

UNIVERSIDAD DE BURGOS
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA CIVIL

Tesis Doctoral

**APLICACIÓN DEL ENSAYO MINIATURA
DE PUNZONADO PARA LA
DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS
DE FRACTURA DE ACEROS**

HÉCTOR LUIS BARBÁCHANO DEHESA

Burgos, Junio de 2012

UNIVERSIDAD DE BURGOS
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA CIVIL

Tesis Doctoral

**APLICACIÓN DEL ENSAYO MINIATURA
DE PUNZONADO PARA LA
DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS
DE FRACTURA DE ACEROS**

Autor:

HÉCTOR LUIS BARBÁCHANO DEHESA

Directores:

JESÚS MANUEL ALEGRE CALDERÓN

ISIDORO IVÁN CUESTA SEGURA

***Tesis Doctoral presentada en la Universidad de Burgos para la
obtención del Título de Doctor***

Burgos, Junio de 2012

*“El éxito en la vida no consiste en triunfar siempre,
sino en no desanimarse nunca”*

AGRADECIMIENTOS

Éste trabajo de investigación va especialmente dedicado a los profesores Jesús Manuel Alegre e Iván Cuesta, directores de ésta Tesis, por su excelente calidad humana e inestimable ayuda aportada, capaces de dejar de hacer cualquier cosa por solucionar una duda, animar en los momentos difíciles y dar la confianza necesaria para seguir adelante. Está claro que sin su ayuda esta tesis no hubiera sido posible. Muchas gracias de todo corazón.

Agradecer la financiación recibida del proyecto coordinado “MAT2008-06879-C03-03/MAT”, a los profesores Mónica Preciado, Pedro Bravo y Miriam Lorenzo por la ayuda aportada en la realización de los análisis fractográficos y tratamiento inicial de probetas, así como al parque tecnológico de I+D, en especial a Pilar Castroviejo por la ayuda con los análisis micrográficos.

A los compañeros del Departamento de Ingeniería Civil Agustín Gómez, Luis Suárez, Wilco Verbeeten y ex-compañeros Beatriz y Vanesa, que en mayor o menor medida han tenido influencia en el ámbito anímico.

A mis padres Luis y Justy, a mi hermano Carlos, a mis tíos Joaquín y Merce así como a mi abuela María Palacios, por todos los valores que me habéis aportado desde que tengo uso de razón.

Finalmente, mención especial a mi esposa Yi Yang, por su apoyo incondicional, alegría y buen humor que me han ayudado a seguir adelante en los momentos de mayor dificultad.

ÍNDICE

NOMENCLATURA.....	1
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS.....	5
1.1 Introducción.....	5
1.2 Objetivos.....	7
1.3 Esquema del documento.....	7
CAPÍTULO 2. ESTADO DEL ARTE.....	9
2.1 Introducción.....	9
2.2 El ensayo miniatura de punzonado.....	9
2.3 Perspectiva histórica.....	12
2.3.1 Década de los 80.....	13
2.3.2 Década de los 90.....	19
2.3.3 Década pasada y actual.....	22
2.4 Aproximaciones al estudio de la fractura dúctil.....	31
2.5 Aproximación global de la fractura dúctil.....	33
2.5.1 Planteamiento energético de la fractura.....	35
2.5.2 Mecánica de fractura elastoplástica.....	36
2.6 Aproximación local de la fractura dúctil.....	42
2.6.1 Mecanismos de fractura dúctil.....	42
2.6.2 Modelos desacoplados.....	44
2.6.3 Modelos acoplados.....	48

CAPÍTULO 3. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL.....	57
3.1 Introducción.....	57
3.2 Material.....	57
3.3 Comportamiento en tracción uniaxial.....	58
3.4 Comportamiento en compresión uniaxial.....	62
3.5 Tenacidad al impacto.....	64
3.6 Comportamiento en fractura a partir de probetas CT.....	67
3.6.1 Comportamiento de probetas CT20.....	72
3.6.2 Comportamiento de probetas CT10 y CT5.....	78
CAPÍTULO 4. METODOLOGÍA.....	83
4.1 Introducción.....	83
4.2 Definición de las probetas miniatura de punzonado.....	84
4.3 Procedimiento para estimar parámetros elasto-plásticos a partir del SPT.....	87
4.4 Método 1: CTOD en probetas P-SPT.....	89
4.5 Método 2: La tasa de liberación de energía.....	90
4.6 Método 3: Cálculo numérico directo con probetas P-SPT.....	91
4.7 Método 4: Cálculo numérico indirecto con probetas CT.....	92
4.7.1 Identificación de parámetros del modelo de daño.....	94
4.8 Modelado numérico de probetas.....	97
4.8.1 Probeta SPT sin entalla.....	98
4.8.2 Probeta P-SPT.....	100
4.8.3 Probeta CT.....	100

CAPÍTULO 5. PROGRAMA Y RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	103
5.1 Introducción.....	103
5.2 Programa experimental.....	103
5.3 Comportamiento de las probetas SPT entalladas.....	106
5.3.1 Ensayos interrumpidos. Análisis fractográfico.....	116
CAPÍTULO 6. APLICACIÓN DE LA METOD. Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	133
6.1 Introducción.....	133
6.2 Estimación de parámetros elasto-plásticos a partir del SPT.....	134
6.3 Método 1: CTOD en probetas P-SPT.....	136
6.4 Método 2: La tasa de liberación de energía.....	140
6.5 Método 3: Cálculo numérico directo con probetas P-SPT.....	144
6.6 Método 4: Cálculo numérico indirecto con probetas CT.....	147
6.6.1 Identificación de los parámetros del modelo de daño de GTN.....	147
6.6.2 Método numérico indirecto a partir de probetas CT.....	154
6.7 Análisis de resultados.....	157
CAPÍTULO 7. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO.....	159
7.1 Conclusiones.....	159
7.1.1 De las técnicas y resultados experimentales.....	160
7.1.2 De la simulación numérica.....	160
7.1.3 De la metodología.....	161
7.2 Trabajo futuro.....	164
BIBLIOGRAFÍA.....	165

NOMENCLATURA

A , Parámetro de proporcionalidad constituyente de la tasa de nucleación

$A_{CV}, B_{CV}, C_{CV}, D_{CV}$, Constantes de la ecuación tipo tangente hiperbólica

a [mm], Profundidad de fisura

a_o [mm], Fisura inicial en el ensayo de tenacidad a fractura

a_p [mm], Fisura final en el ensayo de tenacidad a fractura

B [mm], Espesor de la probeta CT

B_e [mm], Espesor efectivo de la probeta CT

B_N [mm], Espesor neto de la probeta CT

b [mm], Lado de la probeta SPT

b_o [mm], Ligamento remanente inicial en la probeta CT

$CTOD$ [mm], Apertura de los labios de la fisura en probetas P-SPT

$CTOD_c$ [mm], Valor crítico del $CTOD$

C_{CV} , Constante de la ecuación tipo tangente hiperbólica

C_1 , Constante de la curva $J - R$

C_2 , Exponente de la curva $J - R$

COD [mm], Medida de la apertura de la fisura

CVN [J], Energía absorbida en el ensayo de tenacidad a impacto

D , Coeficiente del modelo de Rousselier

d [mm], Diámetro del punzón

d_m [mm], Diámetro de la matriz inferior

E [MPa], Módulo de Young

E_p , Módulo plástico

e , Deformación ingenieril

f , Porosidad generada por un hueco esférico

f^* , Porosidad equivalente del modelo de Gurson Tvergaard y Needleman

f_c , Valor crítico de la porosidad

f_F , Porosidad real final observada experimentalmente

- f_n , Porosidad de huecos al comienzo de la nucleación
- f_{real} , Porosidad Real
- f_U^* , Porosidad equivalente última
- f_0 , Porosidad inicial del material
- G [kJ/m^2], Tasa de liberación de energía o energía específica disponible.
- h [mm], Altura final de la probeta sometida a compresión
- J [kJ/m^2], Integral J
- J_{app} [kJ/m^2], Integral J aplicada
- J_e [kJ/m^2], Parte elástica de la integral J aplicada
- J_{Ic} [kJ/m^2], Tenacidad a fractura para condiciones de deformación plana
- J_p [kJ/m^2], Parte plástica de la integral J aplicada
- J_R , Curva resistente del diagrama de fuerza motriz de agrietamiento
- $J_{0.2}$ [kJ/m^2], Resistencia a la fractura tras 0.2mm de desgarro estable de fisura
- K_c [$MPa \cdot m^{1/2}$], Factor de intensidad de tensiones crítico
- K_I [$MPa \cdot m^{1/2}$], Factor de intensidad de tensiones
- K_{Ic} [$MPa \cdot m^{1/2}$], Tenacidad a fractura para condiciones de deformación plana
- $K_{0.2}$ [$MPa \cdot m^{1/2}$], Tenacidad a fractura, tras el enromamiento de la punta de fisura de 0.2mm
- K_1 , Constante de la ecuación de Ramberg Osgood
- L [mm], Longitud del elemento singular
- LLD [mm], Desplazamiento en línea de carga
- m , Constante adimensional para el cálculo de $CTOD$
- m , Pendiente de la recta en el método de las dos tangentes
- n , Exponente de endurecimiento de la ecuación de Ramberg Osgood
- P [kN], Carga aplicada
- P_{max} [kN], Carga máxima de la curva carga-desplazamiento del SPT
- q_1, q_2, q_3 , Parámetros ajustables del modelo Gurson-Tvergaard-Needleman
- r [mm], Radio de acuerdo de la matriz inferior
- s [MPa], Tensión ingenieril

- s_{ij} [MPa], desviador del tensor de tensiones
- s_n , Desviación típica de nucleación
- s_u [MPa], Tensión ingenieril última, igual que σ_{uts}
- T Parámetro de triaxialidad
- T_{CVN} [°C] Temperatura de transición del CVN
- T_R , Módulo de desgarro adimensional
- t [mm], Espesor de la probeta SPT
- U [J], Energía bajo la curva $P-COD$
- W [mm], Ancho de la probeta CT
- α , Parámetro de la ecuación de Ramberg Osgood
- Δa [mm], Incremento de la profundidad de fisura
- Δp [mm], Desplazamiento del punzón
- ε , Deformación verdadera o real
- ε_{eq} , Deformación equivalente
- ε_n , Deformación media para la nucleación
- ε_{ref} , Deformación verdadera para la tensión $L_r \cdot \sigma_{0.2}$
- ε_0 , Deformación de referencia utilizada en la ecuación de Ramberg-Osgood
- $\bar{\varepsilon}_{qf}$, Deformación equivalente de fractura
- ν , Coeficiente de Poisson
- σ [MPa], Tensión verdadera o real
- σ_m [MPa], Tensión media
- σ_{eq} [MPa], Tensión equivalente
- σ_{uts} [MPa], Tensión ingenieril última, igual que s_u
- σ_y [MPa], Tensión de fluencia o límite elástico
- $\sigma_{0.2}$ [MPa], Límite elástico convencional para una deformación plástica del 0.2%
- δ , Velocidad de coalescencia de huecos
- ϕ_e [mm], Diámetro de la entalla de probetas SPT
- η , factor geométrico para cálculo de J
- μ , Coeficiente de fricción

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

1.1 Introducción

El uso del Ensayo Miniatura de Punzonado (EMP) o Small Punch Test (SPT) se ha postulado en la última década como una alternativa factible para determinar las propiedades mecánicas, de fractura o de creep, en aquellos casos donde no se disponga de material suficiente para realizar ensayos convencionales. La mayoría de los estudios, hasta la fecha, se centran en materiales metálicos aunque últimamente su aplicación se está extendiendo a otro tipo de materiales. El ensayo SPT consiste básicamente en someter a una probeta de reducidas dimensiones (10x10x0.5 *mm*), firmemente sujeta en sus extremos, a un punzonado central mediante una bola de gran rigidez hasta llegar a la rotura. El registro del ensayo es la carga aplicada frente al desplazamiento del punzón o bola.

A lo largo de estos últimos años se han desarrollado varios estudios dedicados a obtener las propiedades a fractura del material mediante el uso de probetas SPT convencionales, que aportan expresiones para estimar el parámetro J de iniciación a partir de la deformación sufrida por la probeta en su zona de estricción circunferencial. La ausencia de fisura o entalla resta precisión a dichos métodos.

Un grupo de investigadores de las Universidades de Oviedo, Cantabria y Burgos están trabajando en el uso de probetas miniatura entalladas o prefisuradas para analizar la viabilidad de dicha geometría en la estimación de las propiedades a fractura de aceros, en lo que podemos denominar como ensayo miniatura prefisurado (P-SPT). Se están aplicando diferentes técnicas para la generación de

la entalla (micromecanizado, microfisuración láser, corte por hilo). Se puede pensar en varias geometrías prefisuradas, pero las más viables, desde el punto de vista práctico, son la prefisuración longitudinal no pasante en el espesor y la prefisuración parcialmente longitudinal pasante en todo el espesor.

En la presente Tesis se presenta un estudio numérico experimental que pretende analizar la viabilidad de diferentes métodos de evaluación de los parámetros de fractura, con la utilización de probetas prefisuradas parcialmente en todo el espesor. En concreto se han analizado cuatro metodologías diferentes para la estimación de los parámetros de fractura, y se ha analizado la viabilidad y grado de precisión obtenido con cada una de ellas.

El primer método consiste en la determinación del CTOD o apertura de la punta de entalla como parámetro representativo del inicio de la propagación de fisura. Esta técnica la podemos calificar como puramente experimental y lleva asociada la realización de ensayos interrumpidos en el punto de inicio, así como un análisis fractográfico posterior de la probeta miniatura ensayada.

La segunda técnica, de corte también experimental, consiste en la determinación de la energía de rotura como parámetro gobernante del proceso de fractura. En determinadas situaciones se ha podido comprobar que la fisura crece en la dirección de la entalla, lo cual permite la aplicación de dicha técnica. Esta técnica no precisaría la realización de ensayos interrumpidos, asumiendo que el inicio de la propagación se produce en el entorno de la carga máxima alcanzada en el ensayo.

La tercera técnica está fundamentada en la simulación numérica y se basa en el cálculo directo de la integral J en la configuración SPT prefisurada. Conociendo de nuevo el punto de inicio de la propagación se puede estimar un parámetro J de iniciación.

Finalmente, la última técnica se basa en el uso de modelos de aproximación local de la fractura, en concreto del modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman. Será necesario identificar los parámetros de daño a partir de probetas P-SPT, permitiendo extrapolar su uso a la simulación de una probeta CT con la que estimar la curva $J - \Delta a$. Este método se ha denominado como método indirecto para la estimación de los parámetros de fractura.

El trabajo presentado se apoya en un amplio programa experimental, con la caracterización a fractura del material en diferentes situaciones de confinamiento tensional (en base a ensayos de probetas compactas CT de diferentes anchuras), lo que permitirá analizar la viabilidad y el rango de aplicación de los parámetros de fractura estimados con cualquiera de los cuatro métodos analizados.

1.2 Objetivos

En base a las consideraciones anteriores se establecen como principales objetivos de la presente Tesis los siguientes:

- Conocer el proceso de deformación y rotura que tiene lugar en las probetas SPT sometidas a una prefisuración parcialmente longitudinal pasante en todo el espesor.
- Desarrollar una metodología o procedimiento para cada una de las técnicas de estimación de los parámetros de fractura de materiales metálicos, en concreto las técnicas basadas en (a) CTOD, (b) Energía de fractura, (c) estimación directa de la Integral J , y (d) estimación indirecta de la Integral J en base a modelos de daño local.
- Analizar la viabilidad de las diferentes técnicas de estimación de los parámetros de fractura de materiales metálicos comentadas en el apartado anterior y establecer el rango de validez de la estimación en función del nivel de confinamiento tensional.

1.3 Esquema del documento

Para cumplir los objetivos mencionados, el documento ha sido dividido en siete capítulos, sin tener en cuenta los correspondientes a la nomenclatura y a la bibliografía. En el capítulo actual se han introducido la motivación y los objetivos a alcanzar en este trabajo.

El Capítulo 2 recoge las nociones básicas en lo que se refiere al SPT y los métodos de análisis a fractura elastoplástica para materiales metálicos, tanto en una aproximación global como en una aproximación local.

El Capítulo 3 incluye la caracterización del material que se ha empleado para la consecución de los objetivos de la presente Tesis.

En el Capítulo 4 se presenta las metodologías propuestas para la determinación de parámetros de fractura del material, para las cuatro técnicas consideradas.

En el Capítulo 5 se recogen los resultados experimentales obtenidos para las probetas miniatura empleadas, así como su correspondiente análisis fractográfico.

En el Capítulo 6 se aplican los métodos presentados, en base a los resultados del capítulo anterior, para la estimación de los parámetros de fractura del material analizado. Estableciendo el grado de validez y aplicabilidad de las diferentes técnicas empleadas.

Finalmente, el Capítulo 7 contiene las principales conclusiones alcanzadas en el transcurso de la presente Tesis, así como los retos futuros en relación con el estudio desarrollado.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

2.1 Introducción

Los dos pilares fundamentales del presente trabajo lo forman el ensayo miniatura de punzonado y las posibles metodologías existentes para definir el comportamiento a fractura de un material. El objetivo de éste capítulo es fundamentar las bases a emplear en lo referente tanto al SPT como a las aproximaciones al problema de la fractura.

En primer lugar se ha realizado una profunda revisión de los principales trabajos de investigación que han hecho uso del ensayo miniatura de punzonado, en diversos campos de aplicación, desde sus orígenes en la década de los 80 hasta la actualidad, y en segundo lugar, se han recogido los diferentes procedimientos para obtener los parámetros de fractura de un material, tanto los basados en una aproximación global de la fractura (G , J o CTOD) como los basados en modelos de aproximación local de la fractura, prestando especial atención al modelo de daño de Gurson modificado por Tvergaard y Needleman. Será este modelo el utilizado en la presente Tesis para el modelado numérico del comportamiento hasta rotura de las probetas SPT.

2.2 El ensayo miniatura de punzonado

El ensayo miniatura de punzonado comenzó a ser desarrollado en la década de los 80, con el objetivo principal de obtener las propiedades mecánicas del material analizado en aquellos casos en los que no se disponía de material suficiente para la realización de ensayos convencionales. El ensayo consiste básicamente en un

punzonado sobre una probeta cuadrada o circular de reducidas dimensiones ($\phi 6 \text{ mm}$, $t = 0.5 \text{ mm}$), mediante un punzón de gran rigidez, estando la periferia de la probeta empotrada mediante dos matrices.

Para evitar deformaciones locales muy elevadas en la probeta, la matriz inferior lleva mecanizado un redondeo, cuyo radio de acuerdo es uno de los parámetros con cierta influencia en los resultados obtenidos. El utillaje del ensayo suele estar diseñado para poder ser acoplado a una máquina universal de ensayo. La compresión de la probeta entre la matriz superior e inferior es de gran importancia para evitar el deslizamiento de la probeta que se traduciría en una interpretación errónea de los resultados obtenidos. En la Figura 2.1 se presenta un esquema del utillaje típico para el ensayo SPT.

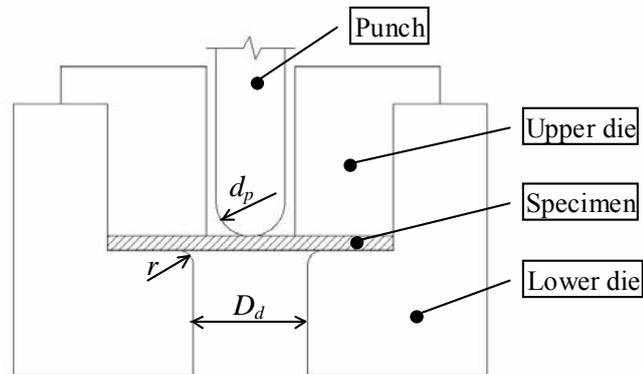


Figura 2.1. Esquema del ensayo SPT.

Durante el ensayo se recogen los valores de carga aplicada y desplazamiento del punzón, y tras el correcto tratamiento de los datos almacenados, se obtiene como resultado del ensayo SPT la curva carga-desplazamiento del punzón. Una curva carga-desplazamiento y el modo de fallo típico para el caso de materiales dúctiles (ámbito del presente estudio), se puede ver en la Figura 2.2, correspondiente a un ensayo de una probeta SPT convencional de $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$. En general, en dicha curva se pueden diferenciar hasta seis zonas, aunque la finalización de una y el comienzo de la siguiente no se puede determinar exactamente. Cada una de las zonas está influenciada por el comportamiento elastoplástico del material, y se explican en detalle en los siguientes párrafos.

Zona I. Es la zona en la que el material tiene un comportamiento puramente elástico. Los parámetros del material que tienen influencia en esta zona son los que definen el comportamiento elástico del mismo. Sin embargo, se observa

generalmente una ligera influencia debida a la indentación inicial del punzón sobre la probeta.

Zona II. Es la zona de transición elasto-plástica. El material comienza a plastificar en algunas zonas de la probeta, fundamentalmente la que se encuentra en contacto con la periferia del punzón, empezando así a tener importancia los parámetros que definen el comportamiento plástico del material. En esta zona también puede comenzar a tener cierta influencia el coeficiente de rozamiento entre la bola y el material ensayado.

Zona III. Es la zona en la que el material alcanza un comportamiento plástico en todos los puntos de la probeta que no están restringidos por las matrices. Podríamos decir que la plastificación va avanzando hasta alcanzar prácticamente toda la probeta. Se alcanzan elevadas deformaciones plásticas en determinadas zonas de la probeta. En muchas ocasiones, el tramo de curva comprendido en esta zona se podría ajustar mediante una recta.

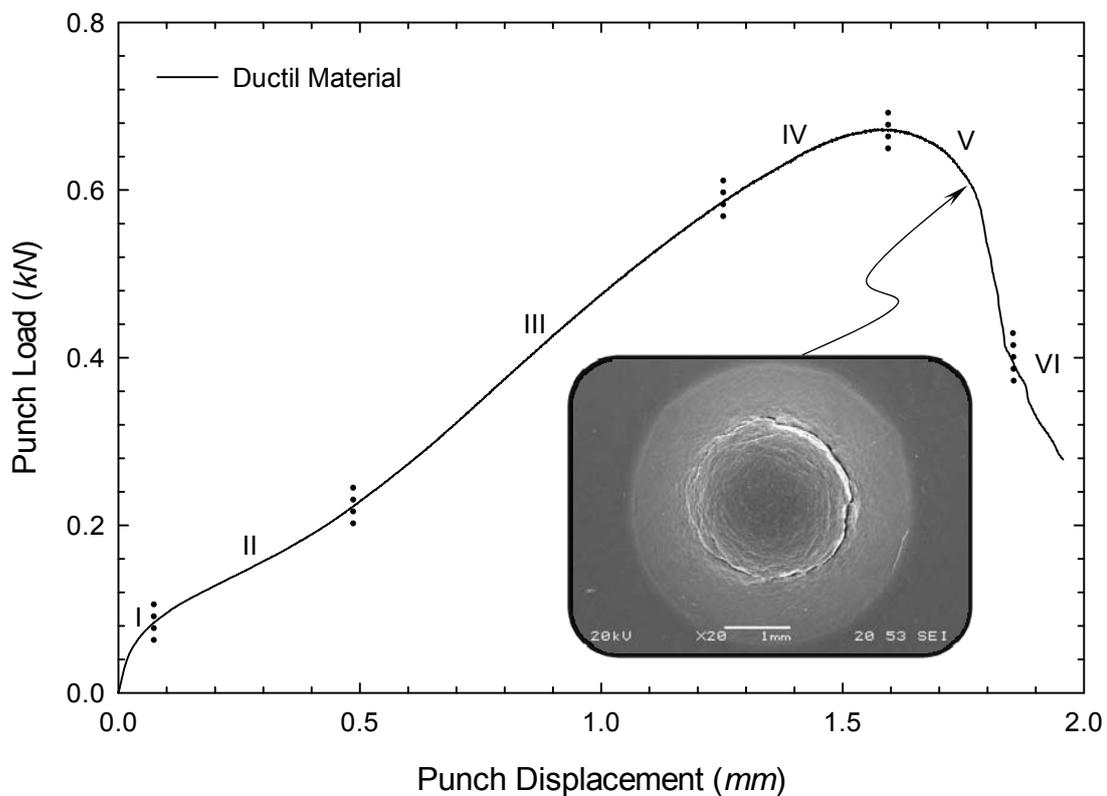


Figura 2.2. Curva carga-desplazamiento típica obtenida en el SPT para el caso de materiales dúctiles.

Zona IV. Es la zona en la que se alcanza el valor de carga máxima. Se produce un adelgazamiento importante del espesor de la probeta que está asociado con la inestabilidad plástica local y el inicio de la fractura en determinadas zonas, alcanzando la carga máxima del punzón.

Zona V. Es la zona de ablandamiento de la curva, una vez que en algunas zonas de la probeta se ha alcanzado la condición de rotura. La rotura avanza y la capacidad resistente de la probeta disminuye rápidamente. La fisura comienza a crecer de forma circunferencial entorno al centro de la probeta, como puede observarse en la Figura 2.2.

Zona VI. Representa la rotura final de la probeta, en la que el punzón la atraviesa por completo. En los ensayos experimentales no es una zona de especial interés.

En consecuencia, cada una de las partes en las que se puede dividir la curva carga-desplazamiento parece estar relacionada con una serie de parámetros característicos del material. La primera zona con los parámetros elásticos, la segunda y tercera con las propiedades elastoplásticas y desarrollo del daño local, y la cuarta y quinta con el desarrollo del daño a mayor escala y los parámetros asociados a la rotura del material.

2.3 Perspectiva histórica

A lo largo de las cuatro últimas décadas el ensayo SPT ha sido utilizado por numerosos investigadores en diferentes campos de aplicación. El presente apartado se centra especialmente en recopilar aquellas investigaciones que son verdaderamente afines a los objetivos planteados en la presente Tesis, es decir, los trabajos que han utilizado de uno u otro modo el ensayo SPT para la determinación de las propiedades a fractura del material estudiado. Como se verá más adelante, hay que esperar hasta el año 2003 para poder comenzar a hablar de la utilización de probetas SPT prefisuradas en la determinación de dichas propiedades del material.

2.3.1 Década de los 80

Baik et al.[1] fueron los primeros investigadores en utilizar el SPT con el objetivo de estudiar los efectos que la radiación tenía sobre la temperatura de transición dúctil-frágil en materiales metálicos. Hasta ese momento el ensayo Charpy (CVN) era el método convencionalmente utilizado para la determinación de esa propiedad en materiales metálicos, pero para materiales irradiados las probetas de ese ensayo no era conveniente utilizarlas debido principalmente a su excesivo tamaño para ser irradiadas.

Estos autores realizaron un estudio sobre aceros con diferente microestructura e impurezas dopadas llegando a la conclusión de que existía una única relación lineal entre la temperatura de transición del SPT (T_{SPT}) y la del CVN (T_{CVN}) para cada tipo de impureza dopada. La Figura 2.3 muestra los resultados obtenidos en el estudio. Esta relación era independiente de las variables de la microestructura, como pueden ser el tamaño de grano y la dureza, y viene dada por la ecuación (2.1).

$$T_{CVN} = \alpha_1 \cdot T_{SPT} + \beta_1 \quad (2.1)$$

Donde α_1 es un factor de correlación mecánico que está directamente relacionado con el grado de deformación y el estado tensional, y β_1 es el desplazamiento de la temperatura de transición, siendo en este caso en particular $\alpha_1 \approx 2.5$, $\beta_1 \approx 400^\circ C$ para el acero dopado con P y $\beta_1 \approx 485^\circ C$ para el acero dopado con Sn. Este primer resultado parece indicar que no existe una equivalencia directa entre ambos ensayos. En particular, los valores de tenacidad deducidos a partir de ambos ensayos no serán comparables entre sí, al ser diferentes sus temperaturas de transición. Sin embargo, si parece apuntarse la posibilidad de establecer ciertas relaciones a partir de la ecuación (2.1). Evidentemente las diferencias observadas son lógicas dado que se trata de ensayos de velocidad muy diferente y distintas geometrías de probeta, implicando esta última una triaxialidad diferente en cada probeta.

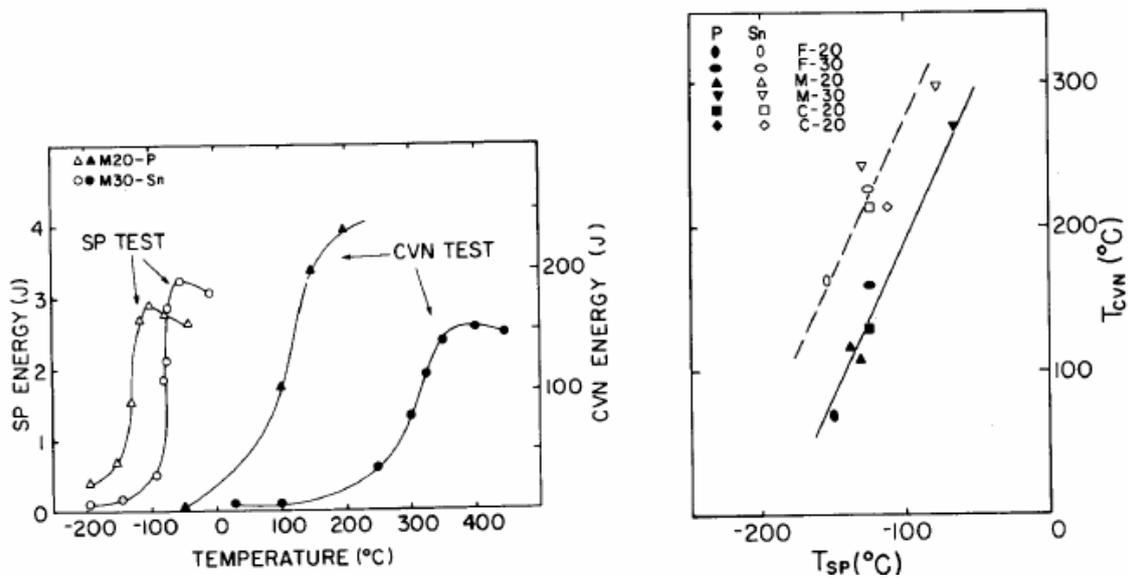


Figura 2.3. Comparación del comportamiento de energía de transición de fractura entre el ensayo CVN y el SPT en aceros que tienen diferentes impurezas dopadas (izquierda), y correlación DBTT entre CVN y SPT en aceros dopados con P y Sn [1] (derecha).

Unos años más tarde en 1986, Kameda et al. [2] ampliaron el estudio anterior [1] centrándose en los aceros ferríticos, los cuáles, eran en esa época ampliamente utilizados en la industria nuclear. La conclusión principal de estos investigadores vino a confirmar la existencia de la correlación lineal entre la DBTT del SPT y la del ensayo CVN para cada uno de los materiales irradiados e impurezas dopadas.

En ese mismo año, Lucas et al. [3] publicaron un trabajo con el objetivo de determinar el efecto de la geometría de la probeta y del utillaje del ensayo en los resultados de los ensayos SPT. Además de utilizar cuatro materiales diferentes, dos tipos de cobre y dos de acero inoxidable austenítico, los parámetros que variaron fueron el espesor de la probeta SPT circular de 3mm de diámetro (de 0.1 a 0.25 mm), el diámetro del punzón (de 1 a 1.6 mm), el diámetro de la matriz inferior (de 1.3 a 1.9 mm) y el radio de acuerdo (de 0.2 a 0.5 mm) de la matriz inferior. Las principales conclusiones que obtuvieron fueron que incrementando el espesor de la probeta se incrementaba la carga de fluencia, la carga máxima y el desplazamiento del punzón en el momento del fallo, y que la localización del fallo pasaba de estar en el centro de la probeta a ser circunferencial. El incremento del diámetro del punzón también hacía aumentar la carga de fluencia y la carga

máxima pero hacía decrecer ligeramente el desplazamiento del punzón en el momento del fallo.

Un año más tarde, en 1987, Mao et al [4, 5] comenzaron un trabajo de investigación con el propósito de desarrollar una técnica para extraer información de las propiedades mecánicas y de fractura de materiales a partir del SPT con probetas circulares TEM de $\varnothing 3 \text{ mm}$ y 0.25 mm de espesor y probetas cuadradas de $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$. Para ello estudiaron el proceso de deformación, introduciendo un nuevo parámetro en el ensayo SPT denominado deformación equivalente de fractura ($\bar{\varepsilon}_{qf}$), el cuál fueron capaces de relacionarlo con la tenacidad a fractura (J_{lc}). Los materiales usados en los ensayos fueron los aceros aleados denominados SUS316, PCA y HT-60, y usaron otros aceros y aleaciones para la validación de sus conclusiones, como el A533B y el HT-9.

Utilizaron dos métodos para calcular la $\bar{\varepsilon}_{qf}$, el primero midiendo el cambio de espesor en la zona más fina de la probeta una vez realizado el ensayo, según la ecuación (2.2) y el segundo utilizando la relación empírica definida por la ecuación (2.3).

$$\bar{\varepsilon}_{qf} = \ln(t_0 / t) \quad (2.2)$$

$$\bar{\varepsilon}_{qf} = \beta (\delta^* / t_0)^2 \quad (2.3)$$

Donde t y t_0 son los espesores de la probeta en la sección más fina en el instante final e inicial respectivamente, β es una constante determinada experimentalmente y δ^* es la deflexión de la probeta en el momento de la fractura. La condición necesaria para aplicar cualquiera de estos dos métodos era que la rotura fuese con forma circunferencial. Una vez calculada la $\bar{\varepsilon}_{qf}$ observaron la existencia de una relación lineal entre este parámetro y la tenacidad J_{lc} , que aparece reflejada en la Figura 2.4, convirtiéndose de esta manera la $\bar{\varepsilon}_{qf}$ en un parámetro de fractura muy interesante a la hora de obtener J_{lc} a través del ensayo SPT.

También, a partir de los ensayos SPT realizados determinaron la tensión de fluencia σ_y y la tensión última σ_{uts} del material, en función de la carga de fluencia (P_y) y de la carga máxima (P_{max}) de la curva carga-desplazamiento respectivamente, estableciendo las ecuaciones (2.4) y (2.5), pioneras en la determinación de σ_y y σ_{uts} a partir del ensayo SPT. Tal y como se puede ver en la Figura 2.5 con dichas expresiones fueron capaces de ajustar adecuadamente los resultados obtenidos para los diferentes materiales utilizados, las cuáles siguen utilizándose en la actualidad brindando una posible opción a la hora de estimar σ_y y σ_{uts} a través del ensayo SPT, en aquellos casos en los que no sea posible llevar a cabo ensayos convencionales para determinar dichos parámetros. Se puede observar como la correlación para la estimación del límite elástico es muy buena, pero para el caso de la tensión última la dispersión obtenida es mayor.

$$\sigma_y = 360 \cdot P_y / t_0^2 \quad (2.4)$$

$$\sigma_{uts} = 130 \cdot P_{max} / t_0^2 - 320 \quad (2.5)$$

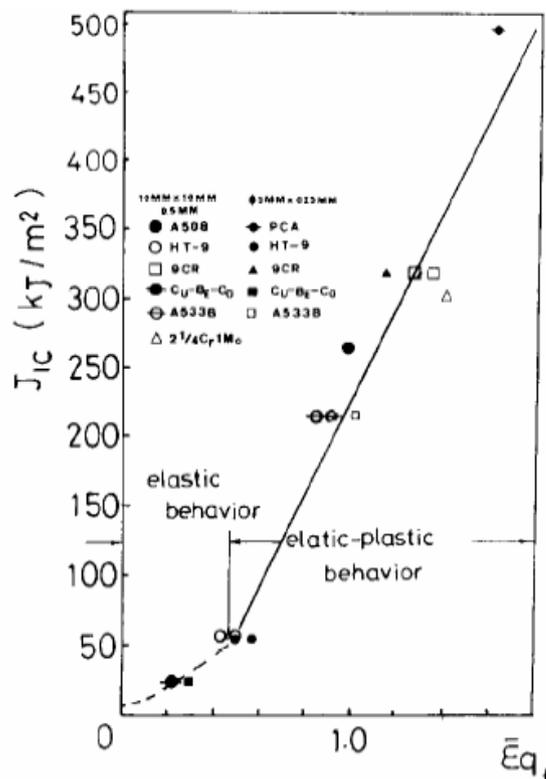


Figura 2.4. Relación entre $\bar{\epsilon}_{qf}$ y J_{1c} determinada por Mao y Takahashi [4].

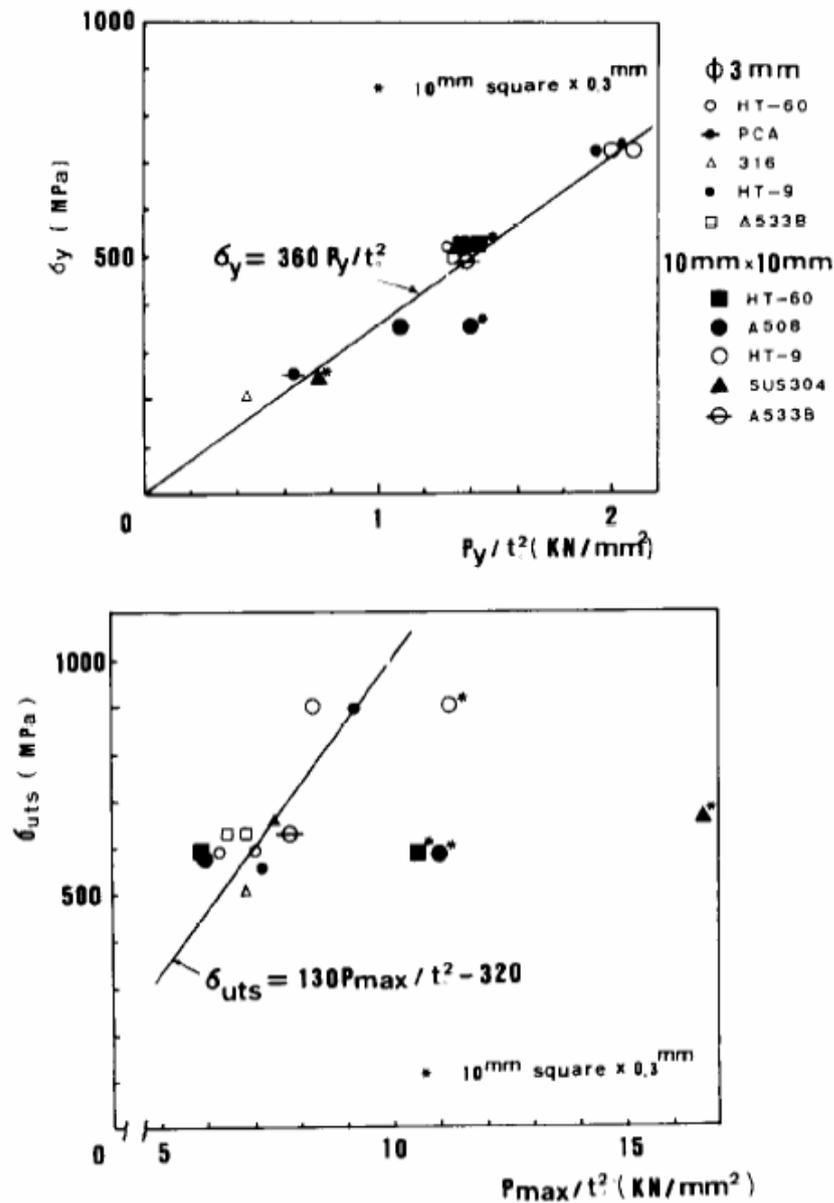


Figura 2.5. Relaciones empíricas obtenidas por Mao y Takahashi [4].

En los últimos años de la década de los 80 y principios de los 90, Misawa et al. [6-10] desarrollaron un sistema de evaluación de degradación por irradiación en aleaciones estructurales candidatas a ser el material de reactores de fusión. Dicho sistema consistía en la utilización del SPT para la determinación de la DBTT, la tenacidad a fractura, la evaluación de la tensión de fallo por corrosión (SCC) y la fragilización por hidrógeno. Los ensayos se realizaron sobre aceros ferríticos como el HT-9 y el JFMS y sobre aceros austeníticos como el Tipo 304. En particular, el estudio de la tenacidad a fractura lo realizaron sobre aceros austeníticos a 4.2, 77

y 299 K. A partir de las expresiones (2.2) y (2.3) determinadas por Mao et al. [4, 5] desarrollaron la ecuación (2.6) para la determinación de $\bar{\varepsilon}_{qf}$, donde $\beta = 0.088$ y $x = 1.95$ se obtienen empíricamente a partir de la regresión lineal entre $\ln \cdot [\ln(t_0/t)]$ y $\ln(\delta/t_0)$, la cual se puede observar en la Figura 2.6.

$$\bar{\varepsilon}_{qf} = \ln(t_0/t) = \beta(\delta^*/t_0)^x \quad (2.6)$$

Una vez determinado el valor de $\bar{\varepsilon}_{qf}$, el valor de J_{Ic} se obtiene, al igual que en los trabajos anteriores, a partir de una regresión lineal independiente de la temperatura, donde el coeficiente de regresión k toma un valor de 845 kJ/m^2 . La Figura 2.6 muestra esta regresión, donde las líneas discontinuas delimitan un intervalo de confianza del 95%.

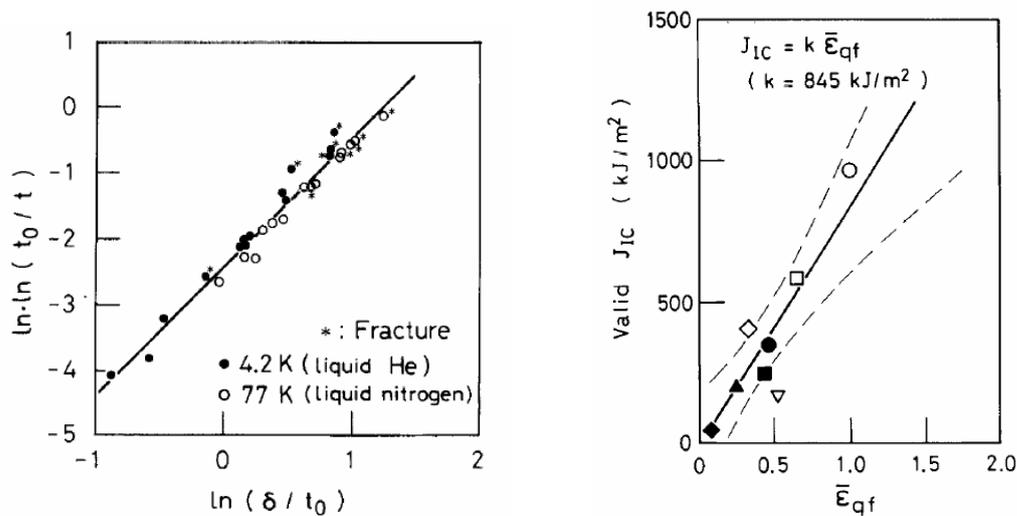


Figura 2.6. Relación entre $\ln \cdot \ln(t_0/t)$ y $\ln(\delta/t_0)$ (izquierda); y regresión lineal independiente de la T^a entre J_{Ic} y $\bar{\varepsilon}_{qf}$ (derecha), para aceros austeníticos [8].

Estos estudios representan los primeros intentos de obtener el valor de la tenacidad a fractura del material a partir del ensayo SPT, sirviendo como base de la mayoría de las investigaciones que se llevaron a cabo en los años posteriores. En 1990, Lucas [11] en una recapitulación de los avances que se habían logrado hasta el momento en los ensayos miniatura sobre materiales irradiados, dedica un apartado al SPT en el que hace especial hincapié en dichos estudios.

2.3.2 Década de los 90

En los primeros años de la década de los 90, Mao et al. [12-14], siguiendo con sus investigaciones, realizaron una serie de estudios con el objetivo de obtener un procedimiento de ensayo SPT para estimar K_{Ic} en materiales cerámicos, como por ejemplo el SiC, PSZ, Al₂O₃, Si₃N₄, etc. y J_{Ic} en aceros, como por ejemplo el HT-9, A533B, A508, todos ellos utilizados en la industria nuclear. Los resultados de su trabajo se pueden observar en la Figura 2.7, la cual muestra la relación lineal de K_{Ic} y J_{Ic} con la tensión de fractura del SPT ($\sigma_{f(SP)}$) y $\bar{\epsilon}_{qf}$ respectivamente. Cabe destacar que el nuevo parámetro introducido por estos autores para materiales frágiles, la tensión de fractura del SPT ($\sigma_{f(SP)}$), la determinaron a partir de la expresión (2.5) que define el valor de σ_{uts} .

En 1991 Suzuki et al.[15], utilizando como base los trabajos anteriores publicados por algunos de ellos [6-10], realizaron un estudio sobre un acero irradiado por neutrones para la evaluación de la degradación de la tenacidad a fractura. Los resultados que obtuvieron fueron similares a los obtenidos previamente [6-10].

Posteriormente Kameda et al. realizaron una serie de investigaciones enfocadas a determinar las propiedades mecánicas en materiales irradiados [16] y en aleaciones con recubrimientos cerámicos [17]. Los resultados obtenidos ponían de manifiesto que el SPT era útil para evaluar el endurecimiento, la DBTT y el decrecimiento de J_{Ic} causado por la irradiación de neutrones. En cuanto a los recubrimientos cerámicos observaron principalmente que un tratamiento de recubrimiento con Ni-P podía llegar a incrementar un 40% σ_y y disminuir ligeramente J_{Ic} en comparación con el material sin recubrir.

Chi et al. [18] basándose en un trabajo anterior de Mao et al. [12] realizaron ensayos SPT sobre probetas de acero 12Cr-1MoV irradiadas con protones (16MeV). La Figura 2.8 muestra los resultados obtenidos relacionando J_{Ic} con $\bar{\epsilon}_{qf}$, donde también se puede observar la dependencia de la temperatura con la energía absorbida en el SPT con el material irradiado y sin irradiar. Las líneas discontinuas de la gráfica de la izquierda corresponden al intervalo de confianza del 95% de la relación obtenida por Mao et al.[12].

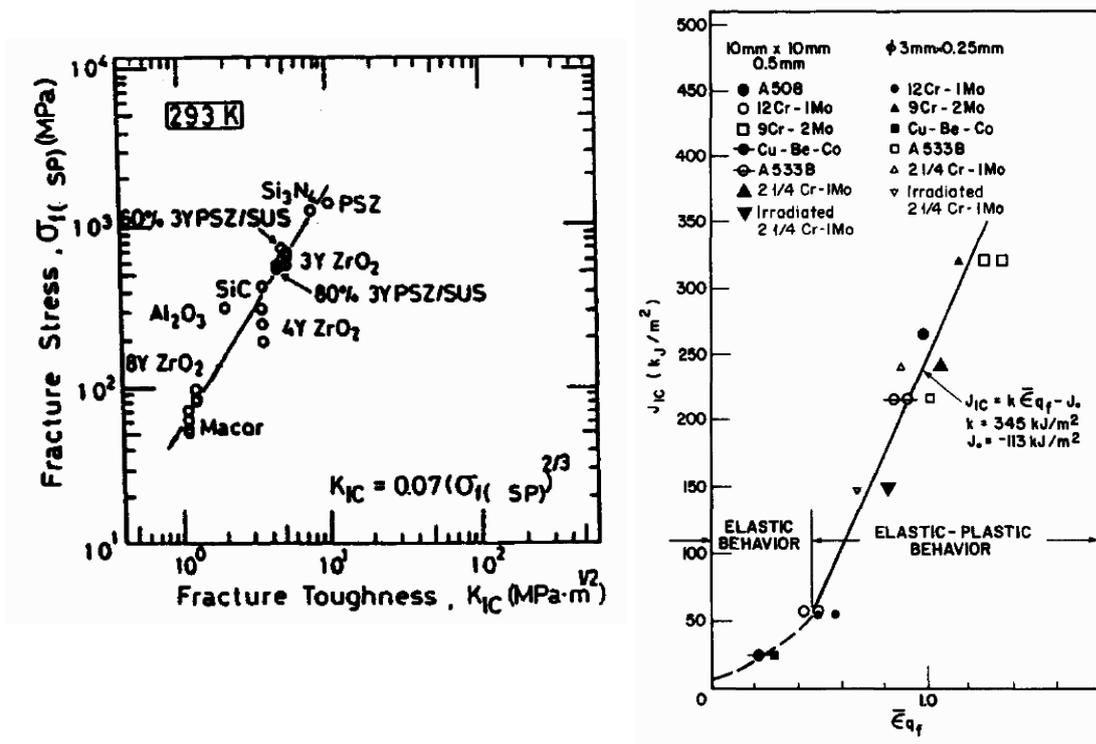


Figura 2.7. Relación entre K_{IC} y $\sigma_{f(SP)}$ [13] (izquierda); y entre J_{IC} y $\bar{\epsilon}_{qf}$ [12] (derecha) para varios materiales de la industria nuclear.

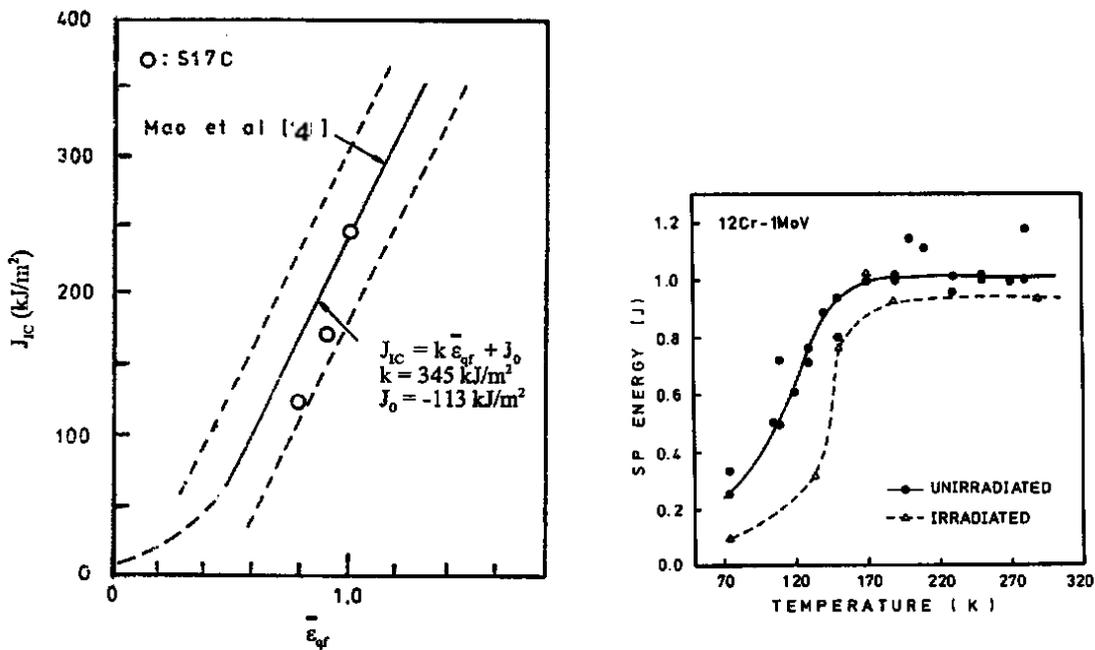


Figura 2.8. Relación entre J_{IC} y $\bar{\epsilon}_{qf}$ (izquierda) y dependencia de la temperatura con la energía absorbida en el SPT (derecha) [18].

En cualquiera de los trabajos anteriores se pone de manifiesto la relación lineal existente entre J_{Ic} y la $\bar{\varepsilon}_{df}$ definida a partir de $\ln(t_0/t)$, por lo que se corroboran los resultados que obtuvieron los primeros investigadores en establecer dicha relación. Dicha relación se convierte en pilar fundamental de las líneas de investigación futuras que pretendan estimar las propiedades de fractura del material a partir del SPT.

En 1998 Fleury y Ha [19, 20] realizaron una correlación entre las propiedades mecánicas y de fractura determinadas a partir del SPT y las obtenidas a partir de ensayos convencionales, como el ensayo de tracción uniaxial y el CVN, para aceros de baja aleación utilizados en centrales térmicas, como son el 12Cr-1Mo, el 1Cr-0.5Mo y el 2.25Cr-1Mo. Estos materiales fueron ensayados en un rango de temperatura de 25 a 600 °C.

Centrándonos en las propiedades de fractura, cabe destacar la correlación entre la tenacidad K_{Ic} del SPT y la tenacidad K_{Ic} del CVN que propusieron, la cuál se puede ver en la Figura 2.9. Los valores de K_{Ic} del SPT en el “lower shelf”, es decir, cuando el comportamiento del material es frágil, fueron estimados a partir de las ecuaciones propuestas por Joo et al.[21] y los análisis SEM realizados. Mientras que los valores de K_{Ic} del SPT en el “upper shelf”, es decir, cuando el comportamiento del material es dúctil, fueron determinados a través de una ecuación basada en la energía del ensayo desarrollada por Afzal Khan et al. [22].

Se puede observar como los valores en el “upper shelf” tienen una mayor dispersión, aunque el valor medio ajusta adecuadamente con la relación lineal que propusieron. La correlación presentada por dichos autores es independiente de la temperatura de transición, lo cuál supone un gran avance ya que dicha temperatura, como se ha visto anteriormente, es diferente en los dos ensayos.

En ese mismo año Bulloch [23] hizo una recopilación de los resultados que hasta la fecha habían obtenido diversos investigadores de la temperatura de transición con el ensayo SPT y con el ensayo CVN. Esencialmente demostró algunas de las expresiones que ya existían en la literatura que relacionaban dichas temperaturas de transición. Este mismo autor había publicado anteriormente un estudio fractográfico del SPT [24]. Durante esta década, el ensayo SPT también fue

utilizado en diversos campos de aplicación, como por ejemplo en el estudio de las propiedades de creep sobre aceros [25] o en medicina [26, 27].

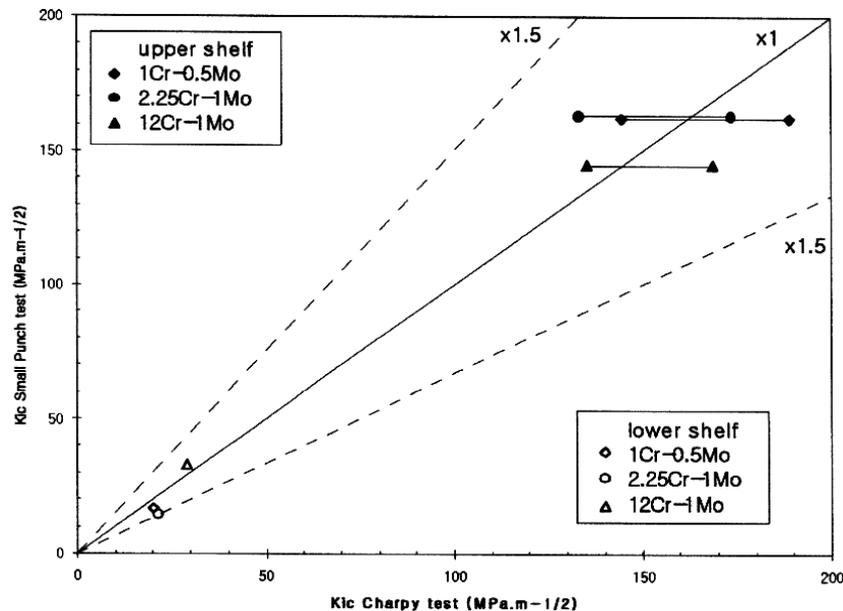


Figura 2.9. Correlación de K_{Ic} estimada en el SPT y en el CVN [20].

2.3.3 Década pasada y actual

En el año 2001, Saucedo-Muñoz et al. [28] realizaron un trabajo de correlación entre el J_{Ic} y el $\bar{\varepsilon}_{qf}$ determinado a partir del SPT. Dicha correlación se llevó a cabo con aceros austeníticos envejecidos, aplicando la norma ASTM E813-89 [29]. Para la determinación de J_{Ic} . La Figura 2.10 muestra la correlación obtenida, en comparación con la correlación propuesta por Misawa et al. [8] sobre aceros austeníticos, los cuales aplicaron la norma ASTM E813-81 [30] para la obtención de J_{Ic} . De nuevo se pone de manifiesto la relación lineal existente entre $\bar{\varepsilon}_{qf}$ y J_{Ic} , pudiendo observar en dicha figura como la correlación propuesta por Misawa et al. [8] no ajusta adecuadamente los resultados del estudio.

Comprobaron que la gran diferencia en la correlación era debida a la norma utilizada en la determinación de J_{Ic} , a pesar de que la media del límite elástico de los materiales utilizados en este estudio era algo mayor que la de los materiales utilizados por Misawa et al. [8], 1160 MPa frente a 1020 MPa.

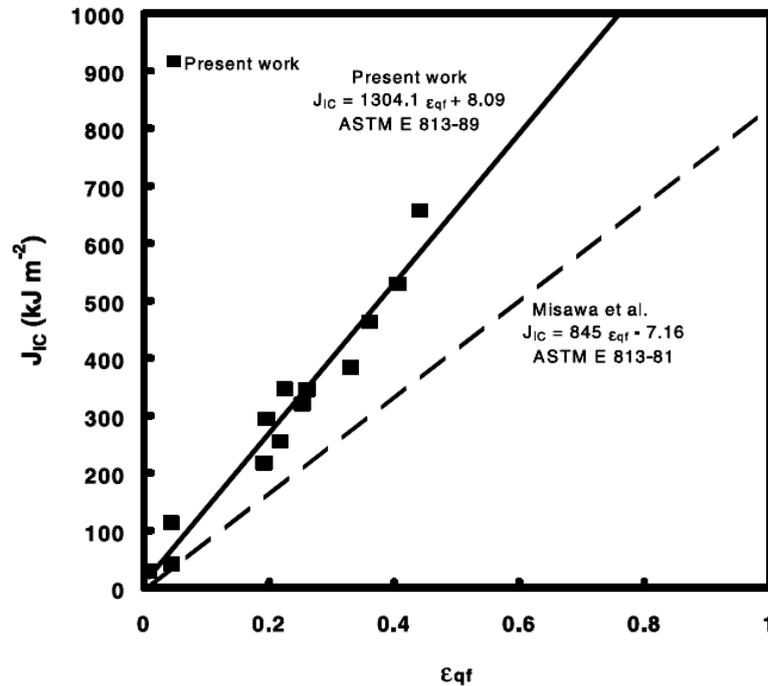


Figura 2.10. Regresiones lineales independientes de la temperatura entre J_{IC} y ε_{qf} , realizadas por Saucedo-Muñoz et al. [28] y por Misawa et al. [8].

Cabe destacar, que la norma ASTM E813-81 define J_{IC} como la intersección de la línea de enromamiento con el ajuste lineal de los puntos experimentales que tienen un incremento de grieta importante, mientras que el procedimiento descrito en la ASTM E813-89 define el valor de J_{IC} como la intersección de la paralela a la línea de enromamiento trazada desde la abscisa 0.2 mm con el ajuste potencial de los datos $J - \Delta a$. Otras diferencias entre los procedimientos atañen al rango de crecimientos de grieta válidos. Así en la ASTM E813-81 se establece unos límites inferior y superior del 0.6% y 6% de la longitud de ligamento respectivamente. La ASTM E813-89 propone unos límites de exclusión situados en 0.15 y 1.5 mm de crecimiento de grieta. De esta forma, para poder comparar los resultados que obtuvieron con trabajos anteriores aplicaron la norma ASTM E813-81, proponiendo una nueva correlación entre J_{IC} y ε_{qf} mostrada en la Figura 2.11, mejorando notablemente la similitud con la correlación propuesta por Misawa et al. [8]. En esta figura se puede ver también la correlación obtenida por Mao et al. [4] para diferentes aceros ferríticos y aleaciones no férreas, las cuales tienen un

menor valor de J_{Ic} , que implican un menor valor de la pendiente de la relación lineal.

Como conclusiones interesantes de este trabajo se pueden destacar la importancia del procedimiento seguido para la determinación de J_{Ic} y la confirmación, una vez más, de la independencia con la temperatura de ensayo que presenta este tipo de correlaciones lineales entre J_{Ic} y $\bar{\epsilon}_{qf}$.

