

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

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

TESIS DOCTORAL

**ANÁLISIS, DESARROLLO Y APLICACIÓN DE LA
TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS EN LA
EVALUACIÓN EN ROTURA DE COMPONENTES
ESTRUCTURALES**

VIRGINIA MADRAZO ACEBES

Santander, Enero 2013

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

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

TESIS DOCTORAL

**ANÁLISIS, DESARROLLO Y APLICACIÓN DE LA
TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS EN LA
EVALUACIÓN EN ROTURA DE COMPONENTES
ESTRUCTURALES**

Autor:

VIRGINIA MADRAZO ACEBES

Director:

D. SERGIO CICERO GONZÁLEZ

**Tesis Doctoral presentada en la Universidad de Cantabria para la obtención del Título
de Doctor Ingeniero Civil
Santander, Enero 2013**

La cuestión no es tanto ver lo que no ha visto nadie antes, si no pensar lo que nadie ha pensado antes sobre lo que todo el mundo ve.

Erwin Schrödinger

A La Familia ♥

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más profundo y sincero agradecimiento a todas aquellas personas que con su ayuda han colaborado en la realización de esta Tesis Doctoral, en especial al Profesor Sergio Cicero González, director de esta investigación, por la orientación, el seguimiento y la supervisión continua de la misma, pero sobre todo por la motivación y el apoyo recibido a lo largo de estos años.

Especial reconocimiento merece la ayuda recibida del Profesor Isidro Carrascal, en la parte experimental, y de D. Román Cicero, en la simulación por elementos finitos.

También quiero dar las gracias a D. Roberto Lacalle Calderón por el interés mostrado por mi trabajo y las sugerencias recibidas, y a Javier Hernando y a Gonzalo Díaz por su colaboración en la realización de los ensayos necesarios en la parte experimental de esta investigación.

Quisiera hacer extensiva mi gratitud a mis compañeros del LADICIM por su amistad y colaboración.

Un agradecimiento muy especial merece la comprensión, paciencia y el ánimo recibidos de mi familia y amigos.

A todos ellos, muchas gracias.

ÍNDICE

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 2. ASPECTOS TEÓRICOS PREVIOS	5
2.1. MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICA LINEAL	5
2.1.1. <i>Introducción: Comportamiento en rotura de los materiales</i>	5
2.1.2. <i>Modos de fractura</i>	7
2.1.3. <i>Estado tensional en el frente de un defecto</i>	8
2.1.4. <i>Factor intensidad de tensiones</i>	9
2.1.5. <i>Condiciones críticas de rotura</i>	11
2.1.5.1. <i>Micromecanismos</i>	11
2.1.5.2. <i>Primer criterio de rotura: La tenacidad a fractura de un material</i>	12
2.1.5.2.1. <i>Consideraciones sobre la tenacidad a fractura</i>	13
2.1.5.3. <i>Segundo criterio de rotura: La tasa de liberación de energía</i>	20
2.2. MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTOPLÁSTICA	22
2.2.1. <i>Introducción</i>	22
2.2.2. <i>Plasticidad en el frente de fisuras</i>	23
2.2.3. <i>Parámetros de fractura en régimen elastoplástico</i>	25
2.2.3.1. <i>Apertura en el frente de fisura: CTOD</i>	25
2.2.3.2. <i>La integral de contorno J</i>	27
2.2.4. <i>Caracterización a fractura elastoplástica</i>	30
2.3. DIAGRAMAS DE FALLO	35
2.3.1. <i>Introducción: Modelo de plastificación local de Dugdale y Barenblatt</i>	35
2.3.2. <i>Obtención del Diagrama de Fallo</i>	39
2.4. ANÁLISIS DE DEFECTOS TIPO ENTALLA	44
2.4.1. <i>Introducción</i>	44
2.4.2. <i>Conceptos teóricos</i>	46
2.4.2.1. <i>Distribución de tensiones en el fondo de entalla</i>	46
2.4.2.2. <i>Factor de intensidad de tensiones de entalla</i>	47
2.4.3. <i>Criterios de fractura frágil en componentes entallados</i>	49
2.4.3.1. <i>Criterio de fractura global</i>	49
2.4.3.2. <i>Criterios de fractura locales</i>	49
2.4.4. <i>Teoría de las Distancias Críticas: breve introducción, conceptos básicos y variantes de la misma</i>	53
2.4.5. <i>Otros estudios relevantes</i>	57

CAPÍTULO 3. ESTADO DEL ARTE: LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS	
CRÍTICAS	65
3.1. INTRODUCCIÓN	65
3.2. HISTORIA Y ANTECEDENTES	66
3.2.1. <i>Primeros trabajos</i>	66
3.2.2. <i>Trabajos más recientes</i>	69
3.3. METODOLOGÍA DE ANÁLISIS Y PARÁMETROS CARACTERÍSTICOS DEL MATERIAL SEGÚN LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS	71
3.3.1. <i>Consideraciones generales</i>	71
3.3.2. <i>Reflexiones sobre la relación entre los parámetros de la TDC y otras variables de interés.</i>	74
3.3.2.1. <i>Relación entre L y el tamaño del defecto</i>	75
3.3.2.2. <i>Relación entre L y el radio de entalla</i>	78
3.3.2.3. <i>Relación entre L y el tamaño del componente</i>	79
3.3.2.4. <i>Relación entre σ_0 y la resistencia del material.</i>	80
3.3.2.5. <i>Algunos números adimensionales</i>	81
3.4. LA TDC: CUATRO MÉTODOS RELACIONADOS	82
3.4.1. <i>El Método del Punto (PM, Point Method).</i>	83
3.4.2. <i>El Método de la Línea (LM, Line Method).</i>	83
3.4.3. <i>El Método de la Fisura Imaginaria (ICM, Imaginary Crack Method)</i>	84
3.4.4. <i>Mecánica de la Fractura Finita (FFM, Finite Fracture Mechanics)</i>	86
3.4.5. <i>Relaciones entre métodos</i>	89
3.4.5.1. <i>Relación entre la TDC y la MFEL</i>	89
3.4.5.2. <i>Relación entre el Método de la Fisura Imaginaria y los métodos PM y LM</i>	90
3.4.5.3. <i>Relación de la FFM con otros métodos</i>	93
3.5 PREDICCIONES DE LA TENACIDAD APARENTE SEGÚN LA TDC	94
3.5.1. <i>Predicciones utilizando el PM</i>	95
3.5.2. <i>Predicciones utilizando el LM</i>	97
3.5.3. <i>Predicciones utilizando la FFM</i>	98
3.6 APLICACIÓN DE LA TDC EN LAS DISTINTAS FAMILIAS DE MATERIALES	100
3.6.1. <i>Materiales cerámicos</i>	101
3.6.2. <i>Materiales poliméricos</i>	105
3.6.3. <i>Materiales metálicos</i>	110
3.6.4. <i>Materiales compuestos</i>	115
3.7 CONSIDERACIONES PRÁCTICAS EN RELACIÓN CON LA TDC	120
3.8. JUSTIFICACIÓN TEÓRICA Y FÍSICA DE LA CAPACIDAD PREDICTIVA DE LA TDC	122

3.9. FUTURO DE LA TDC	124
3.10. CONCLUSIONES	125
CAPÍTULO 4. APLICACIÓN DE LA TCD A MATERIALES CON COMPORTAMIENTO FRÁGIL: CALIBRACIÓN Y PREDICCIONES DE TENACIDAD APARENTE.	127
4.1 INTRODUCCIÓN	127
4.2 APLICACIÓN DE LA TDC AL PMMA	128
4.2.1 <i>Introducción</i>	128
4.2.2 <i>Programa experimental</i>	128
4.2.3 <i>Resultados experimentales</i>	130
4.2.3.1 <i>Ensayos de tracción y fractura</i>	130
4.2.4 <i>Análisis SEM de las superficies de fractura</i>	137
4.2.4.1 <i>Probetas fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).</i>	138
4.2.4.2 <i>Probetas entalladas ($\rho = 0.25$ mm).</i>	138
4.2.4.3 <i>Probetas entalladas ($\rho = 0.32$ mm).</i>	138
4.2.4.4 <i>Probetas entalladas ($\rho = 0.5$ mm).</i>	142
4.2.4.5 <i>Probetas entalladas ($\rho = 1.0$ mm).</i>	145
4.2.4.6 <i>Probetas entalladas ($\rho = 1.5$ mm).</i>	145
4.2.4.7 <i>Probetas entalladas ($\rho = 2.0$ mm).</i>	150
4.2.4.8 <i>Probetas entalladas ($\rho = 2.5$ mm).</i>	153
4.2.4.9 <i>Consideraciones generales sobre las observaciones SEM</i>	156
4.2.5 <i>Simulación numérica de los ensayos de validación</i>	157
4.2.6 <i>Parámetros de la TDC en el PMMA</i>	162
4.2.7 <i>Aplicación de la TCD en la predicción del efecto entalla en el PMMA</i>	166
4.3 APLICACIÓN DE LA TDC AL AI7075-T651	167
4.3.1 <i>Introducción</i>	167
4.3.2 <i>Programa experimental</i>	167
4.3.3 <i>Resultados experimentales</i>	171
4.3.3.1 <i>Ensayos de tracción y fractura</i>	171
4.3.4 <i>Análisis SEM de las superficies de fractura</i>	180
4.3.4.1 <i>Probetas LT fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).</i>	182
4.3.4.2 <i>Probetas LT entalladas ($\rho = 0.15$ mm).</i>	184
4.3.4.3 <i>Probetas LT entalladas ($\rho = 0.25$ mm).</i>	186
4.3.4.4 <i>Probetas LT entalladas ($\rho = 0.5$ mm).</i>	188
4.3.4.5 <i>Probetas LT entalladas ($\rho = 1.0$ mm).</i>	190
4.3.4.6 <i>Probetas LT entalladas ($\rho = 2.0$ mm).</i>	193
4.3.2.7 <i>Probetas TL fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).</i>	195

4.3.4.8 Probetas TL entalladas ($\rho = 0.15$ mm).	197
4.3.4.9 Probetas TL entalladas ($\rho = 0.25$ mm).	199
4.3.4.10 Probetas TL entalladas ($\rho = 0.5$ mm).	201
4.3.4.11 Probetas TL entalladas ($\rho = 1.0$ mm).	204
4.3.4.12 Probetas TL entalladas ($\rho = 2.0$ mm).	206
4.3.4.13 Consideraciones generales sobre las observaciones SEM	209
4.3.5 <i>Simulación numérica de los ensayos de validación</i>	209
4.3.6 <i>Parámetros de la TDC en el Al7075-T651</i>	217
4.3.7 <i>Aplicación de la TDC en la predicción del efecto entalla en el Al7075-T651</i>	220
4.4 CONSIDERACIONES DERIVADAS DEL PROCESO DE VALIDACIÓN	222
CAPÍTULO 5. PLANTEAMIENTO Y VALIDACIÓN DE UNA METODOLOGÍA DE EVALUACIÓN DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO Y LA TDC.	225
5.1. INTRODUCCIÓN	225
5.2. MODELO DE ANÁLISIS DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO	225
5.3. APLICACIÓN DEL MODELO	230
5.3.1 <i>PMMA</i>	230
5.3.2 <i>Al7075-T651</i>	234
5.4. CONSIDERACIONES DERIVADAS DE LA APLICACIÓN DE LA METODOLOGÍA PROPUESTA	239
CAPÍTULO 6. APLICACIÓN DE LA TDC AL COMPORTAMIENTO EN ROTURA DE COMPONENTES ESTRUCTURALES.	241
6.1 INTRODUCCIÓN	241
6.2 PROGRAMA EXPERIMENTAL	242
6.3 RESULTADOS EXPERIMENTALES	247
6.4 SIMULACIÓN POR ELEMENTOS FINITOS	252
6.5 PREDICCIONES DE LA CARGA DE ROTURA SEGÚN EL PM	256
6.6 ANÁLISIS FAD DE LOS COMPONENTES ESTRUCTURALES	269
6.7 CONSIDERACIONES DERIVADAS DEL ANÁLISIS	280
CAPÍTULO 7. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO.	285
7.1 CONCLUSIONES	285
7.1.1 <i>Sobre la validación de la TDC</i>	286
7.1.2 <i>Sobre la calibración de los parámetros de la TDC</i>	288
7.1.3 <i>Sobre el rango de validez de la TDC</i>	289

<i>7.1.4 Sobre la relación entre el efecto entalla y los micromecanismos de rotura.</i>	289
<i>7.1.5 Sobre la TDC y las evaluaciones de integridad estructural</i>	291
<i>7.1.6 Sobre la aplicación de la TDC en cualquier tipo de concentrador de tensiones</i>	294
<i>7.1.7 Consideración final</i>	295
7.2 TRABAJO FUTURO	295
CAPÍTULO 8. BIBLIOGRAFÍA.	299

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

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

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

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

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

Esta Tesis Doctoral trata de analizar todas estas cuestiones. Para ello se utilizan dos materiales con comportamiento macroscópicamente frágil en presencia de fisuras que desarrollan, sin embargo, diversos grados de plasticidad en el fondo del defecto. En primer lugar, un polímero, el polimetilmetacrilato (PMMA), con un comportamiento frágil y con un desarrollo de procesos no lineales muy limitado; en segundo lugar la aleación Al7075-T651, que también cumple con los criterios de la fractura frágil pero que en presencia de fisuras desarrolla niveles de plasticidad (o procesos no lineales) significativos a escala local. El programa experimental planteado con estos dos materiales trata de validar la aplicación de la TDC en estos materiales, desarrollar una metodología clara de calibración de los parámetros del material relativos a la TDC y definir rangos de validez de la TDC.

Por otra parte, estudios realizados en el Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales de la Universidad de Cantabria demuestran que el efecto entalla es capaz de modificar los micromecanismos de rotura. Efectivamente, en dichos estudios se observó que a medida que aumenta el radio de entalla los micromecanismos de rotura en un acero estructural S355JR van siendo sucesivamente más dúctiles, pasando incluso de fractura frágil (clivajes) en probetas fisuradas a -80°C a situaciones de colapso plástico (microhuecos) en probetas entalladas (radio de entalla $\rho = 2.0\text{ mm}$) a esa misma temperatura. A este respecto apenas existen estudios en otro tipo de materiales y será también objetivo de esta Tesis analizar la evolución de los micromecanismos de rotura con el radio de entalla tanto en el PMMA como en la aleación Al7075-T651.

Por último, en relación con el alcance de este trabajo, las aplicaciones de la TDC desarrolladas hasta este momento han quedado limitadas al ámbito científico, sin relación alguna (o muy escasa) con la práctica ingenieril, y más concretamente con la integridad estructural. Será otro objetivo de esta Tesis establecer el vínculo necesario entre el campo científico y las aplicaciones

ingenieriles, justificando desde un punto de vista práctico la investigación realizada en su marco de trabajo.

En definitiva, en esta Tesis se pretende analizar de forma más específica y completa el efecto entalla en el comportamiento a fractura de los dos materiales mencionados, extendiendo la validación y aplicación de la TDC a cualquier material con comportamiento macroscópicamente frágil en estado fisurado. Para ello, tras los capítulos 2 y 3 dedicados a los aspectos teóricos previos y al estado del arte, se presentan en el Capítulo 4 los resultados experimentales de la resistencia a fractura obtenida en probetas CT (*Compact Tension*) y SENB (*Single Edge Notched Bending*) para un rango de radios de entalla que van desde los 0 mm (fisura) hasta los 2.5 mm en el caso del PMMA, y desde los 0 mm hasta los 2.0 mm en el caso del Al7075-T651. Posteriormente, se comparan los resultados obtenidos experimentalmente con las predicciones de resistencia a fractura de la TDC, en sus diferentes versiones, con el objetivo de validar las predicciones de dichas metodologías. En esta Tesis, y en relación con la resistencia a fractura del material, se denominará tenacidad a fractura (K_{IC}) a la resistencia a fractura de probetas fisuradas en condiciones de deformación plana, y tenacidad aparente a fractura (K_{IN}) a la resistencia a fractura de probetas entalladas.

Igualmente, en el mismo capítulo, se analizan las imágenes SEM de las superficies de fractura obtenidas al objeto de determinar si el efecto entalla modifica de alguna manera los micromecanismos de fractura producidos, tal y como se observó en los estudios anteriormente mencionados para el caso de un acero S355JR.

Más adelante, en el Capítulo 5, se propone una metodología de análisis de entallas que combina la TDC junto con los Diagramas de Fallo (*Failure Assesment Diagram*, FAD) y que permite analizar entallas en condiciones que van desde la fractura frágil hasta el colapso plástico, de una forma totalmente análoga a la llevada a cabo en el caso del análisis de componentes estructurales con fisuras. De esta manera, y una vez analizada la validez de la TDC en los materiales estudiados, se vincula la teoría científica con la práctica ingenieril (representada por los FAD), aportando una aplicación directa de esta Tesis al campo de la integridad estructural.

Por último, en el Capítulo 6, una vez analizada la capacidad predictiva de la TDC en probetas de fractura CT y SENB y en dos materiales distintos, y tanto para la predicción de la tenacidad aparente a fractura, K_{IN} , como para el análisis de componentes entallados mediante FAD, se analiza la capacidad predictiva de la TDC con todo tipo de geometrías y, más en particular, en todo tipo de concentradores de tensiones que puedan aparecer en componentes estructurales. Igualmente se analizan en rotura los citados concentradores de tensiones mediante la metodología FAD.

La Tesis termina con el Capítulo 7 dedicado a las conclusiones y al trabajo futuro.

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

CAPÍTULO 2

ASPECTOS TEÓRICOS PREVIOS

El objetivo general de este trabajo va a ser el análisis en rotura de componentes con defectos tipo entalla. Tal y como se verá en el desarrollo del texto las principales teorías y metodologías que permiten analizar este tipo de defectos se relacionan en mayor o menor medida con la Mecánica de la Fractura, disciplina cuyo objetivo principal es el análisis de defectos tipo fisura. Por ello se ha juzgado conveniente dedicar un capítulo de este trabajo a recoger las bases teóricas de la Mecánica de la Fractura, así como de la herramienta más comúnmente utilizada en las evaluaciones de integridad estructural: los Diagramas de Fallo. De esta manera, los apartados 2.1 y 2.2 se dedicarán, respectivamente, a la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) y a la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP), en tanto que el apartado 2.3 analiza la herramienta de los Diagramas de Fallo. Finalmente, y con el objetivo de presentar la problemática del análisis de entallas, el apartado 2.4 se dedica a la introducción del efecto entalla y a las distintas metodologías existentes para su análisis, justificando, por su amplia aplicabilidad y por los excelentes resultados obtenidos hasta el momento, la importancia de la Teoría de las Distancias Críticas, objeto de estudio específico en el Capítulo 3 y base teórica y conceptual en la que se sustenta esta Tesis Doctoral.

2.1. MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICA LINEAL

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

La situación última del comportamiento mecánico de los materiales corresponde a su rotura, la cual viene precedida de inestabilidades o roturas locales asociadas a determinados elementos

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

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

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

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

Establecidos a través de la Mecánica de la Fractura los estados locales de sollicitación en el fondo del defecto, resulta necesario determinar las condiciones críticas que producen su propagación brusca, rápida e inestable, es decir, la rotura. Estas condiciones críticas deben ser planteadas en los términos adecuados de forma que se pueda estimar, a través de los oportunos

criterios, el esfuerzo exterior o el tamaño de defecto máximo que den seguridad al comportamiento en servicio de los elementos resistentes en función del material y de su resistencia a la rotura.

2.1.2. Modos de fractura

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

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

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

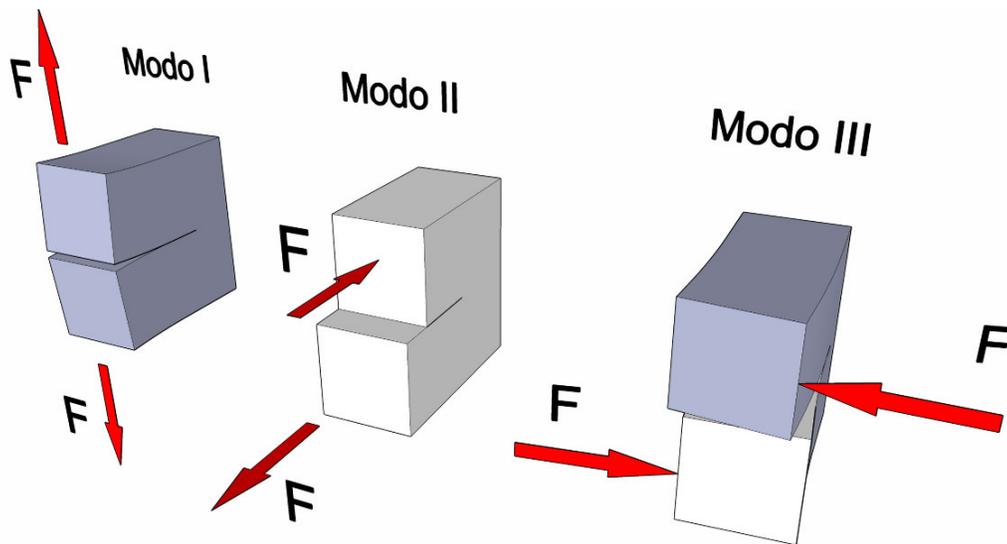


Figura 2.1: Esquema de los modos de rotura en fractura.

2.1.3. Estado tensional en el frente de un defecto

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

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

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

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

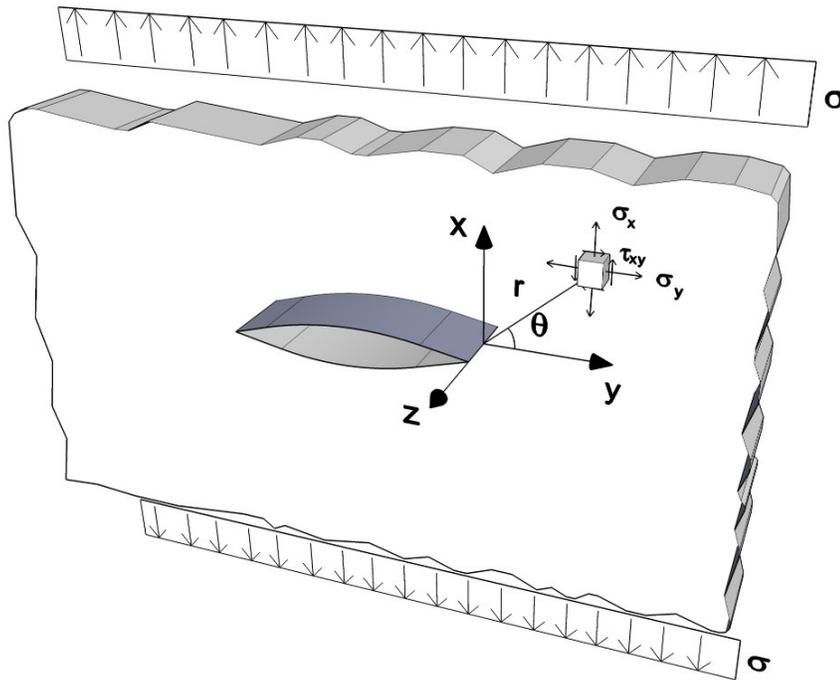


Figura 2.2. Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura.

Estas expresiones representan el primer término de los desarrollos en serie de la solución exacta (serie de Williams [3]). Además, para placas delgadas (tensión plana) se tiene:

$$\sigma_z = 0 \quad (2.4)$$

y para placas gruesas (deformación plana):

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

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

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

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

siendo, en deformación plana

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

y en tensión plana

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

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

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

2.1.4. Factor intensidad de tensiones

Las expresiones anteriores pueden expresarse en función de una variable que aparece como una nueva magnitud física, con dimensiones y significado propio. Se trata del factor de intensidad

de tensiones K , que para la placa plana infinita estudiada y representada en la Figura 2.2, solicitada en modo I, viene dado por la expresión:

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

El factor de intensidad de tensiones resulta ser una magnitud, con unidades en el Sistema Internacional en $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, que define por sí sola el estado tensional y de deformaciones en el entorno del frente de una fisura, ya que de forma biunívoca define el estado de tensiones y de desplazamientos para cada punto de coordenadas (r, θ) , salvando la singularidad en $r=0$, según las expresiones:

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

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

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

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

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

siendo

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

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

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

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

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

- Métodos analíticos, determinando el estado tensional o deformacional y a continuación el correspondiente valor de K_I mediante la aplicación de la teoría de la Elasticidad, para la determinación de las funciones de tensiones en variables complejas, y el apoyo en técnicas analíticas como los elementos finitos.
- Métodos experimentales, bien basados en la medición de la variación de la flexibilidad a partir de la que, a través de consideraciones energéticas, se determina el valor de K_I , o bien en ensayos de fotoelasticidad, que definen los campos tensionales para condiciones geométricas semejantes sobre material fotoelástico de los que luego se deduce el factor de intensidad de tensiones.

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

La aplicación de estos métodos ha permitido la obtención de valores tabulados del factor de intensidad de tensiones para una amplia gama de componentes con geometría y sollicitación usuales en ingeniería [4-6]. De no existir solución tabulada para un problema particular puede optarse por el estudio a través de alguno de los métodos analíticos existentes o bien, por comparación, se asimila a otros casos ya resueltos y tabulados, cuidando que sea mínimo el error o la imprecisión cometidos.

2.1.5. Condiciones críticas de rotura

2.1.5.1. Micromecanismos

La existencia de entallas, fisuras o defectos en general provoca una concentración de tensiones en el entorno de los mismos. Estas tensiones locales son proporcionales a la sollicitación exterior en condiciones de elasticidad lineal. Cuando dicha sollicitación aumenta gradualmente la sollicitación local lo hace de igual modo, hasta que se alcanzan unas condiciones que resultan críticas para la realidad microestructural presente en el entorno del defecto, que no es otra que la

del propio material. Se producen entonces roturas locales mediante micromecanismos que dependen de la microestructura, como formación de microhuecos o de clivajes, que determinan el crecimiento del defecto y la consecución inmediata de la rotura, ya que las condiciones críticas se mantienen en el frente del mismo.

Estas condiciones críticas de establecimiento de los micromecanismos de rotura se alcanzan para un estado tensional local dado, σ_{ij}^c , que justifica un factor de intensidad de tensiones crítico, K_I^c , para el cual se alcanzan las condiciones macroestructurales límites, de sollicitación y geométricas, que conducen a la rotura del material de un componente fisurado.

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

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

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

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

en tanto que la condición de rotura se establece para

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

Sea por aumento del esfuerzo exterior, σ , o por el aumento del tamaño de la fisura, a , la rotura inesperada puede sobrevenir en servicio al alcanzarse el criterio de rotura (2.18).

2.1.5.2.1. Consideraciones sobre la tenacidad a fractura

- Ensayo de tenacidad K_{IC}

En condiciones elástico-lineales y de carga estática el parámetro característico del material frente a procesos de fractura es K_{IC} , o valor crítico en modo I del factor de intensidad de tensiones en condiciones de deformación plana. Este parámetro se obtiene siguiendo determinadas normativas de ensayo, siendo la norma americana ASTM E399 [7] la más ampliamente utilizada, si bien ésta se encuentra a su vez incluida en la ASTM E1820 [8].

Básicamente, el ensayo consiste en solicitar la probeta hasta rotura, determinar la carga crítica e introducirla en la formulación proporcionada por la propia normativa, que depende del tipo de probeta utilizada. Las geometrías más utilizadas son las de las probetas CT (probeta compacta) y SENB (probeta de flexión en tres puntos) (ej., [7-9]). La Figura 2.3 muestra tales geometrías. No obstante existen otros tipos de probetas, como las de disco o de arco (Figura 2.4), que se utilizan en ocasiones para ensayar materiales de barras o de tubos. En el caso de la probeta CT se colocan unos pasadores a través de los agujeros mostrados en la Figura 2.3 y se solicita la probeta tirando de los mismos. Por el contrario, en la probeta SENB se la hace trabajar como una viga biapoyada sometida a carga en su centro-luz.

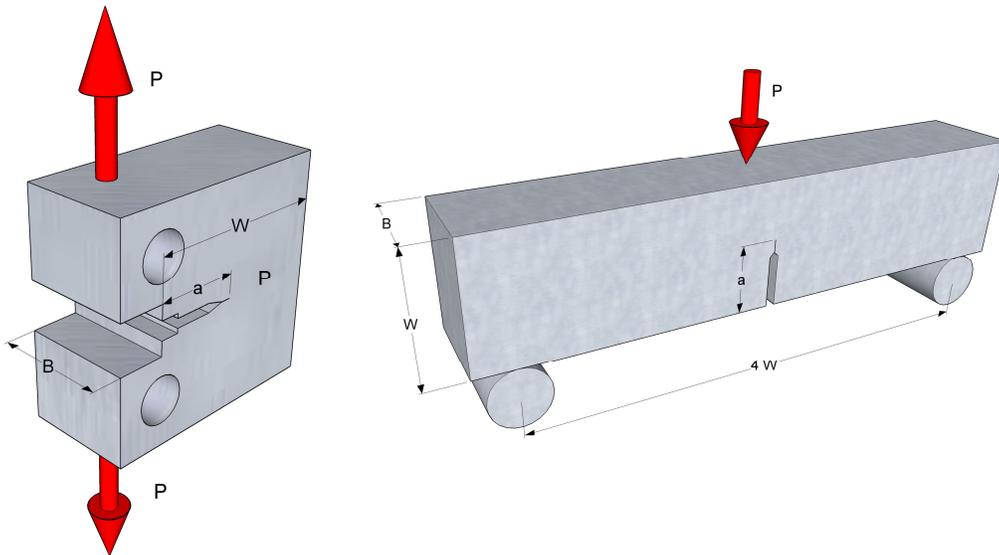


Figura 2.3. Probetas CT (izquierda) y SENB (derecha) utilizadas generalmente en los ensayos de tenacidad a fractura.

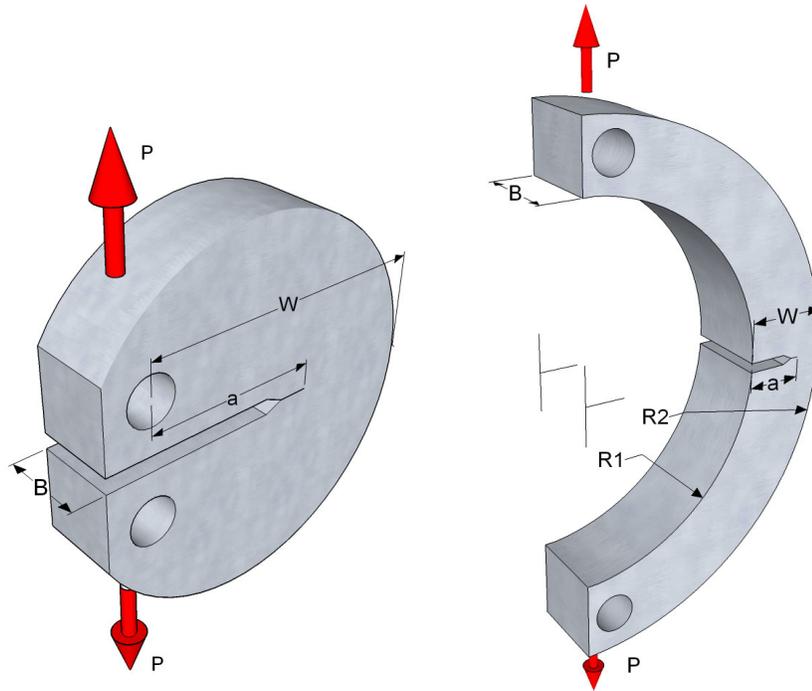


Figura 2.4. *Probetas tipo disco (izquierda) y arco (derecha) utilizadas ocasionalmente en los ensayos de tenacidad a fractura.*

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

realizando, o realizar ensayos de tenacidad a fractura ordinarios (K_{IC}) y aplicando posteriormente correcciones analíticas que permitan estimar K_{mat} [10-12].

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

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



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

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

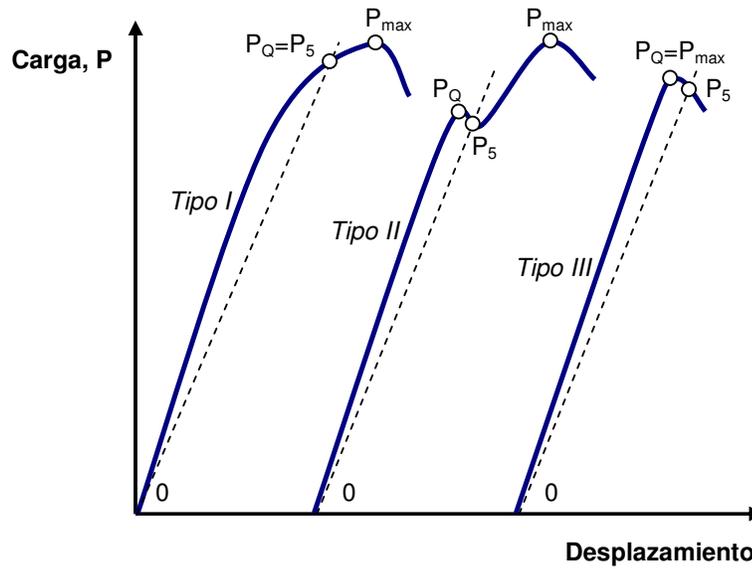


Figura 2.6. Tipos de curvas carga-desplazamiento obtenidas en un ensayo K_{IC} .

Una vez obtenido el valor de P_Q se calcula el correspondiente valor del factor de intensidad de tensiones crítico, K_Q . La expresión utilizada dependerá del tipo de probeta utilizada y de la longitud de fisura existente en la probeta (que se determina con posterioridad al ensayo observando la superficie de fractura). Por ejemplo, en el caso de una probeta CT [7,8]:

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \frac{a^2}{W^2} + 14.72 \frac{a^3}{W^3} - 5.60 \frac{a^4}{W^4} \right] \quad (2.19)$$

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

$$0.45 \leq \frac{a}{W} \leq 0.55 \quad (2.20)$$

$$B, a \geq 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.21)$$

$$P_{max} \leq 1.10 P_Q \quad (2.22)$$

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

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

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

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

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

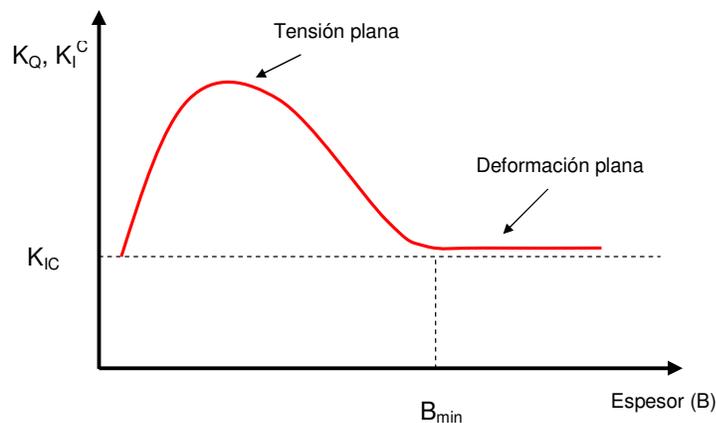


Figura 2.7. Dependencia del factor de intensidad de tensiones en rotura con el espesor.

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

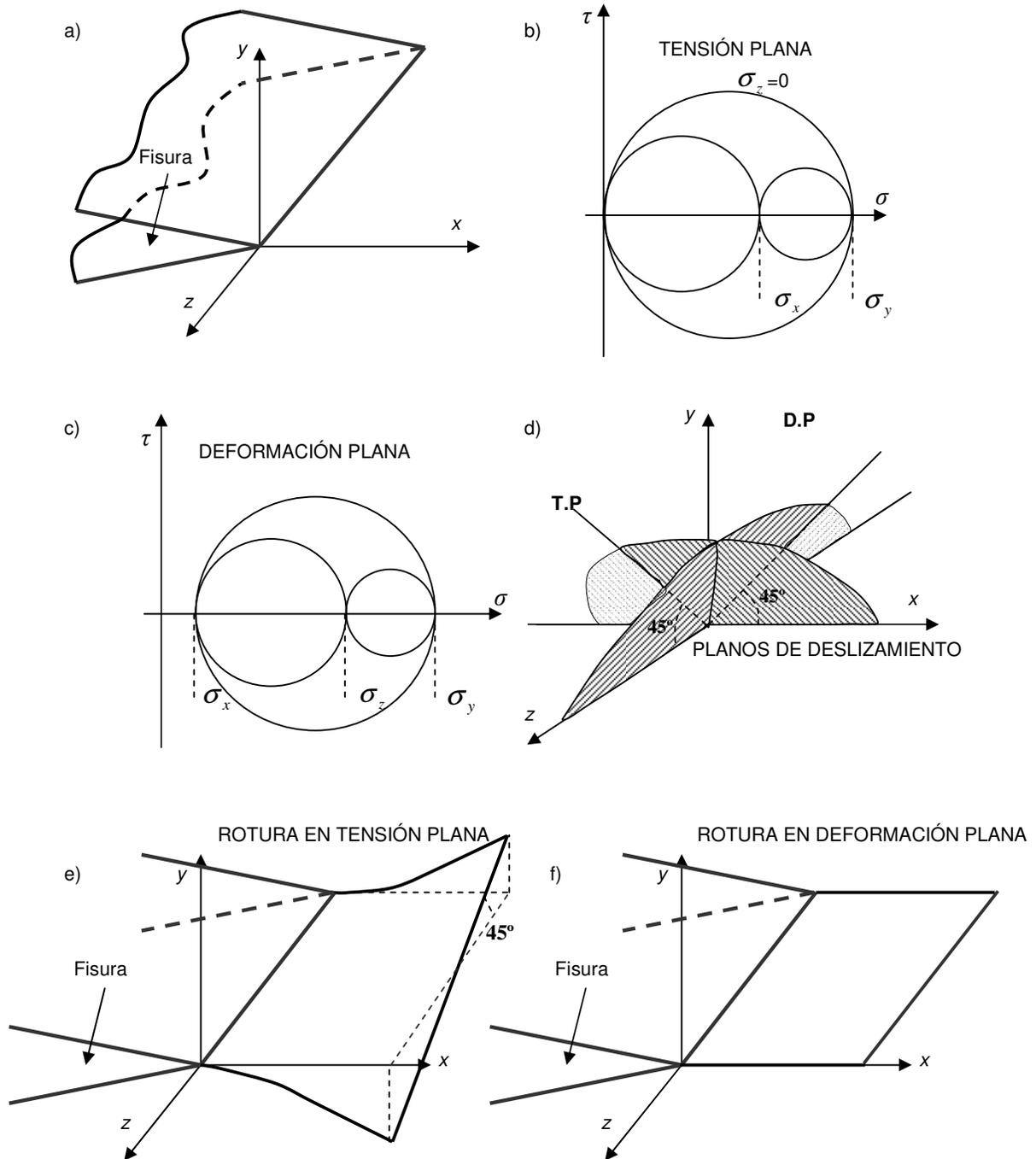


Figura 2.8. a) Representación geométrica del frente de fisura; b) Círculos de Mohr del estado de tensión plana; c) Círculos de Mohr del estado de deformación plana; d) Planos de deslizamiento en tensión plana (T.P) y deformación plana (D.P); e) Orientación de los planos de rotura en tensión plana (a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

Las diferentes orientaciones de los planos de rotura explican a su vez las diferencias existentes en la resistencia a la rotura para distintos espesores. A medida que crece el espesor crece la influencia relativa de las condiciones de deformación plana, haciendo que disminuya el factor de intensidad de tensiones crítico para el que se inicia la rotura. Este valor se estabiliza a partir de un espesor para el que las condiciones de deformación plana controlan el proceso de rotura. Una estimación de este espesor mínimo viene dado por la expresión anteriormente recogida [9]:

$$B_{\min} = 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \tag{2.23}$$

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

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

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

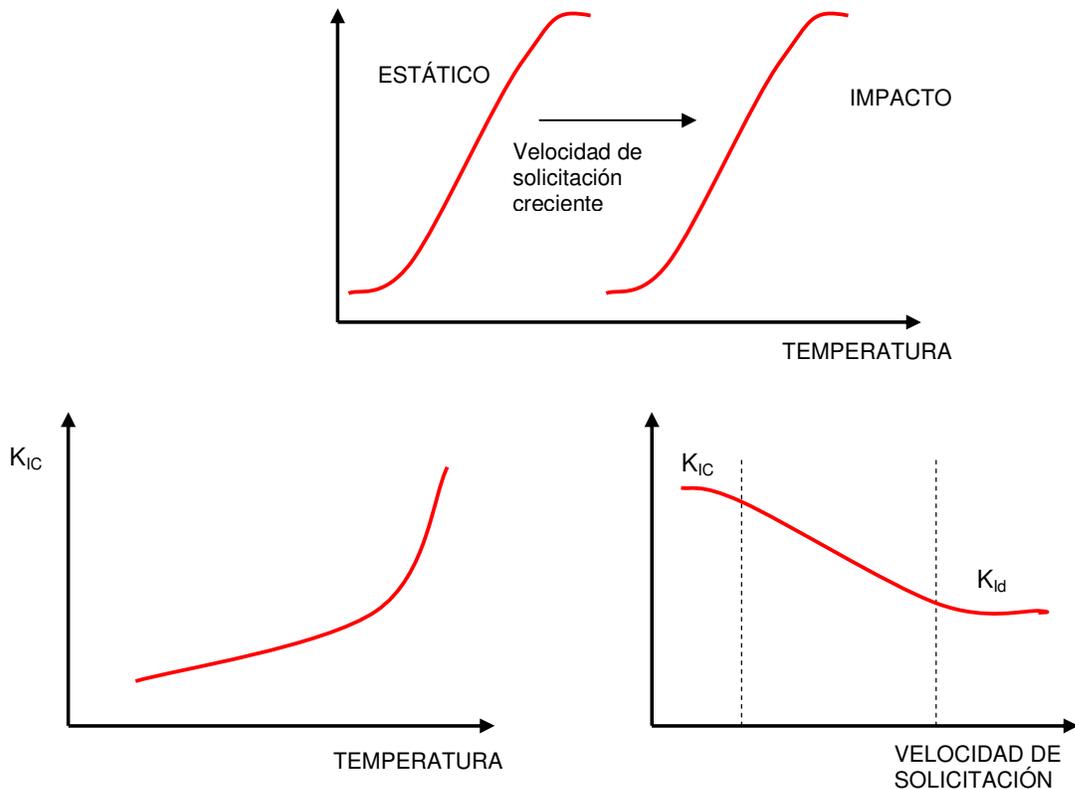


Figura 2.9. Variación de la tenacidad a fractura con la temperatura y la velocidad de sollicitación.

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

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

Una segunda forma de evaluar las condiciones de rotura se deriva de consideraciones energéticas. El denominado criterio energético de rotura tiene su origen en los estudios sobre fractura en vidrio, en el que es admisible un comportamiento elástico lineal, realizados por Griffith en 1921 [13].

El criterio establece que una fisura crece de forma rápida o inestable cuando la energía liberada en su propagación iguala o supera a la energía consumida en el avance de la misma; es decir, cuando la propagación hace que disminuya la energía almacenada del sistema. Por tanto, la condición de rotura se puede expresar del modo siguiente [13]:

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

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

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

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

Por lo tanto, es función de la tasa de liberación de energía, dependiente del estado de sollicitación y de las condiciones geométricas del componente, y de su valor crítico (G_c) como parámetro propio del material que define su resistencia a la rotura.

Para el caso particular de placa plana infinita con fisura de longitud $2a$ descrito en la Figura 2.2, la solución analítica de la tasa de liberación de energía para condiciones de tensión plana es la siguiente [13, 14]:

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

donde E es el módulo de elasticidad del material.

Analizando esta expresión se deduce inmediatamente su relación con el factor de intensidad de tensiones, K_I [15, 16]:

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

Para el caso de deformación plana se obtiene una relación similar, de manera que se puede generalizar de la siguiente forma [15, 16]:

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

siendo

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

para tensión plana, y en deformación plana

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

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

La extensión de las expresiones anteriores a los casos de sollicitaciones variadas, que generan todos los posibles modos de rotura conduce a la ecuación más general [15]:

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

con

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

en tensión plana y

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

en deformación plana.

2.2. MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTOPLÁSTICA

2.2.1. Introducción

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

2.2.2. Plasticidad en el frente de fisuras

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

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}'(\theta) \tag{2.34}$$

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

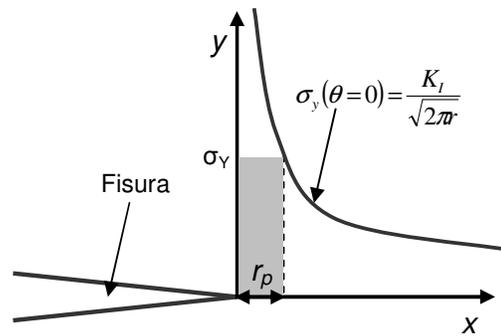


Figura 2.10. Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura.

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

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

donde σ_Y es el límite elástico del material.

En realidad la zona plástica tiene una extensión superior a la obtenida por la aproximación previa, existiendo otras expresiones que se obtienen tras analizar el estado tensional en las proximidades de una fisura y a partir del equilibrio de esfuerzos. Todas ellas establecen el

tamaño de la zona plástica como función del factor de intensidad de tensiones y del límite elástico. La más frecuentemente utilizada es la de Irwin, que en tensión plana viene dada por:

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

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

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

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

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

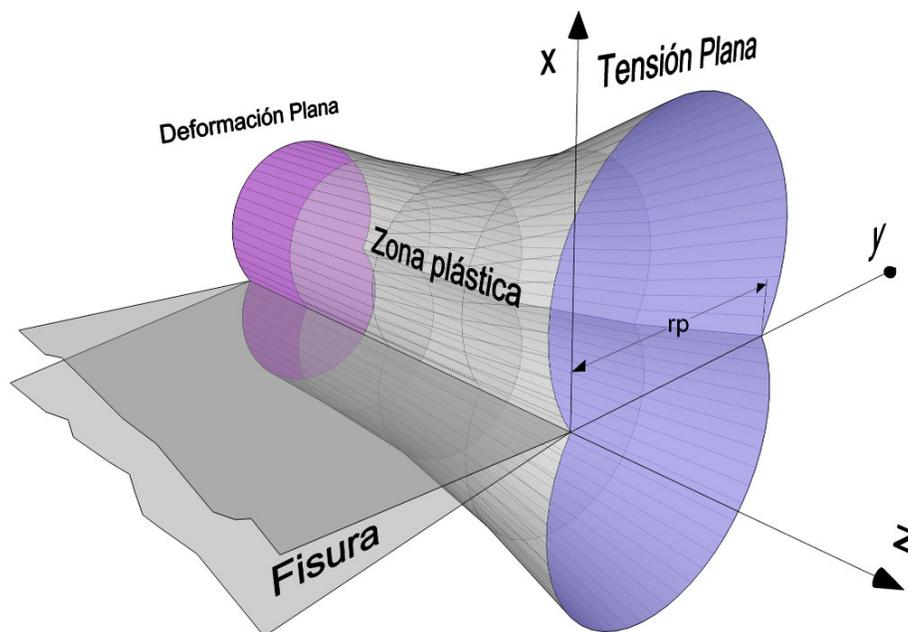


Figura 2.11. Representación gráfica de la zona plástica en el frente de una fisura en condiciones de tensión plana y deformación plana

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

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

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

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

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

2.2.3. Parámetros de fractura en régimen elastoplástico

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

2.2.3.1. Apertura en el frente de fisura: *CTOD*

El concepto de apertura en el frente de fisura o *CTOD* (*Crack Tip Opening Displacement*) aparece tras la observación de que durante el proceso de carga de materiales elastoplásticos

fisurados se va generando un importante enrocamiento del frente de la grieta. La apertura entre labios o caras de la fisura en el frente original es el parámetro CTOD. La Figura 2.12 describe el mismo.

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

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

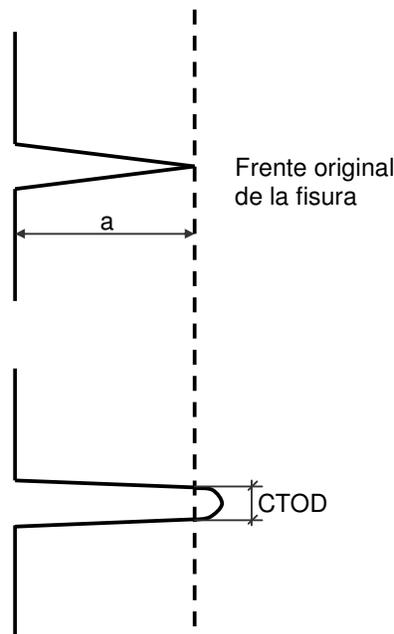


Fig. 2.12. Definición del parámetro *CTOD*.

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

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

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

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

donde λ es una constante adimensional que varía entre 1 y 2 [15, 16], dependiendo de la microestructura del material. El segundo, la componente plástica $CTOD_p$, se puede obtener por expresiones dependientes de la geometría, la longitud del defecto y la sollicitación [15, 16].

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

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

2.2.3.2. La integral de contorno J

La integral J [17] es una integral curvilínea, cerrada en torno al frente de fisura e independiente del camino de integración, que define el cambio diferencial de energía potencial del sistema para una extensión diferencial de la fisura, de modo que puede considerarse la extensión al dominio elastoplástico de la tasa de liberación de energía G de Griffith, descrita en la MFEL [15]. Posee la propiedad de caracterizar biunívocamente el estado tensional y deformacional en el entorno de dicho frente en un material elastoplástico y, en consecuencia, es un parámetro muy aceptado para caracterizar la fractura en régimen elastoplástico. Así, la integral J se utiliza como criterio de rotura, de forma que un sistema material con un defecto dado iniciará su proceso de fractura cuando la integral J alcance un valor crítico J_c :

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

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

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

Eshelby [18], basándose en el teorema de conservación de la energía, definió un conjunto de integrales de contorno independientes del camino de integración. Una de ellas es la integral J , cuya expresión en el caso bidimensional es:

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

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

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

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

Las componentes del vector de tracciones vienen dadas por:

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

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

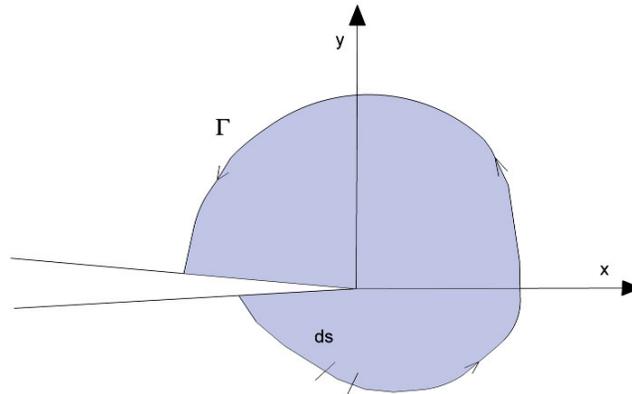


Figura 2.13. Contorno arbitrario alrededor del frente de fisura

Muchos materiales tenaces no fallan de forma catastrófica al alcanzar un valor crítico del $CTOD$ o de J , sino que desarrollan una resistencia frente a la fractura que crece con la propagación de la fisura [15]. De esta manera la J resistente del material aumenta para valores crecientes de dicha propagación, dando lugar a una curva J_R del material. Un análisis a fractura que tenga en cuenta esta consideración compara la integral J aplicada con la curva J_R del material, estableciéndose dos condiciones para que se produzca la rotura:

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

$$\frac{dJ}{da} = \frac{dJ_R}{da} \tag{2.50}$$

La Figura 2.14 muestra un análisis de este tipo.

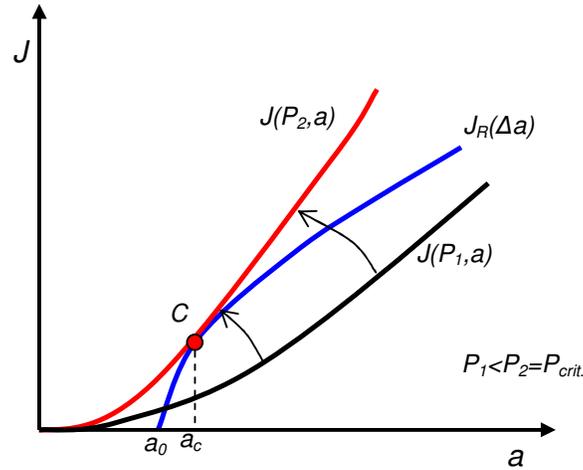


Figura 2.14. Análisis a fractura haciendo uso del concepto de integral J . P_1 es una carga menor que la de rotura. Si se incrementa la carga aplicada se llega a la carga crítica, en la cual se cumplen las condiciones recogidas en (2.49) y (2.50) (punto C). a_0 es la longitud inicial de fisura y a_c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

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

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

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left[\frac{\sigma}{\sigma_0} \right]^n \tag{2.51}$$

y basándose en las propiedades de la integral J se concluye que [19]:

$$\sigma(r) = \frac{k_1}{r^{n+1}} \tag{2.52}$$

$$\varepsilon(r) = \frac{k_2}{r^{n+1}} \quad (2.53)$$

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

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

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

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

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

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

2.2.4. Caracterización a fractura elastoplástica

En situaciones con comportamiento elastoplástico del material es necesario recurrir a parámetros de caracterización del material que tengan en cuenta el efecto de la plastificación en el frente de fisura. El parámetro K_{IC} , elástico-lineal, no es representativo de tales condiciones (K_I no define el campo de tensiones y deformaciones en torno al defecto) y, por lo tanto, no sería válido para establecer las condiciones críticas que conducen al fallo. En tales casos, los parámetros más comúnmente utilizados son la integral J y el parámetro CTOD (δ) (*Crack Tip*

Opening Displacement), tanto en forma de curva resistente (J_R y δ_R) como en forma de valor característico (J_{IC} y δ_C). A continuación se va a plantear la caracterización elastoplástica por medio de la integral J, haciendo notar que la caracterización a través del CTOD (δ) es totalmente análoga.

La normativa más utilizada al efecto es la ASTM E1820 [8], que incluye la metodología de la ASTM E399 [7] para casos elástico-lineales (K_{IC}) y el procedimiento de la ASTM 1737 [20] (ya extinta) para el caso elastoplástico (J). En el caso del CTOD, el procedimiento de obtención de este parámetro de fractura queda recogido tanto en la ASTM E1820 como en la ASTM E1290 [21].

En cuanto a la instrumentación del ensayo y a las probetas utilizadas, son muy similares a las de los ensayos K_{IC} , con la única diferencia de que el extensómetro ha de colocarse de tal manera que mida el desplazamiento a lo largo de la línea de carga, para lo cual se mecanizan en las probetas las correspondientes guías según norma (cuya mecanización no es necesaria en ensayos K_{IC}). La Figura 2.15 indica los puntos de colocación del extensómetro en el caso de una probeta CT.

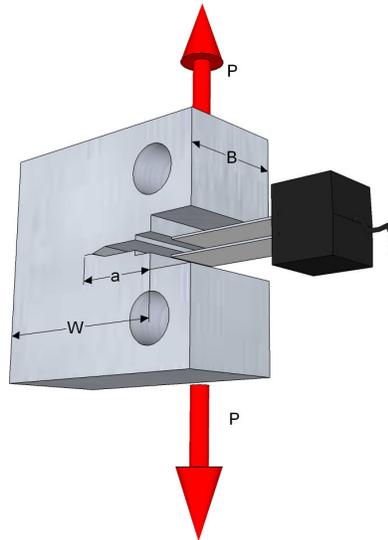


Figura 2.15. *Probeta CT mecanizada para ensayo J o CTOD, con indicación de la situación del extensómetro.*

El procedimiento de ensayo para la obtención de las curva J-R (muy similar al seguido para obtener la curva δ -R) consiste en cargar la probeta y utilizar el método de flexibilidad en descarga, el cual implica la realización de pequeñas descargas de forma periódica, tal y como se muestra en las seis descargas de la Figura 2.16. Las pendientes (m_i) de las líneas de carga-descarga permiten determinar la rigidez elástica de la probeta (o su inversa, la flexibilidad), la

cual está directamente relacionada con la longitud de fisura existente en el momento de cada descarga, disminuyendo a medida que la fisura propaga (o aumentando en el caso de la flexibilidad). La propia normativa proporciona la formulación necesaria para determinar la longitud de fisura en cada caso.

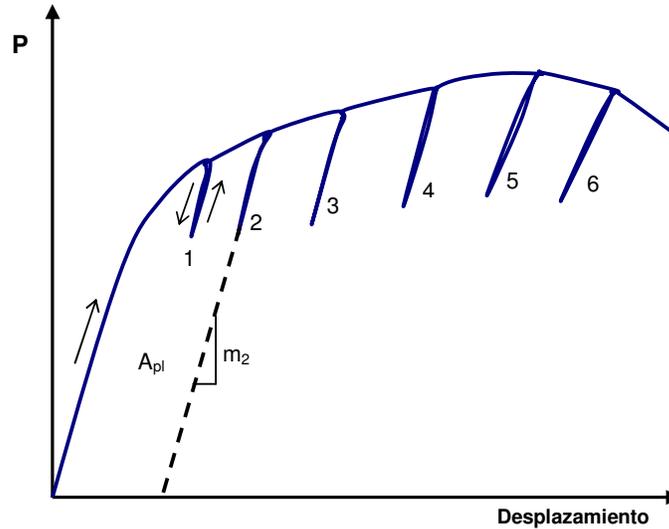


Figura 2.16. Proceso de cargas y descargas durante un ensayo J-R.

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

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

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

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

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

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

$$\eta = 2 + \frac{0.522(W - a)}{B} \quad (\text{probeta CT}) \quad (2.60)$$

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

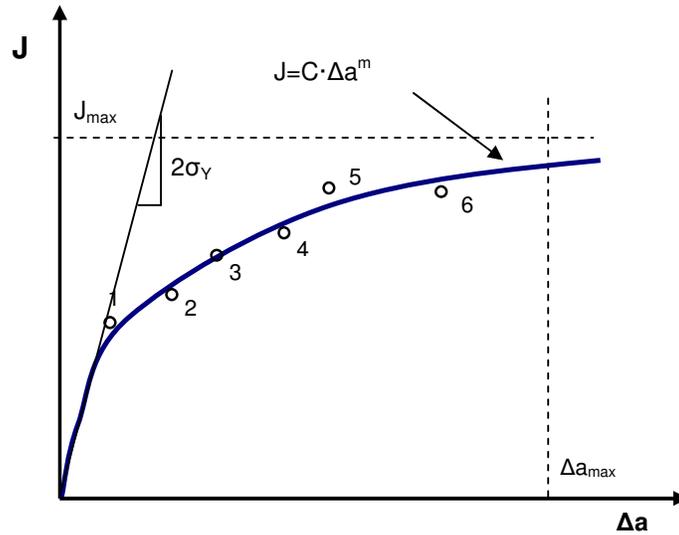


Figura 2.17. Puntos de la curva J_R obtenidos a partir del ensayo de laboratorio y ajuste de la curva.

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

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

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

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

$$\Delta a_{\max} = 0.25 \cdot b_0 \quad (2.62)$$

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

En el documento ESIS P1-92 [22] se plantea un procedimiento alternativo para la obtención de la curva J_R (o δ_R). Se denomina procedimiento multi-probeta (“*multispecimen*”) y consiste en llevar a rotura probetas con distintas longitudes de fisura. Las probetas son idénticas a las utilizadas en el método de las descargas. En cada ensayo se calcula la J en rotura y la propagación estable de fisura producida hasta la misma. De esta manera, cada ensayo proporciona una dupla J - Δa . Este método resulta muy sencillo pero tiene el inconveniente de que necesita muchas más probetas para la caracterización del material.

La caracterización a fractura elasto-plástica explicada anteriormente tiene la particularidad de que considera el aumento de la resistencia a fractura que se produce a medida que la fisura propaga. Así surgen las curvas resistentes J_R y δ_R . En otras ocasiones interesa más establecer un criterio de iniciación de la propagación estable de la fisura, para lo cual basta con definir un único valor de J o de δ con el cual se realiza un análisis análogo al realizado con K_{IC} , pero esta vez representativo de condiciones elasto-plásticas en el frente de fisura. Básicamente, y siguiendo la ASTM 1820 [8], la metodología consiste en primer lugar en definir la “línea de construcción” (Figura 2.18) en la curva J , la cual responde a la siguiente expresión:

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

M toma, en general, un valor de 2.

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

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

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

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

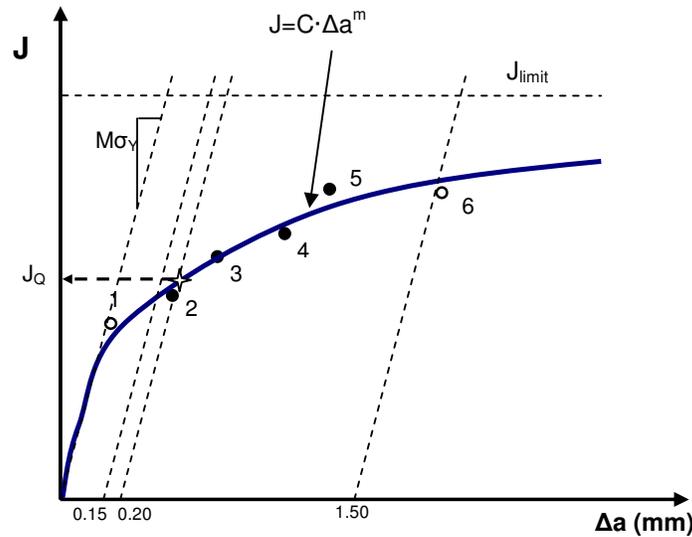


Figura 2.18. Procedimiento para la obtención de J_{IC} .

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

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

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

2.3. DIAGRAMAS DE FALLO

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

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

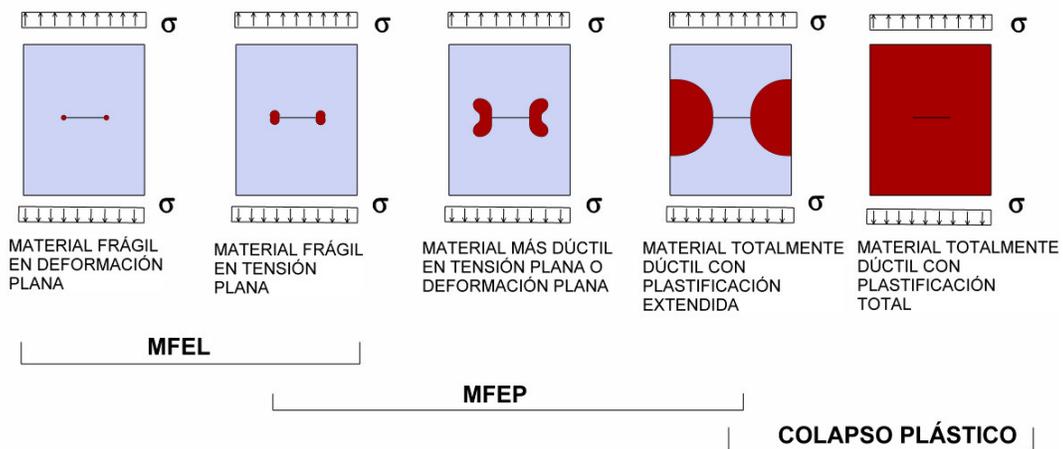


Figura 2.19. Distintas situaciones estructurales en función del tamaño de la zona plástica [23].

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

En 1958 Irwin [14] afirmó que la aparición de una zona plástica en el frente de la fisura hace que ésta se comporte como si en realidad fuera algo más larga que su tamaño físico real. A partir de esta premisa estableció un modelo de comportamiento de sencilla compresión válido para casos en los que se producía plasticidad limitada (ecuación (2.36)).

Basándose en la misma idea, Dugdale y Barenblatt [24, 25] propusieron otro modelo para el mismo caso de plasticidad limitada (Figura 2.20). En él suponen que una grieta de longitud $2a$ con plastificación en los frentes de la misma se comporta como una fisura de longitud $2a+2\rho$, estando los extremos de la grieta, ρ , sometidos a una tensión elástica σ_y que tiende a cerrar la fisura. Es decir, modelan la zona plástica asumiendo una grieta de longitud $2a+2\rho$, siendo ρ la longitud de dicha zona, con una tensión de cierre igual al límite elástico del material.

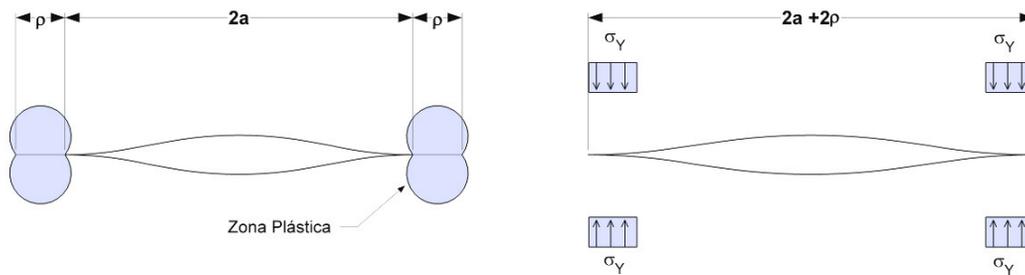


Figura 2.20. Modelo de Dugdale [24]. La zona plástica se modela considerando tensiones de compresión iguales al límite elástico en cada extremo de la fisura [15].

