


Figura 3.24
Modelos de deformación en borde de grieta
en tensión plana y deformación plana

volumen depende del estado de tensión existente, y éste a su vez del espesor, resulta que la tenacidad a fractura varía con el espesor de la chapa, como se puede ver en la representación gráfica de la Figura 3.25.

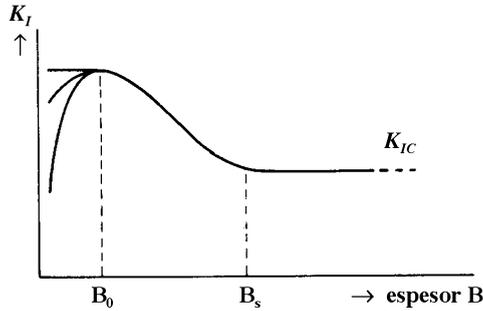


Figura 3.25

Tenacidad en función del espesor

Cuando la chapa es muy fina (*espesor* = B_0) predomina un estado de tensión plana, la zona plástica desarrollada delante de la grieta es grande y el material presenta una tenacidad máxima (alta energía absorbida antes de la rotura). En chapas aun más finas la tenacidad podría disminuir porque el volumen de material disponible para deformarse plásticamente es menor.

Por el contrario, cuando la chapa es gruesa (*espesor* = B_s), predomina la condición de deformación plana, la zona deformada plásticamente es muy pequeña y la tenacidad a fractura K_{IC} decrece hasta un valor que puede ser un tercio (o menor) del correspondiente a tensión plana. El aspecto importante a destacar es que este bajo nivel de la tenacidad K_{IC} se mantiene constante al continuar incrementando el espesor de la chapa. En resumen K_{IC} es una constante característica del material (solo depende de factores metalúrgicos y no de la geometría de la probeta) siempre que se asegure la condición de deformación plana. De cualquier manera K_{IC} en deformación plana es un valor conservador de la tenacidad del material en cualquier tipo de situación.

Para espesores por debajo de B_0 existe un cierto grado de indefinición en los resultados de tenacidad. En algunos casos se presenta un nivel horizontal, pero en otros casos se observa un descenso del valor de K_{IC} . Nótese que las tensiones en el frente de grieta son mayores en deformación plana que en tensión plana, como se ha visto anteriormente y en segundo lugar debemos tener en cuenta que la fractura requiere una combinación de alta tensión y alta deformación.

3.5.2. Condiciones de Tensión Plana y Deformación Plana

Como el estado de tensiones existente en un material depende del tamaño de la zona plástica, desarrollada delante de la grieta, y también del espesor de la chapa, el cociente entre ambos factores (r_p/B) resulta ser el factor determinante. La experiencia ha demostrado que cuando (r_p/B) se aproxima a la unidad se desarrolla un estado de tensión (r_p/B) sea del orden de 0,025, situación en la cual las zonas superficiales de tensión plana que siempre existen, poseen una in-

fluencia despreciable sobre el comportamiento global. Como el tamaño de la zona plástica es proporcional a $\left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2$ resulta necesario utilizar un alto espesor

para asegurar el estado de deformación plana en un material con bajo límite elástico y alta tenacidad a fractura. Basándonos en observaciones experimentales del comportamiento en fractura, en acero y aluminio, y en la utilización de análisis por elementos finitos, se acepta con carácter general que para cumplir las condiciones de deformación plana el espesor debe satisfacer la relación $B > 40 r_p$

en deformación plana que equivale a $B > 2 \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2$, aunque en realidad la condición de espesor en deformación plana suele ser³:

$$a \cong B \cong (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2 \quad (3.57)$$

en tanto que la tensión plana debe satisfacer la relación $B < 2,5 r_p$ que equivale

a $B < 0,4 \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2$, aunque se suele aceptar:

$$a \cong B \cong (W - a) < 1 \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2 \quad (3.58)$$

Como se ve en la ecuación 3.57 además del espesor, también se necesita que las distancias desde el frente de grieta hasta los límites del plano, satisfagan límites similares, de otra manera se producirían deformaciones en las dirección X ó Y , que reducen el grado de contracción. Si comparamos este espesor con las dimensiones de la zona plástica en deformación plana, ecuación 3.34, vemos que el espesor necesario es 47 veces mayor que el radio de la zona plástica.

Otro hecho importante, relacionado con el espesor, es su influencia en el aspecto de la fractura. Cuando predomina el estado de tensión plana ($r_p \geq B$), el plano de fractura aparece inclinado 45° respecto a la dirección de tracción: el fallo

³ De hecho esta expresión ha sido adoptada en la Normalización Europea y de la misma manera está normalizada por American Society for Testing and Materials (ASTM).

ocurre sobre los planos donde operan los esfuerzos cortantes máximos (véase Figura 3.22). Por el contrario, cuando ensayamos el material en condiciones de deformación plana ($r_p \ll B$) el plano de fractura yace entre los dos planos donde opera el cortante máximo (véase Figura 3.24), dando lugar a una superficie de fractura plana y perpendicular a la dirección del esfuerzo aplicado.

Consideremos cuatro grupos de espesores B_1, B_2, B_3, B_4 . Todos los grupos tienen la misma longitud de grieta y están solicitados con la misma tensión σ , por lo tanto las intensidades de tensiones son las mismas. Consecuentemente, las zonas plásticas en los grupos tienen las mismas medidas, tal como se presenta en la Figura 3.26. Las áreas rayadas de cada grupo representan las zonas plásticas de cada probeta.

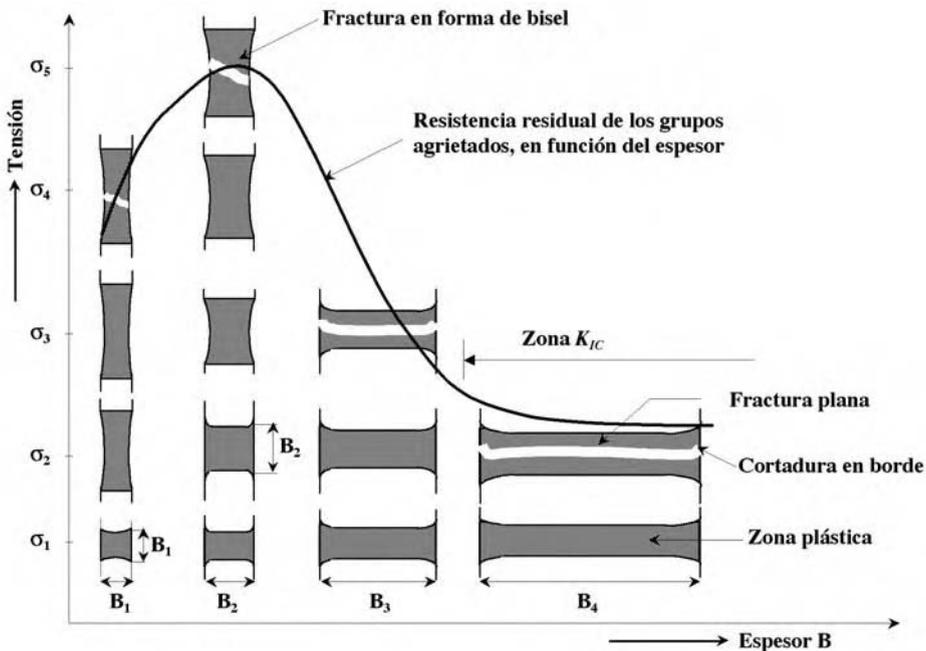


Figura 3.26

Resistencia residual en función del espesor

En los grupos B_2, B_3, B_4 la altura de la zona plástica es todavía más pequeña que el espesor, lo que significa que la plastificación en la dirección del espesor no puede realizarse libremente, ya que está restringida por el material elástico que le rodea. La deformación en la dirección del espesor es cero, i.e. existe un estado de deformación plana. En el grupo B_1 la zona plástica es igual que el espesor y la plastificación en la dirección del espesor no está restringida, lo que

significa que en este grupo B_1 se puede desarrollar un estado de tensión plana completo, y la zona plástica será mayor que en los demás grupos.

El aumento de tensión a σ_2 causará el fallo en el grupo B_4 , porque las deformaciones y tensiones son suficientemente grandes. El grupo B_3 en la misma situación que el grupo B_4 , y no ha fallado, debido al efecto de las regiones de tensión plana (menor tensión en el frente de grieta) que existen cerca de la superficie de la probeta y que tienen una influencia relativa en este grupo de menor espesor que el B_4 . El grupo B_2 está también en la misma situación, pero este grupo tiene un espesor casi igual que el tamaño real de la zona plástica, lo que implica que en este grupo B_2 se desarrolla un estado de tensión plana. Un aumento de la tensión genera el fallo del grupo B_3 a una tensión σ_3 . A σ_4 las deformaciones en el frente de grieta en el grupo B_1 son tan grandes que se también se produce el fallo; el grupo B_2 sin embargo no falla, porque las deformaciones en el grupo B_1 son mayores que en el grupo B_2 desde la tensión σ_1 y por lo tanto las deformaciones del grupo B_2 no son todavía suficientes para la fractura, aunque las tensiones son aproximadamente las mismas que en el grupo B_1 . El fallo de B_2 todavía precisa de un incremento de la tensión hasta σ_5 .

Los grupos con mayores espesores que el B_4 se comportan de forma similar al B_4 , y fallan a niveles de tensión σ_2 . Esta es la región de la deformación plana, que permite validar el valor de K_{IC} obtenido. La máxima resistencia residual se alcanza por el grupo que desarrolla un estado completo de tensión plana, precisamente a los niveles de tensión a los cuales fallan los grupos de deformación plana, i.e. $B = r_{plc}$. Los grupos más delgados tienen deformaciones más altas y fallan a menores valores de tensión externa.

Tema 4

Metodología Experimental

4.1. Introducción

El ensayo para la determinación de la tenacidad de fractura K_{IC} ha exigido muchos esfuerzos para la determinación de unos criterios que garanticen, en ensayos sencillos y reproducibles, la obtención de las condiciones previstas por la definición de K_{IC} .

Srawley y Brown, en el año 1966, contribuyeron en gran medida a establecer una metodología normalizada para la determinación de K_{IC} . Estos esfuerzos condujeron a la adopción por ASTM de la Norma E 399, que se editó en su primera edición en el año 1974, para un método de medida de K_{IC} . Norma que es actualmente de aceptación general para medir el factor crítico de intensidad de tensiones, en Modo I (apertura a tracción perpendicular a los bordes de la grieta) y deformación plana en condiciones de carga estática. En Europa tenemos en el momento actual la Norma EN ISO 12737¹, que juntamente con la Británica BS:7448, confieren el conjunto de Normas para caracterizar, el parámetro más importante de la tenacidad de un material, por dos razones:

1. en esas condiciones ocurren la mayoría de las roturas catastróficas en la práctica.
2. representa un valor mínimo de la tenacidad del material cargado estáticamente y, por tanto, permite el diseño con la máxima seguridad de estructuras para las que no se prevén cargas dinámicas.

4.2. Medida de la tenacidad a fractura en régimen elástico lineal y condiciones de deformación plana y carga estática (K_{IC})

En principio, cualquier probeta agrietada para la que pudiera calcularse un único valor del factor de intensidad de tensiones en función de la carga externa

¹ EN ISO 12737, Febrero 1999, Materiales metálicos. Determinación de la resistencia a la fractura por deformación plana, CEN COMITÉ EUROPEO DE NORMALIZACIÓN.

aplicada, sería apropiada para la determinación experimental de K_{IC} siempre que al alcanzarse la carga crítica de propagación de la grieta se cumplieran las condiciones de deformación plana y que el análisis elástico lineal de tensiones, siguiera siendo aplicable. La experiencia acumulada, como consecuencia de la aplicación de la Norma ASTM, permite asegurar que si se siguen sus recomendaciones, que pueden parecer muy tediosas, esas condiciones se dan en el ensayo y el valor de K_{IC} obtenido es verdaderamente una propiedad del material.

Las Normas indicadas sugieren distintos tipos de probetas, siendo las más utilizadas las probetas de flexión y la probeta compacta, cuyas formas y dimensiones pueden verse en la Figura 4.1. El método de ensayo con estas probetas consiste en el plegado (con tres puntos de apoyo), para la probeta de flexión y la tracción, para la probeta compacta.

Las probetas deben tener una grieta lo más perfecta posible, de dimensión nominal, $B = a = W/2$ previa al ensayo. Esta grieta «a medida» se genera por un proceso de fatiga sometiendo la probeta a carga variable de tracción o flexión, carga que no debe superar unos ciertos límites. Con objeto de asegurar que el agrietamiento por fatiga va a producirse en el lugar correcto, las probetas contienen una entalla mecanizada, previamente a la fatiga.

Durante el ensayo a fractura, ha de obtenerse un registro continuo de la carga, P , en función de la abertura de la entalla, V . La carga mínima que da lugar a una extensión significativa medible de la grieta (determinada a partir del diagrama carga-apertura de la entalla) se considera la carga crítica y el K_{IC} se calcula a partir de esta carga.

La validez del valor K_{IC} determinado ha de comprobarse a posteriori; el tamaño de probeta empleado debe ser superior a un tamaño mínimo función del K_{IC} del material y de su límite elástico; la validez de un ensayo no puede pues garantizarse de antemano aun cuando se cumplan rigurosamente todas las instrucciones previas al ensayo contenidas en la Norma: geometría de la probeta, agudeza, tamaño y orientación de la grieta, velocidad de carga, etc.

Como se ve en la Figura 4.1, el valor nominal de la longitud de la grieta, a , es igual al espesor de las probetas, B , mitad de la anchura, W ($0,45 a 0,55 W$, $B = 0,5 W$). La carga de la probeta de tracción, compacta, se hace a través de pasadores, con mordazas de horquilla, que permiten la rotación de la probeta durante la carga.

Los apoyos de la probeta de flexión están separados $S = 4W$ y la carga se aplica en el punto medio, en el lado opuesto a la entalla. El esfuerzo de carga y las reacciones en los apoyos se aplican a la probeta a través de rodillos cuyo diámetro ha de ser superior a $W/4$.

Las expresiones válidas para el cálculo del factor de intensidad de tensiones de estas probetas en régimen elástico se deducen a partir de las que se han indicado en la Tabla 3.1 del Tema 3, desarrolladas a partir de un análisis elástico lineal aplicado a la geometría específica de las probetas normalizadas y que son las siguientes:

4.2.1. Probeta de flexión

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{3}{2} \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}} \left[\frac{1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - 3,93 \frac{a}{W} + 2,7 \frac{a^2}{W^2}\right)}{\left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \right] \quad (4.2)$$

en general² $K_I = \frac{P S}{B W^{1,5}} \cdot f_1\left(\frac{a}{W}\right)$ con f_1 tabulada, donde si: $a = 0,5 W$; $f_1 = 2,66$

4.2.2. Probeta de tracción compacta

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0,886 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32 \frac{a^2}{W^2} + 14,72 \frac{a^3}{W^3} - 5,60 \frac{a^4}{W^4} \right] \quad (4.1)$$

y en general³ $K_I = \frac{P}{B W^{0,5}} \cdot f_2\left(\frac{a}{W}\right)$ con f_2 tabulada, donde si: $a = 0,5 W$; $f_2 = 9,66$

² La tensión de tracción de una probeta de flexión σ_1 se puede obtener a partir del diagrama de tensiones de Navier y será: $\sigma_1 = \frac{M}{M_R}$ donde, M es el momento flector y M_R es el momento resistente

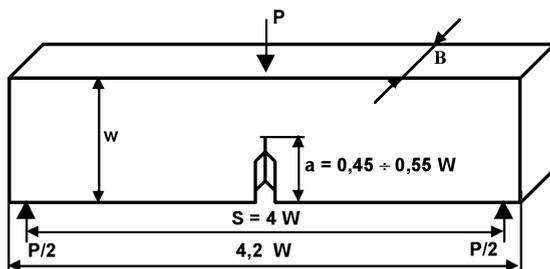
de la sección con $a = 0,5 W$; $M_R = \frac{1}{6} B \left(\frac{W}{2}\right)^2$, por lo tanto: $\sigma_1 = \frac{P/2 \cdot S/2}{\frac{1}{6} B \left(\frac{W}{2}\right)^2} = \frac{6 P S}{B W^2}$;

esta expresión es precisamente la correspondiente a la primera parte del factor de intensidad de tensiones K_I , que se indica en la expresión (4.2), de donde para $\frac{a}{W} = 0,5$: $K_I = \frac{\sigma_1}{4} \sqrt{a} f(0,5) = \frac{\sigma_1}{4} \sqrt{a} \cdot 2,51 = 0,628 \sigma_1 \sqrt{a}$.

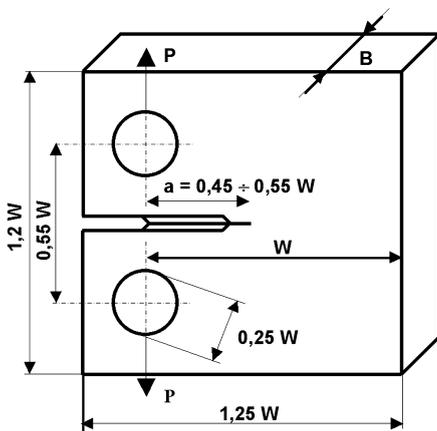
³ En el caso de la probeta compacta la tensión total de tracción es la suma de una tensión de tracción originada por un esfuerzo de flexión de momento $M = P \cdot \frac{3W}{4}$ con un momento resistente

$M_R = \frac{1}{6} B \left(\frac{W}{2}\right)^2 = \frac{B W^2}{24}$ más una tensión de tracción constante de P/A , siendo A la sección

transversal $\frac{W B}{2}$, por lo tanto: $\sigma_2 = \frac{P}{A} + \frac{M}{M_R} = \frac{2P}{W B} + \frac{P \cdot 3W/4}{\frac{B W^2}{24}} = \frac{20 P}{B W}$ esta expresión



Probeta para ensayo de flexión



Probeta compacta

Figura 4.1

Probetas Normalizadas para los ensayos de determinación de la tenacidad de fractura K_{IC}

Para probetas de igual sección, la utilización de la probeta de flexión supone la aplicación de una carga inferior en un 10% a la carga de tracción necesaria para alcanzar el mismo nivel del factor de intensidad de tensiones en la probeta compacta (o, alternativamente, el espesor de la probeta de flexión puede ser un

es precisamente la correspondiente a la primera parte del factor de intensidad de tensiones K_p , que se indica en la expresión (4.1), de aquí se deduciría para $\frac{a}{W} = 0,5$ $K_I = \frac{\sigma_2 \sqrt{W}}{20} \cdot f_2(0,5) =$
 $= \frac{\sigma_2 \sqrt{2} \sqrt{a}}{20} \cdot 9,66 = 0,683 \sigma_2 \sqrt{a}$. La pequeña diferencia (8,5%) entre los coeficientes

de probeta de flexión 0,628 y compacta 0,683 se debe no tanto al diferente estado tensional, que la sección remanente presenta en uno y otro caso (flexión pura o flexión compuesta), como a la diferencia en la rigidez global de ambas probetas debida a su geometría.

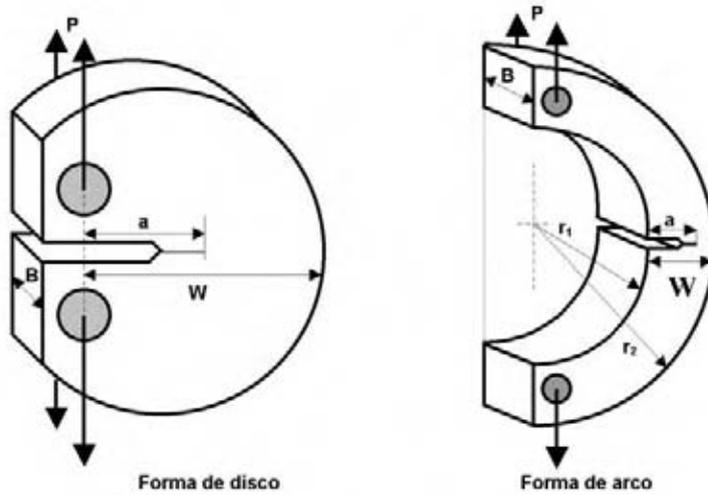


Figura 4.2

Probetas especiales para barras redondas y tubos

7% superior al de la compacta de tracción a igualdad de carga aplicada, para obtener el mismo valor del factor de intensidad de tensiones). Sin embargo, la probeta de flexión requiere más de tres veces del material necesario para la de tracción, con el consiguiente aumento de mecanizado de superficies planas; en contrapartida, la probeta, de tracción exige el mecanizado adicional de los dos agujeros de aplicación de la carga.

El error máximo previsible en la medida de K_I , tomando como base los niveles de precisión especificados en la Norma ASTM E 399, es aproximadamente de un 2% para la probeta compacta de tracción y de un 2,5% para la probeta de flexión (para espesores de probetas a partir de 25 mm).

Además de las probetas indicadas que son sin duda las más utilizadas, se contemplan en las diversas Normas que se han indicado otro tipo de probetas con formas diversas para secciones menos usuales. En la Figura 4.2 se presentan otras probetas que tienen forma de disco ó arco, que se utilizan en ocasiones para secciones de materiales con formas acabadas próximas a las probetas indicadas, como barras redondas, tubos, etc.

4.2.3. Dimensiones de la Probeta a Ensayar

Como ya se ha considerado anteriormente el espesor de las probetas, B , y la longitud de la grieta, a , deben ser superiores, según la Norma, a $2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{0,2\%}} \right)^2$, en que $\sigma_{0,2\%}$ es el límite elástico convencional para una deformación plástica

del 0,2%, medido a la misma temperatura y empleando la misma velocidad de carga que en el ensayo de fractura.

Puesto que el valor de K_{IC} no se conoce de antemano, debe estimarse previamente para elegir un espesor de probeta conveniente. La estimación debe hacerse en base a datos previos para un material similar, en base a extrapolaciones de medidas a otras temperaturas o velocidades o en base a correlaciones empíricas con otras medidas de la tenacidad. Si se carece de estos datos, la Norma recomienda unos espesores mínimos en función del valor de la relación del límite elástico al módulo elástico, $\sigma_{0,2\%}/E$, válidos para materiales estructurales de alta resistencia⁴.

Para obtener una caracterización correcta de K_{IC} las dimensiones de la probeta se han elegido tales que los valores de K_I deducidos corresponden efectivamente al estado plano de deformaciones y representan adecuadamente el estado de tensiones en la proximidad de la grieta bajo la hipótesis de un régimen estático lineal.

La aproximación a un estado plano de deformaciones en una pieza agrietada en Modo I se realiza asintóticamente para espesores crecientes (Tema 3). Los valores del factor de intensidad de tensiones crítico aparente sólo resultan independientes del espesor del material a partir de un cierto valor mínimo de este.

La relación $\left(\frac{K_I}{\sigma_{0,2\%}}\right)^2$ es proporcional al tamaño de la zona plástica que rodea

el borde de la grieta (Tema 3), por lo tanto equivale a especificar que al alcanzarse las condiciones de propagación de la grieta, el espesor sea unas 50 veces mayor que el radio de la zona plástica en el estado de deformación plana.

4.2.4. Orientación del Plano de Agrietamiento

Es muy importante tener en cuenta el plano y la dirección de extensión de la grieta en relación con las direcciones características del producto, particularmente si se trata de productos laminados, forjados o fundidos que presentan importantes diferencias anisotrópicas. A tal efecto la Normalización actual contempla la identificación del plano de agrietamiento. Se utiliza una notación con guiones en los que las letras que preceden al guión representan la dirección perpendicular al plano de agrietamiento y las letras que siguen al guión representan la dirección prevista de la extensión de la grieta (véase la Figura 4.3).

4.2.5. Características Exigidas a la Grieta

Por grieta se entiende una discontinuidad plana limitada por un borde agudo. La grieta ideal está formada por las dos superficies planas (caras) que se

⁴ Se consideran convencionalmente materiales de alta resistencia aquéllos en que la relación $E/\sigma_{0,2\%}$ sea inferior a 150.

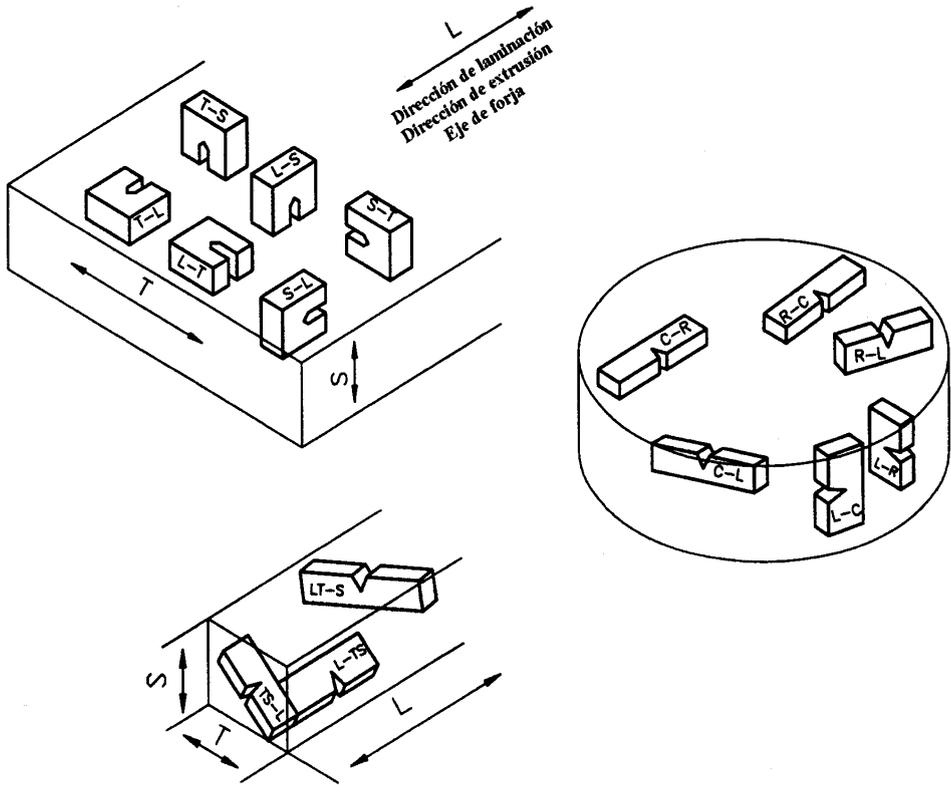


Figura 4.3

Denominación de las probetas según su orientación (UNE 7540-1998)

unen a lo largo de una curva (frente de grieta) y se superponen cuando el sólido se encuentra libre de tensiones. El modelo elástico lineal para los campos de tensiones y deformaciones en la proximidad de una grieta considera el límite de ésta como una singularidad, es decir, supone un radio de acuerdo cero en el borde de la grieta. Las entallas obtenidas por mecanizado, aun cuando los radios r de acuerdo obtenidos sean muy pequeños, no son asimilables a una grieta a los efectos de medidas del factor crítico de intensidad de tensiones y dan lugar a valores aparentes de, K_{IC} por exceso.

La introducción de una grieta aguda en una probeta se realiza habitualmente por fatiga. Esta permite la creación y propagación controladas de la grieta y es el método prescrito por las Normas. Para asegurar la posición de la grieta de fatiga, así como para poder desarrollarla con niveles de intensidad de tensiones bajos, las probetas se mecanizan con una entalla cuya forma más conveniente es la entalla terminada en V (véase la Figura 4.4), pues evita la progresión de la grieta fuera del plano central de la probeta y favorece la propagación de la grieta

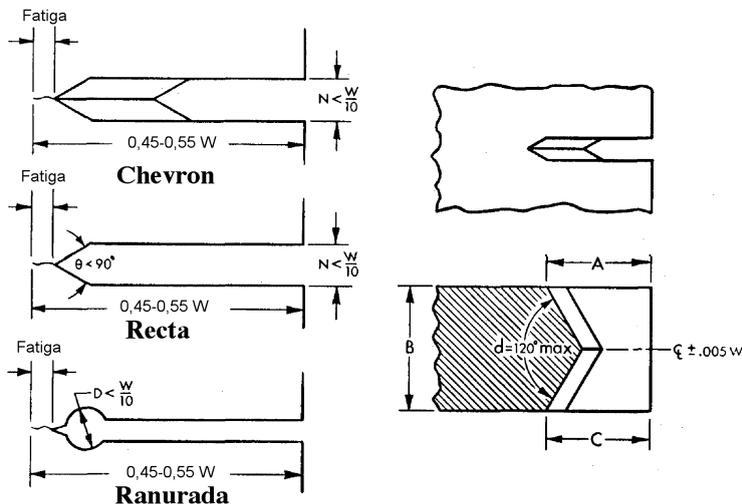


Figura 4.4
Formas de entallas (ASTM E 399)

con un frente aproximadamente normal a las caras externas, todo lo cual es también exigencia de la Norma⁵.

La longitud de la grieta de fatiga a partir del punto máximo de penetración de la entalla mecanizada debe ser superior al cinco por ciento de la longitud total de grieta, ($\Delta a_f > 0,05 a$) y, en todo caso, debe ser superior a 1,3 mm. Con esta condición la Norma pretende minimizar la influencia de la geometría de la entalla en el estado de tensiones en el frente de la grieta, así como eliminar los posibles efectos locales que el mecanizado de la entalla hubiera producido en el material.

Durante el crecimiento por fatiga, la penetración de la grieta puede estimarse por las trazas en las caras de la probeta. La forma del frente y la longitud media real de la grieta sólo se pueden conocer, una vez realizado el ensayo. Rota la probeta, la superficie de la grieta propagada por fatiga y la superficie de fractura final se distinguen claramente por su diferente topografía, como se puede ver en la Figura 4.5. La longitud de la grieta debe medirse, según la Norma, como la media de las longitudes en el centro de la probeta y en los dos puntos medios entre el centro y las caras de la probeta, como se aprecia en la Figura 4.6. El ensayo no se considera válido si la diferencia entre dos cualesquiera de las tres medidas es mayor que un 5% del valor medio; así mismo, el ensayo es inválido si la longitud de la grieta en el punto de intersección con

⁵ La descripción del método de medida de K_{IC} se está haciendo de una manera general. Para los detalles de dimensiones secundarias en el ensayo, tolerancias, etc., debe consultarse el texto completo de alguna de las Normas que se han recomendado.

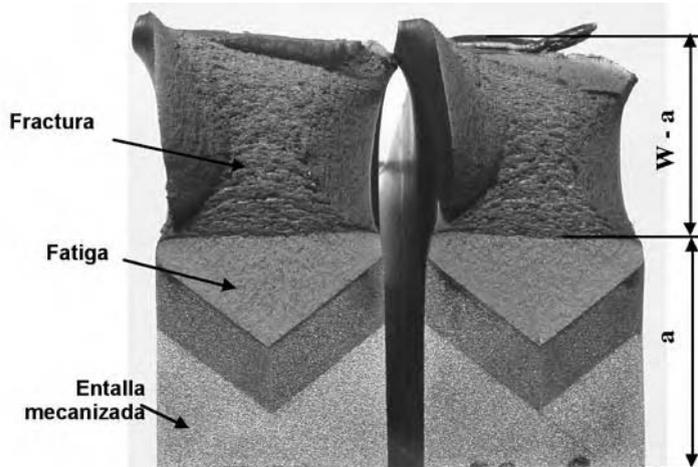


Figura 4.5

Macrografía de las dos partes de una probeta de flexión ensayada, en la que se observan las zonas de la entalla mecanizada por electroerosión, la grieta de fatiga, el frente de grieta y la zona de fractura

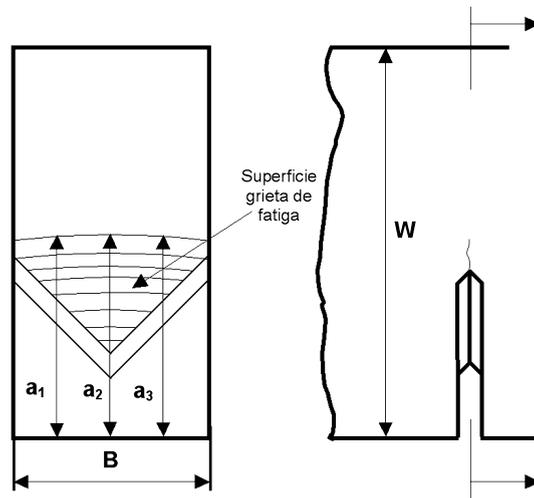


Figura 4.6

Medida de la grieta de fatiga

una cara externa es inferior al 90% de la media. Finalmente, ningún punto del borde de la grieta debe estar a menos de un 5% de la longitud media o a menos de 1,3 mm del borde de la entalla mecanizada. Por otra parte, la máxima des-

viación admitida de plano de la grieta respecto al plano medio de la probeta es de 10° .

Para obtener grietas agudas, se recomienda utilizar en el ensayo de fatiga los mínimos niveles de tensión aceptables desde un punto de vista práctico y la especificación más importante se refiere a que el factor de intensidad de tensiones, durante el ensayo de fatiga, no debe ser superior al 60% del K_{IC} , obtenido posteriormente. La agudeza de una grieta de fatiga, su radio de acuerdo aparente, está relacionada con el tamaño de la zona plástica generada por el máximo nivel de tensión del ciclo utilizado en el ensayo de fatiga. A partir de un cierto nivel de intensidad de tensiones máximo, se obtienen posteriormente valores aparentes de K_{IC} crecientes.

La Norma establece que durante el crecimiento de grieta a fatiga del último 2,5% de la longitud final de la grieta la relación del factor de intensidad de tensiones máximo aplicado respecto del módulo de Young no debe sobrepasar el

valor límite, $\frac{K_{f \max}}{E} < 0,00032 \sqrt{m}$. En algunos casos, esta recomendación

puede no ser suficientemente restrictiva, por lo que, parece oportuno insistir en la recomendación de que se utilice el mínimo nivel de tensiones compatible con un tiempo de crecimiento razonable. Esta recomendación es particularmente oportuna cuando el crecimiento de la grieta se realiza a temperatura ambiente y la determinación de K_{IC} se lleva a cabo a otra temperatura, especialmente si se trata de una temperatura inferior; en este caso, se debe evitar que el tamaño de la zona plástica en el punto máximo del ciclo de fatiga alcance un tamaño próximo al de la zona plástica al alcanzarse el K_{IC} a la nueva temperatura de ensayo (la Norma impone, que cuando el agrietamiento a fatiga se realice a una temperatura T_1 , diferente de la temperatura de ensayo T_2 , K_{max} debe cumplir la

condición: $K_{max} < 0,6 K_Q \left(\frac{\sigma_{0,2\%T_1}}{\sigma_{0,2\%T_2}} \right)$, donde $\sigma_{0,2\%T_1}$ y $\sigma_{0,2\%T_2}$ son los límites

elásticos a las temperaturas T_1 y T_2 respectivamente.

4.2.6. Realización del Ensayo de Fractura

El ensayo debe llevarse a cabo dentro de unos márgenes de velocidad limitados para obtener una medida de K_{IC} en condiciones de carga estática. La Norma establece que la velocidad de aumento del factor de intensidad de tensiones debe estar comprendida entre $0,55$ y $2,75 \text{ MPa } m^{1/2} s^{-1}$.

De las ecuaciones 4.1 y 4.2 puede obtenerse el margen de velocidades de carga admisible para unas dimensiones concretas de probeta. Puede comprobarse que la velocidad de carga admisible para probetas de 25 mm de espesor se sitúa aproximadamente entre 340 y $1700 \text{ N } s^{-1}$ para la probeta compacta de tracción y entre 300 y $1500 \text{ N } s^{-1}$ para la de flexión.

Si la máquina de ensayos no dispone de control de carga y trabaja a velocidad de desplazamiento constante, la gama de velocidades admisibles para la va-

lidez del ensayo estático según ASTM E 399 puede obtenerse a partir de la expresión de la flexibilidad C , de la probeta. Para la probeta compacta de tracción con $a/W = 0,5$

$$C = \frac{u_p}{P} \cong \frac{33,64}{E B} \quad (4.3)$$

de donde se deduce que, para probeta de acero de espesor $B = 25$ mm, la gama admisible de velocidades de desplazamiento⁶ se sitúa aproximadamente entre $2,3 \cdot 10^{-3}$ y $1,1 \cdot 10^{-2}$ mm s⁻¹.

Durante el ensayo, es preceptivo registrar la carga, P , en función de la abertura de la grieta, v . Para ello es necesario colocar un extensómetro muy preciso en el mismo borde de la entalla o apoyado en cuchillas que se atornillan a la cara frontal de la probeta, como se presentan en la Figura 4.7. El extensómetro más simple consiste en dos bandas fijas a una pieza separadora, trabajando a flexión, dotadas de cuatro galgas, una en cada cara, formando un puente completo. En la Figura 4.8 se puede apreciar el montaje completo para un ensayo de una probeta de flexión y en la Figura 4.9 la probeta y el extensómetro listo para el ensayo de una probeta compacta.

⁶ A través de la relación entre el factor de intensidad de tensiones y la tensión de tracción nominal en la probeta, $K_I \cong \sigma \sqrt{\pi a}$, pueden derivarse los límites de velocidad del ensayo en términos de velocidad de deformación:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{K}_I}{E} \sqrt{\pi a}$$

Para la probeta de 25 mm de espesor los límites se sitúan entre 10^{-5} s⁻¹ y $5 \cdot 10^{-5}$ s⁻¹. Este dato es importante, pues es la velocidad de deformación a la que debe conducir el ensayo de tracción para determinar el límite elástico, $\sigma_{0,2\%}$, a utilizar en el cálculo de la zona plástica. Con más rigor, la velocidad de deformación apropiada para la determinación del límite elástico debería ser la correspondiente a la frontera elastoplástica; teniendo en cuenta que en la proximidad de la grieta $(\sigma_{yy})_r = \frac{K_I}{\sqrt{2 \pi r}}$:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{K}_I}{E \sqrt{2 \pi r}}$$

y puesto que $a > 50r_p$, la velocidad de deformación del ensayo de tracción podría llegar a ser hasta 5 veces mayor que la mencionada anteriormente.

En general en los materiales y a las temperaturas en que la mecánica de fractura líneal tiene interés la sensibilidad del límite elástico a la velocidad de deformación es pequeña (solo se aprecian efectos de cambios de órdenes de magnitud de velocidad) y en todo caso si se realiza la caracterización de la medida de $\sigma_{0,2\%}$ a velocidades inferiores a la rigurosamente correcta, conduce a resultados que están del lado de la seguridad (mayor tamaño aparente de la zona plástica).

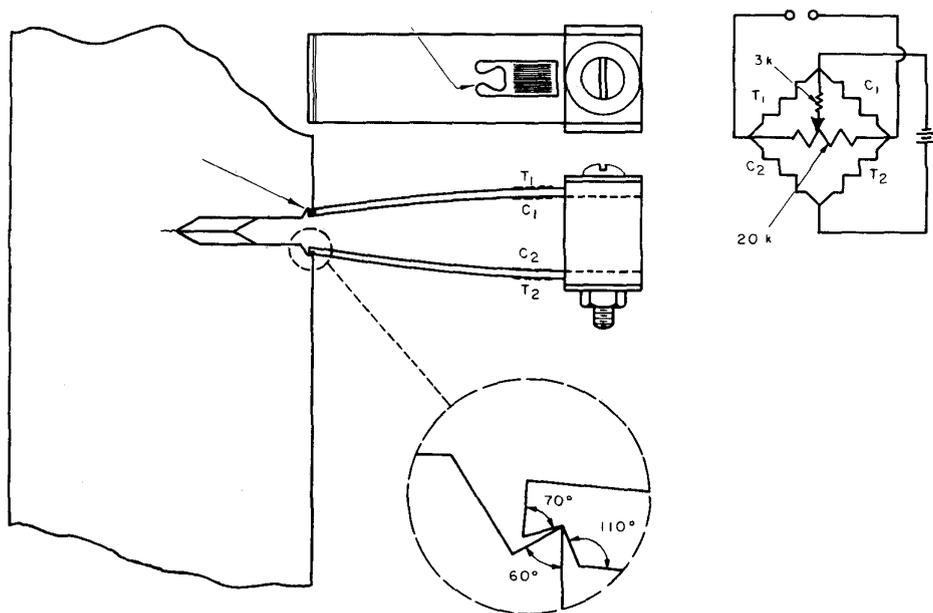


Figura 4.7

Extensómetro para la medida de la apertura

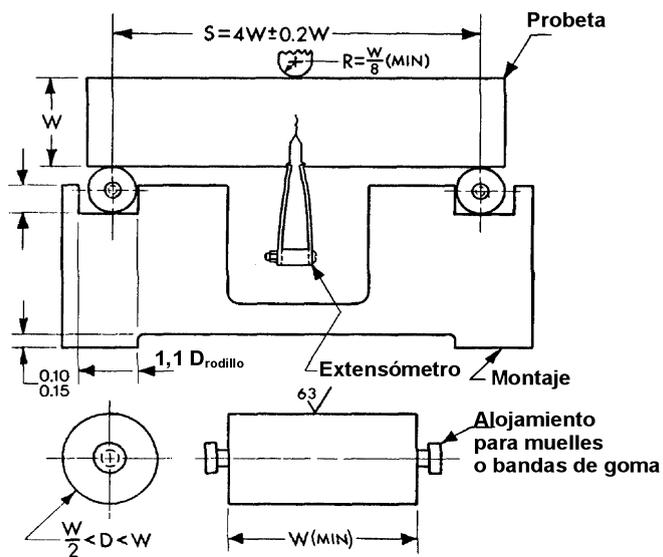


Figura 4.8

Instalación para el ensayo de una probeta de flexión



Figura 4.9

Probeta CT con extensómetro lista para su ensayo

Para obtener un buen registro de la curva $P-v$ la Norma establece que la pendiente de la parte lineal de este registro debe estar entre 0,7 y 1,5, y son útiles las expresiones de la abertura de la grieta para las probetas Normalizadas en régimen elástico por debajo de la carga crítica:

$$v = \frac{P}{E B} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (4.4)$$

Valores de la función $f(a/W)$ pueden encontrarse en las Normas que se han citado repetidamente para la probeta compacta de tracción y de flexión respectivamente. Estos valores se reproducen de forma gráfica en la Figura 4.10, para las probetas de flexión y compacta.

4.2.7. Cálculo e Interpretación de los Resultados

Se considera que se ha alcanzado el factor de intensidad de tensiones crítico cuando se alcanza un nivel de carga que produce una propagación significativa de la grieta. El diagrama $P-v$ puede tener varias formas como se muestra en la Figura 4.11. Inicialmente la apertura de grieta crece linealmente con la carga P .

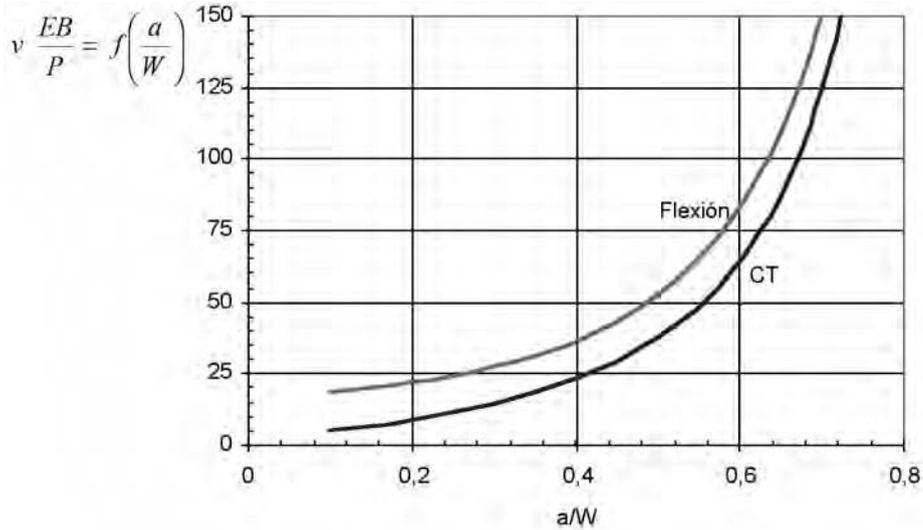


Figura 4.10

Soluciones adimensionales para la flexibilidad de las probetas de flexión y compacta

En el caso ideal, como se presenta en la Figura 4.11(a) de un régimen elástico lineal perfecto, la relación P - v es lineal y, con la geometría y condiciones de carga de las probetas de tracción o flexión, al alcanzarse la carga crítica la propagación ocurriría de manera inestable.

En materiales metálicos reales, es inevitable la desviación, en algún grado, del comportamiento lineal y es frecuente que ocurra alguna propagación estable previa a la fractura inestable final. En muchos casos, se produce una propagación de la grieta en el momento de la carga P_Q . Esta propagación se asocia a menudo con un pequeño chasquido, perfectamente audible, que se denomina «pop-in» y se caracteriza en el gráfico por un pequeño escalón en este punto, como se ve en la Figura 4.11(b). El crecimiento de grieta se detiene, tanto porque se ha producido una caída de la carga como porque se produce un incremento de la resistencia de la grieta. Después del «pop-in» se puede aumentar la carga, hasta que se produce la fractura para la carga P_F . A veces se producen nuevos «pop-ins». En principio la carga del «pop-in» P_Q se debe utilizar para la evaluación de K_Q .

Los materiales con buena tenacidad presentan un incremento gradual no-lineal entre la carga y el desplazamiento, como se ve en la Figura 4.11(c). Esta no linealidad es el resultado de dos factores: deformación plástica y el gradual agrietamiento que precede a la fractura. Si esta no linealidad es causada por el crecimiento de grieta solamente, podemos encontrarnos con un tipo de diagrama como el del caso anterior Figura 4.11(b). Si la propagación estable con carga creciente es importante, es síntoma de que estamos lejos de las condiciones de deformación plana o próximos a las de deformación plástica generalizada y el

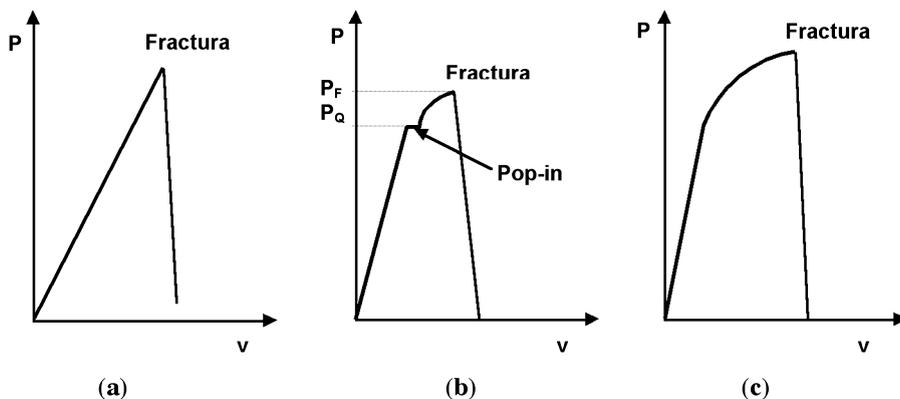


Figura 4.11
Registros P - v de diversos ensayos

ensayo debe rechazarse a los efectos de medida del K_{IC} . Pero para la determinación experimental de la carga crítica se ha de admitir la posibilidad de un cierto grado de no linealidad y, puesto que el punto crítico de propagación no queda inequívocamente definido como en el caso de un material elástico ideal, se tiene en cuenta un criterio convencional del punto de propagación de una grieta, que guarda semejanza con la definición del límite elástico convencional (0,2%) para materiales reales. Se define P_Q como la carga a la que se ha producido en torno a un 2% de extensión de grieta, para ello se acepta el criterio normalizado de que ha ocurrido una propagación «significativa» de la grieta cuando la relación P/v es un 5% inferior a la relación elástica lineal inicial del ensayo.

Parte de la desviación del comportamiento lineal durante la carga de las probetas corresponde precisamente al aumento del tamaño efectivo de la grieta, al ir aumentando el tamaño de la zona plástica; puesto que para que un ensayo se acepte como válido ese tamaño no debe sobrepasar aproximadamente el 2% del tamaño inicial de la grieta, el criterio de propagación de la grieta, definido por el -5% de desviación de la recta P - v inicial, corresponde precisamente al criterio de asegurar que la grieta ha comenzado a propagarse realmente, para esa carga crítica convencional $P_{5\%}$.

Este criterio se puede demostrar sobre la base de un pop-in que se presenta en la Figura 4.12 en la que se produce un incremento de desplazamiento bajo una disminución de la carga. Suponemos que la carga P_p es la máxima carga que precede al pop-in y el desplazamiento v_i que es el desplazamiento asociado con la carga elástica de la probeta que contiene una grieta de longitud a_0 hasta la carga P_p y Δv_i representa el desplazamiento no-elástico antes del pop-in.

Si se produce una pequeña propagación de la grieta puede ser debido a los efectos de la plasticidad o a un cambio en el aumento de flexibilidad. Si Δv_i es

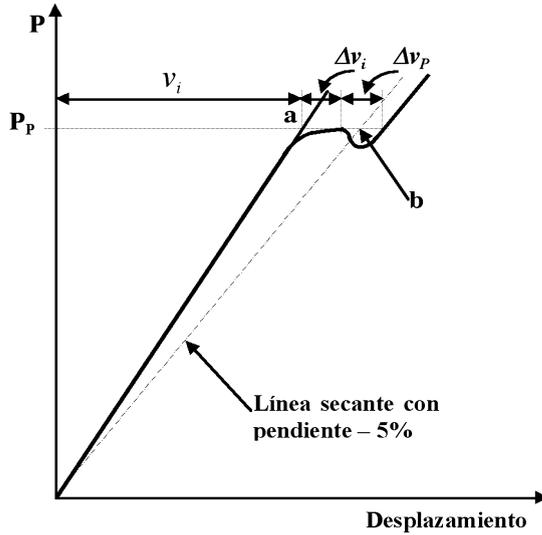


Figura 4.12

Construcción de la secante para una curva con pop-in

debido a un aumento de la longitud de la grieta de magnitud Δa , se supone que Δa no debe exceder el valor previamente asociado con la región del campo K :

$$\frac{\Delta a}{a_0} \leq 0,02 \quad (4.5)$$

Para convertir esta ecuación en un criterio de desplazamiento, tenemos que usar las curvas de flexibilidad con respecto al desplazamiento determinadas experimentalmente que relacionan la carga P con el desplazamiento v en función del tamaño relativo de grieta (a/W). De la expresión 4.4 tenemos:

$$v \frac{EB}{P} = f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (4.6)$$

Para carga constante tenemos:

$$\frac{\Delta v}{v} = \frac{\Delta v EB / P}{v EB / P} = \frac{f\left(\frac{a}{W} + \frac{\Delta a}{W}\right) - f\left(\frac{a}{W}\right)}{f\left(\frac{a}{W}\right)} \quad (4.7)$$

Como $\Delta a \ll a_0$ (recordemos la condición que $\Delta a \approx 0,02 a_0$), podemos escribir:

$$\frac{\Delta v_i}{v_i} = \frac{1}{f} \frac{df}{d(a_0 / W)} \left(\frac{\Delta a_0}{W} \right) = \frac{1}{f} \frac{df}{d(a_0 / W)} \cdot \frac{\Delta a_0}{a_0} \cdot \frac{a_0}{W} \quad (4.8)$$

Si hacemos: $H = \frac{a_0}{W} \cdot \frac{1}{f} \cdot \frac{df}{d(a_0 / W)}$, tenemos:

$$\frac{\Delta v_i}{v_i} = H \cdot \frac{\Delta a_0}{a_0} \quad (4.9)$$

resultando H como un factor de calibración experimental a partir de las curvas carga-desplazamiento en función de $\left(\frac{\Delta a_0}{W} \right)$ tenemos que:

$$\frac{\Delta v_i}{v_i} \leq 0,02 H \quad (4.10)$$

La limitación en la desviación de la linealidad puede expresarse en términos de la pendiente de la secante a partir del origen hasta la carga máxima P_p , según está trazada en la Figura 4.12 como el desplazamiento de este punto es P_p es $v_i + \Delta v_i$ tenemos:

$$\frac{v_i + \Delta v_i}{P_p} \leq \frac{v_i}{P_p} [1 + 0,02 H] \quad (4.11)$$

Para el rango de valores recomendados de $\frac{a_0}{W}$, que varían entre 0,45 a 0,55, encontramos que $0,02 H$ resulta ser 0,05 para la probeta de flexión como se presenta en la Figura 4.13.

