



*Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos,
Canales y Puertos.*
UNIVERSIDAD DE CANTABRIA



**DESARROLLO DE MODELOS
DE EVALUACIÓN DE
ACEROS ESTRUCTURALES
CON DEFECTOS TIPO
ENTALLA**

Trabajo realizado por:
Juan Diego Fuentes Benito

Dirigido:
Sergio Cicero González

Titulación:
**Máster Universitario en
Ingeniería de Caminos, Canales y
Puertos**

Santander, septiembre de 2015

TRABAJO FINAL DE MASTER

ÍNDICE

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 2 ESTADO DEL ARTE	4
2.1 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICA LIINEAL	5
2.1.1. Introducción: Comportamiento en rotura de los materiales	5
2.1.2. Modos de fractura	6
2.1.3. Estado tensional en el frente de un defecto	7
2.1.4. Factor intensidad de tensiones	8
2.1.5. Condiciones críticas de rotura	10
2.1.5.1. Micromecanismos	10
2.1.5.2. Primer criterio de rotura: La tenacidad a fractura de un material	11
2.1.5.2.1. Consideraciones sobre la tenacidad a fractura	11
2.1.5.3. Segundo criterio de rotura: La tasa de liberación de energía	19
2.2. MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTOPLÁSTICA	21
2.2.1. Introducción	21
2.2.2. Plasticidad en el frente de fisuras	21
2.2.3. Parámetros de fractura en régimen elastoplástico	24
2.2.3.1. Apertura en el frente de fisura: CTOD	24
2.2.3.2. La integral de contorno J	26
2.2.4. Caracterización a fractura elastoplástica	29
2.3. DIAGRAMAS DE FALLO	35
2.3.1. Introducción: Modelo de plastificación local de Dugdale y Barenblatt	35
2.3.2. Obtención del Diagrama de Fallo	38
2.4 TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS	43
2.4.1. Introducción	43
2.4.2. La TDC: cuatro métodos relacionados	44
2.4.2.1. El Método del Punto (PM, Point Method)	44
2.4.2.2. El Método de la Línea (LM, Line Method).	45
2.4.2.3. El Método de la Fisura Imaginaria (ICM, Imaginary Crack Method)	45
2.4.2.4. Mecánica de la Fractura Finita (FFM, Finite Fracture Mechanics)	47
2.4.2.5. Relaciones entre métodos	50
Relación entre la TDC y la MFEL	50
Relación entre la FFM y los métodos PM y LM	50

Relación de la FFM con otros métodos	54
2.4.3. Predicciones de la tenacidad aparente según la TDC	54
2.4.3.1. Predicciones utilizando el PM	55
2.4.3.2. Predicciones usando el LM	57
2.4.3.3. Predicciones usando la FFM	58
CAPÍTULO 3 PLANTEAMIENTO Y VALIDACIÓN DE UNA METODOLOGÍA DE EVALUACIÓN DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO Y LA TDC.	61
3.1. INTRODUCCIÓN	61
3.2. MODELO DE ANÁLISIS DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO	61
3.2.1. Calibración de los parámetros de la TDC	66
3.2.2. Definición de las propiedades mecánicas de los aceros	67
3.2.2.1. Módulo de elasticidad	67
3.2.2.2. Límite elástico	67
3.2.2.3. Tensión de rotura	68
3.2.3. Expresiones del FAD	68
3.2.4. Expresiones de K_I y P_L para probetas CT	69
3.2.5. Expresiones de K_I y P_L para probetas SENB	70
CAPÍTULO 4 PROGRAMA EXPERIMENTAL	72
4.1. INTRODUCCIÓN	72
4.1.1. Ensayos en probetas CT	73
4.1.2. Ensayos en probetas SENB	74
4.2. ACERO S275JR	75
4.3. ACERO S355J2	77
4.4. ACERO S460M	79
4.5. ACERO S690Q	81
CAPÍTULO 5 VALIDACIÓN DEL MODELO	83
5.1. ACERO S275JR	83
5.2. ACERO S355J2	87
5.3. ACERO S460M	90
5.4. ACERO S690Q	92
CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES	94

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La Mecánica de la Fractura Elástico Lineal (MFEL) es una disciplina bien conocida cuya aplicación proporciona buenos resultados al analizar, entre otras cuestiones, la fractura frágil de materiales fisurados. Sin embargo, a medida que han quedado patentes sus aplicaciones, se han ido encontrando igualmente diversas limitaciones, como por ejemplo el análisis de fisuras cortas o el análisis de defectos tipo entalla. Estos últimos, objeto de estudio en este Trabajo Fin de Máster, generan menores concentraciones de tensiones que las fisuras, por lo que la capacidad resistente de un determinado material será mayor cuando éste se encuentra entallado que cuando se encuentra fisurado (a igualdad de longitud del defecto, entalla o fisura). Una práctica común en el estudio de entallas es considerar que se comportan como fisuras, lo cual puede ser bastante aproximado por debajo de un determinado radio de entalla (entallas afiladas), pero por lo general supone la obtención de cargas de rotura (o tamaños críticos de defecto) excesivamente conservadoras.

En las últimas décadas han sido numerosos los estudios realizados con el objeto de analizar los campos tensionales en el fondo de entalla, predicciones de carga de rotura o extensiones de la MFEL al análisis de entallas. De entre estas últimas destacan las metodologías derivadas de la Teoría de Distancias Críticas (TDC), de las cuales destacan tres: el Método del Punto (Point Method, PM), el método de la Línea (Line Method, LM) y el Modelo de la Mecánica de la Fractura Finita (Finite Fracture Mechanics, FFM).

Las bases teóricas de la TDC datan en realidad de mediados del siglo XX, pero no ha sido hasta la entrada del nuevo milenio cuando se ha comenzado a aplicar sistemáticamente a diversos materiales

y mecanismos de fallo. De esta manera, puede afirmarse que su aplicación ha quedado validada únicamente en el análisis de la fractura de materiales muy frágiles (cerámicos fundamentalmente) y en el análisis de iniciación de fatiga de cerámicos y metales. Las limitaciones que persisten en el ámbito del análisis del proceso de fractura son pues, evidentes, ya que la aplicación de la TDC en materiales que desarrollan cierta plasticidad en el fondo del defecto (aun siendo la fractura macroscópicamente frágil) no ha sido validada satisfactoriamente, y aún menos en materiales con comportamiento plenamente elastoplástico. De igual forma, no existen criterios aceptados con respecto a la calibración de los parámetros del material en relación con la TDC (lo cual puede dar lugar a resultados muy diferentes en función de la metodología seguida) ni sobre el rango de validez de la propia TDC.

Este Trabajo Fin de Máster trata de analizar todas estas cuestiones. Para ello se utilizan cuatro tipos de acero con comportamiento macroscópicamente frágil o cuasi-frágil en presencia de fisuras que desarrollan, sin embargo, diversos grados de plasticidad en el fondo del defecto significativos a escala local. El programa experimental planteado con estos cuatro materiales trata de validar la aplicación de la TDC en aceros estructurales, desarrollar una metodología clara de calibración de los parámetros del material relativos a la TDC y definir rangos de validez de la TDC.

Por último, en relación con el alcance de este trabajo, las aplicaciones de la TDC desarrolladas hasta este momento han quedado limitadas al ámbito científico, sin relación alguna (o muy escasa) con la práctica ingenieril, y más concretamente con la integridad estructural. Será otro objetivo de este Trabajo establecer el vínculo necesario entre el campo científico y las aplicaciones ingenieriles, justificando desde un punto de vista práctico la investigación realizada en su marco de trabajo.

En definitiva, en este Trabajo se pretende analizar de forma más específica y completa el efecto entalla en el comportamiento a fractura de los aceros estructurales, extendiendo la validación y aplicación de la TDC a cualquier material con comportamiento macroscópicamente frágil en estado fisurado. Para ello, tras el capítulo 2 dedicado a los aspectos teóricos previos y al estado del arte, se presentan en el Capítulo 4 los resultados experimentales de la resistencia a fractura obtenida en probetas CT (Compact Tension) y SENB (Single Edge Notched Bending) para un rango de radios de entalla que van desde los 0 mm (fisura) hasta los 2.0 m.

En el Capítulo 3, se propone una metodología de análisis de entallas que combina la TDC junto con los Diagramas de Fallo (Failure Assessment Diagram, FAD) y que permite analizar entallas en condiciones que van desde la fractura frágil hasta el colapso plástico, de una forma totalmente análoga a la llevada a cabo en el caso del análisis de componentes estructurales con fisuras. De esta manera, y una vez analizada la validez de la TDC en los materiales estudiados, se vincula la teoría

científica con la práctica ingenieril (representada por los FAD), aportando una aplicación directa de esta Tesis al campo de la integridad estructural.

Posteriormente, en el Capítulo 5, se comparan los resultados obtenidos experimentalmente con las predicciones de resistencia a fractura de la TDC, en sus diferentes versiones, con el objetivo de validar las predicciones de dichas metodologías. En este Trabajo, y en relación con la resistencia a fractura del material, se denominará tenacidad a fractura (K_{mat}) a la resistencia a fractura de probetas fisuradas en condiciones de deformación plana, y tenacidad aparente a fractura (K_{mat}^N) a la resistencia a fractura de probetas entalladas.

El Trabajo termina con el Capítulo 6 dedicado a las conclusiones.

Con todo ello, el contenido de este trabajo pretende ser un nuevo paso en los campos de la Mecánica de la Fractura y de la Integridad Estructural que permita, desde un mayor conocimiento de la realidad tensional en el entorno de los defectos y del comportamiento mecánico del material en presencia de los mismos, la realización de análisis de integridad estructural más ajustados, seguros y racionales.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

El objetivo general de este trabajo va a ser el análisis en rotura de componentes con defectos tipo entalla. Tal y como se verá en el desarrollo del texto las principales teorías y metodologías que permiten analizar este tipo de defectos se relacionan en mayor o menor medida con la Mecánica de la Fractura, disciplina cuyo objetivo principal es el análisis de defectos tipo fisura. Por ello se ha juzgado conveniente dedicar un capítulo de este trabajo a recoger las bases teóricas de la Mecánica de la Fractura, así como de la herramienta más comúnmente utilizada en las evaluaciones de integridad estructural: los Diagramas de Fallo. De esta manera, los apartados 2.1 y 2.2 se dedicarán, respectivamente, a la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) y a la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP), en tanto que el apartado 2.3 analiza la herramienta de los Diagramas de Fallo. Finalmente, y con el objetivo de presentar la problemática del análisis de entallas, el apartado 2.4 se dedica a la introducción del efecto entalla y a las distintas metodologías existentes para su análisis, justificando, por su amplia aplicabilidad y por los excelentes resultados obtenidos hasta el momento, la importancia de la Teoría de las Distancias Críticas, objeto de estudio específico y base teórica y conceptual en la que se sustenta esta Trabajo Fin de Máster.

2.1 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICA LINEAL

2.1.1. Introducción: Comportamiento en rotura de los materiales [1]

La situación última del comportamiento mecánico de los materiales corresponde a su rotura, la cual viene precedida de inestabilidades o roturas locales asociadas a determinados elementos microestructurales del material que, actuando como defectos, aportan situaciones de discontinuidad al mismo. En torno a los defectos, preexistentes por fabricación o mecanizado, o desarrollados por las situaciones de sollicitación en uso, se establecen las condiciones críticas a partir de las cuales se desarrolla la rotura del material. La Mecánica de la Fractura es la parcela de la Ciencia aplicada que tiene como objeto analizar y determinar el comportamiento mecánico de los elementos estructurales considerando la existencia de defectos, sea cual sea su origen, en el material del que están constituidos, hasta definir las condiciones o criterios de rotura [2].

Aunque iniciada en el estudio de la rotura de los materiales metálicos, la Mecánica de la Fractura es patrimonio de todos los tipos de materiales. En atención al comportamiento de los mismos se puede establecer, por una parte, la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL), aplicable a materiales frágiles (cerámicos, vidrios y algunos metálicos de comportamiento elástico lineal) que no desarrollan plasticidad significativa previamente a la rotura y, por otra, la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP), asociada a materiales de alta ductilidad y comportamiento no lineal, como algunos metálicos y polímeros.

El empleo de los materiales en las nuevas aplicaciones y desarrollos que han ido produciéndose a lo largo de la historia de la tecnología ha traído consigo un elevado número de accidentes asociados a roturas inesperadas, no previsibles a través de su caracterización mecánica convencional. Algunos ejemplos son el desarrollo del ferrocarril y su entorno en el siglo XIX, el de las uniones soldadas de diversos tipos y, actualmente, el uso generalizado de materiales de alta resistencia bajo criterios basados en la mejora de los métodos de cálculo, que lleva a diseños cada vez más ajustados con menores coeficientes de seguridad y gran ahorro de material. Estas situaciones justifican que la aplicación de la Mecánica de la Fractura en el diseño estructural y en la mejora del diseño de los materiales sea de gran importancia y no cese de aumentar en casi todos los campos de la ingeniería.

En definitiva, la Mecánica de la Fractura debe responder a las preguntas que se plantean para el conocimiento del comportamiento mecánico del material en presencia de defectos de tipo fisura, es decir, defectos planos cuyo fondo o frente de avance hacia el material sano posee un radio de curvatura tendente a cero. Esta situación singulariza las expresiones que las teorías clásicas de la Elasticidad proporcionan para los estados tensionales y deformacionales de un medio continuo, que definen su comportamiento.

Establecidos a través de la Mecánica de la Fractura los estados locales de sollicitación en el fondo del defecto, resulta necesario determinar las condiciones críticas que producen su propagación brusca, rápida e inestable, es decir, la rotura. Estas condiciones críticas deben ser planteadas en los términos adecuados de forma que se pueda estimar, a través de los oportunos criterios, el esfuerzo exterior o el tamaño de defecto máximo que den seguridad al comportamiento en servicio de los elementos resistentes en función del material y de su resistencia a la rotura.

2.1.2. Modos de fractura

Dependiendo de la relación espacial entre las direcciones de actuación del esfuerzo exterior y del plano y el frente de la fisura se definen tres modos de rotura en fractura:

- Modo I, o de tracción, en el que el esfuerzo es perpendicular al plano de la fisura.
- Modo II, o de cortante, en el que el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y perpendicular a su frente.
- Modo III, o de torsión, en el que el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y paralelo a su frente.

La Figura 2.1 muestra un esquema de los tres modos. El más usual es el modo I, y como tal es el elegido metodológicamente como referencia en el desarrollo de este trabajo.

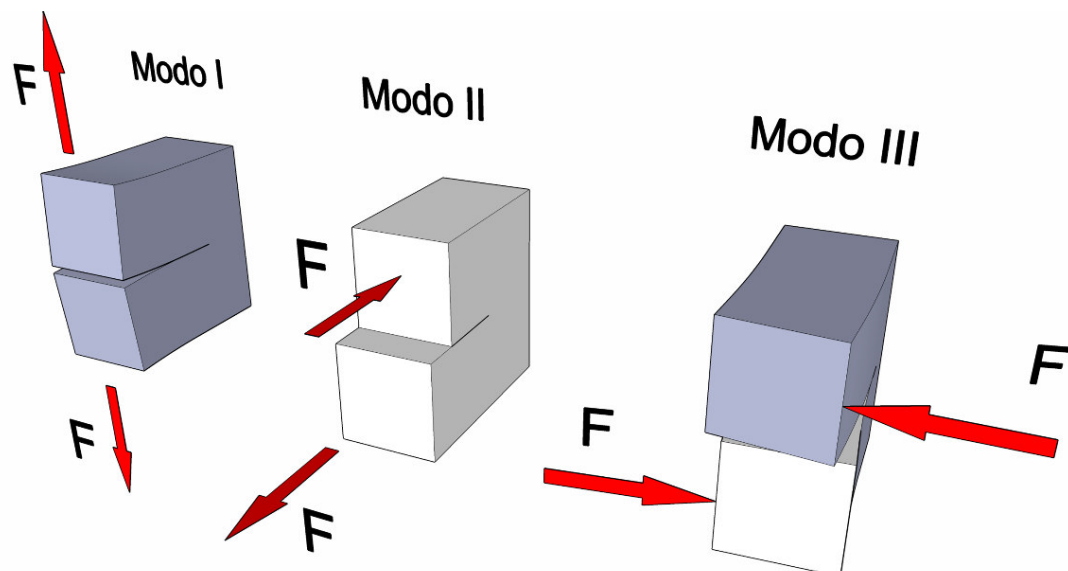


Figura 2.1. Esquema de los modos de rotura en fractura.

2.1.3. Estado tensional en el frente de un defecto

El análisis elástico-lineal permite obtener la distribución de tensiones en el frente de un defecto tipo fisura a partir de una función de tensiones definida en el campo complejo. La solución analítica más sencilla se obtiene para una placa plana infinita con fisura de doble frente de longitud $2a$, bajo un estado tensional uniforme como el mostrado en la Figura 2.2. En este caso, modo I, el estado tensional viene dado por las expresiones aproximadas:

$$\sigma_x = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] \tag{2.1}$$

$$\sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] \tag{2.2}$$

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \tag{2.3}$$

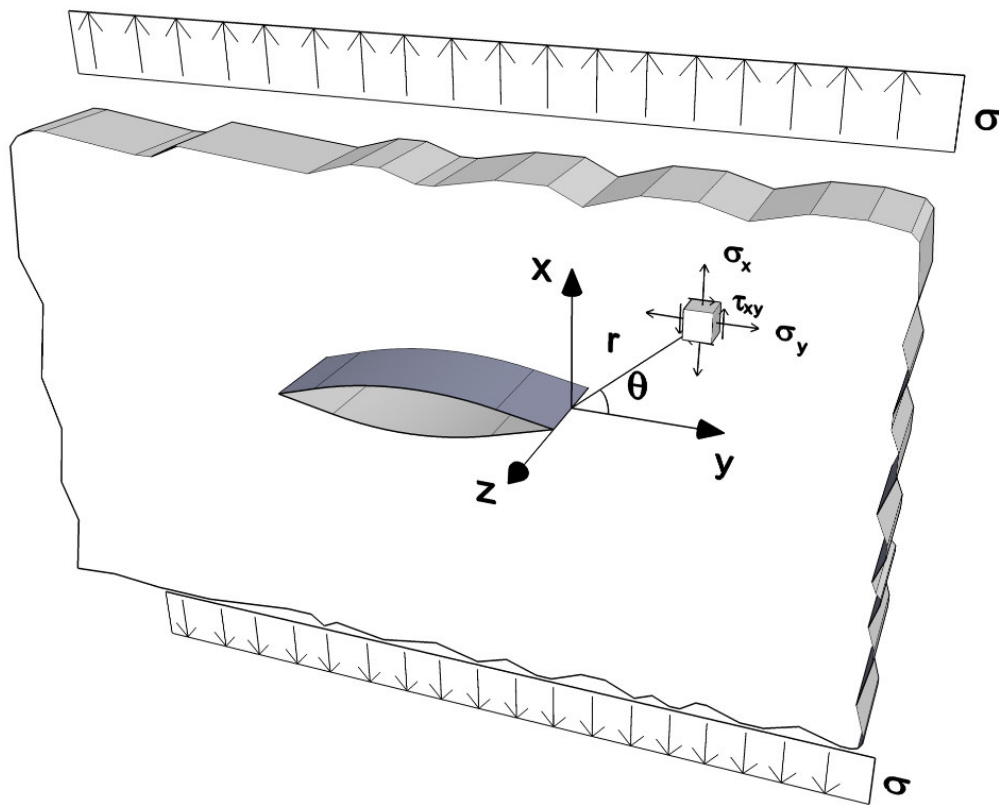


Figura 2.2. Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura.

Estas expresiones representan el primer término de los desarrollos en serie de la solución exacta. Además, para placas delgadas (tensión plana) se tiene:

$$\sigma_z = 0 \tag{2.4}$$

Y para placas gruesas (deformación plana):

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (2.5)$$

De la misma manera, el estado de deformaciones de dicha zona se puede derivar de las expresiones que establecen los desplazamientos en la misma:

$$u = \frac{\sigma}{2E} \sqrt{\frac{ar}{2}} (1 + \nu) \left[(2k - 1) \cos \frac{\theta}{2} - \cos \frac{3\theta}{2} \right] \quad (2.6)$$

$$v = \frac{\sigma}{2E} \sqrt{\frac{ar}{2}} (1 + \nu) \left[(2k + 1) \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (2.7)$$

Siendo, en deformación plana:

$$k = 3 - 4\nu \quad (2.8)$$

Y en tensión plana:

$$k = \frac{3-\nu}{1+\nu} \quad (2.9)$$

El valor del desplazamiento en la tercera dirección, w , es nulo en deformación plana mientras que en tensión plana resulta:

$$w = -\frac{\nu}{E} \int (\sigma_x + \sigma_y) dz \quad (2.10)$$

2.1.4. Factor intensidad de tensiones

Las expresiones anteriores pueden expresarse en función de una variable que aparece como una nueva magnitud física, con dimensiones y significado propio. Se trata del factor de intensidad de tensiones K , que para la placa plana infinita estudiada y representada en la Figura 2.2, solicitada en modo I, viene dado por la expresión:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.11)$$

El factor de intensidad de tensiones resulta ser una magnitud, con unidades en el Sistema Internacional en $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, que define por sí sola el estado tensional y de deformaciones en el entorno del frente de una fisura, ya que de forma biunívoca define el estado de tensiones y de

desplazamientos para cada punto de coordenadas (r, θ) , salvando la singularidad en $r=0$, según las expresiones:

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^I(\theta) \quad (2.12)$$

$$u_i(r, \theta) = \frac{K_I}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (1 + \nu) \xi_{ij}^I(\theta) \quad (2.13)$$

Donde $f_{ij}^I(\theta)$ y $\xi_{ij}^I(\theta)$ son funciones de la orientación propias del modo I, cuyo valor se puede deducir por comparación con las expresiones (2.1) a (2.10).

Análogamente, existen expresiones equivalentes que, a partir de los correspondientes factores de intensidad de tensiones K_{II} y K_{III} , definen el estado tensional y de desplazamientos para condiciones de sollicitación en modo II y en modo III. Así, como ejemplo, y para el modo II:

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{II}(\theta) \quad (2.14)$$

Siendo:

$$K_{II} = \tau \sqrt{\pi a} \quad (2.15)$$

El factor de intensidad de tensiones pone de manifiesto que el estado tensional en el entorno de un defecto es decreciente con la distancia al mismo, y que depende linealmente de la sollicitación exterior aplicada, σ , y de la raíz cuadrada de una variable geométrica característica de las dimensiones del defecto, como puede ser su longitud a . En general, para condiciones geométricas de elemento y defecto diferentes de las de la Figura 2.2, el factor de intensidad de tensiones tiene una expresión del tipo:

$$K_I = M\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.16)$$

Donde M es un factor adimensional derivado de dichas condiciones geométricas.

Aún en el caso de geometrías sencillas, la estimación del factor de intensidad de tensiones es compleja y se apoya en:

- Métodos analíticos, determinando el estado tensional o deformacional y a continuación el correspondiente valor de K_I mediante la aplicación de la teoría de la Elasticidad, para la

determinación de las funciones de tensiones en variables complejas, y el apoyo en técnicas analíticas como los elementos finitos.

- Métodos experimentales, bien basados en la medición de la variación de la flexibilidad a partir de la que, a través de consideraciones energéticas, se determina el valor de K_I , o bien en ensayos de fotoelasticidad, que definen los campos tensionales para condiciones geométricas semejantes sobre material fotoelástico de los que luego se deduce el factor de intensidad de tensiones.

Asimismo, las expresiones que relacionan el estado tensional y el valor de K_I permiten entender que se puede aplicar el principio de superposición en la determinación del mismo. En efecto, para una geometría dada, el factor de intensidad de tensiones en modo I es igual a la suma de los obtenidos para los diferentes estados de sollicitación a los que está sometido el componente, considerándolos separadamente.

La aplicación de estos métodos ha permitido la obtención de valores tabulados del factor de intensidad de tensiones para una amplia gama de componentes con geometría y sollicitación usuales en ingeniería. De no existir solución tabulada para un problema particular puede optarse por el estudio a través de alguno de los métodos analíticos existentes o bien, por comparación, se asimila a otros casos ya resueltos y tabulados, cuidando que sea mínimo el error o la imprecisión cometidos.

2.1.5. Condiciones críticas de rotura

2.1.5.1. Micromecanismos

La existencia de entallas, fisuras o defectos en general provoca una concentración de tensiones en el entorno de los mismos. Estas tensiones locales son proporcionales a la sollicitación exterior en condiciones de elasticidad lineal. Cuando dicha sollicitación aumenta gradualmente la sollicitación local lo hace de igual modo, hasta que se alcanzan unas condiciones que resultan críticas para la realidad microestructural presente en el entorno del defecto, que no es otra que la del propio material. Se producen entonces roturas locales mediante micromecanismos que dependen de la microestructura, como formación de microhuecos o de clivajes, que determinan el crecimiento del defecto y la consecución inmediata de la rotura, ya que las condiciones críticas se mantienen en el frente del mismo.

Estas condiciones críticas de establecimiento de los micromecanismos de rotura se alcanzan para un estado tensional local dado, σ_{ij}^C que justifica un factor de intensidad de tensiones crítico, K_I^C para el

cual se alcanzan las condiciones macroestructurales límites, de sollicitación y geométricas, que conducen a la rotura del material de un componente fisurado.

2.1.5.2. Primer criterio de rotura: La tenacidad a fractura de un material

El primer criterio de rotura en fractura elástico-lineal establece que la fisura se propagará de forma inestable o brusca cuando el factor de intensidad de tensiones actuante alcance el valor crítico K_I^C . Este valor crítico resulta ser una característica de cada material cuando éste trabaja en condiciones de deformación plana, para las cuales su valor es mínimo. En ese caso, se denomina tenacidad a fractura del material y se denota por el símbolo K_{IC} . La elección de las condiciones de deformación plana para definir la tenacidad a fractura responde a cuestiones tanto de seguridad en el diseño, al fijar un valor crítico mínimo, como de representatividad del material, al ser un parámetro propio no dependiente de la geometría.

Por tanto, en modo I, el diseño realizado teniendo en cuenta los conceptos de fractura debe garantizar la desigualdad:

$$K_I(\sigma, a) < K_{IC} \text{ (material)} \quad (2.17)$$

En tanto que la condición de rotura se establece para:

$$K_I = K_{IC} \quad (2.18)$$

Sea por aumento del esfuerzo exterior, σ , o por el aumento del tamaño de la fisura, a , la rotura inesperada puede sobrevenir en servicio al alcanzarse el criterio de rotura.

2.1.5.2.1. Consideraciones sobre la tenacidad a fractura

- Ensayo de tenacidad K_{IC}

En condiciones elástico-lineales y de carga estática el parámetro característico del material frente a procesos de fractura es K_{IC} , o valor crítico en modo I del factor de intensidad de tensiones en condiciones de deformación plana. Este parámetro se obtiene siguiendo determinadas normativas de ensayo, siendo la norma americana ASTM E399 [11] la más ampliamente utilizada, si bien ésta se encuentra a su vez incluida en la ASTM E1820 [12].

Básicamente, el ensayo consiste en sollicitar la probeta hasta rotura, determinar la carga crítica e introducirla en la formulación proporcionada por la propia normativa, que depende del tipo de probeta utilizada. Las geometrías más utilizadas son las de las probetas CT (probeta compacta) y

SENB (probeta de flexión en tres puntos) (ej., [11-13]). La Figura 2.3 muestra tales geometrías. No obstante existen otros tipos de probetas, como las de disco o de arco (Figura 2.4), que se utilizan en ocasiones para ensayar materiales de barras o de tubos. En el caso de la probeta CT se colocan unos pasadores a través de los agujeros mostrados en la Figura 2.3 y se solicita la probeta tirando de los mismos. Por el contrario, en la probeta SENB se la hace trabajar como una viga biapoyada sometida a carga en su centro-luz.

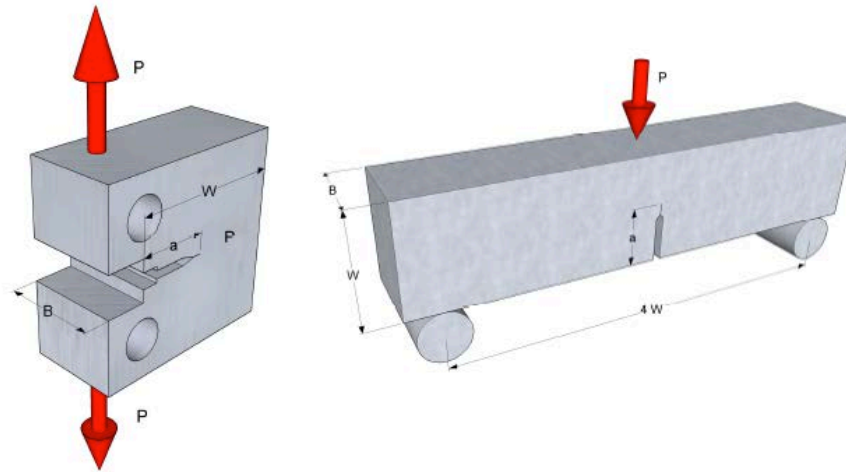


Figura 2.3. Probetas CT (izquierda) y SENB (derecha) utilizadas generalmente en los ensayos de tenacidad a fractura.

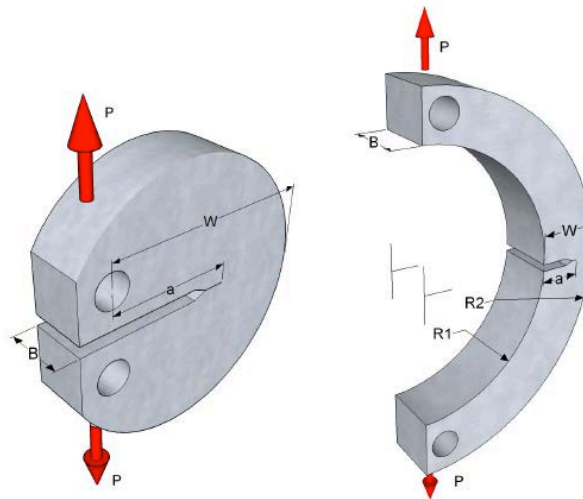


Figura 2.4. Probetas tipo disco (izquierda) y arco (derecha) utilizadas ocasionalmente en los ensayos de tenacidad a fractura.

