

**UNIVERSIDAD DE CANTABRIA**

**DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA DEL TERRENO  
Y DE LOS MATERIALES**

**TESIS DOCTORAL**

**EVALUACIÓN DE LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE  
COMPONENTES SOMETIDOS A CONDICIONES DE  
BAJO CONFINAMIENTO**

Autor:

**SERGIO CICERO GONZÁLEZ**

Director:

**D. FEDERICO GUTIÉRREZ-SOLANA SALCEDO**

**Tesis Doctoral presentada en la Universidad de Cantabria para la obtención del  
Título de Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos**

**Santander, Marzo de 2007**

## CAPÍTULO 3

### EVALUACIÓN DE COMPONENTES SOMETIDOS A CONDICIONES DE BAJO CONFINAMIENTO

#### 3.1 INTRODUCCIÓN

En este capítulo se analizan las distintas fuentes de pérdida de confinamiento en el plano de aplicación de la carga que pueden darse en componentes estructurales, así como las distintas teorías y modelos existentes en cada caso. Se distinguen tres problemas fundamentales:

- Bajo confinamiento en componentes fisurados
- Bajo confinamiento en componentes entallados
- Fisuras que nacen del fondo de una entalla

En el caso de la pérdida de confinamiento en componentes fisurados se recoge el tratamiento que los procedimientos de evaluación de la integridad estructural dan a la misma. En concreto, se plantea el uso de la metodología FAD en este tipo de problemas.

El conocimiento de la realidad tensional en las distintas situaciones de pérdida de confinamiento se hace estrictamente necesario a la hora de plantear un modelo global de evaluación del confinamiento que incluya todas las posibles fuentes de pérdida del mismo.

## 3.2 EVALUACIÓN DE COMPONENTES FISURADOS

### 3.2.1 Introducción

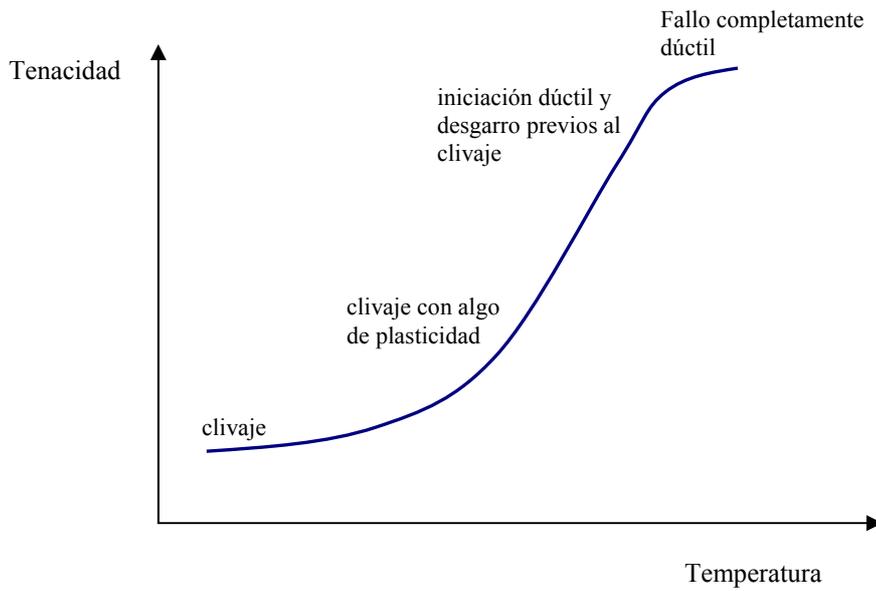
Una elevada triaxialidad de tensiones en el frente de fisura limita la capacidad de plastificación del componente y reduce el valor del parámetro relacionado con la tenacidad (factor intensidad de tensiones, integral  $J$ ,  $CTOD$ ) para el cual se produce el fallo. Dicha triaxialidad depende de la carga y de las geometrías del defecto y del componente por lo que la resistencia a fractura no es una propiedad del material exclusivamente. Para la determinación de la integridad estructural de los componentes estructurales se suelen utilizar datos de tenacidad obtenidos a partir de probetas de laboratorio que se caracterizan por tener una triaxialidad tensional en el frente de fisura muy elevada, de tal manera que queda garantizada la obtención de propiedades resistentes que tienden a su límite inferior. El nivel de confinamiento existente en fisuras situadas en componentes reales es a menudo mucho menor y, por lo tanto, la resistencia a fractura del material en las mismas es más elevada.

El uso de datos de tenacidad a fractura obtenidos en condiciones de alto confinamiento en situaciones de bajo confinamiento tiene dos consecuencias principales:

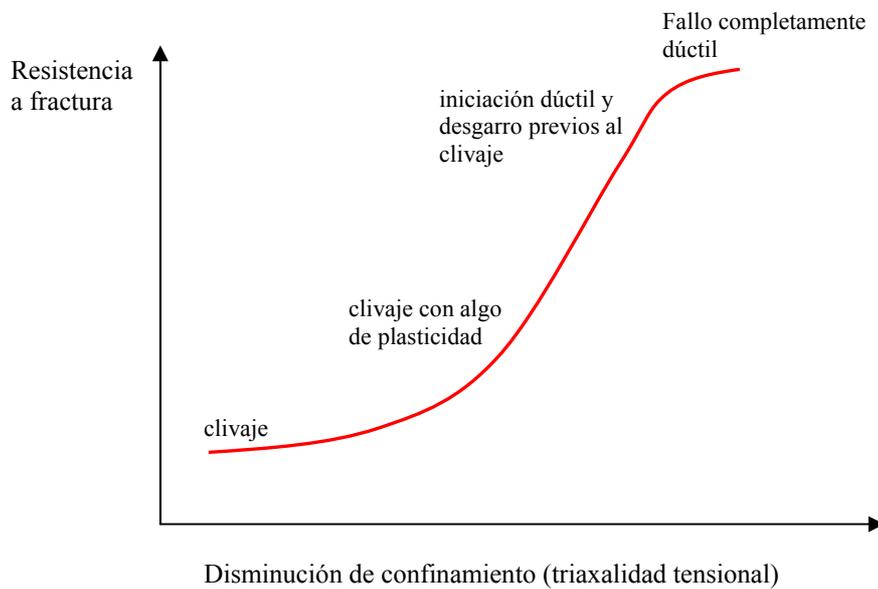
- La obtención de márgenes de seguridad excesivamente conservadores.
- Pérdidas económicas como consecuencia de la subestimación de la vida de los componentes en condiciones seguras.

En las dos últimas décadas se ha profundizado en el conocimiento del como y el por qué el confinamiento afecta a la resistencia a la fractura y se han desarrollado distintos modelos para cuantificar tal efecto [40,55,57-59]. Sin embargo, la validación a gran escala de estos procedimientos es un proceso que acaba de empezar. El proyecto europeo VOCALIST [53] es un claro ejemplo de este proceso.

Los mecanismos de fractura en materiales metálicos, y por ello la tenacidad a fractura del material, están afectados por la temperatura (ver Fig. 3.1). Tal como se ha comentado, también el campo de tensiones hidrostático en el frente del defecto afecta al valor de la tenacidad ya que un estado tensional hidrostático (o triaxial) exigente confina la capacidad de plastificación del material y reduce la resistencia a la fractura. Pues bien, una reducción en la triaxialidad de tensiones en el frente de fisura tiene cualitativamente el mismo efecto que un aumento de la temperatura, tal y como muestra la Fig.3.2.

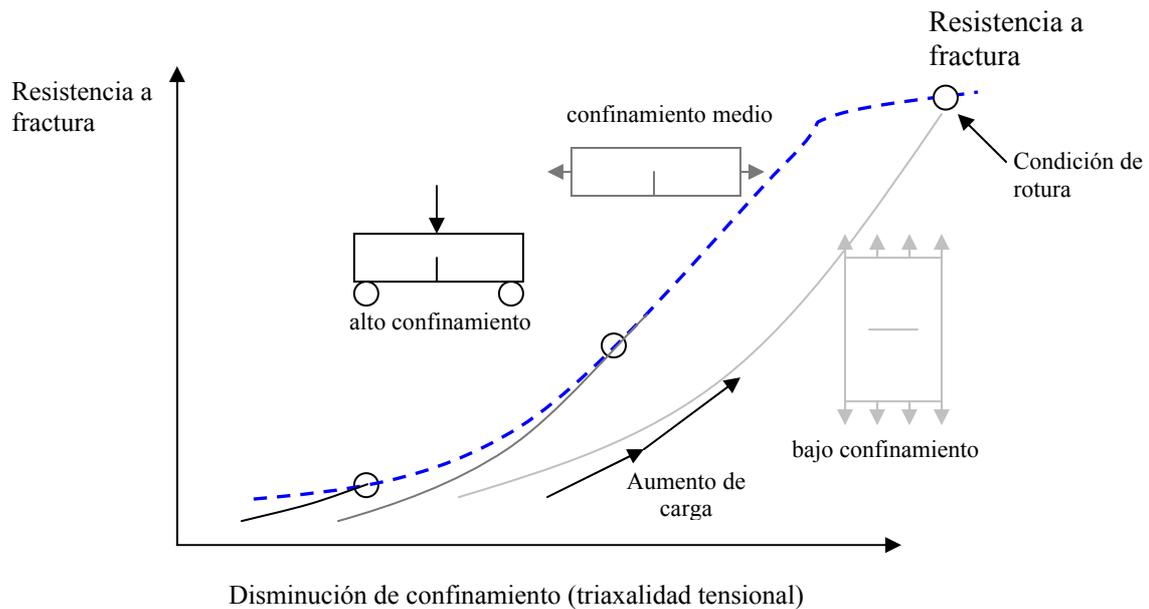


**Fig. 3.1.** Efecto de la temperatura en el valor de la tenacidad a fractura.



**Fig. 3.2.** Efecto de la reducción del confinamiento o la triaxialidad tensional en el valor de la resistencia a fractura.

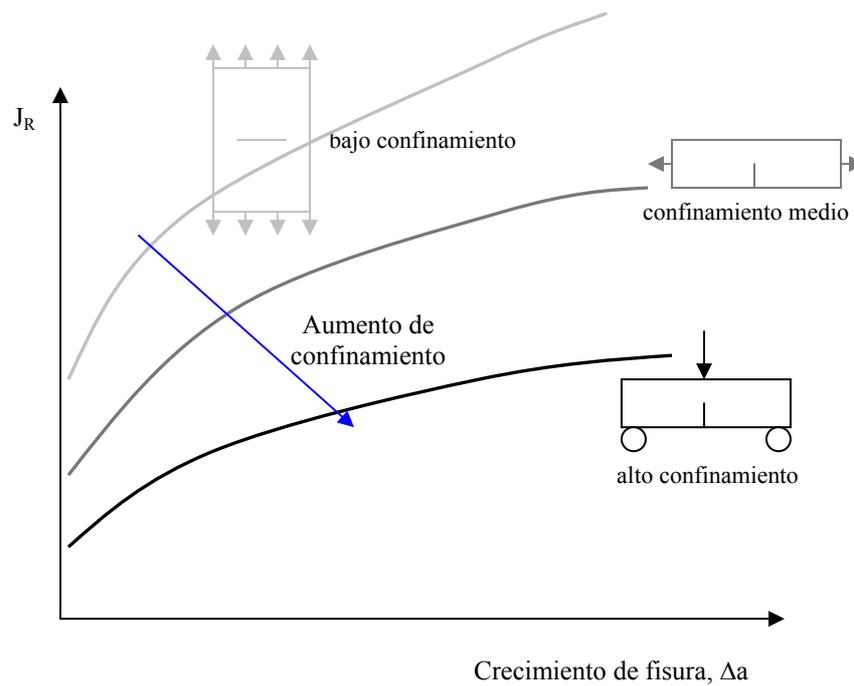
Del mismo modo, se podría representar la relación entre tenacidad del material y grado de confinamiento para distintas geometrías de probeta. La Fig.3.3 muestra esquemáticamente tal relación.



**Fig. 3.3.** Ilustración esquemática de la evolución de la tenacidad en función del grado de confinamiento y para distintas geometrías de probeta y carga.

Los tres componentes tienen diferentes niveles de confinamiento en el fondo de fisura para un mismo valor de tenacidad del material del que están compuestos. Para cada componente se establece una curva de comportamiento en la que la fuerza motriz aumenta y la triaxialidad disminuye cuando aumenta la carga. La curva de resistencia a la fractura (línea a trazos) del material interseca a las curvas anteriores a diferentes niveles de confinamiento. Por lo tanto, desde una perspectiva ingenieril, la resistencia a la fractura no es una propiedad que dependa solamente del material, sino que también depende de la geometría y de la carga.

Como se deduce del cambio de pendiente en las resistencias a fractura al iniciarse los mecanismos de rotura dúctil, el confinamiento afecta menos a la resistencia a fractura en el caso de iniciación dúctil que en el clivaje. Sin embargo, el desgarro dúctil es generalmente un proceso estable gracias a la elevada resistencia del material al crecimiento de la fisura por lo que, en lo que a integridad estructural se refiere, esta última magnitud es más relevante que el valor de iniciación. La resistencia a la propagación es un fenómeno que depende en gran medida de la geometría y las situaciones de bajo confinamiento dan generalmente mayor resistencia al crecimiento de la fisura gracias a la gran disipación plástica, tal como muestra la Fig. 3.4. En consecuencia, la pérdida de confinamiento es algo beneficioso tanto en el caso de fractura frágil como en el caso de fractura dúctil.



**Fig. 3.4.** Ilustración de la dependencia de la resistencia al crecimiento de la fisura con respecto al nivel de confinamiento.

El estudio del efecto del confinamiento puede traer consigo un ajuste más adecuado de los márgenes de seguridad y, por lo tanto, de la reducción de costes. Un buen ejemplo es el estudio de la posible ampliación de la vida de centrales nucleares ya que, tal y como muestra la Fig. 3.5, la consideración de las condiciones reales de confinamiento provoca un desplazamiento de la curva de resistencia a fractura del material a situaciones mejores que las de diseño, contrarrestando los efectos previstos de la fragilización por irradiación.

La curva tenacidad-temperatura se desplaza a la derecha debido a la fragilización provocada por la irradiación, de tal manera que cuando llega a una determinada situación (línea negra a trazos), la central ha de parar su actividad. En esa situación, es posible que si se tienen en cuenta las condiciones de confinamiento reales de la vasija del reactor, la curva tenacidad-temperatura se desplace hacia la izquierda y se pueda demostrar que la central puede continuar con su actividad de forma segura.

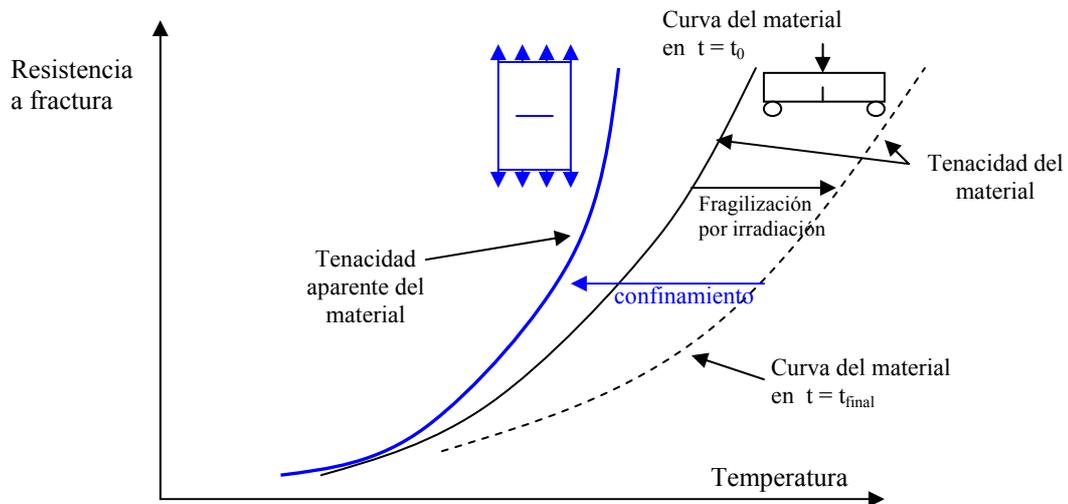


Fig. 3.5. Relaciones entre la tenacidad del material y la temperatura

En atención a lo expuesto, resulta oportuno revisar los distintos modelos que se han ido desarrollando en los últimos años con el objetivo de tener en cuenta las condiciones de confinamiento reales de los componentes estructurales y, por lo tanto, de acercarse más a la verdadera resistencia estructural de los mismos.