Una vez realizado el ensayo y obtenido el diagrama P - v , se traza la secante de pendiente $\frac{1}{1,05} \cong 0,95$ veces de la pendiente de la zona lineal del inicio, desde el origen de coordenadas⁷. La intersección con la curva P - v determina la carga $P_{5\%}$.

⁷ A estos efectos no debe tenerse en cuenta la no linealidad que ocurre frecuentemente justo al comienzo del ensayo, debida a ajustes de la probeta y puntos de apoyo o mordazas, etc.

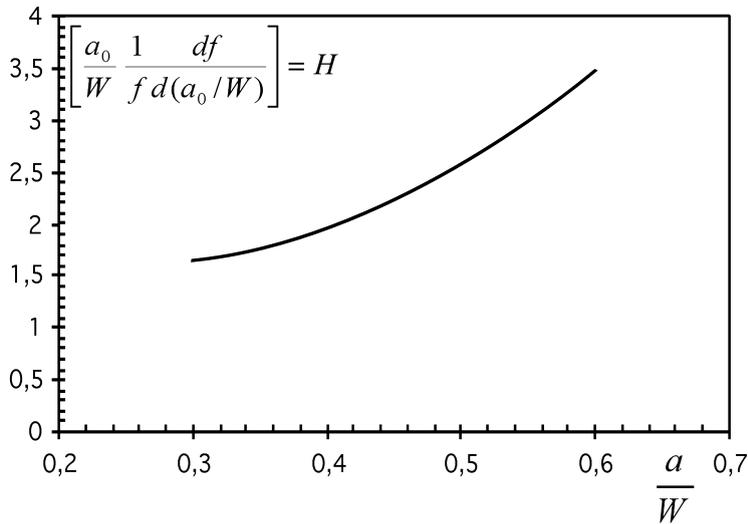


Figura 4.13

Variación del factor de calibración H , para la probeta de flexión

Las curvas P - v se ajustan a alguno de los tres tipos que contemplan las Normas ASTM o Europeas, representadas en la Figura 4.14. Si $P_{5\%}$ es superior a cualquier valor previo de la carga (caso I) se tomará $P_{5\%}$ como valor condicional de la carga crítica. Si existe un máximo de carga previo $P_{5\%}$ (casos II y III) se toma éste como P_Q . El caso III corresponde a la propagación inestable frágil de un material real y el caso I, a la fractura de un material dúctil y tenaz que admite propagación estable apreciable antes de alcanzar el punto crítico inestable. En el caso II, intermedio, ocurre un comienzo de propagación con «pop-in» que se continúa por un crecimiento estable antes de la fractura final. Para un mismo material, espesores crecientes conducen a un desplazamiento de las curvas del tipo I al tipo III, conforme se aproximan las condiciones de deformación plana.

Como ya se ha citado, una propagación estable importante es síntoma de que las condiciones del ensayo están lejos de los supuestos de la mecánica lineal de la fractura en condiciones de deformación plana. La Norma establece como criterio de validez del ensayo que la relación entre la carga máxima P_{max} y la carga crítica condicional, P_Q no sobrepase la relación 1,1. Si esta condición no se cumple, el ensayo es rechazable a los efectos de determinación de K_{IC} . En caso contrario se procede a la determinación de un factor crítico de intensidad de tensiones condicional, K_Q introduciendo P_Q en las ecuaciones indicadas 4.1 y 4.2. Si el valor de K_Q cumple las condiciones de espesor establecidas para el tamaño máximo de la zona plástica, el valor condicional K_Q se acepta definitivamente como K_{IC} válido del material. Si el ensayo es inválido por excesiva propagación estable o por excesiva zona plástica, lo que procede, a efectos de caracterizar un material para la medida de la tenacidad a fractura es iniciar una nueva serie de

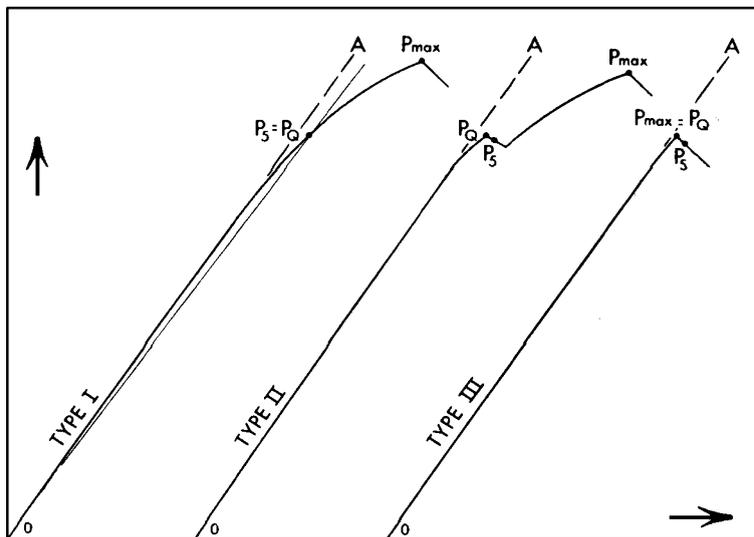


Figura 4.14

Tipos de curvas carga-desplazamiento de ensayos con distinto comportamiento

ensayos con probetas de espesor más grande; se recomienda ensayar espesores al menos 1,5 veces mayores que el espesor previo inaceptable.

4.2.8. *Discusión sobre la Aplicabilidad*

La cuestión clave sobre la validez del criterio para el K_{IC} es si en la práctica es tan importante como se presenta en este análisis. El valor de K_{IC} determinado a partir de la estricta aplicación de las Normas que se han estudiado en este Tema es una constante del material, sin ninguna duda. Si los criterios del ensayo no se aplican estrictamente, se pierde este carácter y no se obtienen valores consistentes.

Si necesitamos caracterizar un material para medir su tenacidad, de la misma manera como se determina el límite elástico o la resistencia mecánica en el ensayo de tracción, solamente podemos utilizar el dato del K_{IC} y consecuentemente si necesitamos que un material tenga una determinada tenacidad probada, solamente el valor de K_{IC} garantiza que tenemos un valor válido y aplicable al cálculo de estructuras.

Si no se siguen los criterios normalizados para la determinación de K_{IC} , el valor de K_Q no es una constante del material, ya que K_Q depende de la geometría, como se ha discutido en el Tema III. Cuando la probeta es pequeña, el valor de K_Q tiene poca aplicación y en todo caso puede ser útil si se trata de medir el comportamiento de una placa estructural que tiene el mismo espesor que la probeta utilizada.

Teniendo en cuenta que las estructuras no presentan un estado de deformación plana por razones de espesor insuficiente su resistencia a la propagación de

grietas no está determinada por K_{IC} . En estos casos la tenacidad real es normalmente mayor que K_{IC} y en cualquier caso el uso de K_{IC} representa un cálculo conservador del tamaño de grieta y de la tensión residual para dicha estructura.

Los materiales presentan en deformación plana valores de K_{IC} que van desde 1 a 7 MPa m^{1/2} para los polímeros hasta 25 a 120 MPa m^{1/2} para los aceros y metales de alta resistencia. Los aceros y metales de bajo límite elástico y alta ductilidad llegan a tener valores de tenacidad de fractura K_{IC} de hasta 200 MPa m^{1/2}, de manera que para alcanzar las condiciones de validez de deformación plana se requieren probetas con espesor de un metro aproximadamente y en este caso la caracterización de la resistencia al agrietamiento estará basada en mecanismos de fractura diferentes que el elástico-lineal del K_{IC} ; de esta manera se utilizarán el valor de $CTOD$ o la integral J que son objeto de estudio del próximo Tema 5, ya que aparte del hecho de la dificultad de caracterizar el valor de K_{IC} en estos materiales, no es usual su empleo. Esta es una de las limitaciones de la MFEL, que es aplicable solamente a materiales que a temperatura ambiente presenten una

relación $\frac{E}{\sigma_{ys}} < 200 \div 250$. A bajas temperaturas sin embargo, si tiene sentido

la aplicación de la MFEL, incluso en estos materiales ya que pueden apreciarse tenacidades bien bajas, como por ejemplo en los aceros las fracturas por clivaje y en este caso es interesante la aplicación de la MFEL para el análisis de la transición dúctil-frágil. También pueden presentar un alto interés los ensayos de las líneas de soldadura o zona afectada por la temperatura, aunque las materiales base sean de alta ductilidad, ya que en las zonas soldadas nos podemos encontrar con características de tenacidad bien distintas de los materiales base.

En la Figura 4.15 se pueden ver algunas probetas y en Tabla 4.1 se presentan un grupo de materiales con los valores típicos de tenacidad de fractura K_{IC} basados en datos válidos.

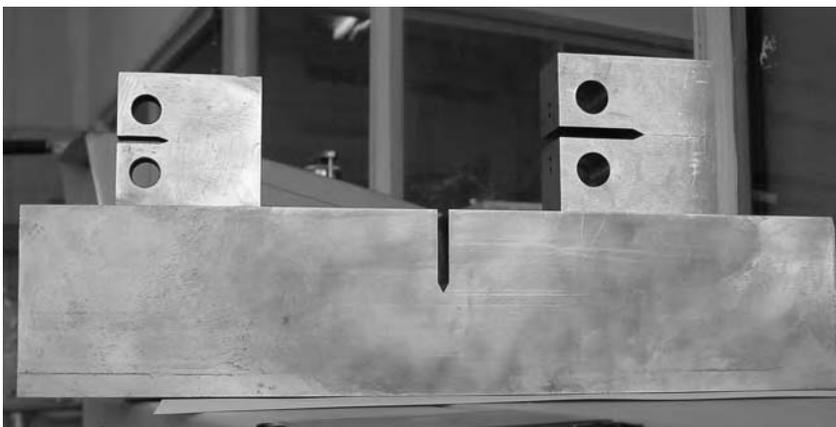


Figura 4.15

Diversas probetas, compactas y de flexión, la mayor de flexión tiene 40 mm de espesor

Tabla 4.1Datos típicos de K_{IC} de diversos materiales a temperatura ambiente

Material	Condición	σ_{ys} (MPa)	K_{IC} (MPa m ^{1/2})	Espesor min. (mm)
Acero				
Maraging 300	500°C 3 horas	1980	60	3
Maraging 250	500°C 3 horas	1500	100	12
40NiCrMo10	Revenido a 150°C	1850	50	2
	Revenido a 550°C	1200	120	25
A 533 B	Recipientes a presión	350	≈ 190	750
Al carbono	Baja resistencia	240	≈ 200	1750
D6 Herramientas	Forjado	1500	100	12
	Revenido a 450°C	1500	75	7
304	Solución	300	180	900
Titanio				
6Al-4V	($\alpha + \beta$) STA	1100	40	4
13V-11Cr-3Al	STA	1150	35	3
6Al-2Sn-4Zr-6Mo	($\alpha + \beta$) STA	1200	30	1,5
6Al-6V-2Sn	($\alpha + \beta$) STA	1100	40	3,5
4Al-4Mo-2Sn-0,5Si	($\alpha + \beta$) STA	950	70	13,5
Aluminio				
7075	T651	550	31	8
7079	T651	460	33	13
DTD 5024	Forjado-Longitudinal	500	43	18,5
	Transversal	480	15	2,5
2014	T4	450	30	12
2024	T3	400	34	18
Polímeros				
Nylon-6,6		90	5	
ABS		45	3	
Epoxy		60	0,6	
PET		11	5	
PVC mod.	Con goma	40	3,5	
Poliéster		30	0,6	
Cerámicas				
Vidrio		50 ¹	0,8	
Alúmina Al ₂ O ₃			4	
Magnesia MgO			3	
Carburo de silicio SiC			3,7	
Al ₂ O ₃ – 15% ZrO ₂			5	
Nitruro de silicio Si ₃ N ₄		450 ¹	6	
Dolomía			1,30	
Granito			0,9	
Hormigón			0,2	

¹ Valores de rotura.

4.2.9. Evaluación de la Tenacidad en Condiciones Dinámicas

Los valores de la tenacidad de fractura K_{IC} dependen de la temperatura y de la velocidad del ensayo. La temperatura tiene un efecto considerable en las propiedades del material en general y sabemos que tiene una importante influencia en la tenacidad de fractura. A bajas temperaturas el material presenta alto límite elástico que da origen a que la zona plástica del borde de grieta sea pequeña e incluso puede llegar a suceder que se den las condiciones de un comportamiento en deformación plana. Además de los efectos intrínsecos de la temperatura en la tenacidad hay un efecto indirecto debido a la dependencia del límite elástico en relación con la temperatura.

La transición dúctil-frágil de los aceros de construcción, que se evalúa con el ensayo de impacto Charpy, es bien conocida. Si realizamos ensayos de tenacidad de fractura K_{IC} encontraremos resultados similares.

En vista de los problemas experimentales de fractura se han hecho intentos de encontrar relaciones que permitan conocer los valores de tenacidad de fractura K_{IC} a partir de los ensayos de impacto Charpy y aunque parece sencillo y en algunos casos, como en el caso de niveles muy bajos de tenacidad, se han encontrado algoritmos que permiten conocer el valor de la tenacidad de fractura K_{IC} en función del valor de energía absorbida por la probeta de impacto Charpy, sin embargo, estos resultados son mediocres y apenas son tenidos en cuenta ya que el razonamiento es dudoso, puesto que la energía G_{IC} es el valor de la energía del primer infinitésimo del frente de crecimiento de la grieta.

Más sensible podría ser la correlación entre los valores de energía de impacto Charpy y los valores de fractura en condiciones dinámicas.

Los valores de tenacidad disminuyen cuando se aplican velocidades de carga elevadas, como se puede ver en el esquema de la Figura 4.16 en la que observamos que la temperatura de transición, aplicando una velocidad de carga baja es mejor que con alta velocidad. De hecho se pueden alcanzar en algunos casos un valor pico del 25% superior cuando se realizan en forma estática.

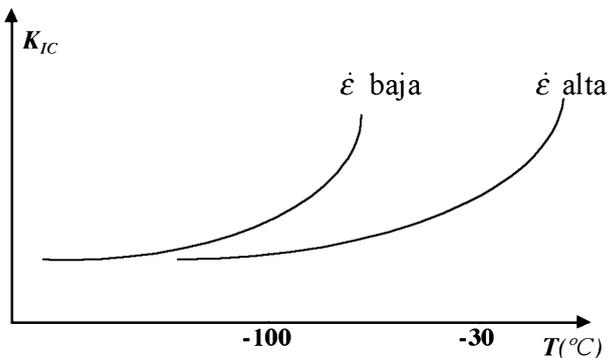


Figura 4.16

Efecto de la velocidad de carga en la tenacidad

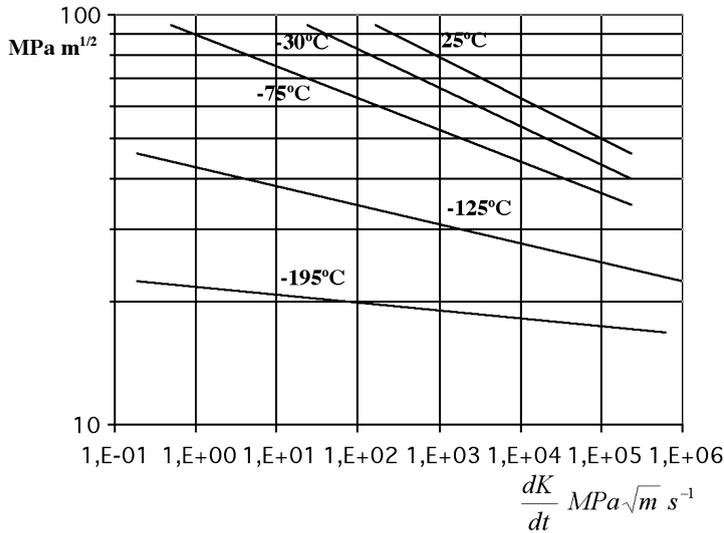


Figura 4.17

Influencia de la velocidad de carga y de la temperatura en la tenacidad de fractura del acero 20Mo5

Una cierta información sobre la influencia de las cargas dinámicas puede obtenerse de los ensayos de impacto Charpy, cuando se desarrollan ensayos para la evaluación de la temperatura de transición dúctil-frágil aunque, puesto que en muchas estructuras metálicas se dan situaciones de aplicación de cargas con alto carácter de instantaneidad, sería conveniente conocer el valor de la tenacidad de fractura K_{IC} en esas mismas condiciones, para que los diseños de esos elementos estructurales se puedan realizar en mejores condiciones de seguridad al conocer el comportamiento de los materiales en la aplicación de cargas dinámicas.

Por otra parte, aun cuando se alcance la condición crítica en un punto de una estructura en condiciones de carga estática, sin embargo, la propagación inestable ocurre en régimen dinámico y la tenacidad en esas condiciones es un dato muy conveniente para el diseño de las estructuras en que la parada de grieta se produce en puntos de seguridad para evitar el fallo catastrófico de toda la estructura.

Se consideran ensayos dinámicos a los correspondientes a una velocidad de impacto, es decir en torno a $\frac{dK}{dt} = 10^5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ s}^{-1}$ es decir 10^5 veces más

que las velocidades de carga que consideramos en régimen estático. En la Figura 4.17 podemos ver los valores de tenacidad de fractura K_{IC} en función de la temperatura y de la velocidad de carga para un acero especificado. Al valor de tenacidad de fractura K_{IC} medido en esas condiciones se le conoce como K_{Id} .

Existen diversos métodos para la medida experimental de K_{Id} . El más utilizado es el del péndulo Charpy instrumentalizado y la fuerza se registra en función del tiempo en un osciloscopio, el cual inicia la lectura cuando la maza del péndulo intercepta un rayo luminoso de una fotocélula, justamente antes del impacto con la probeta.

Tema 5

Mecánica de Fractura Elasto-Plástica

5.1. Introducción

La mecánica de fractura elástica lineal (MFEL) es válida únicamente si la deformación no-lineal está limitada a una pequeña región alrededor del frente de grieta. Es muy difícil caracterizar algunos materiales, mediante la MFEL y en este caso se aplica la mecánica de fractura elasto-plástica (MFEP), que admite deformaciones grandes antes de la fractura (fundamentalmente en el frente de grieta) que sean en general no-lineales, plásticas en el caso de los aceros, visco-plásticas como en el caso de los polímeros termoplásticos.

En lo que sigue contemplaremos el estudio de los dos parámetros fundamentales de este análisis que son: la apertura del frente de grieta ($CTOD^1$) y la integral de contorno J , que describen la situación en el frente de grieta y pueden ser usados como criterio de fractura. La determinación de los valores críticos $CTOD_C$ y J_C presentan menores restricciones de espesor que la tenacidad de fractura K_{IC} , ya que de hecho casi siempre estamos en condiciones de tensión plana.

5.2. El desplazamiento de la apertura del frente de grieta

Cuando en el año 1961, Wells realizaba ensayos de caracterización de aceros estructurales para determinar el parámetro K_{IC} , veía que estos materiales de alta tenacidad presentaban grandes inconvenientes para la caracterización de los valores de tenacidad a fractura y observó que la grieta se enromaba en su frente, de forma que cuando mayor era este enromamiento la tenacidad del material era mayor. De esta manera intuyó el interés de caracterizar la medida de la apertura del frente de grieta como una medida de la tenacidad de estos materiales de alta tenacidad.

¹ CTOD = crack tip opening displacement.

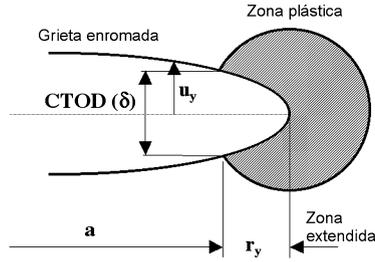


Figura 5.1
Grieta enromada y CTOD (δ)

Wells se dio cuenta de que las caras de las grietas se deformaban antes de la fractura ya que se producía un enromamiento de su frente, tanto mayor cuanto mayor era la tenacidad del material ensayado. De esta manera Wells propone que la grieta es susceptible de propagarse cuando el desplazamiento en el frente de grieta alcanza un valor crítico.

Como consecuencia del efecto de plastificación se produce un enromamiento del frente de grieta, como se puede ver en las Figuras 5.1 y 5.2, en las cuales queda definido gráficamente el parámetro *CTOD*. El análisis de Wells relaciona el valor de *CTOD* con el factor de intensidad de tensiones, considerando la plastificación del frente de grieta. Para ello resolvemos el valor del desplazamiento, con la consideración de que el valor efectivo de la grieta es $a + r_y$ como en la solución de Irwin. El valor del desplazamiento se encuentra estudiado en el Tema 3, en el planteamiento tensional, ecuación 3.10:

$$u_y = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 - 2 \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \quad (5.1)$$

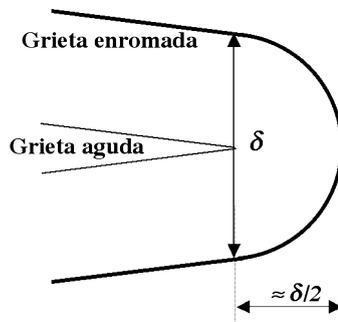


Figura 5.2
Enromamiento (blunting) casi circular, plástico, no recuperable, típico de una propagación estable

que para las condiciones actuales $r = r_y$ y $\theta = \pi$ tenemos:

$$u_y = \frac{\kappa + 1}{2\mu} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (5.2)$$

y con la corrección de Irwin $r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2$ de la zona plástica para las

condiciones de tensión plana, podemos calcular el valor del parámetro *CTOD* y relacionarlo con la tasa de liberación de energía *G*, de forma que:

$$\delta = CTOD = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E\sigma_{ys}} = \frac{4}{\pi} \frac{G}{\sigma_{ys}} \quad (5.3)$$

Wells establece que el parámetro *CTOD* es un parámetro apropiado para la caracterización del frente de grieta cuando la MFEL no es adecuada. Esta afirmación se confirmó correcta varios años más tarde, cuando se estableció una relación entre *CTOD* y la integral *J*.

Alternativamente también podemos realizar un análisis con el modelo de la aproximación de Dugdale, cuando la zona plástica esta modelizada mediante unas tensiones que cierran los extremos de la grieta, como se ha visto anteriormente. A partir de la ecuación 3.47 de la corrección de Dugdale y de acuerdo con la definición, *CTOD* en una placa infinita, sometida a una tensión remota, tenemos que:

$$\delta = \frac{8\sigma_{ys}a}{\pi E} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right) \quad (5.4)$$

El desarrollo del término *ln sec* nos da:

$$\delta = \frac{8\sigma_{ys}a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right)^4 + \dots \right] \quad (5.5)$$

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} E} \left[1 + \frac{1}{6} \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right)^2 + \dots \right]$$

lo que nos da:

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} E} = \frac{G}{\sigma_{ys}} \quad (5.6)$$

que difiere ligeramente de 5.3.

El modelo de Dugdale asume que se dan las condiciones de tensión plana y de que el material tiene un comportamiento elasto-plástico lineal sin endurecimiento (polímeros termoplásticos). La relación real entre *CTOD*, K_I y G depende del estado de tensiones y del endurecimiento por deformación. La forma más general de relación puede expresarse de la siguiente forma:

$$\delta = \frac{K_I^2}{m \sigma_{ys} E} = \frac{G}{m \sigma_{ys}} \quad (5.7)$$

donde m es una constante, confirmada por el cálculo numérico con elementos finitos, que varía entre 1,0 para tensión plana y 2,0 para deformación plana.

El valor de *CTOD* puede variar desde valores muy pequeños (0,001 mm), en materiales frágiles, i.e. un material que tenga $\sigma_{ys} = 1000 \text{ MPa}$; $K_{IC} = 14 \text{ MPa m}^{1/2}$,

donde $\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} E} = \frac{14^2}{1000 \cdot 200000} = 0,001 \text{ mm}$, hasta 1 a 3 mm en materiales tenaces.

5.2.1. Determinación de la Apertura del Frente de Grieta *CTOD*

La gran mayoría de las medidas de laboratorio, para la determinación del *CTOD*, han sido realizadas en probetas de flexión², apoyada en tres puntos, con la configuración y medidas que se han presentado en la Figura 4.1. Actualmente se mide el desplazamiento v en el comienzo de la entalla, y el valor de *CTOD* se establece como si las dos partes de la probeta de flexión fueran rígidas y rotaran sobre una bisagra como se presenta en la Figura 5.3 con el centro de rotación a la distancia $r(W-a)$; se supone que los bordes de la grieta permanecen rectos. El

² Las Norma más tradicional en la evaluación del *CTOD* es la BS 7448: Part 1: 1991 – «Method for determination of K_{IC} , critical *CTOD* and critical J values of metallic materials», además tenemos las normas ASTM E 1290-99 «Test method for Crack-Tip-Opening-Displacement (*CTOD*) Fracture Toughness Measurement y E 1820-99a Standard Test Method for Determination of Fracture Toughness. La Institución «European Structural Integrity Society», tiene normalizado un Procedimiento que podríamos considerar como Norma de nivel Europeo: P2-92: ESIS «Procedure for Determining the Fracture Behavior of Materials».

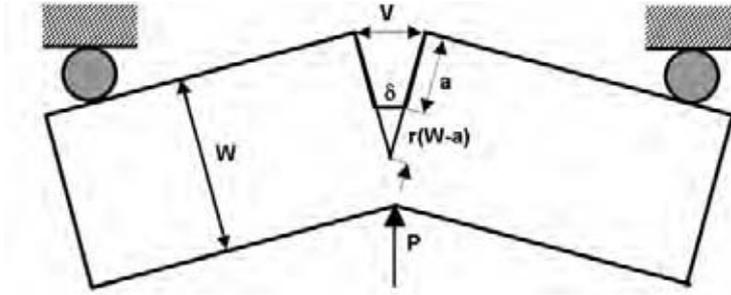


Figura 5.3

El modelo de bisagra para la estimación de δ

factor rotacional r se debe determinar experimentalmente, estimando el valor de $CTOD$ a partir de la construcción de triángulos semejantes:

$$\frac{\delta}{r(W-a)} = \frac{V}{r(W-a)+a} \quad \Rightarrow \quad \delta = \frac{r(W-a)V}{r(W-a)+a} \quad (5.8)$$

El modelo de bisagra es inadecuado, si la mayor parte de las deformaciones son de naturaleza elástica, consecuentemente los métodos normalizados para la evaluación del $CTOD$ tienen en cuenta las componentes elásticas y plásticas del desplazamiento. En la Figura 5.4 se presenta la típica curva que se obtiene entre la carga y el desplazamiento que es muy parecida a una curva de tensión-deformación: inicialmente es lineal pero se desvía de la linealidad como consecuencia

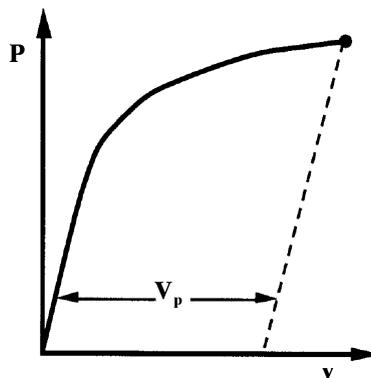


Figura 5.4

Determinación de la componente plástica a partir del desplazamiento en la boca

de la deformación plástica y la línea de puntos representa la situación después de cesar la carga. El valor de *CTOD* está dado por:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2}{m \sigma_{ys} E'} + \frac{r_p (W - a) V_p}{r_p (W - a) + a} \quad (5.9)$$

Los subíndices *el* y *pl* significan las componentes elástica y plástica respectivamente. El factor de intensidad de tensiones K_I se toma de las fórmulas que se pueden encontrar en la Tabla 3.1 del Tema 3 para el valor de la carga máxima. El factor plástico rotacional, r_p , es aproximadamente³ 0,44 para las probetas y los materiales típicos ensayados.

$$\delta = \frac{K_I^2}{m \sigma_{ys} E'} + \frac{0,44 (W - a) V_p}{0,44 (W - a) + a} \quad (5.10)$$

Recomendamos ver detalles adicionales sobre la determinación del *CTOD* en la Norma BS 7448 o en la Norma ASTM E 1290.

5.2.2. Diseño Basado en el Parámetro *CTOD*

El concepto de *CTOD* se aplicó por primera vez a los aceros de uso estructural al final de los años 60. La British Welding Research Association (actualmente conocida como The Welding Institute) y otros laboratorios promovieron el uso del ensayo *CTOD* en aceros de construcción y en soldaduras.

En el año 1971 Burdekin y Dawes desarrollan la curva de diseño *CTOD*, basada originalmente en la idea de Wells. Para las condiciones elástico-lineales, la Mecánica de Fractura estaba bastante bien desarrollada, pero para las condiciones elasto-plásticas o totalmente plásticas no existe hasta el final de los años 70 una teoría suficientemente consolidada. Wells sin embargo, sugiere que la deformación global se escale linealmente con el *CTOD* bajo condiciones de plastificación a gran escala.

Burdekin y Dawes se basan en la relación existente entre la fuerza motriz elasto-plástica en la sugerencia de Wells y la correlación empírica entre los ensayos de *CTOD* a pequeña escala y ensayos de grandes placas doblemente entalladas, fabricadas con el mismo material.

La correlación dio origen a la curva de diseño en *CTOD* que se presenta esquemáticamente en la Figura 5.5. El valor crítico de *CTOD* es adimensional por el cociente entre el valor de la semigrieta, *a*, de la placa y se presenta en el eje de ordenadas del gráfico. Este valor está representado en función de la deformación

³ BS 7448-91, probeta de flexión con factor 0,4 y 0,46 en probeta compacta.
ASTM 1290-99, probeta de flexión con factor 0,44 y probeta CT con factor 0,46+0,47.

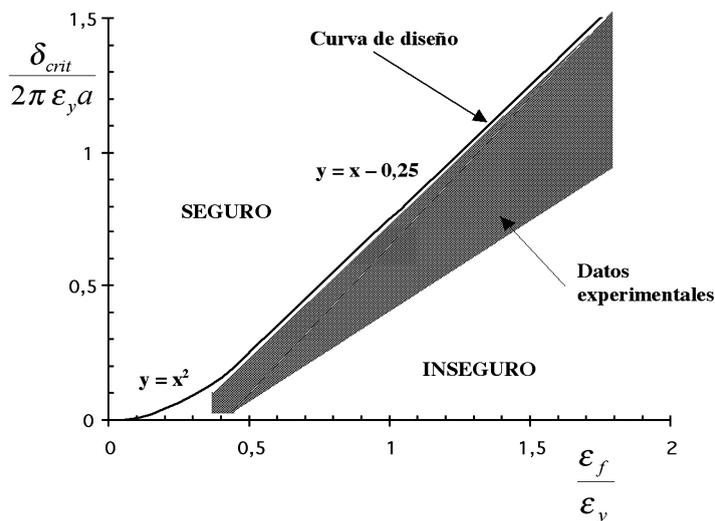


Figura 5.5
Curva de diseño basada en *CTOD*

en el momento del fallo a gran escala de la placa, ϵ_f , normalizada por el cociente con el valor de la deformación en el límite elástico, ϵ_y .

Burdekin y Dawes proponen la siguiente relación:

$$\Phi = \frac{\delta_{crit}}{2\pi \epsilon_y a} = \left(\frac{\epsilon_f}{\epsilon_y} \right)^2 \quad \text{para } \frac{\epsilon_f}{\epsilon_y} \leq 0,5 \quad (5.11)$$

$$\Phi = \frac{\delta_{crit}}{2\pi \epsilon_y a} = \frac{\epsilon_f}{\epsilon_y} - 0,25 \quad \text{para } \frac{\epsilon_f}{\epsilon_y} > 0,5 \quad (5.12)$$

donde Φ es el *CTOD* adimensional. La ecuación 5.12 que se deriva de la teoría de la MFEL, incluye un factor de seguridad de 2 en el tamaño de grieta. Esta ecuación nos permite reconocer la frontera entre las zonas inseguras y seguras como curva de diseño.

Esta curva de diseño *CTOD* ha sido incorporada al documento de análisis British Standard PD 6493⁴ en el año 1980 y representa un criterio conservador de análisis. Este documento tiene defectos de diversos tipos y formas que permiten encontrar un valor equivalente de la grieta \bar{a} .

⁴ British Standard PD-6493: 1991, Guidance on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures.

Posteriores estudios de Kamath, repitiendo con distintas probetas, dan resultados bien distintos de la curva de diseño, aunque la curva de diseño fue conservadora en la mayor parte de los casos, con coeficientes de seguridad muy dispersos desde 1,9 hasta 10. Con esta dispersión el concepto de coeficiente de seguridad tiene poco valor y corresponde a una confianza del 97,5%. Esto es, en el fondo este diseño no es bueno y el *CTOD* pasa a tener un valor cualitativo.

Resulta también de interés la determinación de la curva δ -*R*, como se describe en la norma ASTM y en los procedimientos Europeos ya citados. La curva δ -*R* consiste en dibujar el valor de δ versus la extensión de la grieta. Para dibujar la curva δ -*R* se debe utilizar el procedimiento numérico adecuado sobre la curva de resistencia y el cálculo puede efectuarse para cualquier punto a lo largo de la carga versus el desplazamiento *v* dentro del campo plástico.

La máxima capacidad de δ para una probeta está dada por: $\delta_{\max} = \frac{b_0}{20}$

y la máxima capacidad de extensión de grieta para una probeta está dada por: $\Delta a_{\max} = 0,25b_0$, siendo b_0 la distancia a partir del frente de la grieta original, hasta el fondo de la probeta, es decir: $b_0 = W - a_0$.

Los valores de la longitud de la grieta se calculan usando las ecuaciones de flexibilidad descritas para cada probeta (flexibilidad de la probeta en función de la longitud de la grieta presente). Los valores de δ y los correspondientes de la extensión de la grieta se deben representar como la curva δ -*R* típica que se presenta en la Figura 5.6, estableciendo la región enmarcada entre los ejes de coordenadas y los límites de Δa_{\max} y δ_{\max} respectivamente, como se ve en la Figura 5.6.

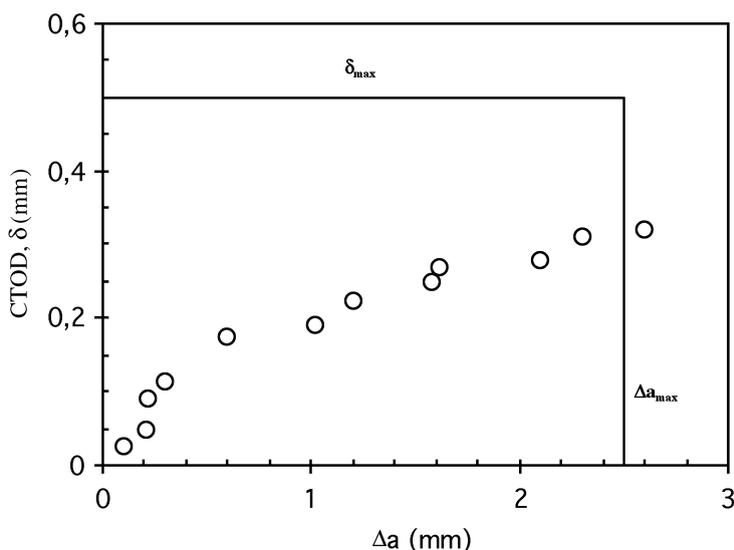


Figura 5.6
Curva típica δ -*R*

5.3. La integral J

5.3.1. Principios

En el caso de aparecer una plasticidad apreciable en el frente de grieta, el análisis de la Mecánica de Fractura Elástica-Lineal es limitado y si se produce una importante plasticidad, la resistencia al avance de la grieta G , como expresión de la energía no puede ser determinada por la formulación propuesta hasta ahora, ya que G está afectada por la zona plástica del frente de grieta.

No existen soluciones para el comportamiento elasto-plástico; sin embargo, en 1968 Rice proporcionó las bases para extender la metodología de la Mecánica de Fractura, más allá de los límites de la MFEL, atendiendo a la necesidad de disponer de un criterio de fractura aplicable a situaciones donde existan fenómenos de plastificación importantes y que además sea directamente aplicable en el diseño. Rice propuso la integral J como sustitutiva de la G de Griffith.

La integral de contorno J , como expresión matemática, existe desde comienzos del Siglo xx como parámetro de caracterización mecánica en el comportamiento de materiales elásticos no lineales. En su aplicación a la Mecánica de Fractura representa la liberación energética, que bajo un estado de tensión determinado, acompañaría a la propagación de la grieta una fracción da , aun cuando la plasticidad en el frente de grieta fuera apreciable.

Para un cuerpo elástico podemos definir la función de densidad de energía por unidad de volumen, según la expresión general:

$$W = W(\epsilon_{mn}) = \int_0^{\epsilon_{mn}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad (5.13)$$

donde: σ_{ij} y ϵ_{ij} son los tensores de tensión y deformación respectivamente.

En la Figura 5.7 se puede ver esquemáticamente el comportamiento de un material no lineal y de un material elástico lineal. La evaluación de la energía

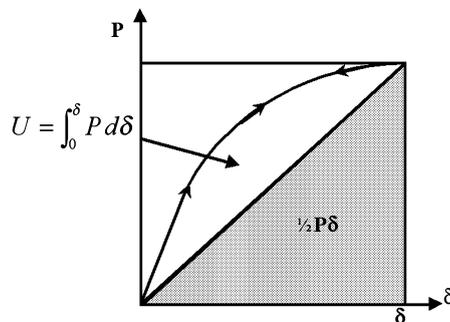


Figura 5.7

Representación esquemática de la curva tensión-deformación de un material con comportamiento lineal y otro no lineal

por unidad de volumen para el material elástico lineal es bien simple y corresponde al área del triángulo representada:

$$U = \int_0^{\delta} P d\delta = \frac{1}{2} P \cdot \delta \Rightarrow W = \frac{\text{energía}}{\text{volumen}} = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon = \frac{1}{2} \sigma \cdot \epsilon \quad (5.14)$$

Ahora bien cuando consideramos el material elástico no lineal la expresión de energía $U_{no-lineal} > U_{lineal} = \frac{1}{2} P \delta$, se almacena ahora mayor cantidad de

energía elástica y queda menor energía para la propagación.

Los materiales elasto-plásticos, como los metales y los polímeros, cuando desarrollan plasticidad en una extensión muy grande a partir del frente de grieta se comportan de esta manera, independientemente de que al cesar la tensión, descarguen por rama elástica. De hecho una de las teorías importantes de estudio de la plasticidad, la de las deformaciones totales, hace exactamente este mismo tratamiento y maneja las mismas ecuaciones. Para un análisis preliminar podemos recordar de nuevo el balance de energía de Griffith:

$$U_{\text{fuerzas exteriores}} = U_{\text{elástica}} + U_{\text{para propagar la grieta}}$$

Definiendo J como:

$$J = \frac{dU_{\text{propagar la grieta}}}{dA_{\text{area de grieta creada}}} = \frac{d(U_{\text{fuerzas exteriores}} - U_{\text{elástica}})}{dA}, \text{ donde } U_{\text{elástica}} = \int_0^{\delta} P d\delta;$$

con las dos formas de crecimiento de grieta: propagación con carga constante y propagación con desplazamiento constante, como se esquematiza en los diagramas de esfuerzo-desplazamiento de la Figura 5.8. En estos dos casos se cumplirá:

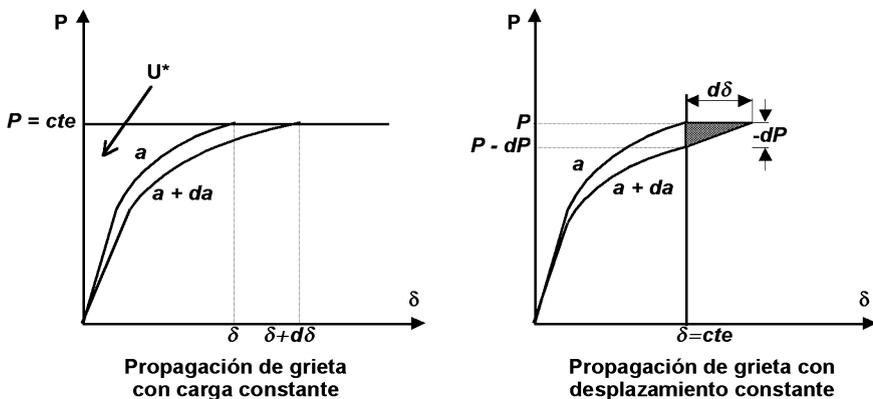


Figura 5.8

Esquema de propagación de grieta con carga constante y con deformación constante

—**Propagación con grieta a carga constante**

$$U_{\text{fuerzas exteriores}} = P \cdot \delta \quad \Rightarrow \quad J = \frac{dU^*}{dA} = \frac{d}{dA} \left(\int_0^P \delta dP \right) \quad (5.15)$$

Unidad de espesor⁵ $dA = l \cdot da$

$$J = \frac{\partial}{\partial a} \left(\int_0^P \delta dP \right) = \int_0^P \left(\frac{\partial \delta}{\partial a} \right)_P dP \quad (5.16)$$

—**Propagación de grieta con $\delta = \text{constante}$**

$$U_{\text{fuerzas exteriores}} = 0 \quad \Rightarrow \quad J = \frac{d}{dA} (0 - U_e) \quad (5.17)$$

Unidad de espesor $dA = l \cdot da$

$$J = \frac{\partial}{\partial a} \left(- \int_0^\delta P d\delta \right) = - \int_0^\delta \left(\frac{\partial P}{\partial a} \right)_\delta d\delta \quad (5.18)$$

gráficamente se puede ver que en ambos casos, las ecuaciones 5.16 y 5.18, son prácticamente iguales, salvo en un infinitésimo de segundo orden, que correspondería a la energía del área del triángulo de lados $d\delta$ y dP siendo por lo tanto $= - \frac{1}{2} d\delta \cdot dP$ y por supuesto en un material elástico lineal en Modo I,

$J = G$ o sea:

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad (5.19)$$

donde $E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad \Rightarrow \quad \text{Deformación plana}$

$E' = E \quad \Rightarrow \quad \text{Tensión plana}$

⁵ Es importante recordar que el área está definida en términos del área de la grieta, no de la longitud de la grieta.

Es muy importante destacar que cuando se aplica el concepto de J a los materiales elasto-plásticos, hay que recordar que la tasa de liberación de energía G se define normalmente como la energía potencial que se libera de una estructura cuando la grieta crece en un material elástico y sin embargo, gran parte de la energía de deformación absorbida por un material elasto-plástico no es recuperable (trabajo plástico irreversible), porque se ha empleado en la propia plastificación de una zona importantísima del material. De ahí se infiere que en general $J \gg G$. Por lo tanto el concepto de liberación de energía tiene, en los materiales elasto-plásticos, una interpretación algo distinta, ya que más que definir la energía liberada cuando la grieta crece, la ecuación 5.16 relaciona J con la diferencia de la energía absorbida del elemento por probetas con tamaños de grieta muy próximos. La distinción es importante solamente cuando la grieta crece.

La definición de tasa de liberación de energía de J es útil para materiales elasto-plásticos cuando se aplica de una forma adecuada.

5.3.2. Definición de la Integral J

La integral parte de una expresión establecida en el estudio de materiales elásticos no lineales en la Mecánica de Medios Continuos o Elasticidad a principios del Siglo xx que expresa para cualquier medio continuo sólido, sin ninguna grieta o defecto, la diferencia entre el trabajo de las fuerzas exteriores y la energía elástica acumulada a lo largo de un camino o curva Γ . Dicha integral es nula en cualquier contorno cerrado sin singularidades en su interior y su expresión en un elemento tipo placa sometido a un estado tensional plano es de la forma:

$$J = \int_{\Gamma} T_i u_i ds - \int_A w dA \quad (5.20)$$

siendo: $w = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$ la energía por unidad de volumen y $T_i = \sigma_{ij} \eta_{ij}$ el vector tracción.

En su aplicación a la Mecánica de Fractura, y de acuerdo con el balance de Griffith, la nueva función que expresa la tasa de liberación de energía $\frac{dU}{dA_f}$ al crecer una grieta un área A_f viene dada por la derivación de la expresión (5.20) a lo largo de un contorno cerrado que englobe o contenga el frente de grieta y toda la zona del material que sea no lineal, es decir que plastifica.

$$J = \frac{dU}{dA_f} = \frac{d}{1 \cdot da} \left[\int_{\Gamma} T_i u_i ds - \int_A w dA \right] \quad (5.21)$$

Aplicando a esta expresión teoremas integrales (teorema de la divergencia) el principio de los trabajos virtuales, y el de derivación total $\frac{d}{da} = \frac{\partial}{\partial a} - \frac{\partial}{\partial x}$

la expresión J se hace aplicable a la Mecánica de Fractura.

De una forma general, es posible definir una integral lineal, J , en cualquier curva Γ que rodee el frente de grieta, comenzando desde la superficie inferior de la grieta y terminando en la parte superior, como se presenta en la Figura 5.9, expresándose de la siguiente forma:

$$J = \int_{\Gamma} \left[W dy - T \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right] \quad (5.22)$$

donde W es la densidad de energía de deformación: $W = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$, cuando la curva es atravesada en dirección contraria a las agujas del reloj, siendo s la longitud del arco y $T \equiv \sigma_{ij} n_j$ es el vector de tracción en Γ de acuerdo con un vector unidad externo \mathbf{n} (con dirección coseno n_j) normal a la curva Γ y u_i son los desplazamientos de cada punto en las tres direcciones del espacio. Cuando Γ es idéntico a Γ_1 contorno de la propia grieta $T = 0$ porque la superficie libre de la grieta no puede soportar la tensión normal a ella, y por lo tanto $J = -\frac{dU^*}{da}$ (J será idéntico a la tasa de liberación de energía G para condiciones elástico lineales).

Se puede demostrar, mediante el teorema de la divergencia, que la diferencia ($J_1 - J_2$) para dos curvas Γ_1 y Γ_2 que rodean la zona plástica es cero y la conclusión es que cualquiera que sea el camino, la integral J , igual a la energía potencial cuando se extiende la grieta una cantidad da , es independiente del camino recorrido.

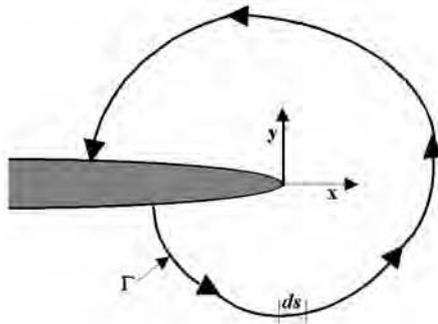


Figura 5.9

Contorno arbitrario alrededor del frente de grieta

5.3.3. Campos o singularidad HRR⁶

J además de un parámetro energético, es también un parámetro tensional y deformacional. Hutchinson por un lado, y Rice y Rosengren, independientemente, postularon que J define de forma biunívoca el estado σ_{ij} y de ε_{ij} de forma que J permite caracterizar las condiciones del frente de grieta de un material elástico no lineal. Hutchinson evaluó tanto las condiciones de tensión plana como de deformación plana, mientras que Rice y Rosengren consideraron solamente las condiciones de deformación plana. Ambos trabajos que se publicaron en el mismo número del *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, postulan que la tensión y deformación varían en función de $1/r$ cerca del frente de grieta.

Consideremos un material elasto-plástico con una curva de tensión-deformación que puede ser representada mediante la ecuación de Ramberg-Osgood:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (5.23)$$

donde σ_0 es un valor de tensión de referencia que es usualmente igual al límite elástico, $\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E}$, α es una constante adimensional y n es el exponente de endurecimiento de Ramberg-Osgood, y se obtiene mediante la regresión doblemente logarítmica de la zona plástica en el diagrama de tensión-deformación. Si la deformación lineal es pequeña con respecto a la deformación no lineal, se puede contemplar una versión simplificada de la ecuación 5.23:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (5.24)$$

En la ecuación 5.22 hemos definido la integral J donde Γ es un camino de contorno arbitrario, alrededor de la grieta. Por lo tanto estaría permitido tomar un contorno circular de radio r desde el frente de grieta. Para este contorno la integral puede describirse de la siguiente forma:

$$J = \int_{-\pi}^{\pi} \left[W \cos \theta - T \frac{\partial u}{\partial x} \right] r d\theta \quad (5.25)$$

⁶ Las singularidades Hutchinson, Rice y Rosengren.

donde θ es el ángulo de coordenadas polares y W , T y $\frac{\partial u}{\partial x}$ dependen de r y θ .

La expresión de $W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$ nos indica que la dimensión de W es $\sigma_{ij}\varepsilon_{ij}$.

La tracción T tiene dimensión de tensión y $\frac{\partial u}{\partial x}$ tiene la dimensión de una de-

formación. Por lo tanto $T \frac{\partial u}{\partial x}$ tiene también una dimensión $\sigma^i \varepsilon^j$. Como la integral

es independiente del camino, tendrá el mismo valor independientemente del valor de r , radio del contorno. Consecuentemente, el integrando no depende de r . Por lo tanto, el radio r en la ecuación 5.25 debe cancelarse y el valor entre paréntesis es proporcional a $\sigma_{ij}\varepsilon_{ij}$.

Haciendo uso de la relación tensión-deformación se concluye que:

$$\sigma(r) = \frac{k_1}{r^{n+1}} \quad \text{y} \quad \varepsilon(r) = \frac{k_2}{r^{n+1}} \quad (5.26)$$

donde k_1 y k_2 son constantes de proporcionalidad. Estas ecuaciones 5.26 ilustran las singularidades, denominadas singularidades HRR, en referencia a sus autores, de la tensión y deformación en el caso de el comportamiento elasto-plástico no lineal. Los metales tienen normalmente valores de n entre 3 a 13 y en el caso de que $n = 1$ (comportamiento lineal elástico) las ecuaciones 5.26 se reducen a

$$\sigma(r) = \frac{k_1}{\sqrt{r}} \quad \text{y} \quad \varepsilon(r) = \frac{k_2}{\sqrt{r}}$$

que son coherentes con las soluciones encontradas en la MFEL, en que $\sigma = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}$. Aparentemente la singularidad de tensión

es más débil, que en el caso elástico lineal, pero la singularidad de deformación es más fuerte.

Sobre la base de estos resultados, la integral de la ecuación 5.25 proporciona una relación única entre J y campo de tensión-deformación del frente de grieta y la inversa de la ecuación 5.25 nos da las tensiones y las deformaciones del frente de grieta en términos de J :

$$\sigma_{ij} = k_1 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \quad (5.27)$$

$$\varepsilon_{ij} = k_2 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \quad (5.28)$$

Con las condiciones de contorno adecuadas resulta ser:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (5.29)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{J}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (5.30)$$

donde la constante I_n depende de n , y $\tilde{\sigma}_{ij}$ y $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ son adimensionales, funciones de n y de θ . En la Figura 5.10 podemos ver el valor de la función I_n para las condiciones de deformación y tensión planas respectivamente.

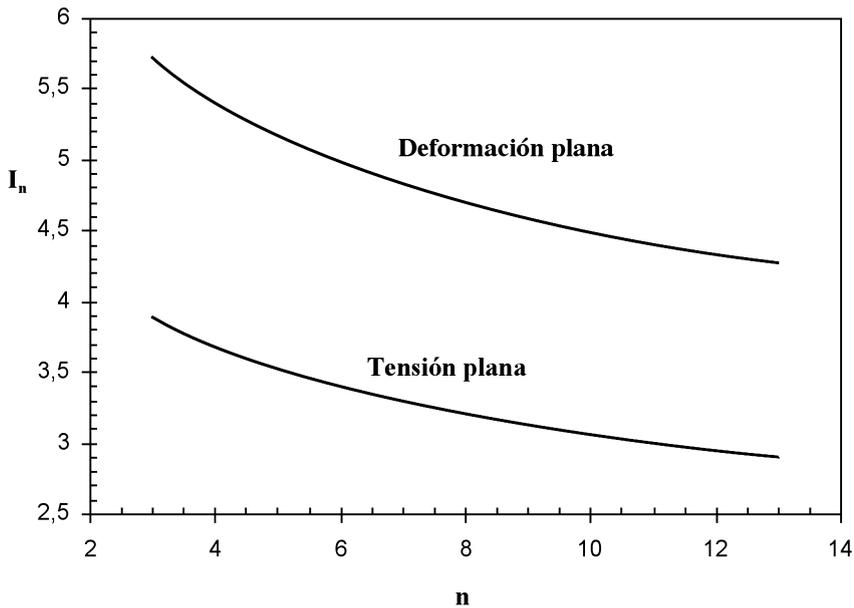


Figura 5.10

Efecto del exponente de endurecimiento en la constante de integración de las singularidades HRR

Estas soluciones son algo artificiales, ya que las condiciones de contorno están especificadas a través de la integral J , sin embargo, proporcionan el campo de tensiones en el frente de grieta en un material elástico no lineal, lo que

demuestra que J no es solo un parámetro de energía sino también un parámetro de tensiones aunque no como el parámetro K , ya que J es dependiente del material a través del exponente n .