Se puede observar que en todos los casos las probetas utilizadas en los ensayos de tenacidad están sometidas a cargas con una importante componente de flexión (en el caso de la SENB es flexión pura). La razón es que la resistencia a fractura obtenida depende del grado de confinamiento tensional en el fondo de fisura. Si la carga es predominantemente de flexión, el confinamiento tensional es elevado y se obtienen valores situados en el límite inferior de resistencia a fractura, lo cual permite obtener un parámetro resistente que deja del lado de la seguridad a posteriores análisis que lo tomen como dato. Si la carga fuese predominantemente de tracción, se obtendrían valores resistentes en el límite superior de la resistencia a fractura, por lo que podrían dejar del lado de la inseguridad a posteriores análisis. Un efecto análogo tiene la profundidad de fisura, dado que las fisuras profundas proporcionan valores inferiores de la resistencia a fractura que los proporcionados por fisuras poco profundas. Por esta razón, para que el ensayo de tenacidad a fractura sea válido, la fisura ha de tener una profundidad (a) mínima que garantice condiciones de elevado confinamiento tensional. Aquí es importante advertir que si el elemento cuyo fallo se está analizando estaba sometido a bajo confinamiento tensional, podría resultar más interesante desde el punto de vista de la exactitud de los cálculos realizados (carga crítica, fisura crítica, etc.) considerar el grado de confinamiento real del componente. Esto se puede hacer obteniendo la resistencia a fractura K_{mat} (no la tenacidad a fractura, K_{IC}) del material sobre probetas con igual grado de confinamiento que el componente realizando, o realizar ensayos de tenacidad a fractura ordinarios (K_{IC}) y aplicando posteriormente correcciones analíticas que permitan estimar K_{mat} .

La fisura de la probeta de ensayo se consigue por prefisuración a fatiga, cumpliendo unas limitaciones en las cargas aplicadas especificadas en las propias normas de ensayo. Previamente a la prefisuración, y con el objetivo de facilitar dicho proceso, suele realizarse una electroerosión a partir del fondo de la entalla mecanizada.

Durante el ensayo se registra la lectura de la carga y del desplazamiento. La carga la proporciona la propia máquina, mientras que el desplazamiento viene determinado por un extensómetro como el mostrado en la Figura 2.5, el cual determina la apertura producida durante el ensayo, o bien directamente a través del registro del desplazamiento de los cabezales de la máquina de ensayos (más sencillo).

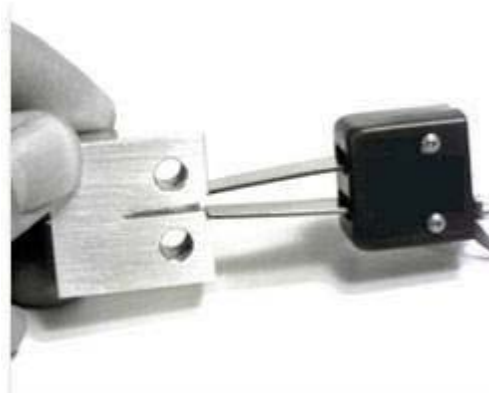


Figura 2.5. Extensómetro (tipo COD, Crack Opening Displacement) colocado en una probeta CT para la realización de un ensayo de tenacidad.

La normativa distingue tres tipos de curvas carga-desplazamiento susceptibles de ser obtenidas en un ensayo K_{IC} (Figura 2.6). En primer lugar, tras obtener la curva del ensayo se traza una recta con el 95% de la pendiente de la zona de comportamiento lineal del comienzo del ensayo. Su corte con la curva experimental proporciona el valor P_5 . Si dicho valor es superior a cualquier otro previamente obtenido en la curva, se le considerará como el valor crítico de la carga durante el ensayo, P_Q . Este es el caso de la primera curva de la Figura 2.6. En los otros dos casos, existe un valor previo superior a P_5 , que es el tomado como P_Q . La primera de las curvas se corresponde con materiales que experimentan propagación estable de fisura antes de la fractura final. La tercera curva representa el comportamiento de un material con comportamiento frágil y sin propagación estable previa a la rotura. La curva central representa a un material con comportamiento intermedio.

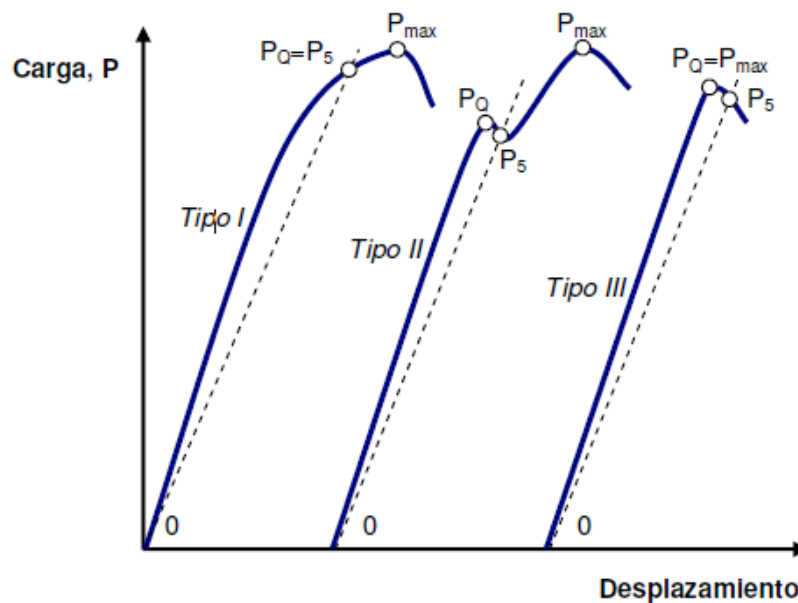


Figura 2.6. Tipos de curvas carga-desplazamiento obtenidas en un ensayo K_{IC}

Una vez obtenido el valor de P_Q se calcula el correspondiente valor del factor de intensidad de tensiones crítico, K_Q . La expresión utilizada dependerá del tipo de probeta utilizada y de la longitud de fisura existente en la probeta (que se determina con posterioridad al ensayo observando la superficie de fractura). Por ejemplo, en el caso de una probeta CT [11,12]:

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0,886 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,22 \frac{a^2}{W^2} + 14,72 \frac{a^3}{W^3} - 5,60 \frac{a^4}{W^4} \right] \quad (2.19)$$

El valor K_Q se considerará como resultado válido K_{IC} si se cumplen las siguientes condiciones:

$$0,45 \leq \frac{a}{W} \leq 0,55 \quad (2.20)$$

$$B, a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.21)$$

$$P_{max} \leq 1,10 P_Q \quad (2.22)$$

Las condiciones establecidas en (2.20) y (2.21) aseguran que la longitud de fisura, el espesor de la probeta y el ligamento remanente son al menos 50 veces mayores que la zona plástica (pudiéndose dar por válida la MFEL). Además, (2.20) garantiza condiciones de elevado confinamiento y (2.21) asegura condiciones de deformación plana, obteniéndose de esta manera un límite inferior de la resistencia a fractura. Por último, la condición impuesta en la expresión (2.22) garantiza que K_{IC} es un parámetro resistente característico del comportamiento a fractura:

De no cumplirse, la consideración de K_{IC} como parámetro a fractura estaría minusvalorando la resistencia del material ante este fenómeno.

Estos requerimientos son bastante estrictos, y en muchas ocasiones su cumplimiento requiere un comportamiento muy frágil del material y/o probetas de grandes dimensiones, de tal manera que se satisfagan las condiciones de elasticidad lineal. En el caso de aceros estructurales de baja o media resistencia a tracción, sólo cumplen los requerimientos en el “*Lower Shelf*” o zona de comportamiento frágil del material, lo cual requiere temperaturas que pueden estar muy por debajo de los 0°C. En otros muchos metales usados en aplicaciones estructurales no es posible, desde el punto de vista práctico, cumplir con las condiciones anteriores. En tales casos es necesario recurrir a parámetros elastoplásticos de caracterización a fractura, como la integral J o el CTOD.

- *Efecto del espesor. Rotura en tensión y deformación planas*

El efecto del espesor sobre el valor del factor de intensidad de tensiones en rotura viene representado en la Figura 2.7. Para espesores pequeños se tienen condiciones de tensión plana, para las que el valor en rotura K_Q es mayor que el de la tenacidad a fractura K_{IC} , propia de condiciones de deformación plana. Al crecer el espesor, las condiciones de tensión plana se mantienen siempre en el exterior de la probeta en tanto que en el interior se van estableciendo gradualmente condiciones de deformación plana.

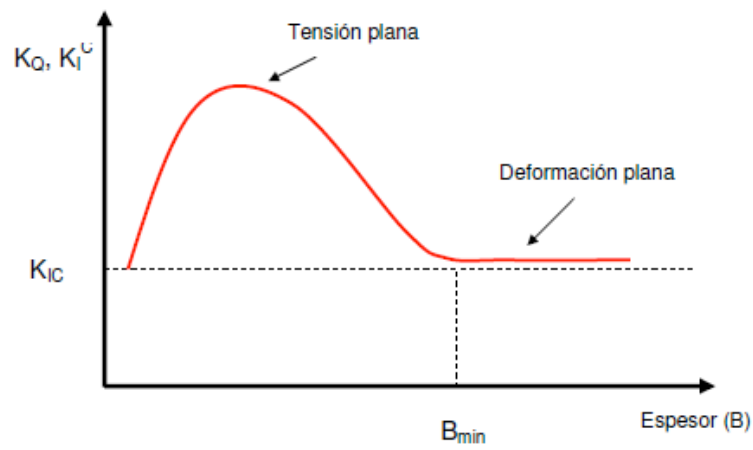


Figura 2.7. Dependencia del factor de intensidad de tensiones en rotura con el espesor.

En la Figura 2.8 se muestran las diferencias en el estado tensional del material, definido por los círculos de Mohr, en el entorno del frente de fisura entre las condiciones de tensión y deformación planas. Estas diferencias justifican distintas orientaciones de los planos de rotura debido a que los planos de cortante máximo son distintos en cada caso.

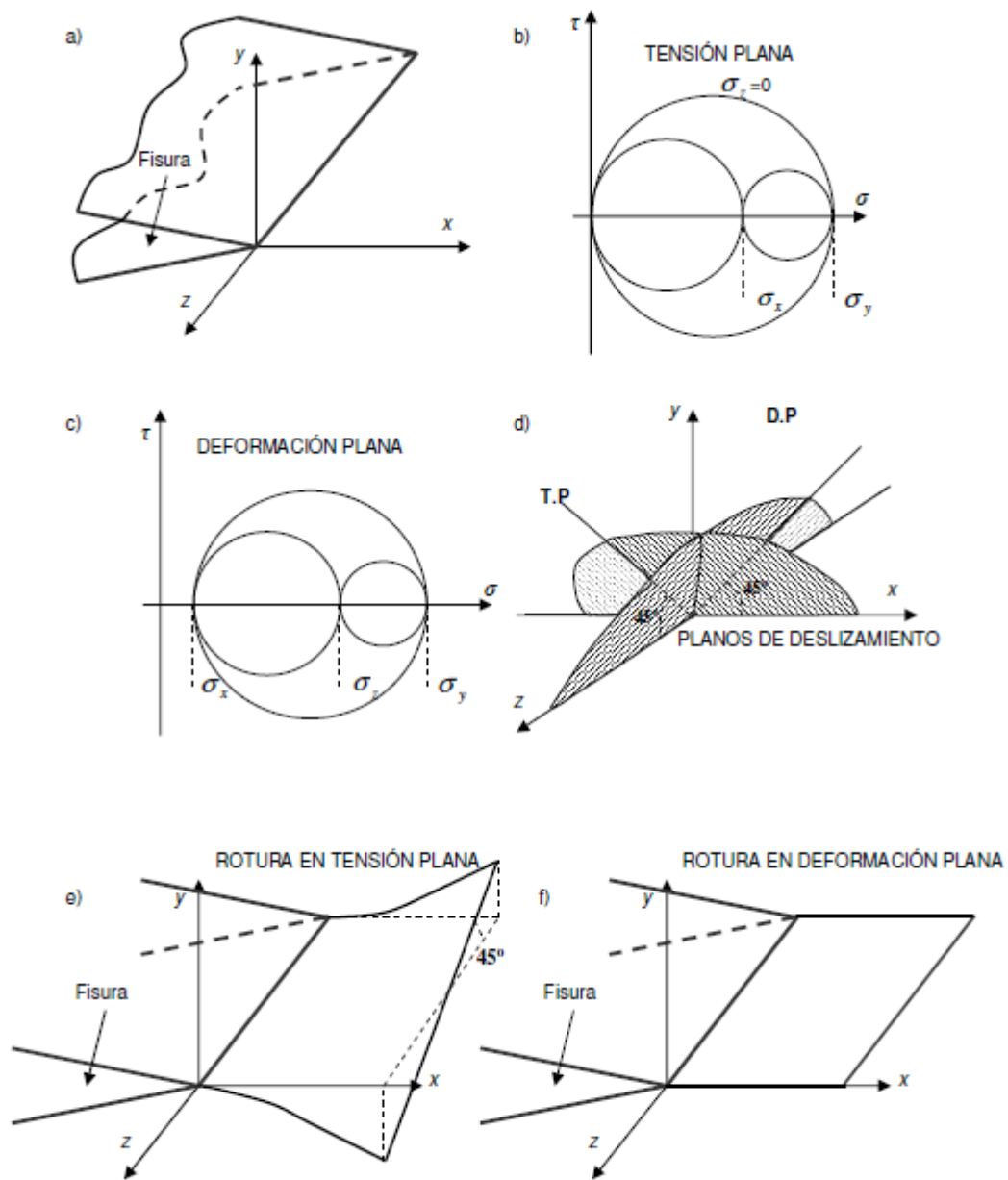


Figura 2.8. a) Representación geométrica del frente de fisura; b) Círculos de Mohr del estado de tensión plana; c) Círculos de Mohr del estado de deformación plana; d) Planos de deslizamiento en tensión plana (T.P) y deformación plana (D.P); e) Orientación de los planos de rotura en tensión plana (a 45° con el plano original de fisura) y f) en deformación plana (en el plano de fisura).

Las diferentes orientaciones de los planos de rotura explican a su vez las diferencias existentes en la resistencia a la rotura para distintos espesores. A medida que crece el espesor crece la influencia relativa de las condiciones de deformación plana, haciendo que disminuya el factor de intensidad de tensiones crítico para el que se inicia la rotura. Este valor se estabiliza a partir de un espesor para el que las condiciones de deformación plana controlan el proceso de rotura. Una estimación de este espesor mínimo viene dado por la expresión anteriormente recogida [13]:

$$B_{min} = 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.23)$$

Espesores superiores a B_{min} garantizan condiciones de deformación plana y por tanto para ellos el valor obtenido K_Q es la tenacidad a fractura K_{IC}

- *Efecto de la temperatura y de la velocidad de sollicitación*

Las variaciones en la temperatura y en la velocidad de sollicitación modifican los valores de la tenacidad a fractura del material conforme refleja la Figura 2.9.

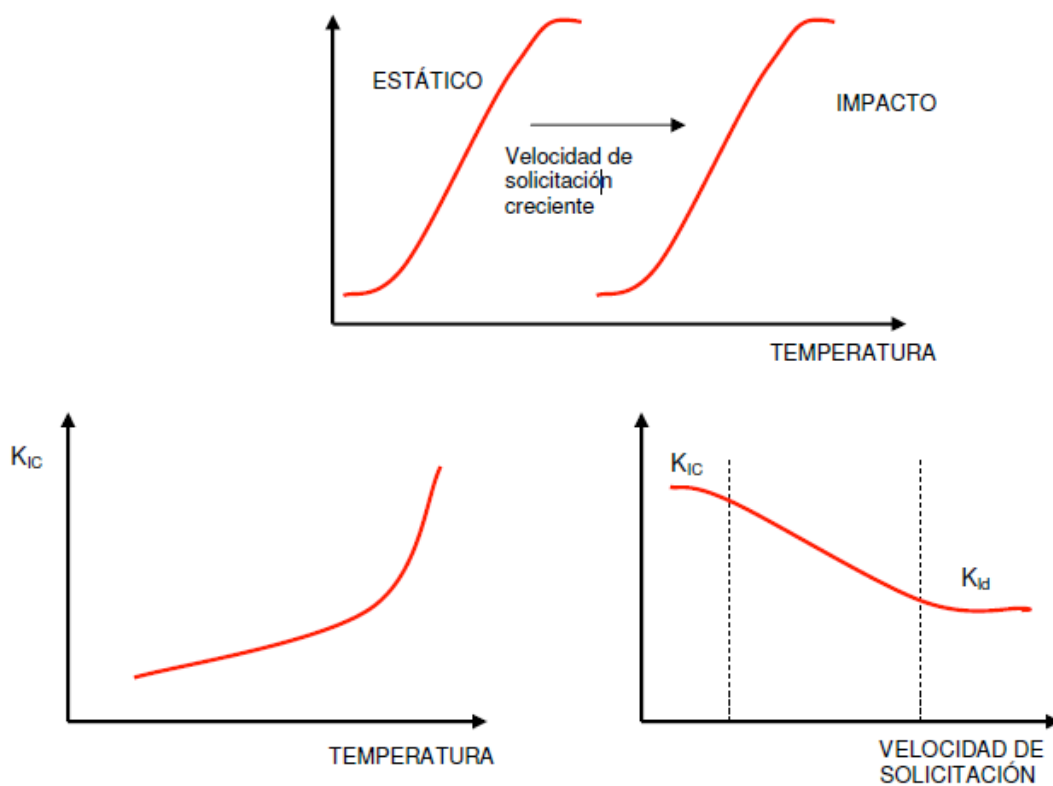


Figura 2.9. Variación de la tenacidad a fractura con la temperatura y la velocidad de sollicitación.

Se aprecia la tendencia, general en los materiales, al aumento de la tenacidad a fractura al aumentar la temperatura de ensayo para cualquier velocidad de sollicitación. Del mismo modo, a cualquier temperatura se produce una disminución del factor de intensidad de tensiones al pasar el ensayo de régimen estático, con velocidad de sollicitación $P \dot{\delta}$ pequeña, a régimen dinámico, con velocidad de sollicitación $P \dot{\delta}$ grande. Existe una velocidad crítica a partir de la que se alcanza un valor estable de tenacidad, que se simboliza por K_{Id} para reseñar el régimen dinámico o de impacto.

2.1.5.3. Segundo criterio de rotura: La tasa de liberación de energía

Una segunda forma de evaluar las condiciones de rotura se deriva de consideraciones energéticas. El denominado criterio energético de rotura tiene su origen en los estudios sobre fractura en vidrio, en el que es admisible un comportamiento elástico lineal, realizados por Griffith en 1921 [17].

El criterio establece que una fisura crece de forma rápida o inestable cuando la energía liberada en su propagación iguala o supera a la energía consumida en el avance de la misma; es decir, cuando la propagación hace que disminuya la energía almacenada del sistema. Por tanto, la condición de rotura se puede expresar del modo siguiente [17]:

$$\frac{d(W_F - U)}{da} = \frac{dE_r}{da} \quad (2.24)$$

El primer término representa la energía liberada por unidad de longitud de avance de fisura, siendo W_F el trabajo realizado por las fuerzas de sollicitación para deformar la pieza, y U la energía de deformación almacenada en ella. El segundo término constituye la energía gastada por unidad de longitud de avance de fisura en la rotura del material, el cual presenta una resistencia al respecto (cuantificada por E_r).

Cuando ambos miembros de la igualdad (2.24) se expresan como energía por unidad de área de fisura creada, el primero recibe el nombre de tasa de liberación de energía, G , y el segundo se puede asimilar a la energía necesaria para generar la unidad de área de fisura, R , que es característica del material y está asociada a la energía de generación de nuevas superficies libres. De acuerdo con ello, el criterio de rotura se puede expresar como:

$$G = R = G_c \quad (2.25)$$

Por lo tanto, es función de la tasa de liberación de energía, dependiente del estado de sollicitación y de las condiciones geométricas del componente, y de su valor crítico (G_c) como parámetro propio del material que define su resistencia a la rotura. Para el caso particular de placa plana infinita con fisura de longitud $2a$ descrito en la Figura 2.2, la solución analítica de la tasa de liberación de energía para condiciones de tensión plana es la siguiente [17, 18]:

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (2.26)$$

Donde E es el módulo de elasticidad del material.

Analizando esta expresión se deduce inmediatamente su relación con el factor de intensidad de tensiones, K_I [19, 20]:

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad (2.27)$$

Para el caso de deformación plana se obtiene una relación similar, de manera que se puede generalizar de la siguiente forma [19,20]:

$$G = \frac{K_I^2}{E'} \quad (2.28)$$

Siendo:

$$E' = E \quad (2.29)$$

Para tensión plana y en deformación plana:

$$E' = \frac{E}{(1-\nu^2)} \quad (2.30)$$

Estas relaciones, obtenidas para un caso particular, resultan extensivas para otros casos, de tal manera que queda establecida una relación entre los dos parámetros característicos de la Mecánica de Fractura, K y G , y entre los correspondientes criterios de rotura.

La extensión de las expresiones anteriores a los casos de sollicitaciones variadas, que generan todos los posibles modos de rotura conduce a la ecuación más general [19]:

$$G = \alpha \left(\frac{K_I^2}{E} + \frac{K_{II}^2}{E} + \frac{K_{III}^2}{(1-\nu^2)E} \right) \quad (2.31)$$

En tensión plana:

$$\alpha = 1 \quad (2.32)$$

En deformación plana:

$$\alpha = (1 - \nu^2) \quad (2.33)$$

2.2. MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTOPLÁSTICA

2.2.1. Introducción

La Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) describe y predice correctamente el comportamiento en fractura de materiales frágiles. Aun así, el análisis del campo tensional que esta teoría propone para el entorno de un defecto obtiene valores que tienden a infinito al aproximarse a su borde. Esta situación teórica se resuelve en la realidad con la presencia de una zona plástica en el fondo de una fisura. Siempre que el tamaño de esta zona plástica sea suficientemente pequeño con respecto al tamaño del defecto, la MFEL puede usarse con pequeñas correcciones, proporcionando buenos resultados en sus predicciones. Sin embargo, gran número de materiales, como la mayor parte de las aleaciones metálicas actualmente en uso, son demasiado dúctiles y tenaces como para que las predicciones de la MFEL sean correctas, ya que previamente a la rotura desarrollan una importante zona plástica que condiciona su comportamiento ante la rotura. Surge entonces la necesidad de utilizar la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP), que permite analizar aquellas situaciones de fractura de los materiales que vienen precedidas de un estado de gran deformación plástica en el entorno de sus defectos.

2.2.2. Plasticidad en el frente de fisuras

La expresión obtenida para el estado tensional en el frente de una fisura solicitada en modo I:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^I(\theta) \quad (2.34)$$

Debe ir acompañada de dos precisiones sobre su región de validez. Una es que representa el estado tensional sólo en la zona próxima al frente de fisura, de modo que en zonas más alejadas queda definido por las condiciones de contorno del problema. La segunda es que dicha expresión se singulariza en $r = 0$ y, en consecuencia, para distancias al frente de fisura muy reducidas la tensión teórica toma un valor tendente a infinito que no es realista en materiales dúctiles, en los cuales aparece una notoria plastificación local (Figura 2.10).

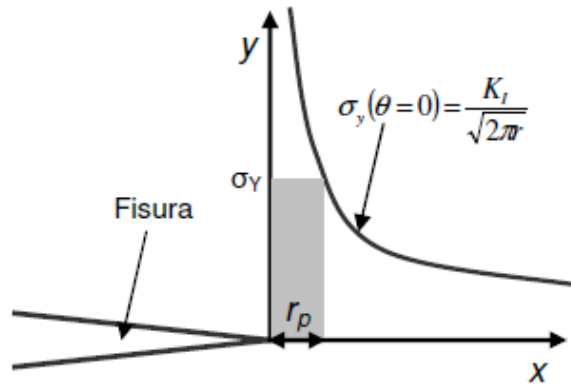


Figura 2.10. Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura.

En el plano de una fisura ($\theta = 0$) solicitada en modo I, al aplicar los criterios de plastificación al estado tensional dado por (2.34) se obtiene la extensión de la zona plastificada r_p que, en tensión plana, resulta:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \tag{2.35}$$

Donde σ_Y es el límite elástico del material.

En realidad la zona plástica tiene una extensión superior a la obtenida por la aproximación previa, existiendo otras expresiones que se obtienen tras analizar el estado tensional en las proximidades de una fisura y a partir del equilibrio de esfuerzos. Todas ellas establecen el tamaño de la zona plástica como función del factor de intensidad de tensiones y del límite elástico. La más frecuentemente utilizada es la de Irwin, que en tensión plana viene dada por:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \tag{2.36}$$

En deformación plana la diferente situación tensional conduce a un tamaño de zona plástica aproximadamente nueve veces más pequeño para materiales elastoplásticos perfectos.

Aplicando los criterios de plastificación a toda la región en torno al frente de fisura, se obtienen los contornos de las zonas plásticas como curvas cerradas. En coordenadas polares siguen funciones del tipo:

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{\sigma_Y^2} f(\theta) \tag{2.37}$$

Siendo diferentes para los distintos modos de sollicitación. La representación gráfica en perspectiva de la zona plástica del frente de fisura en una placa solicitada en modo I y de suficiente espesor como para obtener deformación plana puede verse en la Figura 2.11.

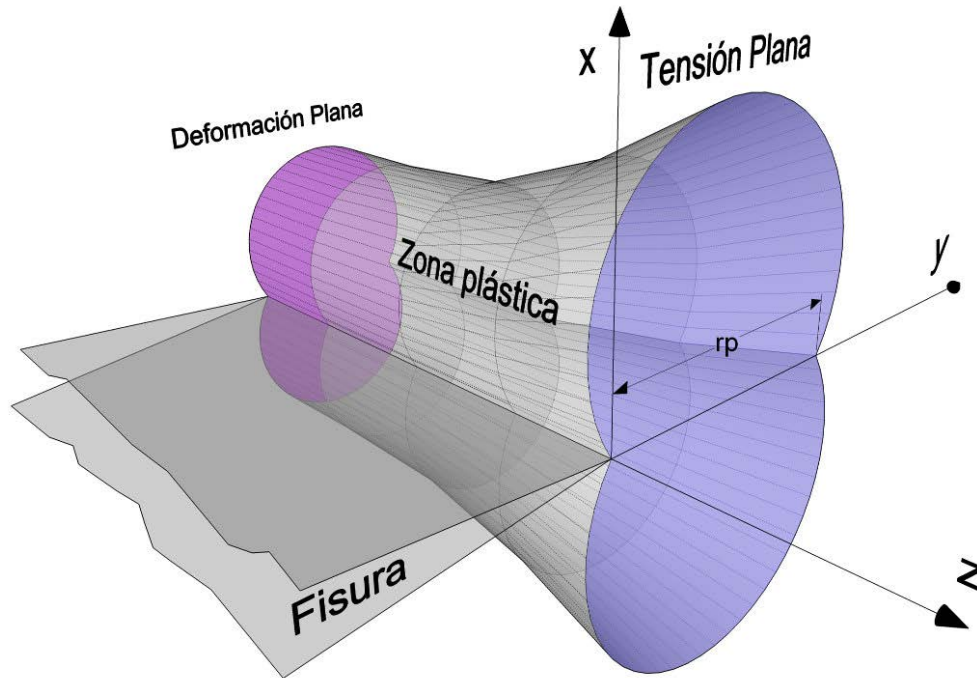


Figura 2.11. Representación gráfica de la zona plástica en el frente de una fisura en condiciones de tensión plana y deformación plana

Si el tamaño de la zona plástica es pequeño ($r_p \ll a$) la aplicación de la MFEL en el establecimiento de criterios de rotura es suficientemente válida. Para extender el campo de validez de la MFEL se realiza una corrección a la longitud del defecto con objeto de tener en cuenta el efecto de la zona plástica. Concretamente, se considera una longitud de la fisura ficticia igual al valor real más la mitad de la extensión de la zona plástica en la dirección de avance de la fisura. Para condiciones de deformación plana, en la corrección de la longitud del defecto, r_p^* se realiza una ponderación de tal manera que quede recogido el efecto de las dimensiones de la zona plástica en los extremos en tensión plana, resultando:

$$r_p^* = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.38)$$

Conocida la corrección, el factor de intensidad de tensiones se obtiene de la ecuación:

$$K_I = M\sigma \sqrt{\pi \left(a + \frac{K_I^2}{n\pi\sigma_Y^2} \right)} \quad (2.39)$$

Que puede ser resuelta de forma iterativa teniendo en cuenta que n depende del estado tensional (6 para deformación plana y 2 para tensión plana) y M es el factor propio de la geometría del componente y de la fisura.

2.2.3. Parámetros de fractura en régimen elastoplástico

En aquellos materiales en que por su tenacidad y ductilidad la zona plástica se extiende de forma importante en torno al frente de la fisura, el crecimiento de la misma, y por tanto la rotura, ya no puede justificarse como un proceso que se produce cuando el factor de intensidad de tensiones alcanza un valor crítico, dado que este parámetro no representa las condiciones tensionales en el entorno del defecto. Hacen falta nuevos parámetros que biunívocamente queden relacionados con los campos de tensiones y deformaciones de tal manera que la situación crítica de éstos, definida por los micromecanismos de rotura, se pueda caracterizar por un valor crítico de aquéllos. Dos son los parámetros más empleados: el *CTOD*, o apertura de la fisura en su frente inicial, y la integral *J*.

2.2.3.1. Apertura en el frente de fisura: CTOD

El concepto de apertura en el frente de fisura o *CTOD* (*Crack Tip Opening Displacement*) aparece tras la observación de que durante el proceso de carga de materiales elastoplásticos fisurados se va generando un importante enrocamiento del frente de la grieta. La apertura entre labios o caras de la fisura en el frente original es el parámetro *CTOD*. La Figura 2.12 describe el mismo.

Cuando el material fisurado alcanza un valor de *CTOD* crítico, $CTOD_C$, el material se rompe. Por ello se puede establecer un criterio de rotura en base al valor $CTOD_C$, que es característico del material y que se puede determinar mediante ensayos. El criterio de rotura basado en este concepto resulta útil en MFEP y puede ser enunciado en la forma general de otros criterios. Existe rotura si:

$$CTOD \geq CTOD_C \quad (2.40)$$

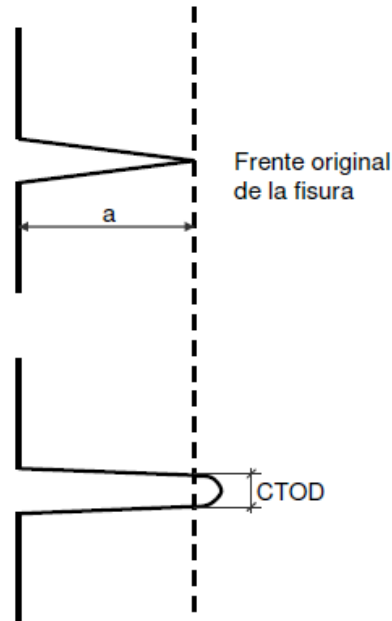


Fig. 2.12. Definición del parámetro $CTOD$.