### 3.2.2 Enfoques teóricos

Los procedimientos convencionales de la mecánica de la fractura consideran que un único parámetro ( $J$ ,  $K$  o  $CTOD$ ) caracteriza la resistencia del material a la fractura (procedimientos uniparamétricos). Sin embargo, tal como se ha explicado anteriormente, el ensayo de componentes con distintas geometrías puede dar lugar a que se produzca el fallo para distintos valores del parámetro utilizado y por ello, el enfoque uniparamétrico de la mecánica de la fractura deja de dar resultados aceptables en determinadas situaciones. La consideración de un segundo parámetro ( $T$ ,  $Q$ ,  $h$ ,...) permite ampliar el rango de validez de la mecánica de la fractura. Este enfoque biparamétrico también tiene sus limitaciones, como por ejemplo que no distingue entre fractura por clivaje y por desgarro dúctil y que no tienen en cuenta de forma directa las variaciones estocásticas. Esto ha dado lugar a las denominadas “aproximaciones locales” (“*local approaches*”), basadas en los mecanismos de fallo reales [53].

El concepto de integral- $J$  es un enfoque energético al problema de la fractura que solo es válido en el campo de la teoría de la plasticidad cuando se considera que no hay descargas.

Actualmente se están desarrollando importantes esfuerzos con el objeto de desarrollar métodos energéticos más desarrollados basados en la teoría de la plasticidad incremental que, entre otras cosas, permitiría considerar el efecto de las condiciones de confinamiento.

Los diferentes enfoques pueden verse como una “pirámide de modelos” [53], tal como muestra la Fig. 3.6, en la cual los modelos más avanzados permiten obtener predicciones más ajustadas a la realidad a cambio de una mayor complejidad de análisis.

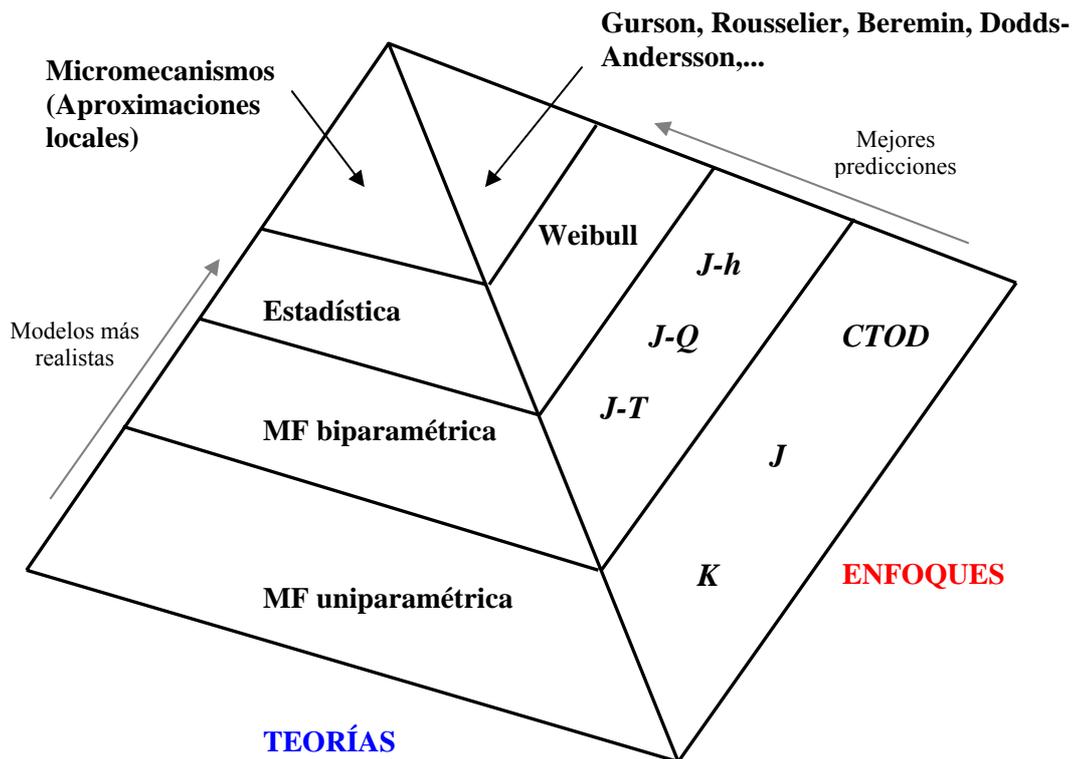


Fig. 3.6. Representación piramidal de las distintas teorías de confinamiento y sus correspondientes enfoques o modelos.

El concepto del “efecto del confinamiento” proviene de la observación del hecho de que el valor de la tenacidad a fractura expresada por medio de un único parámetro ( $J$ ,  $K$ ,  $CTOD$ ) depende del grado de confinamiento y la consideración de un segundo parámetro corrige tal efecto. Los modelos más avanzados, aproximaciones locales y métodos energéticos, incluyen el efecto del grado de confinamiento de forma implícita. Por lo tanto, el confinamiento queda incluido de forma automática en la evaluación y deja de ser un efecto “adicional”.

Los modelos biparamétricos, desarrollados fundamentalmente durante la última década del siglo pasado, están siendo incorporados a los procedimientos y normas de evaluación de componentes

fisurados más avanzados. Ejemplos de esta incorporación son los capítulos dedicados al confinamiento en el R6 [12] y en el SINTAP [13]. El FITNET [14], recoge las metodologías de los citados procedimientos y las mejora, amplía y completa con distintas aportaciones, entre las cuales se encuentran las que se deben a esta Tesis Doctoral.

Los modelos basados en aproximaciones locales se han desarrollado de forma paralela a los anteriores [60-65]. Sin embargo, la sensación general es que son demasiado complicados para su uso en aplicaciones ingenieriles rutinarias. En todo caso, los modelos básicos han sido verificados y validados mediante experimentación e incluso el procedimiento R6 incluye en uno de sus apéndices recomendaciones generales para el uso de modelos de aproximación local. En cuanto a los modelos energéticos avanzados, se encuentran aún en una etapa de investigación básica [66-71].

### 3.2.2.1 Modelos biparamétricos

En los modelos biparamétricos, y si tomamos la integral  $J$  como fuerza motriz de agrietamiento, se asume que el crecimiento de la fisura a partir del frente de la misma,  $s$ , atiende a una expresión del tipo:

$$J(s; P, a) = J_R(\Delta a(s), \kappa(s), T^a) \quad (3.1)$$

$P$  es la carga aplicada,  $\kappa$  es el parámetro de confinamiento y  $J_R$  es una función del material que depende de la propagación de la fisura,  $\Delta a$ . La resistencia a fractura también depende de la temperatura,  $T^a$ , por lo que dicha influencia se ha recogido de forma explícita en (3.1).

Se han propuesto varios parámetros como parámetro de confinamiento. Los más utilizados parecen ser la tensión  $T$ , tal como queda recogida en el apartado 2.5.2 (ecuación (2.81)), el parámetro  $Q$ , cuya explicación teórica se ha desarrollado en el apartado 2.5.3 (ecuación (2.85)), y el parámetro de triaxialidad “explícito”  $h$ .

Cuando la plastificación es de pequeña magnitud (*small scale yielding*) la tensión  $T$  y el parámetro  $Q$  coinciden. Por su parte, el parámetro de campo  $h$  se define como la relación entre la tensión hidrostática y la tensión efectiva de Von-Mises:

$$h(r, \theta) = \frac{\sigma_h}{\sigma_e} \quad (3.2)$$

Hoy en día no existe un consenso general acerca de cuál es el mejor parámetro de confinamiento. Depende de varios factores, tanto de carácter objetivo como subjetivo. De entre todos ellos destacan por su trascendencia la simplicidad de uso y la tradición en el uso, así como la generalidad del método o rango de aplicación.

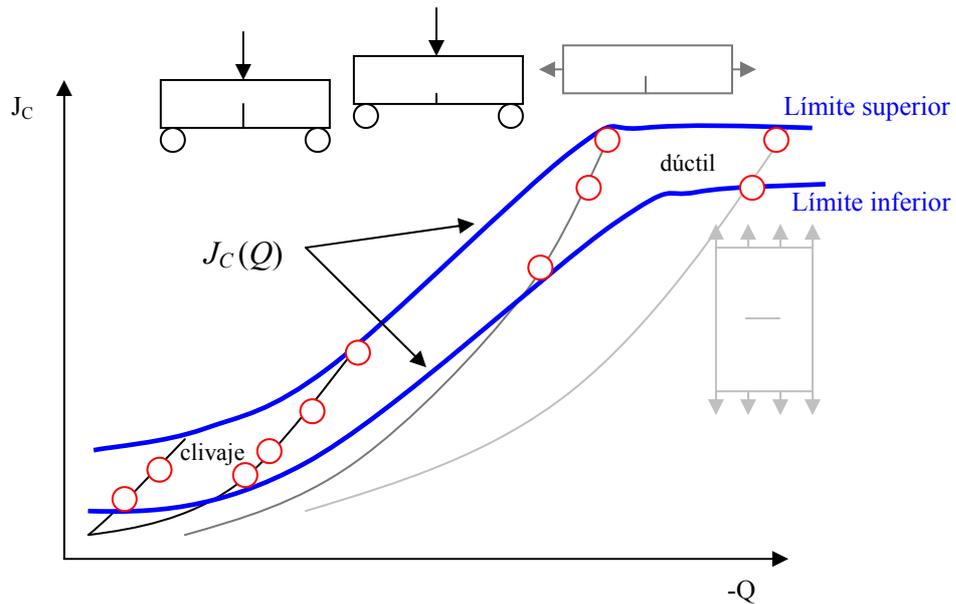
Si bien una discusión y comparación profunda de los distintos parámetros puede encontrarse en la bibliografía, por ejemplo [72,73], se recogen aquí algunas conclusiones derivadas del uso de los distintos parámetros que pueden servir para establecer una comparación cualitativa entre los mismos:

- La tensión  $T$  está limitada, en principio, a situaciones de plasticidad a pequeña escala o plasticidad limitada, aunque hay evidencias experimentales de que la aplicación de soluciones biparamétricas  $J-T$  da buenos resultados en situaciones de plasticidad a gran escala.
- Los parámetros  $Q$  y  $h$  requieren un análisis elastoplástico, mientras que la tensión  $T$  se obtiene a partir de un análisis elástico-lineal.
- El parámetro  $Q$  ha sido tradicionalmente más utilizado que el  $h$ . La razón principal es que su uso es más sencillo.

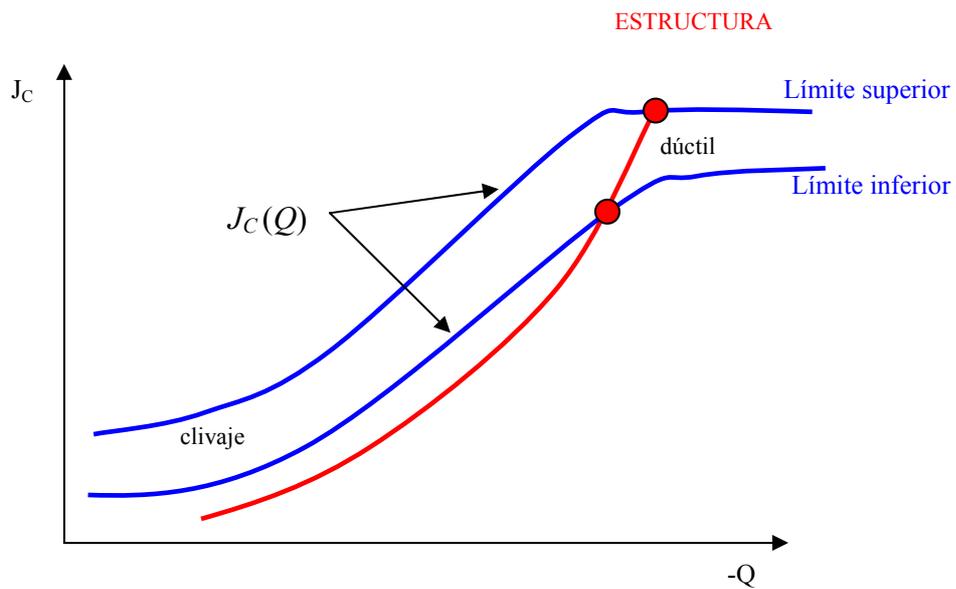
Independientemente del parámetro utilizado, el enfoque biparamétrico de la mecánica de la fractura es básicamente el mismo. Asume que la tenacidad a fractura correspondiente a la iniciación, la resistencia a la propagación de la fisura y el mecanismo de fractura a una temperatura dada están determinados por únicamente dos parámetros.

Como ejemplo, la Fig. 3.7 muestra el uso de la metodología  $J-Q$  en la delimitación de la iniciación de la fractura. El uso de probetas diferentes proporciona distintas trayectorias  $J-Q$  que se hacen críticas asociadas a distintos mecanismos de fractura, definiendo una banda de comportamiento frente a la rotura derivada de la dispersión propia de los resultados realizados bajo condiciones idénticas. La fractura de otros componentes fisurados del mismo material puede predecirse a partir de su correspondiente trayectoria  $J-Q$  y de la correspondiente banda de comportamiento obtenida a partir de las probetas ensayadas, tal como se aprecia en la Fig.3.7.b.

En el caso de que se produzca desgarro dúctil, el componente fisurado puede exhibir una resistencia a la propagación muy significativa como consecuencia de la reducción del confinamiento (ver Fig. 3.4).



a) Ensayos de laboratorio



b) Evaluación estructural

**Fig. 3.7.** Ilustración de la metodología J-Q. a) Ensayos de laboratorio para diferentes niveles de confinamiento con objeto de evaluar la resistencia del material a la fractura. b) Evaluación de la estructura a partir de la tenacidad evaluada con anterioridad y de su trayectoria J-Q.

### 3.2.2.2 Método de la Curva Maestra

Ya se ha mencionado que tanto el mecanismo de fractura como la tenacidad a fractura dependen en gran medida de la temperatura. La tenacidad aumenta sensiblemente a medida que lo hace la temperatura, especialmente en la llamada Zona de Transición y el mecanismo de fractura cambia de clivaje frágil a desgarro dúctil. El valor de la tenacidad a fractura en la Zona de Transición tiene una gran dispersión pero la curva media, aquella a la que le corresponde una probabilidad de fallo del 50%, puede determinarse de un modo razonable en aceros ferríticos mediante el uso de una función con un único parámetro libre. La función es la llamada Curva Maestra o “*Master Curve*” [74-76] y el parámetro es la Temperatura de Referencia,  $T_0$ . El valor medio de la tenacidad viene dado por:

$$K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70e^{[0.019(T-T_0)]} \text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5} \quad (3.3)$$

La Temperatura de Referencia  $T_0$  depende del material, del nivel de confinamiento y de la anchura de la fisura. Analizando la ecuación (3.3) se observa que la Temperatura de Referencia es aquella para la cual una tenacidad de  $K_{Jc} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  da una probabilidad de fallo del 50%.