Las condiciones de similitud para la extensión de la grieta, determinadas por K y J se pueden ver en la Figura 5.11. En la elasticidad lineal, el tamaño de la zona plástica tiene que ser pequeño con respecto a la región en la cual el campo de tensión está esencialmente dominado por K . En tal caso el tamaño de la zona plástica está determinado por K , todas las tensiones y deformaciones en el campo de la zona plástica y, por lo tanto todos los fenómenos en el marco de la zona plástica se determinan por K . De la misma manera que K , significa igual zona plástica para el mismo campo de tensiones, dos grietas están la misma situación si tienen igual K .

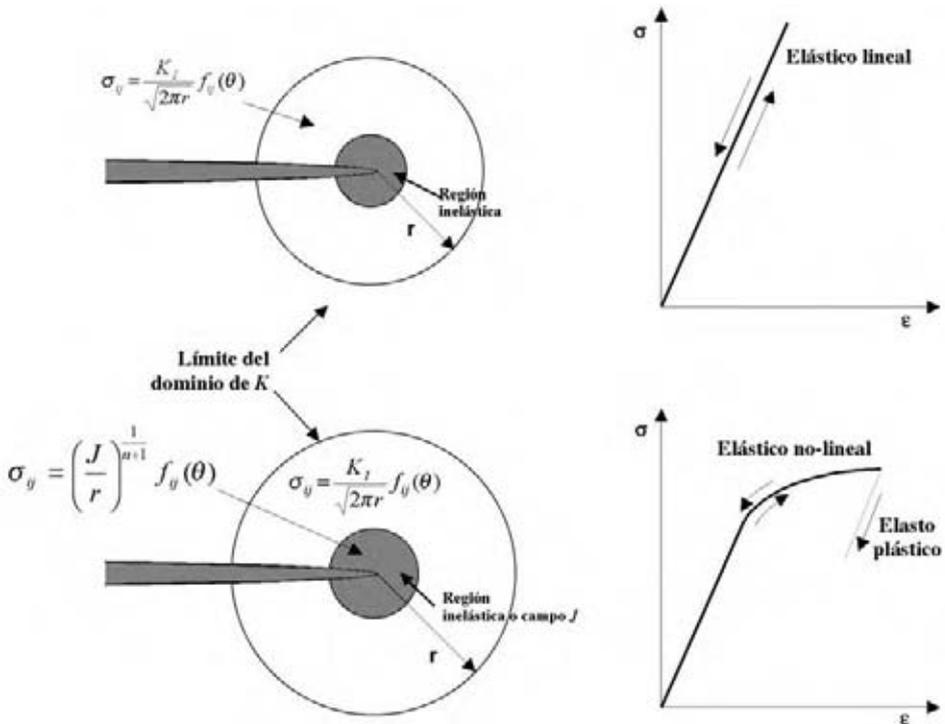


Figura 5.11
Condiciones de similitud

Observamos que el campo HRR posee la misma anomalía aparente como la singularidad de la MFEL, en ambos casos se deducen tensiones infinitas cuando $r \rightarrow 0$. No queda más remedio que postular que el enromamiento en el frente de

grieta cambia las condiciones cuando $r \rightarrow 0$, puesto que obviamente $\sigma_{xx} \rightarrow 0$ y $\sigma_{yy} \neq \infty$. Todo el análisis de HRR está basado en la teoría de las pequeñas deformaciones, que es la equivalente multi-axial de la deformación ingenieril en el ensayo de tracción y resulta válido para deformaciones plásticas, o elásticas no lineales, de hasta el 10%. La Figura 5.12 ilustra las condiciones elasto-plásticas, en la cual se puede entender el dominio del campo J , como singularidad HRR y el campo K_I . Si la zona plástica aumenta en tamaño relativo, la zona correspondiente al campo de K_I termina por desaparecer y en este caso la integral J es un criterio apropiado de fractura. Teniendo en cuenta que el dominio de J implica el dominio de CTOD, este parámetro también se puede aplicar en régimen elasto-plástico.

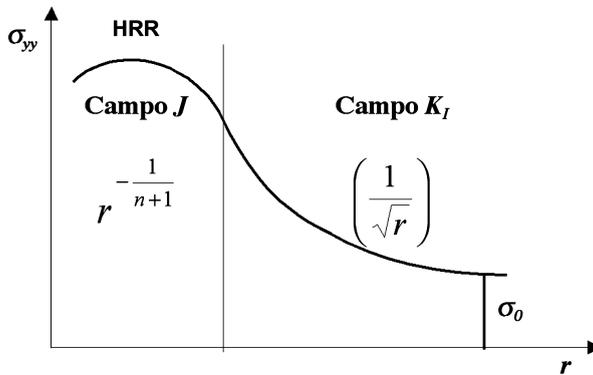


Figura 5.12

Efecto de la plasticidad en los campos de tensiones del frente de grieta, para condiciones elasto-plásticas

En el enromamiento del frente de grieta, las deformaciones plásticas deben ser con toda seguridad mucho mayores, y las tensiones deben ser $\sigma_{xx} \rightarrow 0$ y $\sigma_{yy} \neq \infty$. McMeeking y Parks realizaron un importante análisis por elementos finitos. Algunos de los resultados aparecen reflejados en la Figura 5.13 en la que se presentan dibujados la tensión normal de una grieta plana en función de la distancia. La singularidad HRR está también representada en el mismo gráfico. Nótese que ambos ejes de coordenadas son adimensionales de forma que ambas curvas son invariantes, tanto como que la zona plástica es pequeña en comparación con las dimensiones de la probeta.

La curva de la Figura 5.13 alcanza un punto máximo cuando la relación $\frac{x\sigma_0}{J}$ es aproximadamente la unidad, y decrece hasta $x \rightarrow 0$. Esta distancia corresponde aproximadamente a dos veces el *CTOD*. La singularidad HRR es inválida en esta región, en la que las tensiones son influenciadas por mayores deformaciones y el enromamiento de la grieta. Los valores máximos de tensión se sitúan entre 3,5 y 4 veces el valor del límite elástico del material.

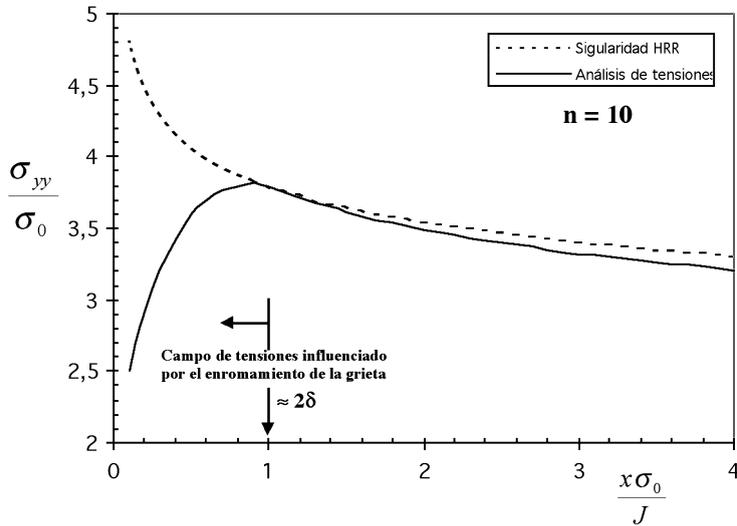


Figura 5.13

Resultado del análisis por elementos finitos de McMeeking y Parks.
El enroscamiento del frente de grieta en la solución HRR

5.3.4. Medida Experimental de J

Cuando el comportamiento del material es elástico lineal, el cálculo de J no presenta ninguna complicación ya que los valores de J son precisamente los de

G y además se cumple que $J = G = \frac{K_I^2}{E'}$, con tablas que permiten calcular el

valor de K_I puede calcularse a partir de la carga y del tamaño de grieta asumiendo las soluciones geométricas que se presentan en ecuaciones conocidas para cada tipo de probeta, tal como se han presentado en la Tabla 3.1 del Tema 3 y en las probetas del Tema 4.

El cálculo de J es bien distinto cuando se trata de medir un material con comportamiento no-lineal. El principio de superposición no puede aplicarse y no existe una solución que relacione el valor del parámetro J , con la carga y el tamaño de grieta.

Una opción para medir J se puede plantear, aplicando la definición de integral J , indicada en la ecuación 5.20, instrumentando directamente un panel fuera de la zona plástica, alineando galgas para la medida de la deformación en un contorno alrededor del frente de grieta, y lógicamente seleccionando un contorno simple de la integral J para simplificar el trabajo al máximo.

Otra posibilidad es el análisis numérico por elementos finitos, que es una herramienta de gran utilidad, cuyos resultados deben ser contrastados con la experiencia de modo sistemático.

El método experimental también puede aplicarse a las probetas clásicas compacta y de flexión, de tal manera que las tensiones, deformaciones y los desplazamientos pueden medirse y de esta manera determinar mediante cálculo la integral de contorno que representa el valor del parámetro J . El contorno del frente de grieta no siempre es fácil de medir y el procedimiento es muy tedioso al exigir una minuciosa colocación de las galgas en el contorno y consecuentemente no es un método atractivo. En este sentido los trabajos de Landes y Bebley en el año 1972 son interesantes ya que permiten obtener el valor de J en forma experimental, a partir de muestras con longitudes de grietas variables en cada probeta.

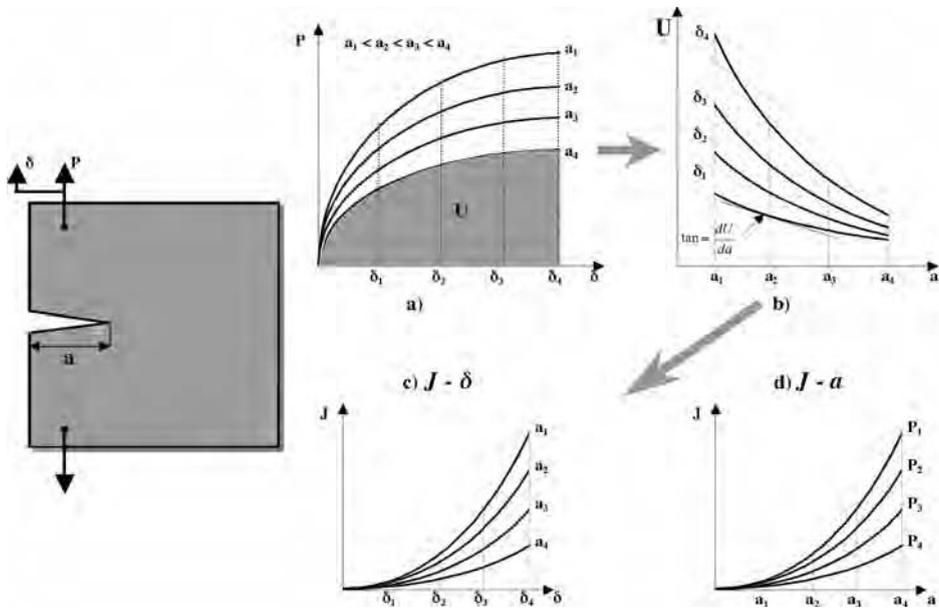


Figura 5.14

Esquema del procedimiento experimental de Landes y Bebley para la determinación de J a partir de distintas probetas con grietas de longitud variable

La Figura 5.14 esquematiza el procedimiento experimental. Se obtienen una serie de probetas de la misma medida y geometría y se preagrietan⁷ cuidadosamente, mediante cargas de fatiga, con grietas de varias longitudes. A continuación se deforman todas y cada una de las probetas y se registran los valores

⁷ La técnica y detalles del preagrietamiento por fatiga, general para todos los ensayos de fractura, se han explicado en el Tema 4, dentro de la metodología experimental para la determinación de K_{IC} .

de carga en función del desplazamiento δ , como se indica en el esquema de la Figura 5.14 a). El área debajo de la curva es igual a U , es decir la energía absorbida por la probeta. Después se dibuja la curva que representa la energía U versus los distintos tamaños de grieta para varios desplazamientos fijos, como se ilustra en la Figura 5.14 b). Para una probeta agrietada en un canto como la representada, con un espesor B , el valor de la integral J será:

$$J = - \frac{1}{B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_{\delta} \quad (5.31)$$

Determinando la pendiente de la tangente de estas curvas, que representa $\left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)$ podemos calcular J , aplicando a los distintos tipos de grietas, preparadas como se ve en la Figura 5.14 c), curva J - δ , o también podemos calcular los valores de J en función del tamaño de grieta como se puede apreciar en la Figura 5.14 d), es decir la curva J - a .

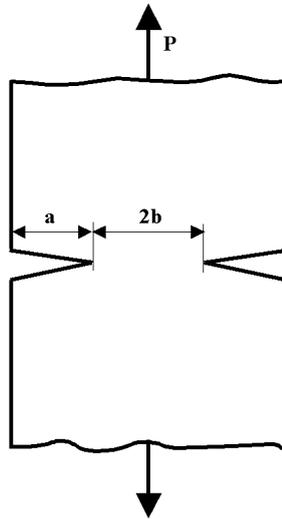


Figura 5.15

Panel con agrietamiento en caras opuestas

Experimentalmente Rice, Paris y Merkle, en el año 1973 consiguieron determinar J directamente a partir de la curva carga-desplazamiento con una sola probeta, como la representada en la Figura 5.15. Las grietas de tamaño a , están en lados opuestos del panel y separadas por un ligamento de tamaño $2b$; de forma

que con esta configuración el diferencial del área de grieta es: $dA = 2 da = -2db$ y por lo tanto:

$$J = \frac{1}{2B} \int_0^P \left(\frac{\partial \delta}{\partial a} \right)_P dP \quad (5.32)$$

Asumiendo que el material es isotrópico y que sigue la ley de Ramberg-Osgood, ecuación 5.23, el análisis dimensional nos da la siguiente expresión para el desplazamiento, función del factor Φ que es adimensional:

$$\delta = b \Phi \left(\frac{P}{\sigma_0 b} ; \frac{a}{b} ; \frac{\sigma_0}{E} ; \nu ; \alpha ; n \right) \quad (5.33)$$

A continuación tenemos que anotar las componentes elástica y plástica:

$$\delta = \delta_{elastica} + \delta_{plastica} \quad (5.34)$$

que sustituyendo en la ecuación 5.32:

$$J = \frac{1}{2} \int_0^P \left[\left(\frac{\partial \delta_{el}}{\partial a} \right)_P + \left(\frac{\partial \delta_{pl}}{\partial P} \right)_P \right] dP = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{1}{bB} \left[\int_0^{\delta_p} P d\delta_p - \frac{P\delta_p}{2} \right] \quad (5.35)$$

tal como se esquematiza en la Figura 5.16.

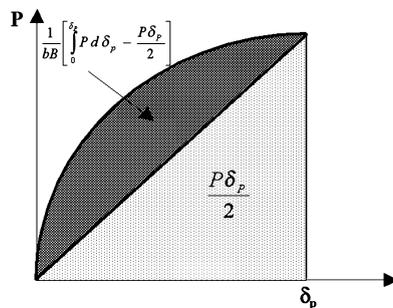


Figura 5.16

Esquema para el cálculo de las componentes elástica y plástica

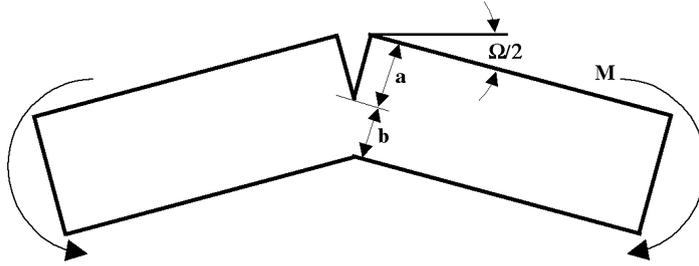


Figura 5.17

Placa sometida a flexión con grieta en un canto

Otro interesante ejemplo de utilización de una probeta está dado por Rice en 1973, en base a una placa de flexión simple cuyo esquema de realización de ensayo se puede observar en la figura 5.17. Si la placa esta sometida a un momento M , se desplazará un ángulo Ω_{nc} , si no hubiera grieta y un desplazamiento adicional Ω_c como consecuencia de que la placa está agrietada, originando un desplazamiento total de:

$$\Omega = \Omega_{nc} + \Omega_c \quad (5.36)$$

Estas grietas son largas y por lo tanto $\Omega_c \gg \Omega_{nc}$ y la energía absorbida por la placa estará dada por:

$$U = \int_0^{\Omega} M d\Omega \quad (5.37)$$

Cuando diferenciamos U con respecto al área de la grieta, con objeto de determinar J , solamente Ω_c contribuye a la liberación de energía porque Ω_{nc} no es función del tamaño de grieta, por lo tanto:

$$J = \int_0^M \left(\frac{\partial \Omega_c}{\partial a} \right)_M dM = - \int_0^M \left(\frac{\partial \Omega_c}{\partial b} \right)_M dM \quad (5.38)$$

Resultando ser:

$$J = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{2}{bB} \int_0^{\Omega_p} M d\Omega_p \quad (5.39)$$

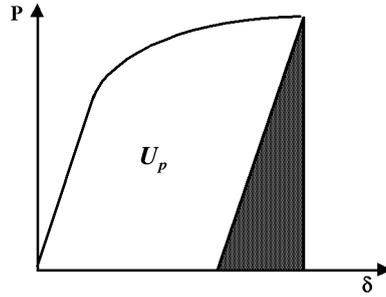


Figura 5.18
Componente plástica U_p

Actualmente en general la integral J , para una variedad de configuraciones puede escribirse como:

$$J = \frac{\eta U_c}{B b} \quad (5.40)$$

donde:

- η : constante adimensional,
- U_c : es la energía absorbida,
- B : espesor,
- b : ligamento remanente,

la constante η suele estar en el entorno de 2 para grietas largas y separando la ecuación 5.40 en sus componentes elástica y plástica⁸:

$$J = \frac{\eta_{el} U_{c(el)}}{B b} + \frac{\eta_p U_p}{B b} = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_p U_p}{B b} \quad (5.41)$$

5.4. Relación entre J y $CTOD$

Recordemos la relación dada entre G y $CTOD$ en elasticidad lineal que era: $G = m \sigma_{ys} \delta$; veamos que de la misma manera en MFEP se puede plantear que: $J = m \sigma_{ys} \delta$, donde m es la constante adimensional que depende del estado de tensiones y de las propiedades del material. Esta ecuación puede utilizarse más allá de los límites de la MFEL.

⁸ En la Norma ASTM E 1820 «Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness» puede encontrarse los detalles de estos ensayos.

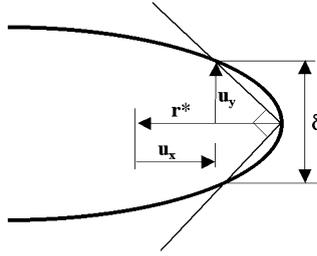


Figura 5.19

Estimación de CTOD de la intersección a 90° y los desplazamientos HRR

Shih proporcionó en 1981 una evidencia de la relación J -CTOD a 90° que puede aplicarse más allá de la MFEL, evaluando los desplazamientos del frente de grieta en relación con J y las propiedades de flujo. De acuerdo con la solución HRR, los desplazamientos cerca del frente de grieta son los siguientes:

$$u_i = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{E J}{\alpha \sigma_0 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} r \tilde{u}_i(\theta, n) \quad (5.42)$$

donde: σ_0 es el límite elástico σ_{ys}
 el CTOD se obtiene evaluando u_x y u_y para $r = r^*$, y $\theta = \pi$. Esta intersección a 90° se puede ver en la Figura 5.19:

$$\frac{\delta}{2} = u_y(r^*, \pi) = r^* - u_x(r^*, \pi) \quad (5.43)$$

sustituyendo 5.43 en la 5.42 y resolviendo r^* tenemos:

$$r^* = \left(\frac{\alpha \sigma_0}{E} \right)^{\frac{1}{n}} \left\{ \tilde{u}_x(\pi, n) + \tilde{u}_y(\pi, n) \right\}^{\frac{n+1}{n}} \frac{J}{\sigma_0 I_n} \quad (5.44)$$

teniendo en cuenta que $\delta = 2 u_y(r^*, \pi)$:

$$\delta = \frac{d_n J}{\sigma_0} \quad (5.45)$$

donde d_n es una constante adimensional:

$$d_n = \frac{2 u_y (\pi, n) \left[\frac{\alpha \sigma_0}{E} \{ \tilde{u}_x (\pi, n) + \tilde{u}_y (\pi, n) \} \right]^{\frac{1}{n}}}{I_n}$$

Unos valores típicos de d_n se pueden ver en la Tabla siguiente, tanto para condiciones de deformación plana y tensión plana:

n	Tensión plana d_n	Deformación plana d_n
∞	1	0,8
10	0,8	0,6
5	0,5	0,4
3	0,4	0,3
2	0,2	0,15

5.5. Curvas R de resistencia del material en Fractura Elasto-Plástica

En el Tema 2 ya se vieron las curvas R del material en el marco de la MFEL, ahora también podemos definir curvas R en fractura elasto-plástica que son similares a las anteriores.

Muchos materiales con alta tenacidad no fallan para un valor determinado de J o $CTOD$, sino por el contrario desarrollan una curva R de propagación estable de la grieta, en la que los parámetros de MFEP J y $CTOD$ aumentan a medida que crece la grieta. Esta situación es particularmente evidente en los metales en los que se produce la coalescencia de microhuecos que hacen avanzar el frente de grieta. La curva R proporciona la información completa de cómo resiste el material, en principio independiente de la geometría del componente.

En la Figura 5.20 podemos ver el esquema de la curva R , J_R - Δa típica de un material dúctil, en la que se pueden ver las distintas etapas: en la primera parte de la curva se produce el enromamiento del frente de grieta y la forma de la curva R es prácticamente lineal con un aparente crecimiento de grieta que es el que corresponde al enromamiento del frente de grieta; en la segunda parte de la curva, cuando aumenta J llegamos a un punto que consideramos de iniciación ya que en este punto se produce un fallo que inicia el crecimiento de la grieta y a partir de este punto se aprecia que la curva es estable y la grieta avanza lentamente en su crecimiento.

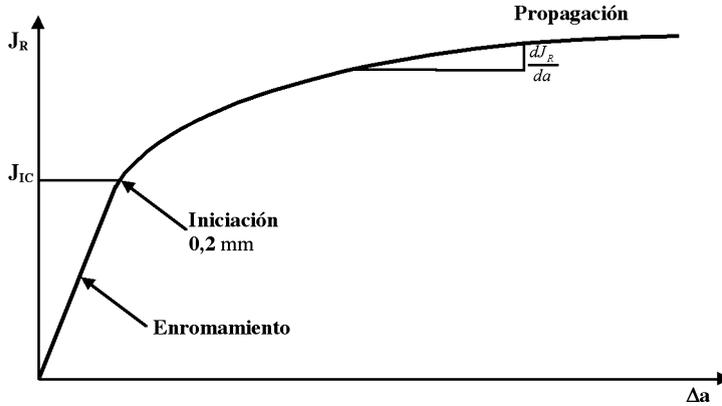


Figura 5.20
Esquema de la curva R de un material dúctil

Una medida de la tenacidad de fractura del material se puede obtener definiendo el punto J_{IC} , como se ve en la Figura 5.20, definido como el punto de iniciación del crecimiento estable de grieta. La definición de J_{IC} es arbitraria y tiene la misma significación que la definición del límite elástico convencional $\sigma_{0,2\%}$ definido para una deformación del 0,2% y en este caso corresponde aproximadamente a un crecimiento de grieta aparente de 0,2 mm, en un material dúctil, como se indica en la Figura. La Norma BS 7448, ya citada define el valor de CTOD en las proximidades de la iniciación estable de grieta como el valor δ_i .

La parte inicial de esta curva R nos permite entender el comportamiento en fractura de un material dúctil, pero la curva completa nos da una información completa sobre el comportamiento del material. La pendiente de la curva de propagación es indicativa de la estabilidad relativa del crecimiento de grieta y se define como *Módulo de desgarramiento*:

$$T_R = \frac{E}{\sigma_{ys}^2} \cdot \frac{dJ_R}{da} \quad (5.46)$$

La estabilidad del crecimiento de grieta en los materiales elasto-plásticos es muy semejante a la de los materiales con comportamiento únicamente elástico que ya se vio en el Tema 2. La inestabilidad se produce cuando la fuerza motriz es tangente a la curva R, como se ve en la Figura 5.21 en la que se realiza un control de carga P en función de la longitud de la grieta a . En la Figura 5.22 se puede apreciar el control por carga y desplazamiento y como se puede ver el control por desplazamiento es en general más estable que el control por carga.

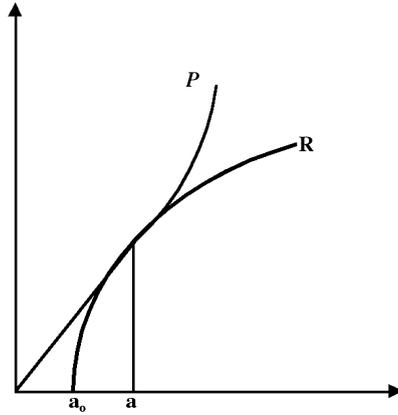


Figura 5.21

Esquema del control por carga, indicando la inestabilidad

En la ecuación 5.46 se ha expresado el Módulo de desgarramiento T_R como la pendiente de la curva R y de la misma manera podemos expresar la pendiente de la fuerza motriz como el *Módulo del desplazamiento aplicado*:

$$T_{app} = \frac{E}{\sigma_{ys}^2} \left(\frac{dJ}{da} \right)_{\Delta_T} \quad (5.47)$$

donde: Δ_T es el desplazamiento total remoto definido como:

$$\Delta_T = \Delta + C_m P \quad (5.48)$$

siendo C_m la flexibilidad del sistema. La pendiente de la fuerza motriz para un valor determinado de Δ_T es idéntica al caso lineal, excepto que G se cambia por J :

$$\left(\frac{dJ}{da} \right)_{\Delta_T} = \left(\frac{\partial J}{\partial a} \right)_P - \left(\frac{\partial J}{\partial P} \right)_a \left(\frac{\partial \Delta}{\partial a} \right)_P \left[C_m + \left(\frac{\partial \Delta}{\partial P} \right)_a \right]^{-1} \quad (5.49)$$

Para el control por carga, $C_m = \infty$, y el segundo término de la ecuación 5.49 es despreciable, obteniendo:

$$\left(\frac{dJ}{da} \right)_{\Delta_T} = \left(\frac{\partial J}{\partial a} \right)_P \quad (5.50)$$

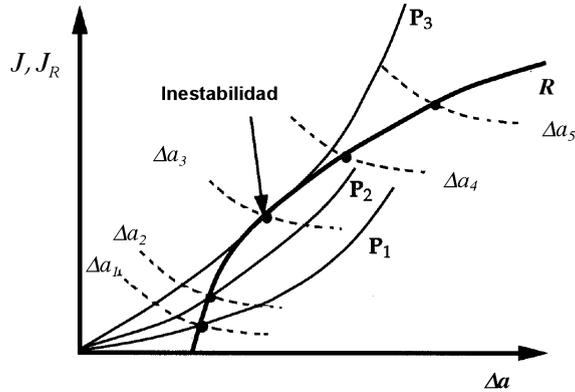


Figura 5.22

Diagrama Fuerza motriz J -curva R con el control por carga y desplazamiento

de forma que:

$$T_{app} = \frac{E}{\sigma_{ys}^2} \left(\frac{dJ}{da} \right)_P \quad (5.51)$$

Las condiciones para la propagación estable o inestable de la grieta son las siguientes:

Propagación estable:	$J = J_R$	$T_{app} < T_R$
Propagación inestable:	$J = J_R$	$T_{app} > T_R$

5.6. Cálculo de J con grieta creciente

La Figura 5.23 representa el comportamiento carga-desplazamiento de un material elásto-plástico cuando se produce el crecimiento de grieta sin fractura final, o sin propagación inestable final. En el punto final de las curva la grieta ha crecido hasta una longitud a_f desde un tamaño inicial a_0 . El área que se encuentra debajo de la curva representa la energía disipada en plastificación que se forma detrás de la grieta, sin embargo, la curva interior representa el comportamiento carga-desplazamiento para un tamaño de grieta fijo a_f (dado por la curva de flexibilidad de la probeta con grieta de tamaño fijo a_f desde el principio) y el área debajo de esta curva representa la energía de deformación en un material elástico no-lineal; esta energía depende solamente de la carga en curso y de la longitud de la grieta:

$$U_D = U_D(P, a) = \left(\int_0^{\delta} P d\delta \right)_{a=a_f} \quad (5.52)$$

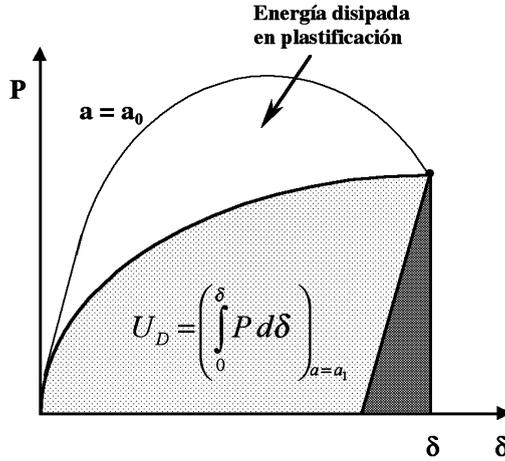


Figura 5.23

Curva carga-desplazamiento para una probeta cuya grieta crece desde a_0 hasta a_1

donde el subíndice D se refiere a la deformación. Por lo tanto la integral J para un elemento sometido a esta situación está dada, como se indica en la Figura 5.23, por:

$$J_D = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U_D}{\partial a} \right)_{\delta} = \frac{\eta U_D}{Bb} \Rightarrow J_D = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_P U_{D(P)}}{Bb} \quad (5.53)$$

expresiones similares a las anteriormente expuestas.

5.7. Ensayos de tenacidad a fractura para caracterizar J_{IC}

La integral J se puede utilizar como ensayo básico de la tenacidad a fractura, siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E1820⁹, sin las limitaciones impuestas por la mecánica de fractura elástica lineal, que en este caso pueden ser superadas, particularmente en lo referente al espesor de la probeta a utilizar. Por ejemplo en un acero de chapa de recipientes a presión, como pueden ser vasijas nucleares, que tenga $\sigma_{ys} = 500$ MPa y un valor de tenacidad a fractura $K_{IC} > 150$ MPa \sqrt{m} el espesor de probeta, necesario para satisfacer los requerimientos de deformación plana, está en torno a 225 mm, mientras que el ensayo J_{IC} se puede hacer con una probeta de espesor 50 mm, sin necesidad de

⁹ La norma ASTM E1820 «Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness» recoge todos los ensayos de fractura y las normas ASTM E813 y E1737 que trataban específicamente de los ensayos J han sido anuladas.

usar una probeta más grande y el valor de J_{IC} puede emplearse para estimar el valor equivalente de K_{IC} , utilizando la ecuación (3.18), reemplazando G por J .

$$K_{ICJ} = \sqrt{J_{IC} E'} \quad (5.54)$$

donde E' está relacionado con el módulo elástico del material E y el coeficiente de Poisson ν .

$$E' = E \quad (\text{tensión plana, } \sigma_z = 0)$$

$$E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (\text{deformación plana, } \varepsilon_z = 0)$$

La mayor complicación que se nos presenta para caracterizar el valor de J_{IC} se debe al hecho de la no-linealidad de la curva de comportamiento $P-\delta$, debida a la combinación del crecimiento de grieta y la deformación plástica. Al principio del agrietamiento, justamente después de la pre-grieta, no se puede determinar el valor de J_{IC} en forma rigurosa y se necesita una metodología apropiada para medir el crecimiento de grieta.

Un procedimiento de llevar cabo esta medida es el método de flexibilidad en descarga, que implica la realización de descargas de pequeña cuantía a intervalos periódicos, cuando se mide el comportamiento $P-\delta$, como se puede ver en la Figura 5.24. Las pendientes de las líneas $P-\delta$ durante la descarga y recarga,

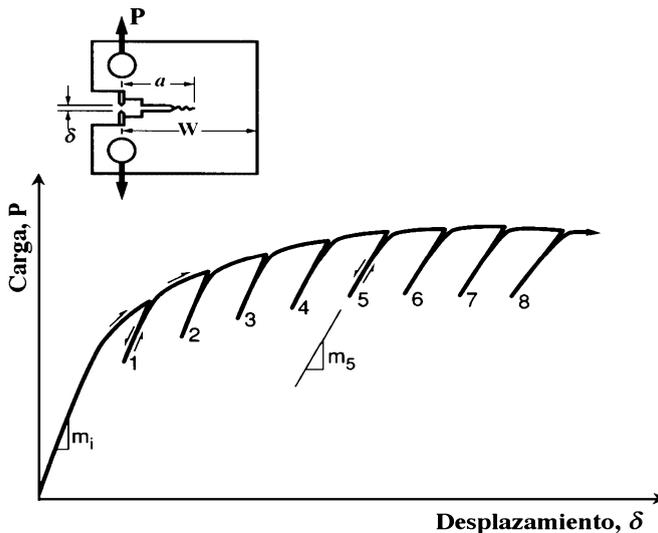


Figura 5.24

Curva de comportamiento carga-desplazamiento ($P-\delta$) durante un ensayo de tenacidad a fractura con descargas elásticas periódicas

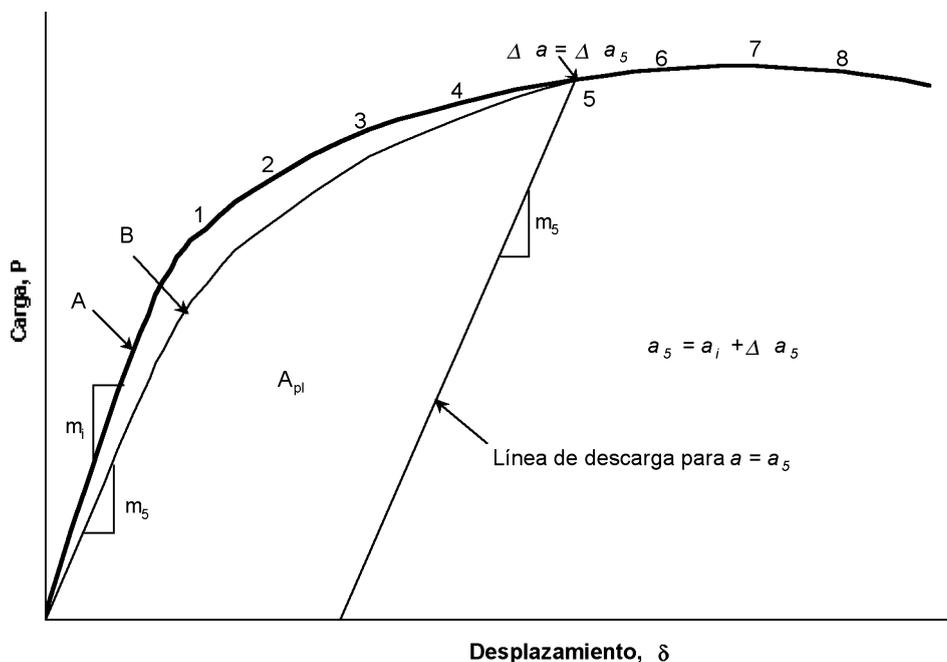


Figura 5.25

Área A_{pl} para el cálculo de la integral J . La curva A representa el registro real $P-\delta$ para el crecimiento de grieta, mientras que la curva B es la curva hipotética $P-\delta$ para una grieta estacionaria (sin crecimiento) de longitud a_5

como la correspondiente a la m_5 que se indica en la Figura 5.24, permiten tener una medida de la rigidez elástica de la probeta, que disminuye a medida que aumenta la longitud de la grieta, permitiendo medir la longitud de la grieta en varios puntos, a lo largo de la realización del ensayo¹⁰.

Se necesita calcular los valores de la integral J para los distintos puntos a lo largo de la curva $P-\delta$, como por ejemplo el punto m_5 que se indica en la Figura 5.24. El ensayo se puede hacer con la probeta de tracción compacta en la que $W/B = 2$, y también de flexión para la que se ha desarrollado un procedimiento, basado en una sola probeta a partir de la curva $P-\delta$. Para ello, tenemos una longitud de grieta de $a = a_i + \Delta a$, donde a_i es la grieta previa inicial y Δa representa la extensión de la grieta. También se necesita el valor del área A_{pl} , como se presenta en la Figura 5.25. Este área representa el área debajo de la curva de carga desplazamiento para la carga y después la descarga de un componente hipotético que contiene una grieta estacionaria (sin crecimiento) de una longitud

¹⁰ Téngase en cuenta que las pequeñas descargas en régimen elástico no tienen un efecto significativo sobre el comportamiento en el agrietamiento de un material.

$a = a_i + \Delta a$. Por lo tanto la pendiente hipotética de carga m_5 es algo más baja que la pendiente real inicial m_i . Esta curva $P-v$ se diferencia de la real, ya que la curva real se corresponde con una grieta inicial de tamaño a_i con el crecimiento de un valor Δa , debido al desgarramiento gradual de la grieta en el material.

Dado un valor del área A_{pl} y de la longitud de la grieta a , el valor de J puede determinarse como sigue:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad , \quad J_{el} = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (5.55)$$

El término elástico se obtiene a partir del factor de intensidad de tensiones K y de las constantes elásticas, como se ha indicado. El cálculo de K se obtiene a partir de la carga P y de la longitud de la grieta a como si no hubiera plastificación, es decir, usando las ecuaciones de la MFEL para la probeta citada.

La componente plástica J_{pl} está dada por:

$$J_{pl} = \frac{\eta A_{pl}}{B (W - a)} \quad (5.56)$$

donde:

$$\eta = 2 \quad (\text{probeta de flexión})$$

$$\eta = 2 + \frac{0,522 (W - a)}{B} \quad (\text{probeta compacta})$$

En estas expresiones, B es el espesor, W es la anchura y a es el tamaño de la grieta, como se define en el Tema 4.

La norma ASTM E-1820 recoge el cálculo de J en forma incremental, con el que se obtiene un valor similar, actualizando J para cada punto de la medida de longitud de grieta. Los valores de J , determinados de esta forma, se presentan en un gráfico vs. el incremento en la longitud de grieta Δa , y de esta forma se obtiene la curva R , que se presenta en la Figura 5.26.

Antes de que la grieta empieza a desgarrarse, la deformación plástica local, muy importante en el frente de grieta, origina un aumento de la apertura de este frente, CTOD o δ , como se ve en la Figura 5.1. Este efecto de enromamiento plástico origina que el frente de grieta avance una distancia aproximada $d/2$, originando un valor de la pendiente inicial o de enromamiento de:

$$\frac{J}{\Delta a} = 2 \sigma_m \quad (5.57)$$

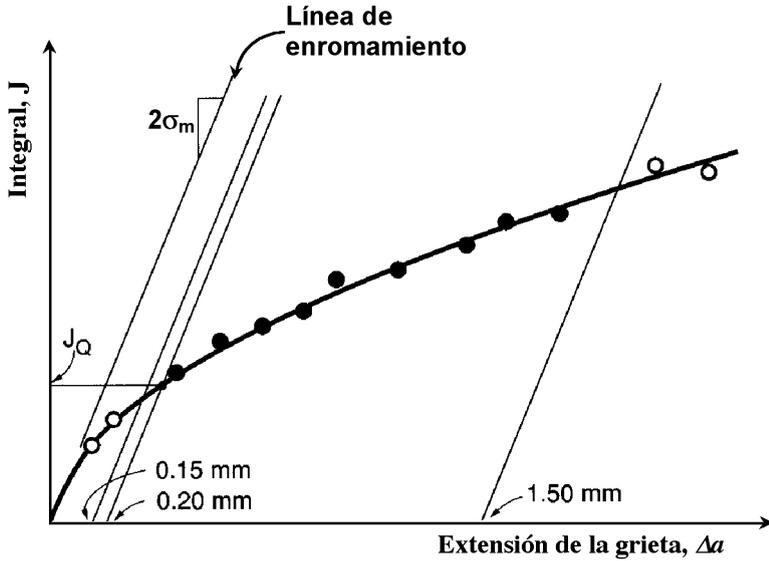


Figura 5.26

Integral J versus Δa , o curva R , a partir de un ensayo de tenacidad a fractura elásto-plástico. La intersección con la línea de 0,2 mm nos proporciona el valor J_Q que representa el valor provisional de J_{IC}

donde:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_R}{2} \quad (5.58)$$

Los valores σ_{ys} y σ_R son los correspondientes al límite elástico y resistencia mecánica respectivamente y por lo tanto σ_m representa el valor medio entre ambos.

A continuación en la curva $J-\Delta a$ se dibujan líneas paralelas a esta línea de enromamiento en los puntos de intersección con el eje Δa de 0,15 y 1,5 mm respectivamente y se define la curva R como la curva que se encuentra entre estas dos rectas. El valor de J_Q se define como el punto de intersección de esta curva con una tercera paralela que intercepta al eje Δa en el punto 0,2 mm. Por lo tanto J_Q corresponde a una extensión de grieta por desgarramiento de 0,2 mm, cuyo valor no incluye la extensión aparente debida al enromamiento. Finalmente, el valor J_Q se puede calificar con J_{IC} si se cumple la condición dimensional según la cual:

$$B, (W - a) > 25 \left(\frac{J_Q}{\sigma_y} \right) \quad (5.59)$$

A partir de este valor J_{IC} se puede calcular el valor de K_{IC} de acuerdo con la ecuación (5.54).

Si el valor de la extensión de grieta para el valor J_0 es muy pequeño, el procedimiento para calcular J se puede simplificar si el objetivo es solamente evaluar la tenacidad a fractura. En particular los valores de longitud de grieta a utilizados en las ecuaciones (5.54) y (5.55) para obtener J pueden calcularse con la grieta inicial a_i , y la pendiente de descarga para A_{pl} en la Figura 5.24 puede ser aproximadamente igual a la pendiente inicial, m_i . De la misma manera la curva real $P-\delta$ se puede utilizar para el cálculo de A_{pl} ya que la hipotética difiere muy poco de la real en este caso particular.

Sin embargo, debe tenerse en cuenta que el material por encima de J_{IC} puede tener una considerable reserva de tenacidad, en cuyo caso es mucho más útil en las aplicaciones ingenieriles utilizar el análisis de toda la curva R que proporciona una información más completa sobre todo del proceso de evolución del desgarramiento de la grieta.

Tema 6

Comportamiento en Fractura de Materiales Metálicos

6.1. Introducción

Este capítulo proporciona el conocimiento elemental necesario para comprender los distintos mecanismos de fractura de los materiales metálicos. Dada la especificidad en el comportamiento en fractura de los metales, en este Tema se tratan los materiales metálicos, con especial atención, de la misma forma que en el próximo Tema 7 se tratan los mecanismos de fractura de los materiales no metálicos, especialmente polímeros y cerámicas.

En las distintas secciones de este Tema se discuten los dos principales mecanismos de fractura de los metales, denominados: fractura por clivaje y fractura dúctil. Las dos secciones finales de este Tema están dedicadas a la influencia de la temperatura en la transición dúctil-frágil y a los agrietamientos transgranulares.

El agrietamiento de los metales por fatiga o corrosión bajo tensión introduce y desarrolla grietas de un determinado tamaño crítico, de forma que la fractura final se produce por clivaje o por fractura dúctil. Teniendo en cuenta que la fractura frágil normalmente se asocia con pequeña deformación plástica, reciben inadecuadamente la denominación de fractura frágil todas las fracturas con escasa deformación plástica, incluso en el caso de que se trate de un crecimiento por fatiga, con el consiguiente error; es por esto que conviene establecer los principios de estos tipos de fracturas. Las denominaciones de los mecanismos de fractura deben estar basadas en el mecanismo de separación final que definimos en el presente Tema.

El estudio de los mecanismos de fractura ha progresado a partir de la utilización del microscopio electrónico. El uso del microscopio electrónico de transmisión ha sido importante, pero la preparación de réplicas con un espesor suficientemente pequeño (500 a 1000 Å), para permitir la transmisión de electrones ha originado que la microscopía de transmisión haya pasado a un segundo plano, dejando el primer lugar en el examen de fractura, a la microscopía electróni-

ca de barrido (SEM), a partir de que se hizo posible este tipo de caracterización microscópica.

Un rayo electrónico de alta intensidad y de muy pequeño diámetro, barre la superficie de fractura. Debido a la excitación de estos electrones primarios, otros electrones (electrones secundarios) son emitidos por la superficie de fractura. Estos electrones secundarios producen una imagen de la superficie de fractura que puede hacerse visible en la pantalla de un osciloscopio de rayos catódicos. El resultado práctico es una excelente imagen fractográfica que puede interpretarse con relativa facilidad. Como se ha puesto en evidencia, las fracturas se pueden introducir directamente en las cámaras de vacío del microscopio electrónico de barrido sin ninguna preparación previa, si exceptuamos una conveniente limpieza y eliminación de posibles aceites lubricantes o suciedad que suelen acompañar generalmente a las superficies de crecimiento de grieta.

6.2. Fractura por Clivaje¹

La tenacidad es el término utilizado para definir la capacidad de un material para deformarse plásticamente y absorber energía, como consecuencia del mecanismo de rotura. Los términos de uso ordinario como dúctil o frágil, refiriéndose a materiales conllevan en el uso ordinario la definición de que se trata de materiales de alta tenacidad (dúctil) o baja tenacidad (frágil). En este contexto el clivaje es el mecanismo de fractura más frágil que se puede originar en materiales cristalinos.

La fractura por clivaje se puede definir como una propagación extraordinariamente rápida de una grieta, por la simple separación de los enlaces atómicos, a lo largo de un plano cristalográfico determinado. Los planos preferentes de clivaje son aquellos que tienen la menor densidad de empaquetamiento por dos razones: el número de enlaces a separar es menor y la distancia interplanar es mayor. El mecanismo de fractura por clivaje es más susceptible cuando la deformación plástica está restringida: por ejemplo, los metales de cristalización cúbica centrada en las caras (FCC), como el níquel, cobre, aluminio, etc. con gran número de sistemas de deslizamiento, normalmente presentan baja susceptibilidad a la fractura por clivaje. A baja temperatura los metales BCC fallan por clivaje porque tienen un número limitado de sistemas de deslizamiento, particularmente el hierro y los aceros dulces, el wolframio, molibdeno y cromo. Finalmente los metales policristalinos, hexagonal compacto (HCP), que solo tienen tres sistemas de deslizamiento por grano son susceptibles de fractura por clivaje, como el cinc, berilio y magnesio.

¹ El término anglófilo clivaje tiene traducción en español y vocablos castellanos como rajado o hendido podrían representar términos válidos, no obstante el uso del término clivaje se ha hecho común en la comunidad ingenieril por lo que se debe utilizar también en español.

El hierro (BCC) por ejemplo, se fractura por clivaje a lo largo de los planos del cubo de su celda unitaria (100). Esta característica hace que la superficie de la grieta de clivaje sea relativamente lisa en cada grano, presentándose en los materiales policristalinos con una trayectoria transgranular, como se puede ver en la Figura 6.1.

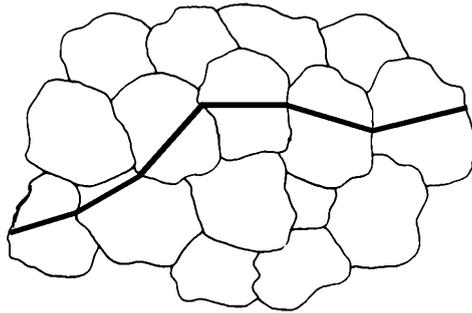


Figura 6.1

Mecanismo de clivaje a lo largo de los granos de un material cristalino

La dirección de propagación de la grieta posee tendencia a cambiar de plano cuando pasamos de un grano al contiguo, ya que la grieta sigue el plano de clivaje de orientación más favorable en cada grano y los granos vecinos tienen orientaciones ligeramente diferentes.

6.2.1. *Fractografía del Clivaje*

Las caras planas de los planos de clivaje a lo largo de los granos presentan una alta reflectividad, proporcionando a la fractura por clivaje un aspecto brillante, claramente observable a simple vista. Cuando las facetas de clivaje se observan, tanto con microscopio óptico como electrónico, nos da la impresión de que contienen pequeñas irregularidades. Una grieta puede crecer en un grano simultáneamente en dos planos cristalográficos paralelos. Las dos grietas paralelas crecen a lo largo de una línea, tanto como consecuencia de un clivaje secundario, como por cortadura, formando un escalón característico (Figura 6.2). Estos escalones de clivaje también se pueden iniciar en un metal cuando atravesamos las dislocaciones de tornillo.

Un número de estos escalones de clivaje se pueden juntar formando lo que se denomina una especie de río, como se puede ver en la Figura 6.3, llamado así porque adopta una forma semejante a la de un río y sus afluentes. Los modelos de ríos se forman a su paso por los límites de grano, como se puede ver en la Figura 6.4.