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

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

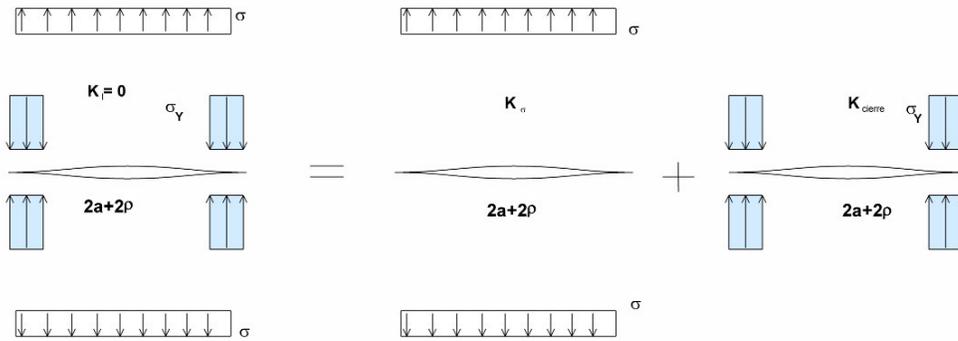


Figura 2.21. Aplicación del principio de superposición al modelo de Dugdale

El factor de intensidad de tensiones debido a las tensiones de cierre se puede estimar considerando una fuerza P , perpendicular a la fisura, aplicada a una distancia x del centro de la misma (Figura 2.22). Los factores de intensidad de tensiones en los dos frentes de fisura son, suponiendo una placa de espesor unitario [15]:

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

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

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

$$P = -\sigma_y \cdot dx \tag{2.69}$$

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

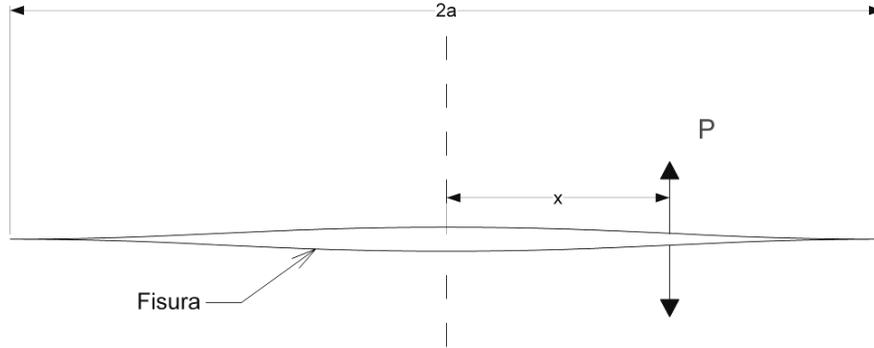


Figura 2.22. Fuerzas de apertura en la fisura aplicadas a una distancia x del centro [15].

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

Resolviendo la integral se obtiene:

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

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

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

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

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

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

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

Considerando los dos primeros términos y despejando ρ :

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

para $\sigma \ll \sigma_y$ [15].

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

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

Esta expresión tiende a sobreestimar K_{eff} ya que a_{eff} es algo menor que $a + \rho$ debido a que la zona sometida a tensiones de cierre está cargada con σ_y [15]. Burdekin y Stone [26] obtuvieron una estimación más realista de K_{eff} :

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

2.3.2. Obtención del Diagrama de Fallo

La evaluación de la integridad estructural o de las condiciones en el momento del fallo de un componente o estructura puede llevarse a cabo comparando en primer lugar el factor de intensidad de tensiones con la tenacidad a fractura del material (evaluación a fractura) y, en segundo lugar, la carga aplicada con la que produce agotamiento resistente de la sección remanente (evaluación frente a colapso plástico), fundamentada en la Teoría de la Plasticidad [27-30] y necesaria en materiales con alta tenacidad a fractura y bajo límite elástico, en los cuales la presencia de fisuras no produce en rotura concentraciones de tensiones en el frente de las mismas, sino la plastificación de toda la sección resistente con un campo tensional sensiblemente uniforme. Sin embargo, el establecimiento por separado de ambas condiciones de rotura (fractura y colapso plástico) es insuficiente, ya que no tiene en cuenta la interacción entre las mismas, pudiéndonos encontrar con situaciones que, consideradas aceptables al evaluar separadamente ambos fenómenos, corresponden a situaciones reales en las que se produce el fallo de la estructura.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Invirtiéndola la expresión, queda:

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

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

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

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

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

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

En definitiva, la metodología de los FAD propone:

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

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

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

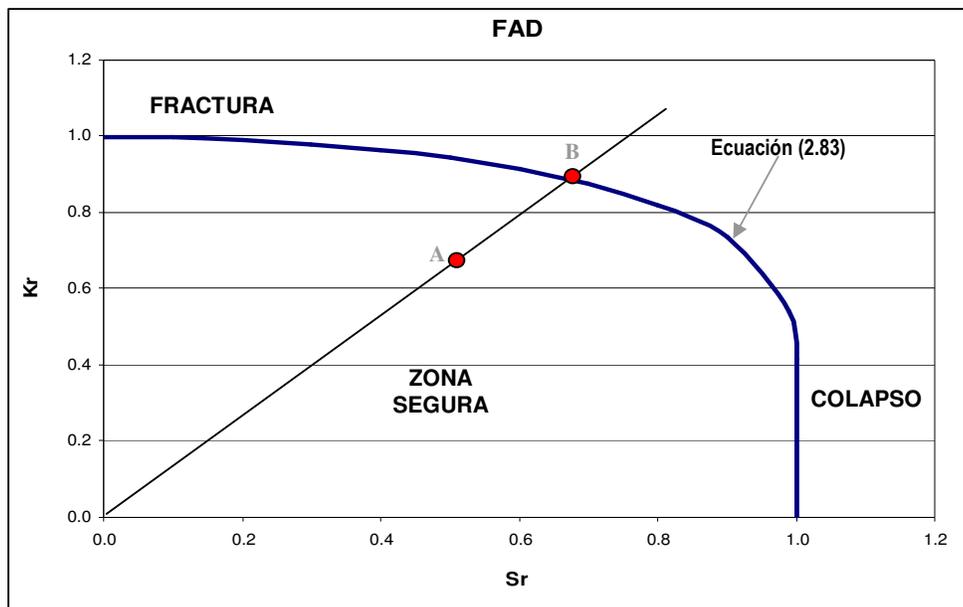


Figura 2.23. Diagrama de Fallo obtenido a partir del modelo de Dugdale y definición del coeficiente de seguridad frente al fallo ($CS = OB/OA$)

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Eliminando la raíz cuadrada:

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

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

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

Es decir, a través de la corrección plástica se está estableciendo la condición de iniciación de la fractura en términos elastoplásticos utilizando parámetros elástico-lineales (K_I). Si la plasticidad es muy reducida, la corrección plástica tiende a 1 (y L_r tiende a cero). A medida que aumenta la plasticidad, L_r crece y la corrección plástica va reduciendo su valor. Finalmente, se establece un

corte vertical que establece la condición de colapso plástico en $L_r = 1$ (si se considera un material sin endurecimiento por deformación).

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

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

2.4. ANÁLISIS DE DEFECTOS TIPO ENTALLA

2.4.1. *Introducción*

Tal y como ha quedado recogido en los apartados anteriores, la mecánica de la fractura aplicada a fisuras es una metodología conocida y completamente asentada en el mundo de la ingeniería. Se basa en el conocimiento del campo elástico de tensiones en el frente de una fisura afilada, que queda definido por el factor de intensidad de tensiones K_I . Se considera que hay propagación de fisuras cuando K_I se iguala a un valor crítico, K_{Ic} , que bajo determinadas condiciones se denomina tenacidad a fractura del material, K_{Ic} . Esta metodología ha sido aplicada con éxito a un amplio rango de situaciones, donde los procesos micromecánicos no lineales que dan lugar a la fractura están confinados en una pequeña región en las inmediaciones del frente de fisura. Algunos ejemplos son el clivaje en los aceros, la iniciación de fractura no

lineal en aceros y aleaciones no férricas, desarrollo de “*crazes*” que dan lugar a la fractura en materiales poliméricos, fractura en el hormigón, en rocas y en materiales cerámicos, fractura en materiales compuestos reforzados con fibras,...

Sin embargo, hay muchas situaciones en las que los defectos que son, o pueden ser, responsables de un fallo estructural no son necesariamente afilados. De hecho, pueden tener un considerable enroscamiento y en ese caso, la consideración de tales defectos como fisuras afiladas da lugar a evaluaciones y cálculos excesivamente conservadores. Esto ocurre, por ejemplo, en algunos de los defectos de fabricación que se producen en instalaciones metalúrgicas o en algunas situaciones que se producen en estructuras geológicas, en donde las concentraciones de tensiones producidas en el fondo de las entallas son un aspecto determinante en el proceso de rotura [31].

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

$$\sigma_g^c \sqrt{a} = cst_1 \quad (2.92)$$

Sin embargo, las entallas someten a componentes y estructuras a situaciones menos exigentes, de tal manera que la expresión (2.92) se modifica del siguiente modo:

$$\sigma_g^c a^\alpha = cst_2 \quad (2.93)$$

donde α es una constante. Este efecto de la entalla está relacionado con la naturaleza física del proceso de fractura [32]. Para que éste ocurra son necesarias unas condiciones críticas de sollicitación en un cierto volumen de material o zona de proceso, de tal manera que los enfoques de las tensiones máximas no son adecuados al resultar en la mayoría de los casos excesivamente conservadores.

La presencia de una entalla en un material crea unas condiciones intermedias entre las que se producen en un material sin defectos y un material fisurado. En algunos casos la entalla (si es muy roma) no tiene efecto alguno en la capacidad resistente del material, una vez que se tiene en cuenta el factor concentrador de tensiones K_t . En estas situaciones el fallo se produce cuando la tensión local en el fondo de la entalla (tensión nominal multiplicada por K_t) alcanza la tensión de rotura, σ_u . En el otro extremo, algunas entallas (si son muy afiladas) se comportan exactamente igual que una fisura de la misma longitud, siempre que el radio del fondo de entalla ρ sea lo suficientemente pequeño para esperar que el fallo se produzca cuando $K_t = K_c$.

Desafortunadamente hay muchas otras entallas que no se ajustan a estos casos extremos: cuando se produce el fallo la tensión en el fondo de la entalla es a menudo superior a σ_u y K_I es mayor que K_C ; es decir, la entalla es mas resistente de lo esperado. El estudio de estas situaciones en concreto se va a tratar en este trabajo.

2.4.2. Conceptos teóricos

2.4.2.1. Distribución de tensiones en el fondo de entalla

La Figura 2.24 muestra la distribución de tensiones en el frente de una entalla según el plano medio de la misma para el caso de una probeta flexionada en tres puntos (3PB) [32]. La gráfica muestra en ordenadas la tensión adimensionalizada (tensión local dividida entre tensión neta σ_N) y en abscisas la distancia adimensionalizada (distancia dividida por longitud del defecto, a). Esta distribución puede caracterizarse mediante dos elementos: la tensión máxima y la distribución de tensiones en el frente de entalla.

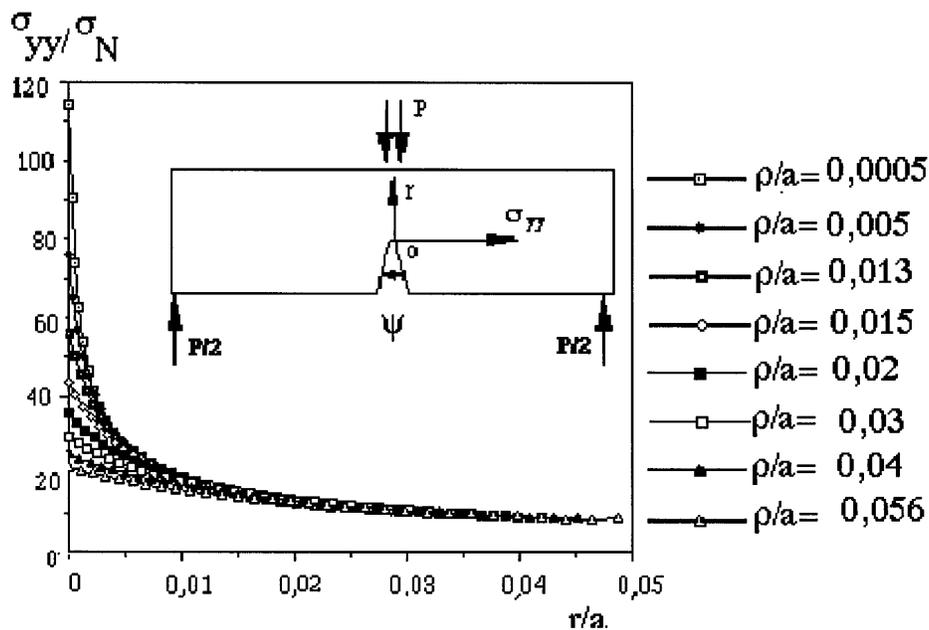


Figura 2.24. Tensión adimensionalizada frente a distancia adimensionalizada. Influencia del radio de entalla [32]

La Tabla 2.1 [32] recoge algunas de las propuestas que han ido surgiendo a lo largo de los años para describir la distribución de tensiones en el frente de entalla según el plano medio de la misma (σ_{yy}). Estudios recientes han mostrado que la formula de Usami da los mejores resultados si los comparamos con los obtenidos mediante simulación numérica.

Tabla 2.1. Distribución de tensiones en el frente de entalla.

Autores	Distribución elástica de tensiones
Timoshenko y Goodier, 1951 [33]	$\sigma_{yy} = \sigma_N \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right] \quad (2.94)$
Neuber y Weiss, 1962 [34]	$\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}} \quad (2.95)$
Chen y Pan, 1978 [35]	$\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8x}} \quad (2.96)$
Usami, 1985 [36]	$\sigma_{yy} = \frac{\sigma_{\max}}{3} \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{\rho} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{\rho} \right)^{-4} \right] \quad (2.97)$
Glinka, 1987 [37]	<p>Entalla roma</p> $\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \left[1 - 2.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 2.59 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{1.5} - 0.907 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 + 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^3 \right] \quad (2.98)$
	<p>Entalla afilada</p> $\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \left[1 - 0.235 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{0.5} - 1.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 1.28 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{1.5} - 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 \right] \quad (2.99)$
Kujawski, 1991 [38]	$\sigma_{yy} = f \sigma_{\max} \left[\left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-1/2} + \left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-3/2} \right] \quad (2.100)$
	$f = 1 \quad \text{para } \frac{x}{\rho} < 0.2$
	$f = 1 + \frac{\text{Tan}(\pi / 2K_t)}{2.8} \left(\frac{x}{\rho} - 0.2 \right) \quad \text{para } \frac{x}{\rho} \geq 0.2$
Bhattacharya y Kumar, 1995 [39]	$\sigma_{yy} = \sigma_N K_t \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}} \quad \text{y} \quad 0 \leq x \leq \frac{\rho}{4} (K_t^2 - 1) \quad (2.101)$

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

2.4.2.2. Factor de intensidad de tensiones de entalla

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

La Figura 2.25a [32] muestra ejemplos de tal representación relativos a una probeta tipo 3PB. Esta distribución queda representada de forma bilogarítmica en la Figura 2.25b [32] y puede dividirse en tres zonas [40]:

- *Zona I:* inmediata al frente de entalla. La tensión adimensionalizada es prácticamente constante. Su valor es igual a $K_t \sigma$, siendo K_t el factor de concentración elástica de tensiones y σ la tensión correspondiente a la situación sin entalla. X_c es la distancia característica del material (dependiente de la microestructura) y X_m es la distancia del eje de ordenadas al punto de intersección entre la prolongación de la recta horizontal trazada a la tensión máxima y la prolongación de la recta correspondiente a la Zona III [32].
- *Zona II:* zona de transición intermedia.
- *Zona III:* la tensión adimensionalizada es una función potencial de la distancia adimensionalizada:

$$\frac{\sigma_{yy}}{\sigma_N} = C' \left(\frac{r}{B} \right)^{-\alpha} \tag{2.102}$$

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

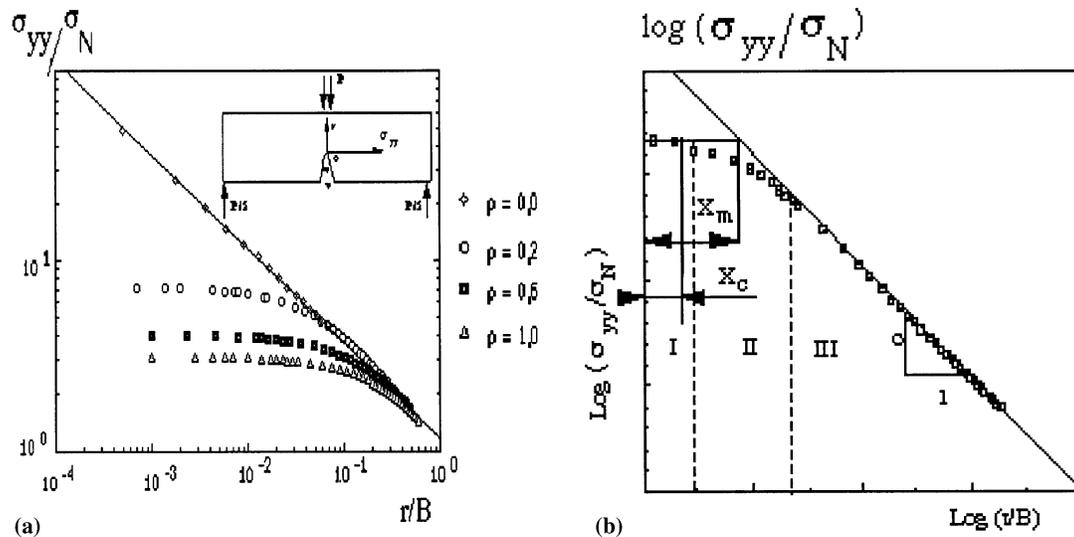


Figura 2.25. (a) Distribución de tensiones en el frente de entalla. Influencia del radio de entalla (probetas tipo 3PB); (b) Representación bilogarítmica de la distribución de tensiones en el fondo de entalla [32].

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

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{\rho}}{(2\pi r)^{\alpha}} \quad (2.103)$$

donde K_{ρ} es el factor de intensidad de tensiones de entalla (NSIF, *Notch Stress Intensity Factor*).

2.4.3. Criterios de fractura frágil en componentes entallados

Partiendo de la distribución de tensiones en el frente de una entalla, se pueden distinguir dos tipos de criterios de fractura: el criterio global y los criterios locales de fractura [32]. En el caso de las entallas no existe la singularidad tensional en el frente del defecto (tal como ocurre en las fisuras), sino una tensión máxima seguida de una pseudo-singularidad en la cual la distribución de tensiones viene determinada por el NSIF. Estas son las consideraciones básicas para desarrollar la Mecánica de la Fractura de Entallas (MFE) y para la determinación de la resistencia a fractura en materiales con defectos de este tipo.

2.4.3.1. Criterio de fractura global

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

$$K_{\rho} = K_{\rho}^c \quad (2.104)$$

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

2.4.3.2. Criterios de fractura locales

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

$$\sigma_{\max} = \sigma_c^* ; \quad X_{pz} = X_c \quad (\text{entalla afilada})$$

$$\sigma_{\max} = \sigma_c^* ; \quad X_{pz} = X_m(\rho) \quad (\text{entalla roma}) \quad (2.105)$$

En el caso de una fisura o de una entalla afilada ($\rho \rightarrow 0$), la distancia X_m correspondiente a la tensión máxima en la zona de la singularidad es menor que la distancia característica X_c , que viene dada por consideraciones microestructurales como, por ejemplo, el tamaño de grano (Figura 2.26). En este caso, es dicha distancia característica la que determina el proceso de fractura, de acuerdo con la siguiente expresión:

$$K_\rho^c = \sigma_c^* (2\pi X_c)^\alpha \quad (2.106)$$

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

$$K_\rho^c = \sigma_c^* (2\pi X_m(\rho))^\alpha \quad (2.107)$$

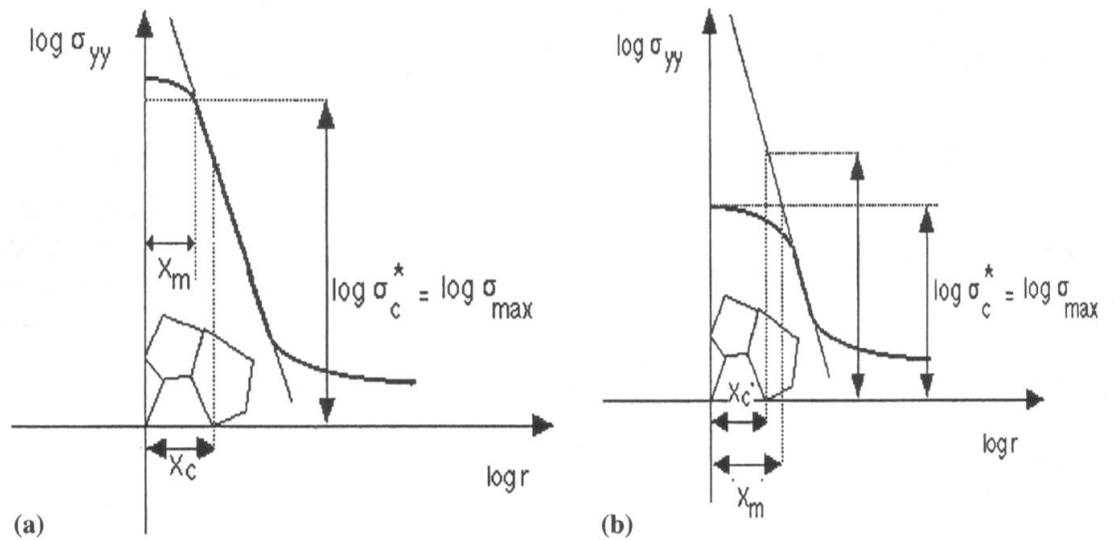


Figura 2.26. (a) Distribución de tensiones en el frente de una entalla afilada; (b) Distribución de tensiones en el frente de una entalla roma [32].

Pluvinage et al. [41] desarrollan un procedimiento similar. Consideran que la fractura a partir de una entalla se produce cuando $\sigma_{ref} > \sigma_f$ a lo largo de una determinada distancia, X_{ef} (distancia efectiva), que se corresponde con el punto de menor gradiente de tensiones, χ_{min} (Figura 2.27), situado en la transición entre las Zonas I y II.

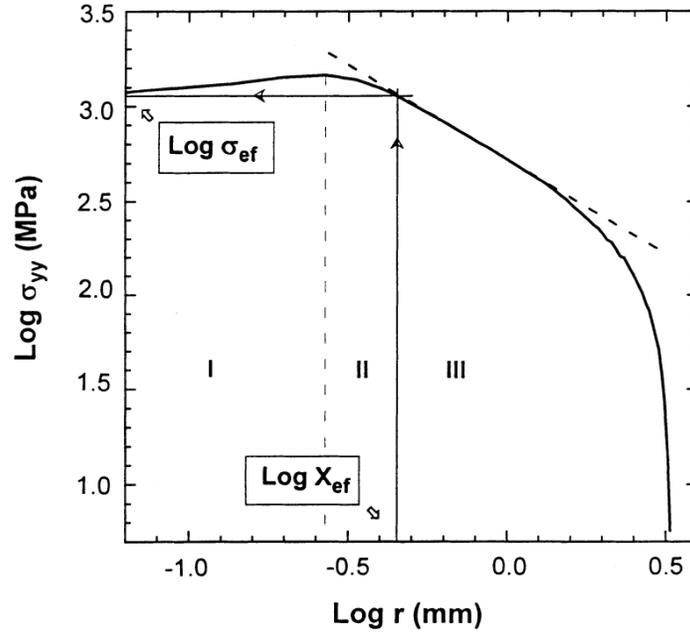


Figura 2.27. Representación bilogarítmica de la distribución de tensiones en el frente de entalla para definir los distintos parámetros de la zona de daño local [41].

La distancia efectiva X_{ef} es una función lineal de ρ , tal y como han demostrado Kim et al. [42] y se muestra en la Figura 2.28.

Otro criterio local es el llamado “Modelo de la tensión media crítica” (*Critical average stress model*), expresado en (2.108). Considera que la entalla propaga cuando la tensión media en la distancia efectiva X_{ef} sobrepasa la resistencia del material σ_f [43, 44];

$$\frac{1}{X_{ef}} \int_0^{X_{ef}} \sigma(r) dr = \sigma_f \tag{2.108}$$

A partir de un desarrollo similar al del modelo de la tensión media crítica, Elayachi et al. [45] obtienen K_ρ^c utilizando la siguiente expresión:

$$K_\rho^c = \sigma_{ef} \sqrt{\pi X_{ef}} \tag{2.109}$$

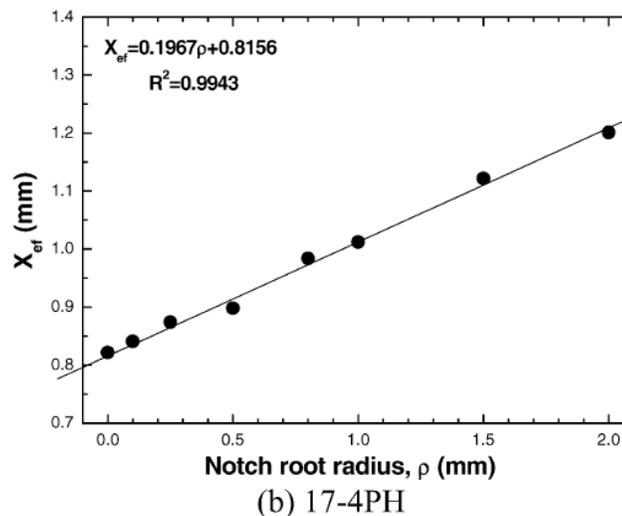
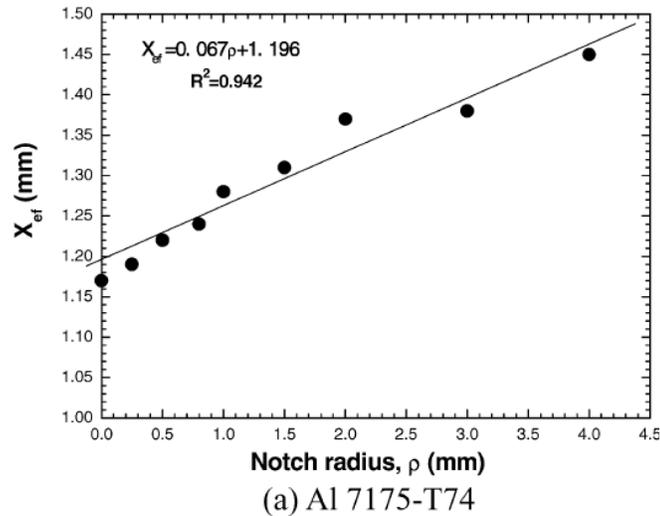


Figura 2.28. Relaciones distancia efectiva vs. radio de entalla obtenidas a partir de probetas 3PB [42].

donde σ_{ref} es la tensión media a lo largo de la distancia efectiva, X_{ef} . Este factor de intensidad de tensiones crítico puede considerarse como un valor de la tenacidad a fractura del material, con unidades $\text{MPam}^{1/2}$ si la entalla tiene lados paralelos (α próximo a 0.5). Los mismos autores han estudiado la evolución de K_{ρ}^c con la temperatura [45] y como principal conclusión cabe destacar que hay un desplazamiento de la zona de transición hacia temperaturas más elevadas cuando el radio de entalla disminuye (en concreto, encontraron una dependencia lineal entre la temperatura de transición y el radio de la entalla). Los valores correspondientes a la zona dúctil parecen ser poco sensibles al radio de entalla, observándose una pequeña reducción en los mismos cuando disminuye el radio de entalla.

Los criterios de fractura mostrados tienen una solidez teórica evidente pero, en la mayoría de los casos, su aplicación en la práctica es muy limitada. La razón es que requieren la utilización de

valores resistentes como K_{ρ}^c para los cuales no existe un procedimiento de caracterización estandarizado, o parámetros como el NISF cuyas soluciones no son conocidas ni siquiera para geometrías comunes en la práctica, como ocurre con el K_I en el caso de las fisuras. En otros casos, la definición de parámetros de cálculo, como X_c o σ_f , es vaga y su obtención no parece evidente. Tan solo el criterio de la tensión media crítica parece proporcionar una metodología clara en caso de conocer σ_f .

Por lo tanto, más allá de la definición de criterios teóricos de fractura, se hace necesario establecer una metodología que permita analizar componentes entallados de forma práctica y manteniendo la solidez teórica de los criterios anteriormente señalados. Surge así la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) cuya breve descripción se recoge en el siguiente apartado y que, al constituir la base teórica de este trabajo, resulta objeto de un estudio en profundidad en el Capítulo 3 dedicado al Estado del Arte.

2.4.4. Teoría de las Distancias Críticas: breve introducción, conceptos básicos y variantes de la misma

Se llama Teoría de las Distancias Críticas (TDC) al conjunto de teorías usadas para predecir el efecto de las entallas y de otros defectos concentradores de tensiones. Estas teorías son capaces de predecir los datos de fractura y fatiga en una gran variedad de circunstancias.

Las teorías de fractura modernas aceptan la necesidad de disponer de un parámetro del material con unidades de longitud que se incorpore de una u otra manera en el modelo teórico. Un parámetro de longitud del material bastante común es L (distancia crítica):

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_u} \right)^2 \quad (2.110)$$

Donde K_C es la tenacidad a fractura del material y σ_u es la tensión de rotura del material. Para análisis de fatiga se utiliza la misma ecuación pero cambiando estas constantes del material por otras constantes cíclicas: el umbral de propagación de la fisura, ΔK_{th} , y el límite de fatiga $\Delta \sigma_0$. En algunos casos el valor correcto de L es diferente al indicado en la ecuación (2.110) y resulta un valor inferior que puede definirse mediante la expresión:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.111)$$

Donde σ_0 es un parámetro resistente característico del material, mayor que σ_u , que se calcula experimentalmente y que se denomina resistencia inherente.

A la hora de hacer predicciones existen cuatro aproximaciones en las que se usa L junto con un análisis elástico lineal: dos de estas se basan en las tensiones y las otras dos en el factor de intensidad de tensiones. De cualquier forma, como se verá a continuación, las predicciones hechas por estos métodos dan resultados bastante parecidos, tanto que pueden considerarse como distintas manifestaciones de la TDC [46]. Los cuatro métodos son los siguientes:

1. El método del punto (PM, *Point Method*). En esta aproximación se realiza un análisis elástico lineal y el fallo se produce cuando la tensión es igual a σ_0 a una determinada distancia del frente de la entalla, r_c . La misma aproximación se puede aplicar para predecir la resistencia a fatiga utilizando el ciclo de tensiones apropiado. Razonamientos teóricos han mostrado que r_c es igual a $L/2$ (ver apartado 3.4.1). En determinados casos (fractura en materiales cerámicos y compuestos y fatiga en metales) σ_0 es igual a σ_u , mientras que en otros (fractura en polímeros y metales) σ_0 toma valores mas altos aunque constantes para cada material. Así resulta que el fallo se produce cuando:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_0 \quad (2.112)$$

La Figura 2.29 muestra un ejemplo de esta metodología.

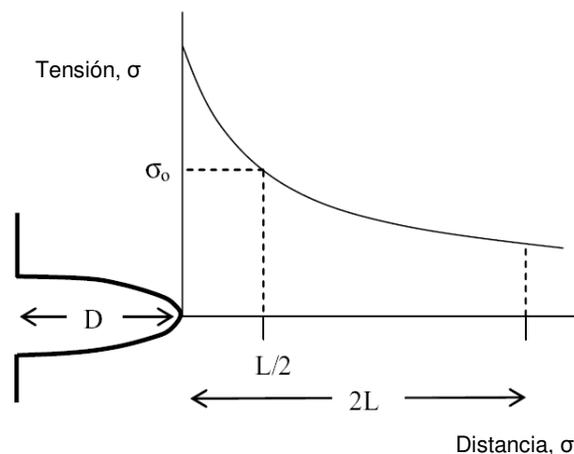


Figura 2.29. Entalla con profundidad D y radio ρ , y curva tensión-distancia que emplean los métodos de la TDC. En el PM el fallo se produce cuando la tensión a una distancia $L/2$ es igual a la resistencia característica σ_0 ; en el LM ocurre cuando la tensión media a lo largo de una distancia $2L$ es igual a σ_0 .

2. El método de la línea (LM, *Line Method*). Es similar al PM pero aquí se determina la tensión media a lo largo de una longitud determinada que comienza en el frente de la entalla. Una vez más existen razonamientos teóricos que indican que esa longitud está relacionada con L y tiene un valor de $2L$. Las predicciones usando el LM difieren ligeramente de las que se obtienen al usar el PM, pero ambos métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente [46]. Este método fue el primero en idearse dentro de la TDC. Algún otro método como el del área envolvente (AM) o el de la integral de volumen (VM) se basan en conceptos análogos (Figura 2.30).

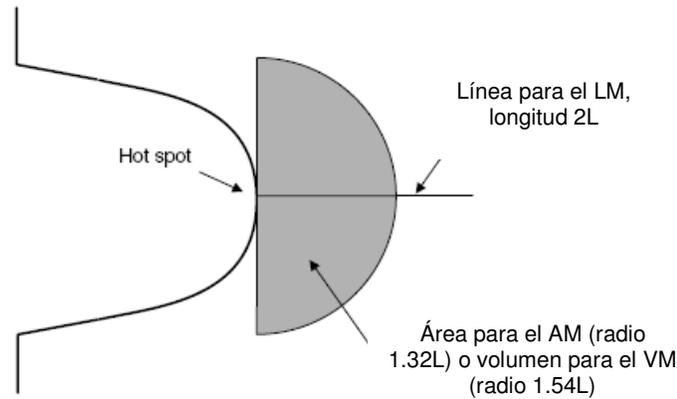


Figura 2.30. El LM, el AM y el VM aplicados a una entalla.

Aquí es necesario hacer notar que el modelo de la tensión media crítica, comentado anteriormente, no es más que una variante del LM. Ambos métodos coinciden en el caso de que $2L$ sea igual a X_{ref} y σ_{ef} sea igual a σ_0 .

3. El método de la fisura imaginaria (ICM, *Imaginary Crack Method*) es una aproximación a la mecánica de la fractura. Se supone que existe una fisura en el frente de la entalla, produciéndose el fallo cuando esta fisura alcanza un valor crítico del factor de intensidad de tensiones K_c (o en fatiga, ΔK_{th}). Algunos autores sugieren que esas fisuras existen realmente, pero estos razonamientos tienen alguna ambigüedad teórica, así que normalmente se asume que la fisura es imaginaria. La longitud de esta fisura es L (aunque han de hacerse algunas correcciones debidas a la geometría de la fisura). Esta aproximación da exactamente las mismas predicciones que LM para el caso de fisuras pasantes centradas en el material; para el resto de fisuras con otras geometrías y entallas las predicciones son bastante parecidas. Un ejemplo de ICM es el método de El Haddad [47] para fatiga en pequeñas fisuras, que ha sido re-evaluado recientemente por varios autores.

4. El cuarto y último método que puede considerarse una variante de la TDC es la Mecánica de la Fractura Finita (FFM, *Finite Fracture Mechanics*). En esta aproximación la condición de fallo se predice usando el balance de energías, algo análogo a lo que utiliza Griffith para el casos de las fisuras pero suponiendo una propagación finita de la fisura (Δa). Esta aproximación conduce a un criterio de fallo que puede ser expresado de la siguiente forma:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_c E}{\pi(a + \Delta a/2)}} = \frac{K_c}{\sqrt{\pi(a + \Delta a/2)}} \tag{2.113}$$

El valor más apropiado para esta propagación finita de fisura es $2L$, y una vez mas pueden ser necesarias algunas correcciones debidas a la geometría de la misma. Se ha demostrado que esta aproximación de resultados idénticos que el LM en el caso de fisuras afiladas y resultados bastante parecidos para entallas.

Las cuatro variantes de la TDC permiten analizar componentes entallados de una manera relativamente sencilla. Por ejemplo, si se usa el PM bastaría con ensayar dos probetas del material estudiado con una entalla de distinto radio cada una y determinar su carga de rotura. Simulando por elementos finitos ambas situaciones y representando a la vez sus perfiles de tensiones en el frente de entalla, ambos se cortarán en $L/2$ y σ_0 , tal y como muestra la Figura 2.31.

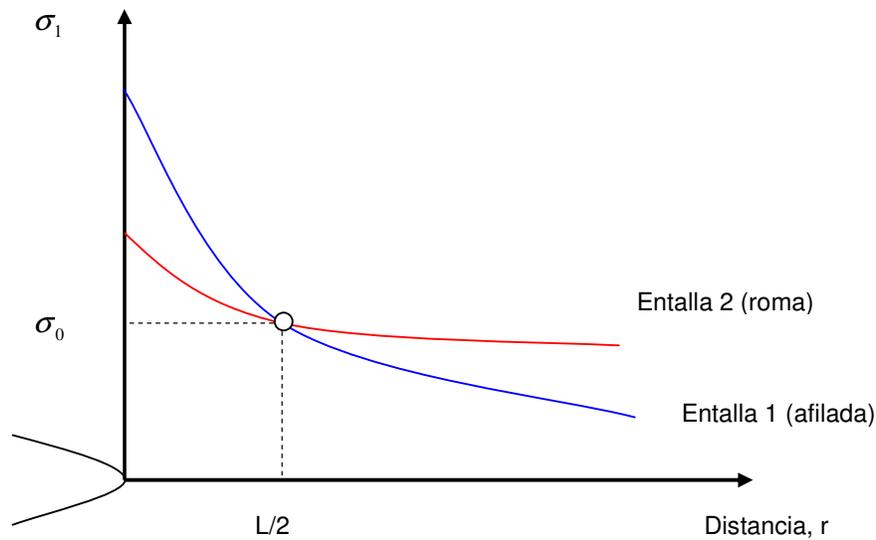


Figura 2.31. Obtención de los parámetros L y σ_0 .

Para saber la carga de rotura con cualquier otra geometría del componente y de la entalla bastaría con simular dicho componente y buscar la carga por la cual se cumple la condición de rotura del PM (ecuación (2.112)).

Igualmente, las variantes de la TDC permiten realizar predicciones de la tenacidad aparente a fractura de un material entallado (K_{IN}) a partir de K_{IC} (propio de fisuras) y del radio de entalla. Una vez conocida K_{IN} , la condición crítica se establece cuando:

$$K_I = K_{IN} \quad (2.114)$$

El valor de K_I a utilizar sería el asociado a la mecánica de la fractura ordinaria (fisuras). Es decir, se transforma la entalla en el material analizado (con tenacidad a fractura K_{IC}) en una fisura de igual geometría en un material con resistencia a fractura equivalente K_{IN} .

La importancia de la TDC radica, entre otras, en las siguientes cuestiones:

- Permite analizar todo tipo de defectos, desde fisuras a entallas muy romas y pasando por cualquier detalle estructural que suponga una concentración de tensiones.
- Permite estimar K_{IN} y, a partir de ahí, tratar el problema de un componente entallado según la Mecánica de la Fractura. Incluso, tal y como se propone en [1, 48, 49], una vez conocido K_{IN} se puede analizar la entalla mediante el uso de la metodología FAD, sin más que definir K_r como el cociente de K_I (propio de fisuras) entre K_{IN} y manteniendo L_r con la misma definición que en el caso de fisuras. Esto implica asumir que el efecto entalla en la carga de colapso plástico es nulo o, cuanto menos, despreciable frente al efecto en la resistencia a fractura.
- Se puede aplicar para el análisis a fractura frágil y para análisis a fatiga.

2.4.5. Otros estudios relevantes

En este apartado se recogen una serie de trabajos de investigación que muestran evidencias experimentales sobre el efecto entalla que ayudarán al lector a comprender mejor el mismo y sus implicaciones en la resistencia del material. Muchas de estas observaciones quedan explicadas por la TDC, tal y como se verá en el Capítulo 3.

En primer lugar, Akourri et al. [50] analizaron la relación entre J_{Ic} y el radio de entalla, encontrando una relación lineal. Para determinar J_{Ic} , consideraron que se debe partir de la siguiente expresión:

$$J_{Ic} = \frac{\eta U_{nl}^c}{Bb} \quad (2.115)$$

siendo $b = W-a$, U_{nl}^c el trabajo no lineal desarrollado en la fractura y η el coeficiente de proporcionalidad entre J_{Ic} y U_{nl}^c . Este parámetro se calcula generalmente utilizando componentes fisurados ($\rho=0$) y, sin embargo, se utiliza para distintos radios de fondo de defecto. Considerando que η no depende de ρ , encontraron una relación del tipo de la mostrada en la Figura 2.32:

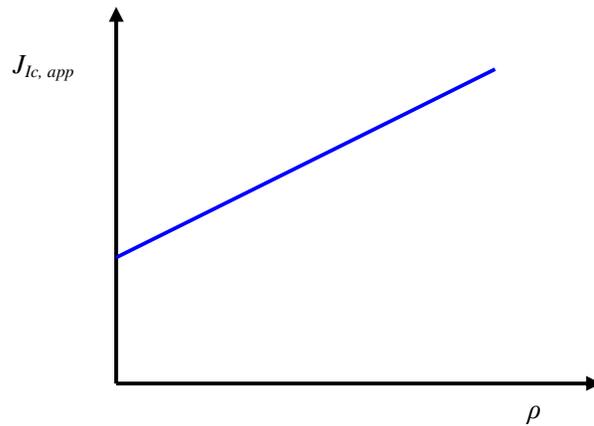


Figura. 2.32. Relación $J_{Ic, app}-\rho$ para η constante.

Sin embargo, estos autores [50] demuestran que η depende de ρ :

$$J_{Ic} = \frac{\eta(a, \rho) U_{nl}^c(a, \rho)}{Bb} \quad (2.116)$$

De este modo, la relación entre la tenacidad y el fondo de entalla pasa a ser del tipo de la mostrada en la Figura 2.33. Por debajo de un determinado valor crítico del radio de entalla, ρ_c , la tenacidad permanece constante pero para valores por encima del mismo ρ_c , $J_{Ic, app}$ aumenta linealmente con prácticamente la misma pendiente que la obtenida en el caso en el que η se considerara constante.

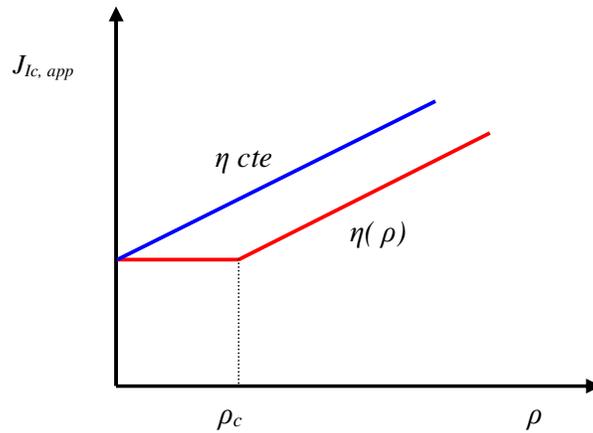


Figura 2.33. Relación $J_{Ic, app}$ - ρ considerando que η depende de ρ (en rojo) y comparación con dicha relación cuando η es considerado independiente de ρ (en azul).

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

La Figura 2.34 muestra una comparación entre los resultados experimentales y los numéricos.

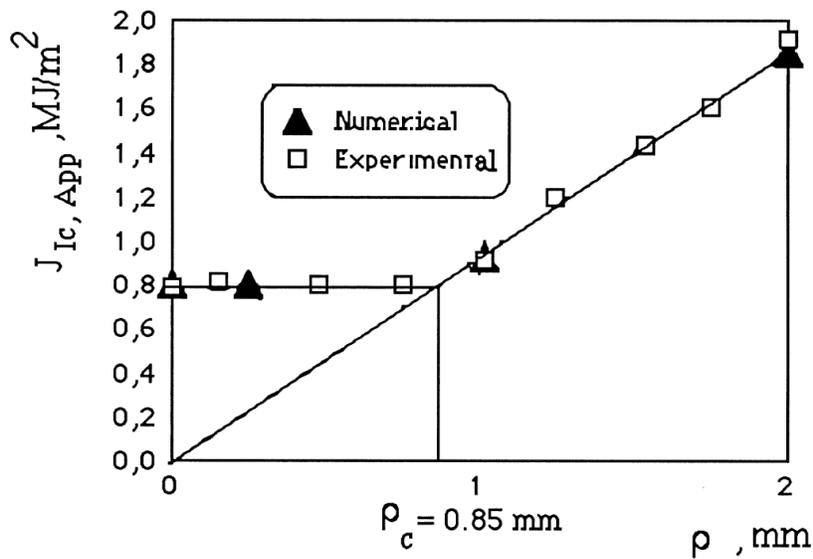


Figura 2.34. Relación $J_{Ic, App}$ - ρ , comparación entre resultados experimentales y numéricos utilizando (2.116). [50]

Finalmente, Akourri et al. [50] llegan a la conclusión de que el radio crítico no está relacionado con la microestructura y consideran que su tamaño es igual al de la zona de proceso de fractura, X_{pz} .

M. Yoda [51] ha estudiado el efecto del radio de entalla en el valor de la integral J bajo los distintos modos de fractura. Este investigador encontró que la tenacidad a fractura J_c al comienzo de la propagación aumenta con el valor del radio de entalla en cada uno de los modos de fractura. Por lo tanto, dicho radio afecta considerablemente al valor de la tenacidad del material tanto en el campo plástico como en el elastoplástico.

Sin embargo, Yoda advirtió que la pendiente de la curva R (dJ/da) es constante independientemente del radio en el fondo de entalla y para los tres modos de fractura. Además, dicha pendiente es un valor característico en los Modos I y III (no así para el Modo II). Esto indica que una vez que el proceso de fractura se inicia a partir de la entalla, la geometría del fondo de entalla no afecta significativamente al valor de tenacidad evaluado. La Figura 2.35 muestra esquemáticamente las conclusiones de Yoda.

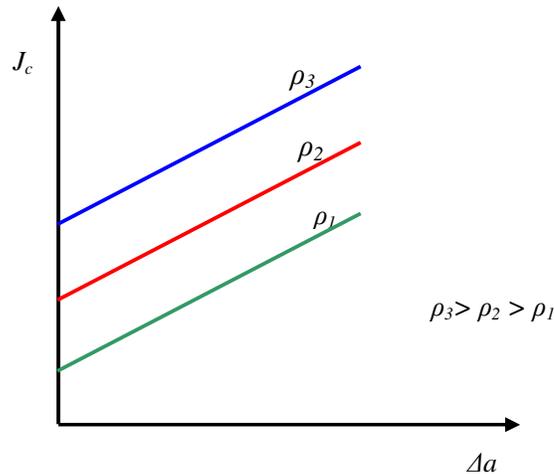


Fig. 2.35. Curvas- R para distintos valores de radio de entalla.

Del mismo modo, Veidt y Schindler [52] estudiaron el efecto que tiene el radio de entalla en los Modos I y II de fractura sobre la tenacidad a fractura de aceros de alta resistencia. En este caso, los autores encontraron que el radio de entalla tiene una gran influencia en la tenacidad a fractura correspondiente al Modo I pero, sin embargo, advirtieron que tal influencia es mucho menor en el Modo II. A su vez, desarrollaron un modelo analítico que explica estos resultados.

El efecto conjunto del radio de entalla y del tamaño de grano (y por lo tanto de la microestructura) en la tenacidad aparente fue estudiado en detalle por Yokobori y Konosu [53]. Distinguen tres zonas en la relación K_c - ρ , tal y como muestra la Figura 2.36.

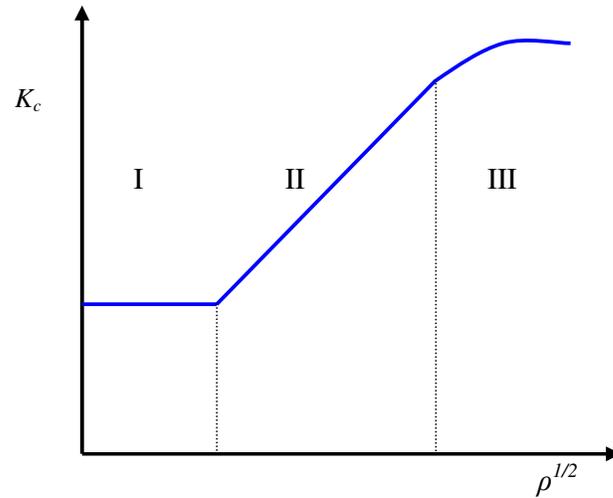


Figura 2.36. Ilustración esquemática de la relación entre la tenacidad aparente, K_c , y el radio de entalla, ρ .

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

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

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

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

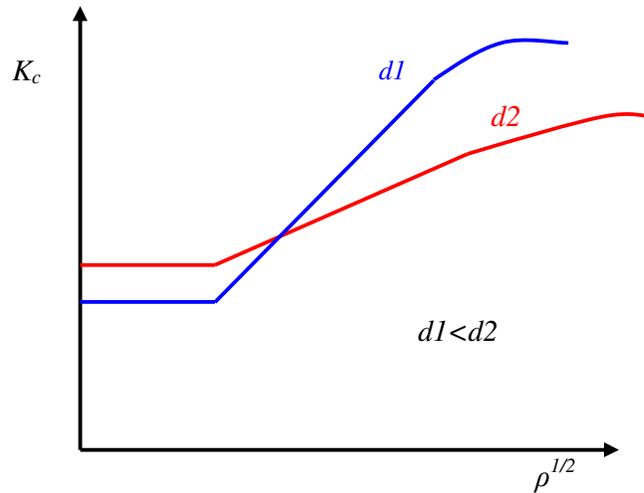


Figura 2.37. Ilustración esquemática de la relación entre la tenacidad de fractura aparente, K_c , y el radio de entalla.

Spink et al. [54] proponen la relación expresada en (2.117) para una entalla semielíptica:

$$K_{IN} = \frac{K_{IC} + \sigma_u (\pi\rho)^{1/2}}{\left[1 + \left(\frac{\rho}{c} \right)^{1/2} \right]} \quad (2.117)$$

donde c es el semieje mayor y σ_u es la tensión a la cual fallaría el componente sin estar entallado. Esta expresión no proporciona una relación lineal entre ρ y K_{IN} , pero tampoco entre $\rho^{1/2}$ y K_{IN} a menos que $\rho \ll c$. Por otra parte, parece dar buenos resultados cuando se le compara con los resultados experimentales (Figura 2.38). Spink llega a la conclusión de que es extremadamente difícil en la práctica determinar K_{IC} a partir de la tenacidad obtenida mediante el uso de una probeta entallada obtenida a través de mecanizado. La dificultad radica en que la tenacidad aumenta rápidamente para valores pequeños de ρ y por lo tanto una pequeña variación de ρ provoca un gran cambio en el valor de K_{IN} . En todo caso, en el caso de materiales con elevada tenacidad y valores moderados de resistencia (σ_u), la curva $K_{IN}(\rho)$ - ρ no tiene una pendiente tan pronunciada para valores de radio reducidos por lo que, para este tipo de materiales debería ser posible calcular de una manera bastante ajustada el valor de la tenacidad del material a partir del ensayo de probetas con entalla.

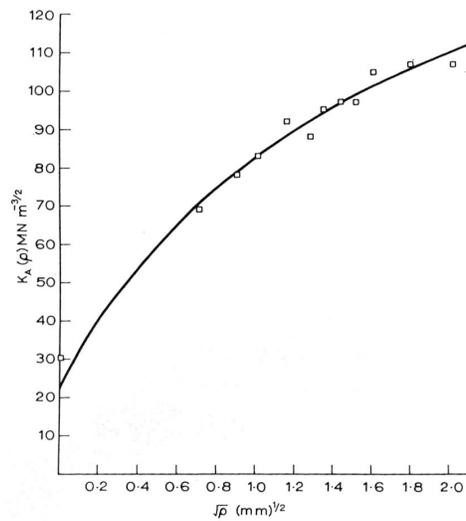


Figura 2.38. Tenacidad a fractura aparente en función de $\rho^{1/2}$. La línea continua se obtiene a partir de (2.117). [54]

Finalmente, J.P. Zhang y D.Venugopalan [55] han tratado de explicar la influencia del radio de entalla en la zona plástica que se genera en el fondo del defecto. Los autores usan la expresión (2.117), dada por Creager junto con el criterio de Von Mises:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}\left(\frac{\rho}{r}, \theta\right) \tag{2.118}$$

Resultando

$$r_y = g\left(\frac{\rho}{r}, \theta\right) \left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2 \frac{1}{2\pi} \tag{2.119}$$

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

CAPÍTULO 3

ESTADO DEL ARTE: LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

3.1. INTRODUCCIÓN

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

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

En este trabajo se va a utilizar la TDC como marco teórico y modelo de análisis en el comportamiento en rotura de componentes entallados, por lo que en este tercer capítulo se

recogen de forma precisa los fundamentos de esta teoría, sus orígenes, sus variantes, sus aplicaciones y sus limitaciones.

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

3.2. HISTORIA Y ANTECEDENTES

La historia de los distintos métodos de análisis asociados a la TDC es un ejemplo muy interesante de algo que sucede bastante a menudo en la ciencia: el descubrimiento de la misma idea en repetidas ocasiones y su desarrollo paralelo en diferentes campos. La TDC ha sido descubierta o propuesta no una, sino varias veces por diferentes investigadores que en la mayoría de los casos ignoraban las actividades llevadas a cabo por los otros, dado que estudiaban distintos materiales y distintos modos de fallo en muy diversas aplicaciones industriales.

3.2.1. Primeros trabajos [46]

La historia de la TDC comienza en la década de 1930 con los trabajos de Neuber en Alemania [56] y Peterson en los Estados Unidos [57], ambos interesados en predecir el fallo por fatiga en componentes metálicos entallados. Sus ideas se desarrollaron totalmente en los años 50 y fueron descritas en dos importantes publicaciones: *Kerbspannungslehre* (“Teoría de tensiones en entallas”, en su segunda edición de 1958 [58]), el trabajo crucial de Neuber, y la contribución de Peterson en el libro “Fatiga en Metales” [59]. La Figura 3.1 muestra diagramas de estas dos publicaciones en la que están ilustrados los principios de la distancia crítica.

Neuber propuso el método llamado Método de la Línea (*LM, Line Method*), en el que la tensión elástica es promediada a lo largo de una distancia crítica a partir del fondo de entalla. Es interesante destacar que para Neuber la motivación principal de esta idea no fue predecir el fallo por fatiga, sino realizar un análisis de tensiones. Neuber creía que las teorías clásicas para predecir las tensiones elásticas en los cuerpos eran erróneas en situaciones en las que el radio de curvatura era elevado y, por lo tanto, el gradiente de tensiones también. Describiendo la teoría de elasticidad clásica escribió lo siguiente [58]:

“En el modelo teórico se utiliza un elemento infinitamente pequeño de lados dx , dy y dz : esto es de vital importancia. La suposición de la divisibilidad arbitraria del material, su falta de estructura, etc.,

representa obviamente el criterio de aplicabilidad para la teoría de elasticidad clásica...Las condiciones son distintas cuando hay una superficie con una fuerte curvatura en la que las variaciones de tensión se producen en distancias muy pequeñas. La aplicabilidad de la teoría de elasticidad clásica necesitaría que el medio continuo fuese ahora considerado como no estructural en zonas con un tamaño del orden de magnitud de los cristales. Sin embargo la presencia de los propios cristales contradice este hecho... En consecuencia, de ahora en adelante, el material será concebido como si estuviese compuesto por numerosas y pequeñas, pero finitas, partículas.”

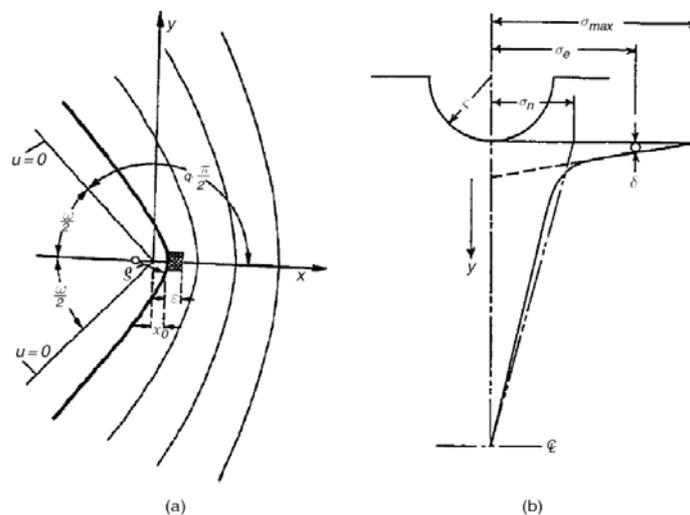


Figura 3.1. Primeros diagramas que ilustraron las distancias críticas: a) Line Method (LM) de Neuber [58], usando el símbolo ϵ para la distancia crítica; b) Point Method (PM) de Peterson [59], utilizando δ para designar a la distancia crítica.

Por supuesto, se sabe desde hace mucho tiempo que los materiales no son realmente continuos, aunque en muchos casos es admisible el uso de la mecánica de los medios continuos, dado que la escala del problema es, en dichos casos, mayor que cualquier no homogeneidad del material. Neuber parecía tener poco conocimiento sobre la microestructura de los materiales con los que trabajaba: se refería a los “cristales” o a las “partículas estructurales finitas” sin hacer ningún intento de enlazar sus ideas con el comportamiento deformacional real a nivel microestructural [46]. La solución de Neuber fue continuar usando la mecánica de los medios continuos, pero modificándola introduciendo un parámetro con unidades de longitud: en vez de utilizar un cálculo infinitesimal, él sostuvo que el cálculo debería ser de diferencias finitas (diferencial). Esto causaba un problema que en palabras de Neuber era:

“... el lector, que quizás, en algún momento ha resuelto problemas por medio del cálculo diferencial, seguro que considerará el proceso práctico como una cuestión extremadamente tediosa. De hecho es prácticamente imposible llegar a ninguna parte con este método.”

Resulta muy interesante leer estas afirmaciones de hace más de 50 años cuando ahora las diferencias finitas y los métodos de elementos finitos se usan de manera rutinaria en las simulaciones por ordenador. Esto indica un cambio fundamental en el modo en el que la ciencia y la ingeniería se están desarrollando: por supuesto, todavía hay hueco para las soluciones analíticas pero a medida que los problemas se hacen más complejos es mucho más fácil resolverlos mediante simulaciones numéricas [46].

Volviendo a Neuber, su solución al problema de la no homogeneidad del material fue calcular la tensión usando la teoría clásica y promediarla a lo largo de la longitud de la partícula estructural: esta longitud es la que ahora, tal y como se ha recogido en el Capítulo 2, y se verá más adelante en el apartado 3.4, se conoce como $2L$. En trabajos posteriores continuó usando esta propuesta como la base para predecir el comportamiento a fatiga de los materiales. Peterson conocía el trabajo de Neuber pero escogió una solución ligeramente distinta, ya que usó la tensión en un solo punto. Este método es el conocido como el Método del Punto (PM) y la distancia crítica correspondiente es $L/2$. Igualmente, quedó recogido en el Capítulo 2 y será explicado de nuevo con más detalle en el apartado 3.4.

Los pioneros de la TDC tuvieron que afrontar dos problemas relacionados con estos métodos. El primero de ellos fue conocer qué valor debía considerarse como la distancia crítica. Peterson especuló con que podía estar relacionada con el tamaño de grano, pero esto planteaba algunas dificultades de medida así que, al igual que Neuber, escogió determinar el valor de la distancia crítica de forma empírica, ajustando las predicciones de fatiga a los datos experimentales. Se dio cuenta de que para un determinado tipo de material (como por ejemplo, los aceros) el valor de la distancia crítica parecía ser inversamente proporcional a la resistencia del material. El segundo problema al que tuvieron que hacer frente los investigadores fue obtener, en aquellos tiempos, una estimación precisa de las tensiones de los componentes reales. Gracias a Neuber y a otros autores, se dispone de soluciones analíticas para varias geometrías estándar de entallas, aunque estas soluciones sólo son aproximaciones de los defectos existentes en los componentes reales. Para evitar este problema se hizo uso del hecho de que la tensión local está determinada principalmente por el radio del fondo de entalla. Conociendo éste y el factor de concentración de tensiones, K_t , se puede obtener un análisis de tensiones razonablemente aproximado y, por lo tanto, válido para usarse junto con el PM y el LM [46]. Esto lleva a ecuaciones empíricas que

involucran a K_t y al radio de entalla, ρ , para predecir la reducción real del límite de fatiga, es decir, el factor de reducción de la resistencia a fatiga, (K_f). La fórmula de Neuber era:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\rho'}{\rho}}} \quad (3.1)$$

En este caso el parámetro de distancia crítica se denomina ρ' . Peterson obtuvo una fórmula ligeramente distinta:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\rho''}{\rho}} \quad (3.2)$$

Siendo ρ'' la distancia crítica, aunque en el caso de Peterson esta constante se descubrió que dependía ligeramente de K_t . Esta formulación representa intentos realistas del uso del PM y del LM dada la tecnología de la época. Sin embargo, existían limitaciones importantes. Además del hecho de que estas fórmulas están basadas en análisis de tensiones aproximados, es necesario estimar K_t , y esto en la mayoría de los componentes no es fácil, puesto que para definir K_t es necesario definir también una tensión nominal (la tensión existente si no hubiera entalla) que no tiene significado en la mayoría de los componentes. A todo esto hay que añadir que estas ecuaciones fallan a medida que ρ se aproxima a cero, dando predicciones que no son reales en el caso de entallas afiladas.

Lo más sorprendente es que estas ecuaciones de hace más de 50 años siguen siendo utilizadas hoy en día. De hecho, muchos programas utilizados para análisis de componentes a fatiga requieren que el usuario introduzca un valor de K_f para el defecto que se va a analizar. Esta es una cuestión muy discutible, puesto que los análisis mediante el PM y el LM se pueden llevar a cabo directamente utilizando los resultados obtenidos por elementos finitos. Se ha llegado a esta situación porque, aunque las ecuaciones de Neuber y Peterson han seguido siendo utilizadas, la teoría subyacente en la que están basadas ya ha sido olvidada [46].

3.2.2. Trabajos más recientes

Los trabajos de Neuber y Peterson se utilizaron de forma frecuente durante los años 60 para el análisis de problemas de fatiga en metales. En esa década también surgió la idea de utilizar el PM y el LM para hacer predicciones de fractura frágil utilizando como distancia crítica el espacio entre átomos [60, 61], una idea que ha resurgido recientemente en un intento de

predecir el comportamiento en rotura de muestras muy pequeñas de material, como los nanotubos de carbono. Igualmente, se sugirió utilizar la deformación media en vez de la tensión media como criterio de fallo en condiciones de gran plasticidad [62].

En 1974 se dio un gran paso hacia delante con el trabajo de Whitney y Nuismer [63]. Estos investigadores estudiaban un problema diferente: el fallo en materiales compuestos reforzados con fibras. Desarrollaron unas teorías idénticas al PM y al LM (a las que llamaron Método de la Tensión del Punto y Método de la Tensión Media) para predecir el efecto del tamaño del agujero y de la longitud de la entalla en la resistencia estática de compuestos laminados reforzados con fibras largas [63]. Whitney y Nuismer fueron más allá y dieron el paso crucial de unir el PM y el LM con la MFEL utilizando un razonamiento que será explicado más adelante en el apartado 3.4.5.1. Este paso es muy importante, dado que permite expresar la distancia crítica como una función de la tenacidad a fractura, K_c (ecuación (2.111)) y también porque relaciona las distancias críticas de los dos métodos ($L/2$ en el PM y $2L$ en el LM). Whitney y Nuismer tuvieron una ventaja sobre Neuber y Peterson y es que, en su tiempo, la MFEL ya se había establecido dentro del campo de la fractura frágil de materiales. Aunque el razonamiento teórico es idéntico para la fatiga de alto número de ciclos, HCF (*High Cycle Fatigue*), su conexión con la TDC no tuvo lugar hasta una década más tarde cuando Tanaka presentó [64] la relación teórica:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (3.3)$$

En donde ΔK_{th} es el umbral de propagación en fatiga y $\Delta \sigma_0$ es el límite de fatiga. Sin embargo, dado que este autor no ofreció datos experimentales para su comprobación, el artículo estuvo olvidado hasta que algún tiempo después la idea fue redescubierta y sometida a una validación experimental [65- 67].

La TDC también puede usarse para predecir la fractura frágil en polímeros, hecho descubierto en los 80 por Kinloch y Williams [68,69]. Una vez mas estos investigadores no parece que estuvieran familiarizados ni con los trabajos de Whitney y Nuismer, ni con los de Neuber y Peterson. Y su meta era bastante diferente: la motivación de su trabajo fue entender el efecto del enromamiento de la fisura en la tenacidad a fractura. Desarrollaron un método que era esencialmente igual que el PM pero con una diferencia importante, consistente en que el parámetro de tensión crítica σ_0 era distinto a la tensión de rotura del material. Esta modificación resultó ser crucial para el uso de la TDC en ciertos materiales.

Sorprendentemente, estos primeros trabajos con polímeros no parecen haber tenido continuidad, así que hoy en día no se utiliza la TDC para predecir la fractura en polímeros a pesar de que su uso es muy frecuente en un campo tan relacionado como el de los compuestos con matriz polimérica. En la última década han aparecido algunos artículos en los que se aplican teorías del tipo de la TDC al comportamiento de entallas afiladas en forma de V (ej., [46]).

El PM y el LM también se han aplicado con éxito en otros campos: fractura frágil en materiales cerámicos y metales y fatiga en polímeros. Taylor ha demostrado esas aplicaciones utilizando datos experimentales de la literatura [46].

3.3. METODOLOGÍA DE ANÁLISIS Y PARÁMETROS CARACTERÍSTICOS DEL MATERIAL SEGÚN LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

3.3.1. Consideraciones generales

En este apartado se recoge una descripción de la metodología de análisis propuesta por la TDC. De hecho, tal y como se apuntó en el Capítulo 2, la TDC no es un único método, sino un conjunto de métodos que tienen en común el uso de una longitud característica del material denominada distancia crítica (L). Ahora se comentarán los aspectos comunes a todos estos métodos (es decir, a la TDC de forma general), dejando para el apartado 3.4 la descripción específica de cada uno de ellos.

Con el objeto de hacer predicciones sobre la capacidad resistente de un determinado componente entallado se necesita realizar un análisis tensional en el mismo, y más concretamente en la zona cercana a la entalla. Para ello se utiliza un análisis elástico, es decir, se calculan las tensiones y deformaciones elásticas en el material suponiendo que no se producen plastificaciones o daños permanentes. En realidad, este es un análisis poco realista en muchas ocasiones, especialmente si la entalla es afilada, porque casi todos los materiales muestran alguna desviación del comportamiento elástico si la tensión alcanza un valor suficientemente alto. Un aspecto muy importante de la TDC es que, incluso en estas circunstancias, se puede utilizar un análisis elástico, tal y como queda recogido en [46]. La Figura 3.2 muestra un ejemplo de análisis tensional realizado en una probeta doblemente entallada sometida a una carga de tracción, recogiendo igualmente la curva tensión-distancia al frente de entalla.