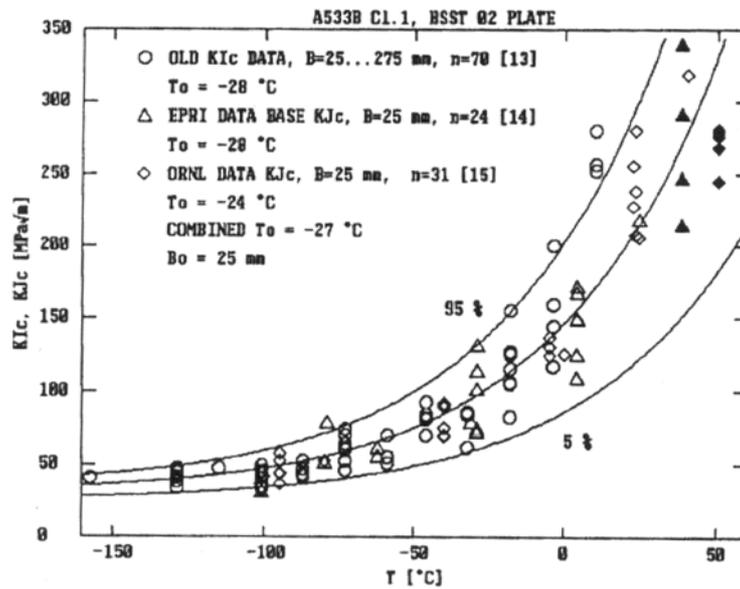
La probabilidad de fallo asociada a la metodología de la Curva Maestra se obtiene a partir de la teoría del “eslabón más débil” o “*weakest link*” [74,77,78], que da lugar a una formulación tipo Weibull:

$$p_f = 1 - e^{-\left[ \frac{B}{B_0} \left( \frac{K_J - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^4 \right]} \quad (3.4)$$

En donde  $K_J$  es el factor de intensidad de tensiones, generalmente obtenido a partir de un análisis elasto-plástico ( $K_J = (JE')^{1/2}$ ) y  $K_{\min}$  es la tenacidad umbral por debajo de la cual no propaga ninguna fisura. En el caso de aceros ferríticos, se ha considerado tradicionalmente que  $K_{\min}$  tiene un valor de  $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .  $B_0$  es la anchura de referencia del frente de fisura tomada para la obtención de  $T_0$  (generalmente 25 mm),  $B$  es la anchura real del frente de fisura y  $K_0$  la tenacidad correspondiente a una probabilidad de fallo del 63.2% en probetas con la anchura de referencia. El efecto del tamaño es una consecuencia directa de la consideración de la teoría del punto débil [75,79].

Esta metodología se ha convertido en una herramienta muy utilizada para la evaluación del efecto de la temperatura en la Zona de Transición debido a su simplicidad de aplicación y su

generalidad. Se han desarrollado procedimientos estandarizados para la obtención de  $T_0$  que han sido incluidos en la normativa ASTM [80]. Como ejemplo, la Fig. 3.8 muestra las Curvas Maestras correspondientes a probabilidades de fallo del 5, 50 y 95% en un acero 533B.



**Fig. 3.8.** Dependencia con respecto a la temperatura de la tenacidad a fractura en la Zona de Transición. Ensayos según ASTM E 399  $K_{IC}$  y Curvas Maestras correspondientes a probabilidades de fallo del 5, 50 y 95% [53].

Sin embargo, un aspecto muy importante a resaltar con respecto a esta metodología es que se trata de un modelo empírico y que hasta el día de hoy no se ha encontrado ningún modelo que la justifique satisfactoriamente, a pesar de que ciertos modelos plásticos pueden prever algunas tendencias [81].

Dado que la pérdida de confinamiento produce el mismo efecto que el aumento de temperatura, la Curva Maestra se puede desplazar de forma paralela al eje de abscisas hacia valores menores de  $T$  un  $\Delta T$  que dependerá de las condiciones de confinamiento y de las características del material. La Fig. 3.9 muestra este fenómeno.

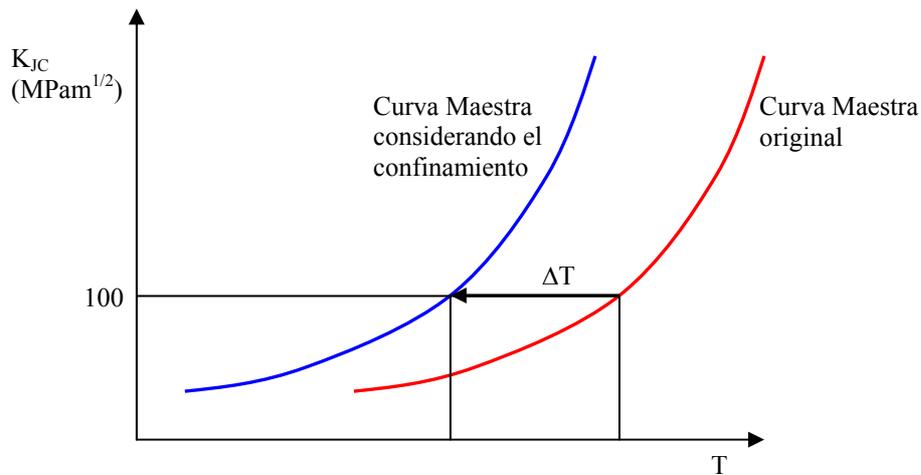


Fig. 3.9. Efecto del confinamiento en la Curva Maestra.

### 3.2.2.3 Enfoques locales

Generalmente los aceros ferríticos, de gran aplicación en la construcción de estructuras y en la fabricación de componentes, tienen inclusiones con gran variedad de tamaños. Un ejemplo de grandes inclusiones son los sulfuros de manganeso, con un interespaciado típico en torno a las 100  $\mu\text{m}$ . Las inclusiones pequeñas, como por ejemplo los carburos, tienen un espaciado menor y muy variable (en el rango de las  $\mu\text{m}$ ). La Fig.3.10 muestra un esquema con ambos tipos de inclusiones.

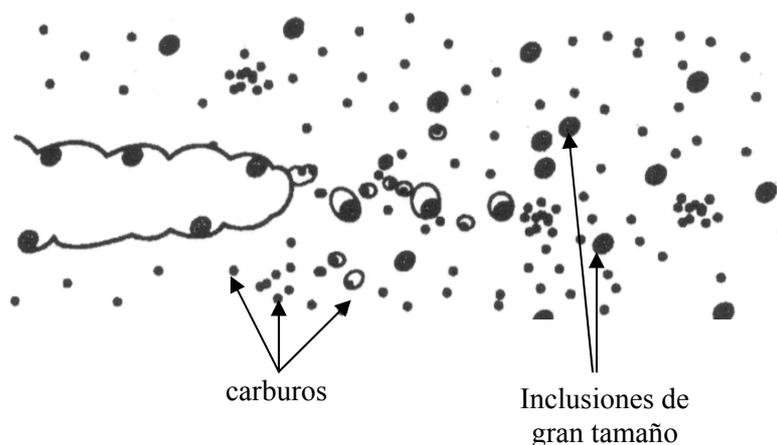


Fig. 3.10. Frente de fisura con partículas de carburos e inclusiones de gran tamaño, las cuales actúan como lugares de iniciación del clivaje y del desgarro dúctil respectivamente.

Esta situación afecta a las condiciones de fractura, ya que el clivaje transgranular es debido generalmente a deslizamientos y propagaciones inestables a partir de los carburos, mientras que la nucleación de microhuecos se produce a partir de las inclusiones de gran tamaño a tensiones relativamente bajas en comparación con la de rotura. Bajo una deformación creciente los huecos crecen y se produce su coalescencia, formando nuevas caras de fisura y, por lo tanto, produciéndose la propagación de la misma. Esto es lo que se conoce como desgarro dúctil.

El que la fractura se produzca por clivaje o por desgarro dúctil depende, en atención a lo ya analizado, de tres factores:

- La temperatura
- La microestructura del material
- Las condiciones de confinamiento

La idea fundamental que subyace de los enfoques locales es el intento de generar modelos de los mecanismos reales de fallo apoyándose en un análisis detallado de los campos de tensiones y deformaciones. Por lo tanto, se necesitarán diferentes modelos locales para el tratamiento del clivaje y del desgarro dúctil. El efecto del confinamiento queda recogido en estos modelos de forma implícita y no es tratado como algo adicional.

#### 3.2.2.3.1 Clivaje

El clivaje es un proceso iniciado a partir de un mecanismo de “eslabón más débil” inducido por las tensiones aplicadas y gobernado por defectos distribuidos localmente y de forma aleatoria. Por lo tanto, la iniciación del clivaje presenta una gran dispersión y depende estadísticamente del tamaño.

El concepto de “eslabón más débil” o “*weakest link*” obedece a un modelo de Weibull, en dónde la probabilidad de fallo viene dada por

$$p_f = 1 - e^{-(\bar{\sigma}_w)^m} \quad (3.5)$$

en donde  $\bar{\sigma}_w$  es la tensión de Weibull normalizada, que resultante de dividir la tensión de Weibull entre la tensión última del material,  $\sigma_u$ , se define como

$$\bar{\sigma}_w = \frac{\sigma_w}{\sigma_u} = \left( \int_V g(\sigma_{ij}(x_i)) \frac{dV}{V_{ref}} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (3.6)$$

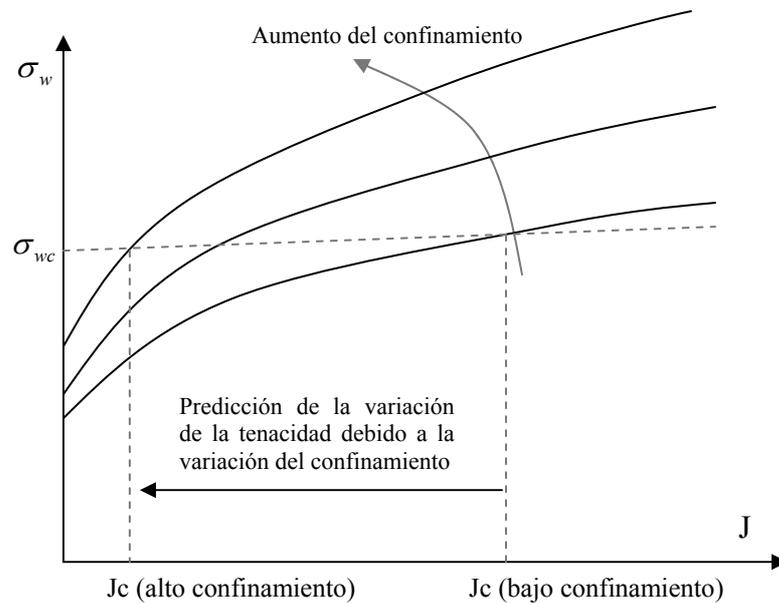
$V$  es el volumen de la zona de proceso,  $V_{ref}$  es un volumen de referencia, la función  $g(\sigma_{ij}(x_i))$  expresa la probabilidad de fallo para un elemento de volumen infinitesimal  $dV$  establecido en  $x_i$  y  $m$  es la función de forma de Weibull que puede asociarse con la distribución de inclusiones desencadenantes o iniciadoras del clivaje. La tensión de Weibull,  $\sigma_w$ , es pues un parámetro que permite predecir la probabilidad de fallo por clivaje de componentes fisurados. La principal diferencia entre los distintos modelos de Weibull se encuentra en la elección de la función  $g(\sigma_{ij}(x_i))$ . La más usada es el modelo de Weibull de tres parámetros:

$$g(\sigma_{ij}(x_i)) = \left( \frac{\sigma_1(x_i) - \sigma_{th}}{\sigma_u} \right)^m \quad (3.7)$$

En esta expresión la tensión principal máxima ( $\sigma_1$ ) se usa como el valor de la tensión local crítica tal y como propone el criterio RKR [82],  $\sigma_{th}$  es una tensión umbral a partir de la cual se puede producir la propagación inestable y  $\sigma_u$  es un parámetro de escala (generalmente se toma la tensión correspondiente al 63.2% de la distribución Weibull).

El volumen de referencia,  $V_{ref}$ , es arbitrario pero no debe cambiarse en el material analizado. Los parámetros del material,  $m$ ,  $\sigma_u$  y  $\sigma_{th}$  han de ser calibrados a partir de datos experimentales. El parámetro de Weibull  $\sigma_u$  está relacionado con  $V_{ref}$  y de hecho es el producto  $V_{ref} \cdot \sigma_u^m$  el verdadero parámetro del material. La tensión umbral no se considera en el primero de los modelos estadísticos de clivaje: el modelo de Beremin [60]. En la práctica su influencia es muy pequeña, salvo en los casos con probabilidad de clivaje muy reducida.

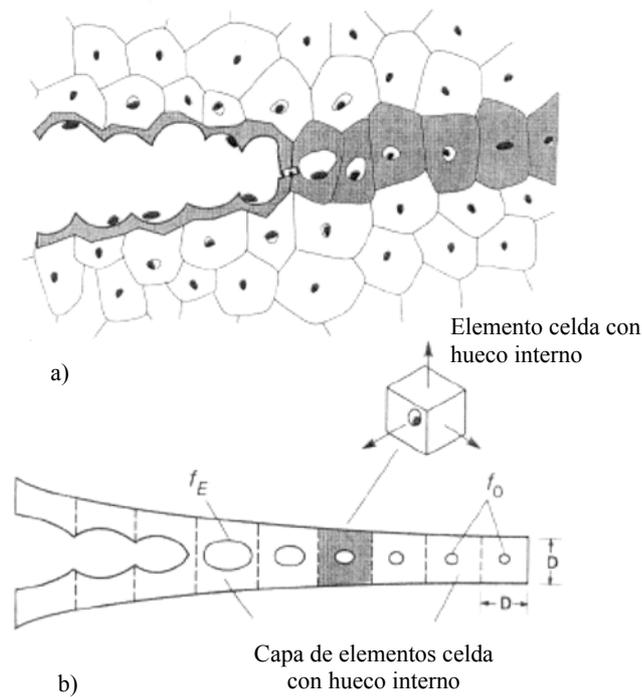
La probabilidad de fallo queda gobernada por la tensión de Weibull pero el valor de la integral  $J$  para un determinado valor de la misma es función del grado de confinamiento, tal y como muestra la Fig. 3.11. Así pues, el efecto del confinamiento es tenido en cuenta de forma automática y el modelo de clivaje puede usarse para obtener la relación existente entre el parámetro de confinamiento y la resistencia a fractura del material, establecida porque a nivel local la tensión toma un valor crítico para el que su situación microestructural desencadena el proceso de clivaje.



**Fig. 3.11.** Ilustración esquemática de la relación entre la tensión de Weibull y la integral  $J$  para un defecto dado y para diferentes niveles de confinamiento.

### 3.2.2.3.2 Desgarro dúctil

Muchos metales que fallan por crecimiento y coalescencia de microhuecos presentan una zona de proceso de fractura macroscópicamente plana que a nivel microscópico ofrece una rugosidad con una altura de uno a dos veces el espacio entre los huecos, tal y como muestra la Fig. 3.12. Los huecos en esta zona pueden crecer y, como consecuencia, los ligamentos entre huecos desarrollan una gran deformación plástica. Por el contrario, los huecos situados en zonas alejadas de la zona de proceso muestran un crecimiento pequeño o nulo. La observación de esta zona de proceso localizada ha dado lugar al desarrollo de los “modelos de celda” (“*cell models*”) para el desgarro dúctil.



**Fig. 3.12.** Ilustración del proceso de fractura dúctil y del modelo de celda. a) fractura dúctil por nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos. b) Zona de proceso de fractura modelizada mediante elementos celda; cada celda contiene un hueco de fracción de volumen inicial  $f_0$  [53].

Son modelos fáciles de utilizar, ya que no requieren una modelización explícita de la zona de proceso. De todos ellos, el modelo dúctil de Beremin [61] es el más utilizado. Se basa en el modelo de Rice y Tracey [62] para el crecimiento de huecos esféricos en un campo de tensiones y deformaciones remoto y viene definido por la siguiente formulación:

$$\frac{\dot{R}}{R} = 0.283 \cdot \dot{\epsilon}_{eq}^p \cdot e^{\left(\frac{3\sigma_h}{2\sigma_e}\right)} \quad (3.8)$$

en la que  $R$  es el radio del hueco,  $\sigma_e$  la tensión efectiva,  $\sigma_h$  la tensión hidrostática y  $\dot{\epsilon}_{eq}^p$  la velocidad de deformación plástica efectiva equivalente. La iniciación del desgarro se obtiene integrando la expresión (3.8) y asumiendo que la propagación se produce cuando los huecos han alcanzado un tamaño crítico ( $\ln(R/R_0) = \ln(R/R_0)_c$ ).

Los modelos de desgarro dúctil más avanzados utilizan funciones de plastificación especiales para tener en cuenta el debilitamiento macroscópico producido en la zona de proceso debido al crecimiento de los huecos. El modelo de Gurson-Tvergaard [63-65] es el más utilizado de todos ellos y puede expresarse de la siguiente forma:

$$\Phi = \left[ \frac{\sigma_{eff}(f)}{\sigma_{eff}(0)} \right]^2 + 2q_1 f \cosh\left( \frac{3q_2 \sigma_{kk}}{2\sigma_{eff}(0)} \right) - q_1^2 f^2 - 1 = 0 \quad (3.9)$$

en donde  $f$  es la fracción de volumen de huecos,  $\sigma_{eff}(f)$  la tensión macroscópica efectiva (tomada sobre varios huecos),  $\sigma_{eff}(0)$  la resistencia al flujo del material (tensión de fluencia) y  $\sigma_{kk}$  la tensión hidrostática. Los parámetros  $q_1$  y  $q_2$  fueron introducidos por Tvergaard para conseguir un mayor ajuste con los resultados experimentales.