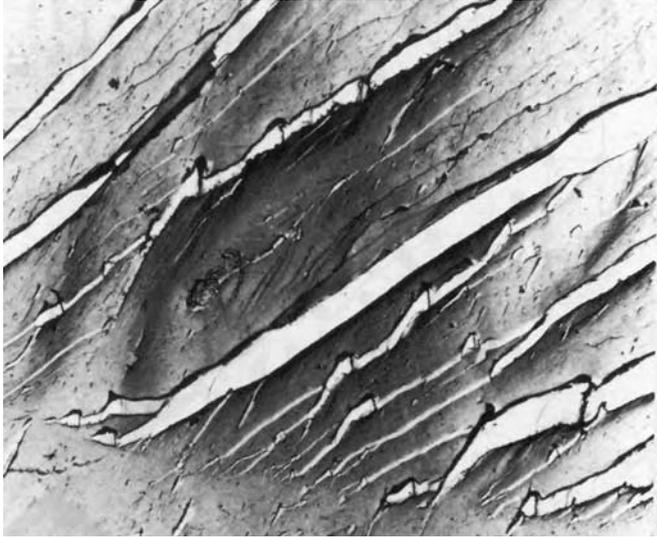


Figura 6.2

Escalones de clivaje que inician en el borde de grano de un acero dulce ferrítico, ensayado a baja temperatura ($\times 10000$) (Broek, D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, 1997, with kind permission of Kluwer Academic Publishers)

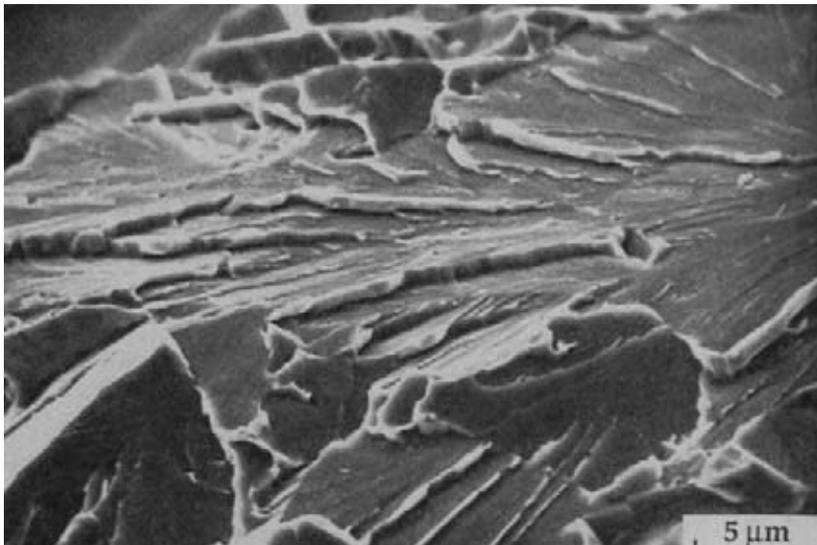


Figura 6.3

Clivajes en forma de ríos en un acero (C 0,25 max.; Mn 1,30; Ni 1,00; Mo 0,50) al vacío, templado y revenido, (Anderson, T.L. *Fracture Mechanics*, 1995, with kind permission of CRC Press)

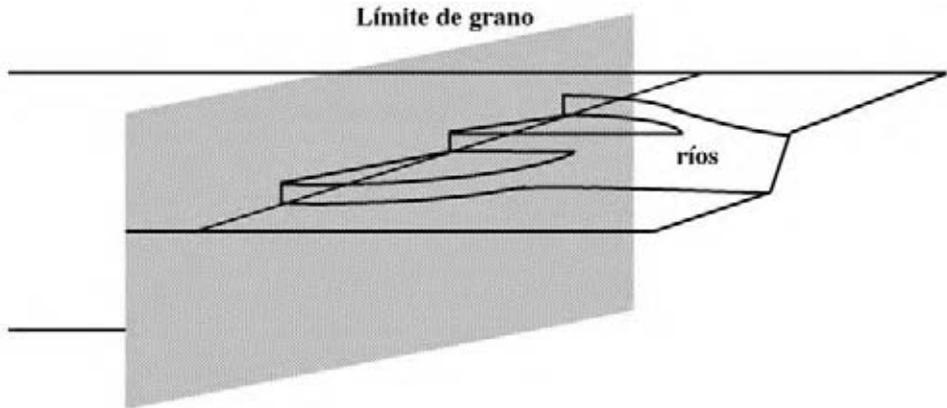


Figura 6.4

Formación de clivajes con forma de ríos al pasar a través de un límite de grano

6.2.2. Iniciación del Clivaje

Sabemos que para la descohesión entre planos cristalinos se precisa una tensión cuyo valor hemos demostrado que era aproximadamente igual a $\frac{E}{\pi}$, como se vio en el Tema 2 en la expresión 2.17. Teniendo en cuenta que el clivaje supone la rotura de enlaces, la tensión local debe ser suficiente para vencer la resistencia a la cohesión del material.

Par un típico acero que tiene un límite elástico $\sigma_{ys} = 400 \text{ MPa}$ y un módulo de elasticidad $E = 210.000 \text{ MPa}$, resulta una fuerza descohesiva de $\frac{210.000}{\pi} = 66.845 \text{ MPa}$, magnitud muy superior al límite elástico del material.

En el frente de grieta la máxima tensión alcanzable está comprendida entre 3 y 3,5 veces el valor del límite elástico, como se pudo comprobar, al analizar la plastificación del frente de grieta, en la Figura 5.13 del Tema 5, lo que significa, para el caso propuesto como ejemplo, un valor de $\sigma_f = 400 \cdot 3 \approx 1200 \text{ MPa}$ que es $\frac{66.845}{1200} \approx 50$ veces inferior a la fuerza descohesiva calculada. Por lo tanto

una grieta macroscópica no justifica suficiente concentración de tensiones para superar la resistencia de enlace. Para iniciar el clivaje por lo tanto hace falta que en algún punto se produzca una gran tensión $\sigma_{yy} \approx 50 \sigma_{ys}$.

Con objeto de que el clivaje se inicie, debe existir algún tipo de discontinuidad, además de la grieta macroscópica, que sea suficiente para provocar una concentración local de tensiones.

Prácticamente en todos los aceros y materiales metálicos esto es perfectamente posible ya que nos encontramos inclusiones no metálicas, microgrietas, y

segundas fases, así como segregaciones en borde de grano que pueden justificar esta razonable hipótesis.

Si aplicamos la teoría de Griffith, suponiendo que se trata de una partícula esférica y se produce una grieta no pasante, la tensión de fractura estaría dada por:

$$\sigma_f = \left(\frac{\pi E \gamma_p}{(1 - \nu^2) C_0} \right)^{1/2} \quad (6.1)$$

donde:

σ_f es la tensión en frente de grieta, que para el acero del ejemplo sería igual a $1200 \cdot 10^6 \text{ N m}^{-2}$

E es el módulo de elasticidad = $210.000 \cdot 10^6 \text{ N m}^{-2}$

γ_p es el trabajo plástico por unidad de área que se necesita para crear la fractura en la ferrita. Asumiendo que $\gamma_p \gg \gamma_s$, donde γ_s es la energía de superficie, mientras que γ_p añade la energía correspondiente al trabajo plástico. En trabajos realizados por Knott para aceros ferríticos como el que nos ocupa ha estimado para γ_p un valor de 14 J m^{-2} para la ferrita.

C_0 es el tamaño de la partícula, que puede ser por ejemplo una inclusión no metálica dura, correspondiente a un óxido globular no deformable.

A partir de esta hipótesis obtenemos un valor de tamaño de partícula:

$$(1200 \cdot 10^6 \text{ N m}^{-2})^2 = \frac{\pi \cdot 210000 \cdot 10^6 \text{ N m}^{-2} \cdot 14 \text{ N m m}^{-2}}{(1 - \nu^2) \cdot C_0} \quad (6.2)$$

$$C_0 = \frac{\pi \cdot 0,21 \cdot 10^6 \cdot 10^6 \cdot 14 \text{ N}^2 \text{ m m}^{-4}}{0,9 \cdot 1,2^2 \cdot 10^{12} \text{ N}^2 \cdot \text{m}^{-4}} = 7,05 \cdot 10^{-6} \text{ m} = 7,05 \text{ } \mu\text{m} \quad (6.3)$$

de forma que el criterio de Griffith se puede satisfacer para un tamaño de partículas relativamente pequeño y coherente con los tamaños habituales de inclusiones no metálicas por ejemplo.

Este simple ejemplo nos permite establecer una generalización para los distintos tipos de partículas, dependiendo de los tipos de aceros, los elementos de aleación y los tratamientos térmicos. En los aceros al carbono, el clivaje se inicia generalmente en las segregaciones de carburos que se presentan en borde de grano. En los aceros al carbono y aleados templados y revenidos con estructuras de martensita revenida y bainita, las inclusiones no metálicas, particularmente las inclusiones duras y no deformables, juegan un papel muy importante en el desencadenamiento de la fractura por clivaje, aunque también las segregaciones de carburos representan un motivo de gran importancia, como es el caso bien conocido de las

segregaciones de carburos en borde de grano producidas durante el enfriamiento lento del revenido, en los aceros con susceptibilidad a la fragilidad de revenido.

La susceptibilidad a la fractura por clivaje es más crítica cuando se produce un aumento de la resistencia, como las bajas temperaturas, un estado de triaxialidad de tensiones, efectos de radiación, envejecimiento, etc. Un aspecto de especial importancia es el referente al tamaño de grano de los aceros y aleaciones metálicas; el tamaño de grano fino, obtenido mediante cualquiera de las tecnologías disponibles para el refinamiento de grano de los aceros y aleaciones metálicas produce un aumento de la resistencia y consecuentemente aumenta el valor de σ_f . En los aceros de grano fino el momento crítico corresponde a la propagación de las microgrietas a lo largo de los límites de grano. En este caso el modelo de Griffith implica la siguiente expresión para la tensión de fractura:

$$\sigma_f = \left(\frac{\pi E \gamma_{gb}}{(1 - \nu^2) d} \right)^{1/2} \quad (6.4)$$

donde:

γ_{gb} (grain boundary) es el trabajo plástico por unidad de área que se necesita para propagar la grieta en los granos adyacentes.

d representa el tamaño de grano que se asume es equiaxial.

Teniendo en cuenta el alto grado de correspondencia entre granos y materiales policristalinos $\gamma_{gb} > \gamma_p$. Con esta expresión confirmamos el importante papel que representa en el clivaje el tamaño de grano; en efecto, como se confirma en la expresión 6.4, los metales de grano fino son tenaces y por el contrario un metal con tamaño de grano grosero presenta una alta tendencia a la rotura por clivaje al disminuir el σ_f necesario para desencadenarlo.

La Figura 6.5 presenta una imagen de microscopía electrónica de transmisión en la que se ha producido la iniciación de un clivaje a partir de una segregación de carburos en límite de grano y en la Figura 6.6 se puede observar la fractografía de una fractura como consecuencia de la presencia de hidrógeno.

6.3. Fractura dúctil

La fractura dúctil está asociada con deformación plástica; la cantidad de deformación plástica que se necesita para producir la fractura puede ser, en algunos casos limitada, con un consumo de energía pequeño, en este caso aun cuando literalmente la fractura presente deformación plástica, desde el punto de vista ingenieril, la fractura es frágil y puede iniciarse en una entalla o grieta aguda, con valores relativamente bajos de la tensión nominal, particularmente si se da un estado de deformación plana que reduce las posibilidades de deformación plástica.

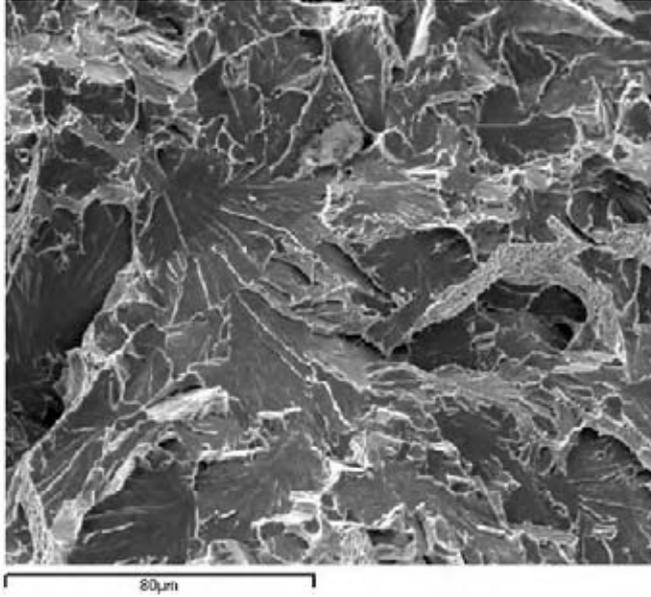


Figura 6.5

Fractografía SEM de un clivaje iniciado en borde de grano

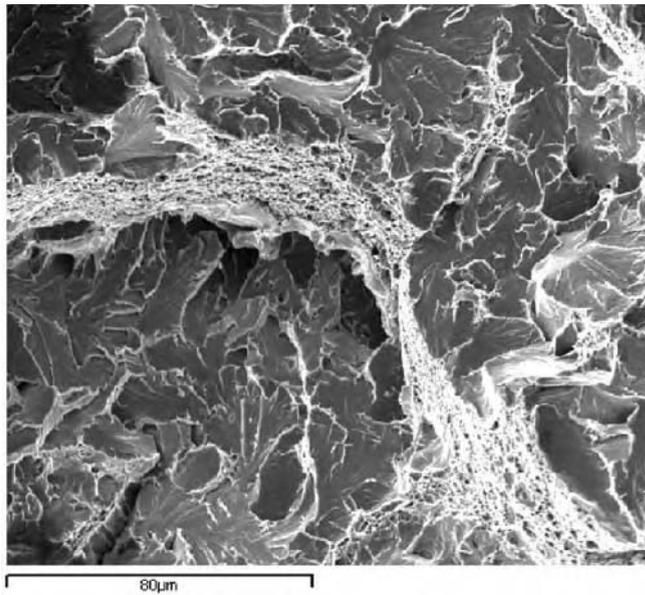


Figura 6.6

Fractografía de una fractura frágil como consecuencia de la presencia de hidrógeno

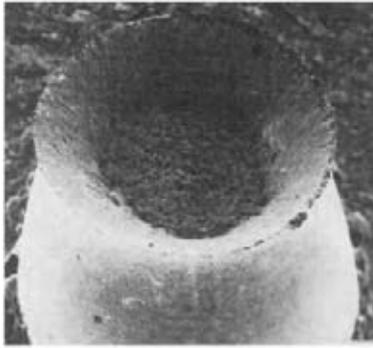


Imagen SEM (x 7,5)



Figura 6.7

Fractura de copa y cono típica de un ensayo de tracción, con formación de microhuecos

El ensayo de fractura más popular, que normalmente presenta un comportamiento dúctil, es el ensayo de tracción, que produce la clásica rotura dúctil de copa y cono, como se puede ver en la Figura 6.7. Cuando se ha alcanzado la carga máxima, la deformación plástica se concentra en una pequeña fracción de la probeta, produciéndose la estricción característica.

En los metales puros normalmente libres de fases secundarias, la probeta de tracción se puede estriccionar hasta que materialmente solo quede un punto, obteniéndose valores de reducción de área muy próximos al 100%. Esta extraordinaria deformación plástica se produce con formación de cuchillos o bandas apiladas de los planos de deslizamiento.

Los materiales de ingeniería siempre contienen grandes cantidades de partículas secundarias y de inclusiones o metálicas. Entre los distintos tipos de partículas podemos tener:

- a) Partículas visibles al microscopio óptico con tamaños variables de hasta 20 μm . Normalmente consisten en inclusiones no metálicas, adicionadas a los aceros y aleaciones metálicas para mejorar su colabilidad, afinar el grano o como en el caso de los sulfuros de manganeso para mejorar la maquinabilidad, alcanzando en estos casos valores de hasta 50 μm . Entre estas partículas podemos incluir ciertos tipos de carburos, generados ex profeso para mejorar notablemente ciertas propiedades, particularmente en los aceros de herramientas.
- b) Partículas de tamaño intermedio, cuyo tamaño se encuentra comprendido entre 50 y 500 nm, y que dado su tamaño solamente son visibles al microscopio electrónico. Estas partículas consisten en componentes complejos de varios elementos de aleación, que normalmente son partículas esenciales para la obtención de altas propiedades mecánicas en gran número de aleaciones, como en el caso de los aceros microaleados de endurecimiento por dispersión.

- c) Partículas muy pequeñas, visibles únicamente al microscopio electrónico que pueden tener tamaños del orden de 5 a 50 nm. Estos tipos de partículas son las clásicas que se producen durante el proceso de endurecimiento de las aleaciones metálicas durante los tratamientos térmicos y particularmente durante los procesos de maduración y envejecimiento de los tratamientos de endurecimiento estructural.

Las partículas de gran tamaño son a menudo muy frágiles y consecuentemente su capacidad de deformación plástica es muy inferior a la plasticidad de la matriz. El resultado práctico se traduce en que se fractura mucho antes de que la matriz complete su deformación plástica y de esta manera se forman microhuecos «voids». La iniciación de estos voids a partir de partículas grandes puede observarse al microscopio óptico, de la misma manera que estas partículas eran observables al mismo microscopio. La imagen que se observa (Figura 6.8) corresponde a un contraste entre las partículas que presentan deformaciones no mayores del 5%, al tratarse de materiales frágiles y la deformación de la matriz que llega al 25% o más, típica de un material dúctil, lo que significa que las partículas grandes no son esenciales en el proceso de fractura dúctil. Esto significa que la presencia de estas partículas grandes son muy importantes en la determinación del momento y lugar en el que se produce la fractura dúctil pero en sí mismas no son determinantes del proceso de fractura dúctil en sí mismo.

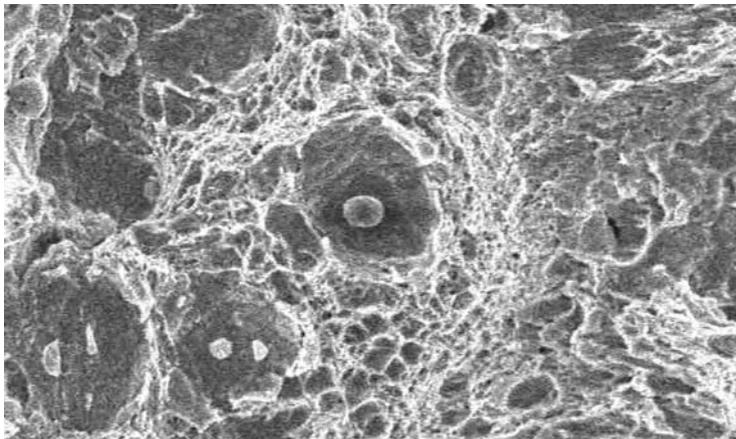


Figura 6.8

Imagen SEM de una fractura con formación de microhuecos en inclusiones no metálicas en un acero de temple y revenido (C 0,24; Mn 1,00; Cr 1,00; Ni 1,00; Mo 0,40)

Se forma un microhueco alrededor de una partícula secundaria o inclusión cuando se alcanza una tensión suficiente para romper los enlaces intercaras entre las partículas y la matriz.

En los materiales en los que las partículas secundarias están finamente dispersas en la matriz, la nucleación de microhuecos representa a menudo un momento crítico del proceso de fractura dúctil y la fractura se produce inmediatamente después de la formación de microhuecos. El proceso se completa en una segunda fase con el crecimiento de los microhuecos alrededor de las partículas y en una tercera fase posterior se culmina el proceso con la coalescencia y crecimiento de los microhuecos y sus adyacentes.

Cuando la nucleación de microhuecos se produce fácilmente, las propiedades de fractura están gobernadas por los procesos de crecimiento y coalescencia de estos microhuecos; los microhuecos alcanzan un tamaño crítico en relación con el espaciamiento entre microhuecos y a partir de este momento se desarrolla una inestabilidad plástica local entre microhuecos; en este momento se genera el fallo del material.

El comportamiento en fractura dúctil es distinto dependiendo del material de que se trate, algunos materiales son más críticos que otros, por ejemplo las aleaciones de aluminio de endurecimiento por precipitación pueden contener partículas intermetálicas de gran tamaño juntamente con fases secundarias precipitadas de tamaño submicroscópico que están finamente dispersas. Además estas aleaciones contienen partículas muy dispersas que se han adicionado durante el proceso de solidificación para facilitar el proceso de afino de grano y que tienen un tamaño de pocas micras. Los microhuecos se forman de forma mucho más simple en las inclusiones pero también las partículas de muy pequeño tamaño, como las indicadas, contribuyen a la formación de microhuecos, durante el proceso de fractura dúctil.

6.3.1. *Crecimiento Dúctil de la Grieta*

Al cargar una pieza agrietada aparece en el frente de grieta una zona plástica que corresponde al enromamiento del frente de grieta que ha sido mencionado. La iniciación de los microhuecos precisamente se forma por crecimiento y coalescencia en el frente de grieta existente en la pieza agrietada. Como consecuencia de las sollicitaciones sobre la pieza agrietada se inducen en el frente de grieta tensiones y deformaciones suficientes para que se produzca la nucleación de microhuecos. Estos microhuecos crecen con el enromamiento de la grieta y en determinadas circunstancias se unen con la grieta principal, con el consiguiente crecimiento de grieta a partir de una repetición continua de este mismo proceso. En la Figura 6.9 se ha introducido un esquema que explica este proceso.

La Figura 6.10 representa las tensiones y deformaciones cerca del frente de una grieta enromada obtenida por elementos finitos. La deformación presenta una singularidad cerca del frente de grieta, pero la tensión σ_{yy} alcanza un valor máximo a una distancia aproximada doble del valor de la apertura del desplazamiento en el frente de grieta *CTOD*, es decir $\approx 2\delta$ desde el frente de grieta. En la mayor parte de los materiales la triaxialidad por delante del frente de grieta proporciona suficiente elevación del estado tensional para que se produzca la nucleación de microhuecos y el crecimiento y coalescencia son obvios y establecen los pasos críticos en el crecimiento dúctil de la grieta, este cre-

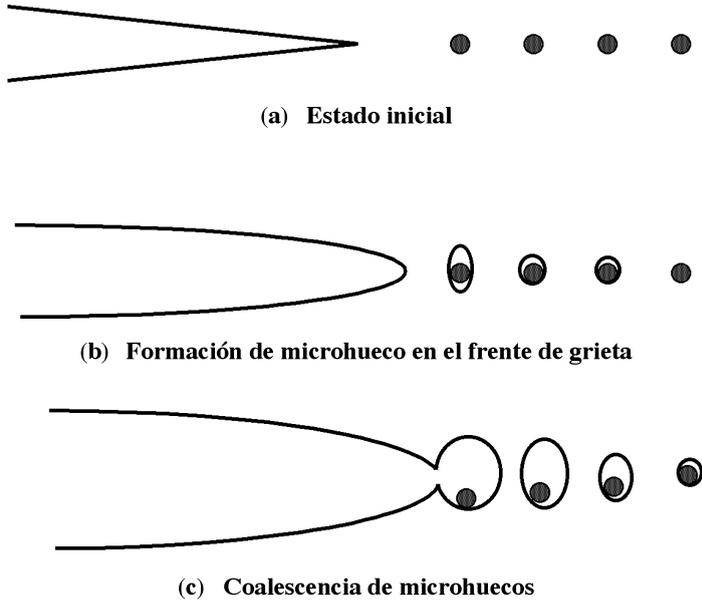


Figura 6.9
Formación de microhuecos «voids»

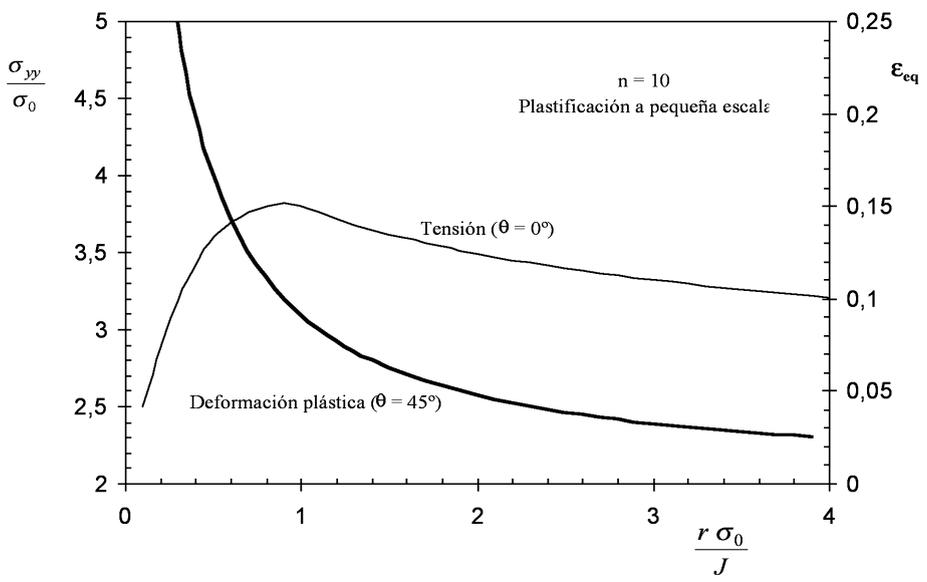


Figura 6.10
Diagrama, determinado por elementos finitos, de las tensiones y deformaciones plásticas en el frente de grieta enromada

cimiento y coalescencia aumentan acercándose al frente de grieta. Usualmente este crecimiento es estable porque R es creciente en las primeras fases de la propagación.

Cuando una grieta en una placa crece por coalescencia de microhuecos se advierte un crecimiento más rápido por el centro de la placa, debido a la mayor tensión triaxialidad. La variación de triaxialidad a lo largo del espesor produce los labios de cortadura, característicos de las fracturas dúctiles. En estos labios la grieta crece cerca de la superficie con un ángulo de 45° , respecto a la tensión máxima principal, como se puede ver en la Figura 6.11. Estos labios de cortadura son muy similares a los de la formación de copa y cono que se observa en las probetas fracturadas del ensayo de tracción, que hemos visto anteriormente en la Figura 6.7. Por lo tanto los llamados labios de cortadura están causados por una fractura de tracción en Modo I a pesar de que el recorrido preferido de la fractura no es perpendicular al eje de tracción.

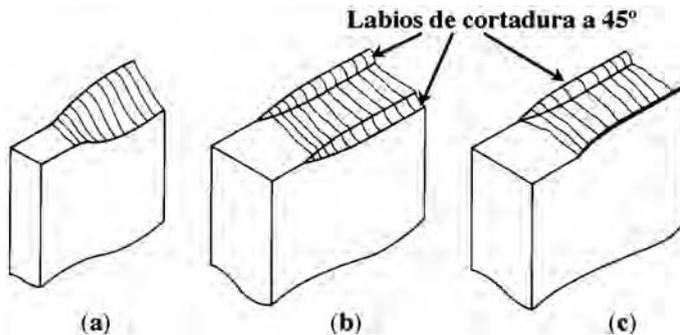


Figura 6.11

Labios de cortadura en los bordes de la placa fracturada. (a) La fractura rota desde 90° a 45° . (b) y (c) La grieta es prácticamente perpendicular a la superficie con los labios característicos a 45° en sus costados

El crecimiento de grieta en deformación plana en el centro de la placa se presenta generalmente plano, pero un examen muy detenido nos permite ver que se trata de una estructura más compleja. Para una grieta sometida a una carga en deformación plana, Modo I, la máxima deformación plástica se produce a 45° del plano de la grieta. A nivel local, este ángulo es el recorrido preferido para la coalescencia de microhuecos, pero las contracciones globales requieren que la propagación de la grieta permanezca en su plano original. Un procedimiento para reconciliar estos requerimientos contradictorios es que la grieta crezca en zig-zag, de forma que la grieta aparezca plana a escala global pero esté originada por pequeños fragmentos a $\pm 45^\circ$ respecto a la dirección de propagación de la grieta, visibles al microscopio. Este zig-zag se observa a menudo en materiales dúctiles, como se puede ver en la Figura 6.12 preparada por metalografía.

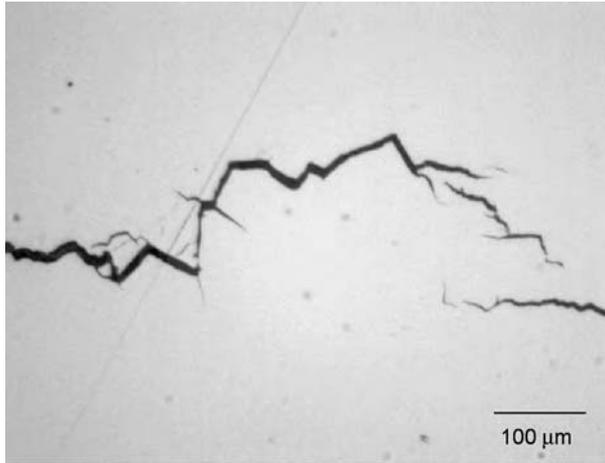


Figura 6.12

Micrografía óptica del crecimiento dúctil de una grieta en un acero de media aleación y alta resistencia

6.4. Transición dúctil-frágil

Generalmente todos los materiales metálicos presentan una temperatura de transición dúctil-frágil, de forma que a temperaturas más elevadas que la de transición las probetas ensayadas presentan valores de tenacidad a fractura altos, mientras que a temperaturas menores que la de transición, los valores pueden ser extraordinariamente bajos. Este fenómeno es particularmente notable en los aceros ferríticos con cristalización BCC, los cuales cambian drásticamente en sus valores de tenacidad a fractura cuando se ensayan a bajas temperaturas como se ilustra en la Figura 6.13.

A bajas temperaturas el acero es frágil y la fractura se produce por clivaje sin embargo, a altas temperaturas la fractura es dúctil y crece por coalescencia de microhuecos. Como se ve en la Figura 6.13 hay una temperatura frontera que se denomina temperatura de transición, pero esta temperatura de transición incluye una zona adjunta superior e inferior que contiene la zona de transición. A una temperatura superior a las temperaturas de transición pero debajo de la zona de ductilidad total, la fractura se inicia por coalescencia de microhuecos pero a continuación se transforma en una rotura frágil por clivaje. En el inicio de la fractura no se produce el clivaje porque no han aparecido partículas de tamaño crítico cerca del frente de grieta, capaces de desencadenar el clivaje, pero en cuanto se presenta una de estas partículas de tamaño crítico en el frente de grieta se dispara el clivaje.

La aparición de una partícula de tamaño crítico en el frente de grieta es un problema de probabilidades y por lo tanto para determinar con rigor la temperatura de transición se necesita un muestreo estadístico que permita optimizar el

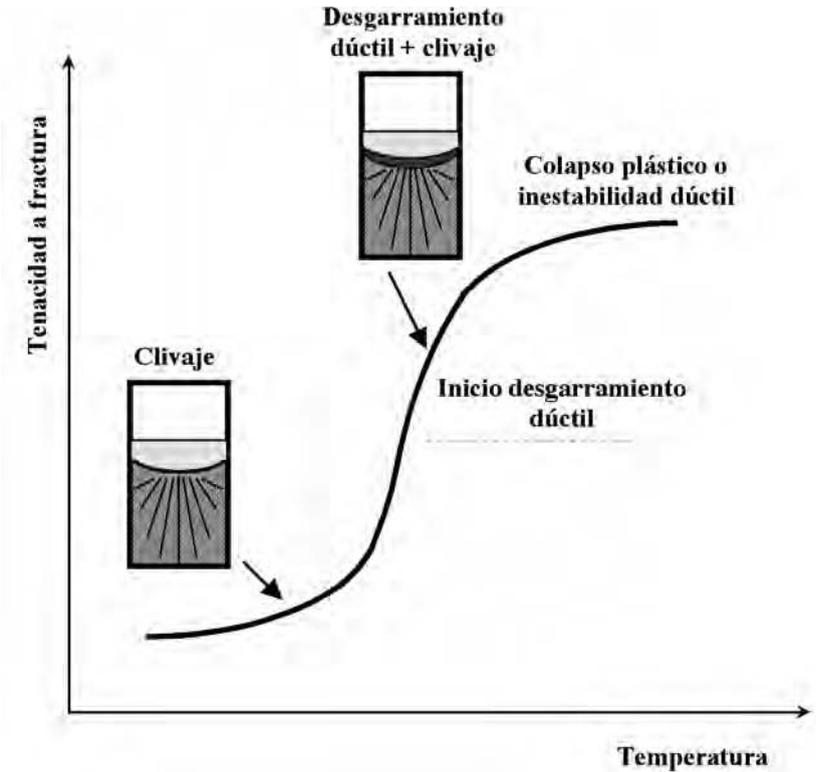


Figura 6.13
Curva de transición dúctil-frágil en función de la temperatura

número de ensayos a realizar. Una forma de abaratar el costo de la determinación de la temperatura de transición consiste en realizar ensayos de medida de absorción de energía de impacto mediante los ensayos Charpy o Izod, mucho más económicos que los ensayos de tenacidad a fractura y que pueden valer perfectamente para esta determinación.

6.5. Agrietamiento intergranular

Una tercera forma de agrietamiento, además de las que se han examinado de clivaje y de crecimiento de microhuecos, la constituyen los agrietamientos intergranulares, menos frecuentes que las dos formas anteriores, pero de gran importancia en ciertas aplicaciones en las que la importancia y agresión de medio son muy importantes para el desarrollo de mecanismos de agrietamiento que desencadenan roturas intergranulares, como es el caso de la corrosión bajo tensión.

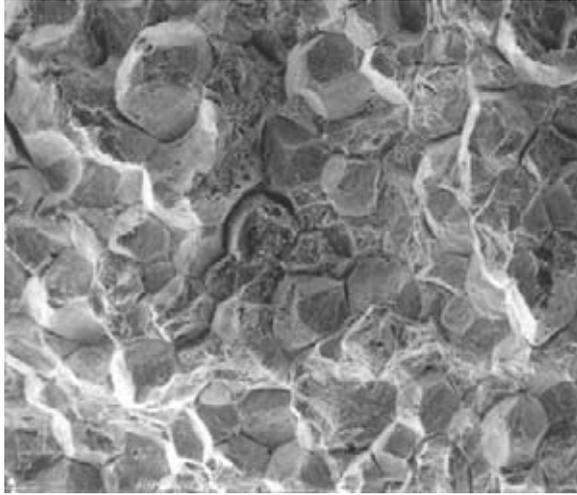


Figura 6.14

Fractografía mostrando el fallo preferencial a lo largo de los bordes de grano

En muchos materiales metálicos las grietas de corrosión bajo tensión son intergranulares, posiblemente debido a la diferencia de potenciales entre el límite de grano y el interior del mismo, como consecuencia de las segregaciones de soluto, generalmente en borde de grano. El típico aspecto que presenta una superficie de fractura con corrosión intergranular, como consecuencia de corrosión bajo tensión se puede ver en la Figura 6.14, en la que se ve el daño que se ha producido en el límite de grano y el resultado en la fractura intergranular.

La causa de la corrosión bajo tensión se debe a la presencia de hidrógeno producido durante la corrosión. De la misma manera la presencia de mínimas cantidades de hidrógeno, unos p.p.m., en los aceros de alta resistencia, puede causar agrietamiento después de un periodo de tiempo de aplicación de una carga estática. El pequeño tamaño del átomo de hidrógeno se puede difundir muy rápidamente y se concentra en regiones con alto grado de tensiones triaxiales, como por ejemplo en la región próxima al frente de grieta. La concentración de hidrógeno puede causar altas tensiones que se traducen normalmente en un agrietamiento intergranular, similar al agrietamiento de Corrosion bajo tensión de los aceros.

Tema 7

Comportamiento en Fractura de Polímeros y Cerámicas

7.1. Introducción

Este capítulo contiene las pautas necesarias para comprender los distintos mecanismos de fractura de los materiales poliméricos y de los materiales cerámicos. La mayor parte del conocimiento actual sobre mecánica de fractura se ha desarrollado sobre materiales metálicos, y comparando con la fractura de los metales, las investigaciones sobre el comportamiento de materiales no metálicos: polímeros, cerámicas y materiales compuestos está en su infancia, aunque en los últimos años se han formado importantes equipos de investigación que trabajan sobre materiales no metálicos.

Los procesos de fractura de materiales no metálicos son de gran interés en elementos estructurales, fabricados con materiales poliméricos y compuestos; no tanto en los componentes poliméricos sencillos que acompañan nuestra vida diaria, como en los plásticos de ingeniería, por ejemplo algunos elementos estructurales de alerones aeronáuticos, fabricados con materiales compuestos en los que pequeñas grietas pueden ocasionar roturas catastróficas. En el caso de los materiales cerámicos no podemos olvidar ciertos materiales clásicos de ingeniería como el hormigón armado en el que su escasa ductilidad respecto al acero de refuerzo limita su aplicación, resultando de gran interés el análisis de los mecanismos de fractura.

Este Tema 7 se centra en analizar el comportamiento en fractura de los materiales seleccionados aplicando la teoría general que hemos desarrollado en los capítulos precedentes, para comprender las particularidades que identifican a estos materiales, respecto al análisis de los materiales metálicos que hemos desarrollado en el Tema 6.

7.2. Polímeros

Para conocer el comportamiento en fractura de los polímeros necesitamos conocer algunas de las propiedades generales de los polímeros como su estruc-

tura molecular, el grado de polimerización, los enlaces principales y secundarios y la diferencia entre materiales poliméricos cristalinos y amorfos.

De todos estos principios básicos repasaremos los conceptos correspondientes a cristalinidad y las propiedades de los polímeros amorfos.

Al igual que los metales, los polímeros pueden soportar deformación tanto elástica como plástica cuando se aplica un esfuerzo. La deformación elástica se debe a dos mecanismos de estirado y distorsión de los enlaces dentro de la cadena y movimiento recuperable de segmentos completos de las cadenas. La deformación plástica de los polímeros se produce cuando las cadenas en el polímero se deslizan una sobre otra rompiendo los enlaces débiles de van der Waals. Cuando cesa el esfuerzo, las cadenas permanecen en sus nuevas posiciones y el polímero experimenta una deformación permanente. La facilidad con la que se produce la deformación permanente está relacionada con la viscosidad del polímero. Los polímeros con una alta viscosidad requieren mayores esfuerzos para causar deformación plástica.

El efecto de la temperatura en la viscosidad es idéntico que en los vidrios,

$$\eta = \eta_0 e^{\frac{E_\eta}{RT}} \quad (7.1)$$

donde η_0 y E_η dependen de la estructura del polímero. La energía de activación E_η está relacionada con la facilidad con la que las cadenas se deslizan una sobre otra. Conforme se incrementa la temperatura, el polímero es menos viscoso y se deforma más fácilmente. El comportamiento de un polímero depende también de la estructura de su cadena y el comportamiento de los polímeros termoplásticos lineales cambia con la temperatura.

A muy altas temperaturas, los enlaces covalentes entre los átomos en la cadena lineal pueden destruirse —el polímero se quema o carboniza—. Esta temperatura T_d es la *temperatura de degradación*, limita la utilización del polímero y representa la temperatura máxima a la cual el polímero puede ser conformado en una forma útil.

Cuando la temperatura de los polímeros termoplásticos lineales es alta, la viscosidad es muy baja. Las cadenas pueden moverse incluso sin fuerzas externas y, si se aplica una fuerza, el polímero fluye prácticamente sin que se produzca deformación elástica. La resistencia y el módulo de elasticidad son próximos a cero. El polímero es adecuado para el moldeo y muchos otros procesos de conformado. Conforme disminuye la temperatura, se incrementa la viscosidad y ya no se mueven tan fácilmente las cadenas. Cuando la temperatura baja hasta la *temperatura de fusión* T_m , el polímero se vuelve rígido. Por debajo de la temperatura de fusión, el polímero es rígido y mantiene su forma, aunque las cadenas están aún altamente torcidas y enroscadas. Sin embargo, las cadenas se mueven y generan deformación cuando se aplica un esfuerzo. Cuando cesa dicho esfuerzo, sólo se recupera la parte elástica de la deformación. La resistencia y el módulo de elasticidad son bajos pero el alargamiento plástico de rotura es muy alto. Podemos deformar el polímero en formas finales por moldeo o extrusión, en este intervalo de temperatura.

Conforme sigue descendiendo la temperatura, el material pasa a poseer una menor deformabilidad elástica y plástica. En este intervalo de temperatura, los posibles cambios permanentes en la forma del polímero son limitados. Su resistencia es mayor, el módulo de elasticidad aumenta y el alargamiento de rotura se reduce.

Conforme continúa decreciendo la temperatura del polímero amorfo, la viscosidad se hace tan baja que sólo es posible el movimiento muy localizado de pequeños grupos moleculares en la cadena; ya no se deslizan las cadenas una sobre otra. Por debajo de la *temperatura de transición vítrea* T_g , el polímero lineal se vuelve duro y frágil, se comporta de modo parecido a un vidrio cerámico y las propiedades tales como el módulo de elasticidad o la densidad, cambian a una velocidad diferente cuando la temperatura cae por debajo de T_g (Figura 7.1). Normalmente los polímeros de uso ordinario, como el polietileno, se seleccionan, para una aplicación determinada, de modo que la temperatura de transición vítrea sea inferior a las temperaturas de servicio y de hecho en el pasado la mayor limitación para el uso de materiales plásticos en aplicaciones de ingeniería venía derivada de la temperatura. Actualmente nos encontramos con plásticos de ingeniería como el ABS, el Nylon o el poliéster cuyas temperaturas de transición vítrea están comprendidas entre 50 a 150°C y mantienen buenas propiedades mecánicas a temperatura ambiente.

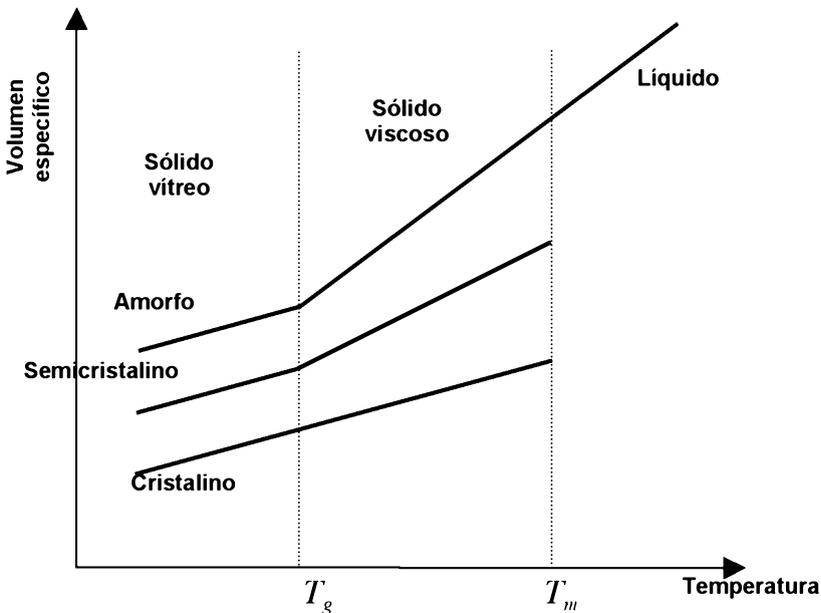


Figura 7.1

Relación entre el volumen específico y la temperatura en los polímeros cristalinos y amorfos

La temperatura de transición vítrea está comprendida habitualmente entre 0,5 y 0,75 veces la temperatura absoluta de fusión T_m . Las cadenas por adición simple, compuestas de pequeños monómeros simétricos, tienen una temperatura de transición vítrea de aproximadamente la mitad de la temperatura de fusión. Las cadenas producidas a partir de monómeros grandes o no simétricos tienen mayores temperaturas de transición.

Algunos polímeros cristalizan parcialmente cuando se enfrían a temperaturas inferiores a la de fusión. La cristalización es más fácil para los polímeros de adición simple que no tienen moléculas grandes o grupos de átomos de sustitución que puedan romper la simetría de la cadena o impedir la compactación de las mismas.

Varios factores influyen sobre la cristalización. La cristalización es más difícil cuando el polímero está compuesto de más de un tipo de monómero o moléculas no simétricas. El enfriamiento rápido evita la cristalización y facilita la estructura vítrea. Finalmente, la deformación del polímero entre las temperaturas de fusión y de transición vítrea puede propiciar la cristalización, enderezando las cadenas y conduciéndolas a una estructura paralela. Las velocidades pequeñas de deformación son más efectivas que las altas velocidades de deformación para provocar la cristalización.

En los polímeros cristalinos la deformación elástica es baja, ya que las cadenas son casi rectas y paralelas entre sí. Las temperaturas mayores permiten un mayor alargamiento de los enlaces, pero el módulo de elasticidad permanece alto. Además, la estructura cristalina resiste la deformación plástica hasta que la temperatura se acerca al punto de fusión.

Los polímeros con cadenas entrecruzadas, como los plásticos termoestables, o los elastómeros que están altamente entrecruzados, mantienen el módulo de elasticidad en un nivel estable a pesar del aumento de temperatura. Las resinas epoxi son los ejemplos más comunes de polímeros termoestables, en los que dos compuestos, que están en estado líquido a temperatura ambiente, se mezclan juntos para formar una resina, que al solidificar produce durante el curado el entrecruzamiento de cadenas. Este proceso es irreversible: un termoestable no puede conformarse nuevamente una vez solidificado.

7.2.1. Comportamiento Viscoelástico y Viscoplastico

Los polímeros tienen un comportamiento viscoso que depende del tiempo, que se debe a su estructura molecular. La estructura molecular juega un papel importante particularmente los enlaces principales y los enlaces secundarios o de van der Waals. El módulo de elasticidad es bastante más bajo que el módulo de Young de los metales y cerámicas, porque las fuerzas de van der Waals suponen enlaces más débiles que los enlaces primarios.

El módulo de relajación y la flexibilidad de creep se pueden representar por:

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\epsilon_0} \qquad D(t) = \frac{\epsilon(t)}{\sigma_0} \qquad (7.2)$$

En la Figura 7.2 se representa el módulo de elasticidad respecto a la temperatura de un material termoplástico. Este módulo está dado, para una velocidad de deformación determinada, es decir a tiempo constante. Por debajo de T_g , el módulo es relativamente alto ya que el movimiento molecular está restringido; para una temperatura próxima a T_g , el módulo decrece rápidamente. Si la temperatura es suficientemente alta, los polímeros lineales pierden toda capacidad de mantener un esfuerzo y se comportan como un líquido viscoso. Sin embargo, los polímeros reticulares, altamente entrecruzados, mantienen un valor plano del módulo.

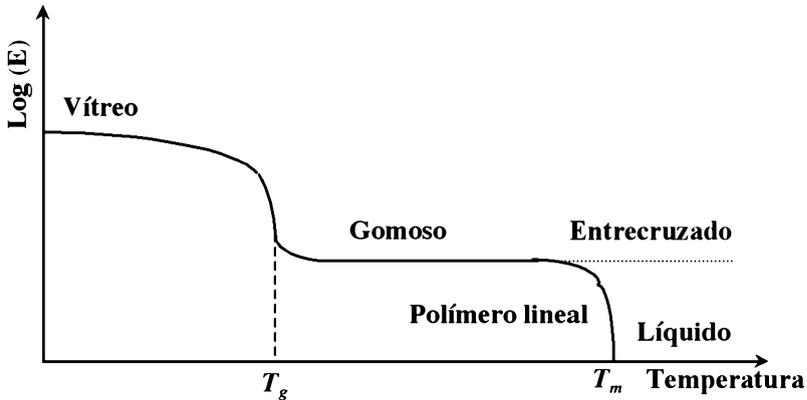


Figura 7.2

Influencia de la temperatura en el módulo elástico de un polímero

La Figura 7.3 muestra una curva de características muy similares a la anterior (Figura 7.2) pero en este caso no representa el comportamiento del módulo en función de la temperatura, sino el valor del módulo en función del tiempo a una temperatura constante determinada. Para tiempos cortos el polímero es vítreo, pero presentan un comportamiento plástico, incluso gomoso y finalmente líquido a medida que aumenta el tiempo de mantenimiento a la temperatura predeterminada. Naturalmente la magnitud del tiempo necesario para alcanzar alguno de los estados indicados es variable en función de la temperatura de que se trate. Un polímero a una temperatura bastante más baja de T_g permanece en un estado vítreo, mientras dura el ensayo de relajación de tensiones, mientras que un polímero por encima de T_g pasa por este estado tan rápidamente que el comportamiento vítreo no puede ser detectado.

La equivalencia entre el comportamiento a alta temperatura o el comportamiento en periodos largos de tiempo se puede establecer mediante el principio de superposición de tiempo-temperatura, desarrollado por Williams, Landel y Ferry, que permite desarrollar una ecuación semiempírica que concentra los datos

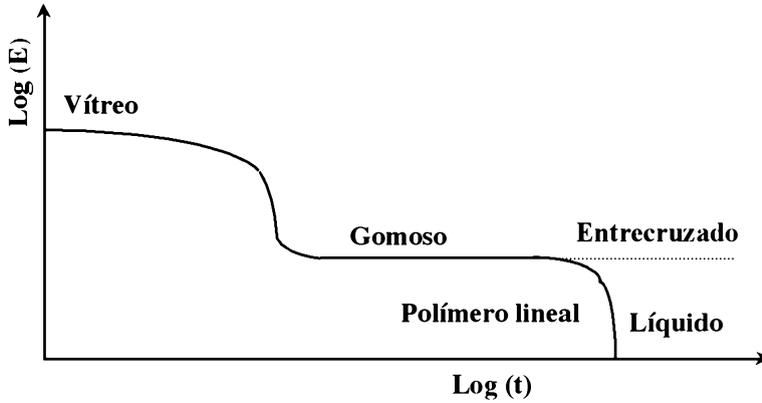


Figura 7.3
Influencia del tiempo en el módulo de un polímero

a diferentes tiempos en una curva-master módulo temperatura, que define un factor de tiempo a_T :

$$\log a_T = \log \frac{t_T}{t_{T_0}} = \frac{C_1 (T - T_0)}{C_2 + T - T_0} \quad (7.3)$$

donde t_T y t_{T_0} son los tiempos para alcanzar un módulo específico a las temperaturas T y T_0 , respectivamente. T_0 es la temperatura de referencia (normalmente definida como T_g) y C_1 y C_2 son parámetros que dependen de las propiedades del material. La ecuación 7.3, conocida como la relación WMF¹ es válida para el intervalo $T_g < T < T_g + 100^\circ\text{C}$.

Para entender la respuesta mecánica de los polímeros podemos emplear modelos mecánicos analógicos. El modelo más conocido es el modelo de Maxwell, que consiste en un muelle y un amortiguador en serie, mientras que el modelo de Voigt contiene los mismos elementos en paralelo; existe un tercer modelo que combina los modelos de Maxwell y Voigt, como se representa en la Figura 7.4. El modelo de Maxwell no tiene en cuenta la recuperación viscoelástica, porque la deformación en el amortiguador no es reversible cuando cesa la tensión. El modelo de Voigt no puede ser aplicado al caso de la relajación de tensiones, porque cuando la deformación es fija, toda la tensión está soportada por el muelle y el problema se reduce a una simple carga estática, en la que la tensión y la deformación permanecen constantes.

¹ Esta ecuación es similar a la de Larson-Miller que solemos utilizar para extrapolar los datos del comportamiento de materiales metálicos al creep.

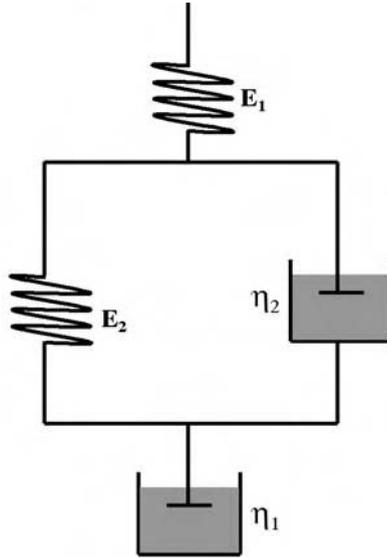


Figura 7.4

Analogía mecánica de la deformación viscoelástica de los polímeros

Si combinamos ambos modelos, como se ve en la Figura 7.4, obtenemos un modelo de comportamiento más versátil y realista. En este caso las deformaciones son sumatorias, y la tensión soportada por el muelle de Maxwell y el amortiguador se divide entre el muelle de Voigt y el amortiguador.

Para un ensayo de creep a carga constante, tenemos:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_1} + \frac{\sigma_0}{E_2} \left(1 - e^{\frac{-t}{\tau_{R(2)}}} \right) + \frac{\sigma_0 t}{\eta_1} \quad (7.4)$$

7.2.2. *Plastificación Generalizada y Fractura*

En los metales las dos formas de agotamiento son la plastificación generalizada y la fractura. Normalmente los materiales sometidos a esfuerzos importantes plastifican y en los materiales frágiles se llega a la fractura antes de completarse el proceso de plastificación, de ahí que los materiales dúctiles, por definición, son aquellos que alcanzan un grado importante de plastificación antes de la rotura, aunque en condiciones especiales se puedan dar circunstancias en las que se desencadene una fractura sin deformación plástica, como consecuencia de esfuerzos de triaxialidad de tensiones, por sollicitaciones a bajas temperaturas o impactos.

En términos generales, los polímeros no son muy distintos de los metales, pero los procesos de plastificación y fractura son diferentes desde un punto de vista microscópico. Los polímeros no tienen planos cristalográficos, ni dislocaciones, ni bordes de grano, y teniendo en cuenta que la fractura a escala atómica, supone una rotura de los enlaces atómicos, en el caso de los polímeros hay que considerar que tienen dos tipos de enlace: el primario molecular y los enlaces secundarios que son fuerzas de van der Waals entre segmentos de molécula. La fractura requiere la rotura del enlace primario molecular pero los enlaces secundarios juegan un papel importante en los mecanismos de deformación que preceden a la fractura.

En principio los polímeros que se ensayan a temperaturas bajas, en relación con la temperatura T_g , se comportan de modo frágil, ya que el flujo plástico requiere tiempo y el material polimérico no tiene tiempo de respuesta suficiente para producir una deformación de plastificación, por lo que se rompe de forma frágil. De la misma manera los polímeros reticulares son siempre frágiles ya que no tienen enlaces de van der Waals y los enlaces primarios entre segmentos de cadenas tendrían que romperse para que se pudieran deformar estos materiales. Cuando se diseña con polímeros debemos recordar que por debajo de $0,75 T_g$ los materiales tienen baja tenacidad, y cualquier cosa que suponga una concentración de tensiones (como grietas, entallas o cambios bruscos de sección) es peligroso.