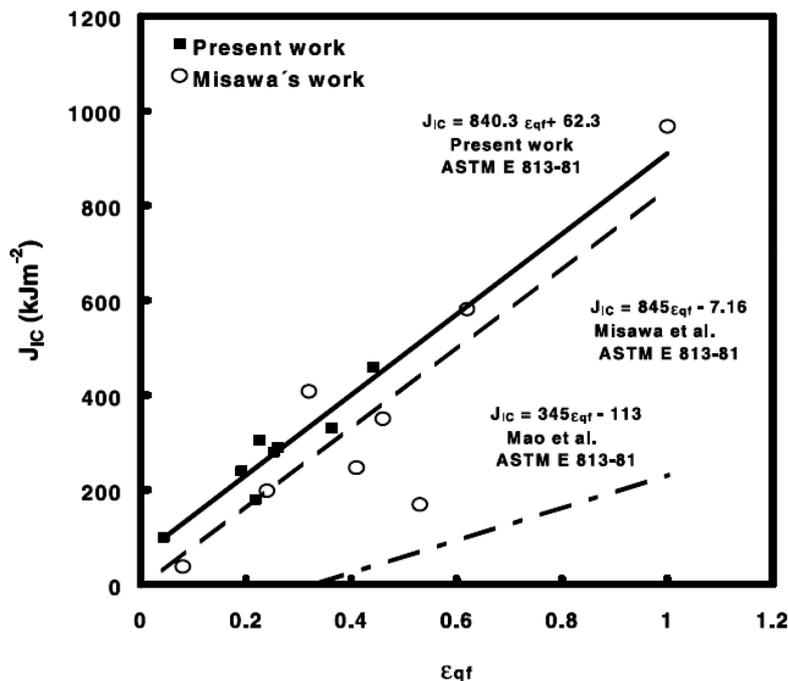


Figura 2.11. Regresiones lineales independientes de la T^a entre J_{Ic} y $\bar{\epsilon}_{qf}$, realizadas por Saucedo-Muñoz et al. [28], por Misawa et al. [8] y por Mao et al. [4].

Un año más tarde, Shekhter et al. [31] desarrollaron un estudio para la determinación de K_{Ic} en una pieza del material 1Cr-1Mo-0.25V sometida a diferentes tratamientos térmicos. Utilizaron tres métodos para medir el K_{Ic} : el ensayo CVN, el SPT y el ensayo de fractura. Para estimar el valor de K_{Ic} a partir del CVN y del SPT propusieron la utilización de diferentes correlaciones empíricas disponibles en la bibliografía, las cuáles recogen en su trabajo. Comprobaron que los valores de K_{Ic} estimados de esta forma eran comparables con los valores medidos experimentalmente de K_{Ic} en el ensayo de fractura. Basándose en la

correlación de dichos resultados, concluyeron que el SPT era un método válido para la estimación de K_{lc} .

También en el año 2002 Ruan et al. [32] utilizaron el SPT para evaluar las propiedades de un acero martensítico EUROFER97 tratado térmicamente. Establecieron una serie de correlaciones de la carga P_y y P_{max} en el SPT con la tensión de fluencia y la tensión última en el ensayo de tracción respectivamente, siguiendo la misma metodología propuesta por Mao y Takahashi [4]. Dichas correlaciones se pueden ver en la Figura 2.12, quedando definidas por las expresiones (2.7) y (2.8) respectivamente. En dicha figura se puede comprobar el buen ajuste de los resultados con las correlaciones propuestas por estos autores, evidenciando de nuevo la relación lineal existente entre los parámetros estudiados.

$$\sigma_{0.2} [MPa] = (149 \pm 108) + (413 \pm 68) \cdot \frac{P_y}{t_0^2} [kN/mm^2] \quad (2.7)$$

$$\sigma_{uts} [MPa] = (218 \pm 101) + (77 \pm 15) \cdot \frac{P_{max}}{t_0^2} [kN/mm^2] \quad (2.8)$$

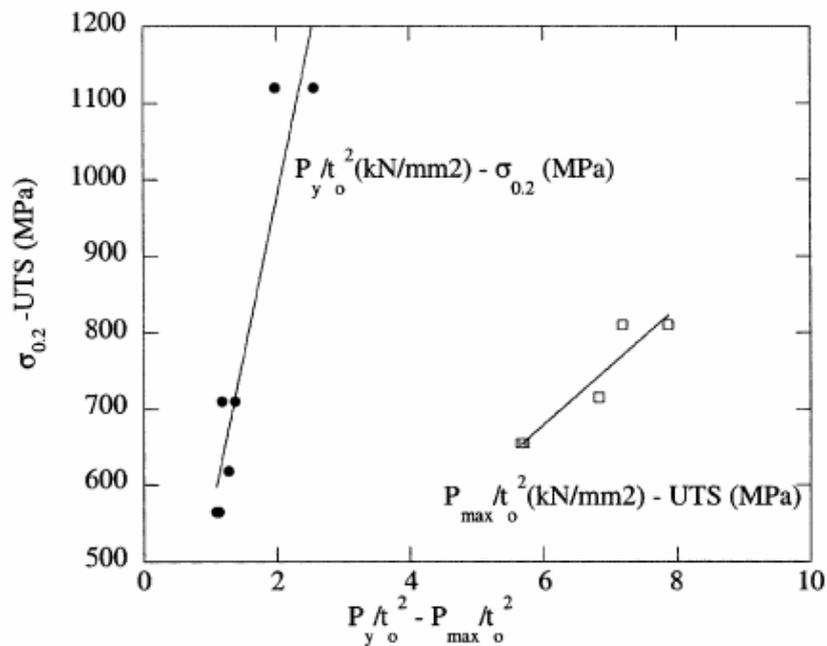


Figura 2.12. Correlaciones obtenidas por Ruan et al.[32].

Se puede destacar, que todos los trabajos analizados hasta el momento han sido realizados utilizando probetas SPT, cuadradas o circulares, sin mecanizarlas ningún tipo de grieta, consiguiendo en mayor o menor medida una buena estimación de las propiedades a fractura del material. Dichas propiedades se determinan convencionalmente con ensayos que utilizan probetas que tienen mecanizada una grieta, como por ejemplo la probeta Charpy en el ensayo CVN o la probeta compacta (CT) en el ensayo de fractura. Por lo que la posibilidad de utilizar probetas SPT con grieta para la determinación de las propiedades a fractura del material, podría suponer una buena alternativa con la que mejorar los resultados obtenidos hasta la fecha.

En este sentido, en el año 2003 Ju et al. [33] realizaron un estudio pionero de SPT utilizando probetas $10 \times 10 \times 0.5$ mm con grieta para obtener las propiedades a fractura del acero ASME SA 508 Clase 3, utilizado en Korea en vasijas de reactores nucleares. La grieta pasante se mecanizaba en el centro de la probeta, en la Figura 2.13 se puede observar el detalle de la zona central de la probeta donde está ubicada dicha grieta, la cuál tiene forma elíptica, así como el fallo frágil a baja temperatura iniciado en esa zona.

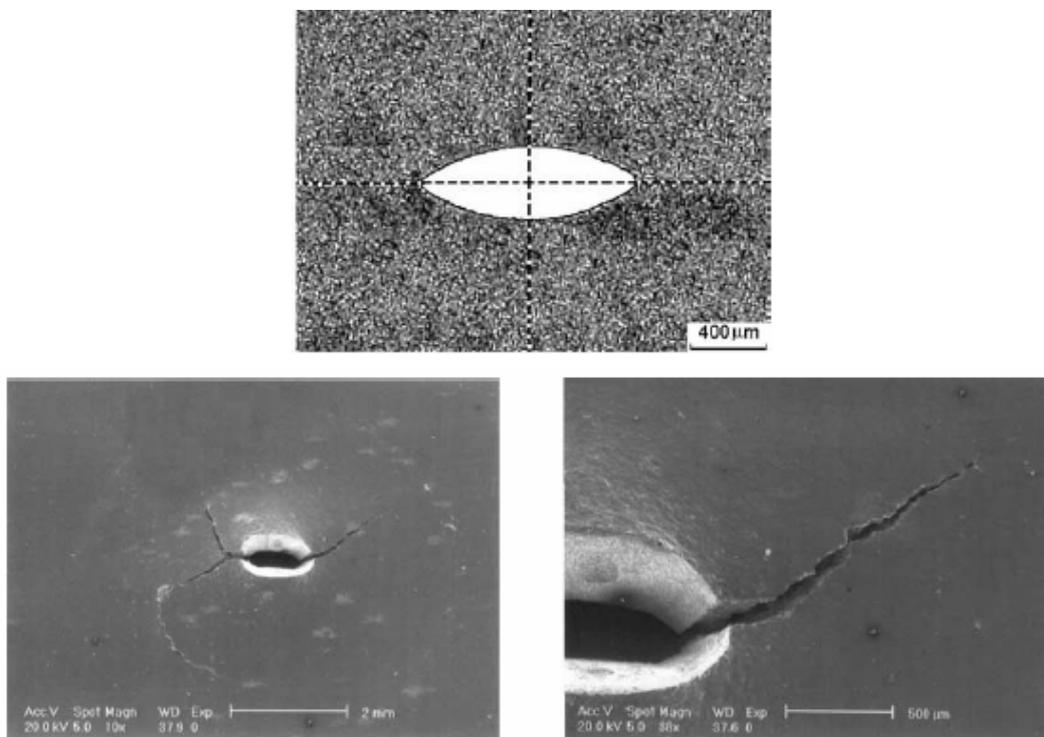


Figura 2.13. Fisura y micrografías del fallo frágil de la probeta utilizada por Ju et al. [33].

En función de parámetros geométricos (a_1, r_1, c_1 y h_1) y de la carga en el momento de inicio de la fisura (P_i), desarrollaron una fórmula para obtener la tenacidad a fractura (K_c), definida por la expresión (2.9).

$$K_c = \frac{3}{2} \cdot \frac{P_i \cdot (1 + \nu)}{\pi \cdot h_1^2} \cdot \left(\ln \frac{c_1}{b_1} + \frac{r_1^2}{4 \cdot c_1^2} \right) \cdot \sqrt{a_1} \quad (2.9)$$

Donde a_1 es el semieje mayor de la elipse a la que se puede asemejar la grieta, r_1 es el radio de contacto con el punzón, c_1 es el radio de la matriz inferior, h_1 es el lado de la probeta y ν es el coeficiente de Poisson.

El inicio de la fisura se determinó utilizando señales de emisión acústica, pudiendo de esta manera determinar el valor de P_i en la curva carga-desplazamiento del SPT.

La tenacidad a fractura estimada a partir de la expresión desarrollada, la compararon con los valores provenientes de la “master curve” propuesta en la norma ASTM E1921 [34], obteniendo unos resultados congruentes en la región “lower shelf”. Con estos resultados demostraron la posibilidad de extraer las propiedades a fractura del material analizado a través del SPT, haciendo uso de probetas SPT con una grieta mecanizada inicialmente.

Un año más tarde, en el 2004 Finarelli et al. [35] investigaron sobre las propiedades mecánicas a partir del SPT en materiales irradiados, los materiales utilizados fueron el acero austenítico 316L y el acero martensítico Optifer. La Figura 2.14 muestra las curvas carga-desplazamiento del SPT obtenidas con diferentes dosis de irradiación en los materiales utilizados.

Con los datos obtenidos en los ensayos fueron capaces de determinar la tensión de fluencia σ_y y la deformación equivalente de fractura $\bar{\varepsilon}_{qf}$, utilizando las expresiones recogidas anteriormente propuestas por Mao et al. [4], y la energía de fractura, calculada como el área debajo de la curva carga-desplazamiento del ensayo SPT desde el inicio hasta el punto de carga máxima, de cada material y para cada dosis de irradiación.

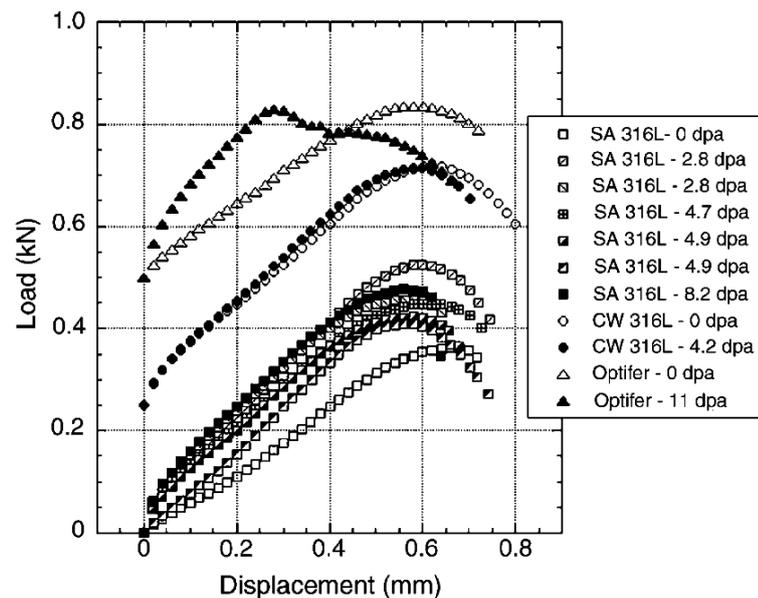


Figura 2.14. *Curvas carga-desplazamiento de SPT obtenidas para diferentes materiales y dosis de irradiación[35].*

En ese mismo año Campitelli et al.[36] utilizaron el SPT y la simulación numérica para determinar las propiedades mecánicas (σ_y y σ_{uts}) del acero austenítico 316L y del acero martensítico F82H, a través de las expresiones propuestas por Mao et al. [4]. Su investigación se centró principalmente en determinar la influencia del espesor de la probeta y del coeficiente de fricción en los resultados obtenidos. Las principales conclusiones a las que llegaron fueron que para el caso de σ_y sí que existía una correlación con P_y/t_0^2 , pero para el caso de σ_{uts} no fueron capaces de obtener una correlación adecuada con P_{max}/t_0^2 , como la que obtuvieron Mao et al. [4]. Además de esto, concluyeron que la implementación del coeficiente de fricción en la simulación numérica era fundamental para la correcta reproducibilidad de la curva carga-desplazamiento experimental. A estas mismas conclusiones, llegaron dichos autores en un trabajo posterior [37] realizado sobre probetas irradiadas de acero martensítico.

Recientemente, investigadores de la Universidad de Cantabria [38, 39] proponen el empleo de una metodología experimental basada en la medición del CTOD en probetas miniatura con entalla lateral pasante para la estimación de la tenacidad J_{Ic} , como puede observarse en la Figura 2.15. Cabe destacar la expresión empírica (2.10) que han desarrollado a partir de resultados experimentales para

un acero, donde δ_{SPi} es el enromamiento en la punta de entalla en la probeta SPT y δ_i es el enromamiento en la punta de fisura en la probeta CT.

$$\delta_i = 1.12 \cdot (\delta_{SPi})^{1.392} \quad (2.10)$$

En paralelo, investigadores de la Universidad de Oviedo están trabajando con diferentes configuraciones de entalla no pasante en la probeta miniatura con las que poder estimar las propiedades a fractura del material analizado [40, 41]. Los distintos tipos de entalla utilizados pueden observarse en la Figura 2.16, donde todas ellas son del tipo no pasante en el espesor.



Figura 2.15. Medición de la evolución del CTOD en probetas miniatura con entalla lateral pasante [39]

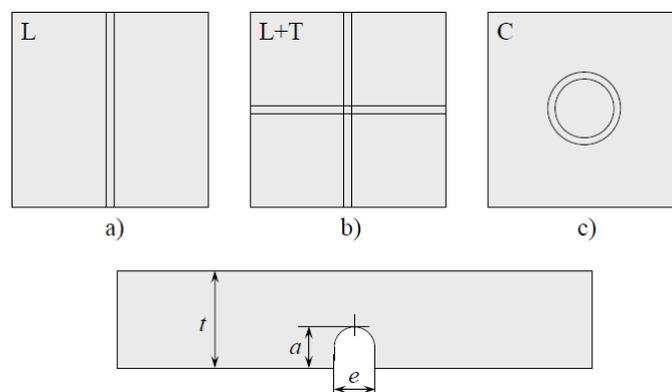


Figura 2.16. Tipos de entalla no pasante en probetas miniatura [40].

En este último año, Rodriguez et al. [42] han realizado una recopilación exhaustiva de los diferentes métodos existentes para obtener el límite elástico del material a partir de la carga de fluencia P_y en el SPT, utilizando para ello una amplia base de materiales metálicos. En la Figura 2.17 se recogen las diversas propuestas que han analizado para la obtención del valor de P_y , de todas ellas destacan el método de las dos tangentes (P_{y_ct}), propuesto por Mao et al. [4, 5], y el método que consiste en trazar una paralela a la pendiente inicial para un valor de desplazamiento del punzón igual al espesor de probeta partido por diez ($P_{y_t/10}$) como los que proveen una mejor estimación del límite elástico del material.

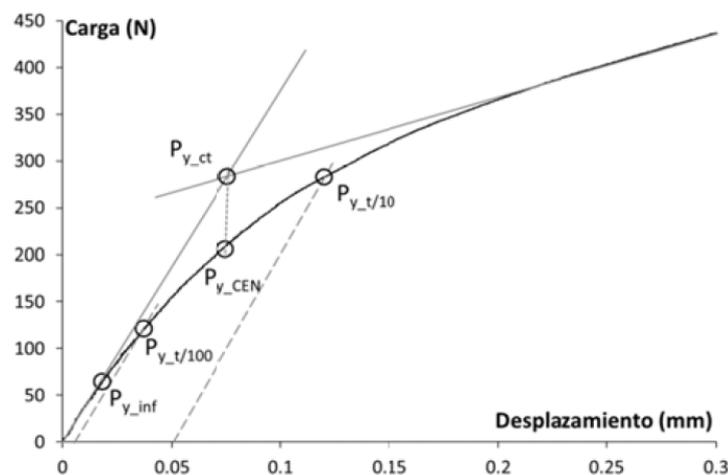


Figura 2.17. Diferentes propuestas para la obtención de P_y [42].

La mayoría de los trabajos anteriores, especialmente los de la década de los 80, representan la base fundamental en la que se apoyan las investigaciones realizadas durante estos últimos años, para la obtención de las propiedades a fractura a partir de ensayos SPT. Otros trabajos que merece la pena ser estudiados son los llevados a cabo por Eskner et al. [43], Callaghan et al. [44], Komazaki et al. [45], Dunne et al. [46], Nakata et al. [47], Budzacoska et al. [48], Hyde et al. [49], Kim et al. [50], Sunjaya et al. [51], Wang et al. [52]. Destacar también, que han sido muy prolíferos en la pasada década los estudios sobre el SPT para otras aplicaciones, como por ejemplo los llevados a cabo para evaluar la DBTT, por Cheon et al. [53], Song et al. [54, 55], Ha et al. [56], Kim et al. [57], Serre et al. [58], o para determinar propiedades de creep, por Dobes et al. [59-61],

Yang et al. [62], Zhai et al. [63, 64], Sugimoto et al. [65], Chen et al. [66], Baek et al. [67], Nakata et al. [68] y Komazaki et al. [69].

Por último, cabe destacar el desarrollo en los últimos años de un código europeo de buenas prácticas para el ensayo miniatura de punzonado [70], el cuál se convertirá, muy probablemente en norma europea en los años venideros.

2.4 Aproximaciones al estudio de la fractura dúctil

El dimensionamiento de un elemento estructural no fisurado está basado fundamentalmente en el uso de una serie de parámetros característicos del material, como su límite elástico (σ_y) o su resistencia última (σ_{us}). Para el caso de estructuras fisuradas se hace necesario conocer la capacidad de resistencia del material a la propagación de una fisura, característica denominada tenacidad a fractura.

Tradicionalmente se ha intentado caracterizar el campo tensional generado en el fondo de una fisura, como consecuencia de la acción de unas determinadas cargas en el componente, mediante un único parámetro denominado factor de intensidad de tensiones (K). La resistencia del material a la iniciación de la propagación de la fisura vendrá determinado, en este caso, por un valor crítico del factor de intensidad de tensiones, denominado tenacidad a fractura del material (K_{Ic}). Estas variables, K y K_{Ic} , han sido definidas a partir de la elasticidad lineal por lo que su campo de actuación ha sido denominado mecánica de fractura elástico-lineal (MFEL) [71-75].

Sin embargo, la MFEL es válida solamente en una serie de casos muy concretos. Cuando la plastificación que se genera en la punta de la fisura comienza a ser importante, la mecánica de fractura elástico-lineal no es capaz de reproducir esta nueva situación, y se debe recurrir al uso de la mecánica de fractura elastoplástica (MFEP) [76].

En este caso, dos tipos diferentes de parámetros son los que pueden usarse para describir el estado de la punta de la fisura en condiciones elastoplásticas: la apertura de los labios de la fisura (CTOD) [76-78] o la integral de contorno de

Rice-Cherepanov (J) [78]. Ambos parámetros poseen sus criterios de iniciación de la rotura como consecuencia de alcanzar un valor límite, $CTOD_c$ o J_{lc} .

Tanto la mecánica de fractura elástico-lineal (MFEL) como la mecánica de fractura elastoplástica (MFEP) ofrecen a través de sus correspondientes parámetros las denominadas técnicas de aproximación global de la fractura. Para aplicarlas no es necesario un conocimiento profundo ni de la microestructura del material, ni del estado local, ni de los micromecanismos que originan la rotura.

Los valores característicos de la rotura de un material (K_{lc} , $CTOD_c$ o J_{lc}) se obtienen a partir de los ensayos de probetas normalizadas como valores intrínsecos del material. Sin embargo estos parámetros pueden depender de la geometría y modo de carga de la probeta [79, 80]. Por lo tanto, si los valores críticos de rotura (K_{lc} , $CTOD_c$ o J_{lc}) no son intrínsecos del material, sino que dependen de la forma de la pieza, no es posible su aplicación generalizada a una estructura industrial con una forma cualquiera.

Evidentemente, una solución inmediata consiste en proporcionar valores de los parámetros críticos (K_{lc} , $CTOD_c$ o J_{lc}) junto con su dependencia con la geometría de la pieza. Este tipo de tratamiento ha sido propuesto por varios autores [79-82] y ha sido denominado aproximación global con dos parámetros, y consiste básicamente en determinar la evolución de la tenacidad en función de un segundo parámetro que representa el grado de confinamiento de la fisura en función de un parámetro de triaxialidad ($J-T$ o $J-Q$) [81-83], o simplemente de un parámetro geométrico, obteniendo J en función del espesor B , $J(B)$ [80].

Esta técnica no está exenta de inconvenientes y limitaciones. En primer lugar es necesario efectuar numerosos ensayos sobre diferentes tipos de probetas fisuradas para construir el lugar geométrico de las condiciones de rotura intrínsecas del material. Por otro lado, se tiene el inconveniente de no existir, actualmente, bases teóricas que apoyen este tipo de aproximación, dado que únicamente está basada en observaciones experimentales. Y finalmente, la aplicación de la aproximación global con dos parámetros ha sido efectuada únicamente, por el momento, con cargas monótonas. Se puede pensar que para cargas variables, cíclicas o complejas, o acopladas a problemas térmicos, esta aproximación será de nuevo puesta en entredicho.

Paralelamente al desarrollo y avances de la aproximación global ha ido desarrollándose otro tipo de planteamiento del problema de la fractura denominado aproximación local [84]. Esta segunda aproximación pretende describir el comportamiento en fractura de un material mediante la aplicación de modelos micromecánicos de daño, que tienen en cuenta el deterioro que se va generando en las inmediaciones de la fisura. La aplicación de estas técnicas requiere de un gran conocimiento, a nivel microestructural, de los mecanismos de daño.

Dado que uno de los objetivos de esta Tesis es la aplicación de las técnicas de aproximación local de la fractura al estudio de probetas SPT, es necesario tener un conocimiento previo de las mismas, y de ese modo poder elegir la más conveniente en cada caso.

Por otro lado, y dado que el presente trabajo está dedicado al estudio de aceros que rompen globalmente de forma dúctil, es necesario también realizar una breve descripción de la fractura dúctil, para inmediatamente pasar a la descripción de los modelos de aproximación local propios de este tipo de fractura.

Por ello, en el presente apartado se pretende resumir una serie de modelos que, bien por su interés histórico o bien por su adecuación a situaciones reales, representan el estado actual de desarrollo en el campo de la aproximación local de la fractura dúctil.

2.5 Aproximación global de la fractura dúctil

La Mecánica de Fractura se ocupa del estudio del comportamiento del material en presencia de defectos, y de las condiciones que provocan la rotura del mismo. Aunque en un principio su estudio se centró en la fractura de materiales frágiles, posteriormente se ha hecho patrimonio de todo tipo de materiales.

En principio hay dos grandes clasificaciones según que el material tenga un comportamiento frágil o dúctil. En un material frágil no se generan grandes zonas plásticas, y su rotura puede ser estudiada a partir de la Mecánica de Fractura Elástico Lineal. Por el contrario, los materiales dúctiles, con grandes capacidades de deformación, se pueden generar grandes zonas plásticas en torno a los

defectos, y su estudio es abordado por la Mecánica de Fractura Elásto-Plástica. Cuando el comportamiento plástico sea excesivamente elevado, la rotura está controlada por el colapso plástico.

La Mecánica de Fractura tiene su origen a principios del siglo XX, como consecuencia del progreso industrial que tuvo lugar en esta época. Durante este periodo, la técnica evolucionaba rápidamente y se comenzaba a utilizar masivamente el acero en piezas solicitadas a esfuerzos cada vez más alternos, y en muchas ocasiones sometidos a fuertes impactos. Como consecuencia, fueron apareciendo un elevado número de fallos catastróficos asociados a roturas inesperadas, que no eran previsibles a partir de los diseños convencionales.

Durante este siglo también tiene lugar otro desarrollo importante, las uniones soldadas. Como consecuencia de la utilización de esta técnica también se produce en sus comienzos un elevado número de accidentes inesperados, originados por el desconocimiento de las variaciones del comportamiento del material y la aparición de defectos.

Actualmente, el uso generalizado de materiales de alta resistencia, junto con una mejora en las técnicas de cálculo que lleva asociada una disminución de los coeficientes de seguridad, hace que el estudio de la Mecánica de Fractura cobre una importancia fundamental en el diseño de una pieza.

A principios del siglo XX se estudiaba el comportamiento mecánico de algunos materiales frágiles. Se comprobó, por ejemplo, que los ensayos de tracción efectuados sobre vidrio daban lugar a valores muy bajos de su resistencia última (del orden de 70 MPa) frente a los valores obtenidos en compresión (del orden de 500 MPa o superiores). Para explicar este comportamiento Alan Arnold Griffith (1893-1963), ingeniero aeronáutico británico, propone en 1920 una teoría según la cual la disminución de la resistencia a tracción de los materiales frágiles esta originada por la presencia de un elevado número de fisuras microscópicas que actúan como concentradores de tensiones [85].

Basándose en una serie de consideraciones energéticas, que serán analizadas en apartados posteriores, concluyó que para producir la rotura bastaba con la presencia de microdefectos de un tamaño aproximado de 0.01 mm . Para verificar su teoría, Griffith desarrollo experimentos con tubos de vidrio sometidos a presión

interna, realizando fisuras artificiales con un diamante, paralelas al eje del cilindro.

Griffith continuó experimentando con barras de vidrio y observó que presentaban una resistencia a tracción mayor cuanto menor era el diámetro de la pieza. Evidentemente, al disminuir el diámetro disminuye también la probabilidad de encontrar un defecto de gran tamaño en el que se inicie la rotura. En el límite se encontramos las fibras de vidrio, las cuales presentan una elevada resistencia a tracción (1500-3000 *MPa*) que puede explicarse si se observa que en el proceso de fabricación de estas fibras las fisuras perpendiculares al eje de la misma desaparecen, y por lo tanto ya no actúan como concentradores de tensión, pudiendo alcanzar de esa manera su resistencia teórica a tracción.

La teoría de Griffith ha sido utilizada para predecir el comportamiento en fractura de materiales frágiles, en los que la presencia de imperfecciones en su microestructura resulta el factor determinante. Por ejemplo, en algunas fundiciones y hormigones ha sido observado un comportamiento similar al de cerámicos y vidrios.

2.5.1 Planteamiento energético de la fractura

La propagación de una fisura requiere una cierta cantidad de energía para desgarrar el material. Evidentemente una característica del material que define su resistencia a la fractura será la cantidad de energía necesaria para su rotura. Se define la energía específica de fractura R , como la energía necesaria para aumentar el área de una fisura en una unidad dS .

Dicha energía debe proceder fundamentalmente del trabajo de las fuerzas exteriores aplicadas y de la variación de la energía de deformación almacenada. La energía disponible para romper el material viene representada por un parámetro G , denominado tasa de liberación de energía o energía específica disponible.

Con esta notación el criterio de iniciación es muy sencillo. La rotura se produce cuando la energía disponible G iguala a la energía necesaria R , es decir $G = R$.

En el caso de que la energía disponible G sea superior a la energía necesaria R se produce la propagación inestable de la fisura, condición puede establecerse como $G > R$.

En función de la energía de deformación y del trabajo de las fuerzas externas el balance energético será tal y como se indica en la expresión (2.11).

$$R = \frac{dW}{dS} - \frac{dU}{dS} = G \quad (2.11)$$

que indica que la energía necesaria para romper el material procede del trabajo de las fuerzas externas y de la disminución de la energía de deformación.

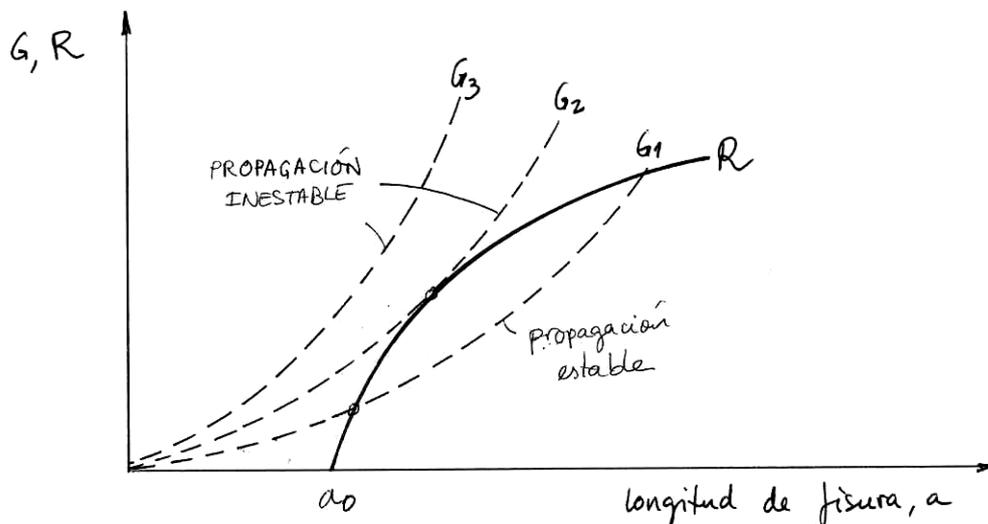


Figura 2.18. Resistencia residual frente al número de ciclos o frente al tiempo.

La representación gráfica de la Figura 2.18 ilustra el criterio de rotura. En el eje de abscisas se representa la longitud de la fisura a y en el eje de las ordenadas se presenta G y R . En el ejemplo presentado se parte de una longitud de fisura inicial a_0 . Las curvas G_1 , G_2 y G_3 corresponden a valores crecientes de la carga. Cuando la energía G sea mayor que la necesaria para propagar la fisura R se produce la propagación inestable de la fisura. En el resto de casos la fisura va progresando, y se detiene hasta que la energía almacenada vuelve a crecer un valor necesario para continuar la propagación (de G_1 a G_2).

2.5.2 Mecánica de fractura elastoplástica

Los postulados de la MFEL están basados en un comportamiento elástico lineal del material. En estas condiciones el factor de intensidad de tensiones se constituye en un parámetro capaz de definir el estado tensional en el fondo del

defecto, y de predecir el comportamiento ante una situación de rotura o crecimiento de la fisura.

En materiales dúctiles se produce una plastificación de la punta de la fisura, lo cual hace que el factor de intensidad de tensiones ya no sea capaz de definir el estado tensional que aparece en el entorno de la fisura, dado que es un parámetro basado en los postulados de la elasticidad lineal. Cuando el tamaño de zona plástica sea pequeño, el factor de intensidad de tensiones K , puede corregirse por la presencia de esta zona plástica, obteniendo así un factor de intensidad de tensiones efectivo K_{eff} , que sigue siendo capaz de predecir el comportamiento en rotura del material. Sin embargo, cuando el tamaño de zona plástica comience a ser relativamente grande comparado con el tamaño de la fisura ya no es válido tampoco el factor de intensidad de tensiones corregido, y debe aplicarse la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica (MFEP).

Las bases de la MFEP se apoyan en que un material plástico y un material elástico no lineal se comportan igual siempre que no haya descarga. De hecho, la formulación de la MFEP está establecida con la teoría de la elasticidad no lineal. Para definir el grado de plastificación o deformación alcanzado en la punta de una fisura se utilizan en MFEP dos parámetros: (a) la apertura de la punta de la fisura, o CTOD (crack tip opening displacement), y (b) la integral de contorno J , indicador de la energía acumulada en la punta de la fisura. Pasemos a describir detalladamente cada uno de ellos.

Abertura de la punta de la fisura o CTOD (Crack Tip Opening Displacement)

Parece claro que una alta tenacidad es deseable para la mayoría de los materiales utilizados en las diferentes aplicaciones ingenieriles. Sin embargo, generalmente esta alta tenacidad va acompañada de una gran plastificación de la punta de la fisura antes de iniciarse la rotura. En sus experimentos con este tipo de materiales Wells descubrió que el fondo de una fisura aguda, se iba embotando al deformarse antes de producirse la rotura (Figura 2.19). En consecuencia, este grado de embotamiento o redondeo del fondo de la fisura depende de la tenacidad y de la ductilidad del material, y aumenta proporcionalmente a ella. Por lo tanto, Wells propuso el CTOD como un parámetro válido para medir la tenacidad a fractura de un material. Existen varias formas de definir el CTOD. Las dos más comunes aparecen en la Figura 2.20.

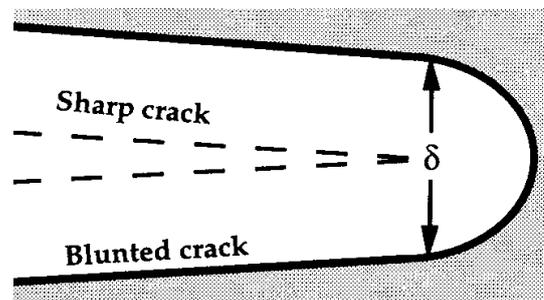


Figura 2.19. Deformación de la punta de una fisura con la deformación.

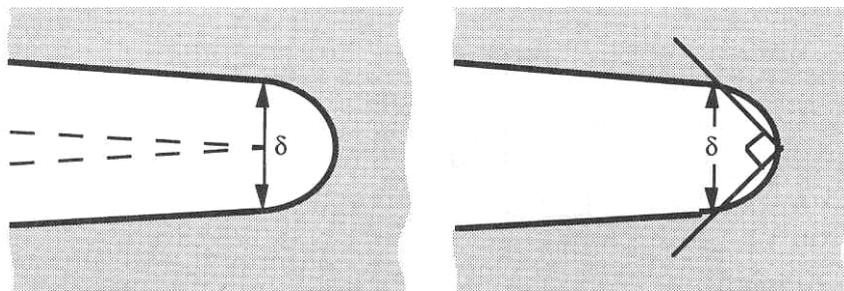


Figura 2.20. Definición del CTOD.

Teniendo en cuenta condiciones de pequeña plasticidad, podemos utilizar la corrección de Irwin, según el cual la zona plástica se puede sustituir por una fisura ficticia de mayor tamaño, cuyo valor es calculado con la expresión (2.12).

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2.12)$$

Con ello, se puede demostrar fácilmente que la relación entre el CTOD y el factor de intensidad de tensiones se reduce a la expresión (2.13).

$$CTOD = \frac{4}{\pi} \cdot \frac{K_I^2}{\sigma_y \cdot E} \quad (2.13)$$

Alternativamente, el CTOD se puede relacionar con el porcentaje de energía disipada G , obteniendo la expresión (2.14).

$$CTOD = \frac{4}{\pi} \cdot \frac{G}{\sigma_y} \quad (2.14)$$

En general se ha observado que la relación entre CTOD, K_I y G puede expresarse de forma más general como muestra la relación (2.15),

$$CTOD = \frac{K_I^2}{m \cdot \sigma_y \cdot E} = \frac{G}{m \cdot \sigma_y} \quad (2.15)$$

donde m es una constante adimensional cuyo valor es aproximadamente 1 para tensión plana, y 2 para deformación plana.

La integral de contorno de Rice, o integral J .

La integral J ha sido usada con gran éxito como parámetro de caracterización en fractura para materiales no lineales. Idealizando la deformación elasto-plástica como elástica no lineal, Rice [78] proporcionó las bases para extender la metodología de los mecanismos de fractura fuera del régimen elástico lineal. Demostró que la tasa de energía liberada no lineal (J), es independiente del camino utilizado para definirla (Figura 2.21), según la expresión (2.16).

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} dx \right) \quad (2.16)$$

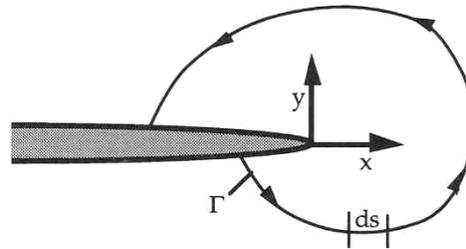


Figura 2.21. Integral de contorno J .

Hutchinson, Rice y Rosengren también demostraron que la integral de contorno caracteriza las tensiones en el fondo de fisura (y las deformaciones) en materiales no lineales, y por lo tanto, representa un papel similar al del factor de intensidad de tensiones en la Mecánica de Fractura Elástico Lineal. Para ello, asumiendo una ley potencial del tipo Ramberg-Osgood,

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.17)$$

donde σ_0 es una tensión de referencia (generalmente se usa el límite elástico σ_y), $\varepsilon_0 = \sigma_0 / E$, α es una constante adimensional, y n es el coeficiente de endurecimiento por deformación; y teniendo en cuenta que para distancias muy próximas al frente de fisura las deformaciones elásticas son despreciables frente a las deformaciones totales, ($\sigma - \varepsilon$ se reduce a una ley potencial), Hutchinson [86] Rice y Rosengren [87], encontraron que las distribuciones de tensiones y deformaciones se obtienen a partir de las siguientes funciones,

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = \sigma_0 \cdot \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \\ \varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \cdot \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \cdot \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \end{cases} \quad (2.18)$$

donde $\tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta)$ y $\tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta)$ son funciones adimensionales de n y de θ , e I_n es una constante de integración que depende de n , y del estado tensional (tensión plana, deformación plana, etc.). Obsérvese la similitud entre esta expresión y la obtenida para el factor de intensidad de tensiones K .

J y CTOD como criterios de fractura.

Tanto la integral J como el CTOD son parámetros igualmente válidos para caracterizar el fondo de la fisura en materiales elasto-plásticos. La tenacidad a fractura del material, como indicativo del comienzo de la rotura, puede ser cuantificada mediante un valor crítico de J o del CTOD, de tal forma que el diseño del componente para evitar su rotura debe cumplir que $J < J_c$ o $CTOD < CTOD_c$. Sin embargo, en la mayoría de los materiales, con cierta ductilidad, una vez iniciada la rotura se produce una zona de desgarro que puede ser considerada como de crecimiento estable de la fisura, hasta alcanzar un valor en el cual se produce la rotura brusca. Este comportamiento se observa con la definición de la curva J_R (o curva R), la cual representa el valor de la integral J frente al crecimiento de fisura Δa , como se presenta en el ejemplo de la Figura 2.22. Se puede observar que el crecimiento de la fisura tiene lugar en dos etapas claramente diferenciadas.

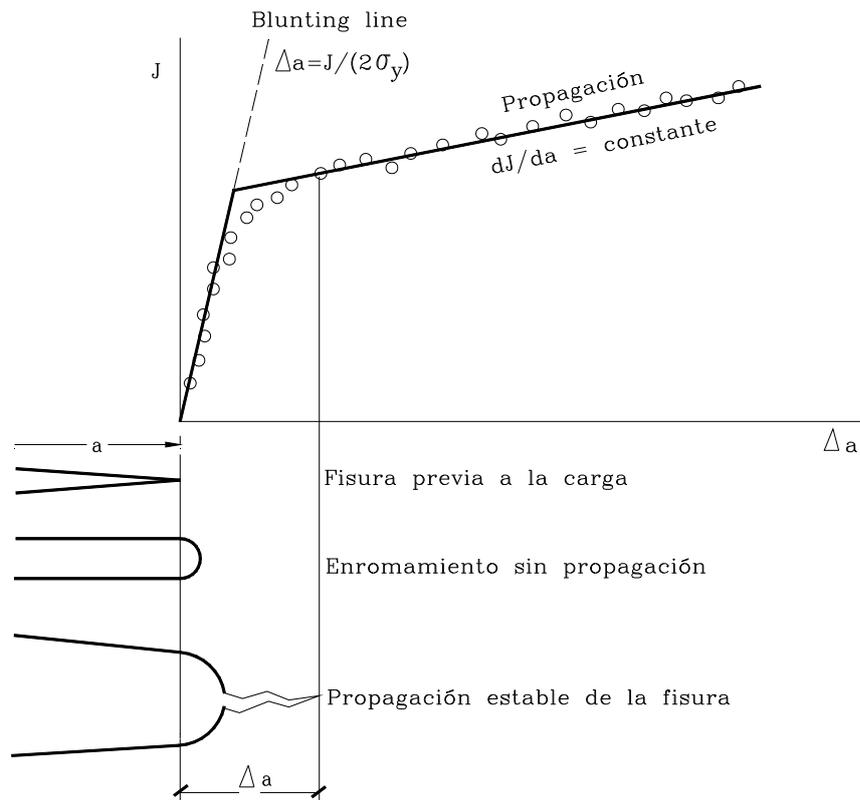


Figura 2.22. Zona de enromamiento y de propagación en una curva J_R

En la primera de ellas se produce el denominado enromamiento del fondo de fisura, en el que, debido a la deformación plástica del material en el entorno de la grieta, el radio en el fondo de la misma crece paulatinamente sin desgarrar el material. El abombamiento de la punta de la fisura, en esta zona, sigue aproximadamente una recta, cuya ecuación viene definida por la expresión (2.19).

$$\Delta a \approx \frac{J}{2 \cdot \sigma_y} \quad (2.19)$$

La segunda etapa comienza cuando el material no puede soportar más deformación sin desgarrarse, teniendo lugar entonces la propagación estable de la fisura. Un valor característico de las curvas de uso extendido, asociado a la iniciación, es J_{lc} que define aquel valor de la fuerza motriz de fisuración bajo el cual se inicia el crecimiento de la grieta. Puesto que su definición teórica es compleja y difícil de evaluar es norma común darle una definición ingenieril que sea clara, suficientemente precisa y válida a nivel comparativo. La norma adopta

como J_{Ic} el valor $J_{02/BL}$, que se define como la resistencia a la fractura tras 0.2 mm de desgarro estable de la fisura, sin incluir enromamiento.

En la zona de propagación, otro parámetro de gran interés que puede obtenerse de las curvas J_R es el módulo de desgarro que está relacionado con la resistencia a la propagación de la fisura una vez iniciada, y por tanto con la pendiente de la curva J_R . Suele cuantificarse por un módulo de desgarro adimensional [72] dado por la expresión (2.20).

$$T_R = \frac{E}{\sigma_y^2} \cdot \frac{dJ}{da} \quad (2.20)$$

La pendiente de la curva J_R para un valor dado de la longitud de fisura es indicativa de la estabilidad relativa del crecimiento de fisura. Un material con una curva J_R abrupta es menos probable que experimente una propagación inestable de la fisura.

El módulo de desgarro expresa el incremento de energía para seguir propagando una fisura, por ello, a mayor pendiente de la curva J_R , la estabilidad aumenta. De igual forma, el correspondiente CTOD crítico, o de iniciación de la fisura, se denota como $\delta_c = \text{CTOD}_c$.

2.6 Aproximación local de la fractura dúctil

En el presente apartado se analizarán los mecanismos de fractura dúctil así como los diferentes modelos existentes para la aproximación local, los cuales se pueden dividir en dos grandes grupos: los modelos desacoplados y los modelos acoplados.

2.6.1 Mecanismos de fractura dúctil

Cuando en un material dúctil, como consecuencia de la acción de unas cargas, se alcanza un determinado nivel de deformación plástica, comienzan a aparecer una serie de defectos, microhuecos o microfisuras, que reducen su capacidad resistente [88-98]. La mecánica de medios continuos tradicional no es capaz de reproducir el nuevo estado del material en presencia de los mencionados defectos.

Los huecos generados en el material crecen como consecuencia del aumento de la deformación hasta alcanzar valores límites que originan la coalescencia con otros huecos vecinos para formar fisuras o defectos de mayor tamaño hasta que se produce la rotura del componente. En la Figura 2.23 se esquematizan estas tres etapas de la fractura dúctil: nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.

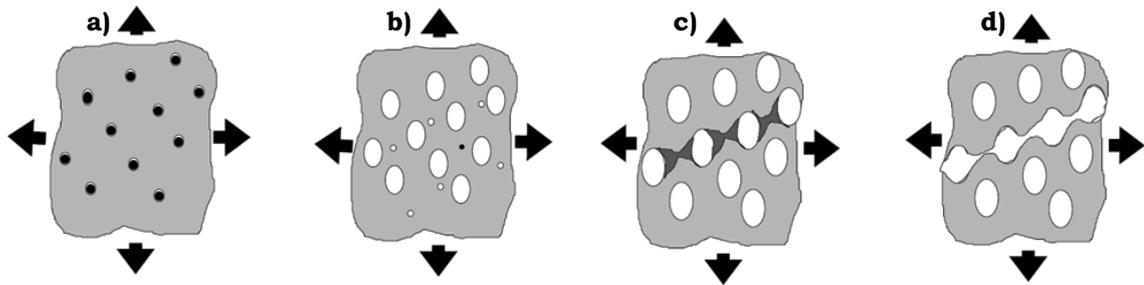


Figura 2.23 Ilustración esquemática de los mecanismos de fractura dúctil, (a) nucleación de huecos, (b) crecimiento de huecos, (c) comienzo de la coalescencia, (d) final de la coalescencia de huecos [99].

En la Figura 2.24 se presenta el aspecto microscópico de una fractura dúctil en un acero, donde se pueden apreciar los microhuecos formados, que han ido creciendo hasta alcanzar un tamaño que provoca la rotura final por coalescencia entre los mismos. Se puede observar la existencia de huecos de diferente tamaño debido a la formación de los mismos en diferentes fases de la deformación.

Para poder conocer con detalle el comportamiento de un material, desde comienzo de la deformación hasta su rotura, es necesario estudiar las condiciones que permitan establecer los criterios de evolución de las tres etapas de nucleación, crecimiento y coalescencia de sus huecos.

Son varios los modelos de crecimiento de cavidades que se han ido desarrollando en los últimos años. Los primeros están basados en el comportamiento de un hueco esférico aislado dentro de un medio continuo [100-107]. Posteriormente se fue dando importancia a otros aspectos relativos a la interacción entre cavidades, o al comportamiento de huecos de formas diferentes [108-114].

De forma general, se tiende a clasificar los modelos de aproximación local de la fractura dúctil en dos categorías diferentes modelos desacoplados y acoplados.

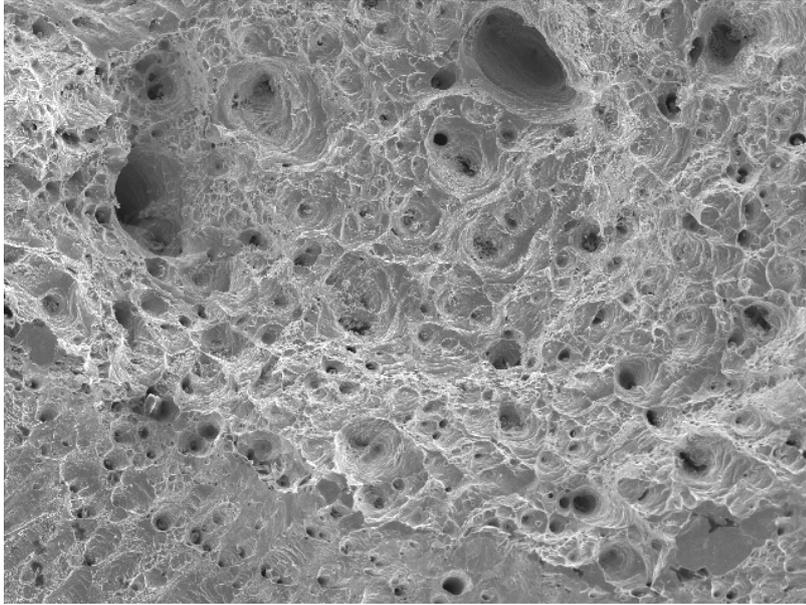


Figura 2.24 Fractografía de la superficie de rotura de una probeta de un acero
Rotura dúctil por formación de huecos.

2.6.2 Modelos desacoplados

Son aquellos en los que las leyes de comportamiento del material, sus ecuaciones constitutivas, no hacen intervenir el deterioro. En estos se propone un criterio de fractura general basado en un potencial del tipo [115]:

$$\Phi_C = \int_0^{\varepsilon_R} f(\sigma, \varepsilon_{eq}) \cdot d\varepsilon_{eq} \quad (2.21)$$

En particular se puede simular el comportamiento de un material como medio continuo, pero pensando que en el momento en el que se alcance un valor de la deformación, de la tensión, o de cualquier otra variable, el material rompe y pierde repentinamente toda su capacidad resistente. El criterio de Rice-Tracey [104] que será descrito posteriormente pertenece a esta familia.

Primeros modelos desacoplados

Históricamente los modelos desacoplados, fueron los primeros modelos en aparecer y, en determinadas situaciones, han sido utilizados con éxito obteniendo buenas aproximaciones del comportamiento dúctil. Uno de los primeros modelos fue elaborado por Berg [100] en 1962. En él se considera una cavidad cilíndrica de sección elíptica de semiejes a y b , en el interior de material viscoplastico

newtoniano en condiciones de deformación plana. Según Berg, el crecimiento del radio medio de la sección elíptica, $R = (a + b)/2$, sigue una ley del tipo:

$$\frac{dR}{R} = \frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_{eq}} \cdot d\varepsilon_{eq} \quad (2.22)$$

donde σ_m es la tensión hidrostática o tensión media, σ_{eq} la tensión equivalente, y ε_{eq} la deformación equivalente aplicada en el infinito. Sin embargo, la ley de comportamiento viscoplástico newtoniano no se puede considerar como representativa para los metales a baja temperatura. En ese sentido McClintock [115], en 1968, elaboró un modelo de comportamiento de cavidades cilíndricas (de sección circular o elíptica) en un material rígido plástico en condiciones de deformación plana, dando una solución exacta al problema de la cavidad cilíndrica circular, según la siguiente expresión:

$$\frac{dR}{R} = \left[\frac{\sqrt{3}}{2} \sinh \left(\sqrt{3} \frac{\sigma_r^\infty}{\sigma_y} \right) - \frac{1}{2} \right] \cdot d\varepsilon_{eq} \quad (2.23)$$

donde R es el radio de la cavidad esférica, σ_r^∞ es la tensión en el infinito y σ_y es el límite elástico del material.

Modelo de Rice y Tracey

Los modelos anteriores sólo contemplaban el caso de un estado de deformación plana. En 1969, Rice y Tracey [104] presentaron un modelo que analizaba el comportamiento de una cavidad esférica en una matriz rígida perfectamente plástica, considerando diferentes campos de deformación, y demostraron que la variación media del radio de la cavidad R en todos los casos puede expresarse mediante la expresión (2.24):

$$\frac{dR}{R} = 0.283 \cdot \exp \left(\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_y} \right) d\varepsilon_{eq} \quad (2.24)$$

Para tener en cuenta el endurecimiento del material, posteriores investigaciones [116] demostraron que la expresión (2.24) puede ser modificada sustituyendo el límite elástico σ_y , por la tensión equivalente $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}}$, siendo s_{ij} el desviador

del tensor de tensiones $\hat{\sigma}$. La expresión (2.24) también puede expresarse en términos de crecimiento de porosidad, teniendo en cuenta la variación de volumen:

$$\frac{dR}{R} = \frac{df}{3 \cdot f \cdot (1-f)} \quad (2.25)$$

donde f es la porosidad generada por el hueco esférico.

Posteriormente, Huang [102, 103] retomará el cálculo original de Rice-Tracey y efectuará un cálculo análogo, aportando una solución numérica con mayor precisión, obteniendo las siguientes expresiones:

$$\begin{aligned} \frac{dR}{R} &= 0.427 \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^{1/4} \cdot \exp \left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) d\varepsilon_{eq} & \text{si } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \leq 1 \\ \frac{dR}{R} &= 0.427 \cdot \exp \left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) d\varepsilon_{eq} & \text{si } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > 1 \end{aligned} \quad (2.26)$$

donde se puede observar que la tasa de crecimiento obtenida para altas triaxialidades σ_m / σ_{eq} , es 1.5 veces mayor que en el modelo original de Rice-Tracey.

Uno de los principales inconvenientes del modelo de Rice-Tracey, o de sus posteriores modificaciones, es que al estar basado en el crecimiento de un único hueco no puede predecir el fallo último por coalescencia, debiéndose considerar un criterio paralelo de fallo para tener en cuenta este efecto de coalescencia de huecos. Por ejemplo, un criterio muy utilizado es considerar el fallo del material cuando el hueco alcanza un tamaño crítico [104]. Por lo tanto en el momento de la rotura la expresión será (2.27):

$$\ln \left(\frac{R_c}{R_0} \right) = 0.283 \cdot \int_0^{\varepsilon_c} \exp \left(\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_y} \right) d\varepsilon_{eq} \quad (2.27)$$

donde R_0 es el radio inicial de la cavidad esférica, R_c representa el radio del hueco final, crítico, en el momento de la rotura y ε_c es la deformación crítica en el momento de la rotura.

La aplicación del criterio de fallo para las modificaciones de Huang [102, 103], expresado en las ecuaciones (2.26), se efectuaría de la misma forma a la presentada en (2.27).

McClintock [115] fue el primero en proponer que la fractura se produce cuando se alcanza un valor crítico de la porosidad f_c . Asociado a este valor de la porosidad crítica tenemos un valor de la deformación crítica ε_c . Integrando la expresión (3.4), en el caso de una geometría en la cual la triaxialidad σ_m / σ_{eq} , se mantiene constante, entre una deformación inicial cero y la deformación crítica de rotura se obtiene finalmente:

$$\ln\left(\frac{R_c}{R_0}\right) = \frac{1}{3} \cdot \ln\left(\frac{f_c}{f_0}\right) = 0.283 \cdot \exp\left(\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_{eq}}\right) \cdot \varepsilon_c \quad (2.28)$$

donde f_0 es la porosidad inicial del material.

Este método para determinar la porosidad crítica de rotura ha sido utilizado con las probetas de tracción entalladas axisimétricas, en las cuales variando el radio de entalla se consiguen diferentes valores de triaxialidad, con la ventaja de permanecer ésta aproximadamente constante durante todo el ensayo, para cada tipo de probeta [100].

Otros modelos desacoplados

Otro gran número de modelos desacoplados han sido propuestos por diferentes autores como Tai y Yang [106, 107], donde el parámetro de daño V_D , está definido para un material perfectamente plástico mediante la expresión (2.29):

$$(V_D)_c = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_c} F\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p \quad (2.29)$$

$$F\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) = \frac{2}{3}(1 + \mu) + 3(1 - 2\mu)\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (2.30)$$

siendo μ el coeficiente de Poisson.

El trabajo crítico de daño propuesto por Chaouadi [117] representa otro modelo basado en idénticas hipótesis a las establecidas por Rice-Tracey, pero presenta la ventaja de tener en cuenta la forma de la curva de tracción del material. Según Chaouadi la energía total gastada en deformar el material W_d , viene definida por la expresión (2.31):

$$W_d = \int_0^{\varepsilon} \left[1 + 3 \cdot \alpha \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \cdot \exp\left(\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_{eq}}\right) \right] \sigma_{eq} \cdot d\varepsilon_{eq} \quad (2.31)$$

siendo α una constante que, según Rice-Tracey, tiene el valor de 0.283.

El criterio de fallo asociado con el momento de la rotura es el trabajo crítico de daño, W_{dc} [117].

2.6.3 Modelos acoplados

Los modelos acoplados han sido desarrollados con la ventaja, frente a los desacoplados, de introducir el daño en la ecuación constitutiva del material, con lo que se consigue una representación más cercana al comportamiento real del material. El potencial de Gurson [108, 109] y las modificaciones de Tvergaard y Needleman [111, 113, 114], o el potencial de Rousselier [112] son los ejemplos más representativos de este tipo de comportamiento. El modelo utilizado en la presente Tesis, y sobre el que se profundizará más adelante, será el modelo de Gurson modificado por Tvergaard y Needleman.

Modelo de Rousselier

Rousselier [112] propone un criterio que considera la dependencia de la deformación plástica frente a la tensión hidrostática mediante la expresión:

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}}{1-f} + \sigma_1 \cdot f \cdot D \cdot \exp\left(\frac{\sigma_m}{(1-f) \cdot \sigma_1}\right) - \sigma^* = 0 \quad (2.32)$$

donde σ_1 y D son coeficientes del modelo.

Contrariamente al modelo de Gurson, el potencial de Rousselier conduce a un comportamiento en compresión ($\sigma_m < 0$) diferente a la tracción ($\sigma_m > 0$). Su

formulación, no simétrica respecto a la tensión hidrostática σ_m , hace aparecer una cierta compresión hidrostática.

Existen algunos estudios que utilizan este modelo [118], en el cual se deben ajustar dos parámetros entre los resultados numéricos y experimentales, sin que pueda asignarse a cada uno ellos un significado físico que sea fácilmente interpretable, lo cual reduce su aplicación práctica

Modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman

El modelo de Gurson [108], analiza el comportamiento plástico de un medio poroso, asumiendo que el material es un medio continuo, con una ecuación constitutiva variable en función de la porosidad, f . De este modo, el efecto de los huecos formados como consecuencia de la deformación plástica se reparte uniformemente a través de todo el material que sigue considerándose continuo y homogéneo. La principal diferencia existente entre el modelo de Gurson y la teoría clásica de la plasticidad reside en que el modelo de Gurson considera la influencia de la tensión hidrostática en la plastificación del material.

Por otro lado, la principal deficiencia del modelo original consiste en no predecir la inestabilidad por coalescencia entre microhuecos, de tal forma que se sobrestima la capacidad resistente del mismo.

Originariamente, el modelo de Gurson describe el comportamiento plástico del material mediante el denominado potencial de Gurson Φ , definido a partir de la expresión (2.33):

$$\Phi(\hat{\sigma}, f, \sigma_*) = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_*^2} + 2f \cosh\left(\frac{\sigma_m}{2\sigma_*}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (2.33)$$

donde σ_* es la tensión de endurecimiento del material ideal denso (sin cavidades), supuesto isótropo, para el nivel de deformación dado, y f es la fracción volumétrica de huecos o porosidad.

Para una porosidad nula $f = 0$, el material no tiene ningún hueco y es completamente continuo. En ese caso la ecuación queda reducida al criterio clásico de plastificación de von Mises con endurecimiento isotrópico. En el caso de

que $f = 1$ indica que el material es completamente poroso y no tiene ninguna capacidad resistente.

Tvergaard [113] intentó corregir el modelo original de Gurson añadiendo dos parámetros ajustables q_1 y q_2 , cuyo propósito es amplificar el efecto de la tensión hidrostática en todos los niveles de deformación. Tvergaard ajustó los parámetros q_1 y q_2 y con datos experimentales, y encontró que el fallo del material se puede predecir con suficiente fiabilidad utilizando valores de $q_1 = 1.5$ y $q_2 = 1$. Posteriormente, Tvergaard y Needleman [111, 114] sustituyeron la porosidad f del modelo original de Gurson por una porosidad equivalente $f^* = f/q_1$. En consecuencia el potencial de Gurson modificado, o Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN), queda definido por la expresión (2.34):

$$\Phi(\hat{\sigma}, f, \sigma_*) = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_*^2} + 2 \cdot q_1 \cdot f^* \cdot \cosh\left(\frac{q_2 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_*}\right) - (1 + (q_1 \cdot f^*)^2) = 0 \quad (2.34)$$

Con esta modificación la rotura final ($f = 1$) se corresponde con un valor de la porosidad equivalente de $f^* = 1/q_1 \approx 0.67$. Experimentalmente se ha comprobado que la porosidad en el momento de la rotura es menor que la que predice el modelo, debido fundamentalmente a la coalescencia entre huecos, lo que hace que el material falle para porosidades menores [119, 120].

Los estudios experimentales como los de Goods y Brown [93] indican que la coalescencia de dos huecos próximos tiene lugar aproximadamente cuando su longitud ha crecido hasta un orden de magnitud equivalente a su separación. Este criterio de fallo local ocurre por el desarrollo de planos de deslizamiento entre las cavidades vecinas o bien por simple inestabilidad del ligamento. Una estimación de la fracción crítica de porosidad que da lugar al comienzo de la coalescencia, según un modelo simple [119], conduce a valores de $f_c \approx 0.15$, aunque este valor depende fuertemente del material.

En base a estos resultados experimentales, parece lógico utilizar el modelo de Gurson modificado, hasta un valor crítico de la porosidad real $f_{real} = f_c$, y posteriormente modificar la ecuación para valores mayores de dicha porosidad

real $f_{real} \geq f_c$, donde el proceso de coalescencia hace que la capacidad resistente del material disminuya mucho más rápidamente.