Otra función de plastificación similar es la dada por el modelo de Rousselier [83]:

$$\Phi = \frac{\sigma_{eff}(f)}{\rho} - H + \sqrt{3}DB(\beta)e^{\left( \frac{C\sigma_{kk}}{\rho\sigma_Y} \right)} = 0 \quad (3.10)$$

en donde  $\rho$  es la densidad,  $H$  representa el endurecimiento,  $B(\beta)$  es un término que cuantifica el daño del material y  $C$  y  $D$  son parámetros característicos del mismo.

En los modelos de celda, las funciones de plastificación (3.9) y (3.10) se implementan en una capa simple de una sola fila de elementos celda de tamaño uniforme como la mostrada en la Fig. 3.12b. Se asume que el crecimiento de la fisura por coalescencia de huecos se produce cuando la fracción de volumen de huecos alcanza un valor crítico. Estos modelos sirven para predecir el desgarro estable.

Esta metodología ha sido aplicada con éxito para predecir la dependencia que tiene la resistencia a la propagación de la fisura (evaluada como  $J$  o como  $K_I$ ) con respecto a la geometría y a la fracción de volumen inicial de microhuecos [84]. Generalmente requiere un esfuerzo de modelación muy elevado. Sin embargo, su mayor limitación desde el punto de vista de su uso como herramienta ingenieril proviene de la complejidad asociada a los parámetros de modelo. Otro aspecto a destacar es la dependencia que dichos parámetros tienen con respecto al tamaño de la malla por lo que se puede afirmar que el tamaño de las celdas es un parámetro constitutivo.

### 3.2.2.4 Métodos energéticos

El enfoque energético de la Mecánica de la Fractura comenzó con el trabajo de Griffith [1], el cual asume que para que la fisura propague es necesario consumir una cierta cantidad de energía por unidad de superficie que es característica de cada material. La extensión de esta teoría a materiales elastoplásticos no es sencilla para los casos más generales dado que hay energía que se disipa por deformación plástica. En el caso de carga proporcional puede asumirse la hipótesis de la Teoría de la Plasticidad de Deformaciones, lo que permite el uso de un enfoque global basado en la integral  $J$ . Por el contrario, si hay cargas no proporcionales el enfoque de la integral  $J$  no es válido.

Por este motivo han sido muchas las investigaciones dirigidas a la extensión de las teorías basadas en el uso de la  $J$ . La idea principal es la de considerar la  $J$  como un parámetro energético ( $J=G$ ) y aplicarla desde la Teoría de la Plasticidad de Deformaciones hasta la Teoría de la Plasticidad Incremental. Han sido varias las “integrales independientes del camino” propuestas ( $J_{ch}$  de Kishimoto-Aoki [85],  $J_m$  de McClintock [9], etc.) pero no se ha obtenido un consenso general al respecto. La interpretación física de estos parámetros no es clara y su cálculo es muy complicado. Estas dificultades han dado lugar a una falta de interés a la hora de intentar tratar el problema del confinamiento a través de métodos energéticos. En todo caso, en los últimos años se ha observado un reavivamiento de este enfoque que ha permitido la obtención de soluciones que a veces resultan más sencillas que las proporcionadas por los métodos de aproximación local [53].

Dado que el clivaje y el desgarro dúctil llevan asociados distintos mecanismos no cabe esperar que un único parámetro pueda aplicarse a ambos fenómenos. Por lo tanto, habrán de ser considerados por separado.

#### 3.2.2.4.1 Clivaje

Lorentz, Wadier y Debruyne [66] han propuesto una nueva definición para la tasa de liberación de energía a partir de la teoría de fractura elástica de Francfort y Marigo [86], la cual generaliza la teoría de Griffith y obtiene la energía (que depende tanto del campo de desplazamientos como de la geometría de la superficie) aplicando el Principio de Mínima Energía. Esta teoría puede extenderse al caso de fractura frágil en materiales elastoplásticos.

Si  $W$  es la energía disponible para una propagación de fisura  $\delta a$ , la tasa de liberación de energía  $G_p$  puede definirse como la variación de la energía potencial debido a tal propagación:

$$G_p = \lim_{\delta a \rightarrow 0} \frac{[W(\delta a) - W(0)]}{\delta a} \quad (3.11)$$

El cálculo de  $G_p$  mediante el uso de elementos finitos requiere dos soluciones convergentes. En primer lugar, la solución del problema con la fisura inicial y, posteriormente, la solución del problema tras una propagación finita teniendo en cuenta la descarga local debido a dicha propagación. Las condiciones de confinamiento son tenidas en cuenta mediante la descarga producida en el frente de fisura.

Esta metodología no tiene en cuenta efectos estadísticos pero parece factible su consideración mediante el uso del concepto del “eslabón más débil” de forma análoga a como lo hace el enfoque de la Curva Maestra.

#### 3.2.2.4.2 Desgarro dúctil

Con respecto al desgarro dúctil hay dos tipos fundamentales de enfoques energéticos. El modelo de zona cohesiva (*Cohesive Zone Model*), cuyo origen se encuentra en los trabajos de Dugdale y Barenblatt [8,28], y los modelos de parámetros energéticos (modelos  $G_{fr}$  [67] y GTP [70]).

- Modelo de zona cohesiva

En el modelo de zona cohesiva la zona de proceso viene dada por una franja de altura nula en el frente de fisura en la cual opera una ley específica de fuerza-desplazamiento. A medida que aumenta la carga la zona cohesiva crece y se separa para formar nueva superficie de fisura. Los principios de este modelo se muestran en la Fig. 3.13. La inelasticidad de la zona cohesiva queda modelizada mediante una colección de muelles con leyes no lineales de fuerza-desplazamiento,  $T = T(\delta)$ . De esta manera, la energía de cohesión viene dada por:

$$\Gamma = \int_0^{\delta_f} T(\delta) d\delta \quad (3.12)$$

en donde  $\delta_f$  es la máxima separación admisible. La fractura se produce cuando  $\Gamma = \Gamma_0$ , mientras que la longitud de la zona cohesiva se determina con base en la teoría del continuo.

Este modelo ha sido aplicado con muy buenos resultados al desgarro dúctil de probetas CT y de probetas a tracción con fisuras en superficie [87,88] mediante la implementación de elementos de zona cohesiva específicos en programas de elementos finitos en 3D. Se ha observado además que este tipo de modelos es menos sensible al tamaño de malla que los enfoques locales [89].

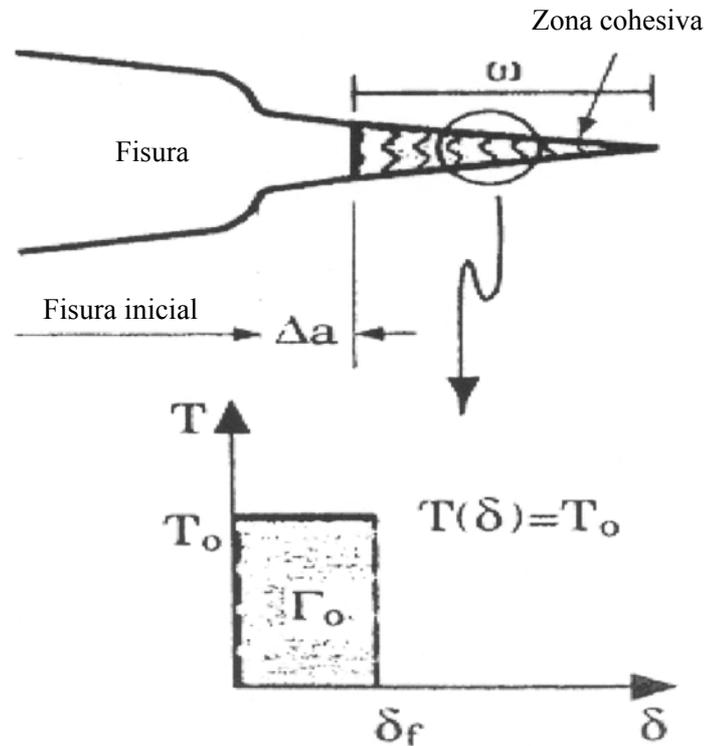
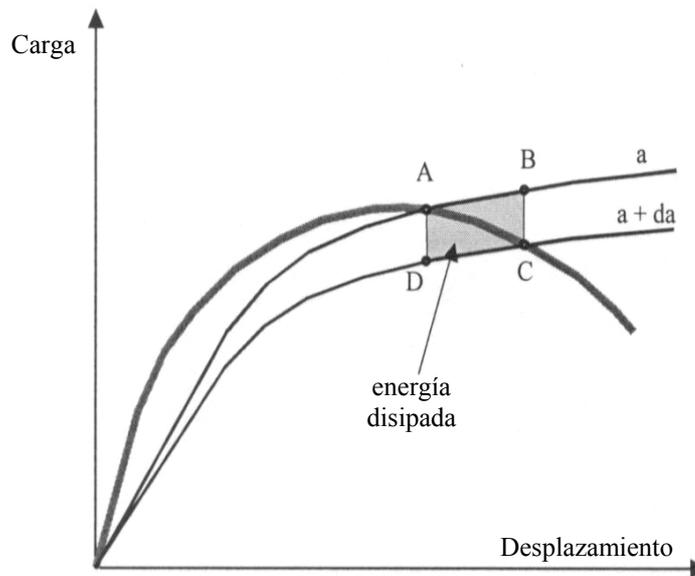


Fig. 3.13. Representación esquemática del modelo de zona cohesiva [53].

- Modelo  $G_{fr}$

Para explicar el proceso de desgarro dúctil, este modelo utiliza un balance energético simplificado. El método tiene en cuenta los procesos de descarga y de propagación de fisura pero no considera los micromecanismos implicados en el proceso de desgarro. Por otra parte, puede usarse para evaluar la propagación de gran escala en componentes con fisuras pasantes.

La Fig. 3.14 muestra como se aplica este modelo [67]. La energía disipada durante el proceso de fractura desde el estado A al estado C (con un crecimiento de fisura  $da$ ) se corresponde con la parte plástica del área ABCD situada entre las curvas carga-desplazamiento correspondientes a las longitudes de fisura  $a$  y  $(a + da)$ .



**Fig. 3.14.** Cálculo de la energía disipada en la propagación de la fisura [53].

En base a la definición de  $J$ , el área ABCD puede expresarse usando la variación de  $J$  entre los puntos A y B correspondientes a la longitud  $a$ . La parte plástica de ABCD puede calcularse mediante la variación de la componente plástica de  $J$  entre los dos estados. Tras algunas simplificaciones [66-68] es posible formular un criterio de propagación en base a un parámetro del material denominado  $G_{fr}$  (constante para cada material) y a la variación de la componente plástica de  $J$ .

La Fig. 3.15 permite aclarar como funciona este enfoque [53,90]. Considerando una estructura con una fisura inicial de longitud  $a_1$ , la iniciación de la propagación corresponde al punto  $A_1$ . El método  $G_{fr}$  consiste en calcular inicialmente el desplazamiento para el cual la energía disipada en el frente de fisura para una propagación de valor  $\lambda$  alcanza un valor crítico de  $\lambda G_{fr}$ . En la Fig. 3.15 esta situación corresponde al punto  $D_1$  de la curva carga-desplazamiento para la fisura  $a_1$ . La formulación del cálculo sería la siguiente:

$$J_{pl,a_1}(D_1) - J_{pl,a_1}(A_1) = \lambda G_{fr} \quad (3.13)$$

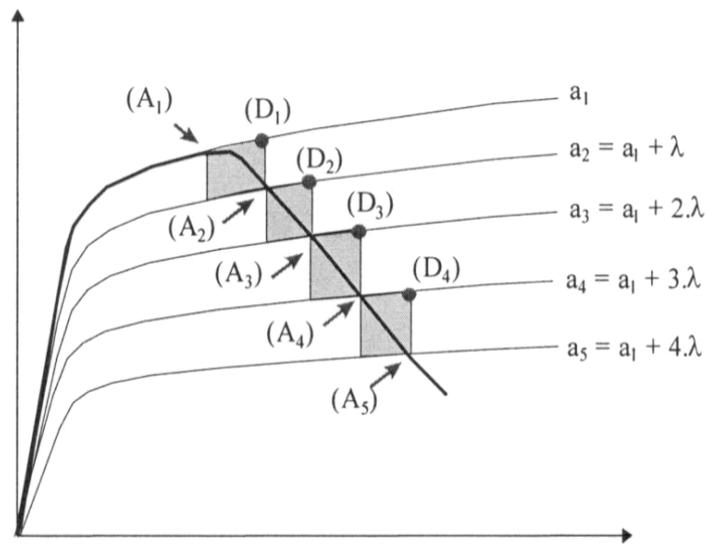


Fig. 3.15. Uso del enfoque  $G_{fr}$  para el caso de propagación unidireccional [53].

El estado de la estructura correspondiente a un crecimiento de la fisura de valor  $\lambda$  puede entonces determinarse sobre la curva carga-desplazamiento correspondiente a la longitud  $a_2 = a_1 + \lambda$  para un desplazamiento igual al del punto  $D_1$  (punto  $A_2$ ). Sucesivas propagaciones serían tratadas de la misma manera.

- *Modelo GTP*

Debruyne [70] ha extendido el uso la integral  $J$  a situaciones con leyes constitutivas con variables internas y, en particular, a la Teoría de la Plasticidad Incremental. El parámetro GTP se define como la derivada de la energía total de la estructura ( $W_I$ ) con respecto al dominio. La expresión general del GTP puede encontrarse en [70].

El cálculo del parámetro GTP necesita adoptar un modelo de fisura enromada con un radio muy pequeño. En tales condiciones, en el caso especial de carga proporcional, la energía calculada es igual a la integral  $J$ , pero cuando la carga no es proporcional (si hay descargas) el parámetro GTP continúa siendo independiente del camino de integración, al contrario que la  $J$ . El GTP es equivalente al parámetro CED (*Crack Energy Density*) propuesto por Watanabe [71].

### 3.2.3 Enfoques prácticos: procedimientos

La aplicación práctica de los procedimientos que tienen en cuenta las condiciones de confinamiento ha sido bastante limitada. Una razón para esta situación es el hecho de que el desarrollo de tales procedimientos se ha producido en fechas recientes, por lo que aún no son metodologías perfectamente conocidas por los ingenieros. Otra razón es que las autoridades reguladoras son reacias a aceptar métodos que reducen el conservadurismo de los cálculos y solamente las aceptan si se demuestra rigurosamente su seguridad. Por lo tanto, cabe esperar que los procedimientos basados en el confinamiento van a ser aplicados, en principio, en casos especiales en los cuales se sabe que los procedimientos de evaluación convencionales generan resultados excesivamente conservadores con penalizaciones económicas significativas o en situaciones en los que se garantizan márgenes de seguridad suficientes. Ejemplos de tales aplicaciones serían la evaluación de fisuras pequeñas en esquinas de toberas, la determinación de las curvas de tenacidad en tuberías de pequeño espesor de acero al carbono, la evaluación del tamaño crítico de defecto en reparaciones de soldaduras...

El ajuste por confinamiento del diagrama de fallo (FAD) propuesto en el procedimiento R6 [12] es probablemente el método más utilizado. Este enfoque ha sido incluido en la normativa británica BS7910 [11] y en los manuales reguladores suecos [91]. Otras normativas, como el código francés RSE-M [92] y las reglas alemanas KTA no ofrecen la posibilidad de considerar el estado de confinamiento de los componentes. El procedimiento SINTAP [13] también incluye la evaluación del confinamiento para el nivel de análisis más avanzado y lo hace basándose tanto en el enfoque FAD como en el enfoque CDF. Finalmente el procedimiento FITNET [14] permite evaluar, haciendo uso de la metodología R6 [12] y de los trabajos realizados en esta Tesis, las condiciones de confinamiento de componentes estructurales, no sólo para el caso de componentes fisurados, sino que también en el caso de componentes entallados.