La fractura de polímeros implica por lo tanto la separación material de la cadena del polímero a nivel atómico, lo que podría entenderse como una gran resistencia a fractura, sin embargo, hay varios aspectos que hacen disminuir extraordinariamente esta aparente resistencia: en primer lugar la presencia de pequeños defectos internos que actúan como pequeñas grietas con una alta concentración local de tensiones, y en segundo lugar el hecho de que las cadenas poliméricas no se encuentran solicitadas uniformemente, sino que las tensiones se reparten de manera muy desproporcional respecto a la carga aplicada, condicionando que algunos enlaces moleculares alcancen el nivel de tensión de rotura. En el caso de los polímeros amorfos el grado de desigualdad en el reparto de tensiones es más pronunciado, mientras que en el caso de los polímeros cristalinos el grado de simetría distribuye las tensiones de forma más uniforme.

En algunos casos la fractura se produce por desenganche de cadenas, dependiendo de la longitud de las moléculas, y del grado en que se encuentran entrecruzadas.

La rotura de cadena se puede producir a tensiones relativamente bajas en los polímeros entrecruzados o altamente alineados y sin embargo, la respuesta de los polímeros isotrópicos con baja densidad de uniones, está relacionada con los enlaces secundarios a bajas tensiones. A altas tensiones, muchos polímeros plastifican antes de la fractura.

7.2.3. Fluencia Tangencial y Crazing

A temperaturas 50°C por encima de T_g , los termoplásticos inician su comportamiento como plásticos (de ahí su nombre). La curva de tensión-deformación típica de un *polietileno* o un *nylon*, por ejemplo, se muestra en la Figura 7.5. Esta curva tiene tres regiones.

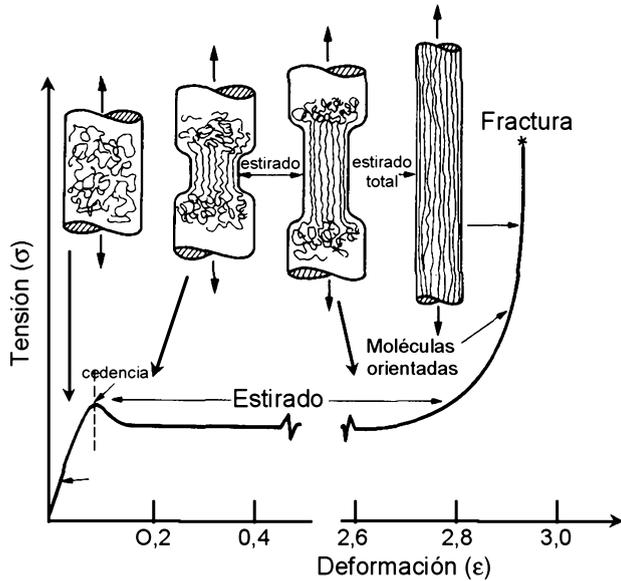


Figura 7.5

Estirado en frío de un polímero lineal: las moléculas se estiran y se alinean, después de una reducción de 4, el polímero es mucho más resistente en la dirección de estirado

A pequeñas cargas el polímero es elástico lineal. A medida que va aumentando la deformación las moléculas del polímero se estiran y se alinean. El proceso comienza en un punto de concentración de tensiones y un segmento del fuste central se estrecha, como el estrangulamiento en una probeta de ensayo de tracción, hasta que la relación de estirado (l/l_0) es suficiente para producir el alineamiento de las moléculas, que puede ser del orden de 2 a 4 (deformaciones nominales entre 100 a 300%). El estrangulamiento se propaga a lo largo de la muestra hasta que está totalmente estirada, como se ve en la Figura 7.5.

El material es mucho más resistente en la dirección de estirado que antes, de forma que cuando el estirado es completo alcanza resistencias muy elevadas hasta que sobreviene la fractura. Este flujo recuerda el de los metales que se deforman por el movimiento de las dislocaciones a lo largo de los planos de deslizamiento, de forma que algunos polímeros presentan un *flujo tangencial o cortante*.

Muchos polímeros, entre los que se encuentran el *polietileno PE*, *polipropileno PP* y el *nylon*, estiran a temperatura ambiente, mientras que otros con T_g más alta, como el *poliestireno PS*, necesitan mayores temperaturas para el estirado. Si el *PS* se somete a un esfuerzo de tracción a temperatura ambiente, se deforma por *crazing*, que es una deformación localizada y produce cavidades en forma de microhuecos (*voids*) y deformaciones del orden del 100%. A nivel ma-

croscópico la zona *craze* aparece blanca, perpendicular a la tensión máxima principal σ (resulta muy ilustrativo flexionar fuertemente pequeños objetos de plástico, fabricados por moldeo por inyección, como tapones de bolígrafos para ver la zona blanca). Aparecen pequeñas deformaciones como grietas que presentan deformación con un sólido no deformado a su alrededor, el material deformado contiene ligamentos que unen las superficies con *crazing*, como se ve en la Figura 7.6 a). Los crazes son fácilmente visibles a simple vista y son precursores de la fractura. En la Figura 7.6 b) se puede ver una imagen fractográfica SEM de una zona *craze*.

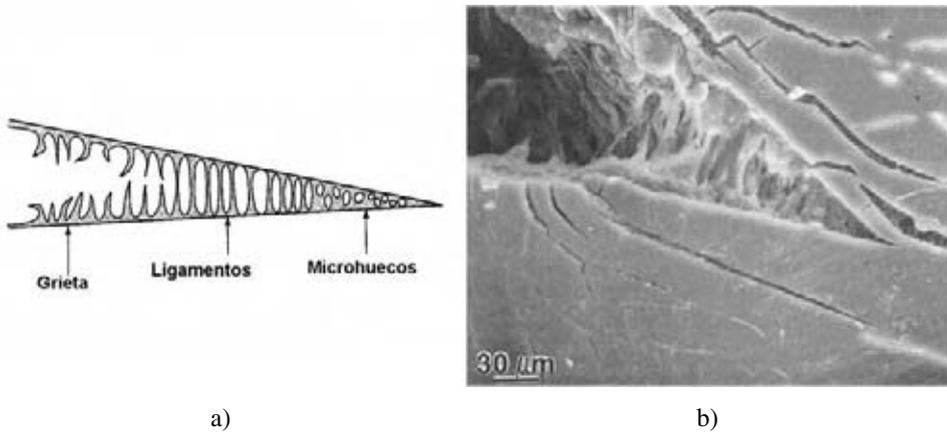


Figura 7.6

a) Esquema de un *crazing* en el que se observa la grieta, la zona de ligamentos que unen los bordes de la grieta y la zona de los microhuecos que todavía no son grieta. b) Imagen SEM de un *crazing* en un PE. (Brostow, W, Corneliussen, R.D., *Failure of Plastics*, 1986, with kind permission of Hanser Publishers)

La Figura 7.7 ilustra el mecanismo de formación de microhuecos en un polímero semicristalino homogéneo, cuando se aplica una tensión σ ; las cadenas de ligamento entre lamelas adyacentes comienzan a separarse y se desenredan, para terminar formando un microhueco a lo largo del plano de máxima deformación, iniciando el *crazing*. La fractura en una zona *craze* normalmente se inicia a partir de inclusiones inorgánicas que están atrapadas en el polímero. Existen mecanismos para minimizar y neutralizar este efecto mediante la adición de segundas fases, como se ve más adelante.

El *crazing* y el flujo cortante son mecanismos de fallo de los polímeros que compiten entre sí, dependiendo de la estructura molecular, estado tensional y temperatura. Una componente hidrostática importante en el tensor de tensiones conduce hacia el *crazing*, mientras que las tensiones desviadoras favorecen el flujo tangencial.

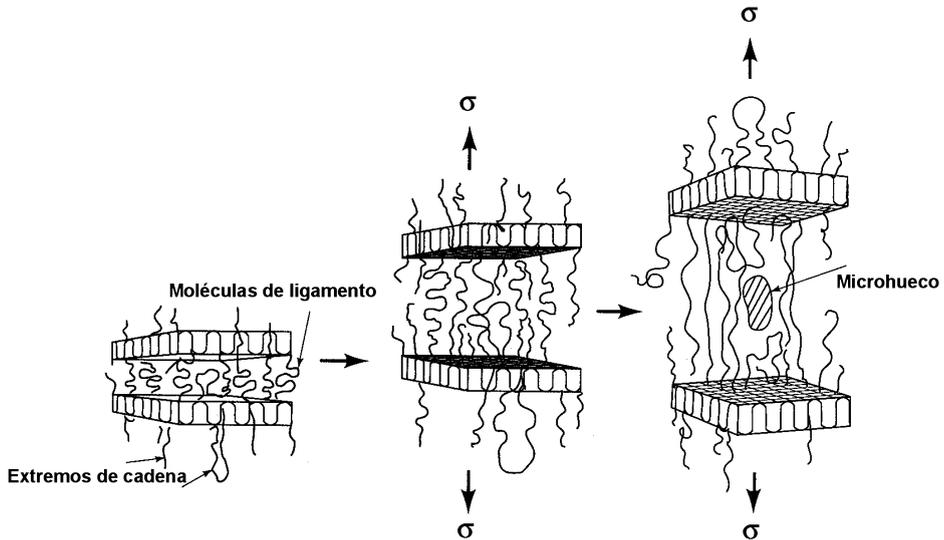


Figura 7.7

Mecanismo de formación de microhuecos en un polímero semicristalino homogéneo, cuando se aplica una tensión σ , las cadenas de ligamento entre lamelas adyacentes comienzan a separarse y se desenredan, para terminar formando un microhuevo a lo largo del plano de máxima deformación, iniciando el *crazing*. (Brostow, W, Corneliussen, R.D., *Failure of Plastics*, 1986, with kind permission of Hanser Publishers)

7.2.4. Comportamiento en el Fondo de Grieta

El comportamiento en el fondo de grieta se parece al de los metales, particularmente en los procesos de flujo cortante, porque el deslizamiento en los metales y el cortante en los polímeros están gobernados por criterios de plastificación similares. Sin embargo el *crazing* produce una zona de plastificación en el fondo de grieta que se puede caracterizar muy bien mediante el modelo de Dugdale de la grieta cohesiva que se vió en el punto 3.4 2 y cuya ecuación reproducimos a continuación:

$$\rho = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_c} \right)^2 \quad (7.5)$$

Precisamente el modelo de Dugdale parece diseñado para los polímeros y la grieta va avanzando a medida que los ligamentos que unen ambas partes se van rompiendo, como se ve en la Figura 7.6.

Las imágenes fractográficas de las fracturas de polímeros se parecen en cierto modo a las de los metales; en la Figura 7.8 A se puede ver la fractografía

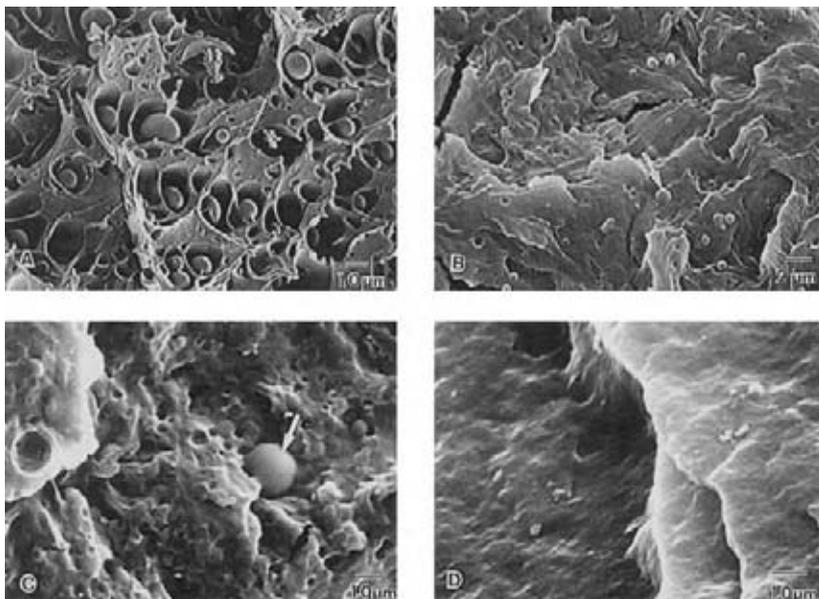


Figura 7.8

Fractografía SEM de polímeros con distintas adiciones de elastómeros en forma de segunda fase. (A) La fase dispersa en la matriz ductil tiene poca adhesión. (B) Partículas dispersas más finas. (C) La adhesión es mucho mejor, comparando con A y (D) Las partículas son difíciles de distinguir, con un 20% de elastómero aproximadamente. (Sawyer, Lynda C., Grubb, D.T., *Polymer microscopy*, 1995, with kind permission of Chapman and Hall Ltd.)

de un polímero en la que se aprecia la similitud con la coalescencia por microhuecos en los metales.

La mayoría de los plásticos, especialmente los polímeros vítreos, presentan fractura frágil debido a que los procesos de absorción de energía, como el *crazing* o la cedencia por cizalladura operan solamente en una región pequeña y localizada alrededor del fondo de grieta. Aunque estos mecanismos llevan asociada una importante deformación plástica y una absorción de energía considerable por parte del material, el hecho de que estén confinados en un volumen muy pequeño de material, comparado con el tamaño de la probeta, implica que la cantidad total de energía plástica absorbida sea pequeña.

Para incrementar la tenacidad es necesario que el volumen en el cual operen estos u otros mecanismos de disipación de energía sea suficientemente grande, y por otra parte es importante limitar el crecimiento de microhuecos y *crazes* para prevenir la iniciación y propagación prematura de grietas.

Este aumento de la tenacidad se debe producir sin una pérdida significativa de otras propiedades importantes como son el módulo elástico, la resistencia a la tracción o la deformación a rotura. Por ejemplo, plastificando un polímero vítreo con un líquido de baja masa molecular se consigue promover una rotura

dúctil, pero el polímero plastificado sufrirá una gran reducción en el módulo elástico y en su temperatura de transición vítrea.

Una alternativa es iniciar mecanismos de absorción de energía, como el *crazing* o la cedencia por cizalladura a partir de varios lugares, con lo cual un volumen mucho mayor de polímero está involucrado en comparación con la zona alrededor de la punta de la grieta. Estos mecanismos de deformación múltiple son susceptibles de producirse mediante la incorporación de una segunda fase consistentes en partículas de gomas o elastómeros dispersas en una matriz polimérica.

Los ejemplos más conocidos de este tipo de materiales son el *poliestireno de alto impacto (HIPS)* y el copolímero *acrilonitrilo-butadieno-estireno (ABS)* ambos polímeros modificados con elastómero poseen una tenacidad mayor que los materiales no modificados, poliestireno y copolímero acrilonitrilo-estireno (SAN) respectivamente. Otros materiales en los que se ha aumentado la tenacidad utilizando esta tecnología son: *PVC, PMMA, Polipropileno, Policarbonato, Poliamidas*, y más recientemente resinas termoestables como *Epoxi y Poliéster insaturado*. En estos polímeros multifásicos se consigue aumentar la tenacidad sin una pérdida significativa en otras propiedades importantes del material.

Por otra parte, muchos materiales plásticos se comercializan cargados con partículas rígidas. Estas cargas, generalmente de naturaleza inorgánica, se añaden al polímero a fin de modificar distintas propiedades de la matriz, o bien para abaratar costes si el precio en volumen de la carga es menor que el de la matriz. Estas cargas afectan a la magnitud de las propiedades mecánicas y pueden llegar a modificar la resistencia a la propagación de las grietas produciéndose un aumento de la tenacidad a fractura en función de la fracción en volumen de partículas y también del grado de adhesión en la interfase partícula-matriz.

7.2.5. Fractura Viscoelástica de los Polímeros

Aunque algunos aspectos de la fractura de los materiales poliméricos pueden ser parecidos a los de los metales, una de las más importantes diferencias es la importante influencia del tiempo en el comportamiento mecánico en fractura.

Se han hecho importantes intentos para caracterizar la tenacidad a fractura K_I de los plásticos de ingeniería, sin embargo los procedimientos experimentales existentes en la actualidad no están especialmente indicados para tener en cuenta la viscoelasticidad. Un gran número de investigadores han caracterizado materiales plásticos con los parámetros K_{IC} , J_{IC} y curvas $J-R$, utilizando las mismas técnicas que para los metales. Los valores de J_{IC} pueden ser válidos cuando caracterizamos un plástico razonablemente tenaz, sin embargo, cuando el material presenta un comportamiento dependiente acusadamente del tiempo, es más adecuada la integral viscoelástica J_v .

La integral viscoelástica está dada por:

$$J_v = -\frac{1}{B} \left[\frac{\partial}{\partial a} \int_0^{\Delta^e} P \, d\Delta^e \right] \quad (7.6)$$

cuya versión simplificada de carga por unidad de espesor es:

$$J_v = - \frac{\partial}{\partial a} \left[\int_0^{\Delta^e} P \, d\Delta^e \right] \quad (7.7)$$

donde P es la carga aplicada a la probeta por unidad de espesor y la curva $P-\Delta^e$ es la curva de carga desplazamiento pseudo-elástico, no lineal y dependiente del tiempo que sigue una ley del tipo: $P = M (\Delta^e)^N$, siendo M y N parámetros independientes del tiempo; N es una propiedad del material, mientras que M depende del material y de la geometría de la probeta. Para un material viscoelástico lineal, tendremos que $N = 1$ y M es la rigidez elástica. Según la ley potencial anterior, resulta:

$$J_v = - \frac{(\Delta^e)^{N+1}}{N+1} \left(\frac{\delta M}{\delta a} \right)_{\Delta^e} \quad (7.8)$$

J_v puede ser evaluada directamente, por unidad de espesor, a partir del área bajo la curva $P-\Delta^e$:

$$J_v = \frac{\eta}{b} \int_0^{\Delta^e} P \, \Delta^e \quad (7.9)$$

donde P es la carga por unidad de espesor B y η es un parámetro dependiente de la geometría y con la ley potencial $P = M (\Delta^e)^N$ y comparando ambas expresiones de J_v :

$$\eta = - \frac{b}{M} \left(\frac{\delta M}{\delta a} \right)_{\Delta^e} \quad (7.10)$$

El valor de J sería:

$$J = \frac{\eta}{Bb} \int_0^{\Delta} P \, d\Delta \quad (7.11)$$

y se puede establecer una relación de tipo: $J_v = J \cdot \Phi(t)$

7.2.6. Plásticos Reforzados con Fibras

Los materiales poliméricos convencionales tienden en general a comportarse de forma más o menos isotrópica, por lo menos a escala macroscópica y su comportamiento es razonablemente similar a los materiales homogéneos. Sin embargo, los materiales de matriz polimérica reforzados con fibras se comportan de forma completamente anisotrópica y sus propiedades mecánicas son direccionales, de esta manera los fallos de estos materiales son la delaminación y el micropandeo.

Cuando una matriz polimérica se combina con un refuerzo resistente y de alto módulo elástico el material resultante, como ya sabemos, tiene mayor resistencia/peso y mayor rigidez/peso comparado incluso con algunos aceros o aluminios.

La fractura en los compuestos reforzados por fibras, sin embargo, está controlada más bien por numerosas microgrietas distribuidas a lo largo del material, que por una simple grieta macroscópica. Existen situaciones en las que la mecánica de fractura puede explicar el comportamiento en fractura de los compuestos pero no es menos cierto y se debe reconocer el poco éxito que las ecuaciones clásicas de la mecánica de fractura, que aplicamos a los materiales homogéneos, tienen con estos materiales, salvo en el caso de la delaminación.

En la Figura 7.9 se pueden ver distintas formas de fallo en fractura de estos materiales. Una carga de tracción que produce el agrietamiento de la matriz puede generar que las fibras se rompan, que actúen de puentes uniando los bordes de agrietamiento de la matriz o que las fibras se despeguen de la propia matriz.

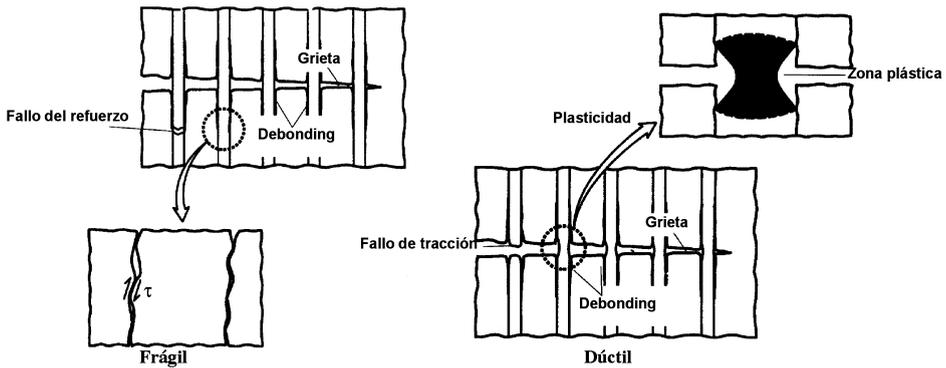


Figura 7.9

Esquema de algunos mecanismos de fractura en compuestos

En la Figura 7.10 se presentan algunas fractografías que ilustran esto último. De otro modo el esfuerzo de tracción puede producir una rotura de fibras, sin que la matriz se vea afectada, aunque obviamente la resistencia del compuesto

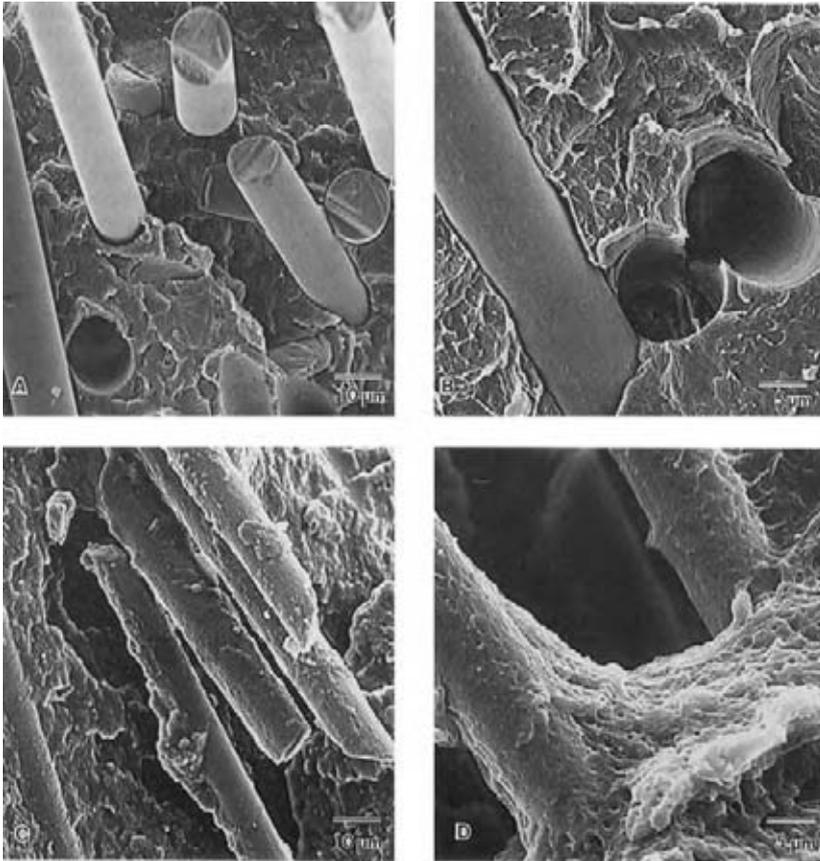


Figura 7.10

Fractografía SEM de un compuesto reforzado con fibra de vidrio, con diferentes propiedades de adhesión. (A) Fallo entre la intercara fibra-resina por poca adhesión entre las fibras y la matriz. (B) Huecos de las fibras. (C) Las fibras tienen restos de resina como consecuencia de un fallo en la matriz. (D) Imagen de C con más aumentos. (Sawyer, Lynda C., Grubb, D.T., *Polymer microscopy*, 1995, with kind permission of Chapman and Hall Ltd.)

quede disminuida. Los esfuerzos de compresión pueden producir micro-pandeos de las fibras; como la matriz polimérica es blanda comparada con las fibras, las fibras se comportan de forma inestable en esfuerzos de compresión. Los esfuerzos de compresión también pueden producir delaminación por pandeo a nivel macroscópico, especialmente si el material contiene regiones delaminadas preexistentes.

La delaminación puede producirse en los Modos I y II de fractura. El remedio para mejorar la delaminación se basa en la colocación de fibras en varias direcciones, como se presenta en la Figura 7.11, lo cual es costoso y problemático, por lo que se pueden utilizar fibras cortas y fibras largas combinadas. La tenacidad a fractura interlaminar, que normalmente se caracteriza con la tasa de

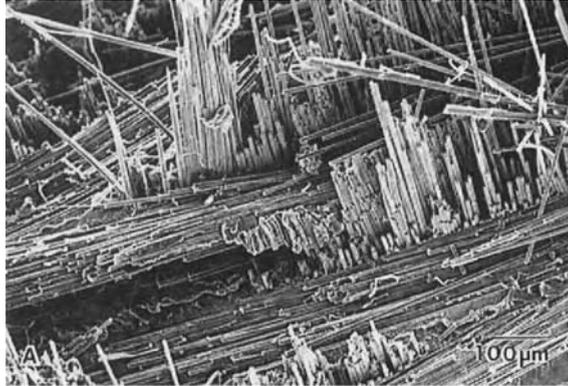


Figura 7.11

Fibras de carbono alineadas a 90° unas de otras. (Sawyer, Lynda C., Grubb, D.T., *Polymer microscopy*, 1995, with kind permission of Chapman and Hall Ltd.)

liberación de energía crítica G_{IC} , concepto que se ha explicado en el Tema 2, está relacionada con la tenacidad a fractura de la matriz del material.

El compuesto formado con matrices termoestables frágiles, tiene más tenacidad que la resina sola, pero el efecto es inverso para matrices de alta tenacidad. Las matrices frágiles mejoran su tenacidad con el refuerzo, mientras que las matrices dúctiles pierden tenacidad, por el efecto de *debonding* que se genera entre las fibras y la matriz como mecanismo de crecimiento de grieta.

7.3. Cerámicos y compuestos de matriz cerámica

Es bien conocido que todas las cerámicas tradicionales, monolíticas de una sola fase, como los óxidos, carburos, sulfuros y compuestos intermetálicos, unidos por enlaces covalentes e iónicos, tienen muy baja tenacidad y son tremendamente frágiles. Precisamente como no tienen flujo plástico, la propagación de la grieta solo tiene que vencer la energía superficial del material.

Gran parte de las cerámicas son cristalinas con una estructura ordenada a largo alcance, como los metales, pero a diferencia de estos, no tienen planos compactos de deslizamiento, ni movimiento de dislocaciones, de forma que las cerámicas son muy frágiles comparadas con los metales.

Las cerámicas tienen otras propiedades tecnológicas muy importantes, particularmente su resistencia a altas temperaturas y su resistencia al creep. Todos los metales, incluidos las superaleaciones en base níquel y cobalto, no es posible que se pueden utilizar a temperaturas de 2000°C, como lo exigen algunas aplicaciones, por ejemplo para turbinas aeroespaciales avanzadas. Estas aleaciones metálicas se están utilizando actualmente a su temperatura límite entre 1000-1100° C, por lo que resulta particularmente interesante poder utilizar materiales cerámicos

para estas aplicaciones, ya que se podrían contemplar campos de utilización en temperaturas hasta 2000° C. Sin embargo, el gran problema a resolver es la escásima tenacidad que presentan todos estos materiales cerámicas.

Muchos programas de investigación intentan producir cerámicas tenaces. Los micromecanismos que permiten mejorar la resistencia a fractura de las cerámicas tenaces modernas se pueden clasificar en dos grupos importantes: Los de disipación de energía y los que propician la formación de puentes como en los polímeros.

En la Tabla 7.1 se pueden ver estos dos grupos y los mecanismos concretos que son: el refuerzo con fibras o *whiskers*, ambos como creación de puentes a similitud de los materiales poliméricos, la formación de muchas microgrietas y las transformaciones de fase, en todos ellos se incluye una cerámica de ejemplo con el valor de tenacidad a fractura que se ha alcanzado.

Tabla 7.1
Algunos ejemplos de cerámicas tenaces
y los mecanismos de mejora de la tenacidad a fractura

	Máxima tenacidad alcanzada (MPa \sqrt{m})
Disipación de energía	
Formación de muchas microgrietas (Si ₃ N ₄ /SiC)	7
Transformaciones de fase (PSZ)	18
Formación de puentes	
Puentes dúctiles (WC/Co)	20
Refuerzo de fibras (Vidrio/C)	20
Refuerzo con Wiskers (Al ₂ O ₃ /SiC)	14

Como se puede ver los valores son muy superiores a las cerámicas tradicionales que apenas tienen valores de K_{IC} ni siquiera de un dígito en (MPa \sqrt{m}) pero aun están muy lejos de la tenacidad de los metales de alta resistencia.

En la Figura 7.12 podemos ver un modelo de zona de influencia formada por el crecimiento de grieta. Cuando la grieta se propaga genera una zona de influencia alrededor del borde de grieta. La tasa de liberación de energía crítica es igual al trabajo que se necesita para propagar la grieta desde a a $a + da$ dividido por da :

$$G_R = 2 \int_0^h \left[\int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \right] dy + 2 \gamma_s \quad (7.12)$$

donde h es el semi-espesor de la zona de influencia y γ_s es la energía superficial. La integral entre corchetes representa la densidad de energía de deformación,

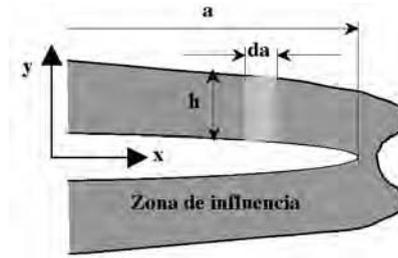


Figura 7.12

Zona de influencia formada por el crecimiento de grieta

que es simplemente el área de la región del diagrama tensión-deformación en el caso de una carga axial. Obviamente las cerámicas frágiles tienen una mínima área de deformación, mientras las cerámicas tenaces tienen un área notablemente mayor.

Muchas cerámicas tenaces contienen partículas producto de transformaciones de fase que son capaces de mantener deformaciones no-lineales y son la causa de la mejora en tenacidad, y asumiendo que son capaces de proporcionar toda la energía de disipación y que la energía de deformación en esta región no depende de y , tenemos:

$$G_R = 2 hf \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} + 2 \gamma_s \quad (7.13)$$

donde f es la fracción de volumen de las partículas de la segunda fase. En la Figura 7.13 se puede ver un esquema de la formación de una segunda fase. Recordemos que en los procesos de delaminación de los compuestos con resinas tenaces, que hemos visto anteriormente, la tenacidad a fractura del compuesto era más baja que la de la matriz, porque las fibras restringían el tamaño de la zona de

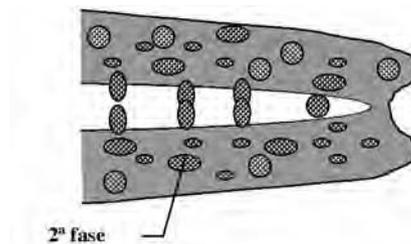


Figura 7.13

Deformación no lineal de las partículas de transformación de fase, con puentes dúctiles

influencia h . Así podemos representar la curva G_R de energía y por lo tanto la cerámica tenaz tiene una curva que crece a medida que avanza la grieta mientras que en el caso de una cerámica frágil la línea es horizontal, como se ve en la Figura 7.14.

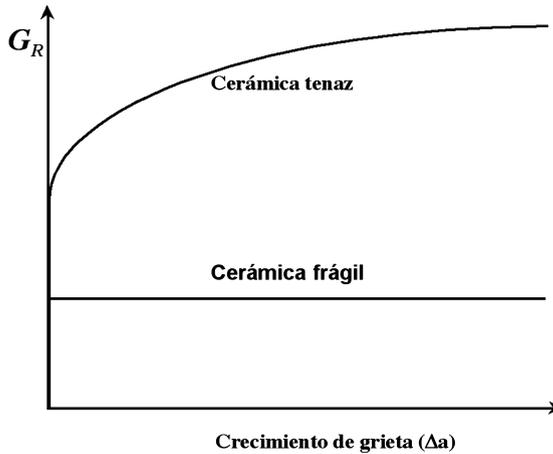


Figura 7.14

Curva G_R de energía de una cerámica tenaz y de una cerámica frágil

Si además tenemos el mecanismo de formación de puentes dúctiles en el borde de grieta, las partículas no rotas ejercen un mecanismo de puentes de unión que impiden el crecimiento de grieta, muy semejante a los modelos de Dugdale que ya hemos visto. En la Figura 7.15 representamos este detalle y por lo tanto los ligamentos se romperán cuando alcancen un valor crítico, según se ha visto en los capítulos anteriores, la tasa crítica de liberación de energía para la propagación de la grieta estaría dada por:

$$G_R = J_C = f \int_0^{\delta_c} \sigma_{yy} d\delta \quad (7.14)$$

Un material cerámico de especial interés en ingeniería es el hormigón o las rocas naturales como el granito, que a pesar de su consideración de frágil, tienen un nivel de tenacidad a fractura de $1-2 \text{ MPa} \sqrt{m}$ por lo que no deben ser considerados como totalmente frágiles. De hecho muchas investigaciones conducentes a mejorar la tenacidad a fractura de las cerámicas tenaces, utilizan como ejemplo de comportamiento en fractura el hormigón.

El hormigón y las rocas naturales desarrollan durante el proceso de fractura grietas de tamaño subcrítico que preceden al fallo final. El resultado de la

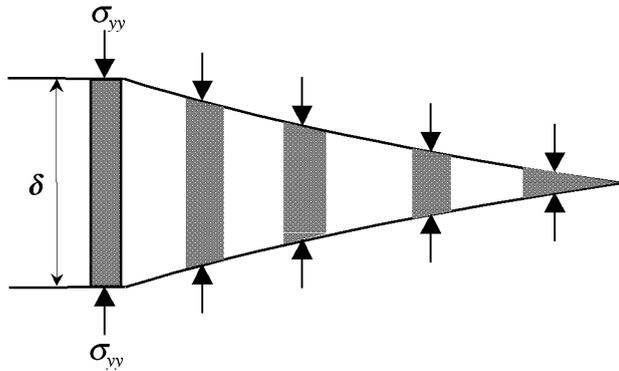


Figura 7.15

Mecanismo de puentes en una cerámica tenaz

formación de estas grietas subcríticas conduce a un comportamiento con una respuesta no-lineal de la curva R . De hecho el procedimiento tradicional de análisis de la resistencia de materiales clásica para el diseño con hormigón ha resultado inadecuado porque a menudo es dependiente del tamaño. Esta dependencia del tamaño es debida al hecho de que la deformación no-lineal está causada no tanto por la plasticidad como por el agrietamiento secundario que hemos mencionado: Los primeros intentos de aplicar la mecánica de fractura al hormigón fallaron porque los primeros trabajos estaban basados en la mecánica de fractura elástica lineal (MFEL) y fallaban al tener en cuenta las zonas de influencia que se formaban delante de las grietas macroscópicas.

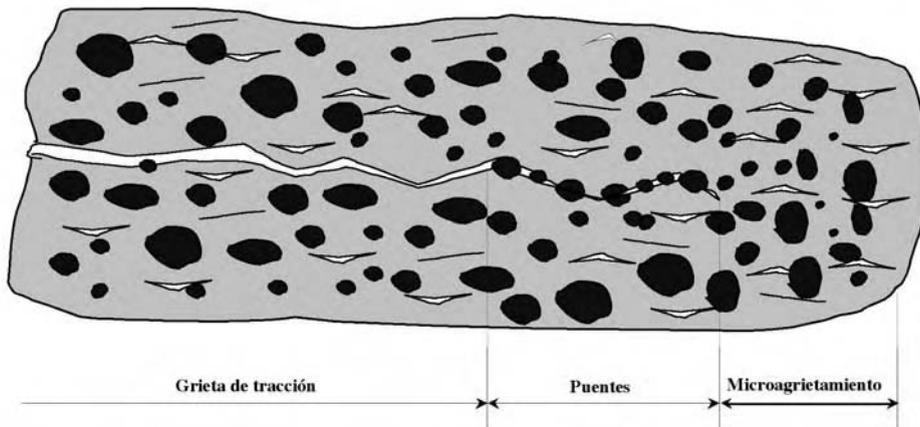


Figura 7.16

Esquema del crecimiento de grieta en el hormigón

La Figura 7.16 esquematiza esta breve consideración con dos modelizaciones de la zona afectada. El primero son los puentes que se crean en la parte final de la grieta como resultado de la intercara débil entre la matriz del hormigón y los agregados, que es precisamente el mecanismo más importante de mejora de la tenacidad en los compuestos de matriz cerámica. En segundo lugar la consideración de la zona de influencia como consecuencia de las microgrietas en la zona de tracción, delante de la macrogrieta.

Tema 8

Fatiga de Materiales. Aplicación de la Mecánica de Fractura

8.1. Introducción

Existen procesos capaces de producir el fallo catastrófico retardado de componentes o estructuras, que han soportado satisfactoriamente un cierto tiempo de servicio, sin que en ningún momento se hubiera rebasado la carga límite prevista para el fallo estático instantáneo. De entre estos procesos, el más conocido y estudiado es la fatiga, que se trata en el presente tema y en segundo lugar la corrosión bajo tensión que será objeto de estudio en un capítulo posterior.

En el estudio que hemos realizado en temas precedentes se ha podido constatar que en estructuras reales construidas con materiales tenaces, para que se produzca un fallo catastrófico por fractura, en las condiciones previstas de servicio, el tamaño de grietas que deberían existir en las piezas es tan grande que serían detectadas sin dificultad. En piezas construidas con materiales de alta resistencia y menos tenaces, el tamaño crítico de las grietas sería menor, no obstante, la Mecánica de Fractura, combinada con una adecuada inspección previa, permite deducir unos criterios seguros de diseño en situaciones de carga estática y dinámica, y en ambientes inertes o neutros así como en otros que no dejen lugar a dudas sobre su influencia en el crecimiento de las grietas.

Entendemos por fatiga las situaciones en las que los componentes de las estructuras y mecanismos están cargados cíclicamente entre niveles de carga inferiores a la resistencia máxima de la pieza, situación que conduce, en general, a su fallo final. Desde el punto de vista de las deformaciones locales, es la forma de fallo provocada por la acción repetida de deformaciones inelásticas alternadas altamente localizadas, que provocan la creación en cada ciclo de una extensión superficial irreversible conducente a la creación de una grieta en una cierta zona del elemento estructural o la propagación de alguna grieta ya existente en el mismo. La mayor parte de los materiales metálicos muestran una propagación apreciable de grietas previo a la rotura en condiciones de carga cíclica. En la Figura 8.1 se puede apreciar una típica rotura de fatiga de un componente trabajando en

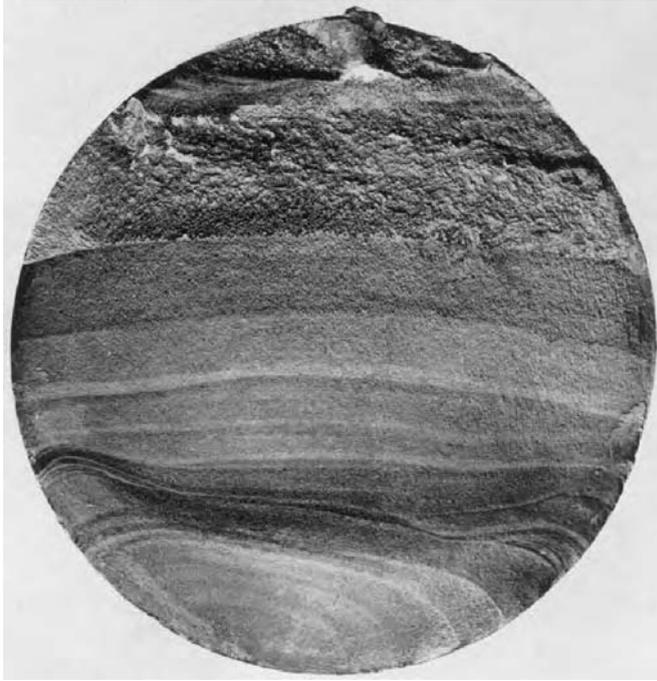


Figura 8.1

Rotura de un eje sometido a flexión con baja tensión nominal

régimen dinámico. La velocidad de propagación de las grietas para diferentes combinaciones de tensión aplicada, tamaño de grieta, geometría, así como los mecanismos que la producen bajo diferentes condiciones de sollicitación, frecuencia y presencia de ambientes agresivos, son temas de gran interés científico y teórico.

La propagación de grietas en estructuras en régimen elástico será el aspecto de la fatiga del que vamos a ocuparnos en este tema. La aplicación de los conceptos de la Mecánica de la Fractura a este proceso ha constituido sin duda el mayor desarrollo reciente en el campo de los estudios de fatiga. El objetivo de esta lección es conocer la metodología de caracterización de los procesos de propagación de grietas, su aplicación al diseño, así como los diferentes mecanismos y micro mecanismos de propagación estable de grietas en materiales con comportamiento elasto-plástico (aleaciones metálicas) sometidos a cargas cíclicas de amplitud constante. Este tema incluye el tratamiento de grieta desde la óptica de la Mecánica de Fractura, a partir de las investigaciones de Paris, Erdogan y otros, que culminaron en los años 60 en el establecimiento de las ecuaciones de crecimiento de grieta. Se hace especial mención a las condiciones que permiten aplicar la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal en los procesos de caracterización.

8.2. Proceso general de fatiga

En un proceso general de fatiga pueden diferenciarse tres etapas que se presentan de forma sucesiva hasta la rotura del componente. Estas etapas son:

1. Periodo de nucleación e iniciación de la grieta en zonas en las que las concentraciones de tensión provocan deformaciones plásticas cíclicas, N_i (medido en número de ciclos). Se trata, por tanto, de una acumulación de daño plástico sobre ciertos accidentes microestructurales, defecto de superficie o de volumen de la masa metálica, que origina la aparición de una grieta o fisura de frente o borde de propagación afilado.
2. Propagación inicial de la grieta a través de la zona plástica en que se originó, $(N_p)_p$.
3. Propagación de la grieta en la pieza, fuera de la zona de influencia de la concentración de tensiones originaria, en régimen macroscópicamente elástico, $(N_p)_e$, hasta el fallo final.

La vida total de una pieza sometida a fatiga viene dada por la suma de estas tres etapas:

$$N_f = N_i + (N_p)_p + (N_p)_e \quad (8.1)$$

La importancia relativa a cada una de ellas en la vida de una pieza puede ser muy variable dependiendo de muchos factores. Así, en el campo experimental tradicional de la fatiga, iniciado por Wöhler a finales del siglo XIX, en el campo de la fatiga de baja amplitud o fatiga de alto número de ciclos, podemos establecer de forma general que:

$$\Delta\epsilon_p < \Delta\epsilon_e, N_f > 10^5 \quad (8.2)$$

En este caso la vida de la pieza esta ocupada principalmente por el periodo de iniciación de la grieta, que constituye el 90% o más de la vida total de forma que: $N_f \approx N_i$.

Por otra parte, en el campo, más reciente, de la fatiga de gran amplitud o fatiga de bajo número de ciclos, la expresión anterior se puede simplificar en:

$$\Delta\epsilon_p > \Delta\epsilon_e, N_f < 10^5 \quad (8.3)$$

En este caso la vida de la pieza está ocupada preferentemente por la etapa de propagación de la grieta en régimen plástico, siendo irrelevante en esas condiciones la etapa de nucleación: $N_f = (N_p)_p$.

Dejando aparte el campo específico de las piezas trabajando en régimen de fatiga de gran amplitud que normalmente corresponde a componentes estructu-

rales operando a temperaturas elevadas, es decir $T > 0,4 T_M$, con bajo o nulo límite elástico, que son las condiciones de fluencia a alta temperatura o «*creep*», es evidente que un gran número de componentes deben diseñarse en base a la iniciación de la grieta: nos referimos a componentes de tamaño relativamente pequeño con buen acabado superficial, fabricadas con un control riguroso tanto de la calidad del material, como del proceso de fabricación, y que deben soportar una vida de alto número de ciclos y para las que no se prevé ninguna inspección posterior. El ejemplo más típico lo constituyen sin duda las piezas del motor de la industria de la automoción. Sin embargo, existen componentes, diseñados en base a la iniciación de la grieta, como por ejemplo los componentes aeronáuticos en los que, por razones de seguridad debe admitirse la hipótesis de que una pieza agrietada escape a la inspección del control de calidad y en todo caso, nunca puede garantizarse la inexistencia de grietas de tamaño inferior al umbral de sensibilidad de ese control. Finalmente, existen componentes estructurales cuya fabricación libre de grietas (o defectos asimilables a grietas) es inalcanzable, y el ejemplo típico lo constituyen las grandes construcciones soldadas.

En este último caso, el diseño debe hacerse en base a la propagación de las grietas en régimen elástico en el sentido de la mecánica de fractura lineal en la que la zona plástica, asociada al borde de grieta, en la etapa de propagación, es una condición obligada para la existencia de la fatiga y deben arbitrarse criterios periódicos de inspección en base a la propagación de la grieta para asegurar su detección y la sustitución del componente antes del fallo.

8.3. Propagación de grietas por fatiga en régimen elástico, Ley de Paris

Uno de los objetivos en diseño de fatiga consiste en desarrollar un método útil de caracterización de la propagación de grietas en términos de un parámetro de consistencia adecuado, que establezca una cuantificación de la resistencia intrínseca de los materiales en fatiga para diferentes condiciones tensionales y geométricas. Hasta los años 60 se realizaron numerosos intentos de caracterizar la propagación de grietas en función del rango de tensiones aplicado, $\Delta\sigma$, y de la longitud de grieta, a , con expresiones del tipo:

$$\frac{da}{dN} \propto \Delta\sigma^p a^q \quad (8.4)$$

siendo p y q constantes experimentales. Con el desarrollo de la Mecánica de Fractura aparecieron métodos más apropiados. Como ya se ha visto en los temas anteriores, cuando las tensiones existentes en un proceso de fatiga son suficientemente pequeñas, la zona plástica provocada en el fondo de una grieta puede considerarse como una singularidad en el campo del comportamiento elástico global, pudiendo aplicarse la mecánica de fractura elástica lineal. En

1961 Paris y otros colaboradores sugirieron que para una variación cíclica de tensiones, la variación del factor de intensidad de tensiones caracteriza el crecimiento de grietas. Esta variación se expresa por:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (8.5)$$

siendo K_{\max} y K_{\min} los valores máximo y mínimo del factor de intensidad de tensiones durante un ciclo de tensión en fatiga. Por tanto:

$$K_{\max} = Y \cdot \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \quad ; \quad K_{\min} = Y \cdot \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} \quad (8.6)$$

$$\Delta K = Y \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad ; \quad \Delta \sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (8.7)$$

siendo Y el factor geométrico dependiente de la geometría de la grieta y el elemento que la contiene y σ_{\max} y σ_{\min} son, respectivamente, los valores de la tensión máxima y mínima en cada ciclo.

En el año 1961 Paris, Gómez y Anderson propusieron una ley empírica que, utilizando conceptos de la mecánica lineal de la fractura, unificaba todos los datos experimentales de crecimiento de grietas por fatiga, descritos solo parcialmente por las leyes de crecimientos anteriores. Esta ley, conocida universalmente como «*ecuación de Paris*», se expresa por:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (8.8)$$

donde $\frac{da}{dN}$ es el incremento de longitud de la grieta por cada ciclo de fatiga y ΔK

el intervalo cíclico del factor de intensidad de tensiones, definido anteriormente.

C y m son constantes que dependen del material y se determinan experimentalmente. El exponente m está situado entre dos y cuatro para aleaciones dúctiles. Estas constantes dependen de valores propios del material, como es la microestructura, y de las condiciones ambientales, como el propio ambiente y su temperatura, y C puede depender de la relación de cargas R , definida como:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (8.9)$$

y tomada habitualmente con el valor $R = 0,1$. Las posibles dependencias de C y m con la frecuencia de la carga o la forma de la onda poseen una importancia secundaria.

Si el ciclo de cargas penetra en la zona de compresión, se toma $K_{min} = 0$ convencionalmente, ya que el crecimiento de grieta tiene lugar en la parte de tracción del ciclo. Para fatiga por tracción, ΔK se refiere al factor de intensidad de tensiones en Modo I. Igualmente un incremento de factor de intensidad de tensiones K_{II} y K_{III} pueden emplearse para caracterizar la propagación de grietas en Modo II y III, respectivamente.

Aunque las relaciones anteriores fueron discutidas durante los primeros años de la década de 1960, los resultados presentados por Paris y Erdogan en 1963 sobre ensayos realizados en aluminio establecieron definitivamente su validez.

La ecuación de Paris, suele representarse en coordenadas doblemente logarítmicas, dando lugar a una recta de pendiente m como se presenta a continuación:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \Rightarrow \log \frac{da}{dN} = \log C + m \log \Delta K \quad (8.10)$$

En la Figura 8.2, se presenta la curva característica de una propagación de grieta en material dúctil.

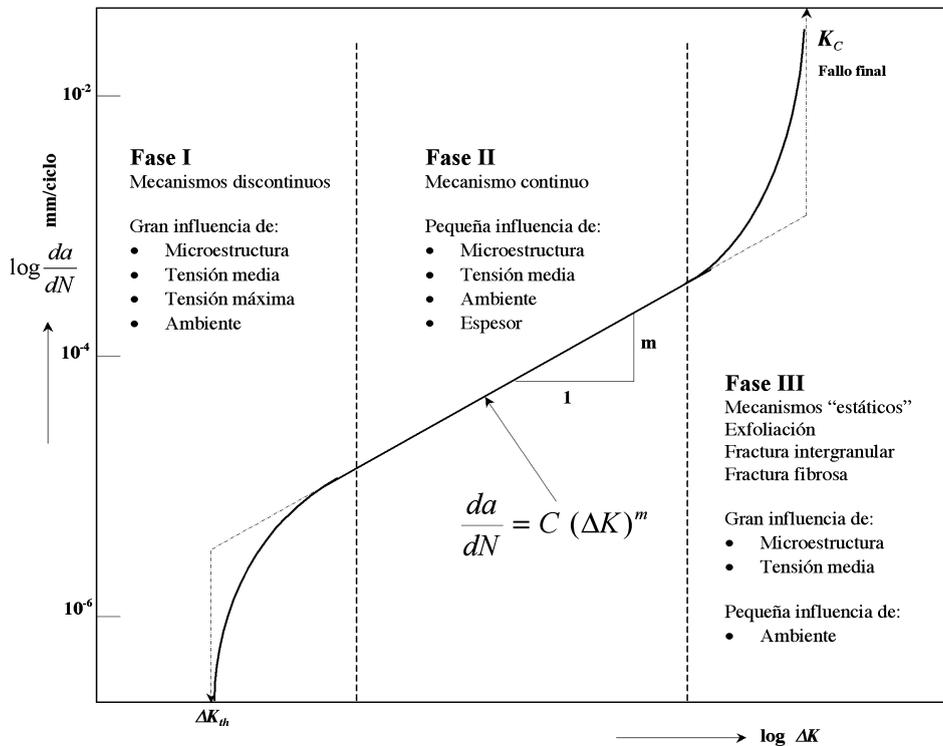


Figura 8.2

Curva característica de una propagación de grieta en material dúctil

8.4. Límites de validez de la ecuación de propagación

La validez de la ecuación de Paris se limita, en principio, al crecimiento de grietas en secuencias de carga con ciclos iguales. La forma del ciclo y la frecuencia deben ser tales que no se alcancen las condiciones de impacto. En general, salvo mención expresa de lo contrario, se supone que el modo de crecimiento de las grietas es el Modo I y en ningún momento del ciclo debe alcanzarse el valor crítico del factor de intensidad de tensiones, K_{IC} . Se trata por tanto, evidentemente, de propagación subcrítica de grietas o sea estable.