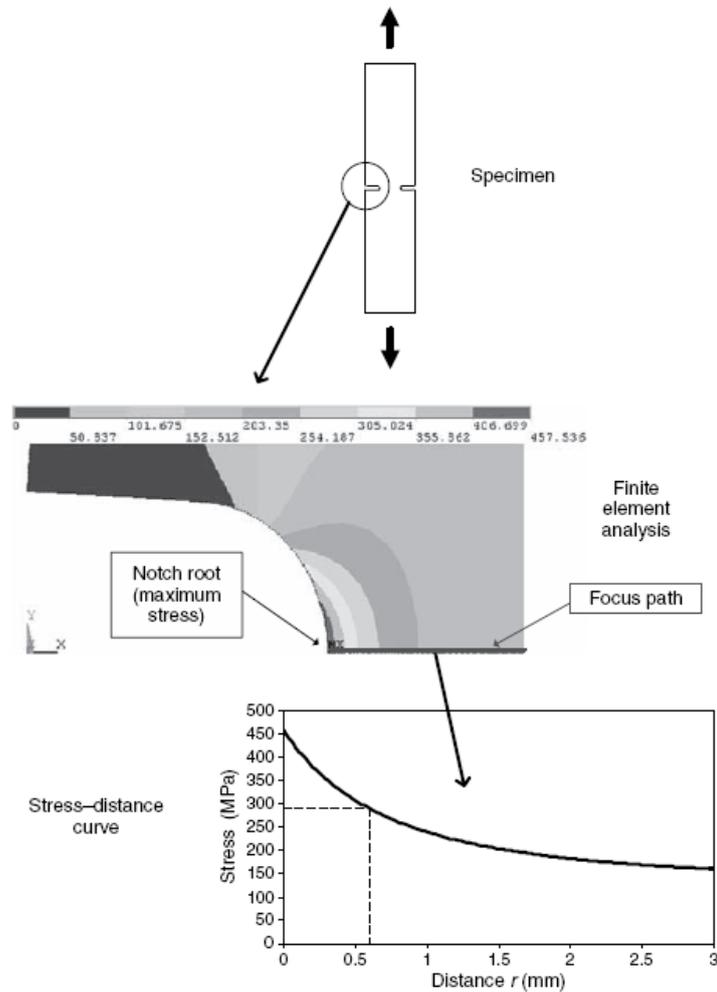


Figura 3.2. *Uso del PM para la predicción de fractura frágil en probetas entalladas.* [46]

Como se vio en el Capítulo 2, para hacer análisis en rotura usando la TDC se necesitan dos parámetros del material: una tensión crítica σ_0 y una distancia crítica L . L quedó definida en la ecuación (2.111), que tiene la siguiente justificación: en rotura, en un componente fisurado sometido a una tensión σ se cumple (suponiendo un factor geométrico igual a la unidad):

$$\sigma = \sigma_f \tag{3.4}$$

$$K_I = \sigma_f \sqrt{\pi a} = K_c \tag{3.5}$$

Además, el campo de tensiones en ese momento resulta:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{\sigma_f \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} = \sigma_f \sqrt{\frac{a}{2r}} \tag{3.6}$$

Aplicando el PM (ecuación (2.112)) a (3.6) y considerando (3.5):

$$\sigma_f \sqrt{\frac{a}{2(L/2)}} = \frac{K_c}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a}{L}} = \sigma_0 \quad (3.7)$$

De lo que se deduce la ecuación (2.111), cuya expresión era:

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

Por lo tanto, L y σ_0 son dos parámetros que quedan relacionados a través de K_c . Al tratarse de dos parámetros su valor se puede calcular mediante datos experimentales obtenidos al ensayar probetas con dos defectos concentradores de tensiones diferentes, tal y como se ha explicado anteriormente (apartado 2.4.4, Figura 2.31). La precisión de la determinación de estos valores se incrementará si se utilizan dos entallas con radios muy diferentes. Como se supone que este método puede ser utilizado para cualquier geometría de entalla o defecto concentrador de tensiones, los casos extremos que se pueden imaginar son una fisura afilada y una lisa, es decir una probeta sin defectos, por lo que, en principio, estos serían los dos tipos de probetas que deberían ensayarse para obtener las constantes del material (Figura 2.31)

En el caso de la probeta sin defectos el fallo en un ensayo a tracción se produce a una tensión constante igual a la tensión rotura, σ_u , así que este sería el valor de σ_0 . Conocido σ_0 (en este caso σ_u), la ecuación (2.111) nos proporciona directamente L .

En definitiva, las constantes del material que se necesitan para aplicar la TDC se obtienen a partir de dos parámetros de los que se dispone normalmente; la tensión de rotura y la tenacidad a fractura, sin necesidad de realizar ninguna otra experimentación adicional.

Este método para obtener las constantes será válido siempre y cuando la hipótesis de que la TDC puede usarse para cualquier tipo de defecto concentrador de tensiones, incluyendo los dos casos extremos que se corresponden con una concentración de tensiones infinita y con otra nula, sea cierta. En la práctica se observa que esta suposición se cumple en algunos casos, como en la fractura frágil de materiales cerámicos y compuestos con fibras. Pero en otros casos, al hacer las comparaciones con datos experimentales, resulta que la TDC no es válida para probetas sin defectos. Un ejemplo de ello es la fractura frágil en metales o en polímeros.

Estos casos, cuyo comportamiento macroscópico es básicamente lineal, están caracterizados por la existencia de procesos no lineales locales en el frente del defecto, como la formación de una pequeña zona plástica en los metales y la formación de *crazes* en los polímeros. Como consecuencia el valor de σ_0 se separa de σ_u , siendo necesario calibrar, para cada material, el valor exacto de la tensión crítica. Para ello, esta vez sí, será necesario acudir a dos probetas con entallas de distinto radio y comparar sus campos de tensiones en rotura (ver apartado 2.4.4). El corte entre las dos curvas tensión-distancia al frente de entalla proporciona el valor de σ_0 y $L/2$.

Resumiendo, en materiales con un comportamiento totalmente lineal (incluso a nivel local), la obtención de σ_0 y L es directa: σ_0 es σ_u y L se obtiene a partir de la ecuación (2.111) una vez conocido K_c ; en el caso de materiales cuyo comportamiento local no es lineal, será necesario acudir a la experimentación y al análisis tensional para poder determinar tanto la tensión inherente como la distancia crítica. En ambos casos, una vez determinados σ_0 y L , la estimación de la carga de rotura en cualquier componente entallado requeriría determinar la carga externa aplicada para la cual se cumplen los criterios de rotura de la TDC (ej., ecuación (2.112))

3.3.2. Reflexiones sobre la relación entre los parámetros de la TDC y otras variables de interés.

El valor de L en relación con otros parámetros geométricos del problema analizado permite establecer consideraciones de gran interés desde el punto de vista práctico. Algunas de ellas se han comentado anteriormente, pero ahora se verán con más detalle.

Ya se sabe que se necesitan dos constantes del material: la distancia crítica L y la tensión inherente σ_0 , relacionadas entre sí mediante K_c . Los valores de L en materiales utilizados en ingeniería pueden variar entre micras y centímetros. La tensión inherente, por su parte, puede ser igual que la resistencia de una probeta sin entallar (tensión de rotura en análisis estáticos o límite de fatiga bajo cargas cíclicas), aunque a menudo es significativamente mayor.

Por otra parte, la causa más común de fallo en componentes y estructuras es la presencia de defectos como poros o fisuras generadas en la fabricación o en servicio. Un factor común en todos los casos es que se producen tensiones locales elevadas y, por lo tanto, gradientes de tensiones elevados.

En cuanto a los mecanismos de fallo, éste se produce normalmente debido al crecimiento de una fisura a través de procesos como la fractura frágil, la fatiga o la corrosión bajo tensión. En estos

casos se sabe que conocer la tensión máxima y el gradiente de tensiones es fundamental a la hora de determinar si se va a producir el fallo final. También se sabe que los materiales poseen escalas o parámetros de longitud inherentes que están relacionadas (de manera compleja) con su microestructura y sus modos de deformación y daño. La interacción entre la escala de longitud y el gradiente de tensiones determina si se producirá el fallo a partir de un determinado defecto [70].

En los últimos años se han propuesto diversos métodos para analizar estas relaciones. La TDC es, precisamente, uno de ellos, haciendo uso de un parámetro del material con unidades de longitud que se denomina distancia crítica, L . En [70] se reflexiona sobre cómo el conocimiento de los parámetros L y σ_0 puede ser útil para analizar procesos de fallo. En ese mismo documento se proponen una serie de relaciones adimensionales normalizando los parámetros de la TDC que permiten predecir el comportamiento de los materiales frente al fallo.

3.3.2.1. Relación entre L y el tamaño del defecto

Cuando se examina una superficie de fractura, frecuentemente se pueden ver defectos de diverso tipo, como poros, inclusiones o fisuras, de lo que se puede deducir que dichos defectos han causado el fallo. Sin embargo, esto no es necesariamente así. Un ejemplo muy estudiado al respecto es el efecto de una fisura pequeña en los procesos de fatiga. La Figura 3.3 muestra como el límite de fatiga de una probeta cambia con la longitud de la fisura pre-existente. Para fisuras largas los datos se ajustan a la línea correspondiente a las predicciones de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL), dominada por el umbral de intensidad de tensiones para el crecimiento de una fisura, ΔK_{th} . Por el contrario, las fisuras muy pequeñas no tienen ningún efecto y el límite de fatiga es el mismo que para probetas sin defectos, $\Delta\sigma_0$. Para fisuras de tamaños intermedios los datos están entre estos dos tipos de comportamiento. El valor de L se encuentra justamente en el centro de esta región, como se ve en la Figura 3.3. Así, se puede decir que si la longitud de fisura es mucho menor que L , la fisura no tiene efecto, es decir, el defecto existe pero es inofensivo desde el punto de vista de la fatiga. Si por el contrario la longitud de fisura es mucho mayor que L , se puede analizar la fisura utilizando los procedimientos estándar de la MFEL. Para fisuras con longitud similar a L no funciona ninguna de estas aproximaciones y se necesita un análisis más detallado basado en la TDC si se pretende estimar un rango de tensiones de trabajo seguro.

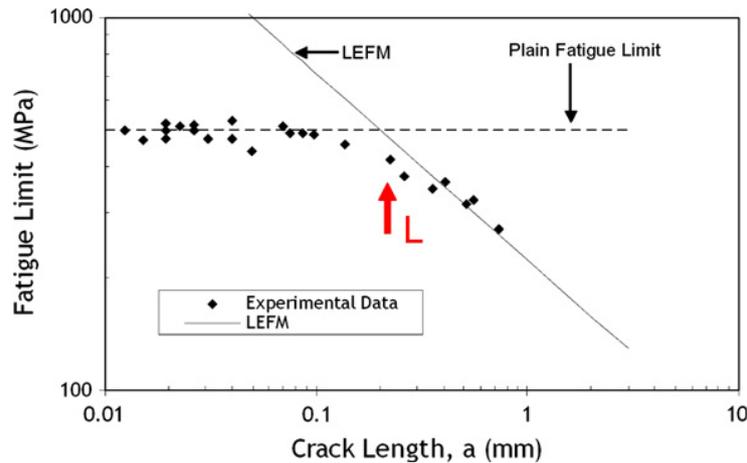


Figura 3.3. Datos experimentales que muestran el efecto del tamaño de la fisura inicial en la resistencia a fatiga en probetas de un acero Cr-Mo cargadas cíclicamente: datos tomados de Lucas y Kunz [71]. Se indica el valor de la distancia crítica L [70].

Desde el punto de vista de este trabajo, es interesante destacar que se produce el mismo comportamiento, y por lo tanto el gráfico es muy similar, si se dibuja la resistencia a fractura de probetas fisuradas de materiales cerámicos frágiles (Figura 3.4), a pesar de que el mecanismo físico que controla el fallo en estos casos es muy diferente a aquel que predomina en el crecimiento de fisuras por fatiga. En este caso, de nuevo L puede dar una idea de la importancia del defecto.

Efectivamente, en la Figura 3.4 se observa cómo las predicciones de la MFEL (aplicando la ecuación (2.18)) se ajustan correctamente a los resultados experimentales para valores de tamaño de fisura suficientemente elevados. Por el contrario, la tensión de rotura se hace constante para tamaños de fisura pequeños, pudiéndose analizar el material obviando la presencia de defectos. En situaciones intermedias, de nuevo, será necesario acudir a la TDC, que como puede verse proporciona un buen ajuste en todo el rango de longitudes de fisura, tanto al aplicar el PM como al aplicar el LM.

El punto donde se cortan las rectas determinadas por la MFEL y por la resistencia del material en ausencia de defectos se corresponde con un valor del tamaño del defecto igual a L . Por lo tanto, en definitiva, si las fisuras son muy pequeñas en relación a L ($a/L \ll 1$), la presencia de las mismas no es significativa desde el punto de vista de la resistencia a fractura; si por el contrario, a es significativamente mayor que L ($a/L \gg 1$), la MFEL proporcionará buenas predicciones. En situaciones intermedias, y en las dos anteriores, la TDC es de plena aplicación.

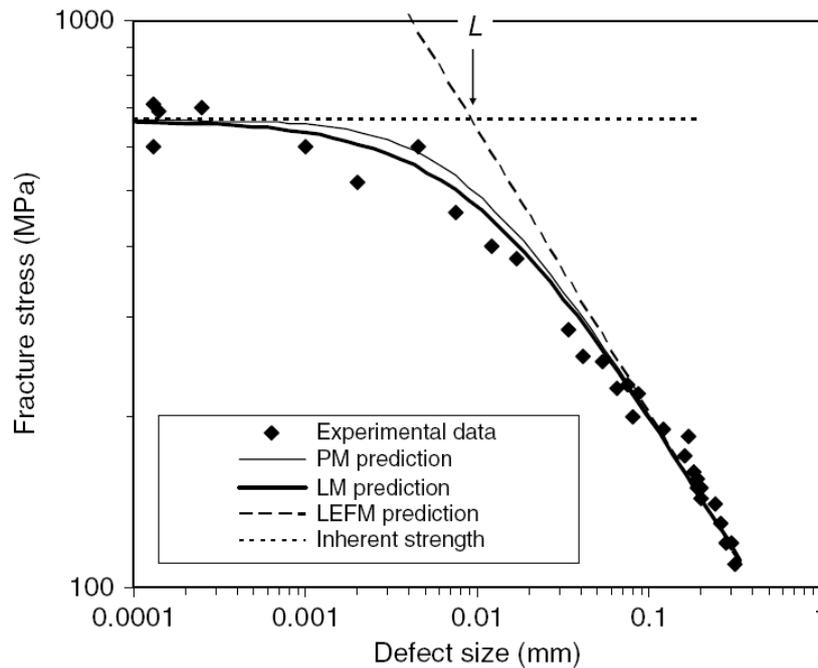


Figura 3.4. Datos experimentales y predicciones de la TDC, fractura frágil en un carburo de silicio [72]

Este mismo análisis se puede llevar a cabo con defectos de otras geometrías, como los agujeros circulares [63]. En la Figura 3.5 puede verse cómo si el tamaño del agujero circular es muy pequeño, apenas tiene efecto en la capacidad resistente de la probeta. En cambio, los agujeros grandes modifican notablemente la capacidad resistente, reduciéndola una cuantía igual al factor concentrador de tensiones, K_t , que este caso es igual a 3. En situaciones intermedias, y también en los dos casos extremos mencionados, la TDC proporciona buenas predicciones.

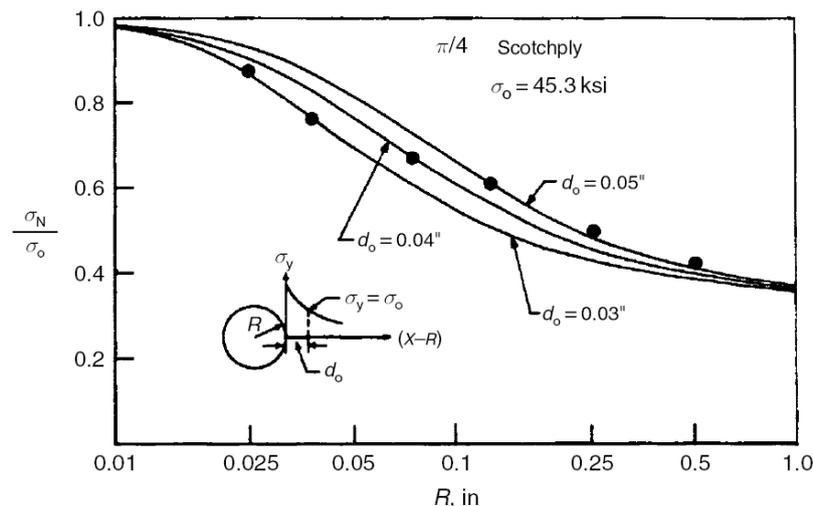


Figura 3.5. Datos experimentales y predicciones de la TDC, fractura en un compuesto de fibras laminado [63]. En este caso $d = L/2$

Por lo tanto el conocimiento de la relación entre el tamaño del defecto y L resulta muy útil para analizar el comportamiento en fractura, ya que hace posible una evaluación rápida de la importancia del defecto.

3.3.2.2. Relación entre L y el radio de entalla

Como en el caso anterior, se puede obtener información útil de la comparación entre L y el radio de entalla (ρ) o el radio de cualquier otro defecto concentrador de tensiones (ej., radio de acuerdo en una soldadura).

Algunas entallas, a pesar de tener un radio finito se comportan como si fuesen fisuras, tal y como se puede comprobar al realizar ensayos de caracterización de la tenacidad a fractura K_{IC} con probetas entalladas con distintos radios. Como se ve en la Figura 3.6, si el radio está por debajo de un valor crítico, el resultado es el mismo que para una fisura perfectamente afilada ($\rho \rightarrow 0$). Este valor crítico resulta ser L .

Para situaciones en las que ρ es mucho menor que L ($\rho/L \ll 1$), la entalla se puede estudiar como si fuese una fisura; para situaciones en las que $\rho/L \gg 1$, el problema se puede analizar haciendo uso del factor concentrador de tensiones K_t ; finalmente, en situaciones intermedias habrá de recurrir a la TDC, capaz por otra parte de realizar predicciones en todo el rango de tamaños de ρ .

Sucedee exactamente lo mismo si en vez de representar la tenacidad a fractura se representa el límite de fatiga en función del radio de entalla (Figura 3.7)

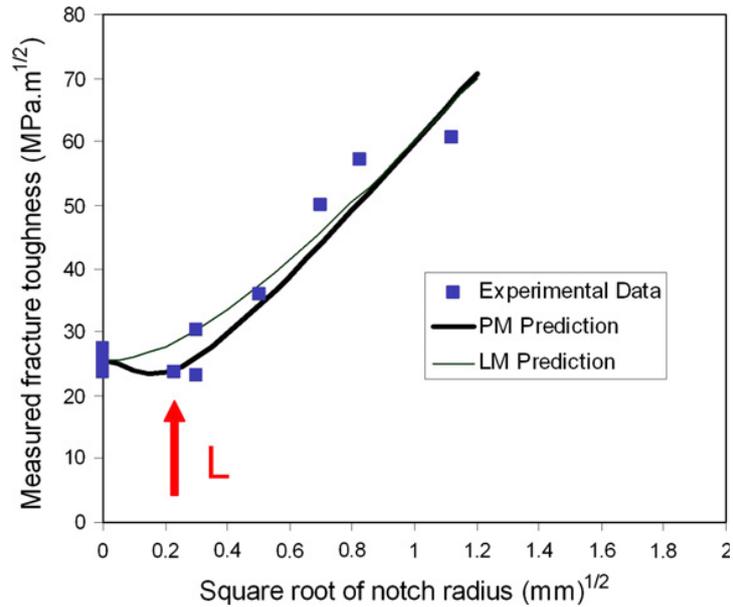


Figura 3.6. Datos experimentales que muestran el efecto del radio del fondo de entalla en la tenacidad a fractura medida en un acero de baja aleación fallando por fractura mediante clivaje frágil a bajas temperaturas [73]. Se muestran el valor de L y las predicciones utilizando el LM y el PM.

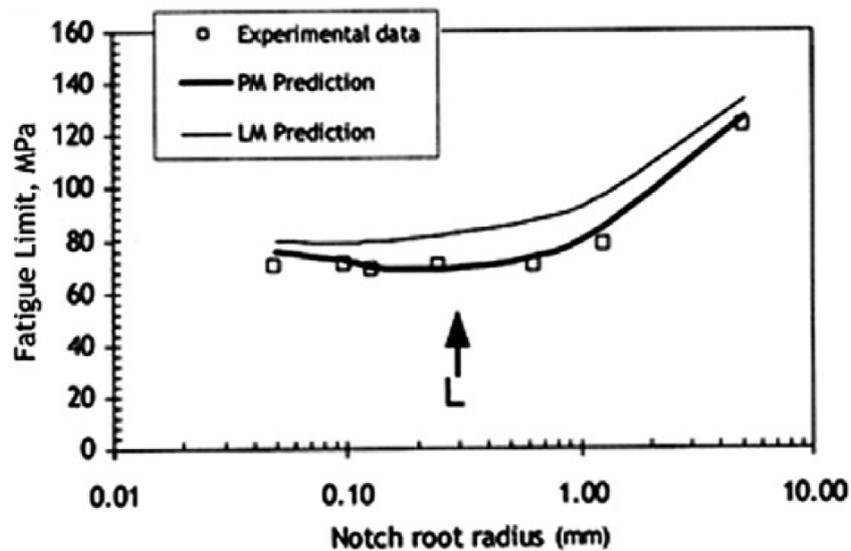


Figura 3.7. Datos experimentales y predicciones de la TDC en la fatiga en un acero [67]

3.3.2.3. Relación entre L y el tamaño del componente

Otro parámetro de longitud que se puede comparar con la distancia crítica es aquel que considera la dimensión del componente o probeta, y uno de los más útiles puede ser el ancho W de la misma (o de la sección transversal de un componente) en la dirección en la que se espera el crecimiento de la fisura. Se puede apreciar fácilmente que si W es igual o menor que L sucederá algo extraño cuando se intente utilizar la TDC. De hecho, la TDC no puede aplicarse en

estos casos porque se estarían considerando tensiones en puntos que están fuera del propio componente, algo claramente inapropiado desde el punto de vista físico. Sin embargo, se ha desarrollado [46] una modificación de la TDC que sí puede utilizarse en estos casos. La aproximación resultante es más compleja y supone que L ya no es una constante, sino que varía con el tamaño del cuerpo. Esta situación surge en los casos en los que o el componente es muy pequeño (ej., pequeños dispositivos médicos realizados con materiales metálicos) o el valor de L es particularmente grande (ej., hormigón) [46].

3.3.2.4. Relación entre σ_0 y la resistencia del material.

Hasta ahora la atención ha estado centrada en la distancia crítica L , pero en esta ocasión se centrará en el otro parámetro de la TDC: la tensión inherente σ_0 (o la variación de tensiones $\Delta\sigma_0$, en el caso de fatiga). En algunas ocasiones esta tensión es igual a la resistencia del material medida en probetas sin defectos (tensión de rotura, σ_u). Esto se cumple en los casos de fatiga en metales y de fractura estática en materiales cerámicos (ver comienzo del apartado 3.3) y también en compuestos reforzados con fibras [63]. Sin embargo, hay otros casos en los que el valor de la tensión inherente es mayor que la tensión última de rotura σ_u ; estos casos incluyen la fractura en polímeros y metales y la fatiga en polímeros (para este último caso sólo se disponen de datos de un polímero en concreto, el PMMA).

El hecho de que σ_0 sea mayor que σ_u conduce a unas predicciones que a primera vista pueden parecer extrañas: para entallas con factores de concentración de tensiones (K_t) menores que σ_0 / σ_u , la resistencia esperada de las probetas entalladas según la TDC es mayor que la de las probetas sin defectos. Esto, obviamente, no puede suceder y en la práctica se demuestra que la resistencia de esas probetas es idéntica a la de las probetas sin defectos, tal y como se ve en la Figura 3.8. Esto, en definitiva, indica que existen entallas inofensivas, es decir, entallas que no afectan a la resistencia de la probeta o componente. En el caso del PMMA la relación σ_0 / σ_u es igual a 2 y en otros materiales puede llegar a ser mucho más alta. Cuando se examinan componentes en los que el fallo se ha producido en el entorno de algún concentrador de tensiones, lo normal es señalar a un incorrecto diseño como la causa de la rotura, pero a veces esto no es cierto, ya que algunas entallas son totalmente inofensivas desde el punto de vista resistente.

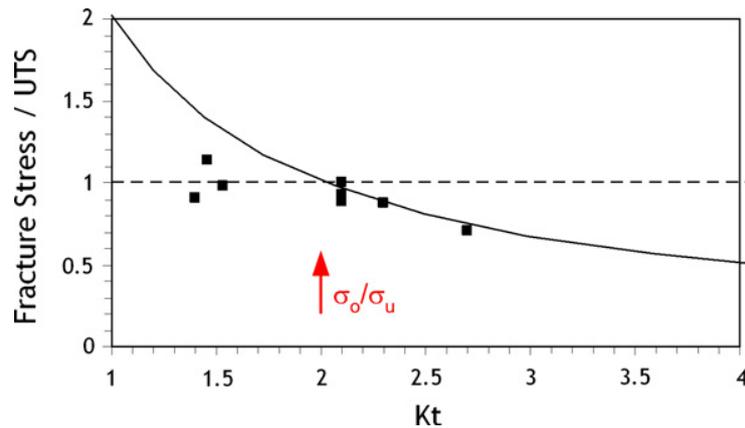


Figura 3.8. Datos de la resistencia estática de probetas entalladas de PMMA normalizada con la tensión última de rotura (UTS , σ_u) en función del factor K_t de la entalla [70]. La línea de predicción de la TDC se cruza con la resistencia estática cuando el valor de K_t es igual a σ_0 / σ_u . Por debajo de este valor las entallas son inofensivas.

3.3.2.5. Algunos números adimensionales

Los números adimensionales, como el número de Reynolds y otros parámetros de la mecánica de fluidos, tienen un gran valor en ciertas ramas de la ingeniería. Hasta la fecha no se han propuesto este tipo de números en la mecánica de la fractura, a excepción del número de fragilidad de Carpintieri [74] que es prácticamente igual al valor L normalizado con el tamaño del componente analizado. Aquí se recogen, atendiendo a lo visto anteriormente, cuatro parámetros adimensionales obtenidos utilizando a los parámetros de la TDC como las variables normalizadoras [46].

- Tamaño de defecto normalizado

Definido como la longitud a de un fisura (o de cualquier otro tipo de defecto) normalizada con L . Como se ha visto anteriormente, si $a/L \ll 1$ el defecto es inofensivo y no tiene efecto alguno en la resistencia del componente. Si $a/L \gg 1$ el defecto sí tiene efecto en la capacidad resistente: cuando el defecto es una fisura se puede utilizar la mecánica de la fractura y, en caso contrario, se utilizará el factor K_t (aunque, como se verá a continuación, teniendo en cuenta los límites asociados al radio de entalla). Un nombre apropiado para este parámetro [70] podría ser el “número de El Haddad”, puesto que el concepto de longitud crítica, a_0 , fue expuesto por primera vez en un artículo sobre la fatiga en fisuras cortas de El Haddad et al [47].

- Radio de entalla normalizado

Definido como el radio de entalla (ρ) normalizado con L. Si $\rho/L < 1$ la entalla se comporta como una fisura de la misma longitud. Si $\rho/L \gg 1$ se puede analizar la entalla simplemente utilizando el factor K_t . Dado que Neuber fue el pionero en establecer la TDC para entallas a través del LM [58] esta relación podría conocerse con el nombre de “numero de Neuber” [70].

- Tamaño del cuerpo normalizado

Definido por una dimensión relevante del cuerpo, como el ancho del ligamento remanente W, normalizado con L. Si $W/L \gg 1$ se puede utilizar la TDC en sus formas habituales; en el caso contrario se necesita un análisis modificado. A este número se le podría llamar “número de Carpintieri”, dada su similitud con el número de fragilidad [74].

- Resistencia del material normalizada

Definida como la resistencia de una probeta sin defectos (con carga estática o cíclica) normalizada con la tensión inherente σ_0 (o $\Delta\sigma_0$, en el caso de análisis a fatiga). Las entallas con un K_t inferior a este valor no tienen efectos en la resistencia del componente. Un nombre sugerido para este parámetro sería el “número de Taylor” [70].

3.4. LA TDC: CUATRO MÉTODOS RELACIONADOS

Una vez se ha visto cómo se define en varias situaciones la constante L del material, se considerará ahora cómo puede ser usada para hacer predicciones a partir de los distintos enfoques de la TCD. Existen, como se vio en el Capítulo 2, cuatro aproximaciones en las que se usa L junto con un análisis elástico lineal: dos de estos métodos se basan en las tensiones y los otros dos en la intensidad de tensiones. De cualquier forma, como se verá a continuación, las predicciones hechas por estos métodos dan resultados bastante parecidos, dado que son distintas manifestaciones de una misma teoría: la TDC. Los cuatro métodos son los siguientes:

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

El PM, la versión más sencilla de la TDC, utiliza como criterio de fallo la siguiente condición: el fallo se producirá cuando la tensión a una distancia $L/2$ del fondo de entalla sea igual a σ_0 (ecuación (2.112)). Así que para predecir el fallo se necesita conocer la tensión σ_0 que satisface esta ecuación y la distancia crítica L .

En determinados casos (fractura en materiales cerámicos y compuestos y fatiga en metales) σ_0 es igual a σ_u , mientras que en otros (fractura en polímeros y metales) σ_0 toma valores más altos, aunque constantes para cada material. Algunos ejemplos de predicciones según el PM se muestran en las figuras 3.4 a 3.6.

La misma aproximación se puede aplicar para predecir la resistencia a fatiga utilizando la variación de tensiones apropiada (Figura 3.7).

Hasta ahora se ha asumido (ecuación (2.112)) que la distancia a la cual se alcanza la tensión crítica σ_0 es igual a $L/2$, siempre que la distancia crítica L se defina tal y como quedó recogido en la ecuación (2.111). Efectivamente, según la MFEL, el campo de tensiones en el fondo de una fisura viene dado por la ecuación (3.6) en el momento de la rotura, instante en el cual el PM establece que a una cierta distancia d , que es independiente del tipo de defecto, se alcance una tensión igual a σ_0 . Por lo tanto

$$\sigma(d) = \frac{K_{IC}}{\sqrt{2\pi d}} = \sigma_0 \quad (3.8)$$

De aquí se deduce que:

$$d = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (3.9)$$

Habiendo definido L según (2.111) resulta evidente que d es igual a $L/2$.

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

En el LM se utiliza el mismo campo tensional que en el PM. Sin embargo, en este caso, el parámetro de tensión que se utiliza es la tensión media a lo largo de una distancia determinada,

comenzando en $r = 0$. Si esa distancia es d' , el criterio de fallo en fractura frágil utilizando el LM resulta:

$$\frac{1}{d'} \int_0^{d'} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (3.10)$$

Este método quedó ilustrado esquemáticamente en la Figura 2.29. Una vez más se puede establecer una relación con la MFEL para obtener la distancia a lo largo de cual se tiene que obtener la tensión media. En el caso de una fisura afilada el campo de tensiones queda definido por la ecuación (3.6). Introduciendo esta expresión en la ecuación (3.10), resulta:

$$d' = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_0} \right)^2 \quad (3.11)$$

Por lo tanto d' es igual a $2L$, definiendo L según la ecuación (2.111). Esto demuestra que existe una relación sencilla entre las distancias utilizadas en el PM y el LM: mientras que el PM utiliza una distancia de $L/2$, el LM utiliza $2L$. Con todo esto, el criterio de fallo del LM se puede expresar como:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (3.12)$$

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

Como se observa en las figuras 3.4 y 3.6 las predicciones usando el LM son un poco distintas a las que se obtienen al usar el PM, pero ambos métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente.

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

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

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

Por lo tanto, en estas aproximaciones la entalla se analiza introduciendo una fisura afilada en el fondo de la misma (Figura 3.9). La longitud de la fisura se supone una constante del material e igual a L . El análisis continúa utilizando la mecánica de la fractura: se calcula el factor de intensidad de tensiones de la entalla con fisura y se establece la condición de fallo. El método se ha aplicado tanto en problemas de fractura frágil como de fatiga utilizando K_c o ΔK_{th} , respectivamente, como el parámetro de intensidad de tensiones crítico. Posiblemente la primera vez que se utilizó este método lo hizo Waddoups [75], y lo aplicó a la fractura frágil de materiales compuestos. En fatiga, el modelo fue sugerido por El Haddad para el análisis de fisuras cortas [47] y por Klesnil y Lucas para entallas [76]. Como el PM y el LM, este método ha sido redescubierto por muchos investigadores a lo largo de los años.

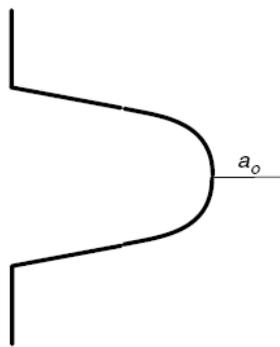


Figura 3.9. Esquema del Método de la fisura imaginaria, en los que la fisura de longitud a_0 se sitúa en el fondo de la entalla.

Si se examinan los trabajos publicados con más detalle, se ve que existen dos aproximaciones ligeramente distintas. En la primera, denominada “Método de la Fisura Introducida” (*Introduced Crack Method*), se supone que hay una fisura real en el fondo de entalla. Este es el caso, por ejemplo, de Usami et al [77], que en materiales cerámicos sugerían que la fractura nacía a partir de una pequeña fisura semicircular. Y también el caso de Ostash y Panasyuk [78], que proponían que el comportamiento en fatiga de los metales estaba afectado por la existencia de una capa más débil de material en la superficie del mismo. Estos análisis contienen un problema teórico fundamental: la fisura introducida, al ser de pequeño tamaño, no se ajusta a un análisis normal de la MFEL, dado que ésta no se puede utilizar cuando la longitud de la fisura es del mismo tamaño o menor que L (ej., figuras 3.3 y 3.4).

Este problema se puede evitar con el uso de la segunda aproximación, denominada “Método de la Fisura Imaginaria” (ICM, *Imaginary Crack Method*). En este caso la fisura no tiene existencia física real, es imaginaria y su propagación obedece a las leyes de la MFEL. Waddups et al [75] se dieron cuenta de que antes del fallo en materiales compuestos se desarrollaba una zona de daño en el fondo de la entalla y sugirieron que la fisura en el fondo de la misma podría suponerse como una representación sencilla de la zona de daño, evitando las dificultades del problema físico real.

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

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

Este método postula que el fallo sucede si existe la suficiente energía disponible para permitir que la fisura crezca un valor finito igual a Δa , que se supone una constante del material. Un esquema del mismo queda ilustrado en la Figura 3.10.

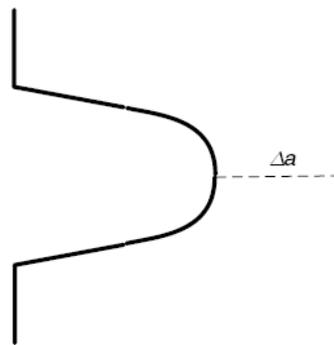


Figura 3.10. En la FFM la energía liberada en la deformación se calcula durante el crecimiento de la fisura de un incremento Δa .

A primera vista parece similar al ICM, pero hay una importante diferencia: en el ICM primero se inserta una fisura de un tamaño fijo y después se evalúa si es capaz de crecer o no; en esta teoría, sin embargo, no se postula ninguna fisura en el fondo de entalla sino que se plantea qué pasaría si se crease una fisura, especificando que ésta debe ser de un tamaño determinado. Es

un argumento basado en el Principio de los Trabajos Virtuales, como el usado por Griffith [13] para obtener las ecuaciones básicas de la MFEL. La diferencia está en que en la aproximación de Griffith el crecimiento de fisura se supone infinitesimal, permitiendo el uso del diferencial dW / da . Esta cantidad, denominada G , es la tasa de liberación de energía (ecuación (2.26)). Por el contrario, en la Mecánica de la Fractura Finita, para una fisura preexistente de longitud a , la variación de la energía de deformación para una propagación finita Δa viene dado por:

$$\int_a^{a+\Delta a} dW \quad (3.13)$$

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

$$\int_a^{a+\Delta a} G da = G_c \Delta a \quad (3.14)$$

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

$$\int_a^{a+\Delta a} K^2 da = K_c^2 \Delta a \quad (3.15)$$

Para el caso de una entalla la aproximación es la misma, exceptuando que la longitud de fisura inicial es cero y, por lo tanto, los límites de la integral serán 0 y Δa . La gran ventaja de la ecuación (3.15) es que puede utilizarse en cualquier entalla para la que exista una solución de la intensidad de tensiones en función de la longitud de fisura (ej, [79]).

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

$$\Delta W = \int_a^{a+\Delta a} G da = \int_a^{a+\Delta a} \frac{\sigma^2 \pi a}{E} da = \frac{\sigma^2 \pi}{2E} [2a\Delta a + \Delta a^2] \quad (3.16)$$

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

$$\sigma_f = \frac{\sqrt{G_c E}}{\sqrt{\pi \left(a + \frac{\Delta a}{2} \right)}} = \frac{K_c}{\sqrt{\pi \left(a + \frac{\Delta a}{2} \right)}}$$

Si a es mucho mayor que Δa , la ecuación (2.113) es igual a la MFEL; sin embargo a medida que la longitud de fisura va siendo cada vez menor, σ_f se hace también cada vez menor en relación a la tensión de rotura propuesta por la MFEL, tendiendo a un valor constante cuando a se aproxima a cero. Este valor es la tensión inherente o crítica del material:

$$\sigma_0 = \frac{K_c}{\sqrt{\pi \left(\frac{\Delta a}{2} \right)}} \tag{3.17}$$

Teniendo en cuenta la definición de la distancia crítica L (ecuación (2.111)), resulta:

$$\Delta a = 2L \tag{3.18}$$

De aquí se desprende que el valor mas apropiado para la propagación finita de la fisura es $2L$. Se ha demostrado [80] que esta aproximación da resultados idénticos que el LM en el caso de fisuras afiladas, y resultados bastante parecidos para entallas. En la Figura 3.11 se ve claramente que las predicciones de la FFM y del LM son casi coincidentes.

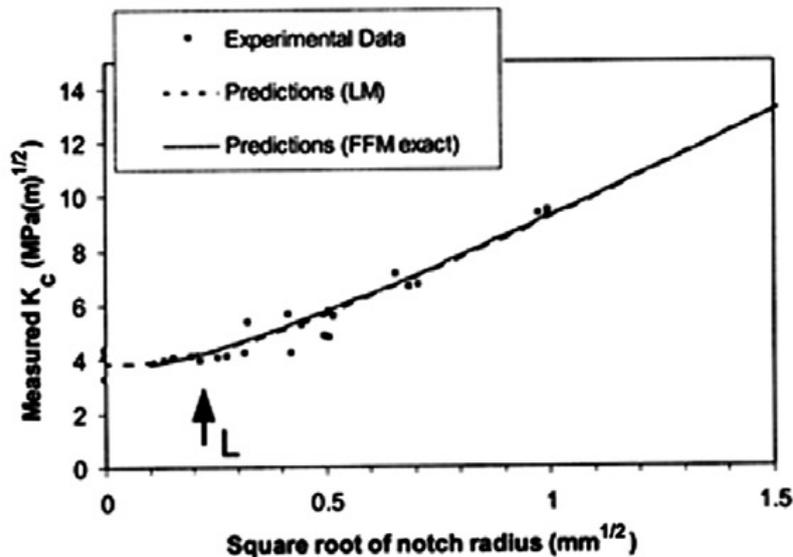


Figura 3.11. Datos experimentales y predicciones de la FFM y del LM, fractura en alúmina [81]

3.4.5. Relaciones entre métodos

3.4.5.1. Relación entre la TDC y la MFEL

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

La fractura frágil tendrá lugar cuando la intensidad de tensiones, K (generalmente K_I), sea igual que la tenacidad a fractura, K_c . Puesto que K_c es una propiedad del material se deduce que debe existir alguna relación entre K_c y las constantes que utiliza, por ejemplo, el PM. Como se ha visto, K_c está relacionado con la tensión aplicada en rotura (σ_f) y la longitud de fisura a (ecuación (2.11)) según la ecuación (3.5):

$$\sigma_f = \frac{K_c}{\sqrt{\pi a}}$$

Además, la curva tensión-distancia para el caso de una fisura puede expresarse según la ecuación (3.6). Esta ecuación solo es válida si $r \ll a$, lo que significa que la longitud de fisura a debe ser mayor que la distancia crítica L . Combinando estas dos ecuaciones junto con la del criterio de fallo del PM se obtiene la ecuación (2.111), cuya expresión era:

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

Esta ecuación da la relación entre la tenacidad a fractura y las dos constantes del material utilizados en la TDC. Hay que destacar que la ecuaciones (3.5) y (3.6) son estrictamente válidas sólo para el caso particular de una fisura pasante centrada en una placa de dimensiones infinitas. Para otro tipo de fisuras se necesita introducir un parámetro geométrico M (ecuación (2.16)) que no afecta a la generalidad de la ecuación (2.111), puesto que cada valor de K (y por lo tanto de K_c) está asociado a una única curva de tensión-distancia en el entorno del fondo de fisura.

3.4.5.2. Relación entre el Método de la Fisura Imaginaria y los métodos PM y LM

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

$$K = M\sigma\sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (3.19)$$

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

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{M\sigma_0} \right)^2 \quad (3.20)$$

Como se puede observar la longitud de la fisura imaginaria, a_0 , es la misma que la distancia crítica L de la ecuación (2.111) con una pequeña diferencia: el parámetro M^2 . Para el caso concreto de una fisura pasante centrada en una placa grande el valor de M es la unidad, por lo que $a_0 = L$. Es decir, el tamaño de la fisura imaginaria es exactamente el mismo que el de la distancia crítica. Para muchos otros casos prácticos el valor de M esta cercano a la unidad.

En el caso de $M = 1$, se pueden hacer también predicciones del efecto de la longitud de fisura, dando resultados idénticos para el ICM y el LM. Para comprobarlo, se parte de la curva tensión-distancia en el fondo de fisura, que puede describirse mediante la ecuación de Westergaard [82]:

$$\sigma(r) = \frac{\sigma}{\left[1 - \left(\frac{a}{a+r} \right)^2 \right]^{1/2}} \quad (3.21)$$

Según el LM el fallo sucede cuando la tensión media a lo largo de una distancia, que va desde $r = 0$ hasta $r = 2L$, es igual a σ_0 . Por lo tanto, se puede predecir la tensión de rotura σ_f combinado las ecuaciones (3.12) y (3.21) y haciendo que la tensión nominal aplicada σ sea igual que la σ_f . El resultado es:

$$\sigma_f = \sigma_0 \sqrt{\frac{L}{a+L}} \quad (3.22)$$

Ahora, para hacer una predicción de σ_f utilizando el ICM, se considera primero la ecuación (3.19) en su forma crítica:

$$K_c = M\sigma_f \sqrt{\pi(a+a_0)} \quad (3.23)$$

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

$$K_c = M\sigma_0 \sqrt{\pi a_0} \quad (3.24)$$

Combinando estas dos últimas ecuaciones da como resultado:

$$\sigma_f = \sigma_0 \sqrt{\frac{a_0}{a+a_0}} \quad (3.25)$$

Se puede observar que para el caso de $M = 1$ y $a_0 = L$ la ecuación (3.25) es idéntica a la ecuación (3.22), por lo que las predicciones del LM y del ICM son las mismas. Para otros valores de M los dos métodos coinciden en dos casos extremos: $a = 0$ (probeta lisa) y $a \gg a_0$ (fisuras largas). Para valores intermedios de longitud de fisura los dos métodos dan predicciones diferentes: las diferencias son mayores para valores de longitud de fisura cercanos a L , donde la diferencia es del orden de M . Se puede concluir que aunque existe una diferencia de fondo importante entre ambos métodos, consistente en el hecho de que el valor del parámetro de longitud crítica a_0 no es exactamente una constante del material sino que varía con la forma de la fisura, las predicciones del efecto de la longitud de fisura son parecidas, y en el caso de $M = 1$ son matemáticamente iguales.

Este resultado es interesante (y no resulta obvio) porque el LM y el ICM utilizan dos aproximaciones fundamentalmente diferentes para la predicción del fallo. El LM esta basado en la equivalencia entre tensiones (la tensión media en los alrededores de la entalla se iguala a la tensión inherente del material) mientras que el ICM es un método de Mecánica de la Fractura que se basa en la equivalencia de energías, la tasa de liberación de energía en la propagación [46].

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

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

Existen otros dos casos interesantes a tener en cuenta:

- Agujeros circulares de varios tamaños: como se ha explicado anteriormente (ver apartado 3.3.2.1.) la resistencia de las probetas que contienen agujeros circulares varía con el radio del agujero ρ , a pesar de que K_t es una constante de valor 3 (ver Figura 3.5).
- Entallas largas y delgadas en las que $a \gg \rho$ y $a \gg L$: los datos del comportamiento en fractura de estas entallas se expresan convenientemente en términos de “tenacidad aparente”, K_{IN} , que se define como el valor medido de K_{IC} suponiendo que la entalla es una fisura. En el límite, cuando $\rho = 0$, se trata de una fisura y por lo tanto $K_{IN} = K_{IC}$.

Las figuras 3.12 y 3.13 comparan las predicciones en estas situaciones diferentes utilizando valores normalizados de la resistencia y el radio. Se observa que las soluciones no son idénticas, aunque en todos los casos la diferencia es pequeña, menor de un 15%. Muchos defectos concentradores de tensiones encontrados en componentes ingenieriles se pueden aproximar a uno u otro de estos casos, por lo que el análisis presentado, aunque no es exhaustivo, ofrece la seguridad de que los distintos métodos de la TDC darán soluciones parecidas en multitud de casos prácticos.

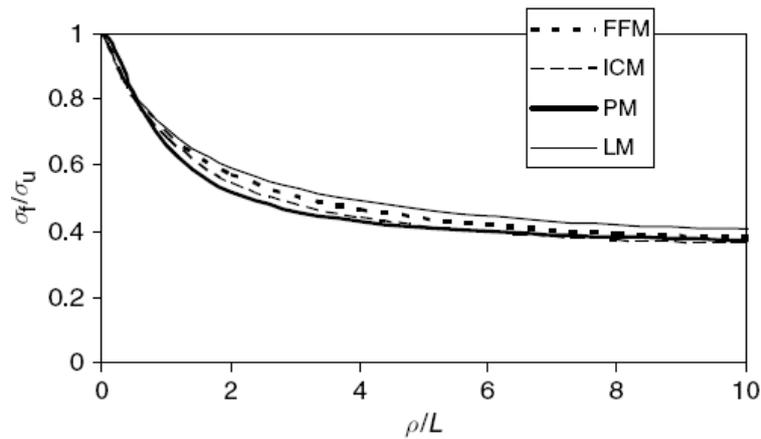


Figura 3.12. Predicciones de la tensión de fractura σ_f (normalizada con la tensión de rotura σ_u) para agujeros circulares de radio ρ (normalizado con la distancia crítica L). Los cuatro métodos dan predicciones similares [46].

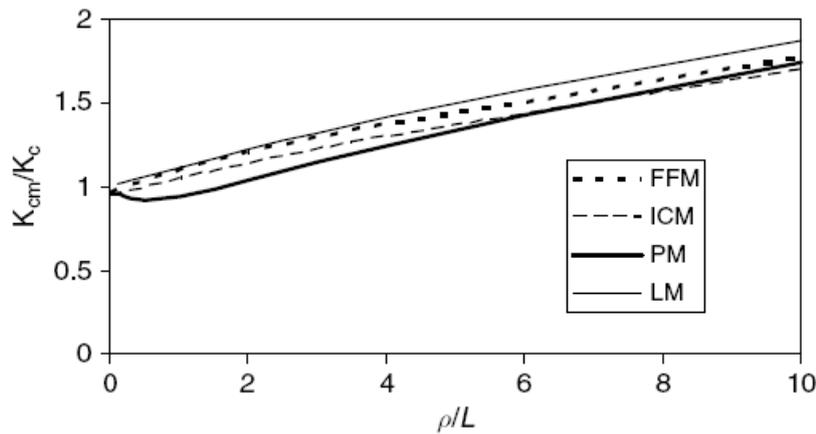


Figura 3.13. Predicciones de la tenacidad aparente, en este caso K_{cm} (normalizada con K_{IC}) para entallas largas y delgadas en función del radio de entalla ρ (normalizado con la distancia crítica L) [46]

3.4.5.3 Relación de la FFM con otros métodos

Si se aplica la FFM en el caso de una fisura pasante centrada en una placa infinita, haciendo uso de la expresión de la Tasa de Liberación de Energía (ecuación (2.26)) y utilizando la ecuación 3.15 (siendo $\sigma = \sigma_f$) se obtiene (ver ecuación (2.113)):

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_c E}{\pi \left(a + \frac{\Delta a}{2} \right)}} \tag{3.26}$$

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

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_c E}{\pi a}} \quad (3.27)$$

excepto por el término adicional $\Delta a/2$. Finalmente, dado que $G_c E = K^2$ la ecuación (3.27) es idéntica a la (3.23) (siendo $M = 1$ para este caso), demostrando que las predicciones de la FFM son iguales que las del ICM, siendo la propagación finita de fisura Δa igual a $2L$. Como se ha visto antes, las predicciones del ICM y el LM también coinciden, así que se puede concluir que en el caso analizado los tres métodos dan resultados idénticos, utilizando una distancia crítica igual a L en el ICM e igual a $2L$ en el LM y en la FFM. Una vez más, esto no resultaba obvio en una primera aproximación, puesto que los criterios de fallo utilizados en los tres métodos son bien diferentes.

Esta demostración, válida solo para fisuras afiladas, no puede utilizarse en casos más generales de entallas o de concentradores de tensiones. Sin embargo, se ha demostrado [46] que la FFM da predicciones similares a los otros dos métodos en las dos situaciones mencionadas anteriormente: agujeros circulares y entallas largas. Las predicciones de la FFM se ven también en las figuras 3.12 y 3.13.

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

3.5 PREDICCIONES DE LA TENACIDAD APARENTE SEGÚN LA TDC

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

En este apartado se van a deducir las predicciones de K_{IN} que se derivan de la aplicación de la TDC, y más concretamente, de la aplicación del PM, el LM y la FFM. En los tres casos se parte de la hipótesis de que el campo de tensiones en el fondo de entalla queda definido por la expresión (3.28), propuesta por Creager y Paris [83], que considera que el campo de tensiones en el fondo de la entalla es igual al existente en el fondo de una fisura pero desplazado en el eje x (distancia al fondo del defecto) una cantidad igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r + \rho)}{(2r + \rho)^{3/2}} \quad (3.28)$$

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

3.5.1. Predicciones utilizando el PM

Utilizando el PM (ecuación (2.112)) y combinándolo con la ecuación (3.28) en la situación de rotura ($K = K_{IN}$) se obtiene que el valor de la tenacidad aparente de la entalla, K_{IN} , es:

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (3.29)$$

En la Figura 3.14 se recogen las predicciones del PM con diferentes valores de L utilizando la ecuación (3.29). Se demuestra que el PM puede hacer predicciones bastante razonables, aunque el valor necesario de L es del orden de 0.04 mm, mucho menor que el calculado en base a σ_u . Incluso para este valor de L existen algunas desviaciones para los ρ más grandes, lo cual está relacionado con la ecuación (3.28), que sólo es válida cuando $\rho \ll a$ y que supone que las dimensiones de la probeta son infinitas. La razón de que el valor de L sea tan reducido es que los ensayos se realizan en un acero templado, en el cual el valor de σ_0 es notablemente superior a σ_u .

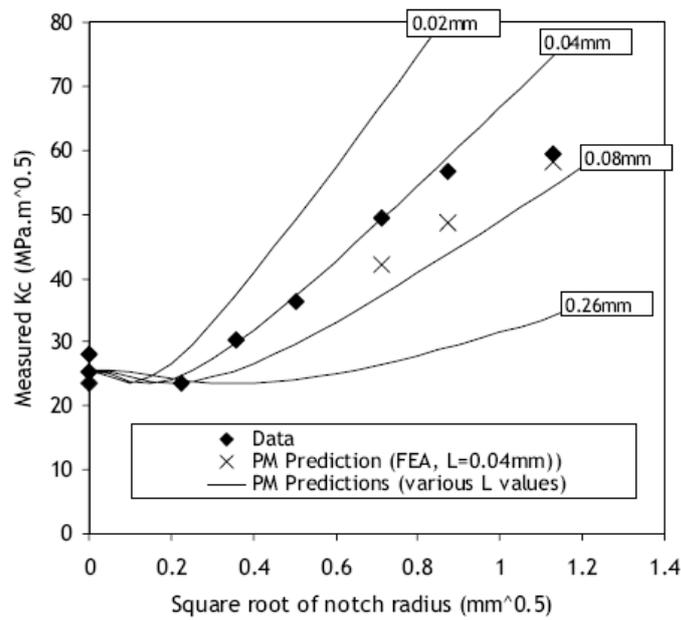


Figura 3.14. Datos experimentales [84] de la tenacidad a fractura medida en función de la raíz cuadrada del radio de entalla. Se muestran también los resultados por EF (FEA) según el PM, con $L=0.04$ mm. El fallo se produjo por clivaje.

Mediante ensayo y error se determinó que el valor de L que mejor encajaba los resultados experimentales era 0.035 mm, como se observa en la Figura 3.15. Es interesante destacar que este valor es exactamente el mismo que el tamaño de grano de este material, y que el correspondiente valor de σ_0 es 2447 MPa, que es 2.95 veces el límite elástico y 2.7 veces la tensión de rotura [84].

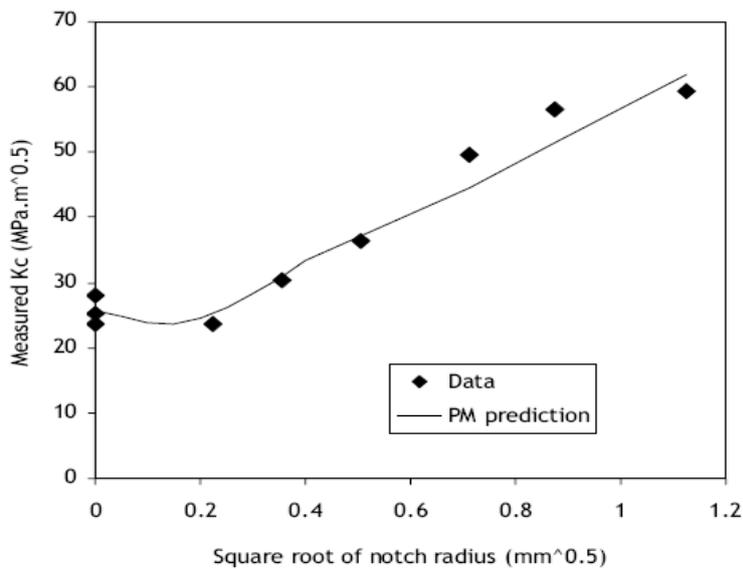


Figura 3.15. Mismos datos que en la Figura 3.14, pero con las predicciones del PM utilizando el valor óptimo de L (0.035 mm). La mayor diferencia entre los datos experimentales y las predicciones fue de un 10.1% [84].

3.5.2. Predicciones utilizando el LM

Si se procede de la misma manera que el apartado anterior, pero utilizando el criterio de rotura del LM (ecuación (3.12)) con la ecuación (3.28), se obtiene que la tenacidad aparente en este caso es:

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (3.30)$$

La principal diferencia entre esta predicción y la del PM ocurre con valores pequeños de ρ : la gráfica del LM crece de manera constante mientras que la del PM se mantiene casi constante para valores bajos de ρ , mostrando un incremento sólo a partir de que ρ alcanza su valor crítico, como muestran numerosos datos experimentales. De hecho, la gráfica del PM muestra un valle poco profundo para valores bajos de ρ . Existen casos en los que no existe un radio crítico claro, como en la Figura 3.16 en la que se representan datos de una aleación de aluminio ensayada a cuatro temperaturas diferentes [85]. En este caso el LM, que siempre predice una curva monótona creciente, se ajusta más a los datos experimentales. La propagación de la fisura comenzó por un proceso de crecimiento de microhuecos, por lo que la diferencia de comportamiento puede estar relacionada con el micromecanismo de fallo. El valor óptimo de L es constante e igual a 0.045 mm para las tres temperaturas inferiores, elevándose hasta 0.075 mm a 350 °C. Los correspondientes valores de σ_0 son del orden de 3 veces el límite elástico del material a la temperatura de ensayo correspondiente.

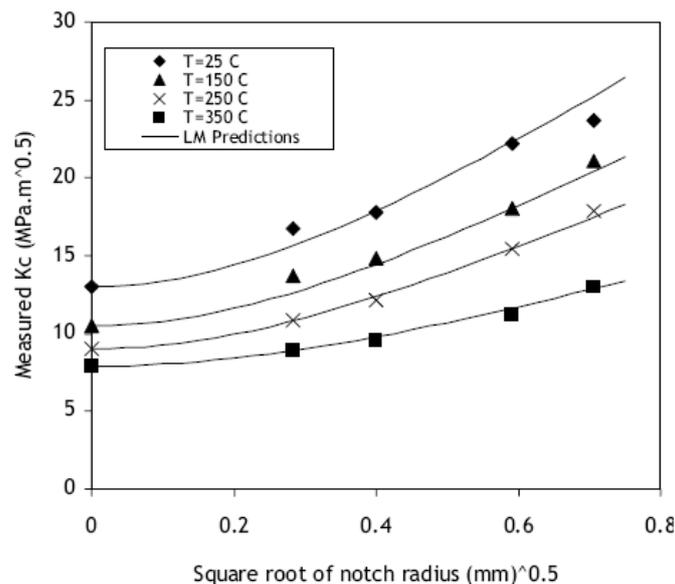


Figura 3.16. Datos experimentales [85] y predicciones utilizando el LM para una aleación de aluminio ensayada a varias temperaturas.

3.5.3. Predicciones utilizando la FFM

Para extender la FFM al caso de las entallas se hace necesario estudiar la presencia de fisuras emergentes de las misma, tal y como se aprecia en la Figura 3.17 [86]. En ella se muestra como varía la intensidad de tensiones, K , con la longitud de una fisura que nace en el fondo de una entalla de longitud a_n . Cuando la fisura es relativamente pequeña la intensidad de tensiones viene dada por:

$$K_1 = F_1 K_t \sigma \sqrt{\pi a} \tag{3.31}$$

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

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

$$K_2 = F_2 \sigma \sqrt{\pi(a + a_n)} \tag{3.32}$$

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

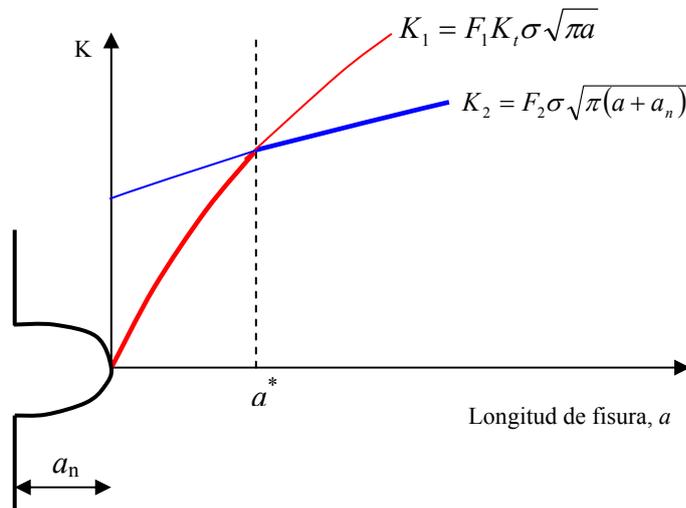


Figura. 3.17. Soluciones aproximadas para K en el caso de una fisura que nace en el fondo de una entalla.

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

$$a^* = a_n \frac{F_2^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2)} \tag{3.33}$$

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

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

A partir de (3.31) y de (2.113) se obtiene:

$$\sigma_f = \frac{K_c}{F_1 K_t \sqrt{\pi L}} \quad (3.34)$$

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

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

$$\begin{aligned} \Delta W &= \int_0^{a^*} \frac{K_1^2}{E} da + \int_{a^*}^{2L} \frac{K_2^2}{E} da = \int_0^{a^*} \frac{F_1^2 K_t^2 \sigma^2 \pi a}{E} da + \int_{a^*}^{2L} \frac{F_2^2 \sigma^2 \pi (a + a_n)}{E} da = \\ &= \frac{\sigma^2 \pi F_2^2}{E} \left[a_n (2L) - \frac{F_2^2}{2} \frac{a_n^2}{(F_1^2 K_t^2 - F_2^2)} + \frac{(2L)^2}{2} \right] \end{aligned} \quad (3.35)$$

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

$$\sigma_f = \frac{1}{F_2} \frac{K_c}{\sqrt{\pi Q}} \quad (3.36)$$

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

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

La ecuación (3.34) es válida con concentraciones de tensiones moderadas (K_t reducidos) mientras que (3.36) es válida con concentraciones de tensiones elevadas (K_t elevados). Por ello a estas soluciones se les suele denominar como soluciones “roma” y “afilada”.

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

$$K_{IN} = F_2 \sigma_f \sqrt{\pi a_n} \quad (3.37)$$

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

$$K_t = 1.12 + 2.24 \sqrt{\frac{a_n}{\rho}} \quad (3.38)$$

y valores de $F_1=1.12$ y $F_2=1.12$ [80] (entalla larga, afilada y en todo el espesor) se obtienen las siguientes soluciones:

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{1}{2.24} \sqrt{\frac{\rho}{L}} \quad (\text{solución roma}) \quad (3.39)$$

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{\frac{1}{1 - \frac{\rho}{20.08L}}} \quad (\text{solución afilada}) \quad (3.40)$$

Esta solución, obtenida para una geometría particular, es la misma para otros tipos de geometrías como, por ejemplo, entallas semielípticas [80].

Es importante recordar que este método es un procedimiento aproximado basado en la simplificación recogida en la Figura 3.17, que tiende a dar un valor de la energía de deformación mayor del real y que por lo tanto tiende a subestimar la resistencia del material.

3.6 APLICACIÓN DE LA TDC EN LAS DISTINTAS FAMILIAS DE MATERIALES

A continuación se recogen los trabajos experimentales en los que diversos autores han aplicado la TDC, en sus diferentes versiones, a una amplia gama de materiales. Se mostrarán agrupados por familias de materiales (cerámicos, poliméricos, metálicos y compuestos), con el objetivo de que quede suficientemente validada la aplicación de esta teoría en los distintos tipos de materiales usados en ingeniería, mostrando las capacidades y las limitaciones en cada caso [46].

3.6.1. Materiales cerámicos

Este apartado será el primero de cuatro en los que se considerará la aplicación de la TDC en un tipo de materiales específico: en este primer caso, la predicción de la fractura frágil en materiales cerámicos. Aquí se demostrará la precisión, y también las deficiencias, de las predicciones de la TDC cuando se comparan con datos experimentales.

El término de “materiales cerámicos” engloba una gran variedad de materiales, desde los materiales de construcción tradicionales, la cerámica o alfarería y los materiales geológicos, hasta los cerámicos ingenieriles de altas prestaciones o los nuevos materiales que se están utilizando actualmente en dispositivos a micro y nano escala. Las propiedades que hacen que los materiales cerámicos sean adecuados para un gran rango de aplicaciones incluyen su elevada dureza, su buena resistencia al desgaste y su estabilidad tanto térmica como química. Con respecto a sus propiedades mecánicas, estos materiales tienen dos rasgos importantes: una alta resistencia inherente (propiedad que quedará explicada más adelante en este apartado) y una baja tenacidad. Estas propiedades son debidas a la naturaleza de los enlaces atómicos que tienen los cerámicos: el entramado tridimensional de enlaces iónicos y covalentes confiere, no sólo el potencial para una alta resistencia, sino también una imposibilidad de deformación plástica, la cual limita fuertemente su tenacidad.

El resultado es que estos materiales resultan altamente susceptibles ante la presencia de cualquier defecto, como una entalla, una fisura o cualquier otro. Como ejemplo, un cerámico utilizado en ingeniería como es el nitruro de silicio puede llegar a tener una tensión inherente de hasta 1000MPa, valor que está asociado a situaciones del material con defectos mínimos. El mismo material tiene una tenacidad a fractura (K_{Ic}) del orden de 5-8 MPam^{1/2}, lo que significa que una fisura o un defecto de una longitud tan pequeña como 1 mm reduce la tensión de rotura a un valor de alrededor de 100 MPa. Por el contrario, la mayoría de los materiales metálicos, al tener una mayor tenacidad, permanecerían intactos con una fisura de ese tamaño. Los polímeros también tienen valores bajos de tenacidad, pero como también tienen menor resistencia (normalmente inferior a 100 MPa), el efecto en la capacidad resistente no suele ser tan significativo.

Como los materiales cerámicos son tan susceptibles a los defectos y como éstos se van a producir de todas las maneras (surgiendo en la fabricación o en el uso del componente), se necesita algún tipo de análisis, como puede ser la MFEL, para calcular las tolerancias frente a los mismos.

La Figura 3.4 [72] muestra unos datos experimentales típicos de la resistencia de probetas de carburo de silicio con pequeños defectos; la tensión de rotura, σ_f , se representa en función del tamaño del defecto. Los datos correspondientes a los defectos de mayor tamaño se ajustan a una línea recta en escala doblemente logarítmica, dando como resultado el comportamiento esperado de las fisuras en la MFEL, en el que la tensión de rotura (σ_f) está relacionada con la longitud de fisura (a) a través de la tenacidad a fractura (K_c) utilizando la ecuación estándar de la mecánica de la fractura, ecuación (2.16).

A medida que el tamaño del defecto disminuye, la resistencia medida se incrementa y se desvía de la línea recta que representa el comportamiento de la MFEL. En defectos muy pequeños σ_f se aproxima a un valor constante conocido como tensión inherente del material, σ_0 , que puede entenderse como la resistencia del material cuando no contiene ningún defecto significativo. Evidentemente, siendo estrictos, no se puede suponer que el material carezca de defectos, puesto que seguro que los tiene (poros microscópicos o inclusiones por ejemplo), pero en el gráfico queda claro que esos defectos son de tal tamaño que no reducen la resistencia del material. Si se dibuja una línea horizontal que represente el valor de σ_0 se pueden distinguir tres tipos de comportamiento: a) defectos pequeños para los que la tensión de rotura es igual a la tensión inherente; b) defectos grandes en los que la resistencia se ajusta a la MFEL y c) defectos de tamaños intermedios cuyas resistencias son menores que las que se predicen utilizando los razonamientos que se utilizan en las otras dos categorías.