A continuación, en el primer apartado, se comentará la metodología que con respecto al confinamiento proponen los procedimientos R6 y SINTAP, así como los objetivos de la metodología FITNET. Posteriormente, en el segundo apartado, se comentan algunas aplicaciones más específicas y de carácter más avanzado.

#### 3.2.3.1. Metodología del R6

Tal como queda recogido en el apartado 2.3 de este trabajo, la metodología de los FAD se basa en el concepto de que el fallo se produce por combinación de los dos tipos de modos de fallo

básicos y extremos: colapso plástico y fractura frágil. Como ya ha quedado patente, la evaluación de componentes con defectos utiliza un diagrama en el que su estado queda definido por un punto de coordenadas  $K_r-L_r$ , en donde  $K_r$  y  $L_r$  son variables normalizadas que evalúan la proximidad del componente a la fractura elástica y al colapso respectivamente. La distancia entre el punto y la curva de fallo característica del material,  $f(L_r)$ , evalúa el margen de seguridad frente a la rotura y se determina sobre la recta que pasa por el origen y por el punto de evaluación. La curva  $f(L_r)$  se define de tal manera que siempre proporciona estimaciones conservadoras.

En el marco de esta metodología, la consideración de las condiciones de confinamiento es introducida generalmente mediante la modificación de las líneas de fallo. El procedimiento R6 propone la siguiente expresión:

$$K_r = [1 + \alpha(-\beta L_r)^m] f(L_r) \tag{3.14}$$

$\alpha$  y  $m$  son parámetros característicos del material que cuantifican la influencia del confinamiento en la tenacidad del material. El parámetro  $\beta$  es una medida del confinamiento estructural derivado de la geometría del problema y puede ser definido tanto mediante la tensión  $T$  como mediante el parámetro  $Q$  por las expresiones:

$$\beta_T L_r = \frac{T}{\sigma_Y} \tag{3.15}$$

$$\beta_Q L_r = Q \tag{3.16}$$

El aspecto de los Diagramas de Fallo resultantes se muestra en la Fig. 3.16.

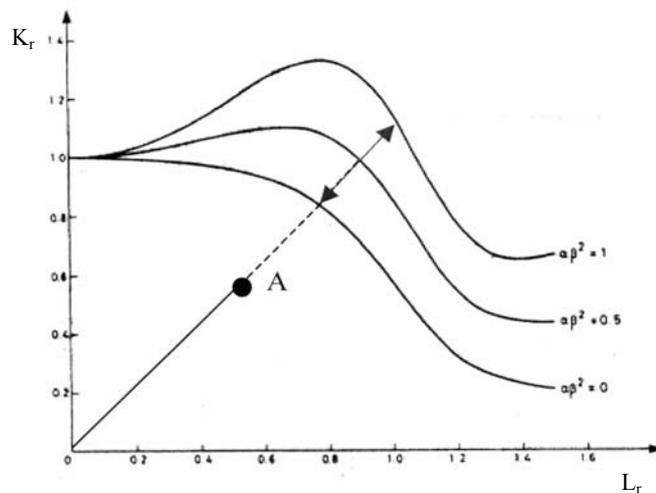


Fig. 3.16. Diagramas de Fallo ajustados por confinamiento.  $m = 2$ .

El procedimiento propone los siguientes pasos en el cálculo, que se añaden a los de una evaluación convencional:

- Evaluación del parámetro de confinamiento  $\beta$ , ya sea a través de la tensión  $T$  o del parámetro  $Q$ . El procedimiento proporcionaba tradicionalmente referencias en donde obtener  $T$  o  $Q$  pero en su última versión [12] incluye además una colección de soluciones  $\beta_T$  para las geometrías más habituales.
- Definición de la influencia del confinamiento en la resistencia del material a la fractura, en términos de  $\beta$  y de los parámetros del material  $\alpha$  y  $m$ , que deben ser obtenidos mediante ensayos de laboratorio y/o cálculos de elementos finitos.
- Modificación del Diagrama de fallo mediante el uso de (3.16).
- Cálculo de  $K_r$ , para lo que  $K_r^p$  (la componente correspondiente a tensiones primarias) se calcula por métodos convencionales mientras que el cálculo de  $K_r^s$  (componente asociada a tensiones secundarias) se calcula de acuerdo a una formulación específica para las condiciones de confinamiento.

Esta metodología es llamada “Procedimiento I” en el R6. Este método propone además el denominado “Procedimiento II”, totalmente equivalente al I y en el que en vez de modificar el diagrama de fallo, se modifica la tenacidad a fractura del material,  $K_c^{mat}$ . En este caso los pasos son los siguientes:

- Evaluación del parámetro de confinamiento  $\beta$ .
- Evaluación de  $\beta L_r$ , que es una medida del confinamiento estructural.
- Cálculo de la tenacidad del material,  $K_c^{mat}$ , apropiada para el nivel de confinamiento  $\beta L_r$ . Viene dada por la siguiente expresión:

$$\begin{aligned}
 K_{mat}^c &= K_{mat} & \beta L_r > 0 \\
 K_{mat}^c &= K_{mat} \left[ 1 + \alpha (-\beta L_r)^m \right] & \beta L_r < 0
 \end{aligned} \tag{3.17}$$

en donde  $\alpha$  y  $m$  son los mismos que los utilizados para obtener los Diagramas de Fallo modificados del Procedimiento I.

- Cálculo de  $K_r$ . En este caso tanto la componente de tensiones primarias como la de tensiones secundarias se calculan por el procedimiento convencional, sin que haya corrección alguna por confinamiento.

### 3.2.3.2. Metodología del SINTAP.

El capítulo de confinamiento del procedimiento SINTAP parte de la metodología propuesta en el “Procedimiento I” del R6. Es decir, propone modificar los Diagramas de Fallo a fin de que se tengan en cuenta las condiciones de confinamiento. El procedimiento no contempla la posibilidad de modificar la tenacidad a fractura del material (Procedimiento II del R6) en el enfoque FAD. Sin embargo, permite la opción de realizar la evaluación utilizando el enfoque de los Diagramas de Fuerza Motriz (CDF). En este caso  $K_{mat}$  es sustituido por  $K_{mat}^c$ , parámetro que para un cálculo de iniciación toma un valor único y para un análisis de desgarro es una función de la propagación dúctil de la fisura. En principio, los enfoques FAD y CDF son totalmente compatibles.

Por otra parte, y con el objeto de facilitar el proceso de cálculo, el SINTAP proporciona valores de los parámetros  $\alpha$  y  $m$  para algunos aceros de uso frecuente.

### 3.2.3.3. Metodología del FITNET.

El procedimiento FITNET recoge el enfoque del R6 (Procedimientos I y II) en lo relativo al capítulo de confinamiento en componentes fisurados y lo complementa con información adicional que facilita notablemente el proceso de cálculo. A su vez, recoge el trabajo realizado en esta Tesis Doctoral en lo relativo a la evaluación de componentes con diversas fuentes de pérdida de confinamiento, combinando los efectos geométricos analizados para el caso de estructuras fisuradas con el efecto en el confinamiento derivado del efecto entalla.

En lo relativo a los parámetros  $\alpha$  y  $m$  del material proporciona los valores aportados por el SINTAP y además permite su obtención para casos más generales a partir del parámetro  $m_B$  del modelo de Beremin [60], sabiendo  $E$ ,  $\sigma_y$  y  $n$ . Estos tres últimos parámetros son generalmente conocidos y con respecto a  $m_B$  se hace necesario calibrar el modelo de Beremin. Sin embargo, para el caso de aceros ferríticos se puede considerar que  $m_B = 10$  [93]. Con los datos de entrada, bastaría con acudir a unas tablas para obtener  $\alpha$  y  $m$ . Esta propuesta recoge los trabajos desarrollados en el seno del proyecto VOCALIST [53, 93].

El FITNET recoge también el efecto del confinamiento en el cálculo de la curva maestra del material a través de la expresión propuesta por Wallin [94] al respecto:

$$T_0 = T_{0deep} + \frac{T_{stress}}{10MPa/^{\circ}C} \quad (3.18)$$

Es decir, la temperatura de transición  $T_{0comp}$  de un determinado componente sometido a unas condiciones de confinamiento definidas por la tensión  $T$  ( $T_{stress}$ ) es igual a la temperatura de transición del material  $T_0$  obtenida a partir de probetas con fisuras profundas (y por lo tanto con alto grado de confinamiento) más un término adicional igual a la décima parte de la tensión  $T$ . Para un componente en condiciones de bajo confinamiento la tensión  $T$  toma valores negativos, por lo que para ese caso se obtendrían valores más bajos de la temperatura de transición. En definitiva, la consideración de las condiciones de confinamiento puede ocasionar un desplazamiento hacia la izquierda de la curva maestra.

Finalmente, y como principal novedad, el FITNET incluye el efecto de las entallas a la hora de evaluar las condiciones de confinamiento. El efecto de las cargas de tracción y el de la profundidad de las fisuras es algo que, como se ha visto anteriormente, queda contemplado en los procedimientos R6 y SINTAP. Sin embargo, cuando el defecto tiene un radio finito en el fondo de entalla también se produce una reducción del confinamiento y el consiguiente aumento de la resistencia del material. Para considerar el efecto conjunto de todos estos factores (carga, longitud de fisura y radio de entalla) el FITNET proporciona una formulación consistente en añadir un término adicional a la formulación correspondiente a las fisuras. En el capítulo 3.3 de este trabajo se recogerán algunas expresiones que relacionan la tenacidad a fractura del material para el caso de fisuras ( $K_{IC}$ ) con la tenacidad a fractura aparente desarrollada por el mismo cuando el defecto es tipo entalla ( $K_{IN}$ ). Estas expresiones son de la forma:

$$K_{IN} = K_{IC} \cdot g^*(\rho, material) \quad (3.19)$$

en donde  $\rho$  es el radio de entalla. Las funciones  $g^*$  son independientes de la carga (ver capítulo 4.2) y por lo tanto, y recogiendo el trabajo desarrollado en esta Tesis, el FITNET propone expresiones del siguiente tipo para el diagrama de fallo modificado:

$$K_r = [1 + \alpha(-\beta L_r)^m] g^*(\rho, material) f(L_r) \quad (3.20)$$

Del mismo modo, si se opta por el análisis propuesto por el Procedimiento II, resultan las siguientes expresiones para la tenacidad a fractura del material:

$$\begin{aligned}
 K_{mat}^N &= K_{mat} \cdot g^*(\rho, material) && \beta L_r > 0 \\
 K_{mat}^N &= K_{mat} \left[ 1 + \alpha (-\beta L_r)^m \right] g^*(\rho, material) && \beta L_r < 0 \quad (3.21)
 \end{aligned}$$

### 3.3 EVALUACIÓN DE COMPONENTES ENTALLADOS

#### 3.3.1 Introducción

La mecánica de la fractura aplicada a fisuras es una metodología conocida y completamente asentada en el mundo de la ingeniería. Se basa en el conocimiento del campo elástico de tensiones en el frente de una fisura afilada, que queda definido por el factor de intensidad de tensiones  $K_I$ . Se considera que hay propagación de fisuras cuando  $K_I$  se iguala a un valor crítico,  $K_c$ , que se denomina tenacidad a fractura del material. Esta metodología ha sido aplicada con éxito a un amplio rango de situaciones, donde los procesos micro-mecánicos no lineales que dan lugar a la fractura están confinados en una pequeña región en las inmediaciones del frente de fisura. Algunos ejemplos son el clivaje en los aceros, la iniciación de fractura dúctil en aceros y aleaciones no férricas, desarrollo de “*crazes*” que dan lugar a la fractura en materiales poliméricos, fractura en el hormigón, en rocas y en materiales cerámicos, fractura en materiales compuestos reforzados con fibras,...

Sin embargo, hay muchas situaciones en las que los defectos que son, o pueden ser, responsables de un fallo estructural no son necesariamente afilados. De hecho, pueden tener un considerable enroscamiento y en ese caso, la consideración de tales defectos como fisuras afiladas da lugar a evaluaciones y cálculos excesivamente conservadores. Este es el caso, por ejemplo, de algunos de los defectos de fabricación que se producen en instalaciones metalúrgicas (problema que da origen a este trabajo) o de algunas situaciones que se producen en estructuras geológicas, en donde las concentraciones de tensiones producidas en entallas son un aspecto determinante en el diseño [95].

En el caso de la fractura frágil la Mecánica de la Fractura elástico lineal propone que el producto de la raíz cuadrada del tamaño de la fisura por la tensión crítica aplicada es igual a una constante [3]:

$$\sigma_g^c \sqrt{a} = cst_1 \quad (3.22)$$

Sin embargo, las entallas someten a componentes y estructuras a situaciones menos exigentes, de tal manera que la expresión (3.22) se modifica del siguiente modo:

$$\sigma_g^c a^\alpha = cst_2 \tag{3.23}$$

donde  $\alpha$  es una constante. Este efecto de la entalla está relacionado con la naturaleza física del proceso de fractura [96]. Para que éste ocurra son necesarias unas condiciones críticas de sollicitación en un cierto volumen de material o zona de proceso, de tal manera que los enfoques de las tensiones máximas (o métodos *hot-spot*) no son adecuados al resultar en la mayoría de los casos excesivamente conservadores.

Generalmente, y simplificando, se considera que el volumen de proceso en la fractura (y también en la fatiga) tiene forma cilíndrica. El diámetro de dicho volumen cilíndrico se denomina distancia de proceso  $X_{pz}$ .

### 3.3.2 Conceptos teóricos

#### 3.3.2.1 Distribución de tensiones en el fondo de entalla

La Fig.3.17 muestra la distribución de tensiones en el frente de una entalla según el plano medio de la misma para el caso de una probeta flexionada en tres puntos (3PB) [96]. La gráfica muestra en ordenadas la tensión adimensionalizada (tensión local dividida entre tensión neta  $\sigma_N$ ) y en abscisas la distancia adimensionalizada (distancia dividida por longitud del defecto,  $a$ ). Esta distribución puede caracterizarse mediante dos elementos: La tensión máxima y la distribución de tensiones en el frente de entalla.

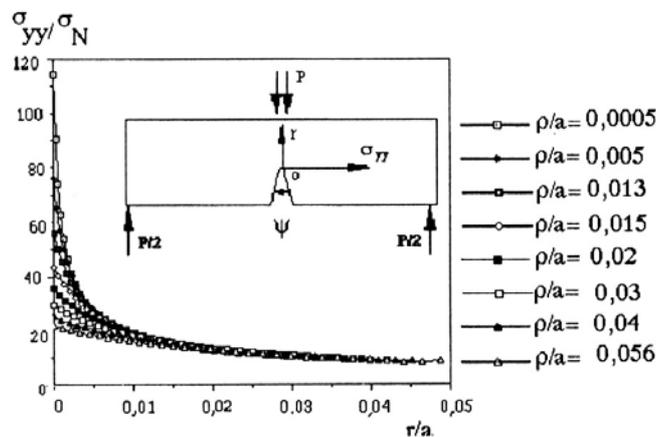


Fig. 3.17. Tensión adimensionalizada frente a distancia adimensionalizada. Influencia del radio de entalla [96]

La tabla 3.1 [96] recoge algunas de las propuestas que han ido surgiendo a lo largo de los años para describir la distribución de tensiones en el frente de entalla según el plano medio de la misma ( $\sigma_{yy}$ ). Estudios recientes han mostrado que la formula de Usami da los mejores resultados si los comparamos con los obtenidos mediante simulación numérica.