Para ello, Tvergaard [113] propone un aumento de la porosidad mediante una variación lineal desde el valor en el que comienza la interacción y coalescencia entre microhuecos hasta el momento en el que se produce la pérdida total de capacidad resistente, quedando finalmente el modelo según la expresión (2.35),

$$f^* = \begin{cases} f_{real} & f_{real} \leq f_c \\ f_c + \delta(f_{real} - f_c) & f_{real} \geq f_c \end{cases} \quad (2.35)$$

donde $\delta = \frac{f_U^* - f_c}{f_F - f_c}$ es la velocidad de coalescencia de huecos, f_U^* es la porosidad equivalente última y f_F es la porosidad real final observada experimentalmente.

La Figura 2.25 esquematiza la modificación de la porosidad de Gurson, propuesta por Tvergaard, en la que, a partir de un valor crítico f_c , aumenta para simular la interacción y coalescencia entre huecos próximos.

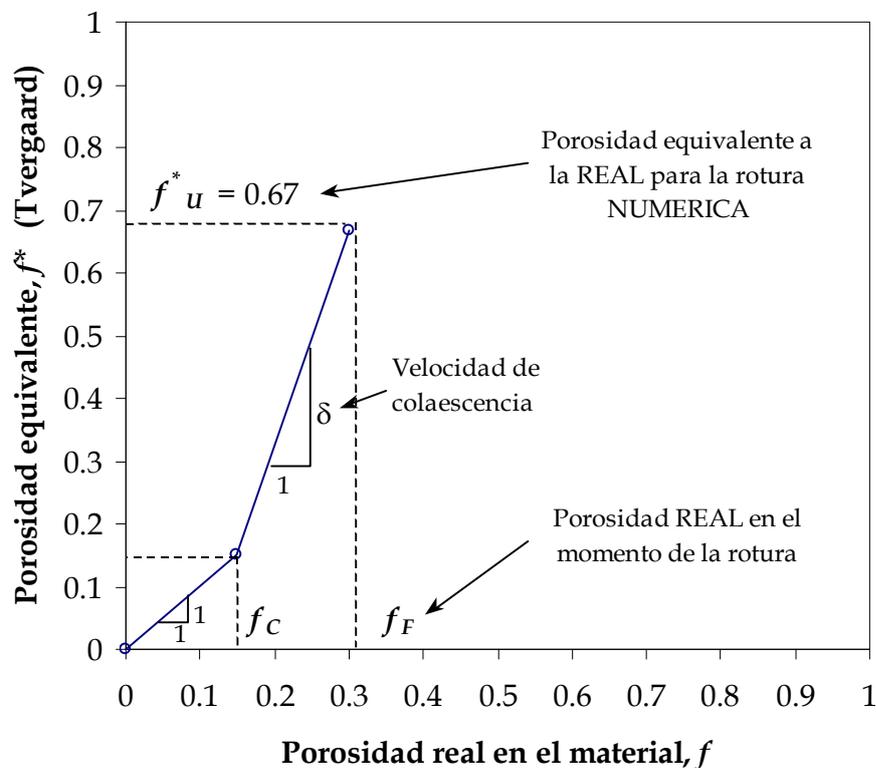


Figura 2.25 Porosidad real frente a la porosidad modificada según Tvergaard.

En el momento de la rotura, cuando la capacidad de resistir tensiones por parte del material desaparece, la porosidad final real del material f_F , puede ser obtenida experimentalmente mediante técnicas de metalografía cuantitativa, en ese caso se cumple que $f_{real} = f_F$, y por lo tanto la porosidad modificada, según la expresión (2.35), toma el valor $f^* = f_U^*$ es decir $f_U^* = 1/q_1 = 0.67$.

La principal desventaja del modelo propuesto es que presenta muchos parámetros ajustables q_1, q_2, f_U^*, f_c y f_F , que en realidad pueden reducirse a dos (f_c y f_F) o (f_c y δ), si se considera $q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$ y $f_U^* = 1/q_1 = 0.67$.

Intentar obtener éstos parámetros a partir de exámenes metalográficos o fractográficos resultaría muy complicado, dado que requiere conocer la porosidad interna del material en el proceso de deformación y efectuar análisis metalográficos en probetas sometidas a ensayos interrumpidos que muestren el nivel de porosidad en los instantes previos a la coalescencia.

En general resulta más sencillo realizar simulaciones numéricas de los ensayos experimentales que permitan fijar adecuadamente estos valores, obteniendo unos parámetros que permitan simular de forma representativa el comportamiento elasto-plástico global de la pieza.

Existen otros modelos que pretenden establecer una condición crítica de rotura cuando las cavidades alcanzar un tamaño crítico. Thomason [96], por ejemplo, propone un modelo de carga plástica límite para el estudio de la coalescencia de huecos, que permite mejorar la predicción de la fractura dúctil. De acuerdo a este modelo, la coalescencia de microhuecos es el resultado del fallo por carga límite plástica (estrechamiento microscópico interno) de la matriz entre los huecos, de forma que la fractura dúctil depende de la competición entre dos modos de deformación: uno homogéneo y otro localizado [121].

Despreciando el efecto de forma de los huecos y considerando que los huecos evolucionan siempre de forma esférica, se puede obtener así un modelo de Gurson completo propuesto por Zhang [99], que se ha demostrado resulta bastante preciso tanto para cualquier nivel de triaxialidad como para materiales con o sin endurecimiento por deformación. De tal forma que el modelo de Gurson se utiliza

como ecuación constitutiva del material, y el criterio de rotura se establece mediante el modelo de Thomason [96].

De esta forma se consigue reducir el número de constantes necesarias para la definición del modelo, y el efecto de la triaxialidad de tensiones está perfectamente recogido, tanto en la fase de crecimiento de cavidades (incluido dentro de la ecuación constitutiva) como en la fase de coalescencia (recogido dentro del modelo de Thomason). El valor de f_F puede ser obtenido de forma aproximada mediante la expresión (2.36), propuesta por Zhang [99], donde f_0 representa la fracción volumétrica de huecos o porosidad inicial.

$$f_F = 0.15 + 2f_0 \quad (2.36)$$

Evolución de la porosidad en los procesos de fractura dúctil

En los modelos presentados anteriormente se han establecido las ecuaciones constitutivas que reproducen el comportamiento elastoplástico de un material hasta su rotura, en función de la porosidad y del estado tensional y de deformación. Por ello, no es suficiente con disponer de las ecuaciones constitutivas de comportamiento del material, sino que es necesario conocer como evoluciona su porosidad en función del nivel de deformación, e introducir esta evolución en la ecuación constitutiva para definir el comportamiento del material en cada instante, ante una determinada sollicitación.

En general, la fracción volumétrica de los huecos aumenta de forma continuada a medida que crece la carga, debido al continuo crecimiento de los huecos existentes y a la constante formación de nuevos huecos en la matriz causados por decohesión en inclusiones, partículas de segundas fases, o bien por la aparición de fisuras de clivaje en partículas o fases duras.

En el instante inicial, sin deformaciones en el material, la porosidad del mismo queda definida por la fracción volumétrica de microhuecos inicial f_0 , puede ser cero lo cual refleja la no existencia previa de defectos, o un valor cualquiera que debe determinarse experimentalmente.

Existen varias técnicas para poder estimar este parámetro, una de ellas es el análisis SEM del material sin daño, lo cuál puede resultar ciertamente complejo

en algunas ocasiones. Una alternativa posible es la utilización de la expresión (2.37) propuesta por Franklin [122], definida a partir de la composición química del material analizado, en concreto, del porcentaje de inclusiones de Mn y S. Estas inclusiones pueden ser consideradas como microhuecos iniciales ya que concentran el temprano crecimiento de los primeros microhuecos.

$$f_0 \approx 0.054 \left(S(\%) - \frac{0.001}{Mn(\%)} \right) \quad (2.37)$$

En la Figura 2.26 se esquematiza un incremento de deformación, partiendo de un material en el que existe una porosidad inicial f_0 , y en la siguiente situación de deformación aparece una nueva porosidad f , como consecuencia del crecimiento de los huecos previamente existentes y de la nucleación de otros nuevos por deformación plástica.

Por lo tanto se puede expresar el crecimiento de la porosidad como,

$$df = df_g + df_n \quad (2.38)$$

donde df_g expresa el crecimiento (growth) de poros existentes y df_n recoge el proceso de nuevas nucleaciones (nucleation).

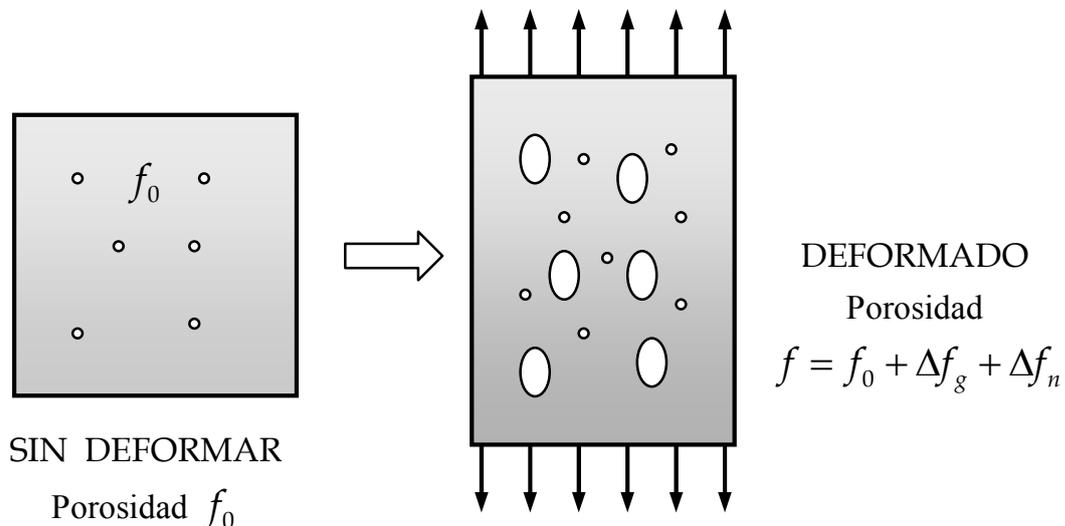


Figura 2.26 Evolución de la porosidad.

La componente del crecimiento de cavidades existentes es dependiente de la propia fracción volumétrica de huecos en cada momento y de la deformación plástica [114], según la expresión (2.39), siendo $d\varepsilon_{ii}^p$ la traza del tensor incremento de deformación plástica.

$$df_g = (1-f) \cdot d\varepsilon_{ii}^p \quad (2.39)$$

El otro factor que contribuye al aumento de la porosidad es la nucleación de nuevos huecos. Un modelo de nucleación de cavidades controlado por la deformación plástica de la matriz ha sido propuesto por Gurson [108, 109], según la expresión (2.40):

$$df_n = A \cdot d\varepsilon_{eq}^p \quad (2.40)$$

donde el parámetro de proporcionalidad A constituye la tasa de nucleación, y $d\varepsilon_{eq}^p$ es el incremento de la deformación plástica equivalente acumulada de la matriz.

Existen varios modelos, dependiendo del material del que se trate, para definir la tasa de nucleación de nuevas cavidades. Por ejemplo, Chu y Needleman [123] sugieren una distribución basada en una deformación media para la nucleación ε_n , con una desviación típica s_n (Figura 2.27c). La forma de la expresión es la siguiente (2.41):

$$A = \frac{f_n}{s_n \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_n}{s_n} \right)^2 \right] \quad (2.41)$$

donde f_n es la porosidad correspondiente a los huecos nucleados en ese instante, y ε_{eq}^p es la deformación plástica.

Otros modelos de nucleación que se pueden destacar son el que la nucleación se tiene en cuenta desde el instante inicial a través del parámetro f_0 (Figura 2.27a) o el utilizado por Pineau et al. [110, 124, 125] para el análisis del comportamiento de los aceros austenoferríticos, basado en ensayos interrumpidos para determinar la nucleación de ferritas rotas por clivaje en función de la deformación,

proponiendo valores de A constantes a lo largo del proceso de deformación (Figura 2.27b).

En general, deben ser los resultados experimentales, provenientes de ensayos interrumpidos, los que proporcionen el modelo de nucleación más adecuado en cada caso.

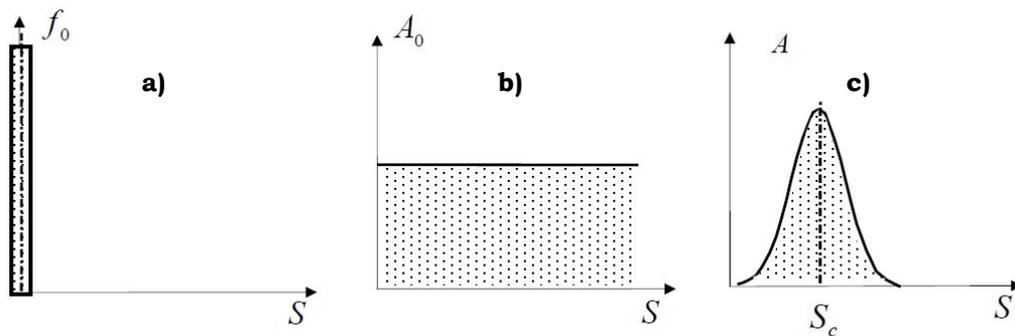


Figura 2.27 Modelos de nucleación.

CAPÍTULO 3

CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

3.1 Introducción

En la presente Tesis se ha optado por seleccionar un material de comportamiento dúctil, por lo que el rango de validez de la metodología propuesta en éste trabajo entra dentro de éste tipo de comportamiento.

En este capítulo se incluye la caracterización convencional del material utilizado, tanto su comportamiento mecánico como su comportamiento en fractura obtenido a partir de las técnicas y probetas convencionales. Los resultados mostrados en el presente capítulo representan la base para la posterior comparación de las propiedades en fractura obtenidas mediante las probetas SPT entalladas, y en consecuencia, para la validación de las diferentes metodologías propuestas en el capítulo siguiente.

3.2 Material

El material utilizado en la presente Tesis, es un acero inoxidable martensítico endurecido por precipitación denominado acero 15-5 PH condición 1025. Ésta condición consiste en un calentamiento de cuatro horas a una temperatura de 1025°F \pm 15°F y enfriamiento al aire. Es un acero de alto límite elástico que

presenta un amplio campo de aplicación en la tecnología de las altas presiones por su buena combinación entre propiedades mecánicas y de fractura. Sus principales características son: alto límite elástico, buena resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas a temperaturas superiores a 316°C y buena tenacidad tanto en la dirección longitudinal como en la transversal. Presenta un comportamiento cercano a un material elástico-perfectamente plástico.

Para la caracterización de dicho acero se han llevado a cabo una serie de ensayos normalizados, como son el ensayo de tracción uniaxial, el ensayo de compresión, el ensayo Charpy y el ensayo de tenacidad a fractura con probetas compactas CT.

La composición química típica para este acero queda recogida en la Tabla 3.1, se puede observar que los valores recepcionados se encuentran dentro de los límites establecidos para este material.

Tabla 3.1 Composición química del acero 15-5 PH típica y medida.

Acero 15-5 PH	C	Mn	Si	Ni	Cr	Cu	Nb	P	S
Valores típicos	<0.07	<1.0	<1.0	3.5/ 5.5	14.0/ 15.5	2.5/ 4.5	0.15/ 0.45	<0.04	<0.03
Recepcionado	0.043	0.810	0.280	5.000	14.660	3.060	0.380	0.017	0.001

3.3 Comportamiento en tracción uniaxial

La caracterización del comportamiento del material en tracción se ha efectuado mediante el ensayo de probetas convencionales siguiendo la norma ASTM E8-M [126]. En la Figura 3.1 se muestran las dimensiones normalizadas de la probeta utilizada. El tratamiento de la curva tensión-deformación ha permitido conocer los parámetros referentes al módulo de elasticidad del material E , el límite elástico convencional $\sigma_{0.2}$ y la tensión última σ_{uts} .

Se ha analizado el comportamiento del material en las diferentes direcciones de extracción de la pieza original, no obteniéndose diferencias significativas en el comportamiento mecánico, lo que indica el elevado grado de isotropía del material.

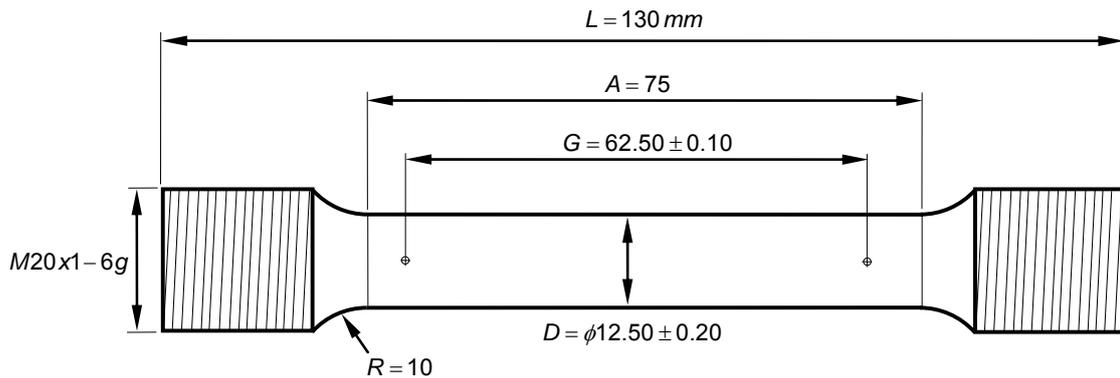


Figura 3.1 Dimensiones normalizadas de probeta para el ensayo de tracción[126].

El ensayo se ha realizado con una máquina MTS 810 modelo 318.25, con un rango de fuerza hasta 250 kN . En todos los ensayos se ha utilizado un extensómetro MTS 632.24F-50. Para garantizar el buen alineamiento de la carga durante el ensayo, se ha empleado un mecanismo de alineación de rótula convenientemente lubricado.

Las curvas tensión-deformación ingenieril y verdadera obtenidas, tanto en la dirección circunferencial como en la transversal, se presentan en la Figura 3.2 y en la Figura 3.3 respectivamente. Los parámetros característicos del ensayo de tracción (E , $\sigma_{0.2}$, σ_{uts} y n) aparecen recogidos en la Tabla 3.2. El valor de n se ha calculado ajustando la curva tensión-deformación verdadera mediante una curva tipo Ramberg Osgood [127].

Tabla 3.2 Parámetros elasto-plásticos del acero 15-5 PH.

Propiedades Mecánicas	Dirección Circunferencial	Dirección Transversal
Módulo elástico en tensión (MPa)	196000	196000
Límite elástico 0.2% (MPa)	1100	1107
Tensión última ingenieril (MPa)	1131	1138
Exponente de endurecimiento, n	38.8	39

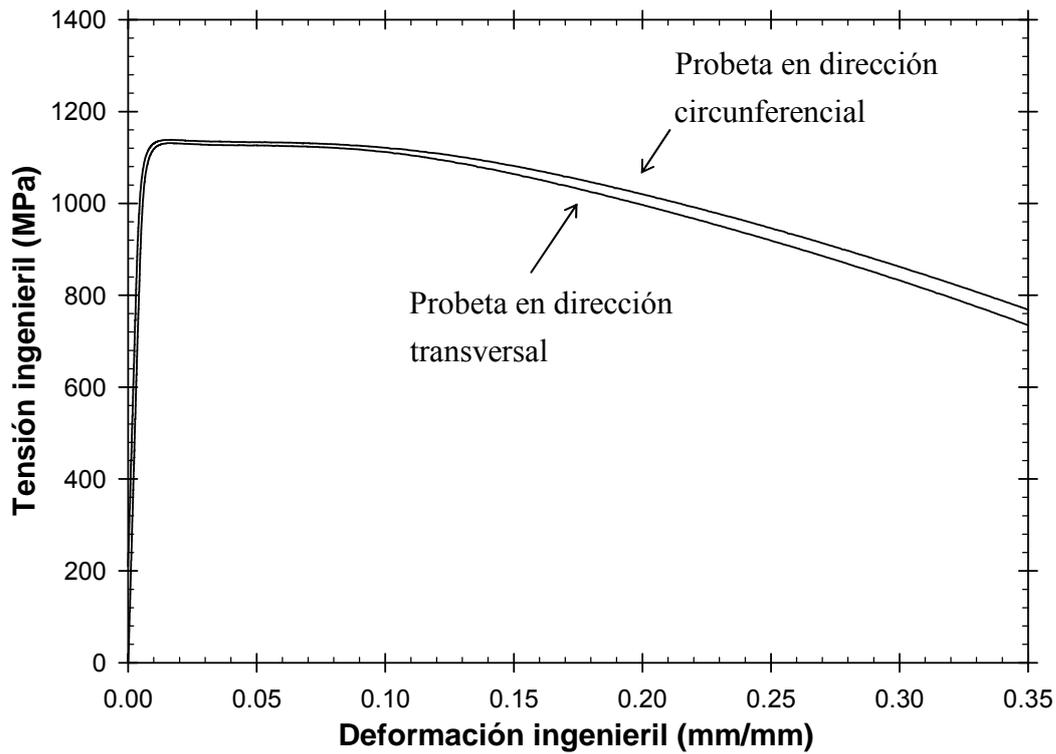


Figura 3.2 Curvas tensión-deformación ingenieril del acero 15-5 PH, T^a 20°C.

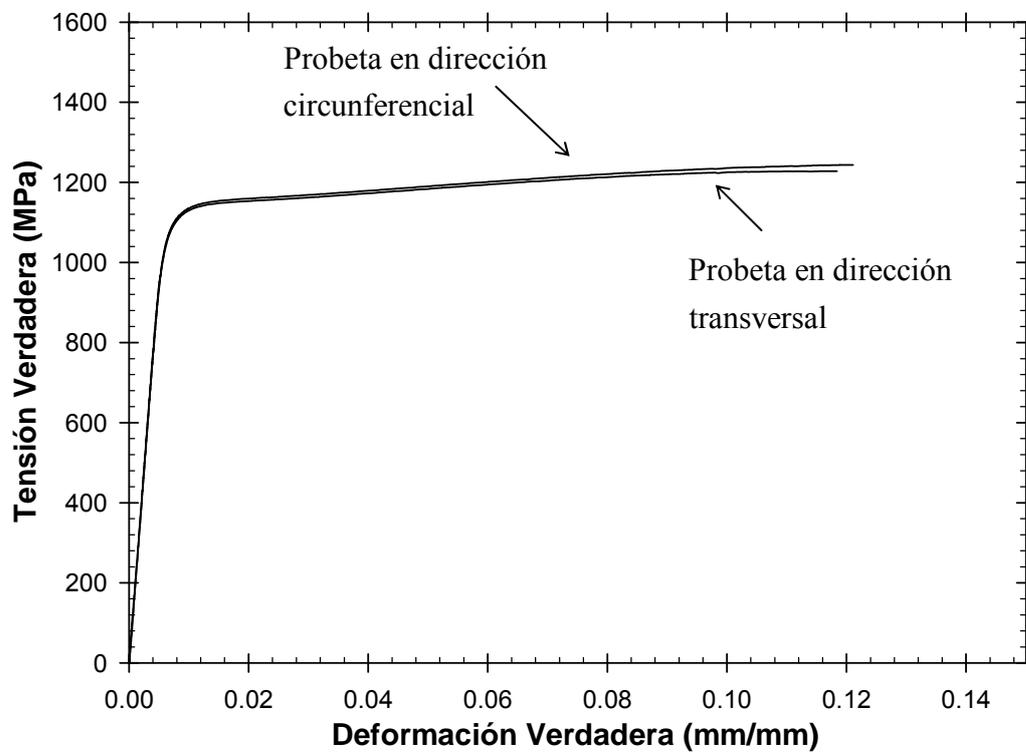


Figura 3.3 Curva tensión-deformación verdadera del acero 15-5 PH, T^a 20°C.

Se ha llevado a cabo un análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) para analizar el modo característico de rotura de este material. Tal y como se puede observar en la Figura 3.4 la superficie de fractura exhibe el aspecto típico de la fractura dúctil, con nucleación y coalescencia de microhuecos como causantes de la rotura final. Dentro de algunos microhuecos se han encontrado partículas de alúmina y carburos, como se puede ver en la Figura 3.5 aunque se ha observado que la presencia de estas partículas es poco habitual en la superficie de fractura.

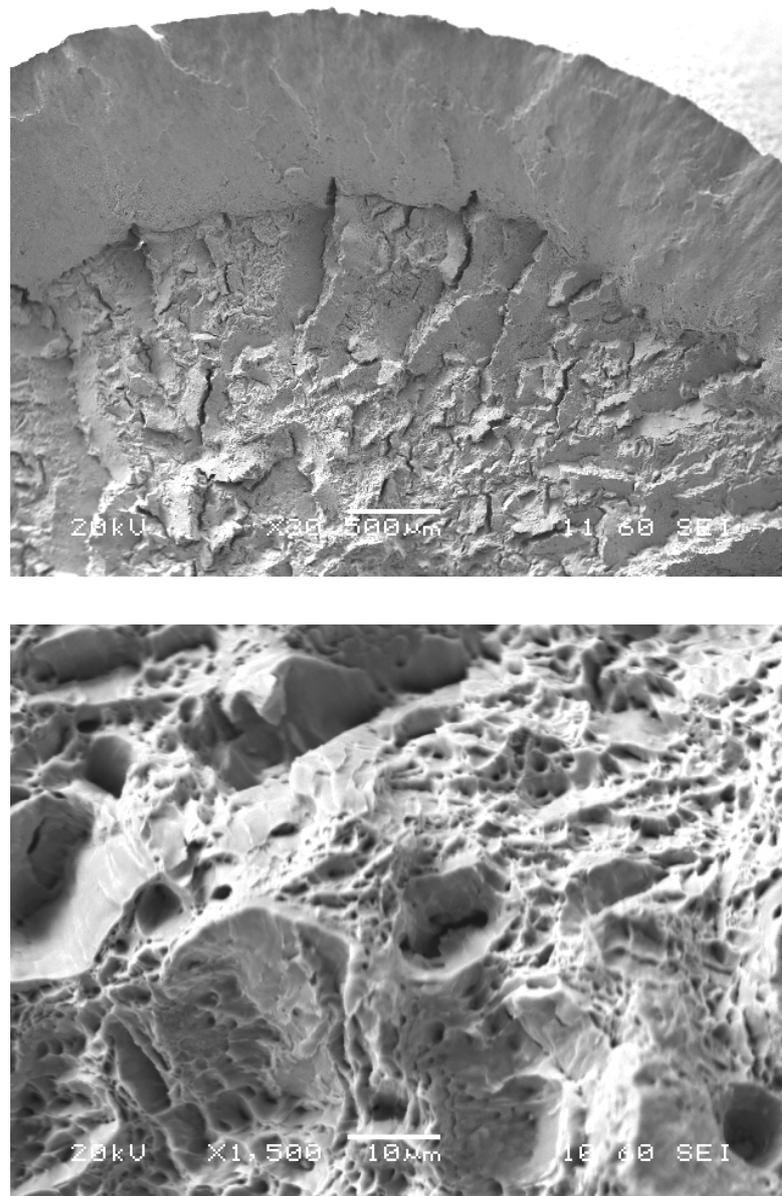


Figura 3.4 Superficie de fractura de la probeta mecanizada en dirección circunferencial.

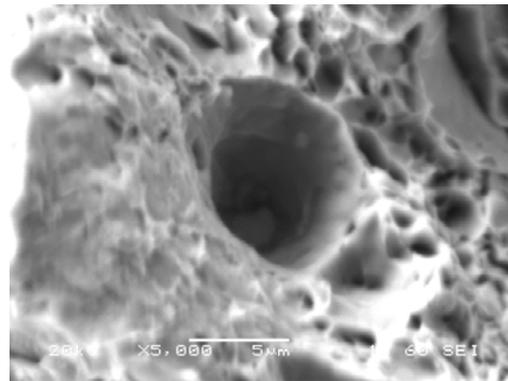


Figura 3.5 Inclusión en la superficie de fractura en la probeta de tracción.

3.4 Comportamiento en compresión uniaxial

Como se ha podido apreciar en la Figura 3.3, el máximo de la curva tensión deformación de este material se produce en niveles de deformación relativamente bajos (en torno al 2%), valor a partir del cuál comienza la estricción de la probeta y la disminución de su capacidad resistente como consecuencia de la generación de daño local en la misma.

Para la simulación numérica de los modelos de daño es necesario conocer el comportamiento del material en ausencia de daño, por lo que dicha curva debe ser extrapolada convenientemente para su situación de grandes deformaciones. La extrapolación de comportamiento del material para grandes deformaciones no es sencilla, y en general es necesario recurrir a ensayos de compresión uniaxial que permiten llegar más lejos en la deformación alcanzada por la probeta sin generación de daño local y estimar de esta forma el comportamiento del material denso.

Para conocer el comportamiento en grandes deformaciones, se han extraído dos probetas cilíndricas de diámetro $\phi = 18 \text{ mm}$ y altura 20 mm . Se ha sometido a dichas probetas a compresión uniaxial en una máquina tipo MES300 Servosis de 3000 kN de capacidad de carga. Se ha registrado la carga, y el desplazamiento de los platos de compresión. Una vez efectuado el ensayo se ha medido la deformación final a partir de la altura final de la probeta, de tal forma que la deformación plástica de la misma se puede establecer según la expresión (3.1), donde h es la altura final de la probeta y h_0 la altura inicial.

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right) \quad (3.1)$$

La tensión en la probeta se ha determinado a partir de la carga aplicada y del diámetro medio de la probeta deformada, que también ha sido comprobado con la condición de isovolumen en plasticidad. Los resultados de los dos ensayos efectuados aparecen en la Tabla 3.3. En la Figura 3.7. se presenta conjuntamente el comportamiento en tracción y en compresión para grandes deformaciones.

Tabla 3.3. Resultados de los ensayos de compresión

	Tensión (MPa)	Deformación
Ensayo 1	1760	0.43
Ensayo 2	1707	0.35

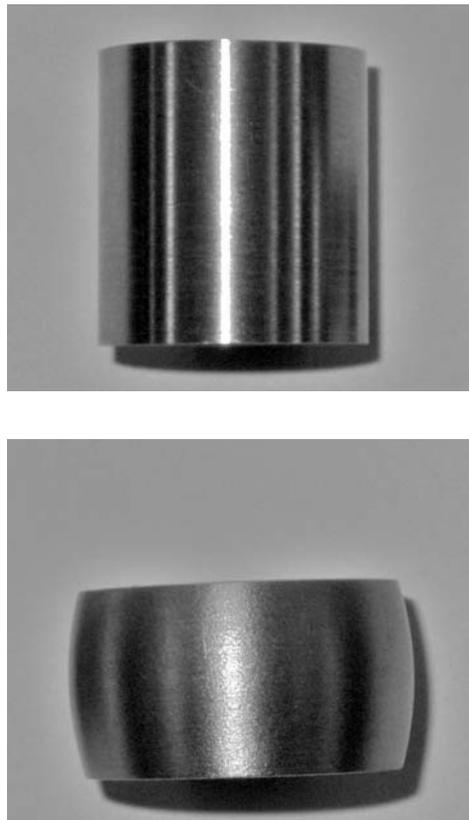


Figura 3.6 Probeta de compresión inicial y deformada hasta un 40%.

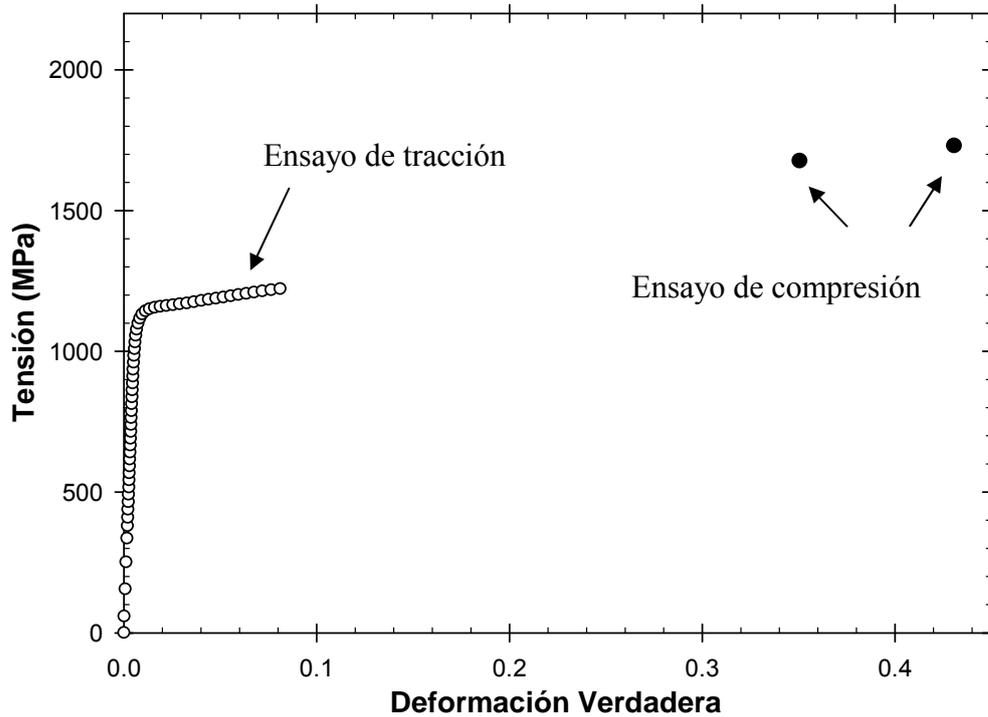


Figura 3.7 Comportamiento del material en tracción y compresión.

3.5 Tenacidad al impacto

Los ensayos de tenacidad al impacto, permiten determinar la resiliencia, o capacidad de absorber energía del material ante un impacto, a diferentes temperaturas. El procedimiento del ensayo consiste en dejar caer un péndulo desde una altura determinada, ambos normalizados, de modo que incida sobre una probeta, rompiéndola y prosiguiendo su camino ascendente. Así, la energía absorbida por el material durante el impacto será la diferencia entre la energía potencial, inicial y final del péndulo, determinada esta última a partir de la altura máxima alcanzada después del impacto.

Las probetas empleadas para el ensayo son de flexión normalizadas, de 55 mm de longitud y sección cuadrada de lado 10 mm, con entalla en V de 2 mm de profundidad. En la Figura 3.8 se presenta un esquema con la geometría de la probeta utilizada.

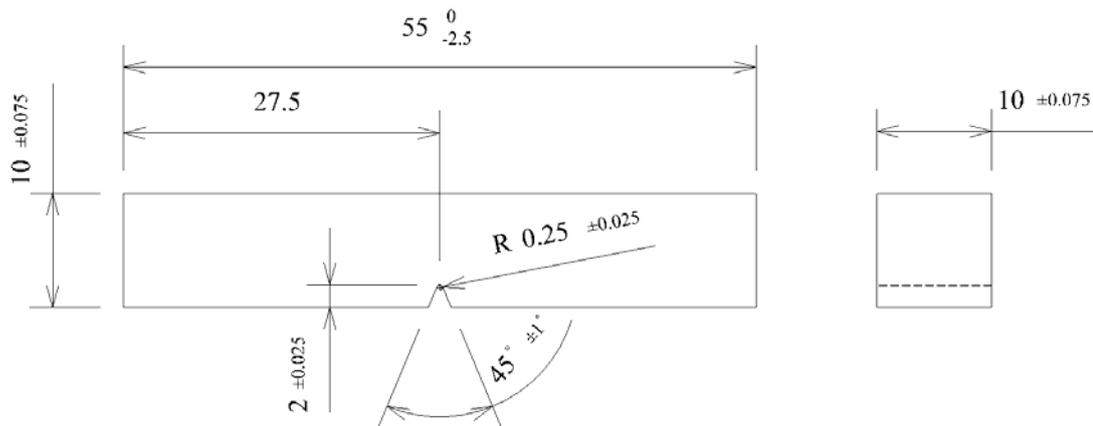


Figura 3.8 Dimensiones normalizadas de probeta tipo A para el ensayo Charpy [128].

El ensayo se ha realizado con un péndulo Charpy HOYTOM, con un rango de fuerza hasta 300 J, siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E23 [128]. Se han realizado ensayos Charpy en un rango de temperaturas desde -80 °C hasta 120 °C. En todos los ensayos se ha utilizado una cámara climática Weiss Technik modelo 125B/+10IU/40DU. Los resultados obtenidos se presentan en la Figura 3.10. Los valores anteriores se han ajustado a través de una ecuación del tipo tangente hiperbólica definida por la expresión (3.2), según el código ASME API 579 [129].

$$CVN = A_{CV} + B_{CV} \cdot \tanh \left[\frac{(T - D_{CV})}{C_{CV}} \right] \quad (3.2)$$

Donde A_{CV} , B_{CV} , C_{CV} y D_{CV} son constantes que se determinan a partir de los resultados obtenidos, y cuyo significado físico aparece recogido en el esquema de la Figura 3.9. En este caso, los valores ajustados para las constantes han sido $A_{CV} = 63$, $B_{CV} = 60$, $C_{CV} = 35$ y $D_{CV} = 65$. Dicho ajuste se puede observar en la Figura 3.10.

A pesar de que el ensayo Charpy no determina directamente la tenacidad a fractura del material, puede ser usado como una primera aproximación para estimarla. En la bibliografía están disponibles diversas correlaciones empíricas entre la tenacidad a fractura y los resultados del ensayo Charpy, recogidas la mayoría de ellas en el código ASME API 579. La utilización de unas o de otras

depende principalmente del material utilizado y de la región de la curva que se desee correlacionar. En este caso se han usado las expresiones (3.3) y (3.4), facilitadas por el código ASME API 579. Los resultados obtenidos con ambas correlaciones se pueden ver en la Tabla 3.4, donde se ha recogido el valor medio para cada una de las temperaturas.

$$\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}\right)^2 = 0.64 \cdot \left(\frac{CVN}{\sigma_y} - 0.01\right) \quad [MPa \cdot m^{1/2}, MPa, J] \quad (3.3)$$

$$K_{Ic} = 14.6 \cdot (CVN)^{0.50} \quad [MPa \cdot m^{1/2}, MPa, J] \quad (3.4)$$

Tabla 3.4 Estimación de K_{Ic} , en función de la temperatura, según expresiones del código ASME API 579 [129].

K_{Ic} ($MPa \cdot m^{1/2}$)	Temperatura (°C)								
	-80	-40	-20	0	20	40	60	80	120
(3.3)	-	54.25	131.5	110.1	176.1	203.1	232.4	247.8	266.9
(3.4)	28.46	57.14	87.1	77.9	108.5	121.8	136.8	144.8	154.6

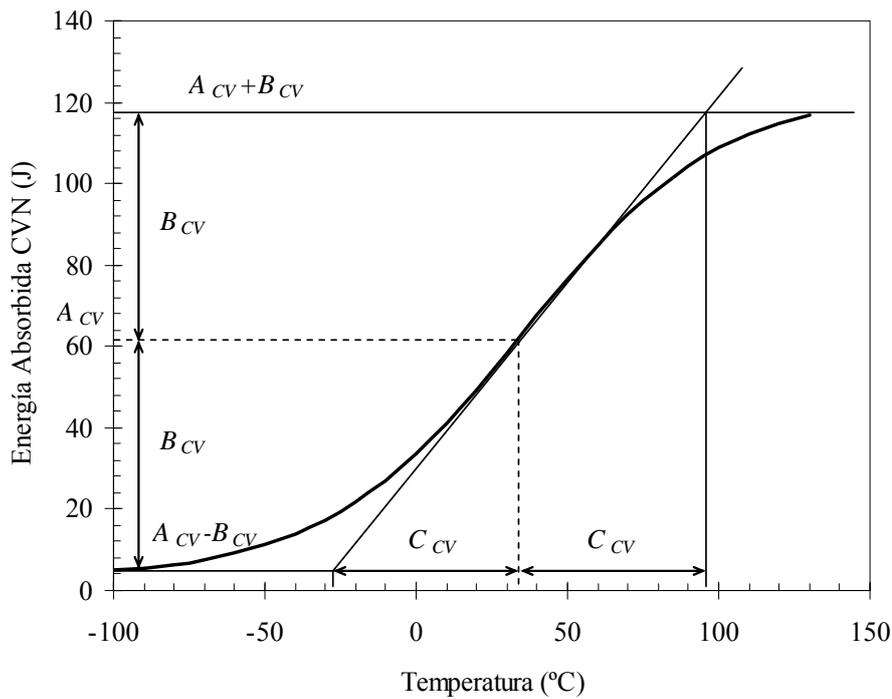


Figura 3.9 Esquema para determinar las constantes de la expresión (3.2) [129].

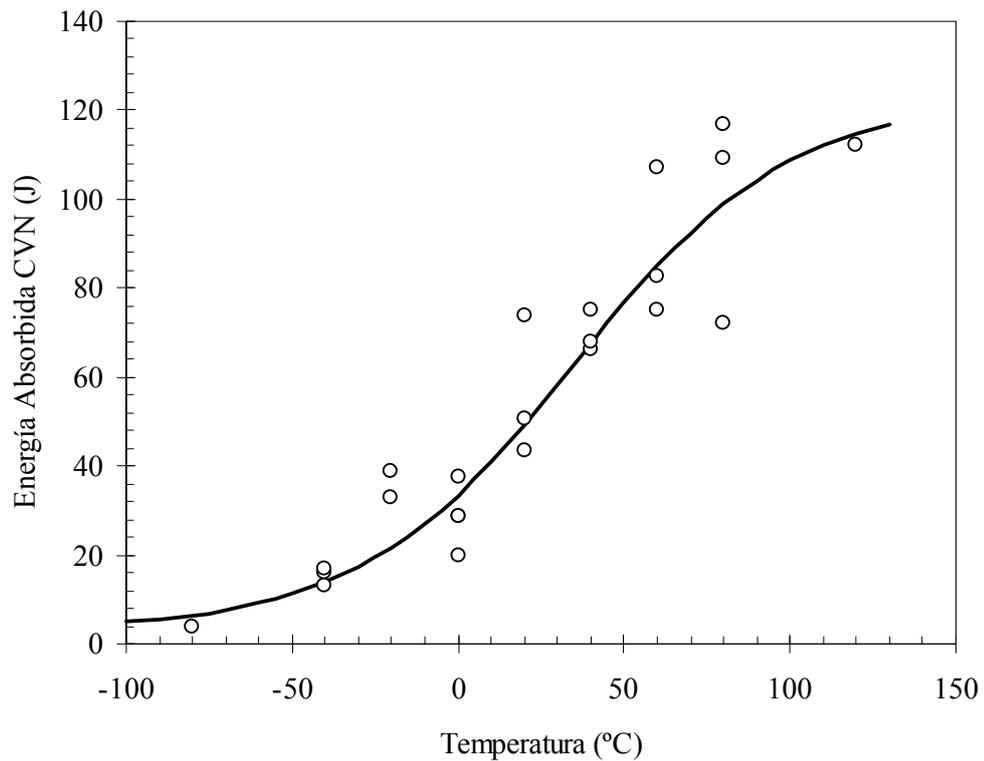


Figura 3.10 Curva transición dúctil-frágil del acero 15-5 PH.

3.6 Comportamiento en fractura a partir de probetas CT

En éste apartado se recogen los resultados experimentales de los ensayos de tenacidad a fractura sobre probetas compactas (CT), para diferentes situaciones de confinamiento tensional.

En la Figura 3.11 se puede apreciar la evolución de la tenacidad a fractura en función del espesor de probeta CT, incrementándose ésta a medida que el espesor de probeta disminuye.

Dado que las probetas SPT, previsiblemente, trabajan en situaciones de bajo confinamiento, se han ensayado probetas CT20, CT10 y CT5, cuya anchura es de 20, 10 y 5 mm respectivamente, con el objetivo de determinar el comportamiento del material en diferentes escenarios desde deformación plana hasta tensión plana.

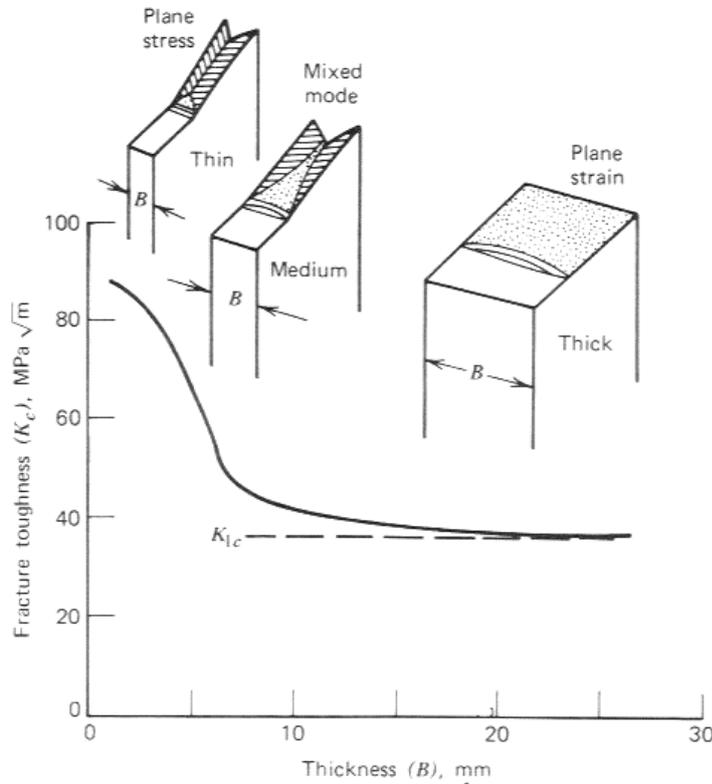


Figura 3.11 Evolución de la tenacidad a fractura en función del espesor de probeta CT.

Este tipo de ensayo permite determinar la tenacidad a fractura de materiales metálicos usando los parámetros K , J y CTOD en el Modo I de carga, utilizando probetas CT prefisuradas por fatiga. La norma que rige el desarrollo del ensayo y condiciones de la probeta es la ASTM E1820 [130]. En la Figura 3.12 se recogen las principales dimensiones de las probetas CT mecanizadas, siguiendo las recomendaciones de dicha norma.

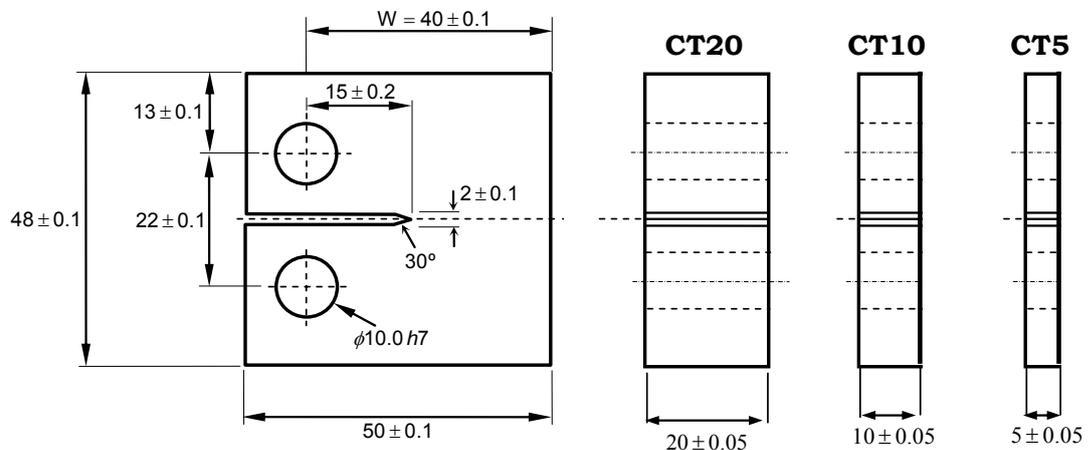


Figura 3.12 Dimensiones normalizadas de las probetas CT utilizadas [131].

Los ensayos se han efectuado a temperatura ambiente, con una máquina de ensayo MTS 810 modelo 318.25, con un rango de fuerza hasta 250 kN . Se han realizado seis ensayos de tenacidad a fractura utilizando las probetas referenciadas como CT20-1, CT20-2, CT20-3, CT10-1, CT20-2 y CT5-1.

Siguiendo el procedimiento de la norma, cada una de estas probetas se han prefisurado por fatiga, hasta obtener un valor inicial de fisura, cuyo valor debe estar comprendido entre $0.45 \cdot W \leq a_o \leq 0.70 \cdot W$ para la correcta evaluación de J y del CTOD, y entre $0.45 \cdot W \leq a_o \leq 0.55 \cdot W$ para la determinación de K_{Ic} [130]. La Tabla 3.5 recoge los valores obtenidos de la fisura inicial para los seis ensayos realizados. Se puede observar como todos los valores de a_o están dentro del rango válido para la evaluación de J y del CTOD. También se puede comprobar como en todas las probetas el tamaño correspondiente a la fisura por fatiga cumple con los requisitos establecidos en la norma ASTM E1820 [130].

Con el objetivo de reducir la sección resistente central de las probetas CT20 utilizadas se han mecanizado, posteriormente a la prefisuración por fatiga, dos entallas laterales en cada una de ellas, rebajando el espesor B de la probeta en esta zona de 20 mm a 15.5 mm . Este nuevo valor se denomina espesor neto B_N .

Una vez preparada la probeta se han efectuado los ensayos recogiendo los valores de la carga y del desplazamiento en la línea de carga. La longitud de fisura en cada instante se ha obtenido mediante el método de las descargas elásticas.

Tabla 3.5 Valores de fisura inicial en las probetas CT ensayadas.

Probeta CT	a_o (mm)	a_o / W
CT20-1	25.995	0.65
CT20-2	23.975	0.60
CT20-3	24.069	0.60
CT10-1	22.917	0.57
CT10-2	20.960	0.52
CT5-1	18.587	0.46

Tabla 3.6 Valores de fisura final en las probetas CT20 utilizadas.

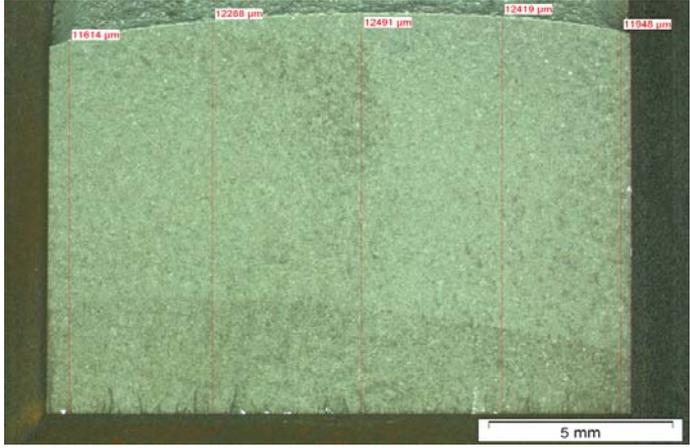
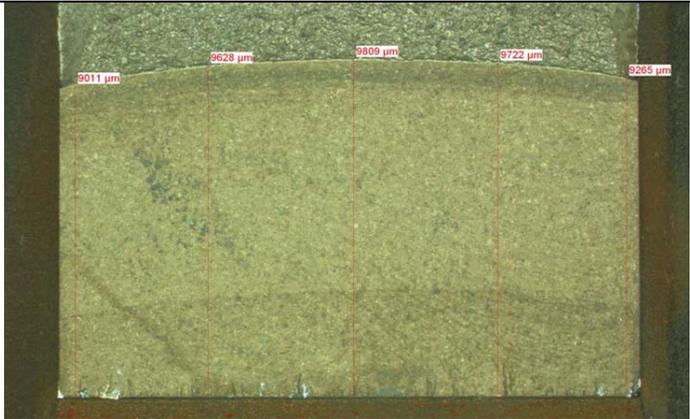
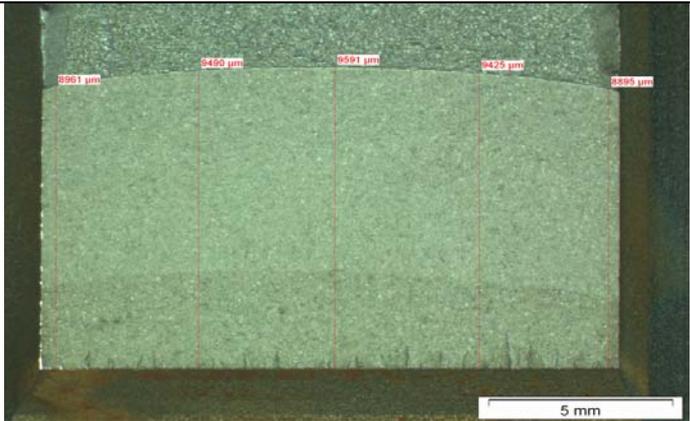
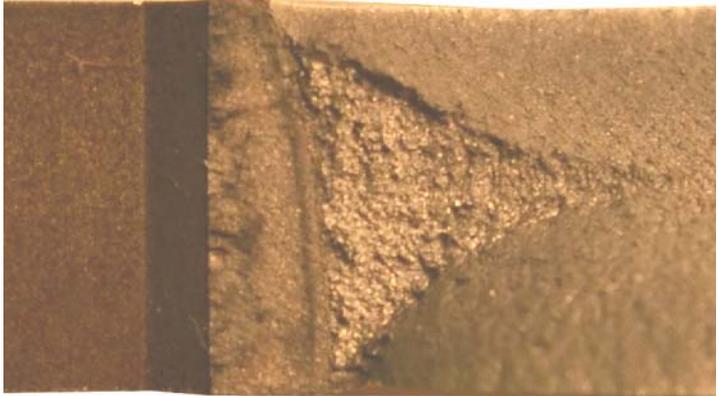
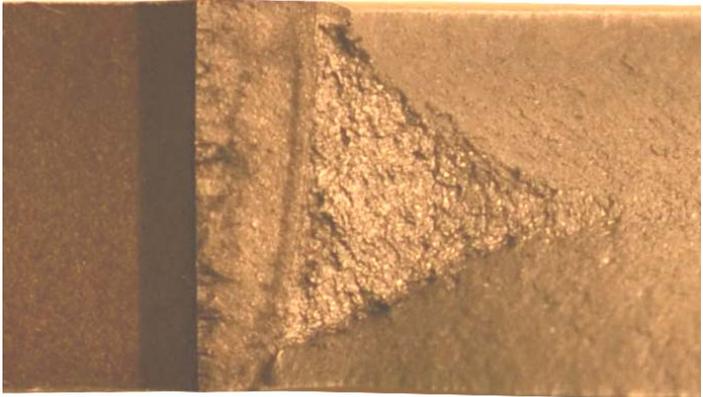
Probetas CT	Fisura final	
	a_p (mm)	Fractografía
CT20-1	27.19	
CT20-2	24.52	
CT20-3	24.31	

Tabla 3.7 Valores de fisura final en las probetas CT10 y CT5 utilizadas.

Probetas CT	Fisura final	
	a_p (mm)	Fractografía
CT10-1	22.92	
CT10-2	22.02	
CT5-1	18.59	

Para cuantificar el valor de la longitud final de grieta en cada una de las probetas se ha llevado a cabo un análisis fractográfico de las superficies de fractura, los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 3.6 para las probetas CT20 y en la Tabla 3.7 para las probetas CT10 y CT5. Cada uno de los valores de la fisura final a_p , recogidos en las tablas anteriores, se ha obtenido a partir de la media aritmética de nueve medidas equidistantes realizadas sobre la superficie de fractura de cada probeta.

En las probetas CT ensayadas se han observado dos formas diferentes de rotura. Por un lado la típica en deformación plana correspondiente a las probetas CT20, y por otro el propio de tensión plana en las probetas CT10 y CT5 donde se forman dos planos a 45° respecto del plano perpendicular a la línea de carga. En consecuencia, se han analizado por separado ambos comportamientos.

3.6.1 Comportamiento de probetas CT20

Para las probetas CT20 ensayadas es posible analizar las curvas P-COD, las cuales se recogen en la Figura 3.13. Se puede observar que la fisura en las probetas CT20-2 y CT20-3 no se ha propagado lo suficiente como para considerar un crecimiento estable de fisura, produciéndose la rotura inestable de las mismas. Mientras que en la probeta CT20-1 si que se puede hacer dicha consideración ya que la rotura de la probeta ha tenido lugar después del crecimiento dúctil y estable de grieta.

Una vez realizada la fase experimental sobre cada probeta, se obtiene la integral J , para cada valor de fisura a , mediante las recomendaciones de la norma ASTM E1820 [130], a través de la expresión (3.5).

$$J = \frac{\eta \cdot U}{B_N \cdot (W - a_o)} \cdot \left[1 - \frac{(0.75 \cdot \eta) \cdot \Delta a}{W - a} \right] \quad (3.5)$$

Donde U representa la energía bajo la curva $P-COD$, B_N es el espesor neto de la probeta, $\Delta a = a - a_o$ y η vienen dada por la relación (3.6).

$$\eta = 2 + 0.522 \cdot \left(1 - \frac{a_o}{W} \right) \quad (3.6)$$

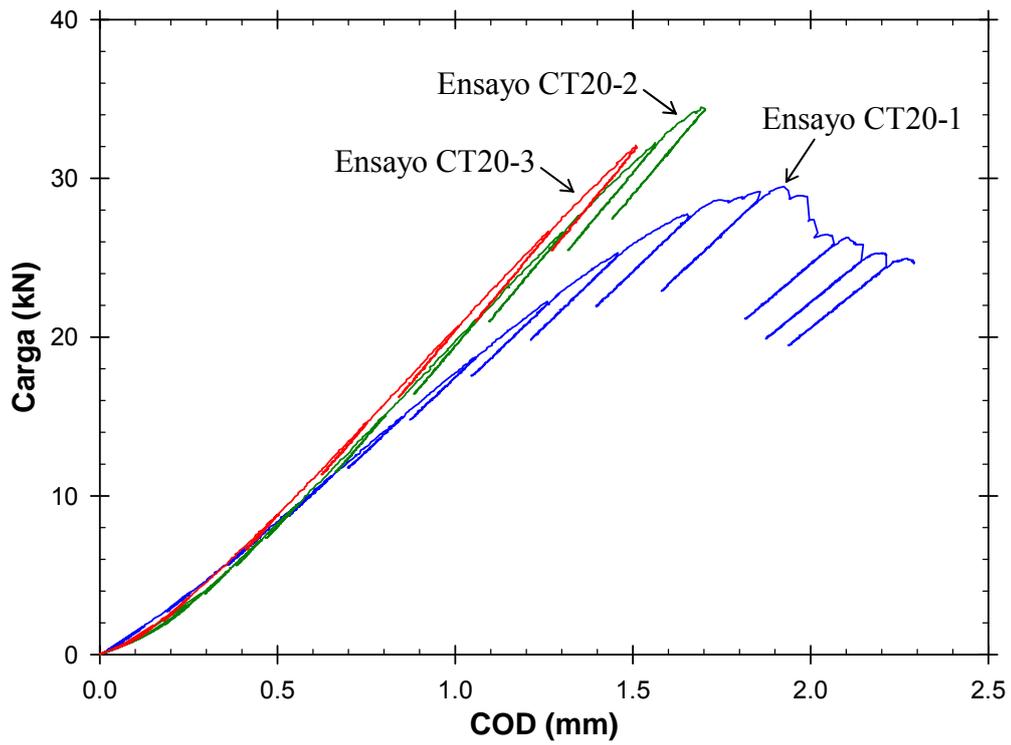


Figura 3.13 Curvas Carga-COD de las probetas CT20 utilizadas.

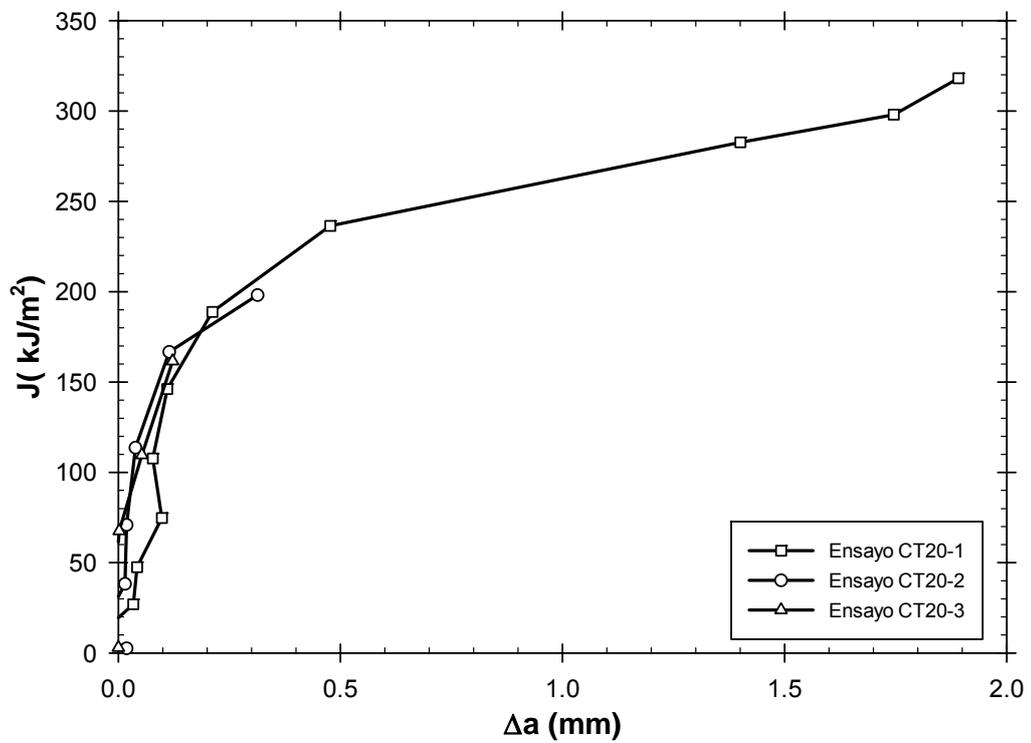


Figura 3.14 Curvas $J - \Delta a$ de las probetas CT ensayadas.