Además, en la Figura 3.4 están dibujadas las predicciones del PM y el LM. En este caso estas predicciones se realizan de una forma analítica muy sencilla utilizando la ecuación que proporciona la tensión existente a una distancia r del fondo de una fisura pasante centrada en una placa infinita [82], que tiene la forma de la ecuación (3.21) (ecuación de Westergaard). Esta ecuación describe, de manera precisa, la tensión a cualquier distancia del fondo de la fisura en un cuerpo infinito sometido a una tensión nominal uniforme σ . Se necesita utilizar esta ecuación en vez de la simplificada que normalmente se utiliza en la mecánica de la fractura (ecuación (3.6)), porque esta última sólo se aplica cuando $r \ll a$, y cuando se utilizan el PM o el LM para defectos pequeños se necesitan tener en cuenta distancias parecidas o incluso mayores que la longitud de fisura. Como ya se ha definido anteriormente, cuando se utilizan el PM o el LM, el valor de la distancia crítica L es (ecuación (2.110)):

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

Utilizando el PM, establecemos que a $r = L/2$, $\sigma(r) = \sigma_u$, y haciendo uso de la ecuación (3.21) resulta:

$$\sigma_f = \sigma_u \left[1 - \left(\frac{a}{a + L/2} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (3.41)$$

De la misma manera, utilizando el LM, se postula que la tensión media a lo largo de una distancia $2L$ es igual a σ_u . La tensión media, σ_{av} , se calcula integrando la ecuación (3.21) entre 0 y $2L$, dando como resultado:

$$\sigma_f = \sigma_u \sqrt{\frac{L}{a + L}} \quad (3.42)$$

Como se aprecia en la Figura 3.4, las predicciones de estos dos métodos son bastante parecidas y, necesariamente, tienden al mismo valor en cada extremo de la curva cuando se unen a las predicciones de las líneas rectas. En el centro se separan ligeramente aunque en ambos casos se obtienen predicciones razonables, dentro de la dispersión de los datos experimentales.

De los resultados y metodologías descritos, se desprende que los únicos parámetros del material que se necesitan son K_c y σ_u . En este tipo de curvas el valor de σ_u fija la posición del extremo izquierdo de las mismas, mientras que la línea recta basada en K_c establece la posición del extremo derecho.

Es interesante destacar que L se puede calcular como la intersección de estas dos líneas rectas (ver Figura 3.4). Además, se puede utilizar L para hacer juicios útiles sobre el comportamiento del defecto: si el defecto es significativamente menor que L , se puede suponer que el defecto no tendrá ningún efecto siendo la resistencia aproximadamente la misma que la de una probeta sin defectos. De manera contraria, si el tamaño del defecto es mucho mayor que L , el defecto se comportará como una fisura afilada con la que se pueden utilizar las ecuaciones de la Mecánica de la Fractura. Estas consideraciones quedaron explicadas con más detalle en el apartado 3.3.2.1.

Es muy importante hacer una distinción entre la resistencia de un material medida en probetas sin defectos, σ_u , y la resistencia inherente real, σ_0 . En este apartado relativo a materiales cerámicos se pueden intercambiar ambos términos (si se supone que las probetas utilizadas para medir σ_u no tienen grandes defectos), pero en los siguientes apartados, relativos a materiales metálicos y poliméricos, esta distinción entre σ_u y σ_0 se vuelve mucho más importante.

La Figura 3.18 muestra mas datos experimentales obtenidos de ensayos con probetas de materiales cerámicos con entallas [87]. En este caso se ensayaron entallas de tipo macroscópico, es decir, la longitud de las mismas era mucho mayor que L .

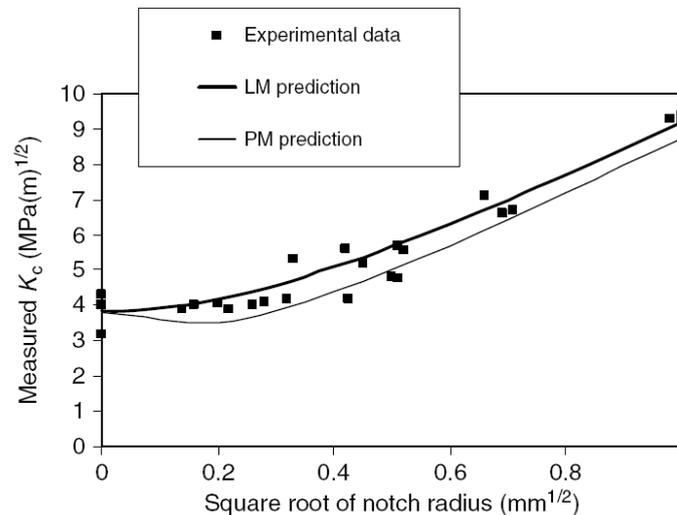


Figura 3.18. Datos de la tenacidad aparente de la alúmina en función del radio de entalla. Predicciones utilizando el PM y el LM [87].

Cómo se ve en la Figura 3.18, en la que probetas pre-entalladas fueron cargadas hasta rotura, los datos se representan en términos de tenacidad aparente. Se puede obtener una solución analítica sencilla para el PM y el LM haciendo uso de las ecuaciones (3.29) y (3.30), respectivamente, y considerando un valor de la tensión o resistencia inherente (σ_0) igual a la tensión de rotura (σ_u). Como puede verse en la figura, las predicciones obtenidas se ajustan en gran medida a los resultados experimentales.

Hasta ahora se han considerado dos tipos de concentradores de tensiones: pequeños defectos y entallas largas y delgadas. El primer tipo está caracterizado por valores pequeños de longitud (a) y radio (ρ) y el segundo tipo lo está por grandes valores macroscópicos de la longitud ($a \gg L$) pero pequeños valores de ρ , a menudo del mismo orden que L . Pero, por último, cabría hablar de otra categoría de entallas que tiene mucho interés, que son aquellas relativamente grandes y romas en las que tanto la longitud como ρ son mucho mayores que L . En este caso, las predicciones que se hacen utilizando la TDC son muy parecidas a las predicciones que se obtienen dividiendo la tensión de rotura σ_u entre K_t , tal y como muestra la Figura 3.19 con ensayos realizados en alúmina.

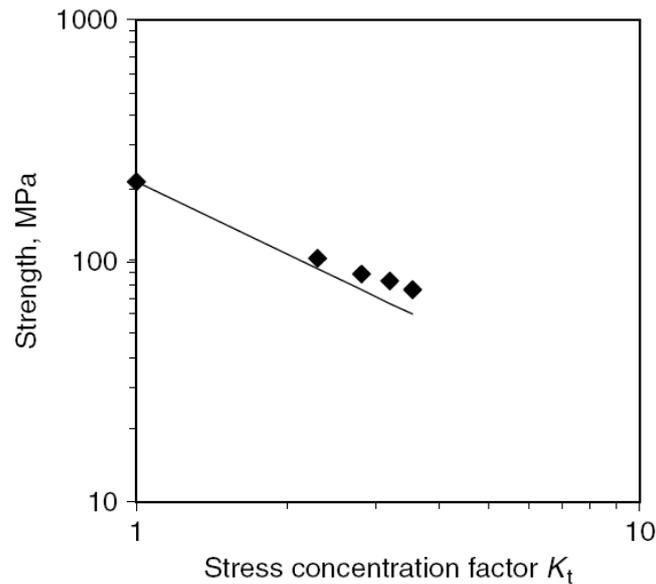


Figura 3.19. Los puntos representan la resistencia de probetas de alúmina entalladas [88] y la línea es la predicción utilizando σ_u/K_t que funciona para estas entallas largas y romas.

Han existido intentos de relacionar el valor de L con el tamaño de grano del material cerámico. Sin embargo en [46] se observa que L está ente 1 y 10 veces dicho tamaño, por lo que quedó demostrado que no existe una relación sencilla entre ambos parámetros (L y tamaño de grano).

3.6.2. Materiales poliméricos

En este apartado se va a analizar mediante la TDC el fallo de materiales poliméricos que contienen defectos sometidos a cargas estáticas. Esta aproximación es bastante parecida a la utilizada con los materiales cerámicos, aunque se verán diferencias importantes, siendo necesaria una mayor modificación o calibración de la TDC.

Los polímeros, aunque son todavía unos materiales relativamente nuevos, están viendo incrementado su uso en aplicaciones resistentes en las que la prevención del fallo es de vital importancia.

Casi todos los materiales poliméricos presentan el clásico comportamiento frágil en fractura siempre que la temperatura sea lo suficientemente baja, pero al contrario que los materiales cerámicos, a menudo presentan algún tipo de deformación plástica o no linealidad antes del fallo, al menos en la zona sometida a las mayores tensiones. La deformación general y el comportamiento en fractura de los materiales poliméricos son mucho más complejos que los de los materiales cerámicos o metálicos por dos razones:

- La primera es que existe un gran número de mecanismos posibles a través de los cuales los polímeros pueden alcanzar deformaciones permanentes o temporales. Uno de ellos, único en los materiales poliméricos, es el “*crazing*”. Los *crazes* se forman por la acumulación de huecos microscópicos, controlados por la tensión hidrostática, y desarrollan fisuras sostenidas, es decir fisuras que tienen pequeñas fibras de material conectando sus caras. Gracias a este sostenimiento los *crazes* necesitan más tensión para crecer, estando su crecimiento controlado por la tensión a tracción normal de las caras de los mismos. Finalmente, si la tensión es lo suficientemente elevada, el *craze* se romperá creando una fisura en dirección perpendicular, que en todo caso siempre contiene otro *craze* en su fondo. Los *crazes* son, en definitiva, un tipo de daño, pero también aumentan la tenacidad, dado que muchos *crazes* en los alrededores del fondo de la fisura o la entalla pueden consumir energía y reducir la tensión local de la misma forma que lo haría una deformación plástica.

- La segunda razón por la que la deformación y el comportamiento en fractura de los materiales poliméricos son tan complejos es el efecto de la temperatura, y relacionado con ésta, el efecto del tiempo o de la velocidad de deformación. Los materiales poliméricos son muy sensibles a los cambios de temperatura en las proximidades de la temperatura ambiente. El aumento de la temperatura tiende a suprimir la fractura frágil, inicialmente alentado el *crazing* y los mecanismos de deformación y, a altas temperaturas, permitiendo a algunos polímeros sufrir grandes cantidades de deformación. Asimismo, incrementar la velocidad de deformación lleva a comportamientos frágiles, suprimiendo la capacidad de deformación e incrementado la rigidez elástica.

A continuación se van a proceder a un análisis muy similar al llevado a cabo en el apartado anterior. En primer lugar se muestran en la Figura 3.20 datos experimentales obtenidos en policarbonato, PC [87]. Igualmente, se recogen las predicciones del PM en relación con la tenacidad aparente, tanto con el valor de L derivado de considerar que σ_0 es igual que σ_u , como del obtenido a partir del mejor ajuste de los datos experimentales.

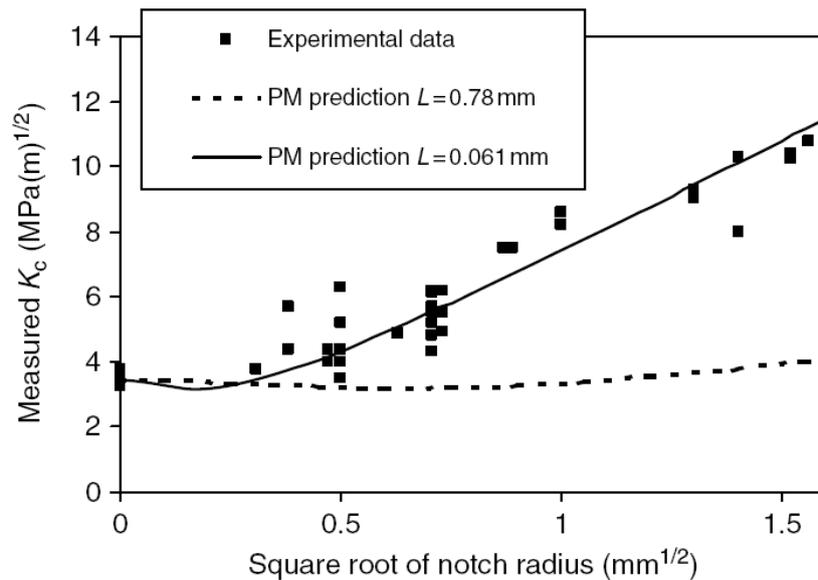


Figura 3.20. Datos de la tenacidad aparente en probetas entalladas de PC [87]. Predicciones del PM con dos valores distintos de L : 0.78 mm, obtenido de la ecuación (2.110), y 0.061 mm, valor que más se ajusta a los datos experimentales.

Cómo se puede apreciar, la predicción con el primer valor de L no es muy buena, ya que para los valores más altos de radio de entalla la línea de predicción es mucho más baja que los datos experimentales, y además permanece casi constante para cualquier valor de ρ estudiado. Sin embargo, se puede ver también en la Figura 3.20 que con un valor diferente de L se alcanza una predicción bastante ajustada. Esta segunda distancia crítica L se calcula probando con diferentes valores, y es mucho menor que la calculada mediante la ecuación (2.110). Lógicamente el valor de K_c es invariable: si no fuese así, la predicción en $\rho = 0$ sería incorrecta. Todo ello implica que el valor de la tensión utilizada en la ecuación (2.110) tiene que ser diferente a σ_u . Este valor es la tensión inherente del material, σ_0 , y en este caso es mayor que σ_u (3.56 veces), por lo que se llega a la conclusión de que ya no se pueden hacer predicciones de la misma manera a como se hacía con los materiales cerámicos. No obstante, se puede seguir utilizando la TDC para hacer predicciones fiables una vez se conozcan los valores apropiados de las constantes del material, que como ya se ha explicado anteriormente (ver apartado 2.4.4) se calculan mediante ensayos con probetas entalladas con distintos radio.

En el apartado de materiales cerámicos se calculaba L utilizando datos tanto de probetas lisas, para obtener σ_u , como de probetas fisuradas, para obtener K_c . En el caso de materiales poliméricos las probetas lisas no son de gran utilidad, así que han de sustituirse por probetas entalladas (Figura 3.21). En principio se puede utilizar cualquier geometría, con la única limitación de que el factor concentrador de tensiones tiene que ser mayor que el cociente de σ_0 entre σ_u (ver apartado 3.3.2.4.).

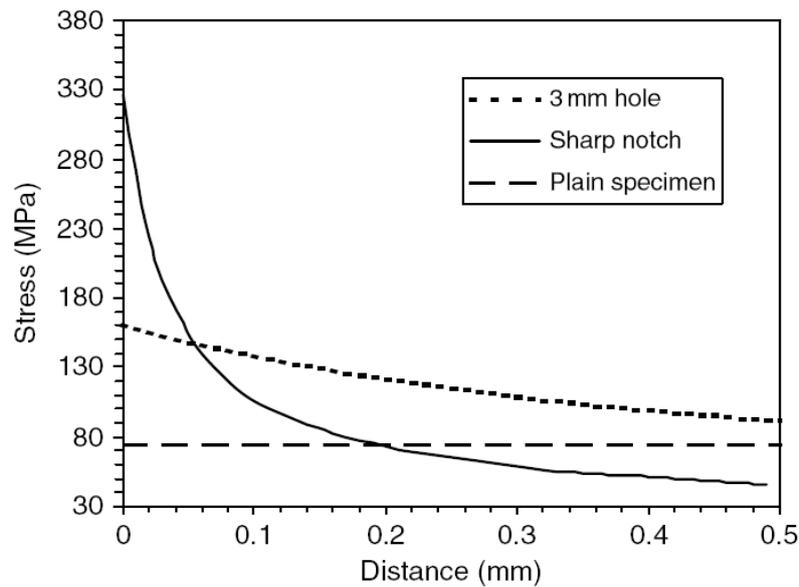


Figura 3.21. Curvas tensión-distancia de tres probetas en el momento del fallo. Los valores de L y σ_0 se encuentran en el punto de intersección de la curva del agujero de 3 mm y la curva de la entalla afilada [89].

Normalmente es posible distinguir el punto donde inicia la fisura (realmente el *craze*) en las probetas: en las probetas lisas, en las entallas y en agujeros con radios elevados a menudo sólo hay un punto de iniciación (o dos, uno en cada lado, en el caso de los agujeros); mientras que en las entallas afiladas hay evidencias claras de múltiples iniciaciones a lo largo del fondo de las mismas. Las curvas carga-desplazamiento suelen mostrar un comportamiento lineal, aunque a menudo se produce alguna curvatura que indica plasticidad u otro tipo de deformación no lineal antes del fallo.

La Figura 3.22 presenta los resultados de las predicciones utilizando el PM y los datos experimentales, esta vez analizando el comportamiento de probetas de poliestireno (PS) con distintos tipos de defectos [89].

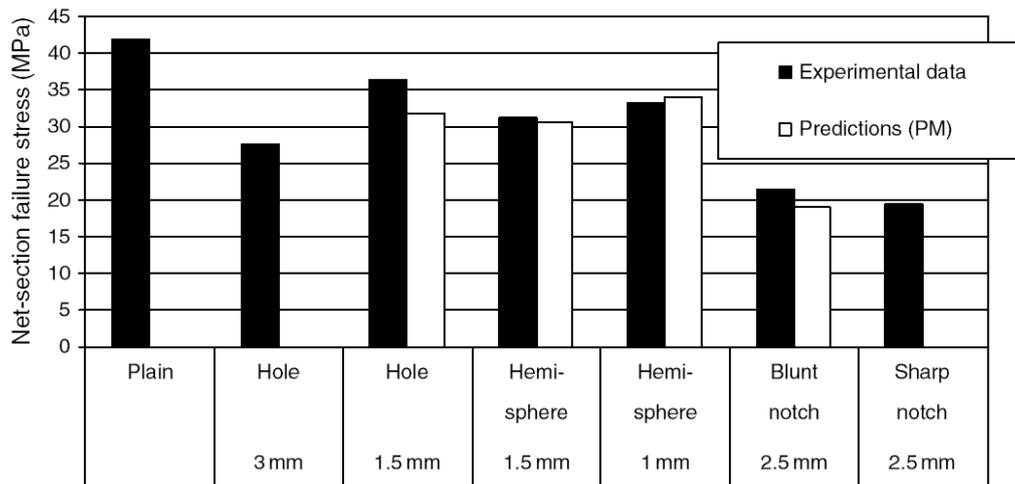


Figura 3.22. Resistencia del PS con varios tipos de defecto. Predicciones utilizando el PM [89].

Los resultados mostrados dejan claro que este método funciona bien en polímeros, pero también que el uso de un valor de σ_0 mayor que σ_u va a causar problemas en cierto tipo de entallas o concentradores de tensiones en las que el K_t sea menor que σ_0/σ_u . En esos casos, la predicción de la TDC dará una tensión de rotura nominal mayor que σ_u , algo claramente imposible porque cuando se alcanza este valor el fallo se puede producir en cualquier parte de la probeta. Esta situación se ve esquemáticamente en la Figura 3.23. La probeta lisa se corresponde con un $K_t = 1$ (extremo izquierdo) y la probeta con la entalla afilada se corresponde con los valores elevados de K_t que tiende a infinito.

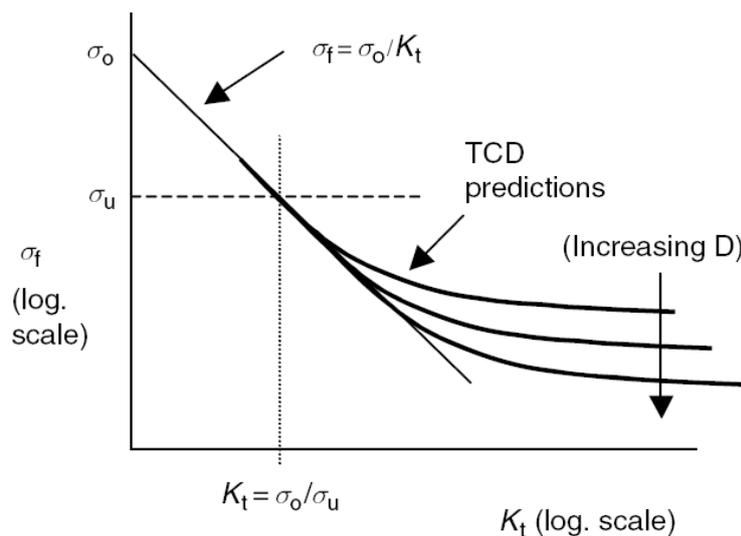


Figura 3.23. Predicciones de la TDC de la tensión de rotura en función de K_t . Las curvas muestran las predicciones de la TDC para entallas de distintas profundidades, D , que tienden a la línea recta $\sigma_f = \sigma_0 / K_t$ para valores bajos de K_t . La tensión no puede ser mayor que σ_u por lo que cuando $K_t < \sigma_0 / \sigma_u$ se trata de entallas inofensivas [46].

Se puede ver que hay dos predicciones independientes: las predicciones de la TDC y la predicción basada en σ_u ($\sigma_f = \sigma_u$). Esto no es obvio desde el punto de vista teórico, así que se recurre a datos experimentales para ver qué ocurre en la zona en la que ambas predicciones coinciden. En el apartado 3.3.2.4 quedó recogida la Figura 3.8, la cual dejó claro que en casos en los que $K_t < \frac{\sigma_0}{\sigma_u}$, la tensión de rotura es σ_u , es decir, la propia de probetas sin defectos (en la práctica, en esas situaciones, los defectos son inofensivos).

Existen otro tipo de defectos inofensivos: aquellos lo suficientemente pequeños como para que no afecten a la resistencia del material (también vistas en el caso de los materiales cerámicos). En ambos casos la resistencia de la probeta es simplemente igual a σ_u , así que es necesario realizar dos análisis diferentes: uno, el de la TDC; y otro, el asociado a σ_u ($\sigma_f = \sigma_u$). Estas predicciones interactúan de una forma muy sencilla: la predicción correcta es la más baja de las dos.

Finalmente, a la hora de intentar relacionar L con la microestructura de los polímeros no puede utilizarse el tamaño de grano, al poseer estos materiales una microestructura amorfa. En [46] se recogen intentos de relacionar L con el tamaño de los *crazes*, y si bien los resultados en metacrilato (PMMA) resultan razonables, en el caso del policarbonato (PC) no se ha encontrado una relación clara.

3.6.3. Materiales metálicos

Durante los últimos 50 años una gran cantidad de investigadores han llevado a cabo el estudio de los procesos de fractura en los materiales metálicos. Se han hecho muchos avances, especialmente en relación al concepto de tenacidad, la relación entre tenacidad y resistencia y los micromecanismos por lo cuales se producen los fallos en los materiales metálicos.

Como se ha hecho anteriormente para materiales cerámicos y polímeros, se va a demostrar que la TDC es capaz de predecir la fractura frágil en materiales metálicos, estén éstos fisurados o entallados, comparando datos experimentales con las predicciones analíticas de la TDC y realizando la calibración correspondiente de la resistencia inherente, σ_0 .

Se procederá de forma análoga a los apartados 3.6.1 y 3.6.2. En la Figura 3.14 se mostraban las predicciones obtenidas para varios valores de L , según la expresión de K_{IN} asociada al PM (ecuación (3.29)). El valor de L obtenido al utilizar la ecuación (2.110) ($\sigma_0 = \sigma_u$) da predicciones poco ajustadas, siendo el valor de L que más se ajusta a los datos experimentales mucho menor. Aún así, con el mejor ajuste también hay desviaciones para los valores de ρ

elevados debidas a que la ecuación (3.28) sólo es válida cuando $\rho \ll a$ y las dimensiones de la probeta son infinitas. La Figura 3.15 mostraba el mejor ajuste de los datos. Es interesante destacar que el valor de L obtenido con este último método es exactamente igual que el tamaño de grano del material [84].

Si se utiliza este mismo valor de L para calcular la tensión inherente del material mediante la ecuación (2.111) se observa que el valor de σ_0 obtenido es mucho mayor que σ_u y que el límite elástico del material. Otra vez, se ve el mismo efecto que ocurría con los materiales poliméricos (aunque no con los materiales cerámicos): el valor de σ_u no se puede utilizar para hacer las predicciones de la TDC porque de nuevo, aún en el caso de fractura frágil (asociada a micromecanismos de clivaje), existen procesos no lineales en la zona plástica, aun pudiendo ser ésta de reducidas dimensiones.

También se pueden hacer predicciones utilizando el LM y la expresión correspondiente para la tenacidad aparente sería la correspondiente a la ecuación (3.30). La Figura 3.16 mostraba las predicciones obtenidas en una aleación de aluminio a distintas temperaturas, haciendo uso de un valor de σ_0 3 veces superior al correspondiente límite elástico del material.

En este caso el fallo se produjo tras un proceso de desgarro dúctil, y no por clivaje, si bien es cierto que se cumplían las condiciones de la MFEL en relación al tamaño de la zona plástica y al estado de deformación plana. Aún así, la TDC proporciona un excelente ajuste de los resultados experimentales haciendo uso del valor apropiado de L .

A este último respecto, es bien sabido que el valor de K_c depende del estado de confinamiento tensional, pero hasta la fecha no se llegado a un acuerdo acerca de qué método se debe utilizar para predecir el efecto de este fenómeno en la tenacidad a fractura [1, 48]. Se pueden distinguir dos tipos de confinamiento: el debido al espesor de la probeta y el debido a las cargas aplicadas y a la geometría del defecto. El primero es el confinamiento fuera del plano de aplicación de la carga, y su efecto (el del espesor) quedó recogido en el Capítulo 2 (ver apartado 2.1.5.2.1). El segundo consiste en el aumento de la resistencia a fractura cuando las cargas son de tracción (frente a las de flexión) y/o las fisuras son superficiales (frente a fisuras profundas). Se denomina confinamiento en el plano de aplicación de la carga, y también se produce (su pérdida) ante defectos tipo entalla (frente a defectos tipo fisura). Obviamente, existen casos en los que todas las posibles fuentes de pérdida de confinamiento en el plano de carga se dan de forma simultánea. Sería el caso de una entalla superficial en un componente sometido a tracción, existiendo metodologías en el ámbito de la MFEL que permiten estudiar estas situaciones [1,48]. A este escenario se le podría añadir, además, el efecto del espesor (confinamiento fuera del plano de carga), con lo cual se producirían todas las pérdidas de

confinamiento posibles. La TDC se ha utilizado para estudiar el efecto del espesor (pérdida de confinamiento fuera del plano de carga). La Figura 3.24 muestra los datos experimentales obtenidos en probetas de acero de pequeño espesor [53]. Si se utiliza la TDC se descubre que no existe un valor fijo de L para el que se ajusten los datos, ni utilizando el PM ni el LM.

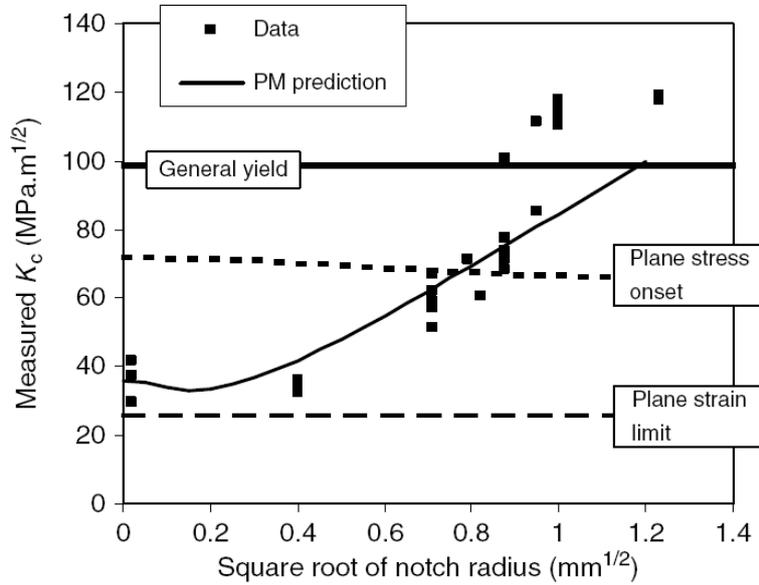


Figura 3.24. Valores de K_{IN} obtenidos en un acero [53]. Las líneas indican el límite de deformación plana, el dominio de la tensión plana y el dominio de la plastificación generalizada en las probetas. Las predicciones del PM se ajustan bien a los datos que quedan por debajo del umbral de tensión plana.

Se pueden observar dos límites. El primero es el definido a partir de la ecuación (2.21), en la cual, despejando el valor de la resistencia a fractura:

$$K_c [\text{límite deformación plana}] = \sigma_y \left(\frac{B}{2.5} \right)^{0.5} \tag{3.43}$$

En principio, valores por encima del valor resultante en (3.43) corresponderían a situaciones en las cuales no domina la deformación plana, es decir, aquellos en los cuales la tensión plana comienza a tener efecto. Realmente, es una medida conservadora, y la deformación plana puede dominar en valores aún mayores de resistencia a fractura. El segundo límite es el correspondiente al dominio de la tensión plana, que asumiendo que se produce cuando el radio plástico (r_p) es igual al espesor de la probeta [90] resulta:

$$K_c [\text{dominio tensión plana}] = \sigma_y (\pi B)^{0.5} \tag{3.44}$$

Para obtener (3.44) se asume, igualmente, que el tamaño de la zona plástica responde a la ecuación de Irwin (ecuación (2.36) en el Capítulo 2).

Volviendo a la figura, se observa que haciendo uso del valor apropiado de L (0.05 mm en este caso) los valores de K_{IN} obtenidos se ajustan correctamente por debajo del dominio de la tensión plana. También se observa cómo para radios grandes (> 1 mm), el fallo se produce por colapso plástico (plastificación generalizada), por lo que a medida que aumenta el radio se va produciendo, a espesor constante, un cambio en los micromecanismos de fractura. En [91] se analiza este mismo fenómeno en profundidad.

La Figura 3.25 muestra una situación similar a la anterior pero con un acero de alta resistencia [92]. Una vez más, no hay un único valor de L que pueda usarse para predecir todos los datos. En esta ocasión se ha dibujado una segunda línea de predicción, también utilizando el PM, pero con un valor de K_c inicial (para $\rho = 0$) obtenido en condiciones de tensión plana. Se puede observar como la TDC es capaz de predecir ambas situaciones, siendo necesario para ello hacer la distinción entre condiciones por encima y por debajo del dominio de la tensión plana, y utilizar los valores de K_c y L adecuados en este caso.

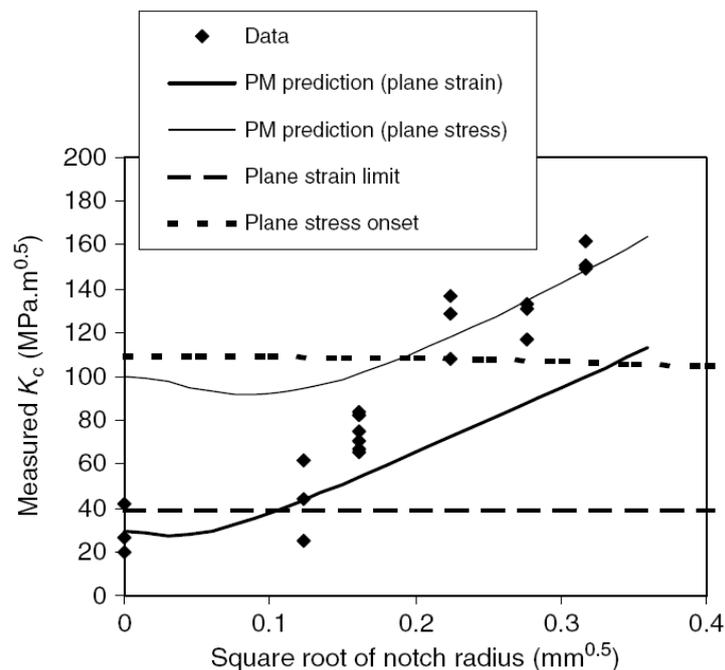


Figura 3.25. Datos experimentales y predicciones para un acero [92]. Se ha añadido una predicción en condiciones de tensión plana que se ajusta a los datos en los valores más altos del radio.

Tanto en la Figura 3.24 como en la Figura 3.25 se observa cómo la TDC predice correctamente situaciones entre el límite de deformación plana y el dominio de la tensión plana (partiendo del

valor de K_c obtenido en deformación plana). La razón puede estar en que el fallo comienza, en estos materiales, en la zona central de las probetas, en la cual domina la deformación plana.

En definitiva, ha quedado visto que las predicciones de la TDC hechas utilizando parámetros obtenidos en condiciones de deformación plana no son aplicables en condiciones de confinamiento reducido. Los datos que se han mostrado subrayan un problema particular en la predicción del comportamiento de las entallas: a medida que el radio aumenta se necesitan mayores cargas para producir el fallo y el nivel de confinamiento puede reducirse a medida que las zonas plásticas aumentan su tamaño. Es decir, en una placa del mismo espesor, una fisura puede encontrarse en condiciones de tensión plana pero una entalla de la misma longitud puede estar en condiciones de deformación plana o en condiciones de confinamiento intermedias.

Por otra parte, en el caso de los materiales poliméricos, para los que $\sigma_0/\sigma_u > 1$, se vio que las entallas resultan inofensivas cuando $K_t < \sigma_0/\sigma_u$, y por lo tanto no tienen ningún efecto reductor en la resistencia. Exactamente lo mismo sucede con los materiales metálicos (Figura 3.26).

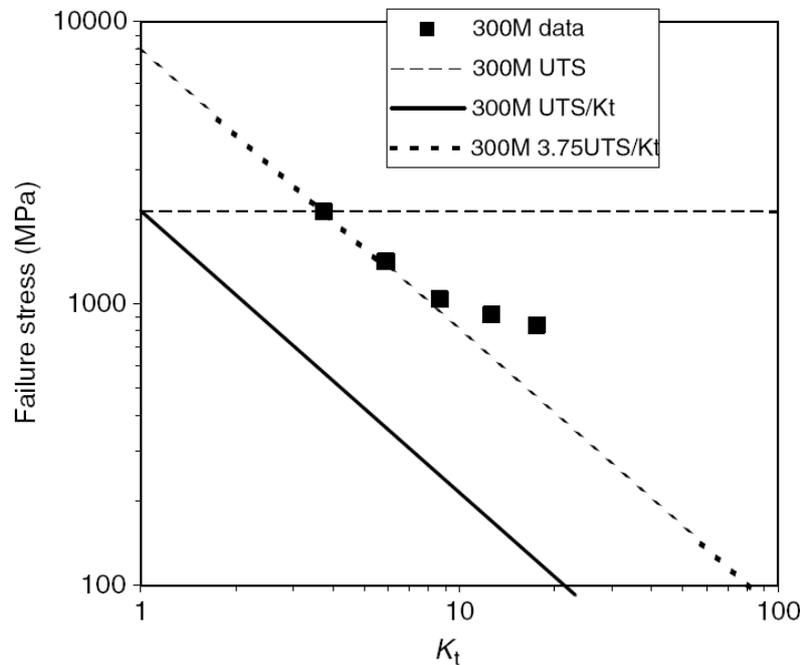


Figura 3.26. Tensión de rotura σ_f en función de K_t para un acero templado 300M [93]. La predicción se desliza hasta $3.75(\sigma_u / K_t)$. Las entallas con un $K_t < 3.75$ serán inofensivas en este material.

En relación con el valor de L y su posible conexión con parámetros microestructurales del material, existen estudios que así parecen indicarlo. Por ejemplo, la Figura 3.27 [53] muestra una relación prácticamente lineal entre el tamaño de grano y L en un acero con fractura por clivaje.

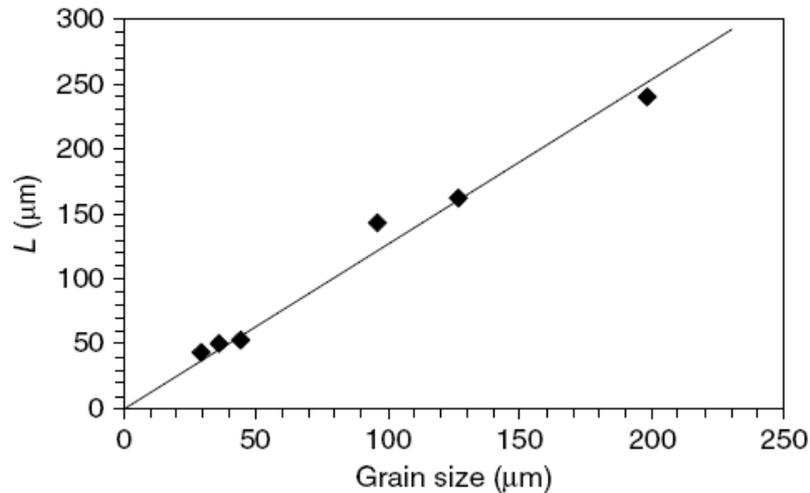


Figura 3.27. Relación entre L y el tamaño de grano (d) para seis tamaños de grano diferentes [53]. La línea se corresponde con $L = 1.2d$.

En el caso de mecanismos de fallo dúctiles, también existen evidencias de una relación entre L y el espaciado entre inclusiones, S [94,95].

En resumen, se ha visto que la TDC es capaz de predecir la fractura frágil en los materiales metálicos. A esta conclusión se ha llegado, como en el caso de los materiales cerámicos y los polímeros, mediante la comparación directa entre las predicciones de la TDC y los datos experimentales. Así, se ha demostrado que esta teoría es aplicable en situaciones de confinamiento elevado, es decir, en casos en los que la zona plástica es menor que cualquier otra dimensión de la probeta y, por lo tanto, las condiciones de deformación plana prevalecen. Igualmente, haciendo uso de los parámetros adecuados, la TDC permite realizar predicciones en situaciones de bajo confinamiento. En cualquiera de las situaciones, existen evidencias que relacionan el valor de L con la microestructura del material correspondiente.

3.6.4. Materiales compuestos

El término materiales compuestos engloba un amplio rango de materiales, pero este apartado se va a centrar en los materiales industriales reforzados con fibras, es decir, materiales sintéticos en los que se añaden fibras de un material rígido, resistente y a menudo frágil, a una matriz más

débil y elástica para reforzarla. Hoy en día estos materiales tienen una resistencia y tenacidad capaces de competir con la de los metales, pero con la ventaja de su baja densidad.

La regla general en este tipo de materiales es que a medida que el volumen de fibras aumenta, aumentan tres de las principales propiedades mecánicas del material: el módulo de Young (E), la tensión de rotura (σ_u) y la tenacidad (K_c). Por su parte, el tipo de fractura en estos materiales es casi siempre frágil, es decir, se produce muy poca deformación plástica antes de la rotura, aunque puede producirse una no linealidad importante en la curva tensión-deformación debido al daño acumulado antes del fallo. Esta propiedad de mantener el daño sin que se produzca el fallo catastrófico es una gran ventaja que tienen los materiales compuestos sobre aquellos otros materiales que fallan de manera totalmente frágil, como es el caso de los materiales cerámicos.

Es sorprendente lo bien conocida y frecuentemente utilizada que es la TDC en la predicción de fallos en los materiales compuestos. El uso de la TDC en este tipo de materiales comienza con Whitney y Niusmer [63], quienes sugirieron el uso del PM y del LM (ver apartado 3.2.2) e hicieron predicciones del efecto de las entallas afiladas (fisuras) y en agujeros circulares. Los valores de la distancia crítica (a la que llamaron d_0 y a_0 en el PM y el LM, respectivamente) fueron calculados de manera empírica a través de datos de entallas y agujeros de distintos tamaños, pero la relación con la mecánica de la fractura (a través de K_c) también se propuso a través de K_c , de manera que d_0 debería ser igual a $4a_0$, como se podría esperar si se usase la terminología actual, $d_0 = L/2$ y $a_0 = 2L$. El valor de la tensión crítica se supuso que era la tensión de rotura de probetas sin defectos, σ_u .

La Figura 3.5 mostraba los resultados y las predicciones del artículo original utilizando el PM [63]. La variación del radio del agujero tiene un gran efecto en la tensión de rotura medida: se han dibujado predicciones utilizando diferentes valores de la distancia crítica. Se puede observar que se pueden hacer predicciones razonablemente buenas (con menos de un 10% de error) con un único valor de d_0 (o de L), aunque hay una tendencia a incrementarse el valor óptimo de esta distancia a medida que aumenta el tamaño del agujero.

La Figura 3.28, también extraída del artículo original de Whitney y Niusmer [63], muestra los resultados y las predicciones, utilizando el LM, de la resistencia de probetas con entallas afiladas. Una vez más, un único valor de distancia crítica, combinado con una tensión crítica σ_u , da buenas predicciones. Hay que destacar, como puede deducirse de lo visto a lo largo del apartado 3.6, que los valores de la distancia crítica de los materiales compuestos son

relativamente grandes si se comparan con los obtenidos para los otros materiales anteriormente analizados.

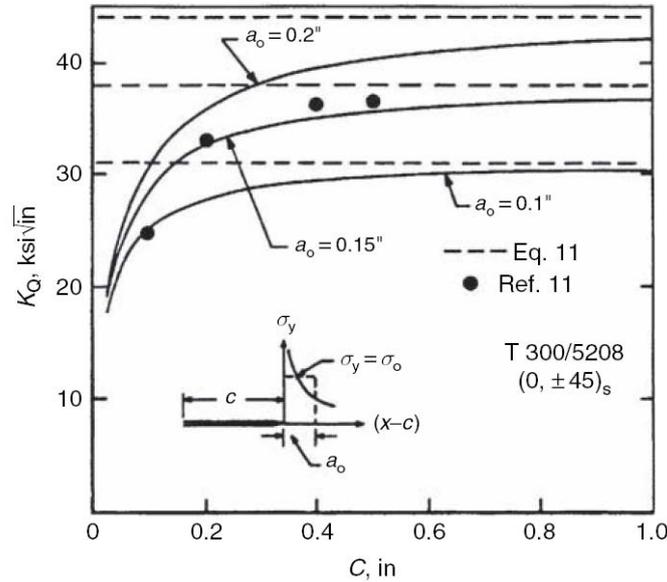


Figura 3.28. Tenacidad aparente en función de la longitud de entalla. Se representan las predicciones utilizando el LM con tres valores distintos de distancia crítica (a_0 es equivalente a $2L$). Datos de Whitney y Nuismer [63];

Esta aproximación para la predicción de fallo en materiales compuestos reforzados con fibras fue aceptada rápidamente por la comunidad investigadora. De hecho, en [96] se presenta un repaso bibliográfico que demuestra la precisión de la TDC en la predicción de un gran número de datos experimentales (2800). La aplastante conclusión a la que se llegó fue que la TDC es apropiada y da predicciones fiables de la tensión de fallo. Tanto el PM como el LM son adecuados, aunque el LM da unos resultados ligeramente más ajustados.

Los valores de la distancia crítica L son generalmente grandes, entre 1 y 5 mm, aunque a veces alcanza los 15 mm. Mientras la mayoría de los resultados pueden predecirse con un valor constante de L para un determinado material, se ha visto que en algunos casos, el valor óptimo varía incrementándose con el tamaño del defecto. La Figura 3.29 muestra un ejemplo de este efecto [96].

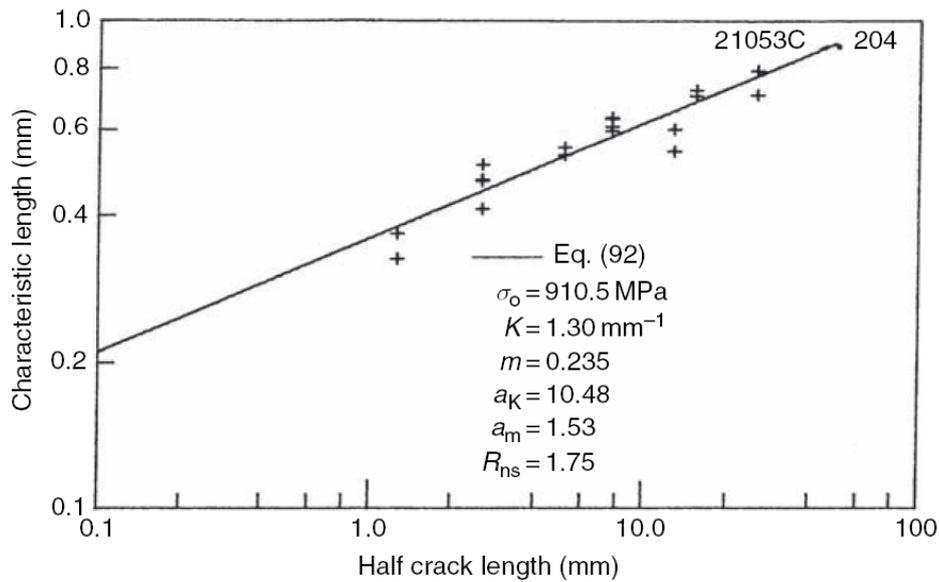


Figura 3.29. Datos de Averbuch y Madhukar [96] que muestran el incremento de la longitud característica, equivalente a $L/2$, con el tamaño del defecto.

Un buen número de investigadores han desarrollado leyes empíricas para describir este efecto. En [97] se propone una relación general, que tiene en cuenta agujeros y entallas y que utiliza dos constantes, C_2 y m :

$$L = C_2 a^m \tag{3.45}$$

Esta relación tiene la ventaja de que puede utilizarse también en los casos en los que L no varía fijando $m = 0$. A la inversa, $m = 1$ se corresponde con el caso en el que el tamaño de la entalla no tiene ningún efecto sobre la tensión de rotura. Esta ecuación da buenas descripciones de los datos pero no arroja ninguna luz acerca de las razones por las que L varía con el tamaño de la entalla.

Sobre las causas de la posible variación de la distancia crítica con el tamaño de la entalla hay que destacar que esto puede suceder por varias razones, algunas relacionadas con la mecánica de la situación (una gran zona con daño en relación con el tamaño de la probeta, cambios del grado de confinamiento, etc) y otras relacionadas con la inexactitud de los métodos de análisis de la tensión utilizados [46]. La conclusión más importante es que, en cualquier caso, se puede utilizar un único valor de L manteniendo unos niveles aceptables de precisión en las predicciones (errores inferiores al 10%)

En los apartados anteriores, dedicados al uso de la TDC en otros tipos de materiales, se ha visto que pueden existir entallas inofensivas, es decir, entallas que no tienen ningún efecto en la

resistencia de la probeta más allá de una reducción de la sección resistente. Así que, para ese tipo de entallas, la resistencia de la probeta es la misma que la de una probeta sin defectos de igual sección. Se ha visto también que esto tiene que ver con que la tensión crítica σ_0 es distinta de la tensión de rotura de las probetas sin defectos, σ_u . Como se ha observado, en el caso de los materiales compuestos la tensión crítica es igual a σ_u , por lo que podría suponerse que no existen entallas inofensivas para este tipo de materiales. Sin embargo, sí que pueden existir aunque la tensión crítica sea igual a σ_u cuando las probetas tienen una L y una relación a/W relativamente grandes, como se ha demostrado utilizando datos experimentales en [98]. La Figura 3.30 muestra los datos experimentales representando la tensión de rotura normalizada (σ_f/σ_u) frente a la longitud de defecto normalizada (a/L) y las predicciones del PM y el LM.

Es interesante observar que las entallas menores de un cierto valor son inofensivas: fallan con una tensión igual a la tensión última de rotura UTS (σ_u), y esto sucede aproximadamente cuando el radio del agujero es igual a L .

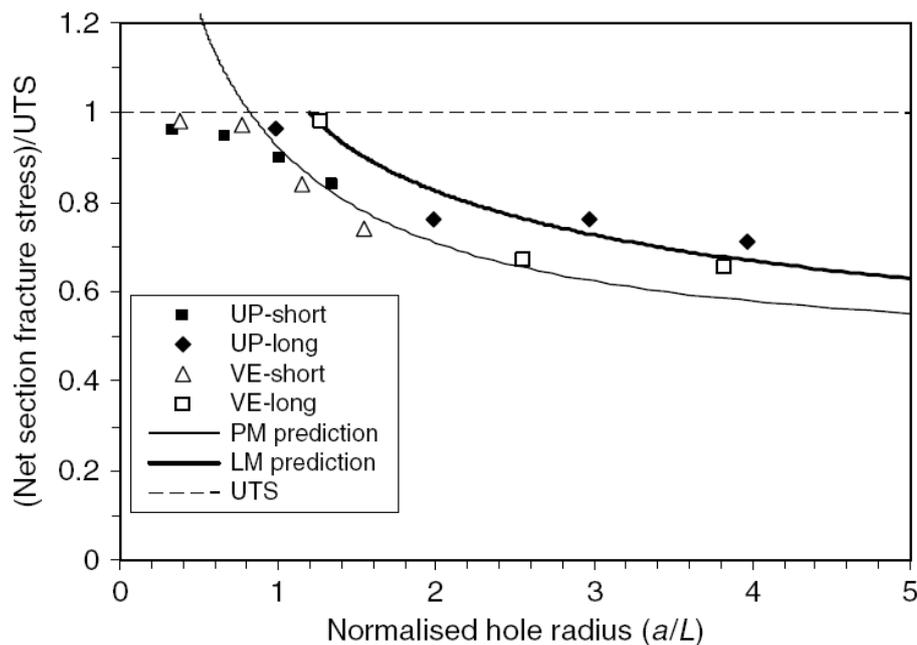


Figura 3.30. Datos experimentales [98] y predicciones del PM y el LM. La tensión de rotura σ_f se normaliza con la tensión última de rotura σ_u de cada material y el radio del agujero a con L .

Resulta de nuevo muy revelador ver que la TDC es, una vez más, capaz de hacer predicciones fiables en estos materiales, incluso cuando la zona de daño en los alrededores de la entalla es similar al tamaño de la sección remanente de la probeta, lo que implica condiciones y grandes deformaciones no lineales.

Por último, cabe recordar que el uso de los sencillos PM y LM junto con una tensión crítica igual a la tensión de rotura de la probeta sin defectos puede dar estimaciones ajustadas de la carga de rotura en la mayoría de los tipos de compuestos industriales reforzados con fibras, e incluso aunque se han desarrollado otras teorías más complejas, la TDC permanece como un elemento esencial.

3.7 CONSIDERACIONES PRÁCTICAS EN RELACIÓN CON LA TDC

Una vez conocidas las bases teóricas de la TDC y su aplicación en las distintas familias de materiales, este apartado se dedica a repasar y agrupar las distintas aplicaciones de esta teoría en la práctica ingenieril.

En los últimos 10 años ha habido un resurgimiento del interés en la aplicación de la TDC para predecir los comportamientos en fractura y en fatiga debido, muy probablemente, al incremento del uso y las capacidades de los elementos finitos (EF). La TDC es particularmente fácil de utilizar junto con los EF y puede ser comprobada o validada en una gran variedad de problemas. Una prueba fundamental para cualquier teoría científica es la capacidad de predecir datos experimentales; así, una teoría será aceptada si se puede demostrar que es capaz de predecir con la suficiente precisión el fenómeno que va a suceder y además puede ser probada en ensayos en un laboratorio. A este respecto merece la pena enumerar los tipos de fenómenos que la TDC puede predecir, algunos de los cuales ya han sido mencionados anteriormente:

- Fisuras cortas y pequeños defectos: si se comparan las figuras 3.3 y 3.4 queda claro que los datos experimentales de la resistencia a fractura, como función de la longitud de fisura, son de una forma parecida en casos de fractura en materiales frágiles, tales como los cerámicos, y en el comportamiento a fatiga de metales. En ambos casos la predicción de la MFEL decrece para longitudes cortas, un fenómeno bastante significativo para la determinación de la respuesta de los materiales ante pequeños defectos (como son los de fabricación) y para la estimación del número de ciclos necesarios para que la pequeña fisura de fatiga crezca. Es sorprendente que estos dos gráficos tengan la misma apariencia, considerando que los micromecanismos subyacentes son muy diferentes; esto indica que la TDC, que es capaz de predecir ambos conjuntos de datos, es independiente de mecanismo de fallo.

- Entallas afiladas: las figuras 3.6 y 3.7 muestran el efecto de la raíz del radio de entalla, y una vez más tienen una forma similar tanto en fatiga como en fractura frágil en metales, materiales cerámicos o polímeros. La TDC es capaz de predecir estos datos, incluyendo el

importante descubrimiento del concepto de radio crítico, por debajo del cual el comportamiento de la entalla es como el de una fisura.

- Entallas no dañinas: la TCD también es capaz de predecir el comportamiento de entallas romas, es decir, aquellas con un bajo factor de concentración de tensiones K_t . Aquí ocurre un interesante efecto, mencionado anteriormente, que consiste en que en algunos materiales la tensión inherente σ_0 es mayor que la tensión de rotura σ_u (o el límite último de fatiga en el caso del comportamiento a fatiga). El resultado de todo esto es que existen entallas en la que K_t es menor que σ_0 / σ_u y, en consecuencia, no tienen efecto debilitador.

- Efectos del tamaño del defecto: el anómalo comportamiento de las fisuras cortas descrito anteriormente es uno de los problemas más comunes asociados al efecto del tamaño o de la escala. La Figura 3.5 muestra como ejemplo el efecto del radio en agujeros circulares, efecto muy significativo a pesar del hecho de que todos los agujeros tienen el mismo factor K_t . La TDC es capaz de predecir este efecto. Otro ejemplo del efecto del tamaño es la variación de la resistencia del material que se produce cuando cambia el tamaño de la muestra, pero sin cambiar la forma de la misma. Este es un problema complejo, sobre el que se ha escrito mucho, y está especialmente relacionado con la fatiga de alto número de ciclos y la fractura de materiales cuasi frágiles como el hormigón. Se ha demostrado que la TDC puede ser útil aquí, aunque como se ve en la Figura 3.31 las complicaciones aumentan cuando el tamaño del defecto es similar a L. A partir de entonces se necesita una aproximación modificada en la que L se convierte en una cantidad variable [46, 99, 100].

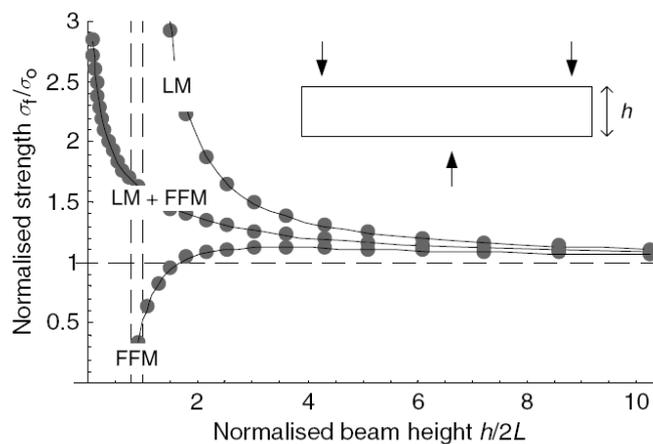


Figura 3.31. Predicciones de la resistencia en función de la altura de una viga sometida a flexión en tres puntos utilizando el LM, la FFM y una aproximación combinada (LM+FFM) [99, 100].

- Componentes ingenieriles: todo el trabajo explicado anteriormente no tendría ningún valor si no se pudiese aplicar a casos prácticos en ingeniería. De hecho, la TDC es muy fácil de

aplicar porque solo requiere un análisis elástico-lineal y el procedimiento se puede llevar a cabo rápidamente post-procesando los resultados de un análisis de elementos finitos estándar. La Figura 3.32 muestra un ejemplo sencillo de cómo la TDC puede hacer predicciones muy precisas del comportamiento de las concentraciones de tensiones asociadas a defectos que no son las clásicas entallas (en este caso concreto, una esquina afilada en un componente de grafito nuclear). Esta teoría también ha sido utilizada en casos en los que la tensión local aumenta debido al contacto entre dos cuerpos, como en el desgaste por fatiga [46].

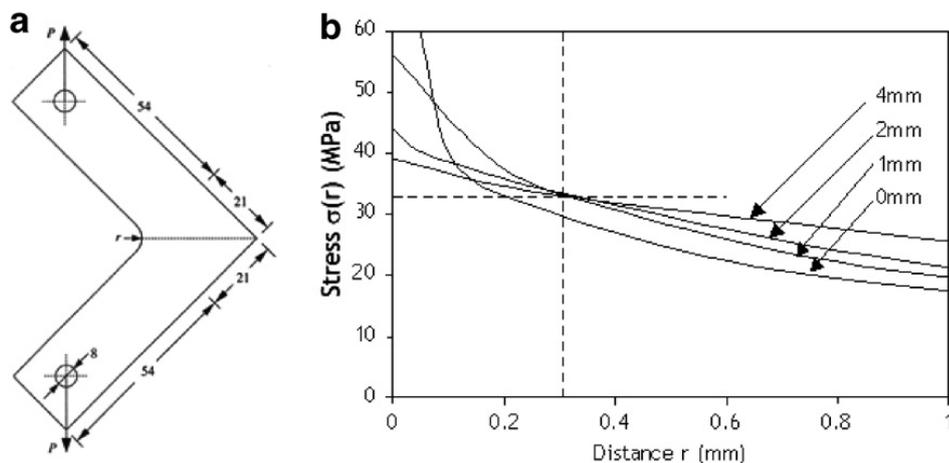


Figura 3.32. Análisis de un componente real de grafito nuclear [101]. Se muestran las curvas tensión-distancia cuatro valores diferentes del radio de la esquina. Todas las líneas se cruzan aproximadamente en un punto que se corresponde con la tensión última de rotura a una distancia de $L/2$ (línea de puntos), lo que demuestra la fiabilidad del PM cuando se aplica en este tipo de situaciones.

Todo esto debería servir para demostrar que la TDC es una teoría muy poderosa, capaz de predecir un gran rango de fenómenos en diferentes materiales y capaz de tener una aplicación práctica en situaciones ingenieriles muy diversas.

3.8. JUSTIFICACIÓN TEÓRICA Y FÍSICA DE LA CAPACIDAD PREDICTIVA DE LA TDC

Una vez vistas las metodologías que componen la TDC y su aplicabilidad al análisis de diversos fenómenos en todo tipo de materiales, se procede a continuación a apuntar brevemente por qué la TDC ofrece predicciones tan ajustadas a los datos experimentales, así como su propia justificación teórica, aspectos ambos con respecto a los cuales queda un amplísimo camino que

recorrer. Estos aspectos, sin el recorrido previo realizado a lo largo de este capítulo, serían difícilmente abordables.

En todo caso, y en relación a estas cuestiones, el desarrollo teórico de la Mecánica de la Fractura Finita en la forma de la ecuación (3.15) viene de los intentos de entender las propias bases teóricas de la TDC. Bajo este punto de vista [46], la FFM proporciona una justificación importante: aunque es difícil comprender por qué el LM y el PM funcionan, la FFM es teóricamente sólida y da predicciones que son prácticamente iguales que las del LM. Esto implica que los métodos basados en las tensiones (PM y LM) tienen éxito porque son aproximaciones a la FFM.

Hay un principio básico en la FFM: se asume que el crecimiento de la fisura no es suave y continuo, sino que se produce de una manera discontinua, a través de una serie de saltos (ver Figura 3.33), el tamaño de los cuales viene determinado por la microestructura y el comportamiento en deformación del material. Varios estudios experimentales han demostrado que este es, en efecto, el caso de numerosos procesos de fractura y fatiga [46].

Por otra parte, no hay evidencias teóricas claras que justifiquen que exista un criterio de fallo que use la tensión elástica en un determinado punto o la media de ésta a lo largo de una longitud determinada. Es decir, el parámetro σ_0 no parece tener ningún significado físico por sí mismo.

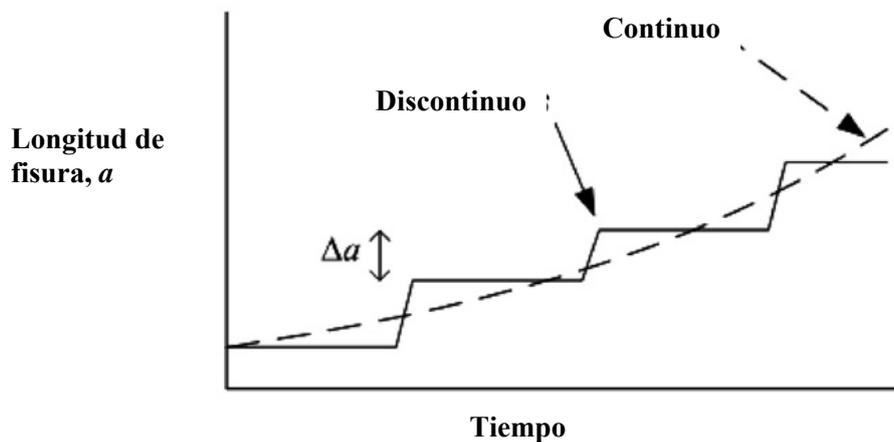


Figura 3.33. La MFF supone que el crecimiento de la fisura es discontinuo y que sucede a través de escalones de tamaño finito.

Se puede esperar que el rango de validez de la TDC sea bastante parecido al de la MFEL puesto que comparten muchos rasgos desde un punto de vista teórico. En este sentido, la TDC es básicamente una modificación de la MFEL en la cual la existencia de mecanismos a nivel microestructural queda representada por un parámetro de longitud, L . Por lo tanto, se podría

pensar que su aplicación quede limitada a condiciones de plastificación a pequeña escala, en la que la zona plástica en la raíz de la entalla representa una pequeña fracción de las dimensiones de la probeta. Sin embargo, algunos trabajos recientes sugieren que la TDC puede ser válida incluso en situaciones en la que no se cumplen dichas condiciones (como en efecto ocurre a veces con la MFEL) [46].

¿Qué determina el valor que toma L en un material y en un proceso de fractura determinado? En algunos casos L está claramente relacionado con un parámetro microestructural: la Figura 3.27 mostraba datos de una fractura por clivaje en un acero, demostrando la relación entre L y el tamaño de grano (relaciones similares se pueden obtener para materiales cerámicos). Para procesos de fatiga en metales, L puede relacionarse con la longitud de fisura que no propaga. Otras veces, por ejemplo en materiales compuestos reforzados con fibras, L es claramente mucho mayor que cualquier distancia microestructural. En estos casos, sin embargo, puede relacionarse con el tamaño de la zona dañada en el momento del fallo.

3.9. FUTURO DE LA TDC

En relación con el futuro uso del uso de la TDC se están abriendo interesantes e importantes caminos para futuros desarrollos de la misma. El primero de todos, mencionado anteriormente, es la aplicación de esta teoría a componentes ingenieriles, la cual está siendo posible como resultado de un incremento de la capacidad de cálculo de los ordenadores. Hoy en día muchos mas componentes pueden ser analizados mediante EF con una densidad de mallado que permita a la TDC llevarse a cabo. La compleja naturaleza tridimensional de las funciones tensionales que se producen en los componentes implica la necesidad de considerar efectos como el confinamiento y la carga multiaxial. Particular interés tiene la conexión de los conocimientos y modelos existentes en la TDC con herramientas de uso generalizado en las evaluaciones de integridad estructural, especialmente los Diagramas de Fallo, así como la utilización de la TDC en procesos de fractura dúctil que hagan uso de razonamientos que parten de la MFEP (Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica), y no de la MFEL. A estas cuestiones se prestará especial atención en esta Tesis Doctoral.

En segundo lugar, la capacidad de la TDC para predecir el efecto del tamaño sugiere un gran potencial para su uso en componentes muy pequeños. Se han realizado algunos trabajos con nanomateriales y componentes biomédicos microscópicos, estando este campo preparado para más desarrollos, especialmente si se considera la rápida expansión del uso de dispositivos MEMS y NEMS [46].

En tercer lugar, la necesidad de medidas de ahorro de energía en el futuro cercano implica un incremento del uso de materiales de baja densidad, como compuestos y polímeros, en aplicaciones resistentes. Procedimientos de diseño más precisos que ahorren peso sin favorecer el fallo serán cruciales, y la TDC tiene un claro papel que desempeñar aquí.

Por último, hay una necesidad de que se realicen más trabajos teóricos para incrementar el entendimiento de las bases científicas de la TDC y su relación con otras teorías de fractura como la teoría de la zona cohesiva y las aproximaciones locales y no locales en general. La TDC proporciona dos nuevos parámetros del material: la distancia L y la tensión σ_0 (y en particular la relación σ_0 / σ_u). Estos parámetros pueden ser potencialmente útiles para describir la fragilidad del material, la sensibilidad de la entalla y la susceptibilidad a los efectos del tamaño.

La TDC proporciona, en definitiva, un puente entre diferentes fenómenos y metodologías: entre aproximaciones de la mecánica del medio continuo y modelos micromecánicos, entre métodos basados en la tensión y métodos basados en la intensidad de tensiones, entre fallos por fatiga y fallos por fractura frágil y entre diferentes tipos de materiales. La profundización en todas estas cuestiones dotará de aún mayor solidez a la TDC y ahondará en su aplicabilidad en problemas ingenieriles de muy diversa naturaleza.

3.10. CONCLUSIONES

De lo visto a lo largo de este capítulo se pueden extraer, entre otras, las siguientes conclusiones:

- 1- El proceso de fractura en los materiales implica la existencia de un parámetro de longitud característico (distancia crítica), tal y como demuestran multitud de resultados experimentales.
- 2- La distancia crítica L puede ser usada junto con el análisis de tensiones elástico-lineal para hacer predicciones precisas en procesos de fractura (y fatiga). Con base en el campo tensional surgen dos metodologías: el PM y el LM.
- 3- Existen otros métodos basados en este caso en la intensidad de tensiones: el ICM y la FFM. Usan la misma longitud L y llegan a predicciones similares a las de los anteriores, lo que permite agrupar estos cuatro métodos en la TDC. Esta es, pues, un conjunto de metodologías basadas en el uso de la distancia crítica, generando todas ellas predicciones muy similares.

- 4- Los métodos de la TDC se propusieron por primera vez hace más de 50 años, y se han reinventado y revisado varias veces desde entonces, pero con la excepción de los materiales compuestos reforzados con fibras no son utilizados de forma generalizada en aplicaciones prácticas. El reciente desarrollo de los análisis de EF ha actuado como un estímulo para el redescubrimiento y desarrollo de estos métodos.
- 5- Gracias a las actividades de varios investigadores en la última década, ahora se puede demostrar el poder de predicción de la TDC en un amplio rango de problemas. Las bases científicas de esta teoría todavía necesitan ser desarrolladas. A este respecto la FFM puede proporcionar el camino a seguir.
- 6- Existen aún importantes líneas de investigación en relación con la TDC. Su conexión con herramientas ingenieriles como los Diagramas de Fallo o su conexión con los micromecanismos de fallo serán el objeto de análisis fundamental en este trabajo.