El cálculo del $CTOD$ se realiza mediante la expresión:

$$CTOD = CTOD_e + CTOD_p \quad (2.41)$$

El primer término es la componente elástica lineal del mismo, dada por:

$$CTOD_e = \frac{K_I^2}{\lambda E' \sigma_Y} \quad (2.42)$$

Donde λ es una constante adimensional que varía entre 1 y 2 [19,20], dependiendo de la microestructura del material. El segundo, la componente plástica $CTOD_p$, se puede obtener por expresiones dependientes de la geometría, la longitud del defecto y la sollicitación [19,20].

El $CTOD_C$, como otros parámetros de fractura críticos, depende de la temperatura y de la velocidad de carga, y para su caracterización se requiere un espesor adecuado a partir del cual se convierte en variable propia del material:

$$B \geq 25CTOD_C \quad (2.43)$$

2.2.3.2. La integral de contorno J

La integral J es una integral curvilínea, cerrada en torno al frente de fisura e independiente del camino de integración, que define el cambio diferencial de energía potencial del sistema para una extensión diferencial de la fisura, de modo que puede considerarse la extensión al dominio elastoplástico de la tasa de liberación de energía G de Griffith, descrita en la MFEL [19]. Posee la propiedad de caracterizar biunívocamente el estado tensional y deformacional en el entorno de dicho frente en un material elastoplástico y, en consecuencia, es un parámetro muy aceptado para caracterizar la fractura en régimen elastoplástico. Así, la integral J se utiliza como criterio de rotura, de forma que un sistema material con un defecto dado iniciará su proceso de fractura cuando la integral J alcance un valor crítico J_c :

$$J \geq J_c \quad (2.44)$$

J_c es una constante característica propia del material que depende de la temperatura y de la velocidad de sollicitación y que debe ser obtenida con probetas que han de tener un espesor B mínimo, dado por la ecuación:

$$B \geq 25 \frac{J_c}{\sigma_y} \quad (2.45)$$

Eshelby, basándose en el teorema de conservación de la energía, definió un conjunto de integrales de contorno independientes del camino de integración. Una de ellas es la integral J , cuya expresión en el caso bidimensional es:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) ds \quad (2.46)$$

Donde W es la energía de deformación por unidad de volumen, T_i son las componentes del vector de tracciones, u_i son las componentes del vector de desplazamientos y ds es un elemento diferencial de Γ . La energía de deformación se define como:

$$W = \int_0^{\varepsilon_y} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (2.47)$$

Donde σ_{ij} y ε_{ij} son los tensores de tensiones y deformaciones respectivamente.

Las componentes del vector de tracciones vienen dadas por:

$$T_{ij} = \sigma_{ij} n_j \quad (2.48)$$

Donde n_j son las componentes de un vector unitario normal a Γ . La Figura 2.13 muestra un esquema en el que se definen gráficamente algunos de los términos de la integral J .

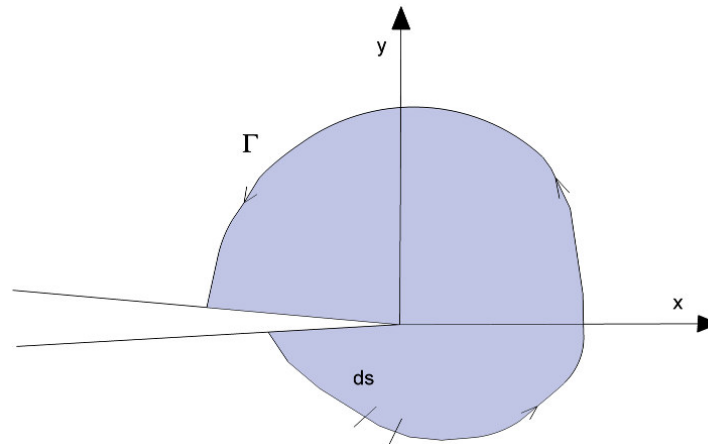


Figura 2.13. Contorno arbitrario alrededor del frente de fisura

Muchos materiales tenaces no fallan de forma catastrófica al alcanzar un valor crítico del $CTOD$ o de J , sino que desarrollan una resistencia frente a la fractura que crece con la propagación de la fisura [19]. De esta manera la J resistente del material aumenta para valores crecientes de dicha propagación, dando lugar a una curva J_R del material. Un análisis a fractura que tenga en cuenta esta consideración compara la integral J aplicada con la curva J_R del material, estableciéndose dos condiciones para que se produzca la rotura:

$$J = J_R \quad (2.49)$$

$$\frac{dJ}{da} = \frac{dJ_R}{da} \quad (2.50)$$

La Figura 2.14 muestra un análisis de este tipo.

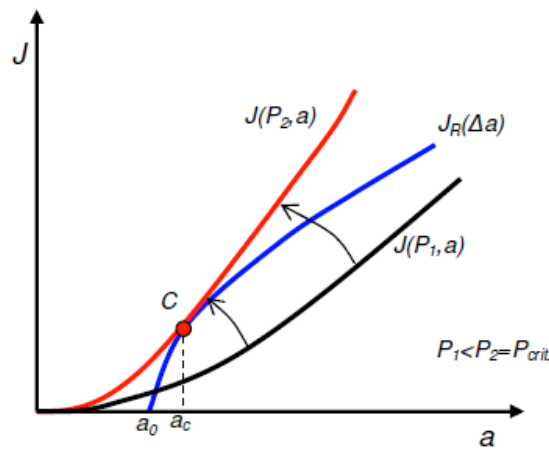


Figura 2.14. Análisis a fractura haciendo uso del concepto de integral J . P_1 es una carga menor que la de rotura. Si se incrementa la carga aplicada se llega a la carga crítica, en la cual se cumplen las condiciones recogidas en (2.49) y (2.50) (punto C). a_0 es la longitud inicial de fisura y a_c es la longitud de fisura en rotura.

J , además de un parámetro energético, es también un parámetro tensional y deformacional. Hutchinson, Rice y Rosengren postularon que J define de forma biunívoca el estado de tensiones, σ_{ij} y deformaciones, ε_{ij} de forma que J permite caracterizar las condiciones en el frente de fisura de un material elástico no lineal.

Considerando un material elastoplástico con una curva de tensión-deformación que puede ser representada mediante la ecuación de Ramberg-Osgood:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left[\frac{\sigma}{\sigma_0} \right]^n \tag{2.51}$$

Y basándose en las propiedades de la integral J se concluye que [21]:

$$\sigma(r) = \frac{K_1}{r^{\frac{1}{n+1}}} \tag{2.52}$$

$$\varepsilon(r) = \frac{K_2}{r^{\frac{n}{n+1}}} \tag{2.53}$$

Donde k_1 y k_2 son constantes de proporcionalidad. Estas ecuaciones (2.52) y (2.53) ilustran las singularidades de la tensión y de la deformación en el caso de comportamiento elastoplástico no lineal.

Sobre la base de estos resultados la integral de la ecuación (2.46) proporciona una relación única entre la J y los campos de tensiones y deformaciones en el frente de fisura, y la inversa de dicha ecuación proporciona las tensiones y deformaciones en el frente de fisura en términos de J :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left[\frac{EJ}{\alpha\sigma_0^2 I_n r} \right]^{\frac{1}{1+n}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (2.54)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha\sigma_0}{E} \left[\frac{EJ}{\alpha\sigma_0^2 I_n r} \right]^{\frac{n}{1+n}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (2.55)$$

Donde I_n es una constante de integración que depende de n , y $\tilde{\sigma}_{ij}$ y $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ son funciones adimensionales de n y θ . Estos parámetros dependen también del estado tensional (tensión plana o deformación plana). Las ecuaciones (2.54) y (2.55) se conocen como singularidad HRR en referencia a sus autores (Hutchinson, Rice y Rosengren).

La integral J define el tamaño de la singularidad HRR del mismo modo que el factor intensidad de tensiones caracteriza el tamaño de la singularidad elástico-lineal. Una estructura en condiciones de plasticidad limitada tiene dos zonas dominadas por sendas singularidades: una en la región elástica, en donde la tensión varía con $1/r^{1/2}$, y otra en la zona plástica en donde la tensión varía con $1/r^{1/1+n}$.

2.2.4. Caracterización a fractura elastoplástica

En situaciones con comportamiento elastoplástico del material es necesario recurrir a parámetros de caracterización del material que tengan en cuenta el efecto de la plastificación en el frente de fisura. El parámetro K_{IC} , elástico-lineal, no es representativo de tales condiciones (K_I no define el campo de tensiones y deformaciones en torno al defecto) y, por lo tanto, no sería válido para establecer las condiciones críticas que conducen al fallo. En tales casos, los parámetros más comúnmente utilizados son la integral J y el parámetro $CTOD$ (δ) (Crack Tip Opening Displacement), tanto en forma de curva resistente (J_R y δ_R) como en forma de valor característico (J_{IC} y δ_C). A continuación se va a plantear la caracterización elastoplástica por medio de la integral J , haciendo notar que la caracterización a través del $CTOD$ (δ) es totalmente análoga.

La normativa más utilizada al efecto es la ASTM E1820 [12], que incluye la metodología de la ASTM E399 [11] para casos elástico-lineales (K_{IC}) y el procedimiento de la ASTM 1737 [22] (ya extinta) para el caso elastoplástico (J). En el caso del $CTOD$, el procedimiento de obtención de este parámetro de fractura queda recogido tanto en la ASTM E1820 como en la ASTM E1290 [23].

En cuanto a la instrumentación del ensayo y a las probetas utilizadas, son muy similares a las de los ensayos K_{IC} , con la única diferencia de que el extensómetro ha de colocarse de tal manera que mida

el desplazamiento a lo largo de la línea de carga, para lo cual se mecanizan en las probetas las correspondientes guías según norma (cuya mecanización no es necesaria en ensayos K_{IC}). La Figura 2.15 indica los puntos de colocación del extensómetro en el caso de una probeta CT.

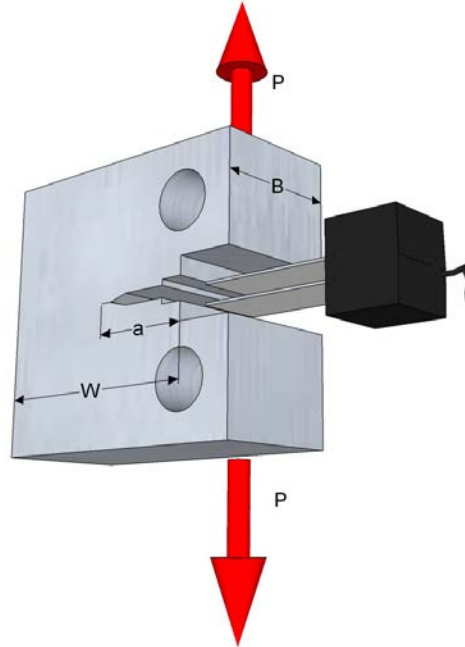


Figura 2.15. Probeta CT mecanizada para ensayo J o CTOD, con indicación de la situación del extensómetro.

El procedimiento de ensayo para la obtención de las curva J-R (muy similar al seguido para obtener la curva δ -R) consiste en cargar la probeta y utilizar el método de flexibilidad en descarga, el cual implica la realización de pequeñas descargas de forma periódica, tal y como se muestra en las seis descargas de la Figura 2.16. Las pendientes (m_i) de las líneas de carga-descarga permiten determinar la rigidez elástica de la probeta (o su inversa, la flexibilidad), la cual está directamente relacionada con la longitud de fisura existente en el momento de cada descarga, disminuyendo a medida que la fisura propaga (o aumentando en el caso de la flexibilidad). La propia normativa proporciona la formulación necesaria para determinar la longitud de fisura en cada caso.

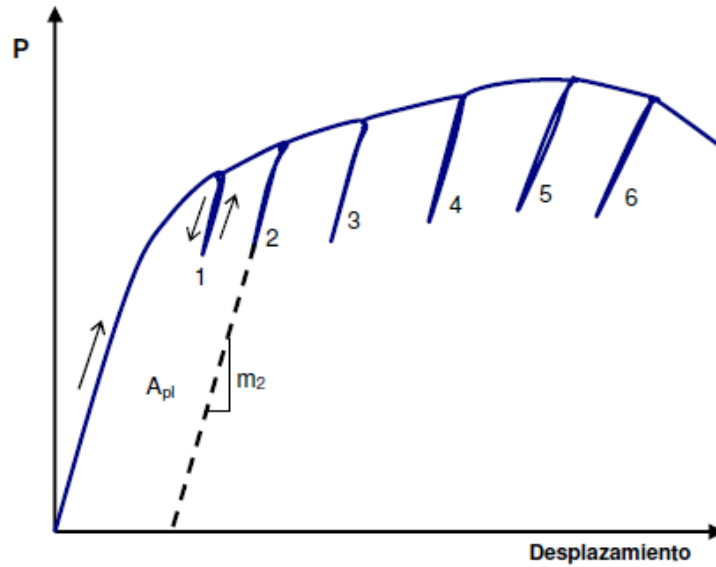


Figura 2.16. Proceso de cargas y descargas durante un ensayo J-R.

Es decir, a lo largo de la curva carga-desplazamiento del ensayo se realizan una serie de descargas. En cada una de ellas se determina el valor de la integral J y la longitud de fisura existente, que por diferencia con la longitud inicial de la misma indica la propagación de fisura producida. Para obtener la integral J en cada caso se aplica la siguiente formulación:

$$J = J_{el} + J_{pl} \tag{2.56}$$

$$J_{el} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} \tag{2.57}$$

$$J_{pl} = \frac{\eta A_{pl}}{B(W-a)} \tag{2.58}$$

J_{el} y J_{pl} son, respectivamente, las componentes elástica y plástica de la integral J, K es el factor de intensidad de tensiones (obtenido a partir de la longitud de fisura y de la carga aplicada en el comienzo de cada descarga), A_{pl} es el área bajo la curva correspondiente al comportamiento plástico de la probeta (ver Figura 2.16, donde se muestra el A_{pl} correspondiente a la segunda descarga) y η es un parámetro geométrico que, para los casos más comunes, toma los siguientes valores:

$$\eta = 2 \quad (\text{Probeta de flexión}) \tag{2.59}$$

$$\eta = 2 + \frac{0,522(W-a)}{B} \quad (\text{Probeta CT}) \tag{2.60}$$

De esta manera cada descarga lleva asociado una dupla $J-\Delta a$ (o $J-a$). Haciendo un número suficiente de descargas que cubra un rango apropiado de propagaciones estables de fisura, se obtendrán los suficientes puntos como para definir la curva J_R del material (Figura 2.17).

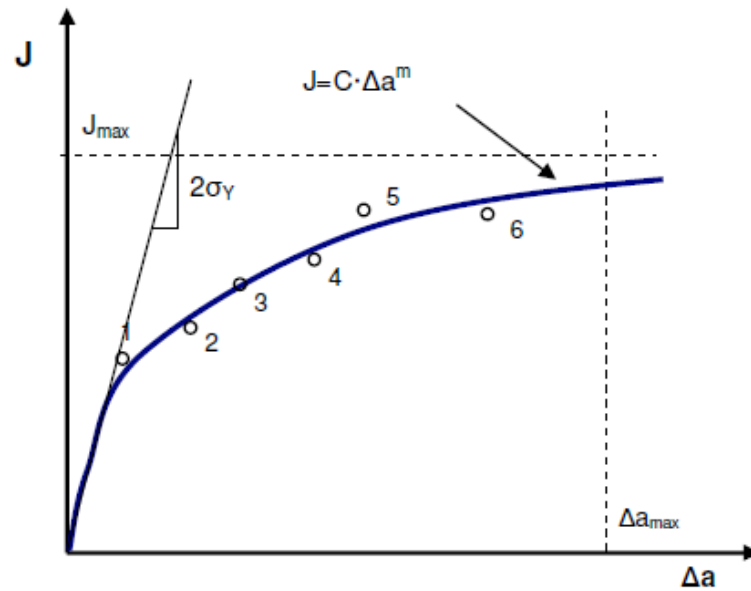


Figura 2.17. Puntos de la curva J_R obtenidos a partir del ensayo de laboratorio y ajuste de la curva.

La primera parte (tramo recto) de la curva corresponde al enromamiento producido en el frente de fisura al someter la probeta a las cargas exteriores, siendo la pendiente $2\sigma_Y$.

Finalmente se establecen dos límites de validez (Figura 2.17): uno para la integral J y otro para la propagación de fisura. El máximo de la integral J viene dado por:

$$J_{max} = \min \left[\frac{b\sigma_Y}{20}, \frac{B\sigma_Y}{20} \right] \quad (2.61)$$

Por su parte, el valor máximo de la propagación estable de fisura resulta:

$$\Delta a_{max} = 0,25b_0 \quad (2.62)$$

B es el espesor de la probeta, b_0 el ligamento remanente inicial ($W-a_0$) y b el ligamento remanente en cualquier otro momento del ensayo.

En el documento ESIS P1-92 [24] se plantea un procedimiento alternativo para la obtención de la curva J_R (o δ_R). Se denomina procedimiento multi-probeta (“*multispecimen*”) y consiste en llevar a rotura probetas con distintas longitudes de fisura. Las probetas son idénticas a las utilizadas en el

método de las descargas. En cada ensayo se calcula la J en rotura y la propagación estable de fisura producida hasta la misma. De esta manera, cada ensayo proporciona una dupla $J-\Delta a$. Este método resulta muy sencillo pero tiene el inconveniente de que necesita muchas más probetas para la caracterización del material.

La caracterización a fractura elastoplástica explicada anteriormente tiene la particularidad de que considera el aumento de la resistencia a fractura que se produce a medida que la fisura propaga. Así surgen las curvas resistentes J_R y δ_R . En otras ocasiones interesa más establecer un criterio de iniciación de la propagación estable de la fisura, para lo cual basta con definir un único valor de J o de δ con el cual se realiza un análisis análogo al realizado con K_{IC} , pero esta vez representativo de condiciones elastoplásticas en el frente de fisura. Básicamente, y siguiendo la ASTM 1820 [12], la metodología consiste en primer lugar en definir la “línea de construcción” (Figura 2.18) en la curva J , la cual responde a la siguiente expresión:

$$J = M\sigma_Y\Delta a \quad (2.63)$$

M toma, en general, un valor de 2.

Una vez definida dicha línea, se establecen dos paralelas correspondientes a las abscisas de 0.15 mm y 1.50 mm, y se establece un límite de J :

$$J_{limit} = \frac{b_0\sigma_Y}{15} \quad (2.64)$$

Con los puntos que queden entre las paralelas a la “línea de construcción” y J_{limit} se realiza un ajuste de los puntos de la curva $J-R$ y se establece el corte entre dicho ajuste y la paralela a la “línea de construcción” que pasa por la abscisa 0.20mm. Dicho valor se identifica como J_Q , y será considerado como J_{IC} si se cumple:

$$B, b_0 > 25 \frac{J_Q}{\sigma_Y} \quad (2.65)$$

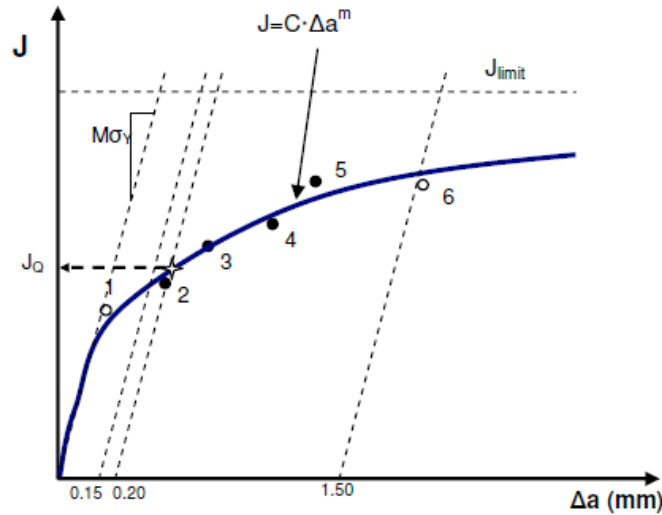


Figura 2.18. Procedimiento para la obtención de JIC.

Finalmente se puede realizar un análisis a fractura a partir del denominado K_{JIC} , que surge de aplicar la relación elástica entre K y J en el rango elasto-plástico:

$$K_{JIC} = \sqrt{\frac{E}{1-\nu^2}} J_{IC} \quad (2.66)$$

Por lo tanto K_{JIC} es una extensión de K_{IC} al rango elasto-plástico, produciéndose la iniciación de la propagación de fisura cuando K_{JIC} iguale al K_I aplicado (parámetro elástico-lineal). En definitiva, se transforma un problema elasto-plástico en otro problema elástico-lineal “equivalente”. La validez de este proceder está ampliamente contrastada con la práctica y tiene evidentes ventajas operativas, ya que las expresiones de K_I son generalmente más fáciles de obtener que las de J .

2.3. DIAGRAMAS DE FALLO

2.3.1. Introducción: Modelo de plastificación local de Dugdale y Barenblatt

Es importante destacar que el uso de un parámetro u otro (K, J, \dots) depende de la extensión de la zona plástica de cada problema concreto. La Figura 2.19 muestra un resumen de las distintas situaciones que pueden darse y del marco teórico aplicable en cada una de ellas.

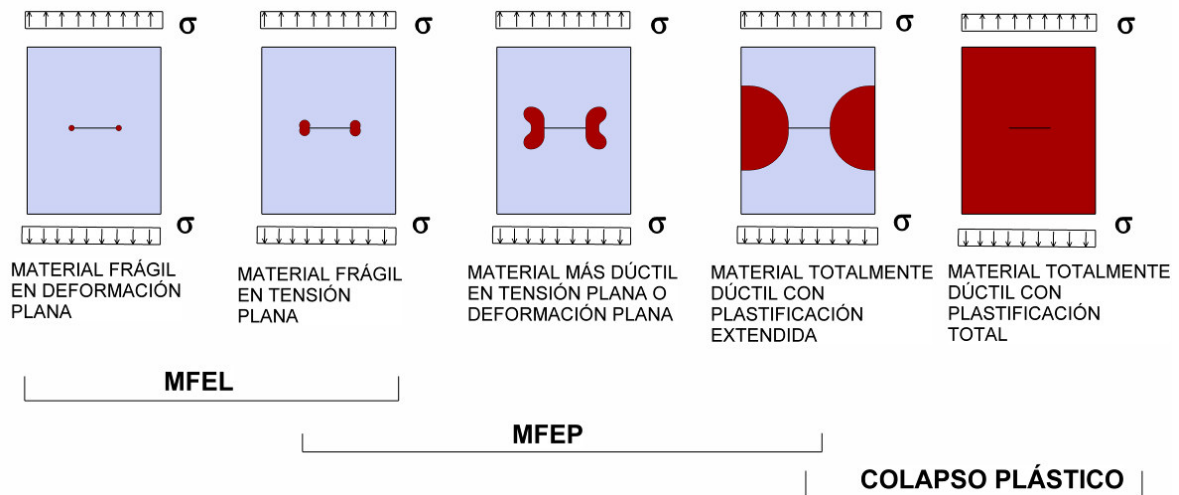


Figura 2.19. Distintas situaciones estructurales en función del tamaño de la zona plástica [25].

Resultaría pues interesante encontrar una metodología aplicable a las distintas situaciones que pudieran presentarse, desde las correspondientes a situaciones frágiles hasta aquellas en las que se produce plastificación generalizada.

En 1958 Irwin [18] afirmó que la aparición de una zona plástica en el frente de la fisura hace que ésta se comporte como si en realidad fuera algo más larga que su tamaño físico real. A partir de esta premisa estableció un modelo de comportamiento de sencilla comprensión válido para casos en los que se producía plasticidad limitada (ecuación (2.36)).

Basándose en la misma idea, Dugdale y Barenblatt [26,27] propusieron otro modelo para el mismo caso de plasticidad limitada (Figura 2.20). En él suponen que una grieta de longitud $2a$ con plastificación en los frentes de la misma se comporta como una fisura de longitud $2a + 2\rho$, estando los extremos de la grieta, ρ , sometidos a una tensión elástica σ_Y que tiende a cerrar la fisura. Es decir, modelan la zona plástica asumiendo una grieta de longitud $2a + 2\rho$, siendo ρ la longitud de dicha zona, con una tensión de cierre igual al límite elástico del material.

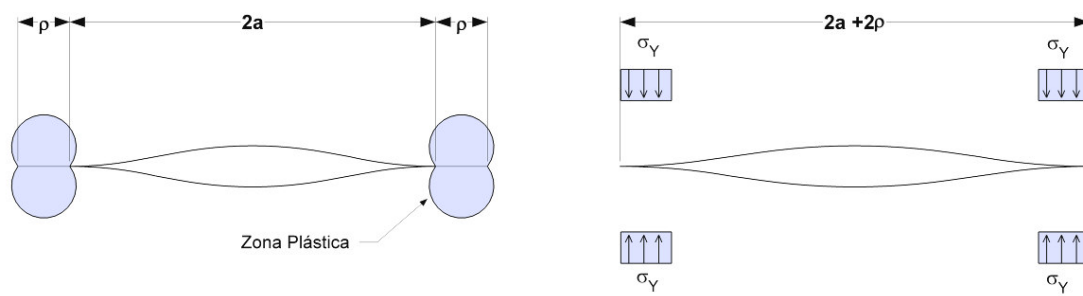


Figura 2.20. Modelo de Dugdale [26]. La zona plástica se modela considerando tensiones de compresión iguales al límite elástico en cada extremo de la fisura [19].

El modelo, que supone el caso de fisura pasante en placa infinita, se aproxima al comportamiento elastoplástico superponiendo dos soluciones elásticas: una fisura pasante bajo tensión uniforme y una fisura pasante sometida a tensiones de cierre en sus extremos. La solución aparece por aplicación del principio de superposición (Figura 2.21).

Las tensiones en el frente de fisura son finitas por lo que la singularidad que surge en la MFEL (tensiones infinitas para $r=0$) desaparece. De esta forma, el término que varía con $1/r^{1/2}$ debe ser cero, por lo que $K_I = 0$. La longitud de la zona plástica, ρ , debe elegirse de tal forma que los factores de intensidad de tensiones de la placa infinita sometida a tensión uniforme y de la placa infinita sometida a tensiones de cierre se anulen entre sí.

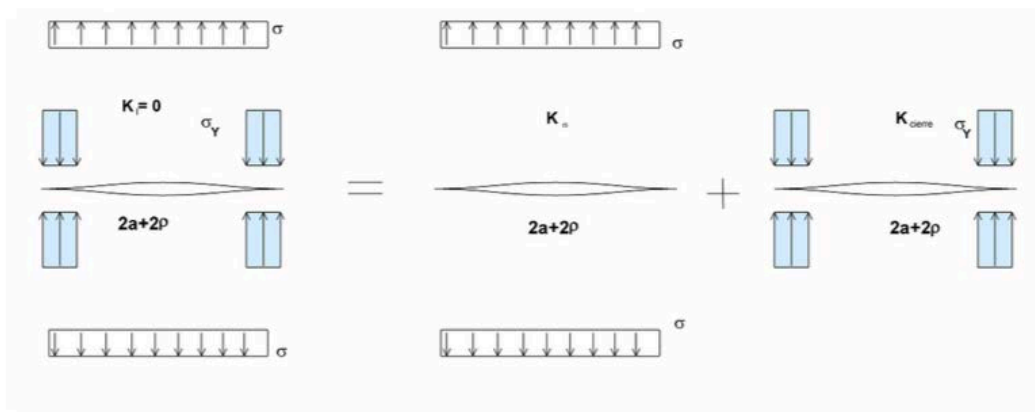


Figura 2.21. Aplicación del principio de superposición al modelo de Dugdale

El factor de intensidad de tensiones debido a las tensiones de cierre se puede estimar considerando una fuerza P , perpendicular a la fisura, aplicada a una distancia x del centro de la misma (Figura 2.22). Los factores de intensidad de tensiones en los dos frentes de fisura son, suponiendo una placa de espesor unitario [19]:

$$K_{I(+a)} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a+x}{a-x}} \quad (2.67)$$

$$K_{I(-a)} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a-x}{a+x}} \quad (2.68)$$

La fuerza de cierre en un punto de la zona plástica es igual a:

$$P = -\sigma_Y dx \quad (2.69)$$

De esta forma el factor de intensidad de tensiones en el frente de fisura provocado por las tensiones de cierre se obtiene sustituyendo a por $a + \rho$ en las expresiones de K_I y sumando la contribución de ambos frentes por integración:

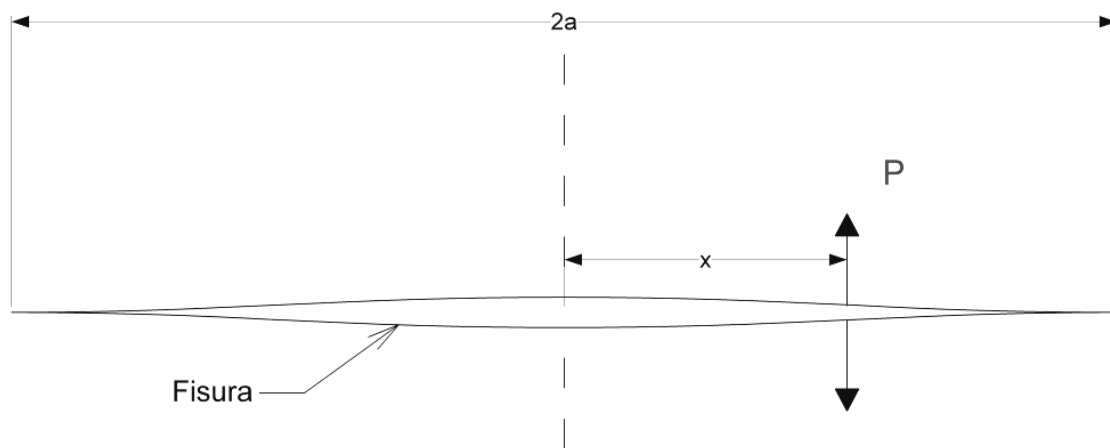


Figura 2.22. Fuerzas de apertura en la fisura aplicadas a una distancia x del centro [19].

$$K_{cierre} = -\frac{\sigma_Y}{\sqrt{\pi(a+\rho)}} \int_a^{a+\rho} \left\{ \sqrt{\frac{a+\rho+x}{a+\rho-x}} + \sqrt{\frac{a+\rho-x}{a+\rho+x}} \right\} dx = -2\sigma_Y \sqrt{\frac{a+\rho}{\pi}} \int_a^{a+\rho} \frac{dx}{(a+\rho)^2 - x^2} \quad (2.70)$$

Resolviendo la integral se obtiene:

$$K_{cierre} = -2\sigma_Y \sqrt{\frac{a+\rho}{\pi}} \cos^{-1} \left(\frac{a}{a+\rho} \right) \quad (2.71)$$

El factor de intensidad de tensiones asociado a una fisura en una placa infinita sometida a tensión uniforme:

$$K_{\sigma} = \sigma[\pi(a + \rho)]^{\frac{1}{2}} \quad (2.72)$$

Debe compensar al factor de intensidad de tensiones correspondiente a la placa sometida a las tensiones de cierre (principio de superposición, Figura 2.21). Así, se obtiene:

$$\frac{a}{a+\rho} = \cos\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y}\right) \quad (2.73)$$

El coseno puede expresarse mediante su desarrollo en serie de Taylor, de modo que:

$$\frac{a}{a+\rho} = 1 - \frac{1}{2!}\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y}\right)^2 + \frac{1}{4!}\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y}\right)^4 - \frac{1}{6!}\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y}\right)^6 + \dots \quad (2.74)$$

Considerando los dos primeros términos y despejando ρ :

$$\rho = \frac{\pi^2\sigma^2 a}{8\sigma_Y^2} = \frac{\pi}{8}\left(\frac{K_I}{\sigma_Y}\right)^2 \quad (2.75)$$

Para $\sigma \ll \sigma_Y$ [19].