Finalmente, con los valores obtenidos, se representa la curva J_R , o $J - \Delta a$ de cada una de las probetas. En este sentido, la Figura 3.14 muestra las curvas $J - \Delta a$ de las tres probetas CT20 ensayadas.

Para el caso de las probetas CT20-2 y CT20-3, donde el fallo se ha producido antes del crecimiento estable de la fisura, es posible obtener un valor de tenacidad denominado J_{Qc} , calculado en el punto final de la curva $J - \Delta a$ correspondiente de la Figura 3.14, además, en el caso de que se cumplan las condiciones necesarias definidas por las expresiones (3.7) y (3.8) [130], este valor de tenacidad se denomina J_c y representa una medida de la tenacidad cuando se produce la inestabilidad sin apenas un crecimiento estable de la fisura, este parámetro es independiente de las dimensiones del plano de fisura, sin embargo puede haber cierta dependencia de esta tenacidad con el espesor, es decir, con la longitud del frente de grieta.

$$B, b_o \geq 100 \cdot J_Q / \sigma_y \quad (3.7)$$

$$\Delta a_p < 0.2mm + J_Q / M \cdot \sigma_y \quad (3.8)$$

En las expresiones anteriores B es el ancho o espesor de probeta, al tener las probetas entallas laterales se toma el valor del espesor efectivo B_e definido por $B - (B - B_N)^2 / B$, b_o es el ligamento remanente inicial definido por $W - a_o$, Δa_p es el incremento de la fisura en el ensayo definido por $a_p - a_o$, J_Q el valor de J en el punto de evaluación, en este caso J_{Qc} , σ_y es el valor del límite elástico $\sigma_{0.2}$ determinado en el ensayo de tracción y M es una constante cuyo valor es 2 [130].

La Tabla 3.8 recoge los valores calculados para comprobar si los valores de J_{Qc} de las probetas CT20-2 y CT20-3 pueden ser considerados como valores de tenacidad J_c . Es importante recordar que aunque se cumplan las condiciones necesarias definidas anteriormente, J_c puede depender de la longitud del frente de grieta. A partir de los resultados obtenidos en la Tabla 3.8 solamente el valor de J_{Qc} de la probeta CT20-3 se puede considerar como valor de tenacidad J_c , ya que cumple las tres condiciones necesarias recogidas en dicha tabla.

Tabla 3.8 Valores para la comprobación de J_c .

Parámetros	CT20-2	CT20-3
W (mm)	40	40
a_o (mm)	23.975	24.069
a_p (mm)	24.524	24.309
σ_y (MPa)	1100	1100
J_{Qc} (kJ/m ²)	198.1	161.6
b_o (mm)	16.025	15.931
Δa_p (mm)	0.549	0.240
$100 \cdot J_Q / \sigma_y$	18.01	14.69
$0.2\text{mm} + J_Q / M \cdot \sigma_y$	0.290	0.273
$B_e \geq 100 \cdot J_Q / \sigma_y$	Si	Si
$b_o \geq 100 \cdot J_Q / \sigma_y$	No	Si
$\Delta a_p < 0.2\text{mm} + J_Q / M \cdot \sigma_y$	No	Si

En el caso de la probeta CT20-1 se ha calculado también el valor de J_{Ic} según la norma ASTM, E1820-05 [130]. Los resultados obtenidos en el ensayo de esta probeta, donde se ha producido un crecimiento estable de la fisura, se van a analizar conforme marca la norma para la obtención de J_{Ic} [130].

El primer paso es desechar los puntos de la curva $J - \Delta a$ que no se encuentran dentro del área definida por las rectas $\Delta a = 0$, $J = 0$, $\Delta a_{\max} = 0.25 \cdot b_o$ y el menor valor de $J_{\max} = b \cdot \sigma_y / 20$ ó $J_{\max} = B \cdot \sigma_y / 20$. Una vez identificados estos puntos, se procede a representar la “blunting line” acorde con la expresión (3.9), donde M vuelve a ser una constante con valor igual a 2 [130]. Seguidamente se trazan tres líneas de exclusión, dos de las cuales son paralelas a la “blunting line” y cortan al eje de abscisas en los puntos 0.15 y 1.5 mm, y la tercera es una línea horizontal que marca el valor de J límite y está definida por la expresión (3.10).

$$J = M \cdot \sigma_y \cdot \Delta a \quad (3.9)$$

$$J_{\text{limit}} = b_o \cdot \sigma_y / 15 \quad (3.10)$$

Los puntos de la curva $J - \Delta a$ que están dentro del área encerrada por las líneas de exclusión anteriores y el eje de abscisas son los utilizados para ajustar una curva de regresión definida por la expresión (3.11) denominada curva $J - R$, donde C_1 y C_2 son constantes y $k = 1$, al menos cinco puntos tienen que estar dentro de esta región para poder obtener un valor de J_{Ic} válido [130].

$$J = C_1 \cdot \left(\frac{\Delta a}{k} \right)^{C_2} \quad (3.11)$$

La intersección entre esta curva de regresión y una recta paralela a la “blunting line” que corta al eje de abscisas en 0.2 mm definen un único punto de corte de coordenadas $(\Delta a_Q, J_Q)$. El valor de J_Q se puede considerar como J_{Ic} si se cumplen una serie de condiciones necesarias [130]. En la Figura 3.15 se pueden ver los puntos de la curva $J - \Delta a$ de la probeta CT20-1 que se encuentran dentro de la región válida de puntos definida anteriormente (puntos negros en la figura).

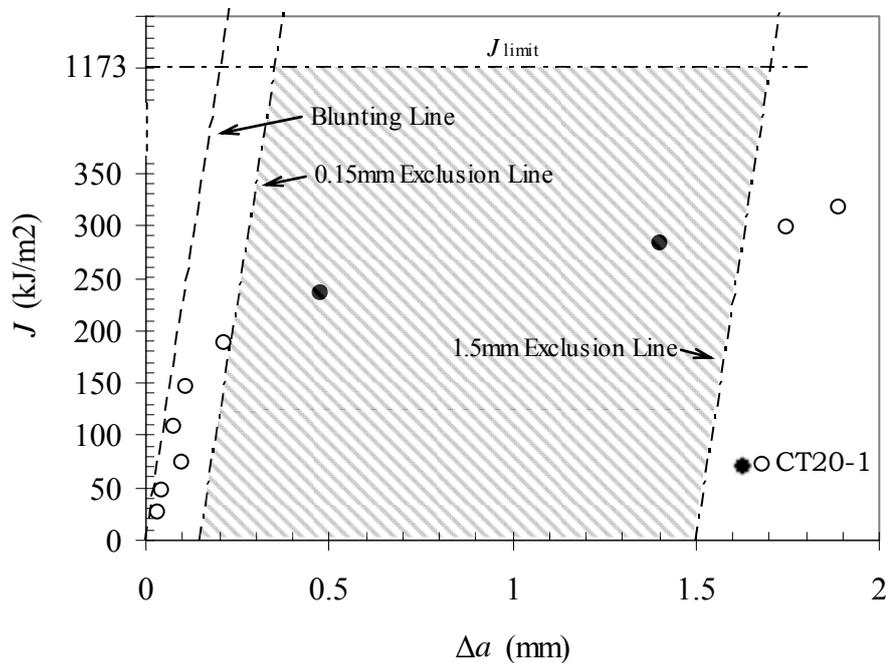


Figura 3.15 Región válida para la obtención de J_{Ic} .

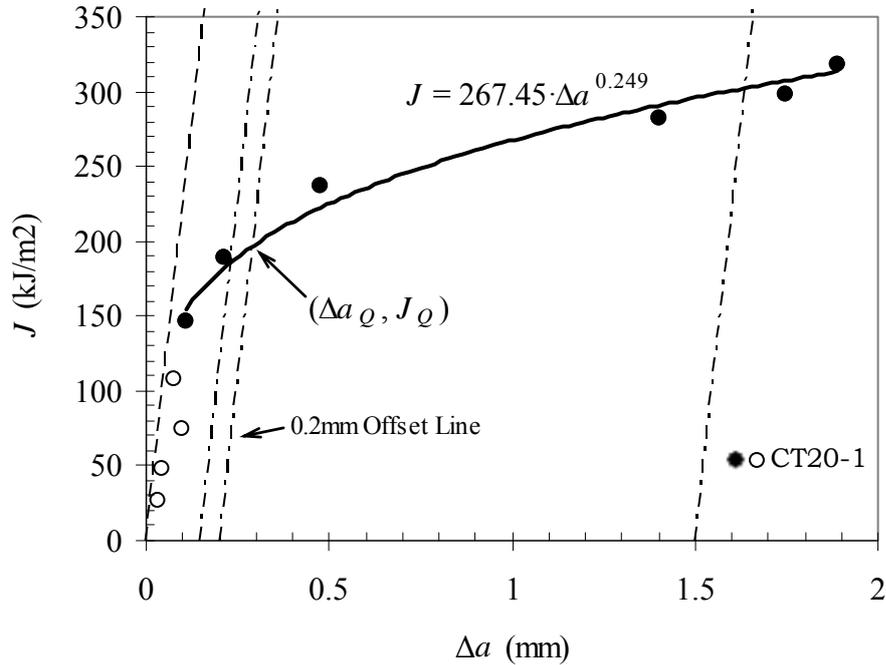


Figura 3.16 Curva $J - \Delta a$ de la probeta CT20-1.

A pesar de que según la norma ASTM E1820 debemos tener al menos cinco puntos calculados en la zona de validez para tener un ajuste que permita calcular J_{Ic} la tendencia de los puntos anteriores y posteriores hace suponer que el ajuste realizado en este caso es bueno. De este modo, se obtiene finalmente una curva de regresión de ecuación $J = 267.45 \cdot \Delta a^{0.249}$ (Figura 3.16), la cuál define un único punto de corte de coordenadas (0.29, 196.5) con la recta paralela a la “blunting line” que corta al eje de abscisas en 0.2 mm, por lo que se puede considerar $J_{Ic} \approx J_Q = 196.5 \text{ kJ/m}^2$.

A partir de los diferentes valores de J determinados para cada una de las probetas ensayadas, es posible obtener un valor relacionado de K a través de la expresión (3.12).

$$K = \sqrt{(E' \cdot J)} \quad (3.12)$$

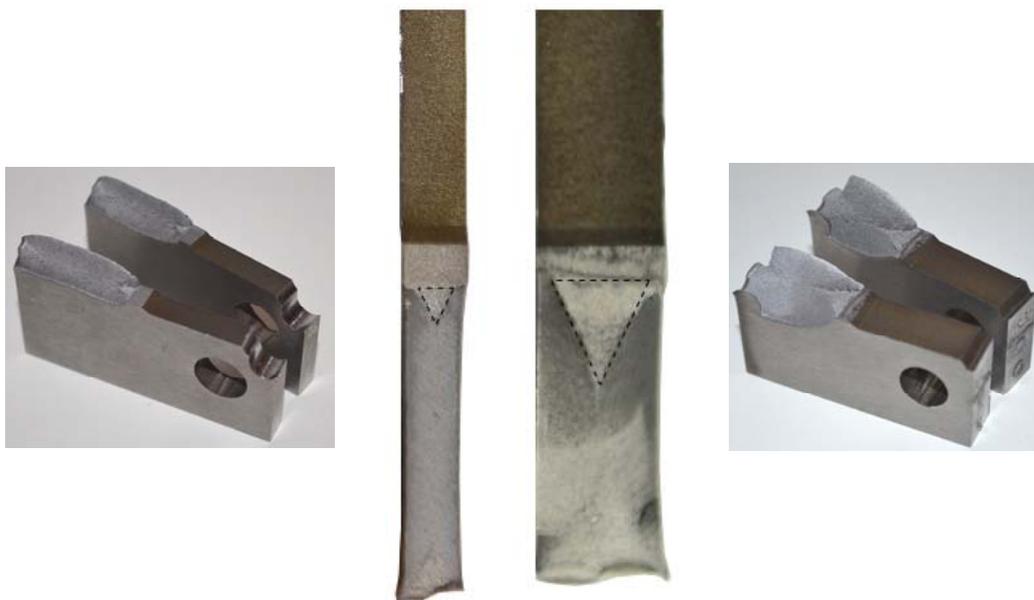
Donde $E' = E / (1 - \nu^2)$, sustituyendo los valores correspondientes al acero 15-5 PH en la expresión anterior se obtienen los valores de K recogidos en la Tabla 3.9.

Tabla 3.9 Valores de J y K para las probetas CT-20 utilizadas.

Parámetros de fractura	Probetas CT-20		
	CT20-1	CT20-2	CT20-3
J (kJ/m^2)	$J_Q = 196.5$	$J_{Qc} = 198.1$	$J_c = 161.6$
K ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	203.3	204.1	184.4

3.6.2 Comportamiento de probetas CT10 y CT5

El procedimiento típico para la obtención de J a partir de ensayos CT es el recogido en el apartado anterior, donde se considera un avance de grieta en el plano perpendicular a la línea de carga. Atendiendo a los resultados obtenidos en las probetas CT10 y CT5, en las que la fase inicial de propagación es algo más compleja ya que coexisten una propagación plana junto con otra inclinada 45° (Figura 3.17) generándose por ello un área de rotura mayor que va a afectar al valor de J calculado a partir de la expresión (3.5), donde el área de rotura de la probeta definido por el denominador de la expresión anterior habrá que calcularlo para cada valor de avance de fisura. Una posible opción a la hora de conocer dicho área es a través de la aplicación del procedimiento propuesto a continuación, con el que se obtiene un valor de J corregido (J_{corr}) mediante un factor de corrección F_c en función del avance de fisura.

**Figura 3.17** Probetas CT10 y CT5 tras el ensayo.

Como se puede apreciar en la Figura 3.17 en ambas probetas se genera una sección triangular inicial con avance plano, con un ángulo respecto a la base de 60° . También se ha comprobado que los vértices de la base de la sección triangular están situados a una distancia media de 1 mm respecto al borde de probeta, tal y como aparece esquematizado en la Figura 3.18. En esa misma figura aparecen recogidos los parámetros empleados para el desarrollo del procedimiento propuesto para el cálculo de J_{corr} .

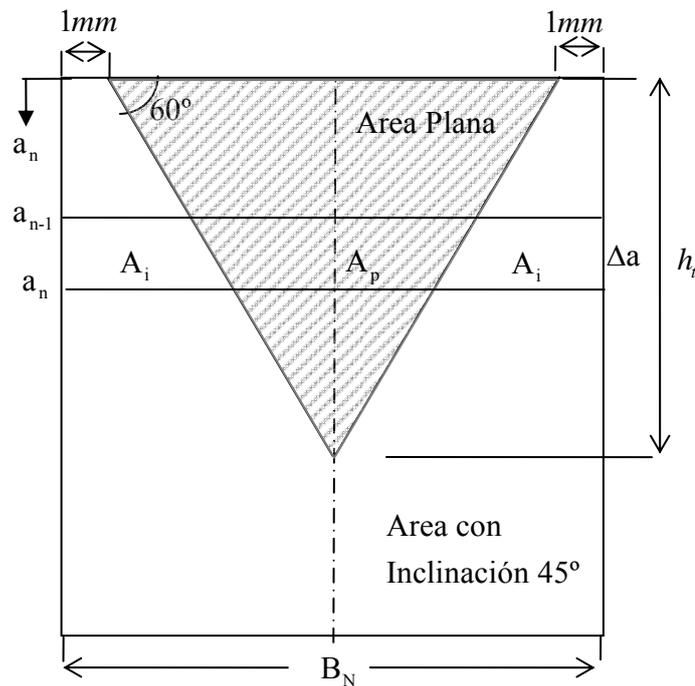


Figura 3.18 Esquema del avance de fisura en probetas CT10 y CT5.

El factor corrector F_c propuesto queda definido por la expresión (3.13), que representa la relación entre el área real de rotura A_R y el área de rotura si fuese plana A_{sp} .

$$F_c = \frac{A_R}{A_{sp}} \tag{3.13}$$

El área de rotura plana A_{sp} se obtiene como $A_{sp} = B \cdot \Delta a$, donde B es el espesor de probeta y Δa el incremento de fisura. Mientras que área real de rotura A_R se

determina como $A_R = A_p + A_i$, donde se suma el área de sección plana A_p y la correspondiente a la sección inclinada A_i .

A su vez es necesario determinar A_i y A_p a partir de las expresiones (3.14) y (3.15) respectivamente,

$$A_i = \frac{(B \cdot \Delta a - A_p)}{\cos 45^\circ} \quad (3.14)$$

$$\begin{aligned} A_p &= A_{p(n)} - A_{p(n-1)} && \text{para } a_{(n-1)} < h_t \\ A_p &= 0 && \text{para } a_{(n-1)} \geq h_t \end{aligned} \quad (3.15)$$

Siendo $A_{p(n)}$ el área de sección plana para un determinado instante y $A_{p(n-1)}$ el área correspondiente al instante anterior. Ambos valores es posible establecerlos a partir de las expresiones (3.16) y (3.17) respectivamente. Cuando el valor del avance de fisura $a_{(n-1)}$ sea mayor o igual que la altura de la sección triangular h_t , definida por la expresión (3.18), el área de la sección plana será nula.

$$A_{p(n)} = \frac{(B-2) \cdot h_t}{2} - \frac{[(-(B-2) \cdot a_n) / h_t + (B-2)] \cdot (h_t - a_n)}{2} \quad (3.16)$$

$$A_{p(n-1)} = \frac{(B-2) \cdot h_t}{2} - \frac{[(-(B-2) \cdot a_{(n-1)}) / h_t + (B-2)] \cdot (h_t - a_{(n-1)})}{2} \quad (3.17)$$

$$h_t = \left(\frac{B}{2} - 1 \right) \cdot \tan 60^\circ \quad (3.18)$$

Una vez establecido del valor del factor corrector F_c , es posible aplicarlo a la expresión (3.5) recomendada por la norma ASTM E1820 para el cálculo de J , obteniendo la expresión (3.19) para el cálculo de J_{corr} .

$$J_{corr} = \frac{\eta \cdot U}{F_c \cdot [B_N \cdot (W - a_o)]} \cdot \left[1 - \frac{(0.75 \cdot \eta) \cdot \Delta a}{W - a} \right] \quad (3.19)$$

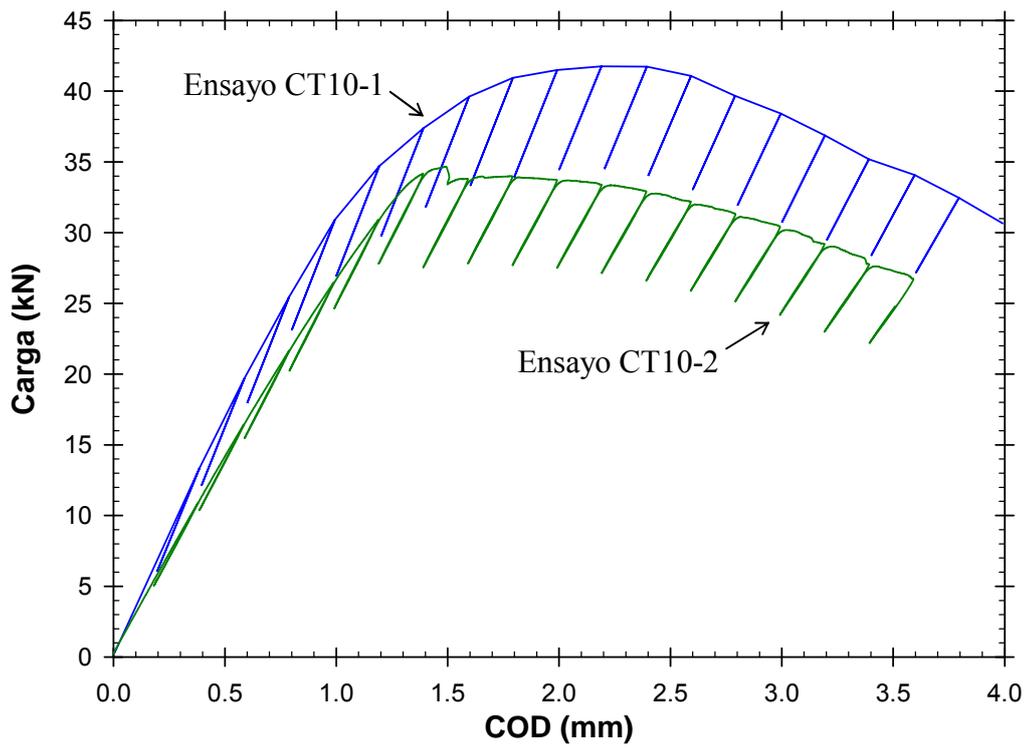


Figura 3.19 Curvas Carga-COD de las probetas CT10 utilizadas.

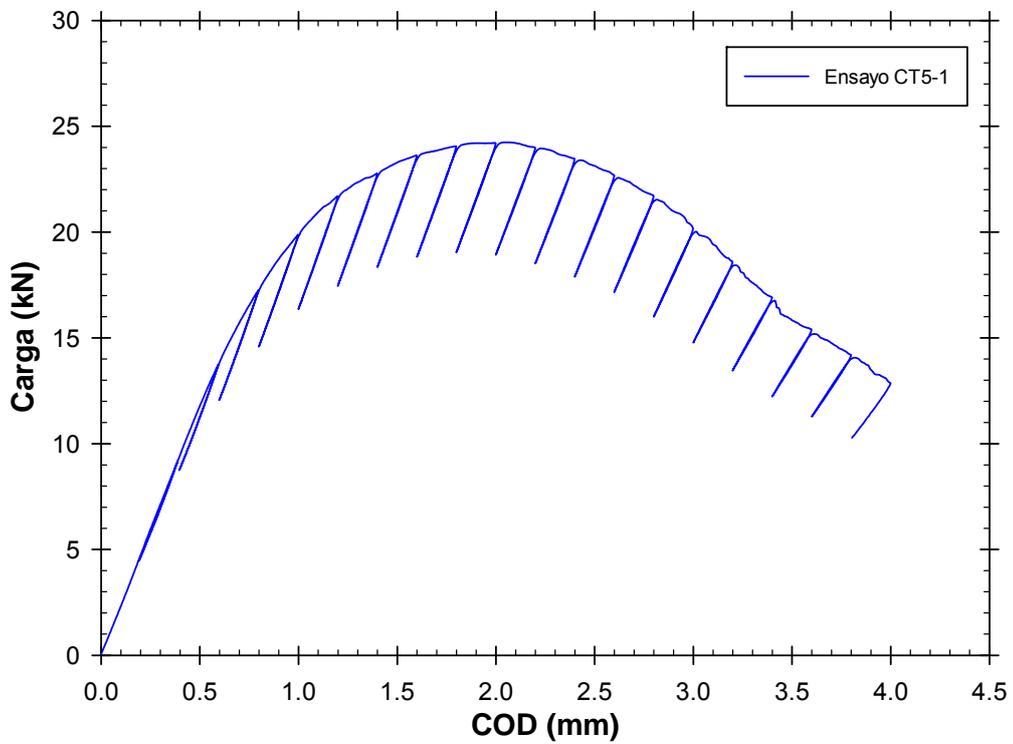


Figura 3.20 Curva Carga- COD de la probeta CT5 utilizada.

Es obvio que para poder aplicar la expresión anterior también es necesario disponer de las curvas carga-COD de las probetas CT10 y CT5, mostradas en la Figura 3.19 y Figura 3.20 respectivamente. Con todo ello se obtienen las curvas $J - \Delta a$ recogidas en la Figura 3.21, se puede comprobar a simple vista que los valores de tenacidad son mayores en la probeta CT5 respecto a las CT10, hecho totalmente lógico por estar la probeta CT5 más próxima a un comportamiento en tensión plana. La Tabla 3.10 recoge los valores J_{corr} para el inicio de propagación, así como el correspondiente valor K relacionado a través de la expresión (3.12).

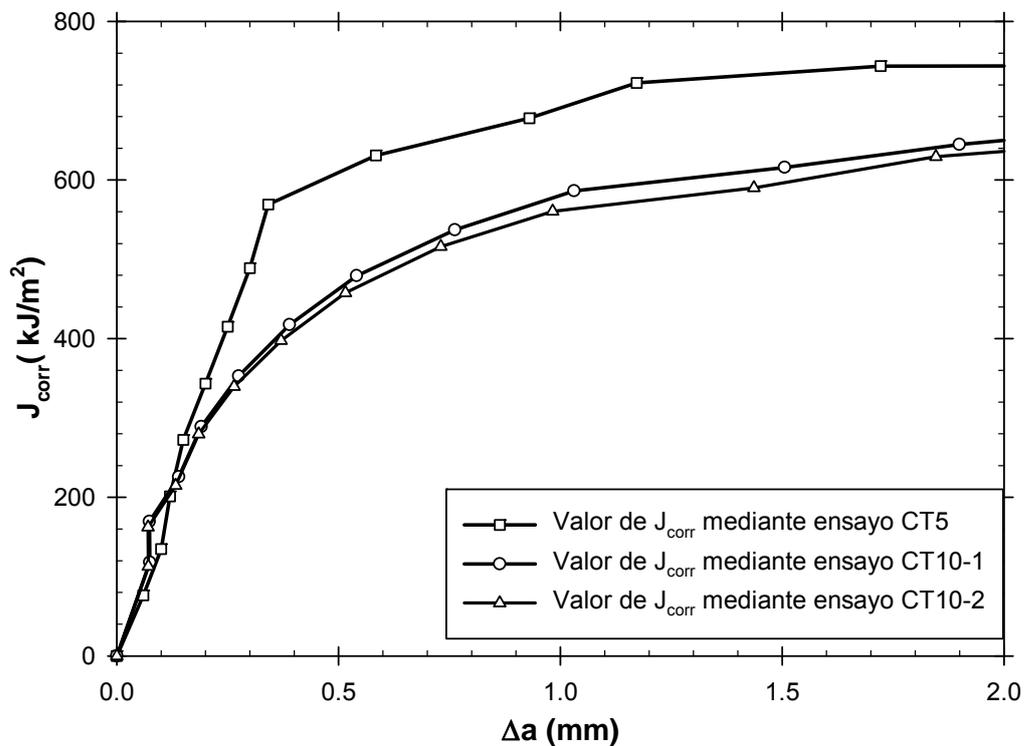


Figura 3.21 Curvas $J - \Delta a$ de las probetas CT10 y CT5 ensayadas.

Tabla 3.10 Valores de J_{corr} para las probetas CT10 y CT5 utilizadas.

Parámetro de fractura	CT10-1	CT10-2	CT5-1
J_{corr} (kJ/m ²)	479	465	631
K (MPa·m ^{1/2})	321	316	369

CAPÍTULO 4

METODOLOGÍA

4.1 Introducción

La estimación de parámetros de fractura del material a partir del ensayo miniatura de punzonado sobre probetas entalladas es posible abordarla mediante diferentes métodos. En concreto, se ha utilizado el método del CTOD, el método de la tasa de liberación de energía propuesto por Irwin [132], un método numérico directo a partir de probetas P-SPT y un método numérico indirecto a partir de probetas CT, todos ellos presentados a continuación.

Teniendo en cuenta el reducido espesor de las probetas miniatura (0.5 mm), los valores de tenacidad que se obtendrán con ellas, previsiblemente, serán más próximos a tensión plana que a deformación plana, por lo que se prevé que los resultados alcanzados sean superiores a los obtenidos bajo deformación plana a partir de probetas CT20.

Por último, se llevará a cabo la evaluación del rango de validez de los parámetros de fractura estimados con cada uno de los métodos propuestos. Para ello se emplearán los resultados experimentales, recogidos en el capítulo anterior, de probetas CT con anchuras de 5 , 10 y 20 mm , posibilitando la valoración de distintos niveles de confinamiento tensional.

4.2 Definición de las probetas miniatura de punzonado

En el desarrollo de la presente tesis se ha trabajado con dos tipos de probeta SPT (Figura 4.1): convencionales y con entalla (P-SPT). La extracción de todas ellas se ha efectuado a partir de un bloque de material de dimensiones $112 \times 25 \times 25 \text{ mm}$ procedente del mismo bloque genérico con el que se han extraído las probetas para la caracterización mecánica convencional llevada a cabo anteriormente.

Las probetas SPT se han obtenido mediante corte por electroerosión, obteniendo unas probetas cuadradas convencionales de lado 10 mm y espesor ligeramente superior a 0.5 mm . El proceso de electroerosión genera una capa superficial de aproximadamente $15 \mu\text{m}$ compuesta en su mayoría de óxidos y material fundido [133, 134], denominada capa blanca, la cual ha sido eliminada mediante pulido.

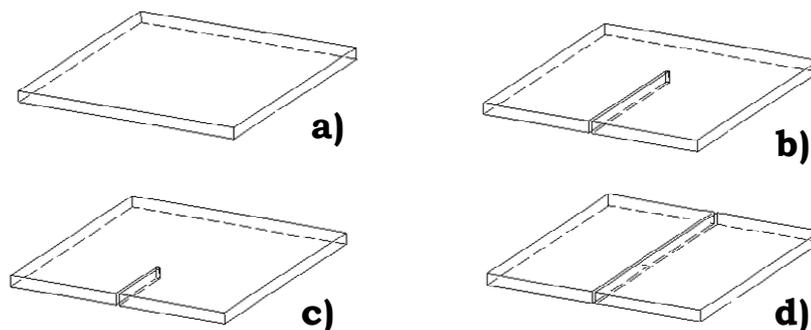


Figura 4.1 Probetas SPT: a) convencional o sin entalla, b) con entalla longitudinal pasante antes de línea de carga, c) después de línea de carga y d) dos mitades.

En las probetas SPT entalladas la entalla es del tipo longitudinal pasante en todo el espesor con longitud variable desde antes de la línea de carga hasta después de la línea de carga del punzón. La entalla ha sido mecanizada mediante microcorte por láser, utilizando para ello el equipo disponible en el Instituto Tecnológico de Aragón (ITA). El procedimiento consiste en una calibración inicial del equipo para ajustar la potencia del láser al material. Posteriormente, el láser en forma de haz de pulsos de diámetro $30 \mu\text{m}$, es aplicado longitudinalmente desde el centro de un lado de la probeta hacia el centro del lado opuesto, parándolo cuando se ha alcanzado la longitud de entalla deseada. La Figura 4.2 muestra una entalla obtenida a partir de esta técnica. En la Figura 4.3 se observa que la punta de entalla tiene forma redondeada debido al haz de pulsos láser que la ha generado.

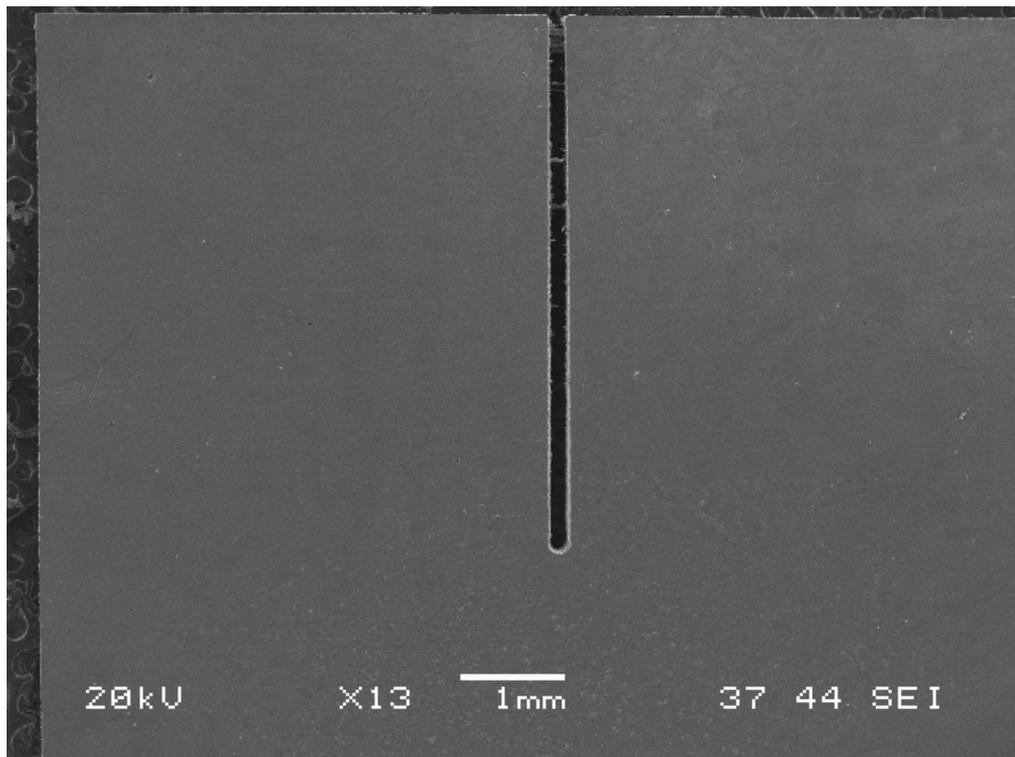


Figura 4.2 Detalle del redondeo de la punta de entalla (X13).

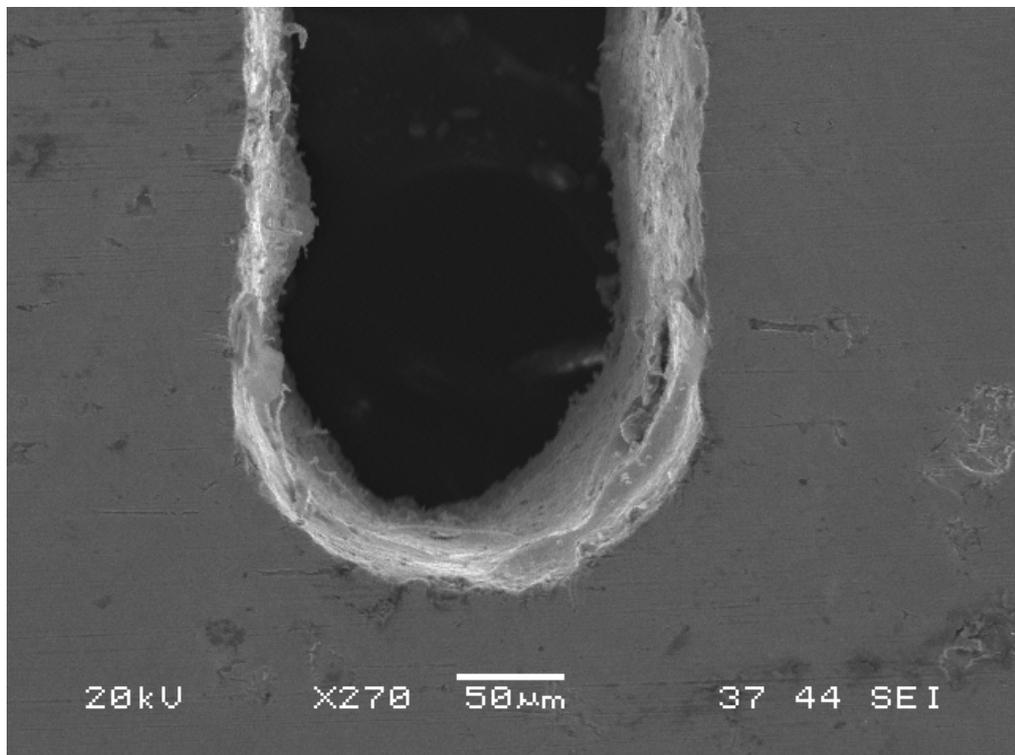


Figura 4.3 Detalle del redondeo de la punta de entalla (X270).

La última fase de preparación, consiste en la numeración y fotografiado en microscopio óptico para conseguir trazabilidad, tomar medidas reales de longitud y ancho de entalla, así como encontrar cualquier irregularidad en la punta de entalla que pueda influir en el ensayo.

Una vez preparadas las probetas miniatura se procederá a su ensayo. Todas ellas se han ensayado en una máquina MTS 810 modelo 318.25, con un rango de fuerza hasta 250 kN , habiendo utilizado un extensómetro MTS 632.24F-50. Se ha acoplado una célula de carga de 10 kN para obtener una mayor precisión en la medida de carga, dado que el valor máximo alcanzado en los SPT de este material está entorno a 3 kN .

Los ensayos se han realizado a temperatura ambiente con una velocidad del punzón de 0.8 mm/min . El diámetro del punzón es de 2.5 mm , mientras que el diámetro de la matriz inferior es de 4 mm y su radio de redondeo de 0.5 mm .

Durante el ensayo se recogerán los valores de carga y desplazamiento del punzón. Tras el correcto tratamiento de los datos almacenados, se obtendrá como resultado del ensayo una curva carga-desplazamiento del punzón.

Para poder comparar las curvas de las diferentes probetas ensayadas entre sí, debido a la influencia que tiene el espesor de la probeta, deben ser normalizadas previamente a un espesor de referencia (0.5 mm). A tal efecto, es posible emplear la expresión (4.1) hasta el punto de inflexión de la curva, situado entre la zona II y la zona III de la curva, y la expresión (4.2) de ahí en adelante [135].

$$P_{0.5} = 0.5^2 \cdot \frac{P_{ens}}{t^2} \quad P_{ens} < P_{INF} \quad (4.1)$$

$$P_{0.5} = 0.5 \cdot \frac{P_{ens}}{t} + 0.5 \cdot \frac{P_{INF} \cdot (0.5 - t)}{t^2} \quad P_{ens} \geq P_{INF} \quad (4.2)$$

Donde $P_{0.5}$ es la carga normalizada, P_{ens} es la carga obtenida en el ensayo, t es el espesor de la probeta y P_{INF} es la carga correspondiente al punto de inflexión en cada curva.

4.3 Procedimiento para estimar parámetros elasto-plásticos a partir del SPT

El comportamiento elasto-plástico del material analizado se ha determinado de manera convencional mediante ensayos de tracción uniaxial, que permiten obtener resultados precisos de la curva tensión-deformación hasta pequeños niveles de deformación plástica donde el efecto del daño es muy reducido, y mediante ensayos de compresión, que permiten alcanzar elevados niveles de deformación plástica (35-40%) sin la presencia de daño local.

Sin embargo, en la mayoría de los casos en los que se desee aplicar la metodología desarrollada en la presente Tesis para la estimación de parámetros de fractura, puesto que esa es una de sus motivaciones, no se va a disponer de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados. En consecuencia, será necesario utilizar el propio ensayo SPT como base para la estimación de las propiedades elasto-plásticas del material. En el procedimiento a seguir, mostrado en la Figura 4.4, se distinguirían los siguientes pasos:

- 1) Obtención de la carga de fluencia P_y de la curva SPT. Esta carga se ha evaluado a partir del método de las dos tangentes [4, 5], que consiste en prolongar los tramos lineales de la zona I y II de la curva y obtener su punto de corte.
- 2) Estimación del límite elástico σ_y del material mediante la expresión empírica (4.3) propuesta por Mao [4, 5], donde t_0 es el espesor de probeta.

$$\sigma_y = 360 \cdot P_y / t_0^2 \quad (4.3)$$

- 3) Estimación del módulo plástico E_p mediante iteración, utilizando la simulación numérica del SPT con un modelo axisimétrico, material elasto-plástico y el valor de σ_y calculado en el paso previo, de tal forma que la curva obtenida se ajuste con la experimental en las primeras regiones de la curva.

- 4) Verificación de las propiedades del material estimadas (σ_y , E_p) si se poseen datos provenientes de ensayos normalizados (tracción y compresión).

Una vez conocidos los parámetros elasto-plásticos del material es posible abordar la estimación del comportamiento a fractura mediante los diferentes métodos que se presentan a continuación.

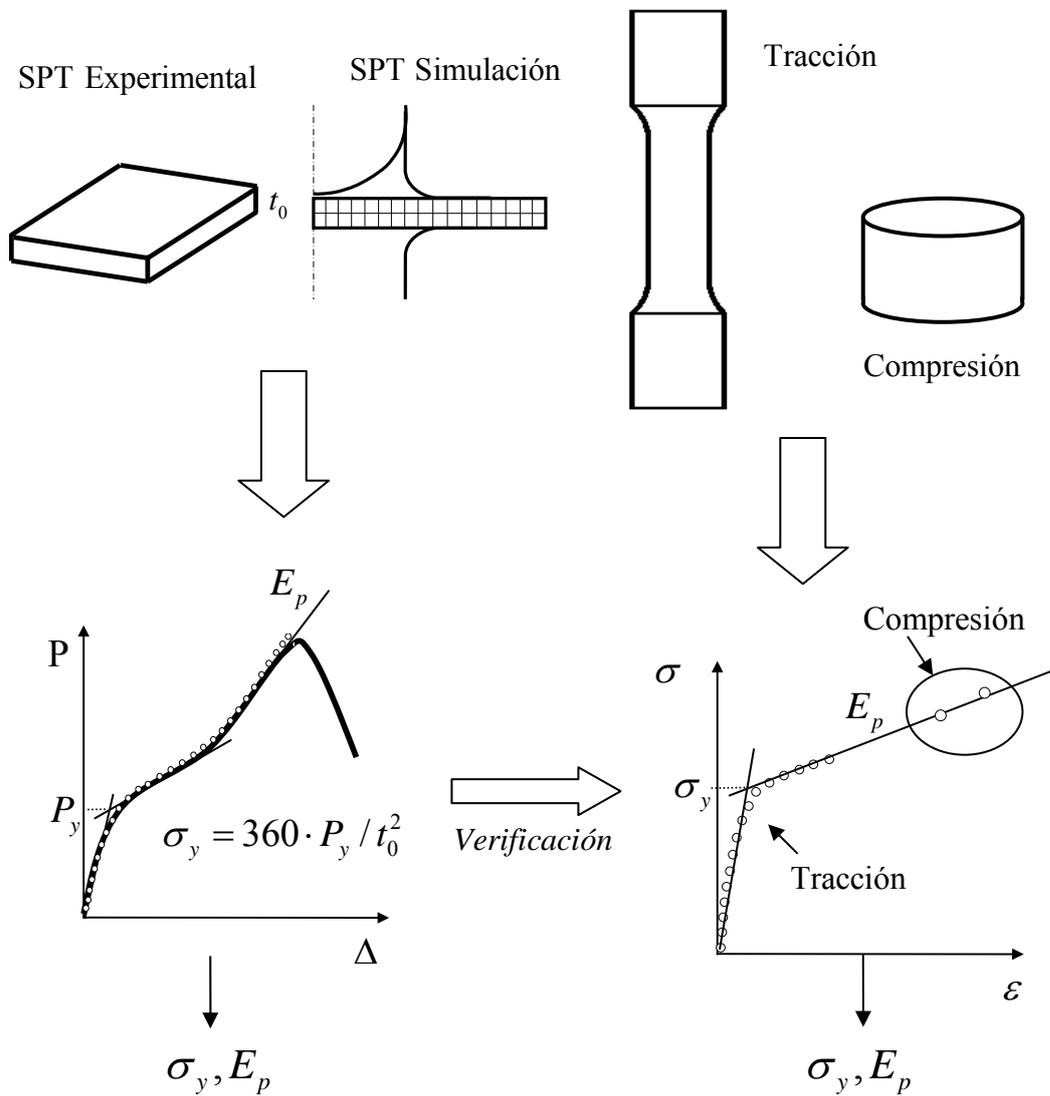


Figura 4.4 Esquema para la estimación de parámetros elasto-plásticos.

4.4 Método 1: CTOD en probetas P-SPT

El primer método propuesto para la estimación de parámetros de fractura está basado en la medición de la abertura de la punta de entalla o CTOD en las probetas P-SPT en el instante en el que se produce el inicio de la propagación de fisura. Este valor es difícil de cuantificar a partir de la curva macroscópica carga-desplazamiento y para ello se han llevado a cabo una campaña de ensayos interrumpidos sobre diferentes probetas SPT entalladas con el objetivo de detectar el inicio de la propagación.

La punta de entalla se analizará en cada una de las probetas mediante microscopía electrónica de barrido para identificar si la propagación de fisura ha tenido lugar. En cada una de las micrografías se medirá la abertura de la punta de entalla en la zona inferior de la probeta, correspondiente al radio mayor.

En la Figura 4.5, se presenta un esquema del método utilizado para la medición del CTOD, que coincidirá con el diámetro de una circunferencia que ajusta con la forma de la punta de entalla [39]. A partir del valor obtenido se podrán aplicar las expresiones (2.14) y (2.15) disponibles en la bibliografía que relacionan el CTOD con la tenacidad a fractura, permitiendo analizar la variación de tenacidad en función de la longitud de entalla y de si la propagación de fisura ha comenzado.

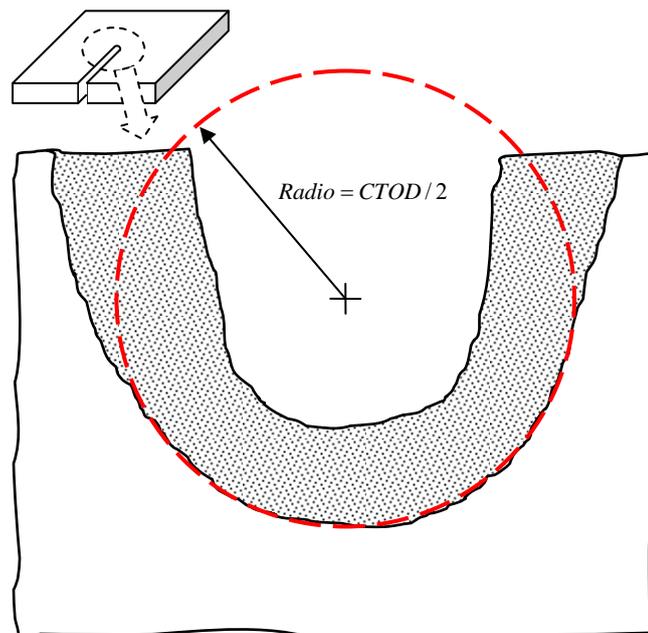


Figura 4.5 Esquema para la medición del CTOD sobre la probeta P-SPT ensayada.

4.5 Método 2: La tasa de liberación de energía

En 1956 Irwin [132], propuso un acercamiento a la fractura a partir del modelo de Griffith [85], con la diferencia de que éste nuevo método permitía resolver problemas ingenieriles de forma más sencilla, definiendo la tasa de liberación de energía como $G = -\partial U / \partial A$, que representa la energía utilizada ∂U para producir un incremento del área fisurada ∂A .

Para aplicar el método de la tasa de liberación de energía se emplearán las curvas carga-desplazamiento P-SPT experimentales y simuladas de probetas con distintas longitudes de entalla. El esquema de la metodología se puede consultar en la Figura 4.6. Se calculará el área encerrada entre dos curvas con distinta longitud de entalla, con el fin de obtener la energía necesaria para producir el avance de entalla correspondiente a la diferencia de longitudes y estimar con ello el valor de G . Conociendo el instante de inicio de propagación (en el entorno de carga máxima) se puede estimar el valor de la energía necesaria para producir la rotura que será tomado como valor de tenacidad del material.

Desde un punto de vista ingenieril se puede asumir que el inicio de la propagación se produce en carga máxima. Sin embargo, para analizar la sensibilidad de este punto de inicio en el valor de tenacidad estimado se han estudiado valores de la energía de rotura al 90, 95 y 100% de la carga máxima.

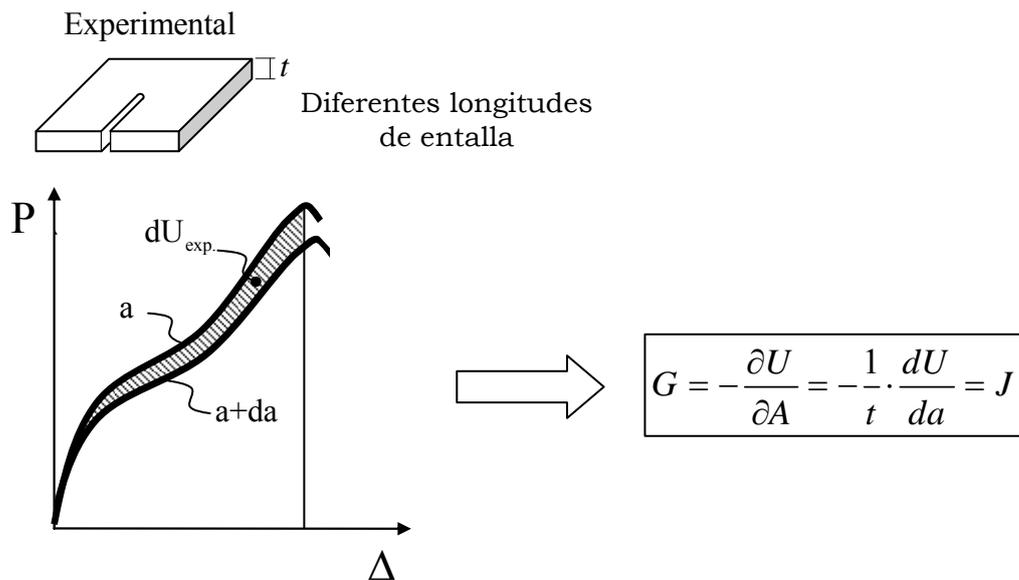


Figura 4.6 Esquema del método 2 para la estimación de parámetros de fractura.

4.6 Método 3: Cálculo numérico directo con probetas P-SPT

La estimación de los parámetros de fractura puede realizarse también de manera directa ya que, algunos de ellos como K y J , son directamente calculados por los programas de elementos finitos convencionales. El software de simulación utilizado en esta tarea ha sido ABAQUS, que aplica el método de la extensión virtual de fisura para el cálculo de la integral de dominio a partir de varios caminos de integración [136, 137].

Se realizarán simulaciones con modelos 3D simétricos de probeta P-SPT con distintas longitudes de entalla, donde los caminos de integración se dispondrán concéntricos a la punta de entalla. Los resultados obtenidos en la simulación permiten representar una curva, para cada camino, que define el valor de la integral J en función del desplazamiento del punzón Δ .

Teniendo en cuenta que el inicio de propagación se va a producir en el entorno de carga máxima y que se dispone de curvas experimentales que permiten conocer el valor del desplazamiento del punzón para dicho valor de carga Δ_{crit} , será posible establecer un valor de tenacidad crítico J_{crit} para el inicio de propagación en la curva simulada tenacidad-desplazamiento del punzón. La metodología propuesta se encuentra esquematizada en la Figura 4.7.

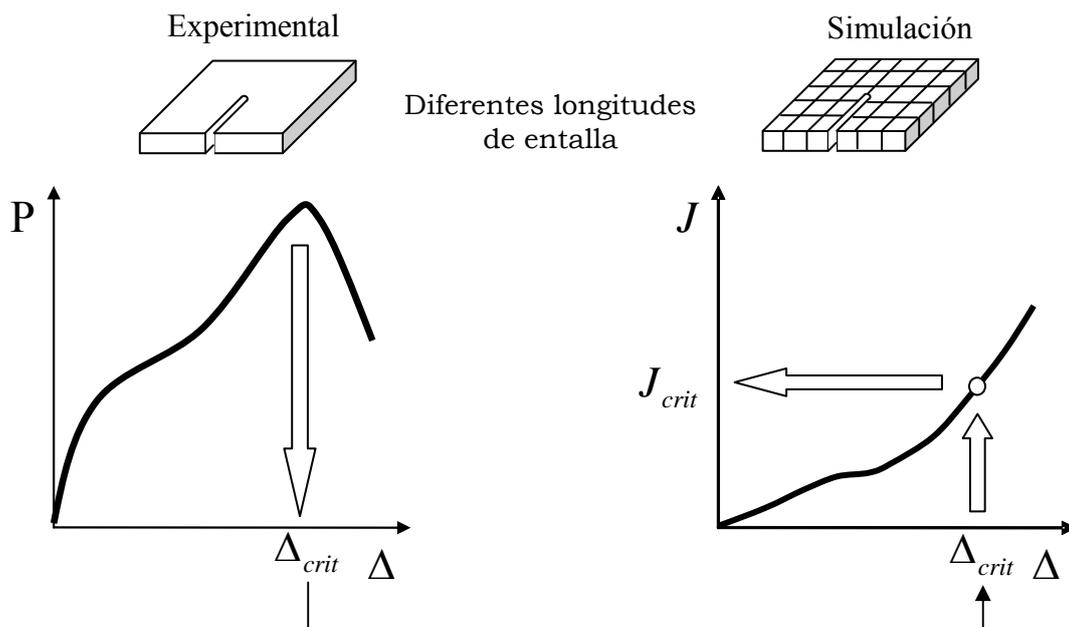


Figura 4.7 Esquema del método 3 para la estimación de parámetros de fractura.

4.7 Método 4: Cálculo numérico indirecto con probetas CT

Para la estimación de la tenacidad a fractura del material se ha desarrollado una metodología indirecta basada en la aplicación del modelo de daño de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) para la simulación de las probetas P-SPT, y su extrapolación a la simulación de una probeta compacta CT. El esquema metodológico seguido puede consultarse en la Figura 4.8.

Se han utilizado las propiedades elásticas y plásticas del material obtenidas a partir de los datos experimentales de la curva tensión-deformación. Sin embargo, estos parámetros elastoplásticos son insuficientes para reproducir correctamente el ensayo SPT hasta la rotura debido a que durante el ensayo se genera daño en el material previo a su rotura, por lo cual es necesaria la utilización de un modelo de daño para poder simular este fenómeno. El modelo de daño utilizado ha sido el modelo de GTN dado que es uno de los más versátiles a la hora de reproducir los micromecanismos de fractura dúctil.

Son varios los estudios que revelan la influencia del tamaño de malla en los resultados obtenidos utilizando el modelo GTN. En consecuencia, los parámetros de daño deben ir acompañados del tamaño de malla utilizado. A pesar de que la geometría presenta un plano de simetría, el mallado de la probeta se ha efectuado sobre la probeta completa y utilizando un mallado no estructurado (con elementos irregulares de tamaño ligeramente diferente en el entorno de la fisura). El objetivo ha sido romper ligeramente la simetría, e introducir ciertas diferencias numéricas que desencadenen el proceso de rotura de forma no simétrica, tal y como se observa en los resultados experimentales.

Para la estimación de los parámetros de daño, se ha desarrollado una metodología de ajuste numérico experimental que puede ser consultada en detalle en el apartado siguiente. De forma resumida el método consiste en que partiendo de unos parámetros de nucleación se determina la evolución de la porosidad en todos los puntos de la probeta, y se estiman los parámetros de coalescencia para conseguir que la probeta rompa en el instante deseado obtenido experimentalmente (90-100% P_{\max}). La determinación de los parámetros de material a partir de la curva carga-desplazamiento va a ser posible debido a que estos empiezan a tener influencia en diferentes regiones de la curva.

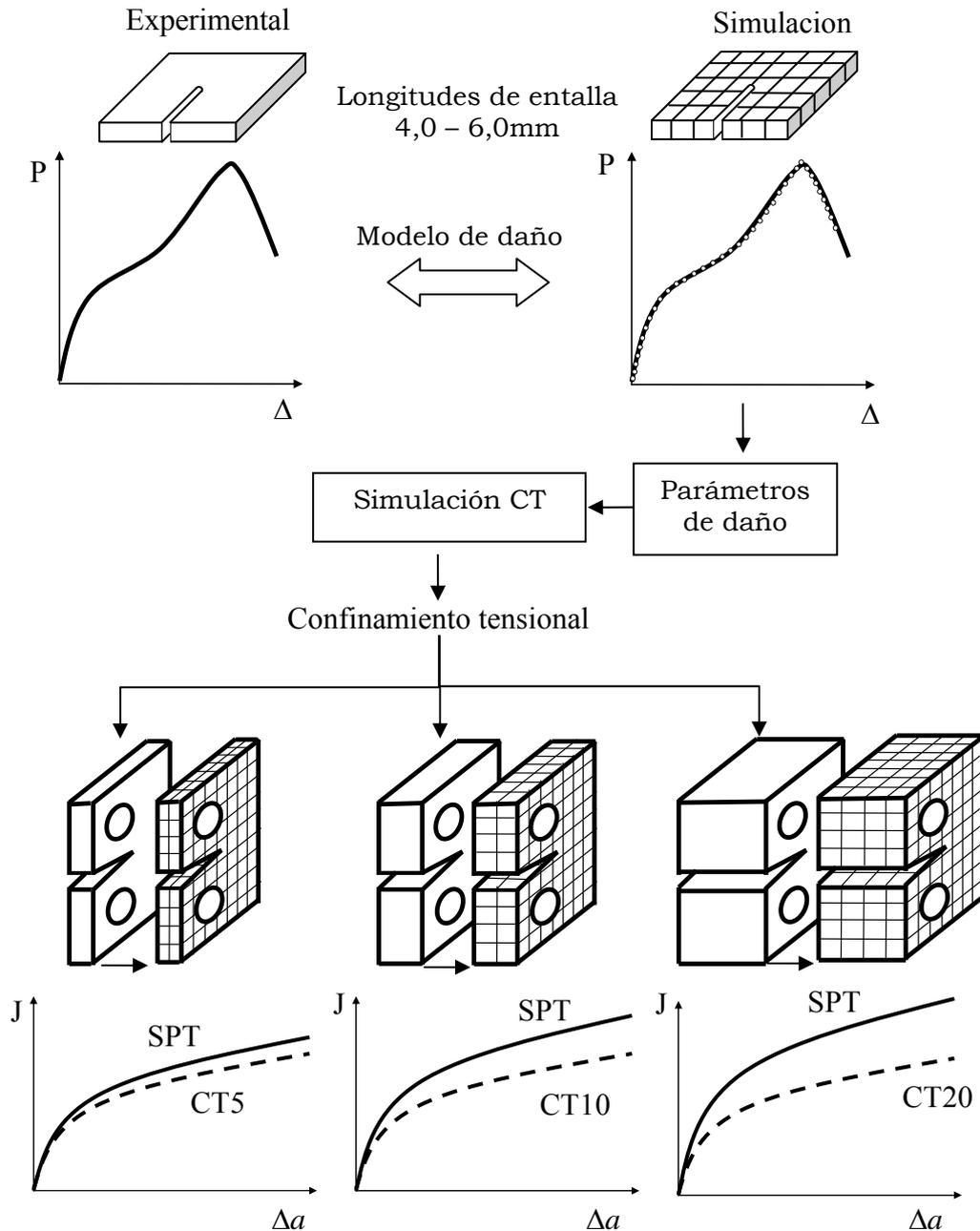


Figura 4.8 Esquema del método 4 para la estimación de parámetros de fractura.

Un hecho relevante de la metodología desarrollada es que los parámetros obtenidos permiten simular correctamente el proceso de deformación hasta rotura de las diferentes geometrías fisuradas. Todas ellas presentan situaciones tensionales similares, en cuanto al confinamiento de la fisura, porque lo que se puede concluir que la metodología permite simular las situaciones de bajo confinamiento tensional (triaxialidad baja) que son las que se producen en esta geometría SPT.

Finalmente se han utilizado los parámetros de daño obtenidos para las probetas P-SPT para la simulación de la probeta compacta CT. Se ha utilizado el mismo tamaño de malla en la zona de proceso (0.025 mm). Mediante la simulación de la curva carga desplazamiento y el número de elementos rotos en cada paso de cálculo se obtiene la curva $J - \Delta a$ simulada.

4.7.1 Identificación de parámetros del modelo de daño

Tal y como se ha comentado anteriormente, en la presente Tesis se ha empleado el modelo de daño de GTN para reproducir el fallo dúctil. El software utilizado para las simulaciones numéricas de las probetas P-SPT y CT ha sido ABAQUS. Los parámetros del modelo de daño de GTN se suelen clasificar en tres grupos: los parámetros de daño constitutivos (q_1 , q_2 y q_3), los de nucleación (f_0 , ε_n , s_n y f_n) y los de coalescencia (f_c y f_F), pudiéndose consultar el significado físico atribuido a cada uno de ellos en el Capítulo 2.

Los parámetros constitutivos fueron cuantificados por Tvergaard [113] en base a datos empíricos, quedando establecidos de manera bastante aceptada por la comunidad científica por los siguientes valores: $q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$ y $q_3 = q_1^2$.