Por lo tanto, con todo ello, una definición formal de la TDC con la que cerrar el capítulo podría ser la siguiente: la TDC es el nombre dado a un grupo de métodos que utilizan un análisis elástico lineal y una distancia crítica constante y característica para cada material. Dos de estos métodos (PM y LM) calculan el valor de la tensión y lo igualan a una resistencia característica del material; los otros dos (ICM y MFF) utilizan el concepto de energía para considerar la propagación de una fisura de tamaño finito, y por lo tanto utilizan los parámetros del material G_c o K_c . Las predicciones que dan estos cuatro métodos son lo suficientemente parecidas como para que se pueda escoger uno u otro en función de la conveniencia. Por ejemplo, si se dispone de los resultados obtenidos por EF, como es normalmente el caso de los componentes industriales, el PM o el LM son los más adecuados, mientras que el ICM y la MFF tienen la ventaja de que pueden expresarse en forma de ecuaciones, y en ciertos casos permiten realizar estudios paramétricos de una manera más sencilla.

CAPÍTULO 4

APLICACIÓN DE LA TCD A MATERIALES CON COMPORTAMIENTO FRÁGIL: CALIBRACIÓN Y PREDICCIONES DE TENACIDAD APARENTE.

4.1. INTRODUCCIÓN

Conocidas las bases teóricas tanto de la Mecánica de la Fractura como de la Teoría de las Distancias Críticas (TDC), en este capítulo se va a proceder a aplicar esta última a dos materiales de gran trascendencia en la ingeniería como son el polimetilmetacrilato (PMMA) y la aleación de aluminio Al7075-T651. El primero de ellos es un material frágil, con una tenacidad a fractura muy baja, y el segundo, aunque presenta una tenacidad mayor y una cierta plasticidad en fractura, queda dentro del rango de aplicación de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL).

Los objetivos principales de este capítulo son:

- realizar una validación adicional de la TDC en materiales con un comportamiento fundamentalmente elástico lineal. Los resultados en el PMMA se podrán comparar con los de la bibliografía, en tanto que en el caso del Al7075-T651 suponen la primera aplicación de la TDC al mismo.
- extraer conclusiones y recomendaciones en relación al proceso de calibración de los materiales.

- establecer relaciones, si las hubiera, entre el cambio en la capacidad resistente ocasionado por el efecto entalla y los micromecanismos de rotura que se producen en el material.

4.2. APLICACIÓN DE LA TCD AL PMMA

4.2.1 Introducción

Este material tiene una particularidad que lo hace especialmente interesante en relación con la TDC, que consiste en que a pesar de que tiene un comportamiento frágil frente a la fractura, desarrolla procesos no lineales (crazeas) a escala microscópica que implican la necesidad de calibrar la resistencia inherente del material. Por ello se plantea un programa experimental junto con la simulación del mismo por elementos finitos con el objetivo de determinar los parámetros de la TDC aplicables al PMMA. Posteriormente se aplicarán los resultados obtenidos a la predicción del efecto entalla mediante la TDC.

4.2.2 Programa experimental

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

En primer lugar se realizaron dos ensayos de tracción (según norma ASTM D638 [102]) para determinar las propiedades mecánicas a tracción del material analizado. La velocidad de desplazamiento fue de 5 mm/min [102], y se realizó un registro continuo de la carga aplicada sobre las probetas y del desplazamiento medido por el extensómetro. La geometría de las probetas utilizadas queda recogida en la Figura 4.1.

Posteriormente se realizaron los ensayos de validación del uso de la TDC en el PMMA. Todos ellos consistieron en ensayos de flexión en tres puntos (ver Figura 4.2) según norma ASTM D5045 [103], con una velocidad de desplazamiento de 10 mm/min [103]. Durante los mismos se recogió igualmente un registro de la carga aplicada frente al desplazamiento del aplicador de la carga. Se realizaron ocho series de ensayos, correspondientes a otros tantos radios de entalla (que van de 0 a 2.5 mm), de cinco probetas cada una. La Tabla 4.1 muestra la identificación y las características geométricas de cada una de las probetas de flexión. Como se puede apreciar, en alguna de las series no aparecen las cinco probetas correspondientes, debido a que algunos de los ensayos no fueron válidos. La Figura 4.3 muestra el montaje experimental.

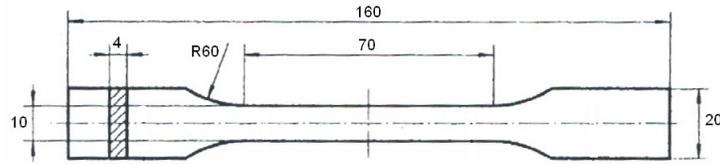


Figura 4.1. Geometría de las probetas de tracción. Cotas en mm.

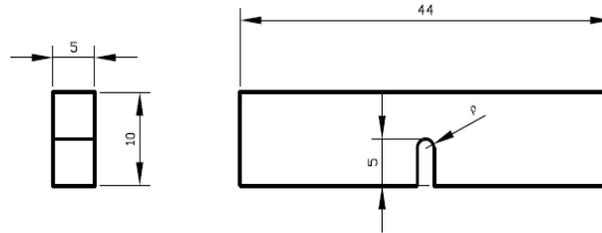


Figura 4.2. Geometría de las probetas SENB. Cotas en mm. ρ varía desde 0 a 2.5 mm.

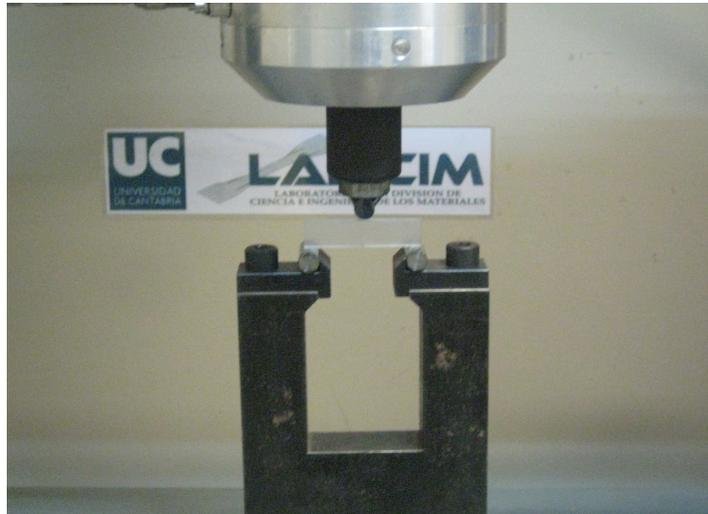


Figura 4.3. Montaje experimental de los ensayos de flexión en tres puntos.

Finalmente, una vez realizados los ensayos de flexión en tres puntos, se realizó un análisis SEM (*Scanning Electron Microscopy*) de las superficies de fractura obtenidas con el objetivo de estudiar los micromecanismos de fractura existentes en los diferentes casos y de determinar si la variación del radio de entalla supone un cambio en los micromecanismos de rotura. Para llevar a cabo este análisis fue necesario metalizar con oro las superficies de fractura de las probetas previamente llevadas a rotura, que posteriormente fueron introducidas en el microscopio electrónico.

Tabla 4.1. Identificación y geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de flexión en tres puntos.

Serie	Probeta	W (mm)	Espesor, b (mm)	Longitud de fisura, a (mm)	Radio de entalla, ρ (mm)
Flexión 0	0-1	10	5	5.32	≈ 0
	0-2			4.72	
	0-3			5.43	
Flexión 0.25	0.25-1	10	5	5	0.25
	0.25-2				
	0.25-3				
	0.25-4				
Flexión 0.32	0.32-1	10	5	5	0.32
	0.32-2				
	0.32-3				
	0.32-4				
Flexión 0.5	0.5-1	10	5	5	0.5
	0.5-2				
	0.5-3				
	0.5-5				
Flexión 1.0	1.0-1	10	5	5	1.0
	1.0-2				
	1.0-3				
	1.0-4				
	1.0-5				
Flexión 1.5	1.5-5	10	5	5	1.5
	1.5-6				
	1.5-7				
	1.5-8				
Flexión 2.0	2.0-1	10	5	5	2.0
	2.0-2				
	2.0-3				
Flexión 2.5	2.5-1	10	5	5	2.5
	2.5-2				
	2.5-3				
	2.5-5				
	2.5-6				

4.2.3 Resultados experimentales

4.2.3.1 Ensayos de tracción y fractura

La Figura 4.4 muestra los resultados de los ensayos de tracción, cuyos principales parámetros quedan recogidos en la Tabla 4.2. Los valores obtenidos son similares a otros encontrados en la bibliografía (ej., [46, 89]).

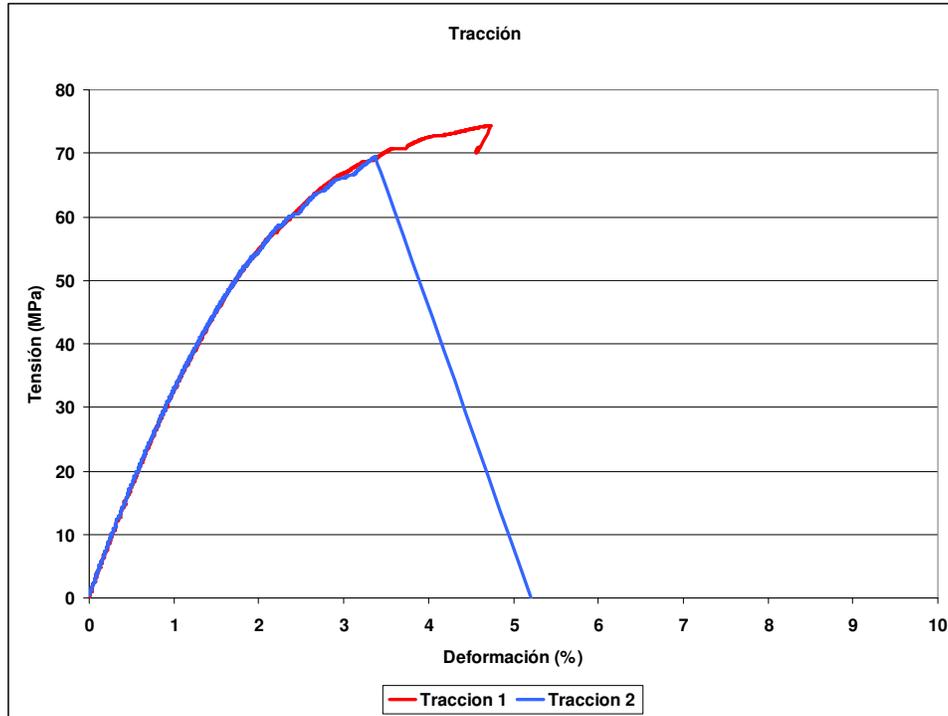


Figura 4.4. Curvas de tracción del PMMA.

Tabla 4.2. Resultados de los ensayos de tracción.

Ensayo	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)
Tracción 1	3.40	47.0	74.5	4.7
Tracción 2	3.45	50.0	69.4	3.4

En relación con los ensayos de validación sobre probetas de flexión en tres puntos, en las figuras que van de la 4.5 a la 4.12 quedan recogidas las gráficas carga-desplazamiento para cada una de las ocho series, correspondientes a las ocho geometrías ensayadas.

Se observa como para cada familia de probetas la pendiente de las curvas es sensiblemente similar (salvo en las fisuras, con distinta longitud de las mismas y por lo tanto distinta flexibilidad del sistema). Además, existen familias en las cuales apenas hay dispersión experimental (ej., probetas con radio de entalla de 1.0 mm) y otras en las cuales la dispersión es notable (ej., probetas con radio de entalla de 0.50 mm).

Por otra parte se aprecia cómo al aumentar el radio de entalla disminuye la pendiente de la recta carga-desplazamiento, y cómo en las probetas con mayor radio de entalla hay una notable pérdida de linealidad en las curvas carga-desplazamiento.

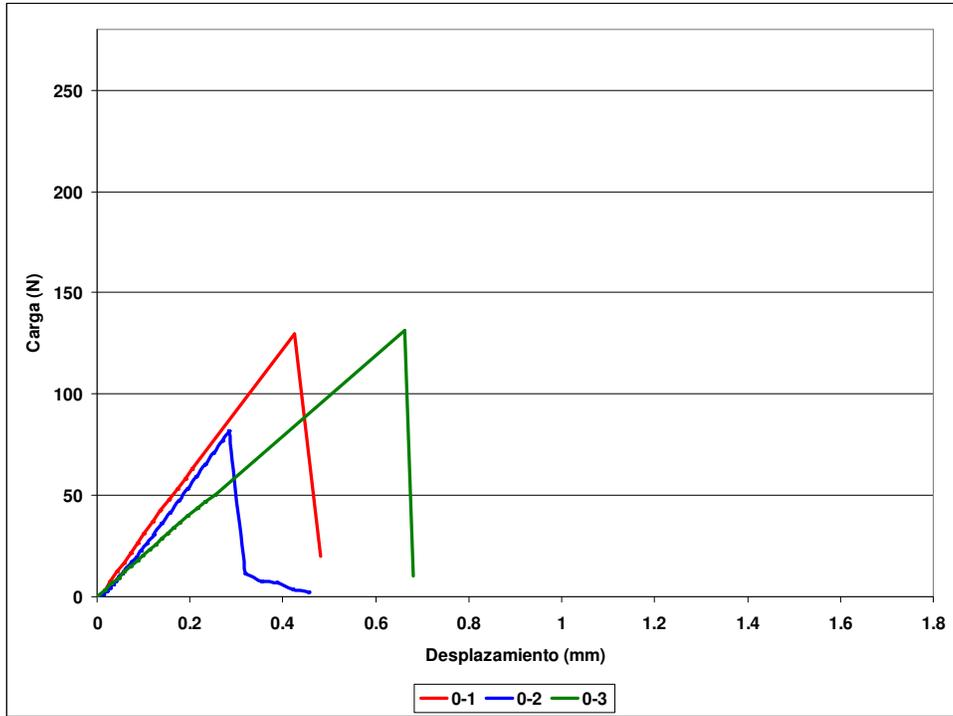


Figura 4.5. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas fisuradas.

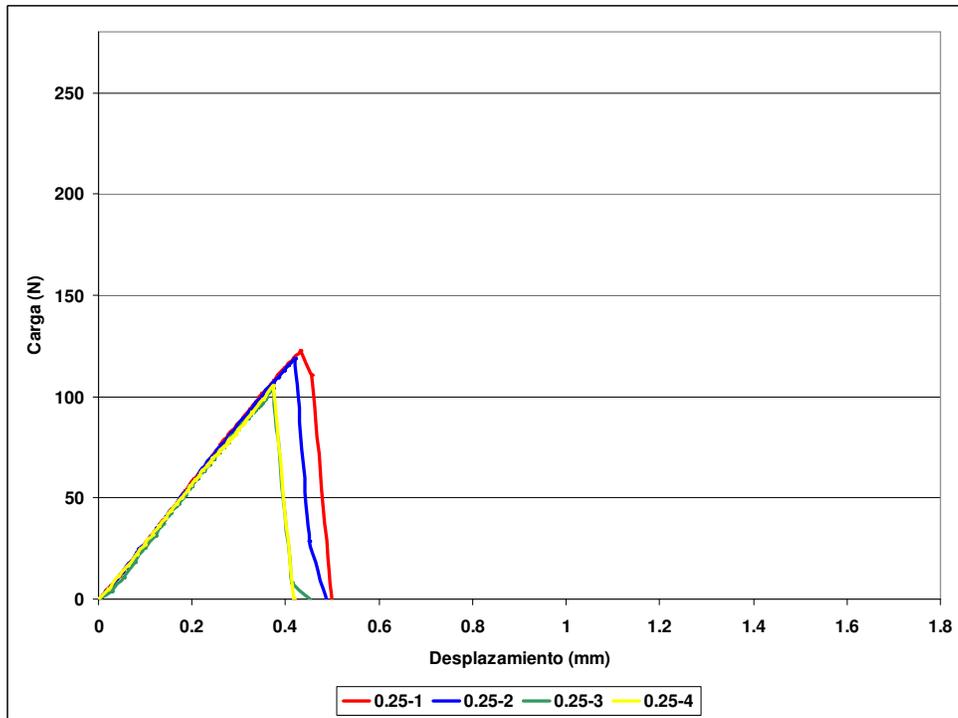


Figura 4.6. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas con radio de entalla 0.25 mm.

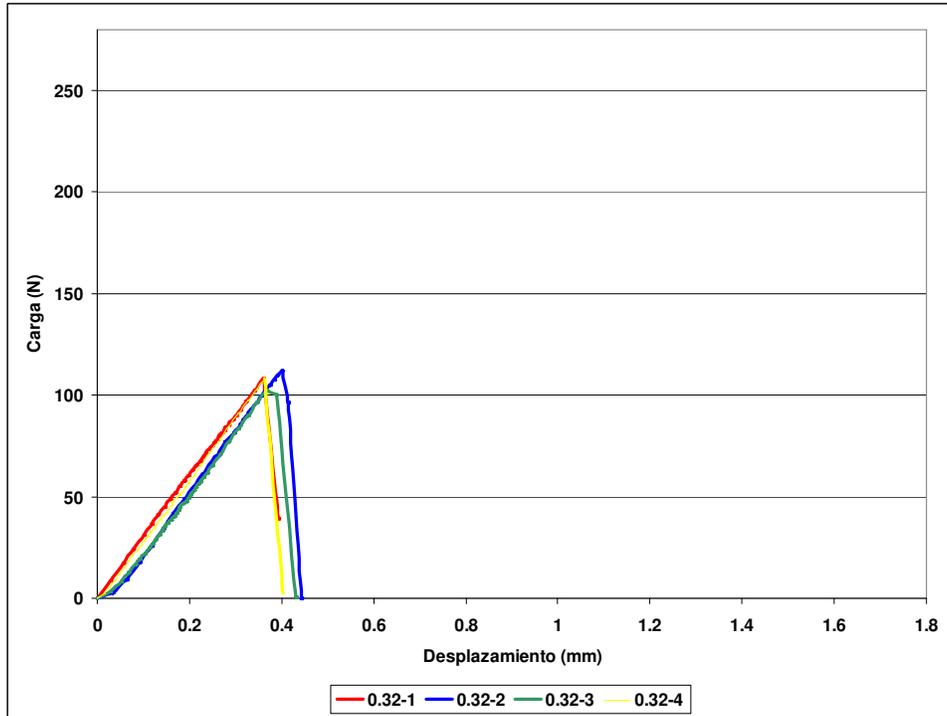


Figura 4.7. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas con radio de entalla 0.32 mm.

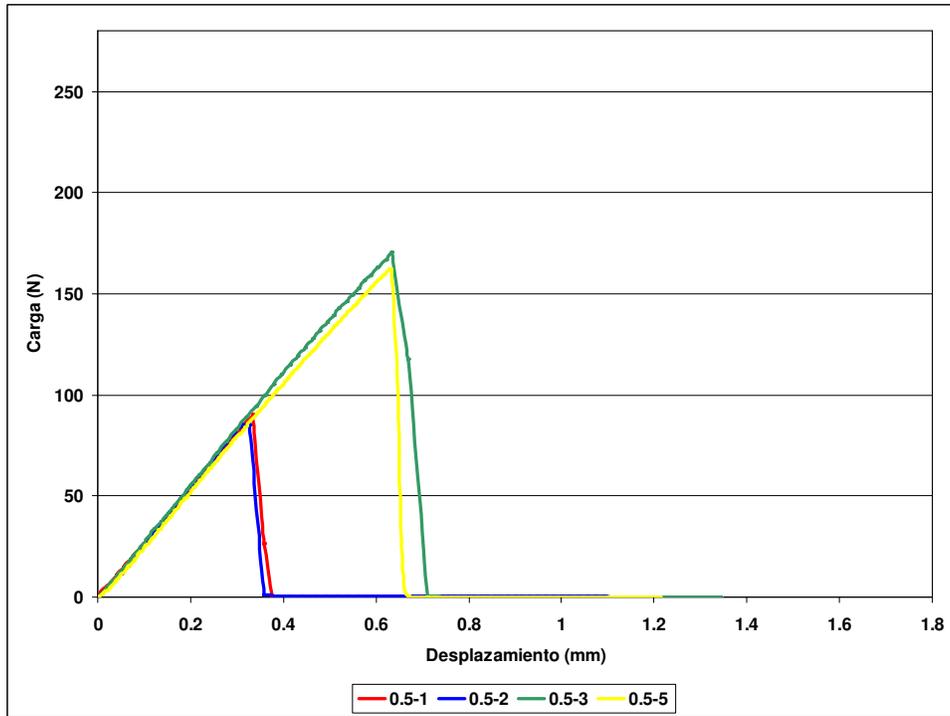


Figura 4.8. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas con radio de entalla 0.5 mm.

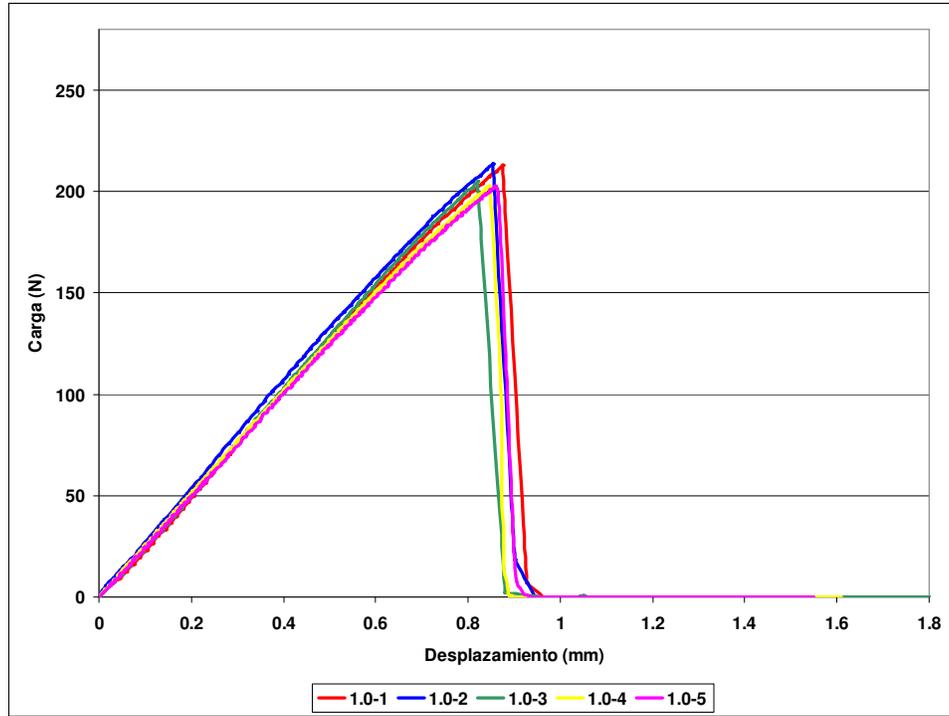


Figura 4.9. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas con radio de entalla 1.0 mm.

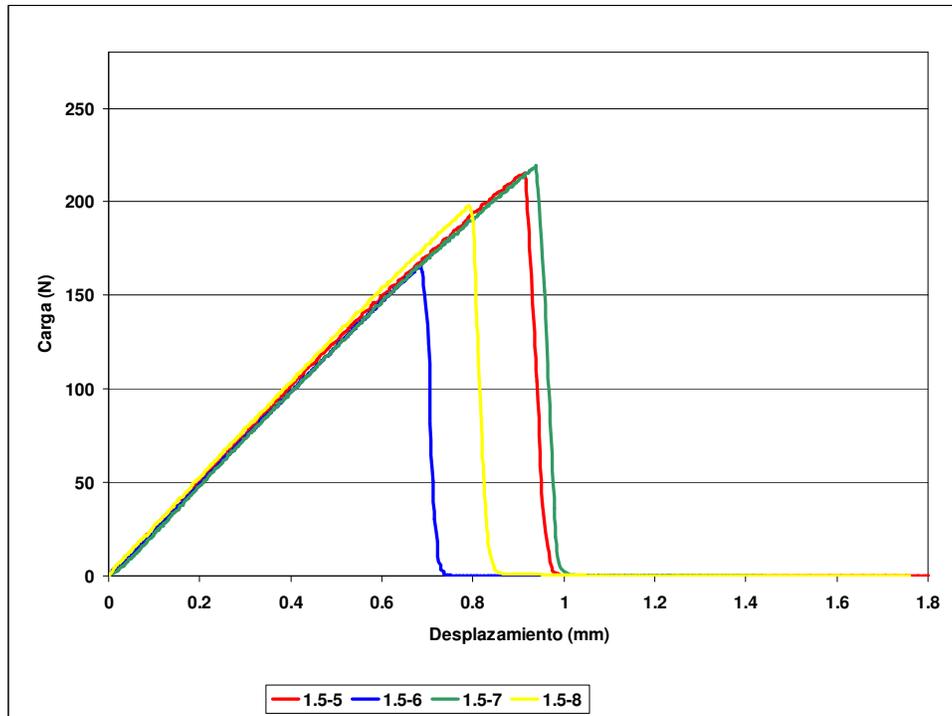


Figura 4.10. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas con radio de entalla 1.5 mm.

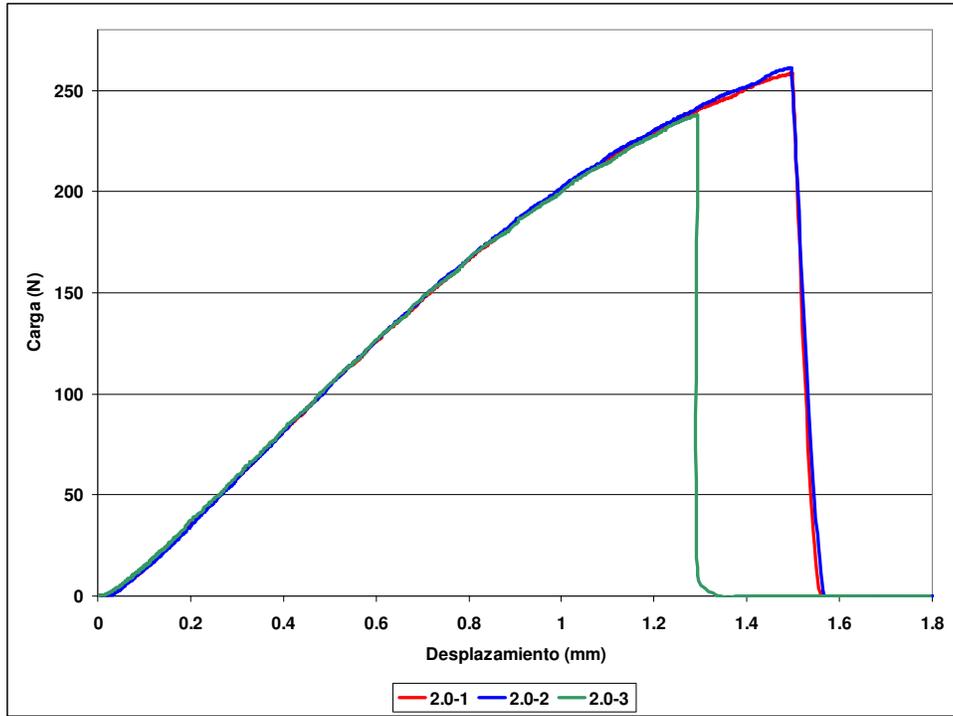


Figura 4.11. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas con radio de entalla 2.0 mm.

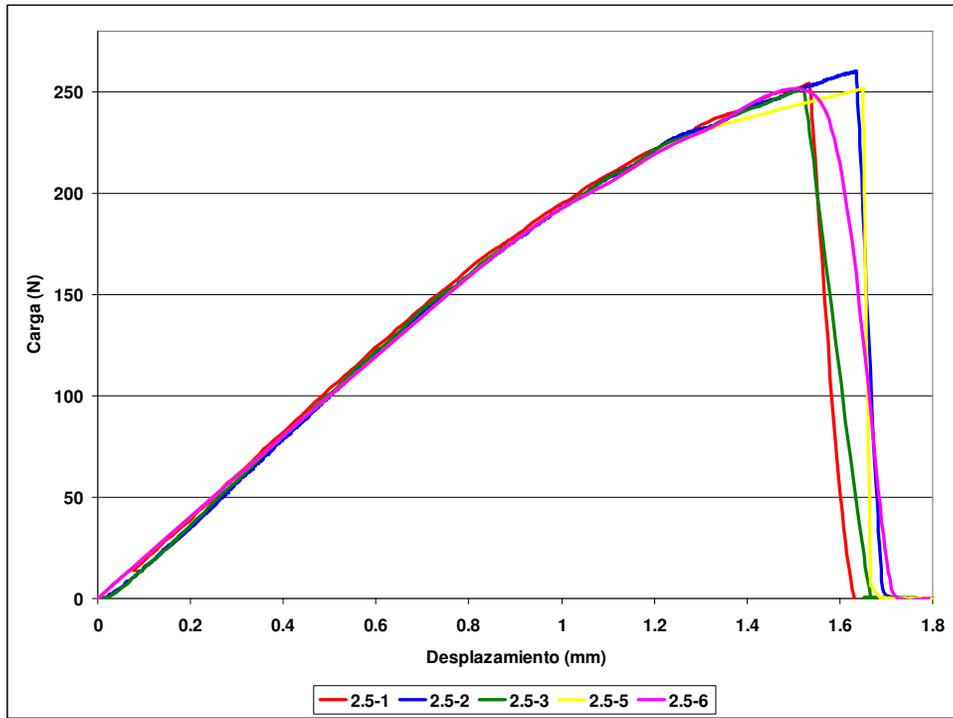


Figura 4.12. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas con radio de entalla 2.5 mm.

La Figura 4.13 muestra gráficamente las tenacidades aparentes obtenidas experimentalmente, determinadas al aplicar a las probetas entalladas la formulación asociada al cálculo de la tenacidad a fractura (K_{IC}) en probetas fisuradas, así como el valor medio de la carga de rotura de las mismas para cada radio de entalla.

En la Tabla 4.3 se muestran los mismos resultados junto con la carga de rotura correspondiente a cada ensayo. Puede observarse cómo la tenacidad aparente es muy similar hasta radios de entalla de 0.32 mm, en tanto que para radios de 1 mm se produce un incremento de K_{IN} que se mantiene prácticamente hasta las probetas de mayor radio de entalla (2.5 mm). Esto indica la existencia de un radio de entalla por debajo del cual el efecto entalla no tiene lugar, en consonancia con numerosas observaciones experimentales (ej., [46]).

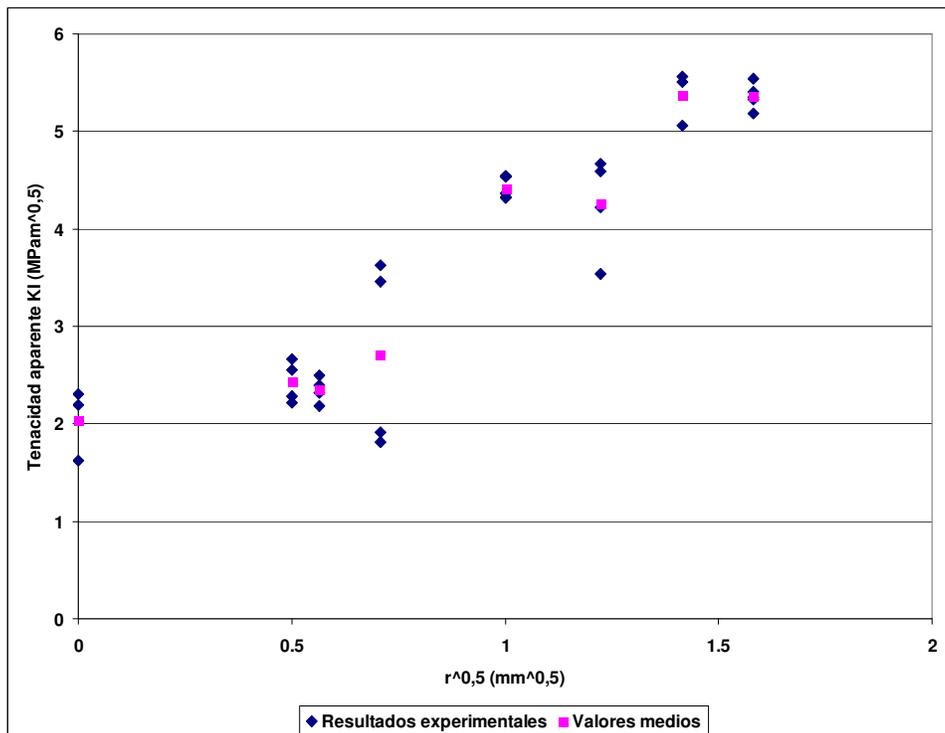


Figura 4.13. Resultados de tenacidad aparente obtenidos en las probetas (SENB) de PMMA.

Tabla 4.3. Resultados de los ensayos de flexión en tres puntos realizados en el PMMA.

Serie	Probeta	a (mm)	Radio de entalla, ρ (mm)	Carga max (N)	K_{IN} (MPam ^{1/2})
Flexión 0	0-1	5.50	0	130.03	2.31
	0-2	4.72		83.00	1.62
	0-3	5.32		131.23	2.19
Flexión 0.25	0.25-1	5	0.25	124.90	2.66
	0.25-2			119.90	2.55
	0.25-3			104.00	2.21
	0.25-4			107.10	2.28
Flexión 0.32	0.32-1	5	0.32	117.40	2.50
	0.32-2			112.60	2.40
	0.32-3			102.50	2.18
	0.32-4			108.70	2.31
Flexión 0.50	0.5-1	5	0.5	90.00	1.92
	0.5-2			85.20	1.81
	0.5-3			170.30	3.63
	0.5-5			162.60	3.46
Flexión 1.00	1.0-1	5	1.0	212.80	4.53
	1.0-2			213.60	4.55
	1.0-3			204.80	4.36
	1.0-4			202.80	4.32
	1.0-5			202.60	4.31
Flexión 1.50	1.5-5	5	1.5	215.50	4.59
	1.5-6			165.90	3.53
	1.5-7			219.00	4.66
	1.5-8			197.90	4.21
Flexión 2.00	2.0-1	5	2.0	258.50	5.51
	2.0-2			261.10	5.56
	2.0-3			237.80	5.06
Flexión 2.50	2.5-1	5	2.5	253.80	5.41
	2.5-2			259.90	5.54
	2.5-3			250.40	5.33
	2.5-5			251.30	5.35
	2.5-6			243.20	5.18

4.2.4 Análisis SEM de las superficies de fractura

Como se ha indicado anteriormente, se realizó un análisis SEM de las superficies de fractura tomando imágenes en las diferentes zonas de las mismas. En todos los casos se han recogido instantáneas de la zona iniciación de la fisura y de algunas otras zonas que se han considerado de interés. Para cada familia de probetas se muestran las imágenes obtenidas en una sola de las probetas, ya que los resultados obtenidos en probetas iguales han sido muy similares. Tan solo en el caso de las probetas con radio de entalla 0.5 mm se muestran los resultados de dos probetas con carga de rotura muy diferentes y por tanto, presumiblemente, con micromecanismos de fractura distintos.

4.2.4.1 Probetas fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).

En todas las probetas ensayadas la superficie de fractura ha sido muy similar. Como ejemplo se muestran dos imágenes de la probeta 0-2: la primera (Figura 4.14) se corresponde con la zona de iniciación de la fisura y tiene unos rasgos de fractura cuyo tamaño es del orden de las 100 μm que podrían definirse como “líneas de iniciación”, en referencia a su aspecto predominantemente lineal; la segunda (Figura 4.15) recoge el aspecto de la zona de propagación de la misma, que resulta ser básicamente plana y con pequeñas marcas cuyo tamaño es del orden de la micra. Ambas imágenes representan un mecanismo de fractura frágil.

4.2.4.2 Probetas entalladas ($\rho = 0.25$ mm).

Como en el caso anterior, las superficies de fractura observadas en este tipo de probetas han resultado muy parecidas entre sí, y como ejemplo se muestran imágenes tomadas en la probeta 0.25-4. La primera imagen (Figura 4.16) se corresponde con la zona de iniciación de la fisura, con sus correspondientes líneas de iniciación, mientras que la segunda imagen (Figura 4.17) muestra la zona de propagación. Ambas imágenes presentan un mecanismo de fractura frágil.

Comparando estas figuras con las obtenidas en probetas fisuradas, se puede ver cómo el tamaño de los rasgos característicos de la iniciación son notablemente mayores (superiores a las 300 μm), y cómo en relación a la superficie de propagación no existen diferencias entre la Figura 4.15 y la Figura 4.17.

4.2.4.3 Probetas entalladas ($\rho = 0.32$ mm).

Una vez más se han podido observar superficies de fractura similares en todas las probetas de esta familia. Las imágenes que se muestran a continuación (figuras 4.18 y 4.19) se corresponden a la probeta 0.32-3. La primera de ellas es la zona de iniciación de la fisura y la segunda es la zona de propagación de la misma. En ambas figuras se advierte un mecanismo de fractura frágil y los comentarios son análogos a los realizados para las probetas con radio de entalla 0.25 mm, lo cual es lógico si se tiene en cuenta la pequeña diferencia de tamaño entre ambos radios y el comportamiento resistente de ambas situaciones, que ha resultado muy similar (ver Figura 4.13 y/o Tabla 4.3).

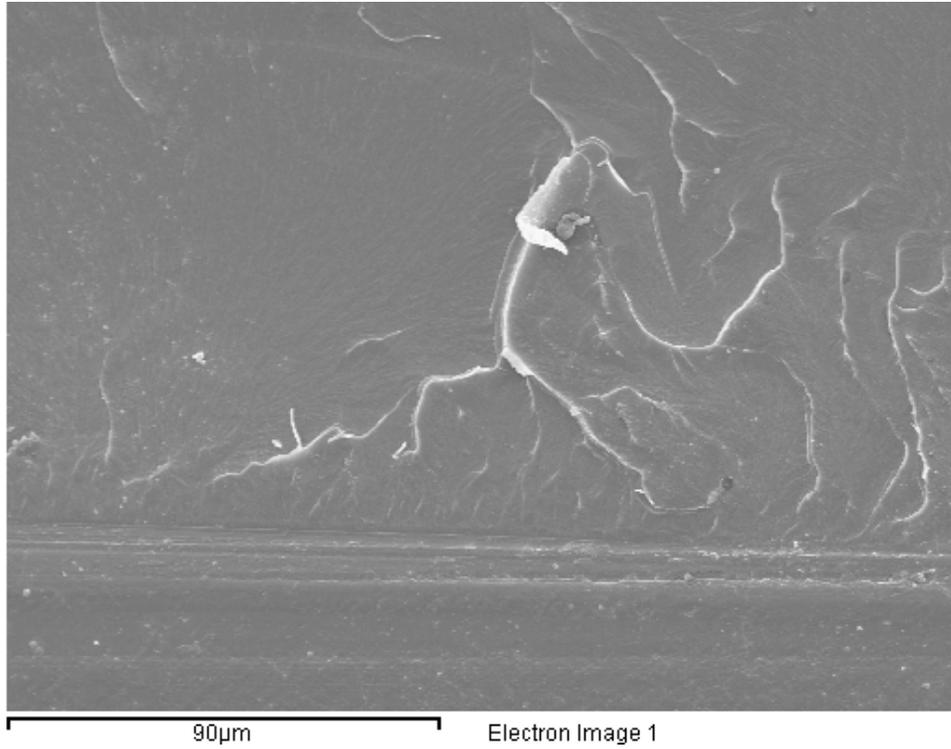


Figura 4.14. *Iniciación de la fisura en la probeta 0-2.*

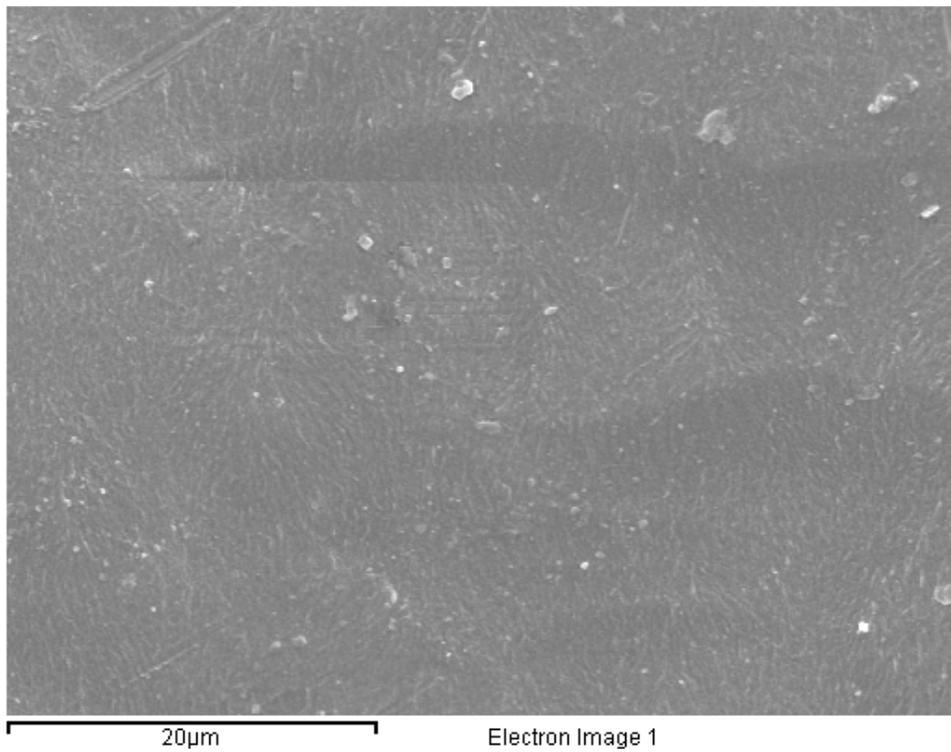


Figura 4.15. *Propagación de la fisura en la probeta 0-2.*

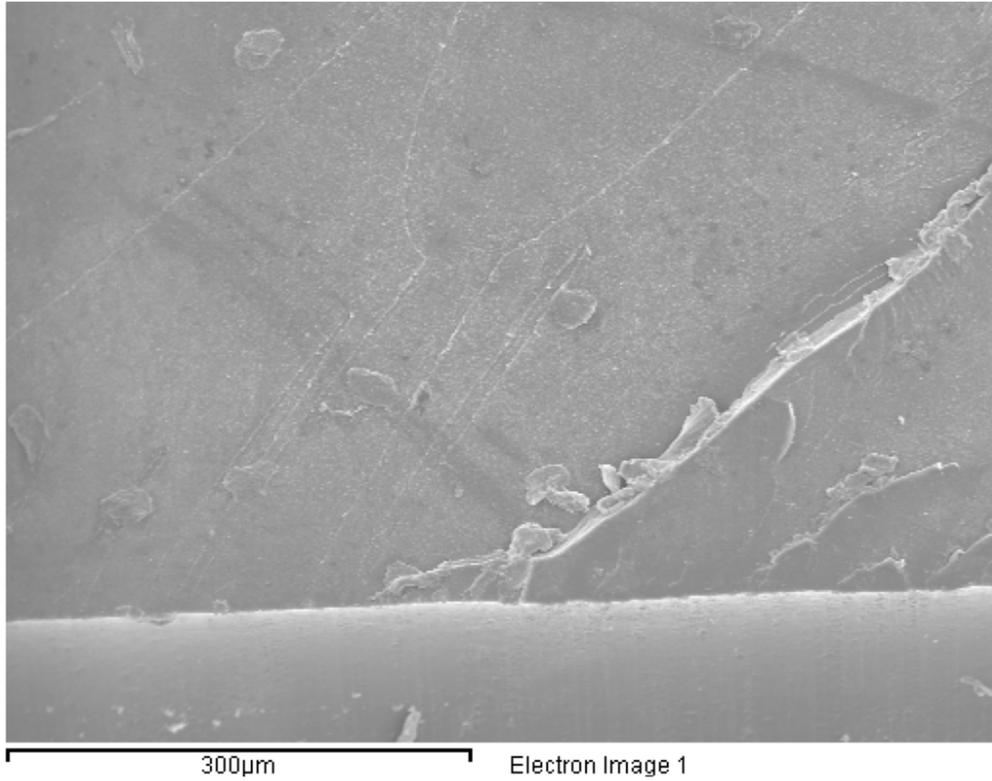


Figura 4.16. *Iniciación de la fisura en la probeta 0.25-4.*

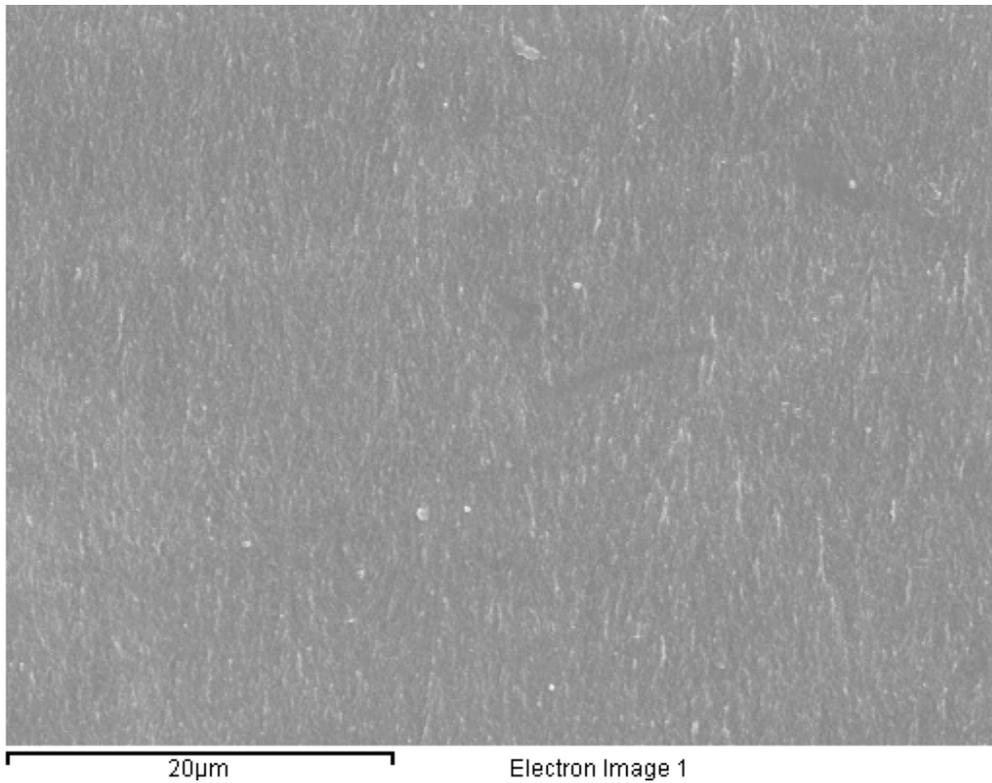


Figura 4.17. *Propagación de la fisura en la probeta 0.25-4.*

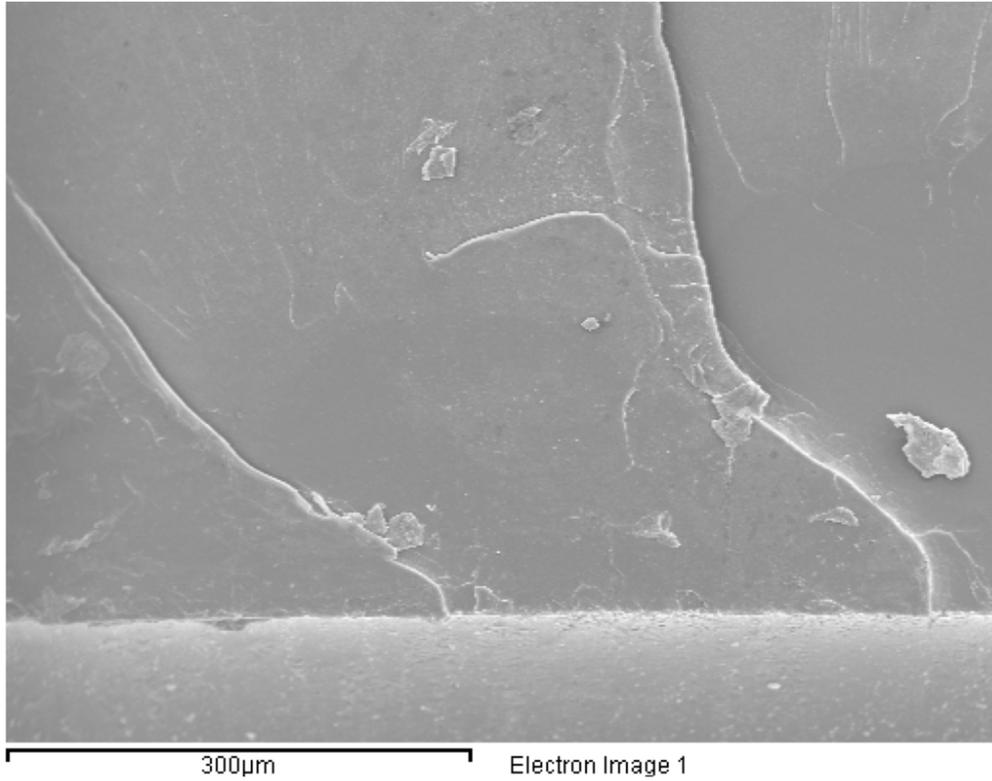


Figura 4.18. *Iniciación de la fisura en la probeta 0.32- 3.*

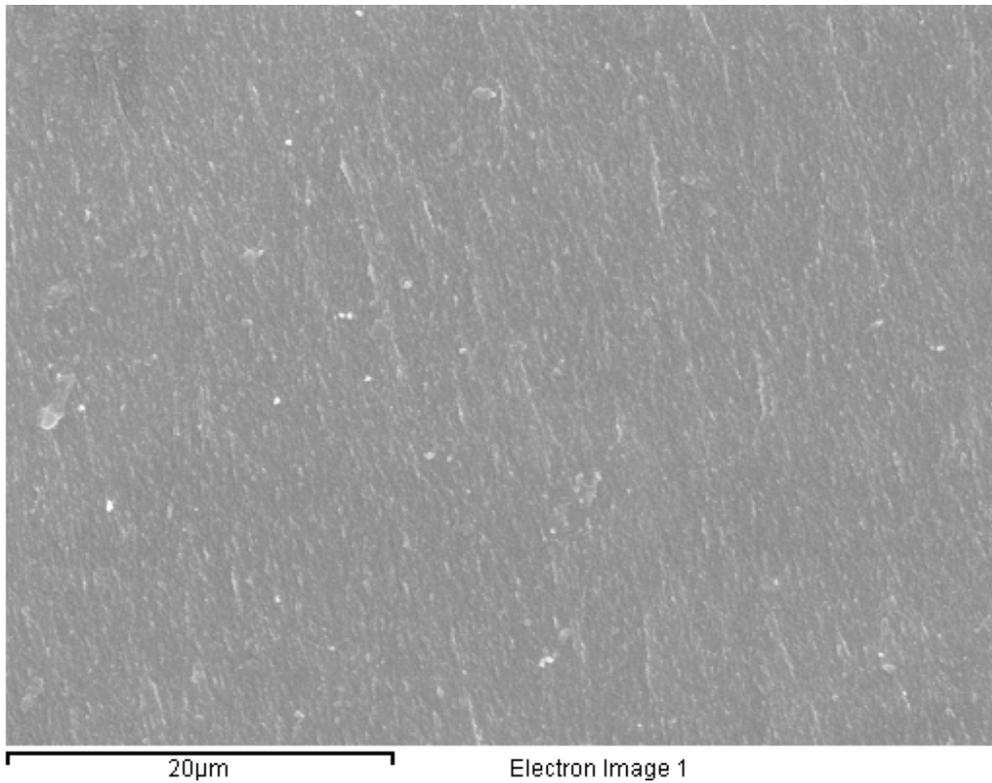


Figura 4.19. *Propagación de la fisura en la probeta 0.32-3.*

4.2.4.4 Probetas entalladas ($\rho = 0.5$ mm).

Los ensayos de flexión en tres puntos realizados a las probetas de esta familia mostraron dos cargas de rotura notablemente distintas (ver Figura 4.13 y/o Tabla 4.3). En concreto, dos de las probetas han tenido una carga de rotura de aproximadamente el doble que las otras dos. Por este motivo, aquí se recogen los aspectos fractográficos de ambos comportamientos, ya que han dado lugar a dos tipos de superficie de fractura diferentes.

Las dos primeras imágenes (figuras 4.20 y 4.21) se corresponden a la probeta 0.5-2, representativa del comportamiento con menor carga de rotura. La Figura 4.20 muestra la zona de iniciación, muy similar a las observadas en las familias inmediatamente anteriores (aspecto frágil y rasgos de fractura del orden de las 300 μm mostrando las líneas de iniciación). La Figura 4.21 muestra la zona de propagación de la fisura, que vuelve a ser similar a las observadas en los ejemplos anteriores. Por lo tanto, las probetas con menor carga de rotura (del orden de las observadas con radios de entalla menores) muestran unos mecanismos de iniciación y propagación análogos a los observados en probetas con menor radio de entalla (y mayor concentración tensional).

Las figuras 4.22 y 4.23 recogen las imágenes tomadas de la probeta 0.5-3, representativa de las probetas con radio de entalla 0.5 mm que han desarrollado una mayor carga en rotura. En ambas se aprecia un cambio en el aspecto de las zonas de iniciación y propagación de la fisura. En concreto, en la Figura 4.22 se observa un rasgo de fractura de geometría más compleja que en los casos anteriores, abandonando un aspecto básicamente lineal y tomando un aspecto que podría definirse como de “área de iniciación”. Además, se observan mayor cantidad de zonas blanquecinas, asociadas a procesos locales no lineales.

Con respecto a la zona de propagación mostrada en la Figura 4.23, también es notablemente diferente a las zonas de propagación observadas anteriormente. En este caso, la superficie de propagación es más rugosa y es posible identificar claramente un gran número de marcas en forma de puntos asociadas al proceso de fractura.

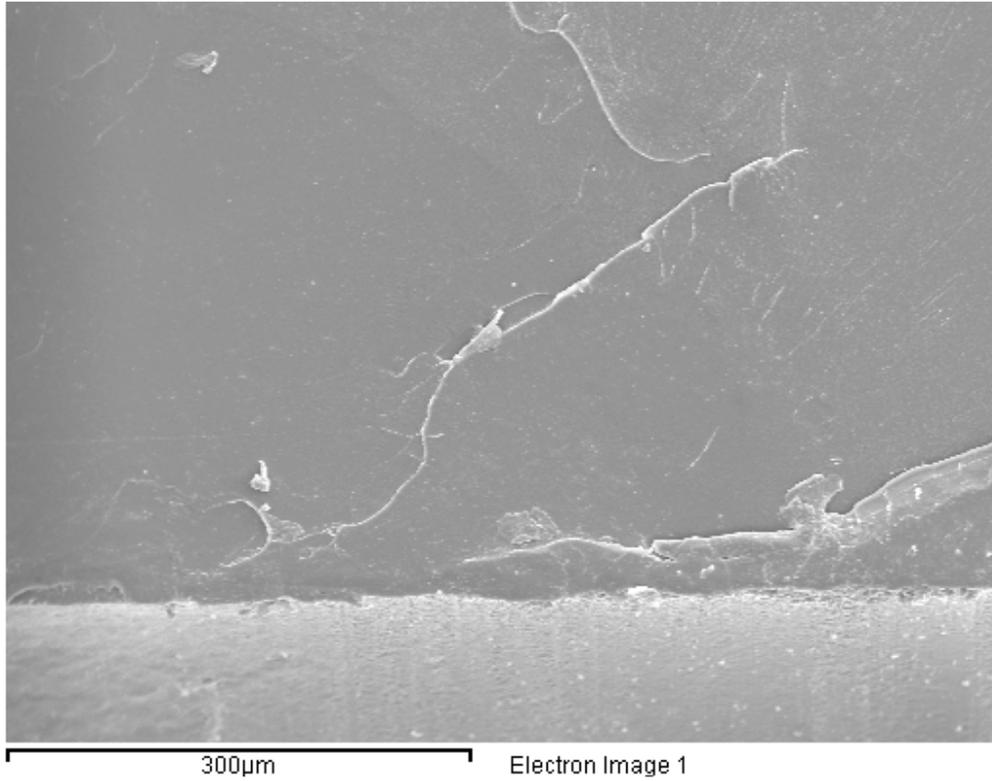


Figura 4.20. *Iniciación de la fisura en la probeta 0.5-2.*

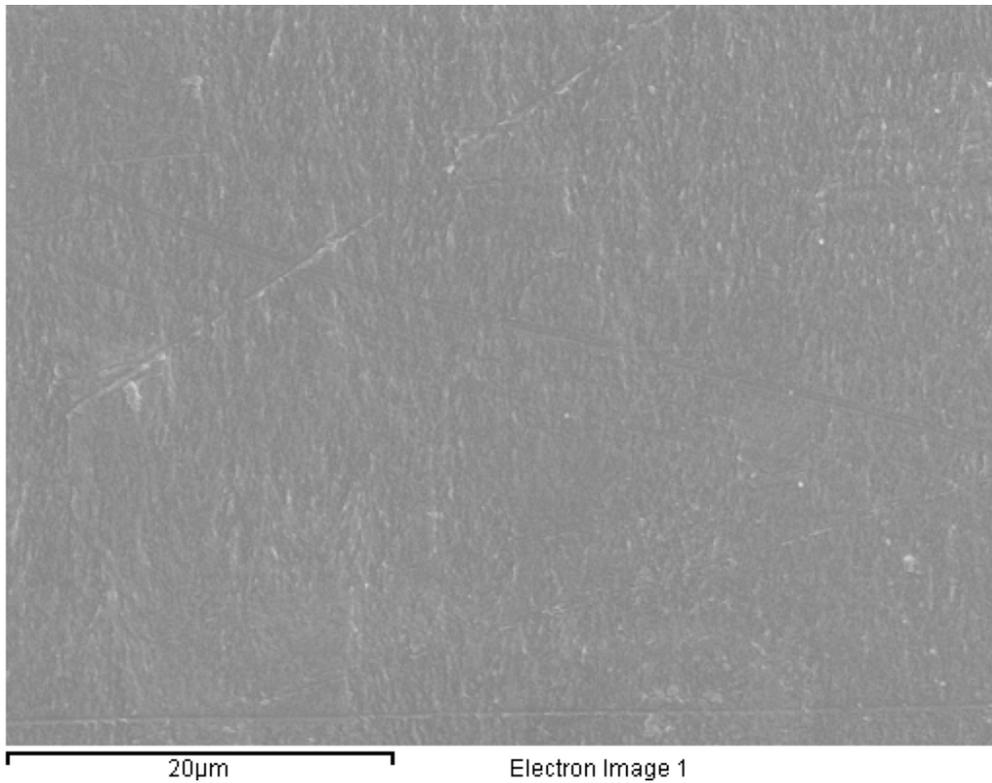


Figura 4.21. *Propagación de la fisura en la probeta 0.5-2.*

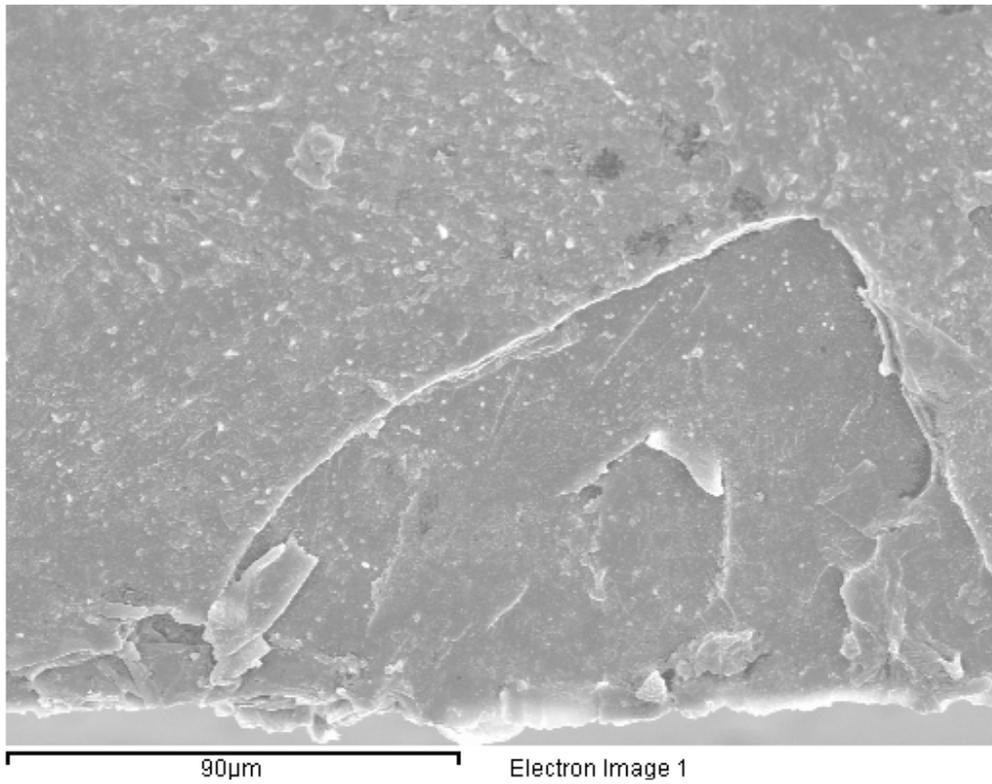


Figura 4.22. *Iniciación de la fisura en la probeta 0.5-3.*

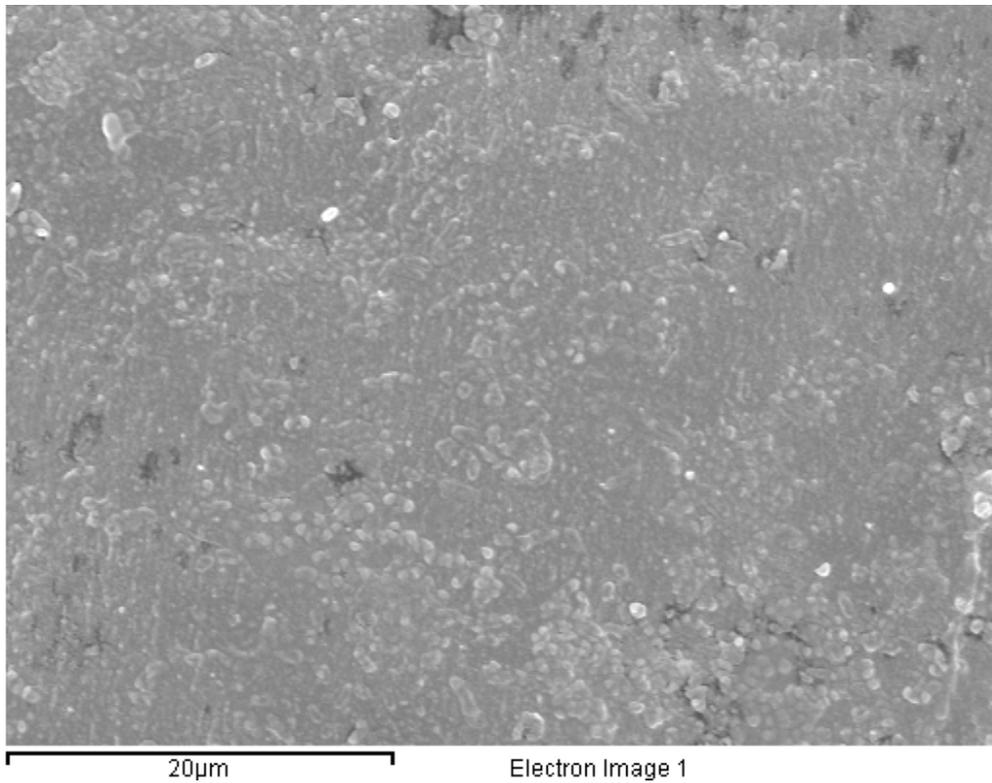


Figura 4.23. *Propagación de la fisura en la probeta 0.5-3.*

4.2.4.5 Probetas entalladas ($\rho = 1.0$ mm).

En esta familia de probetas la superficie de fractura es distinta a la observada en anteriores ensayos, aunque muy similar entre todas las probetas de la misma. Como ejemplo se presentan las imágenes tomadas en la probeta 1.0-2. La Figura 4.24 muestra la zona de iniciación de la fisura, con múltiples áreas de iniciación y confirmando que, efectivamente, las probetas con radio de entalla 0.5 mm y mayor carga de rotura (ej., probeta 0.5-3) constituyen una transición entre el comportamiento de entallas afiladas (con mayores concentraciones tensionales) y las entallas romas (con mayor radio de entalla y, por lo tanto, menores concentraciones tensionales). En la Figura 4.25 se recoge un detalle de la zona de iniciación, mostrando uno de los muchos lugares en donde se inició el proceso de fractura, con aspecto de pequeña explosión que recuerda a los clivajes observados en la fractura frágil de los aceros, pero con una geometría mucho más definida. El punto de iniciación está rodeado de numerosas zonas blanquecinas de aspecto “deshilachado” que se corresponden con los crazes formados durante el proceso de fractura (una vez rotos).

Finalmente, las figuras 4.26 y 4.27 presentan, respectivamente, la zona de propagación y la zona final de la superficie de fractura. En el primer caso, es muy similar a la observada en el comportamiento de transición mostrado en la Figura 4.26, mientras que en el segundo caso, si bien es prácticamente idéntica a la observada en todas las familias de probetas recogidas anteriormente, sí es posible identificar unas pequeñas marcas lineales y blancas que, como se verá a continuación, aparecen de forma más desarrollada en las probetas con mayor radio de entalla.