Finalmente, se puede obtener el factor de intensidad de tensiones efectivo, K_{eff} , considerando en la expresión del K_I obtenida de la MFEL ($K_I = \sigma(\pi a)^{1/2}$) una longitud de fisura efectiva $a_{eff} = a + \rho$:

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi a \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y}\right)} \quad (2.76)$$

Esta expresión tiende a sobreestimar K_{eff} ya que a_{eff} es algo menor que $a + \rho$ debido a que la zona sometida a tensiones de cierre está cargada con σ_Y [19]. Burdekin y Stone [28] obtuvieron una estimación más realista de K_{eff} :

$$K_{eff} = \sigma_Y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y}\right) \right]^{1/2} \quad (2.77)$$

2.3.2. Obtención del Diagrama de Fallo

La evaluación de la integridad estructural o de las condiciones en el momento del fallo de un componente o estructura puede llevarse a cabo comparando en primer lugar el factor de intensidad de tensiones con la tenacidad a fractura del material (evaluación a fractura) y, en segundo lugar, la carga

aplicada con la que produce agotamiento resistente de la sección remanente (evaluación frente a colapso plástico), fundamentada en la Teoría de la Plasticidad [29-32] y necesaria en materiales con alta tenacidad a fractura y bajo límite elástico, en los cuales la presencia de fisuras no produce en rotura concentraciones de tensiones en el frente de las mismas, sino la plastificación de toda la sección resistente con un campo tensional sensiblemente uniforme. Sin embargo, el establecimiento por separado de ambas condiciones de rotura (fractura y colapso plástico) es insuficiente, ya que no tiene en cuenta la interacción entre las mismas, pudiéndonos encontrar con situaciones que, consideradas aceptables al evaluar separadamente ambos fenómenos, corresponden a situaciones reales en las que se produce el fallo de la estructura.

Queda por lo tanto establecida la necesidad de tener en cuenta la interacción entre fractura y colapso plástico. Para ello se necesita una relación entre los parámetros que evalúan ambos procesos, denominados K_r y S_r , respectivamente:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IC}} \quad (2.78)$$

$$S_r = \frac{\sigma}{\sigma_C} \quad (2.79)$$

K_I el factor de intensidad de tensiones, K_{IC} la tenacidad a fractura del material, σ es la tensión exterior aplicada y σ_C es la tensión de colapso plástico de la estructura. La relación entre ambos parámetros debe, además, representar una situación crítica, es decir, ha de distinguir entre situaciones aceptables y no aceptables.

Por otra parte, al estar en situaciones en las que se ha producido cierta plasticidad, no es válida la utilización de los factores de intensidad de tensiones que surgen de la MFEL y habrá que utilizar aquellos que tengan en cuenta la presencia de una zona plástica en el frente de fisura. En este caso se utilizará el factor de intensidad de tensiones que surge de la corrección de Dugdale, aplicado a una placa de dimensiones infinitas con una fisura centrada de longitud $2a$ y solicitada con una tensión uniforme.

La condición crítica se alcanzará cuando K_{eff} se igual a K_{IC} :

$$K_{eff} = \sigma_Y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_Y} \right) \right]^{1/2} = K_{IC} \quad (2.80)$$

Dividiendo ambos lados de la expresión entre el factor de intensidad de tensiones elástico-lineal ($K_I = \sigma(\pi a)^{1/2}$) resulta:

$$\frac{K_{IC}}{K_I} = \frac{\sigma_Y}{\sigma} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y} \right) \right]^{1/2} \quad (2.81)$$

Invirtiendo la expresión, queda:

$$\frac{K_I}{K_{IC}} = \frac{\sigma}{\sigma_Y} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y} \right) \right]^{-1/2} \quad (2.82)$$

O lo que es lo mismo, y teniendo en cuenta que para la geometría considerada la tensión de colapso plástico es igual al límite elástico ($\sigma_c = \sigma_Y$):

$$K_r = S_r \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} S_r \right) \right]^{-1/2} \quad (2.83)$$

Con lo que se obtiene una condición crítica que relaciona colapso local y fractura teniendo en cuenta la interacción entre ambos fenómenos.

Por otra parte, además de ser una expresión adimensional, elimina la raíz cuadrada que incluye la semilongitud de fisura. Lo mismo hubiese ocurrido con el factor de forma si el análisis se hubiera hecho sobre un componente de geometría diferente, de tal manera que desaparece la dependencia que con respecto a la geometría tiene el modelo de Dugdale

La Figura 2.23 muestra gráficamente el Diagrama de Fallo, FAD (“*Failure Assessment Diagram*”), derivado de la expresión (2.83) que define la correspondiente línea de fallo, FAL (“*Failure Assessment Line*”), como contorno de la zona en la que los componentes están en condiciones seguras. La línea FAL define el criterio de rotura, establecido en su origen (2.80), pero también las condiciones de colapso plástico generalizado, ya que K_r tiende a cero cuando S_r tiende a 1 (condición de colapso plástico, $\sigma = \sigma_Y$), justificando que no hay seguridad para $\sigma > \sigma_Y$.

En definitiva, la metodología de los FAD propone:

- Representar la situación del componente evaluado frente a la rotura mediante un punto de coordenadas K_r y S_r . La coordenada K_r resulta de dividir el factor de intensidad de tensiones correspondiente (elástico-lineal) entre la tenacidad a fractura del material, mientras que la coordenada S_r se obtiene al dividir la tensión aplicada entre la tensión de colapso plástico de la estructura.
- Evaluar la posición de dicho punto con respecto a la línea de fallo $f(S_r)$ característica del material. Si el punto queda entre la línea de fallo y los ejes coordenados la situación se considera aceptable, pero si por el contrario el punto queda por encima de la línea de fallo se

considera que el componente falla. Es por lo tanto la línea de fallo la que marca la condición de rotura.

- Finalmente, para un determinado componente que se encuentra en una situación aceptable, A (Figura 2.23), su correspondiente factor de seguridad frente al fallo con respecto a la carga aplicada se determina trazando una línea recta (propia del componente con un estado de fisuración fijo y una sollicitación variable) que pasa por el origen de coordenadas y por el punto de evaluación; si la distancia del origen a la línea de fallo según la recta es OB y la distancia del origen al punto de evaluación es OA, el coeficiente de seguridad se define como el cociente OB/OA.

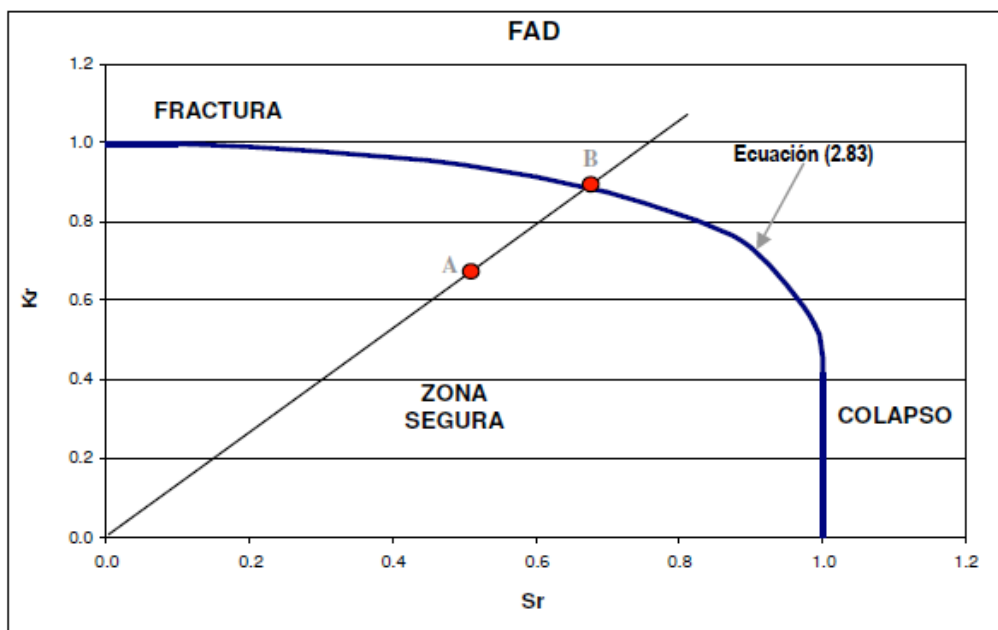


Figura 2.23. Diagrama de Fallo obtenido a partir del modelo de Dugdale y definición del coeficiente de seguridad frente al fallo ($CS = OB/OA$)

De forma general, las líneas de fallo de los distintos procedimientos de evaluación responden a la siguiente ecuación:

$$K_r = f(L_r) \tag{2.84}$$

En donde $f(L_r)$ es la función de corrección plástica y L_r es un parámetro análogo a S_r (evalúa al componente con respecto al colapso plástico) que responde a la expresión (2.85):

$$L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_Y} = \frac{1}{\sigma_Y} \frac{P}{P_L} \sigma_Y = \frac{P}{P_L} \tag{2.85}$$

P es la carga exterior aplicada y P_L la carga de colapso plástico de la estructura, mientras que la tensión de referencia (σ_{ref}) responde, por lo tanto, a la expresión:

$$\sigma_{ref} = \frac{P}{P_L} \sigma_Y \quad (2.86)$$

Partiendo de una evaluación a fractura basada en la MFEL, la condición de fractura quedaría establecida por:

$$K_r = 1 \quad (2.87)$$

A medida que aumenta la plastificación en el frente de fisura, la ecuación (2.87) va dejando de ser válida. Por este motivo ha de multiplicarse por un factor $f(L_r)$ que tiene en cuenta dicha plastificación. La expresión exacta de la corrección plástica es:

$$f(L_r) = \sqrt{\frac{J_e}{J}} \quad (2.88)$$

En donde J_e es la componente elástica de la integral J . Definida $f(L_r)$ de esta manera resulta:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IC}} = f(L_r) = \sqrt{\frac{J_e}{J}} \quad (2.89)$$

Eliminando la raíz cuadrada:

$$\frac{K_I^2}{K_{IC}^2} = \frac{J_e}{J} \quad (2.90)$$

Y teniendo en cuenta que $J_e = K_I^2/E$, resulta:

$$J = \frac{K_{IC}^2}{E} = J_{IC} \quad (2.91)$$

Es decir, a través de la corrección plástica se está estableciendo la condición de iniciación de la fractura en términos elastoplásticos utilizando parámetros elástico-lineales (K_I). Si la plasticidad es muy reducida, la corrección plástica tiende a 1 (y L_r tiende a cero). A medida que aumenta la plasticidad, L_r crece y la corrección plástica va reduciendo su valor. Finalmente, se establece un corte vertical que establece la condición de colapso plástico en $L_r = 1$ (si se considera un material sin endurecimiento por deformación).

En la práctica, y dada la dificultad operativa que conlleva obtener la solución exacta de la corrección plástica, la línea de fallo es ajustada experimentalmente de modo que queda asegurada la obtención de resultados del lado de la seguridad. A medida que se tiene un mayor conocimiento de la curva tensión-deformación del material es posible definir curvas menos conservadoras que se ajustan mejor a las características resistentes del material. Así, es importante observar que (2.83) ha sido obtenida conociendo tan sólo el límite elástico de la curva tensión-deformación. El conocimiento de la tensión última permitiría la obtención de una línea de fallo menos conservadora y, en caso de conocer la curva tensión-deformación en su totalidad, se obtendría la línea de fallo más ajustada al verdadero comportamiento del material (con el corte vertical asociado al colapso plástico en valores mayores de 1). En función de los distintos grados de conocimiento del comportamiento de material, los procedimientos de evaluación de la integridad estructural recogen generalmente distintos tipos de Diagramas de Fallo.

De igual forma, es necesario aclarar que el análisis FAD permite realizar evaluaciones que tienen en cuenta el desgarro dúctil que se produce en materiales con comportamiento dúctil en fractura, proporcionando resultados de cálculo aún más ajustados a la realidad al considerar plenamente la totalidad de la resistencia a fractura del material. Una descripción detallada a este respecto puede encontrarse en los procedimientos de evaluación de la integridad estructural de uso más extendido.

2.4 TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

2.4.1. Introducción

La Teoría de las Distancias Críticas (TDC) es un término utilizado para referirse de forma general a todos aquellos métodos de análisis que utilizan la mecánica de los medios continuos junto con una longitud característica del material, L , para predecir el efecto de las entallas y de otros defectos concentradores de tensiones en la fractura frágil y en la fatiga de los materiales.

La TDC puede verse como una extensión de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL): así, mientras la MFEL necesita un parámetro resistente característico (la tenacidad a fractura, K_{IC}), la TDC necesita dos: K_{IC} y L (distancia crítica). Además, tal y como se verá a lo largo de este capítulo, la TDC está sometida a algunas de las mismas limitaciones que la MFEL. Sin embargo, la gran aportación de la TDC es que ha incrementado enormemente las aplicaciones de la MFEL, permitiendo hacer predicciones de cargas de rotura o de defectos máximos admisibles (por ejemplo) en componentes con entallas u otros concentradores de tensiones de geometría arbitraria para los que se pueda obtener un análisis elástico del campo de tensiones en los alrededores de los mismos (por ejemplo, mediante el uso de Elementos Finitos, EF).

En este trabajo se va a utilizar la TDC como marco teórico y modelo de análisis en el comportamiento en rotura de componentes entallados, por lo que en este capítulo se recogen de forma precisa los fundamentos de esta teoría, sus variantes, sus aplicaciones y sus limitaciones.

Por otra parte, de ahora en adelante se utilizará el término K_{mat} para definir a la tenacidad a fractura, de forma más general que K_{IC} (que, por ejemplo, se refiere únicamente a modo I).

2.4.2. La TDC: cuatro métodos relacionados

Existen, cuatro aproximaciones en las que se usa L junto con un análisis elástico lineal: dos de estos métodos se basan en las tensiones y los otros dos en la intensidad de tensiones. De cualquier forma, como se verá a continuación, las predicciones hechas por estos métodos dan resultados bastante parecidos, dado que son distintas manifestaciones de una misma teoría: la TDC. Los cuatro métodos son los siguientes:

2.4.2.1. El Método del Punto (PM, Point Method)

El PM, la versión más sencilla de la TDC, utiliza como criterio de fallo la siguiente condición: el fallo se producirá cuando la tensión a una distancia $L/2$ del fondo de entalla sea igual a σ_0 . Así que para predecir el fallo se necesita conocer la tensión σ_0 que satisface esta ecuación y la distancia crítica L . En determinados casos (fractura en materiales cerámicos y compuestos y fatiga en metales) σ_0 es igual a σ_u , mientras que en otros (fractura en polímeros y metales) σ_0 toma valores más altos, aunque constantes para cada material. La misma aproximación se puede aplicar para predecir la resistencia a fatiga utilizando la variación de tensiones apropiada.

Hasta ahora se ha asumido que la distancia a la cual se alcanza la tensión crítica σ_0 es igual a $L/2$, siempre que la distancia crítica L se defina tal y como queda recogido en la ecuación (2.103). Efectivamente, según la MFEL, el campo de tensiones en el fondo de una fisura viene dado por la ecuación $(\sigma(r) = \sigma_f(a/2r)^{1/2})$ en el momento de la rotura, instante en el cual el PM establece que a una cierta distancia d , que es independiente del tipo de defecto, se alcance una tensión igual a σ_0 . Por lo tanto:

$$\sigma(d) = \frac{K_{mat}}{\sqrt{2\pi d}} = \sigma_0 \quad (2.92)$$

De aquí se deduce que:

$$d = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.93)$$

Habiendo definido L según (2.103) resulta evidente que d es igual a $L/2$.

2.4.2.2. El Método de la Línea (LM, Line Method).

En el LM se utiliza el mismo campo tensional que en el PM. Sin embargo, en este caso, el parámetro de tensión que se utiliza es la tensión media a lo largo de una distancia determinada, comenzando en $r = 0$. Si esa distancia es d' , el criterio de fallo en fractura frágil utilizando el LM resulta:

$$\frac{1}{d'} \int_0^{d'} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (2.94)$$

Este método quedó ilustrado esquemáticamente en la Figura 2.29. Una vez más se puede establecer una relación con la MFEL para obtener la distancia a lo largo de cual se tiene que obtener la tensión media. En el caso de una fisura afilada el campo de tensiones queda definido por la ecuación ($\sigma(r) = \sigma_0 (a/2r)^{1/2}$). Introduciendo esta expresión en la ecuación (2.94), resulta:

$$d' = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.95)$$

Por lo tanto d' es igual a $2L$, definiendo L según la ecuación (2.103). Esto demuestra que existe una relación sencilla entre las distancias utilizadas en el PM y el LM: mientras que el PM utiliza una distancia de $L/2$, el LM utiliza $2L$. Con todo esto, el criterio de fallo del LM se puede expresar como:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (2.96)$$

El razonamiento seguido asegura que las predicciones para fisuras son idénticas en ambos casos, PM y LM, al igual que para componentes sin defectos. Sin embargo, no hay garantías de que las predicciones sean iguales para cualquier otro defecto, y de hecho no lo son. El PM es más preciso en unos casos y el LM es mejor en otros.

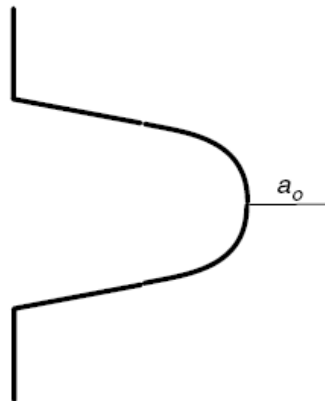
Las predicciones usando el LM son un poco distintas a las que se obtienen al usar el PM, pero ambos métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente.

2.4.2.3. El Método de la Fisura Imaginaria (ICM, Imaginary Crack Method)

Se trata de una aproximación de la Mecánica de la Fractura. Supone que existe una fisura en el frente de la entalla, y el fallo sucede cuando se alcanza un valor crítico del factor de intensidad de tensiones K_{mat} (en fatiga, ΔK_{th}). La longitud de la fisura es, precisamente, L y los resultados obtenidos son

idénticos a los del LM en el caso de fisura centrada pasante en una chapa de grandes dimensiones, siendo los resultados muy similares para otras geometrías.

Por lo tanto, en estas aproximaciones la entalla se analiza introduciendo una fisura afilada en el fondo de la misma (Figura 2.24). La longitud de la fisura se supone una constante del material e igual a L . El análisis continúa utilizando la mecánica de la fractura: se calcula el factor de intensidad de tensiones de la entalla con fisura y se establece la condición de fallo. El método se ha aplicado tanto en problemas de fractura frágil como de fatiga utilizando K_{mat} o ΔK_{th} , respectivamente, como el parámetro de intensidad de tensiones crítico. Posiblemente la primera vez que se utilizó este método lo hizo Waddoups [36], y lo aplicó a la fractura frágil de materiales compuestos. En fatiga, el modelo fue sugerido por El Haddad para el análisis de fisuras cortas [34] y por Klesnil y Lucas para entallas [37]. Como el PM y el LM, este método ha sido redescubierto por muchos investigadores a lo largo de los años.



(a)

Figura 2.24. Esquema del Método de la fisura imaginaria, en los que la fisura de longitud a_0 se sitúa en el fondo de la entalla.

Si se examinan los trabajos publicados con más detalle, se ve que existen dos aproximaciones ligeramente distintas. En la primera, denominada “Método de la Fisura Introducida” (*Introduced Crack Method*), se supone que hay una fisura real en el fondo de entalla. Este es el caso, por ejemplo, de Usami et al [38], que en materiales cerámicos sugerían que la fractura nacía a partir de una pequeña fisura semicircular. Y también el caso de Ostash y Panasyuk [39], que proponían que el comportamiento en fatiga de los metales estaba afectado por la existencia de una capa más débil de material en la superficie del mismo. Estos análisis contienen un problema teórico fundamental: la fisura introducida, al ser de pequeño tamaño, no se ajusta a un análisis normal de la MFEL, dado que ésta no se puede utilizar cuando la longitud de la fisura es del mismo tamaño o menor que L .

Este problema se puede evitar con el uso de la segunda aproximación, denominada “Método de la Fisura Imaginaria” (ICM, *Imaginary Crack Method*). En este caso la fisura no tiene existencia física real, es imaginaria y su propagación obedece a las leyes de la MFEL. Waddups et al [36] se dieron cuenta de que antes del fallo en materiales compuestos se desarrollaba una zona de daño en el fondo de la entalla y sugirieron que la fisura en el fondo de la misma podría suponerse como una representación sencilla de la zona de daño, evitando las dificultades del problema físico real.

Este tipo de cuestiones surgen a menudo en las predicciones del comportamiento de los materiales y representan una división fundamental entre los modelos que intentan predecir los mecanismos físicos reales del proceso de rotura (modelos mecánicos) y aquellos que utilizan alguna analogía simplificada. Los modelos mecánicos pueden dar una visión fundamental del comportamiento de los materiales, pero considerando la complejidad del comportamiento de los materiales, los modelos no mecánicos dan predicciones cuantitativas más exactas. Todos los métodos que forman parte de la TDC son no mecánicos.

2.4.2.4. Mecánica de la Fractura Finita (FFM, Finite Fracture Mechanics)

Este método postula que el fallo sucede si existe la suficiente energía disponible para permitir que la fisura crezca un valor finito igual a Δa , que se supone una constante del material. Un esquema del mismo queda ilustrado en la Figura 2.25.

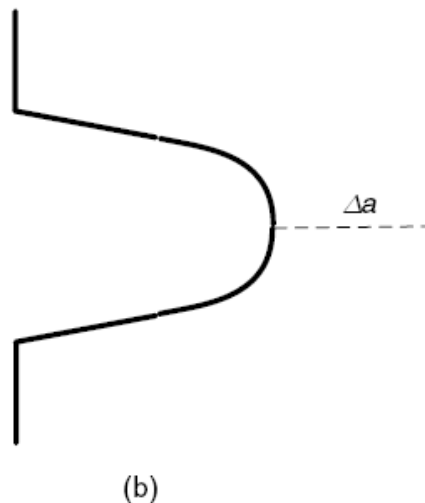


Figura 2.25. En la FFM la energía liberada en la deformación se calcula durante el crecimiento de la fisura de un incremento Δa .

A primera vista parece similar al ICM, pero hay una importante diferencia: en el ICM primero se inserta una fisura de un tamaño fijo y después se evalúa si es capaz de crecer o no; en esta teoría, sin

embargo, no se postula ninguna fisura en el fondo de entalla sino que se plantea qué pasaría si se crease una fisura, especificando que ésta debe ser de un tamaño determinado. Es un argumento basado en el Principio de los Trabajos Virtuales, como el usado por Griffith [17] para obtener las ecuaciones básicas de la MFEL. La diferencia está en que en la aproximación de Griffith el crecimiento de fisura se supone infinitesimal, permitiendo el uso del diferencial dW / da . Esta cantidad, denominada G , es la tasa de liberación de energía (ecuación (2.26)). Por el contrario, en la Mecánica de la Fractura Finita, para una fisura preexistente de longitud a , la variación de la energía de deformación para una propagación finita Δa viene dado por:

$$\int_a^{a+\Delta a} dW \quad (2.97)$$

Si se iguala este término a la energía necesaria para que la fisura crezca, $G_{mat} \Delta a$, la ecuación resultante se puede expresar de dos formas distintas, bien en términos de tasa de liberación de energía:

$$\int_a^{a+\Delta a} G da = G_{mat} \Delta a \quad (2.98)$$

O bien en términos de factor de intensidad de tensiones (utilizando la ecuación 2.27):

$$\int_a^{a+\Delta a} K^2 da = K_{mat}^2 \Delta a \quad (2.97)$$

Para el caso de una entalla la aproximación es la misma, exceptuando que la longitud de fisura inicial es cero y, por lo tanto, los límites de la integral serán 0 y Δa . La gran ventaja de la ecuación (2.97) es que puede utilizarse en cualquier entalla para la que exista una solución de la intensidad de tensiones en función de la longitud de fisura (ej, [40]).

La FFM considera que Δa es una constante del material y su valor se obtiene de la siguiente manera: supuesta una propagación finita de la fisura (Δa), el cambio en la energía de la deformación resulta:

$$\Delta W = \int_a^{a+\Delta a} G da = \int_a^{a+\Delta a} \frac{\sigma^2 \pi a}{E} da = \frac{\sigma^2 \pi}{2E} [2a\Delta a + \Delta a^2] \quad (2.98)$$

Además, en el momento de la propagación, ΔW es igual a $G_c \Delta a$ y σ es igual a σ_f , de lo que resulta la ecuación (2.113) anteriormente mencionada y cuya expresión era:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_{mat} E}{\pi(a + \frac{\Delta a}{2})}} = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi(a + \frac{\Delta a}{2})}} \quad (2.99)$$

Si a es mucho mayor que Δa , la ecuación (2.111) es igual a la MFEL; sin embargo a medida que la longitud de fisura va siendo cada vez menor, σ_f se hace también cada vez menor en relación a la tensión de rotura propuesta por la MFEL, tendiendo a un valor constante cuando a se aproxima a cero. Este valor es la tensión inherente o crítica del material:

$$\sigma_0 = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi\left(\frac{\Delta a}{2}\right)}} \quad (2.100)$$

Teniendo en cuenta la definición de la distancia crítica L (ecuación (2.103)), resulta:

$$\Delta a = 2L \quad (2.101)$$

De aquí se desprende que el valor más apropiado para la propagación finita de la fisura es $2L$. Se ha demostrado [41] que esta aproximación da resultados idénticos que el LM en el caso de fisuras afiladas, y resultados bastante parecidos para entallas. En la Figura 3.11 se ve claramente que las predicciones de la FFM y del LM son casi coincidentes.

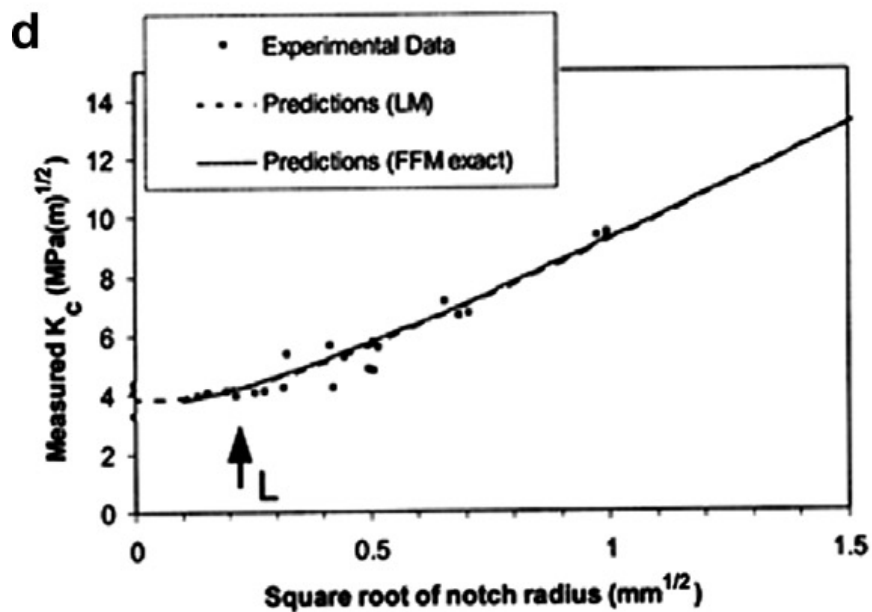


Figura 2.26. Datos experimentales y predicciones de la FFM y del LM, fractura en alúmina

2.4.2.5. Relaciones entre métodos

Relación entre la TDC y la MFEL

Es posible establecer un enlace teórico entre la TDC y la MFEL tradicional, para lo que se considera el caso de una entalla con $\rho=0$, es decir una fisura afilada, dado que es el único caso en el que se pueden hacer predicciones usando ambos métodos. La relación resultante se ha ido considerando de forma implícita en el desarrollo del texto, pasando ahora a recogerse de forma explícita.

La fractura frágil tendrá lugar cuando la intensidad de tensiones, K (generalmente K_I), sea igual que la tenacidad a fractura, K_{mat} . Puesto que K_{mat} es una propiedad del material se deduce que debe existir alguna relación entre K_{mat} y las constantes que utiliza, por ejemplo, el PM. Como se ha visto, K_{mat} está relacionado con la tensión aplicada en rotura (σ_f) y la longitud de fisura a (ecuación (2.11)) según la ecuación ($K_I = \sigma_f(\pi a)^{1/2} = K_{mat}$):

$$\sigma_f = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi a}} \quad (2.102)$$

Además, la curva tensión-distancia para el caso de una fisura puede expresarse según la ecuación ($\sigma(r) = \sigma_f(a/2r)^{1/2}$). Esta ecuación solo es válida si $r \ll a$, lo que significa que la longitud de fisura a debe ser mayor que la distancia crítica L . Combinando estas dos ecuaciones junto con la del criterio de fallo del PM se obtiene la ecuación:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.103)$$

Esta ecuación da la relación entre la tenacidad a fractura y las dos constantes del material utilizados en la TDC. Hay que destacar que la ecuaciones ($K_I = \sigma_f(\pi a)^{1/2} = K_{mat}$) y ($\sigma(r) = \sigma_f(a/2r)^{1/2}$) son estrictamente válidas sólo para el caso particular de una fisura pasante centrada en una placa de dimensiones infinitas. Para otro tipo de fisuras se necesita introducir un parámetro geométrico M (ecuación (2.16)) que no afecta a la generalidad de la ecuación (2.103), puesto que cada valor de K (y por lo tanto de K_{mat}) está asociado a una única curva de tensión-distancia en el entorno del fondo de fisura.