Los parámetros de nucleación, reflejan la forma en la que el daño evoluciona hasta el instante en el que se produce la coalescencia. El valor de f_0 , indica la porosidad inicial del material, que se puede estimar a partir de la ecuación propuesta por Franklin [122], como una función que depende de la cantidad de S% y de Mn%. En el caso del acero 15-5 PH, el valor de esta porosidad inicial es $f_0 \approx 0$.

El parámetro ε_n representa la deformación media a la que comienza la nucleación. El parámetro s_n indica la desviación estándar de dicha deformación. Por último, f_n será un parámetro ajustable que reflejará el nivel de porosidad generado una vez se alcance el valor de ε_n . Se ha tomado $\varepsilon_n = 0.1$ y $s_n = 0.01$ de acuerdo a varios estudios realizados sobre materiales con características similares al utilizado en ésta Tesis [138].

En cualquier caso, las deformaciones alcanzadas en la probeta SPT y CT, en su zona de proceso, son mucho mayores y en consecuencia no hay grandes diferencias entre este valor de deformación de nucleación y la suposición de una nucleación instantánea en los instantes iniciales de carga de las probetas. De hecho varios autores consideran un modelo de nucleación basado en f_0 (instantáneo) sin considerar nucleación en una determinada deformación [99].

Los parámetros de coalescencia, determinan el comportamiento del material una vez se supera un valor crítico f_c , a partir del cuál se produce un incremento exponencial de la porosidad, hasta llegar a una porosidad final f_F , instante en el que se produce la rotura. El valor de f_F , se puede obtener mediante la expresión $f_F = 0.15 + 2f_0$ propuesta por Zhang [99], resultando $f_F = 0.15$, mientras que el valor de f_c va a ser un parámetro ajustable dependiente de f_n .

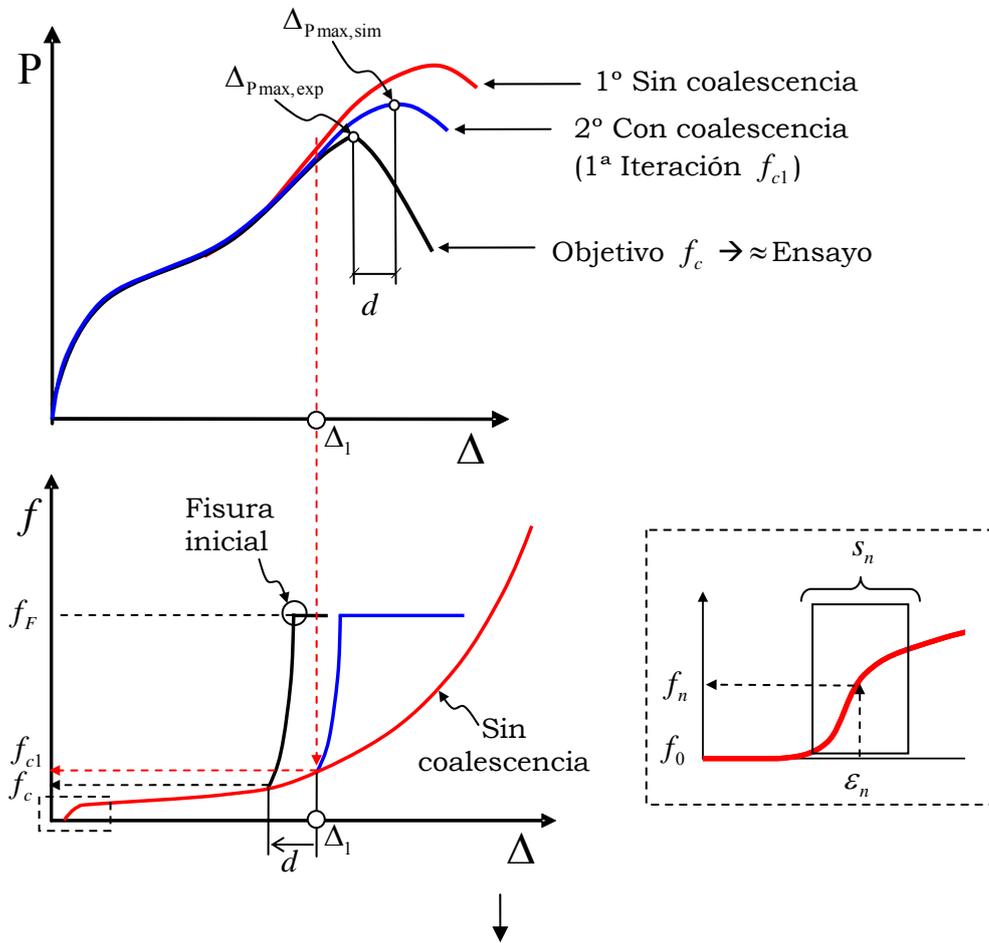
El procedimiento seguido en esta Tesis para ajustar los parámetros de daño consiste en la obtención del parámetro f_c , a partir de haber fijado el valor de f_n , de tal forma que la curva P-SPT simulada se ajuste a la experimental (rotura en el mismo instante de carga y desplazamiento). La Figura 4.9 presenta un esquema de la metodología propuesta a continuación para determinar los parámetros de daño.

- 1) El primer paso consiste en la realización de una simulación de la probeta SPT entallada, utilizando los parámetros de daño constitutivos y de nucleación, sin incluir los de coalescencia (simulación del comportamiento del material si no existiera coalescencia).
- 2) Se obtiene el desplazamiento del punzón correspondiente al 90% de carga máxima de la curva experimental ($\Delta_1 = 0.9 \cdot \Delta_{P_{\max, \exp}}$). Este valor es el que se supone como desplazamiento en el que se inicia la rotura de la probeta, y ha sido contrastado con ensayos P-SPT interrumpidos.
- 3) Con dicho valor de desplazamiento (Δ_1) se obtendrá de la simulación numérica el nivel de porosidad crítico de la primera iteración (f_{c1}). Para ello se utilizará el gráfico de la evolución de porosidad f frente al desplazamiento del punzón Δ , correspondiente al nodo con mayor nivel

de porosidad (punto en el que se producirá el inicio de la propagación). En ésta primera iteración se tomará el valor de desplazamiento del punzón para carga máxima del modelo simulado $\Delta_{P_{max,sim}}$ y se le restará el punto equivalente de la curva experimental $\Delta_{P_{max,exp}}$, obteniéndose el valor $d = \Delta_{P_{max,sim}} - \Delta_{P_{max,exp}}$ representado en la Figura 4.9.

Parámetros fijos \rightarrow $q_1 = 1.5, q_2 = 1, q_3 = q_1^2, f_0 = 0, \varepsilon_N = 0.1, S_N = 0.01$ y $f_F = 0.15$

Parámetros ajustables \rightarrow f_N y f_C



Rango de validez del procedimiento para la obtención de parámetros del modelo de daño de GTN a partir de la simulación de otras longitudes de entalla.

Figura 4.9 Procedimiento para la obtención de los parámetros de daño

- 4) Dicho valor será restado al Δ_1 , para posteriormente, de nuevo con ayuda de la gráfica $f - \Delta$ estimar un nuevo valor de f_c . Finalmente se realiza una nueva simulación con el mismo valor de f_n y con el valor f_c corregido que ajustará de forma mucho más precisa la curva carga-desplazamiento experimental.

En resumen, este método asume que el material rompe para un valor de daño fijo $f_F = 0.15$, y que para un valor determinado de f_n puede encontrarse, mediante un proceso de simulación iterativo, un valor de f_c que reproduce la curva $P - \Delta$ hasta rotura.

4.8 Modelado numérico de probetas

En este apartado se recogen los distintos modelos numéricos desarrollados, desde modelos axisimétricos de probetas SPT sin entalla hasta modelos 3D de probetas SPT entalladas y probetas CT. De nuevo, el software utilizado para el desarrollo de los modelos numéricos ha sido ABAQUS [139].

Para todos los casos del SPT, el punzón y las matrices han sido considerados como elementos rígidos, dado que sus deformaciones son prácticamente despreciables en relación con las que tienen lugar en la probeta miniatura. Se ha tomado un valor del coeficiente de fricción $\mu = 0.18$, típico para todos los pares de contacto entre acero y acero. La probeta se ha considerado como un cuerpo deformable elasto-plástico y ha sido modelada con elementos de tamaño 0.025 mm en las zonas donde se produce el fallo de la misma.

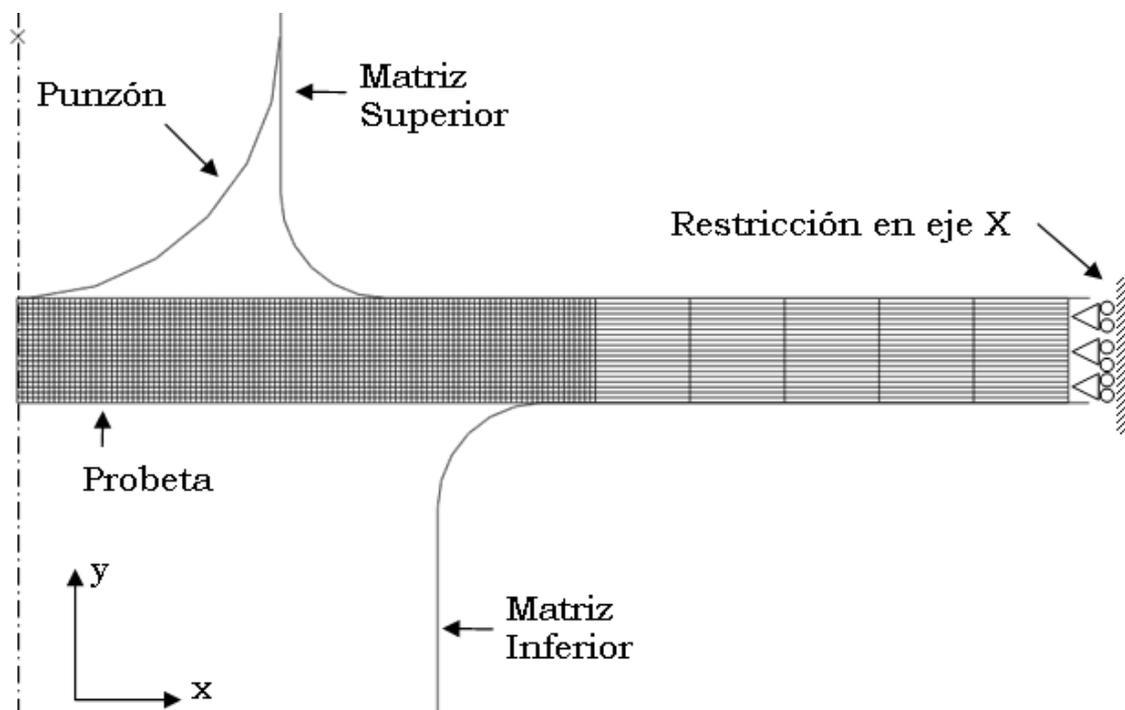
Como es bien sabido, los resultados de las simulaciones numéricas en las que se implementan modelos de daño dependen fuertemente del tamaño de elemento utilizado [140]. Es por ello, que este mismo tamaño de elemento ha sido utilizado para la simulación de las probetas CT en la zona de propagación de fisura. La Tabla 4.1 muestra los distintos modelos numéricos desarrollados para cada una de las probetas.

Tabla 4.1 Modelos numéricos desarrollados en la presente Tesis.

	SPT sin entalla	SPT con entalla (P-SPT)		Probeta CT
Tipo de Modelo	2D Axisimétrico	3D Simétrico	3D Completo	3D Completo
Empleado en:	Cálculo parámetros elasto-plásticos	Cálculo energía y J	Cálculo J y parámetros de daño GTN	Cálculo indirecto de J
Tipo de Mallado	Estructurado	Estructurado	Desestructurado	Estructurado y desestructurado
Tamaño de malla (zona de fisura)	0.025 mm	0.025 mm	0.025 mm	0.025 mm

4.8.1 Probeta SPT sin entalla

Este modelo será el utilizado en la primera etapa de la metodología desarrollada. El modelado axisimétrico de la probeta SPT convencional permite generar un gran número de iteraciones en un corto período de tiempo. En la Figura 4.10 se pueden observar los detalles de mallado y condiciones de contorno del modelo.

**Figura 4.10** Modelo axisimétrico de probeta SPT sin entalla.

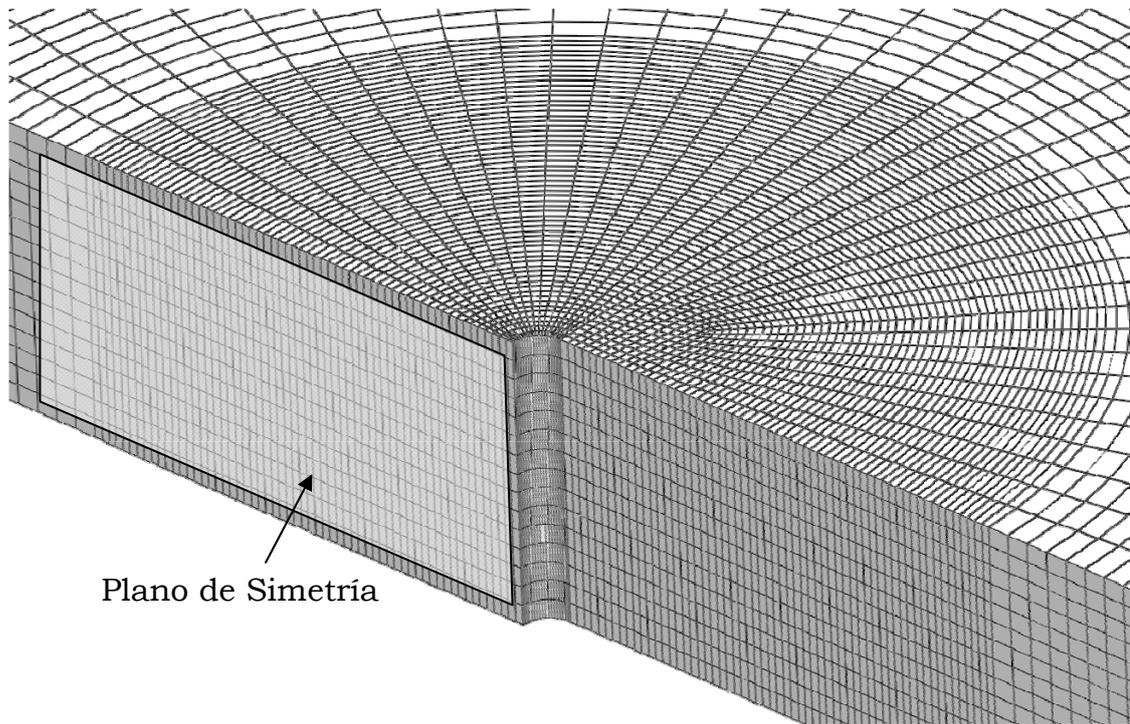


Figura 4.11 Modelo 3D simétrico de probeta P-SPT.

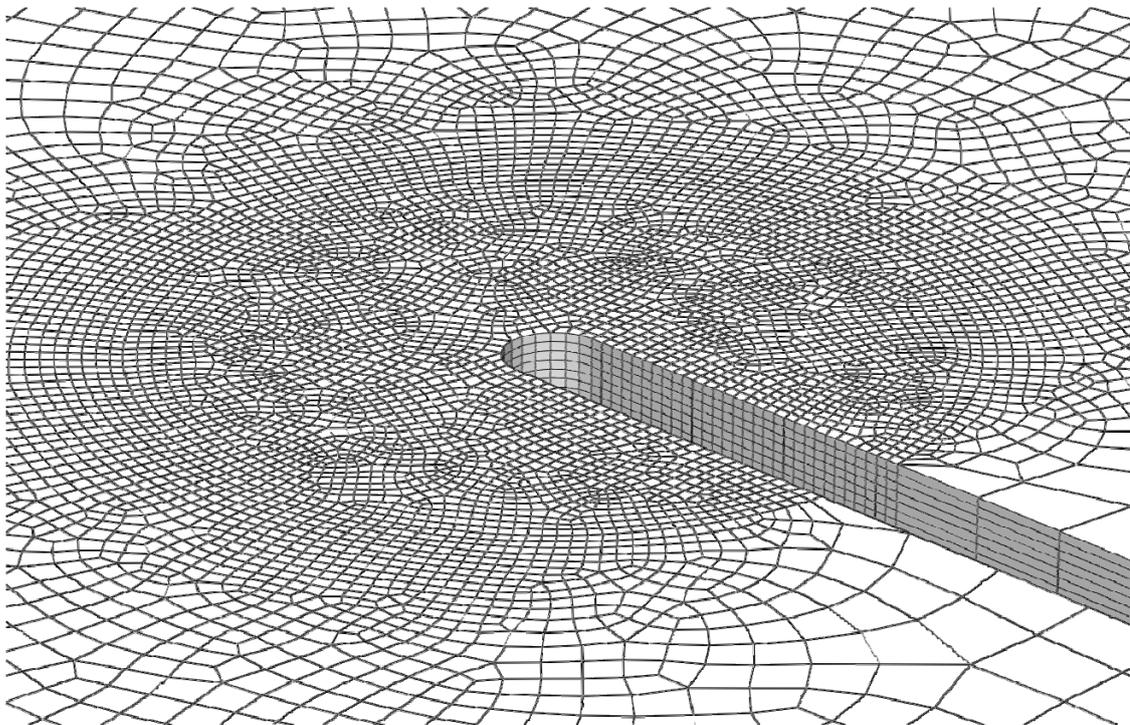


Figura 4.12 Modelo 3D completo desestructurado de probeta P-SPT.

4.8.2 Probeta P-SPT

Para el modelizado de las probetas SPT entalladas, se han desarrollado dos modelos diferentes. Por un lado, un modelo 3D simétrico estructurado (Figura 4.11) que se utilizará para el cálculo de la tasa de liberación de energía y de la integral J . En general, la evaluación de J requiere de un mallado radial entorno a la entalla para su evaluación en diferentes contornos de integración.

Por otro lado, se ha generado un modelo 3D completo desestructurado (Figura 4.12) que será utilizado en la identificación de los parámetros del modelo de daño de GTN, donde la utilización de un mallado estructurado condicionaría el camino de avance de fisura. De esta forma, el mallado 3D desestructurado permitirá una libre propagación.

4.8.3 Probeta CT

Para el modelizado de la probeta CT se ha generado una probeta 3D completa como la mostrada en la Figura 4.13. Con el fin de evitar la generación de un modelo con un número muy elevado de elementos se han introducido transiciones de malla, concentrando el mallado en la zona prevista de fallo de la probeta.

La punta de fisura se ha modelizado con el mismo radio del fondo de entalla y tamaño de elemento que el utilizado en las probetas P-SPT, con el objetivo de reproducir el mismo escenario, ya que está comprobado que son aspectos muy influyentes en este tipo de simulaciones numéricas [140].

La forma en la que se aplica la carga en las probetas CT hace que la propagación de fisura siga una trayectoria perpendicular a la línea de carga, por lo que sería posible modelar la zona en la que se producirá el fallo con un mallado estructurado (Figura 4.14a). Por el contrario, si no se desea condicionar la propagación de la fisura es posible hacer uso de un mallado desestructurado (Figura 4.14b). En concreto se utilizarán ambos mallados con el objetivo de analizar la dispersión de los resultados en función del mallado empleado.

La diferencia en la simulación de la utilización de un modelo completo frente al modelo simétrico ha sido analizado por varios autores como Lydia Devillers-Guerville [124], donde la utilización de un modelo simétrico no representa de forma fiel el comportamiento real una vez se produce el fallo del primer elemento.

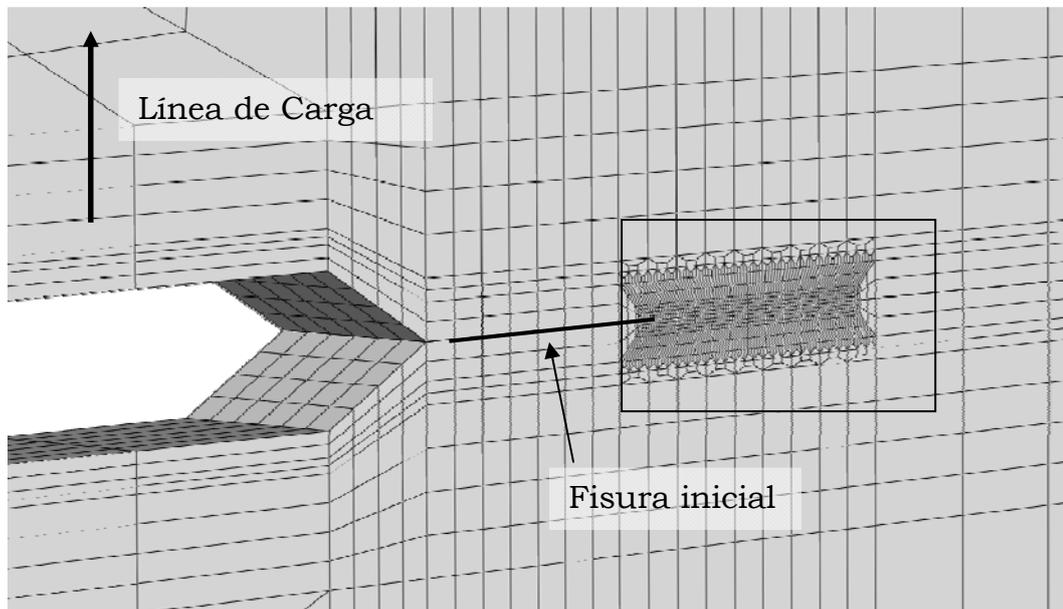


Figura 4.13 Modelo 3D completo de probeta CT.

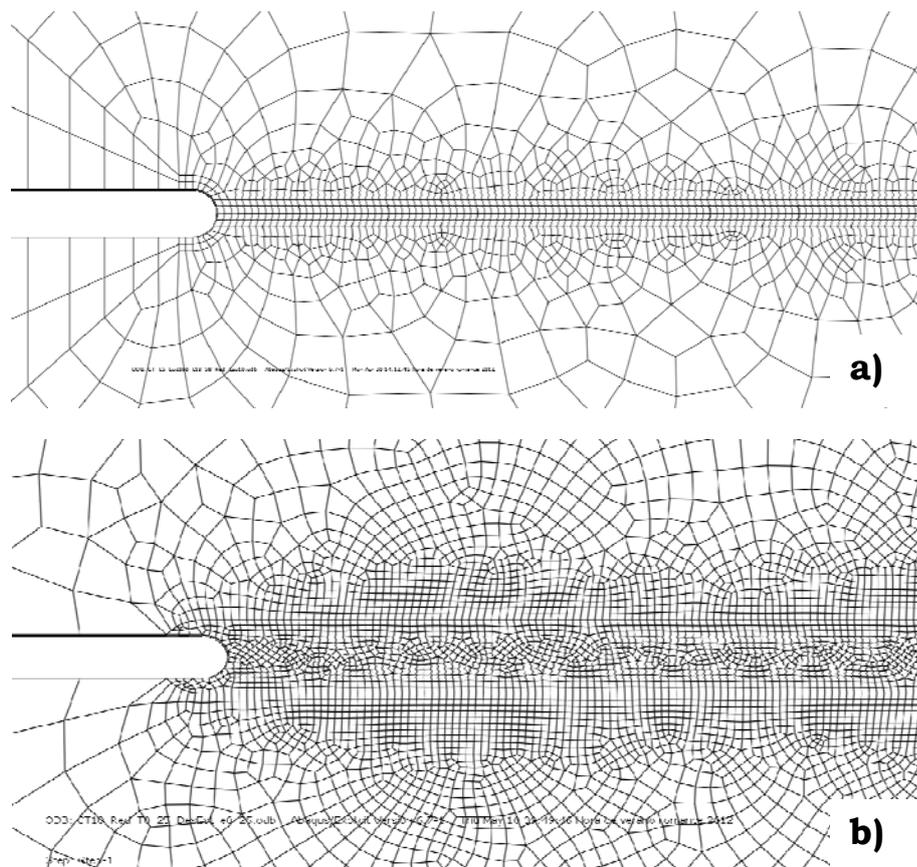


Figura 4.14 Tipo de mallado en la zona de fallo de la probeta CT: (a) estructurado y (b) desestructurado.

CAPÍTULO 5

PROGRAMA Y RESULTADOS EXPERIMENTALES

5.1 Introducción

Tal y como se ha comentado en capítulos anteriores, uno de los objetivos fundamentales de esta Tesis consiste analizar la viabilidad del ensayo miniatura de punzonado, sobre probetas entalladas, para estimar las propiedades a fractura del material. Para ello, en este capítulo se presenta el programa experimental diseñado para alcanzar los objetivos planteados y apoyarles con el suficiente rigor.

Con el objetivo de conocer la evolución del daño en las probetas P-SPT, incluido el inicio de rotura y su posterior avance hasta la rotura final, se han efectuado una serie de ensayos interrumpidos a diferentes niveles de carga. Una de las claves de los ensayos interrumpidos es la posibilidad de conocer el instante de inicio de la propagación que servirá para la estimación del parámetro de fractura del material mediante los diferentes métodos considerados en la presente Tesis.

5.2 Programa experimental

Para todas las probetas SPT con y sin entalla inicial se han utilizado las dimensiones convencionales $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$, se han mecanizado 5 probetas SPT convencionales y 25 probetas P-SPT, cuyas longitudes de entalla están comprendidas entre 4 mm y 6 mm , también se han ensayado 3 probetas

miniatura divididas en dos mitades, asemejándose de esta manera a una probeta con entalla longitudinal pasante en todo el espesor.

Una vez mecanizadas las entallas en las probetas miniatura, se ha procedido a la medición de las mismas. En concreto, se han recogido la longitud de fisura (L_f), el ancho de la entalla (ϕ_e) y cinco medidas del espesor (t_1 , t_2 , t_3 , t_4 y t_5) a partir de las cuales se ha calculado el espesor promedio (t_m). En la Figura 5.1 se muestran las posiciones utilizadas para tomar las medidas.

Las medidas de los espesores se han tomado con un micrómetro Mitutoyo de contactos esféricos. Las longitudes de fisura (L_f) y la entalla mecanizada (ϕ_e) se han medido con un microscopio óptico a 40 aumentos con escala numerada en milímetros. Los valores obtenidos para todas las probetas aparecen recogidos en la Tabla 5.1.

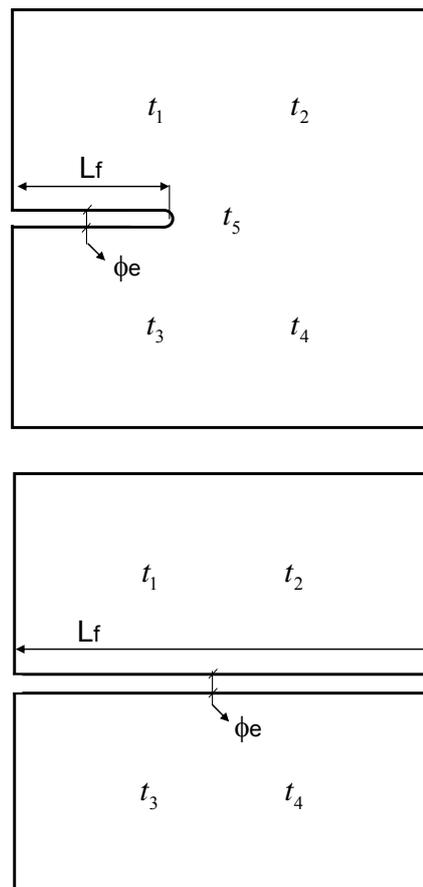


Figura 5.1 Detalle de la posición en la toma de medidas del espesor, longitud y ancho de la entalla.

Tabla 5.1 Valores de los parámetros medidos en las probetas SPT.

		Probeta SPT	t_1 (mm)	t_2 (mm)	t_3 (mm)	t_4 (mm)	t_5 (mm)	t_m (mm)	L_f (mm)	ϕ_e (mm)
Longitud de Entalla (mm)	0.0	01	0.461	0.473	0.455	0.461	0.470	0.464	-	-
		02	0.454	0.454	0.446	0.443	0.455	0.450	-	-
		03	0.465	0.451	0.471	0.469	0.467	0.465	-	-
		04	0.461	0.451	0.458	0.453	0.458	0.456	-	-
		05	0.456	0.456	0.460	0.463	0.462	0.459	-	-
	4.0	06	0.459	0.462	0.459	0.460	0.467	0.461	4.08	0.16
		07	0.494	0.500	0.479	0.481	0.494	0.490	4.04	0.21
		08	0.465	0.472	0.461	0.468	0.470	0.467	4.16	0.21
		09	0.462	0.467	0.462	0.465	0.467	0.465	4.10	0.15
		10	0.488	0.487	0.490	0.491	0.491	0.489	4.08	0.21
	4.5	11	0.436	0.410	0.447	0.408	0.419	0.424	4.60	0.20
		12	0.488	0.493	0.492	0.490	0.494	0.491	4.56	0.15
		13	0.472	0.466	0.464	0.471	0.471	0.469	4.58	0.15
		14	0.487	0.487	0.491	0.490	0.491	0.489	4.64	0.22
		15	0.498	0.500	0.499	0.496	0.500	0.499	4.62	0.21
	5.0	16	0.478	0.478	0.479	0.477	0.479	0.478	5.14	0.22
		17	0.451	0.429	0.452	0.441	0.443	0.443	5.08	0.14
		18	0.499	0.498	0.505	0.509	0.501	0.502	5.12	0.15
		19	0.464	0.466	0.464	0.466	0.462	0.464	5.10	0.15
		20	0.475	0.476	0.476	0.474	0.477	0.476	5.10	0.21
	5.5	21	0.473	0.480	0.475	0.477	0.480	0.477	5.64	0.21
		22	0.487	0.485	0.484	0.486	0.488	0.486	5.58	0.15
		23	0.461	0.464	0.465	0.463	0.463	0.463	5.36	0.15
		24	0.487	0.486	0.489	0.488	0.483	0.487	5.56	0.15
		25	0.477	0.479	0.478	0.480	0.476	0.478	5.60	0.16
	6.0	26	0.479	0.477	0.477	0.469	0.478	0.476	6.16	0.15
		27	0.471	0.472	0.474	0.471	0.472	0.472	6.12	0.15
		28	0.484	0.480	0.480	0.478	0.482	0.481	6.14	0.23
		29	0.489	0.486	0.483	0.488	0.488	0.487	6.17	0.22
		30	0.474	0.463	0.472	0.460	0.470	0.468	6.10	0.15
	Pasante	31	0.453	0.454	0.456	0.457	-	0.455	10.00	+0.40
		32	0.453	0.457	0.450	0.449	-	0.452	10.00	0.00
		33	0.462	0.453	0.459	0.451	-	0.456	10.00	0.40

5.3 Comportamiento de las probetas SPT entalladas

Una vez definidas y mecanizadas las probetas del programa experimental están ya disponibles para ser ensayadas. El comportamiento que exhibirán las probetas SPT sin entalla durante el ensayo es el típico, donde la rotura final se producirá de manera circunferencial. Sin embargo, para las probetas P-SPT con diferentes longitudes de entalla se desconoce como será su comportamiento, por lo que a continuación se ha analizado la forma de la curva carga-desplazamiento para este tipo de probetas.

En la Figura 5.2, se recogen los resultados más representativos de las curvas SPT convencionales y las correspondientes a las probetas P-SPT para diferentes longitudes de entalla desde 4 mm hasta 6 mm. Se incluye también la curva correspondiente al ensayo de dos mitades completamente separadas.

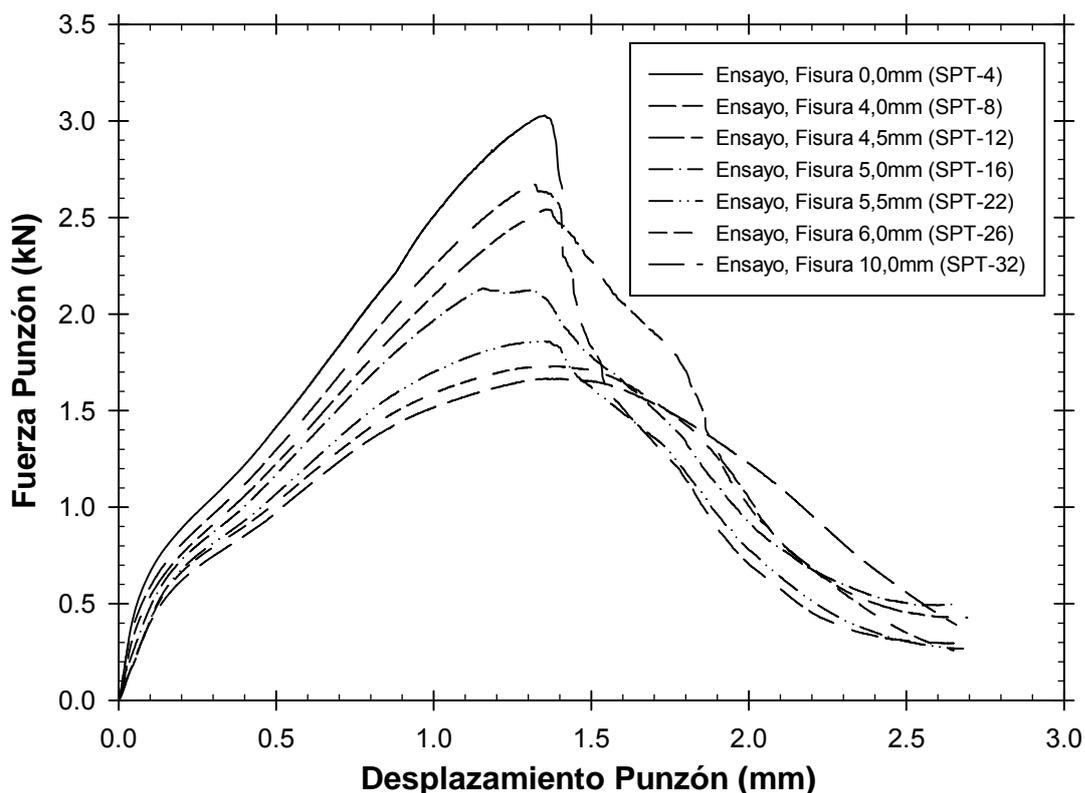


Figura 5.2 Curvas carga-desplazamiento de punzón de las probetas representativas de cada longitud de entalla.

Se puede apreciar una disminución de la pendiente en la zona localizada antes de la rotura de la probeta, a medida que se incrementa la longitud de entalla, mientras que la zona posterior a rotura se caracteriza por una pérdida más brusca de la capacidad de carga en probetas con entallas cortas y más suavizada en probetas con entallas largas debido al distinto modo de fallo que se produce en unas y otras.

El mecanismo en el que se produce la rotura para las diferentes configuraciones va a ser analizado en detalle en los párrafos siguientes. Desde la Figura 5.3 a la Figura 5.16 se muestran los resultados de los distintos ensayos SPT realizados para cada longitud de entalla, pudiéndose apreciar tanto las curvas experimentales como las fractografías de la rotura final.

En todas las figuras que corresponden a las curvas carga-desplazamiento se puede observar una buena repetibilidad en las primeras zonas de las curvas, en contraposición no se puede decir lo mismo en todos los casos de la zona correspondiente a carga máxima. Sin embargo, la dispersión de los resultados experimentales en torno al punto de carga máxima es un hecho totalmente habitual y asumido en el ensayo miniatura de punzonado.

Por último, en las zonas posteriores a la de carga máxima correspondientes a la rotura final se observa que la capacidad de carga decae bruscamente en la Figura 5.3 y Figura 5.5, mientras que en los demás este decaimiento no es tan pronunciado. Este fenómeno está estrechamente relacionado con la forma de rotura final de la probeta SPT.

Como se verá a continuación, en la Figura 5.4 y Figura 5.6 se observa claramente como el fallo se produce de manera circunferencial, hecho totalmente predecible en la probeta SPT sin entalla pero en absoluto en la probeta SPT con entalla de 4 mm. Además, la propagación de la rotura se produce muy rápidamente lo que provoca que la zona V de la curva carga-desplazamiento sea casi vertical.

En la Figura 5.8 y Figura 5.10 se aprecia de forma más o menos clara que existe propagación en la dirección de la entalla, aunque cuando el desplazamiento del punzón es muy elevado, en torno a 2 mm, la propagación se produce de manera circunferencial. Para analizar con mayor detalle este fenómeno se han llevado a cabo una serie de ensayos interrumpidos que son presentados en el próximo apartado.

Por último, en la Figura 5.14, no se observa propagación en la dirección de la entalla, sino que la punta de la entalla se enroma progresivamente hasta el punzón es capaz de atravesar por completo la probeta. Los dos lados de la entalla sufren grandes deformaciones, al igual que sucede con la probeta SPT dividida en dos mitades (Figura 5.16).

La ejecución del ensayo de ésta última probeta no resulta sencilla de cara a generar las mismas condiciones en cada ensayo, debido a que inicialmente las dos mitades de probeta están separadas y pequeñas variaciones en el ancho de separación de las dos mitades va a influir en la forma de la curva carga-desplazamiento del punzón, tal y como puede observarse en la Figura 5.15 donde la curva con mayor capacidad de carga corresponde a dos mitades en contacto mientras que la de menor capacidad de carga corresponde a dos mitades separadas aproximadamente 0.4 mm .

En consecuencia es posible afirmar que existe un rango de variación de la longitud de entalla para el cual la propagación se inicia en la dirección de la entalla. Dicho rango varía aproximadamente entre la longitud de entalla de 4.5 mm y la de 5.5 mm . Se ha observado que para valores inferiores a 4.5 mm la propagación se produce de forma circunferencial, mientras que para valores superiores a 5.5 mm no llega a percibirse propagación de forma clara, observándose enromamiento de la punta de la entalla lo que permite el paso del punzón debido a la gran deformación que sufre la probeta, asemejándose al comportamiento exhibido por la probeta dividida en dos mitades desacopladas.

Las afirmaciones anteriores se apoyan en ensayos interrumpidos realizados sobre algunas de las probetas miniatura utilizadas y su posterior análisis fractográfico, cuyos resultados se muestran en el siguiente subapartado.

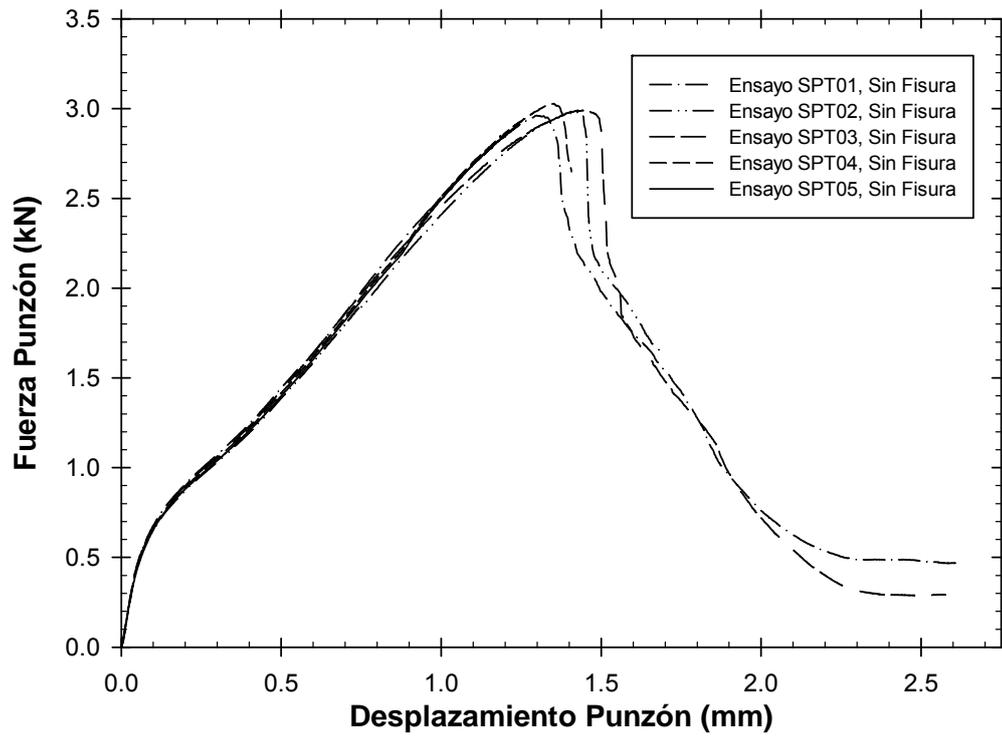


Figura 5.3 Curvas carga-desplazamiento probeta SPT sin entalla.

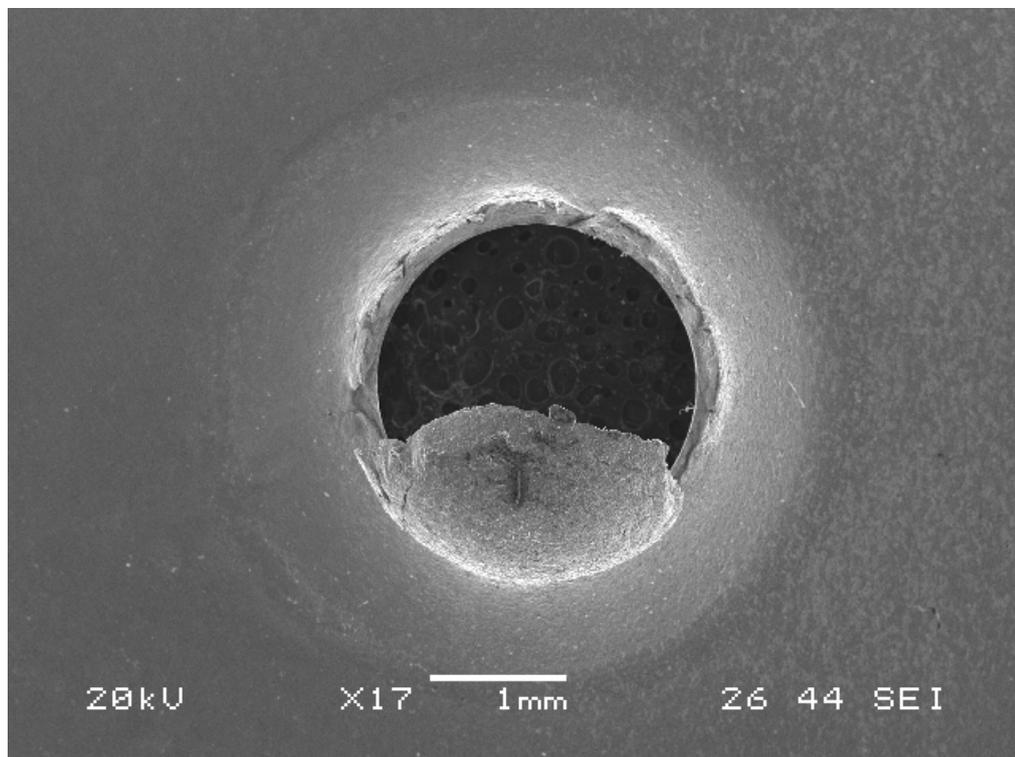


Figura 5.4 Rotura final probeta SPT sin entalla.

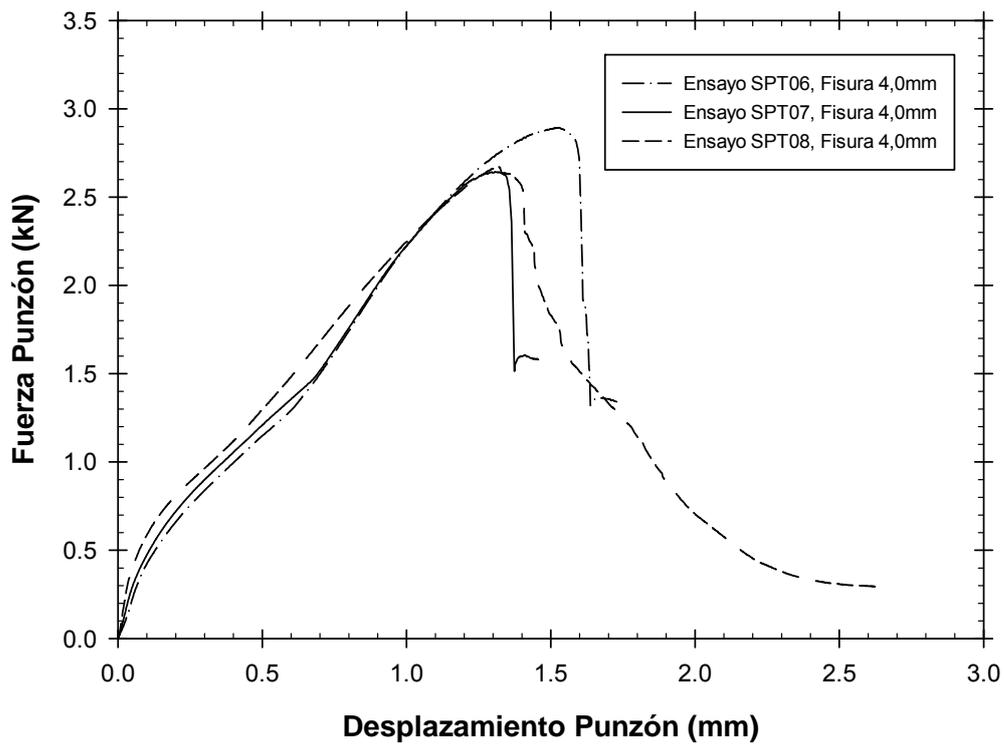


Figura 5.5 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 4 mm .

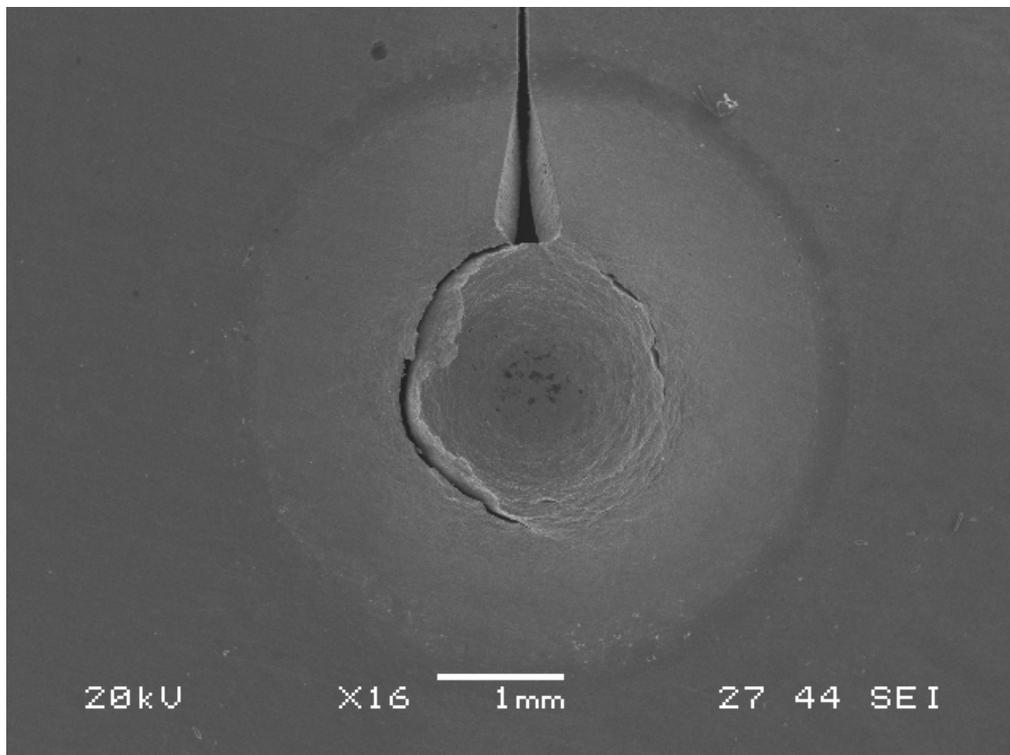


Figura 5.6 Rotura final en probeta P-SPT con entalla de 4 mm .

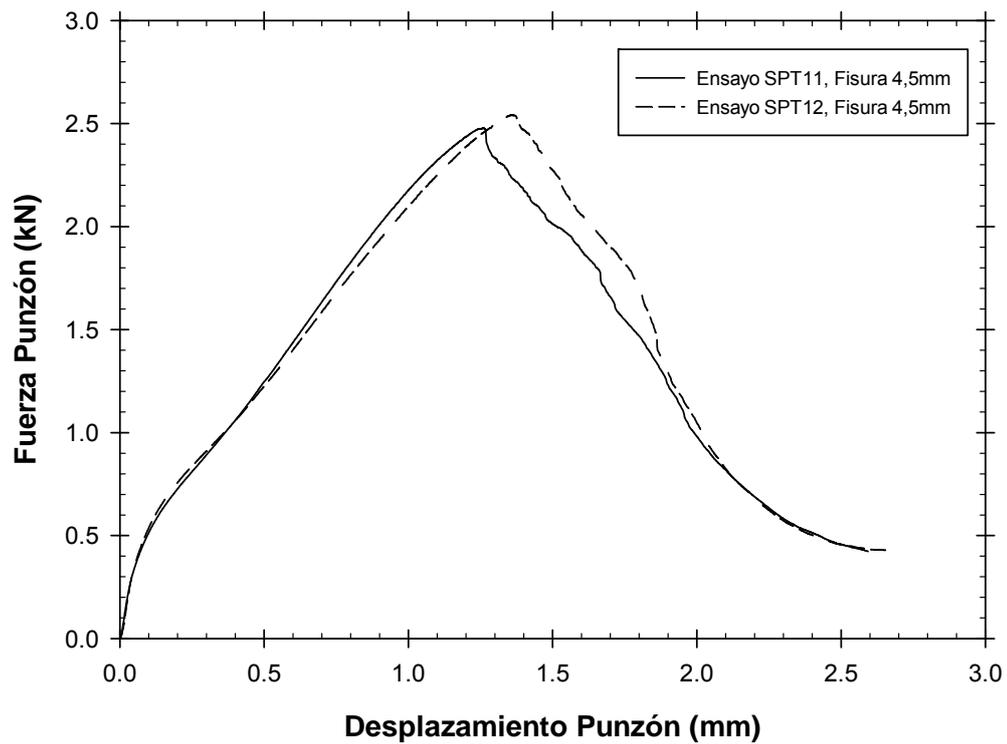


Figura 5.7 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 4.5 mm .

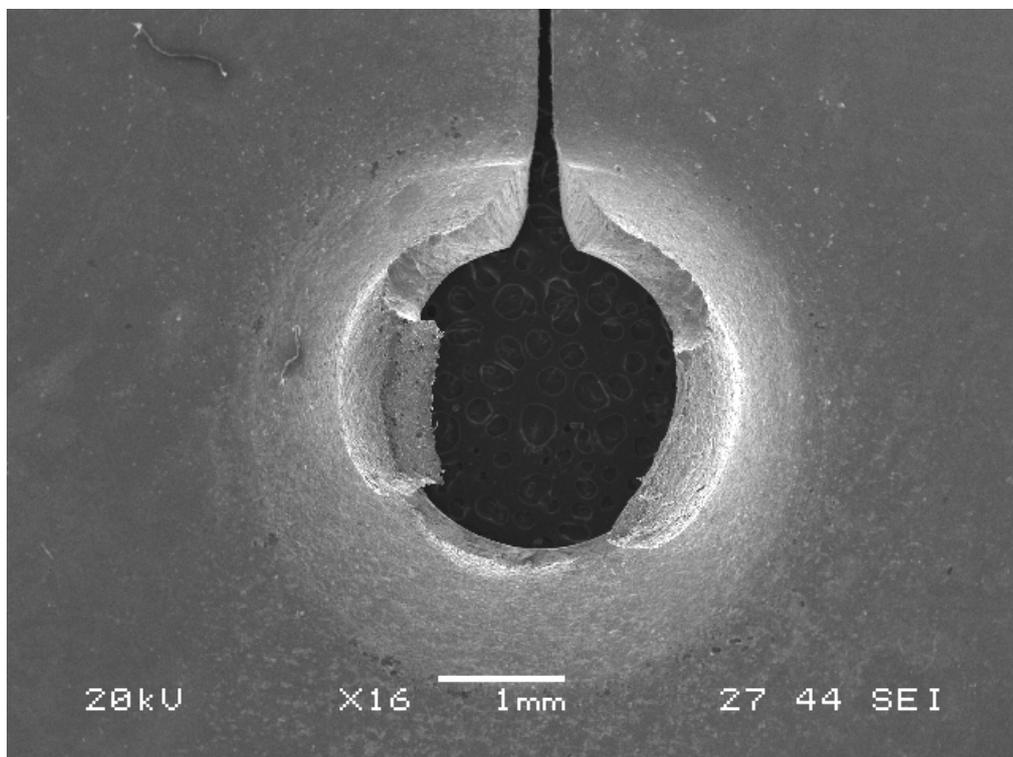


Figura 5.8 Rotura final en probeta P-SPT con entalla de 4.5 mm .

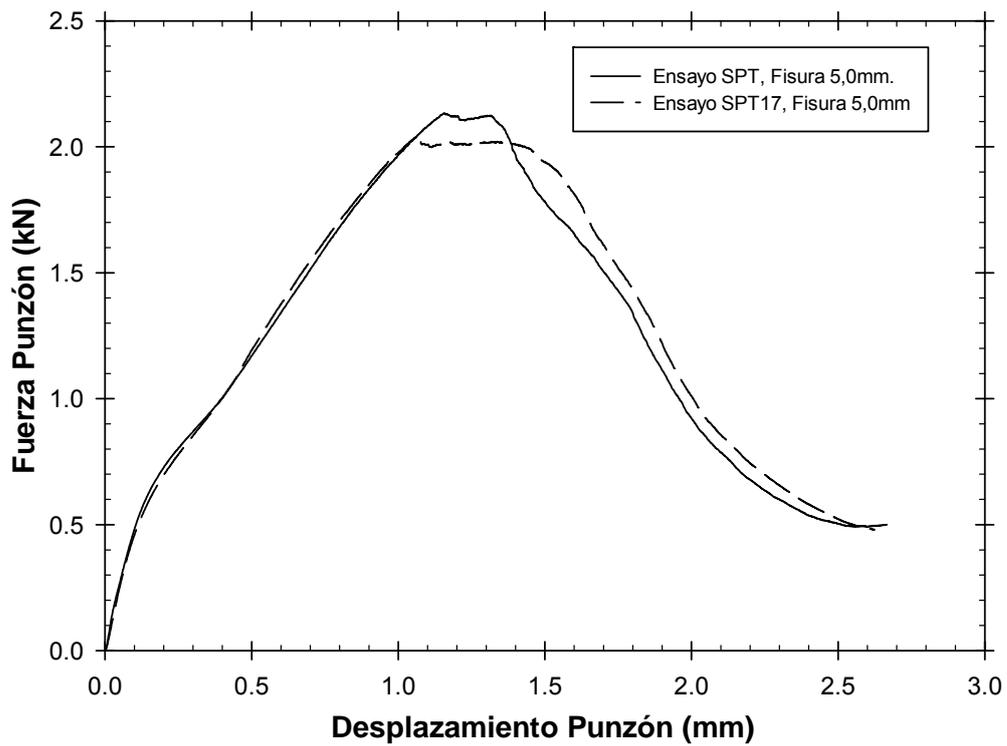


Figura 5.9 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 5 mm .

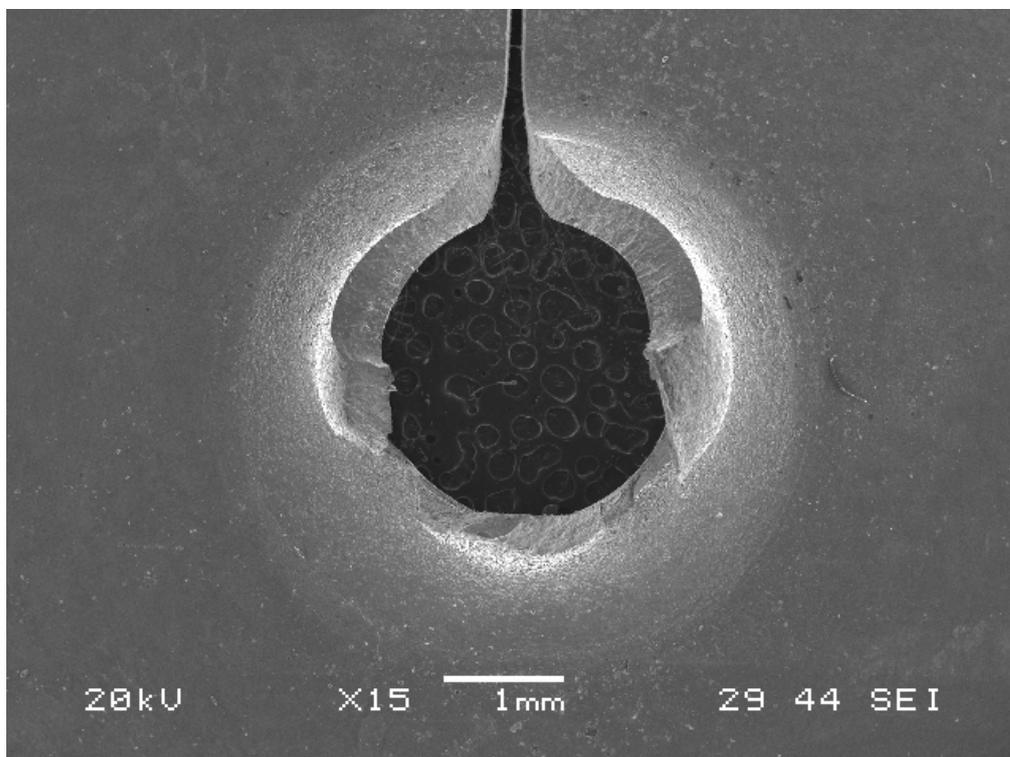


Figura 5.10 Rotura final en probeta P-SPT con entalla de 5 mm .

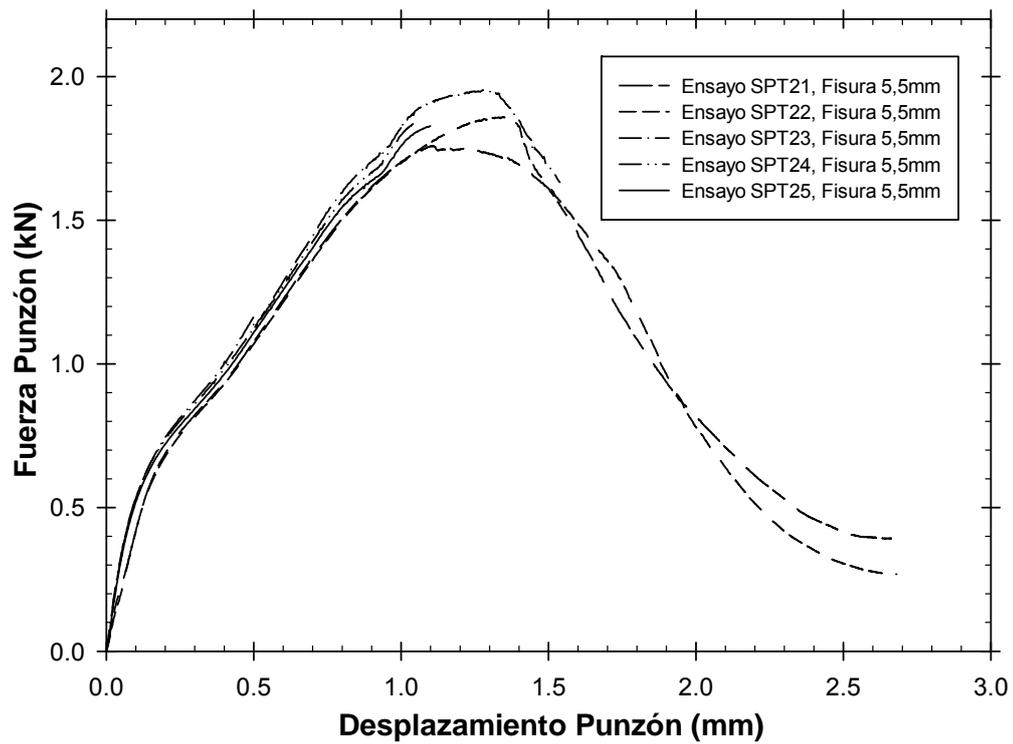


Figura 5.11 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 5.5 mm .