**Tabla 3.1.** Distribución de tensiones en el frente de entalla.

Autores	Distribución elástica de tensiones
<i>Timoshenko y Goodier, 1951</i> [97]	$\sigma_{yy} = \sigma_N \left[ 1 + \frac{1}{2} \left( 1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left( 1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right] \quad (3.24)$
<i>Neuber y Weiss, 1962</i> [98]	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}} \quad (3.25)$
<i>Chen y Pan, 1978</i> [99]	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8x}} \quad (3.26)$
<i>Usami, 1985</i> [100]	$\sigma_{yy} = \frac{\sigma_{max}}{3} \left[ 1 + \frac{1}{2} \left( 1 + \frac{x}{\rho} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left( 1 + \frac{x}{\rho} \right)^{-4} \right] \quad (3.27)$
<i>Glinka, 1987</i> [101]	<p>Entalla roma</p> $\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[ 1 - 2.33 \left( \frac{x}{\rho} \right) + 2.59 \left( \frac{x}{\rho} \right)^{1.5} - 0.907 \left( \frac{x}{\rho} \right)^2 + 0.037 \left( \frac{x}{\rho} \right)^3 \right] \quad (3.28)$ <p>Entalla afilada</p> $\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[ 1 - 0.235 \left( \frac{x}{\rho} \right)^{0.5} - 1.33 \left( \frac{x}{\rho} \right) + 1.28 \left( \frac{x}{\rho} \right)^{1.5} - 0.037 \left( \frac{x}{\rho} \right)^2 \right] \quad (3.29)$
<i>Kujawski, 1991</i> [102]	$\sigma_{yy} = f \sigma_{max} \left[ \left( 1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-1/2} + \left( 1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-3/2} \right] \quad (3.30)$
	$f = 1 \quad \text{para } \frac{x}{\rho} < 0.2$
	$f = 1 + \frac{\text{Tan}(\pi / 2K_t)}{2.8} \left( \frac{x}{\rho} - 0.2 \right) \quad \text{para } \frac{x}{\rho} \geq 0.2$
<i>Bhattacharya y Kumar, 1995</i> [103]	$\sigma_{yy} = \sigma_N K_t \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}} \quad \text{y} \quad 0 \leq x \leq \frac{\rho}{4} (K_t^2 - 1) \quad (3.31)$

En estas expresiones  $\sigma_N$  es la tensión neta,  $\sigma_{max}$  la tensión máxima y  $K_t$  es el factor de concentración de tensiones, definido como por la relación entre la máxima tensión en el fondo de entalla y la tensión exterior aplicada.

### 3.3.2.2 Factor de intensidad de tensiones de entalla

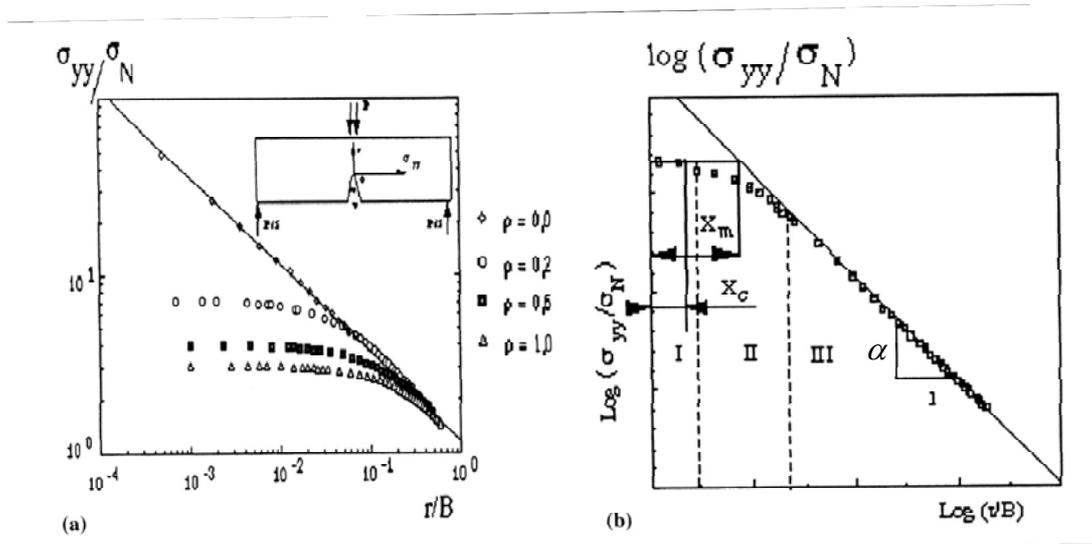
La distribución de tensiones en el frente de entalla se puede representar en una gráfica bilogarítmica, con la tensión normal según el plano medio de la propia entalla dividida por la tensión nominal en el eje de ordenadas y con la distancia dividida por el ancho de la probeta en el eje de abscisas.

La Fig. 3.18a [96] muestra ejemplos de tal representación relativos a una probeta tipo 3PB. Esta distribución queda representada de forma bilogarítmica en la Fig. 3.18b [96] y puede dividirse en tres zonas [104]:

- *Zona I:* inmediata al frente de entalla. La tensión adimensionalizada es prácticamente constante. Su valor es igual a  $k_t \sigma$ , siendo  $k_t$  el factor de concentración elástica de tensiones y  $\sigma$  la tensión correspondiente a la situación sin entalla.  $X_c$  es la distancia característica del material (dependiente de la microestructura) y  $X_m$  es la distancia del eje de ordenadas al punto de intersección entre la prolongación de la recta horizontal trazada a la tensión máxima y la prolongación de la recta correspondiente a la Zona III [96].
- *Zona II:* zona de transición intermedia.
- *Zona III:* la tensión adimensionalizada es una función potencial de la distancia adimensionalizada:

$$\frac{\sigma_{yy}}{\sigma_N} = C' \left( \frac{r}{B} \right)^{-\alpha} \quad (3.32)$$

donde  $C'$  es una constante del material y  $\alpha$  otra constante cuyo valor depende del radio de entalla.



**Fig. 3.18.** (a) Distribución de tensiones en el frente de entalla. Influencia del radio de entalla (probetas tipo 3PB); (b) Representación bilogarítmica de la distribución de tensiones en el fondo de entalla [96].

Cuando  $r \rightarrow 0$  se observa la presencia de una pseudo-singularidad función de la distancia en la forma  $r^{-\alpha}$  ( $\alpha \leq 0.5$ ). En la zona III la distribución de tensiones en el frente de entalla según el plano medio de la misma ( $\sigma_{yy}$ ) obedece a la siguiente expresión:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{\rho}}{(2\pi r)^{\alpha}} \tag{3.33}$$

donde  $K_{\rho}$  es el factor de intensidad de tensiones de entalla (NSIF, *Notch Stress Intensity Factor*). La Zona III puede considerarse como una región con pseudo-singularidad en el campo tensional.

### 3.3.3 Criterios de fractura frágil en componentes entallados

Partiendo de la distribución de tensiones en el frente de una entalla, se pueden distinguir dos tipos de criterios de fractura: el criterio global y los criterios locales de fractura [96].

En el caso de las entallas no existe la singularidad tensional en el frente del defecto (tal como ocurre en las fisuras), sino una tensión máxima seguida de una pseudo-singularidad en la cual la distribución de tensiones viene determinada por el NSIF. Estas son las consideraciones básicas para desarrollar la Mecánica de la Fractura de Entallas (MFE) y para la determinación de la tenacidad a fractura en materiales con defectos de este tipo.

**3.3.3.1 Criterio de fractura global**

El criterio de fractura global está basado en la idea de que en la situación crítica, el NSIF alcanza un valor crítico:

$$K_{\rho} = K_{\rho}^c \quad (3.34)$$

El parámetro  $K_{\rho}^c$  es una medida de la tenacidad a fractura y viene dado en  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{\alpha}$ . El NSIF está relacionado con la carga exterior aplicada.

**3.3.3.2 Criterios de fractura locales**

El primer criterio de fractura local asume que el volumen del proceso de fractura se define en base a la distancia de proceso,  $X_{pz}$ , que define la longitud de la zona donde se produce la rotura local. En el instante que se produce el fallo, los siguientes parámetros alcanzan un valor crítico:

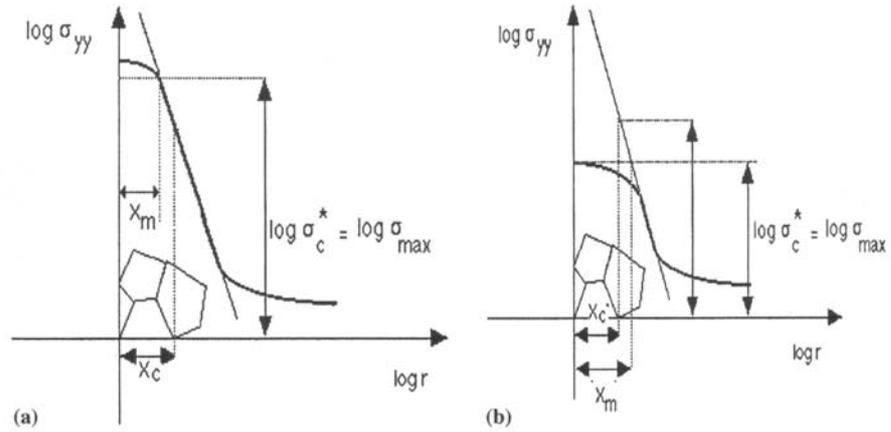
$$\begin{aligned} \sigma_{\max} = \sigma_c^* ; \quad X_{pz} = X_c & \quad (\text{entalla afilada}) \\ \sigma_{\max} = \sigma_c^* \quad X_{pz} = X_m(\rho) & \quad (\text{entalla roma}) \end{aligned} \quad (3.35)$$

En el caso de una fisura o de una entalla afilada ( $\rho \rightarrow 0$ ), la distancia  $X_m$  correspondiente a la tensión máxima en la zona de la singularidad es menor que la distancia característica  $X_c$ , que viene dada por consideraciones microestructurales como por ejemplo el tamaño de grano (Fig. 3.19). En este caso, es dicha distancia característica la que determina el proceso de fractura, de acuerdo con la siguiente expresión:

$$K_{\rho}^c = \sigma_c^* (2\pi X_c)^{\alpha} \quad (3.36)$$

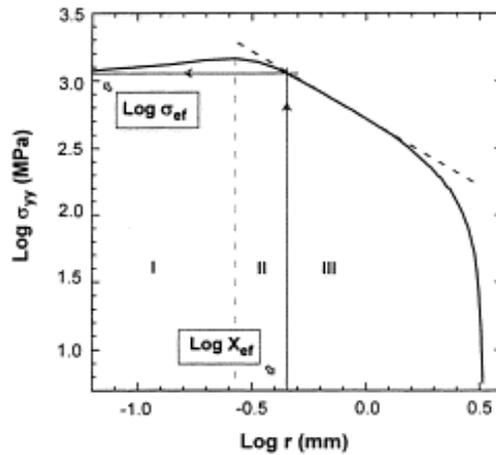
Para una entalla roma,  $X_m$  es mayor que  $X_c$  y su valor depende del radio de la entalla:

$$K_{\rho}^c = \sigma_c^* (2\pi X_m(\rho))^{\alpha} \quad (3.37)$$



**Fig. 3.19.** (a) Distribución de tensiones en el frente de una entalla afilada; (b) Distribución de tensiones en el frente de una entalla roma [96].

Pluinage et al. [15] desarrollan un procedimiento similar. Consideran que la fractura a partir de una entalla se produce cuando  $\sigma_{ref} > \sigma_f$  a lo largo de una determinada distancia,  $X_{ef}$  (distancia efectiva), que se corresponde con el punto de menor gradiente de tensiones,  $\chi_{min}$  (Fig. 3.20), situado en la transición entre las Zonas I y II.



**Fig. 3.20.** Representación bilogarítmica de la distribución de tensiones en el frente de entalla para definir los distintos parámetros de la zona de daño local [15].

La distancia efectiva  $X_{ef}$  es una función lineal de  $\rho$ , tal y como han demostrado Kim et al. [16] y se muestra en la Fig. 3.21.

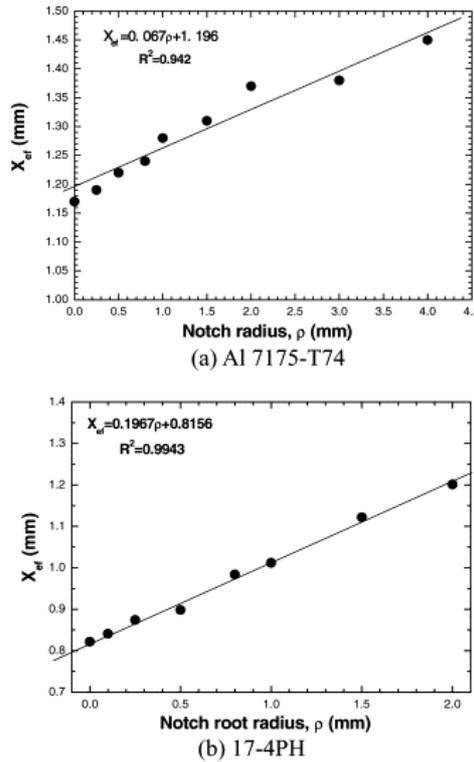


Fig. 3.21. Relaciones distancia efectiva vs. radio de entalla obtenidas a partir de probetas 3PB [16].

Otro criterio local es el llamado “Modelo de la tensión media crítica” (*Critical average stress model*), expresado en (3.38). Considera que la entalla propaga cuando la tensión media en la distancia efectiva  $X_{ef}$  sobrepasa la resistencia del material  $\sigma_f$  [105,106];

$$\frac{1}{X_{ef}} \int_0^{X_{ef}} \sigma(r) dr = \sigma_f \tag{3.38}$$

### 3.3.4 Principales avances en la investigación de entallas

#### 3.3.4.1 Modelo de la tensión media crítica

Kim et al. [16] han aplicado el “Modelo de la tensión media crítica” recogido en (3.38) con el objeto de relacionar la tenacidad a fractura de un material con la tenacidad aparente desarrollada por el mismo cuando en vez de estar fisurado, se encuentra entallado. Para componentes entallados, utilizan la distribución de tensiones propuesta por Creager y Paris [107]. Estos autores asumen que el campo de tensiones en la zona próxima al fondo de entalla es similar al correspondiente a una fisura pero desplazado según el eje  $x$  un valor igual a  $\rho/2$ . En la Fig. 3.22 se definen los ejes coordenados utilizados en el frente del defecto. En estas condiciones, la tensión normal según el plano medio de la entalla viene dada por la siguiente expresión:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (3.39)$$

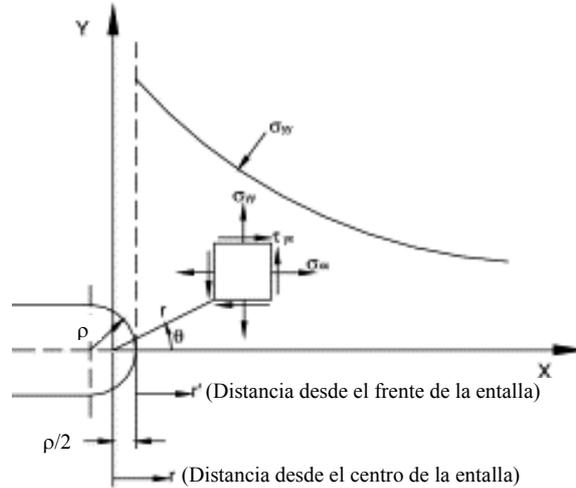


Fig. 3.22. Definición de los ejes coordenados en el frente del defecto [16].

Según la dirección  $\theta = 0$ , (3.39) tiene la siguiente expresión:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left( 1 + \frac{\rho}{2r} \right) \quad (3.40)$$

Si el origen de coordenadas de la Fig. 3.22 se traslada al fondo de la entalla, de tal manera que  $r' = r - \rho/2$ , (3.40) pasa a ser:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{\pi(2r' + \rho)}} \left( 1 + \frac{\rho}{2r' + \rho} \right) \quad (3.41)$$

Integrando (3.41) de acuerdo a (3.38), y dado que en la situación de rotura  $K_I = K_{IN}$ , el criterio de fractura para componentes entallados se puede expresar del siguiente modo:

$$\sigma_f = \frac{2K_{IN}}{\sqrt{\pi(2X_{ef} + \rho)}} \quad (3.42)$$

Operando de forma similar en el caso de un componente fisurado, la distribución de tensiones es la siguiente, tal y como se ha visto en el apartado 2.1.3:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (3.43)$$

A lo largo de la dirección  $\theta = 0$ , (3.43) se convierte en:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (3.44)$$

Introduciendo (3.44) en (3.38) el criterio de fractura para un componente fisurado se expresa de la siguiente manera:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2}{\pi X_{ef}}} K_{IC} \quad (3.45)$$

Combinando (3.42) y (3.45), se obtiene la relación existente entre la tenacidad a fractura del material y la tenacidad a fractura aparente correspondiente a un componente entallado:

$$\frac{K_{IN}}{K_{IC}} = \sqrt{1 + \frac{\rho}{2X_{ef}}} \quad (3.46)$$

La Fig. 3.23 compara los resultados obtenidos por los autores aplicando la anterior relación con los resultados experimentales. Se observa una buena correlación entre ambos resultados.