La ecuación de Paris debe considerarse a efectos prácticos como una ley empírica aunque se hayan propuesto multitud de modelos teóricos que conducen a una expresión formalmente semejante. En realidad, se trata de la ley empírica más simple que satisface el grueso de los resultados experimentales. De hecho, los resultados, en la representación logarítmica, adoptan una forma más o menos sigmoideal, con dos zonas, inicial y final, de crecimiento rápido, limitando la zona lineal propiamente descrita por la ecuación de Paris, que se extiende típicamente entre 10^{-5} y 10^{-3} mm/ciclo como se aprecia en la Figura 8.2.

En el esquema de esta Figura 8.2 se han representado las tres fases de propagación por fatiga con una referencia a los mecanismos de crecimiento de grieta en cada una de las fases. La utilización de la ecuación en la fase I daría lugar a la estimación de una vida menor que la real y por lo tanto estaría del lado de la seguridad. Sin embargo, en la fase III, el crecimiento de grieta la ecuación de Paris se acelera fuertemente. La extensión de la ecuación de Paris a la fase III tiene generalmente poca importancia en cuanto a la estimación de la vida de componentes diseñados en base a la propagación subcrítica de grietas, que se considera en la fase II.

Las tres fases de propagación responden a mecanismos básicos diferentes. A continuación discutimos las distintas etapas y las consideraciones microscópicas de la propagación de las grietas.

8.4.1. Fase I: Propagación en Planos de Deslizamiento

El aspecto microscópico que presentan los materiales debido a un proceso de crecimiento de grietas por fatiga es fuertemente dependiente de las características de deslizamiento plástico del material, de sus parámetros microestructurales, nivel de tensión aplicado y extensión de zona plástica en fondo de grieta.

En materiales dúctiles, el crecimiento de grietas se enfoca como un proceso de concentración de deformaciones localizadas en su fondo de grieta, dando lugar a bandas de deslizamiento que originan la formación de nuevas grietas. La zona de deformaciones permanentes que rodea a una grieta se encuentra confinada en unos pocos granos, en ella el agrietamiento tiene lugar como un proceso de cortante puro en la dirección señalada por los planos de deslizamiento del grano en el que se produce el avance. La Figura 8.3 presenta un ejemplo de dicho proceso que da lugar a un mecanismo de propagación y crecimiento en zig-zag.

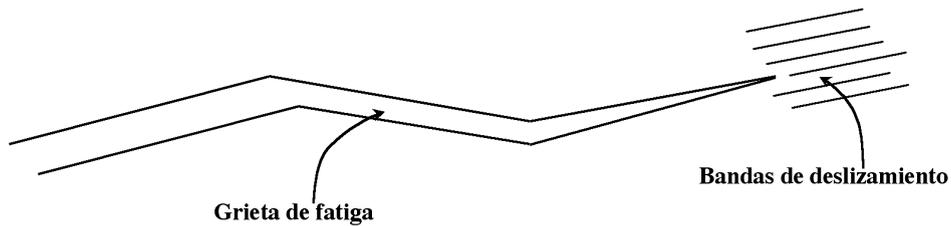


Figura 8.3

Modelo del mecanismo de comportamiento del avance de grieta en la zona umbral (fase I) que da lugar a un mecanismo de propagación y crecimiento en zig-zag.

Este tipo de propagación ha sido observado en un gran número de aleaciones férreas, aluminio, titanio incluso en condiciones en las que el tamaño de grieta es notablemente mayor que las dimensiones de tamaño de grano, siempre que la zona plástica tenga dimensiones reducidas (Ejemplo: niveles de K bajos).

En la propagación de grietas en esta fase de bajas amplitudes de la intensidad de tensiones, nos encontramos que la propagación se decelera fuertemente al descender la amplitud por debajo de un cierto nivel. Este nivel corresponde aproximadamente al punto en que la zona plástica de la grieta se hace inferior al tamaño de grano, con lo que la propagación no puede ser tratada ya a nivel del continuo. Esta fase de la fatiga está relativamente inexplorada por las grandes dificultades experimentales que comporta, en ella tienen gran importancia los aspectos microestructurales, la orientación cristalina y también el ambiente, en cuanto que los efectos químicos en el borde de la grieta pueden influir en la propagación a estos niveles de tensión en que la zona plástica es muy pequeña. Esta fase de la fatiga está siendo estudiada intensamente, tratando especialmente de probar la existencia y características del umbral de la amplitud de la intensidad de tensiones por debajo del cual las grietas no se propagan. Este umbral se sitúa en el valor que determina un avance por ciclo igual a un espaciado atómico, lo cual parece totalmente razonable. Al valor mínimo del incremento de intensidad de tensiones que corresponde a este umbral lo representamos con la notación ΔK_{th}^1 . Los valores de la amplitud ΔK_{th} correspondientes a aceros son pequeños, de 2 a 7 MPa \sqrt{m} en muchos casos y excepcionalmente se llega a valores de 10 a 15 MPa \sqrt{m} , pero debe tener interés en el diseño de componentes cuya vida debe situarse por encima de 10^{10} ciclos.

8.4.2. Fase II: Crecimiento con Estrías

En la fase media, II, descrita por la ecuación de Paris, la progresión de la grieta ocurre generalmente de manera continua por fractura transgranular dúctil con formación de las estrías típicas de fatiga. Se trata de estrías lineales, paralelas

¹ El subíndice *th* corresponde a la abreviatura de la notación anglosajona *threshold* (umbral).

entre sí y perpendiculares a la dirección de propagación de la grieta, como se aprecia en la Figura 8.4. Cada estría corresponde a un ciclo de tensión y la distancia entre estrías es por lo tanto igual al avance de la grieta en un ciclo, $\frac{da}{dN}$. El valor del exponente m de la ecuación (8.8) asociado a la propagación de la grieta con formación de estrías está entre 2 y 3.

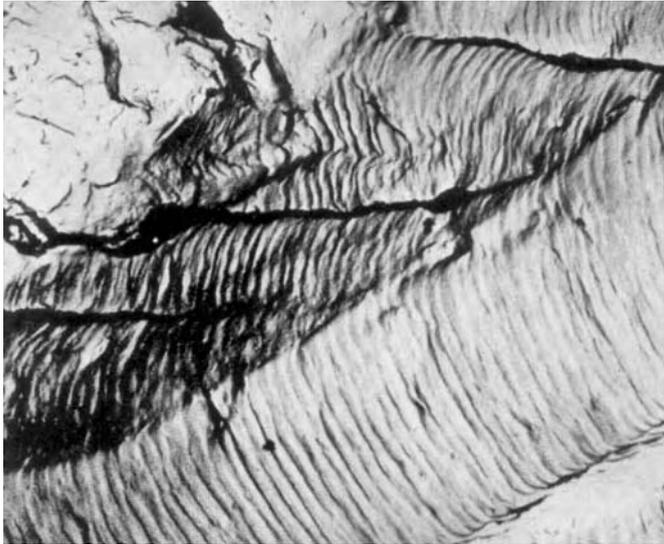


Figura 8.4

Estrías lineales, paralelas entre sí y perpendiculares a la dirección de propagación de la grieta

Si se normalizan los factores de intensidad de tensiones de distintos materiales respecto del módulo elástico, E , la constante C de la ecuación de propagación es casi independiente del material. Todo apunta en la dirección de que el mecanismo de crecimiento de grietas que da lugar a las típicas estrías de la fase II responde fundamentalmente a consideraciones de la mecánica de medios continuos². Muchos datos publicados dan para la fase II valores del exponente m del orden de 4 y aun superiores a 4. En muchos casos ese valor corresponde a

² Las explicaciones detalladas sobre el mecanismo de deformación de estrías daría lugar a un desarrollo muy largo. Es relativamente fácil deducir una ecuación del tipo de la de Paris a partir de modelos sencillos pero este campo está todavía en una fase demasiado especulativa y ningún modelo resulta plenamente satisfactorio.

aproximar con una sola ecuación del tipo (8.8) todos los datos medidos, incluyéndose datos de las fases I y III. Pero en otros casos, esos valores del exponente son genuinos y están asociados a valores bajos de tenacidad y a superficies de fractura en que las estrías típicas alternan con modos estáticos de fractura y realmente estas condiciones se dan también en la zona de crecimiento acelerado, III, y reciben una interpretación similar.

Se supone que el frente de la grieta avanza formando estrías en las zonas dúctiles pero corta bruscamente por fractura «estática» las zonas frágiles que encuentra (precipitados frágiles, zonas intergranulares, etc.) para las que el factor de intensidad de tensiones máximo del ciclo supera el valor local de K_{IC} . La curva de crecimiento de la grieta puede interpretarse como un promedio de tramos en que la velocidad de crecimiento es la correspondiente al crecimiento estable (m de 2 a 3) y tramos de incrementos súbitos del tamaño de la grieta. Puede entenderse que en estos materiales en que modos estáticos de fractura participan en la propagación de grietas por fatiga, la influencia de factores como la relación de tensiones, R (ecuación (8.9)); es un índice del nivel de $K_{máx}$ o el espesor del componente (nivel de K_C) tendrán mucha mayor influencia que en los casos de propagación estable «pura» por el mecanismo de formación de estrías (Figura 8.4). El fallo final de un componente en que una grieta progresa por fatiga ocurre cuando el valor de $K_{máx}$ alcanza el valor crítico en esas condiciones, K_C . Previamente, cuando el valor de K se aproxima al crítico, la propagación se acelera fuertemente respecto de la fase II.

Al ir creciendo la grieta se alcanzan valores elevados del factor de intensidad de tensiones, y la zona plástica que acompaña el crecimiento de grietas puede implicar numerosos granos. En estas condiciones se alcanzan los mecanismos de deslizamiento en dos o más planos a la vez. Se ha determinado experimentalmente que, bajo ciertas condiciones de carga en el régimen de crecimiento de la ley de Paris, el espacio entre ondas o estrías coincide con el avance de grieta por ciclo. No obstante, no todos los materiales presentan estrías en la propagación en la fase II. Estas aparecen claramente en los metales puros y en numerosas aleaciones dúctiles. Numerosos polímeros muestran también este tipo de propagación. La posibilidad de aparición de estrías depende fuertemente del valor de ΔK propio del estado tensional, de las condiciones ambientales y de las características microestructurales de la propia aleación.

Existen numerosos modelos que tratan de explicar el desarrollo de las estrías en la fase II de propagación. Entre ellos, Laird (1967) se basó en el enrocamiento del fondo de grieta. En este modelo el proceso de crecimiento de grieta en cada ciclo se asemeja al tamaño de CTOD alcanzado durante la tensión creciente. Si el campo de tensiones entra en compresión el fondo de grieta cierra sólo parcialmente, dejando una propagación neta en cada ciclo. En la Figura 8.5 se puede observar el proceso descrito.

El modelo de Laird se ha aplicado a numerosos materiales metálicos, polímeros, etc. que encajan en el proceso de enrocamiento (*blunting*) del fondo de grieta previo a la propagación. Los resultados obtenidos muestran la bondad de dicho modelo.

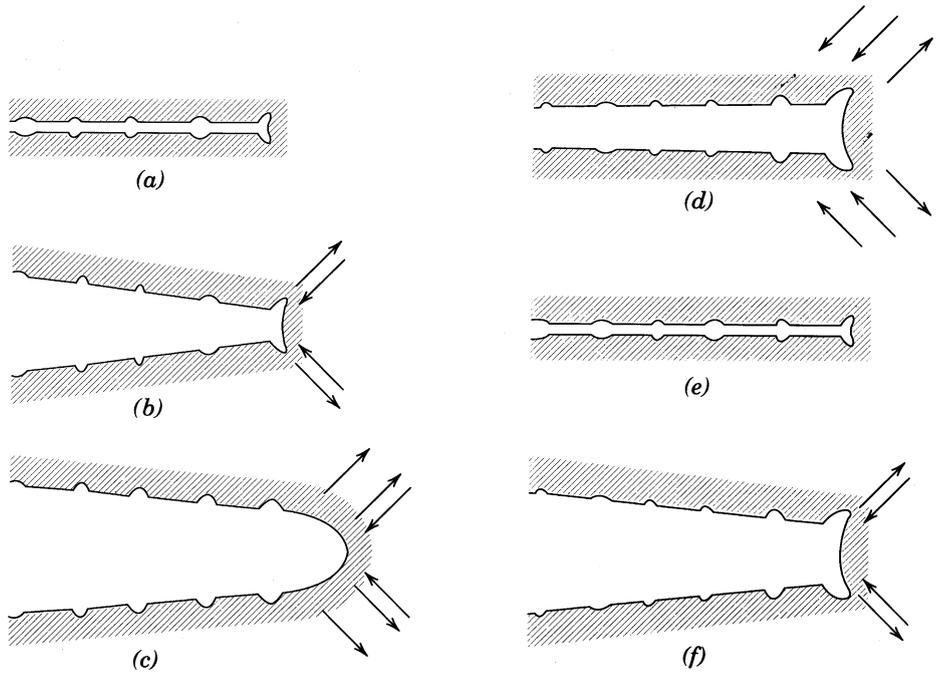


Figura 8.5

Esquema del proceso de plastificación y enromamiento del fondo de grieta en la fase II. a) Mínima tensión, b) tensión de tracción creciente, c) tensión de tracción máxima, d) inicio del descenso de la tensión, e) tensión mínima del nuevo ciclo, f) tensión de tracción creciente en un nuevo ciclo

La variación de la apertura de fondo de fisura durante un ciclo de tracción es, como ya sabemos de lecciones previas:

$$\Delta\delta_t = \frac{\Delta K_I^2}{2 \cdot E' \cdot \sigma_{ys}} \quad (8.11)$$

Considerando que la propagación de fisura en un ciclo es proporcional al valor de la variación de CTOD alcanzado, resulta:

$$\frac{da}{dN} \approx \Delta\delta_t = \beta \cdot \frac{\Delta K_I^2}{E' (\sigma_{ys})} \quad (8.12)$$

siendo σ_{ys} el límite elástico del material, E' el módulo de Young en las condiciones de sollicitación (tensión o deformación plana) y β un parámetro depen-

diente de límite elástico, y de otros parámetros del material como su coeficiente de endurecimiento, n .

Como puede observarse la ecuación (8.12) prevé un coeficiente de la ley de Paris $m = 2$ lo que es razonable en numerosos aleaciones metálicas. Sin embargo la predicción de $\frac{da}{dN}$ inversamente proporcional a σ_{ys} no es observada en muchas aleaciones. Por todo ello, debe considerarse la expresión anterior como válida solo en algunos tramos del régimen de Paris.

8.4.3. Fase III: Propagación Final de Grietas

En esta fase III como ya se ha adelantado, los modos estáticos de fractura van suplantando a las estrías en la superficie de fractura. Esta fase de transición entre la propagación continua subcrítica y la propagación inestable final se explica por la heterogeneidad del material; en esta fase no se alcanza simultáneamente en todo punto el valor de K_C (es un valor promedio) y el comportamiento en esta fase, aun, para materiales tenaces, es similar al de los materiales mixtos dúctil-frágil que dan lugar a velocidades de propagación anormalmente altas en la fase II. Como en este caso, factores tales como la relación de tensiones, R o el espesor del componente tienen gran influencia en esta fase III. Así mismo, hay que tener en cuenta que aunque la microestructura (tratamiento térmico, etc.) influye de modo menos severo sobre la velocidad de propagación en la fase II, puede ser un factor determinante de la vida a fatiga de un componente al influir decisivamente sobre K_C .

8.5. Fatiga de polímeros

Siguiendo las metodologías establecidas para los metales, el comportamiento en fatiga de los plásticos se ha estudiado a través de los mismos enfoques y de la misma manera se ha analizado la propagación de la grieta por fatiga.

Al igual que en los metales la vida a fatiga de los polímeros se puede estructurar en dos etapas: iniciación de la grieta y propagación de la grieta. Dependiendo de la severidad de los defectos y heterogeneidades, la iniciación de la grieta puede comprender el 80% de la vida total. Adicionalmente la naturaleza de los polímeros da como resultado una alta histéresis mecánica y como consecuencia de su baja conductividad térmica se alcanza una fuerte influencia de la temperatura, dependiendo de la frecuencia de aplicación de la carga y de la amplitud de la deformación.

Desde el punto de vista termodinámico, parte del trabajo mecánico, generado durante la carga cíclica, se emplea en procesos moleculares irreversibles, como microhuecos, crazing, etc y otra parte muy importante de este trabajo mecánico se convierte en calor; un problema que complica al análisis de los datos de fatiga, particularmente para cargas con altas frecuencias.

El mecanismo de propagación de grietas de fatiga frecuentemente entraña la formación de crazes³, que preceden a la iniciación y propagación de la grieta. Sin embargo, los micromecanismos de plastificación por ablandamiento o fatiga térmica no se han aclarado suficientemente. Recientes experimentos llevados a cabo en policarbonato indican que el ablandamiento cíclico está causado por un profundo crazing, antes de la fractura y estos mismos estudios han demostrado en el HIPS (Poliestireno de alto impacto) que la vida a fatiga aumenta considerablemente como consecuencia de un crazing mucho más profundo a lo largo de la longitud de la grieta.

Por lo tanto el valor umbral ΔK_{th} , que ilustra la iniciación de la grieta de fatiga, está precedido por la formación de microhuecos que terminan por iniciar la grieta propiamente dicha.

A pesar de estas particularidades y diferencias con los metales, la propagación de grietas en fatiga se puede estudiar en bastantes casos mediante la ecuación de Paris, aunque en algunos polímeros como el PMMA se observe una falta de linealidad que, sin embargo no invalida la aplicación de la ecuación de Paris para evaluar la resistencia relativa a la propagación de grietas en materiales poliméricos.

8.6. Medida del crecimiento de grieta

Se han desarrollado diversas normas para caracterizar el crecimiento de grieta $\frac{da}{dN}$, destacando la normativa que se recoge en la norma ASTM E-647, basada en probetas compactas como las que se han estudiado en el tema 4, dentro de la metodología experimental de medida de la mecánica de fractura elástica lineal.

En este ensayo se preparan probetas compactas, previamente entalladas mecánicamente que se someten a una serie de ciclos de fatiga para alcanzar un frente de grieta de las características necesarias como en los ensayos de tenacidad a fractura, hasta alcanzar un tamaño de grieta de $a = W/2$ aproximadamente.

A continuación se somete a la probeta al ensayo propiamente dicho en el que en el medio adecuado se anotan los valores que va adoptando la longitud de grieta a medida que progresan los ciclos de fatiga realizados. El progreso del crecimiento de la grieta se mide mediante observación visual o con un microscopio entre 20 a 50 aumentos; también se puede utilizar la técnica de caída de potencial, que se contempla en la norma ASTM (Altern Current Potencial Drop) para la medida de la progresión de la grieta, para lo cual se pasa una corriente eléctrica a través de la pieza y se mide la caída de potencial debida al crecimiento de la grieta, a partir de la cual se puede obtener la medida de la longitud. En la Figura 8.6 se presentan las imágenes de un ensayo real realizado en agua de mar y en la Figura 8.7 la probeta utilizada.

³ La formación de crazes ha sido explicada en el Tema 9, dedicado a los mecanismos de fractura específicos de los materiales poliméricos y cerámicos.



Figura 8.6

Ensayo de crecimiento de grieta según la norma ASTM E-647, realizado en agua de mar, sobre una probeta de tracción compacta de 12,5 mm de espesor y 51 mm de anchura. Durante el mismo se ha realizado una inspección visual del avance de la grieta. El crecimiento de grieta, parte fundamental de este ensayo, se ha registrado con la técnica de caída de potencial que se contempla en la norma ASTM (Altern Current Potencial Drop)

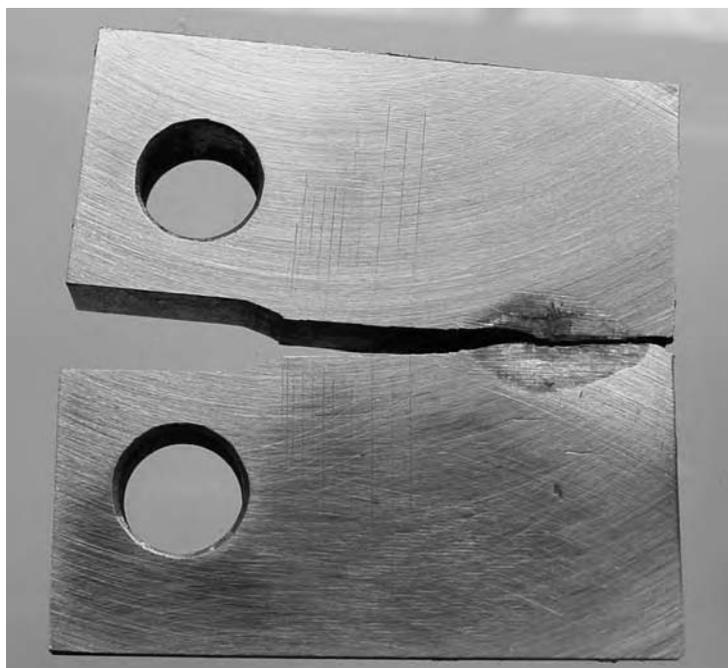


Figura 8.7

Probeta para ensayo de crecimiento de grieta E-647

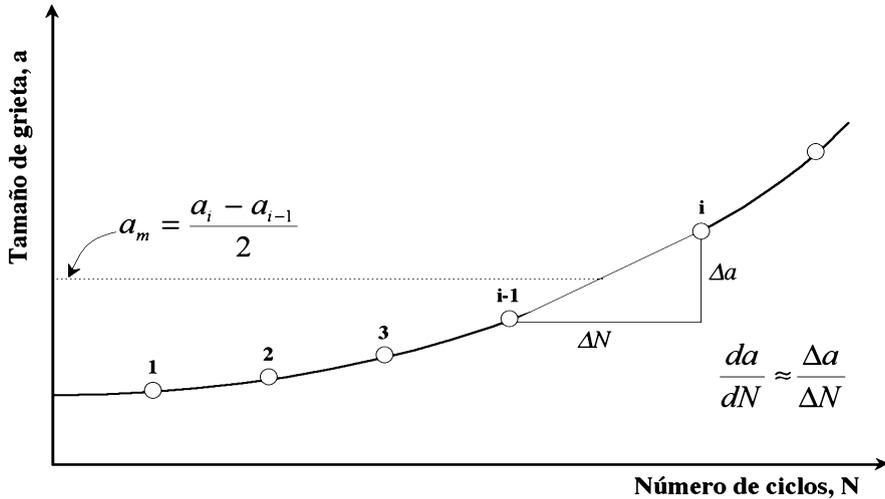


Figura 8.8

Evaluación del ratio de crecimiento de grieta a partir de dos puntos adyacentes del tamaño de grieta a vs. número de ciclos N

El resultado del tamaño de grieta vs. número de ciclos se dibuja en un gráfico como el de la Figura 8.8. En este gráfico se puede obtener, como se indica en la Figura 8.8, el cálculo de la pendiente. Si los datos se numeran 1, 2, 3... i, el ratio de crecimiento de grieta para el segmento que termina en el punto i es:

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_i \approx \left(\frac{\Delta a}{\Delta N} \right)_i = \frac{a_i - a_{i-1}}{N_i - N_{i-1}} \quad (8.13)$$

El valor del factor de intensidad de tensiones se calcula para el valor medio de longitud de grieta:

$$\Delta K_i = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a_m} \quad ; \quad \Delta K_i = \frac{\Delta P}{B \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (8.14)$$

donde: $a_m = \frac{a_i - a_{i-1}}{2}$. El factor geométrico $f\left(\frac{a}{W}\right)$ se evalúa usando la misma

longitud de grieta $\frac{a_m}{W}$.

Este procedimiento es válido solamente si la medida de la longitud de la grieta se realiza a pequeños intervalos de tiempo, de otro modo el ratio de crecimiento

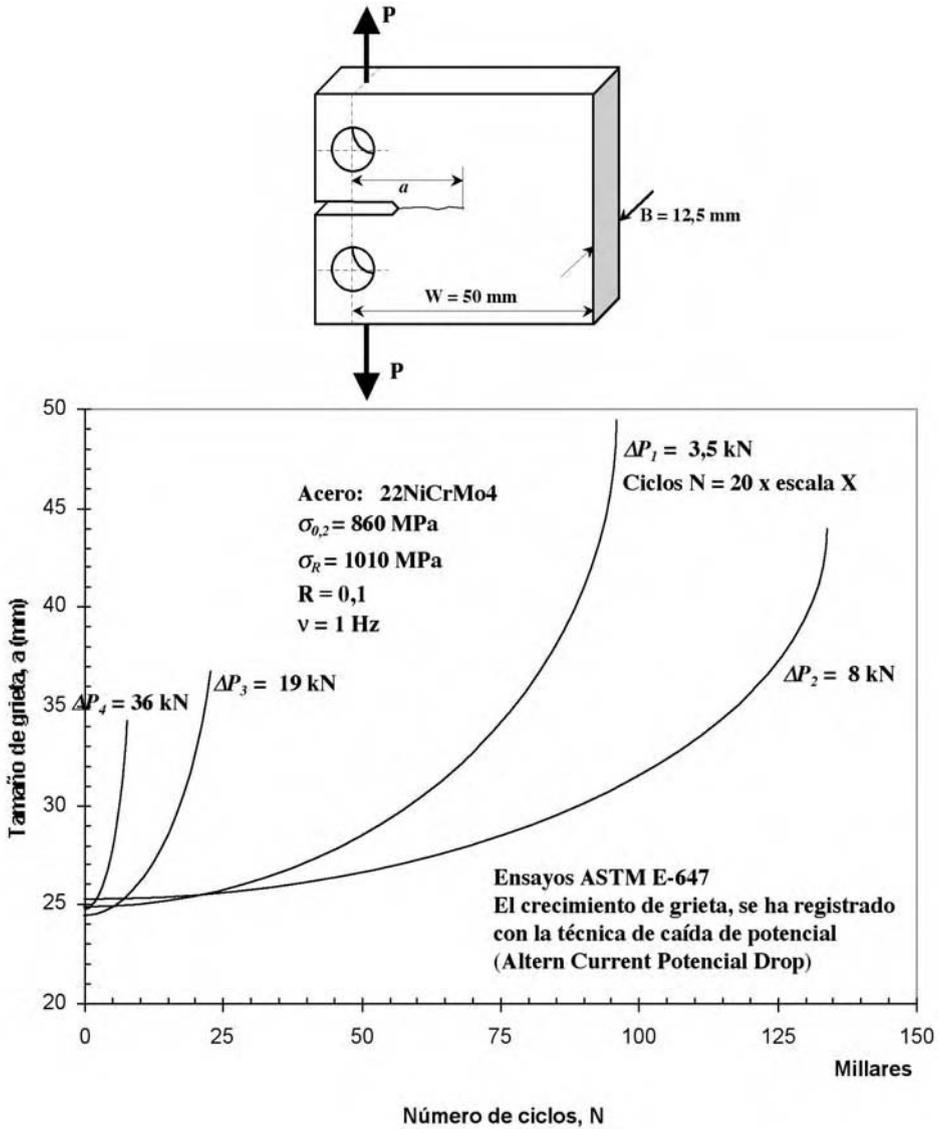


Figura 8.9

Longitud de la grieta vs. El número de ciclos, N , para cuatro niveles diferentes de cargas aplicadas en cada uno de los casos en probetas compactas de acero 22NiCrMo4

y K pueden diferir demasiado entre puntos adyacentes y los valores pueden dar problemas. En la norma ASTM se puede encontrar un mayor detalle. En la Figuras 8.9 se presentan los resultados de crecimiento de grieta de cuatro probetas de un acero templado y revenido y en la Figura 8.10 los resultados finales

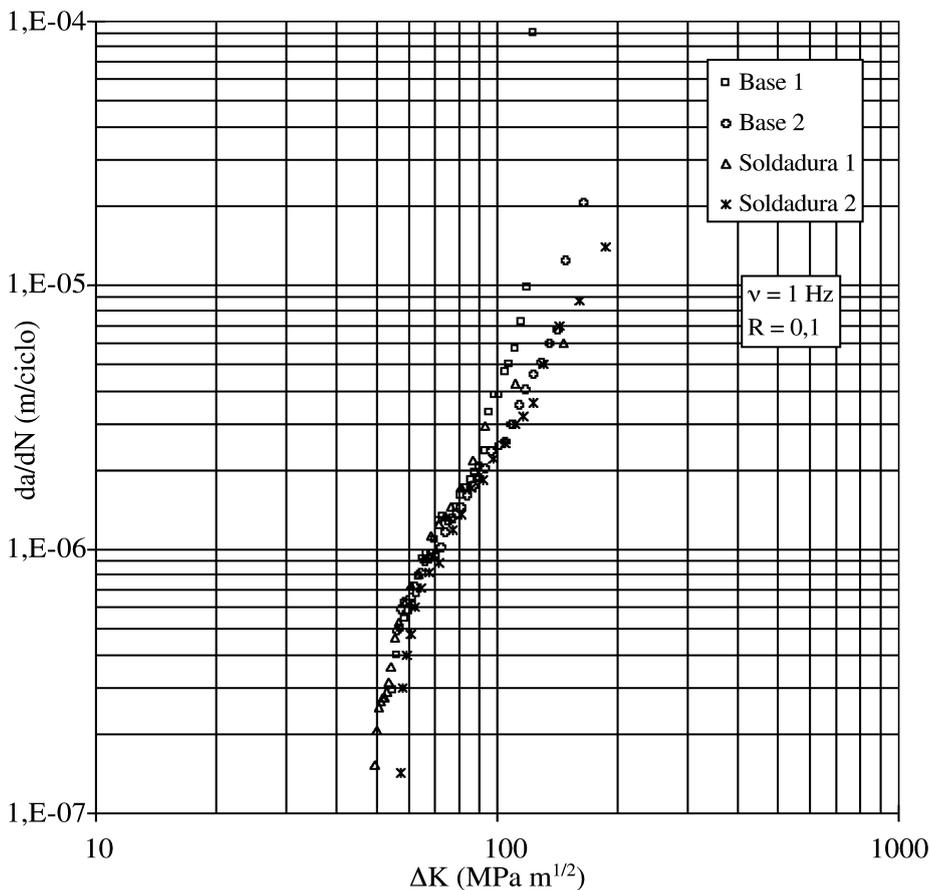


Figura 8.10

Gráfico que representa $\frac{da}{dN}$ vs. ΔK para los datos de las curvas de la Figura 8.9

de la curva de Paris $\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m$ presentados en escala doblemente logarítmica como una recta: $\log \frac{da}{dN} = \log C + m \log \Delta K$.

8.6.1. Efecto de R en el Crecimiento de Grieta

Cuando el factor R que relaciona las cargas máxima y mínima del ciclo de fatiga aumenta, se produce un aumento del crecimiento de grieta para un valor dado de ΔK . Este efecto es importante en los materiales frágiles, como el hormi-

gón, mientras que no es tan importante en los materiales dúctiles como los aceros dulces de bajo carbono.

Walker E.K. ha propuesto una de las ecuaciones más utilizadas para modificar el factor de intensidad de tensiones K . Aplicando la ecuación de Walker tenemos:

$$\overline{\Delta K} = K_{\max} (1 - R)^\gamma \quad (8.15)$$

donde γ es una constante para cada tipo de material, que normalmente tiene un valor alrededor de 0,5, aunque varía de 0,3 hasta valores muy próximos a 1. De esta manera, un valor de $\gamma = 1$ simplemente significa que el material no es sensible al efecto de R y que $\overline{\Delta K} = \Delta K$, mientras que cuando decrecen los valores de γ se debe entender que el efecto de R es muy alto⁴. Asimismo, en esta ecuación 8.15, cuando $R = 0$, el factor de intensidad de tensiones que causa crecimiento de grieta es K_{\max} .

Aplicando a ΔK el valor de R , que da $\Delta K = K_{\max} (1 - R)$, la expresión 8.15 es equivalente a:

$$\overline{\Delta K} = \frac{\Delta K}{(1 - R)^{1-\gamma}} \quad (8.16)$$

Las constantes de la ecuación de Paris se toman habitualmente con el valor $R = 0,1$ y generalmente se consideran válidas para valores de R desde 0 hasta $< 0,2$. Si consideramos que las constantes de la ecuación de Paris C y m son las correspondientes al caso particular $R = 0$, podemos calcular las nuevas constantes C_R y m_R para cualquier valor de R

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (R = 0) \quad (8.17)$$

en cuyo caso $\overline{\Delta K} = \Delta K$ para $R = 0$. Por lo tanto podemos sustituir $\overline{\Delta K}$ por ΔK en la ecuación 8.17, obteniendo:

$$\frac{da}{dN} = C \left[\frac{\Delta K}{(1 - R)^{1-\gamma}} \right]^m \quad (8.18)$$

⁴ Un acero de bajo carbono y muy alta tenacidad con valores de $K_{IC} = 200 \text{ MPa} \sqrt{m}$ puede tener un valor de γ del orden de 0,93, mientras que un acero Ni-Cr-Mo de alta resistencia ($\sigma_u = 1300 \text{ MPa}$) y $K_{IC} = 130 \text{ MPa} \sqrt{m}$ puede tener un valor de $\gamma = 0,4$. Otros ejemplos de $\gamma = 0,6-0,7$ pueden ser los aluminios con endurecimiento estructural con valores de K_{IC} de 30 a $35 \text{ MPa} \sqrt{m}$.

Esta ecuación representa, en coordenadas logarítmicas, una familia de rectas paralelas con la misma pendiente m , pero que tienen una ordenada en el origen distinta como se puede apreciar si exponemos la ecuación de la siguiente forma:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C}{(1-R)^{m(1-\gamma)}} \cdot (\Delta K)^m \quad (8.19)$$

En esta forma se puede ver que la expresión es la original de Paris con la única diferencia que la constante C experimenta una modificación en función de R y la pendiente de la recta de Paris, caracterizada por la constante m , permanece constante, de forma que:

$$C_R = \frac{C}{(1-R)^{m(1-\gamma)}}, \quad m_R = m \quad (8.20)$$

Sin embargo, debemos tener en cuenta que cuando tenemos cargas de compresión y por lo tanto $R < 0$, la porción de compresión no causa efecto y por lo tanto $\gamma = 0$ cuando $R < 0$, y por lo tanto $\Delta \bar{K} = K_{max}$. Esta afirmación está basada en la lógica de que la grieta se cierra cuando la carga pasa por cero y por debajo de cero no actúa en el crecimiento de grieta aunque, en materiales muy dúctiles como los aceros ferríticos de alta tenacidad, la parte de compresión puede en algunos casos contribuir al crecimiento de grieta y en estos casos γ para $R < 0$ tiene un valor que puede estar en torno a 0,2.

8.6.2. Efecto de R en ΔK_{th}

La ecuación de Walker E.K., propuesta en 8.18, también se ha utilizado para redefinir el valor de ΔK_{th} en función de R para un material dado, de la siguiente manera:

$$\Delta K_{th} = \overline{\Delta K}_{th} (1-R)^{1-\gamma_{th}} \quad (8.21)$$

donde, $\overline{\Delta K}_{th}$ y γ_{th} son constantes empíricas para varios valores de R y que se corresponden con ΔK_{th} para R entre 0 y 0,2. Los valores de γ_{th} no son generalmente los mismos que los valores de γ , utilizados en la ecuación para el crecimiento de grieta en la zona intermedia. Es interesante destacar que la sensibilidad a R es precisamente mayor en cargas pequeñas próximas a la zona del umbral de crecimiento de grieta. Para valores de $R = 0,5$ y $\gamma_{th} = 0,5$, la relación sería $\overline{\Delta K}_{th} = \sqrt{2} \Delta K_{th}$.

Otro aspecto diferente del problema de iniciación de las grietas, relacionable de modo indirecto con lo anterior, pero que también constituye una cuestión de interés, es el estudio del umbral de endurancia de la curva de Whöler y su posible dependencia de R y σ_{max} . Existen leyes empíricas que lo relacionan, no obstante cabe señalar que el número de ciclos de nucleación de grieta o ci-

los hasta la aparición constatable de grieta posee una dependencia clara del valor de σ_{max} , y una dependencia menos apreciable del factor R , cociente entre σ_{min} y σ_{max} que nos produce una variación $\Delta\sigma = \sigma_{max} (1-R)$.

8.7. Cálculo de la vida a fatiga

La simplicidad de la expresión de Paris permite obtener de una manera rápida una estimación de la vida de un componente frente a rotura por fatiga y adoptar, por tanto, este método en el diseño de elementos y componentes.

La vida en fatiga o número de ciclos hasta rotura en un proceso de fatiga se puede obtener integrando la ecuación de Paris desde un valor de fisura inicial a_i hasta el tamaño crítico a_f . Cuando los factores de intensidad de tensiones vienen definidos por (8.8) resulta:

$$\frac{da}{dN} = C \left(Y \cdot \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \right)^m \quad (8.22)$$

Si las cargas de fatiga presentan una amplitud constante y el factor geométrico Y permanece constante a lo largo de la propagación desde a_i hasta a_f , y tanto a_i como $\Delta\sigma$ son suficientes para que ΔK supere un umbral del material para que haya fatiga ΔK_{th} , la expresión se puede integrar del siguiente modo:

$$C Y^m (\Delta\sigma)^m \cdot \pi^{\frac{m}{2}} \int_0^{N_f} dN = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{a^{\frac{m}{2}}} \quad (8.23)$$

El número de ciclos de vida en fatiga será:

$$N_f = \frac{2}{(m-2) C Y^m \Delta\sigma^m \pi^{\frac{m}{2}}} \left[\frac{1}{a_i^{\frac{(m-2)}{2}}} - \frac{1}{a_f^{\frac{(m-2)}{2}}} \right] \quad (8.24)$$

para $m \neq 2$ y

$$N_f = \frac{2}{C Y^2 \Delta\sigma^2 \pi} \text{Ln} \frac{a_f}{a_i} \quad (8.25)$$

para $m = 2$. En general Y variará con el tamaño de grieta, por tanto, la propagación se obtendrá por integración numérica de la expresión (8.22).

Tema 9

Corrosión Bajo Tensión, Corrosión Fatiga. Aplicación de la Mecánica de Fractura

9.1. Introducción

Entendemos por corrosión bajo tensión la degradación de un metal causada por la acción simultánea y sinérgica de un medio agresivo específico y de una tensión nominal de tracción estática, que se traduce generalmente en la formación de grietas. Este proceso conlleva frecuentemente una reducción significativa de la capacidad de carga de las estructuras metálicas.

El deterioro se manifiesta por una generación y propagación de grietas o defectos sub-críticos, tanto transgranulares como intergranulares, con la intervención de diversos mecanismos y provoca una variación del comportamiento mecánico del material, que se puede asociar a una fragilización generalizada del mismo a nivel macroscópico. Este proceso se conoce con las siglas SCC (Stress-Corrosion-Cracking) o CBT (Corrosión Bajo Tensión).

Desgraciadamente los metales de alta resistencia, especialmente los aceros y las aleaciones de Al, resultan ser susceptibles a la corrosión bajo tensiones en medios acuosos, por otra parte muy corrientes en sus condiciones habituales de trabajo. En la Tabla 9.1 se presentan los casos más típicos de CBT.

9.2. Mecanismos de iniciación y avance de la CBT

A pesar de la gran cantidad de ensayos normalizados y de gran número de investigaciones, los mecanismos de iniciación y progreso de la CBT son conocidos pero todavía quedan por resolver importantes incógnitas para poder asegurar un conocimiento completo de este importante mecanismo de fallo de las estructuras metálicas

No existe un mecanismo general que explique el fenómeno de CBT y aunque existen numerosas referencias en la bibliografía sobre la variedad de mecanismos asociados al proceso CBT y hayan sido muchos los intentos para encontrar

Tabla 9.1
Algunos ejemplos típicos de CBT

Aleación	Medio	Observaciones	Modo de fallo Intergranular Transgranular
Aceros alta resistencia	Agua		I
Aluminios alta resistencia	Soluciones de Cl Disolventes orgánicos	Por humedad	I
Aleaciones de Cu Cu-Zn, Cu-Al Cu-Si fase α	Soluciones amoniacaes Aminas		I/T
Aleaciones Mg	Soluciones de Cl	Por humedad	I/T
Aceros dulces	Soluciones de nitrato e hidróxidos	Fosfatos y carbonatos también en ciertos niveles	I/T
Inoxidables austeníticos	Soluciones Cl en caliente Soluciones hidróxido		T/I
Aleaciones Zr	FeCl ₂ Soluciones Cl		I/T
Aleaciones Ti	Soluciones orgánicas N ₂ O ₄ Cloruros en caliente		I/T
<p>El modo de fallo en la mayoría de los casos de CBT puede variar de ser predominantemente transgranular a ser predominantemente intergranular. La transición de un modo a otro depende del nivel de tensión, tratamiento térmico, el medio corrosivo, el método de ensayo, la temperatura y otro sinfín de variables. Los modos indicados en esta Tabla son meramente orientativos de los métodos de fallo más comunes.</p>			

un mecanismo común a los fenómenos de CBT que sufren diversas aleaciones en medios corrosivos específicos, los hallazgos han sido muy pequeños, de tal forma que, en el momento actual se duda de la existencia de tal mecanismo y se piensa más bien que dichos fenómenos son consecuencia de una combinación de algunos pocos mecanismos que se conocen e incluso de algún otro del que ni siquiera se sospecha

En términos generales la CBT afecta a las aleaciones metálicas y no a los metales puros, aunque en algunos casos, como el cobre en solución amoniacal se ha encontrado procesos de CBT. Para una aleación dada, los fenómenos de CBT ocurren en determinados ambientes, apareciendo otros medios ambientales como inertes para esta misma aleación. Se admite que el proceso de CBT se inicia por la presencia de determinados componentes en el metal, incluso en proporciones ínfimas (a veces ppm) que desencadenan el proceso de CBT y con una influencia destacada de la temperatura que puede acelerar el proceso CBT.

En los procesos de CBT siempre nos encontramos que existe una componente de tracción actuando perpendicularmente a la superficie de rotura y en bastantes ocasiones nos encontramos con la presencia y absorción de hidrógeno como una de las causas de fisuración que origina una fragilización localizada del metal en el fondo del defecto, creando así una situación favorable a los procesos de iniciación de fisuras bajo la tensión existente. Esta fisuración resulta ser de apariencia frágil incluso en metales de gran ductilidad y tenacidad.

Como se puede ver en el esquema de la Figura 9.1 el proceso repetitivo de la rotura de la capa pasivada de óxido y la repasivación de la misma a continuación, como consecuencia de la disolución anódica, es la primera causa del proceso de iniciación de CBT. En este proceso de ataque se produce una disolución preferencial de determinados constituyentes o como en muchos casos de un ataque de los bordes de grano del metal, generando una corrosión intergranular, como se ha indicado en los ejemplos de la Tabla 9.1.

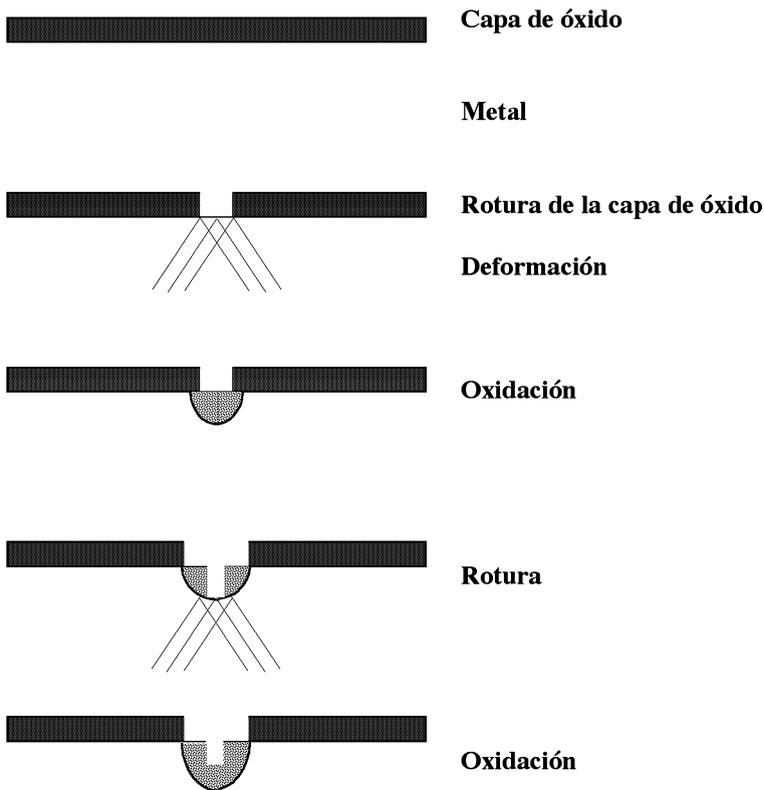


Figura 9.1

Mecanismo de rotura de la película de óxido de pasivado en el proceso de CBT

El material no protegido se ataca y se produce una absorción de iones que debilitan los enlaces del material. La reacción de corrosión genera hidrógeno que se adsorbe en la superficie del metal y se introduce por difusión hasta el frente de grieta y causa la importante fragilización que hemos indicado. Los procesos de disolución anódica son el factor fundamental en la iniciación, mientras que a partir de un determinado tamaño de la longitud de grieta el factor dominante es el del hidrógeno.

En estos mecanismos se aprecia la existencia simultánea o sucesiva de diferentes procesos: disolución, deslizamiento, repasivación, difusión externa, reacciones químicas de corrosión, absorción difusión, fragilización y rotura, de los que en cada caso el más lento es el que gobierna la velocidad de propagación de las grietas.

Como resumen podemos definir las características del proceso CBT, como:

- a) Se requieren tensiones de tracción.
- b) Los metales puros en general no son sensibles a los fenómenos de CBT.
- c) Existe un número reducido de especies químicas que causa dicho fenómeno en una determinada aleación. (Ver Tabla 9.1).
- d) No se precisa en general que la especie química responsable del fenómeno esté en elevadas concentraciones.
- e) Las grietas que se producen en ensayos de fractura puramente mecánica, son siempre macroscópicamente frágiles, aún en materiales muy dúctiles.

9.3. Propagación sub crítica de grietas, K_{ISCC}

Existen numerosas referencias en la bibliografía para el empleo de probetas entalladas, en lugar de probetas lisas en los estudios de laboratorio de corrosión bajo tensión; debido a una mejor reproducibilidad de los resultados, a la imposibilidad de agrietar las probetas lisas de forma idéntica entre sí, al facilitar la medida de ciertos parámetros tales como la velocidad de propagación de grietas, ya que la localización de la grieta es conocida.

Los primeros ensayos de CBT consistieron en medir el tiempo hasta la fractura de probetas pulidas sometidas a diferentes tensiones nominales de tracción y en medios que en general eran muy agresivos ($MgCl_2$ al 40% en caliente) con objeto de acortar los tiempos de ensayo. Sin embargo, con el desarrollo de la Mecánica de la Fractura aparece un nuevo concepto de ensayos de corrosión bajo tensión, que implica el uso de probetas profundamente preagrietadas, generalmente producidas mediante entallado por ensayo de fatiga. La introducción de los conceptos de Mecánica de Fractura puso de manifiesto el hecho de que la variable fundamental en la ley de crecimiento de las grietas no era la tensión nominal sino el factor de intensidad de tensiones K_I que define el campo de tensiones en el fondo de la grieta. Este concepto tiene gran importancia práctica, especialmente en materiales con límite elástico elevado, dado que las estructuras o construcciones presentan con frecuencia fisuras, producidas tanto durante su fabricación como durante su utilización posterior, cuya importancia puede evaluarse en función de su capacidad para que estas fisuras se propaguen por corrosión bajo tensión; dicho de otra for-

ma, en función de lo que la grieta puede dejarse crecer antes de que la estructura se declare insegura. El paso siguiente consistió en cargar probetas con un cierto tamaño de grieta, producida previamente por fatiga, y obtener curvas de velocidad de crecimiento de la grieta frente al factor de intensidad de tensiones instantáneo, que aumentaba a lo largo del proceso.

Los resultados típicos obtenidos en dichos ensayos son de la forma esquematizada en la Figura 9.2, en la que se observan tres zonas bien diferenciadas. En la zona I, para valores bajos de K_I la velocidad de crecimiento de la grieta crece muy

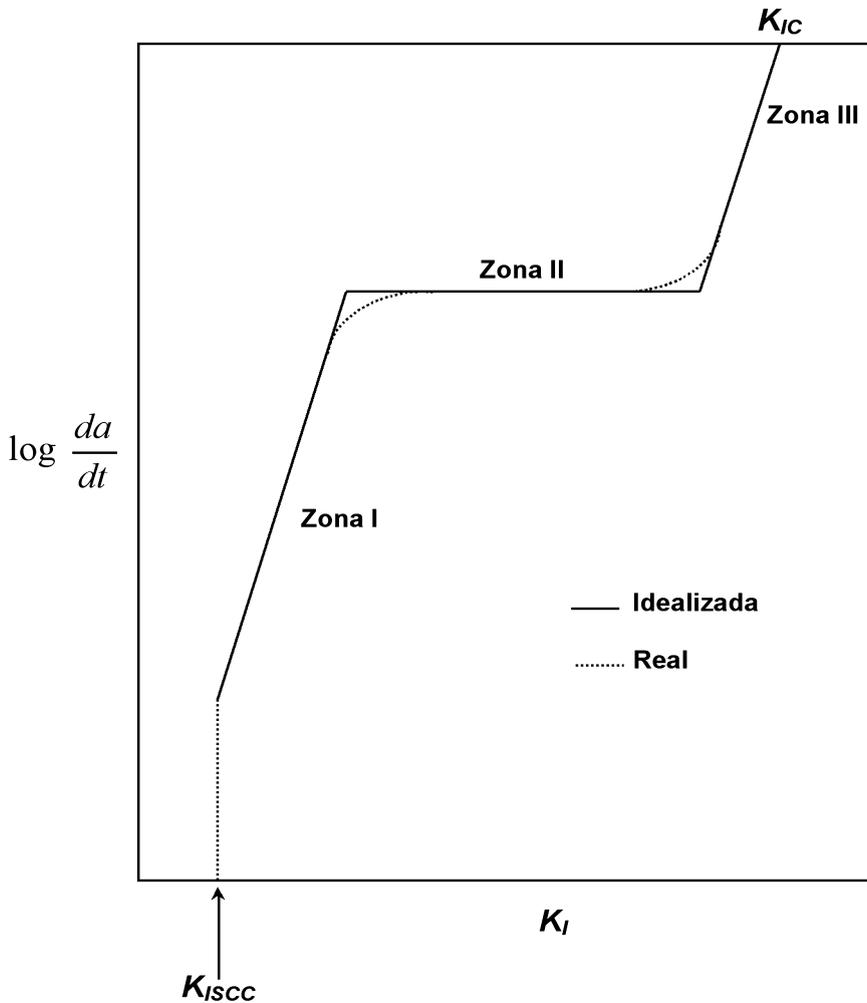


Figura 9.2

Esquema de la velocidad de crecimiento de grieta en función del factor de intensidad de tensiones en un proceso CBT, con indicación de las diferentes zonas, I, II y III

fuertemente al aumentar K_I pudiendo representarse dicha velocidad de crecimiento por una función exponencial del tipo: $\dot{a}_{zona I} = \frac{da}{dt} = A \cdot K_I^n$.

A continuación tenemos la zona II en la función de crecimiento de grieta, en la que observamos un crecimiento lineal, que en función logarítmica se traduce en una constante: $\dot{a}_{zona II} = \log \frac{da}{dt} = cte$. Algunos autores sugieren que la

forma plana de esta zona puede indicar que algún proceso no mecánico tiene lugar (bien una velocidad de reacción, o bien el acceso de electrolito nuevo a la punta de la grieta) es el que controla el proceso.

Finalmente existe una tercera zona III, para valores altos de K_I que no se presenta en todas las combinaciones metal-medio corrosivo, en la que nuevamente la velocidad de crecimiento de grieta es una función exponencial de K_I . En general, en los materiales que presentan esta zona, el crecimiento de la grieta parece que tiene lugar por estallidos localizados de fractura frágil, acompañados de emisiones acústicas audibles. Aparentemente el factor de intensidad de tensiones K_I cercano a K_{IC} hace que se precise muy poco de la ayuda de la corrosión y por tanto los fenómenos de reacción o transporte que controlaban la zona II.