Relación entre la FFM y los métodos PM y LM

Se puede demostrar que las predicciones del ICM son muy similares a las del PM y el LM, y en algunos casos idénticos. Para ello se va a considerar una fisura para la que (según los apartados 2.1.3 y 2.1.4) el factor de intensidad de tensiones K viene dado por la ecuación (2.16). Usando el ICM se incrementa una longitud fija, a_0 , la longitud de fisura inicial. De este modo:

$$K = M\sigma\sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (2.104)$$

Si la fisura es muy larga ($a \gg a_0$) esta condición no tendrá ningún efecto. Ahora se considera el caso de una probeta lisa sin fisuras, $a = 0$, y sabiendo que el fallo ocurre cuando $K = K_{mat}$ para cualquier probeta fisurada y con $\sigma = \sigma_0$ para probetas lisas, haciendo las sustituciones oportunas en la ecuación (3.19) se obtiene que:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{M\sigma_0} \right)^2 \quad (2.105)$$

Como se puede observar la longitud de la fisura imaginaria, a_0 , es la misma que la distancia crítica L de la ecuación (2.103) con una pequeña diferencia: el parámetro M^2 . Para el caso concreto de una fisura pasante centrada en una placa grande el valor de M es la unidad, por lo que $a_0 = L$. Es decir, el tamaño de la fisura imaginaria es exactamente el mismo que el de la distancia crítica. Para muchos otros casos prácticos el valor de M está cercano a la unidad.

En el caso de $M = 1$, se pueden hacer también predicciones del efecto de la longitud de fisura, dando resultados idénticos para el ICM y el LM. Para comprobarlo, se parte de la curva tensión-distancia en el fondo de fisura, que puede describirse mediante la ecuación de Westergaard [42]:

$$\sigma(r) = \frac{\sigma}{\left[1 - \left(\frac{a}{a+r}\right)^2\right]^{1/2}} \quad (2.106)$$

Según el LM el fallo sucede cuando la tensión media a lo largo de una distancia, que va desde $r = 0$ hasta $r = 2L$, es igual a σ_0 . Por lo tanto, se puede predecir la tensión de rotura σ_f combinando las ecuaciones (2.96) y (2.106) y haciendo que la tensión nominal aplicada σ sea igual que la σ_f . El resultado es:

$$\sigma_f = \sigma_0 \sqrt{\frac{L}{a+L}} \quad (2.107)$$

Ahora, para hacer una predicción de σ_f utilizando el ICM, se considera primero la ecuación (2.104) en su forma crítica:

$$K_{mat} = M\sigma_f\sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (2.108)$$

Y se vuelve a formular teniendo en cuenta que cuando $a = 0$, $\sigma_f = \sigma_0$

$$K_{mat} = M\sigma_0\sqrt{\pi a_0} \quad (2.109)$$

Combinando estas dos últimas ecuaciones da como resultado:

$$\sigma_f = \sigma_0 \sqrt{\frac{a_0}{a+a_0}} \quad (2.110)$$

Se puede observar que para el caso de $M = 1$ y $a_0 = L$ la ecuación (2.110) es idéntica a la ecuación (2.107), por lo que las predicciones del LM y del ICM son las mismas. Para otros valores de M los dos métodos coinciden en dos casos extremos: $a = 0$ (probeta lisa) y $a_0 \gg a$ (fisuras largas). Para valores intermedios de longitud de fisura los dos métodos dan predicciones diferentes: las diferencias son mayores para valores de longitud de fisura cercanos a L , donde la diferencia es del orden de M . Se puede concluir que aunque existe una diferencia de fondo importante entre ambos métodos, consistente en el hecho de que el valor del parámetro de longitud crítica a_0 no es exactamente una constante del material sino que varía con la forma de la fisura, las predicciones del efecto de la longitud de fisura son parecidas, y en el caso de $M = 1$ son matemáticamente iguales.

Este resultado es interesante (y no resulta obvio) porque el LM y el ICM utilizan dos aproximaciones fundamentalmente diferentes para la predicción del fallo. El LM está basado en la equivalencia entre tensiones (la tensión media en los alrededores de la entalla se iguala a la tensión inherente del material) mientras que el ICM es un método de Mecánica de la Fractura que se basa en la equivalencia de energías, la tasa de liberación de energía en la propagación [33].

De la misma forma se podría establecer el mismo razonamiento para el caso de fatiga, simplemente sustituyendo σ_0 por el límite de fatiga $\Delta\sigma_0$, y K_{mat} por el umbral de propagación de fisura ΔK_{th} .

En el caso de la evaluación de entallas no es tan fácil comparar el ICM con el LM o con el PM, dado que las ecuaciones relevantes (el campo de tensiones cercano a la entalla y el valor de K para una entalla con fisura en su frente) son diferentes para los distintos tipos de entallas. Existe, sin embargo, un caso trivial en el que las tres soluciones son idénticas: una entalla roma y grande. En este caso el gradiente de tensiones cerca del fondo de entalla es lo suficientemente bajo como para que la tensión en el fondo de entalla σ_{max} no varíe significativamente a lo largo de una distancia r del mismo orden de magnitud que L . Este caso es igual que el de una probeta lisa cargada con $\sigma = \sigma_{max}$.

Existen otros dos casos interesantes a tener en cuenta:

- Agujeros circulares de varios tamaños: la resistencia de las probetas que contienen agujeros circulares varía con el radio del agujero ρ , a pesar de que K_t es una constante de valor 3.
- Entallas largas y delgadas en las que $a \gg \rho$ y $a \gg L$: los datos del comportamiento en fractura de estas entallas se expresan convenientemente en términos de “tenacidad aparente”,

K_{mat}^N , que se define como el valor medido de K_{mat} suponiendo que la entalla es una fisura. En el límite, cuando $\rho = 0$, se trata de una fisura y por lo tanto $K_{mat}^N = K_{mat}$

Las figuras 2.27 y 2.28 comparan las predicciones en estas situaciones diferentes utilizando valores normalizados de la resistencia y el radio. Se observa que las soluciones no son idénticas, aunque en todos los casos la diferencia es pequeña, menor de un 15%. Muchos defectos concentradores de tensiones encontrados en componentes ingenieriles se pueden aproximar a uno u otro de estos casos, por lo que el análisis presentado, aunque no es exhaustivo, ofrece la seguridad de que los distintos métodos de la TDC darán soluciones parecidas en multitud de casos prácticos.

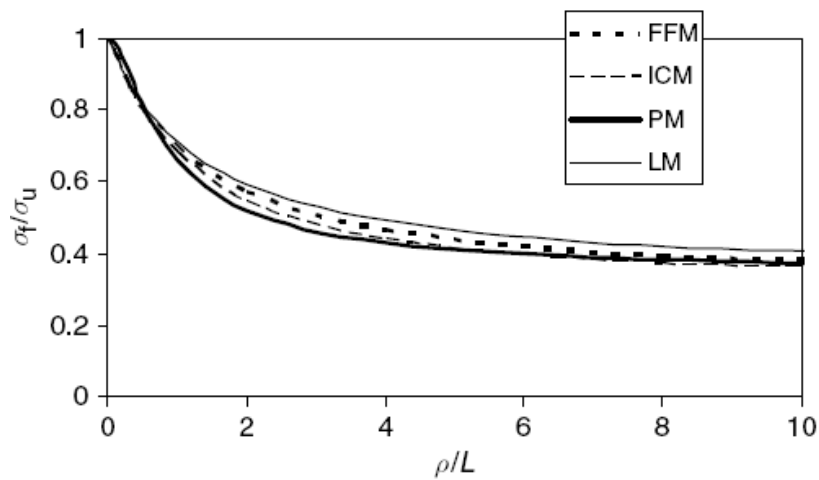


Figura 2.27. Predicciones de la tensión de fractura σ_f (normalizada con la tensión de rotura σ_u) para agujeros circulares de radio ρ (normalizado con la distancia crítica L). Los cuatro métodos dan predicciones similares [33].

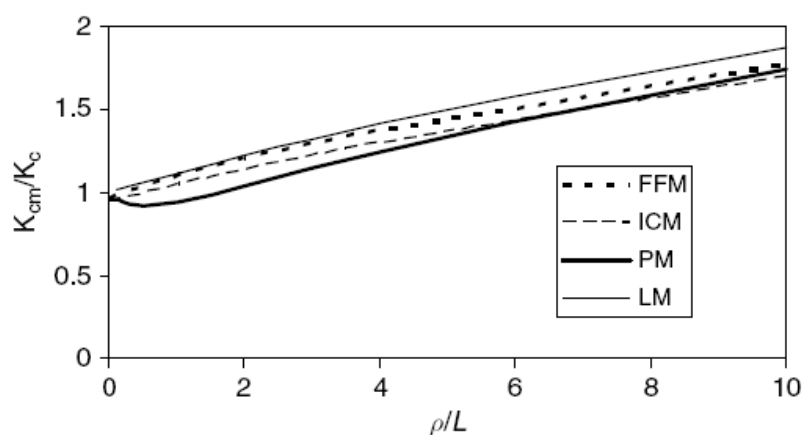


Figura 2.28. Predicciones de la tenacidad aparente, en este caso K_{mat}^N (normalizada con K_{mat}) para entallas largas y delgadas en función del radio de entalla ρ (normalizado con la distancia crítica L) [33]

Relación de la FFM con otros métodos

Si se aplica la FFM en el caso de una fisura pasante centrada en una placa infinita, haciendo uso de la expresión de la Tasa de Liberación de Energía (ecuación (2.26)) y utilizando la ecuación 2.97 (siendo $\sigma = \sigma_f$) se obtiene (ver ecuación (2.113)):

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_{mat}E}{\pi\left(a+\frac{\Delta a}{2}\right)}} \quad (2.111)$$

Esto es igual que la tensión normal de fractura de Griffith:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_{mat}E}{\pi a}} \quad (2.112)$$

Excepto por el término adicional $\Delta a / 2$. Finalmente, dado que $G_{mat}E = K_{mat}^2$ la ecuación (2.112) es idéntica a la (2.108) (siendo $M = 1$ para este caso), demostrando que las predicciones de la FFM son iguales que las del ICM, siendo la propagación finita de fisura Δa igual a $2L$. Como se ha visto antes, las predicciones del ICM y el LM también coinciden, así que se puede concluir que en el caso analizado los tres métodos dan resultados idénticos, utilizando una distancia crítica igual a L en el ICM e igual a $2L$ en el LM y en la FFM. Una vez más, esto no resultaba obvio en una primera aproximación, puesto que los criterios de fallo utilizados en los tres métodos son bien diferentes.

Esta demostración, válida solo para fisuras afiladas, no puede utilizarse en casos más generales de entallas o de concentradores de tensiones. Sin embargo, se ha demostrado [33] que la FFM da predicciones similares a los otros dos métodos en las dos situaciones mencionadas anteriormente: agujeros circulares y entallas largas. Las predicciones de la FFM se ven también en las figuras 2.27 y 2.28.

Finalmente, cabe mencionar que la importancia de la FFM no se debe únicamente a que da predicciones parecidas a los otros métodos, sino porque además apunta una explicación mecánica sobre el éxito del PM y del LM.

2.4.3. Predicciones de la tenacidad aparente según la TDC

Como se ha ido comentando en este trabajo, la presencia de entallas genera un aumento de la capacidad resistente del material si se compara con la observada cuando hay presencia de fisuras. Si se realizan ensayos de tenacidad sobre probetas entalladas y se aplican las fórmulas normalizadas para la obtención de K_{mat} , el valor resultante se denomina tenacidad aparente a fractura K_{mat}^N .

En este apartado se van a deducir las predicciones de K_{mat}^N que se derivan de la aplicación de la TDC, y más concretamente, de la aplicación del PM, el LM y la FFM. En los tres casos se parte de la hipótesis de que el campo de tensiones en el fondo de entalla queda definido por la expresión (2.113), propuesta por Creager y Paris [43], que considera que el campo de tensiones en el fondo de la entalla es igual al existente en el fondo de una fisura pero desplazado en el eje x (distancia al fondo del defecto) una cantidad igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r+\rho)}{(2r+\rho)^{3/2}} \quad (2.113)$$

Donde K es el factor intensidad de tensiones para una fisura de la misma longitud que la entalla y ρ es el radio de la misma.

2.4.3.1. Predicciones utilizando el PM

Utilizando el PM y combinándolo con la ecuación (2.113) en la situación de rotura ($K = K_{mat}^N$) se obtiene que el valor de la tenacidad aparente de la entalla, K_{mat}^N , es:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (2.114)$$

En la Figura 2.29 se recogen las predicciones del PM con diferentes valores de L utilizando la ecuación (2.114). Se demuestra que el PM puede hacer predicciones bastante razonables, aunque el valor necesario de L es del orden de 0.04 mm, mucho menor que el calculado en base a σ_u . Incluso para este valor de L existen algunas desviaciones para los ρ más grandes, lo cual está relacionado con la ecuación (2.113), que sólo es válida cuando $\rho \ll a$ y que supone que las dimensiones de la probeta son infinitas. La razón de que el valor de L sea tan reducido es que los ensayos se realizan en un acero templado, en el cual el valor de σ_0 es notablemente superior a σ_u .

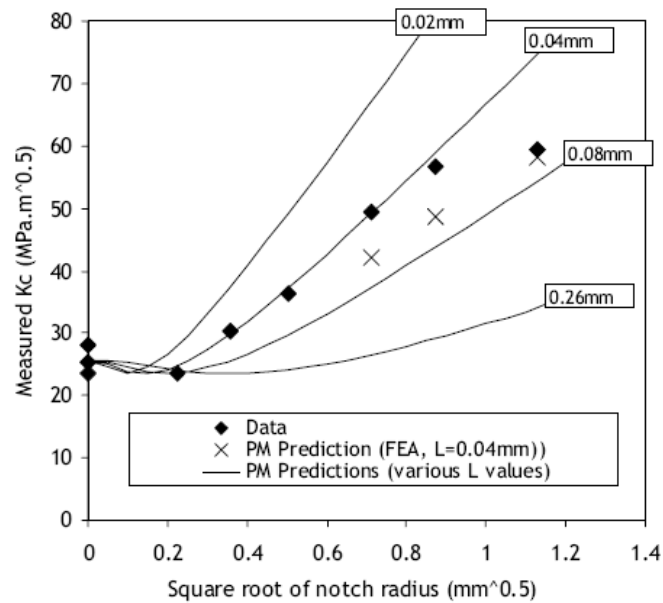


Figura 2.29. Datos experimentales [44] de la tenacidad a fractura medida en función de la raíz cuadrada del radio de entalla. Se muestran también los resultados por EF (FEA) según el PM, con $L=0.04\text{mm}$. El fallo se produjo por clivaje.

Mediante ensayo y error se determinó que el valor de L que mejor encajaba los resultados experimentales era 0.035 mm , como se observa en la Figura 2.30. Es interesante destacar que este valor es exactamente el mismo que el tamaño de grano de este material, y que el correspondiente valor de σ_0 es 2447 MPa , que es 2.95 veces el límite elástico y 2.7 veces la tensión de rotura [44].

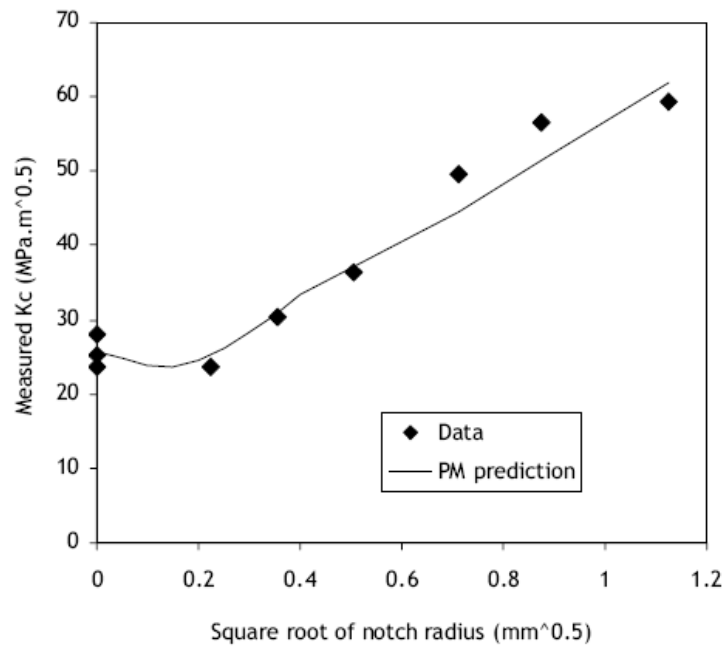


Figura 2.30. Mismos datos que en la Figura 3.14, pero con las predicciones del PM utilizando el valor óptimo de L (0.035 mm). La mayor diferencia entre los datos experimentales y las predicciones fue de un 10.1% [44].

2.4.3.2. Predicciones usando el LM

Si se procede de la misma manera que el apartado anterior, pero utilizando el criterio de rotura del LM (ecuación (2.96)) con la ecuación (2.113), se obtiene que la tenacidad aparente en este caso es:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \tag{2.115}$$

La principal diferencia entre esta predicción y la del PM ocurre con valores pequeños de ρ : la gráfica del LM crece de manera constante mientras que la del PM se mantiene casi constante para valores bajos de ρ , mostrando un incremento sólo a partir de que alcanza su valor crítico, como muestran numerosos datos experimentales. De hecho, la gráfica del PM muestra un valle poco profundo para valores bajos de ρ . Existen casos en los que no existe un radio crítico claro, como en la Figura 2.31 en la que se representan datos de una aleación de aluminio ensayada a cuatro temperaturas diferentes. En este caso el LM, que siempre predice una curva monótona creciente, se ajusta más a los datos experimentales. La propagación de la fisura comenzó por un proceso de crecimiento de microhuecos, por lo que la diferencia de comportamiento puede estar relacionada con el micromecanismo de fallo. El valor óptimo de L es constante e igual a 0.045 mm para las tres temperaturas inferiores, elevándose hasta 0.075 mm a 350°C. Los correspondientes valores de σ_0 son del orden de 3 veces el límite elástico del material a la temperatura de ensayo correspondiente.

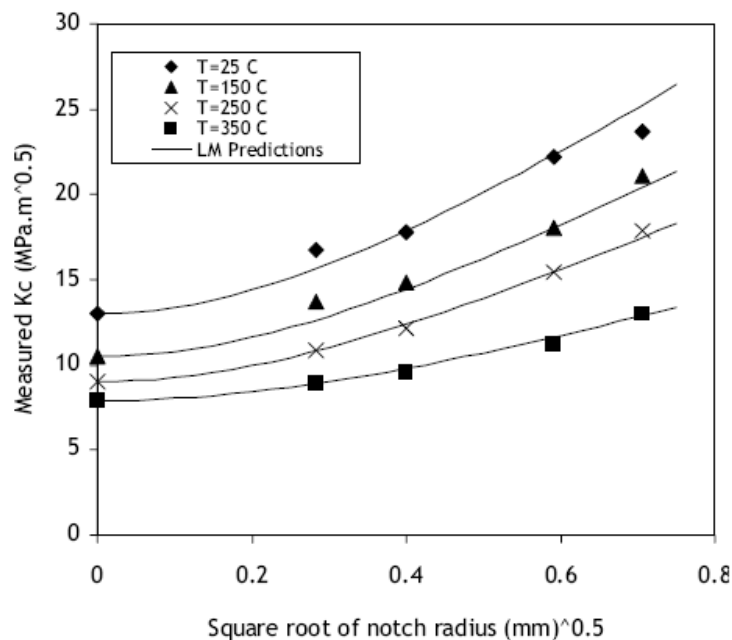


Figura 2.31. Datos experimentales y predicciones utilizando el LM para una aleación de aluminio ensayada a varias temperaturas.

2.4.3.3. Predicciones usando la FFM

Para extender la FFM al caso de las entallas se hace necesario estudiar la presencia de fisuras emergentes de las misma, tal y como se aprecia en la Figura 2.32 [45]. En ella se muestra como varía la intensidad de tensiones, K , con la longitud de una fisura que nace en el fondo de una entalla de longitud a_n . Cuando la fisura es relativamente pequeña la intensidad de tensiones viene dada por:

$$K_1 = F_1 K_t \sigma \sqrt{\pi a} \tag{2.116}$$

K_t es el factor de concentración de tensiones elástico de la entalla y F_1 es una constante que depende de la geometría de la entalla y de la fisura.

Cuando la fisura tiene un tamaño relativo grande la intensidad de tensiones viene dada por:

$$K_2 = F_2 \sigma \sqrt{\pi(a + a_n)} \tag{2.117}$$

F_2 es el factor geométrico para una fisura de longitud total $(a+a_n)$.

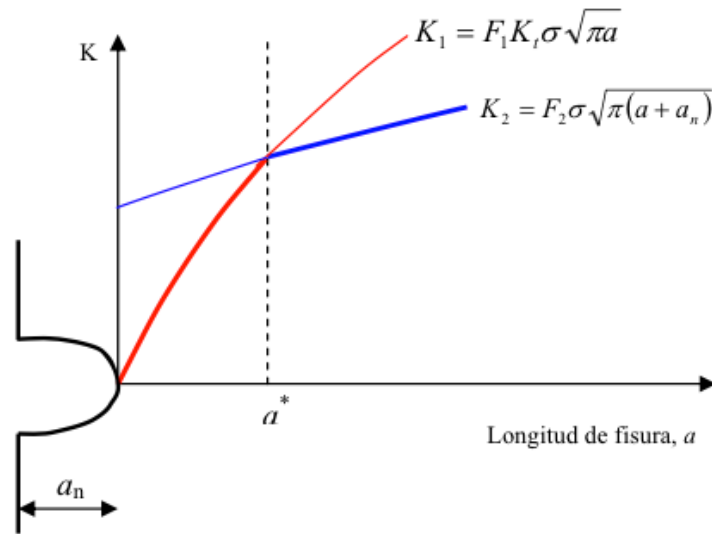


Figura. 2.32. Soluciones aproximadas para K en el caso de una fisura que nace en el fondo de una entalla.

Ambas soluciones coinciden para $a=a^*$:

$$a^* = a_n \frac{F_2^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2)} \tag{2.118}$$

A continuación se calcula la tensión de fractura considerando una variación incremental de la longitud de fisura, Δa , en los siguientes casos:

- *Caso 1:* $2L < a^*$

A partir de (2.99) y de (2.116) se obtiene:

$$\sigma_f = \frac{K_{mat}}{F_1 K_t \sqrt{\pi L}} \quad (2.119)$$

- *Caso 2:* $2L > a^*$

En este caso, la variación de la energía de deformación es:

$$\begin{aligned} \Delta W = \int_0^{a^*} \frac{K_1^2}{E} da + \int_{a^*}^{2L} \frac{K_2^2}{E} da = \int_0^{a^*} \frac{F_1^2 K_t^2 \sigma^2 \pi a}{E} da + \int_{a^*}^{2L} \frac{F_2^2 \sigma^2 \pi (a+a_n)}{E} da = \frac{\sigma^2 \pi F_2^2}{E} \left[a_n (2L) - \right. \\ \left. \frac{F_2^2}{2} \frac{a_n^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2)} + \frac{(2L)^2}{2} \right] \end{aligned} \quad (2.120)$$

Igualando ΔW a $G_c(2L)$ se obtiene una predicción de la tensión de fractura para la entalla:

$$\sigma_f = \frac{1}{F_2} \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi Q}} \quad (2.121)$$

Siendo:

$$Q = a_n \frac{F_2^2}{2} \frac{a_n^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2) 2L} + L \quad (2.122)$$

El parámetro Q tiene tres términos. El primero de ellos, a_n , es el dominante en fisuras largas ($a_n \gg L$ y $K_t \rightarrow \infty$), el segundo modifica la ecuación para tener en consideración a las entallas y el tercero, L , controla el efecto del tamaño reduciendo el valor de la resistencia del material y haciéndolo tender a σ_0 a medida que la fisura o la entalla tienden a cero.

La ecuación (2.119) es válida con concentraciones de tensiones moderadas (K_t reducidos) mientras que (2.121) es válida con concentraciones de tensiones elevadas (K_t elevados). Por ello a estas soluciones se les suele denominar como soluciones “roma” y “afilada”.

Para comparar la tenacidad a fractura de un material con la tenacidad aparente de entalla se hace necesario definir, según la FFM, la segunda de ellas:

$$K_{mat}^N = F_2 \sigma_f \sqrt{\pi a_n} \quad (2.123)$$

Introduciendo el valor correspondiente de σ_f (tanto para la solución roma como para la afilada), considerando el siguiente valor de K_t :

$$K_t = 1,12 + 2,24 \sqrt{\frac{a_n}{\rho}} \quad (2.124)$$

Y valores de $F1 = 1.12$ y $F2 = 1.12$ [41] (entalla larga, afilada y en todo el espesor) se obtienen las siguientes soluciones:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{1}{2,24} \sqrt{\frac{\rho}{L}} \quad (\text{solución roma}) \quad (2.125)$$

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{\frac{1}{1 - \frac{\rho}{20,08 L}}} \quad (\text{solución afilada}) \quad (2.126)$$

Esta solución, obtenida para una geometría particular, es la misma para otros tipos de geometrías como, por ejemplo, entallas semielípticas [41].

Es importante recordar que este método es un procedimiento aproximado basado en la simplificación recogida en la Figura 2.32, que tiende a dar un valor de la energía de deformación mayor del real y que por lo tanto tiende a subestimar la resistencia del material.

CAPÍTULO 3

PLANTEAMIENTO Y VALIDACIÓN DE UNA METODOLOGÍA DE EVALUACIÓN DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO Y LA TDC.

3.1. INTRODUCCIÓN

Vista la capacidad de la TDC para predecir el efecto entalla, y habiéndose recogido en el Capítulo 2 una explicación detallada sobre los Diagramas de Fallo, en este capítulo se va a proponer una metodología de análisis de entallas que combina ambas herramientas y que permitirá analizar entallas en condiciones que van desde la fractura frágil hasta el colapso plástico, de una forma totalmente análoga a la llevada a cabo en el caso del análisis de componentes estructurales con fisuras.

3.2. MODELO DE ANÁLISIS DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO

Supuesta una probeta de fractura (ej., CT) que en lugar de una fisura tiene una entalla, si se ensaya y se aplican las ecuaciones que las normas de ensayo proponen para la probeta fisurada, se obtendrá un valor de resistencia a fractura mayor que el obtenido en el caso de la probeta fisurada, dado que la capacidad resistente del material entallado es mayor que la del material fisurado. Esa resistencia a fractura del material entallado es lo que se ha denominado tenacidad aparente a fractura K_{mat}^N .

Tal y como se comenta en los primeros capítulos de este trabajo, una práctica habitual en ingeniería, debida a la falta de metodologías específicas de análisis a fractura de componentes entallados, consiste en considerar que las entallas se comportan como fisuras, lo cual puede ser muy conservador en numerosas ocasiones. Por lo tanto, desarrollar métodos de análisis que permitan considerar la capacidad resistente del material cuando tiene entallas (frente a cuando está fisurado) se juzga aquí de indudable trascendencia científica y técnica.

Haciendo uso de dos de las metodologías de la TDC aquí presentadas, es posible derivar expresiones de K_{mat}^N . Como se ha visto en el apartado 2.4, y como se va a recordar aquí, en el caso del PM, es necesario partir de la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesta por Creager y Paris [43], que es la existente en el fondo de fisura pero desplazada una distancia igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r+\rho)}{(2r+\rho)^{3/2}} \quad (3.1)$$

Si se establece la condición del PM, se considera la definición de la distancia crítica L (ecuación (2.103)), y se asume que en rotura K_{mat} es igual a K_{mat}^N , se llega a la expresión:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (3.2)$$

En el caso del LM, al proceder de manera análoga la expresión resultante es:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (3.3)$$

Análogas expresiones podrían obtenerse en el caso de hacer uso de la FFM.

En todo caso, independientemente de la expresión utilizada, y fijándose en la física del problema, lo que propone la TDC es transformar un problema con entalla en otro problema equivalente con fisura, en el cual el material en vez de desarrollar una resistencia a fractura evaluada mediante K_C o K_{mat} , desarrolla una mayor resistencia a fractura, en este caso la tenacidad aparente a fractura K_{mat}^N . Por lo tanto, en relación con los análisis FAD, la definición del parámetro K_r en el caso del análisis de entallas sería, supuesto el problema equivalente con fisura:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} \quad (3.4)$$

Para completar el análisis FAD de un componente entallado quedaría por definir el parámetro L_r , que depende de la carga de colapso plástico. Este fenómeno se produce, idealmente, por plastificación total de la sección remanente, por lo cual queda determinado por el límite elástico del material (supuesto comportamiento elastoplástico perfecto) y por la extensión del defecto, pero no por el radio de entalla que este pueda tener (Figura 3.1). Dicho de otro modo, en el fallo por colapso plástico, el defecto no actúa como concentrador de tensiones, sino como reductor de la sección resistente, por lo que la carga de colapso plástico es independiente del radio de entalla y es la misma para entallas y fisuras (entallas con radio nulo) [5, 49]. Obviamente, en el caso de aplicar cargas menores a la de colapso plástico los campos tensionales en el frente de fisura y en el frente de entalla son diferentes, pero en la situación que aquí resulta de interés, la de colapso plástico, sí coinciden.

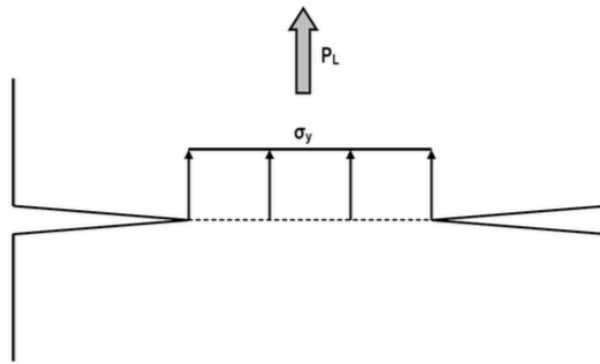


Figura 3.1. Estado tensional en colapso plástico (sólido elastoplástico perfecto) en una probeta tipo DEC

Con todo ello, la evaluación de entallas mediante FAD queda reducida a la determinación de la tenacidad aparente. Hecho esto, el problema se transforma en un problema equivalente con fisura y se resuelve de forma ordinaria.