4.2.4.6 Probetas entalladas ($\rho = 1.5$ mm).

Como en casi todos los casos anteriores las superficies de fractura observadas han resultado muy parecidas en todas las probetas, y como ejemplo se ha escogido la probeta 1.5-5. La primera imagen (Figura 4.28) se corresponde con la zona de iniciación de la fisura, observándose múltiples áreas de iniciación. La segunda imagen (Figura 4.29) y la tercera (Figura 4.30) muestran detalles, a distinta escala, de lo que se han identificado como “explosiones” asociadas a la zona de iniciación, pudiéndose observar una gran cantidad de zonas blanquecinas asociadas a procesos no lineales de fractura. La cuarta imagen (Figura 4.31) se corresponde con la zona final de la fisura. En este caso las marcas blancas y de tipo lineal que se pudieron observar en probetas de radio 1.0 mm (ver Figura 4.27), se encuentran mucho más desarrolladas. Estas marcas aparecen en este caso, y en los que siguen, en la zona de la sección resistente que se encuentra inicialmente sometida a procesos de compresión.

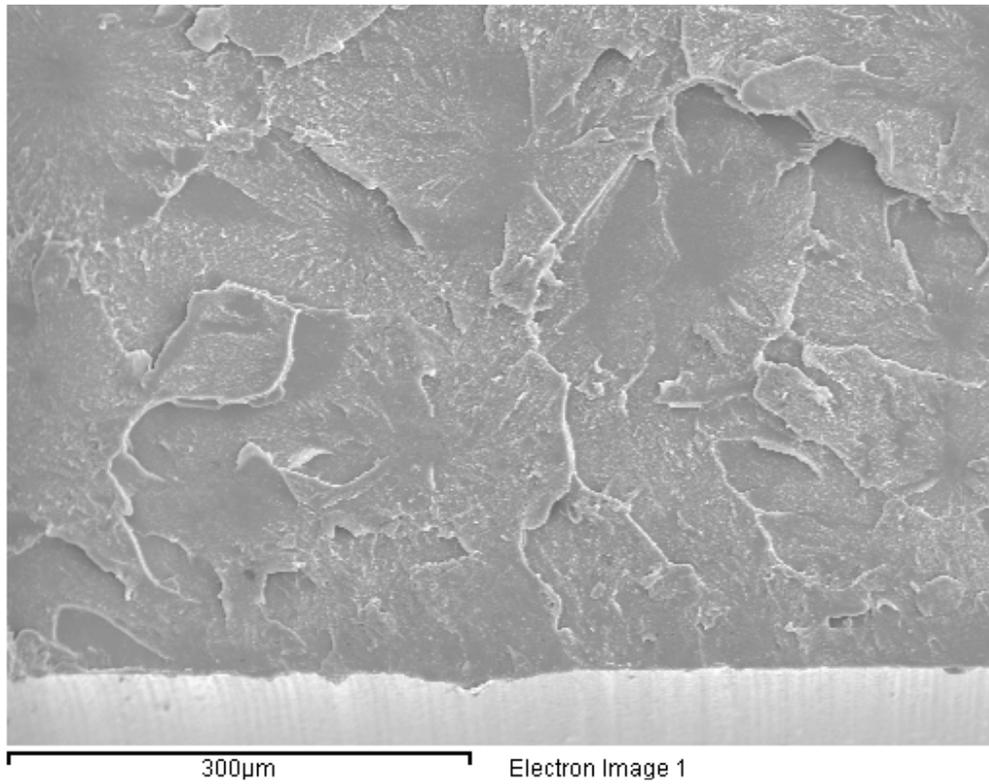


Figura 4.24. *Iniciación de la fisura en la probeta 1.0-2.*

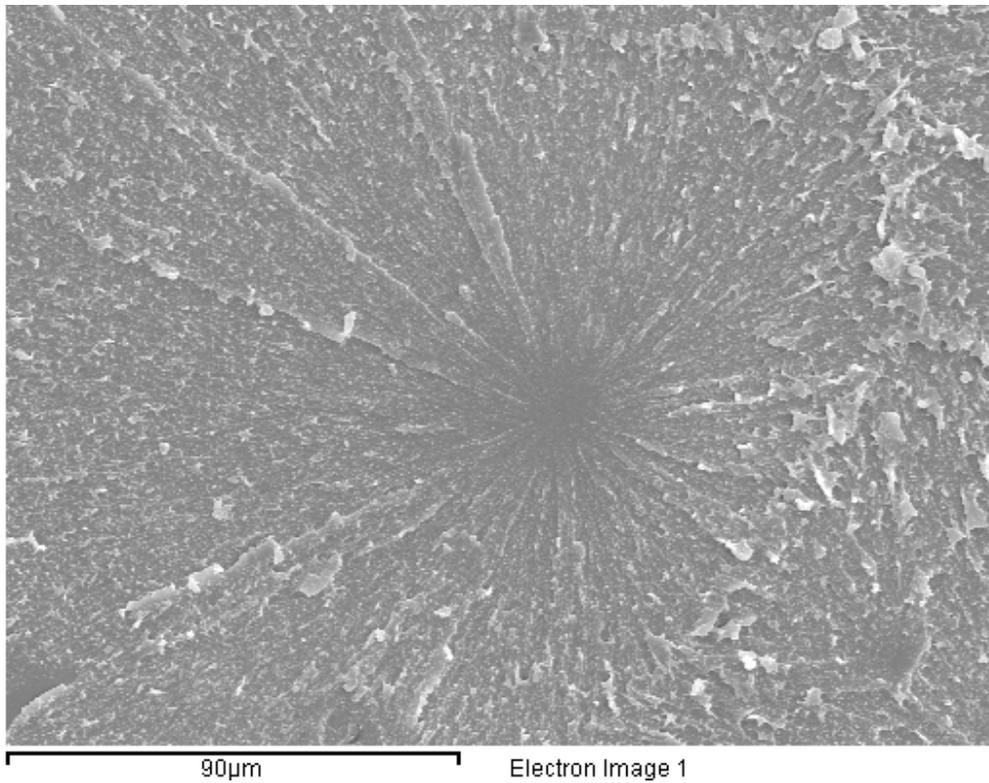


Figura 4.25. *Detalle de un punto sobre la iniciación de la fisura en la probeta 1.0-2.*

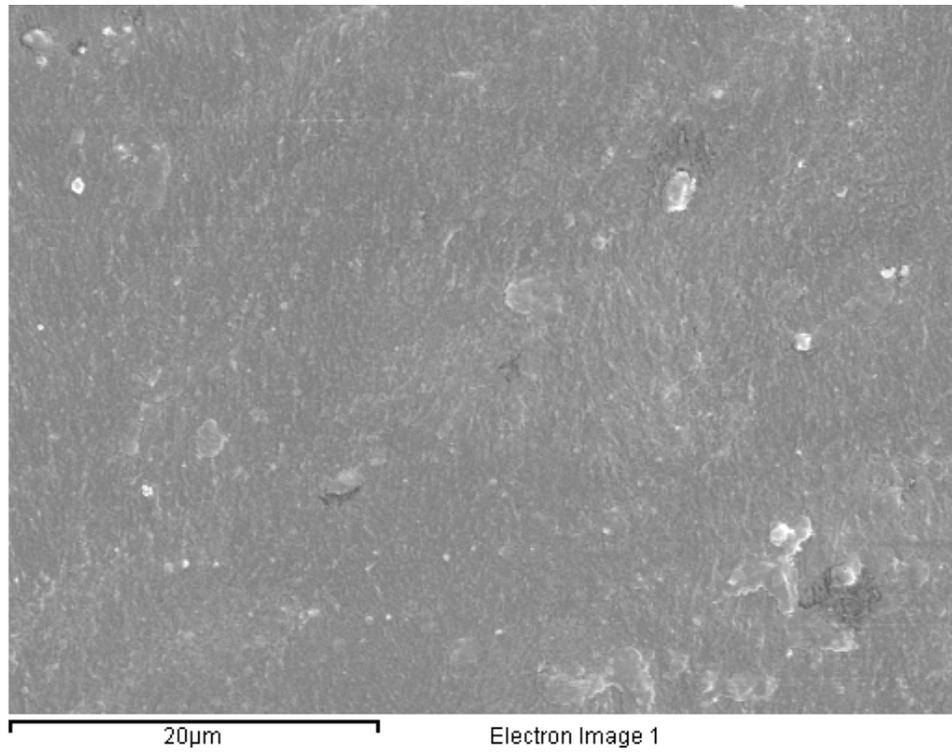


Figura 4.26. Propagación de la fisura en la probeta 1.0-2.

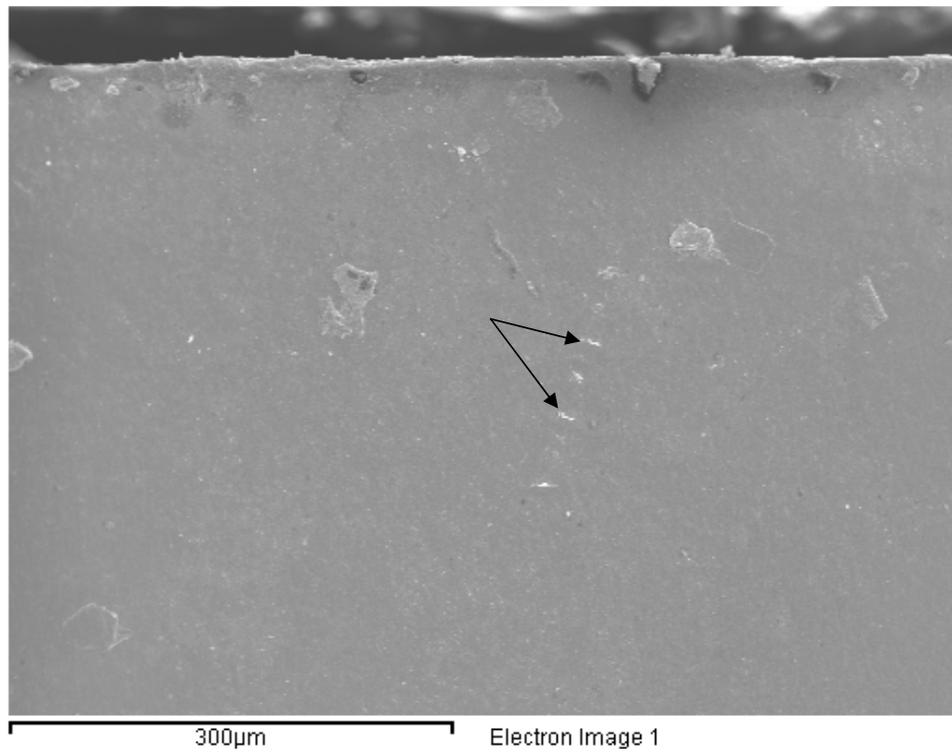


Figura 4.27. Detalle de la zona final de propagación de la fisura en la probeta 1.0-2. Las flechas indican unas marcas blanquecinas y lineales que comienzan a observarse para valores del radio de entalla de 1.0 mm.

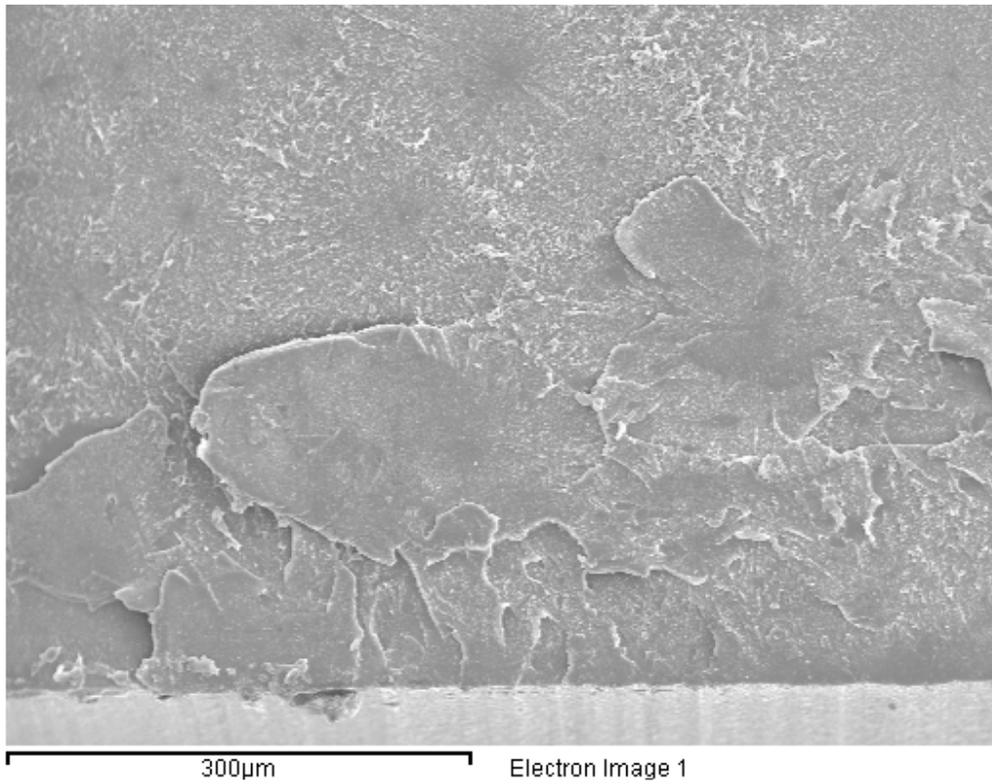


Figura 4.28. *Iniciación de la fisura en la probeta 1.5-5.*

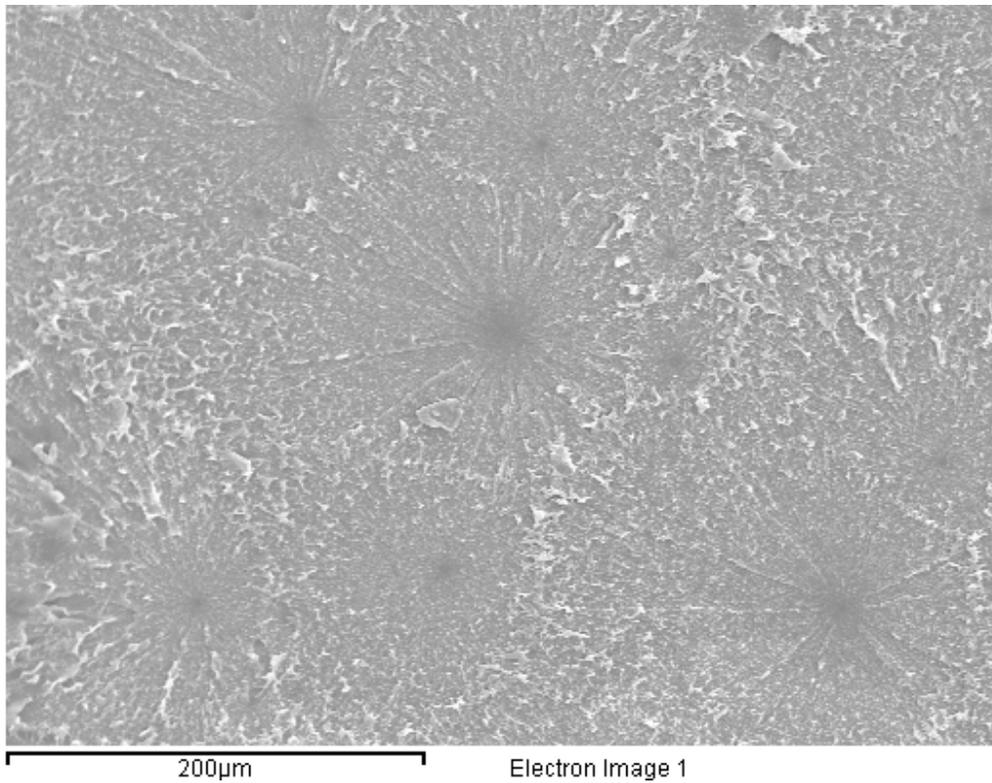


Figura 4.29. *Detalle de la zona próxima a la iniciación de la fisura en la probeta 1.5-5.*

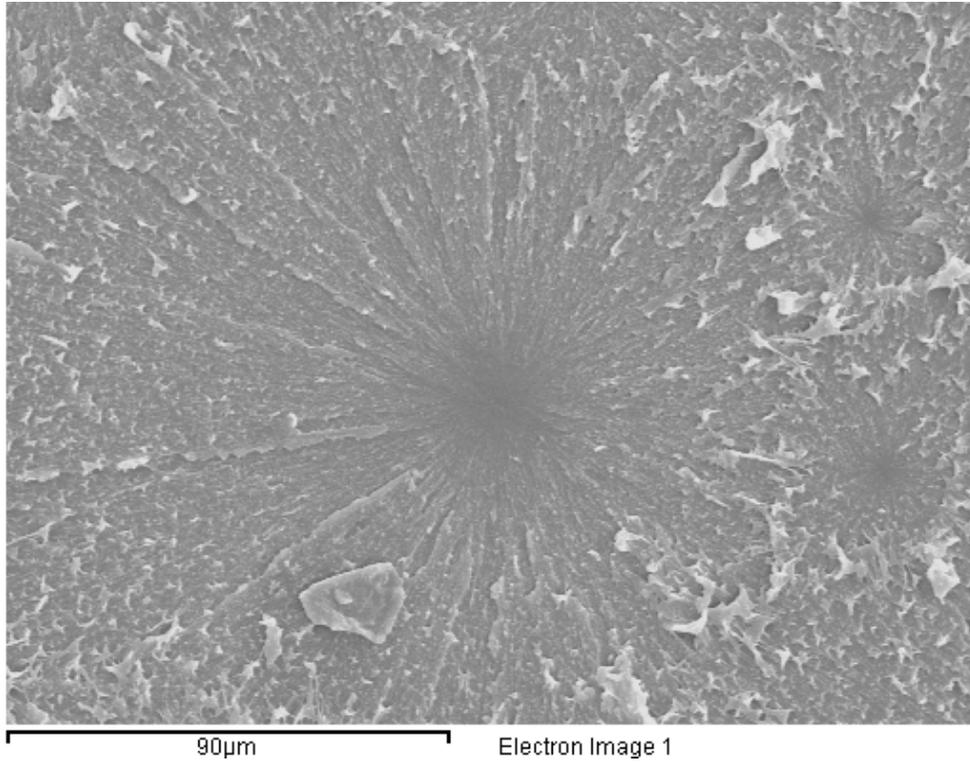


Figura 4.30. Detalle de la zona próxima a la iniciación de la fisura en la probeta 1.5-5.

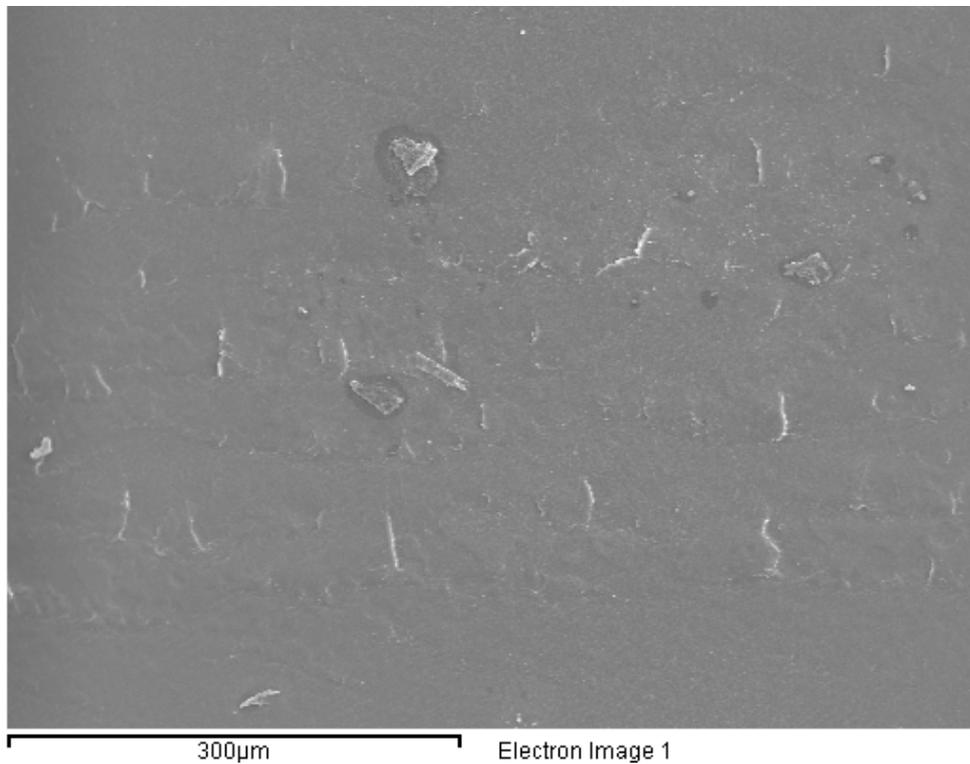


Figura 4.31. Detalle de la zona de propagación de la fisura próxima al final de la sección resistente.
Probeta 1.5-5.

4.2.4.7 Probetas entalladas ($\rho = 2.0$ mm).

Una vez más se han podido observar similares superficies de fractura en todas las probetas de esta familia. Las imágenes que se muestran a continuación (figuras 4.32 a 4.37) corresponden a la probeta 2.0-1. La Figura 4.32 muestra la zona de iniciación, de nuevo con múltiples áreas de iniciación y zonas blanquecinas asociadas a procesos no lineales. La Figura 4.33 muestra una de las muchas explosiones o puntos de iniciación del proceso de fractura, mientras que la Figura 4.34 muestra con detalle los micromecanismos no lineales asociados a dichos puntos. Finalmente, las figuras 4.35 a 4.37 recogen el aspecto de la zona de propagación (de menor a mayor distancia con respecto al frente original de la entalla). La Figura 4.35 muestra la zona en la cual comienzan a observarse las marcas sensiblemente lineales, en este caso no blanquecinas, que aparecen en la zona inicialmente comprimida. La Figura 4.36 recoge esas mismas marcas en una zona más alejada del frente original de entalla, que al estar sometida a tensiones de compresión superiores han podido quedar sometidas a procesos no lineales que le dan la tonalidad blanquecina observada. Finalmente, la Figura 4.37 muestra la zona final, totalmente plana y sin rasgos distintivos, de la sección de fractura.

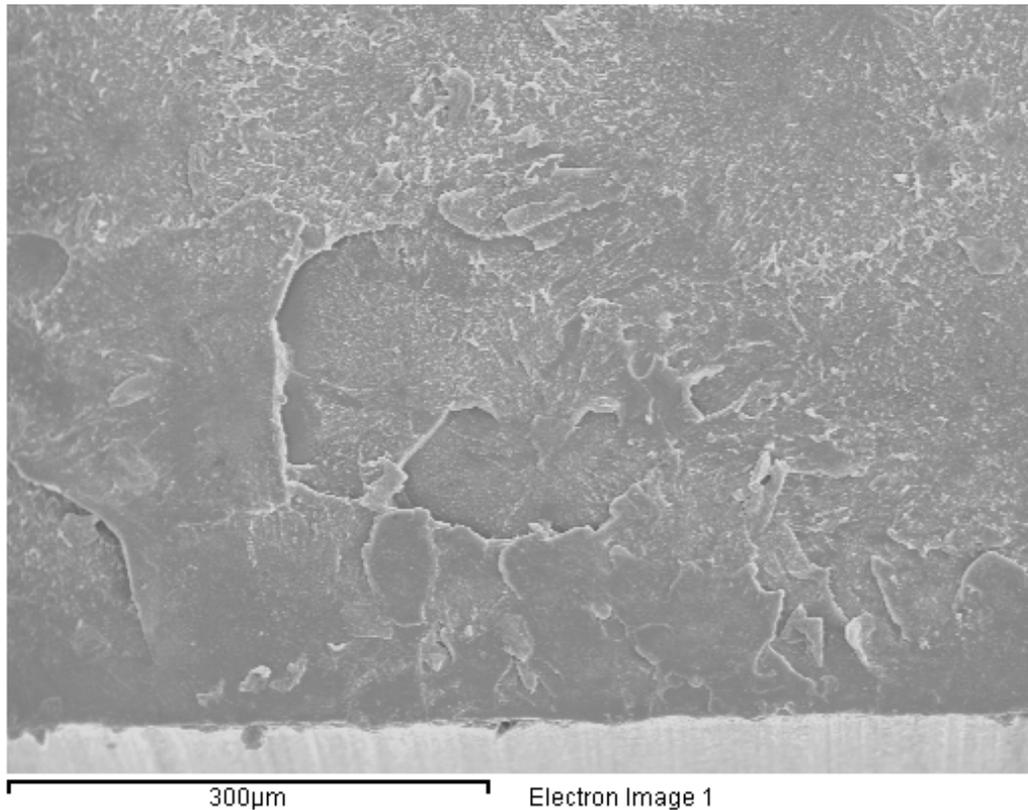


Figura 4.32. *Iniciación de la fisura en la probeta 2.0-1.*

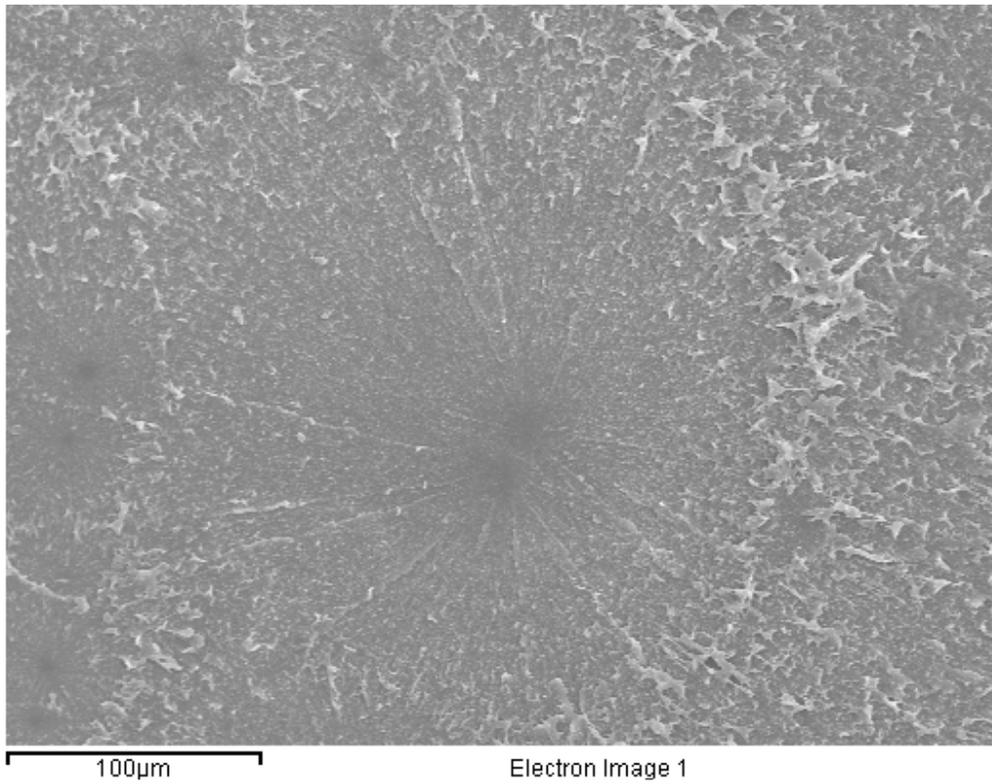


Figura 4.33. Detalle de una zona de iniciación de la fisura en la probeta 2.0-1.

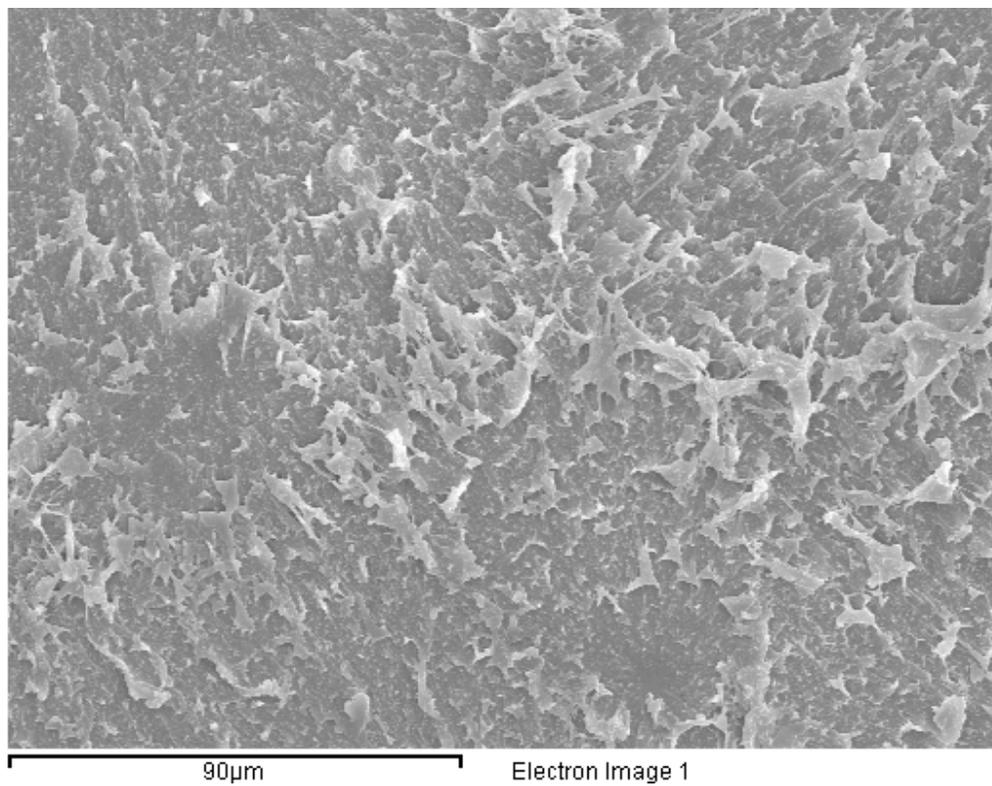


Figura 4.34. Procesos no lineales de una de las zonas de iniciación de la fisura en la probeta 2.0-1.

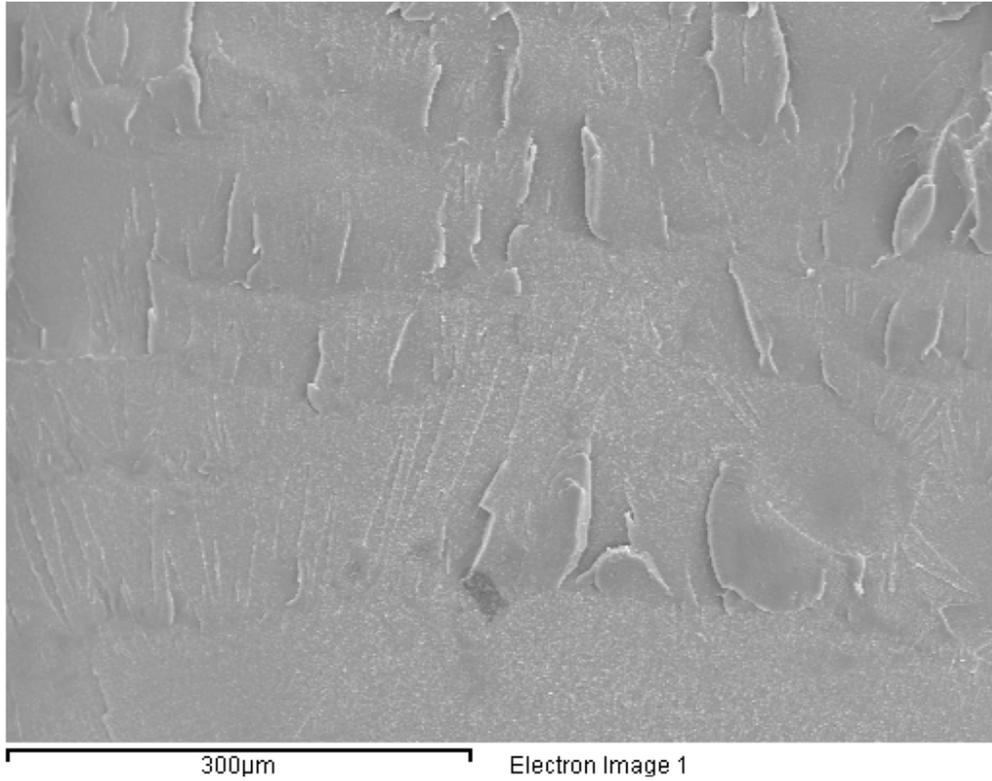


Figura 4.35. Propagación de la fisura en la probeta 2.0-1.

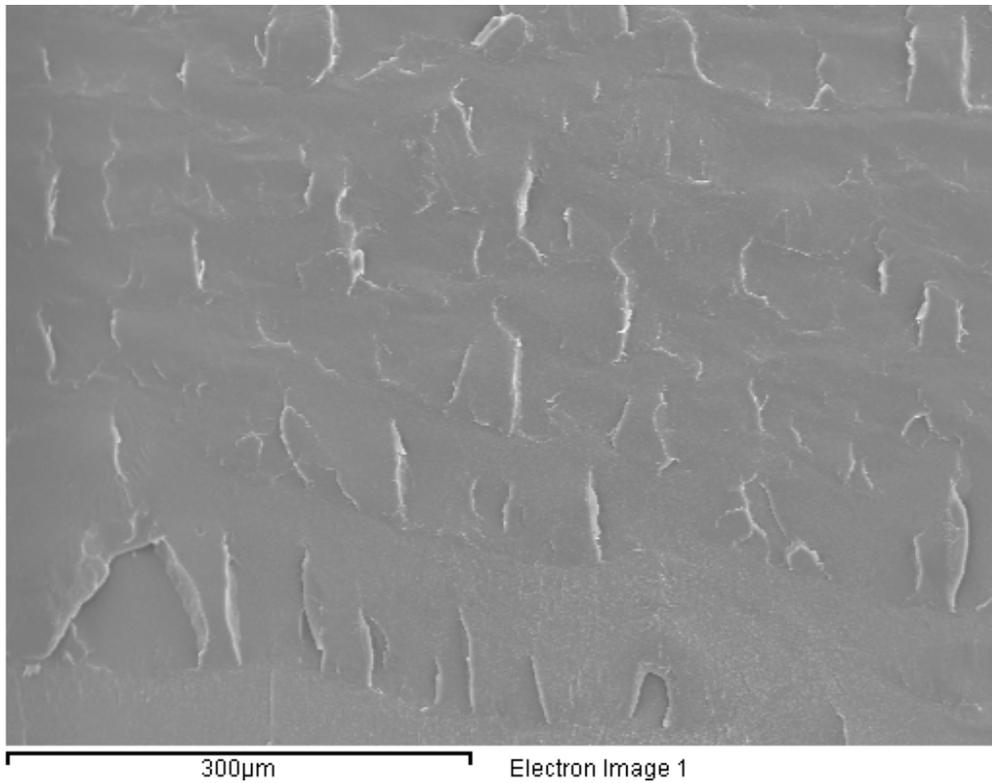


Figura 4.36. Propagación de la fisura en la probeta 2.0-1.

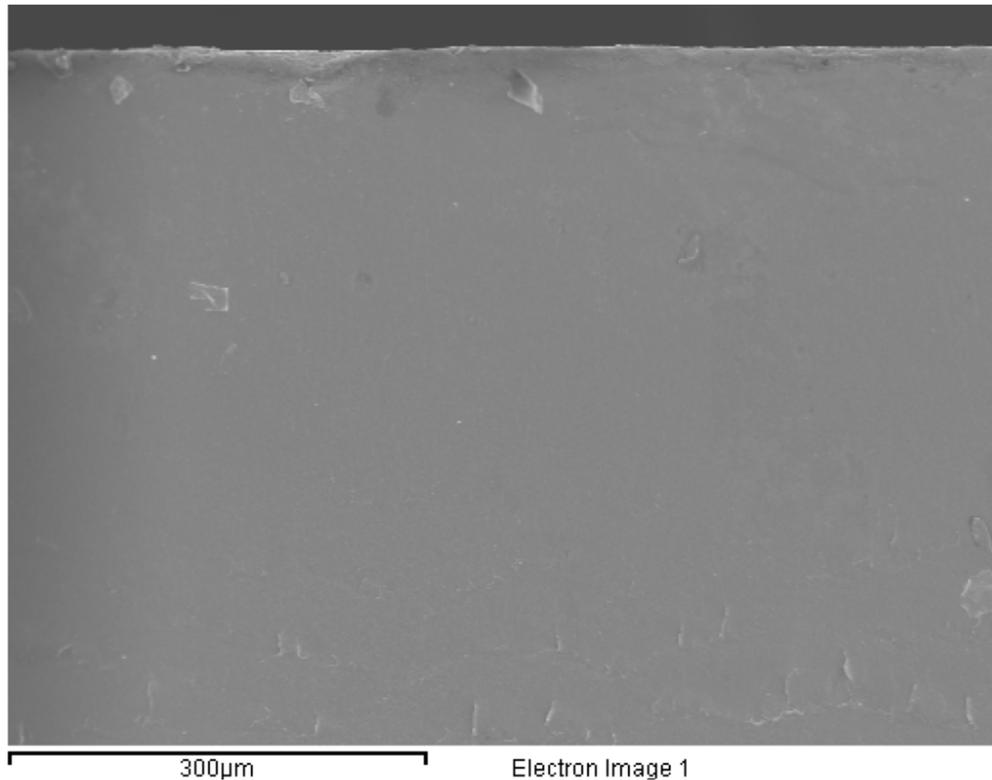


Figura 4.37. Detalle de la zona final de propagación de la fisura en la probeta 2.0-1.

4.2.4.8 Probetas entalladas ($\rho = 2.5$ mm).

Como en casos anteriores, se han observado similares superficies de fractura en todas las probetas de esta familia, como corresponde a situaciones con idéntica geometría de defecto que han tenido similares micromecanismos de fractura y, por lo tanto, cargas en rotura muy parecidas. A su vez, estas superficies de fractura son muy similares a las ya recogidas para las probetas con radio de entalla de 2.0 mm, lo cual está en consonancia con las cargas de rotura observadas en una y otra familia de probetas, que son sensiblemente iguales.

Las imágenes que se muestran a continuación corresponden a la probeta 2.5-3: la primera de ellas (Figura 4.38) es la zona de iniciación de la fisura, que muestra las múltiples áreas de iniciación; la segunda (Figura 4.39) se corresponde con un detalle de los puntos de iniciación o explosiones observadas en las proximidades de la zona de inicio; la tercera y la cuarta (figuras 4.40 y 4.41) se corresponden con la zona de propagación, con idénticos comentarios a los realizados para las figuras 4.35 y 4.36 (volviendo a aparecer el tono blanquecino en la Figura 4.41). En la quinta y última imagen (Figura 4.42) se muestra un detalle de la zona final de la fisura, sin que se aprecien rasgos distintivos característicos.

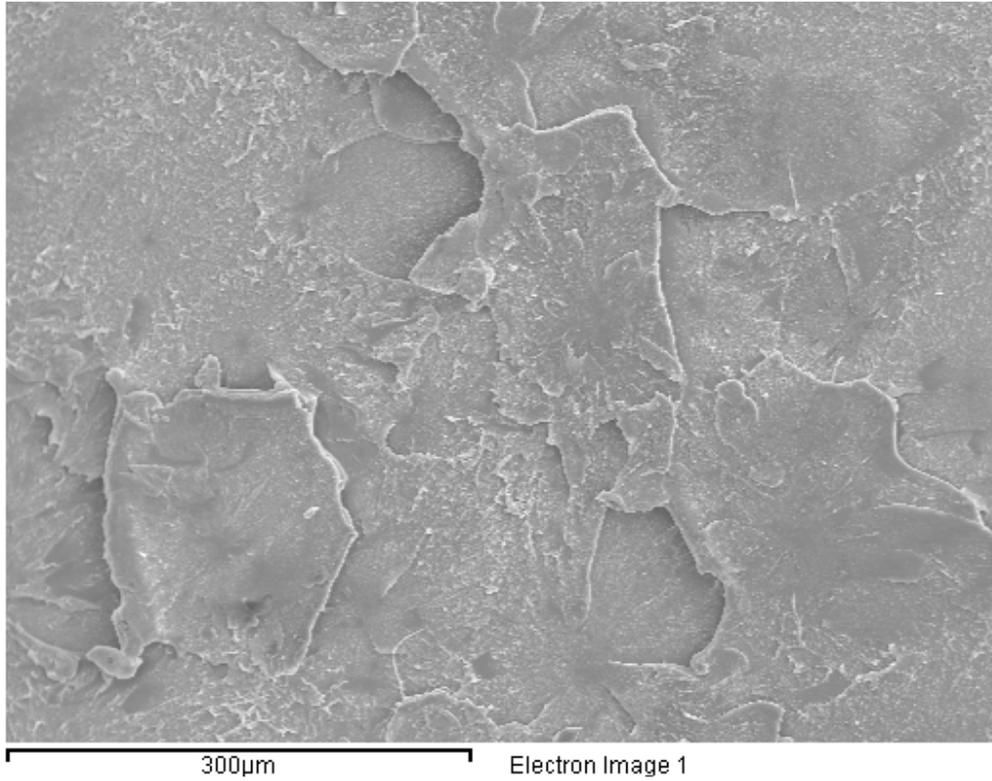


Figura 4.38. *Iniciación de la fisura en la probeta 2.5-3.*

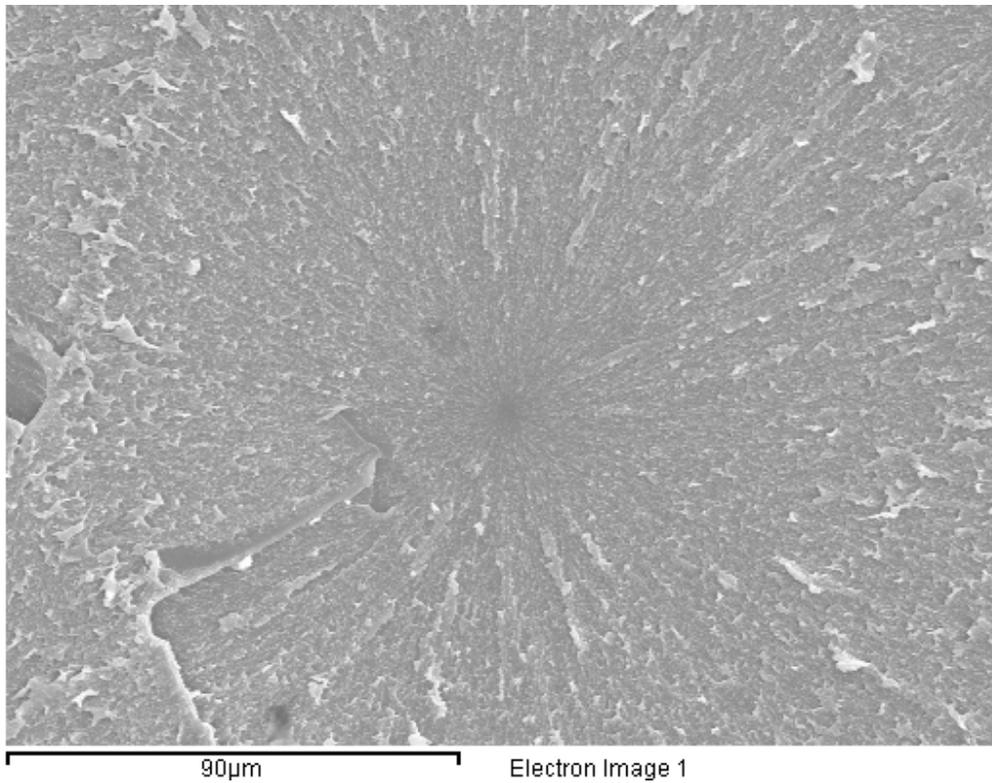


Figura 4.39. *Detalle de una zona de iniciación de la fisura en la probeta 2.5-3.*

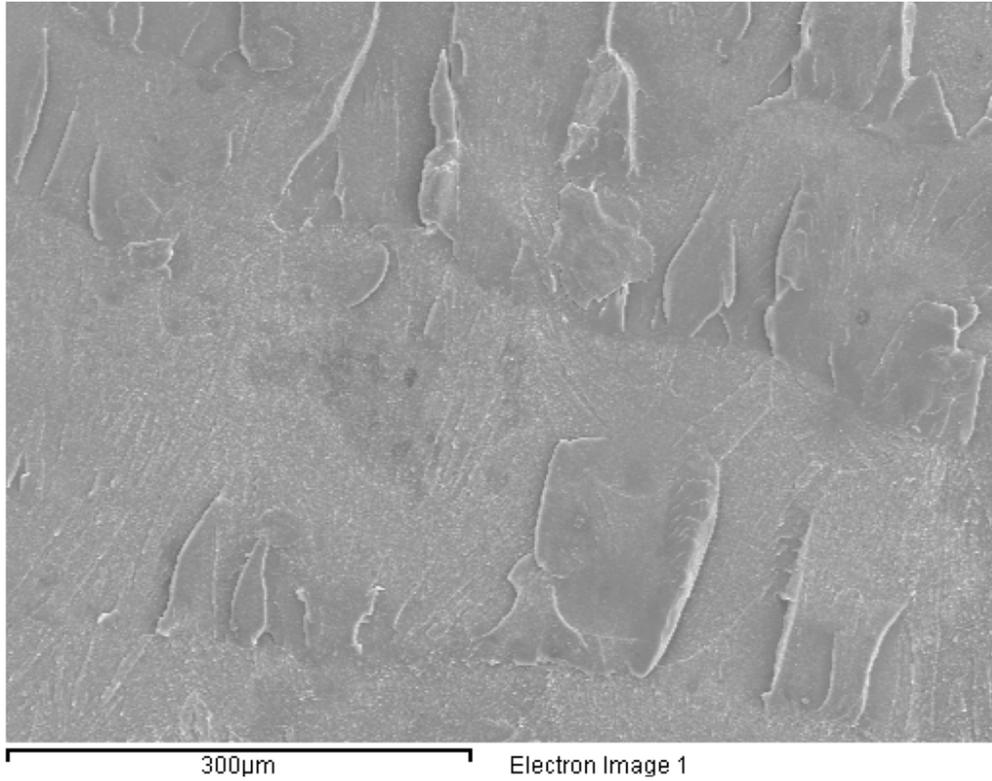


Figura 4.40. Propagación de la fisura en la probeta 2.5-3.

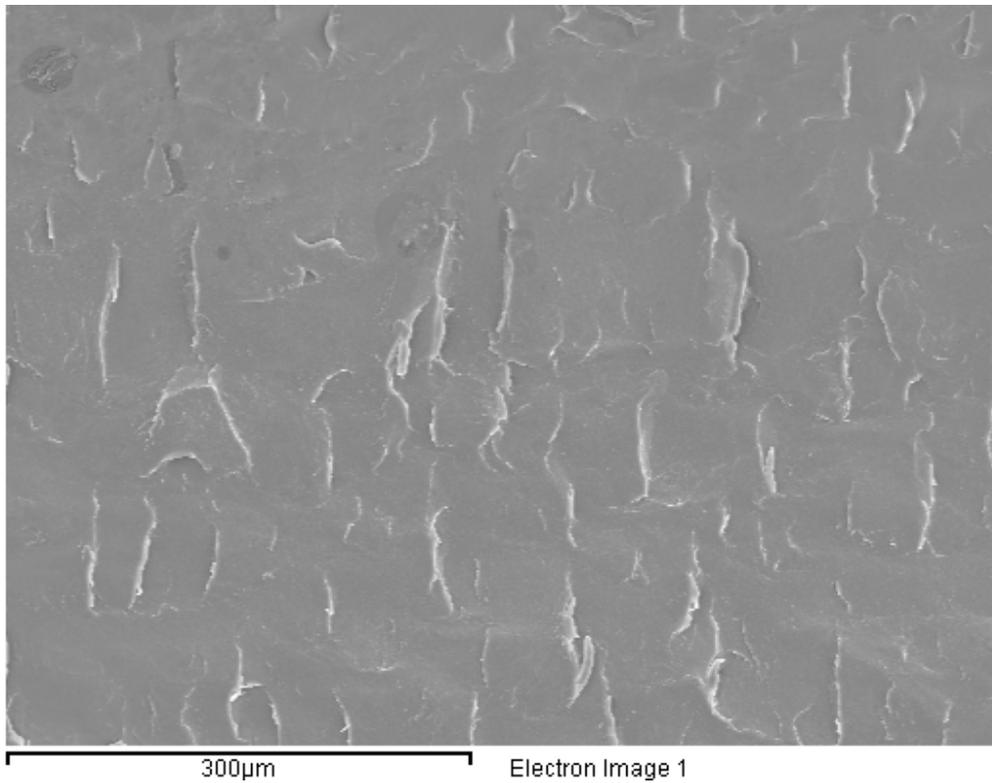


Figura 4.41. Propagación de la fisura en la probeta 2.5-3.

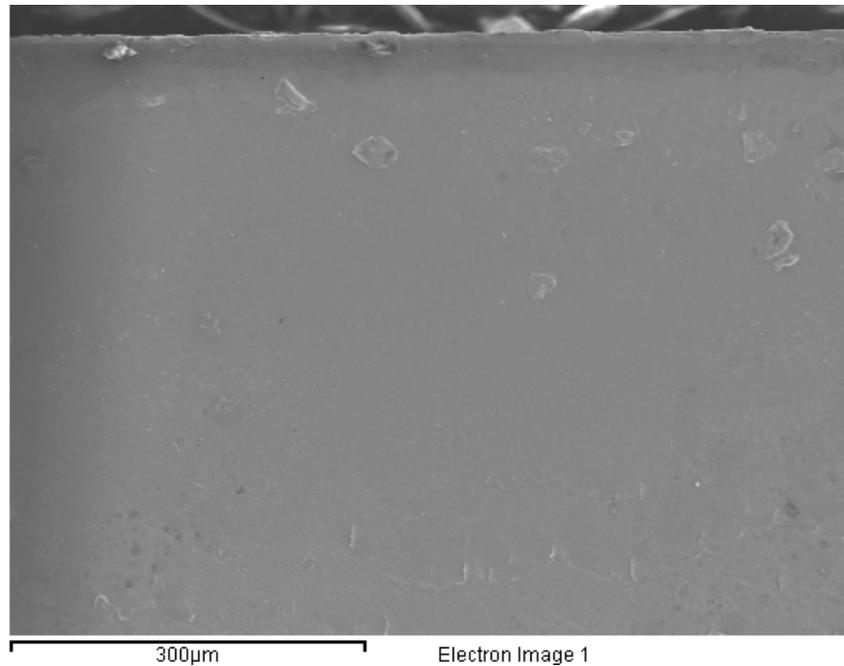


Figura 4.42. Detalle de la zona final de propagación de la fisura en la probeta 2.5-3.

4.2.4.9 Consideraciones generales sobre las observaciones SEM

De los resultados obtenidos se deriva que el comportamiento macroscópico (ej., carga de rotura) tiene una relación directa con los micromecanismos de rotura observados. Hasta que no se alcanza un determinado radio de entalla los defectos se comportan como fisuras, con cargas de rotura y micromecanismos de rotura muy similares. Llegado a un valor determinado del radio de entalla (0.5 mm) se observa un comportamiento de transición, con probetas cuyo comportamiento es similar al de las fisuras (frágil) y probetas en las cuales comienzan a observarse procesos no lineales y aumentos notables de la carga de rotura. Para radios mayores los procesos no lineales van tomando el protagonismo, lo cual lleva asociado un incremento de las cargas de rotura, si bien no se han observado diferencias entre los resultados obtenidos con probetas de 2.0 mm y 2.5 mm de radio de entalla.

Existe pues un claro efecto entalla en los micromecanismos de fractura (y por lo tanto en las cargas de rotura) que lleva aparejado un cambio desde el comportamiento frágil asociado a radios de entalla reducidos hasta un comportamiento claramente no lineal (crazes), aunque frágil a nivel macroscópico, propio de los defectos romos. Similar efecto se ha observado en los aceros [1,48,91], que pueden pasar de la fractura por clivajes en probetas fisuradas al colapso plástico (comportamiento altamente no lineal) en probetas entalladas. Cabe destacar cómo un polímero con un comportamiento clásicamente frágil y lineal es capaz de desarrollar importantes fenómenos no lineales como consecuencia de la relajación tensional causada por el

efecto entalla, observándose micromecanismos de rotura propios de polímeros con un comportamiento más no lineal y con mayor tenacidad.

4.2.5 Simulación numérica de los ensayos de validación

Tal y como se ha comentado anteriormente, se ha realizado una simulación por elementos finitos (ANSYS 12.1) del ensayo de flexión en tres puntos para cada radio de entalla estudiado. Para llevar a cabo esta simulación numérica, y puesto que se ha realizado una por cada serie de ensayos, la carga aplicada ha sido la media de todas las cargas de rotura registradas en los ensayos válidos de cada serie o familia. Debido a las condiciones de simetría de las probetas se ha modelado solamente la mitad de cada una (estableciendo las oportunas condiciones de contorno), de tal manera que la carga aplicada en el modelo resulta ser la mitad de la carga media de rotura en cada caso. La simulación mediante elementos finitos se ha realizado según la bibliografía [46, 70, 89] suponiendo un comportamiento del material elástico-lineal, a pesar de los fenómenos no lineales que pueden producirse en el PMMA. En cuanto al mallado, se han utilizado elementos hexaédricos (SOLID 186), con un mallado mucho más refinado (elementos más pequeños) en la zona de la entalla, pues es la zona sometida a mayores gradientes de tensiones. Finalmente, para cada familia de probetas se ha determinado un perfil de tensiones a lo largo de la línea central de la sección resistente, pues es la zona sometida a un campo tensional más exigente (Figura 4.43). En el perfil de tensiones se ha representado la tensión normal a la propia sección resistente (máxima tensión principal en el camino analizado) frente a la distancia al fondo de entalla.

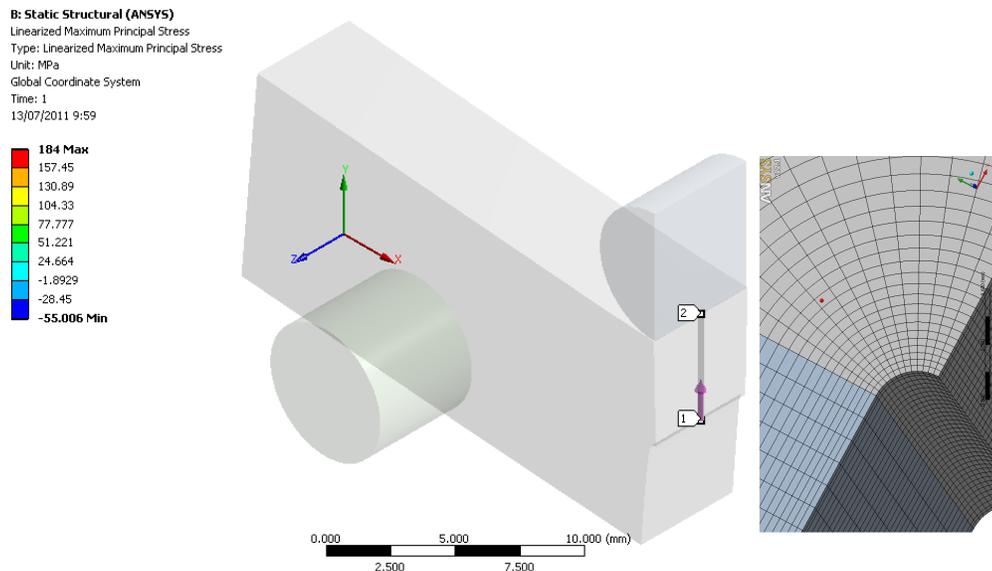


Figura 4.43. Modelo utilizado en la simulación numérica, con la línea a lo largo de la cual se han obtenido los perfiles de tensiones, y detalle del mallado en el fondo del defecto. ($\rho=0.25$ mm).

A continuación se muestran los ocho perfiles de tensiones en rotura obtenidos en la simulación numérica.

- Probetas fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).

La carga aplicada (la mitad de la carga de rotura experimental media) es 57.37 N, mostrándose en la Figura 4.44 el correspondiente perfil de tensiones.

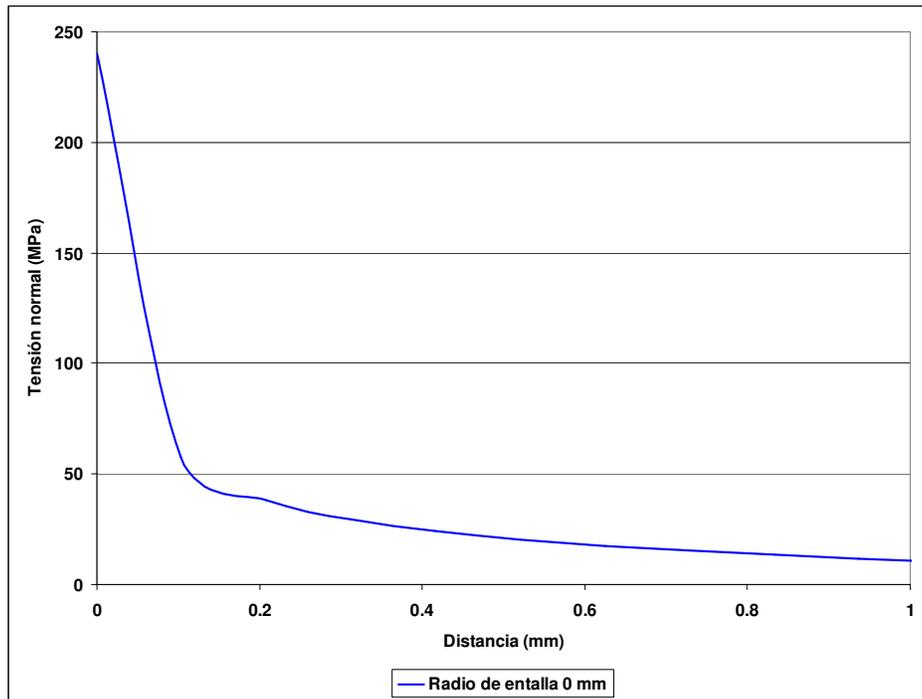


Figura 4.44. Perfil de tensiones en rotura de las probetas fisuradas.

- Probetas entalladas ($\rho = 0.25$ mm).

La carga aplicada (la mitad de la carga de rotura experimental media) es 56.98 N, mostrándose el perfil de tensiones en la Figura 4.45.

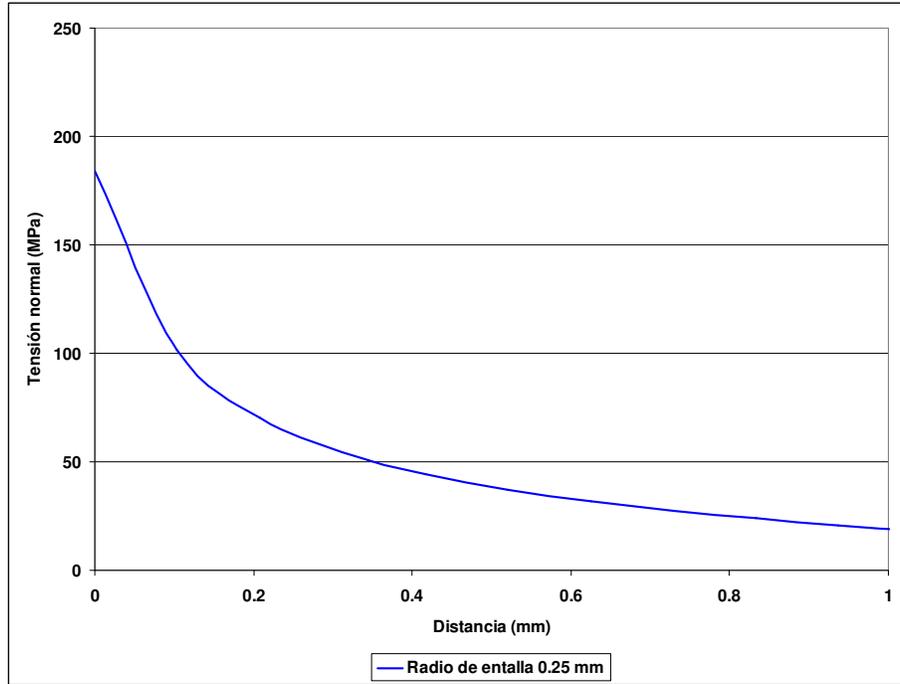


Figura 4.45. Perfil de tensiones en rotura de las probetas con radio de entalla 0.25 mm.

- Probetas entalladas ($\rho = 0.32$ mm).

En este caso la carga aplicada es 55.15 N (ver Figura 4.46).

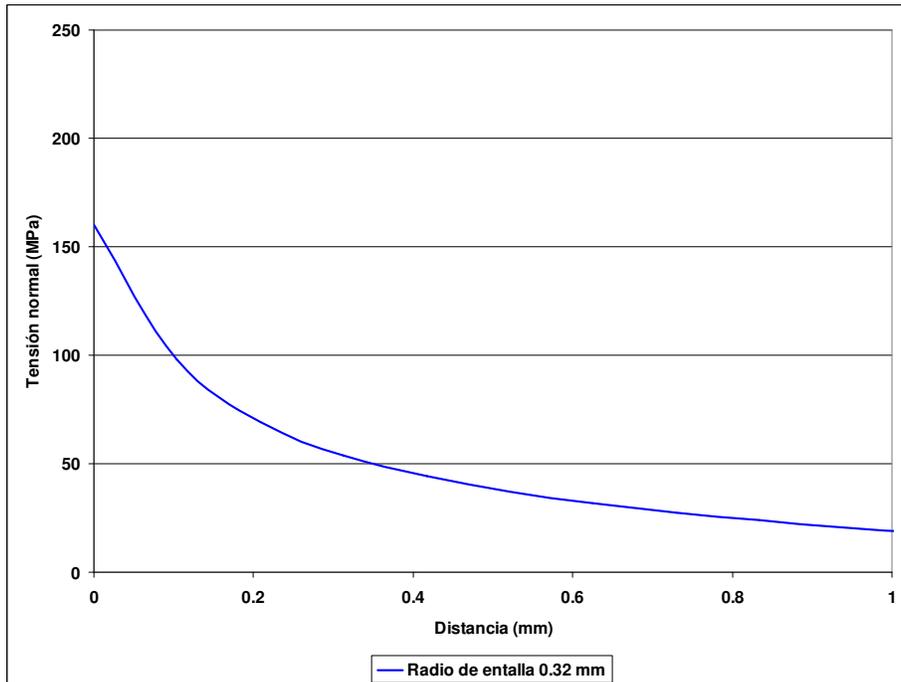


Figura 4.46. Perfil de tensiones en rotura de las probetas con radio de entalla 0.32 mm.

- Probetas entalladas ($\rho = 0.5$ mm).

La mitad de la carga media en esta serie de ensayos es 63.15 N, mostrando la Figura 4.47 el perfil de tensiones resultante.

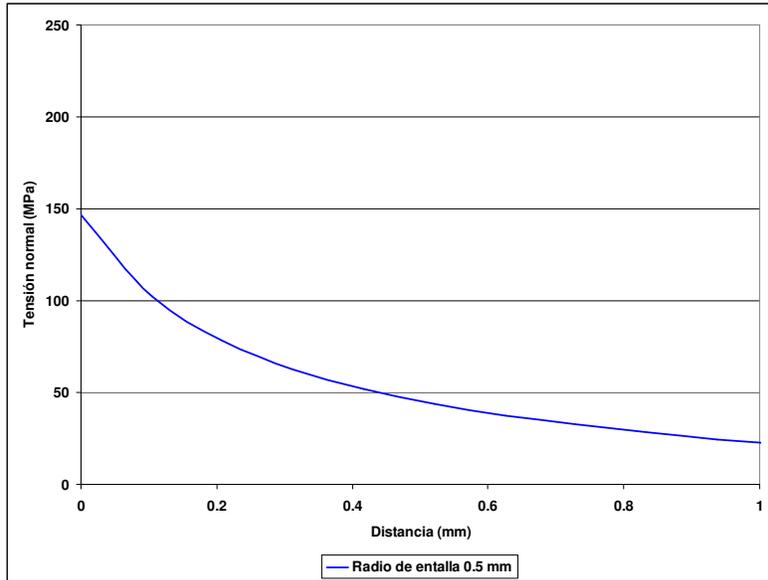


Figura 4.47. Perfil de tensiones en rotura de las probetas con radio de entalla 0.5 mm.

- Probetas entalladas ($\rho = 1.0$ mm).

La mitad de la carga media en este caso es 103.60 N. La Figura 4.48 muestra el perfil de tensiones obtenido.

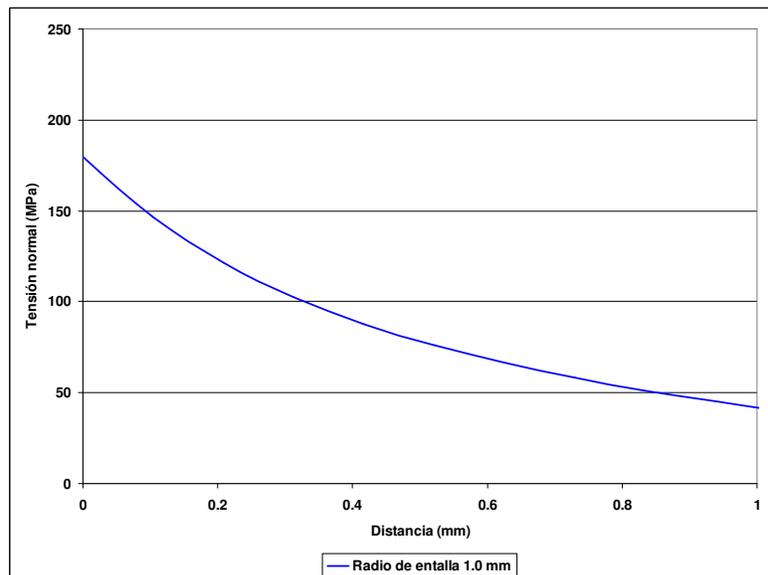


Figura 4.48. Perfil de tensiones en rotura de las probetas con radio de entalla 1.0 mm.

- Probetas entalladas ($\rho = 1.5$ mm).

La mitad de la carga media es 99.78N, mostrándose el perfil tensional en la Figura 4.49.