En la zona I, tal como se aprecia en la Figura 9.2, se ha representado un umbral de intensidad de tensiones, que se denomina¹ K_{ISCC} , por debajo del cual la grieta no progresa. Se han encontrado combinaciones material-medio corrosivo en las que dicho umbral queda suficientemente claro y definido, pero existen también combinaciones en las que dicho umbral no se presenta con tanta claridad.

9.4. Ensayos de caracterización

La importancia de los procesos CBT ha conducido a la normalización de diversos ensayos² con objeto de poder medir el fenómeno y posteriormente utilizar los datos en el diseño de elementos estructurales. Al principio se usaron numerosos tipos de probetas, sometiendo a probetas simplemente mecanizadas, a un estado de tensiones de tracción a un ambiente agresivo, midiendo el tiempo de rotura. Esta caracterización simple permite un tratamiento estadístico de los resultados y tiene como inconveniente que recoge simultáneamente tanto los resultados de iniciación como los de propagación de las grietas.

¹ Desde el año 1990 el valor de intensidad de tensiones umbral para desencadenar el proceso de CBT, K_{ISCC} , se denomina K_{JEAC} como se indica en la norma ASTM E1681, que corresponde a la expresión en lengua inglesa *environmentally cracking threshold*, aunque esta denominación está poco introducida y hemos preferido utilizar la clásica K_{ISCC} .

² Norma Europea EN ISO 7539-6 y Americanas ASTM E 1681, NACE 77.

Las dificultades que rodean la elección de probetas lisas para la evaluación de la resistencia a CBT son similares, a primera vista, a las de las probetas preagrietadas; el número de tipos de probeta desarrollado es muy grande en comparación con el corto tiempo durante el que se han practicado los ensayos. Sin embargo, existe una relación entre las diferentes formas geométricas, a través del factor de intensidad de tensiones, que permite comparar los resultados de los diferentes ensayos de modo que el problema de elección de probetas no sea tan difícil como podría aparecer a simple vista. La principal dificultad, si se quieren aplicar los conceptos del análisis elástico lineal, es el gran tamaño de probeta que es necesario utilizar con materiales muy dúctiles, ya que es probable que la mayoría de las roturas en servicio por CBT se produzcan en materiales muy dúctiles con secciones relativamente delgadas; no obstante, el uso de probetas preagrietadas que dimensionalmente no cumplan estrictamente con los requisitos del análisis elástico lineal es válido si los resultados se utilizan únicamente en situaciones reales que impliquen espesores similares.

Al margen de consideraciones de mecánica de fractura, a veces existen situaciones que justifican el uso de probetas preagrietadas: simulación de situaciones reales, facilidad en la iniciación de grietas por CBT en las pregrietas, o las ventajas derivadas de la propagación de una única grieta. La afirmación que se ha hecho alguna vez para ensayos de probetas preagrietadas —que la utilización de probetas preagrietadas evita la utilización de probetas lisas en el estudio de la iniciación de la CBT, sobre la base de que se supone que la iniciación está invariablemente asociada a la creación de picaduras que producen una concentración de tensiones similar a la que se obtiene al comienzo del ensayo con probetas preagrietadas— raramente es válida. La forma geométrica de las picaduras, de las entallas, o de las prefisuras, a menudo es tan importante por razones electroquímicas como por cualquier otra que influya en la distribución de tensiones. Esto se debe a que puede ser necesaria una discontinuidad geométrica para que se originen las condiciones electroquímicas localizadas (composición del medio o potencial del electrodo) necesarias para la propagación de una grieta por CBT. Las objeciones al uso de probetas preagrietadas, tales como la validez de introducir, de antemano, una pregrieta transgranular en una probeta con agrietamiento intergranular por CBT, o bien el alto coste de producir una grieta muy aguda que al ser introducida en el medio corrosivo se pueda taponar por disolución, ignora el hecho de que en los materiales reales existen en efecto estas finas discontinuidades. Realmente, uno de los mayores atractivos de realizar ensayos sobre probetas preagrietadas es el de obtener resultados a partir de los cuales poder calcular el máximo tamaño de defecto permitido en una estructura, para garantizar su seguridad. Conviene tener en cuenta sin embargo, que existen límites inferiores del tamaño de los defectos y límites superiores de la tensión aplicada, más allá de los cuales no son válidos los principios de la mecánica de fractura. En particular, para tamaños de defectos inferiores a 0,1 mm, o para tensiones locales próximas al límite elástico, los principios de la mecánica de fractura deben aplicarse con cautela, ya que, las predicciones del tamaño máximo de defecto permitido pueden no ser muy fiables.

Hay un aspecto de la técnica de ensayos con probetas preagrietadas, cuando se utilizan incrementos de carga continuos para determinar el valor umbral del factor de intensidad de tensiones, en el que parece haber divergencias entre las experiencias realizadas en diferentes laboratorios. Mientras que los valores obtenidos a partir de probetas ensayadas con incrementos escalonados de carga o a partir de probetas cargadas directamente presentan buena correlación, parece que los valores obtenidos a partir del método de carga continua dependen de la velocidad de carga.

La utilización de probetas prefisuradas es una prueba de la dificultad de garantizar la ausencia total de defectos asimilables a fisuras, introducidos durante la fabricación o en el servicio en las construcciones de estructuras. La presencia de tales defectos permite, además, poner en evidencia una sensibilización a la fisuración por CBT que, en ciertos materiales (por ejemplo, el titanio), no puede ponerse de manifiesto por ensayos a carga constante sobre probetas lisas. Los principios de la mecánica de rotura en régimen elástico lineal permiten cuantificar la tensión existente en el frente de fisura en una probeta prefisurada o en una estructura a partir de la intensidad de la tensión en régimen de deformación plana.

El ensayo consiste en someter una probeta sobre la que se ha creado una fisura por fatiga a partir de una entalla mecanizada, ya sea a carga o a desplazamiento constante en los puntos de carga, ya sea a carga creciente, durante la exposición a un medio químicamente agresivo. El objetivo es cuantificar las fisuras en un medio dado, en términos del factor de la intensidad de tensión límite, K_{ISCC} , y de la cinética de la propagación de las fisuras. Los datos empíricos pueden servir en el momento del proyecto o en las previsiones sobre la vida útil, ya que permiten asegurar, bien que las tensiones que actúan sobre las estructuras importantes no son suficientes para favorecer la fisuración en un medio dado, cualesquiera que sean los defectos preexistentes, o bien que la importancia de la velocidad de propagación de las que se puedan producir durante la vida calculada o durante los controles pueden ser tolerados sin riesgo de inestabilidad que implique el fallo.

9.4.1. *Las Probetas de CBT*

Se pueden utilizar probetas de formas muy diferentes, del tipo de las que se emplean para los ensayos de tenacidad a la fractura. El tipo de probeta elegido será función de la forma, de la resistencia y de la sensibilidad a la fisuración por CBT del material que se va a ensayar, así como del objetivo del ensayo.

Es absolutamente necesario que las medidas de la probeta sean suficientes para mantener las condiciones triaxiales dominantes (régimen de deformación plana), que limitan la deformación plástica en las proximidades del frente de la fisura. Los ensayos de tenacidad a la rotura ponen de manifiesto que, para obtener una estimación válida de K_{IC} , la longitud de la fisura, a , y el espesor, B , no

deberían ser inferiores a: $2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2$.

Desde el punto de vista de la Mecánica de Fractura, por ahora, no se puede especificar el espesor mínimo para obtener un valor invariante de K_{ISCC} . La utilización de un medio agresivo durante los ensayos de CBT puede reducir la amplitud de la plasticidad asociada a la rotura y, por tanto, las medidas requeridas para la probeta que aseguren la limitación de la deformación plástica. Sin embargo, para reducir al mínimo el riesgo de un régimen mecánico inadecuado, se recomienda mantener criterios equivalentes a los observados en los ensayos de resistencia a la rotura, en lo que se refiere a las medidas de la probeta, sobre todo en cuanto a su espesor.

Si las probetas deben servir para determinar el valor K_{ISCC} el tamaño inicial de la probeta se debería determinar a partir de un valor estimado del K_{ISCC} del material (es preferible, en una primera aproximación, subestimar el valor de K_{ISCC} y, por tanto, utilizar una probeta mayor que la que se acabará por utilizar). Si los requisitos de servicio implican utilizar un material de espesor insuficiente para cumplir los criterios de validación, se permite utilizar probetas de espesor semejante, pero indicando claramente que el factor de intensidad de tensión límite obtenido, K_{ISCC} sólo es válido para esa aplicación específica. Cuando se debe determinar la modalidad de propagación de las fisuras de CBT, en función del factor de la intensidad de tensión, el tamaño de la probeta debe deducirse de una estimación de la intensidad máxima de tensión con la cual se debe medir las velocidades de propagación de fisuras. Se pueden utilizar dos tipos principales de probetas:

- a) Las primeras, para ensayos a desplazamiento constante, aplicando la carga mediante bulones incorporados;
- b) Las segundas, para ensayos a carga constante, que precisan de un dispositivo exterior para aplicar la carga.

Las probetas, sometidas a desplazamiento constante, autocargadas, tienen la ventaja de ser económicas, ya que solo precisan un equipo exterior para la puesta en carga pero no durante la realización del ensayo. Su forma compacta también facilita su exposición a los ambientes reales de servicio durante el ensayo. Pueden servir para determinar K_{ISCC} ya sea por la iniciación de las fisuras de CBT a partir de prefisuras de fatiga, en cuyo caso se debe utilizar una serie de probetas para determinar, de forma precisa, el valor límite, sea por la detención de la propagación de una fisura, puesto que, en las condiciones de ensayo a desplazamiento constante, la intensidad de la tensión decrece progresivamente con la propagación de la fisura. Una probeta única bastará en este caso, pero en la práctica, con frecuencia se recomienda utilizar varias (al menos tres). Asimismo, sirven para la determinación del estado II de propagación estable de fisura por CBT.

Las probetas de desplazamiento constante son, generalmente autocargadas por un bulón colocado en una de las dos partes que se apoyan sobre un yunque o sobre un segundo bulón de carga sobre la parte opuesta. Son posibles dos tipos:

- a) Aquellas en las que predomina ($W - a$), como las probetas compactas de tipo T con apertura lateral por efecto de cuña (T -WOL), en las que la

proximidad de la cara opuesta al frente de fisura influye en el campo de tensión de dicho frente de fisura (Figura 9.3 de la probeta de tipo T-WOL, normalizada³).

- b) Aquellas que no están afectados por $(W - a)$ como las probetas (DCB) para ensayo de flexión, como las vigas en voladizo en ambos extremos, en las que la cara opuesta está suficientemente alejada del frente de fisura, como en la Figura 9.4 que se puede ver la probeta de doble viga para solicitaciones a flexión en voladizo.

Las probetas a carga constante y K creciente pueden someterse a esfuerzos de tracción o de flexión. Dependiendo de su definición, las probetas sometidas a un esfuerzo de tracción pueden sufrir tensiones en el frente de fisura, que son predominantemente tensiones de tracción (como las chapas gruesas con

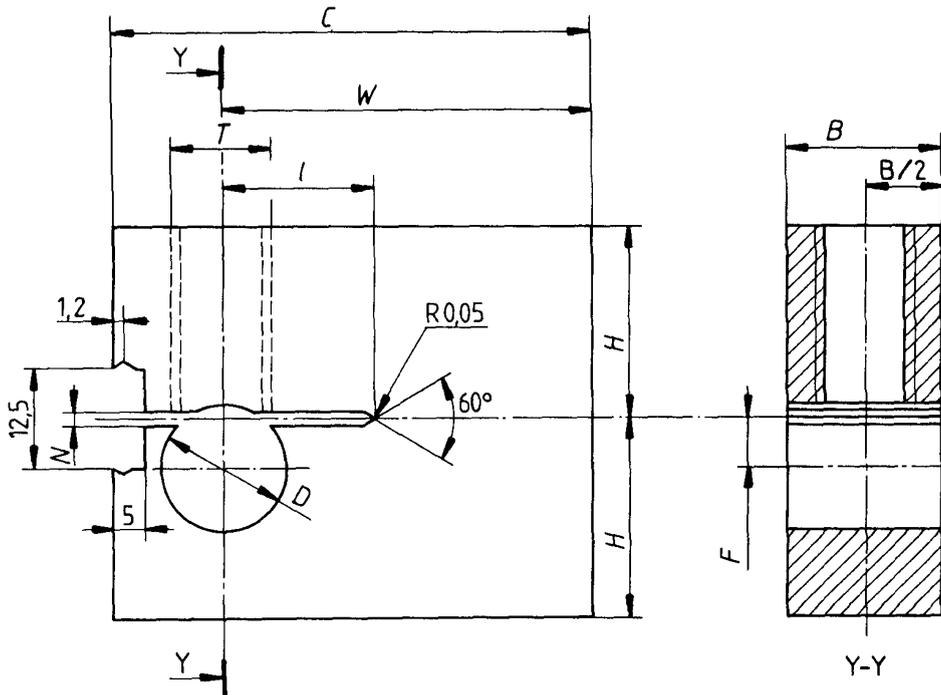
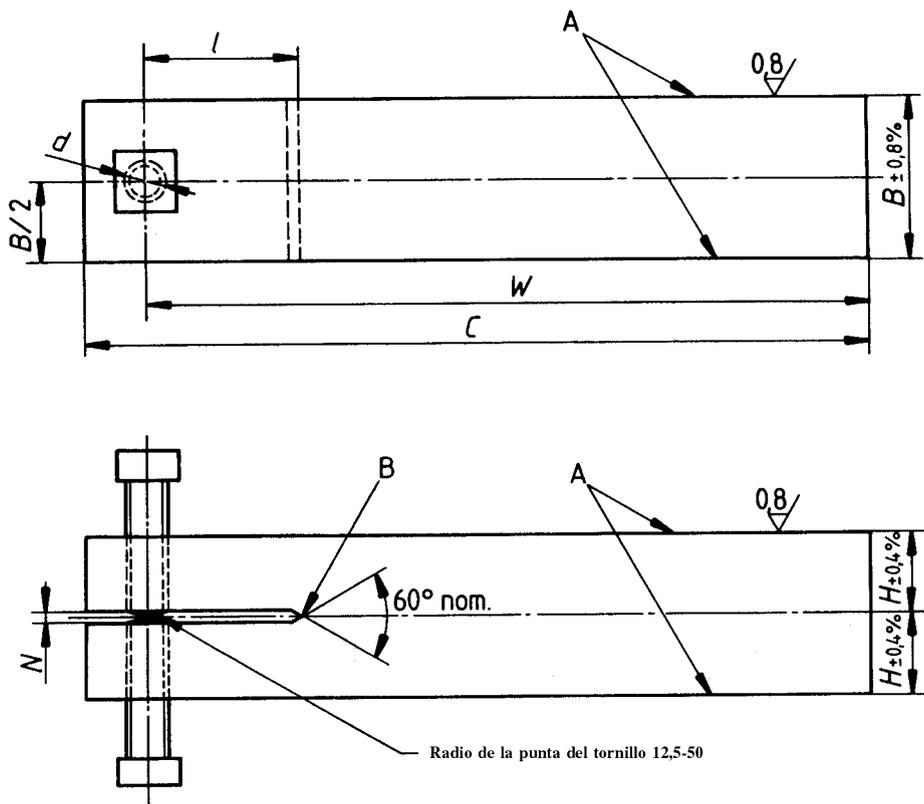


Figura 9.3

Probeta de tipo T-WOL con abertura lateral para puesta en carga

³ Detalles adicionales de los ensayos de CBT y de las medidas y tolerancias de las probetas se pueden encontrar en las normas Europeas, particularmente en la norma EN ISO 7539-6.

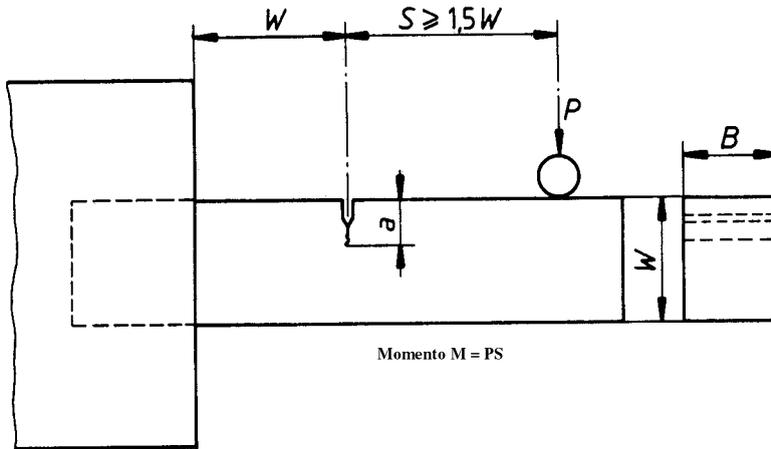


$$K_I = \frac{E \cdot V_y \cdot H \sqrt{3H(a + 0,6H)^2 + H^3}}{4[(a + 0,6H)^3 + H^2 a]}$$

Figura 9.4

Probeta de tipo DCB con solicitaciones a flexión en voladizo
y expresión del factor de intensidad de tensiones

fisura central) o tener una componente de flexión significativa (como las probetas compactas para ensayos de tracción cargadas a la altura del frente de la fisura). La presencia de una tensión de flexión significativa en el frente de fisura puede ser nefasta para la estabilidad del recorrido de la propagación de la fisura durante el ensayo de CBT y, en ciertos materiales puede favorecer la ramificación. La probeta de tipo viga empotrada en un extremo para solicitaciones a flexión, que se puede ver en la Figura 9.5 es una probeta utilizada para estos ensayos.



$$K_I = \frac{Y P}{B \sqrt{W}}$$

donde $Y = 6,21 \sqrt{\frac{1}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^3} - \left(1 - \frac{a}{W}\right)^3}$ en el caso de que $S = 1,5 W$

Figura 9.5

Probeta de tipo viga empotrada en un extremo para solicitaciones a flexión, con expresión del factor de intensidad de tensiones

9.4.2. Determinación de K_{ISCC} por el Método de Detención de la Fisuración

A continuación se somete a la probeta a una fisuración por fatiga. Es deseable que la longitud definitiva de la fisura por fatiga sea tal que se cumpla la condición predominante de un régimen de deformación plana, es decir:

$$a > 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2. \text{ Esta relación es óptima si la relación final } a/W \text{ está comprendida}$$

entre 0,45 y 0,55 (salvo en los casos de probetas insensibles a $(W - a)$).

Las probetas de desplazamiento constante pueden servir para determinar K_{ISCC} por el método de detención de la fisuración. Para determinar K_{ISCC} por caracterización de la detención de la fisuración, se fija la probeta prefisurada en un dispositivo de sujeción y, si es posible, se deja actuar el medio corrosivo en la zona del fondo de la entalla. A continuación se separan los brazos de la probeta haciendo girar un bulón para obtener un valor de K_{Ii} predeterminado que sobrepase el valor previsto de K_{ISCC} . Se debe evitar una deformación demasiado grande. La deformación, V_y respecto al eje de tensión puede referirse

a la deformación, V , medida por las galgas de desplazamiento de los bordes de cuchilla situados en los labios de la entalla, según el método que se muestra en la Figura 9.6.

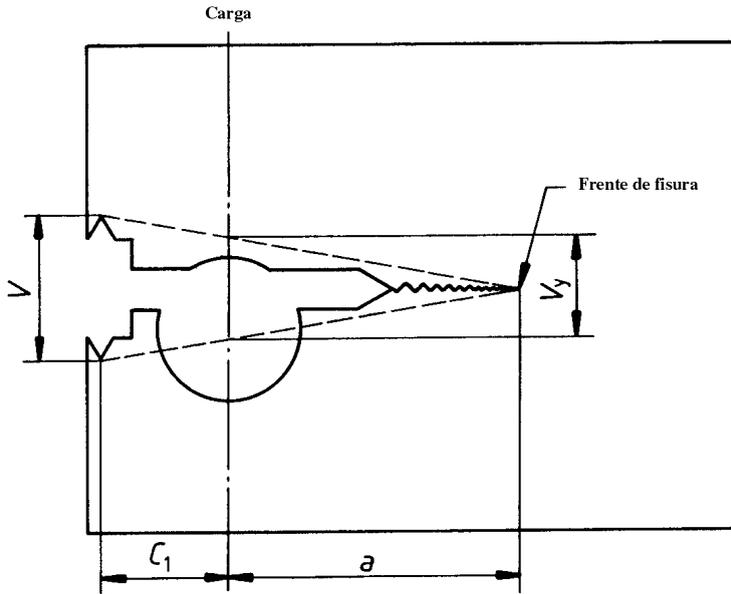


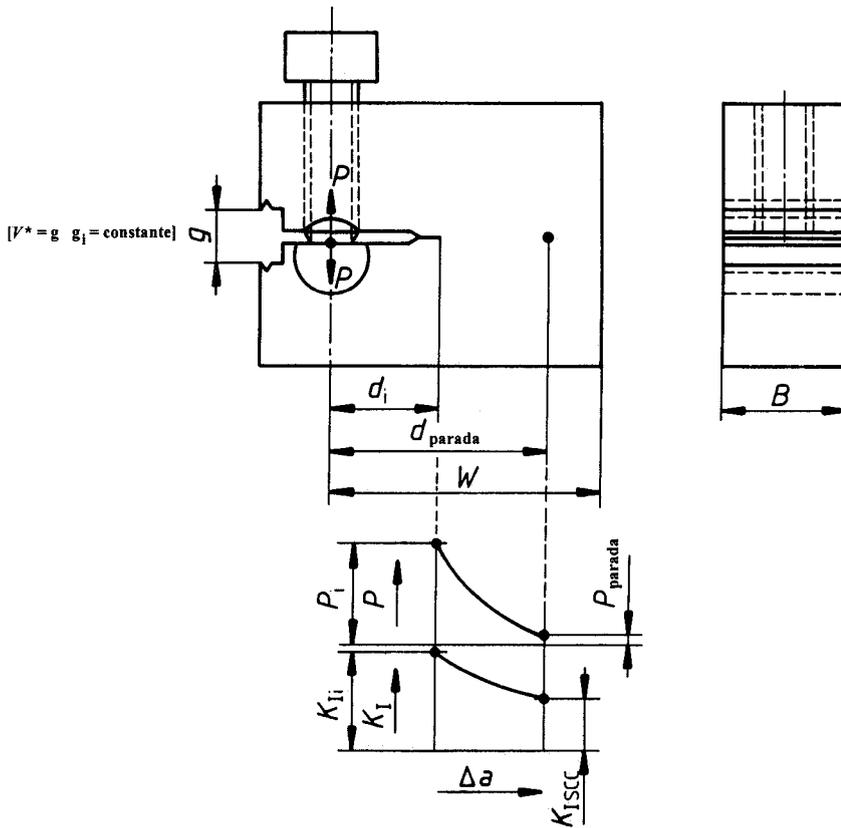
Figura 9.6

Zona de medición y referencia entre los valores de V y V_y

Por lo que se refiere a probetas insensibles a $(W - a)$ en doble viga por flexión (DCB), la deformación requerida para obtener la intensidad de tensión deseada K_{IIP} para un valor dado de la relación a/H , puede calcularse a partir de la relación existente entre K_I y V_y , indicada en la Figura 9.4.

En el caso de probetas del tipo T-WOL, sensibles a $(W - a)$, es necesario conocer la calibración de la conformidad para calcular la deformación necesaria para producir una intensidad de tensión dada para un valor particular de la relación de la longitud de la fisura a/W , aplicando la relación recogida en la Figura 9.7.

Una vez que se ha sumergido la probeta en el medio de ensayo, se controla la evolución de la longitud de la fisura en función del tiempo. Se puede efectuar una medición óptica directa o indirecta mediante las medidas de deformación sobre la cara posterior, etc. El factor de intensidad de la tensión decrece durante la propagación de la fisura. La pendiente de la curva que asocia la longitud de la fisura a la duración, define la velocidad de propagación de la fisura, que se define generalmente de forma gráfica. La fisura puede ocasionalmente detener su



$$K_I = \frac{Y P}{B \sqrt{a}}$$

$$\text{donde } Y = 30,96 \left(\frac{a}{W}\right) - 195,8 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 730,6 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 1186,3 \left(\frac{a}{W}\right)^4 + 754,6 \left(\frac{a}{W}\right)^5$$

Figura 9.7

Expresión del factor de intensidad de tensiones para probetas de tipo T con abertura lateral por efecto de cuña

propagación, lo que determina K_{ISCC} . Pero generalmente, la fisura crece de forma extremadamente lenta y en este caso se designa K_{ISCC} por referencia a un valor de la velocidad de propagación definida de forma arbitraria. El valor más apropiado de detención de la propagación depende del par metal-medio considerado y debe ser objeto de acuerdo entre las partes. Por lo que se refiere a las aleaciones de alta resistencia, se han sugerido velocidades del entorno de 10^{-7} mm/s, pero la experiencia indica que las fisuras de CBT pueden propa-

garse a una velocidad inferior a 10^{-8} mm/s. El valor límite de 10^{-9} mm/s para el umbral K_{ISCC} puede ser satisfactorio. Se puede hacer disminuir considerablemente el tiempo necesario para la detención de la fisuración eligiendo niveles de K_{ISCC} próximos a K_{ISCC} si se conoce este valor de forma aproximada. Cuando se estima que la fisura ya no se propaga más, se debería determinar la longitud de la fisura y calcular la intensidad de la tensión para obtener un valor provisional de K_{ISCC} .

9.4.3. Determinación de K_{ISCC} por la Iniciación de la Fisura

Se pueden utilizar probetas con carga o desplazamiento constante para determinar K_{ISCC} por la iniciación de la fisura como la probeta de tipo viga empujada en un extremo para sollicitaciones a flexión, que se puede ver en la Figura 9.5. Para determinar K_{ISCC} por la iniciación de la fisura son necesarias varias probetas.

Cuando no se dispone de mucho tiempo, pero se dispone de probetas y de material de ensayo en abundancia, se recomienda exponer simultáneamente una serie de probetas a tensiones con diferentes niveles de K_{ISCC} que recorran un intervalo en el que se supone que está comprendido el valor previsto de K_{ISCC} .

Si se dispone de suficiente tiempo, se puede determinar K_{ISCC} con una mayor certeza y con menor necesidad de probetas y de materiales de ensayo, aplicando un método de investigación binario. Una primera probeta se emplea, en este caso, para determinar la tenacidad a la rotura del material, K_{IC} (o K_Q si este valor no es aplicable). Este valor define el límite superior de K_{ISCC} . A continuación, conviene realizar el primer ensayo de CBT con una intensidad de tensión inicial igual a la mitad de K_{IC} realizando los otros ensayos con intensidades que sean otras fracciones de K_{IC} según que la rotura (o la propagación de la fisura) se haya producido o no durante los ensayos precedentes.

Los ensayos propiamente dichos comienzan después que se aplica la carga o el desplazamiento requeridos. Se elige una duración de ensayo arbitraria para determinar un valor preliminar de K_{ISCC} a partir del cual comienza la fisuración por CBT. Esta duración depende del material y del medio considerados, pero se estima que, para los ensayos previos, un tiempo mínimo apropiado es, 10 h para las aleaciones de titanio, 100 h para los aceros débilmente aleados de alta resistencia y 1000 h para los aceros altamente aleados, maraging y para las aleaciones de aluminio.

Durante el ensayo, se puede controlar ópticamente la longitud de la fisura a intervalos regulares o en continuo mediante una resistencia eléctrica, por extensometría sobre la cara opuesta, con galgas de desplazamiento o mediante otras técnicas, según los datos de la experiencia. Estas medidas pueden facilitar la detección del inicio de la fisura y permiten determinar su velocidad de propagación en función de la intensidad de la tensión.

Al finalizar el período de ensayo, se debe investigar los signos de fallo de la probeta. Si ésta está intacta, se procede a romper la probeta y a medir las longitudes mínima y máxima de la prefisuración de fatiga, si es posible a nivel del 0,5% de W , incluso en las tres posiciones siguientes: 25% de B ; 50% de B y

75% de B . La media de estas tres últimas medidas se utiliza como la medida de la longitud real de la fisura que se emplea para el cálculo de K_{QSCC} .

Los valores de K_{ISCC} se determinan después de realizar ensayos a largo plazo. Se conoce la evolución de K_{ISCC} en función del tiempo, llevando a un diagrama el tiempo de rotura de las probetas, roturas producidas durante la exposición, en función de K_{II} , para establecer así la velocidad, de forma que la curva obtenida es asintótica al valor de K_{ISCC} , como se muestra en la Figura 9.8.

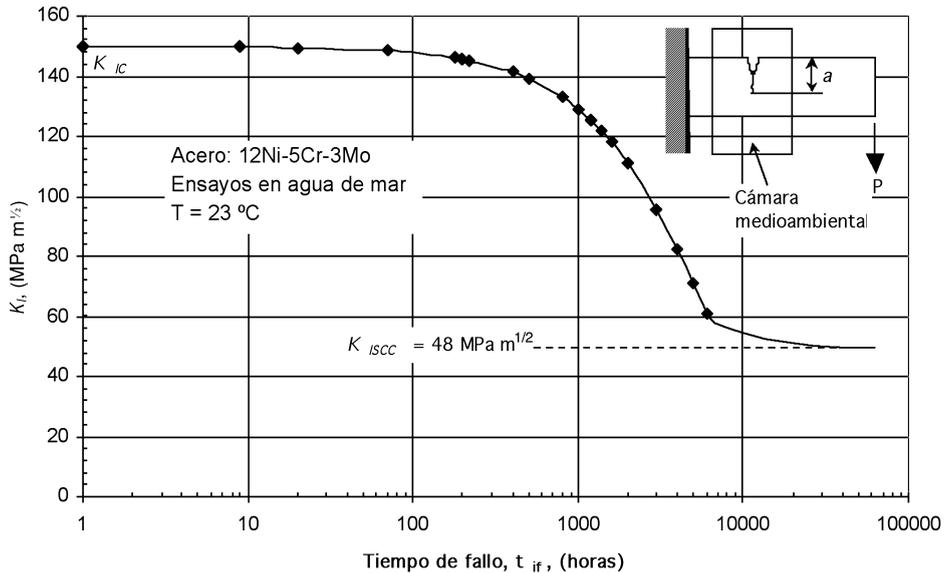


Figura 9.8

Determinación de K_{ISCC} con probeta de tipo viga empotrada en un extremo

9.5. Diseño y seguridad en CBT

La caracterización del comportamiento de un material metálico frente a un problema de CBT es la herramienta fundamental que nos permite posteriormente poder diseñar y calcular la esperanza de vida de determinados componentes estructurales en situaciones de CBT y calcular el índice de seguridad de la estructura.

En las situaciones de crecimiento de grieta por CBT durante la aplicación de un sistema estático de cargas, el crecimiento de grieta puede ser estimado sobre la base de la Mecánica de Fractura, de forma análoga al procedimiento descrito para esta misma predicción en el caso del crecimiento de grieta en fatiga bajo la acción de cargas cíclicas. El parámetro que controla el crecimiento de grieta es

simplemente el valor estático del factor de intensidad de tensiones, K_I , determinado a partir de la tensión estática aplicada y la longitud de grieta a ,

En la zona I que hemos explicado anteriormente, el crecimiento de grieta del material está determinado por $\frac{da}{dt}$ versus K_I , donde $\frac{da}{dt}$ es simplemente la velocidad de crecimiento de grieta denominada por \dot{a} . Como hemos explicado, la relación entre \dot{a} y K_I viene dada por una línea recta en coordenadas doblemente logarítmicas, por lo tanto tiene la forma de:

$$\dot{a}_{zonal} = \frac{da}{dt} = A \cdot K_I^n \quad (9.1)$$

donde A y n son constantes del material que dependen de las condiciones ambientales del sistema particular y están afectadas por la temperatura.

Una vez conocida esta relación entre \dot{a} y K_I , la esperanza de vida se puede predecir de la misma forma como se ha visto en el tema anterior de fatiga integrando la expresión. Por ejemplo, si el factor geométrico de la grieta $f \frac{a}{W}$ no cambia sustancialmente durante el crecimiento de grieta, podemos encontrar una expresión similar a la que se ha visto en Fatiga (8.34) que sería la siguiente:

$$t_{if} = \frac{a_f^{1-\frac{n}{2}} - a_i^{1-\frac{n}{2}}}{A \left(f \left(\frac{a}{W} \right) \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \right) \cdot \left(1 - \frac{n}{2} \right)} \quad (K_I > K_{ISCC}, n \neq 2) \quad (9.2)$$

donde t_{if} es el tiempo que se necesita para que la grieta, que tiene un valor inicial a_i alcance el valor final a_f , que puede ser el que se deduce de la plastificación total a_0 o de la fractura frágil a_c .

Cuando el crecimiento de grieta se refiere a la zona II de CBT, la velocidad de crecimiento es constante dentro de un intervalo de valores de K_I por lo tanto la estimación de vida responde a una ecuación simple como:

$$t_{if} = \frac{a_f - a_i}{\dot{a}_{zona II}} \quad (K_I > K_{ISCC}) \quad (9.3)$$

donde $\dot{a}_{zona II}$ es la constante de crecimiento en la zona II, que también depende del material, del medio ambiente y de la temperatura.

Si nos encontramos con un sistema *material-medio ambiente* que tiene un comportamiento que incluye una zona I y una zona II la expresión será la suma de ambos tiempos parciales:

$$t_{if} = \frac{a_{fz\text{ona I}}^{1-\frac{n}{2}} - a_i^{1-\frac{n}{2}}}{A \left(f \left(\frac{a}{W} \right) \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \right) \cdot \left(1 - \frac{n}{2} \right)} + \frac{a_f - a_{fz\text{ona I}}}{\dot{a}_{z\text{ona II}}} \quad (9.4)$$

Se pueden encontrar formas más complejas de relación entre a y K , en cuyo caso la integración numérica puede requerir cálculos más complejos, pero con los mismos principios que hemos utilizado aquí.

9.6. Corrosión-Fatiga

El fenómeno de corrosión fatiga, CF, se refiere a un fenómeno de agrietamiento de materiales metálicos, bajo la acción combinada de cargas cíclicas (fatiga) y de un medio ambiente agresivo (corrosión). Sabemos que este fenómeno se produce en gran número de aleaciones de ingeniería en presencia de una gran variedad de ambientes y es una importante causa de fallo de los componentes de estructuras de ingeniería. El conocimiento de los mecanismos y la caracterización de la cinética de los procesos de CF son esenciales para la predicción de la vida en servicio, el control de la fractura y el desarrollo de la resistencia a fatiga de aleaciones metálicas.

La primera y más importante característica que nos encontramos en los procesos de CF es que las velocidades de crecimiento de grieta son superiores y en ocasiones mucho más elevadas a los procesos de fatiga y además encontramos que son dependientes de un gran número de variables químicas y electroquímicas que obviamente no se encuentran presentes en otros ambientes absolutamente benignos y que no causan ninguna modificación de las condiciones de progreso de grieta en los procesos de aplicación de cargas cíclicas o de fatiga.

Se han propuesto diversas hipótesis sobre los mecanismos que rigen los procesos de CF. El mecanismo generalizado de corrosión-fatiga implica la presencia de un agrietamiento inducido por el hidrógeno que puede incluir el proceso repetitivo de rotura de la capa de óxido o disolución anódica del borde de grieta.

Es muy difícil establecer una diferencia y analizar separadamente la acción de estos fenómenos. Muchos investigadores establecen que estos procesos compiten entre sí de manera que en cada caso solamente uno de ellos es el que contribuye en mayor medida al crecimiento de grieta y consecuentemente el otro podría ser ignorado. Desafortunadamente el mecanismo no es tan claro sino que ambos procesos son interdependientes y operan simultáneamente o secuencialmente.

En los procesos de CF, el hidrógeno se genera por reacción con las especies presentes en el medio ambiente, tanto gaseosas como líquidas, vapor de agua, agua, y más adelante con el nuevo material agrietado en el frente de grieta. Este

hidrógeno es adsorbido por la superficie del metal y transportado, por difusión o por deslizamiento de dislocaciones, a la región con altas tensiones en el frente de grieta (zona plástica), donde causa un daño localizado e incrementa en gran medida el crecimiento de grieta producido por el proceso de fatiga únicamente. En la Figura 9.9 se puede ver un esquema de la secuencia de operaciones que se produce en el proceso de crecimiento de grieta en el fenómeno de CF de aleaciones, que trabajando en cargas cíclicas, están expuestas a ambientes agresivos.

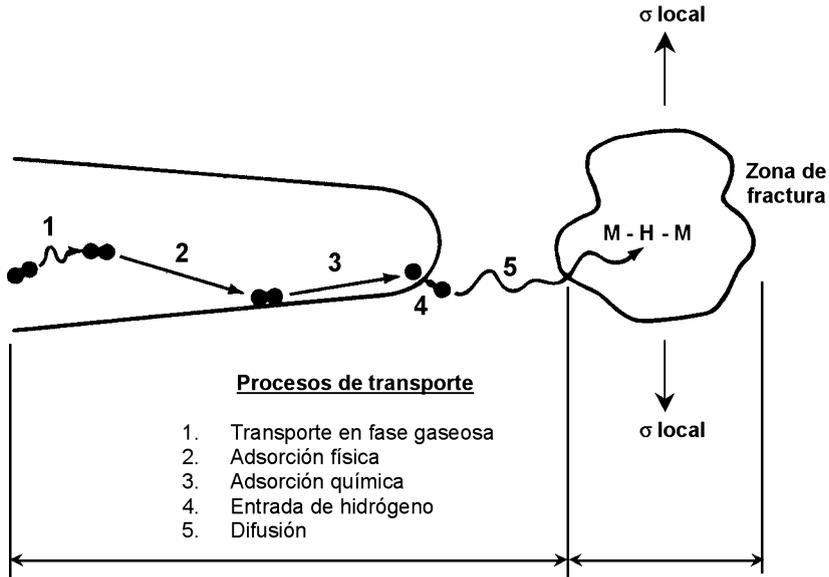


Figura 9.9

Secuencia de operaciones que se producen en el proceso de crecimiento de grieta en el fenómeno de CF de aleaciones, que trabajando en cargas cíclicas, están expuestas a ambientes agresivos

Los procesos que se indican en la Figura 9.9 son secuenciales y por lo tanto la velocidad de crecimiento de grieta está controlada por el proceso más lento de todos los de la secuencia.

9.6.1. Relación entre CF y CBT

En la Figura 9.10 se ilustra un diagrama conceptual de la interrelación existente entre los procesos de CF, CBT y también en el caso de una fragilización por hidrógeno, FH. Desde el punto de vista práctico las situaciones más serias se producen cuando interfieren varios problemas a la vez como se ve en el diagrama,

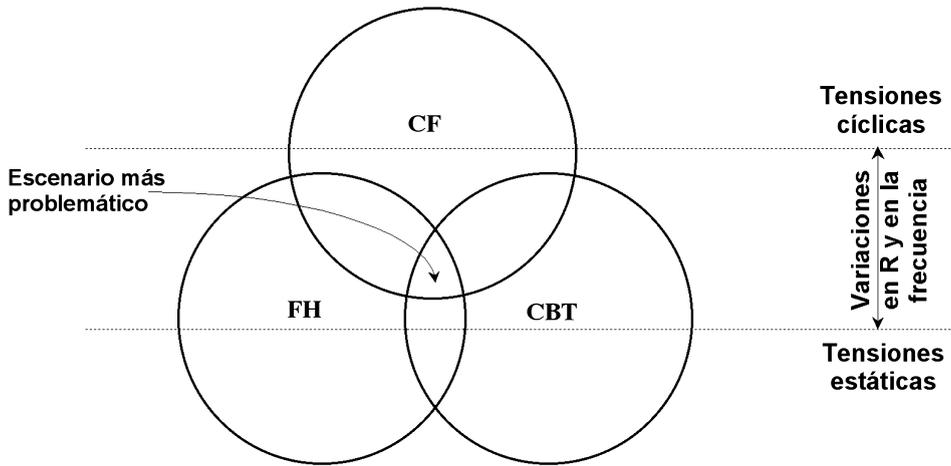


Figura 9.10

Diagrama que ilustra la interrelación entre la corrosión bajo tensión, la corrosión fatiga y la fragilización por el hidrógeno

y especialmente cuando se presentan los tres problemas a la vez como en el área de interferencia indicada. A pesar de gran número de estudios en fenómenos que corresponden a este área de interferencia de los tres problemas, aún quedan muchas preguntas por contestar.

9.7. La Mecánica de Fractura en el análisis de CF

La Mecánica de Fractura proporciona las bases suficientes para los modernos estudios de crecimiento de grieta en procesos CF. El crecimiento de grieta en un proceso de aplicación de cargas cíclicas está controlado fundamentalmente por la carga máxima y la relación de tensiones. Sin embargo, al igual que en la iniciación de grieta, hay un gran número de factores adicionales que ejercen una fuerte influencia, especialmente en presencia de un ambiente agresivo.

Gran parte de las investigaciones de crecimiento de grieta en estos procesos se ha realizado de acuerdo a la metodología de la norma ASTM E 647, que fue explicada en el Tema 8. Después del análisis numérico, como ya se explicó en el tema anterior, el crecimiento de grieta se expresa en función del factor de intensidad de

tensiones ΔK , para finalmente expresar $\frac{da}{dN}$ en función de ΔK .

En la generación de datos de crecimiento de grieta en CF es importante una cuidadosa selección de las condiciones químicas y electroquímicas de las variables de corrosión de los ensayos para asegurar que los datos son realmente aplicables para su uso posterior en el análisis y diseño de estructuras.

Los resultados de los ensayos de crecimiento de grieta en CF, para materiales metálicos estructurales, presentan curvas $\frac{da}{dN}$ versus ΔK que tienen tres zonas de comportamiento como se puede ver en la Figura 9.11. En un medio ambiente inerte o simplemente benigno, la tasa de crecimiento de grieta a niveles de K que se acercan a K_C o K_{IC} , en la parte alta de la curva (zona III), depende fuertemente de K y también a niveles bajos de K en la zona I, para valores que se aproximan a los valores de ΔK_{th} del umbral de los ensayos de fatiga y finalmente,

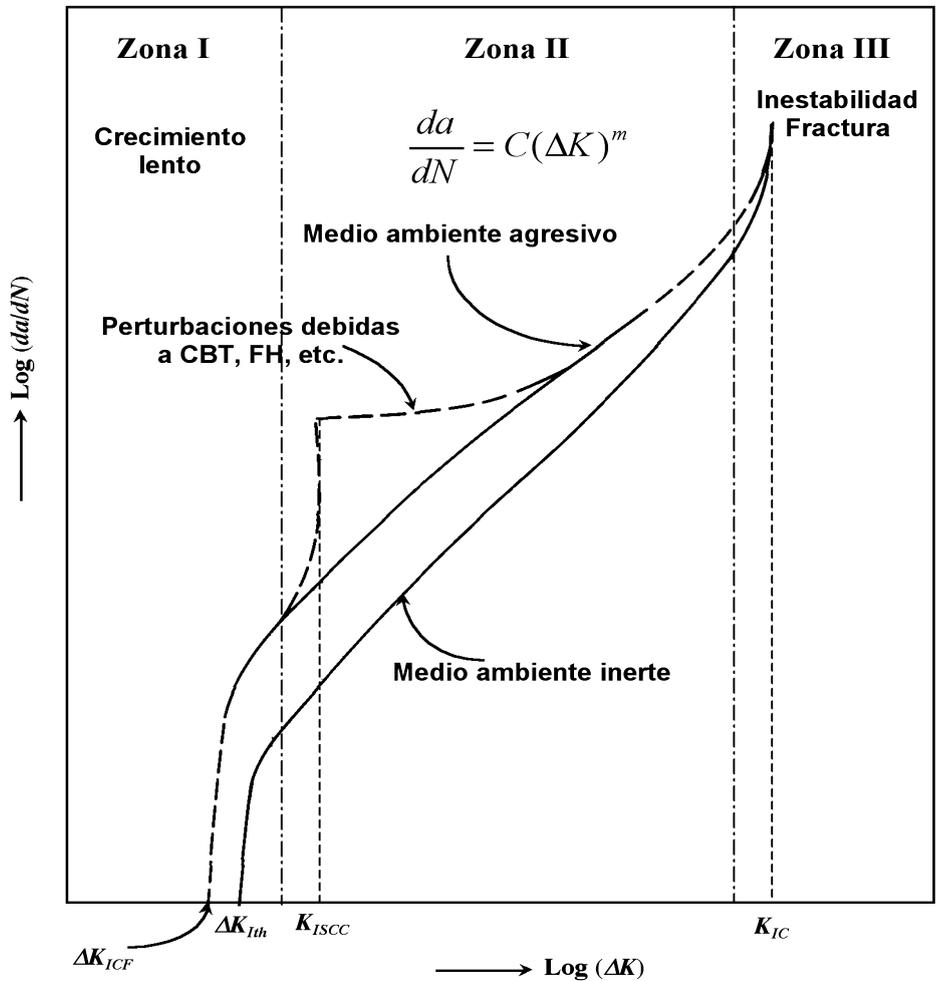


Figura 9.11

Velocidad de crecimiento de grieta en CF en función del incremento del factor de intensidad de tensiones de la carga cíclica aplicada



Figura 9.12

Esquema idealizado del comportamiento en CF en función de la frecuencia de la onda de fatiga

en la zona II intermedia se pueden presentar valores que satisfacen la ecuación

de Paris $\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$ con exponentes m que varían de 2 a 10.

Sin embargo, en un ambiente agresivo la curva de crecimiento de grieta CF puede ser muy diferente de la curva de fatiga pura, dependiendo de la sensibilidad del material, para un determinado medio ambiente, y de la presencia de los mecanismos de fractura por tensiones estáticas. Los efectos del medio ambiente son muy importantes por encima del valor umbral del proceso CBT, K_{ISCC} , y pueden ser insignificantes por debajo de este valor del factor de intensidad de tensiones. Además, los factores que condicionan la carga como, la frecuencia de

los ciclos, la relación de tensiones R , la forma de la onda de tensiones, pueden tener importantes efectos sobre las curvas de crecimiento de grieta en un medio ambiente agresivo. Consecuentemente, se pueden presentar un gran número de curvas para los sistemas metal-medio ambiente que pueden producir diversos comportamientos de CF.

9.7.1. *El Efecto de la Frecuencia*

La variable mecánica más influyente en el proceso de CF para su diferenciación de la fatiga pura es la frecuencia de aplicación de la onda de carga. Tomando como referencia el comportamiento en fatiga de un material metálico en ambiente inerte, que en principio es independiente de la frecuencia, la adición de un ambiente agresivo con un comportamiento descrito en la Figura 9.9, en el que el proceso más lento controla el desarrollo global, produce un avance de grieta a una velocidad mayor que en fatiga pura.

Cuando la frecuencia de la onda de fatiga es muy alta, el efecto del ambiente agresivo apenas es perceptible, como se ve en la Figura 9.12, debido a que los mecanismos de ataque de la Figura 9.9 no tienen tiempo de alcanzar el frente de avance de las fisuras. Cuando la frecuencia disminuye, el efecto del ambiente agresivo es cada vez más perceptible multiplicando por factores de 2 a 5 la velocidad de avance de las fisuras. Finalmente, para frecuencias muy bajas el fenómeno se convierte en un avance de fisuras por Corrosión Bajo Tensión.

Tema 10

Aplicaciones de la Mecánica de Fractura. Resistencia a Fractura

10.1. Introducción

A pesar de los importantes medios de control de calidad que se utilizan para la inspección de los elementos y estructuras, actualmente la mayoría de los ingenieros reconoce el hecho de que en los elementos estructurales complejos se pueden presentar discontinuidades o defectos. Por consiguiente, el ingeniero de diseño estructural no debe limitar su análisis a los criterios tradicionales de dimensionamiento, en los cuales se usan los coeficientes de seguridad o índices de fiabilidad, sino que también debe considerar la posible presencia de discontinuidades o defectos en su estructura.

Este capítulo permite relacionar algunos de los conocimientos adquiridos en este curso y utilizarlos tanto en el diseño de elementos a fractura como también en el análisis de elementos estructurales que hayan sufrido o puedan sufrir roturas por efecto de una fisuración no deseada, para comprender y aplicar las teorías aprendidas en las lecciones anteriores. Por ello, se trata fundamentalmente de un tema de aplicación del conocimiento adquirido, para el ejercicio del diseño y análisis a fractura de estructuras.

El término diseño se usa de manera diferente por los ingenieros. Desde un punto de vista estructural, el término normalmente se refiere a la síntesis de varias disciplinas (la estática, la resistencia de materiales, el análisis estructural, el álgebra matricial, etc.) para crear una estructura que se define y se detalla hasta su forma final. Cuando el término diseño se usa en este sentido, el concepto de diseño para prevenir la fractura se refiere a usar un apropiado nivel de cargas así como a la eliminación (en la mayor medida posible) de todos los detalles estructurales que actúan como concentradores de tensiones y que podrían ser los lugares potenciales de iniciación de fractura; por ejemplo, discontinuidades en las soldaduras, o radios de encuentro, etc. Desgraciadamente, las estructuras complejas grandes (tanto soldadas como atornilladas) raramente se diseñan o fabrican sin estas discontinuidades, aunque un buen diseño y buenas prácticas de fabricación puedan minimizar su tamaño y número.

Desde el punto de vista de la Ingeniería de Materiales el término diseño se refiere normalmente a la selección de un material y del nivel apropiado de tensión para una determinada temperatura de servicio y unas cargas de la estructura. Así, desde este punto de vista, el diseño para prevenir la fractura se refiere a la selección del material apropiado así como a la selección de la tensión aceptable apropiada.

Ambos criterios son válidos, pero no deben confundirse. El primero (y tradicional) asume que el ingeniero parte de un material y de un nivel de tensión de diseño (a menudo especificado por un código de diseño) dados. Así, el diseño implica el proceso de detallar y especificar los elementos estructurales para las cargas dadas sin que excedan de la tensión aceptable. La tensión aceptable normalmente es un cierto porcentaje del límite de fluencia para los elementos sometidos a tensión y un cierto porcentaje de la tensión de pandeo para los elementos sometidos a compresión. Estos niveles de tensión de diseño aceptables, asumen que la fabricación es perfecta y que normalmente las estructuras no tienen ningún defecto, ni grieta alguna. Se admite que habrá concentración de tensiones o pequeñas discontinuidades del proceso de fabricación, mecanizado, fundición, etc., pero el ingeniero de diseño asume que sus materiales estructurales tienen la ductilidad suficiente para plastificar localmente y redistribuir la carga en el área próxima a las concentraciones o las discontinuidades de fabricación.

El segundo uso del término diseño, se refiere a la selección de materiales y los niveles de tensión aceptables, basado en el hecho de que en las estructuras complejas pueden estar presentes las discontinuidades o pueden comenzar como consecuencia de cargas cíclicas o de corrosión bajo tensión y que se necesita que el material tenga un cierto nivel de tenacidad a fractura (que no es una propiedad exactamente igual a la ductilidad). Este aspecto del diseño ha pasado a ser recientemente, de cualitativo a cuantitativo, como consecuencia del desarrollo de la Mecánica de Fractura como una ciencia ingenieril.

El ingeniero de diseño debe dimensionar la estructura para prevenir el fallo por carga excesiva de tensión o por inestabilidad en compresión y por el crecimiento inestable de grieta. Históricamente, el criterio de diseño más extendido se ha establecido para prevenir la plastificación por tracción o compresión y para prevenir el pandeo. El fallo por fluencia y pandeo han recibido una atención considerable porque existían procedimientos de diseño analíticos disponibles y podían usarse en el análisis de los fallos. La teoría de máxima tensión cortante y el análisis de pandeo de Euler están entre los criterios analíticos de diseño ampliamente usados para prevenir el fallo de los elementos estructurales, por fluencia generalizada o pandeo. El desarrollo reciente de la Mecánica de Fractura, como una herramienta analítica de diseño, cubre el hueco existente entre las prácticas del ingeniero para el diseño seguro de estructuras.