Más aún, la corrección de entalla puede, en realidad, aplicarse en dos lugares distintos del análisis. En primer lugar puede aplicarse a K_{mat} (y por lo tanto a la coordenada K_r del punto de evaluación del componente), tal y como se ha visto anteriormente. En el caso de aplicar la corrección de entalla asociada al LM, la expresión sería:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} = \frac{K_I}{K_C \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}} \quad (3.5)$$

La expresión en el caso de utilizar la corrección del PM sería totalmente análoga:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} = \frac{K_I}{K_{mat} \frac{(1+\frac{\rho}{L})^{3/2}}{(1+\frac{2\rho}{L})}} \quad (3.6)$$

En segundo lugar, la corrección de entalla puede aplicarse al propio FAD, en vez de a la tenacidad a fractura:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} = f(L_r) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (3.7)$$

En caso de utilizar el LM, y siendo:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} = f(L_r) \frac{(1+\frac{\rho}{L})^{3/2}}{(1+\frac{2\rho}{L})} \quad (3.8)$$

En caso de usar el PM. Ambos procedimientos son totalmente equivalentes. Si se comparan con la evaluación de entallas como si fueran fisuras (práctica muy conservadora, como se ha comentado anteriormente), el primer tipo de corrección provocaría una reducción de la coordenada K_r , y por lo tanto un descenso en vertical del punto de evaluación. Así, un punto inicialmente situado por encima de la FAL (situación no segura o inaceptable) podría situarse en el interior del FAD, demostrando la seguridad de la situación; por su parte, el segundo tipo de corrección multiplica la expresión de la FAL por un término constante, por lo que la coordenada K_r de todos los puntos de la FAL se ve desplazada verticalmente, aumentando el área segura del análisis. La Figura 3.2 muestra ambas situaciones.

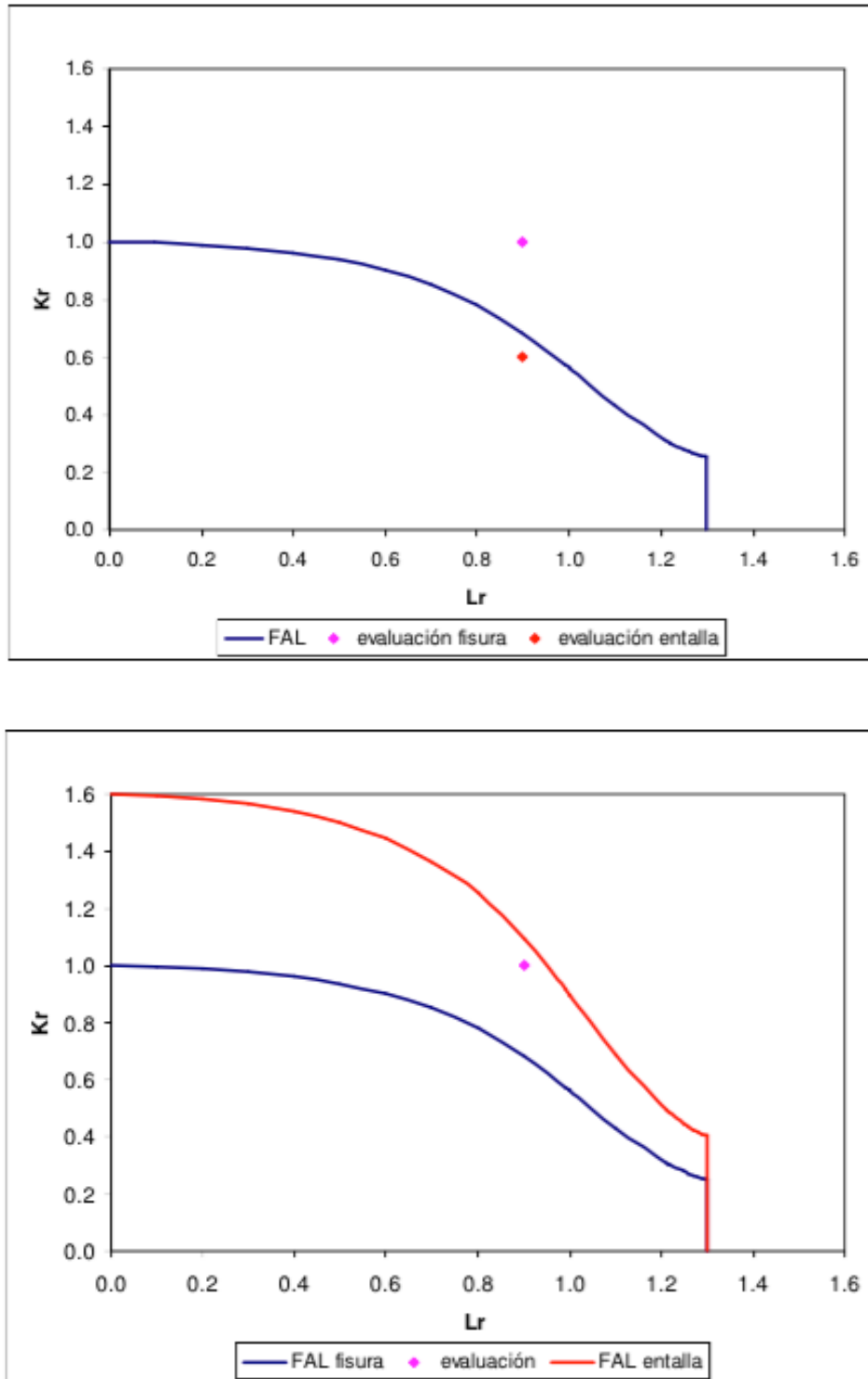


Figura. 3.2. Evaluación FAD de entallas mediante corrección de K_r (figura superior) o de la FAL (figura inferior)

El modelo propuesto de evaluación de entallas mediante la metodología FAD se ha aplicado a las 4 familias de probetas CT y SENB fabricadas en distintos tipos de acero recogidas en el Capítulo 4, con radios de entalla que varían entre los 0 mm (fisura) hasta los 2 mm.

Definiendo el coeficiente de seguridad del análisis como la relación entre la carga real de rotura y la predicción de misma proporcionada por el FAD, la expresión del mismo resulta:

$$\frac{OA}{OB} = CS \tag{3.9}$$

En donde OA es el segmento que une el origen con el punto de evaluación y OB es el segmento que une el origen con el corte de OA con la FAL (Figura 3.3).

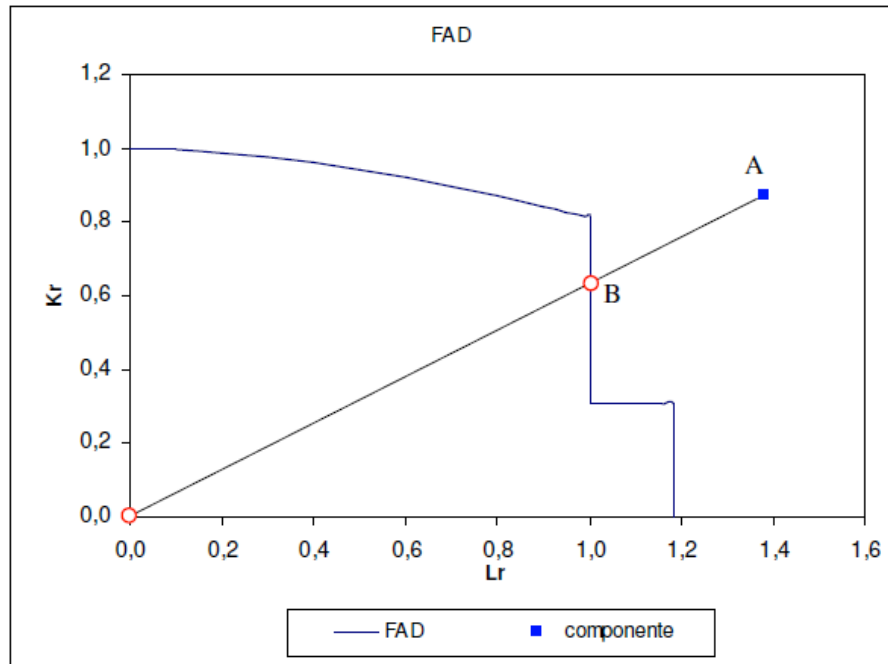


Figura. 3.3. Determinación del coeficiente de seguridad

3.2.1. Calibración de los parámetros de la TDC

Para llevar a cabo la calibración del parámetro L , en primer lugar debemos tener en cuenta que varía su valor en función de la temperatura (K_{mat} depende del límite elástico y, este está relacionado con la temperatura). En segundo lugar, sabemos que cuando el radio de entalla es cero K_{mat}^N y K_{mat} coinciden. Representamos K_{mat}^N en el eje vertical, y $\rho^{0.5}$ en el eje horizontal, se van dando valores a la longitud L en (3.10) hasta llegar a una solución en la cual el error sea mínimo (ajustando por mínimos cuadrados).

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \tag{3.10}$$

Al final se determina el valor de L para un determinado material y a una determinada temperatura.

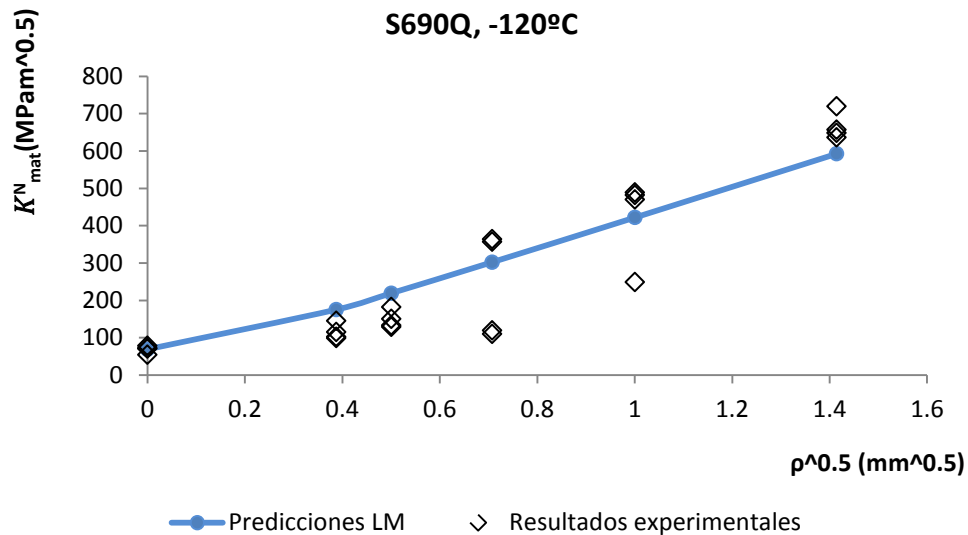


Figura. 3.4. Calibración de L (acero S690Q, -120°C)

3.2.2. Definición de las propiedades mecánicas de los aceros

A la hora de realizar los cálculos, ha de tenerse en cuenta que las propiedades mecánicas de los materiales varían según la temperatura a la que se encuentren los mismos. Por tanto, aquí se mostrarán las correcciones necesarias para estimar dichas propiedades, haciendo uso de la formulación propuesta por [50].

3.2.2.1. Módulo de elasticidad

La fórmula que propone la British Standard [50] para la corrección del módulo de elasticidad (E) en función de la temperatura es:

$$E = 210000 - 54T \tag{3.11}$$

3.2.2.2. Límite elástico

La fórmula que propone la British Standard [50] para la corrección del límite elástico en función de la temperatura es:

$$\sigma_y = \sigma_y(RT) + \left(\frac{10^5}{491+1,8T} \right) - 189 \tag{3.12}$$

Siendo $\sigma_y(RT)$ el límite elástico obtenido a temperatura ambiente (20°C).

3.2.2.3. Tensión de rotura

La fórmula que propone la British Standard [50] para la corrección del valor de la tensión de rotura en función de la temperatura es:

$$\sigma_u = \sigma_u(RT) \left(0,7857 + 0,2423 \exp \left(-\frac{T}{170,646} \right) \right) \quad (3.13)$$

Siendo $\sigma_u(RT)$ la tensión de rotura obtenida a temperatura ambiente (20°C).

Las expresiones del FAD, ($Kr = f(Lr)$) se han tomado del FITNET FFS Procedure [35] (Option 1) y las de K_I y P_L se han tomado de [19]:

3.2.3. Expresiones del FAD

El valor de K_r toma distintos valores en función del valor de L_r , tal y como se recoge en [35]:

$$K_r = \left(1 + \frac{1}{2} L_r^2 \right)^{-1/2} \quad L_r < 1 \quad (3.14)$$

$$K_r = \left(\lambda + \frac{1}{2\lambda} \right)^{-1/2} \quad L_r = 1 \quad (3.15)$$

$$K_r = K_{(1)} L_r^{(N-1)/2N} \quad 1 < L_r < L_{rmax} \quad (3.16)$$

$$K_r = 0 \quad L_r > L_{rmax} \quad (3.17)$$

En donde:

$$N = 0,3 \left(1 - \frac{\sigma_y}{\sigma_u} \right) \quad (3.18)$$

$$\lambda = 1 + \frac{E\Delta\varepsilon}{Rel} \quad (3.19)$$

$$\Delta\varepsilon = 0,035(1 - 0,001\sigma_y) \quad (3.20)$$

$$L_{rmax} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_y + \sigma_u}{\sigma_y} \quad (3.21)$$

3.2.4. Expresiones de K_I y P_L para probetas CT

En probetas CT el valor de K_I viene definido por la expresión [12]:

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left(0,886 + 4,64 \left(\frac{a}{W}\right) - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,60 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right) \quad (3.22)$$

Hay que tener en cuenta que el valor de K_{mat} empleado se corresponde con el del 95% de fiabilidad, lo cual quiere decir que se toma una muestra representativa del valor de K superado por el 95% de las probetas ensayadas. Para ello, partiendo del resultado obtenido en los ensayos con radio de entalla $\rho = 0mm$ (fisura), se realiza la media de todos ellos y se les resta 1,645 veces la desviación típica de la muestra (stdv).

$$K_{mat} = K_{mat}^{med} - 1,645 \text{ stdv} \quad (3.23)$$

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (3.24)$$

Se muestra cómo se aplica el efecto entalla a la hora de definir el parámetro K_r , ya que en función de si se aplica o no esta corrección, el valor de K puede ser:

$$K_r(\text{sin corrección}) = \frac{K_I}{K_{mat}} \quad (3.25)$$

$$K_r(\text{corrección}) = \frac{K_I}{K_{mat}^N} \quad (3.26)$$

Siendo L_r :

$$L_r = \frac{P}{P_L} \quad (3.27)$$

En función de si la rotura se produce en tensión plana o deformación plana, la formulación que define el valor de P_L varía tal y como se explica a continuación. En caso de encontrarnos en deformación plana:

$$P_L = 1,455\eta Bb\sigma_y \quad \text{si} \quad K_{mat}^N < \sigma_y \left(\frac{B}{2,5}\right)^{0.5} \quad (3.28)$$

En caso de encontrarnos en tensión plana:

$$P_L = 1,072\eta Bb\sigma_y \quad \text{si} \quad K_{mat}^N > \sigma_y(\pi B)^{0.5} \quad (3.29)$$

En caso de resultar un valor intermedio, se interpolaría entre estos dos valores.

$$\eta = \sqrt{\left(\frac{2a}{b}\right)^2 + \frac{4a}{b} + 2} - \left(\frac{2a}{b} + 1\right) \quad (3.30)$$

B es el espesor de las probetas, b es el ligamento remanente, W es el canto de la probeta y a es la longitud de fisura.

3.2.5. Expresiones de K_I y P_L para probetas SENB

En caso de probetas de flexión en tres puntos, el valor de K_I viene definido por la expresión [12]:

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \frac{3\frac{S}{W}\sqrt{\frac{a}{W}}}{2\left(1+\frac{2a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - 3,93 \left(\frac{a}{W}\right) + 2,70 \left(\frac{a}{W}\right)^2 \right) \right] \quad (3.31)$$

Al igual que en el caso de las probetas CT, el valor de K_{mat} empleado se corresponde con el del 95% de fiabilidad, lo cual quiere decir que se toma una muestra representativa del valor de K superado por el 95% de las probetas ensayadas. Para ello, partiendo del resultado obtenido en los ensayos con radio de entalla $\rho = 0mm$ (fisura), se realiza la media de todos ellos y se les resta 1,645 veces la desviación típica de la muestra (stdv).

$$K_{mat} = K_{mat}^{med} - 1,645 \text{ stdv} \quad (3.32)$$

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (3.33)$$

En función de si se aplica o no la corrección por efecto entalla, el valor de K puede ser:

$$K_r(\text{sin corrección}) = \frac{K_I}{K_{mat}} \quad (3.34)$$

$$K_r(\text{corrección}) = \frac{K_I}{K_{mat}^N} \quad (3.35)$$

Siendo L_r de nuevo:

$$L_r = \frac{P}{P_L} \quad (3.36)$$

Igualmente, en función de si la rotura se produce en tensión plana o deformación plana, la formulación que define el valor de P_L es la siguiente:

En caso de encontrarnos en deformación plana:

$$P_L = \frac{1,455Bb^2\sigma_y}{S} \quad \text{si} \quad K_{mat}^N < \sigma_y \left(\frac{B}{2,5}\right)^{0.5} \quad (3.37)$$

En caso de encontrarnos en tensión plana:

$$P_L = \frac{1,072Bb^2\sigma_y}{S} \quad \text{si} \quad K_{mat}^N > \sigma_y(\pi B)^{0.5} \quad (3.38)$$

B es el espesor de las probetas, b es el ligamento remanente, W es el canto de la probeta, S es la distancia entre apoyos y a es la longitud de fisura.

En situaciones intermedias, se interpolaría entre estos dos valores.

CAPÍTULO 4

PROGRAMA EXPERIMENTAL

4.1. INTRODUCCIÓN

Conocidas las bases teóricas tanto de la Mecánica de la Fractura como de la Teoría de las Distancias Críticas (TDC), en este capítulo se va a proceder a aplicar esta última a cuatro tipos de aceros estructurales distintos como son el S275JR, S355J2, S460M y S690Q.

Se han analizado un total de 400 probetas, siendo 130 de acero S275JR, 106 de acero S355J2, 82 de acero S460M y 82 de acero S690Q. Estos aceros, que abarcan una gran variedad de características mecánicas (límite elástico y tensión de rotura), han sido ensayados a distintas temperaturas (zona de transición dúctil – frágil y lower shelf), con distintos radios de entalla y con probetas de distinta geometría, de tal modo que de obtener resultados satisfactorios en condiciones muy diversas, quede validada la TDC.

Para poder hacer una predicción del efecto entalla sobre la tenacidad aparente a fractura medida en probetas entalladas, se ha utilizado la TDC calibrando los parámetros del modelo mediante la realización de ensayos de laboratorio.

4.1.1. Ensayos en probetas CT

En primer lugar se ensayaron 4 probetas de tracción (según norma ASTM E8/E8M-13a [48]), dos por cada orientación (longitudinal y transversal), para determinar las propiedades mecánicas a tracción del material analizado. La velocidad de desplazamiento fue de 5 mm/min [48] realizándose un registro continuo de la carga aplicada sobre las probetas y del desplazamiento medido por el extensómetro. La geometría de las probetas utilizadas queda recogida en la Figura 4.4.

Posteriormente se realizaron 130 ensayos de validación del uso de la TDC en el acero S275JR y 106 ensayos en el acero S355J2. Todos ellos consistieron en ensayos de fractura en probetas CT (según norma ASTM E 1820-11e1 [12], (ver Figura 4.4) con una velocidad de desplazamiento de 5 mm/min [12].

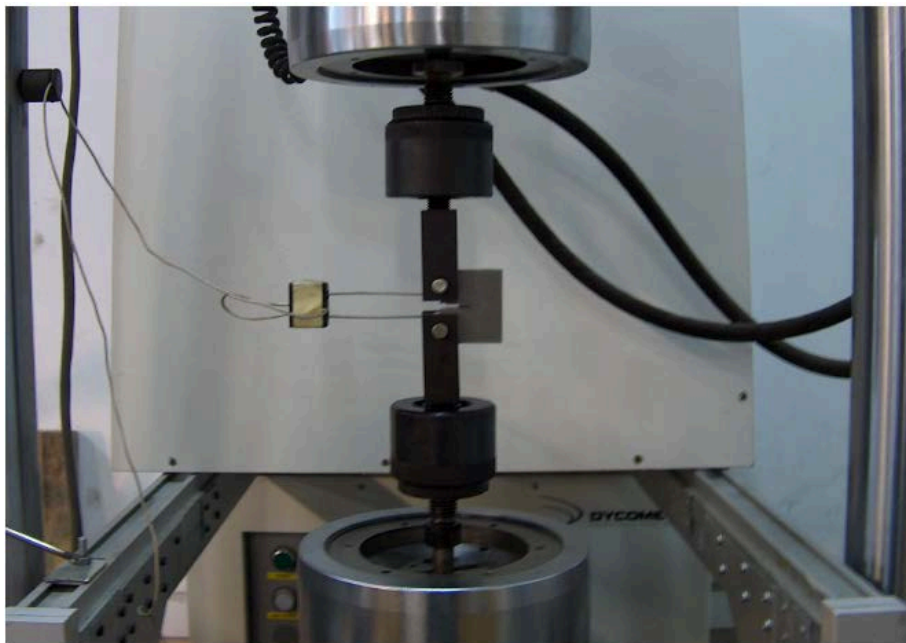


Figura. 4.1. Montaje experimental de los ensayos en las probetas CT

Durante los ensayos se recogió un registro de la carga aplicada, del desplazamiento de las mordazas y del desplazamiento del extensómetro (Figura 4.2). Se realizaron seis series de ensayos, correspondientes a otros tantos radios de entalla (que van de 0 a 2.0 mm). Los ensayos se han realizado para cada acero y a cada temperatura estudiada.

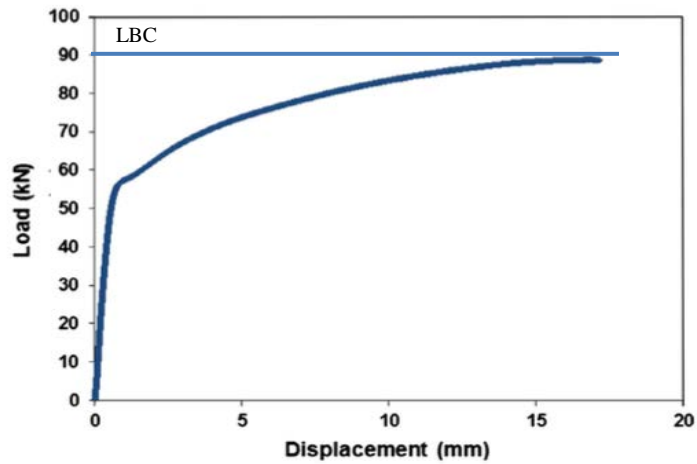


Figura. 4.2. Curva carga – desplazamiento

4.1.2. Ensayos en probetas SENB

En primer lugar se realizaron dos ensayos de tracción (según norma ASTM D638-10 [46]) para determinar las propiedades mecánicas a tracción del material analizado. La velocidad de desplazamiento fue de 5 mm/min [46], y se realizó un registro continuo de la carga aplicada sobre las probetas y del desplazamiento medido por el extensómetro (ver Figura 4.2). La geometría de las probetas utilizadas queda recogida en la Figura 4.5.

Posteriormente se realizaron los ensayos de validación del uso de la TDC. Todos ellos consistieron en ensayos de flexión en tres puntos (ver Figura 4.3) según norma ASTM D5045 [47], con una velocidad de desplazamiento de 10 mm/min [47]. Durante los mismos se recogió igualmente un registro de la carga aplicada frente al desplazamiento del aplicador de la carga. Se realizaron seis series de ensayos, correspondientes a otros tantos radios de entalla (que van de 0 a 2 mm). Los ensayos se han realizado para cada acero y a cada temperatura estudiada. La Figura 4.3 muestra el montaje experimental.

La codificación de las probetas es la siguiente:

CODE EXAMPLE	
2 _ -10 _ 015 _ 3	2 --> Acero S275JR
	-10 --> Temperatura de análisis -10°C
	015 --> Radio de entalla 0.15 mm
	3 --> Probeta número 3

4.2. ACERO S275JR

Es el acero del que más probetas se han analizado (130). Se trata de un acero ferrítico-perlítico cuyo límite elástico mínimo son 275 MPa y que garantiza a 20°C una resiliencia mínima de 27 J.

Las probetas analizadas han sido probetas CT, cuyas propiedades geométricas son las que se muestran en la Figura 4.1.

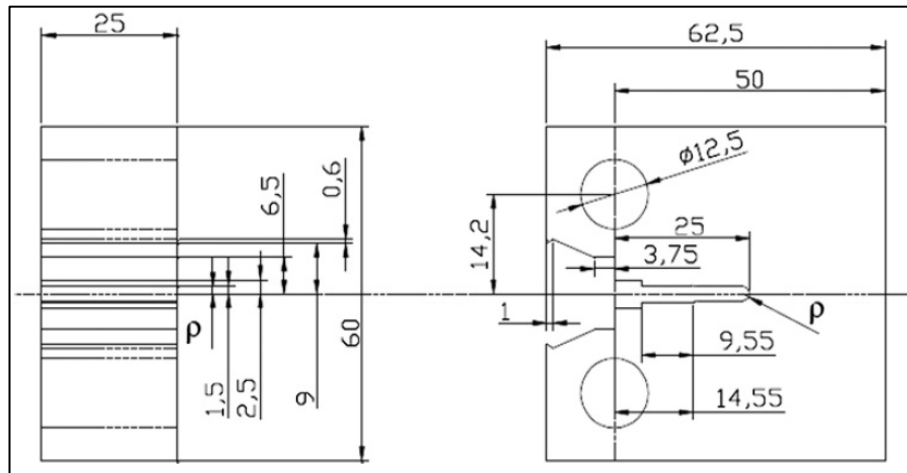


Figura. 4.4. Características geométricas de probetas CT

Los ensayos llevados a cabo se han realizado con radios de entallas que van desde 0 mm hasta 2 mm, pasando por valores intermedios como 0.15 mm; 0.25 mm; 0.5 mm y 1 mm.

Respecto a la temperatura, hay que indicar que se han realizado ensayos en la zona de transición dúctil – frágil del acero (-10°C; -30°C y -50°C) y en lower shelf (-90°C y -120°C), para lo cual ha sido necesario el uso de cámara ambiental y nitrógeno líquido.

La longitud de la fisura/entalla es 25 mm.

Las características mecánicas del acero a las distintas temperaturas ensayado, se muestran en la siguiente tabla, habiendo seguido la formulación propuesta en el apartado 3.2.2. [50]. Los valores de L han sido obtenidos como se muestra en el apartado 3.2.1.

T (°C)	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	L (mm)
RT (20)	207	328.48	518.82	
-10	207	337.63	536.32	0.0083
-30	208	344.58	548.63	0.0064
-50	209	349.18	564.75	0.0049
-90	211	380.25	597.36	0.0062
-120	213	398.22	613.79	0.0130

Tabla 4.1. Características mecánicas acero S275JR

Los valores obtenidos en las series de ensayos realizados con distintas características son los mostrados en la tabla 4.2, en donde LBC es la carga de rotura:

CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)	CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)
2_-10_0_1	-10	0	43.10	2_-50_015_3	-50	0.15	65.26
2_-10_0_2			39.38	2_-50_015_4			64.22
2_-10_0_3			39.31	2_-50_025_1		0.2	57.00
2_-10_0_4			40.48	2_-50_025_2		5	58.04
2_-10_0_5			37.17	2_-50_025_3			57.41
2_-10_0_6			39.27	2_-50_025_4			53.63
2_-10_015_1		0.15	63.09	2_-50_05_1		0.5	61.60
2_-10_015_2			65.86	2_-50_05_2			61.18
2_-10_015_3			66.49	2_-50_05_3			69.87
2_-10_015_4			65.66	2_-50_05_4			69.26
2_-10_015_5			64.45	2_-50_1_1		1	59.59
2_-10_015_6			64.67	2_-50_1_2			66.39
2_-10_025_1		0.25	66.18	2_-50_1_3			63.58
2_-10_025_2			63.85	2_-50_1_4			72.55
2_-10_025_3			66.78	2_-50_2_1		2	80.85
2_-10_025_4			68.32	2_-50_2_2			80.36
2_-10_025_5			68.61	2_-50_2_3			79.89
2_-10_025_6			61.05	2_-50_2_4			78.98
2_-10_05_1		0.5	69.42	2_-90_0_1	-90	0	29.86
2_-10_05_2			69.96	2_-90_0_2			34.66
2_-10_05_3			69.89	2_-90_0_3			33.88
2_-10_05_4			68.62	2_-90_0_4			37.64
2_-10_05_5			70.55	2_-90_015_1		0.15	57.00
2_-10_05_6			70.65	2_-90_015_2			52.90
2_-10_1_1		1	71.80	2_-90_015_3			57.70
2_-10_1_2			71.84	2_-90_015_4			56.60
2_-10_1_3			73.93	2_-90_025_1		0.25	57.10
2_-10_1_4			73.83	2_-90_025_2			55.70
2_-10_1_5			71.73	2_-90_025_3			58.70
2_-10_1_6			-	2_-90_025_4			56.50
2_-10_2_1		2	74.84	2_-90_05_1		0.5	56.90
2_-10_2_2			75.00	2_-90_05_2			62.40
2_-10_2_3			76.84	2_-90_05_3			58.40
2_-10_2_4			75.14	2_-90_05_4			62.00
2_-10_2_5			74.66	2_-90_1_1		1	71.10
2_-10_2_6			-	2_-90_1_2			65.30
2_-30_0_1	-30	0	37.12	2_-90_1_3			71.00
2_-30_0_2			33.61	2_-90_1_4			71.10
2_-30_0_3			38.53	2_-90_2_1		2	58.00
2_-30_0_4			36.02	2_-90_2_2			76.00
2_-30_015_1		0.15	63.19	2_-90_2_3			82.60
2_-30_015_2			65.41	2_-90_2_4			85.10
2_-30_015_3			64.15	2_-120_0_1	-120	0	23.34
2_-30_015_4			62.16	2_-120_0_2			35.25
2_-30_025_1		0.25	63.64	2_-120_0_3			-
2_-30_025_2			63.42	2_-120_0_4			28.05
2_-30_025_3			61.63	2_-120_015_1		0.15	43.43
2_-30_025_4			59.21	2_-120_015_2			44.60
2_-30_05_1		0.5	66.98	2_-120_015_3			54.91
2_-30_05_2			69.38	2_-120_015_4			54.17
2_-30_05_3			70.31	2_-120_025_1		0.25	56.39
2_-30_05_4			67.40	2_-120_025_2			34.90
2_-30_1_1		1	73.27	2_-120_025_3			55.87
2_-30_1_2			72.92	2_-120_025_4			56.67
2_-30_1_3			70.04	2_-120_05_1		0.5	60.61
2_-30_1_4			73.78	2_-120_05_2			57.57
2_-30_2_1		2	79.19	2_-120_05_3			55.98
2_-30_2_2			76.39	2_-120_05_4			62.51
2_-30_2_3			77.93	2_-120_1_1		1	66.53
2_-30_2_4			78.95	2_-120_1_2			63.23
2_-50_0_1	-50	0	24.08	2_-120_1_3			64.06
2_-50_0_2			38.21	2_-120_1_4			63.68
2_-50_0_3			34.62	2_-120_2_1		2	62.13
2_-50_0_4			34.90	2_-120_2_2			79.55
2_-50_015_1		0.15	59.94	2_-120_2_3			71.99
2_-50_015_2			58.56	2_-120_2_4			65.84

Tabla 4.2. Características probetas acero S275JR

4.3. ACERO S355J2

Se han analizado 106 probetas de este acero. Se trata de un acero ferrítico-perlítico cuyo límite elástico mínimo son 355 MPa y que a -20°C garantiza una resiliencia mínima de 27 J.