En consecuencia, puede asegurarse que el modelo de la tensión media crítica puede usarse para predecir la relación entre la tenacidad a fractura aparente de componentes entallados y la tenacidad a fractura obtenida a partir de probetas fisuradas, aunque es importante observar que las predicciones pueden sobrevalorar el incremento real de la resistencia a fractura.

Finalmente, se observa que la tenacidad aparente crece con el tamaño del radio de entalla una vez superado un determinado valor crítico del mismo por debajo del cual permanece prácticamente constante.

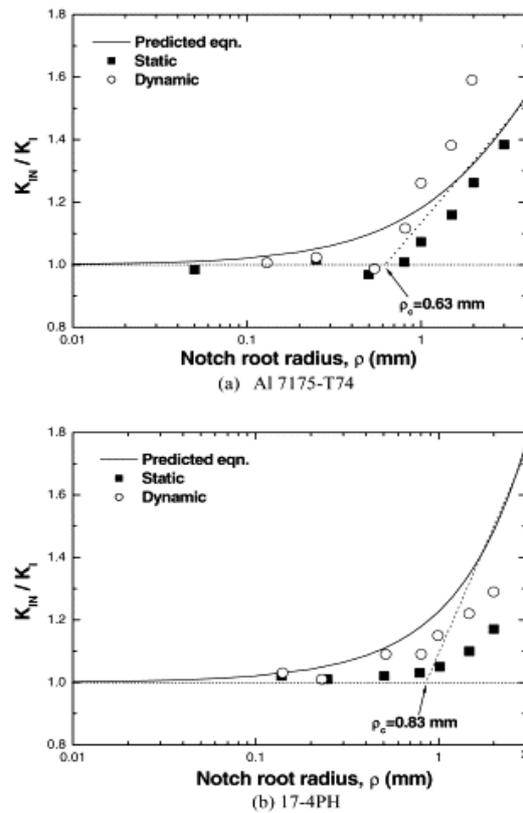


Fig. 3.23. Relación  $K_{IN}/K_{IC}$  en función del radio de entalla  $\rho$  [16].

### 3.3.4.2 Modelo de la Mecánica de la Fractura Finita

El modelo anterior ha sido validado en diferentes estudios y con resultados más que aceptables. Sin embargo, desde el punto de vista práctico presenta el inconveniente de que requiere un análisis de la situación de fallo mediante el uso de elementos finitos que permita obtener el valor de  $X_{ef}$ .

Taylor et al. [17] desarrollan la denominada Mecánica de la Fractura Finita (MFF), a partir de la cual se llega a una expresión similar a la obtenida en el modelo de la tensión crítica media pero en la que el parámetro utilizado ( $L$ ) es una propiedad del material, que no depende del radio de entalla (tal como ocurre con  $X_{ef}$ ) y que puede calcularse sin necesidad de recurrir a la computación numérica.

La MFF parte de la teoría de Griffith, recogida en 2.1.5.3. Sin embargo, la principal diferencia entre ambos enfoques es la consideración de variaciones de longitud de fisura finitas ( $\Delta a$ ) en el caso de la MFF, frente a las variaciones diferenciales ( $da$ ) de la teoría de Griffith. Taylor considera además que la  $\Delta a$  es constante para cada material y para proceso de fractura (fractura

frágil, fatiga,...). La variación de la energía de deformación,  $\Delta W$ , viene dada, tomando como ejemplo una placa infinita con fisura centrada de longitud  $2a$  sometida a una tensión uniforme, por:

$$\Delta W = \int_a^{a+\Delta a} \frac{\sigma^2 \pi a}{E} da = \frac{\sigma^2 \pi}{2E} [2a\Delta a + \Delta a^2] \quad (3.47)$$

Igualando este valor a  $G_c(\Delta a)$ , se obtiene una nueva expresión para la tensión de fractura:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_c E}{\pi(a + \Delta a/2)}} = \frac{K_c}{\sqrt{\pi(a + \Delta a/2)}} \quad (3.48)$$

Cuando  $a$  es mucho mayor que  $\Delta a$ , esta ecuación se convierte en la ecuación de la MFEL para la predicción de la fractura en fisuras largas. Sin embargo, a medida que disminuye la longitud de fisura la tensión de fractura va haciéndose menor que la propuesta por la MFEL, tendiendo a un valor constante cuando  $a$  se aproxima a cero. Esta constante es denominada por los autores la “resistencia inherente” del material,  $\sigma_0$ :

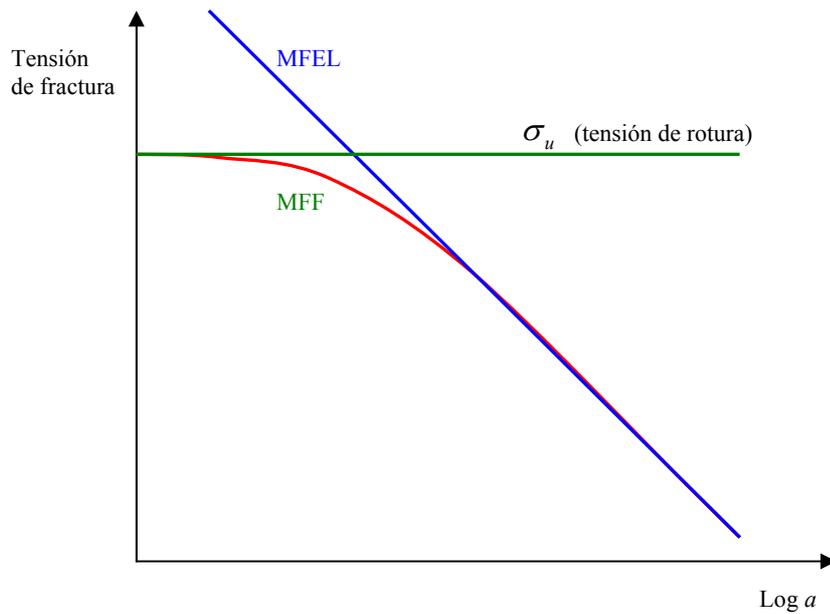
$$\sigma_0 = \frac{K_c}{\sqrt{\pi(\Delta a/2)}} \quad (3.49)$$

La resistencia inherente del material puede ser o no igual a la tensión última de rotura, dependiendo del material y del tipo de rotura. Así, en materiales cerámicos y en la fatiga de materiales metálicos puede considerarse igual a dicha tensión última. Sin embargo, en situaciones en las que se produce cierta plasticidad (fractura frágil de metales y polímeros) la resistencia inherente es mayor que la tensión de rotura, pudiendo ser hasta cuatro veces superior.

A partir de la tenacidad del material y de la resistencia inherente, los autores definen el parámetro  $L$ , igual a  $\Delta a/2$ :

$$L = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_c}{\sigma_0} \right)^2 \quad (3.50)$$

La Fig.3.24 muestra esquemáticamente la relación entre las tensiones de fractura propuestas por la MFEL y la MFF y la tensión última de rotura.



**Fig. 3.24.** Relaciones entre la tensión última de rotura, tensión de fractura de la MFEL y tensión de fractura de la MFF.

Por otra parte, es interesante advertir que (3.45) y (3.49) coinciden cuando  $X_{ef} = \Delta a = 2L$ , apareciendo de esta forma la relación entre la MFF y el modelo de la tensión media crítica.

Para extender la MFF al caso de las entallas se hace necesario estudiar la presencia de fisuras emergentes de entallas, tal y como se aprecia en la Fig. 3.25 [108]. 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. Cuando la fisura es relativamente pequeña la intensidad de tensiones viene dada por:

$$K_1 = F_1 K_t \sigma \sqrt{\pi a} \tag{3.51}$$

$K_t$  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:

$$K_2 = F_2 \sigma \sqrt{\pi(a + a_n)} \tag{3.52}$$

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

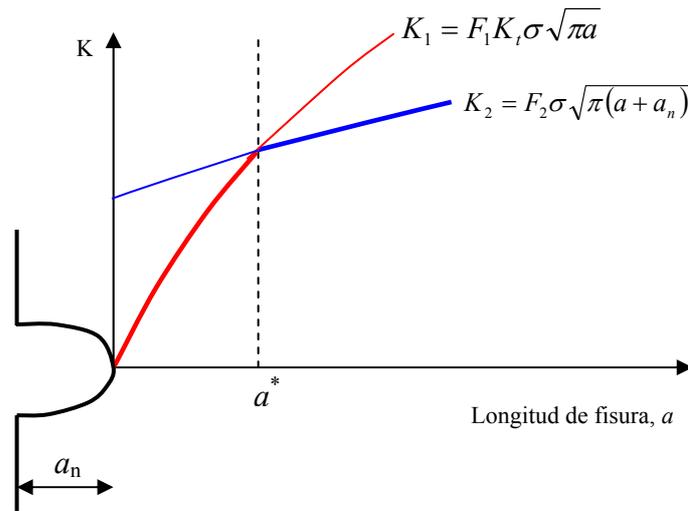


Fig. 3.25. Soluciones aproximadas para  $K$  en el caso de una fisura que nace en el fondo de una entalla.

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

$$a^* = a_n \frac{F_2^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2)} \tag{3.53}$$

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

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

A partir de (3.51) se obtiene:

$$\sigma_f = \frac{K_c}{F_1 K_t \sqrt{\pi L}} \tag{3.54}$$

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

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

$$\begin{aligned} \Delta W &= \int_0^{a^*} \frac{K_1^2}{E} da + \int_{a^*}^{2L} \frac{K_2^2}{E} da = \int_0^{a^*} \frac{F_1^2 K_t^2 \sigma^2 \pi a}{E} da + \int_{a^*}^{2L} \frac{F_2^2 \sigma^2 \pi (a + a_n)}{E} da = \\ &= \frac{\sigma^2 \pi F_2^2}{E} \left[ a_n (2L) - \frac{F_2^2}{2} \frac{a_n^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2)} + \frac{(2L)^2}{2} \right] \end{aligned} \quad (3.55)$$

Igualando  $\Delta W$  a  $G_c \cdot (2L)$  se obtiene una predicción de la tensión de fractura para la entalla:

$$\sigma_f = \frac{1}{F_2} \frac{K_c}{\sqrt{\pi Q}} \quad (3.56)$$

$$\text{siendo } Q = a_n - \frac{F_2^2}{2} \frac{a_n^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2)} + L.$$

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  $\sigma_0$  a medida que la fisura o la entalla tienden a cero.

La ecuación (3.54) es válida con concentraciones de tensiones moderadas ( $K_t$  reducidos) mientras que (3.56) es válida con concentraciones de tensiones elevadas ( $K_t$  elevados). Por ello a estas soluciones se les suele denominar como soluciones “roma” y “afilada”. Esta última da el mismo resultado que el correspondiente a las fisuras en el caso de concentraciones de tensiones muy elevadas.

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

$$K_{IN} = F_2 \sigma_f \sqrt{\pi a_n} \quad (3.57)$$

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

$$K_t = 1.12 + 2.24 \sqrt{\frac{a_n}{\rho}} \quad (3.58)$$

y valores de  $F_1=1.12$  y  $F_2=1.12$  [17] (entalla larga, afilada y en todo el espesor) se obtienen las siguientes soluciones:

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{1}{2.24} \sqrt{\frac{\rho}{L}} \quad (\text{solución roma}) \quad (3.59)$$

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{\frac{1}{1 - \frac{\rho}{20.08L}}} \quad (\text{solución afilada}) \quad (3.60)$$

Esta solución, obtenida para una geometría particular, es la misma para otros tipos de geometrías como, por ejemplo, entallas semielípticas [17].

Es importante recordar que este método es un procedimiento aproximado basado en la simplificación recogida en la Fig. 3.25, 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.

Comparando este método con el modelo de la tensión media crítica se observa que su aplicación es mucho más sencilla ya que, para el cálculo de  $L$  y por tanto de  $K_{IN}$ , tan solo requiere conocer el radio de la entalla y algunas propiedades resistentes del material ( $K_c$ ,  $\sigma_0$ ). Los resultados son coincidentes en situaciones de pequeña plasticidad (fractura de materiales cerámicos, fatiga en metales,...) pero en situaciones con cierta plasticidad como en la rotura frágil de metales los resultados pueden diferir de manera considerable. Para evitar este problema se hace necesario calibrar el valor de  $\sigma_0$  mediante el ensayo de al menos dos probetas con entallas de diferente radio. Taylor et al. proponen un valor de  $\sigma_0$  igual a  $4 \cdot \sigma_u$  en el caso de los aceros [17].

### 3.3.4.3 Otros estudios relevantes

A partir de un desarrollo similar al del modelo de la tensión media crítica, Elayachi et al. [109] obtienen  $K_\rho^c$  utilizando la siguiente expresión:

$$K_\rho^c = \sigma_{ef} \sqrt{\pi X_{ef}} \quad (3.61)$$

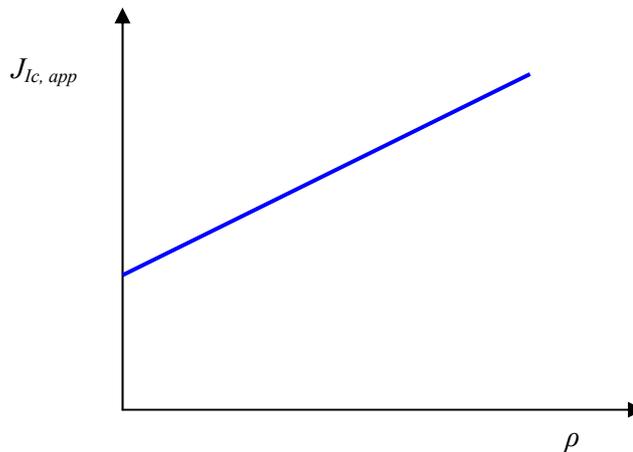
donde  $\sigma_{ref}$  es la tensión media a lo largo de la distancia efectiva,  $X_{ef}$ . Este factor de intensidad de tensiones crítico puede considerarse como un valor de la tenacidad a fractura del material, con unidades  $\text{MPam}^{1/2}$ , si la entalla tiene lados paralelos ( $\alpha$  próximo a 0.5). Los mismos autores han estudiado la evolución de  $K_\rho^c$  con la temperatura [109] y como principal conclusión cabe destacar que hay un desplazamiento de la zona de transición hacia temperaturas más

elevadas cuando el radio de entalla disminuye (en concreto, encontraron una dependencia lineal entre la temperatura de transición y el radio de la entalla). Los valores correspondientes a la zona dúctil parecen ser poco sensibles al radio de entalla, observándose una pequeña reducción en los mismos cuando disminuye el radio de entalla.

Akourri et al. [110] analizaron la relación entre  $J_{Ic}$  y el radio de entalla, encontrando una relación lineal. Para determinar  $J_{Ic}$ , consideraron que se debe partir de la siguiente expresión:

$$J_{Ic} = \frac{\eta U_{nl}^c}{Bb} \tag{3.62}$$

siendo  $b = W-a$ ,  $U_{nl}^c$  el trabajo no lineal desarrollado en la fractura y  $\eta$  el coeficiente de proporcionalidad entre  $J_{Ic}$  y  $U_{nl}^c$ . Este parámetro se calcula generalmente utilizando componentes fisurados ( $\rho=0$ ) y, sin embargo, se utiliza para distintos radios de fondo de defecto. Considerando que  $\eta$  no depende de  $\rho$ , encontraron una relación del tipo de la mostrada en la Fig. 3.26:



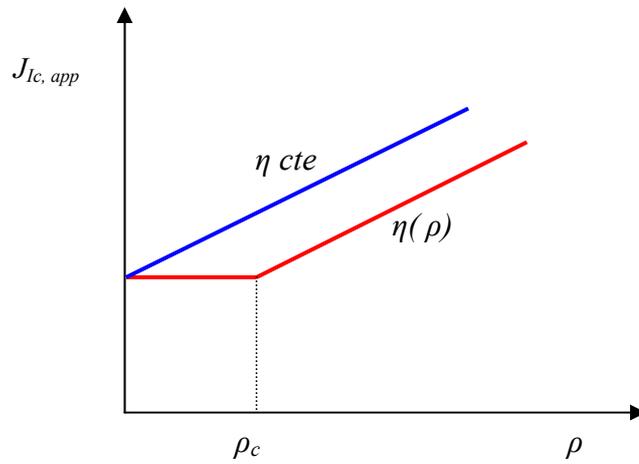
**Fig. 3.26.** Relación  $J_{Ic, app}-\rho$  para  $\eta$  constante.