El resto de este tema trata de una descripción de cómo la Mecánica de Fractura puede ayudar al ingeniero en la selección inicial de:

1. Los materiales,
2. Los niveles de tensión de diseño, y
3. Los tamaños de grieta tolerables para la inspección y control de calidad.

para el diseño frente a fractura de cualquier estructura compleja como puentes, naves, recipientes a presión, aeronáutica, y equipos offshore, etc. Así, este tema debe usarse junto con libros de texto de resistencia de materiales que describen los métodos más tradicionales de diseño.

Sin tener en cuenta el tipo de estructura a ser considerado, el diseño en Mecánica de Fractura asume que el ingeniero tiene la siguiente información general:

- a) El tipo y las dimensiones globales de la estructura (recipiente a presión, puente, estructura, etc.).
- b) El tamaño general de los elementos sometidos a tracción (la longitud, el diámetro, etc.).
- c) Los criterios adicionales y condiciones de servicio (por ejemplo, peso mínimo, el menor costo, la resistencia máxima a fractura, esperanza de vida del diseño, las cargas, la temperatura de trabajo).
- d) La tensión aplicada y el rango de tensión cíclico, dónde pueda producirse un crecimiento de grieta.

Con esta información básica, el ingeniero de diseño puede incorporar los valores de Mecánica de Fractura a la temperatura de servicio y las cargas el diseño de una estructura resistente a fractura. También se puede estimar la vida a fatiga. Si el ingeniero de diseño sabe o puede medir el valor crítico de tenacidad a fractura en las condiciones de servicio (es decir, K_{IC} , K_C , etc., como se ha visto en el Tema 4) o puede estimar estos valores, la filosofía de diseño que usa la Mecánica de Fractura es bastante sencilla. Básicamente, el ingeniero de diseño debe asegurarse que el factor de intensidad de tensión aplicado, K_I , es siempre menor que el factor de intensidad de tensión crítico, K_C y por lo tanto es apropiado para la estructura objeto de diseño, de la misma manera que σ se mantiene por debajo de σ_{ys} para prevenir el colapso plástico.

Actualmente, la mayoría de los ingenieros reconoce el hecho que en las estructuras complejas pueden presentarse grietas y discontinuidades o que las grietas pueden comenzar y pueden crecer durante la vida de servicio de la estructura. Por consiguiente, el ingeniero de diseño estructural no debe limitar su análisis a los criterios tradicionales de diseño, con que se usan los coeficientes de seguridad para estructuras sin ningún defecto, sino que debe considerar la posible presencia de discontinuidades y grietas en su estructura.

Afortunadamente las fracturas frágiles en las estructuras son raras. Sin embargo, este hecho no debe animar a no utilizar las herramientas que nos proporciona la Mecánica de Fractura por las siguientes razones:

- a) Los diseños son cada vez más complejos,
- b) El uso de materiales estructurales de alta resistencia y de mayor espesor se ha hecho más generalizado.
- c) La fabricación y construcción es cada vez más compleja,
- d) Han aumentado las cargas a soportar,
- e) Los coeficientes de seguridad disminuyen como consecuencia de cálculos más precisos, mediante herramientas informáticas.

la probabilidad de fractura en las grandes estructuras aumenta, y el ingeniero de diseño debe ser consciente de lo que puede hacerse para prevenir la fractura frágil.

En este Tema, se presentan los procedimientos de diseño que usan los conceptos de la Mecánica de Fractura para diseñar frente a fractura a partir de una grieta existente o después de que la posible extensión de la grieta se ha producido por crecimiento de fatiga o por crecimiento de grieta en corrosión bajo tensión.

10.2. Diseño frente a fractura

Como se ha visto en el Tema 3 de planteamiento tensional de la fractura el factor de intensidad de tensiones para una temperatura dada y para una carga determinada, está relacionado con el tamaño de grieta tal como se presento en la ecuación 3.17 por:

$$K_{IC}, K_C = M \sigma \sqrt{a} \quad (10.1)$$

donde:

K_{IC}, K_C , etc. = propiedad característica del material en tenacidad a fractura, en, en un ensayo realizado a una temperatura determinada (Tema 4). Si no tenemos un valor característico de K_{IC} y tenemos valores realizados en ensayos de Mecánica de Fractura Elasto-plástica, como J_C o δ_C (Tema 5), podemos convertir estos datos a valores de K_{IC} como se ha visto en el Tema 5.

M = constante que depende de la geometría del elemento (en diferentes tablas y ábacos aparecen valores para el coeficiente geométrico M , y en el Tema 3 se han desarrollado algunos.

σ = tensión nominal aplicada, MPa , usando los criterios y metodologías tradicionales de resistencia de materiales.

a = Tamaño del semi-defecto o profundidad de defecto.

Por lo tanto, el tamaño máximo de defecto tolerable en una determinado componente estructural, a partir de 10.1 será:

$$a_c = \left[\frac{K_{IC}, K_C}{M \cdot \sigma} \right]^2 \quad (10.2)$$

Consecuentemente, el ingeniero puede analizar la seguridad de un elemento respecto a la fractura frágil de la siguiente manera:

- A. Determinar los valores característicos críticos de K y del límite elástico a las temperaturas de servicio y las tensiones de trabajo que van a soportar los materiales objeto de estudio. Téngase en cuenta que si estamos diseñando o analizando estructuras o elementos soldados, debemos caracteri-

zar las propias soldaduras y dentro de las soldaduras en determinadas aplicaciones las zonas afectadas por la temperatura consiguiendo datos precisos de K y de las propiedades a tracción de estas mismas zonas.

- B. Seleccionar el más probable tipo de defecto que podemos encontrarnos en una pieza o en un elemento estructural de la naturaleza que estamos diseñando. En este paso es muy importante la experiencia acumulada en fabricaciones anteriores y el análisis de otras roturas típicas que se hayan producido. En la Tabla 9.1 se presenta unos pequeños ejemplos de defectos típicos con los correspondientes factores geométricos. Otros tipos de defectos se pueden encontrar en distintos manuales de Mecánica de Fractura.
- C. Determinar la relación entre la tensión de trabajo y el tamaño del defecto para distintos valores de K_I que corresponderían a distintos tipos de materiales a seleccionar para la aplicación que estamos estudiando.

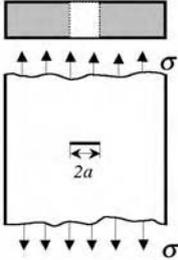
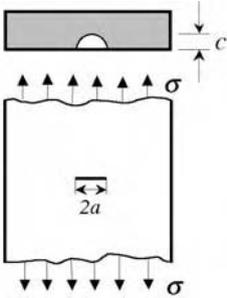
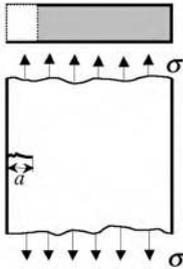
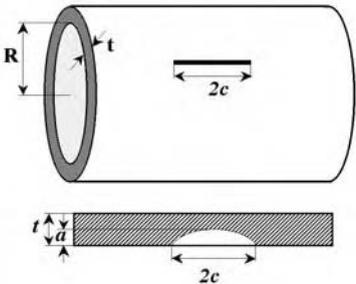
Como ejemplo de aplicación de la relación existente entre la tensión, el tamaño de grieta y el factor de intensidad de tensiones, para la geometría de grieta pasante que se puede ver en la Tabla 10.1, vemos que la ecuación del factor de intensidad de tensiones es: $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$. Con esta expresión podemos preparar una representación gráfica del tamaño de grieta en función de la tensión de trabajo aplicada. En la Figura 10.1 podemos ver tres curvas cuasi-hiperbólicas que se han realizado para tres posibles materiales con valores de tenacidad a fractura K_{IC} de 25, 50 y 100 $MPa\sqrt{m}$ respectivamente. El valor de 25 $MPa\sqrt{m}$ representa un material con relativamente baja tenacidad a fractura como por ejemplo un aluminio o un acero de uso general ensayado a muy baja temperatura, el valor de 50 $MPa\sqrt{m}$ representa un material con una tenacidad a fractura media, como podría ser un titanio de alta resistencia y el valor de 100 $MPa\sqrt{m}$ viene a ser el umbral de lo que consideramos alta tenacidad a fractura y corresponde a gran número de materiales tenaces como aceros de alta tenacidad.

Este gráfico nos permite ver el tamaño de grieta tolerable, para la geometría indicada, a partir de la entrada en el eje de ordenadas de una tensión de trabajo, observando claramente la gran diferencia en el tamaño de grieta tolerable, en función de utilizar alguno de los tres materiales indicados. De la misma manera podemos también entrar al gráfico a partir de un defecto dado en el eje de abscisas, observando que la máxima tensión de trabajo tolerable crece exponencialmente a medida que nos cruzamos con las curvas de materiales de mayor tenacidad. Obviamente para los materiales de alta tenacidad a fractura (comparados con los materiales de baja tenacidad a fractura), las posibles combinaciones de tensión de diseño y de tamaño de grieta tolerable, sin que se produzca ninguna rotura, son mucho mayores.

Por lo tanto, podemos ver que para minimizar la posibilidad de fractura frágil en una estructura dada, el ingeniero de diseño tiene tres factores básicos que puede controlar:

- a) El tipo de material, lo que incluye un determinado valor de tenacidad a fractura (K_{IC}), $MPa\sqrt{m}$, a la temperatura particular de servicio del elemento estructural.
- b) El nivel de tensiones nominales, (σ), MPa .
- c) Tamaño de grieta presente en la estructura (a), m .

Tabla 10.1
Soluciones de K_I para las grietas más típicas

Geometrías de grieta	Valores de K_I
	<p align="center">Grieta pasante:</p> $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$
	<p align="center">Grieta en la superficie:</p> $K_I = 1,12 \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q}}$ $Q = f\left(\frac{c}{2a}, \sigma\right) \text{ ver Tabla 3.1}$
	<p align="center">Grieta en un extremo:</p> $K_I = 1,12 \sigma \sqrt{\pi a}$
	<p align="center">Grieta radial en una tubo a presión:</p> $K_I = \frac{pR}{t} \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{2c}, \frac{R}{t}\right)$ $F = 1,12 + 0,053\xi + 0,0055\xi^2$ $+ (1 + 0,02\xi + 0,0191\xi^2) \frac{\left(20 - \frac{R}{t}\right)^2}{1400}$ $\xi = \frac{2c}{t} \quad Q = 1 + 1,464\left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}$

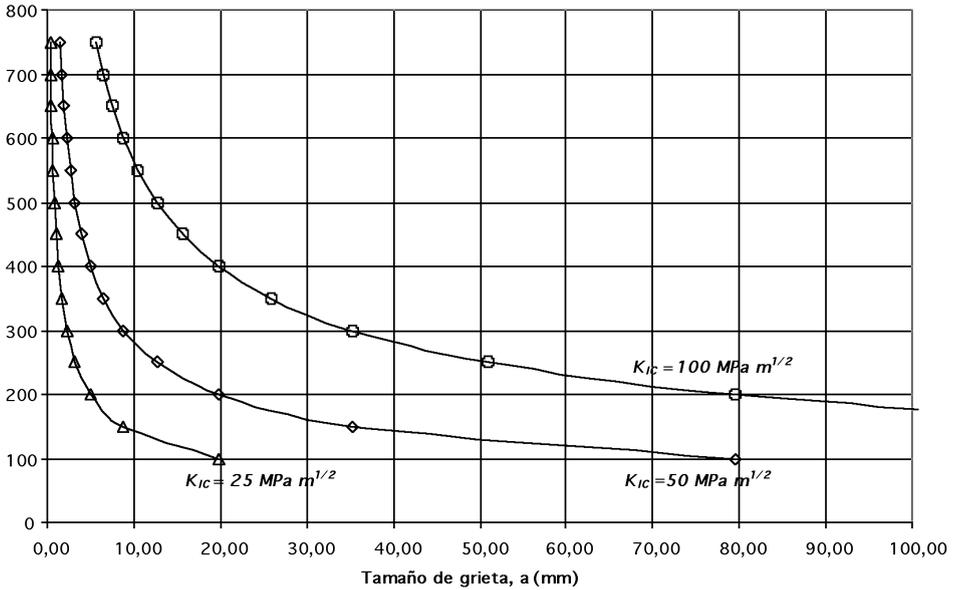


Figura 10.1

Representación gráfica del tamaño de grieta en función de la tensión de trabajo aplicada, para tres posibles materiales con valores de tenacidad a fractura K_{IC} de 25, 50 y 100 $MPa\sqrt{m}$

Estos tres factores afectan a la posibilidad de una fractura frágil. Otros factores como la temperatura, las tensiones residuales, la concentración de tensiones, afectan a la fractura frágil de forma indirecta, como consecuencia de afectar a los tres factores primarios. Debe tenerse en cuenta que no es estrictamente necesario que exista una grieta para que se produzca una fractura frágil si los otros factores son suficientemente severos y si el nivel general de concentración de tensiones es alto.

Los ingenieros de diseño han conocido estos tres factores primarios desde hace muchos años y han reducido la susceptibilidad a la fractura frágil de sus estructuras, aplicando cualitativamente los principios del sentido común al cálculo y diseño de estructuras. El uso tradicional de prácticas de diseño, usando el nivel de tensión apropiado disminuye y minimiza las posibles fracturas frágiles en muchas estructuras. Además, el uso de buenas prácticas de fabricación, es decir, eliminando o disminuyendo el tamaño de los defectos utilizando buenas prácticas de soldadura y buenos métodos de inspección, así como el uso de materiales con buenos niveles de tenacidad al impacto (por ejemplo, los especificados en las Normas Internacionales para ensayos de probetas de impacto con entalla, como Charpy V o Izod), ha minimizado la probabilidad de fracturas frágiles en las estructuras.

En resumen, la relación general entre la tenacidad a fractura de material (K_{IC}) la tensión nominal (σ), y tamaño de la grieta (a) se muestra esquemáticamente

en la Figura 10.2. Analizando este gráfico vemos que si nos encontramos en un nivel de tensión de trabajo y tamaño de grieta pequeños, definido por las coordenadas, a_0 y σ_0 , el fallo por fractura no se produce; cuando en un diseño determinado se alcanzan las condiciones representadas por las coordenadas a_f y σ_f , que se ven en el diagrama, que corresponden a un punto de la hipérbola son precisamente unas determinadas condiciones en las que sí se produciría la fractura frágil. En estas condiciones podemos aumentar la seguridad de la estructura con un material que tenga mayor tenacidad a fractura como el que se esquematiza en esta Figura 10.2.

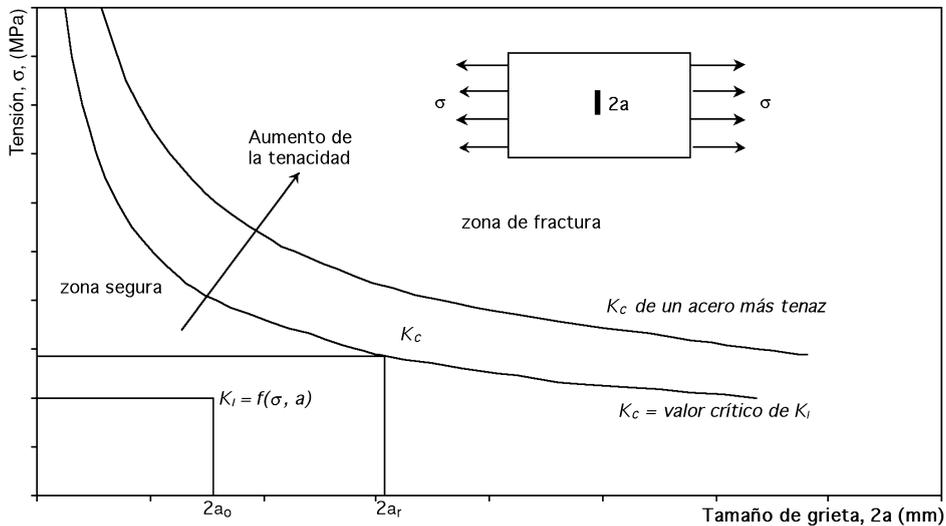


Figura 10.2

Análisis de la relación entre tamaño de grieta, tenacidad del material y tensión

10.3. Fractura frente a plastificación

Todos los razonamientos utilizados en el punto anterior están basados en la Mecánica de Fractura Elástico Lineal (MFEL). Este es el caso de materiales en los que se produce la fractura para tensiones apreciablemente más bajas que el límite elástico y en condiciones de deformación plana. En estas circunstancias la fractura está caracterizada, como hemos visto en los Temas 2, 3 y 5, por los parámetros K_{IC} o G_{IC} . Cuando prevalece un estado de tensiones de tensión plana, la plastificación en el frente de grieta es mucho mayor que en el caso de deformación plana. Si la zona plástica es grande comparada con el tamaño de la grieta, la Mecánica de Fractura Elástico Lineal (MFEL) no se debe aplicar.

El problema tiene dos aspectos. En primer lugar si la rotura se produce en materiales de baja tenacidad con grietas pequeñas, su tensión de fractura $\sigma_c = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a}}$ tiende a infinito si el tamaño de la grieta se aproxima a cero,

como se puede ver en la Figura 10.3. Como esto es imposible la tensión de fractura para una grieta de tamaño $(2a/W)_1$, como se indica en la Figura se producirá en el punto B, más bajo que el punto A, que corresponde a la predicción obtenida a partir de K_{IC} , como consecuencia de la corrección a la hipérbola de fractura hasta la tensión de rotura del material σ_u y no al infinito.

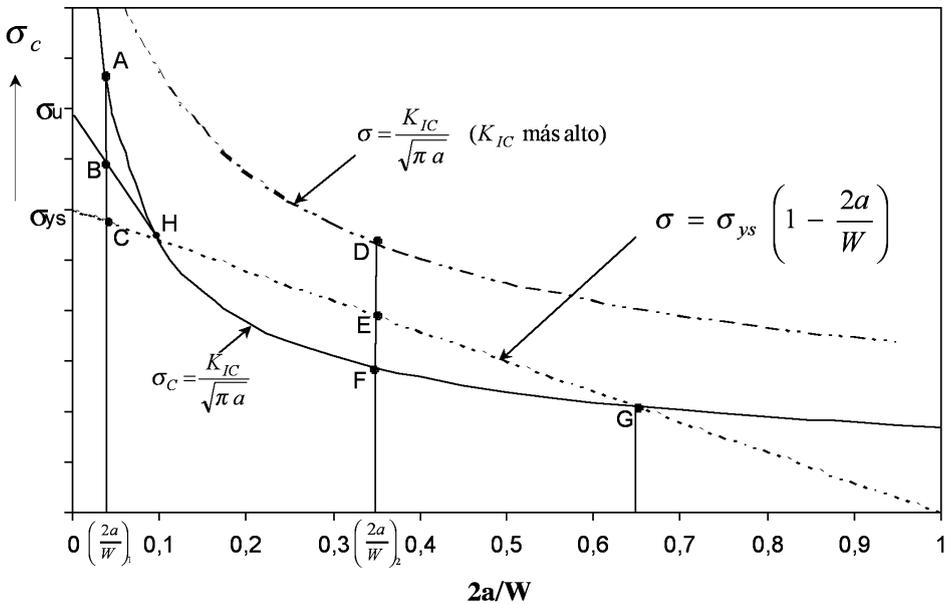


Figura 10.3
Fractura frente a colapso plástico

El segundo caso de no aplicación de la MFEL se produce cuando se alcanza el colapso plástico antes de la fractura (Figura 10.4), que sería el caso de materiales muy tenaces. La línea de colapso plástico se corresponde para una tensión:

$$\sigma = \sigma_{ys} \left(1 - \frac{2a}{W}\right) \quad (10.3)$$

que es una línea recta que va desde σ_{ys} en el eje de ordenadas, hasta $2a/W = 1$ en el eje de abscisas, como se ve en la Figura 10.3. Si un material posee más tenacidad K_{IC} como se ve en la Figura, la tensión de fractura, prevista por la MFEL, será siempre mayor que la tensión de colapso plástico, como se puede ver en el análisis del punto $(2a/W)_2$, en la que el punto D , que corresponde a la mayor tensión de fractura, si tomamos el material con más alto K_{IC} no es el de rotura del material ya que romperá antes a la tensión del punto E de colapso plástico cuya tensión es más baja, mientras que si el material es de menor tenacidad K_{IC} , la fractura se produce en el punto F , para este tamaño de grieta. Finalmente el punto G corresponde a una tensión tan baja que en teoría se pueden producir las dos formas de rotura, aunque si nos fijamos, en este punto el tamaño de grieta es tan grande, comparado con la anchura total W que siempre tendremos una rotura con plastificación puesto que las zonas plásticas de los frentes de fisura alcanzan fácilmente el borde de la pieza.

Para valores de longitud de fisura inferiores al dado por el punto H, el peligro de fractura frágil desaparece, siendo predominante el diseño de la estructura frente a colapso plástico. Dicho tamaño de defectos proporciona un criterio para evaluar por inspección el máximo tamaño de defecto admisible en estructuras.

En condiciones de plastificación generalizada (Figura 10.4) la zona plástica se expande a través de la sección completa fracturada y la deformación plástica en el frente de grieta se produce con mayor libertad.

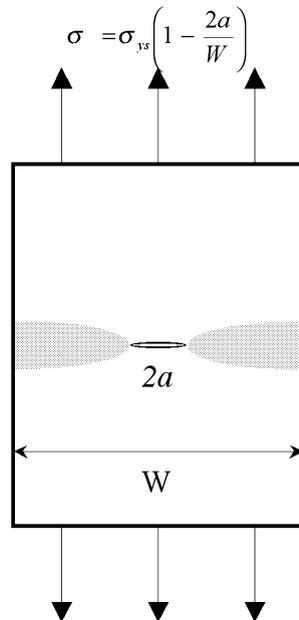


Figura 10.4
Plastificación general

Como se ha discutido en el Tema anterior, K_I puede aumentar a lo largo de la vida de una estructura debido al crecimiento de grieta por fatiga. Este análisis se muestra esquemáticamente en Figura 10.5 para una grieta, a , aumentando desde un tamaño inicial a_i , hasta el tamaño final a_f por efecto de la fatiga.

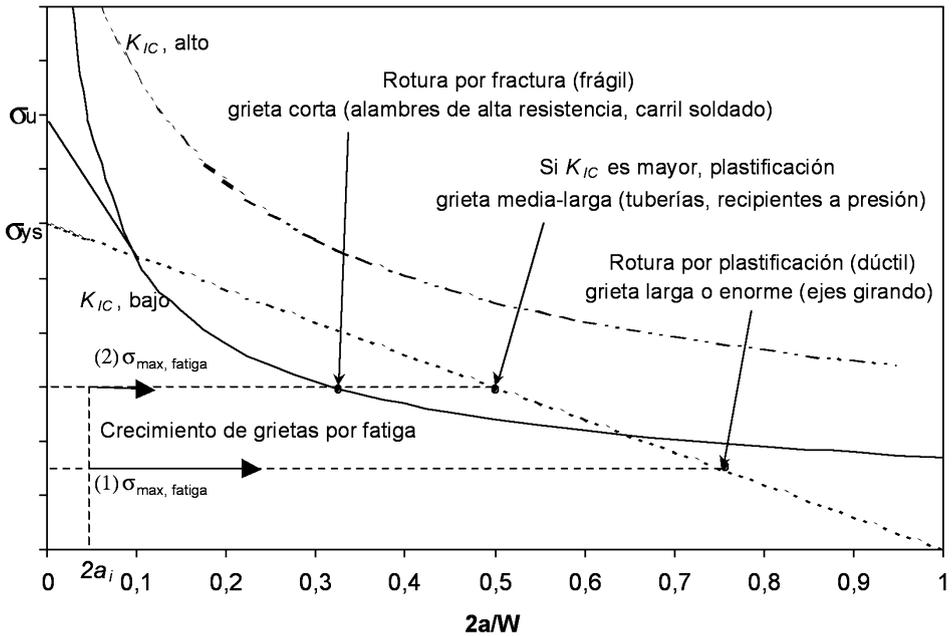


Figura 10.5

Esquema que representa el crecimiento de grieta en fatiga

10.4. Criterio de «fuga frente a rotura»

Una interesante discusión en relación con los criterios de diseño frente a fractura o colapso plástico la constituyen los recipientes conteniendo fluidos sometidos a presión. Como consecuencia de un proceso de fatiga o de corrosión bajo tensión, un pequeño defecto puede crecer en la pared delgada de un recipiente. La posibilidad de que la grieta genere un proceso de fractura inestable existe, pero si la fractura se detiene tan pronto como la grieta llega a ser pasante, en este momento el recipiente comienza a perder fluido, lo que generalmente se suele notar en los procesos de inspección o simplemente por olores de fuga característicos, dependiendo del fluido en cuestión.

Un recipiente que reúne estas características se considera que ha sido diseñado cumpliendo el criterio de «fuga frente a rotura» que fue propuesto por Irwin de forma simple en el año 1961. Esta basado en la asunción de que una

grieta superficial es aproximadamente semicircular cuando crece, implicando que se desarrolla totalmente hasta la perforación de la chapa, cuando tiene una longitud igual al doble del espesor, como se ve en la Figura 10.6.

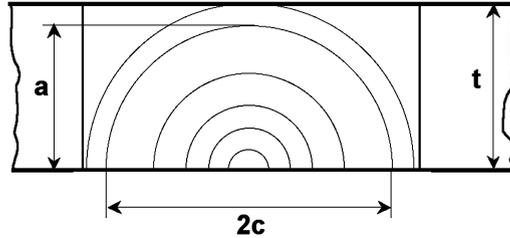


Figura 10.6

Grieta en la pared de un recipiente a presión

Cuando la grieta crece, se propaga desde algún pequeño defecto en la superficie y se propaga en un plano normal al de la tensión máxima en la pared del recipiente, como se ha indicado en la Figura 10.6, La máxima tensión en un recipiente es de σ_r , calculada según el espesor, a partir de la ecuaciones para recipientes cilíndricos o esféricos habituales. La grieta crecerá de modo que $2c$ sea aproximadamente igual al doble de a , por lo tanto $c \approx a$, como se ve en la Figura indicada. Si no se produce fractura frágil, el crecimiento proseguirá con un modelo similar, resultando que la grieta al alcanzar la superficie y hacerse pasante tiene una longitud $2c$ que es precisamente dos veces el espesor, es decir, $2t$. Sin embargo, todavía se puede producir una fractura frágil, a menos que el material de la chapa tenga suficiente tenacidad a fractura para soportar una grieta pasante de las características indicadas, es decir:

$$c_c \geq t \quad (10.4)$$

Ahora podemos analizar cual debe ser el espesor crítico mínimo que no provoque una fractura frágil. Para ello podemos utilizar la ecuación general $K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a}$; como la chapa es muy grande, comparada con la longitud de la grieta, podemos poner $Y = 1$ aproximadamente y sustituyendo el valor de K_I por el de K_{IC} , obtenemos el espesor mínimo necesario:

$$c_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_t} \right)^2 \quad (10.5)$$

Ahora tenemos que comparar el valor de c_c con el espesor de diseño t , calculado de acuerdo con los criterios clásicos de resistencia para determinar si se sa-

tisface el criterio de fuga frente a fractura. Si la grieta inicial está situada en el interior, la penetración total de la chapa se producirá cuando la grieta tenga en la superficie una longitud $2c$, y la fuga se producirá con $c < t$. El valor de c_c de la ecuación 10.5, será más que suficiente, es decir, conservador en muchos casos. Sin embargo, si la grieta inicial tiene en la superficie una longitud considerable, la longitud $2c$ puede ser mayor que el doble del espesor, o lo es lo mismo $c > t$, cuando se hace pasante. En este caso, aunque se cumpla la ecuación 10.4 con un valor de c_c de la ecuación 10.5, no quiere decir que se produzca «fuga antes de fractura». En estos casos se debe llevar a cabo una revisión y reparación periódica del recipiente para asegurar que no hay defectos iniciales de tamaño aproximado $c > t$.

Si el espesor de la chapa: $t < \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2$ nos encontraremos en condiciones

de tensión plana de menor riesgo ante fractura frágil cuando la grieta es ya pasante y el peligro está antes de la perforación, como se induce al analizar la expresión de K_I en grieta elíptica longitudinal sobre tubo, en estado de deformación plana, Tabla 10.1.

10.5. Diseño y selección de materiales

Los métodos normales de diseño y fabricación de elementos estructurales establecen criterios, que convenientemente aplicados, permiten a los ingenieros esperar que las estructuras tendrán un diseño para soportar las tensiones de diseño sin fallos. Para una tensión de valor igual al límite de fluencia, el tamaño crítico de grieta, a , es proporcional a $(K_{IC}/\sigma_{ys})^2$, $(K_C/\sigma_{ys})^2$ obteniendo un buen índice para medir la tenacidad a fractura relativa de los materiales estructurales. Porque para la mayoría de las aplicaciones estructurales es deseable que la estructura tolere grandes defectos sin que se produzca la fractura. El uso de materiales con como alto valor de la proporción de K_{IC}/σ_{ys} es una condición deseable, en armonía con las consideraciones económicas.

La pregunta es la siguiente: ¿Cuál debe ser el valor del ratio K_{IC}/σ_{ys} para asegurar un comportamiento satisfactorio en las estructuras complejas, en las que la inspección completa de las posible presencia de grietas iniciales y la supervisión continua del crecimiento de grieta a lo largo de la vida de la estructura no siempre puede ser posible, práctica, o económica?

No existe una respuesta simple porque, evidentemente depende del tipo de estructura, la frecuencia de inspección, la accesibilidad para la inspección, la calidad de fabricación, la esperanza de vida de la estructura, las consecuencias de la fractura para un elemento estructural, los caminos de carga redundantes, la probabilidad de carga excesiva, la fabricación y coste del material, etc. Sin embargo, la Mecánica de Fractura proporciona una herramienta de ingeniería para contestar a esta pregunta racionalmente. Por ejemplo, los planteamientos conservadores consideran que en las estructuras existen defectos y que es posible

alcanzar tensiones del límite elástico. Bajo estas condiciones, los valores de la relación K_{IC}/σ_{ys} para los materiales usados en una estructura particular, son uno de los primeros parámetros de diseño que pueden usarse para definir la seguridad relativa de una estructura contra la fractura.

Como un ejemplo del uso de la relación K_{IC}/σ_{ys} , como un parámetro para la selección de material, veamos el comportamiento de una placa ancha con una grieta pasante en el centro de tamaño $2a$, como en la Figura 10.4. El tamaño total de la grieta, $2a$, se calcula a partir de la relación siguiente:

$$K_{IC} = \sigma_{diseño} \sqrt{\pi a} \quad (10.6)$$

Por lo tanto:

$$a = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{diseño}} \right)^2 \quad (10.7)$$

$$2a = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{diseño}} \right)^2 \quad (10.8)$$

En la Tabla 10.2 se presentan varios aceros con distintos valores de K_{IC} que tienen valores de límite elástico que van desde 280 a 1800 MPa. Debe tenerse en cuenta que no hay ningún factor crítico de intensidad de tensiones único para cualquier acero a una temperatura y carga dadas, porque los valores de K_{IC} , K_C dependen de su historia termomecánica, es decir, tratamiento térmico y deformación de laminación, etc. Para cada uno de estos aceros, se ha calculado el tamaño de grieta crítica, $2a$, para cuatro niveles de tensión de diseño, es decir, 100% σ_{ys} , 75% σ_{ys} , 50% σ_{ys} y 25% σ_{ys} .

Los resultados presentados en Tabla 10.2 demuestran la influencia del nivel de resistencia, tenacidad a fractura, y el nivel de la tensión de diseño, en el tamaño del grieta crítica para una placa plana con tamaño de grieta, $2a$. Por ejemplo, el tamaño crítico de la grieta para el acero de 1800 MPa de límite elástico, cargado al 50% del límite elástico (tensión de diseño de 900 MPa) es de 6,37 mm. Si se plantea una tensión de diseño de 900 MPa para una estructura en particular, sería preferible usar un material de menor resistencia, con mayor tenacidad a fractura (por ejemplo, el material con límite elástico de 1250 MPa) a una tensión de diseño del 75% σ_{ys} (937,5 MPa). La razón es que para los dos aceros de 1250 MPa de límite elástico, analizados en la Tabla 10.2, los tamaños del grieta críticos son mucho más grandes que 6,37 mm. Por ejemplo, el tamaño crítico del grieta es de 16,3 mm para el material con un K_{IC} de 150 MPa \sqrt{m} y 41,72 mm para el material con un K_{IC} de 240 MPa \sqrt{m} .

Tabla 10.2

Valores de tamaño crítico de grieta en función del límite elástico y de la tenacidad a fractura de varios materiales

σ_{ys} (MPa)	K_{IC} (MPa \sqrt{m})	Tamaño crítico de grieta, 2a (mm) (Entre paréntesis, el valor real de la tensión de diseño en MPa)			
		$\sigma = 100\% \sigma_{ys}$	$\sigma = 75\% \sigma_{ys}$	$\sigma = 50\% \sigma_{ys}$	$\sigma = 25\% \sigma_{ys}$
1800	90	1,59 (1800)	2,83 (1350)	6,37 (900)	25,46 (450)
1500	120	4,07 (1500)	7,24 (1125)	16,30 (750)	65,19 (375)
1250	150	9,17 (1250)	16,30 (937,5)	36,67 (625)	146,68 (312,5)
1250	240	23,47 (1250)	41,72 (937,5)	93,87 (625)	375,49 (312,5)
970	280	53,05 (970)	94,30 (727,5)	212,18 (485)	848,74 (242,5)
760	190	39,79 (760)	70,74 (570)	159,15 (380)	636,62 (190)
560	220	98,25 (560)	174,67 (420)	393,02 (280)	1572,06 (140)
280	110	98,25 (280)	174,67 (210)	393,02 (140)	1572,06 (70)

Obviamente, de estos dos materiales, el de mayor tenacidad sería un material estructural más resistente a fractura, pero puede ser seguramente también un material más caro. Este punto ilustra uno de los aspectos básicos del diseño a fractura, a saber el aspecto económico, que no es muy distinto a otros modos más tradicionales de diseño. Es decir, existen materiales estructurales disponibles que tienen niveles muy altos de tenacidad a fractura, a las temperaturas de servicio, pero generalmente el coste de estos materiales crece en proporción directa a los incrementos de resistencia y particularmente de tenacidad bajo las condiciones más severas, por esta razón el ingeniero suele normalmente limitar la especificación de estos materiales con altos valores de tenacidad a fractura. Así el problema de diseño a fractura es un problema, de equilibrio entre los aspectos técnicos, con la seguridad y las consideraciones económicas. Sin embargo, esto no es en modo alguno diferente de la definición general de diseño de la ingeniería, esto es, una optimización del rendimiento técnico, seguridad, y costo.

Un análisis adicional de la Tabla 10.2 indica que el método tradicional de seleccionar una tensión de diseño, como un porcentaje del límite elástico, no siempre da el mismo grado de seguridad y fiabilidad a fractura como el que se presume pueda dar el criterio de plastificación. Por ejemplo, asumiendo que la tensión de diseño para dos aceros que tienen valores de límite elástico de 1500 MPa y 760 MPa es decir al 50% σ_{ys} , la tensión de diseño sería de 750 MPa y de 380 MPa, respectivamente. Para el acero de 1500 MPa, el tamaño del grieta crítica es de 16,3 mm, mientras que, para el acero de 760 MPa de límite elás-

tico, el tamaño del grieta crítica es de 159,15 mm. Si incrementamos la tensión de diseño, para el acero de 760 MPa de límite elástico, hasta 100% σ_{ys} (760 MPa), el tamaño del grieta crítica sería de 39,8 mm. Este tamaño crítico de grieta todavía es significativamente más grande que el tamaño de 16,3 mm para el acero de 1500 MPa de límite elástico con una tensión de diseño del 50% σ_{ys} .

Para los aceros de baja resistencia mostrados en la Tabla 10.2 que tienen valores más altos de la relación K_{IC}/σ_{ys} , los tamaños críticos de grieta son sumamente grandes, lo que indica el pequeño riesgo de fractura en estos casos.

En resumen, existen situaciones en las que el ingeniero de diseño podría especificar materiales de menor resistencia a tensiones de diseño más elevadas (como porcentaje del límite elástico), los cuales podrían realmente mejorar la seguridad general y la fiabilidad de la estructura, desde el punto de vista del diseño de resistencia a fractura. No obstante, el diseño correcto implicará considerar todos los aspectos posibles de fallo, incluida la fractura.

Asimismo la relación K_{IC}/σ_{ys} incide directamente en las condiciones de espesor de cara a encontrarnos en estados de deformación plana (donde la resistencia a fractura viene dada por K_{IC}) o de tensión plana (donde la resistencia a fractura es notablemente superior a la que proporciona el ensayo válido de tenacidad a fractura K_{IC}). Esta cuestión del espesor resulta decisiva para materiales de baja tenacidad, en los cuales las condiciones de trabajo deben ser orientadas hacia la tensión plana o espesores pequeños para estar cerca de la mayor seguridad posible. En el caso de materiales de alta tenacidad, el propio valor de K_{IC} , calculado a partir de J_{IC} o de δ_{IC} , ya corresponde a condiciones próximas al estado de tensión plana, que son las que se producen realmente en la práctica, y que evalúa correctamente la seguridad frente a rotura frágil.

Bibliografía

- ANDERSON, T.L. (1995). *Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications*. CRC Press.
- BARSON, J.M., ROLFE, S.T. (1999). *Fracture and Fatigue Control in Structures, Applications of Fracture Mechanics*, Butterworth-Heinemann.
- BROEK, D. (1997). *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Kluber Academic Publishers.
- BROEK, D. (1989). *The Practical Use of Fracture Mechanics*. Kluber Academic Publishers.
- DOWLING, N.E. (1999). *Mechanical Behaviour of Materials*. Prentice-Hall.
- KINLOCH, A.J., YOUNG, R.J. (1990). *Fracture Behaviour of Polymers*. Elsevier.
- KNOTT, J.F. (1979). *Fundamentals of Fracture Mechanics*. Butterworth-Heinemann.
- KNOTT, J.F., WITHEY, P. (1993). *Fracture Mechanics. Worked Examples*. The Institute of Materials.
- LAMPMAN, S.R. (1996). *ASM Handbook. Volume 19. Fatigue and Fracture*. ASM International.
- MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. (1984). *Mechanical Metallurgy, Principles and Applications*. Prentice-Hall.

Índice Temático

A

ABS, 103, 161, 171
Acero, 103, 104
Aceros al carbono, 147
Aceros alta resistencia, 202
Aceros de grano fino, 148
Acero dulce, 144, 202
Acero ferrítico, 145
Airy, 16
 función de tensión, 48
 análisis dimensional, 49
Aleaciones, 152
 de Zr, 202
 Mg, 202
 Ti, 202
Alúmina, 108
Aluminio, 108
American Bureau of Shipping, 19
Ambiente, 185
Aminas, 202
Amorfo, 160, 161
Amortiguador, 165
Anderson, 146, 185
Anódica, 203
 A_{pt} , 139
Aplicaciones, 225
ASTM, 40, 84, 100, 193
 Altern Current Potential Drop, 193
 E-399, 83, 91
 E-647, 193, 222
 E-813, 135
 E-1290, 112
 E-1737, 135

E-1681, 206
E-1820, 111, 135

B

BCC, 144
Banda, 54, 55
Barenblatt, 23
Begley, 23, 127
Berilio, 144
Bibliografía, 241
Bisagra modelo, 112
Bordes de grano, 157
British Standard
 BS 7448, 83, 112, 132
 PD6493, 113
British Welding Research, 112
Broek, 145
Brostow, 168
Brown, 83
Burdekin, 22, 113

C

Cálculo de J, 133
Calibración, 100
Calidad, 225
Campo J, 124
Campo K_I , 124
Campos HRR, 120
Carburo de silicio, 103
Carga-desplazamiento, 133
CBT, 157, 201

avance, 202
 caracterización, 206
 iniciación, 202, 214
 detención de la fisuración, 212
 probetas, 207
 seguridad en, 217
 Cerámicas, 159, 176
 tenaces, 176
 tradicionales, 177
 CF, 218
 Challenger, 18
 Chapman & Hall, 171, 175, 176
 Charpy, 14, 102, 157
 instrumentalizado, 103
 Cinc, 144
 Cl, 202
 Clivaje, 145, 156
 dislocaciones, 145
 en borde de grano, 148
 escalones, 145
 facetas, 145
 iniciación, 146, 151
 rios, 145
 secundario, 145
 Coalescencia, 153
 Cobalto, 176
 COD, 63
 Colapso plástico, 232
 Comet, 18
 Componente plástica, 129
 Componente hidrostática, 168
 Comportamiento viscoelástico, 162
 Comportamiento viscoplástico, 162
 Compuestos, 173
 Compuestos de matriz cerámica, 176
 Condiciones de similitud, 124
 Condiciones elasto-plásticas, 124
 Contorno, 120
 Control de calidad, 225
 Control de carga, 43, 132
 Corneliussen, 168
 Corrosión, 201
 bajo tensión, 201
 Corrosión-fatiga, 218
 Cortadura, 145, 155
 Corrosión intergranular, 157
 Crecimiento de grieta,
 en Fatiga, 187
 CBT, 202
 desplazamiento (ver COD)

Cristalino, 145, 161
 CRC Press, 146
 Craze, 168
 Crazing, 166
 Creep, 162, 183
 Cromo, 144
 CTOD, 64, 102, 107, 112, 129, 189
 CTOD_C, 107
 planteamiento tensional, 108
 relación con J, 129
 Cu-Al, 202
 Cu-Si, 202
 Cu-Zn, 202
 Curva master, 162
 Curva P-v, 135
 Curva R, 40, 42, 115, 131
 de un material dúctil, 132
 en fractura elasto-plástica, 131
 parte inicial, 131
 pendiente de la curva, 131

D

Dawes, 113
 DCB, 43, 210
 De Havilland, 18
 Debonding, 104
 Deformación, 58
 plástica local, 139
 restringida, 144
 Deformación plana, 51, 53, 70, 71
 condiciones, 77
 Densidad de empaquetamiento, 144
 Descargas elásticas, 135
 Desgarramiento de la grieta, 140
 Desgarramiento módulo, 132
 Deslizamiento por grano, 144
 Desplazamiento, 43, 58
 Desplazamiento aplicado módulo, 132
 Desplazamiento total remoto, 132
 Desplazamientos, 50, 53
 Dislocaciones, 64
 Difusión, 157, 218
 Dinámicas, 102
 Diseño, 228
 criterios, 235
 selección de materiales, 237
 Disolventes orgánicos, 202
 Dods, 71
 Dolomía, 103

DTD 5024, 103
Dugdale, 23, 64, 66, 169

E

Efecto de la plasticidad, 124
Elasticidad clásica, 47
Elasticidad, 49
Elipse, 27, 47
Endurancia, 198
Endurecimiento, 152
Energía superficial, 30
Energía disipada, 133
Enlaces secundarios, 162
EN ISO, 12737, 83
7539-6, 206
Enromamiento, 132
línea, 139
plástico, 139
Entallas, 91
Chevron, 91
Ranurada, 91
Recta, 91
Entrecruzado, 162
Envejecimiento, 152
Epoxy, 103, 172
Erdogan, 185
EPRI, 22
ESIS, 111
Espesor, 78, 185
Estado de tensiones, 52
Estabilidad crecimiento de grieta, 132
Estructuras metálicas, 66, 102
European Structural Integrity, 111
Exfoliación, 185
Extensión de la grieta, 139
Extensómetro, 94
Extremos de cadena, 168
Extremos de la grieta, 64

F

F-111, 18
Factor de intensidad de tensiones, 49
Comparación, 69
correcciones, 68, 69
Factores polinómicos, 55, 56
Fases secundarias, 152
Fatiga, 181
FCC, 144

Federsen, 55
Ferry, 164
FH, 220
Fiabilidad, 225
Fibras de carbono, 176
Fisuras pasantes, 56
Fisuras no pasantes, 56
Flexibilidad elástica, 44
Flexibilidad, 43, 115
Flexibilidad del sistema, 132
Fluencia tangencial, 166
Flujo tangencial, 168
Forma de la zona plástica, 66, 70
Efecto endurecimiento, 71
Fosfatos, 202
Fractografía, 145
del clivaje, 145
intergranular, 157
Fractura dúctil, 149
Fractura elasto-plástica, 139
Fractura fibrosa, 185
Fractura frágil, 144, 151
Fractura frente a plastificación, 232
Fractura materiales metálicos, 143
Fractura viscoelástica, 172
Frecuencia, 222
crítica, 223
Frente de grieta, 153
Fuerza motriz, 40, 132
Fuga frente a fractura, 235

G

G, 40, 42, 111, 120
General Electric, 23
Gómez, 184
Gomoso, 162
Grain boundary, 148
Granito, 103
Grano fino, 148
Grietas, 60, 63, 64
agudeza, 91
blunting, 108
características exigidas, 89
enromamiento, 60, 108
extremos de la grieta, 64
forma de la zona plástica, 69
macroscópica, 147
medida de la grieta de fatiga, 92
plasticidad, 60

tamaño de la zona plástica, 60, 77
zona plástica frente de grieta, 60
zona plástica tridimensional, 71
Griffith, 20, 27, 33, 116, 147
 planteamiento, 30
Grubb, 171, 175, 176

H

Hanser, 168
Hexagonal compacto, 144
Hidrógeno, 151, 157, 218
Hierro, 144, 145
HIPS, 171
Hormigón, 103, 180
HRR Campos, 120, 129
 desplazamientos, 131
Hutchinson, 120

I

Inclusiones, 147
Inglis, 25, 27, 47
Inestabilidad, 132
Ingeniero de diseño, 229
Ingeniero de Materiales, 13, 229
Iniciación estable de la grieta, 132
Integral de contorno, (ver J_C)
Integral J, 116, 121
 definición, 119
 medida experimental, 125
 Método experimental, 19
Integral viscoelástica, 172
Intergranular, 157
 agrietamiento, 157
 CBT, 157
Intergranular, 202
Irwin, 22, 54, 62, 63, 69
Isida, 55
Izod, 157

J

J_C , 107, 135
 relación con CTOD, 129
 condición dimensional, 139
 J_Q , 140
J-R, 172
J con grieta creciente, 133

Journal of the Mechanics of Physics of Solids, 120

K

Kamath, 113
Kayser, Henry, 16
Kluwer Publishers, 145
Koiter, 54
Kurdistan, 18
 K_{IC} , 84, 88, 92, 101, 172, 192
 K_{ISCC} , 204
 K_{Id} , 105
 K_Q , 106

L

Laird, 189
Landes, 23, 127, 162
Leak before break, 235
Leonardo da Vinci, 22
Liberación de energía, 51
Liberty, 16
Ligamento, 168
Ligamento remanente, 129
Límite de grano, 146
Líquido, 161
Lloyds Register, 19
Love, 16
Lynda, 171, 175

M

Maduración, 152
Magnesia, 103
Magnesio, 144
Máquina de ensayos, 92
Mar del Norte, 22
Maraging 250, 103
Maraging 300, 103
Materiales elasto-plásticos, 132
Materiales metálicos, 143
Maxwell, 164, 165
McMeeking, 124
Medios continuos, 119
Merkle, 128
Metales, 143
 policristalinos, 144
Metodología experimental, 83

Metodología J_{IC} , 135
MFEL, 21, 25, 60, 64, 69, 84, 102, 108,
116, 129, 138
MFEP, 107, 129, 131
 $MgCl_2$, 204
Microhucos, 149, 153, 168
Microscopio óptico, 144
Microscopio electrónico, 144
Modelos de deformación, 74
 Tensión plana, 74
 Deformación plana, 74
Modo I, II, III, 51, 70
Modos de deformación, 49
Módulo de desgarramiento, 132
Módulo de desplazamiento aplicado, 132
Módulo de cortadura, 52
Módulo de relajación, 162
Mohr, 69, 73
 deformación plana, 73
 círculo, 73
 tensión plana, 73
Moléculas de ligamento, 168
Molibdeno, 144
Monómeros, 161
Mott, 20

N

NACE-77, 206
Nitruro de silicio, 103
Nylon-6-6, 103, 161
Níquel, 176
Nucleación, 183, 196

O

Orientación plano de agrietamiento, 88
Orowan, 20, 33
Oxidación, 203

P

Pandeo, 226
Panel con agrietamiento en caras opuestas,
128
Parámetro WMF, 164
Paris, 128, 184, 196
Parks, 124
Partícula, 147
 de tamaño intermedio, 152

 intermetálicas, 155
 muy pequeñas, 152
 secundarias, 153
 visibles, 152
Partícula-matriz, 172
Petroleros, 17
PET, 103
Picaduras, 206
Placa finita, 54, 55
 fisura pasante, 56
Placa infinita, 40, 42, 53, 55
Placa plana, 27
Placa sin grieta, 28
Plasticidad, 60
Plásticos reforzados, 173
Plastificación restringida, 71
Poliámidas, 172
Policarbonato, 172
Poliéster, 161
 insaturado, 172
Polietileno, 168
Polímeros, 103
 amorfos, 160
 cadenas, 160
 deformación elástica, 160
 deformación permanente, 160
 efecto de la temperatura, 160
 estirado y distorsión de los enlaces, 160
 fatiga, 192
 segmentos completos, 160
 termoplásticos, 160
 temperatura de degradación, 160
 temperatura de fusión, 160
 temperatura de servicio, 161
 temperatura de transición vítrea, 161
 viscoso, 160
 zona blanca, 168
Polímero lineal, 162
Poliéster, 103, 168
Polipropileno, 168
Pop-in, 98
PMMA, 172
PP, 168
 P_Q , 100
Principio de superposición, 58
Probeta de flexión, 56, 85, 111, 139
 dimensiones, 87
 macrografía, 91
Probeta compacta, 56, 85, 139
 dimensiones, 87

Probeta de disco, 88
Probeta en forma de arco, 88
Probetas con grietas de longitud variable, 127
Propagación fatiga, 183
Propagación a carga constante, 117
Propagación desplazamiento constante, 117
Propagación estable, 133
Propagación inestable, 133
 final, 133
Propagación rápida, 144
PS, 168
PSZ, 177
Puentes dúctiles, 177
Punto de fusión, 162
PVC, 203, 172

R

Ramberg-Oswood, 120
Recipientes a presión, 103, 135
Recuperación viscoelástica, 164
Refinamiento de grano, 148
Reflectividad, 145
Relajación, módulo, 162
Remache, 59
Resina, 162
Reserva de tenacidad, 140
Resistencia residual, 79
Rice, 21, 120
Rosengren, 120

S

SAM, 172
SCC, 201
Sawyer, 171, 175, 176
Schnectady, 17
Semicristalino, 161
Segregaciones de carburos, 148
Segregaciones de soluto, 157
Seguridad, 225
Shih, 129
SiC, 177
Si₃N₄, 177
SEM, 144, 153, 168
Sistemas de deslizamiento, 144
Soldaduras, 228
Sólido viscoso, 160
Soluciones, 202
 de Cl, 202

 en caliente, 202
 hidróxido, 202
 orgánicas, 202
Srawely, 83
Superaleaciones, 176
Superposición principio, 58

T

T2, 19
Tasa de liberación de energía, 53, 119
Temperatura, 102
 de transición, 156
 de transición vítrea, 161
Tensión media, 185
Tensión plana, 51, 53, 70, 71
 condiciones, 77
Tensión normal, 120
Tensional, 47
Tensiones, 47, 55
Tensiones desviadoras, 168
Termoestable, 162
Titanio, 103
TEM, 144
Transición dúctil-frágil, 102, 144, 156
Transgranular, 202
Transporte de fase gaseosa, 218
Tresca, 69
Triaxialidad, 148, 155
Tubos a presión, 230
T-WOL, 208

U

UNE Normas, 49
 7540, 89

V

Vacío, 146
Van der Waals, 160, 162
Vasijas nucleares, 135
Velocidad de carga, 103
Vida a fatiga, 200
Vidrio, 160
Viscoplásticas, 107
Voids, 153
Voigt, 164, 165
Voladizo, 210

Volumen específico, 161
Von Mises, 66

W

Walker, 196
WC, 177
Welding Institute, 113
Wells, 19
Westergaard, 20, 54
Westinghouse, 21
Whiskers, 105
Wöhler, 183
Williams, 164

Winne, 19
WMF parámetro, 164
Wolframio, 144
WOL, 208
Wundt, 23

Y

Young, 162

Z

Zonas plásticas, 74, 77
radio, 77