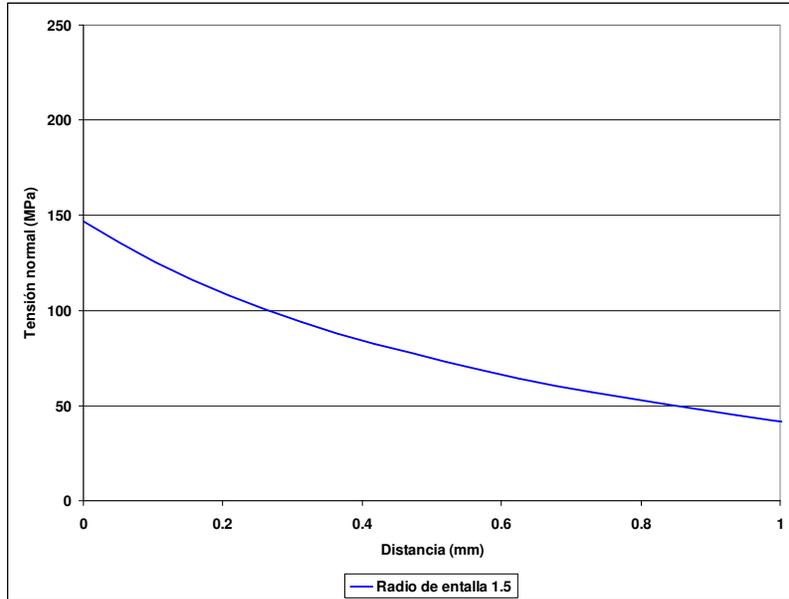


Figura 4.49. Perfil de tensiones en rotura de las probetas con radio de entalla 1.5 mm.

- Probetas entalladas ($\rho = 2.0$ mm).

La mitad de la carga media en rotura es 126.23 N, mostrándose el perfil tensional en la Figura 4.50.

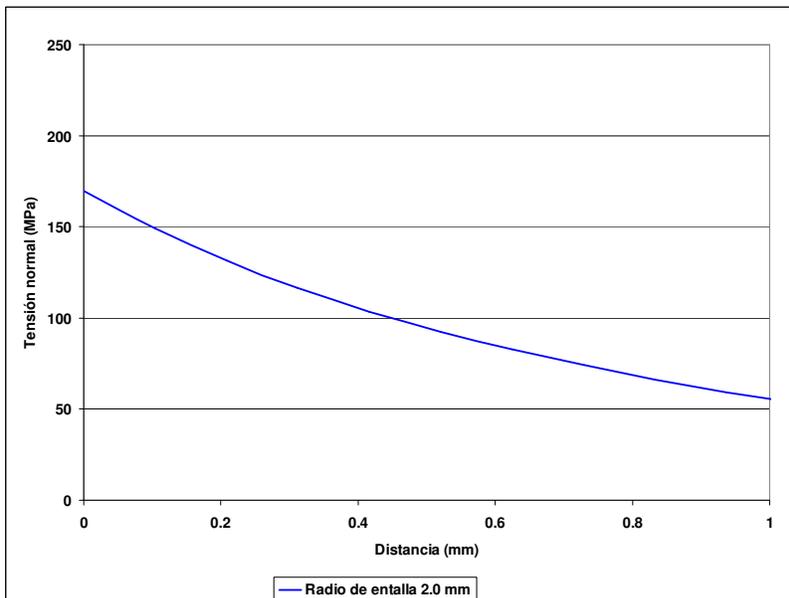


Figura 4.50. Perfil de tensiones en rotura de las probetas con radio de entalla 2.0 mm.

- Probetas entalladas ($\rho = 2.5$ mm).

La carga aplicada en este caso es 124.12 N. La Figura 4.51 muestra los resultados obtenidos.

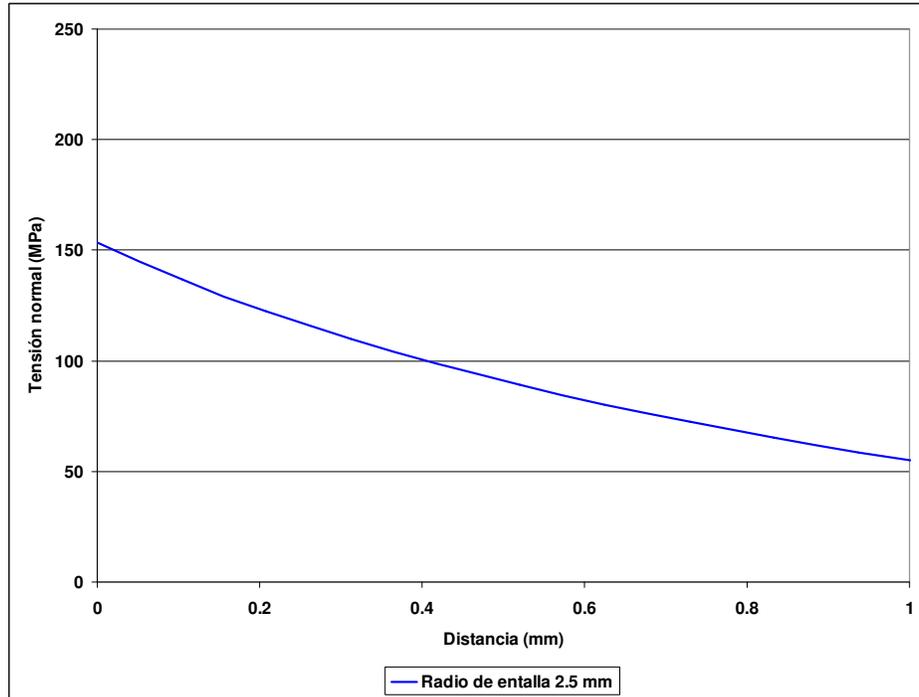


Figura 4.51. Perfil de tensiones en rotura de las probetas con radio de entalla 2.5 mm.

4.2.6 Parámetros de la TDC en el PMMA

Cuando se ha aplicado la TCD en su variante del PM a varias geometrías, otros trabajos (ej., [46, 89]) normalmente sólo muestran dos perfiles de tensiones para demostrar lo sencilla que es la aplicación de esta metodología. Aquí, asumiendo esa sencillez, se representan todas las curvas con el propósito de guiar al lector en la interpretación de los resultados y esclarecer algunas precauciones que hay que tener en cuenta cuando se aplica la TCD. Así, la Figura 4.52 muestra las curvas tensión-distancia al frente del defecto de cada serie de ensayos.

En un principio las curvas se cruzan entre ellas en múltiples puntos por lo que la aplicación del PM, y por lo tanto la TCD al completo, podría verse comprometida. Sin embargo, el conocimiento de los diferentes fenómenos que ocurren en los ensayos puede ayudar a un mayor entendimiento de los resultados:

- Las probetas con radio de entalla de 0.5 mm presentan una elevadísima dispersión experimental asociada, tal y como ha quedado explicado anteriormente, a los dos comportamientos diferentes observados. Los resultados obtenidos dependen del número de ensayos realizados y del tipo de fallo que ocurra en cada uno de ellos, por lo que conviene no considerarlas de forma explícita en el análisis
- Las probetas con radio de entalla de 1.0 mm tienen unos resultados experimentales (Figura 4.9) que han quedado claramente fuera de la línea de tendencia observada en el resto de resultados. En principio no existe ninguna razón física para esta desviación y la bibliografía no muestra fenómenos similares. La razón de este fenómeno es puramente estadística y se atribuye a lo limitado del número de ensayos realizados, por lo que tampoco conviene considerar estas curvas.
- Las probetas de radio de entalla 2.0 mm y 2.5 mm presentan valores de tenacidad aparente superiores a $5 \text{ MPam}^{1/2}$. En [46] queda explicado cómo a medida que aumenta el radio de entalla se pasa de situaciones de deformación plana (con fisuras), hasta otras en las que pueden llegar a predominar las condiciones de tensión plana. En ese caso, la TDC tiene plena aplicación pero requiere consideraciones adicionales (por ejemplo, utilizar la resistencia a fractura en probetas fisuradas sometidas a condiciones de tensión plana). La condición que proporciona el límite en torno al cual predominan condiciones de tensión plana quedó recogida en el Capítulo 3 (ecuación (3.44)), y su expresión era:

$$K_c = \sigma_Y (\pi B)^{1/2}$$

B es el espesor de la probeta. Esta expresión supone que las condiciones de tensión plana dominan cuando el tamaño de la zona plástica es el mismo que el espesor de la probeta [46]. Introduciendo en la ecuación (3.44) el límite elástico del material y el espesor de las probetas resulta un valor de K_c de $6 \text{ MPam}^{1/2}$. Esto indica que las probetas con los radios de entalla anteriormente mencionados se encuentran en unas condiciones muy próximas a las de tensión plana, muy diferentes por tanto a las de las probetas con defectos más próximos a las fisuras. Una vez más, se recomienda no tener en cuenta estas curvas.

Otro argumento en este sentido es el siguiente: en la Figura 4.52, cualquiera que sean las curvas consideradas los puntos de corte entre las mismas se corresponden con niveles tensionales (resistencia inherente, σ_0) muy superiores a la tensión de rotura del material. Esto quiere decir que las probetas lisas, sin concentradores de tensiones, no pueden utilizarse para la calibración, tal y como se explica en [46] y ha quedado recogido aquí en el Capítulo 3. Pero además implica

que entallas con concentraciones de tensiones bajas, como ocurre aquí para radios mayores de 2.0 mm, tampoco son adecuados para la calibración. La afirmación de que una entalla de radio de 2.0 mm no provoca grandes concentraciones de tensiones puede resultar sorprendente, pero realmente el significado de una entalla en el comportamiento en fractura de un material no depende del radio de la misma, sino de la relación entre dicho radio y la distancia crítica del material (o número de Neuber, ρ/L):

- Si $\rho/L < 1$, la entalla se comporta como una fisura, y la mecánica de la fractura ordinaria proporciona buenos resultados de análisis.
- Si $\rho \gg L$, el análisis de la entalla puede realizarse mediante la simple consideración de su factor elástico de concentración de tensiones K_t [46].
- Para situaciones intermedias, la carga de rotura será mayor que la determinada mediante la mecánica de la fractura, pero menor que la proporcionada mediante el uso de K_t . Es en esta situación donde la TDC tiene pleno significado.

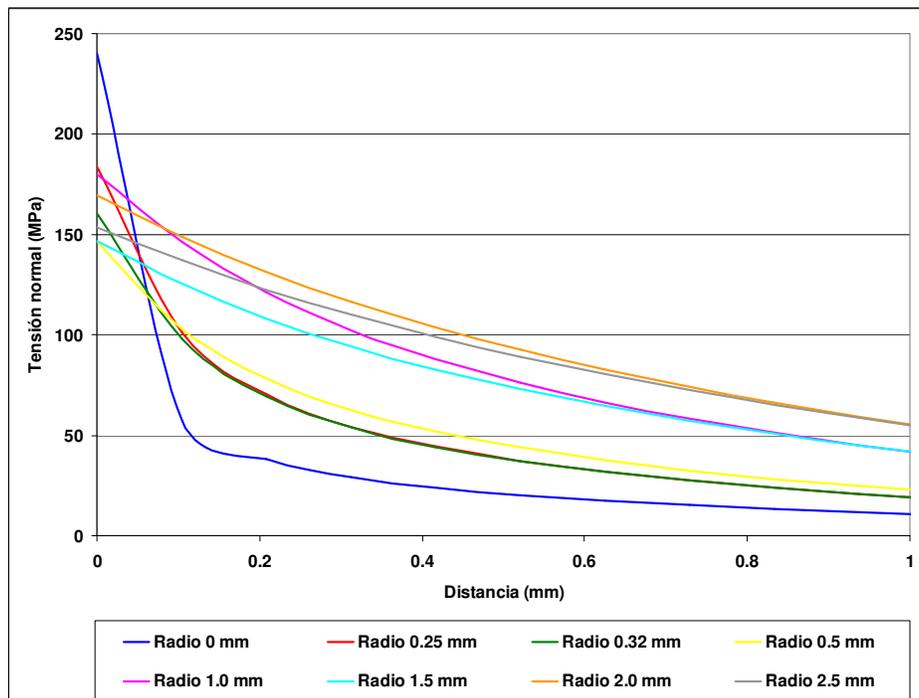


Figura 4.52. Curvas tensión-distancia al frente del defecto correspondientes a las diferentes series de probetas ensayadas.

Con todas estas consideraciones las curvas tensión-distancia a tener en cuenta son las correspondientes a los radios de 0 mm (probetas fisuradas), 0.25 mm, 0.32 mm y 1.5 mm, tal y como se muestra en la Figura 4.53. En la misma, al aplicar el PM se observa que σ_0 está entre 120 y 145 MPa y $L/2$ entre 0.037 y 0.063 mm. Tomando los valores medios asociados a los distintos puntos de corte, σ_0 resulta 134 MPa y L es 0.105 mm, valores que están de acuerdo a los proporcionados por Taylor [46, 89] ($\sigma_0 = 146$ MPa y $L = 0.107$ mm). La dispersión en los resultados experimentales es la razón principal por la que las cuatro curvas no se cortan en un único punto, pero en cualquier caso el principal supuesto del PM se cumple de forma razonable.

Conocido L , puede ahora determinarse el valor del número de Neuber para las dos situaciones no consideradas ($\rho = 2.0$ mm y $\rho = 2.5$ mm). En el primer caso ($\rho = 2.0$ mm) resulta 19.04, mientras que en segundo es igual a 23.81, por lo que efectivamente en ambos casos es notablemente superior a la unidad.

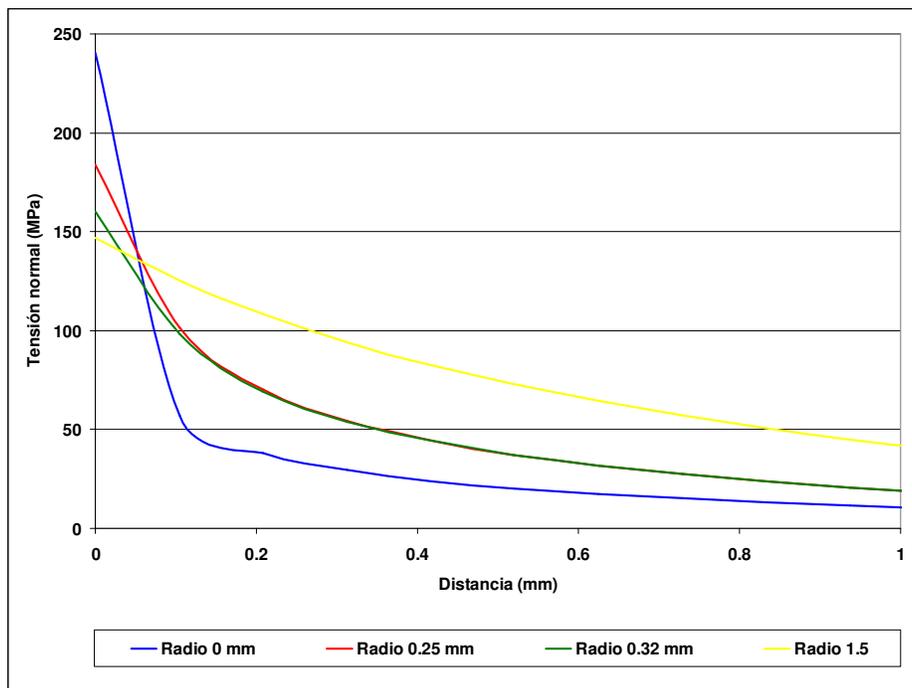


Figura 4.53. Curvas tensión-distancia al frente del defecto consideradas en el análisis (radios de entalla de 0, 0.25, 0.32 y 1.50 mm).

Por último, es importante destacar que la aplicación del LM (ecuación (3.12)) lleva a resultados prácticamente iguales en términos de distancia crítica y tensión inherente.

4.2.7 Aplicación de la TCD en la predicción del efecto entalla en el PMMA

Una vez presentados el programa experimental y la simulación por elementos finitos, junto con los valores resultantes de la calibración de los parámetros característicos de la TCD para el PMMA, la aplicación de esta teoría a través de tres de sus metodologías (PM, LM y FFM) va a servir de validación para la predicción del efecto entalla en fractura. Así, las predicciones proporcionadas por la ecuaciones (3.29), (3.30), (3.39) y (3.40) se compararán con los valores experimentales.

La Figura 4.54 muestra las diferentes predicciones obtenidas siguiendo las ecuaciones anteriores y utilizando el valor de L derivado del análisis por elementos finitos. Presenta también el mejor ajuste obtenido por el método de los mínimos cuadrados y obligando a la curva a tomar el valor medio de la tenacidad a fractura obtenido en la probetas fisuradas ($\rho=0$ mm). Los parámetros correspondientes a ese ajuste son $\sigma_0 = 124$ MPa y $L = 0.086$ mm cuando se tienen en cuenta todos los datos experimentales, y $\sigma_0 = 117$ MPa y $L = 0.096$ cuando sólo se tienen en cuenta los puntos correspondientes a los radios de entalla considerados en la Figura 4.53. De cualquier forma los resultados son del mismo orden que los obtenidos en el apartado 4.2.6.

Finalmente hay que destacar que si el mejor ajuste se lleva a cabo siguiendo la ecuación (3.30) (y por lo tanto, aplicando el LM), los resultados son prácticamente idénticos, $\sigma_0 = 116$ MPa y $L = 0.098$ mm si se tienen en cuenta todos los puntos y $\sigma_0 = 105$ MPa y $L = 0.120$ si solo se consideran los correspondientes a los radios de entalla representados en la Figura 4.53. Una vez más, los resultados son parecidos a los del apartado 4.2.6.

Se observa cómo tanto el PM como el LM se encuentran muy próximos al mejor ajuste estadístico de los datos experimentales, mientras que la FFM proporciona valores generalmente conservadores. Esta última cuestión es debida a que las ecuaciones (3.39) y (3.40) se han derivado para una geometría concreta (entalla pasante en chapa infinita) que proporciona valores conservadores para la mayoría del resto de geometrías [46]. La obtención de las ecuaciones concretas para la geometría analizada (probetas SENB) proporcionaría resultados muy similares a los del PM y el LM.

En cualquier caso, los resultados obtenidos demuestran la capacidad de la TCD y sus diferentes metodologías para proporcionar predicciones precisas del efecto entalla, quedando validada su aplicación en el caso del PMMA.

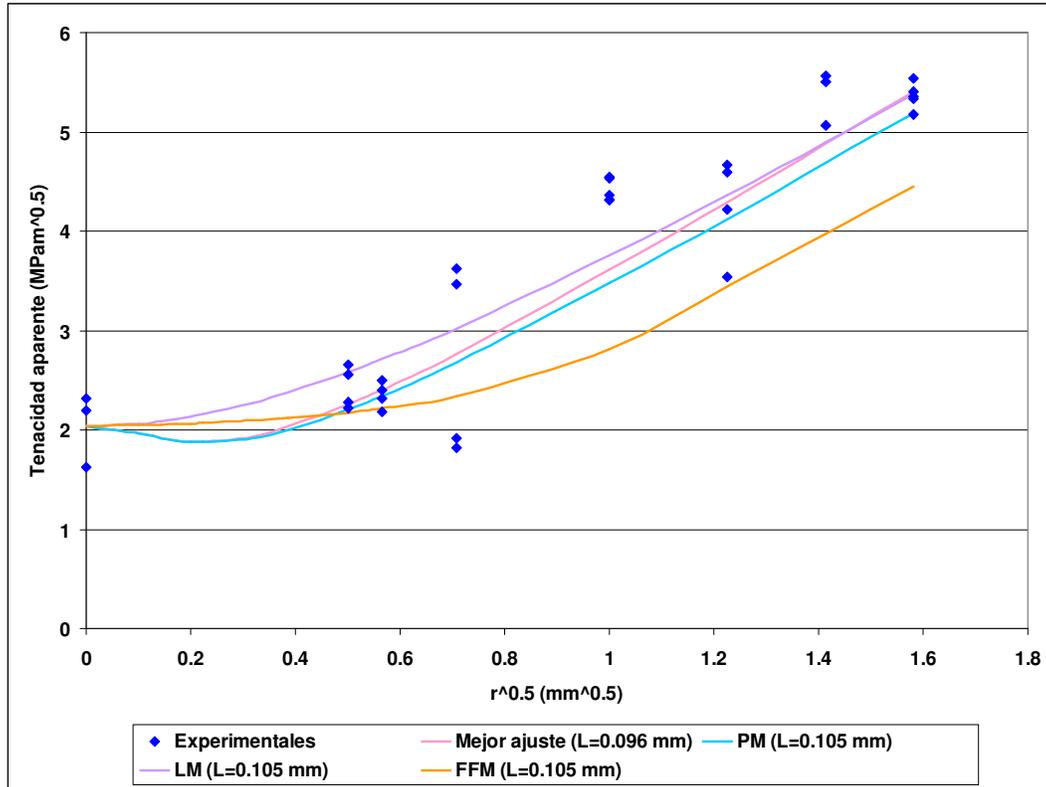


Figura 4.54. Comparación entre los datos experimentales (y su correspondiente mejor ajuste) y las predicciones del PM (ecuación (3.29), del LM (ecuación (3.30)) y de la FFM (ecuaciones (3.39) y (3.40)), con $\sigma_0 = 134$ MPa y $L = 0.105$ mm.

4.3 APLICACIÓN DE LA TDC AL Al7075-T651

4.3.1 Introducción

En este apartado y de forma análoga al análisis realizado en el PMMA, se va a proceder a aplicar la TDC a un material de gran trascendencia en la ingeniería como es el aluminio, en concreto, a la aleación Al7075-T651. De nuevo se plantea un programa experimental junto con la simulación del mismo por elementos finitos, con el objetivo de determinar los parámetros de la TDC aplicables a esta aleación. Posteriormente se aplicarán los resultados obtenidos a la predicción del efecto entalla mediante la TDC (en sus diferentes versiones).

4.3.2 Programa experimental

Para poder hacer una predicción del efecto entalla sobre la tenacidad aparente a fractura medida en probetas entalladas de Al7075-T651 se ha utilizado, de forma análoga a como se hizo en el

PMMA, la TDC calibrando los parámetros del modelo mediante la combinación de ensayos de laboratorio y simulaciones por elementos finitos.

El material se ha obtenido de una chapa de 2000 mm x 1000 mm y 20 mm de espesor. La composición química se muestra en la Tabla 4.4, mientras que la condición T651 en la que se suministró el material hace referencia a que ha sido sometido a un tratamiento térmico de solución seguido de una relajación tensional por estirado controlado y por un envejecimiento artificial.

Tabla 4.4. Composición química del Al7075-T651

	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Al
Al7075-T651	5.41	2.84	1.47	0.19	0.17	0.15	resto

En primer lugar se realizaron cuatro ensayos de tracción sobre sendas probetas (según norma ASTM E8/E8M-09 [104]), dos por cada orientación (longitudinal y transversal), para determinar las propiedades mecánicas a tracción del material analizado. La velocidad de desplazamiento fue de 5 mm/min [104] realizándose un registro continuo de la carga aplicada sobre las probetas y del desplazamiento medido por el extensómetro. La geometría de las probetas utilizadas queda recogida en la Figura 4.55.

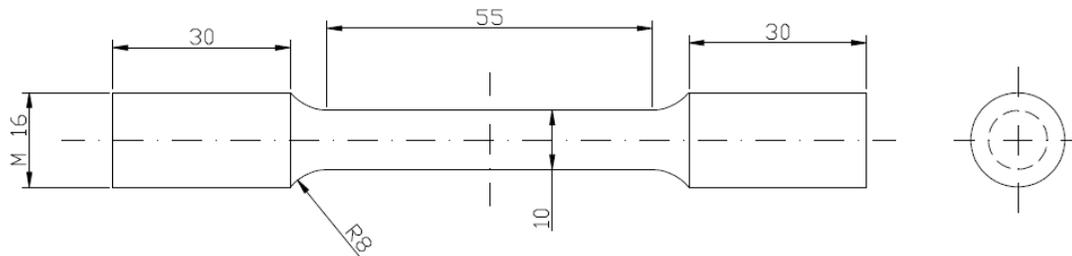


Figura 4.55. Geometría de las probetas de tracción. Cotas en mm.

Posteriormente se realizaron 48 ensayos de validación del uso de la TDC en el Al7075-T651. Todos ellos consistieron en ensayos de fractura en probetas CT (según norma ASTM E 1820-09e1 [8], ver Figura 4.56) con una velocidad de desplazamiento de 5 mm/min [8]. 24 de los ensayos se realizaron sobre probetas LT (en las cuales la carga actúa en la dirección del laminado y la fisura propaga en dirección perpendicular al mismo) y los otros 24 sobre probetas TL (carga transversal al laminado y propagación en el sentido del mismo). Durante los ensayos se recogió, igualmente, un registro de la carga aplicada, del desplazamiento de las mordazas y

del desplazamiento del extensómetro. Para cada tipo de probeta (LT y TL) se realizaron seis series de ensayos, correspondientes a otros tantos radios de entalla (que van de 0 a 2.0 mm). Las series de 0 y 0.15 mm están compuestas por seis probetas cada una, y el resto de las series por tres. La Tabla 4.5 muestra la identificación y las características geométricas de cada una de las probetas. Como se puede apreciar, en todas las series aparecen las probetas correspondientes, salvo en una (probeta LT0-1), debido a que el ensayo no resultó válido. La Figura 4.57 muestra el montaje experimental.

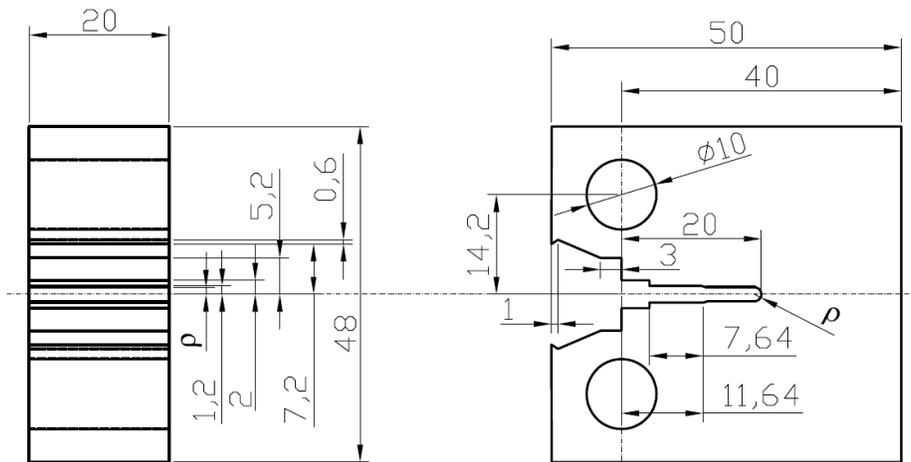


Figura 4.56. Geometría de las probetas CT. Cotas en mm. ρ varía desde 0 a 2.0mm.

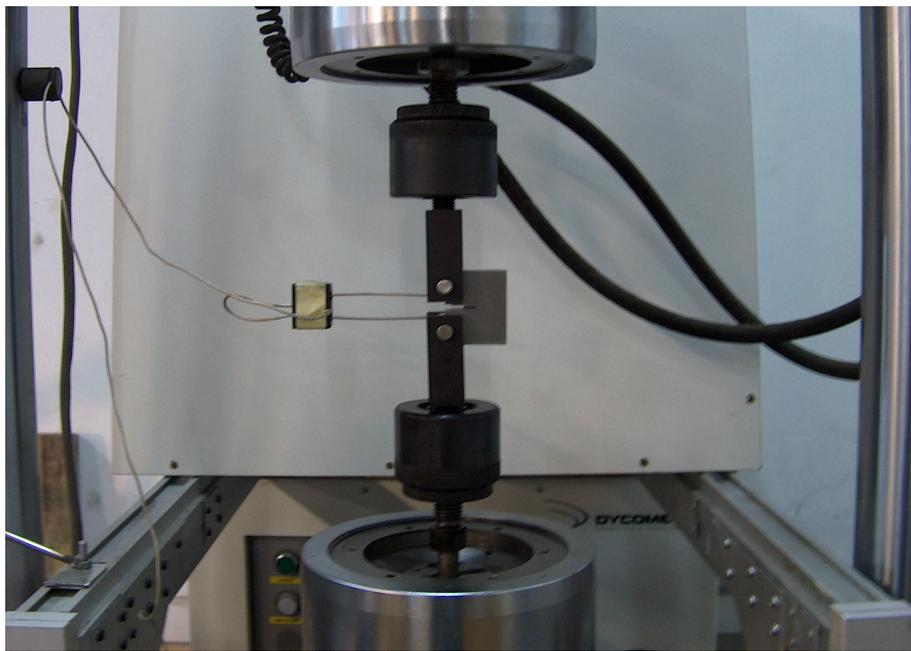


Figura 4.57. Montaje experimental de los ensayos de fractura de las probetas CT.

Tabla 4.5. Identificación y geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de fractura de las probetas CT.

Serie	Probeta	W (mm)	Espesor, b (mm)	Longitud de fisura, a (mm)	Radio de entalla, ρ (mm)
LT0	LT0-2	40	20	20.32	≈ 0
	LT0-3			18.99	
	LT0-4			20.64	
	LT0-5			19.92	
	LT0-6			19.71	
LT0.15	LT0.15-1	40	20	20	0.14
	LT0.15-2				0.14
	LT0.15-3				0.15
	LT0.15-4				0.15
	LT0.15-5				0.15
	LT0.15-6				0.14
LT0.25	LT0.25-1	40	20	20	0.21
	LT0.25-2				0.21
	LT0.25-3				0.22
LT0.5	LT0.5-1	40	20	20	0.47
	LT0.5-2				0.47
	LT0.5-3				0.48
LT1.0	LT1.0-1	40	20	20	0.97
	LT1.0-2				0.96
	LT1.0-3				0.97
LT2.0	LT2.0-1	40	20	20	1.97
	LT2.0-2				1.97
	LT2.0-3				1.97
TL0	TL0-1	40	20	20.14	≈ 0
	TL0-2			19.79	
	TL0-3			20.23	
	TL0-4			19.29	
	TL0-5			21.04	
	TL0-6			19.59	
TL0.15	TL0.15-1	40	20	20	0.15
	TL0.15-2				0.15
	TL0.15-3				0.15
	TL0.15-4				0.15
	TL0.15-5				0.15
	TL0.15-6				0.15
TL0.25	TL0.25-1	40	20	20	0.20
	TL0.25-2				0.21
	TL0.25-3				0.21
TL0.5	TL0.5-1	40	20	20	0.47
	TL0.5-2				0.47
	TL0.5-3				0.47
TL1.0	TL1.0-1	40	20	20	0.98
	TL1.0-2				0.98
	TL1.0-3				0.99
TL2.0	TL2.0-1	40	20	20	1.95
	TL2.0-2				1.97
	TL2.0-3				1.96

Finalmente, y de nuevo de forma análoga a lo realizado en el PMMA, una vez realizados los ensayos de fractura en las probetas CT, se realizó un análisis SEM (*Scanning Electron Microscopy*) de las superficies de fractura obtenidas con el objetivo de estudiar los micromecanismos de fractura existentes en los diferentes casos, así como de determinar si la variación del radio de entalla supone un cambio en los micromecanismos de rotura, tal y como se ha observado en el PMMA.

4.3.3 Resultados experimentales

4.3.3.1 Ensayos de tracción y fractura

La Figura 4.58 muestra los resultados de los ensayos de tracción, cuyos principales parámetros quedan recogidos en la Tabla 4.6.

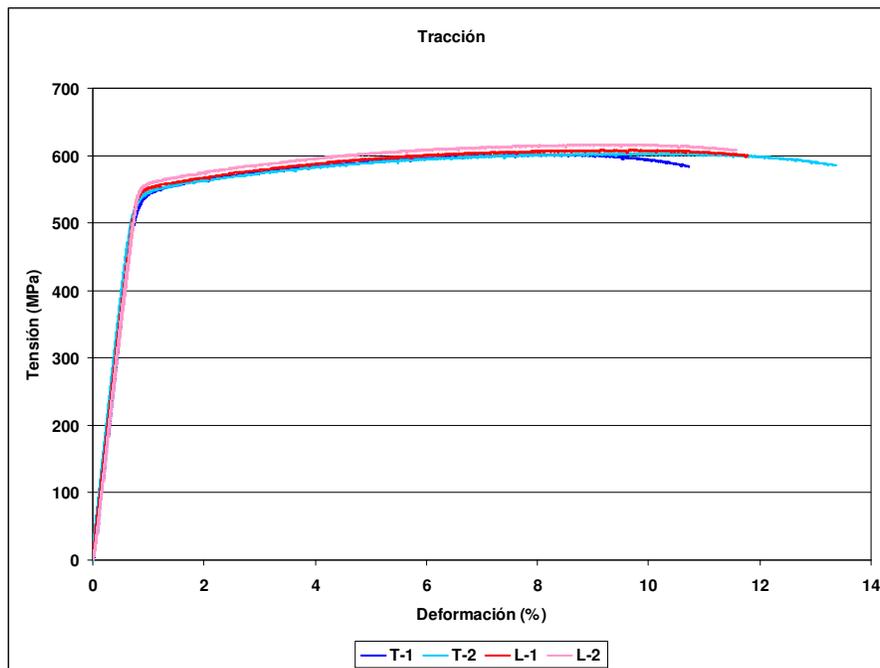


Figura 4.58. Curvas de tracción del aluminio.

Tabla 4.6. Resultados de los ensayos de tracción. L: sentido longitudinal del laminado; T: sentido transversal del laminado.

Ensayo	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_{max} (%)
Tracción T-1	74.8	537.47	601.67	8.09
Tracción T-2	73.9	541.00	602.88	9.95
Tracción L-1	71.0	550.89	607.86	9.13
Tracción L-2	72.3	557.36	616.20	9.02

Estos resultados son similares a otros encontrados en la bibliografía (ej., [105]).

En relación con los ensayos de validación sobre probetas de fractura, en las figuras que van de la 4.59 a la 4.70 se recogen las gráficas carga-desplazamiento (extensómetro) para cada una de las doce series, correspondientes a las seis geometrías ensayadas y a las dos orientaciones de probeta.

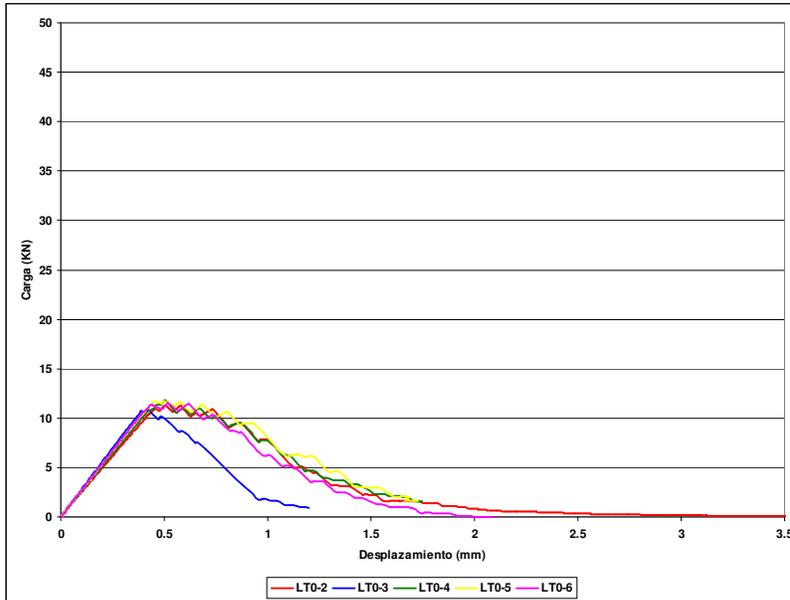


Figura 4.59. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas LT fisuradas.

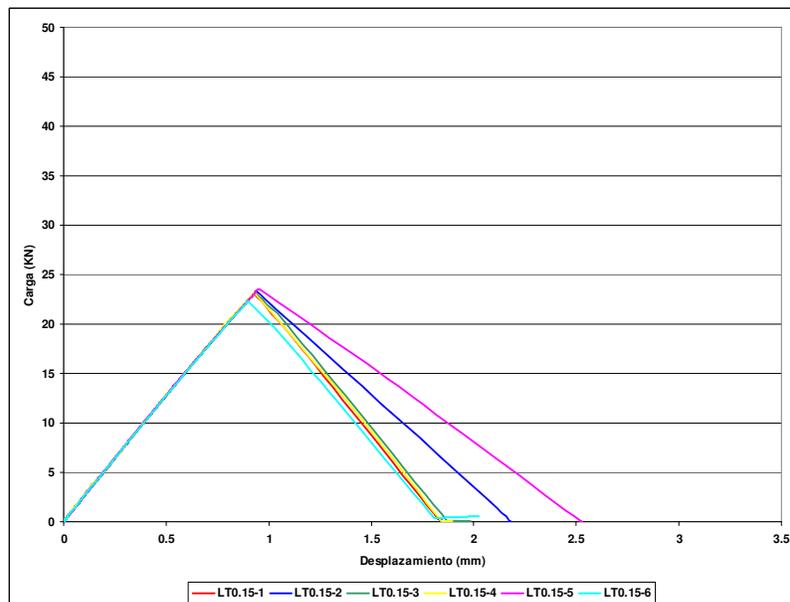


Figura 4.60. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas LT con radio de entalla nominal de 0.15 mm.

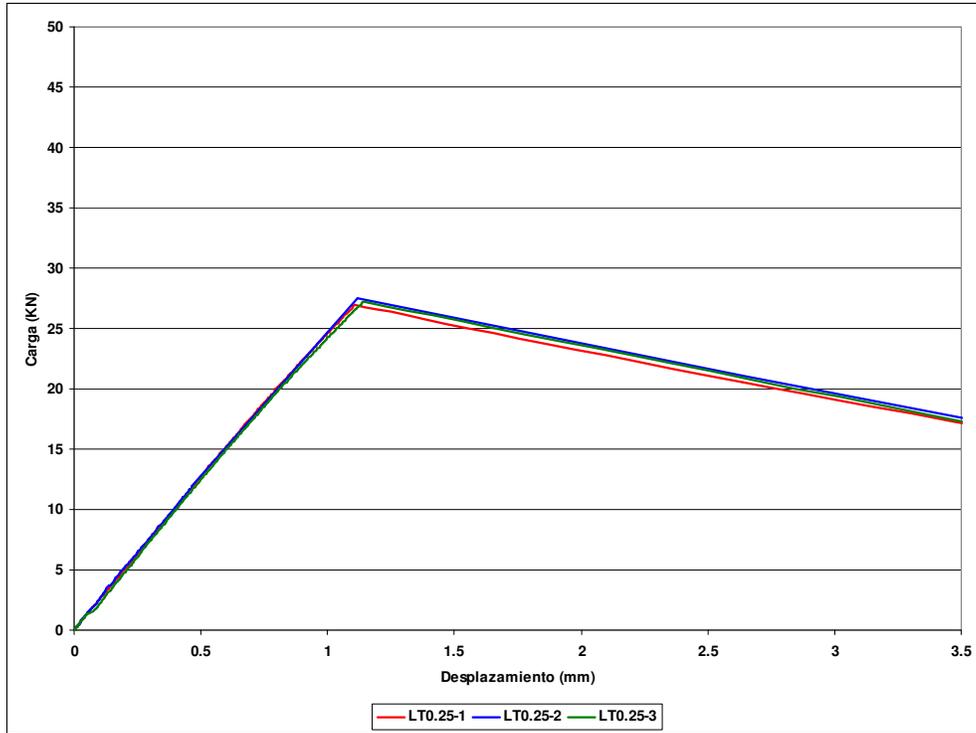


Figura 4.61. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas LT con radio de entalla nominal de 0.25 mm.

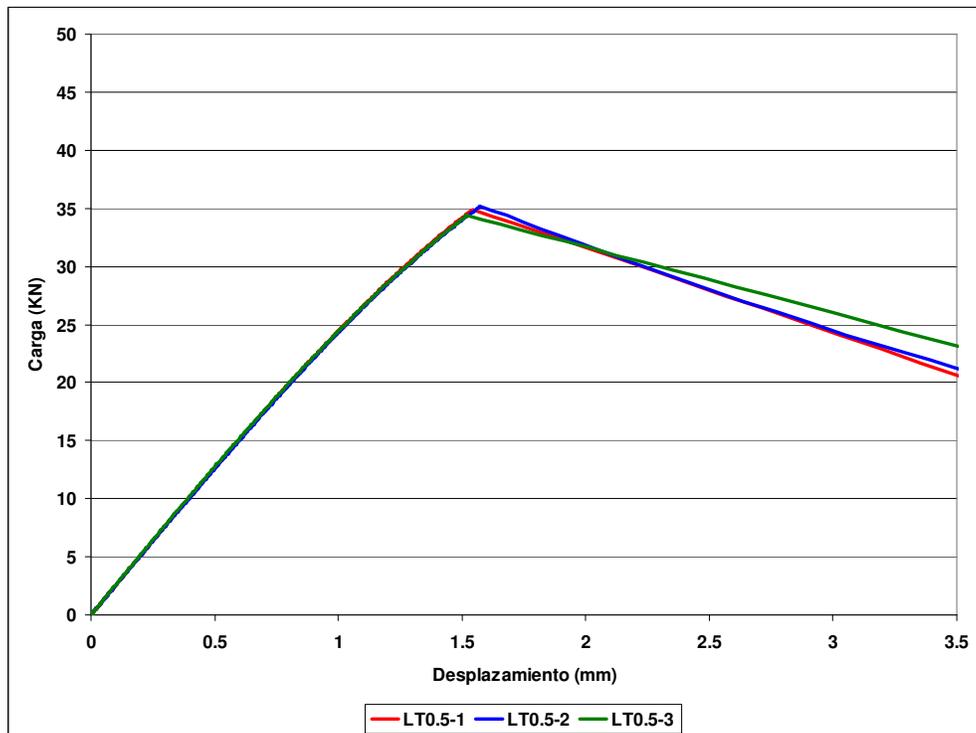


Figura 4.62. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas LT con radio de entalla nominal de 0.5 mm.

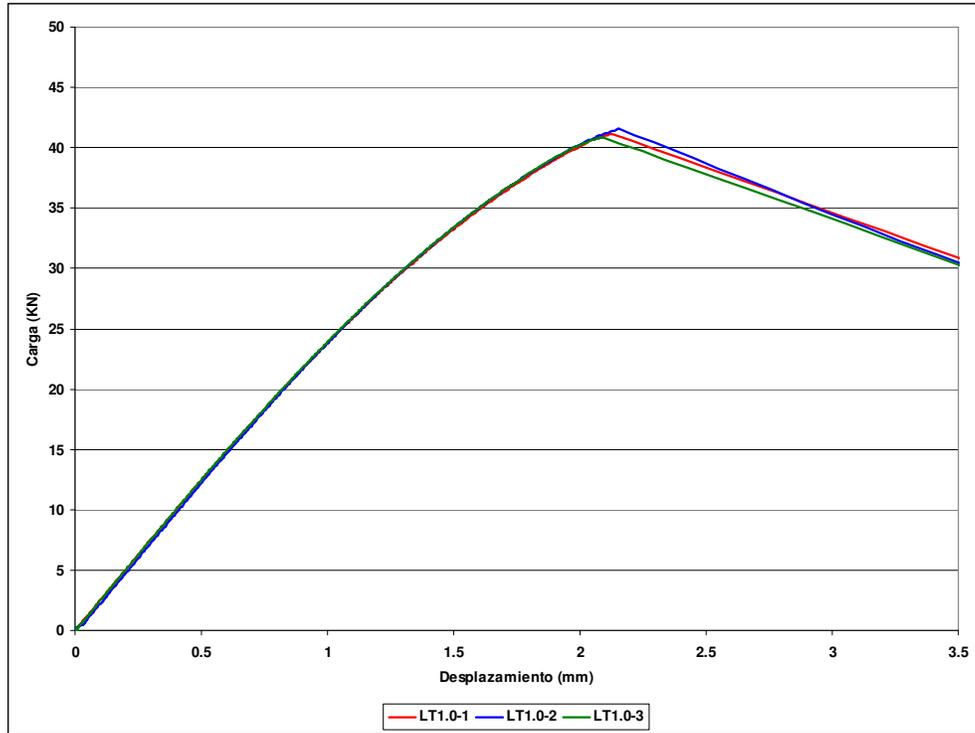


Figura 4.63. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas LT con radio de entalla nominal de 1.0 mm.

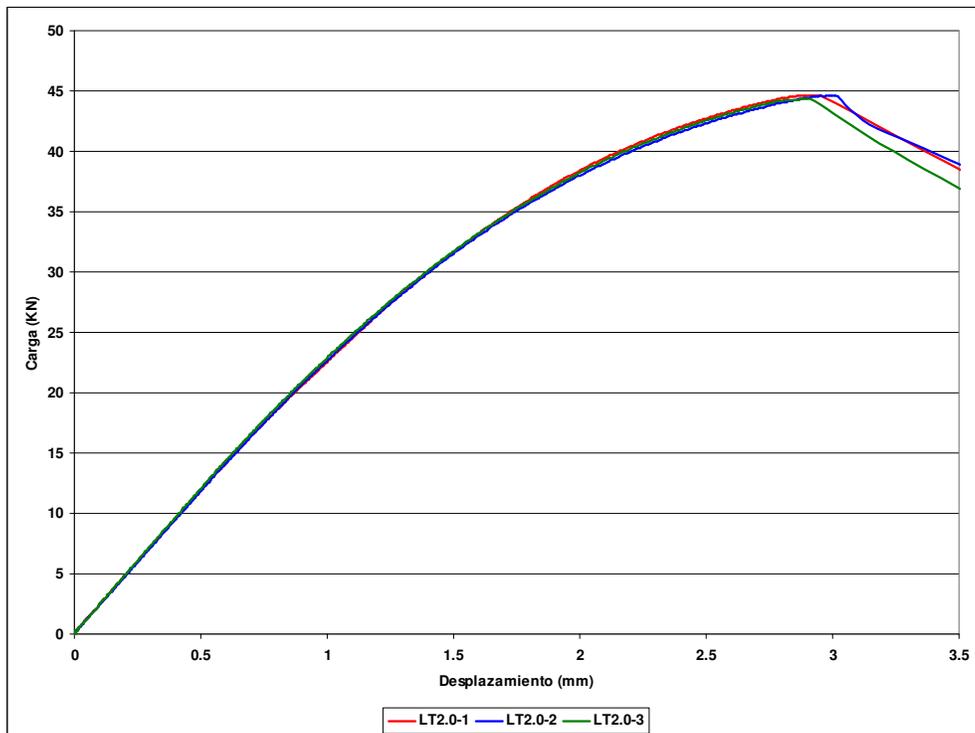


Figura 4.64. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas LT con radio de entalla nominal de 2.0 mm.

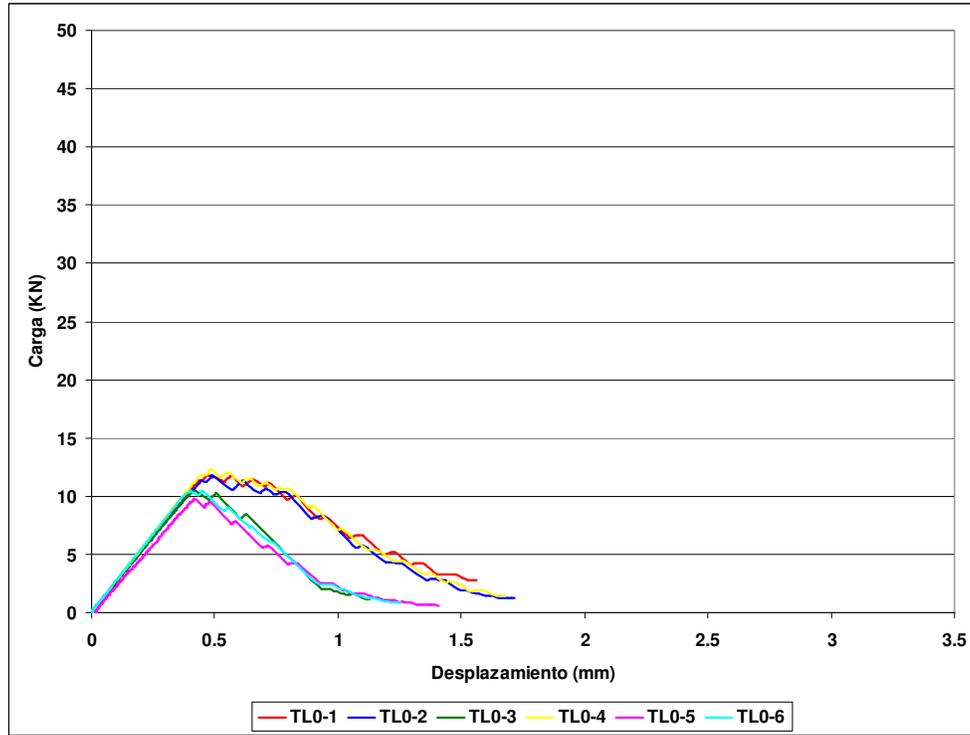


Figura 4.65. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas TL fisuradas.

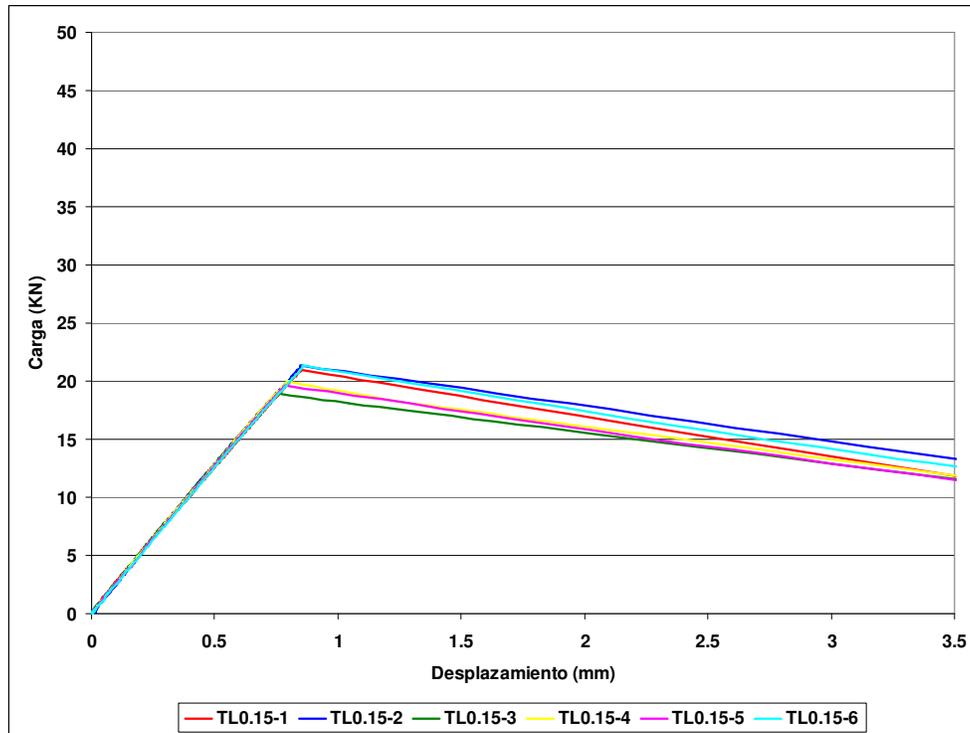


Figura 4.66. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas TL con radio de entalla nominal de 0.15 mm.

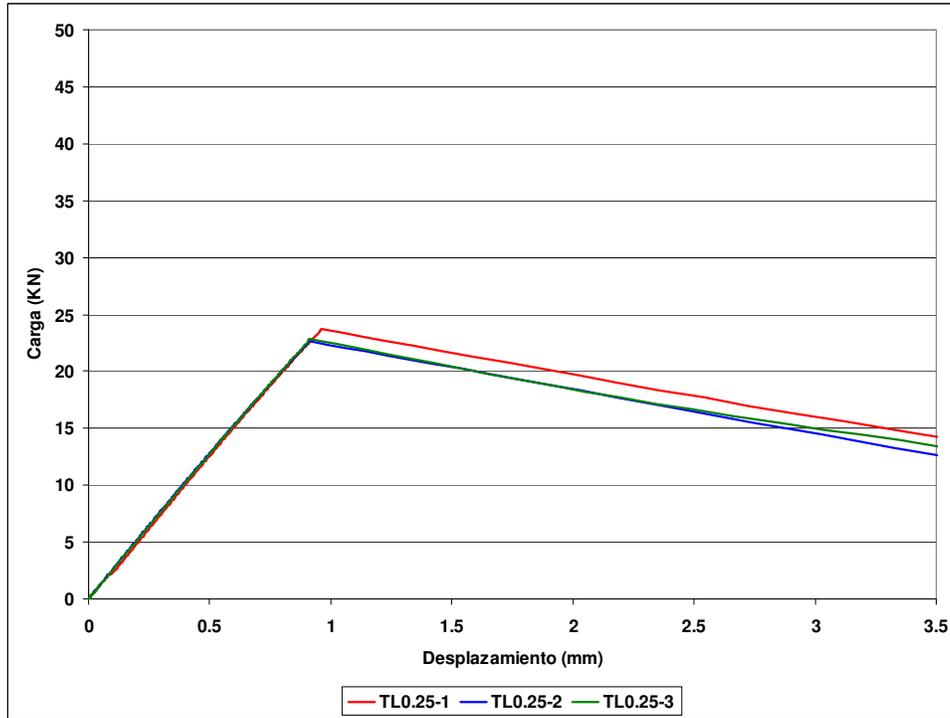


Figura 4.67. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas TL con radio de entalla nominal de 0.25 mm.

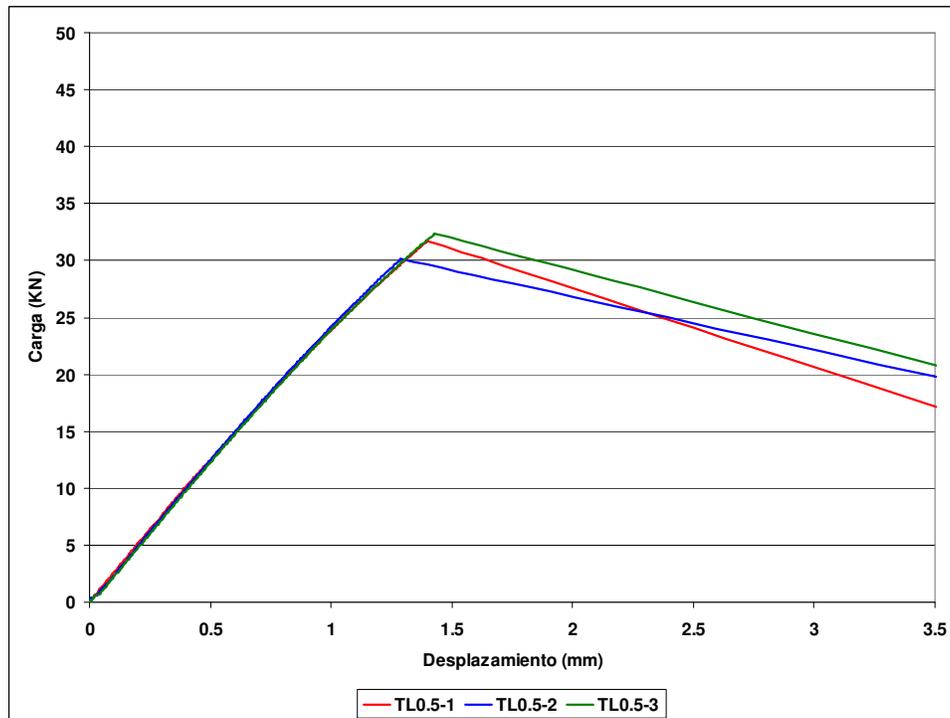


Figura 4.68. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas TL con radio de entalla nominal de 0.5 mm.

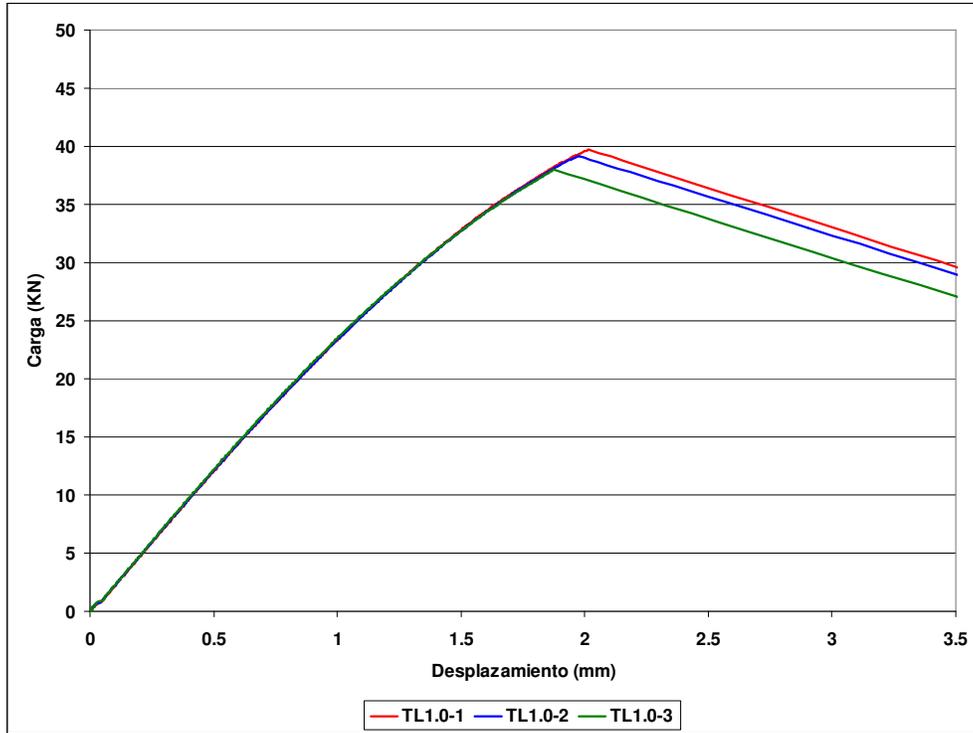


Figura 4.69. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas TL con radio de entalla nominal de 1.0 mm.

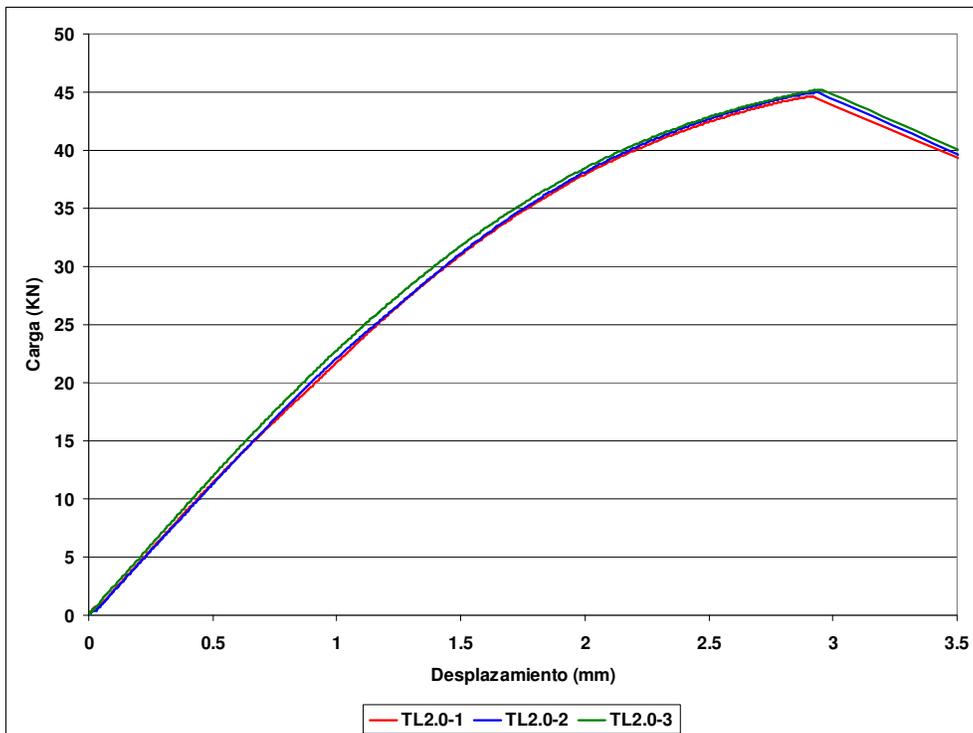


Figura 4.70. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas TL con radio de entalla nominal de 2.0 mm.

Se observa como para cada familia de probetas la pendiente de las curvas es sensiblemente similar. Además, si bien existen familias de ensayos con mayor dispersión experimental que otras, dicha dispersión es muy inferior a la observada en el PMMA.

Por otra parte se aprecia cómo en las probetas con mayor radio de entalla hay una notable pérdida de linealidad en las curvas carga-desplazamiento, fenómeno también observado en el análisis del PMMA recogido en el apartado 4.2.

La Figura 4.71 muestra gráficamente las tenacidades aparentes obtenidas experimentalmente, obtenidas al aplicar a las probetas entalladas la formulación asociada al cálculo del de la tenacidad a fractura (K_{IC}) en probetas fisuradas. En la Tabla 4.7 se muestran los mismos resultados junto con la carga de rotura correspondiente a cada ensayo. Puede observarse cómo en el caso de esta aleación se observa un importante efecto entalla incluso con los valores de radio de entalla nominal más reducidos (ej., 0.15 mm), sin que se observen evidencias de la existencia de un radio crítico. Esto está de acuerdo con las observaciones recogidas en [85] en otra aleación de aluminio similar.

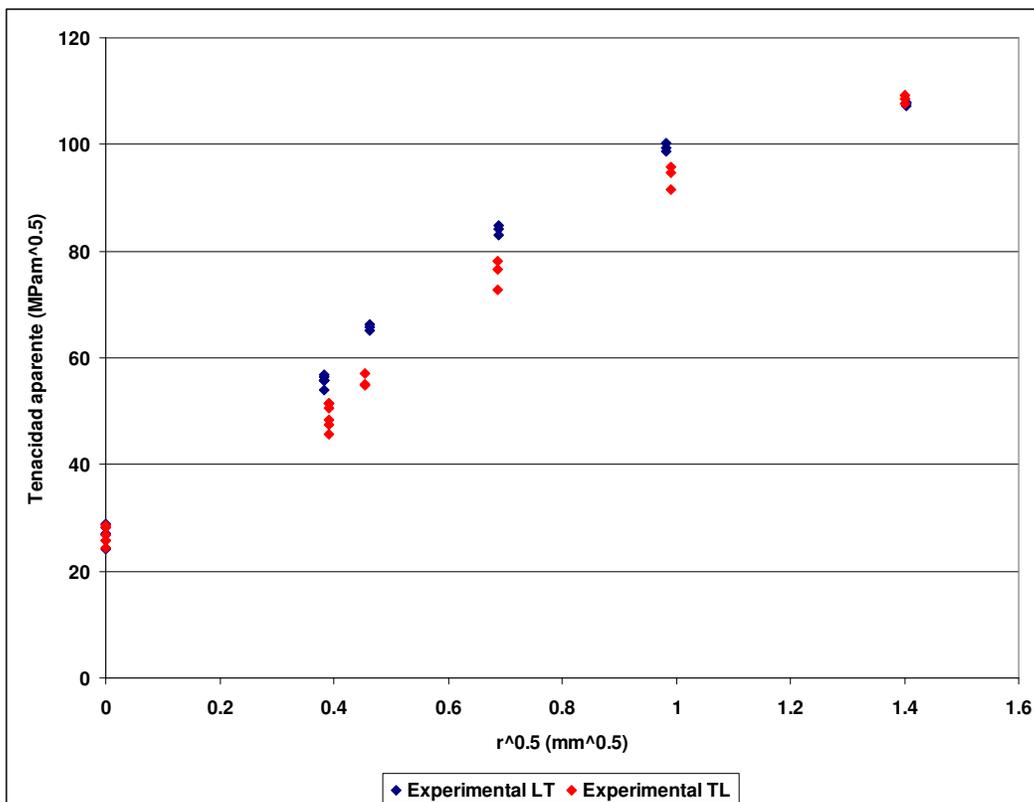


Figura 4.71. Resultados de tenacidad aparente obtenidos en el Al7075-T651 (orientaciones LT y TL).

Tabla 4.7. Resultados de los ensayos de fractura realizados en el Al7075-T651.

Serie	Probeta	a (mm)	Radio de entalla, ρ (mm)	Carga max (KN)	K_{IN} (MPam ^{1/2})
LT0	LT0-2	20.32	≈ 0	10.96	27.13
	LT0-3	18.99		10.76	24.07
	LT0-4	20.64		11.35	28.82
	LT0-5	19.92		11.72	28.13
	LT0-6	19.71		11.40	26.93
LT0.15	LT0.15-1	20	0.14	23.09	55.76
	LT0.15-2		0.14	23.36	56.41
	LT0.15-3		0.15	23.12	55.84
	LT0.15-4		0.15	23.13	55.85
	LT0.15-5		0.15	23.54	56.85
	LT0.15-6		0.14	22.35	53.97
LT0.25	LT0.25-1	20	0.21	26.95	65.08
	LT0.25-2		0.21	27.47	66.33
	LT0.25-3		0.22	27.25	65.79
LT0.5	LT0.5-1	20	0.47	34.83	84.11
	LT0.5-2		0.47	35.14	84.87
	LT0.5-3		0.48	34.36	82.97
LT1.0	LT1.0-1	20	0.97	41.12	99.31
	LT1.0-2		0.96	41.54	100.32
	LT1.0-3		0.97	40.85	98.66
LT2.0	LT2.0-1	20	1.97	44.66	107.85
	LT2.0-2		1.97	44.60	107.69
	LT2.0-3		1.97	44.39	107.19
TL0	TL0-1	20.14	≈ 0	11.78	28.76
	TL0-2	19.79		11.32	26.91
	TL0-3	20.23		10.51	25.82
	TL0-4	19.29		12.30	28.17
	TL0-5	21.04		9.81	25.71
	TL0-6	19.59		10.46	24.50
TL0.15	TL0.15-1	20	0.15	20.95	50.60
	TL0.15-2		0.15	21.31	51.46
	TL0.15-3		0.15	18.95	45.77
	TL0.15-4		0.15	20.03	48.38
	TL0.15-5		0.15	19.66	47.47
	TL0.15-6		0.15	21.32	51.47
TL0.25	TL0.25-1	20	0.20	23.68	57.18
	TL0.25-2		0.21	22.68	54.77
	TL0.25-3		0.21	22.79	55.04
TL0.5	TL0.5-1	20	0.47	31.71	76.58
	TL0.5-2		0.47	30.14	72.77
	TL0.5-3		0.47	32.33	78.08
TL1.0	TL1.0-1	20	0.98	39.71	95.89
	TL1.0-2		0.98	39.17	94.59
	TL1.0-3		0.99	37.95	91.63
TL2.0	TL2.0-1	20	1.95	44.58	107.64
	TL2.0-2		1.97	44.96	108.57
	TL2.0-3		1.96	45.23	109.23

Las principales observaciones que se derivan de los datos recogidos en esta tabla son:

- La orientación LT proporciona valores ligeramente más elevados de K_{IN} que la orientación TL, aunque en los dos extremos analizados (material fisurado y con 2.0 mm de radio de entalla) los resultados son muy parecidos.
- La tenacidad a fractura, K_C , calculada como la media de los valores obtenidos en las probetas fisuradas, es $27.01 \text{ MPam}^{1/2}$ para la orientación LT y $26.65 \text{ MPam}^{1/2}$ para la TL.
- Se puede observar la existencia de un claro efecto entalla, con aumentos de la carga máxima y de la tenacidad aparente a fractura a mediada que aumenta el radio de entalla.
- No hay indicios de la existencia de un radio crítico por debajo del cual el efecto entalla sea despreciable. Aunque en investigaciones realizadas en otro tipo de materiales sí que se ha observado la existencia de un radio crítico (ej., [32,40,43,44,46,48,83,89]), el análisis de la aleación de aluminio DISPAL-2 a diferentes temperaturas [85], ha revelado curvas monótonamente crecientes sin un radio crítico definido.