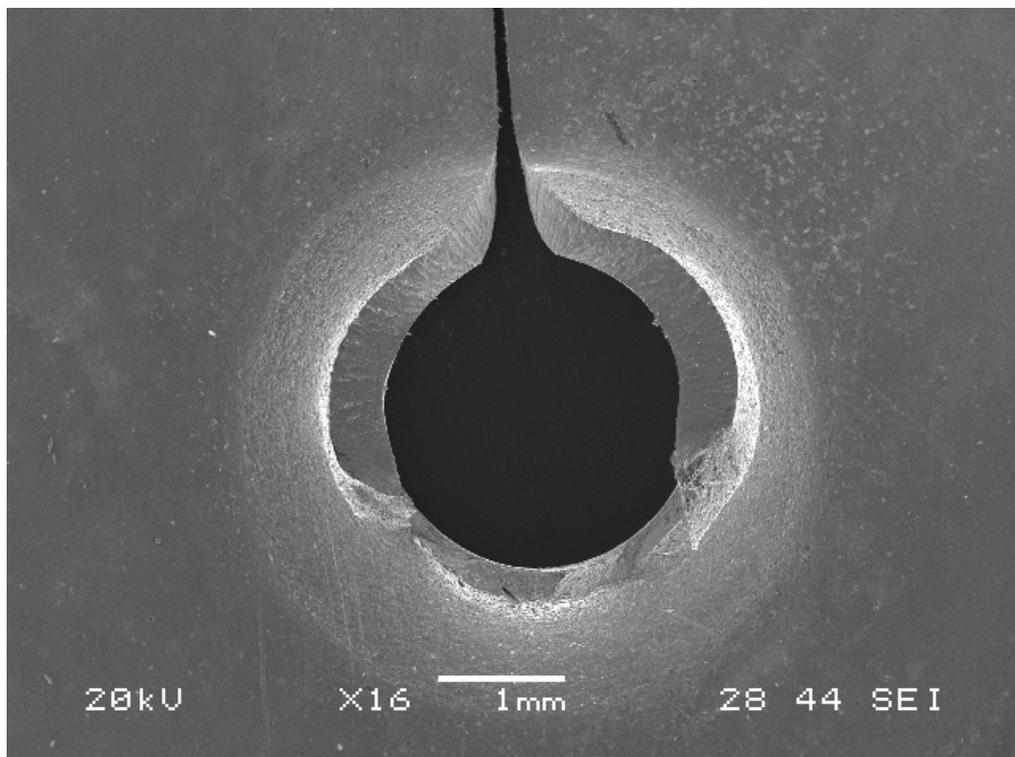


Figura 5.12 Rotura final en probeta P-SPT con entalla de 5.5 mm .

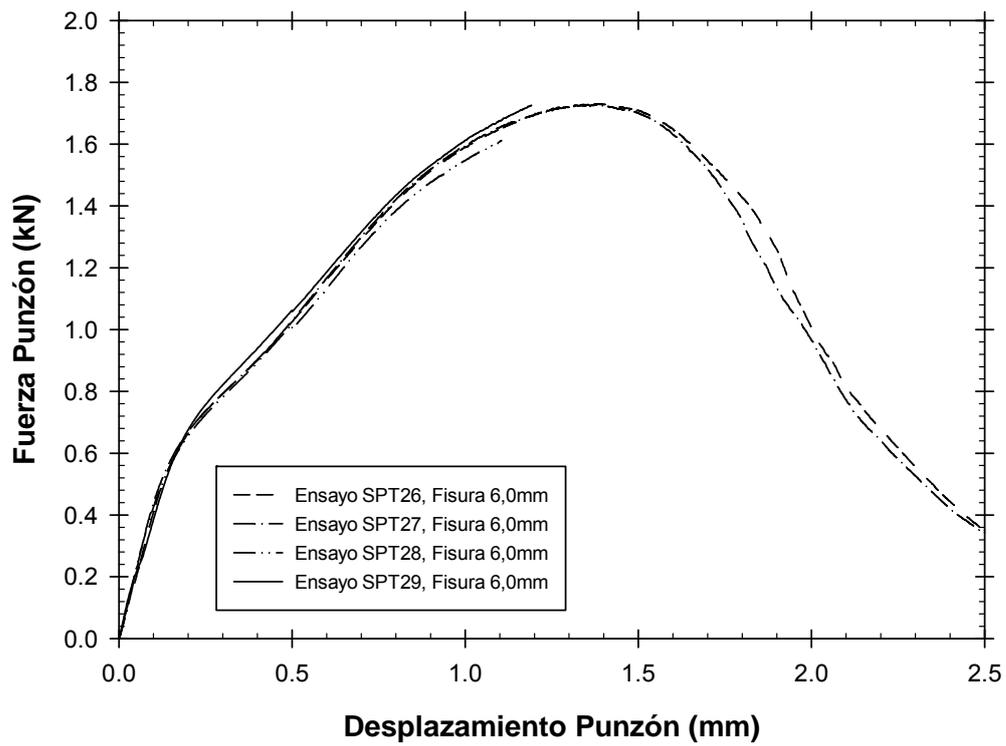


Figura 5.13 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 6 mm .

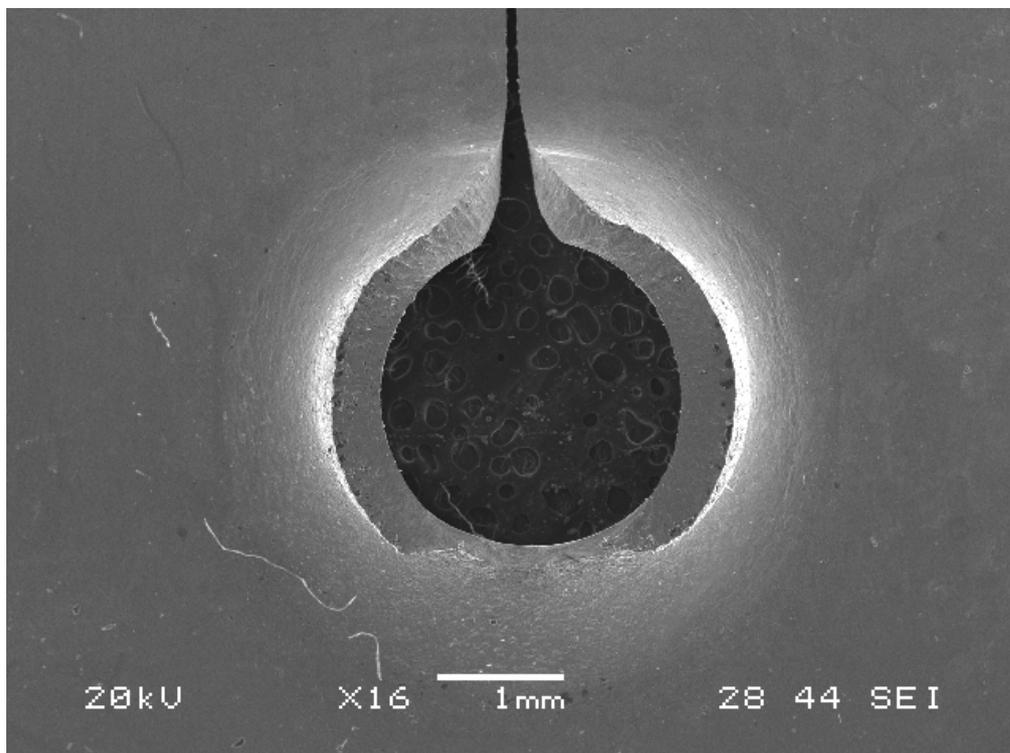


Figura 5.14 Rotura final en probeta P-SPT con entalla de 6 mm .

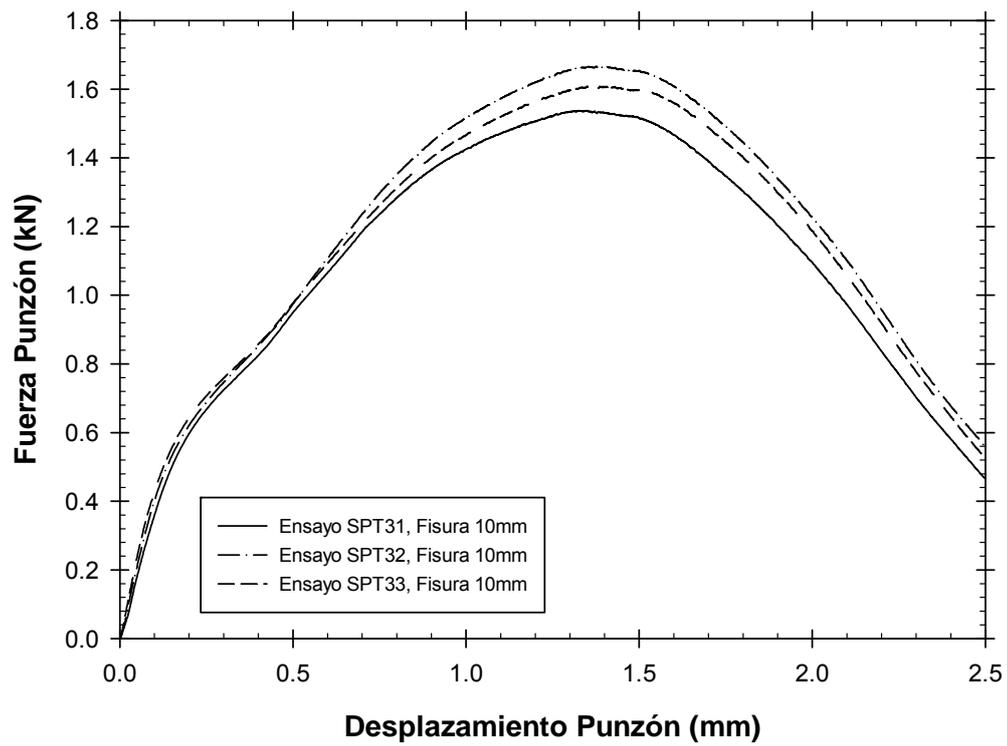


Figura 5.15 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 10 mm.

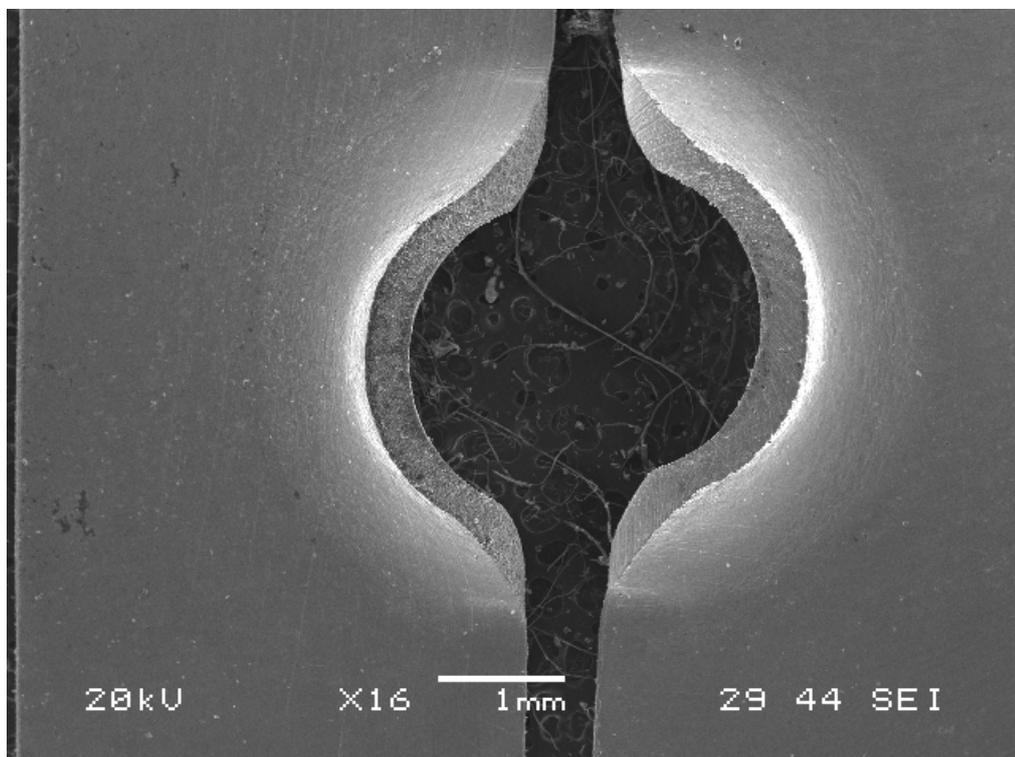


Figura 5.16 Aspecto final de probeta P-SPT con entalla de 10 mm.

5.3.1 Ensayos interrumpidos. Análisis fractográfico

Con el objetivo de conocer mejor el fenómeno de propagación de fisura que tiene lugar en las probetas miniatura, especialmente en las P-SPT, se han llevado a cabo una serie de ensayos interrumpidos, cuyos resultados más destacables se presentan en este apartado.

Los ensayos se han realizado bajo las mismas condiciones que un ensayo miniatura de punzonado convencional con la salvedad de parar el ensayo en el entorno del punto donde se prevé el inicio de propagación, siendo este aspecto uno de los mayores inconvenientes a la hora de realizar el ensayo ya que no se conoce a priori dicho punto. Los primeros ensayos interrumpidos realizados han sido parados en el entorno del punto de carga máxima de la curva carga-desplazamiento experimental comprobando así si el fallo ya se ha iniciado en ese instante.

Desde la Figura 5.17 hasta la Figura 5.21, para cada grupo de probetas, se han representado las curvas carga-desplazamiento tanto de los ensayos completos como de los interrumpidos con el fin de poder visualizar el instante en el que se ha detenido cada uno de los ensayos interrumpidos.

Se ha empleado el microscopio electrónico de barrido para analizar todas las probetas ensayadas, permitiendo de esta manera determinar si el fallo se ha iniciado o no en el punto en el que se ha detenido el ensayo en cada uno de los casos. Desde la Figura 5.22 hasta la Figura 5.32 se muestran las micrografías obtenidas, cuyos detalles más relevantes se comentan a continuación.

Para las probetas SPT sin entalla se han realizado dos ensayos interrumpidos, uno en torno al 90% del punto de carga máxima (Figura 5.22) y el otro una vez sobrepasado ese punto (Figura 5.23). En los detalles de la Figura 5.22 se puede observar claramente como la coalescencia de microhuecos ya ha comenzado a evidenciarse de forma circunferencial a través de pequeñas fisuras o estrías, que acabarán provocando la rotura circunferencial típica de las probetas SPT sin entalla, tal y como puede observarse en la Figura 5.23, donde se aprecia claramente los microhuecos generados en la zona de fallo, típicos de una rotura dúctil.

En el caso de las probetas P-SPT con diferentes longitudes de entalla se han empezado a realizar ensayos interrumpidos a partir de la longitud de entalla 4.5 mm , ya que para longitudes menores la forma de rotura, como se ha visto anteriormente, es circunferencial y por lo tanto no es el comportamiento buscado en las probetas P-SPT entalladas. Para las probetas con entalla de 4.5 mm se han realizado dos ensayos interrumpidos en torno al 90-95% del punto de carga máxima. Los detalles de la punta de entalla se pueden observar en la Figura 5.24 y en la Figura 5.25, en ambas se puede comprobar como el inicio de propagación de fisura ya ha comenzado, localizándose en la zona de la punta de entalla que está en contacto con el punzón y propagando en la dirección de entalla. En consecuencia, se puede establecer la longitud de entalla 4.5 mm como umbral inferior para que la propagación se produzca en la dirección de la entalla mecanizada.

Para las probetas P-SPT con entalla de 5 mm se han llevado a cabo tres ensayos interrumpidos, el primero en torno al 90-95% de carga máxima (Figura 5.26), el segundo en el punto de carga máxima (Figura 5.27) y el tercero una vez sobrepasado dicho punto (Figura 5.28). En el primero de ellos, Figura 5.26, se puede observar como el inicio de propagación ha comenzado y tiene lugar en la zona de la punta de entalla, siendo del todo evidente en el ensayo correspondiente a la Figura 5.27. Conforme aumenta el desplazamiento del punzón la fisura propaga en la dirección de la entalla hasta la zona de empotramiento de la probeta, instante en el cuál cambia de dirección y propaga de manera circunferencial como puede apreciarse en la Figura 5.28.

En cuanto a las probetas P-SPT con entalla de 5.5 mm y 6 mm se han realizado tres ensayos interrumpidos en cada caso, los dos primeros han sido parados prácticamente en el punto de carga máxima (Figura 5.29 y Figura 5.31) y el tercero una vez sobrepasado ese punto (Figura 5.30 y Figura 5.32). Para las dos longitudes de entalla, en los dos primeros ensayos no se ha producido el inicio de propagación de fisura debido, en parte, al elevado enroscamiento de la punta de entalla que tiene lugar, como puede comprobarse en la Figura 5.29 (entalla de 5.5 mm) y en la Figura 5.31 (entalla de 6 mm). Por el contrario, una vez sobrepasado el punto de carga máxima el comportamiento es ligeramente distinto en cada longitud de entalla. En la Figura 5.30 puede observarse, para la entalla de 5.5 mm , como la propagación se ha producido en la dirección de la entalla hasta

alcanzar la zona de empotramiento al igual que sucedía con las probetas con entalla 5 mm, mientras que para la entalla de 6 mm la propagación se produce directamente en la dirección circunferencial (Figura 5.32).

En consecuencia, se puede establecer la longitud de entalla 5.5 mm como umbral superior para que la propagación se produzca en la dirección de la entalla mecanizada. Cabe destacar que en ambas longitudes de entalla el inicio de propagación se produce una vez alcanzado el punto de carga máxima y no antes como sucede en las probetas con longitudes de entalla menores.

Este análisis de los ensayos interrumpidos ha permitido conocer en profundidad la forma de propagación de fisura en función de la longitud de entalla de la probeta miniatura, siendo posible establecer un rango de variación de la longitud de entalla para la cual la propagación de fisura tiene lugar en la dirección de la entalla. Dicho rango se va a definir en base a los valores umbral inferior y superior establecidos anteriormente, quedando por lo tanto la variación definida entre la longitud de entalla de 4.5 mm y la de 5.5 mm. De esta manera, el valor intermedio de 5 mm se empleará como valor de la longitud de entalla en la aplicación del método 4 propuesto en lo relativo a la identificación de los parámetros del modelo de daño de GTN.

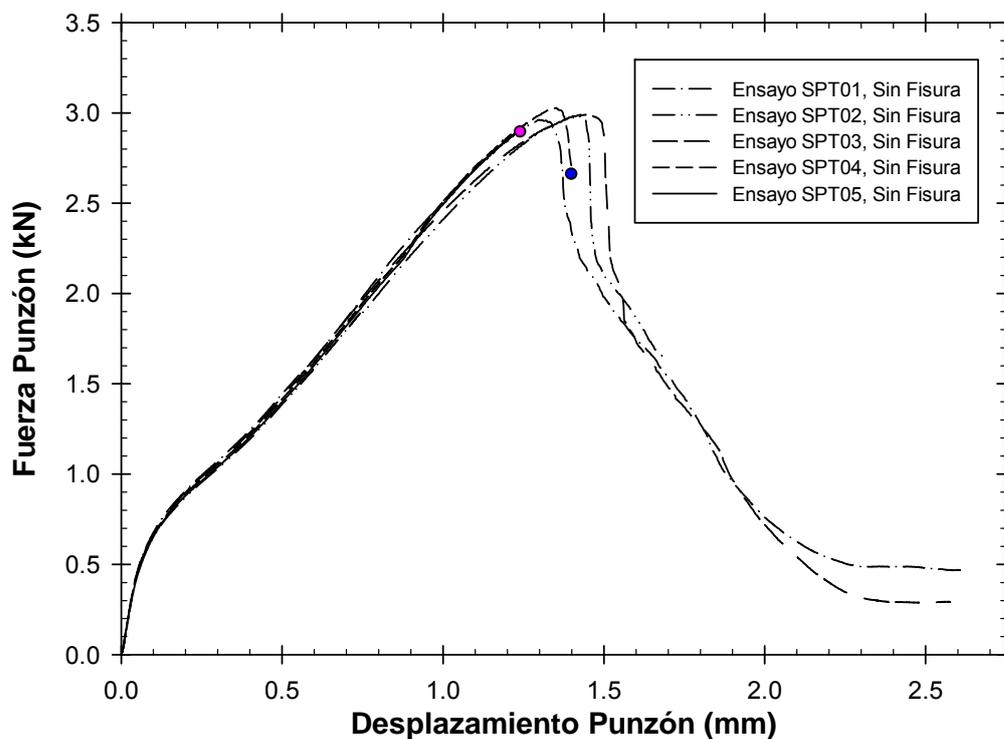


Figura 5.17 Curvas carga-desplazamiento de probetas SPT sin entalla.

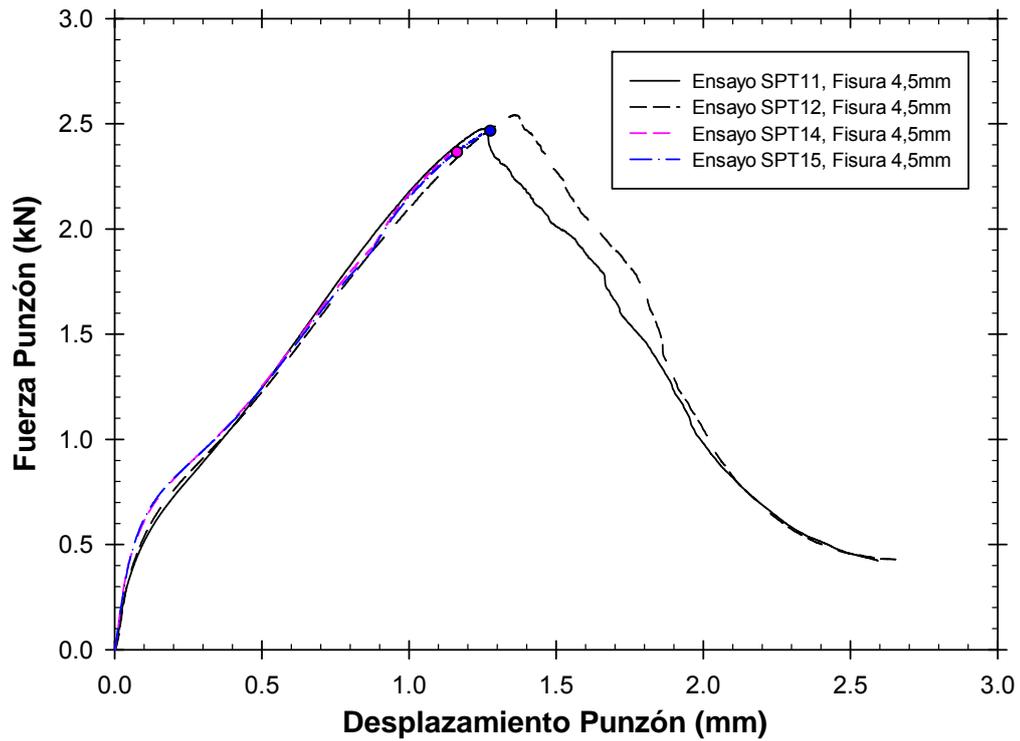


Figura 5.18 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 4.5 mm .

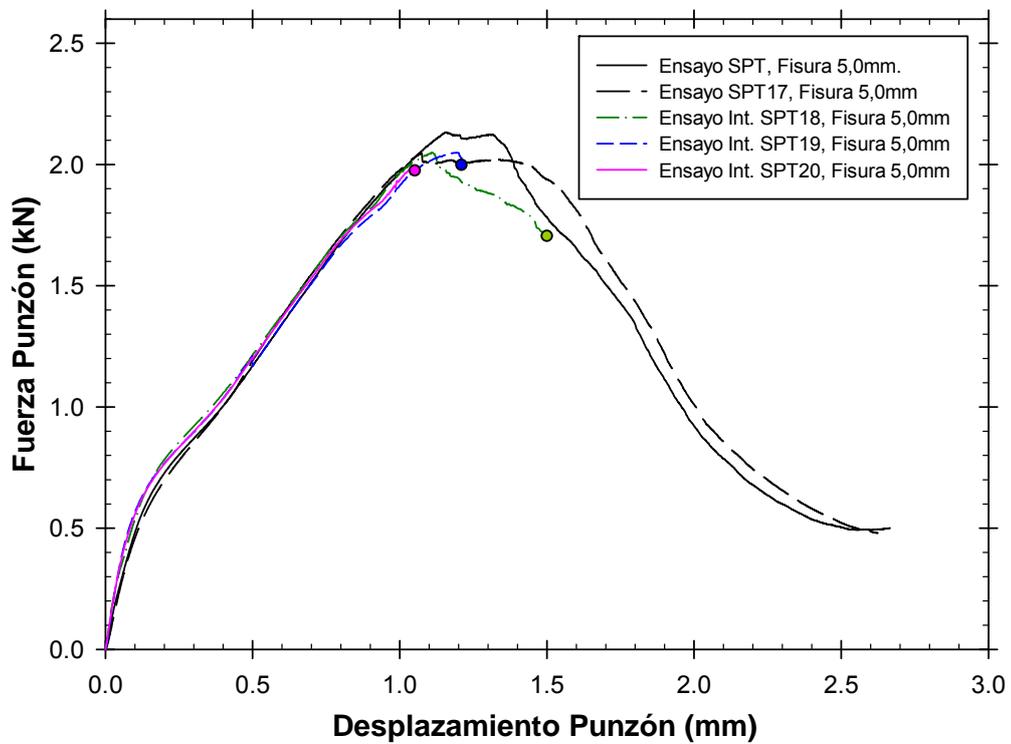


Figura 5.19 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 5 mm .

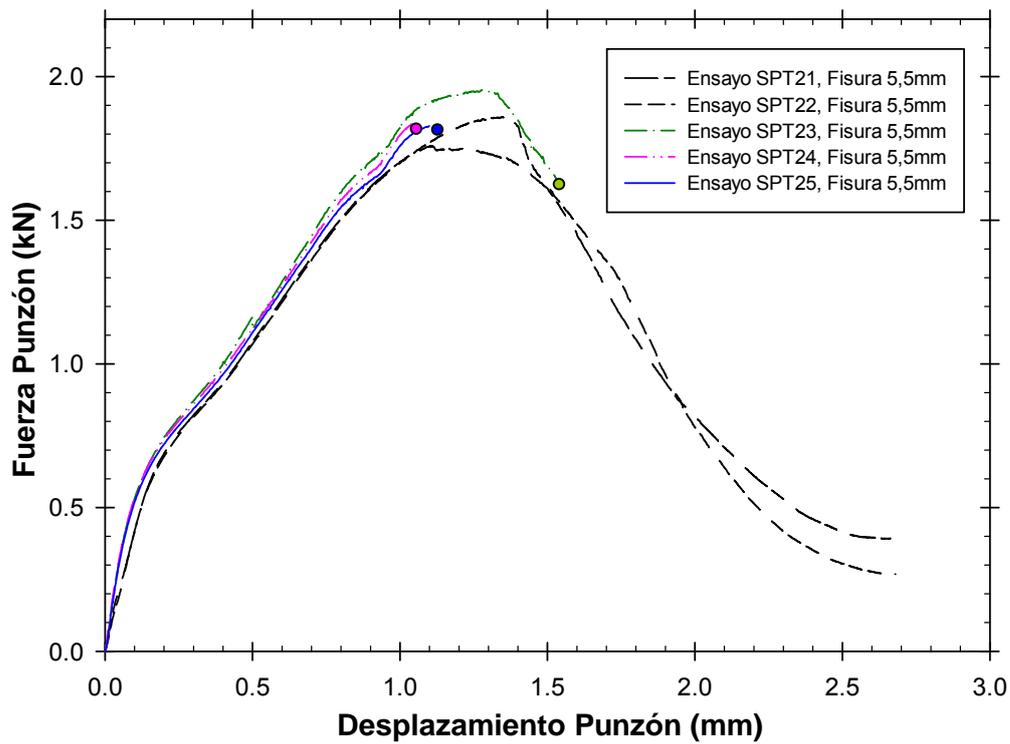


Figura 5.20 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 5.5 mm .

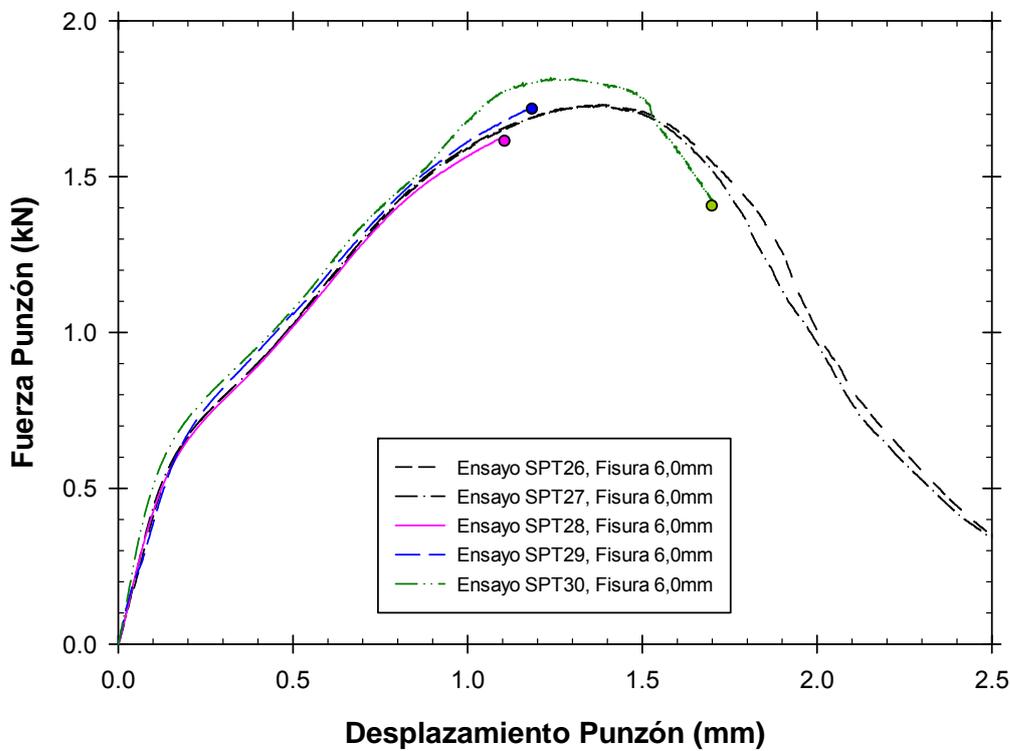


Figura 5.21 Curvas carga-desplazamiento de probetas P-SPT con entalla de 6 mm .

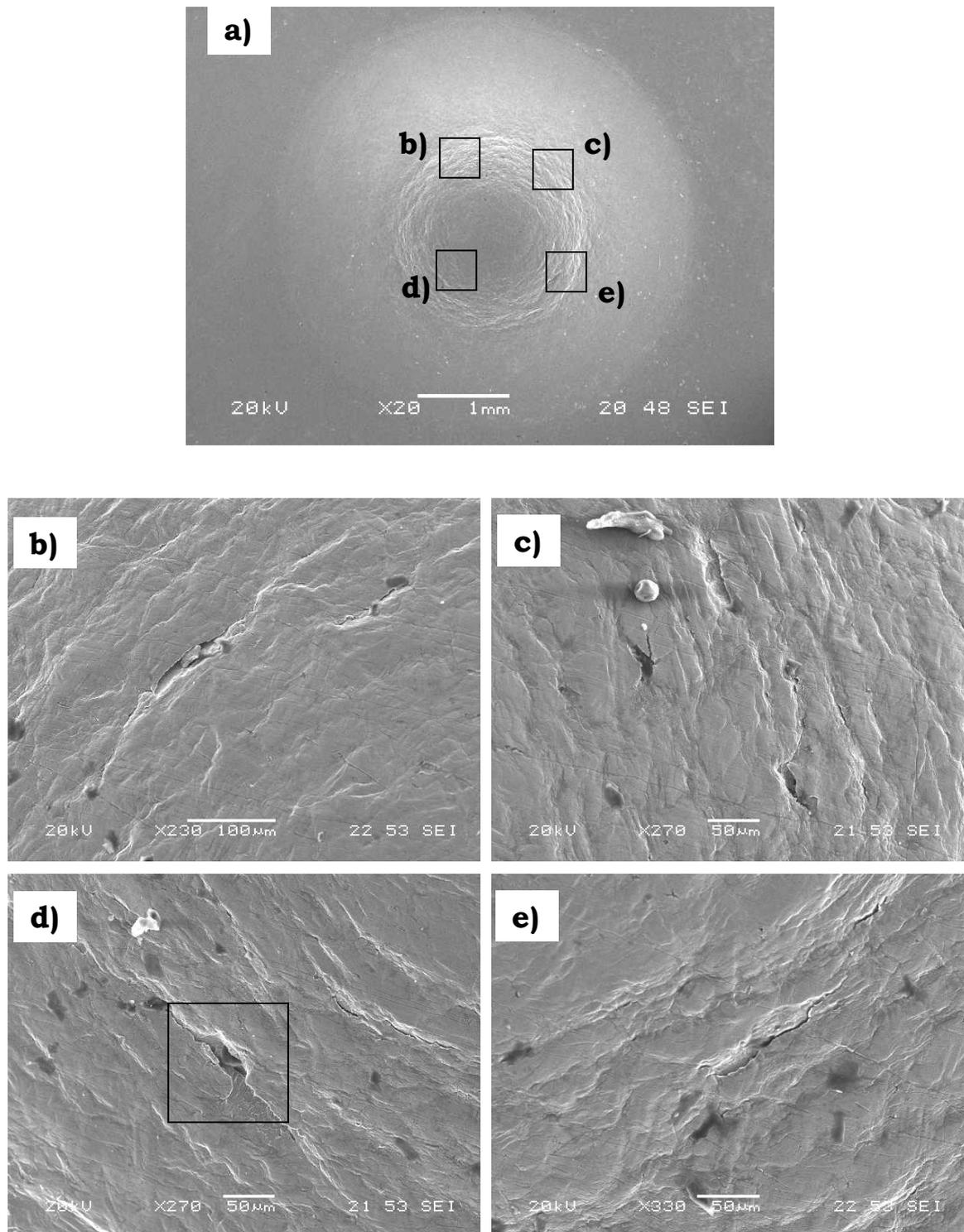


Figura 5.22 Micrografías de la probeta SPT05 (sin entalla).

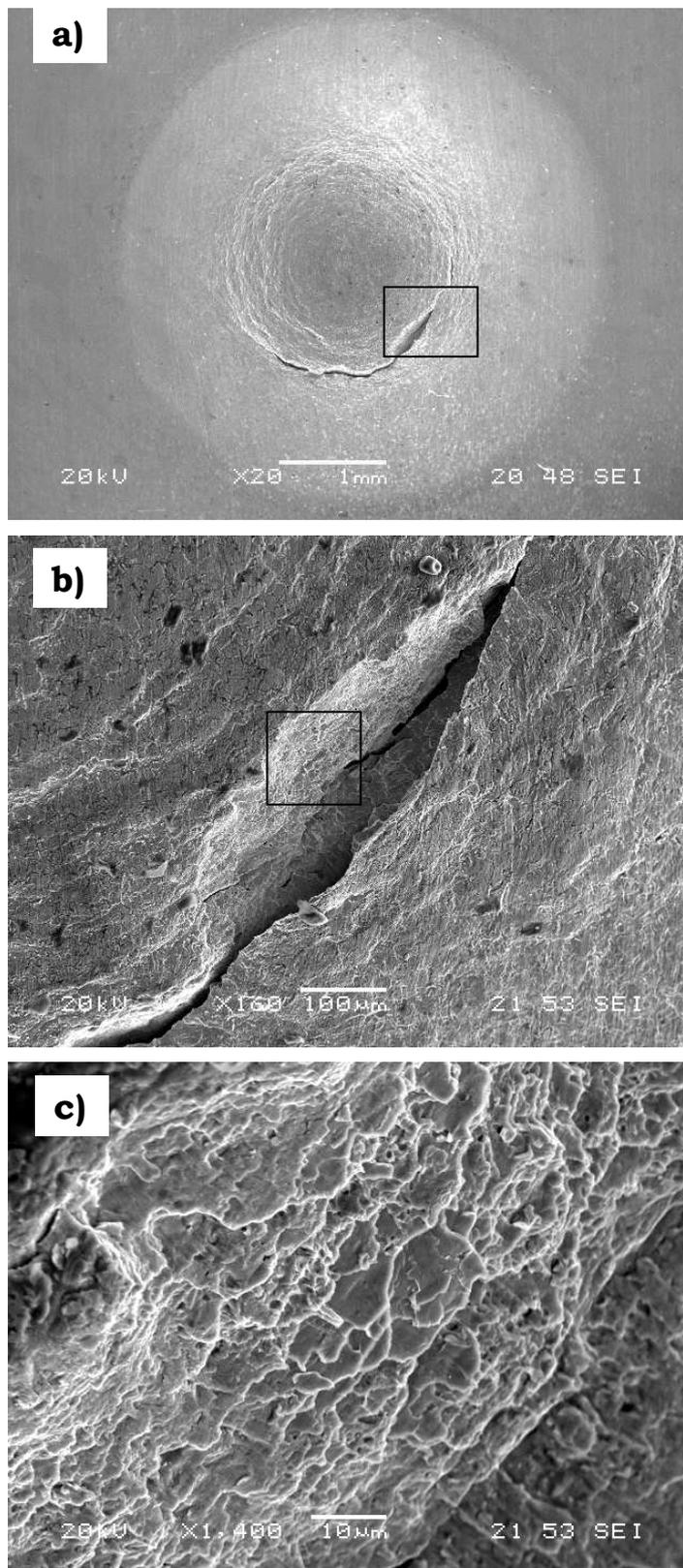


Figura 5.23 Micrografías de la probeta SPT04 (sin entalla).

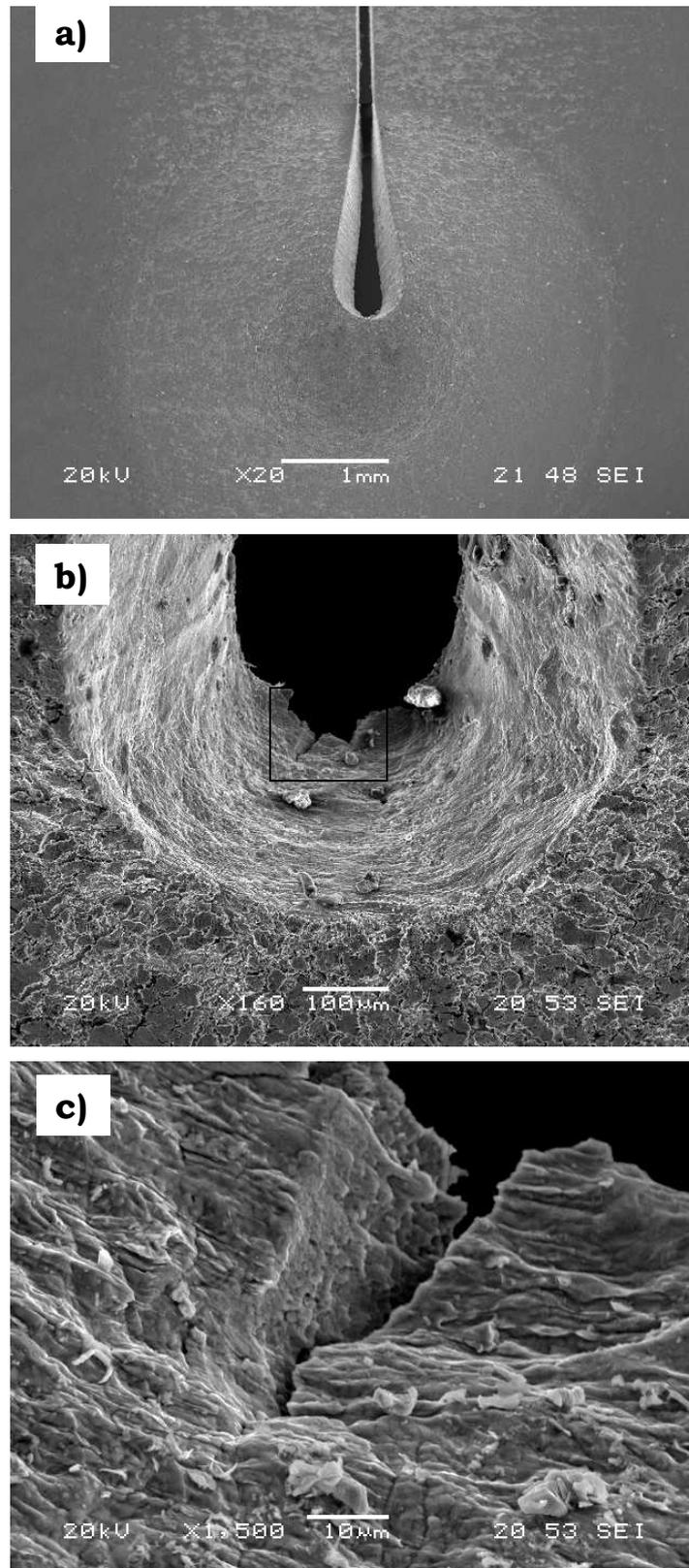


Figura 5.24 Micrografías de la probeta SPT14 (entalla 4.5 mm).

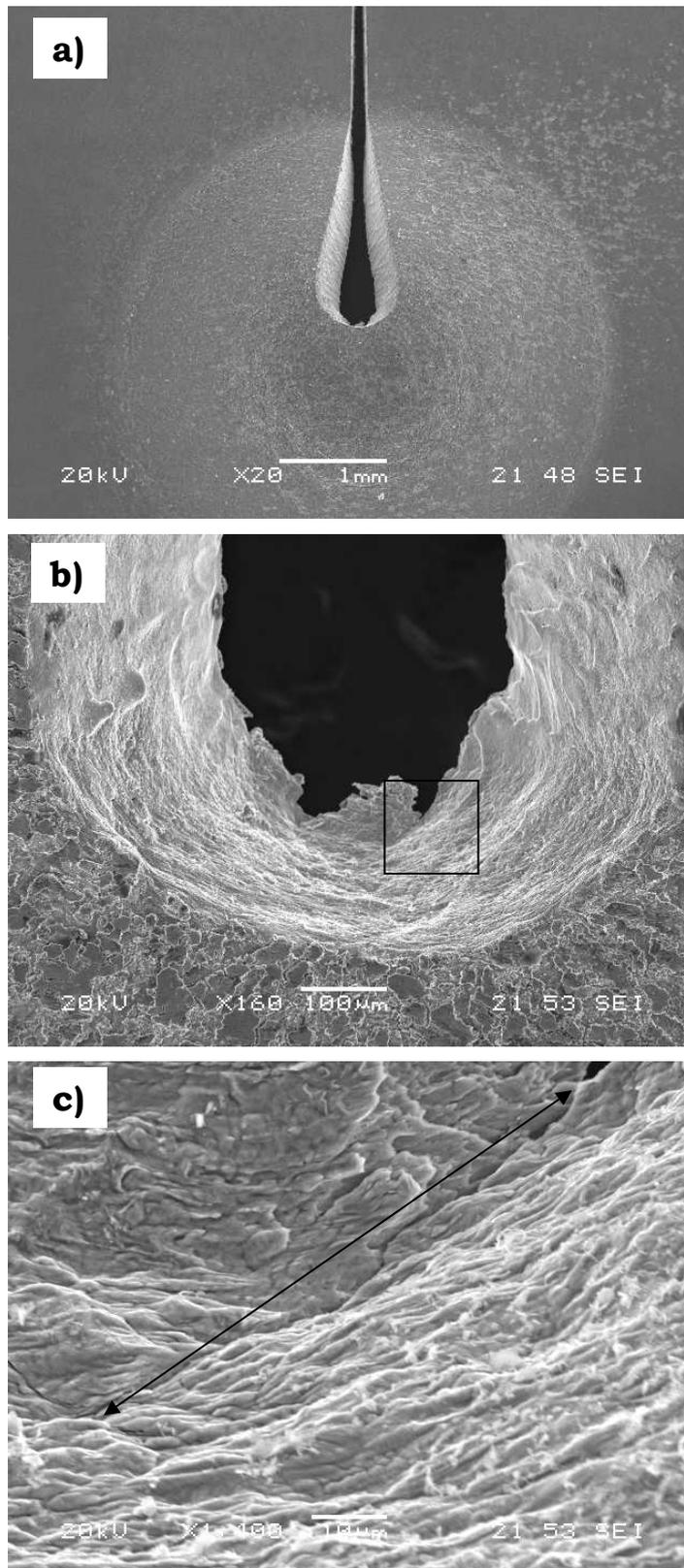


Figura 5.25 Micrografías de la probeta SPT15 (entalla 4.5 mm).

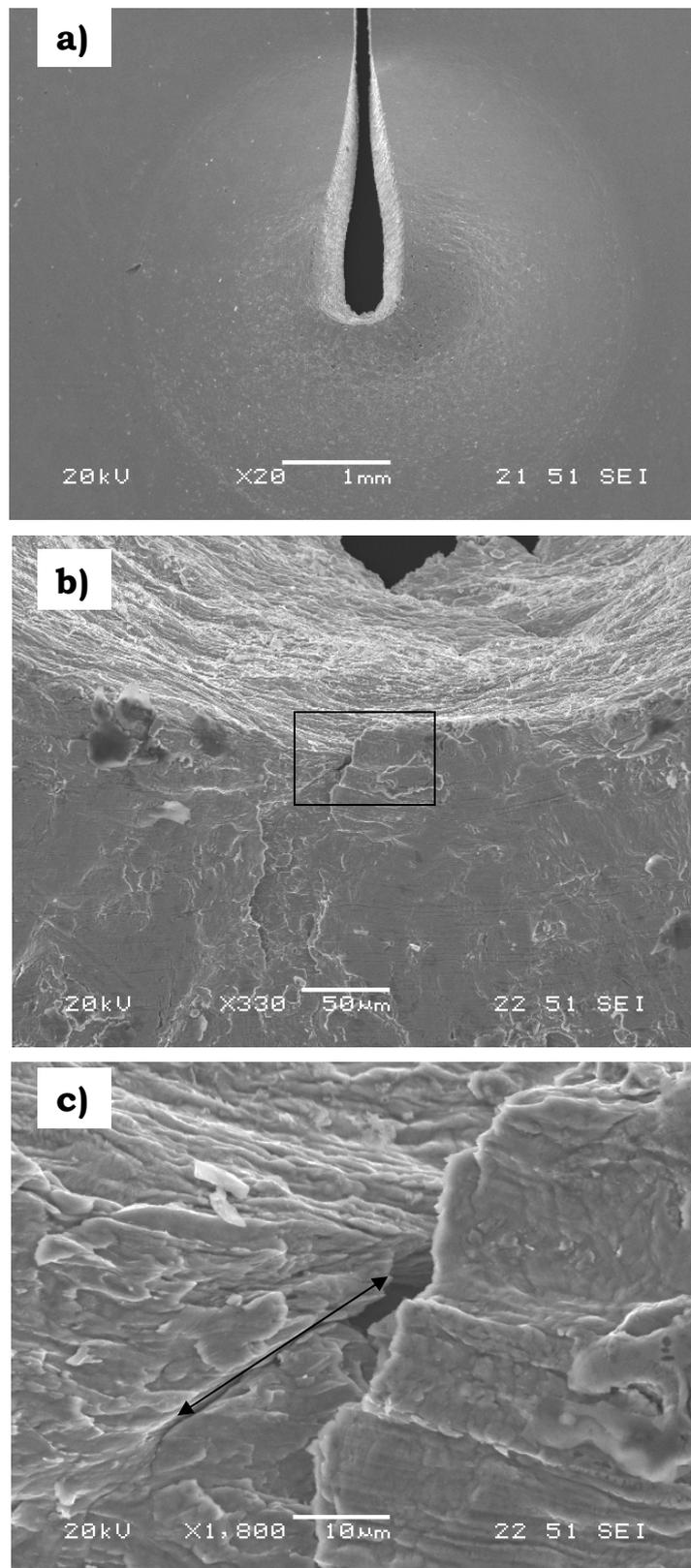


Figura 5.26 Micrografías de la probeta SPT20 (entalla 5 mm).

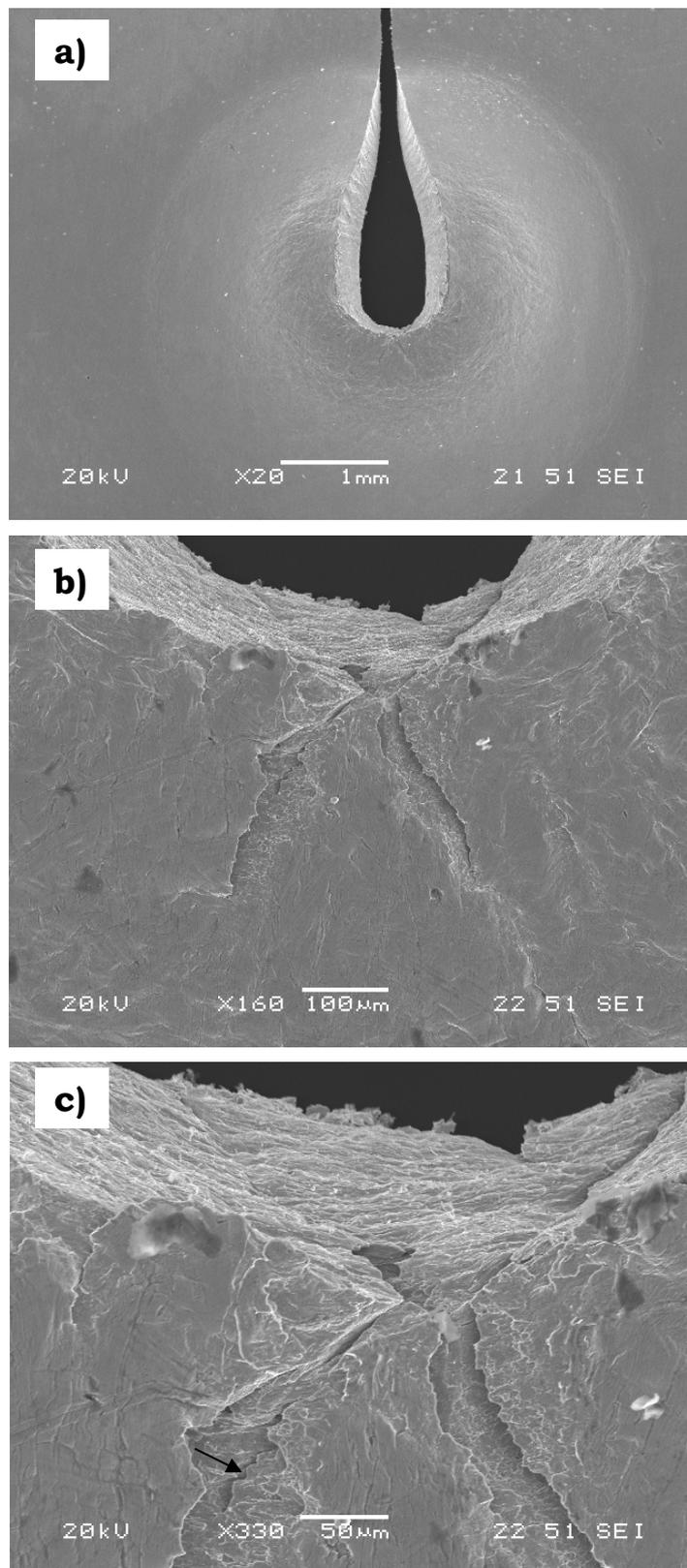


Figura 5.27 Micrografías de la probeta SPT19 (entalla 5 mm).

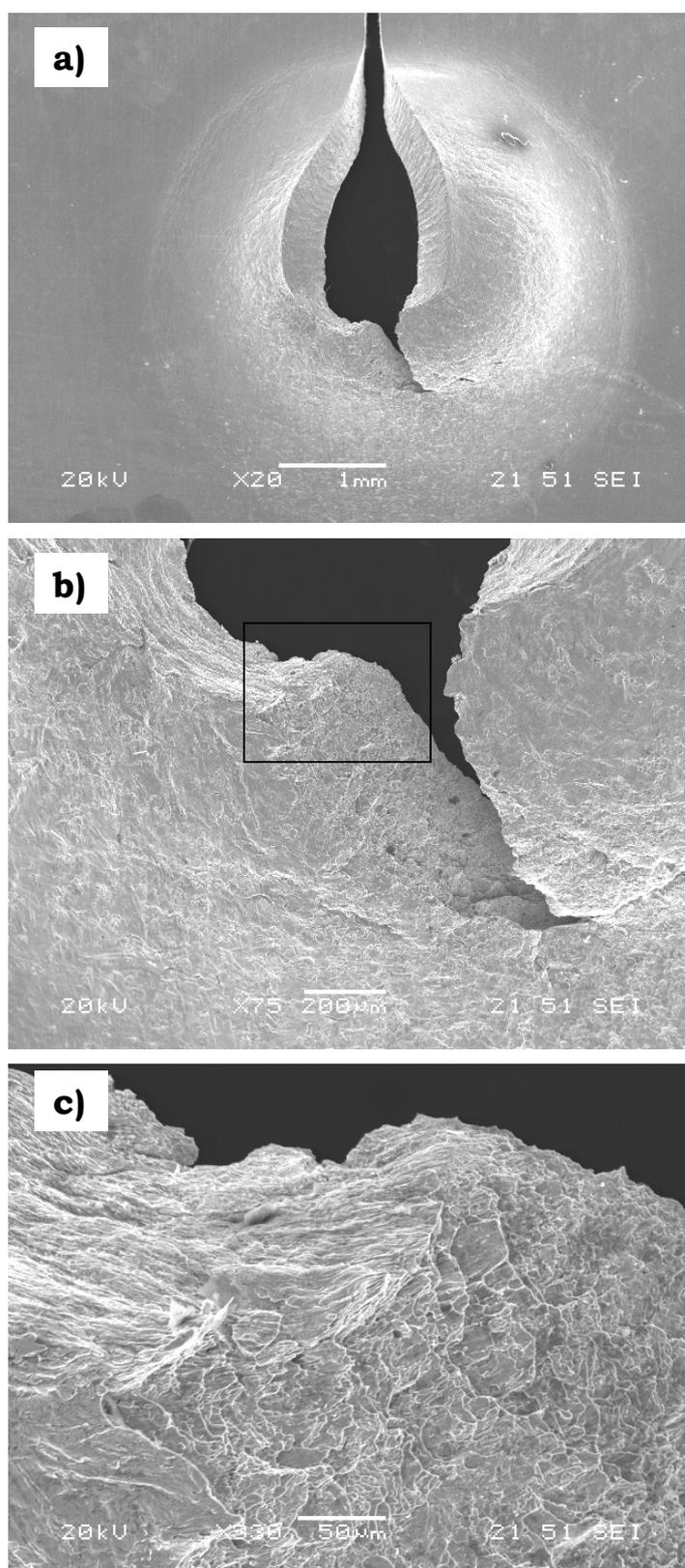


Figura 5.28 Micrografías de la probeta SPT18 (entalla 5 mm).

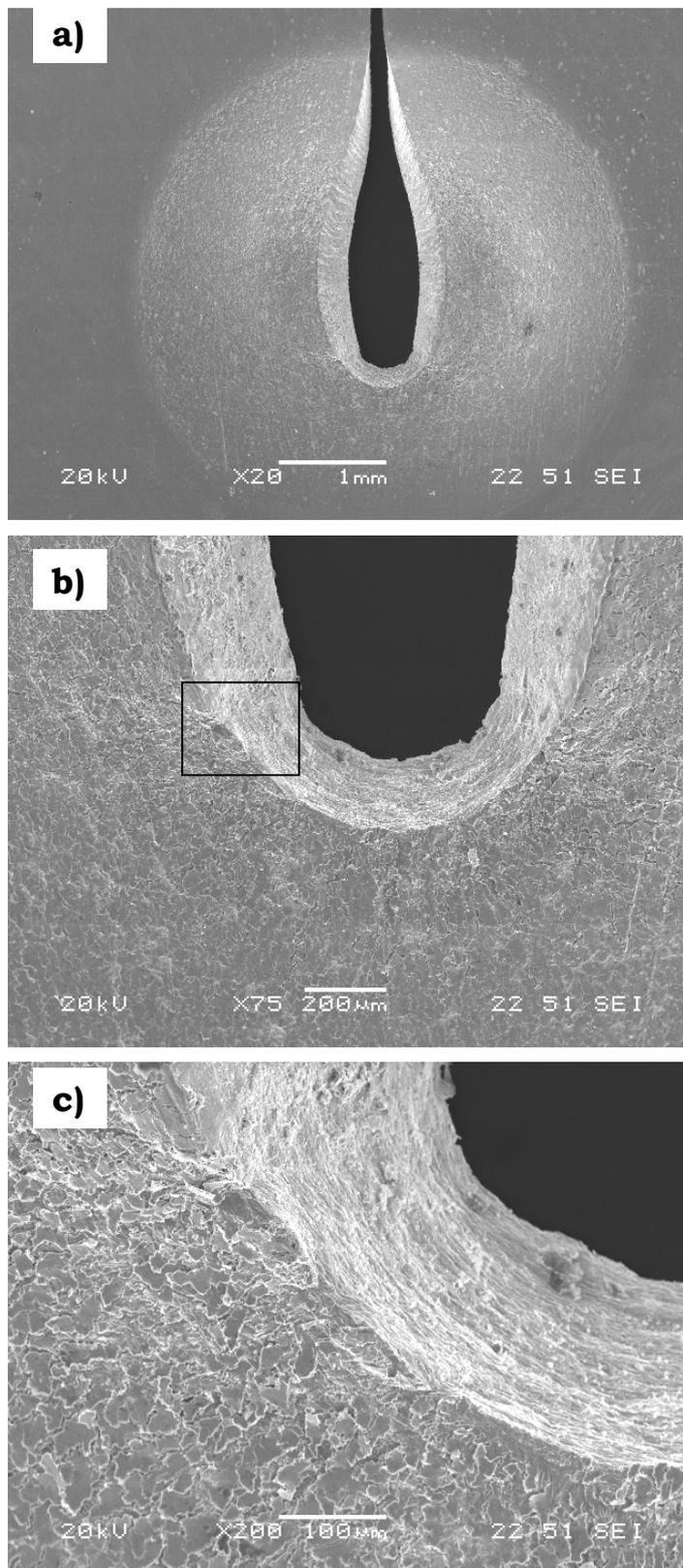


Figura 5.29 Micrografías de la probeta SPT25 (entalla 5.5 mm).

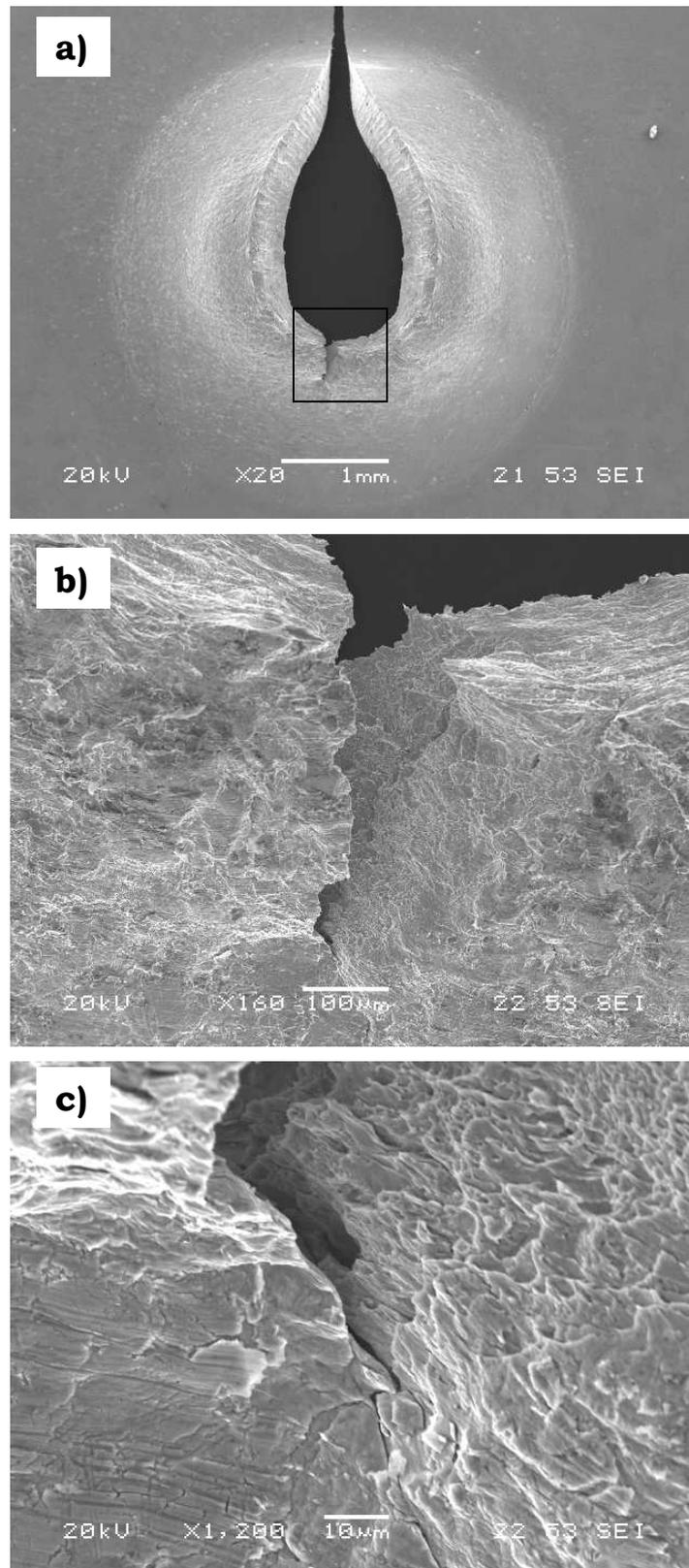


Figura 5.30 Micrografías de la probeta SPT23 (entalla 5.5 mm).