Las probetas analizadas han sido probetas CT cuyas propiedades geométricas son las mostradas en la Figura 4.1.

Los ensayos llevados a cabo se han realizado con radios de entallas que van desde 0 mm hasta 2 mm, pasando por valores intermedios como 0.15 mm; 0.25 mm; 0.5 mm y 1 mm.

Respecto a la temperatura, hay que indicar que se han realizado ensayos en la zona de transición dúctil – frágil del acero (-100°C; -120°C y -150°C) y en lower shelf (-196°C), lo cual ha requerido el uso de cámara ambiental y nitrógeno líquido.

La longitud de la fisura/entalla es 25 mm.

Las características mecánicas del acero a las distintas temperaturas ensayado, se muestran en la siguiente tabla, habiendo seguido la formulación propuesta en el apartado 3.2.2. [50], para obtener los valores de L, se ha procedido como se propone en el apartado 3.2.1.

T (°C)	E(GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	L (mm)
RT (20)	207	557.68	518.82	
-100	212	426.23	646.55	0.0140
-120	212	459.79	671.62	0.0168
-150	215	527.49	757.97	0.0084
-196	218	853.52	922.96	0.0291

Tabla 4.3. Características mecánicas acero S355J2

Los valores obtenidos en las series de ensayos realizados con distintas características son las recogidas en la tabla 4.4

CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)	CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)
3_-100_0_1	-100	0	54.64	3_-120_1_3	-120	1	88.56
3_-100_0_2			54.64	3_-120_1_4			82.55
3_-100_0_3			53.11	3_-120_2_1		2	95.46
3_-100_0_4			61.51	3_-120_2_2			92.67
3_-100_0_5			61.27	3_-120_2_3			94.35
3_-100_0_6			55.10	3_-120_2_4			93.72
3_-100_015_1		0.15	70.64	3_-150_0_1	-150	0	21.04
3_-100_015_2			74.55	3_-150_0_2			30.48
3_-100_015_3			72.86	3_-150_0_3			34.48
3_-100_015_4			73.25	3_-150_0_4			-
3_-100_015_5			73.33	3_-150_015_1		0.15	71.70
3_-100_015_6			71.81	3_-150_015_2			31.97
3_-100_025_1		0.25	75.29	3_-150_015_3			62.50
3_-100_025_2			75.39	3_-150_015_4			58.51
3_-100_025_3			74.19	3_-150_025_1		0.25	65.48
3_-100_025_4			74.69	3_-150_025_2			78.35
3_-100_025_5			73.21	3_-150_025_3			60.29
3_-100_025_6			69.72	3_-150_025_4			-
3_-100_05_1		0.5	71.77	3_-150_05_1		0.5	81.00
3_-100_05_2			77.89	3_-150_05_2			77.46
3_-100_05_3			79.53	3_-150_05_3			78.72
3_-100_05_4			73.32	3_-150_05_4			76.74
3_-100_05_5			75.49	3_-150_1_1		1	82.45
3_-100_05_6			77.92	3_-150_1_2			82.19
3_-100_1_1		1	87.72	3_-150_1_3			89.90
3_-100_1_2			84.95	3_-150_1_4			82.43
3_-100_1_3			85.07	3_-150_2_1		2	97.01
3_-100_1_4			84.32	3_-150_2_2			88.13
3_-100_1_5			85.96	3_-150_2_3			80.86
3_-100_1_6			85.02	3_-150_2_4			-
3_-100_2_1		2	93.35	3_-196_0_1	-196	0	18.52
3_-100_2_2			93.46	3_-196_0_2			15.02
3_-100_2_3			94.10	3_-196_0_3			18.69
3_-100_2_4			92.45	3_-196_0_4			17.93
3_-100_2_5			91.88	3_-196_015_1		0.15	26.74
3_-100_2_6			-	3_-196_015_2			19.78
3_-120_0_1	-120	0	60.54	3_-196_015_3			27.39
3_-120_0_2			60.50	3_-196_015_4			34.32
3_-120_0_3			56.20	3_-196_025_1		0.25	33.81
3_-120_0_4			54.16	3_-196_025_2			33.55
3_-120_015_1		0.15	73.37	3_-196_025_3			35.08
3_-120_015_2			73.23	3_-196_025_4			33.67
3_-120_015_3			75.37	3_-196_05_1		0.5	47.98
3_-120_015_4			-	3_-196_05_2			50.00
3_-120_025_1		0.25	75.13	3_-196_05_3			47.27
3_-120_025_2			73.49	3_-196_05_4			40.99
3_-120_025_3			72.91	3_-196_1_1		1	58.70
3_-120_025_4			-	3_-196_1_2			61.54
3_-120_05_1		0.5	77.15	3_-196_1_3			50.11
3_-120_05_2			79.17	3_-196_1_4			63.95
3_-120_05_3			75.50	3_-196_3_1		2	74.89
3_-120_05_4			73.74	3_-196_3_2			81.67
3_-120_1_1		1	87.40	3_-196_3_3			70.19
3_-120_1_2			87.88	3_-196_3_4			64.68

Tabla 4.4. Características probetas acero S355J2

4.4. ACERO S460M

Se han analizado 82 probetas de este acero. Se trata de un acero laminado termomecánicamente cuyo límite elástico mínimo son 460 MPa.

Las probetas analizadas han sido probetas SENB (flexión en 3 puntos) cuyas propiedades geométricas son las que se muestran en la Figura 4.2.

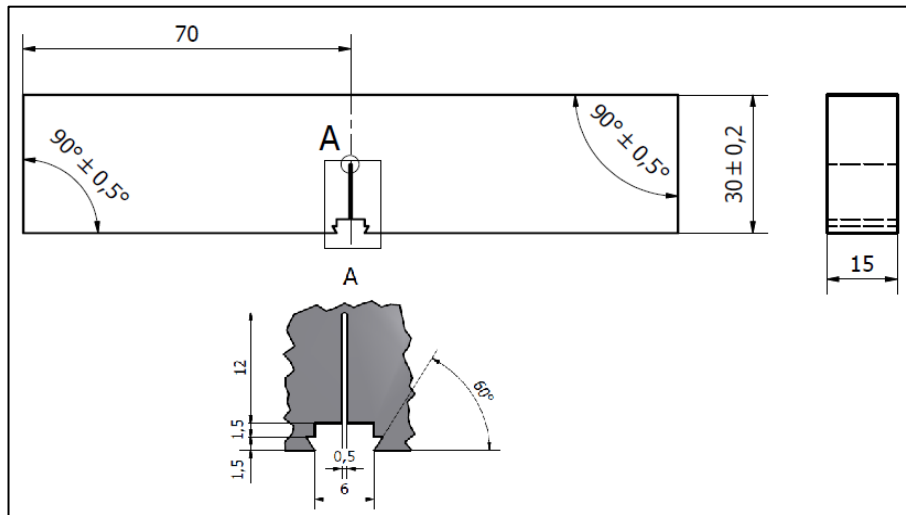


Figura 4.5. Características geométricas de probetas SENB

Los ensayos llevados a cabo se han realizado con radios de entallas que van desde 0 mm hasta 2 mm, pasando por valores intermedios como 0.15 mm; 0.25 mm; 0.5 mm y 1 mm.

Respecto a la temperatura, hay que indicar que se han realizado los ensayos en la zona de transición dúctil – frágil del acero (-100°C; -120°C y -140°C), combinando el uso de cámara ambiental y nitrógeno líquido.

La longitud de la fisura/entalla es 15 mm.

Las características mecánicas del acero a las distintas temperaturas ensayado, se muestran en la siguiente tabla, habiendo seguido la formulación propuesta en el apartado 3.2.2. [50]; para obtener los valores de L se ha procedido como se muestra en el apartado 3.2.1.

T (°C)	E(GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	L (mm)
RT(20)	207	473.00	595.00	
-100	212	605.54	726.53	0.0053
-120	213	647.64	758.74	0.0075
-140	214,5	702.41	794.96	0.0028

Tabla 4.5. Características mecánicas acero S460M

Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 4.6:

CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)	CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)
4_-100_0_1	-100	0	22.01	4_-120_015_3	-120	0.15	22.99
4_-100_0_2			16.62	4_-120_015_4			25.43
4_-100_0_3			22.22	4_-120_025_1		0.25	24.12
4_-100_0_4			16.20	4_-120_025_2			26.67
4_-100_0_5			19.45	4_-120_025_3			24.29
4_-100_0_6			21.16	4_-120_025_4			24.55
4_-100_015_1		0.15	23.39	4_-120_05_1		0.5	25.43
4_-100_015_2			22.18	4_-120_05_2			24.88
4_-100_015_3			22.77	4_-120_05_3			25.94
4_-100_015_4			21.44	4_-120_05_4			25.57
4_-100_015_5			22.29	4_-120_1_1		1	28.94
4_-100_015_6			22.25	4_-120_1_2			27.51
4_-100_025_1		0.25	24.96	4_-120_1_3			26.34
4_-100_025_2			25.18	4_-120_1_4			26.01
4_-100_025_3			24.12	4_-120_2_1		2	31.05
4_-100_025_4			24.09	4_-120_2_2			31.40
4_-100_025_5			22.20	4_-120_2_3			31.15
4_-100_025_6			23.51	4_-120_2_4			30.01
4_-100_05_1		0.5	24.30	4_-140_0_1	-140	0	10.87
4_-100_05_2			26.79	4_-140_0_2			8.80
4_-100_05_3			27.02	4_-140_0_3			11.37
4_-100_05_4			27.16	4_-140_0_4			13.45
4_-100_05_5			27.10	4_-140_015_1		0.15	32.19
4_-100_05_6			27.24	4_-140_015_2			24.98
4_-100_1_1		1	29.07	4_-140_015_3			24.45
4_-100_1_2			28.02	4_-140_015_4			22.71
4_-100_1_3			28.03	4_-140_025_1		0.25	21.66
4_-100_1_4			28.51	4_-140_025_2			24.36
4_-100_1_5			-	4_-140_025_3			23.23
4_-100_1_6			28.64	4_-140_025_4			23.94
4_-100_2_1		2	-	4_-140_05_1		0.5	24.15
4_-100_2_2			30.28	4_-140_05_2			23.57
4_-100_2_3			31.11	4_-140_05_3			25.38
4_-100_2_4			30.85	4_-140_05_4			27.47
4_-100_2_5			31.40	4_-140_1_1		1	27.60
4_-100_2_6			-	4_-140_1_2			28.41
4_-120_0_1	-120	0	24.53	4_-140_1_3			27.56
4_-120_0_2			21.34	4_-140_1_4			29.11
4_-120_0_3			19.02	4_-140_2_1		2	25.99
4_-120_0_4			12.40	4_-140_2_2			25.80
4_-120_015_1		0.15	23.33	4_-140_2_3			32.07
4_-120_015_2			24.14	4_-140_2_4			31.22

Tabla 4.6. Características probetas acero S460M

4.5. ACERO S690Q

Se han analizado 82 probetas de este acero. Se trata de un acero templado y revenido cuyo límite elástico mínimo son 690 MPa. La microestructura presenta bainita y martensita revenida.

Las probetas analizadas han sido probetas SENB (Figura 4.2).

Los ensayos llevados a cabo se han realizado con radios de entallas que van desde 0 mm hasta 2 mm, pasando por valores intermedios como 0.15 mm; 0.25 mm; 0.5 mm y 1 mm.

Respecto a la temperatura, hay que indicar que se han realizado los ensayos en la zona de transición dúctil – frágil del acero (-100°C; -120°C y -140°C), haciendo uso de cámara ambiental y nitrógeno líquido.

La longitud de la fisura/entalla es 15 mm.

Las características mecánicas del acero a las distintas temperaturas ensayado, se muestran en la siguiente tabla, habiendo seguido la formulación propuesta en el apartado 3.2.2., y para obtener el valor de L, se sigue el procedimiento propuesto en el apartado 3.2.1. del presente trabajo.

T (°C)	E(GPa)	lim elas (MPa)	tens rot (MPa)	L (mm)
RT(20)	207	775.00	832.00	
-100	212	907.54	1015.93	0.0173
-120	213	949.64	1060.97	0.0131
-140	214,5	1004.41	1111.61	0.0069

Tabla 4.7. Características mecánicas acero S690Q

Los resultados de los ensayos se muestran en la tabla 4.8:

CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)	CODE	T (°C)	ρ (mm)	LBC (kN)
4_-100_0_1	-100	0	24.21	4_-120_015_3	-120	0.15	28.23
4_-100_0_2			30.61	4_-120_015_4			31.24
4_-100_0_3			19.57	4_-120_025_1		0.25	33.37
4_-100_0_4			24.39	4_-120_025_2			33.65
4_-100_0_5			20.41	4_-120_025_3			33.01
4_-100_0_6			-	4_-120_025_4			32.23
4_-100_015_1		0.15	27.90	4_-120_05_1		0.5	34.65
4_-100_015_2			32.56	4_-120_05_2			34.11
4_-100_015_3			32.45	4_-120_05_3			33.88
4_-100_015_4			32.15	4_-120_05_4			33.71
4_-100_015_5			31.92	4_-120_1_1		1	36.11
4_-100_015_6			32.02	4_-120_1_2			33.63
4_-100_025_1		0.25	33.11	4_-120_1_3			34.37
4_-100_025_2			32.89	4_-120_1_4			34.95
4_-100_025_3			32.80	4_-120_2_1		2	30.32
4_-100_025_4			33.00	4_-120_2_2			37.60
4_-100_025_5			32.31	4_-120_2_3			36.35
4_-100_025_6			-	4_-120_2_4			36.63
4_-100_05_1		0.5	32.94	4_-140_0_1	-140	0	11.15
4_-100_05_2			30.42	4_-140_0_2			15.09
4_-100_05_3			33.36	4_-140_0_3			15.45
4_-100_05_4			33.42	4_-140_0_4			16.21
4_-100_05_5			33.57	4_-140_015_1		0.15	26.87
4_-100_05_6			33.57	4_-140_015_2			23.65
4_-100_1_1		1	34.67	4_-140_015_3			29.97
4_-100_1_2			32.06	4_-140_015_4			23.55
4_-100_1_3			34.96	4_-140_025_1		0.25	27.74
4_-100_1_4			34.85	4_-140_025_2			29.85
4_-100_1_5			34.20	4_-140_025_3			32.34
4_-100_1_6			34.28	4_-140_025_4			28.34
4_-100_2_1		2	35.23	4_-140_05_1		0.5	35.12
4_-100_2_2			34.39	4_-140_05_2			25.13
4_-100_2_3			35.58	4_-140_05_3			26.22
4_-100_2_4			34.90	4_-140_05_4			35.47
4_-100_2_5			35.12	4_-140_1_1		1	36.80
4_-100_2_6			35.97	4_-140_1_2			36.64
4_-120_0_1	-120	0	13.91	4_-140_1_3			33.82
4_-120_0_2			22.98	4_-140_1_4			36.76
4_-120_0_3			21.52	4_-140_2_1		2	37.34
4_-120_0_4			22.49	4_-140_2_2			37.33
4_-120_015_1		0.15	29.00	4_-140_2_3			36.86
4_-120_015_2			32.54	4_-140_2_4			36.75

Tabla 4.8. Características probetas acero S690Q

CAPÍTULO 5

VALIDACIÓN DEL MODELO

Una vez que se ha definido toda la formulación a emplear y los parámetros necesarios para poder analizar las distintas probetas de acero en función del radio de entalla, temperatura, características mecánicas y geometría, se procede a aplicar el modelo propuesto en los capítulos anteriores y a comprobar la validez del mismo.

Cada ensayo se representará en el FAD con y sin aplicación de la corrección por efecto entalla. De este modo, se puede observar cómo influye el hecho de aplicar o no las correcciones correspondientes a la hora de definir la resistencia a fractura.

Además, en cada caso, se evaluará el coeficiente de seguridad (el máximo) de los grupos de probetas de cada material y a cada temperatura. De este modo, se puede realizar una comparación de cómo varía el valor del coeficiente de seguridad en función de si se aplica o no la corrección por efecto de la entalla.

5.1. ACERO S275JR

Las probetas de acero S275JR se han analizado en dos regiones de comportamiento del material distintas. Por un lado se han realizado una serie de ensayos a temperaturas que se encuentran en Lower Shelf, y por el otro, se realizan ensayos en la zona de transición dúctil – frágil del material. Las figuras 5.1 y 5.2 muestran los resultados correspondientes.

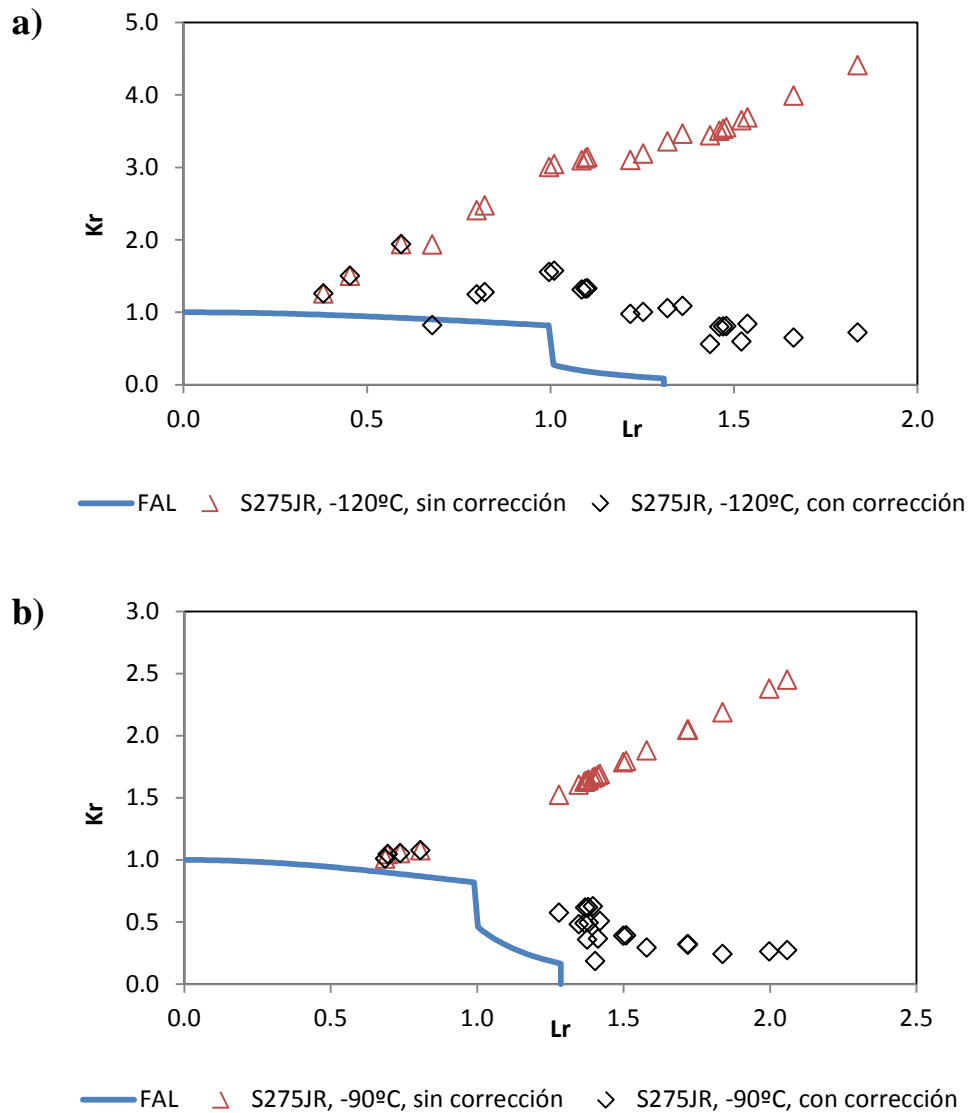


Figura. 5.1. FAD acero S275JR. a) -120°C; b) -90°C.

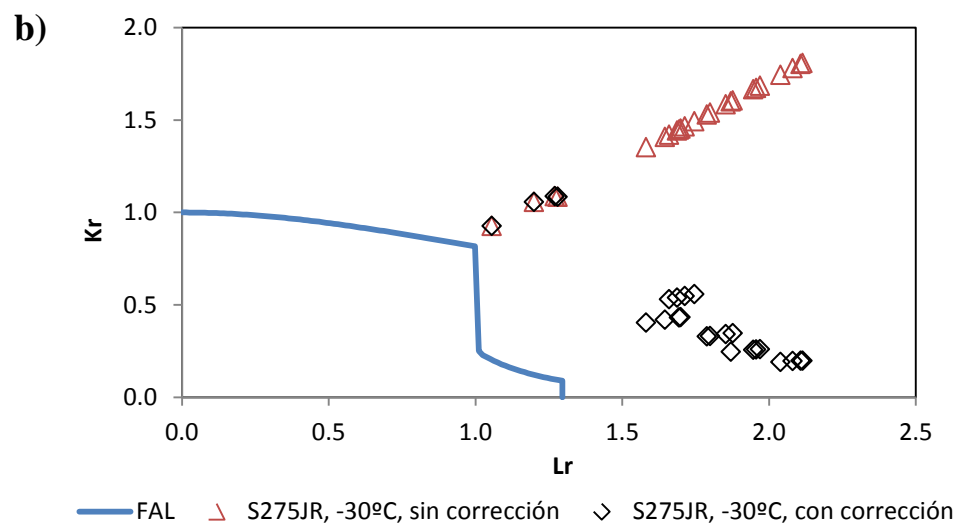
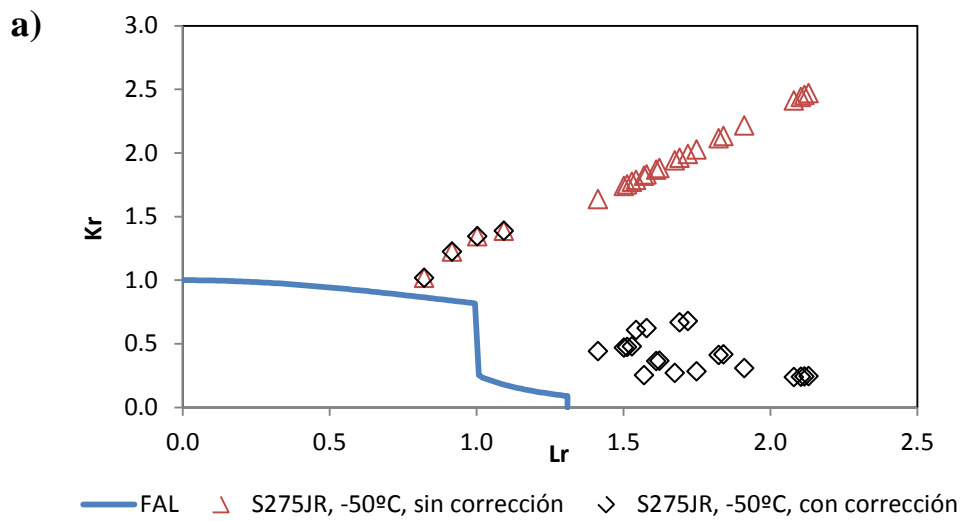
Como se puede comprobar en el caso de las probetas ensayadas en Lower Shelf (Figura 5.1), el coeficiente de seguridad de las mismas disminuye tras aplicar la corrección por efecto entalla debido a que los puntos obtenidos (representativos de las probetas en rotura), se aproximan más a la línea de fallo.

Además, también hay que tener en cuenta que en estos casos, se ve claramente cómo cuando al aplicar la corrección por efecto entalla, tiende a producirse un fallo por colapso plástico de las probetas (tal y como se observa experimentalmente), mientras que cuando no se aplica la corrección, se predice una fractura frágil de las mismas en muchas ocasiones.

Otra particularidad que se puede apreciar en los Diagramas de Fallo obtenidos es que tras aplicarse la corrección por efecto entalla, las probetas tienden a romper siguiendo la forma aproximada de la

línea de fallo que describe el material, mientras que cuando se analizan como fisura, la tendencia de las probetas en rotura muestra una línea recta ascendente que se aleja progresivamente de la línea de fallo.

Se observa también que a -120°C hay una probeta cuyo resultado no se encuentra del lado de la seguridad, es decir, su coeficiente de seguridad es menor que 1, ya que se sitúa por dentro de la línea de fallo. Esta cuestión es aceptable en cuanto a que para realizar los cálculos correspondientes se ha tomado un valor de K_{mat} correspondiente al 95% de fiabilidad, lo que quiere decir que un 5% de las probetas podrían encontrarse en situación de rotura.



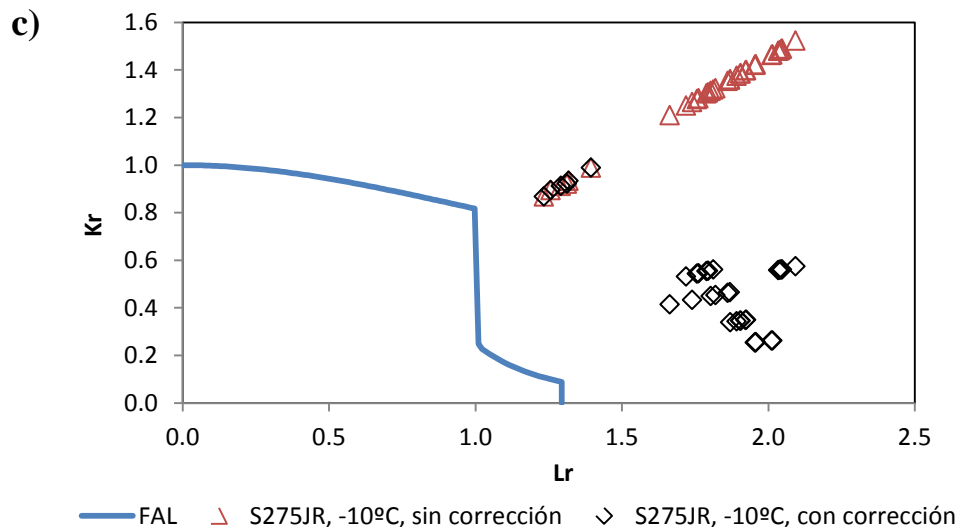


Figura 5.2. FAD acero S275JR. a) -50°C; b) -30°C; c) -10°C.

En el caso de las probetas ensayadas a temperaturas que pertenecen a la zona de transición dúctil – frágil del material (Figura 5.2), se puede observar que los valores obtenidos antes y después de aplicar la corrección por efecto entalla a las probetas en todos los casos siguen la misma tendencia que cuando se ensayan en Lower Shelf.

El coeficiente de seguridad disminuye, acercándonos de este modo a un resultado menos conservador de la tenacidad a fractura del material, pero siempre del lado de la seguridad, se predicen fallos por colapso plástico frente a los fallos por rotura frágil o mixta que se pronostican cuando se emplea la formulación que no considera el efecto de la entalla.

La nube de puntos en rotura sigue la misma forma de la línea de fallo del material a dicha temperatura.

T °C	Coeficiente de Seguridad	
	Sin Corrección	Con Corrección
-120	2.67	1.90
-90	2.74	1.60
-50	2.86	1.89
-30	2.21	1.91
-10	2.11	2.11

Tabla 5.1. Valores coeficiente de seguridad máximos con/sin corrección

5.2. ACERO S355J2

Las probetas de acero S355J2 se han analizado tanto en el Lower Shelf como en la zona de transición dúctil-frágil. Los resultados se muestran en las figuras 5.3 y 5.4.

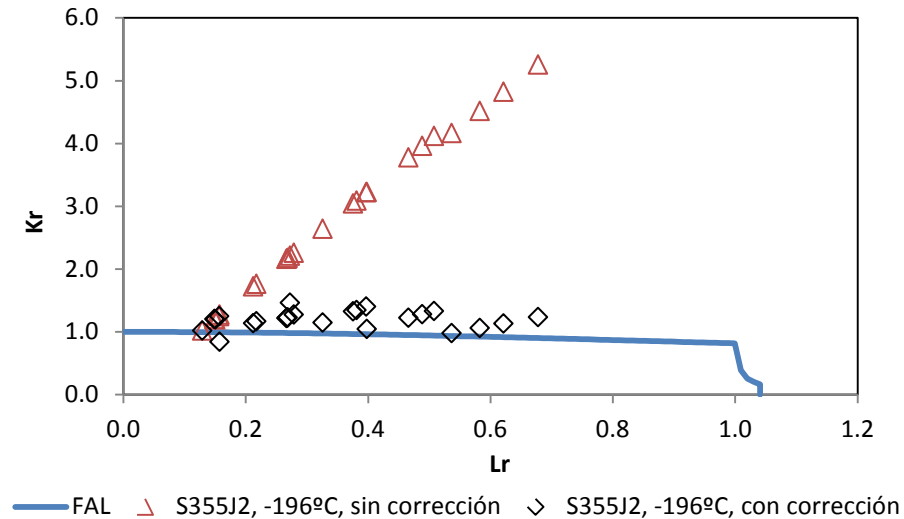


Figura. 5.3. FAD acero S355J2 -196°C

En este caso, se puede ver cómo la corrección por efecto entalla en el material ensayado a -196°C es totalmente acertada, ya que todos los puntos de rotura tras aplicar la corrección se aproximan mucho a la línea de fallo, disminuyendo de este modo enormemente el coeficiente de seguridad y, por tanto, dejando de lado el gran conservadurismo que supone no aplicar dichas correcciones, y generando normalmente predicciones seguras.