Sin embargo, estos autores [110] demuestran que  $\eta$  depende de  $\rho$ :

$$J_{Ic} = \frac{\eta(a, \rho) U_{nl}^c(a, \rho)}{Bb} \tag{3.63}$$

De este modo, la relación entre la tenacidad y el fondo de entalla pasa a ser del tipo de la mostrada en la Fig. 3.27. Por debajo de un determinado valor crítico del radio de entalla,  $\rho_c$ , la tenacidad permanece constante pero para valores por encima del mismo  $\rho_c$ ,  $J_{Ic, app}$  aumenta

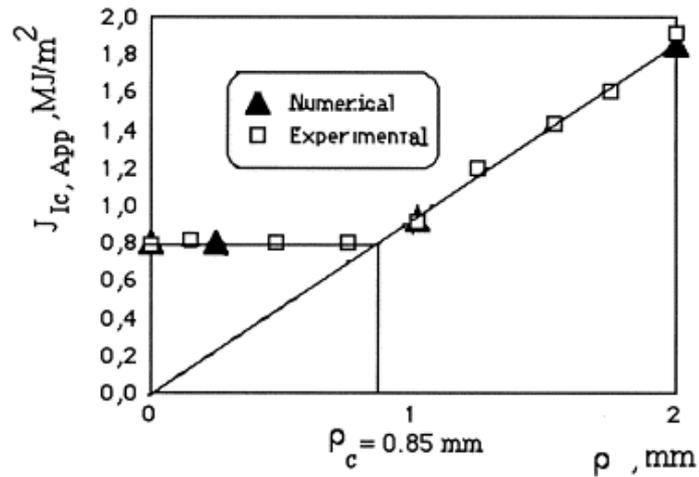
linealmente con prácticamente la misma pendiente que la obtenida en el caso en el que  $\eta$  se considerara constante.



**Fig. 3.27.** Relación  $J_{Ic, app}-\rho$  considerando que  $\eta$  depende de  $\rho$  (en rojo) y comparación con dicha relación cuando  $\eta$  es considerado independiente de  $\rho$  (en azul).

La diferencia entre ambas metodologías puede dar lugar a diferencias importantes en el valor considerado de la tenacidad del material,  $J_{Ic}$ .

La Fig. 3.28 muestra una comparación entre los resultados experimentales y los numéricos.



**Fig. 3.28.** Relación  $J_{Ic, App} - \rho$ , comparación entre resultados experimentales y numéricos utilizando (3.63). [110]

Finalmente, Akourri et al. [110] llegan a la conclusión de que el radio crítico no está relacionado con la microestructura y consideran que su tamaño es igual al de la zona de proceso de fractura,  $X_{pz}$ .

M.Yoda [111] ha estudiado el efecto del radio de entalla en el valor de la integral  $J$  bajo los distintos modos de fractura. Este investigador encontró que la tenacidad a fractura  $J_c$  al comienzo de la propagación aumenta con el valor del radio de entalla en cada uno de los modos de fractura. Por lo tanto, dicho radio afecta considerablemente al valor de la tenacidad del material tanto en el campo plástico como en el elasto-plástico.

Sin embargo, Yoda advirtió que la pendiente de la curva  $R$  ( $dJ/da$ ) es constante independientemente del radio en el fondo de entalla y para los tres modos de fractura. Además, dicha pendiente es un valor característico en los Modos I y III (no así para el Modo II). Esto indica que una vez que el proceso de fractura se inicia a partir de la entalla, la geometría del fondo de entalla no afecta significativamente al valor de tenacidad evaluado. La Fig. 3.29 muestra esquemáticamente las conclusiones de Yoda.

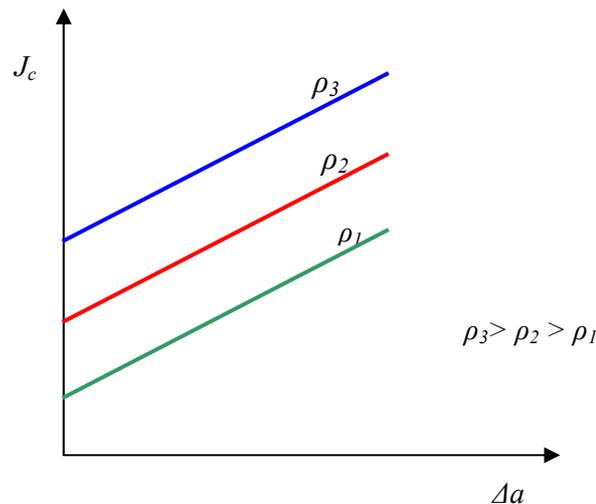
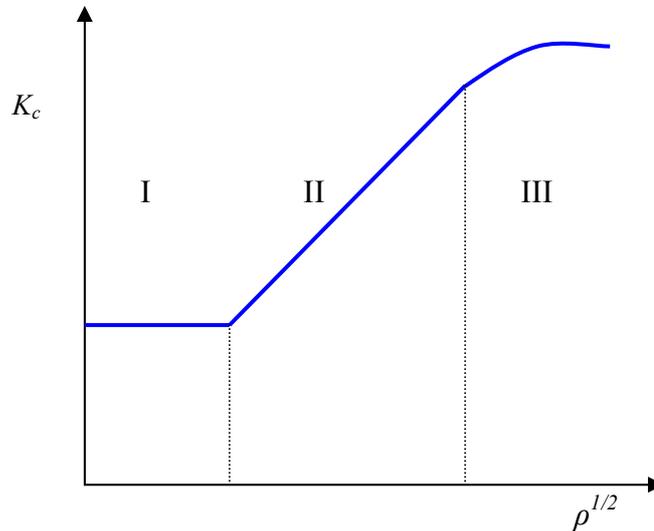


Fig. 3.29. Curvas-R para distintos valores de radio de entalla.

Del mismo modo, Veidt y Schindler [112] estudiaron el efecto que tiene el radio de entalla en los Modos I y II de fractura sobre la tenacidad a fractura de aceros de alta resistencia. En este caso, los autores encontraron que el radio de entalla tiene una gran influencia en la tenacidad a fractura correspondiente al Modo I pero, sin embargo, advirtieron que tal influencia es mucho menor en el Modo II. A su vez, desarrollaron un modelo analítico que explica estos resultados.

El efecto conjunto del radio de entalla y del tamaño de grano (y por lo tanto de la microestructura) en la tenacidad aparente fue estudiado en detalle por Yokobori y Konosu [113]. Distinguen tres zonas en la relación  $K_c$ - $\rho$ , tal y como muestra la Fig. 3.30.



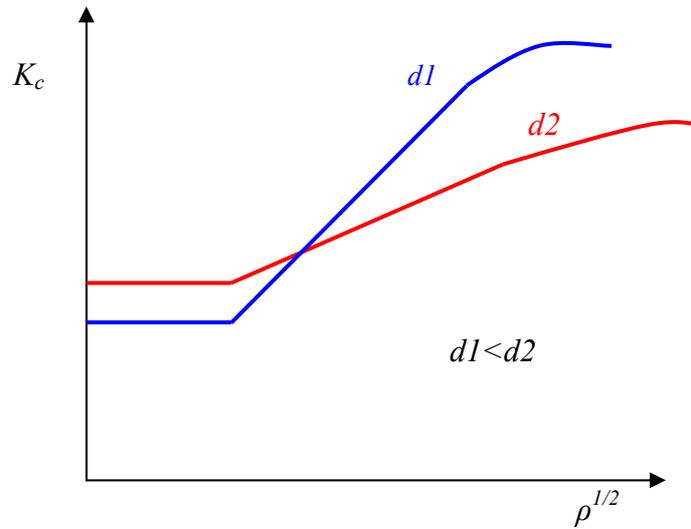
**Fig. 3.30.** Ilustración esquemática de la relación entre la tenacidad aparente,  $K_c$ , y el radio de entalla,  $\rho$ .

Básicamente, sus conclusiones con respecto a las distintas zonas o regiones son las siguientes:

- *Región I:*  $K_c$  no se ve afectada por  $\rho$ . Si el tamaño de grano aumenta,  $K_c$  aumenta.
- *Región II:*  $K_c$  crece linealmente con la raíz cuadrada del radio de entalla,  $\rho^{1/2}$ . Cuanto mayor es el tamaño de grano, menor es la pendiente de la curva  $K_c$ - $\rho^{1/2}$ .
- *Región III:*  $K_c$  se aleja de la relación lineal con la raíz cuadrada del radio de entalla, disminuyendo la pendiente de la curva progresivamente.

Resumiendo, para distintos tamaños de grano, la Fig. 3.31 muestra de modo cualitativo la relación entre la tenacidad a fractura aparente y la raíz cuadrada del radio de entalla.

De lo expuesto, se puede observar con sorpresa, como hay autores que han encontrado una relación lineal entre  $K_c$  (también llamada  $K_{IN}$ ) y  $\rho$ , mientras que otros han encontrado tal relación lineal entre  $K_c$  y  $\rho^{1/2}$ .

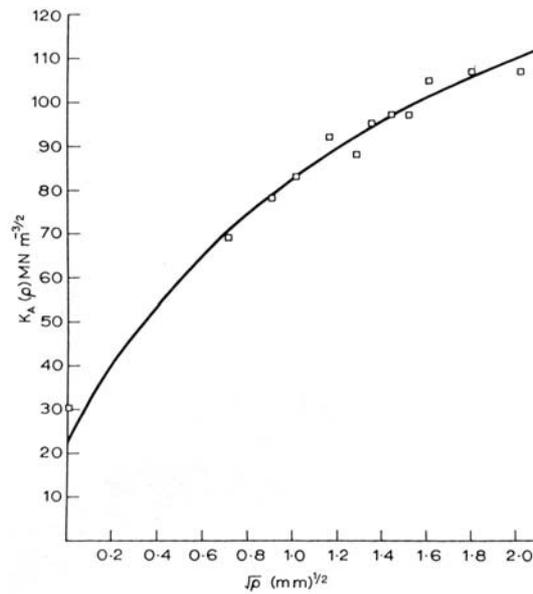


**Fig. 3.31.** Ilustración esquemática de la relación entre la tenacidad de fractura aparente,  $K_c$ , y el radio de entalla.

Para finalizar, Spink et al. [114] proponen la relación expresada en (3.64) para una entalla semielíptica:

$$K_{IN} = \frac{K_{IC} + \sigma_u (\pi\rho)^{1/2}}{\left[ 1 + \left( \frac{\rho}{c} \right)^{1/2} \right]} \quad (3.64)$$

donde  $c$  es el semieje mayor y  $\sigma_u$  es la tensión a la cual fallaría el componente sin estar entallado. Esta expresión no proporciona una relación lineal  $\rho$  y  $K_{IN}$  pero tampoco entre  $\rho^{1/2}$  y  $K_{IN}$  a menos que  $\rho \ll c$ . Por otra parte, parece dar buenos resultados cuando se le compara con los resultados experimentales (Fig. 3.32). Spink llega a la conclusión de que es extremadamente difícil en la práctica determinar  $K_{IC}$  a partir de la tenacidad obtenida mediante el uso de una probeta entallada obtenida a través de mecanizado. La dificultad radica en que la tenacidad aumenta rápidamente para valores pequeños de  $\rho$  y por lo tanto una pequeña variación de  $\rho$  provoca un gran cambio en el valor de  $K_{IN}$ . En todo caso, en el caso de materiales con elevada tenacidad y valores moderados de resistencia ( $\sigma_u$ ), la curva  $K_{IN}(\rho)$ - $\rho$  no tiene una pendiente tan pronunciada para valores de radio reducidos por lo que, para este tipo de materiales debería ser posible calcular de una manera bastante ajustada el valor de la tenacidad del material a partir del ensayo de probetas con entalla.



**Fig. 3.32.** Tenacidad a fractura aparente en función de  $\rho^{1/2}$ . La línea continua se obtiene a partir de (3.64). [114]

J.P. Zhang y D.Venugopalan [115] han tratado de explicar la influencia del radio de entalla en la zona plástica que se genera en el fondo del defecto. Los autores usan la expresión (3.65), dada por Creager junto con el criterio de Von Mises:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}\left(\frac{\rho}{r}, \theta\right) \tag{3.65}$$

Resultando

$$r_y = g\left(\frac{\rho}{r}, \theta\right) \left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2 \frac{1}{2\pi} \tag{3.66}$$

Como conclusión principal cabe destacar que un aumento del radio del fondo de entalla provoca un aumento del tamaño de la zona plástica como consecuencia de una reducción en las condiciones de confinamiento. Este efecto es tanto menor cuanto mayor es la carga aplicada.

### 3.4 VISIÓN GENERAL, PROBLEMÁTICA EXISTENTE Y PROPUESTA DE SOLUCIÓN

En el apartado 3.1 se han comentado distintos modelos y procedimientos que tienen como objeto evaluar componentes con bajo nivel de confinamiento. Procedimientos como el R6 y el SINTAP o la BS7910, es decir, los de uso más frecuente en ingeniería, han optado fundamentalmente por el enfoque de la mecánica de la fractura biparamétrica, bien sea modificando el diagrama de fallo o bien modificando la tenacidad a fractura. De esta manera se tiene en cuenta, ya sea mediante la tensión  $T$  o mediante el parámetro  $Q$ , la pérdida de confinamiento debida a la poca profundidad de las fisuras y/o a la existencia de cargas fundamentalmente de tracción.

Por otra parte, en el apartado 3.2, se han recogido los distintos trabajos realizados con el objeto de evaluar la tenacidad aparente desarrollada por los materiales cuando contienen defectos tipo entalla, es decir, defectos con radio finito en el fondo de los mismos. Se observa, además, que las menciones que los procedimientos de uso habitual hacen con respecto a esta situación son prácticamente nulas. Uno de los ejemplos en los que el ingeniero se puede encontrar con defectos tipo entalla es el que ha dado lugar a esta Tesis: los defectos de fabricación aparecidos en los perfiles laminados usados en la construcción. La compañía *Corus plc.* (antigua *British Steel*) observó que muchos de los defectos detectados en los controles de calidad posteriores a la fabricación tenían un radio finito en el fondo de los mismos. Concretamente, la gran mayoría tenían radios de entalla de entre 1.2 mm y 2.0 mm. El tratamiento como fisuras de tales defectos obligaba a rechazar los perfiles laminados que los contenían, a pesar de que los ensayos resistentes realizados sobre los mismos daban lugar a cargas de rotura mucho mayores que las previstas mediante el uso de Diagramas de Fallo convencionales. Las penalizaciones económicas eran evidentes y se hacía necesario un estudio de tales defectos considerando su naturaleza de entallas.

En relación a ambos apartados (3.1 y 3.2), una conclusión parece clara: a pesar de que la pérdida de confinamiento producida por la existencia de defectos tipo entalla es de la misma naturaleza (reducción de la tensión hidrostática) y produce los mismos resultados (aumento de la tenacidad aparente) que la pérdida de confinamiento ocasionada por la existencia de fisuras cortas y/o cargas de tracción, ambos fenómenos no han sido nunca tratados simultáneamente y no existen conexiones entre los trabajos que han tratado uno y otro fenómeno.

Este trabajo propone un modelo para evaluar de forma global la pérdida de confinamiento producida en el plano de aplicación de la carga. Para ello, se va a justificar la utilización de una

formulación específica para la consideración de la pérdida de confinamiento ocasionada por los tres puntos anteriormente señalados y por su combinación y se va a validar, en sus diferentes versiones, mediante la realización de ensayos de laboratorio.

Por último, se va a analizar como las distintas expresiones contribuyen a la reducción de los márgenes de conservadurismo obtenidos mediante el uso de Diagramas de Fallo de modo convencional (alto confinamiento) y la influencia que el tipo de rotura (desde la fractura frágil al colapso plástico) tiene en la reducción de dichos márgenes.

El objetivo es claro: la obtención de un modelo sencillo que permita reducir el conservadurismo obtenido en la evaluación de componentes y estructuras con defectos y sometidos a bajas condiciones de confinamiento de manera que, aun manteniendo márgenes de seguridad aceptables, se reduzca la penalización económica derivada del uso de procedimientos de tipo convencional.