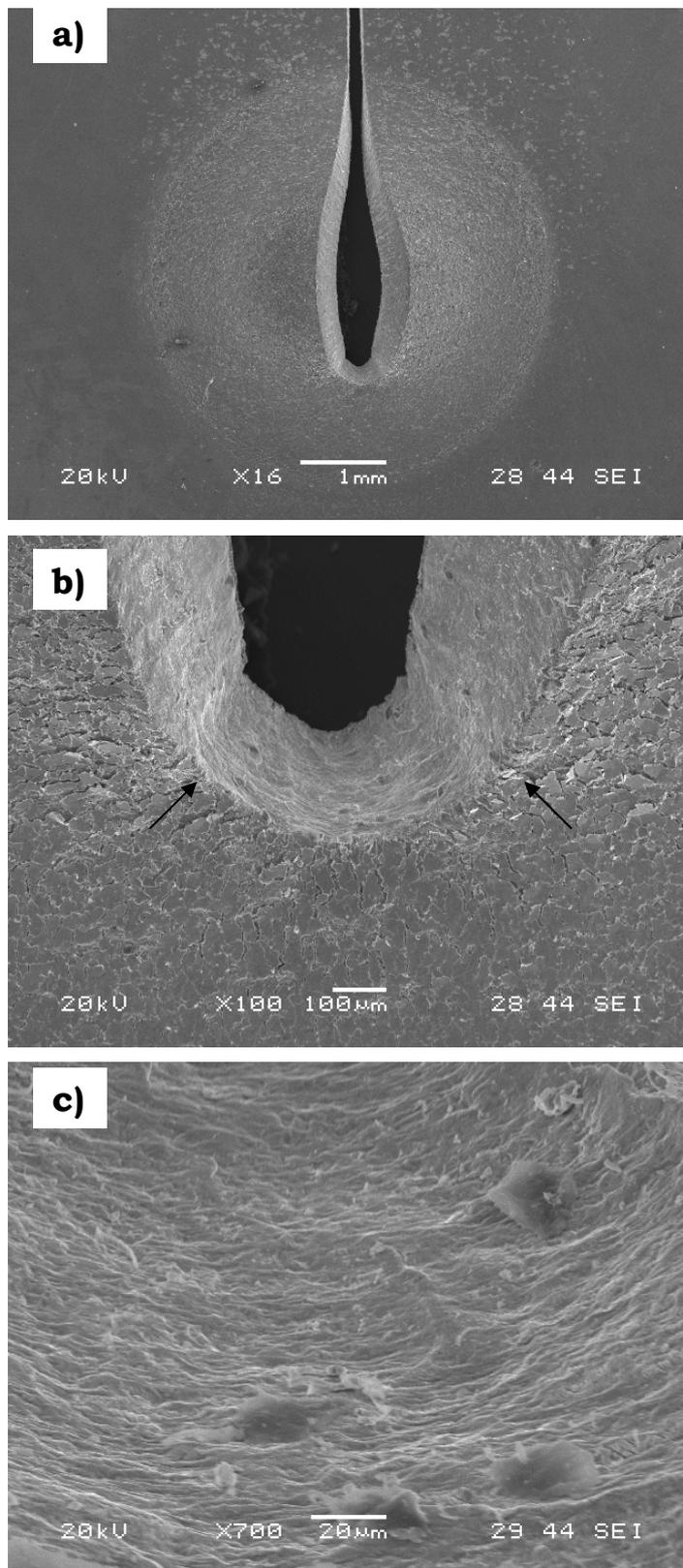


Figura 5.31 Micrografías de la probeta SPT28 (entalla 6 mm).

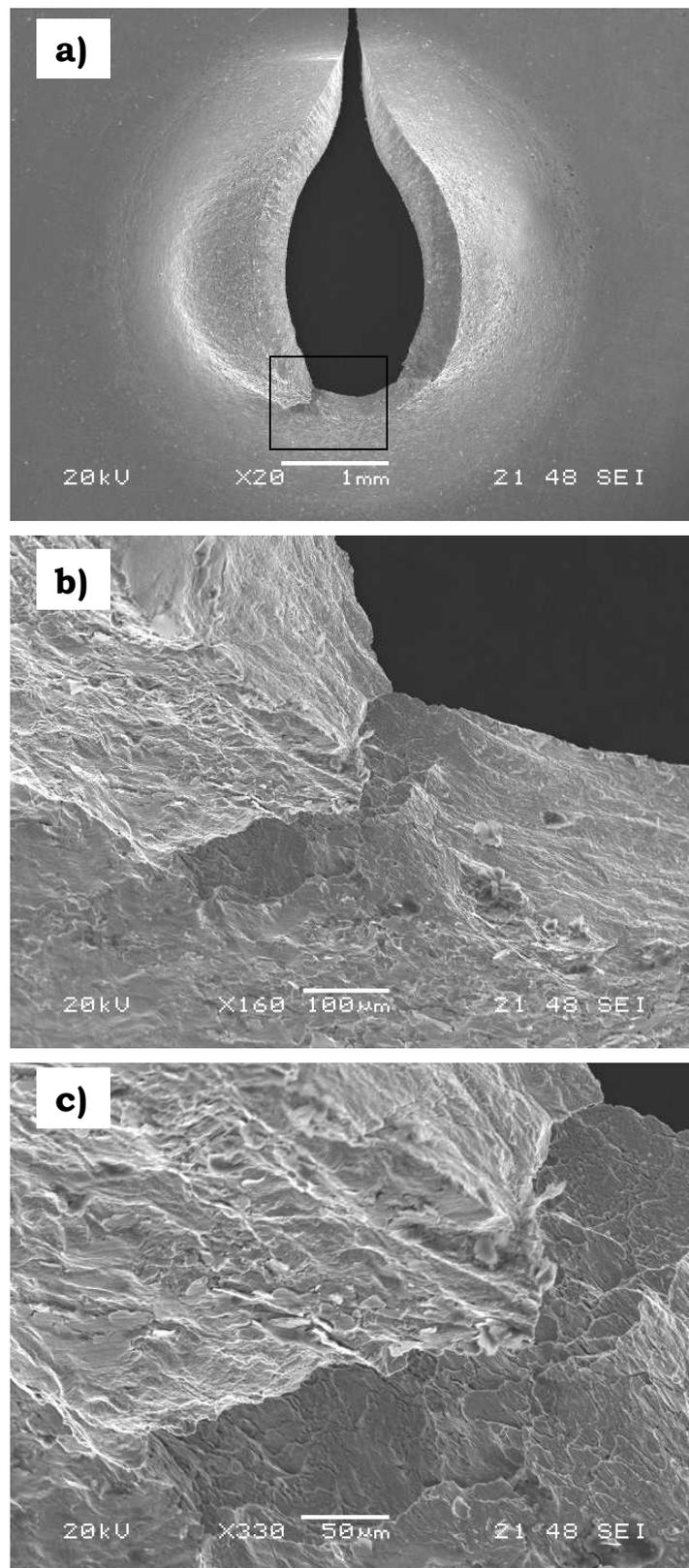


Figura 5.32 Micrografías de la probeta SPT30 (entalla 6 mm).

CAPÍTULO 6

APLICACIÓN DE LA METODOLOGÍA Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

6.1 Introducción

Los resultados experimentales obtenidos en el capítulo anterior, especialmente los referidos a las probetas P-SPT con longitudes de entalla comprendidas entre 4.5 y 5.5 *mm* ya que son las que presentan una propagación de fisura en la misma dirección que la entalla inicial, van a permitir aplicar los diferentes métodos presentados anteriormente, basados en el uso del ensayo miniatura de punzonado, para la estimación de las propiedades elasto-plásticas y a fractura del material.

En particular los métodos que se han utilizado para estimar las propiedades de fractura del acero 15-5 PH han sido el método del CTOD, el método de la tasa de liberación de energía, un método numérico directo a partir de probetas P-SPT y un método numérico indirecto a partir de probetas CT, los resultados obtenidos y el análisis de los mismos se presentan a continuación.

Por último, se evaluará del rango de validez de los parámetros de fractura estimados con cada uno de los métodos propuestos en base a los resultados experimentales sobre probetas CT con distintas anchuras, posibilitando de esta manera la valoración de distintos niveles de confinamiento tensional.

6.2 Estimación de parámetros elasto-plásticos a partir del SPT

Uno de los objetivos de esta Tesis es analizar la viabilidad del SPT para obtener los parámetros de fractura. Eso implica que, posiblemente, tampoco se dispone de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados que permitan conocer el comportamiento elasto-plástico del material analizado. En consecuencia, es posible utilizar el propio ensayo SPT como base para la determinación de dicho comportamiento, siguiendo el procedimiento presentado en el Capítulo 4. En este sentido, se ha estimado el comportamiento elasto-plástico del acero 15-5 PH mediante ensayos SPT convencionales.

El primer paso es obtener el valor de la carga de fluencia P_y de las curvas carga-desplazamiento de las probetas miniatura sin entalla (Probetas 01 a 05 de la Tabla 5.1). Para ello se ha utilizado el método propuesto por Mao [4, 5], denominado como método de las dos tangentes, que consiste en prolongar los tramos lineales de la curva carga-desplazamiento que se encuentran antes y después de la transición entre la Zona I y la Zona II de la misma, y determinar el punto de corte de las dos rectas. El valor promedio en las cinco curvas ha sido de 0.76 kN , el cuál ha sido considerado como el valor de P_y .

En el segundo paso se aplica la expresión empírica $\sigma_y = 360 \cdot P_y / t_0^2$ propuesta también por Mao [4, 5] con los datos disponibles ($P_y = 0.76 \text{ kN}$ y $t_0 = 0.5 \text{ mm}$) obteniendo un valor de σ_y de 1095 MPa , muy similar al determinado a partir del ensayo de tracción para este material.

El comportamiento plástico del material se ha considerado bilineal a tenor de lo observado en la curva de tracción experimental. Este modelo de material permite ajustar el comportamiento elastoplástico con tres parámetros, σ_y , E y el módulo plástico E_p . Este último parámetro se obtiene mediante un ajuste iterativo de la curva simulada del SPT con la experimental, tal y como se observa en la Figura 6.1. Para estas simulaciones se ha utilizado un modelo 2D axisimétrico de la probeta SPT. El valor de E_p que mejor ajusta las primeras regiones de la curva (ausencia de daño) ha sido $E_p = 2000 \text{ MPa}$.

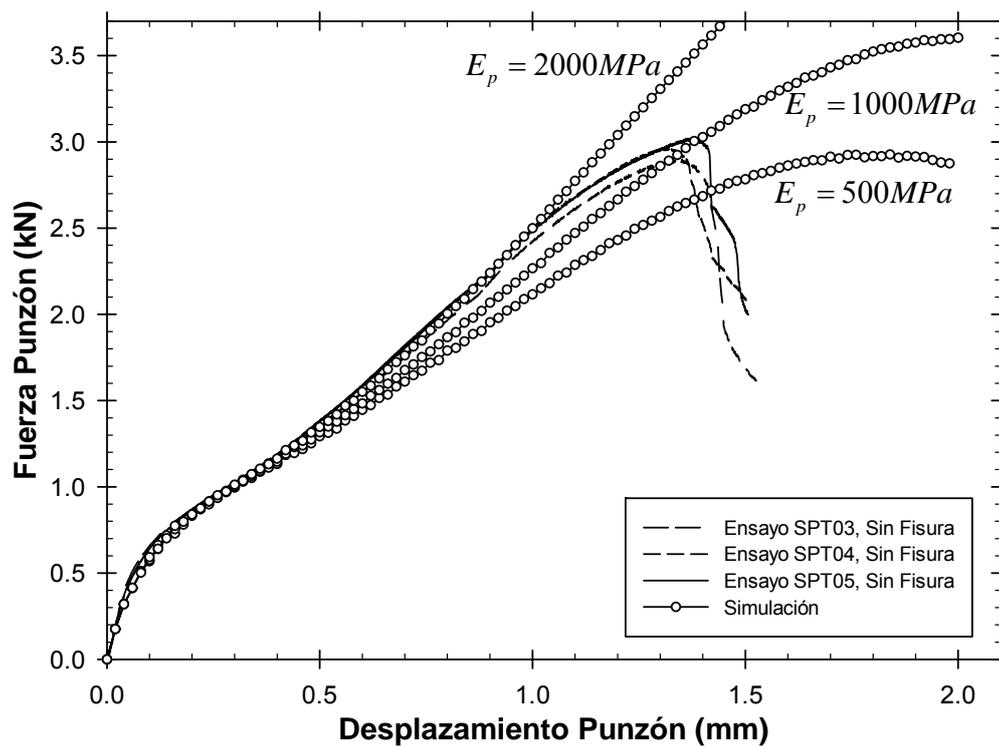


Figura 6.1 Determinación de E_p a partir de la curva SPT.

Tabla 6.1 Parámetros elasto-plásticos del acero 15-5 PH.

Parámetros	Valor
Módulo Elasticidad E	196000 MPa
Coefficiente Poisson ν	0.3
Límite Elástico $\sigma_{0.2}$	1095 MPa
Módulo Plástico E_p	2000 MPa

En consecuencia el comportamiento elasto-plástico del acero 15-5 PH quedaría definido con los parámetros indicados en la Tabla 6.1. Estos valores se podrían utilizar en el caso de no disponer de los resultados obtenidos a partir de los ensayos convencionales.

A continuación se presentan los resultados alcanzados tras aplicar los cuatro métodos presentados en el capítulo anterior, para la estimación de las propiedades a fractura del material.

6.3 Método 1: CTOD en probetas P-SPT

Para el cálculo de la tenacidad aplicando este método se han utilizado las probetas P-SPT con longitud de entalla comprendida entre 4.5 *mm* y 5.5 *mm*. Los ensayos han sido interrumpidos en el entorno de carga máxima, con el objetivo de detectar el punto del inicio de la propagación. El valor del enromamiento de la punta de la entalla en ese instante (CTOD) estará relacionado con el parámetro de fractura del material (J_{mic}).

Una vez realizado el ensayo interrumpido de cada una de las probetas se ha procedido a la medición del enromamiento de la punta de entalla a partir de las micrografías mostradas en la Figura 6.2. En dicha figura se puede observar que en todos los casos la zona central inferior de la punta de entalla puede ajustarse con una circunferencia cuyo diámetro ha sido considerado como el valor del CTOD. La Tabla 6.2 recoge estos valores, así como el valor de J estimado a partir de las expresiones (2.14) y (2.15) para cada uno de ellos.

Además, estas probetas podrían clasificarse en tres grupos en función de la fisura. El primero “fisura no iniciada” lo formarían las probetas SPT24, SPT25 y SPT28 ya que en las micrografías realizadas únicamente se observa el enromamiento de la punta de fisura. El segundo “fisura iniciada” estaría compuesto por las probetas SPT14, SPT15 y SPT20, en las que se aprecia que la fisura a iniciado en la zona de la punta de entalla. Y el tercer grupo “fisura propagada” le correspondería a la probeta SPT19 ya que en ella la fisura ha propagado notablemente.

En consecuencia, únicamente los valores de J estimados para las probetas del segundo grupo (fisura iniciada) pueden ser considerados como valores de J_{mic} , dichos valores se han representado en función del porcentaje de carga máxima en el punto de interrupción del ensayo en la Figura 6.3 y Figura 6.4.

Se puede observar en ambas figuras como a medida que aumenta el porcentaje de carga máxima en el punto de interrupción el valor de tenacidad correspondiente también lo hace, donde la tendencia lineal que siguen los resultados se ha representado con una línea discontinua.

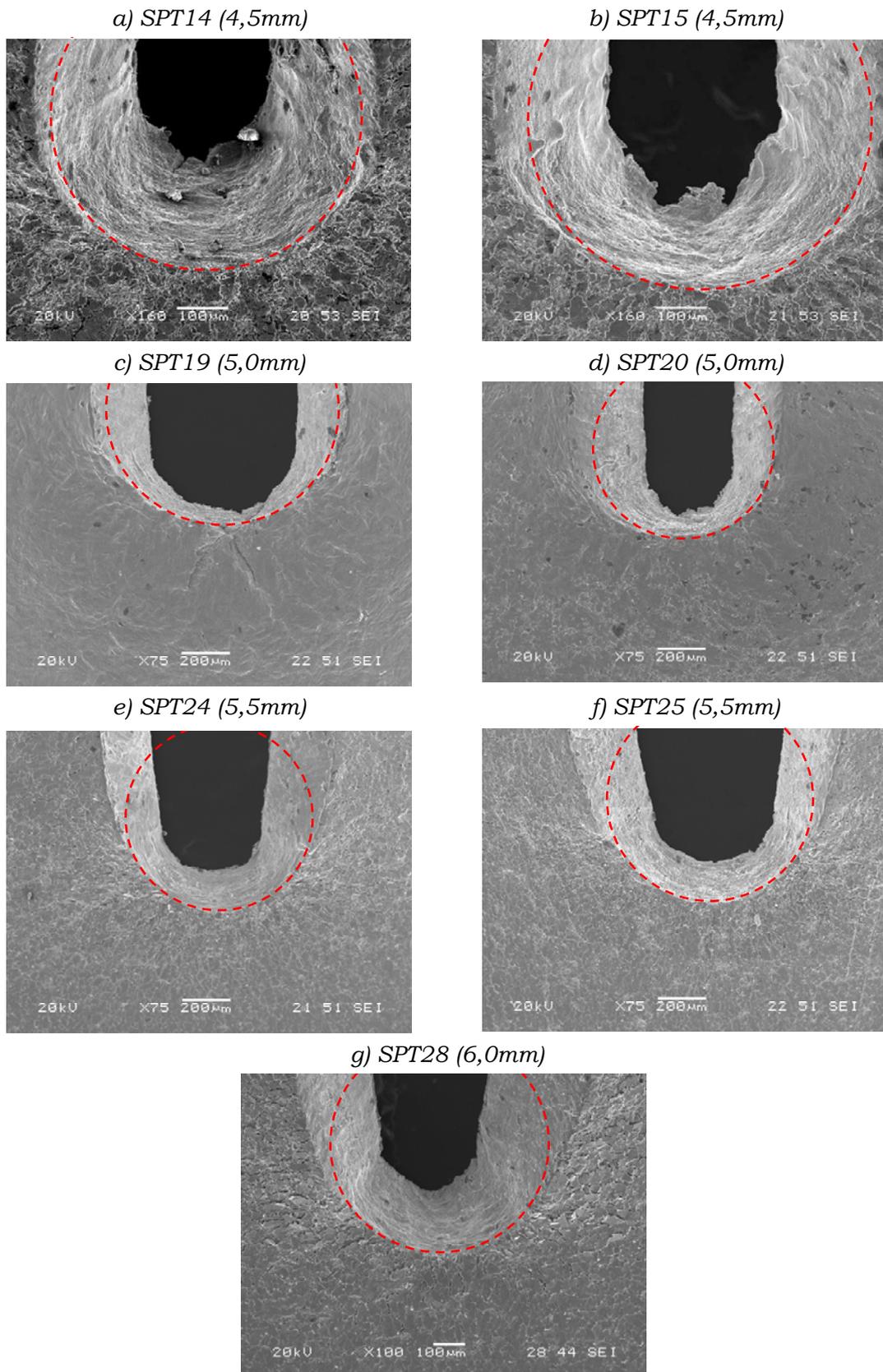


Figura 6.2 Medición del CTOD en probetas P-SPT.

Tabla 6.2 Valores de J estimados a partir del CTOD.

N° Probeta y Longitud de entalla (mm)	ϕ Inicial entalla (mm)	ϕ Final entalla (mm)	Pto. de Interr. ensayo ⁽¹⁾ (%Pmax)	Comentarios	$G=J$ kJ/m^2 (2.14)	$G=J$ kJ/m^2 (2.15)
SPT14 (4,5 mm)	0.22	0.70	93%	Fisura iniciada.	416	529
SPT15 (4,5 mm)	0.21	0.84	98%	Fisura iniciada.	544	692
SPT19 (5,0 mm)	0.15	1.05	100%	Propagación en el espesor completa. Ha comenzado la propagación en superficie.	775	986
SPT20 (5,0 mm)	0.21	0.76	96%	Fisura iniciada.	455	580
SPT24 (5,5 mm)	0.15	0.81	98%	Fisura no iniciada.	573	729
SPT25 (5,5 mm)	0.16	0.88	100%	Fisura no iniciada.	623	794
SPT28 (6,0 mm)	0.23	0.74	95%	Fisura no iniciada.	440	560

⁽¹⁾ Porcentaje de carga máxima en el punto de Interrupción de ensayo

Comparando las dos figuras se aprecia que los valores de tenacidad estimados a partir de la expresión (2.14) son inferiores a los proporcionados por la expresión (2.15). Esta diferencia radica en el coeficiente por el que se multiplica el CTOD en cada uno de los casos, tomando un valor de $\pi/4$ en el primer caso y un valor de 1 (correspondiente a tensión plana) en el segundo.

Por último, cabe destacar en ambas figuras que los resultados obtenidos en el rango del 95 al 100% de carga máxima se encuentran en la franja de los valores de tenacidad obtenidos para las probetas CT10 y CT5 cuyo comportamiento es más cercano a tensión plana que a deformación plana.

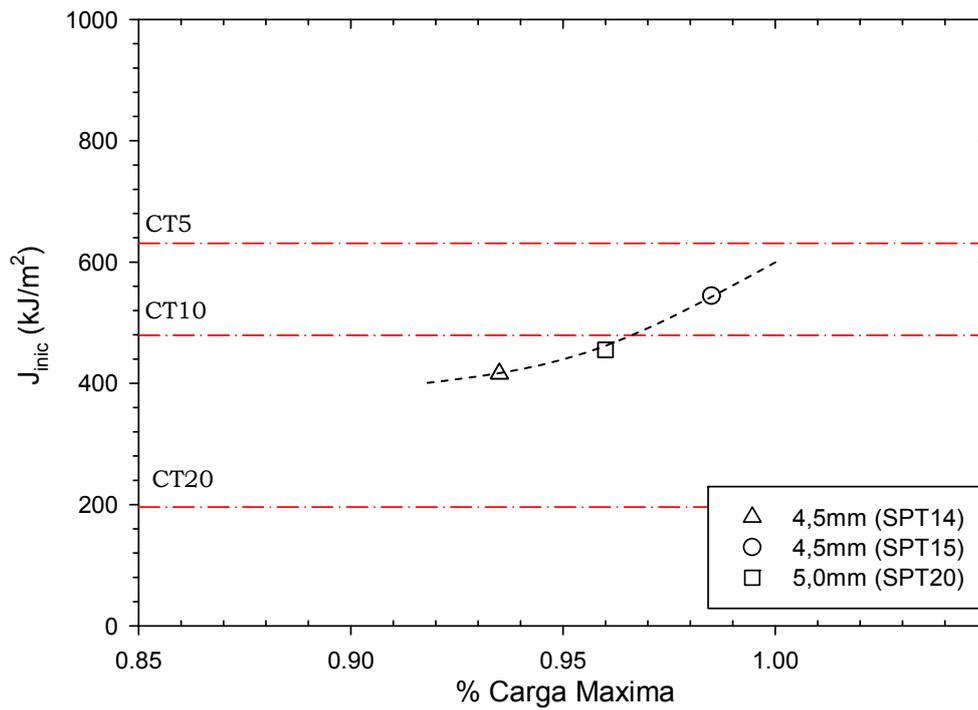


Figura 6.3 Valores J estimados en función del intervalo de carga máxima en cada ensayo P-SPT interrumpido a partir de la expresión (2.14).

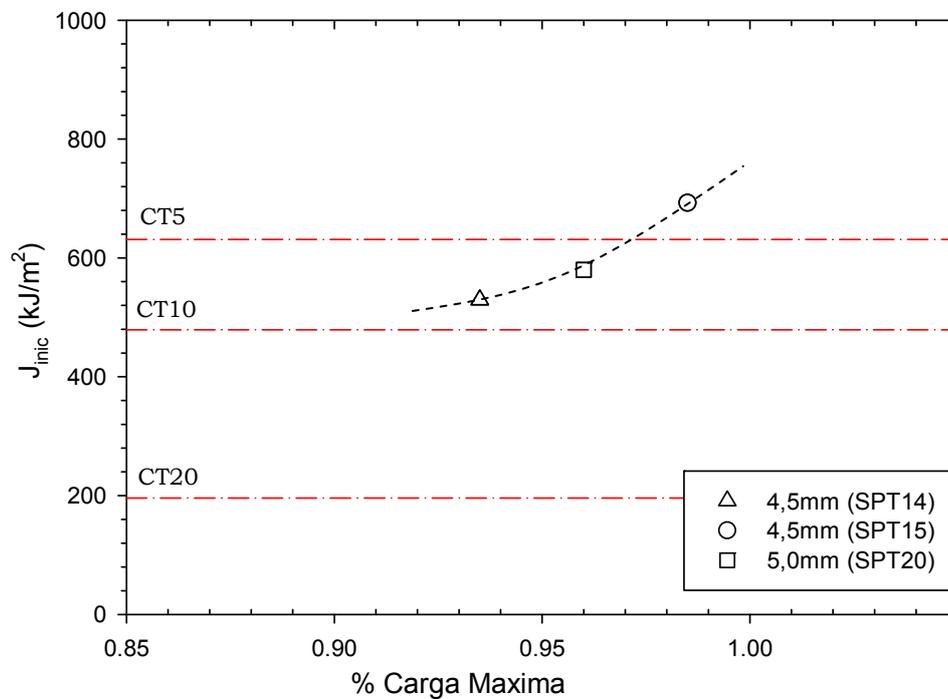


Figura 6.4 Valores J estimados en función del intervalo de carga máxima en cada ensayo P-SPT interrumpido a partir de la expresión (2.15).

6.4 Método 2: La tasa de liberación de energía

Para poder aplicar este método se calculará el área encerrada entre dos curvas SPT con distinta longitud de entalla, con el fin de obtener la energía disponible para hacer crecer la entalla correspondiente una distancia igual a la diferencia de longitudes y estimar con ello el valor de G .

Si se calcula la energía disponible encerrada hasta el momento del inicio de la propagación, dicha cantidad dividida por el área de avance de la fisura constituye la energía de fractura, relacionada con la J_{mic} .

En particular se ha aplicado a las probetas P-SPT entalladas desde 4.5 a 5.5 mm . Se ha supuesto que la propagación de fisura se produce desde 4.5 mm hasta 5 mm y desde 5 mm hasta 5.5 mm , ya que estas longitudes de entalla son las que hacen que la propagación se produzca en la dirección de la entalla, hecho comprobado a partir de los ensayos interrumpidos.

La Figura 6.5 y la Figura 6.6 muestran los valores de la tasa de liberación de energía G obtenidos en función del desplazamiento de punzón Δ de manera experimental y numérica para el intervalo de propagación 4.5-5 mm y 5-5.5 mm respectivamente. En ambas figuras, las curvas representadas son el resultado de las distintas combinaciones posibles entre las probetas P-SPT empleadas. Cabe destacar que todas ellas tienen la misma tendencia que se podría asemejar a una función parabólica.

A partir de estas curvas $G-\Delta$ es factible estimar el valor de tenacidad para un determinado valor de desplazamiento del punzón relacionado con el inicio de la propagación. En concreto se van a estudiar los valores de Δ correspondientes a cada pareja de probetas para distintos niveles de carga referidos al porcentaje de carga máxima (90, 95 y 100%) de la probeta con menor longitud de entalla de la pareja analizada. Los valores de tenacidad estimados de esta manera se recogen en la Tabla 6.3.

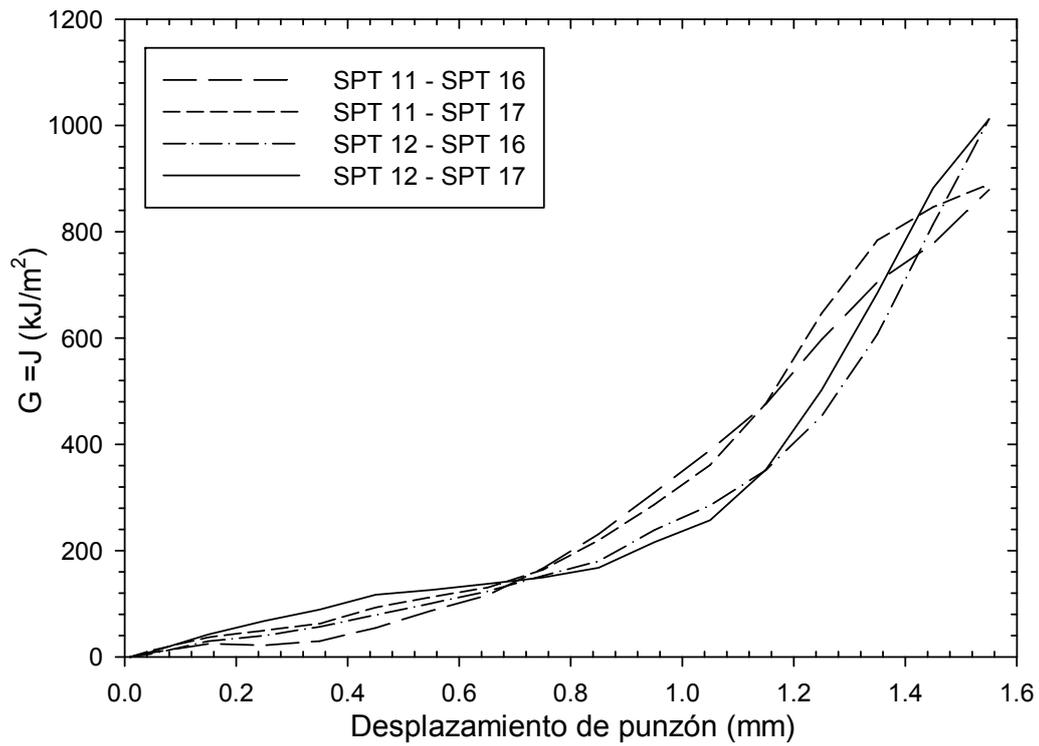


Figura 6.5 Tasa de liberación de Energía (G) y tenacidad a partir de las curvas experimentales y simuladas con intervalo de propagación 4.5-5 mm .

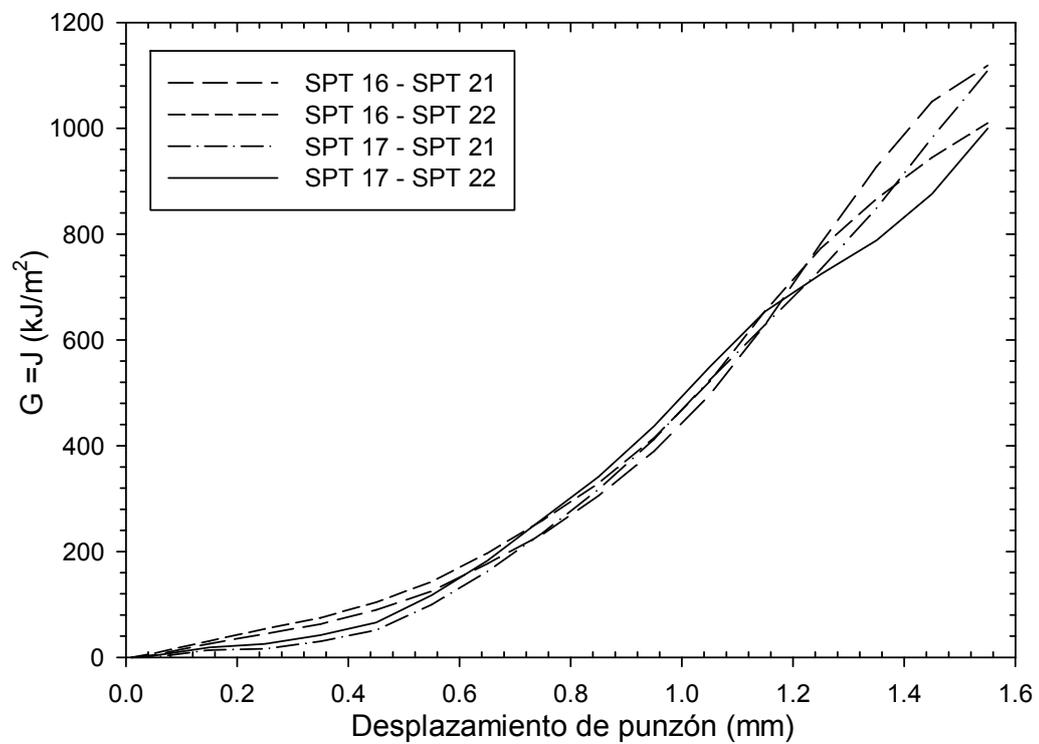


Figura 6.6 Tasa de liberación de Energía (G) y tenacidad a partir de las curvas experimentales y simuladas con intervalo de propagación 5-5.5 mm .

Tabla 6.3 Valores de J estimados a partir del método de la tasa de liberación de energía.

Intervalo de propagación	Parejas de probetas P-SPT	$J_{inic} [kJ/m^2]$		
		90% P_{max}	95% P_{max}	100% P_{max}
4.5-5 mm	SPT 11-SPT 16	377	456	608
	SPT 11-SPT 17	350	450	660
	SPT 12-SPT 16	335	424	622
	SPT 12-SPT 17	329	459	700
5-5.5 mm	SPT 16-SPT 21	403	496	641
	SPT 16-SPT 22	428	521	644
	SPT 17-SPT 21	359	435	548
	SPT 17-SPT 22	383	460	573

Al igual que con los resultados del método anterior los valores de tenacidad de la Tabla 6.3 se han representado en función del porcentaje de carga máxima, dando lugar a la Figura 6.7 para el intervalo de propagación 4.5-5 mm y a la Figura 6.8 para el intervalo 5-5.5 mm. En ambas figuras se puede observar como los valores de tenacidad comprendidos entre el 95 y el 100% de carga máxima se encuentran dentro de la franja definida por los valores de tenacidad en las probetas CT10 y CT5.

De nuevo aparece una tendencia ascendente de los valores de tenacidad en función del porcentaje de carga máxima con la salvedad de que en esta ocasión dicha tendencia podría ajustarse con una función parabólica. Este hecho es debido a que las curvas $G-\Delta$, de las que provienen los valores de tenacidad, presentan la misma tendencia.

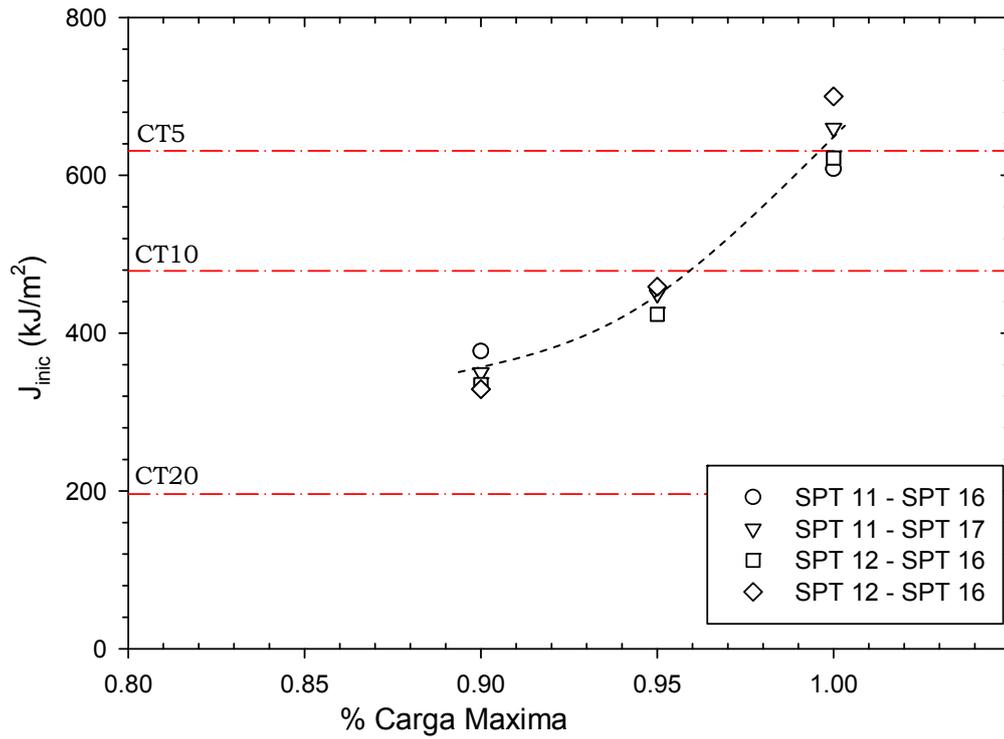


Figura 6.7 Representación gráfica de los valores de J a partir del método de la tasa de liberación de energía, para intervalos de propagación 4.5-5 mm .

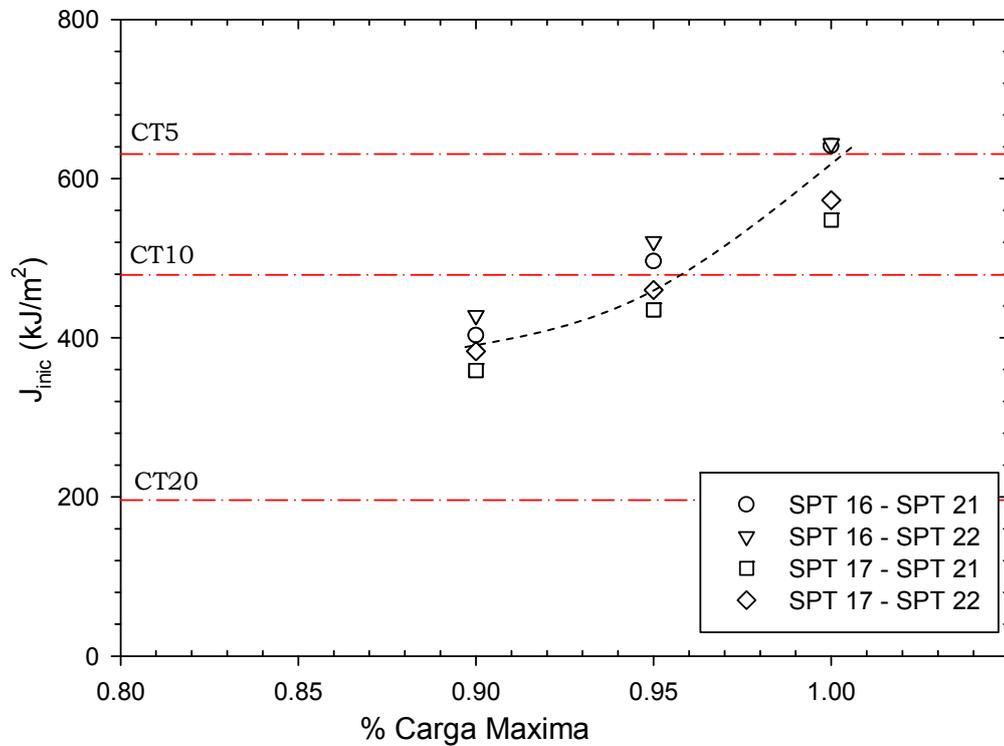


Figura 6.8 Representación gráfica de los valores de J a partir del método de la tasa de liberación de energía, para intervalos de propagación 5-5.5 mm .

6.5 Método 3: Cálculo numérico directo con probetas P-SPT

Como se ha comentado anteriormente, el software ABAQUS incorpora el cálculo de la integral J en base a una serie de contornos de integración definidos por el usuario. De nuevo, se han utilizado las probetas P-SPT con longitud de entalla 4.5, 5 y 5.5 mm, dado que son las que experimentan la propagación de fisura en la dirección de la entalla.

Se han evaluado diez contornos de integración permitiendo obtener los resultados de la integral J en función del desplazamiento del punzón. Dichos resultados aparecen recogidos en la Figura 6.9, Figura 6.10 y Figura 6.11 para cada una de las longitudes de entalla estudiadas.

A medida que aumenta el número del contorno de integración el valor de la integral J aumenta ligeramente, debido a la utilización de la opción de grandes deformaciones durante la simulación numérica [141].

Teniendo en cuenta que la propagación de fisura se va a producir en el entorno del 90-100% de la carga máxima del ensayo y que se conoce el valor del desplazamiento del punzón en dicho instante se puede, mediante las curvas $J - \Delta$, establecer un valor de J_{mic} .

La Tabla 6.4 recoge estos valores de J_{mic} teniendo en cuenta que el desplazamiento del punzón para cada porcentaje de carga máxima se ha determinado como el valor medio de las curvas experimentales, para cada una de las longitudes de entalla analizadas (4.5, 5 y 5.5 mm).

Los valores de J_{mic} de la tabla anterior se han representado en función del porcentaje de carga máxima en la Figura 6.12. Al igual que sucedía en los dos métodos analizados anteriormente los resultados siguen una tendencia ascendente y se encuentran en la franja definida por los valores de tenacidad de las probetas CT10 y CT5.

También se puede observar en la Figura 6.12 como a medida que aumenta la longitud de entalla analizada aumenta el valor de tenacidad para el mismo porcentaje de carga máxima analizado. Para cada longitud de entalla la tendencia es semejante a la observada en la curva $J - \Delta$ correspondiente.

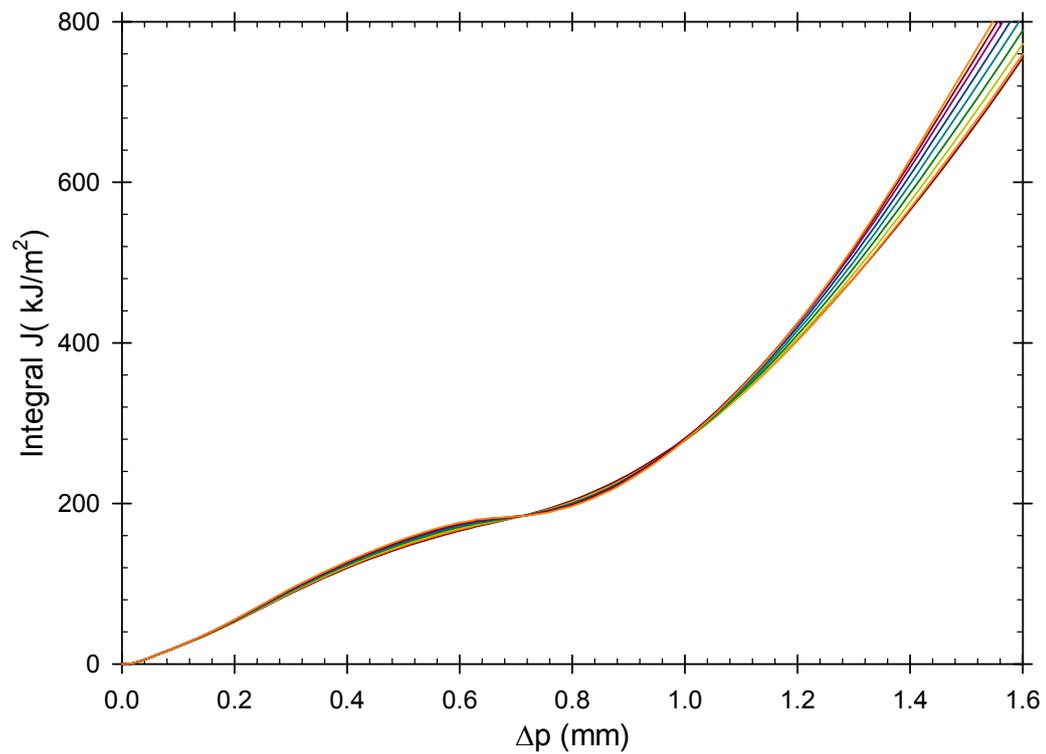


Figura 6.9 Valor de la integral J para 10 contornos de integración frente al desplazamiento del punzón en la probeta P-SPT con entalla 4.5 mm .

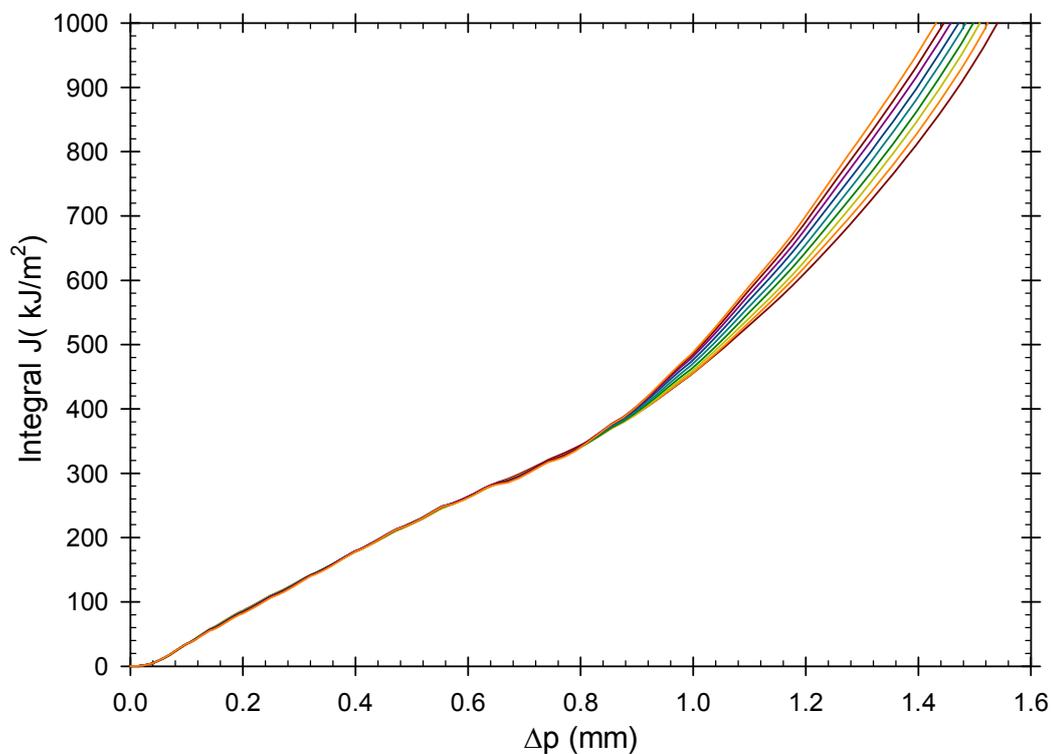


Figura 6.10 Valor de la integral J para 10 contornos de integración frente al desplazamiento del punzón en la probeta P-SPT con entalla 5 mm .

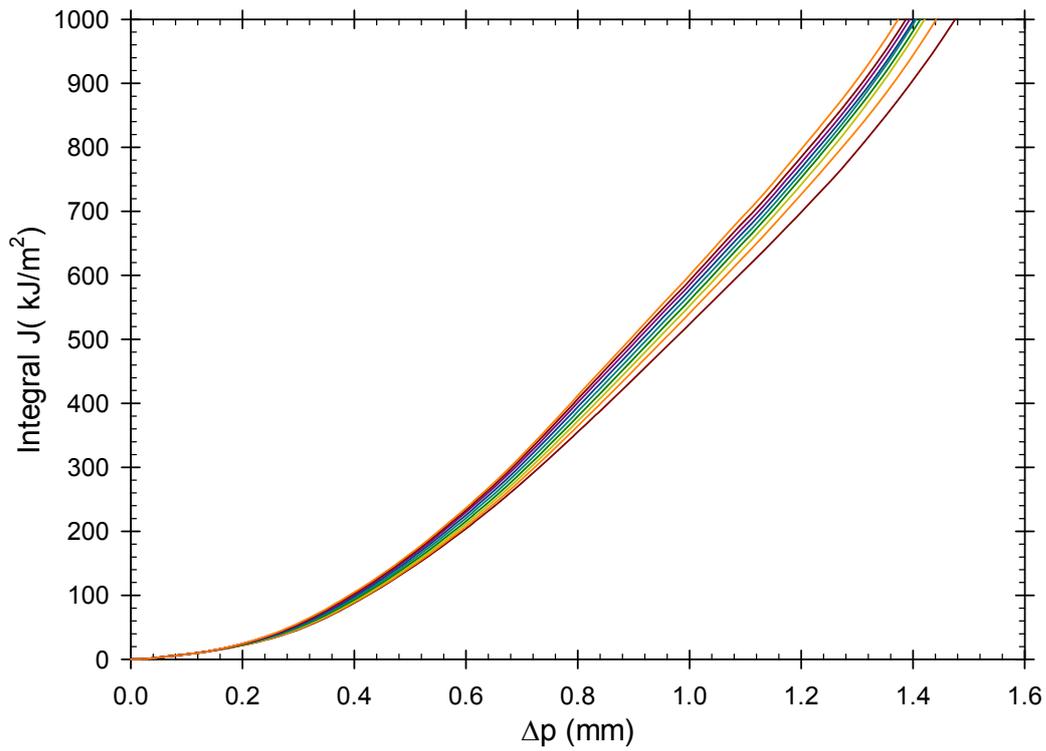


Figura 6.11 Valor de la integral J para 10 contornos de integración frente al desplazamiento del punzón en la probeta P-SPT con entalla 5.5 mm.

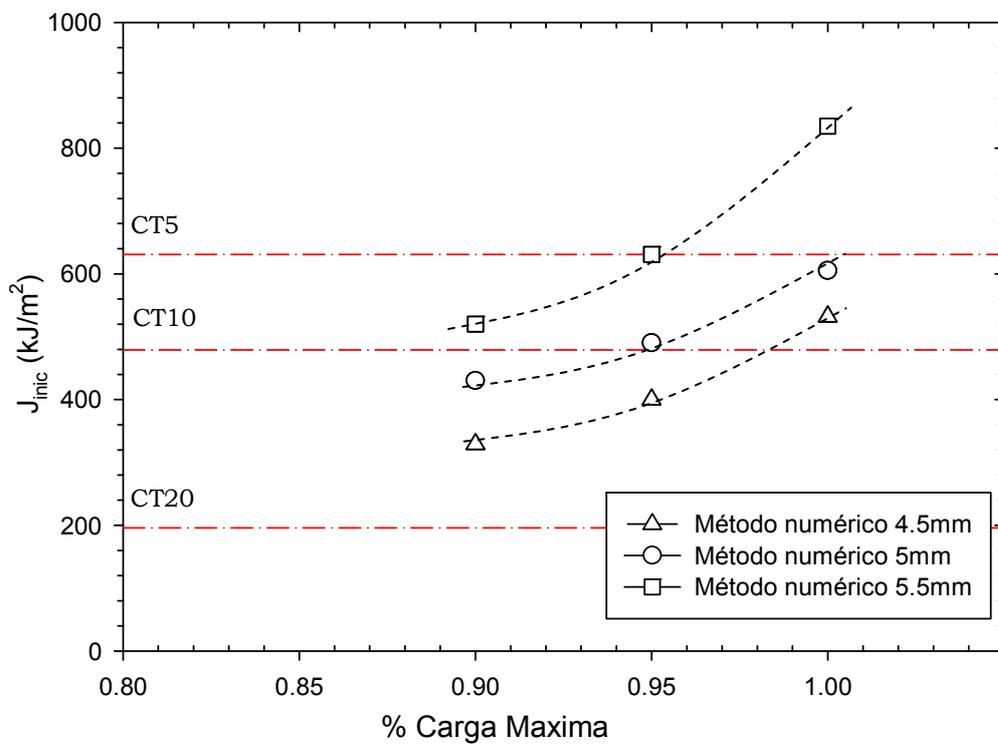


Figura 6.12 Representación gráfica de los valores de J a partir del cálculo numérico directo con probetas P-SPT.

Tabla 6.4 Valores de J del contorno 10, estimados a partir del cálculo numérico directo con probetas P-SPT para 90, 95 y 100% de carga máxima.

Longitud de entalla	Tenacidad J [kJ/m^2]		
	90% P_{max}	95% P_{max}	100% P_{max}
4.5 mm	329	400	532
5 mm	430	490	605
5.5 mm	520	631	835

6.6 Método 4: Cálculo numérico indirecto con probetas CT

La aplicación de este método está basada en la simulación numérica hasta rotura de las probetas CT. El modelo de daño empleado en el presente apartado ha sido el modelo de GTN y de nuevo se ha trabajado con el software ABAQUS.

Para la identificación de los parámetros del modelo se han utilizado los resultados experimentales de las probetas SPT entalladas correspondientes a una longitud de entalla inicial de 5 mm ya que, como se ha comentado en el métodos anteriores, es el valor medio de las longitudes de entalla que exhiben una propagación de la fisura en la dirección de la entalla. Concluido este paso previo será posible simular las probetas CT hasta rotura permitiendo de esta manera la estimación de la curva $J - \Delta$ y de los parámetros de fractura convencionales del material.

6.6.1 Identificación de los parámetros del modelo de daño de GTN

Una vez seleccionada la longitud de entalla (5 mm) con la que identificar los parámetros del modelo de daño de GTN y teniendo en cuenta que en el Capítulo 4- Metodología se ha justificado convenientemente el valor de algunos de ellos (q_1 , q_2 , q_3 , f_0 , ε_n , s_n y f_F), los cuales son considerados como constantes (Tabla 6.5), tan sólo quedan por identificar los parámetros f_n y f_c .

Según las características propias del material, que lo hacen altamente denso y homogéneo, el valor de f_n de éste tipo de materiales puede estar comprendido entre 0.001 y 0.1 [138].

Haciendo uso de las curvas carga-desplazamiento experimentales disponibles de las probetas P-SPT con entalla de 5 *mm* es posible establecer un ajuste numérico-experimental para determinar los valores de f_n y f_c . Según se ha podido comprobar un valor de f_n de 0.001 es el que mejor ajusta los resultados experimentales. Una vez fijado f_n se puede obtener el valor de f_c , mediante iteración, que permita un ajuste numérico aceptable. De esta forma se ha establecido que un valor de $f_c = 0.0013$ es el que proporciona un mejor ajuste.

La Tabla 6.5 recoge los parámetros del modelo de daño de GTN identificados, con los que se trabajará de aquí en adelante para llevar a cabo las simulaciones hasta rotura en las probetas P-SPT y CT.

Un ejemplo de cómo evoluciona el fallo durante la simulación numérica gracias a la implementación del modelo de daño de GTN se ha representado en la Figura 6.13, donde se puede observar como se reproduce adecuadamente el comportamiento de la probeta P-SPT con entalla de 5 *mm* en diferentes instantes del ensayo miniatura de punzonado.

Las curvas carga-desplazamiento experimentales y numéricas para esta probeta se muestran en la Figura 6.14 donde queda patente el buen ajuste obtenido a partir de los parámetros del modelo de daño de GTN identificados. Esta buena correlación se observa de nuevo si se compara la rotura final de la probeta experimental con la prevista por la simulación numérica (Figura 6.15).

Por último en este apartado, se ha analizado el rango de validez del procedimiento presentado para la identificación de parámetros del modelo de daño de GTN mediante la simulación de probetas P-SPT con otras longitudes de entalla. La Figura 6.16 y la Figura 6.18 muestran las curvas carga-desplazamiento experimentales y numéricas para las probetas P-SPT con entalla de 4.5 y 5.5 *mm* respectivamente, donde de nuevo se obtiene un buen ajuste de los resultados experimentales.

Al igual que con la longitud de entalla de 5 mm se ha comparado la rotura final experimental con la prevista por la simulación (Figura 6.17 y Figura 6.19) logrando una vez más excelentes predicciones del comportamiento en rotura de las probetas P-SPT entalladas.

Con los parámetros de daño recogidos en la Tabla 6.5 se va a abordar el siguiente paso de la metodología, donde dichos parámetros serán utilizados para la simulación numérica de probetas CT de diferentes anchuras. De esta manera será posible estimar el comportamiento a fractura de cada una de ellas, comparándolo en última instancia con el observado mediante ensayos experimentales.

Tabla 6.5 Parámetros de daño identificados del modelo de GTN.

Parámetros del modelo de daño de GTN		Valor
<i>Constitutivos</i>	q_1	1.5
	q_2	1
	q_3	2.25
<i>Nucleación</i>	f_0	0
	ε_n	0.1
	s_n	0.01
	f_n	0.01
<i>Coalescencia</i>	f_c	0.0013
	f_F	0.15

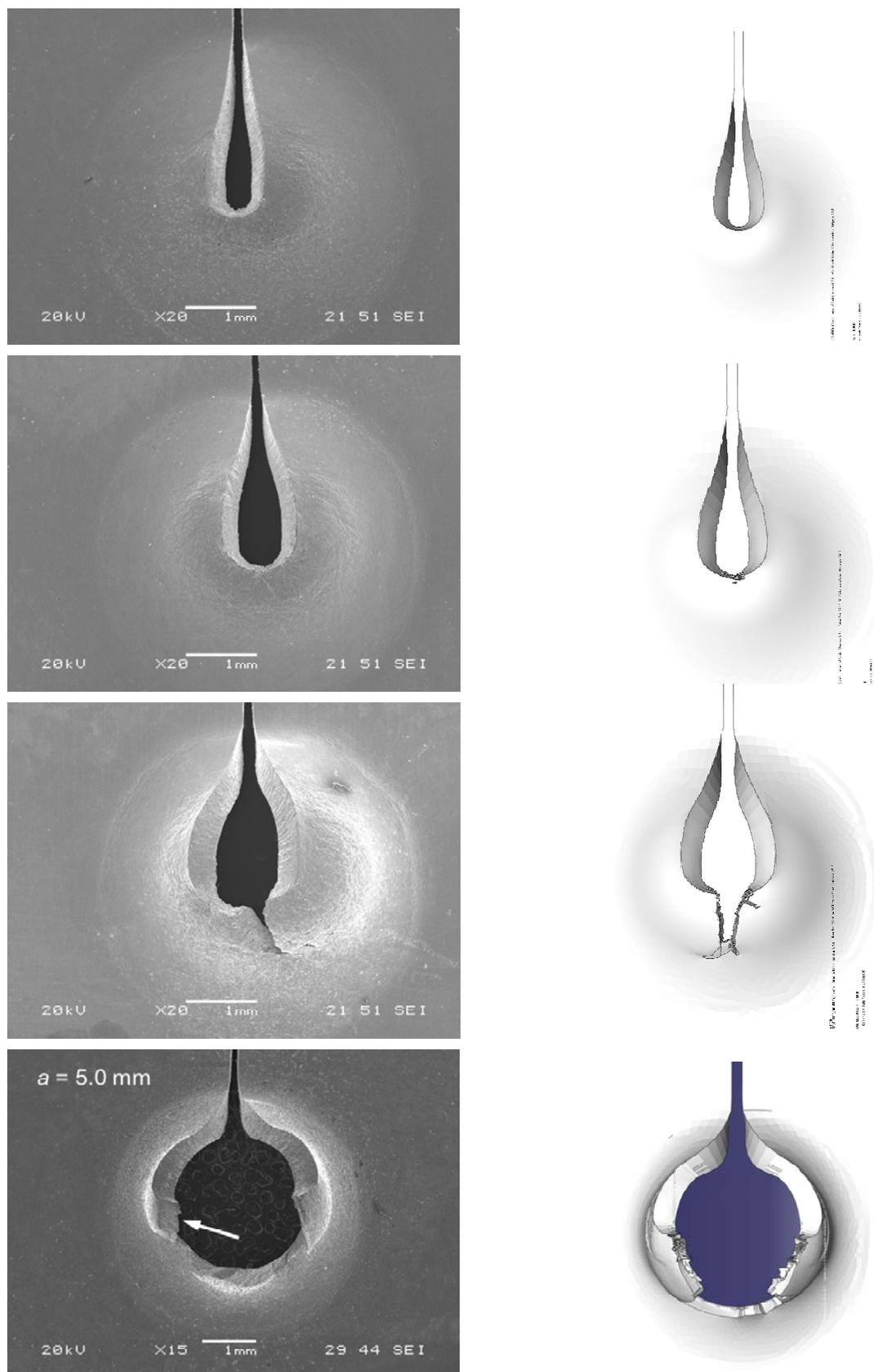


Figura 6.13 Evolución del fallo en probeta P-SPT con entalla de 5 mm .