Además, se observa la tendencia mostrada anteriormente relativa al hecho de que los resultados experimentales a los que se les ha aplicado la corrección por efecto de la entalla tienden a seguir la forma de la línea de fallo.

Análogamente a lo observado en el material anterior, se observan dos probetas que se sitúan por debajo de la línea de fallo, si bien se trata de un número aceptable debido a que se ha tomado un valor de K_{mat} correspondiente al 95% de fiabilidad.

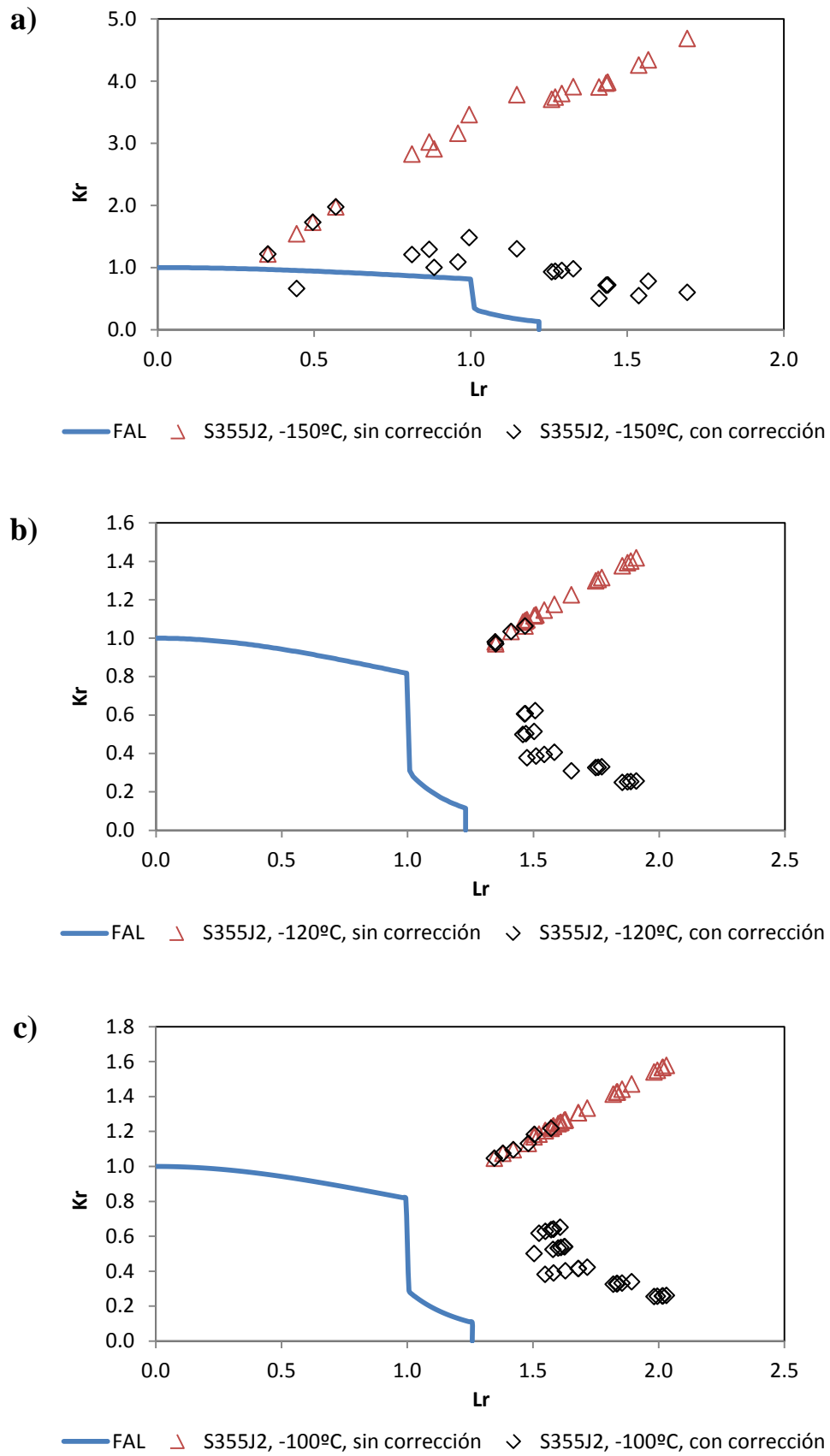


Figura. 5.4. FAD acero S355J2. a) -150°C; b) -120°C; c) -100°C.

En el caso de las probetas ensayadas a temperaturas que pertenecen a la zona de transición dúctil – frágil del material (Figura 5.4), se puede observar que los puntos de evaluación obtenidos antes y después de aplicar la corrección por efecto entalla a las probetas en todos los casos siguen la misma tendencia que cuando se ensayan en Lower Shelf.

En cualquiera de las temperaturas de ensayo, el coeficiente de seguridad disminuye al aplicarle corrección (Tabla 5.2), generando de este modo resultados menos conservadores. Se predicen igualmente fallos por colapso plástico, frente a los fallos por rotura frágil o mixta con colapso plástico que predice la formulación que no considera el efecto de la entalla.

Las nubes de puntos siguen la misma forma que la línea de fallo del material a las distintas temperaturas, lo cual indica que la corrección por entalla captura la física del problema analizado.

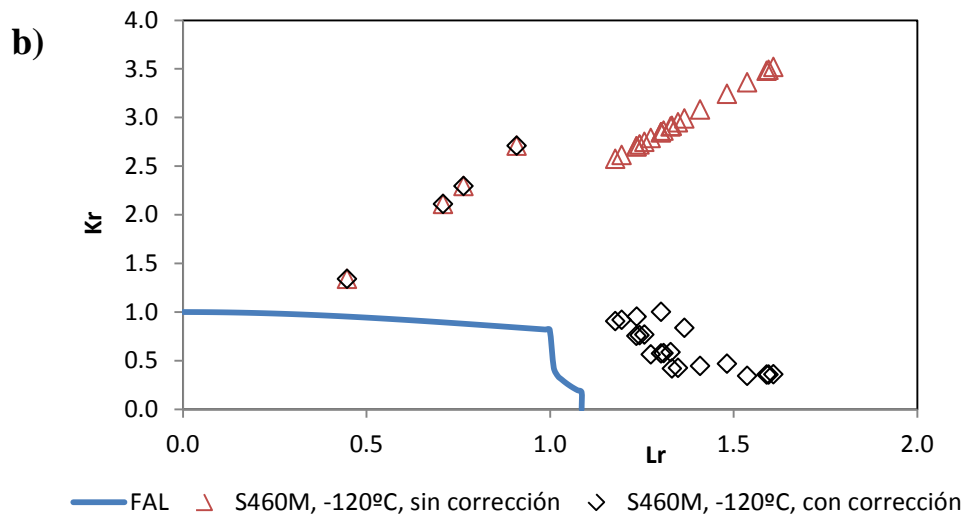
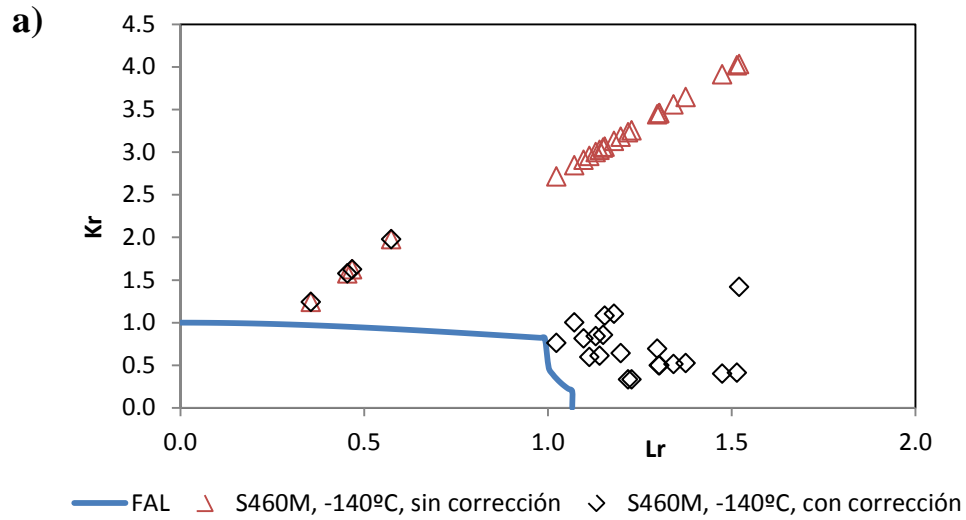
Se puede observar que existe una probeta cuya rotura se sitúa por debajo de la línea de fallo. Como se ha indicado anteriormente, es admisible ya que la metodología que el 5% de las probetas puedan llegar a tener una rotura no segura al haberse tomado el valor correspondiente al 95% de fiabilidad.

T °C	Coeficiente de Seguridad	
	Sin Corrección	Con Corrección
-196	5.25	1.27
-150	4.82	1.72
-120	1.89	1.69
-100	2.01	1.71

Tabla. 5.2. Valores coeficiente de seguridad máximos con/sin corrección

5.3. ACERO S460M

La figura 5.5 muestra los resultados obtenidos, todos ellos realizados a temperaturas comprendidas dentro de la zona de transición dúctil-frágil del material.



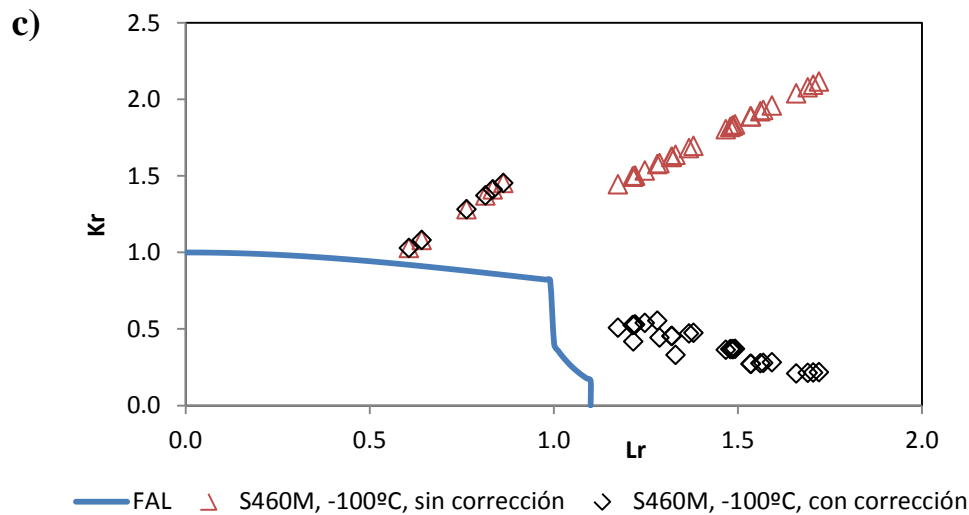


Figura. 5.5. FAD acero S460M. a)-140°C; b)-120°C; c) -100°C.

Como se puede comprobar en el caso de las probetas ensayadas, el coeficiente de seguridad de las mismas disminuye tras la corrección por efecto entalla, debido a que los puntos en rotura obtenidos se aproximan más a la línea de fallo cuando se aplica la corrección por efecto entalla que cuando no se aplica.

Además, también hay que tener en cuenta que en estos casos se ve claramente cómo cuando se aplica la corrección por efecto entalla, tiende a predecirse fallo por colapso plástico de las probetas, mientras que cuando no se aplica la corrección, la formulación se predice generalmente una fractura frágil de las mismas.

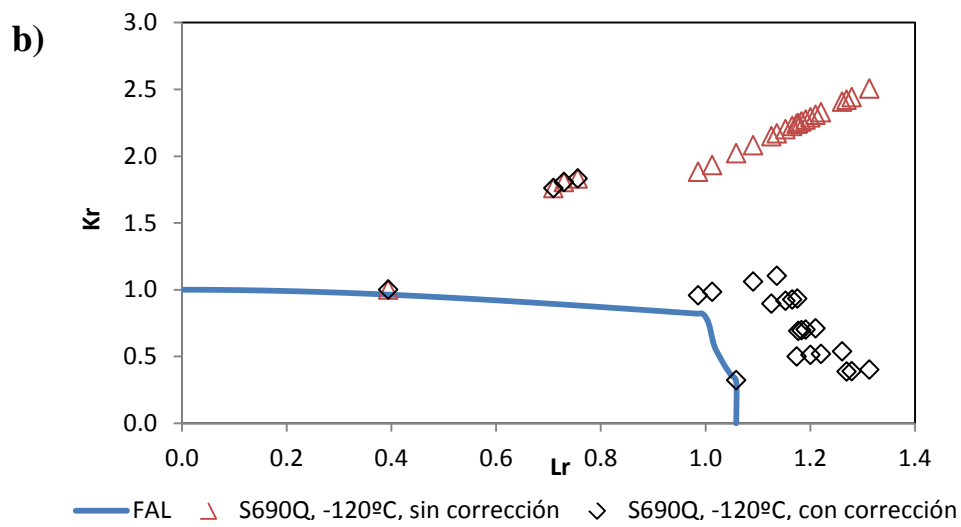
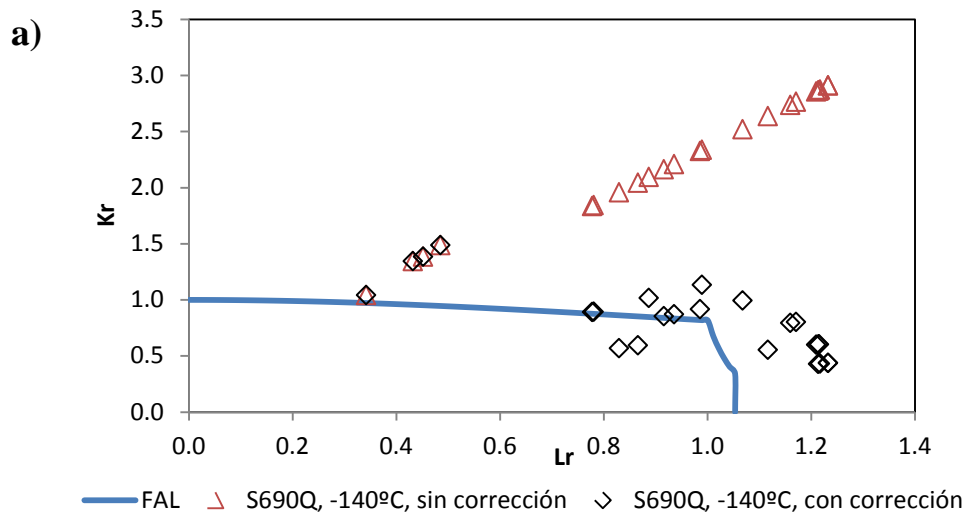
Otra particularidad que se puede apreciar en los diagramas de fallo obtenidos es que cuando se aplica la corrección por efecto entalla, las probetas tienden a romper siguiendo aproximadamente la línea de fallo que describe el material, mientras que cuando se considera que se trata de fisuras, la tendencia de las probetas al romper muestra una línea recta ascendente que se aleja proporcionalmente de la línea de fallo. En este caso no hay resultados del lado de la inseguridad.

T °C	Coeficiente de Seguridad	
	Sin Corrección	Con Corrección
-140	3.72	1.87
-120	3.65	1.51
-100	2.62	1.36

Tabla. 5.3. Valores coeficiente de seguridad máximos con/sin corrección

5.4. ACERO S690Q

Finalmente, la figura 5.6 muestra los resultados obtenidos en el acero S690Q, todos ellos realizados dentro de la zona de transición dúctil-frágil.



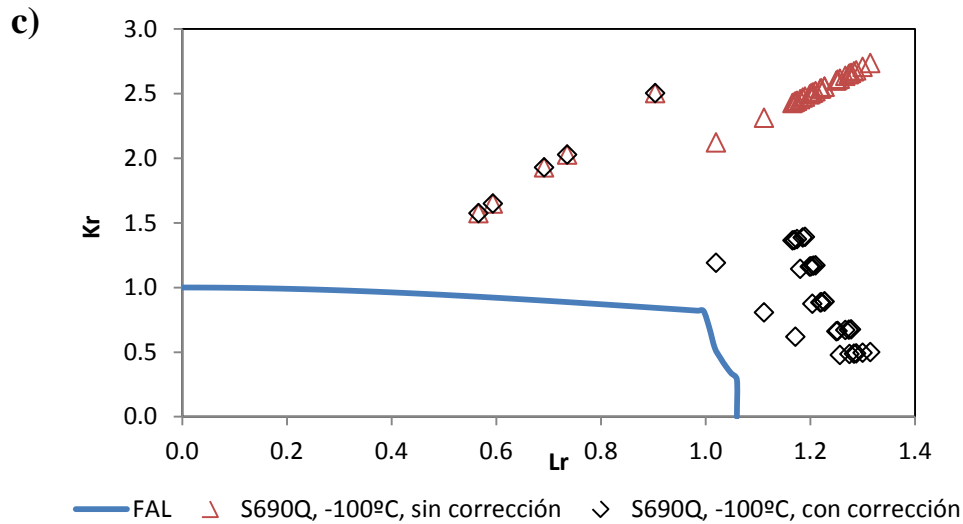


Figura. 5.6. FAD acero S690Q. a)-140°C; b)-120°C; c) -100°C.

Como se puede comprobar en el caso de las probetas ensayadas, el coeficiente de seguridad de las mismas disminuye tras la corrección. Los puntos en rotura obtenidos se aproximan más a la línea de fallo cuando se aplica la corrección por efecto entalla que cuando no se aplica.

Además, se observa claramente cómo cuando al aplicar la corrección por efecto entalla tiende a predecirse fallo por colapso plástico de las probetas, mientras que cuando no se aplica la corrección se predice generalmente una fractura frágil de las mismas.

Igualmente se puede apreciar que cuando se aplica la corrección por efecto entalla las probetas tienden a romper siguiendo aproximadamente la línea de fallo que describe el material, mientras que cuando se tratan como fisuras, la tendencia de los puntos en rotura muestra una línea recta ascendente progresivamente más alejada de la línea de fallo.

En el primer caso (-140°C) se observan dos probetas en las cuales se produce una rotura insegura, es decir, su factor de seguridad es menor que 1 porque se sitúa por dentro de la línea de fallo.

Esto hace un total de 6 resultados inseguros de 400 probetas analizadas (1.5%).

La tabla 5.4 muestra finalmente los coeficientes de seguridad máximos obtenidos.

T °C	Coeficiente de Seguridad	
	Sin Corrección	Con Corrección
-140	3.04	1.08
-120	2.67	1.18
-100	2.84	1.25

Tabla. 5.1. Valores coeficiente de seguridad máximos con/sin corrección

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES

Es bien sabido que la Mecánica de la Fractura tiene importantes limitaciones cuando se utiliza en el análisis a fractura de entallas, puesto que al basarse en el campo de tensiones existente en el fondo de una fisura, los resultados que se obtienen al aplicarla a entallas son muy conservadores. Por ello se hace necesario desarrollar y aplicar metodologías en el análisis a fractura de entallas que tengan en cuenta la propia naturaleza de las mismas y, de forma más específica, su correspondiente campo de tensiones. Con este propósito, en los años 50, surge la Teoría de Distancias Críticas (TDC), que ha tenido un notable desarrollo en los últimos años gracias a la utilización de los elementos finitos en la determinación de los estados tensionales en el fondo del defecto. Fruto de todo ello surge este Trabajo Fin de Máster, que trata de validar la TDC en cuatro aceros estructurales S275JR, S355JR, S460M, S690Q.

En este trabajo, además, se desarrollan metodologías de evaluación de la integridad estructural basadas en la TDC, planteando una metodología propia para la evaluación de componentes entallados mediante el uso conjunto de la TDC y los Diagramas de Fallo (FAD).

De los resultados obtenidos se han ido extrayendo en los capítulos correspondientes las distintas conclusiones. Las principales se recogen a continuación:

Sobre la validación de la TDC:

- 1) La aplicación de la TCD en los aceros S275JR, S355J2, S460M y S690Q ha sido validada, dado que ha proporcionado buenas predicciones del efecto entalla en relación con los resultados experimentales. Estas predicciones han resultado especialmente satisfactorias para el Método de la Línea (LM), si bien la Mecánica de la Fractura Finita (FFM) podría generar predicciones similares previa derivación de sus ecuaciones representativas para la geometría de las probetas utilizadas en este estudio. Esta cuestión es de gran importancia, ya que la FFM es la metodología de la TDC que proporciona una explicación física más satisfactoria del proceso de fractura.

Sobre la TDC y las evaluaciones de integridad estructural:

- 2) Se ha planteado la necesidad de evaluar entallas según metodologías que tengan en cuenta el aumento de la capacidad resistente que llevan asociado si se comparan con el comportamiento de las fisuras, dado que en caso contrario pueden generarse análisis a fractura muy conservadores. Además, se han descrito los FAD como una herramienta fundamental para realizar evaluaciones a fractura-colapso plástico de todo tipo de materiales fisurados. Con todo ello, se ha planteado una metodología que permite usar los FAD en el análisis de entallas, para lo cual se utiliza la corrección de la tenacidad aparente fundamentada en la Teoría de las Distancias Críticas. La metodología se ha aplicado al análisis en rotura de 130 probetas de acero S275JR, 106 probetas de acero S355J2, 82 probetas de acero S460M y 82 probetas de acero S690Q con 6 radios de entalla diferentes.
- 3) El conservadurismo inicial del análisis FAD ordinario, obtenido al no considerar el efecto entalla, se ve sensiblemente reducido al considerar la naturaleza propia de las entallas, dando resultados del lado de la seguridad en la mayoría de los ensayos realizados, tal y como se muestra en el Capítulo 5 de este trabajo.
- 4) Se ha demostrado que la combinación de TDC con FAD proporciona excelentes resultados. Los resultados óptimos se han obtenido cuando se utiliza un valor de K_{mat} asociado al 95% de confianza, lo cual es coherente con la buena práctica ingenieril.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Madrazo, V., “*Análisis, desarrollo y aplicación de la teoría de las distancias críticas en la evaluación en rotura de componentes estructurales*”, Tesis Doctoral, Escuela Técnica Superior de Caminos, Canales y Puertos Universidad de Cantabria (2013).
- [2] Madrazo, V., Cicero, S., García, T., “*Assessment of notched structural steel components using Failure Assessment Diagrams and the Theory of Critical Distances*”, *Engineering Failure Analysis*, 36 (2014) 104-120.
- [3] Cicero, S., García, T., Madrazo, V., Carrascal, I.A., Ruiz, E. “*Analysis of notch effect in load bearing capacity, apparent fracture toughness and fracture micromechanisms of ferritic-pearlitic steels*”, *Engineering Failure Analysis*, 44 (2014) 250-271.
- [4] Cicero, S., Madrazo, V., Carrascal, I.A., Cicero, R., “*Assessment of notched structural components using Failure Assessment Diagrams and the Theory of Critical Distances*”, *Engineering Fracture Mechanics*, 78 (2011) 2809-25.
- [5] Cicero, S., “*Evaluación de la integridad estructural de componentes sometidos a condiciones de bajo confinamiento*”, Tesis Doctoral, Escuela Técnica Superior de Caminos, Canales y Puertos Universidad de Cantabria (2007).
- [6] Gutiérrez-Solana, F., González, J., Setién, J., Varona, J.M., “*Guía de Estudio de Ciencia de los Materiales (II): Comportamiento Mecánico de los Materiales*”, Servicio de

- Publicaciones de la ETS de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria (1995).
- [7] Williams, M.L., “*On the Stress Distribution at the Base of Stationary Crack*”, Journal of Applied Mechanics, 24, pp. 109-114 (1957).
- [8] Tada, H., Paris, P.C., Irwin, G.R., “*The Stress Analysis of Cracks Handbook*”, 2nd Edition, Paris Productions, Inc., St. Louis (1985).
- [9] Murakami, Y., “*Stress Intensity Factors Handbook*”, Pergamon Press, New York (1987).
- [10] Rooke, D.P., Cartwright, D.J., “*Compendium of Stress Intensity Factors*”, Her Majesty’s Stationary Office, London (1976).
- [11] ASTM E 399-12e2, “*Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials*”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (2012).
- [12] ASTM E 1820-11e1, “*Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (2011).
- [13] Brown, W.F. Jr., Srawley, J.E., “*Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*”, ASTM STP 410, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1966).
- [14] SINTAP, “*Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry*”, SINTAP BRITE-EURAM Project BRPR-CT95-0024 (1999).
- [15] Bilby, B.A., Cardew, G.E., Goldthorpe, M.R., Howard, I.C., “*A Finite Element Investigation of the Effects of Specimens Geometry on the Fields of Stress and Strain at the Tip of Stationary Cracks*”, Size Effects in Fracture, Institute of Mechanical Engineers, pp.37-46, London (1986).
- [16] VOCALIST, “*Validation of Constraint Based Assessment Methodology in Structural Integrity*”, FIKS CT-2000-00090, Fifth Framework of the European Atomic Energy Community (EURATOM).

- [17] Griffith, A.A., "*The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*", Philosophical Transactions of the Royal Society, London, A 221, pp. 163-198 (1920).
- [18] Irwin, G.R., "*Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate*", Journal of Applied Mechanics, 24, pp. 361-364 (1958).
- [19] Anderson T. L., "*Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*", 2nd edition, CRC Press, Boca Raton (1995).
- [20] Broek, D., "*Elementary Engineering Fracture Mechanics*", 3rd Edition, Martinus Nijhoff, The Hague (1982).
- [21] Paris, P.C., Gomez, R.E., Anderson, W.E., "*A Rational Analytic Theory of Fatigue*", the Trend in Engineering, 13, n°1 (1961).
- [22] ASTM E 1737-96, "*Test Method for J Integral Characterization of Fracture Toughness Measurement of Fracture Toughness*", American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1998).
- [23] ASTM E 1290-08e1, "*Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*", American Society for Testing and Materials, Philadelphia (2008).
- [24] ESIS-PI-92, "*Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials*", EGF (1992).
- [25] Ewalds, H.L., Wanhill, R.J.H., "*Fracture Mechanics*", Edward Arnold Publications, London (1985).
- [26] Dugdale, D.S., "*Yielding in Steel Sheets Containing Slits*", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 8, pp.100-104.
- [27] Barenblatt, G.I., "*The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture*", Advances in Applied Mechanics, Vol. III, Academic Press, pp. 55-129 (1962).
- [28] Burdekin F.M. Stone D.E.W., "*The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials*", Journal of Strain Analysis, 1, pp.144-153 (1966).

- [29] Paris, P.C. Johnson, R.E., “*A Method of Applications of Elastic-Plastic Fracture Mechanics to Nuclear Vessel Analysis*”, Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Vol. II- Fracture Resistance Curves and Engineering Applications, ASTM STP 803, C.F. Shih y J.P. Gudas, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. II-5-II-40 (1983).
- [30] Golembiewski, H.J. Vasoukis, G., “*Influence of Material Properties and Geometry on the Limit Load Behaviour of Flawed Structures*”, International Journal Pressure Vessel and Piping, 31, pp. 131-140 (1988).
- [31] Hill, R., “*The Mathematical Theory of Plasticity*”, Oxford University Press, USA (1998).
- [32] Kachanov, L. M., “*Plasticity Theory*”, Dover Publications (2004).
- [33] Taylor, D., “*The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*”, Oxford, UK, Elsevier (2007).
- [34] El Haddad, MH; Smith, KN; Topper, TH., “*Fatigue crack propagation of shorts cracks*”, Journal of Engineering Materials and Technology (Trans ASME), 101, pp. 42- 46 (1979).
- [35] FITNET, “*European Fitness-for-Service Network*”, EU’s Framework 5, Proposal No. GTC1-2001-43049, Contract No. G1RT-CT-2001-05071.
- [36] Waddoups, M.E., Eisenmann, J.R., Kaminski, B.E., “*Macroscopic fracture mechanics of advanced composite materials*”, Journal of Composite Materials, 5, pp. 446–454 (1971).
- [37] Klesnil, M., Lukas, P., “*Fatigue of metallic materials*”, Elsevier, Amsterdam (1980).
- [38] Usami, S., Kimoto, H., Takahashi, I., Shida, S., “*Strength of ceramic materials containing small flaws*”, Engineering Fracture Mechanics, 23, pp. 745–761 (1986).
- [39] Ostash, O.P., Panasyuk, V.V., “*Fatigue process zone at notches*”, International Journal of Fatigue, 23, pp. 627–636 (2001).
- [40] Murakami, Y., “*Stress intensity factors handbook*”, Pergamon Press, Oxford, UK (1987).
- [41] Taylor, D., Cornetti, P., Pugno, N., “*The Fracture Mechanics of Finite Crack Extension*”, Engineering Fracture Mechanics, 72 (7), pp. 1021-1038 (2005).

- [42] Westergaard, H.M., “*Bearing pressures and cracks*”, *Journal of Applied Mechanics*, A, pp. 49–53 (1939).
- [43] Creager, M, Paris, P.C., “*Elastic field equations for Blunt cracks with reference to stress corrosion cracking*”, *International Journal of Fracture Mechanics*, 3, pp. 247-252 (1967).
- [44] Wilshaw, T.R., Rau, C.A.; Tetelman, A.S., “*A general model to predict the elasticplastic stress distribution and fracture strength of notched bars in plane strain bending*”, *Engineering Fracture Mechanics*, 1, pp. 191-211 (1968).
- [45] Yates, J.R., Brown, M.W., “*Prediction of the Length of non-Propagating Fatigue Cracks*”, *Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures*, 10, pp. 187-201 (1987).
- [46] ASTM D638-10, “*Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics*”, American Society of Testing and Materials, Philadelphia (2010).
- [47] ASTM D5045-99, “*Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials*”, American Society of Testing and Materials, Philadelphia (1999).
- [48] ASTM E8/E8M-13a, “*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*”, American Society of Testing and Materials, Philadelphia (2013).
- [49] Miller, A. G., “*Review of limit loads of structures containing defects*”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 32, pp. 197–327 (1988).
- [50] BS 7910: 2013, “*Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*”, British Standards Institution, London (2013).