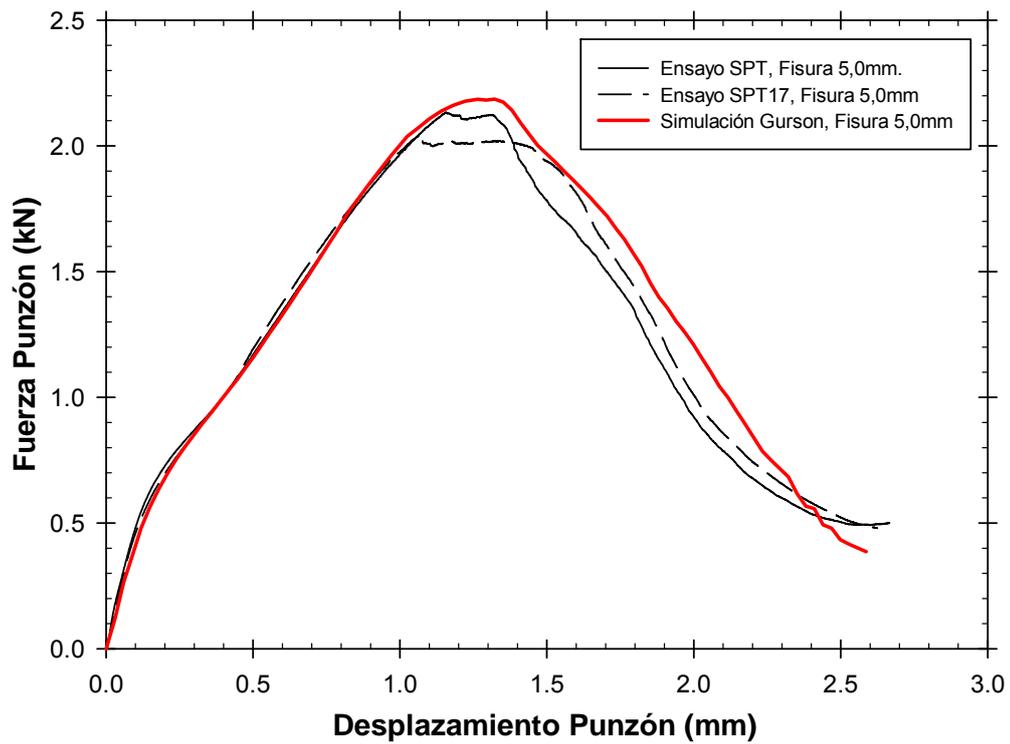


Figura 6.14 Curvas carga-desplazamiento numérico-experimentales de las probetas P-SPT con entalla de 5 mm .

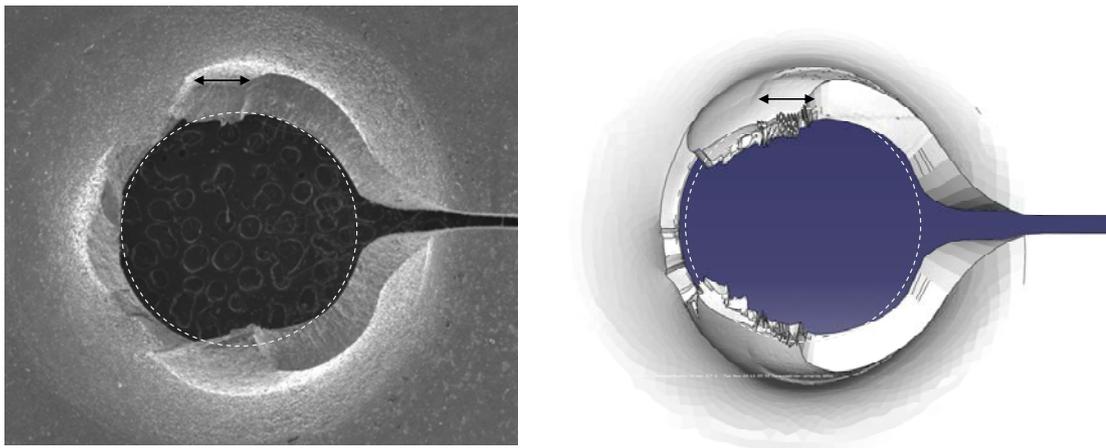


Figura 6.15 Rotura final experimental y simulada de las probetas P-SPT con entalla de 5 mm .

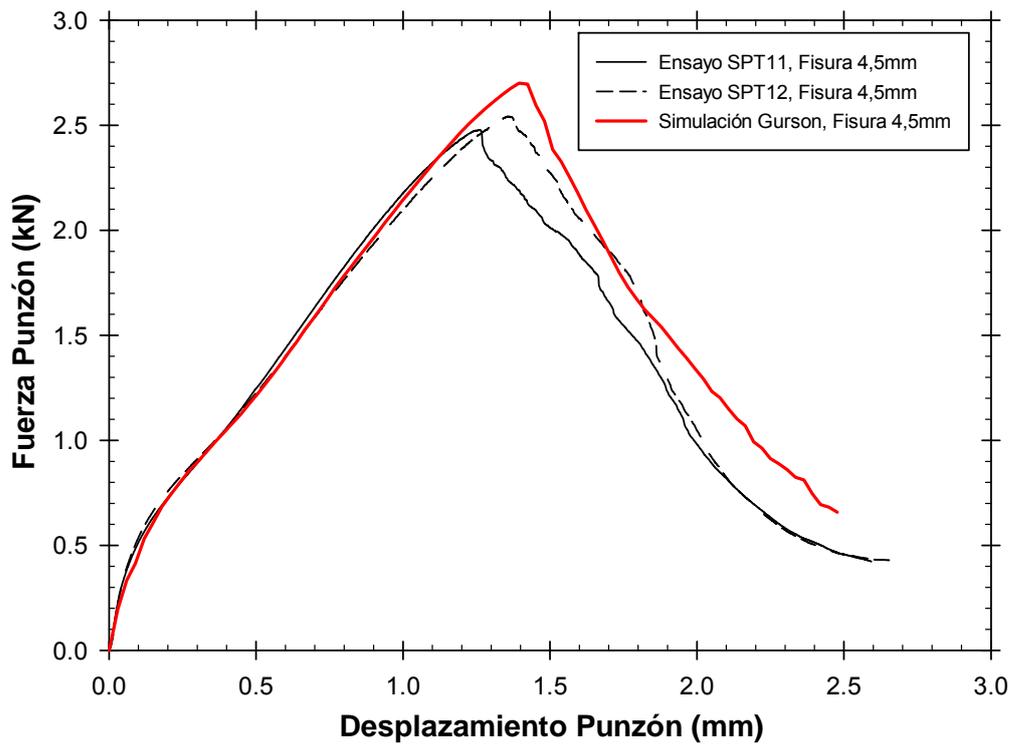


Figura 6.16 Curvas carga-desplazamiento numérico-experimentales de las probetas P-SPT con entalla de 4.5 mm .

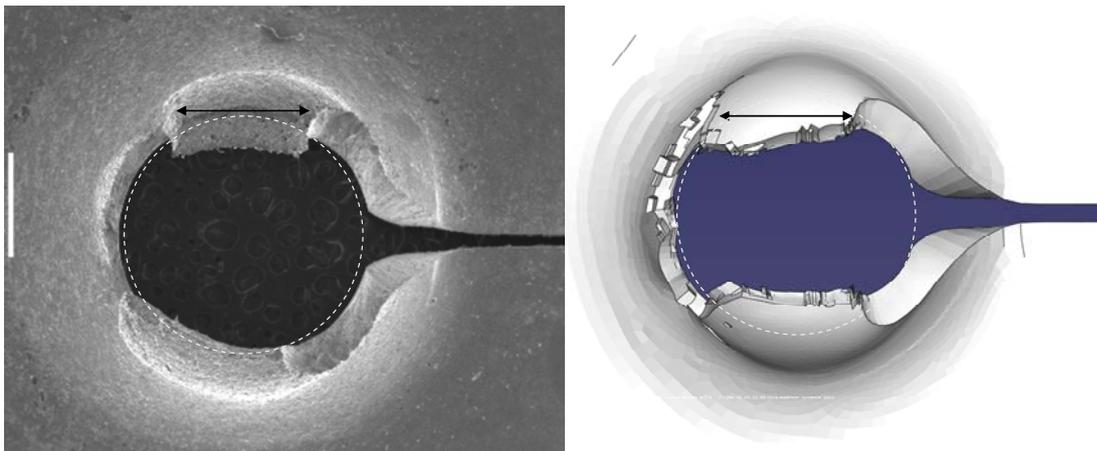


Figura 6.17 Rotura final experimental y simulada de las probetas P-SPT con entalla de 4.5 mm .

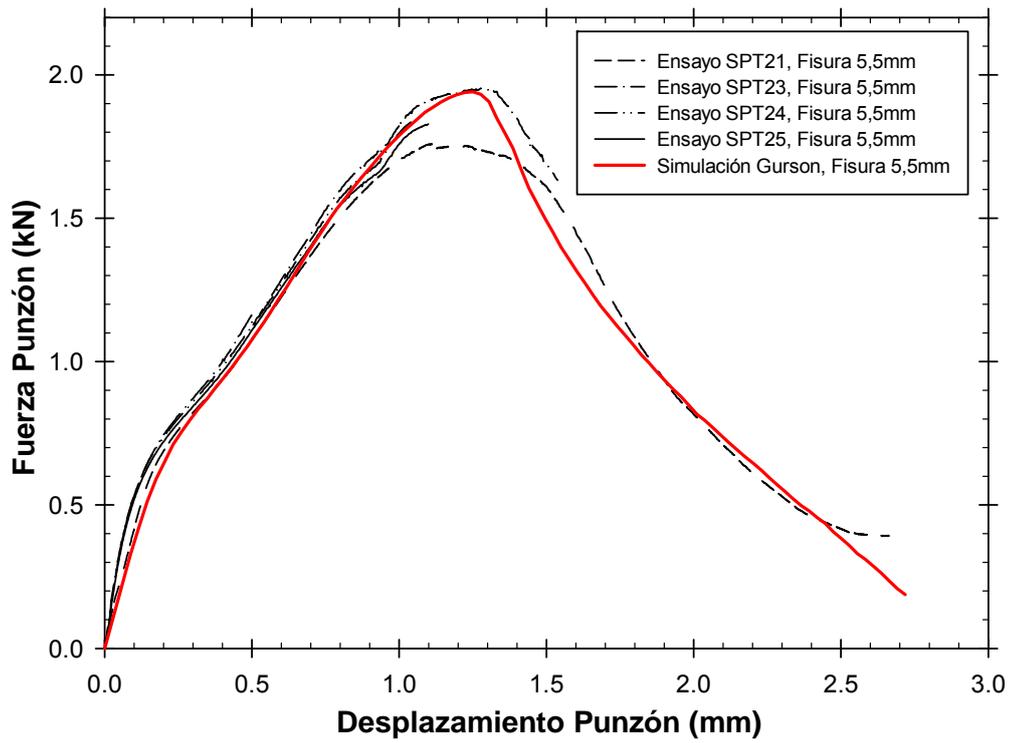


Figura 6.18 Curvas carga-desplazamiento numérico-experimentales de las probetas P-SPT con entalla de 5.5 mm .

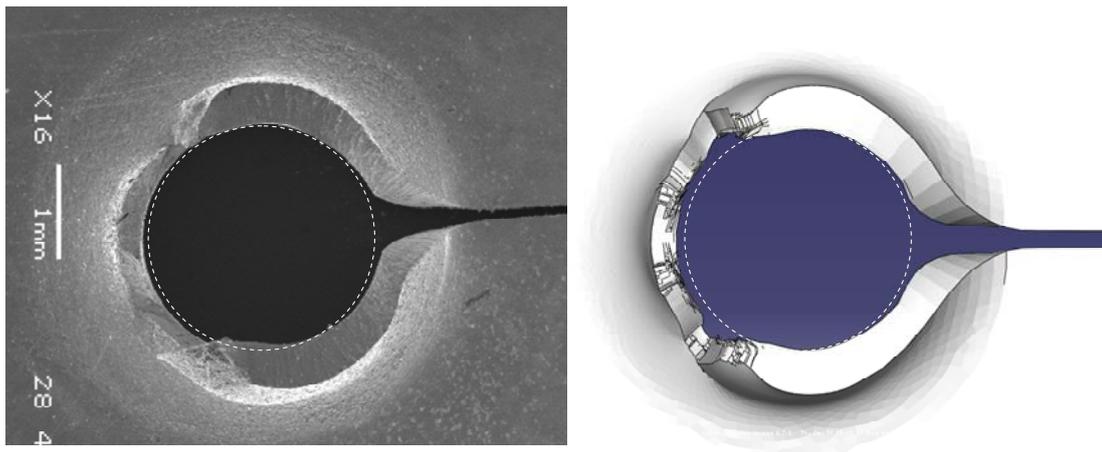


Figura 6.19 Rotura final experimental y simulada de las probetas P-SPT con entalla de 5.5 mm .

6.6.2 Método numérico indirecto a partir de probetas CT

Una vez identificados los parámetros del modelo de daño de GTN se han implementado en la simulación de probetas CT donde el ancho de probeta se ha variado, tomando los valores de 5, 10 y 20 mm. Tal y como se ha comentado anteriormente han sido dos los modelos numéricos de probeta CT utilizados para modelar la zona en la que se producirá el fallo. Uno empleando un mallado estructurado y el otro a partir de un mallado desestructurado con el que no se condiciona la propagación de la fisura. Se han usado ambos mallados con el objetivo de analizar la dispersión de los resultados en función del mallado empleado.

Concluido el cálculo numérico es posible extraer del fichero de resultados la información relativa al valor de carga y a los elementos que han ido alcanzando progresivamente la rotura con el objetivo de poder representar la tenacidad frente al incremento de fisura Δa .

Desde la Figura 6.20 a la Figura 6.22, se muestran los resultados obtenidos en ensayo y simulación, para cada una de las anchuras de probeta empleadas. En todas ellas se observa una buena relación $J - \Delta a$ entre ensayo y simulación en la zona inicial de la curva correspondiente al enromamiento de la punta de fisura de la probeta CT.

Sin embargo, en la zona correspondiente a la evaluación de la J de iniciación no se reproducen fielmente los resultados experimentales. En el caso de las probetas CT5 y CT10 se ha comprobado que es debido al prematuro fallo de los elementos en el entorno de la punta de fisura en la simulación numérica con lo que la fisura avanza rápidamente y la capacidad de carga de la probeta CT se ve disminuida notablemente. De este modo los resultados simulados de J para un determinado Δa son menores que los esperados.

Todo lo contrario sucede con la probeta CT20 donde los valores estimados mediante simulación numérica son superiores a los obtenidos experimentalmente, debido en parte a que los parámetros del modelo de daño identificados no son capaces de reproducir fielmente las condiciones de deformación plana presentes para este tamaño de probeta.

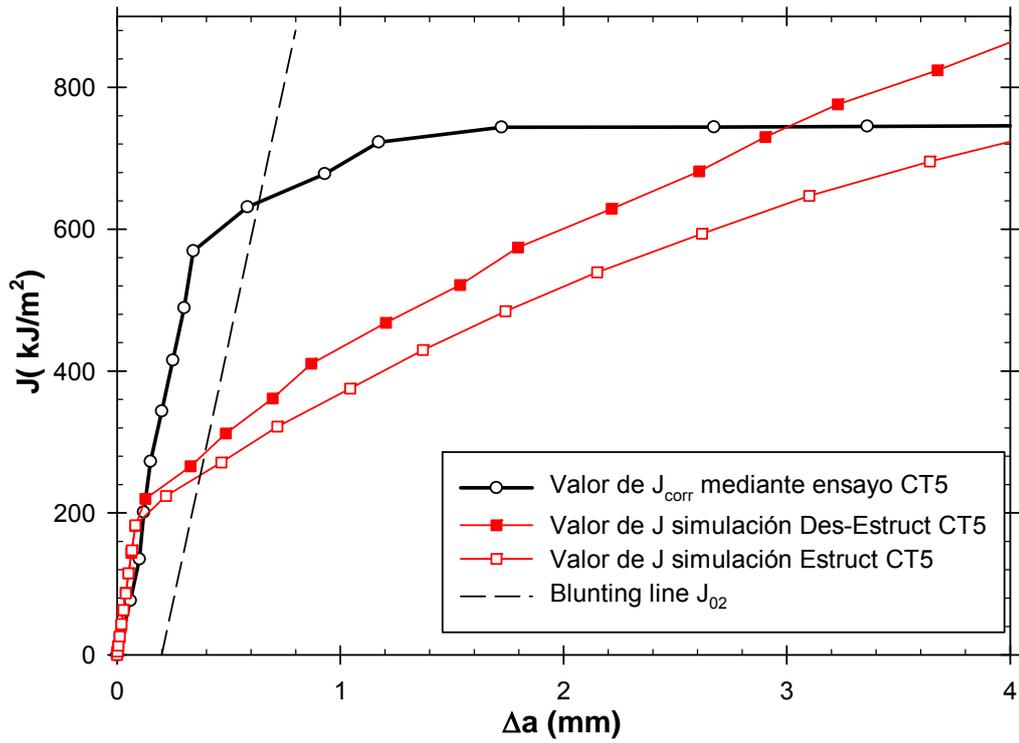


Figura 6.20 Curvas $J - \Delta a$ experimental y simuladas para la probeta CT5.

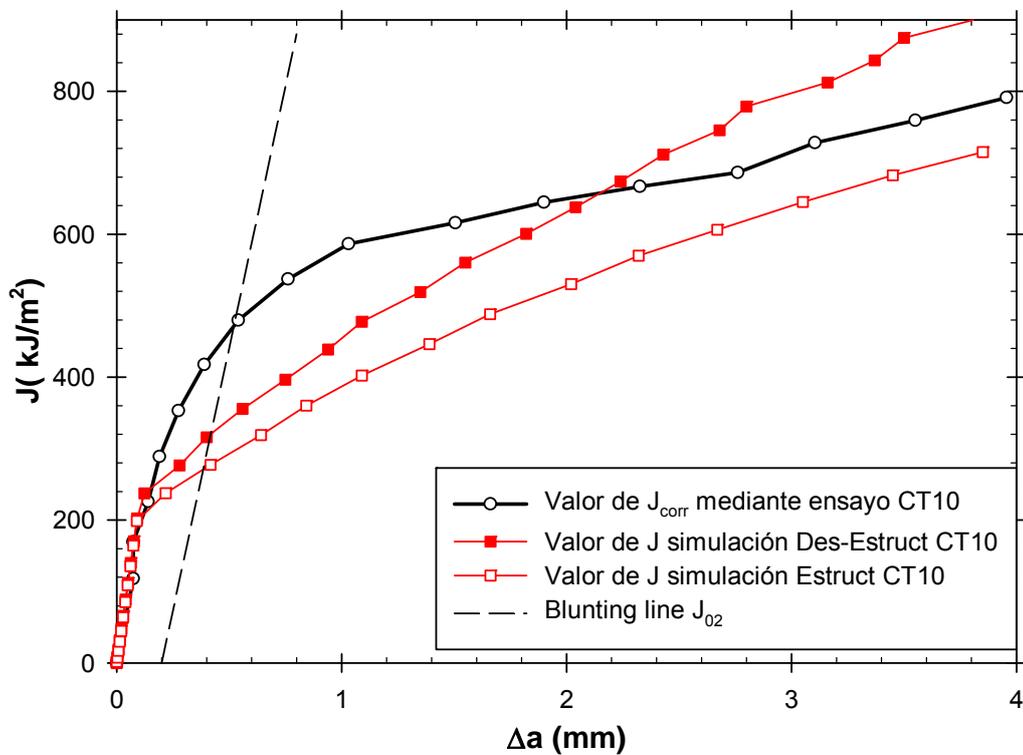


Figura 6.21 Curvas $J - \Delta a$ experimental y simuladas para la probeta CT10.

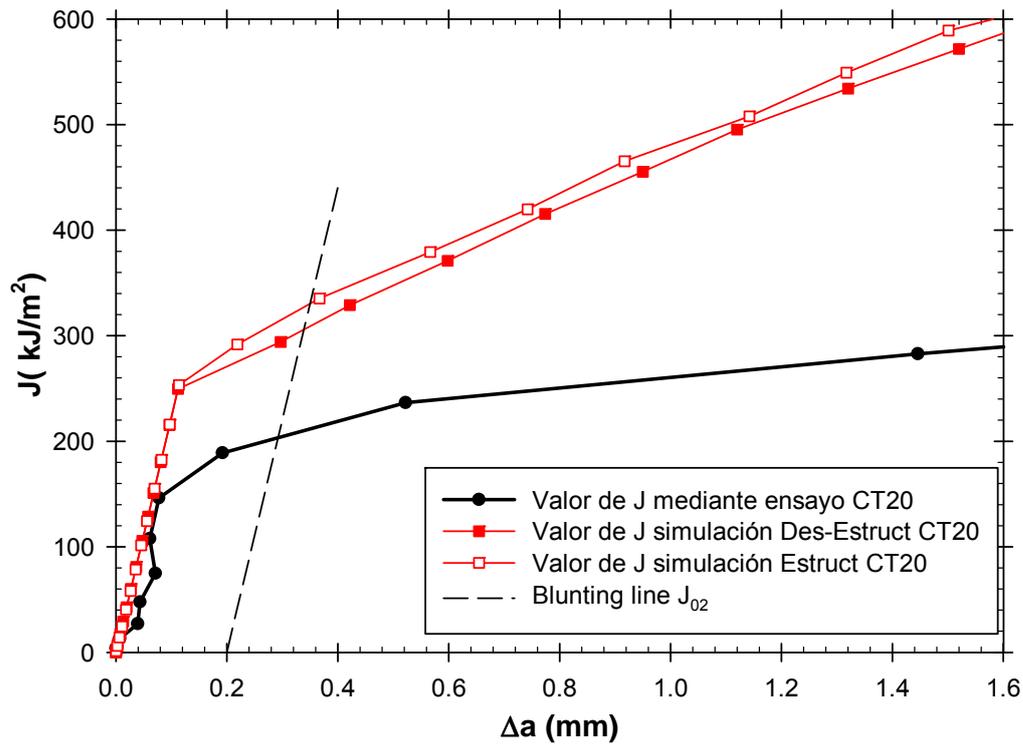


Figura 6.22 Curvas $J - \Delta a$ experimental y simuladas para la probeta CT20.

En las tres figuras anteriores se han identificado los puntos de corte de las curvas $J - \Delta a$ con la blunting line, obteniendo los valores de tenacidad recogidos en la Tabla 6.6. Por último, cabe destacar que la diferencia entre los valores estimados por los dos modelos numéricos (mallado estructurado y desestructurado) es mucho menor que la existente con los datos experimentales pudiendo llegar a la conclusión de que no hay grandes variaciones en los resultados obtenidos en función del modelo numérico empleado.

Tabla 6.6 Valores de J en las probetas CT.

Probeta CT	Tenacidad J [kJ/m^2]		
	Experimental	Simulación mallado estructurado	Simulación mallado desestructurado
CT5	638	254	286
CT10	472	272	318
CT20	196	330	303

6.7 Análisis de resultados

A pesar de haber analizado individualmente los resultados de tenacidad, obtenidos con cada uno de los métodos empleados para su estimación, en este apartado se va a comparar conjuntamente los resultados anteriores permitiendo tener una visión más general del alcance de cada uno de los métodos propuestos.

La Figura 6.23 agrupa las curvas de ajuste establecidas a partir de los tres primeros métodos (CTOD, tasa de liberación de energía y cálculo directo a partir de probetas P-SPT) así como los valores obtenidos con el método 4 (cálculo indirecto a partir de probetas CT). En esta figura se puede observar una tendencia muy similar de los tres primeros métodos, aunque los resultados numéricos son ligeramente diferentes.

Teniendo en cuenta que, de manera general, el inicio de propagación se considera en el punto de carga máxima de la curva carga-desplazamiento (100% de carga máxima) y que la probeta CT5 es la más próxima a tensión plana es posible identificar en la Figura 6.23 los métodos y tipos de probetas P-SPT que estiman un valor de J_{inic} similar al de las condiciones de tensión plana, los cuales se enumeran a continuación:

- Método 1 aplicando las expresiones (2.14) y (2.15) con cualquier tipo de probeta SPT entallada.
- Método 2 con cualquiera de los dos intervalos de variación analizados (4.5-5 mm y 5-5.5 mm).
- Método 3 con probeta P-SPT con longitud de entalla 5 mm.

En esa misma figura, se puede observar que el método 3 al 95% de carga máxima en la probeta P-SPT con longitud de entalla 5.5 mm estima un valor de J_{inic} similar al de los casos anteriores.

También, cabe destacar que el método 4 proporciona valores de J_{inic} comprendidos en la franja definida por las probetas CT10 y CT20, con muy poca variación entre ellos a pesar de que las anchuras de las probetas CT simuladas (5, 10 y 20 mm) son muy distintas. Este hecho es debido, como se ha comentado

anteriormente, al prematuro fallo de los elementos del entorno de fisura en las probetas CT5 y CT10, las cuales alcanzan la porosidad final f_F rápidamente haciendo que la capacidad resistente de la misma decaiga bruscamente, impidiendo de esta manera estimar un valor de J_{inic} más acorde con el ancho de probeta simulado.

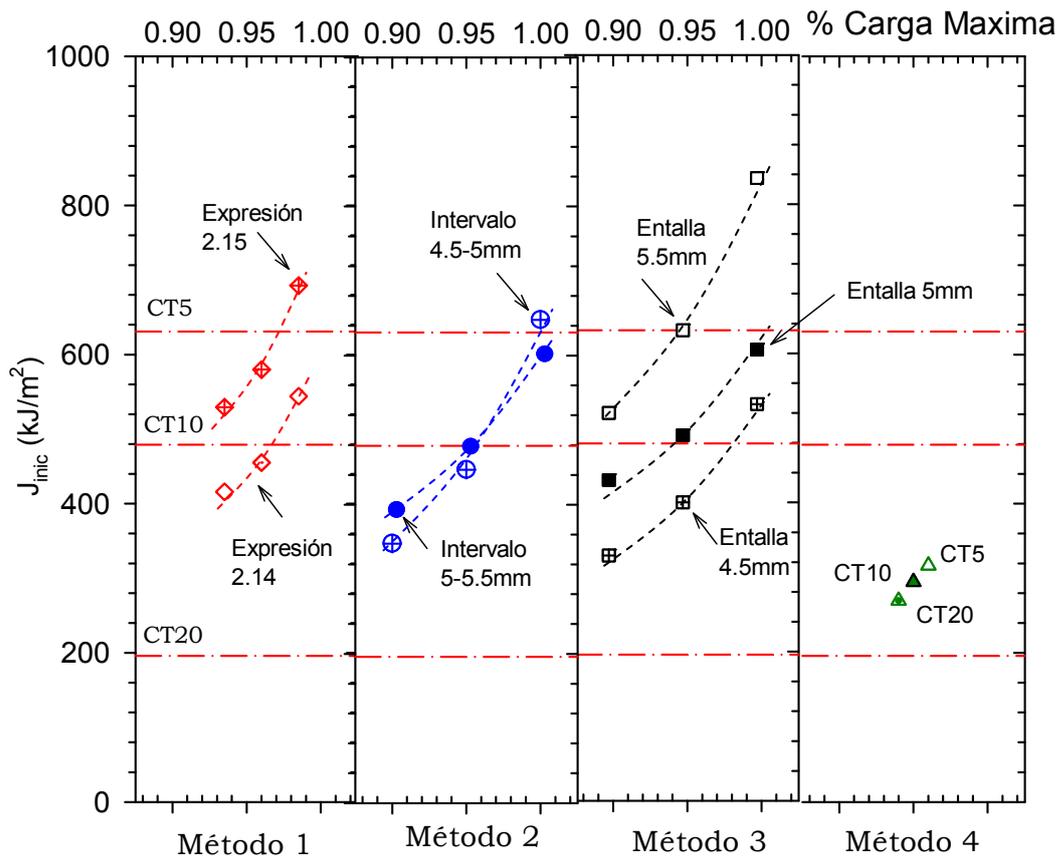


Figura 6.23 Análisis conjunto de los resultados obtenidos.

En consecuencia, se puede concluir que el método 4 requiere de un ajuste más preciso de los parámetros, que tenga en cuenta las diferencias de triaxialidad y confinamiento entre la probeta SPT y la probeta CT. Desde un punto de vista ingenieril el método basado en el área bajo la curva es bastante adecuado, pero precisa de ensayos en dos longitudes de entalla diferentes. El método 3, presenta el inconveniente de la variabilidad de la J_{inic} en función de la longitud de entalla simulada. Y finalmente, el método 1, basado en el CTOD, es complicado de aplicar dado que requiere interrumpir el ensayo en el punto de inicio de propagación.

CAPÍTULO 7

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

7.1 Conclusiones

Como se ha comentado anteriormente, el presente trabajo viene motivado por la necesidad de dar solución al problema que presenta la determinación de las propiedades a fractura, en aquellos casos en los que no se dispone de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados.

Se ha estudiado la viabilidad del empleo del ensayo miniatura de punzonado para tal fin, habiéndose utilizado probetas SPT de dimensiones $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$, la mayoría de ellas entalladas previamente a su ensayo mediante microcorte por láser (probetas P-SPT).

Para la estimación de las propiedades a fractura se han analizado diversas metodologías basadas en la medición del CTOD, la determinación de la tasa de liberación de energía, en el cálculo numérico directo de la integral J a partir de probetas P-SPT y en un cálculo numérico indirecto, basado en modelos de aproximación local, de probetas CT, que se cimienta en la identificación de los parámetros del modelo de daño de GTN con los que simular el comportamiento hasta rotura del material a partir de las probetas SPT.

Las principales conclusiones que se derivan de la presente Tesis se resumen en los siguientes párrafos.

7.1.1 De las técnicas y resultados experimentales

- Se ha empleado la técnica de microcorte por láser para el mecanizado de las entallas iniciales de las probetas P-SPT, generando una entalla inicial del tipo longitudinal pasante. Se han realizado entallas cuyas longitudes están comprendidas entre 4 y 6 *mm*. Se debe medir con precisión la longitud de entalla inicial ya que como se ha podido comprobar tiene gran influencia en la forma de rotura final de la probeta miniatura y en los resultados obtenidos.
- La realización de ensayos interrumpidos ha permitido conocer en detalle el proceso de propagación de fisura en las probetas P-SPT. Gracias al análisis SEM y a los ensayos interrumpidos realizados ha sido posible identificar la evolución de la propagación de la entalla desde su iniciación hasta su rotura final en función de la longitud inicial mecanizada.
- Los ensayos interrumpidos realizados han permitido observar que el inicio de propagación se produce en el entorno de carga máxima (entre el 90-100% según la entalla inicial) y que tiene lugar en la punta de la entalla mecanizada en la probeta P-SPT.
- Se ha concluido que existe un rango de variación de la longitud de entalla para el cual la propagación se inicia en la dirección de la entalla, definido entre la longitud de entalla de 4.5 *mm* y la de 5.5 *mm*. Se ha observado que para valores inferiores a 4.5 *mm* la propagación se produce de forma circunferencial, mientras que para valores superiores a 5.5 *mm* se produce un enroscamiento de la punta de la entalla lo que permite el paso del punzón debido a la gran deformación que sufre la probeta.

7.1.2 De la simulación numérica

- En todas las simulaciones llevadas a cabo en la presente Tesis el software empleado ha sido ABAQUS. Para el caso del SPT, el punzón y las matrices se han considerado como elementos rígidos ya que las deformaciones que sufren durante el ensayo pueden considerarse despreciables frente a las que aparecen en la probeta miniatura.

- Tanto en las simulaciones de probetas SPT y CT se han utilizado elementos hexaédricos, donde el tamaño de elemento en la zona en la que se produce el fallo en cada una de las probetas ha sido de 0.025 mm , valor que debe acompañar a los resultados numéricos, especialmente cuando se apliquen técnicas de aproximación local de fractura.
- Para simular el comportamiento hasta rotura del material se ha utilizado el modelo de daño dúctil de Gurson modificado por Tvergaard y Needleman. En base a la bibliografía existente y a la correlación numérico-experimental de los ensayos P-SPT se ha establecido una metodología para la identificación de los parámetros que definen el modelo. En las ocasiones que así se ha requerido se han modelado las probetas con un mallado desestructurado para no condicionar el camino que sigue la fisura en su propagación.

7.1.3 De la metodología

- Se ha presentado un procedimiento basado en la utilización del SPT para la estimación de las propiedades elasto-plásticas del material en aquellos casos en los que no se disponga de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados con los que obtener dicho comportamiento. De esta forma, se han estimado los parámetros σ_y y E_p que definen el comportamiento bilineal del acero 15-5 PH y que coinciden, con una buena aproximación, con los valores obtenidos a partir de ensayos de tracción y compresión normalizados.
- Para la estimación de los parámetros de fractura del material se han empleado cuatro métodos. Dos de ellos experimentales, el método del CTOD (Método 1) y el método de la tasa de liberación de energía (Método 2), y los otros dos de marcado carácter numérico, basados uno en un cálculo directo de la integral J sobre probetas P-SPT (Método 3) y el otro en un cálculo indirecto a partir de probetas CT (Método 4).
- En el método del CTOD se han aplicado dos expresiones disponibles en la bibliografía que relacionan este parámetro con la tenacidad del material. La diferencia entre las dos expresiones radica únicamente en el coeficiente por el que se multiplica el CTOD en cada uno de los casos, tomando un valor

de $\pi/4$ en la primera expresión y un valor de 1 (correspondiente a tensión plana) en la segunda.

- En el método de la tasa de liberación de energía se ha calculado el área encerrada entre dos curvas SPT con distinta longitud de entalla, en particular se ha aplicado a las probetas P-SPT entalladas desde 4.5 a 5.5 mm. Se ha supuesto que la propagación de fisura se produce desde 4.5 mm hasta 5 mm y desde 5 mm hasta 5.5 mm. De esta manera, ha sido posible obtener la energía disponible para hacer crecer la entalla correspondiente una distancia igual a la diferencia de longitudes y estimar con ello el valor de G en el entorno de carga máxima, relacionándolo posteriormente con la J_{inic} .
- En el tercero de los métodos empleados se ha realizado un cálculo numérico directo para conocer la evolución de la integral J en el entorno de la entalla en cada instante del ensayo SPT, habiendo utilizado probetas miniatura con longitud de entalla 4.5, 5 y 5.5 mm. A partir de las curvas $J - \Delta$ obtenidas y del valor experimental del desplazamiento del punzón en el entorno del 90-100% de la carga máxima del ensayo ha sido posible establecer un valor de J_{inic} para cada instante y longitud de entalla. Se ha observado que para un mismo porcentaje de carga máxima el valor de J_{inic} estimado aumenta conforme lo hace la longitud de entalla.
- En el cuarto método empleado se ha desarrollado una metodología indirecta para la estimación de la tenacidad a fractura del material, basado en la aplicación del modelo de daño de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) para la simulación de las probetas P-SPT, y su posterior extrapolación a la simulación de una probeta compacta CT. Se han obtenido excelentes correlaciones numérico-experimentales para las probetas P-SPT, tanto en lo referente a las curvas carga-desplazamiento del punzón como al camino que sigue la fisura durante la propagación de la misma.
- La aplicación de los parámetros de daño obtenidos a partir del SPT conducen a resultados diferentes cuando se simula la probeta CT. Por un lado, la zona inicial de la curva si que presenta un buen ajuste entre los

datos numéricos y los experimentales. Por otro lado, la J_{inic} prevista por la simulación numérica es diferente a la determinada de manera convencional a partir de probetas CT. En el caso de las probetas CT5 y CT10 se ha comprobado que es debido al prematuro fallo de los elementos en el entorno de la punta de fisura en la simulación numérica y en la probeta CT20 debido en parte a que los parámetros del modelo de daño no son capaces de reproducir fielmente las condiciones de deformación plana presentes para este tamaño de probeta.

- Se han analizado conjuntamente los resultados obtenidos con los cuatro métodos empleados. Se ha observado que la tendencia seguida por los mismos es muy similar en los tres primeros métodos, aunque los valores numéricos son ligeramente diferentes. El método 4 provee valores de J_{inic} comprendidos en la franja definida por las probetas CT10 y CT20, con muy poca variación entre ellos a pesar de que las anchuras de las probetas CT simuladas (5, 10 y 20 mm) son muy distintas, debido principalmente a lo comentado en el párrafo anterior.
- Asumiendo de manera ingenua que el inicio de propagación se produce en el punto de carga máxima de la curva carga-desplazamiento del SPT (100% de carga máxima) ha sido posible identificar los métodos y tipos de probetas P-SPT que estiman un valor de J_{inic} similar al de la probeta CT5, considerada como la más próxima a tensión plana. Dichos métodos han sido: el método 1 aplicando la expresión (2.14) con cualquier tipo de probeta SPT entallada, el método 2 con cualquiera de los dos intervalos de variación analizados y el método 3 con probeta P-SPT con longitud de entalla 5 mm. También se ha observado que el método 3 al 95% de carga máxima en la probeta P-SPT con longitud de entalla 5.5 mm estima un valor de J_{inic} similar al de los casos anteriores. Las diferencias observadas entre estas tres curvas de la Figura 6.23 son presumiblemente debidas a que la iniciación de la fisura puede depender de la longitud de entalla.

7.2 Trabajo futuro

A tenor de los resultados extraídos en la presente Tesis, los métodos empleados representan una alternativa factible para la estimación de las propiedades a fractura en aceros, especialmente en condiciones de tensión plana, cuando no se dispone de una cantidad suficiente para realizar ensayos convencionales con los que determinarlas.

Es evidente que se pueden mejorar algunos aspectos en la aplicación de los métodos propuestos, especialmente en el método del cálculo indirecto donde los resultados no han sido del todo satisfactorios. En este sentido, a corto plazo se tiene previsto analizar en profundidad la causa del fallo prematuro, en la simulación numérica, de los elementos del entorno de la punta de fisura en las probetas CT modeladas. Algunos autores ya se han encontrado con este problema pero todavía no existen alternativas fiables a este inconveniente de rápida iniciación de la fisura en probetas tipo CT.

También a corto plazo, para el método del CTOD se propone estudiar el efecto que tiene sobre los valores de J_{inc} estimados la forma de medir el CTOD en la probeta miniatura entallada ya que no existe un criterio definido y que el enromamiento de la punta de entalla es menor en la cara de la probeta en la que contacta el punzón.

Para concluir, cabe destacar que los métodos del CTOD y de la tasa de liberación de energía abren un amplio abanico de posibilidades en cuanto a su utilización para la estimación de las propiedades a fractura a diferentes temperaturas y con otros tipos de materiales.

BIBLIOGRAFÍA

1. Baik, J.M., J. Kameda, and O. Buck, *Small punch test evaluation of intergranular embrittlement of an alloy-steel*. Scripta Metallurgica, 1983. 17(12): p. 1443-1447.
2. Kameda, J. and O. Buck, *Evaluation of the ductile-to-brittle transition-temperature shift due to temper embrittlement and neutron-irradiation by means of a small-punch test*. Materials Science and Engineering, 1986. 83(1): p. 29-38.
3. Lucas, G.E., A. Okada, and M. Kiritani, *Parametric analysis of the disc bend test*. Journal of Nuclear Materials, 1986. 141-143, Part 1(0): p. 532-535.
4. Mao, X.Y. and H. Takahashi, *Development of a further-miniaturized specimen of 3 mm diameter for tem disk (ϕ -3 mm) small punch tests*. Journal of Nuclear Materials, 1987. 150(1): p. 42-52.
5. Mao, X., T. Shoji, and H. Takahashi, *Characterization of fracture-behavior in small punch test by combined recrystallization-etch method and rigid plastic analysis*. Journal of Testing and Evaluation, 1987. 15(1): p. 30-37.
6. Misawa, T., et al., *Determination of the minimum quantity of irradiated ferritic steel specimens for small punch dbtt testing*. Journal of Nuclear Materials, 1991. 179: p. 421-424.
7. Misawa, T., et al., *Comparison of stress-corrosion cracking susceptibility of austenitic and ferritic stainless-steels in small punch testing*. Journal of Nuclear Materials, 1991. 179: p. 611-614.
8. Misawa, T., et al., *Fracture-toughness evaluation of fusion-reactor structural-steels at low-temperatures by small punch tests*. Journal of Nuclear Materials, 1989. 169: p. 225-232.
9. Misawa, T., Y. Hamaguchi, and M. Saito, *Stress-corrosion cracking and hydrogen embrittlement studies of austenitic and ferritic steels by small punch test*. Journal of Nuclear Materials, 1988. 155: p. 749-753.
10. Misawa, T., et al., *Small punch tests for evaluating ductile brittle transition behavior of irradiated ferritic steels*. Journal of Nuclear Materials, 1987. 150(2): p. 194-202.
11. Lucas, G., *Review of small specimen test techniques for irradiation testing*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1990. 21(5): p. 1105-1119.
12. Mao, X., H. Takahashi, and T. Kodaira, *Supersmall punch test to estimate fracture-toughness j_{ic} and its application to radiation embrittlement of 2.25Cr-1Mo steel*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 1992. 150(2): p. 231-236.
13. Mao, X., M. Saito, and H. Takahashi, *Small punch test to predict ductile fracture-toughness j_{ic} and brittle-fracture toughness k_{ic}* . Scripta Metallurgica Et Materialia, 1991. 25(11): p. 2481-2485.
14. Mao, X., *Estimation of mechanical properties of irradiated nuclear pressure vessel steel by use of subsized CT specimen and small punch specimen*. Scripta Metallurgica et Materialia, 1991. 25(11): p. 2487-2490.
15. Suzuki, M., et al., *Evaluation of toughness degradation by small punch (sp) tests for neutron-irradiated 21/4Cr-1Mo steel*. Journal of Nuclear Materials, 1991. 179: p. 441-444.
16. Kameda, J. and X. Mao, *Small-punch and tem-disk testing techniques and their application to characterization of radiation-damage*. Journal of Materials Science, 1992. 27(4): p. 983-989.
17. Kameda, J. and R. Ranjan, *Characterization of deformation and fracture-behavior in amorphous and or ceramic coatings and aluminum-alloy substrates*

- by small punch testing and acoustic-emission techniques. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 1994. 183(1-2): p. 121-130.
18. Chi, S.H., J.H. Hong, and I.S. Kim, *Evaluation of irradiation effects of 16 mev proton-irradiated 12cr-1mov steel by small punch (sp) tests*. *Scripta Metallurgica Et Materialia*, 1994. 30(12): p. 1521-1525.
 19. Fleury, E. and J.S. Ha, *Small punch tests on steels for steam power plant (II) - Modeling*. *Ksme International Journal*, 1998. 12(5): p. 827-835.
 20. Fleury, E. and J.S. Ha, *Small punch tests to estimate the mechanical properties of steels for steam power plant: I. Mechanical strength*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 1998. 75(9): p. 699-706.
 21. Joo, Y.H., et al., *The use of small punch (bulge) tests to estimate fracture-stress in the lower shelf regime*. *Journal of Testing and Evaluation*, 1992. 20(5): p. 336-342.
 22. Khan, M.A., et al., *Computer modeling of elasto-plastic fracture mechanics of ball indentation in ductile aluminium sheet*. *Euro-Mat 95 Conference, Symposium D. Podova, Italia*, 1995: p. 491-494.
 23. Bulloch, J.H., *Toughness losses in low alloy steels at high temperatures: an appraisal of certain factors concerning the small punch test*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 1998. 75(11): p. 791-804.
 24. Bulloch, J.H., *The small punch toughness test - some detailed fractographic information*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 1995. 63(2): p. 177-194.
 25. Ule, B., et al., *Small punch test method assessment for the determination of the residual creep life of service exposed components: outcomes from an interlaboratory exercise*. *Nuclear Engineering and Design*, 1999. 192(1): p. 1-11.
 26. Kurtz, S.M., et al., *Validation of a small punch testing technique to characterize the mechanical behaviour of ultra-high-molecular-weight polyethylene*. *Biomaterials*, 1997. 18(24): p. 1659-1663.
 27. Foulds, J.R., et al., *Fracture-toughness by small punch testing*. *Journal of Testing and Evaluation*, 1995. 23(1): p. 3-10.
 28. Saucedo-Munoz, M.L., et al., *Small punch creep test of service-exposed sus 316 htb superheater tubes of fossil boilers*, in *Tms 2010 139th Annual Meeting & Exhibition - Supplemental Proceedings, Vol 3: General Paper Selections*. p. 729-736.
 29. ASTM, *E813-89 Standard test for J_{Ic} a measure of fracture toughness*. *Annual Book of ASTM Standards*, 1997.
 30. ASTM, *E813-81 Standard test for J_{Ic} a measure of fracture toughness*. *Annual Book of ASTM Standards*, 1985.
 31. Shekhter, A., et al., *Assessment of temper embrittlement in an ex-service 1Cr-1Mo-0.25V power generating rotor by Charpy V-Notch testing, K_{Ic} fracture toughness and small punch test*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2002. 79(8-10): p. 611-615.
 32. Ruan, Y., P. Spatig, and M. Victoria, *Assessment of mechanical properties of the martensitic steel EUROFER97 by means of punch tests*. *Journal of Nuclear Materials*, 2002. 307: p. 236-239.
 33. Ju, J.B., J.I. Jang, and D. Kwon, *Evaluation of fracture toughness by small-punch testing techniques using sharp notched specimens*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2003. 80(4): p. 221-228.
 34. ASTM, *E 1921 Standard Test Method for Determination of the Reference Temperature T_0 in the Transition Range*. ASTM, West Conshohocken, PA, 2002.
 35. Finarelli, D., M. Roedig, and F. Carsughi, *Small punch tests on austenitic and martensitic steels irradiated in a spallation environment with 530 MeV protons*. *Journal of Nuclear Materials*, 2004. 328(2-3): p. 146-150.

36. Campitelli, E.N., et al., *Assessment of the constitutive properties from small ball punch test: experiment and modeling*. Journal of Nuclear Materials, 2004. 335(3): p. 366-378.
37. Campitelli, E.N., et al., *Assessment of irradiation-hardening on Eurofer97' and Zircaloy 2 with punch tests and finite-element modeling*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2005. 400: p. 386-392.
38. Lacalle, R., et al., *Aproximación basada en el concepto de CTOD para la determinación de la tenacidad mediante probetas Small Punch*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2011. 28: p. 749-754.
39. Arroyo, B., et al., *Caracterización de aceros de vasija en la zona de transición dúctil-frágil en base a ensayos small punch*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2012. 29: p. 121-126.
40. Peñuelas, I., et al., *Determinación analítica y experimental de la tenacidad a fractura de aceros mediante el uso de probetas spt entalladas mediante femtolaser*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2012. 29: p. 183-188.
41. Cárdenas, E., et al., *Application of the small punch test to determine the fracture toughness of metallic materials*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2012: p. 1460-2695.
42. Rodríguez, C., et al., *Aplicación del ensayo spt en la caracterización mecánica de distintos tipos de acero*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2012. 29: p. 579-584.
43. Eskner, M. and R. Sandstrom, *Mechanical property evaluation using the small punch test*. Journal of Testing and Evaluation, 2004. 32(4): p. 282-289.
44. Callaghan, M.D., et al., *An analysis of deformation and fracture behaviour of Zircaloy-4 alloy using small punch test*, in *Prism 5: the Fifth Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing, Pts 1-5*. 2005. p. 1415-1420.
45. Komazaki, S., T. Shoji, and K. Takamura, *Evaluation of thermal aging embrittlement in directionally solidified Ni-base superalloy by small punch test*. Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme, 2005. 127(4): p. 476-482.
46. Dunne, N.J., et al., *Validation of the small-punch test as a technique for characterizing the mechanical properties of acrylic bone cement*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part H-Journal of Engineering in Medicine, 2006. 220(H1): p. 11-21.
47. Nakata, T., et al., *Evaluation of high-temperature tensile properties of reduced activation ferritic steels by small punch test*. Journal of the Japan Institute of Metals, 2006. 70(8): p. 642-645.
48. Budzakoska, E., et al., *Predicting the J integral fracture toughness of Al 6061 using the small punch test*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2007. 30(9): p. 796-807.
49. Hyde, T.H., W. Sun, and J.A. Williams, *Requirements for and use of miniature test specimens to provide mechanical and creep properties of materials: a review*. International Materials Reviews, 2007. 52(4): p. 213-255.
50. Kim, M.-C., et al., *Evaluation of critical fracture stress in low alloy steels by finite element analysis of small punch test*, in *Progresses in Fracture and Strength of Materials and Structures, 1-4*. 2007. p. 416-419.
51. Sunjaya, D., et al., *Finite element modelling of small punch test on 304H stainless steel*, in *Mechanical Behavior of Materials X, Pts 1 and 2*. 2007. p. 1165-1168.
52. Wang, Z.-X., et al., *Small punch testing for assessing the fracture properties of the reactor vessel steel with different thicknesses*. Nuclear Engineering and Design, 2008. 238(12): p. 3186-3193.
53. Cheon, J.S. and I.S. Kim, *Evaluation of thermal aging embrittlement in CF8 duplex stainless steel by small punch test*. Journal of Nuclear Materials, 2000. 278(1): p. 96-103.

54. Song, S.H., et al., *Small punch test evaluation of neutron-irradiation-induced embrittlement of a Cr-Mo low-alloy steel*. Materials Characterization, 2004. 53(1): p. 35-41.
55. Song, S.H., et al., *Temper embrittlement of a CrMo low-alloy steel evaluated by means of small punch testing*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2000. 281(1-2): p. 75-81.
56. Ha, X. and Y. Dai, *Small punch tests on martensitic/ferritic steels F82H, T91 and Optimax-A irradiated in SINQ Target-3*. Journal of Nuclear Materials, 2003. 323(2-3): p. 360-367.
57. Kim, M.C., Y.J. Oh, and B.S. Lee, *Evaluation of ductile-brittle transition temperature before and after neutron irradiation for RPV steels using small punch tests*. Nuclear Engineering and Design, 2005. 235(17-19): p. 1799-1805.
58. Serre, I. and J.B. Vogt, *Liquid metal embrittlement of T91 martensitic steel evidenced by small punch test*. Nuclear Engineering and Design, 2007. 237(7): p. 677-685.
59. Dobes, F. and K. Milicka, *On the Monkman-Grant relation for small punch test data*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2002. 336(1-2): p. 245-248.
60. Dobes, F., K. Milicka, and P. Kratochvil, *Small punch creep in Fe28Al3CrO.02Ce alloy*. Intermetallics, 2004. 12(12): p. 1397-1401.
61. Dobes, F. and K. Milicka, *Small punch testing in creep conditions*. Journal of Testing and Evaluation, 2001. 29(1): p. 31-35.
62. Yang, Z. and Z.W. Wang, *Relationship between strain and central deflection in small punch creep specimens*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2003. 80(6): p. 397-404.
63. Zhai, P.C., et al., *Evaluation on small punch creep test by finite element method*, in *Advances in Fracture and Strength, Pts 1- 4*. 2005. p. 377-383.
64. Zhai, P.C., et al., *Numerical analysis for small punch creep tests by finite-element method*. Journal of Testing and Evaluation, 2004. 32(4): p. 298-303.
65. Sugimoto, T., S. Komazaki, and T. Misawa, *Evaluation of DBTT and creep properties of aged main valve casing by using Small Punch specimens*, in *Advances in Fracture and Strength, Pts 1- 4*. 2005. p. 1470-1476.
66. Chen, G., P.C. Zhai, and A.J. Shao, *Appraisalment of creep properties of 12Cr1MoV steel by Small Punch creep test method*, in *Functionally Graded Materials VIII*. 2005. p. 545-550.
67. Baek, S.S., et al., *Characterization of creep resistance for local structure of power plant weldment using SP-Creep technique*. Key Engineering Materials 326-328, 2006: p. 643-648.
68. Nakata, T., et al., *Evaluation of creep properties of reduced activation ferritic steels by small punch creep test*. Journal of the Japan Institute of Metals, 2006. 70(2): p. 130-133.
69. Komazaki, S.-i., et al., *Damage evaluation of a welded joint in a long-term serviceexposed boiler by using a small punch creep test*. Isij International, 2007. 47(8): p. 1228-1233.
70. CWA15627:2008, *Small Punch Test for Metallic Materials*. European Comittee for Standarization (CEN).
71. Alegre, J.M., *Estudio Mediante Técnicas de Aproximación Local de la Fractura de Aceros Inoxidables Austeno-Ferríticos Envejecidos*. Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 2000.
72. Anderson, T.L., *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. CRC Press, 2005. Third Edition.
73. Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Martinus Nijhoff, The Hague. 1982. 3 ed.
74. Kanninen, M.F. and C.H. Popelar, *Advanced Fracture Mechanics*, Oxford Engineering Science Series 15. 1985.
75. Knott, J.F., *Fundamentals on Fracture Mechanics*, Butterworths, London. 1979.

76. Wells, A.A., *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*. Paper 84, Cranfield, UK, 1961. Vol 1.
77. Burdekin, F.M. and D.E.W. Stone, *Journal of Strain Analysis*, 1966. Vol 1: p. 145-153
78. Rice, J.R., *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*. *J. Appl. Mechanics*, Trans. ASME E35, 1968: p. 379-386.
79. Joyce, J.A. and R.E. Link, *Fracture Mechanics*. ASTM STP 1256, American Society for Testing and Materials. Vol. 26.
80. McClintock, F.A., *Fracture: An Advanced Treatise*. Academic Press, New York, 1971. Vol 3: p. 47-225.
81. O'Dowd, N.P. and C.F. Shih, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1991. Vol. 39: p. 898-1015.
82. O'Dowd, N.P. and C.F. Shih, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1992. Vol. 40: p. 939-963.
83. Matvienko, Y.G. and E.M. Morozov, *Calculation of energy J-integral for bodies with notches and cracks*. *International Journal of Fracture*, 2004. 125: p. 249-261.
84. Pineau, A., *Aproximaciones Local y Global de la fractura dúctil*. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 1996. 13.
85. Griffith, *The phenomena of rupture and flow in solids*. *Phil.Trans.Roy.Soc.Lond.* A221, 1921: p. 163-198.
86. Hutchinson, J.W., *Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening material*. *J Mech Phys Solids*, 1968. 16: p. 13-31.
87. Rice, J.R. and G.F. Rosengren, *Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1968. 16(1): p. 1-12.
88. Argon, A.S. and S. J. Im, *R. Metallurgical Transactions*, 1975 Vol. 6A: p. 825-837.
89. Beremin, F.M., *Experimental and numerical study of the different stages in ductile rupture Application to crack initiation and stable crack growth, three dimensional constitutive relations and ductile fracture*. Ed. S. Nemat-Nasser, S. North Holland Publishing Company, 1981: p. 185-205.
90. Beremin, F.M., *Metallurgical Transactions*, 1981 Vol 12A: p. 723-731.
91. Berg, C.A., *Inelastic Behavior of Solids*. McGraw-Hill, New York, 1970 p. 171-210.
92. Garrison, W.M. and N.R. Moody, *Journal of the Physics and Chemistry of Solids*, 1987. Vol. 48: p. 1035-1074.
93. Goods, S.H. and L.M. Brown, *Acta Metallurgica*. Vol. 27: p. 1-15.
94. Knott, J.F., *Fracture 1977*. ICF4, Waterloo Canada, 1977. Vol 1: p. 61-91.
95. Smith, E., *Proceedings of the Conference on the Physical Basis of Fracture*. Institute of Physics and Physics Society, 1966 p. 36-46.
96. Thomason, P.F., *Ductile Fracture of Metals*. Pergamon Press, Oxford, UK, 1990.
97. VanStone, R.H., et al., *International Metallurgical Reviews*, 1985. Vol. 30: p. 157-179.
98. Wilsdorf, H.G.F., *Materials Science and Engineering*, 1983. Vol 59: p. 1-19.
99. Zhang, Z.L., C. Thaulow, and J. Ård, *A complete Gurson model approach for ductile fracture*. *Engineering Fracture Mechanics*, 2000. 67(2): p. 155-168.
100. Berg, C.A., *4th US National Congress of Applied Mechanics*. 1962. Vol 2: p. 885-892
101. F.A. McClintock, *Journal of Applied Mechanics*. 1968: p. 363-371.
102. Huang, Y., *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1969. Vol 17: p. 201-217.
103. Huang, Y., *Transaction of the ASME*. 1991. Vol 58: p. 1084-1086.
104. Rice, J.R. and D.M. Tracey, *On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields*. *Journal Mech. Phys. Solids*, 1969. 17: p. 201-217. .

105. Rice, J.R. and D.M. Tracey, *Numerical Computer Methods in Structural Mechanics*. Academic Press, New York, 1973: p. 585-623.
106. Tai, W.H. and B.X. Yang, *Eng. Frac. Mech.* 1986. Vol 27: p. 371-378.
107. Tai, W.H. and B.X. Yang, *Eng. Frac. Mech.* 1986. Vol 25: p. 377-384.
108. Gurson, A.L., *CONTINUUM THEORY OF DUCTILE RUPTURE BY VOID NUCLEATION AND GROWTH: PART 1 - YIELD CRITERIA AND FLOW RULES FOR POROUS DUCTILE MEDIA*. Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME, 1977. 99 Ser H(1): p. 2-15.
109. Gurson, A.L., Proc. Int Conf. Fracture, 1977. 2: p. 357.
110. Joly, P. and A. Pineau, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1995 Vol. 24: p. 226-236.
111. Needleman, A. and V. Tvergaard, *Brown University Report*. Division of Engineering, 1985.
112. Rousselier, G., *Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture*. Nuclear Engineering and Design, 1987. 105: p. 97-111.
113. Tvergaard, V., *On Localization in Ductile Materials Containing Spherical Voids*. International Journal of Fracture, 1982. 18: p. 237-252.
114. Tvergaard, V. and A. Needleman, *Acta Metallurgica*, 1985. 32: p. 157-169.
115. McClintock, F.A., *Journal of Applied Mechanics*. 1968: p. 363-371.
116. d'Escata, Y. and J.C. Devaux, *ASTM STP 668, American Society of Testing and Materials, Philadelphia*. 1979: p. 229-248.
117. Chaouadi, R., P.D. Meester, and W. Vandermeuler, *Int. Journal of Fracture*, 1994. 66 p. 155-165.
118. Pineau, A. and G. Rousselier, 1st European Mechanics Conference on Local Approach to Fracture. Fontainebleau, 1996.
119. Brown, L.M. and J.D. Embury, *Proc 3rd Int. Conf. On Strength of Metals and Alloys*. 1973: p. 164.
120. Hancock, J.W. and A.C. Mackenzie, *Journal Mech. Phys. Solids*, 1976 Vol 24: p. 147.
121. Peñuelas, I., C. Betegón, and J.J. del Coz, *Simulación numérica de las curvas de propagación dúctil estáticas y dinámicas*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2006. 23: p. 159-164.
122. Franklin, A.G. and J. Iron, 1969. Steel Institute: p. 181-186.
123. Chu, C.C. and A.J. Needleman, *Engng Mater. Tech.* Vol 102: p. 249.
124. Devillers-Guerville, L., *PhD These. Ecole des Mines de Paris*. 1998.
125. Pineau, A. and P. Joly, *Defect Assessment in Components Fundamentals and Applications*.ESIS/EGF 9. J.G. London, 1991 p. 381-414.
126. ASTM, *E 8M Standard Test Methods of Tensión Testing of Metallic Materials [Metric]*. Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials. 3.01.
127. Ramberg, W. and W.R. Osgood, *Description of stress-strain curves by three parameters*. National Advisory Committee for Aeronautics, Washington DC., 1943. Technical Note No. 902.
128. ASTM, *E 23-05 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. Annual Book or ASTM Standards, American Society for Testing and Materials.
129. ASME, *API 579-1/ASME FFS-1, in Fitness-For-Service*. American Society of Mechanical Engineers, 2007.
130. ASTM, *E1820-05 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness* Annual Book or ASTM Standards, American Society for Testing and Materials.
131. ASTM, *E 399-90, Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*. Annual Book or ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, 1997.
132. Irwin, *Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminium Alloys*. Sagamore Research Conference Proceedings, 1956. 2: p. 289-305.

133. Cuesta, I.I., et al., *Analysis of different techniques for obtaining pre-cracked/notched small punch test specimens*. *Engineering Failure Analysis*. 18(8): p. 2282-2287.
134. Puri, A.B. and B. Bhattacharyya, *Modeling and analysis of white layer depth in a wire-cut EDM process through response surface methodology*. *Int. J. Adv. Manuf. Technol*, 2005. 25: p. 301-307.
135. Calle, R.L., J.A. Alvarez, and F. Gutierrez-Solana, *Analysis of key factors for the interpretation of small punch test results*. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 2008. 31(10): p. 841-849.
136. Parks, D.M., *The virtual crack extension method for nonlinear material behavior*. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 1977. 12: p. 353-364.
137. Parks, D.M., *Virtual crack extension - A general finite element technique for J-integral evaluation*. *Proc. 1st Int. Conf Numerical Methods in Fracture Mechanics*, Swansea (UK), 1978: p. 464-478.
138. Cicero, S., R. Lacalle, and F. Gutierrez-Solana, *Application of Small Punch Techniques for the Determination of Gold Mechanical Properties*. *Strain*. 47: p. E484-E492.
139. *ABAQUS 6.7, Reference manual*. 2010.
140. Besson, J., L. Devillers-Guerville, and A. Pineau, *Eng. Fract. Mech*, 2000. 67: p. 169-190.
141. Brocks, W. and I.Scheider, *Numerical Aspects of the Path-Dependence of the J-Integral in Incremental Plasticity*. GKSS. Technical Note GKSS/WMS/01/08, 2001.