4.3.4 Análisis SEM de las superficies de fractura

Antes de pasar al análisis pormenorizado de cada una de las probetas examinadas en el microscopio electrónico de barrido, se muestran dos macrográficas de las superficies de fractura. La primera de ellas (Figura 4.72) se corresponde con la orientación LT y la segunda (Figura 4.73) con la TL. En ambas imágenes las probetas están colocadas de manera que el radio de entalla va creciendo de izquierda a derecha y de arriba hacia abajo.

Como se puede apreciar en ambas fotografías a medida que va aumentando el radio de entalla se va cambiando de una superficie de fractura plana a una superficie rugosa. La superficie de fractura es, en todos los casos, básicamente perpendicular a la carga aplicada y la contracción lateral es despreciable incluso en las probetas con mayor radio de entalla, lo cual indica que la plasticidad es muy limitada en todos los casos.

Volviendo al análisis SEM de las superficies de fractura, se tomaron imágenes en diferentes zonas de las mismas. En todos los casos, de forma análoga al análisis realizado en el PMMA, se han recogido imágenes de la zona iniciación de la fisura y de otras zonas que se han considerado

de interés. Para cada familia de probetas se muestran las imágenes obtenidas en una sola de las probetas, ya que los resultados obtenidos en probetas iguales han sido muy similares.

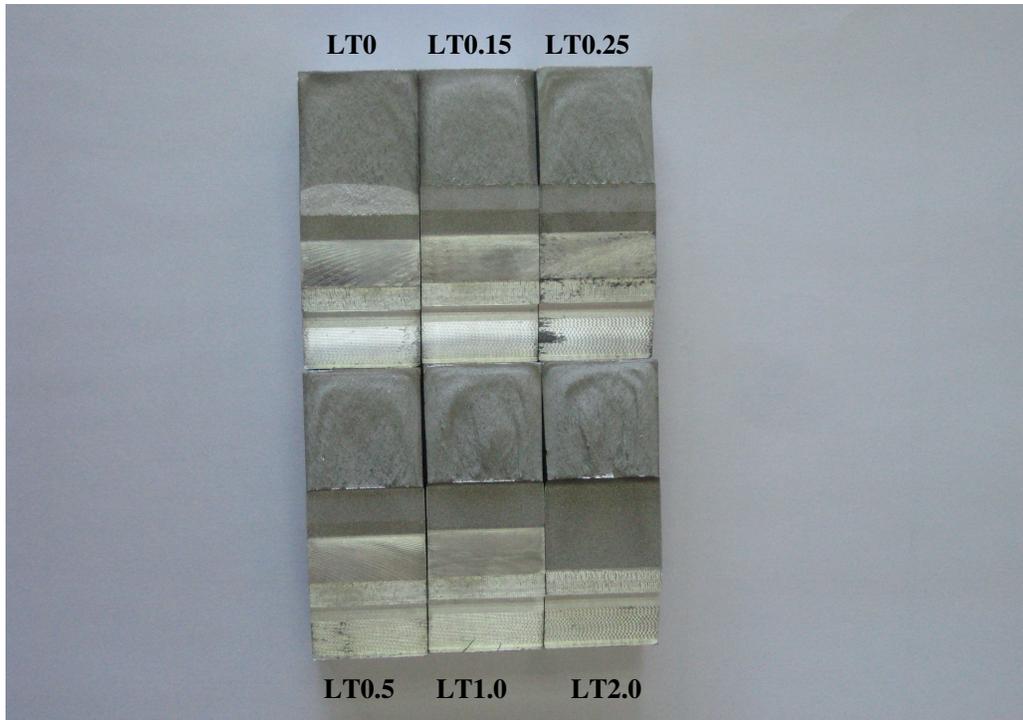


Figura 4.72. Aspecto de las superficies de fractura de las probetas LT.



Figura 4.73. Aspecto de las superficies de fractura de las probetas TL.

4.3.4.1 Probetas LT fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).

En todas las probetas ensayadas la superficie de fractura ha sido muy similar. Como ejemplo se muestran tres imágenes de la probeta LT0-2: la primera (Figura 4.74) se corresponde con la zona de interfase entre la prefisura y la propagación de la fisura; la segunda (Figura 4.75) recoge el aspecto de la zona de propagación frágil e inestable de la misma en su inicio; la tercera (Figura 4.76) muestra la zona de propagación en el centro de la sección. Todas las imágenes representan un mecanismo de fractura básicamente frágil y transgranular, aunque con formación de algunos michohuecos y con la propagación de la fisura en el sentido indicado por las flechas.

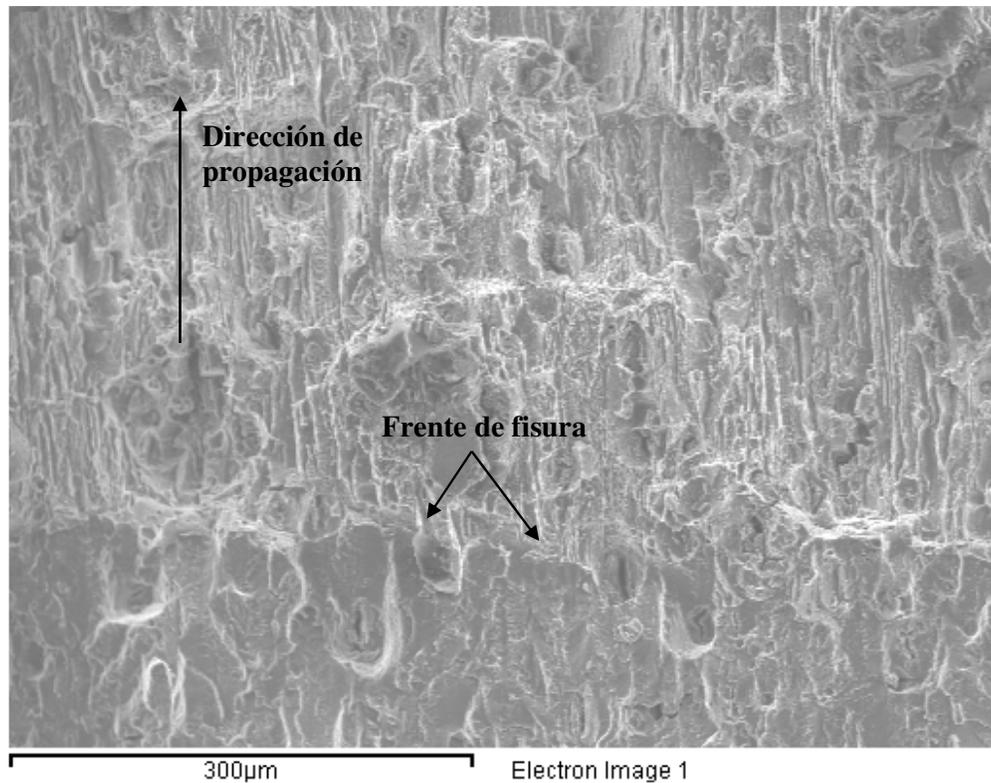


Figura 4.74. Zona de interfase entre la prefisura y la fisura en la probeta LT0-2.

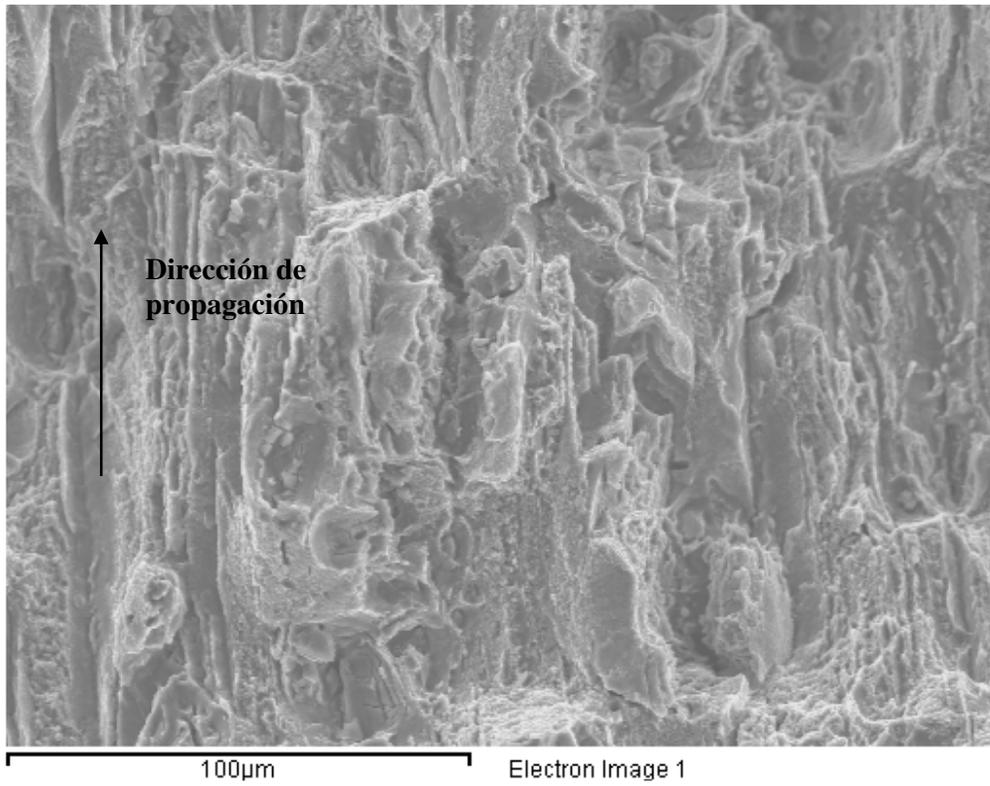


Figura 4.75. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta LT0-2.

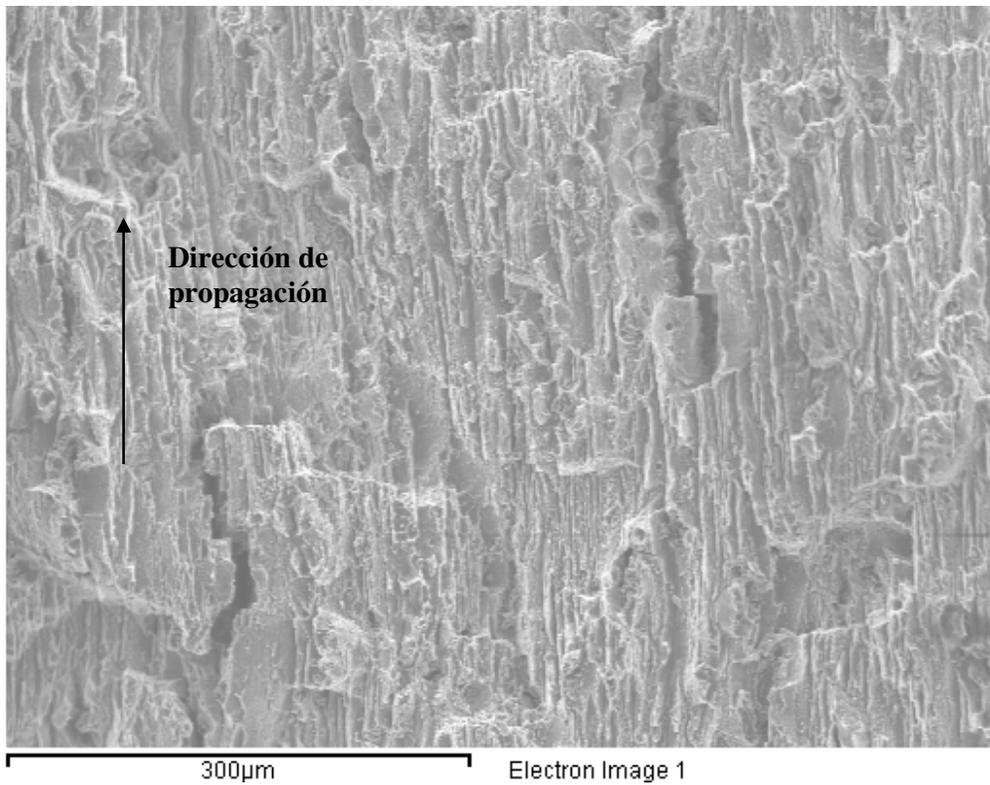


Figura 4.76. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta LT0-2.

4.3.4.2 Probetas LT entalladas ($\rho = 0.15$ mm).

Como en el caso anterior, las superficies de fractura observadas en este tipo de probetas han resultado muy parecidas entre sí, y como ejemplo se muestran imágenes tomadas en la probeta LT0.15-3. La primera imagen (Figura 4.77) se corresponde con la zona de interfase entre el frente de entalla inicial (electroerosión) y la superficie de propagación en la que, en este caso, se ven áreas de iniciación. La segunda imagen (Figura 4.78) muestra la zona de propagación frágil existente tras esas áreas, y la tercera (Figura 4.79) presenta la zona media de propagación. Por lo tanto, en este caso se pueden observar áreas de iniciación de aspecto plano y menos rugoso que las zonas de propagación aunque, de nuevo, la fractura es básicamente transgranular con formación de algunos microhuecos.

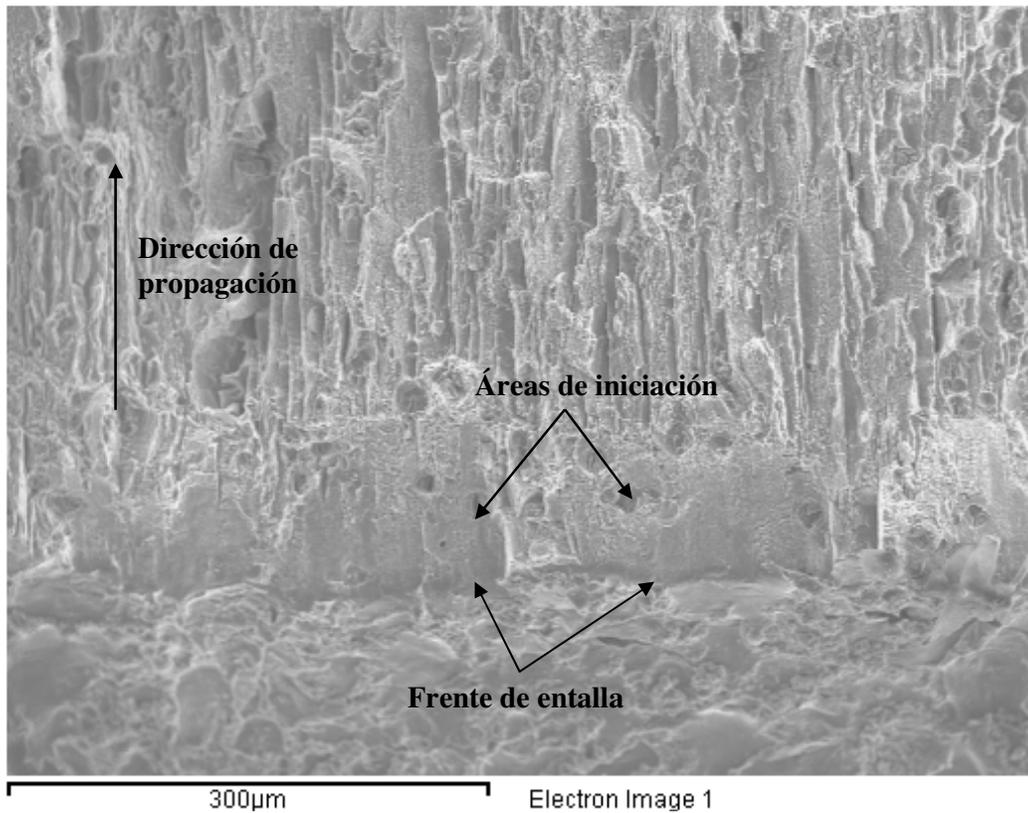


Figura 4.77. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta LT0.15-3.

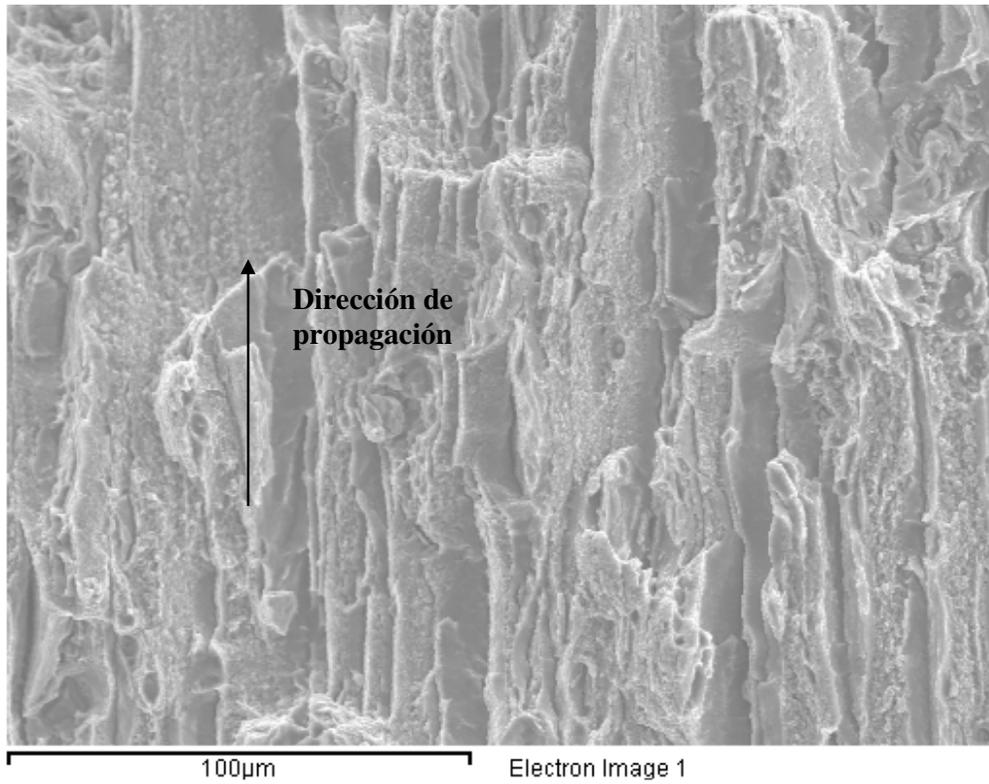


Figura 4.78. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta LT0.15-3.

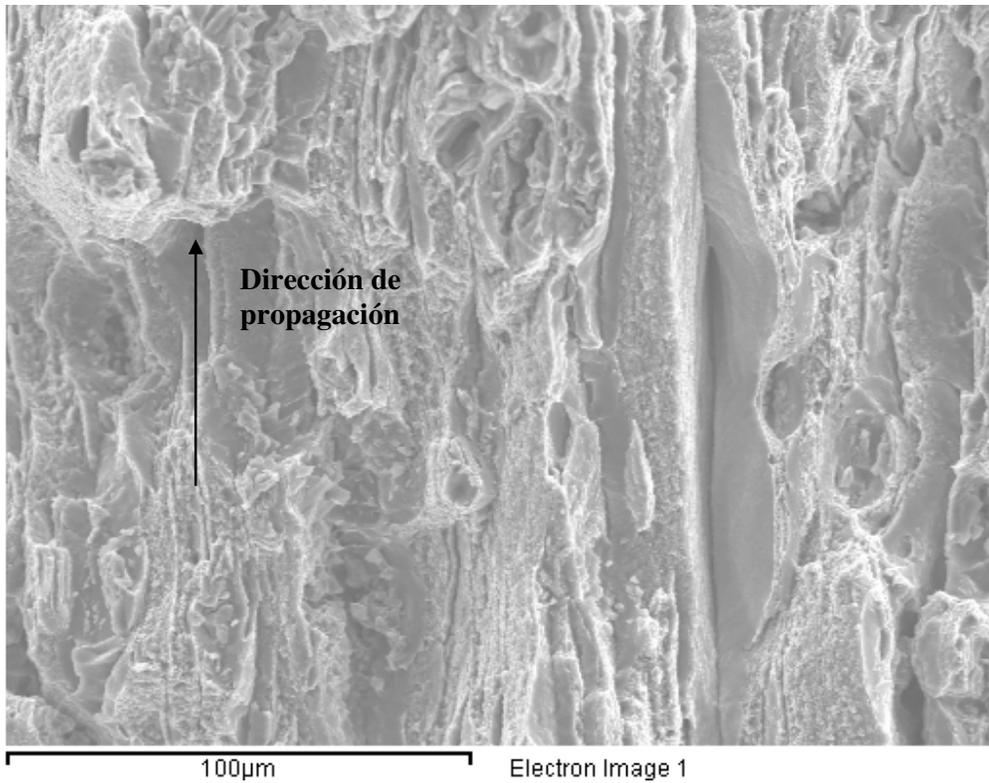


Figura 4.79. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta LT0.15-3.

4.3.4.3 Probetas LT entalladas ($\rho = 0.25$ mm).

Una vez más se han podido observar superficies de fractura similares en todas las probetas de esta familia. Las imágenes que se muestran a continuación (figuras 4.80, 4.81 y 4.82) se corresponden con la probeta LT0.25-3. La primera de ellas es la zona de interfase, la segunda es la zona de inicio de la propagación frágil de la fisura y la tercera es la zona de propagación de la misma en la zona central de la sección. En todas las figuras se advierte un mecanismo de fractura frágil (salvo en las zonas de iniciación) y los comentarios son análogos a los realizados para las probetas con radio de entalla 0.15 mm, lo cual es lógico si se tiene en cuenta la pequeña diferencia de tamaño entre ambos radios. Lo que sí se observa, en relación a las probetas con radio de entalla 0.15 mm, es un mayor tamaño de las áreas de iniciación y una mayor presencia de microhuecos.

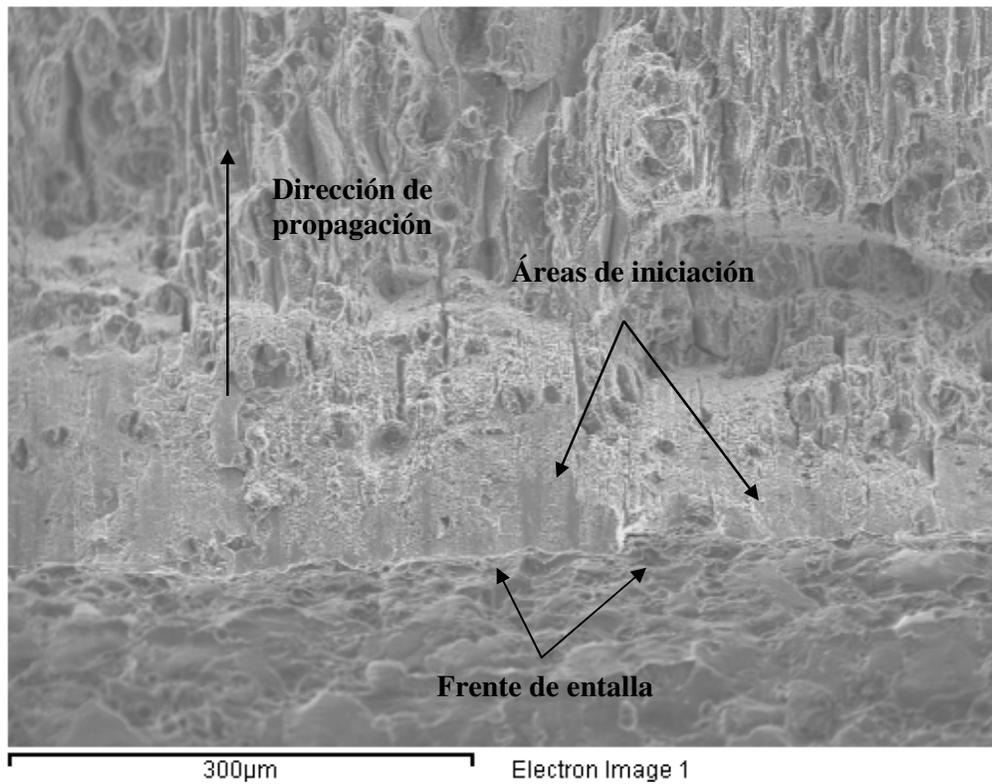


Figura 4.80. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta LT0.25-3.

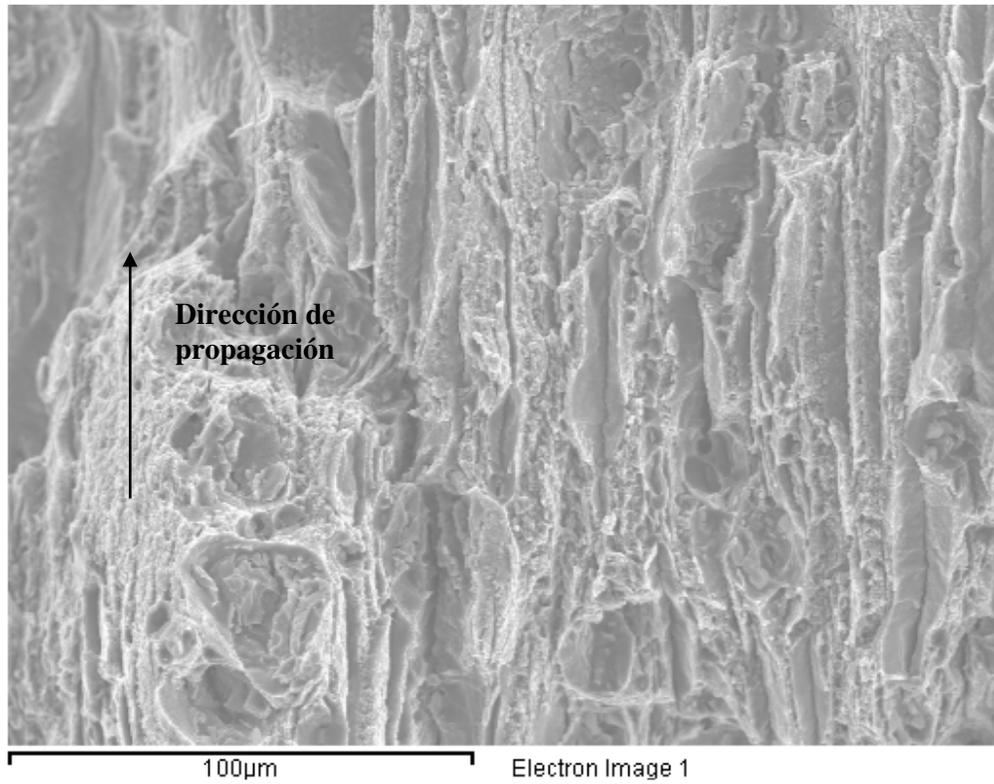


Figura 4.81. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta LT0.25-3.

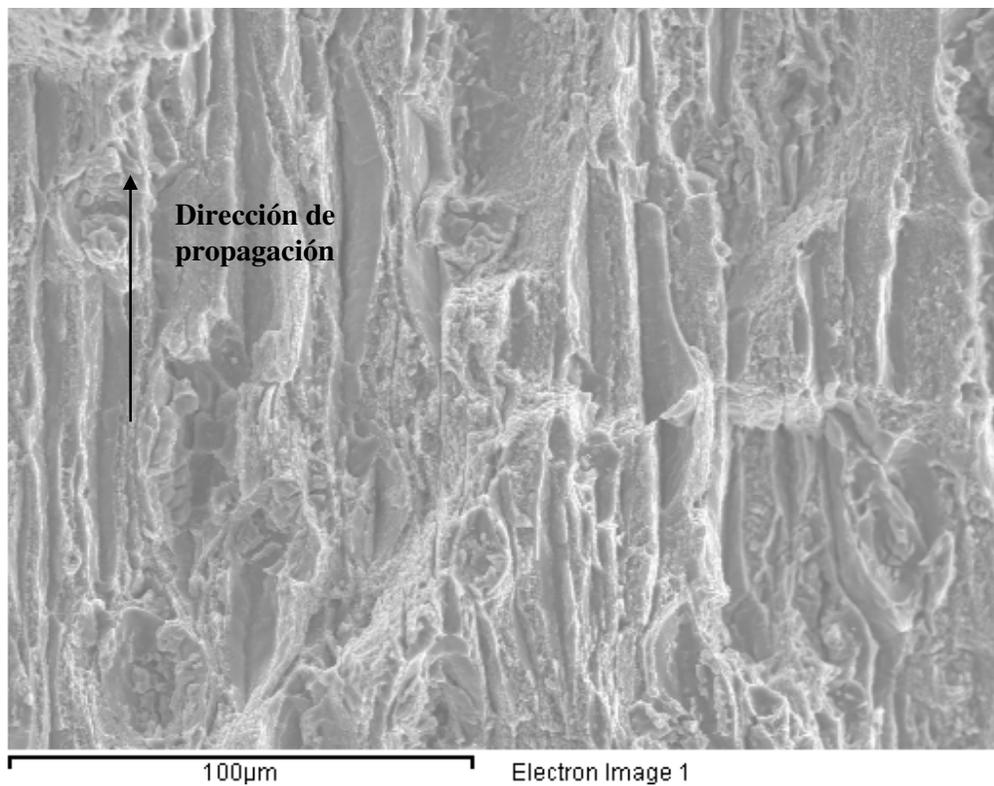


Figura 4.82. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta LT0.25-3.

4.3.4.4 Probetas LT entalladas ($\rho = 0.5$ mm).

Las imágenes mostradas en las figuras 4.83 a 4.86 se corresponden con la probeta LT0.5-3. La Figura 4.83 muestra la zona de interfase, muy similar a las observadas en las familias inmediatamente anteriores (aspecto frágil y áreas de iniciación), pero con un mayor tamaño del área de iniciación y mayor presencia de microhuecos.

La Figura 4.84 muestra un detalle de las áreas de iniciación, con un aspecto dúctil. Sin embargo, su pequeño tamaño hace que el comportamiento macroscópico sea frágil.

Las figuras 4.85 y 4.86 recogen las imágenes tomadas en la zona de propagación frágil de la fisura, desarrolladas tras las áreas de iniciación encontradas junto al frente de entalla inicial.

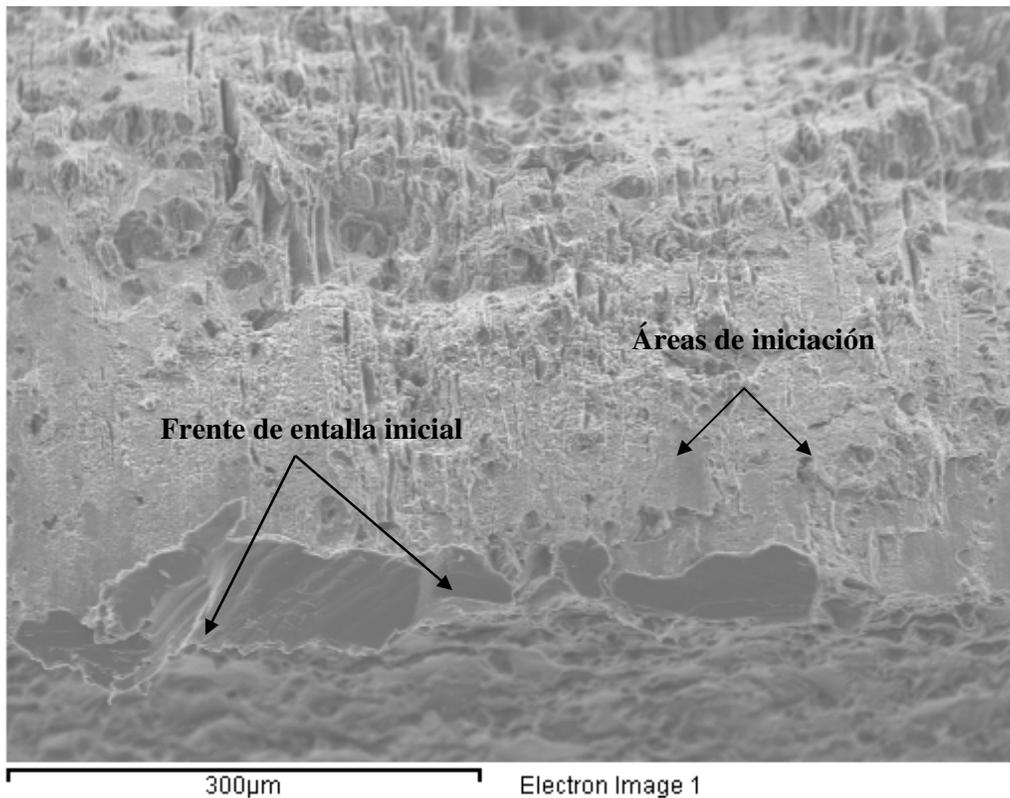


Figura 4.83. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta LT0.5-3.

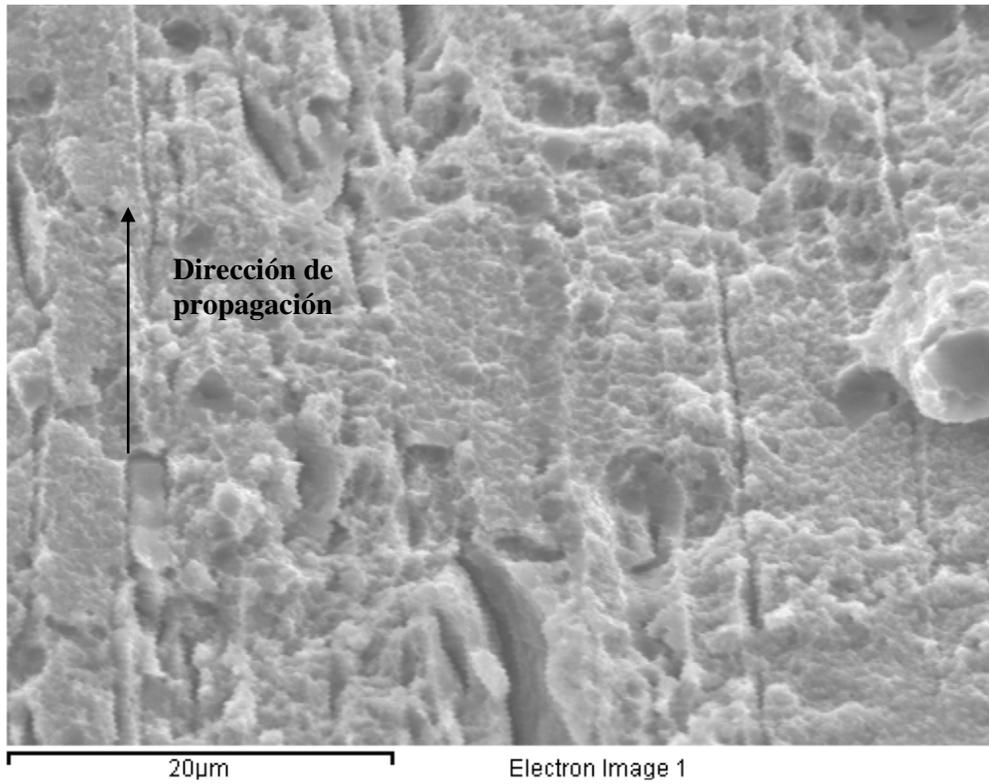


Figura 4.84. Detalle del área de iniciación de la propagación de la fisura en la probeta LT0.5-3.

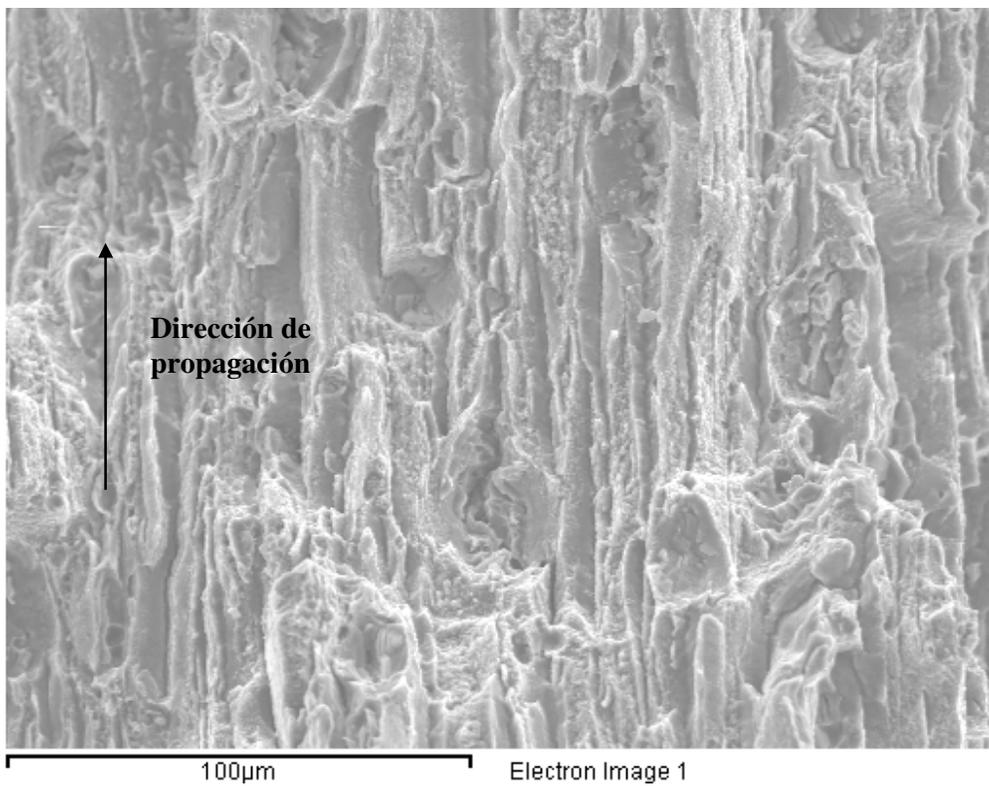


Figura 4.85. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta LT0.5-3.

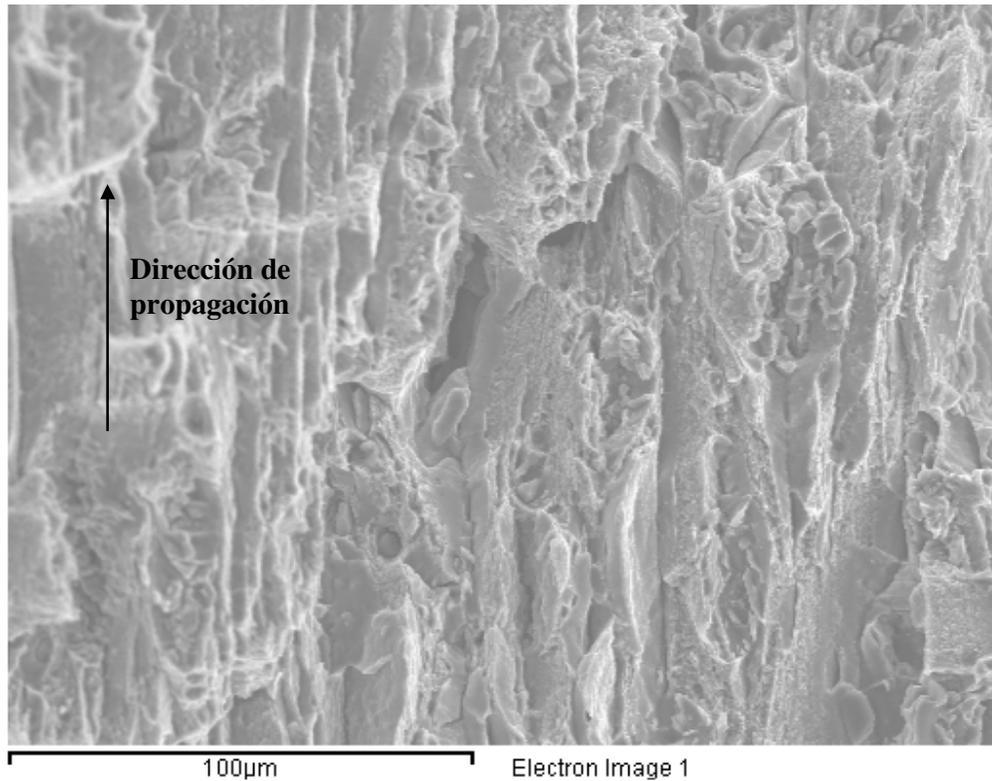


Figura 4.86. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta LT0.5-3.

4.3.4.5 Probetas LT entalladas ($\rho = 1.0$ mm).

En esta familia de probetas se presentan como ejemplo de la superficie de fractura las imágenes tomadas en la probeta LT1.0-3. La Figura 4.87 muestra la zona de interfase en la que se aprecian claramente las áreas de iniciación de la fractura, siendo la Figura 4.88 un detalle de la misma. En la Figura 4.89 se recoge la zona de propagación frágil de la fisura en su parte inicial. Finalmente, la Figura 4.90 presenta la zona de propagación en el centro de la sección de la superficie de fractura.

En relación con las observaciones anteriores se confirman las diferentes tendencias observadas: zonas de iniciación mayores, con mecanismo de fractura esencialmente dúctil, clara orientación de los rasgos de fractura en el sentido de la propagación y presencia más acusada de microhuecos en la zona de propagación frágil.

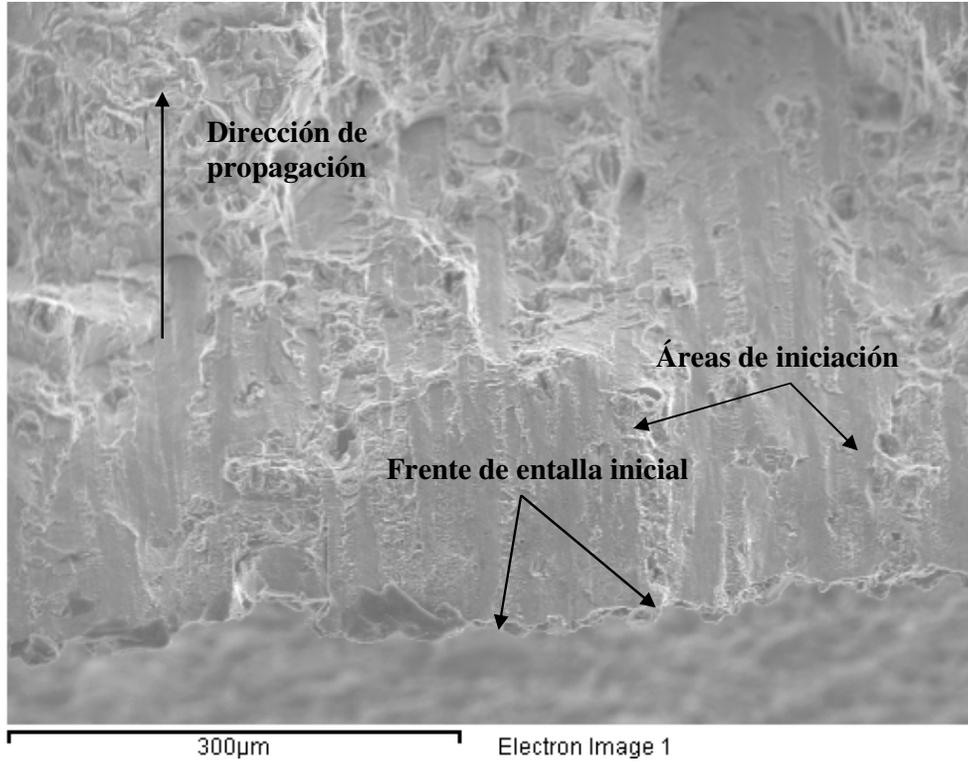


Figura 4.87. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta LT1.0-3.

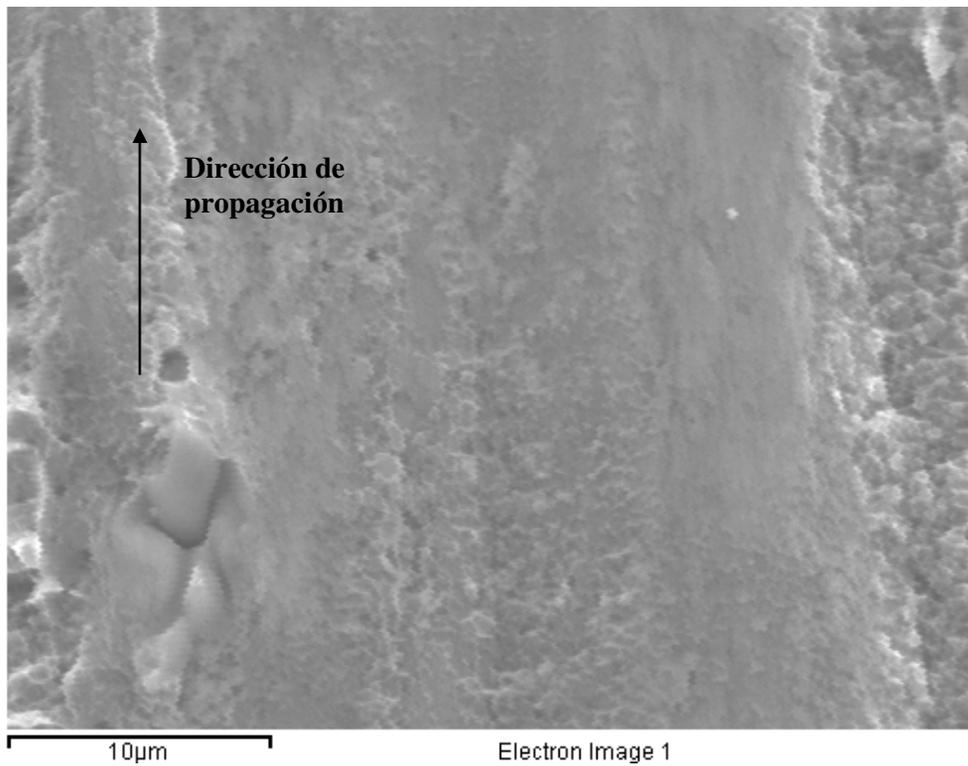


Figura 4.88. Detalle del área de iniciación de la propagación de la fisura en la probeta LT1.0-3.

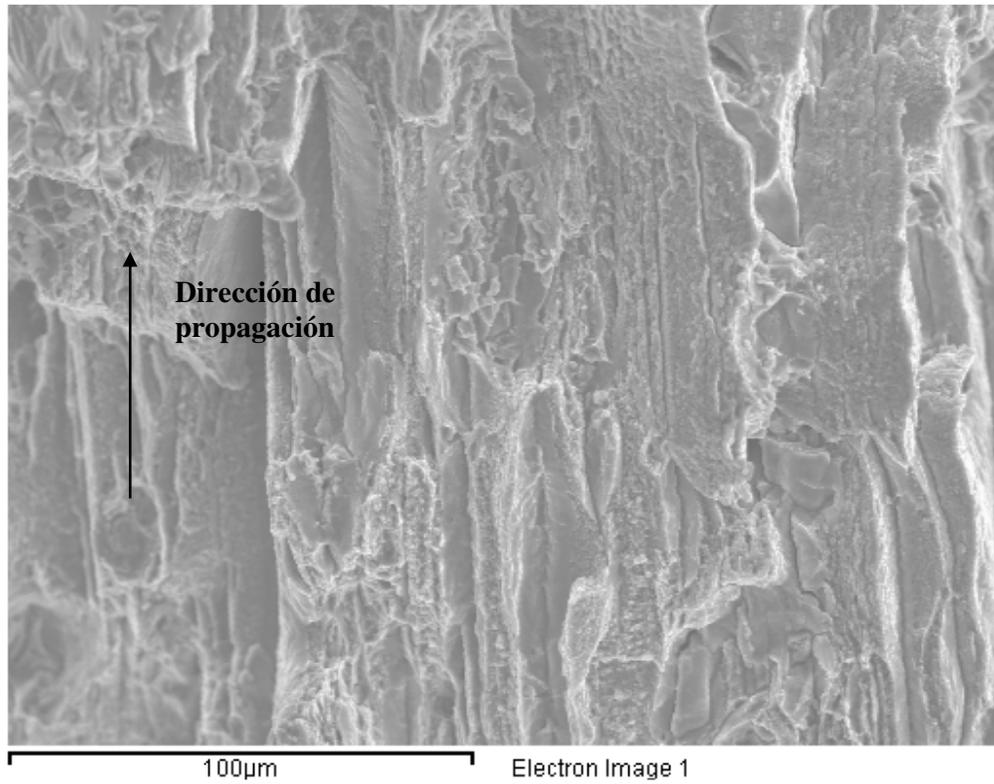


Figura 4.89. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta LT1.0-3.

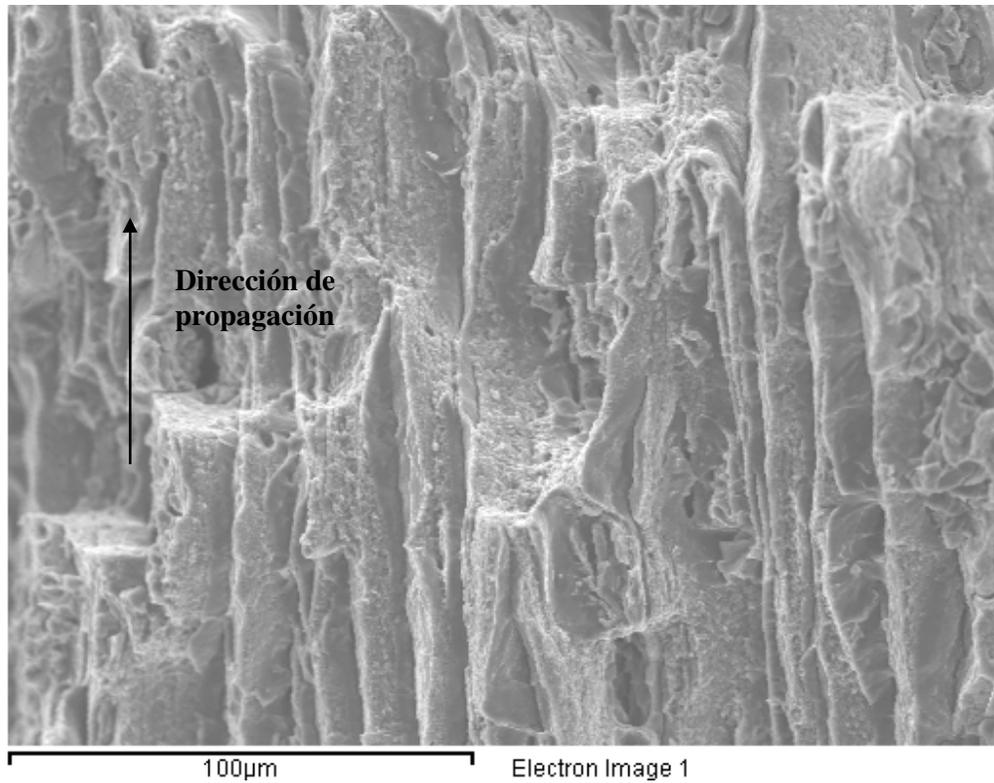


Figura 4.90. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta LT1.0-3.

4.3.4.6 Probetas LT entalladas ($\rho = 2.0$ mm).

Como en todos los casos anteriores las superficies de fractura observadas han resultado muy parecidas en todas las probetas, y como ejemplo se ha escogido la probeta LT2.0-1. La primera imagen (Figura 4.91) se corresponde con la zona de interfase, observándose una única área de iniciación a lo largo de todo el frente, de mayor tamaño que en todos los casos anteriores. La segunda imagen (Figura 4.92) muestra un detalle de las áreas de iniciación. La tercera imagen (Figura 4.93) se corresponde con la zona inicial de la propagación frágil de la fisura. Finalmente, la última de todas (Figura 4.94), representa la misma zona de propagación pero en la parte central de la sección de fractura.

Las observaciones han sido muy similares al caso anterior, con zonas de iniciación asociadas a procesos no lineales (plásticos) y presencia masiva de microhuecos, así como una mayor presencia de microhuecos en la zona de propagación (frágil). En todo caso, y aunque la zona de iniciación es la mayor de todas las observadas en las diferentes probetas, sigue siendo pequeña en relación al total de la sección de fractura, por lo que el comportamiento global es básicamente frágil.

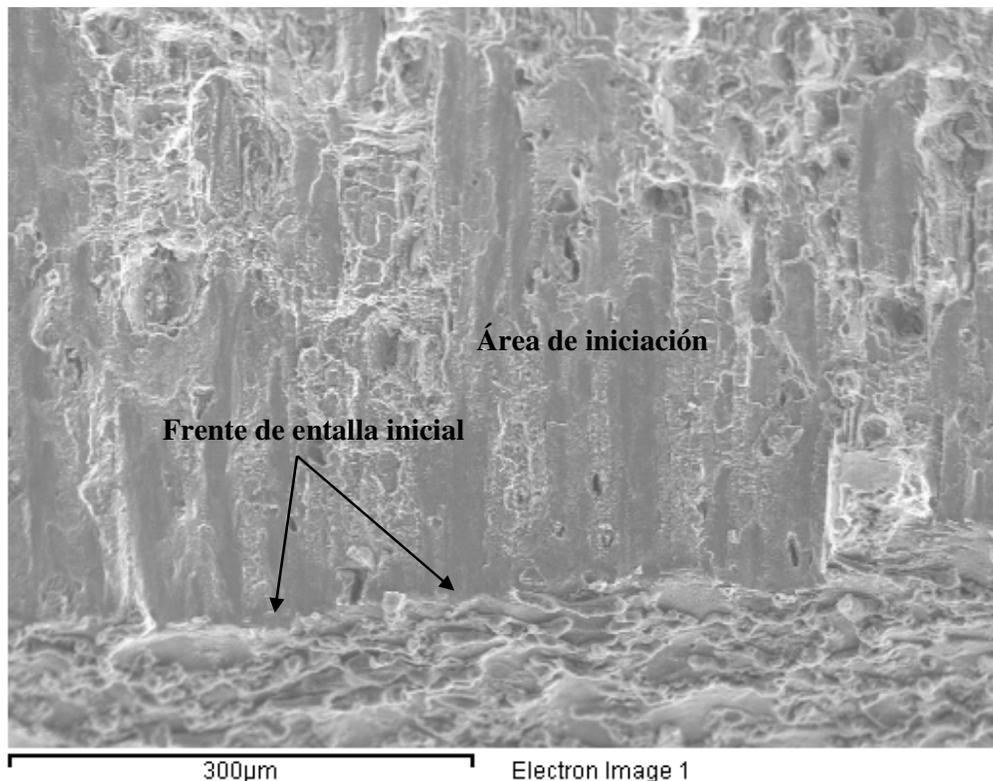


Figura 4.91. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta LT2.0-1.

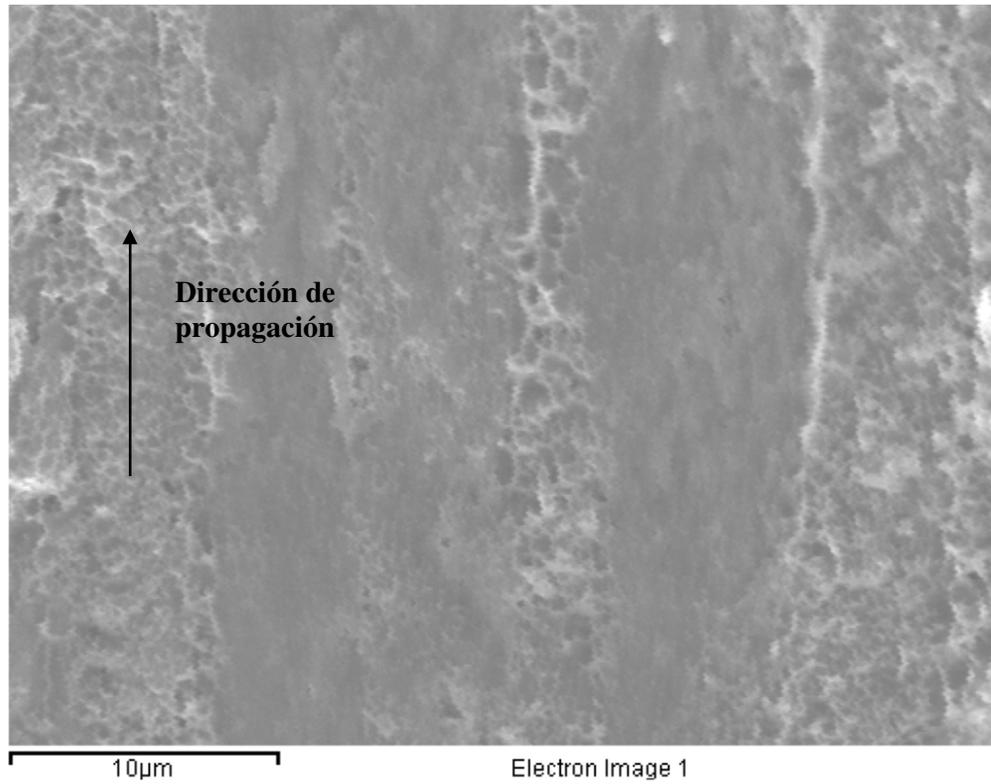


Figura 4.92. Detalle del área de iniciación de la propagación de la fisura en la probeta LT2.0-1.

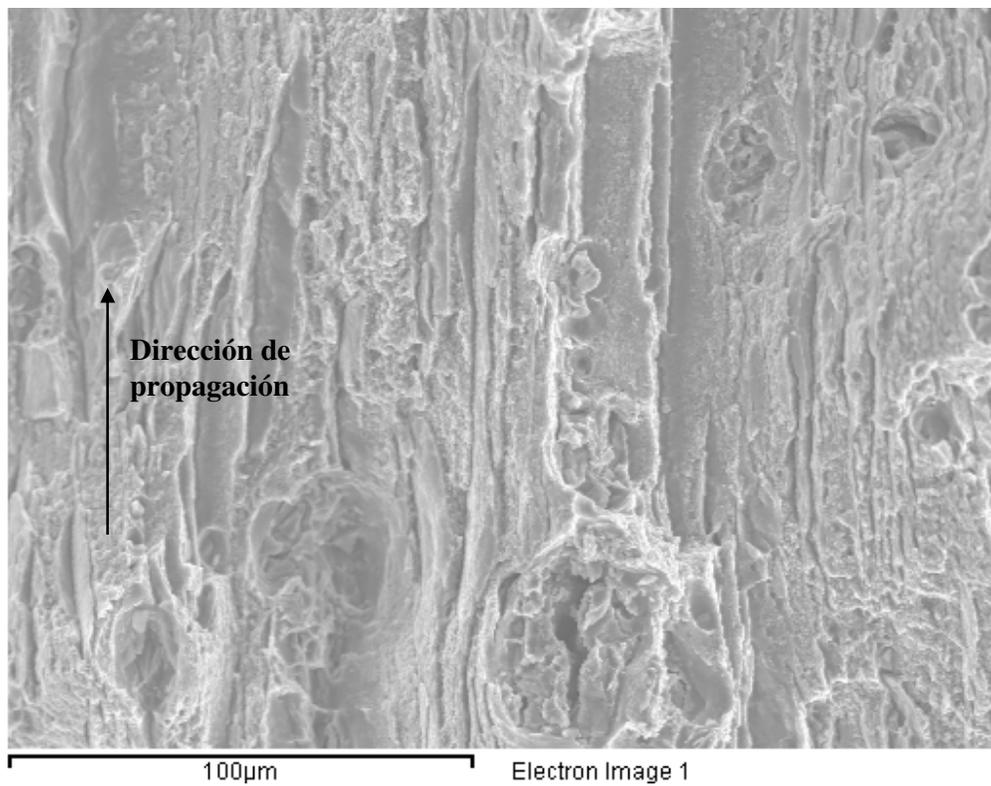


Figura 4.93. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta LT2.0-1.

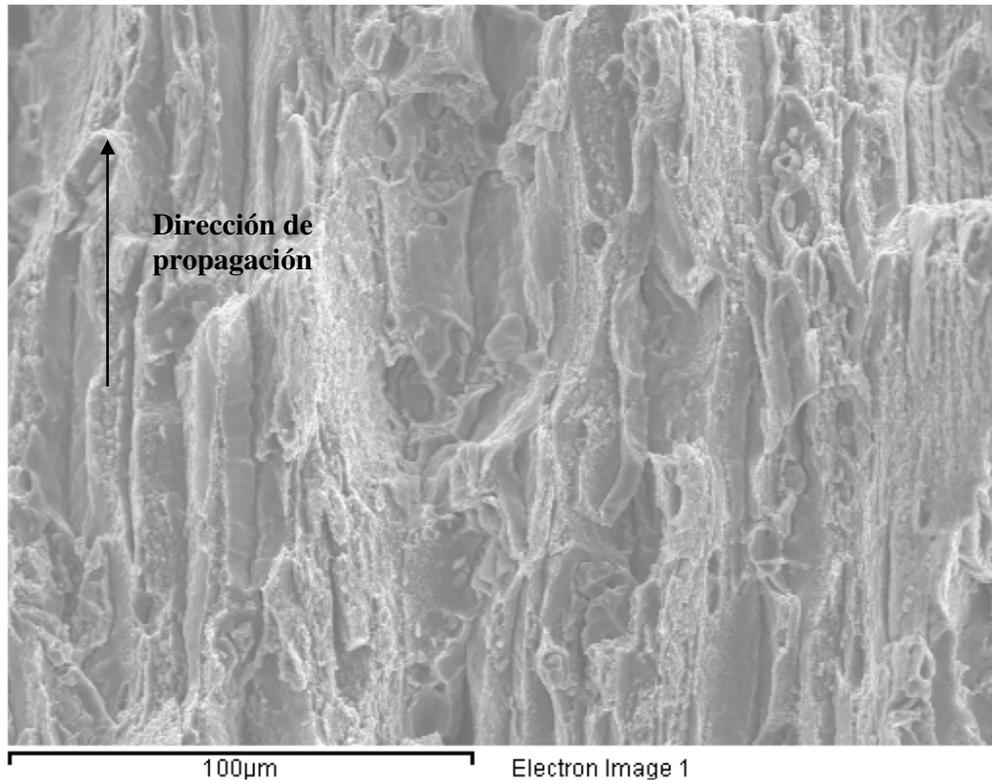


Figura 4.94. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta LT2.0-1.

A continuación se va a seguir el mismo proceso de análisis de las superficies de fractura llevado hasta ahora, pero esta vez con las probetas con orientación TL

4.3.2.7 Probetas TL fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).

En todas las probetas ensayadas la superficie de fractura ha sido muy similar. Como ejemplo se muestran tres imágenes de la probeta TL0-2: la primera (Figura 4.95) se corresponde con la zona de interfase entre la prefisura y la propagación de la fisura, la segunda (Figura 4.96) recoge el aspecto de la zona de propagación frágil de la misma en su parte inicial y la última (Figura 4.97) muestra la zona de propagación en el centro de la sección. Todas las imágenes representan un mecanismo de fractura frágil, sin que se distingan con claridad áreas de iniciación significativas.

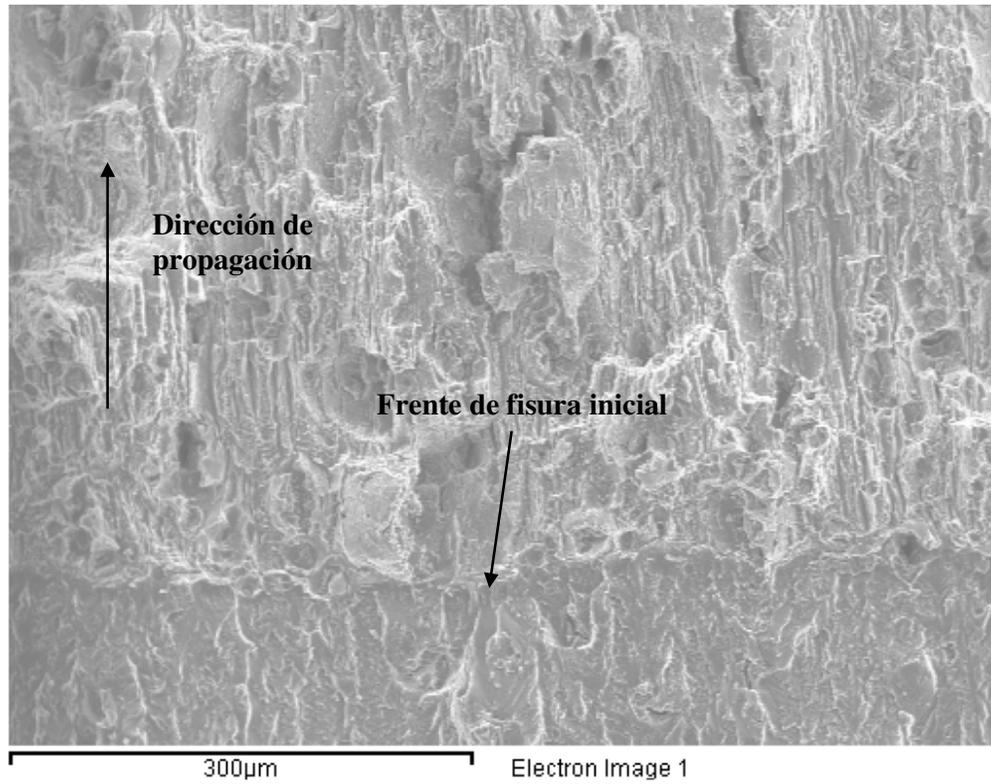


Figura 4.95. Zona de interfase entre la prefisura y la fisura en la probeta TL0-2.

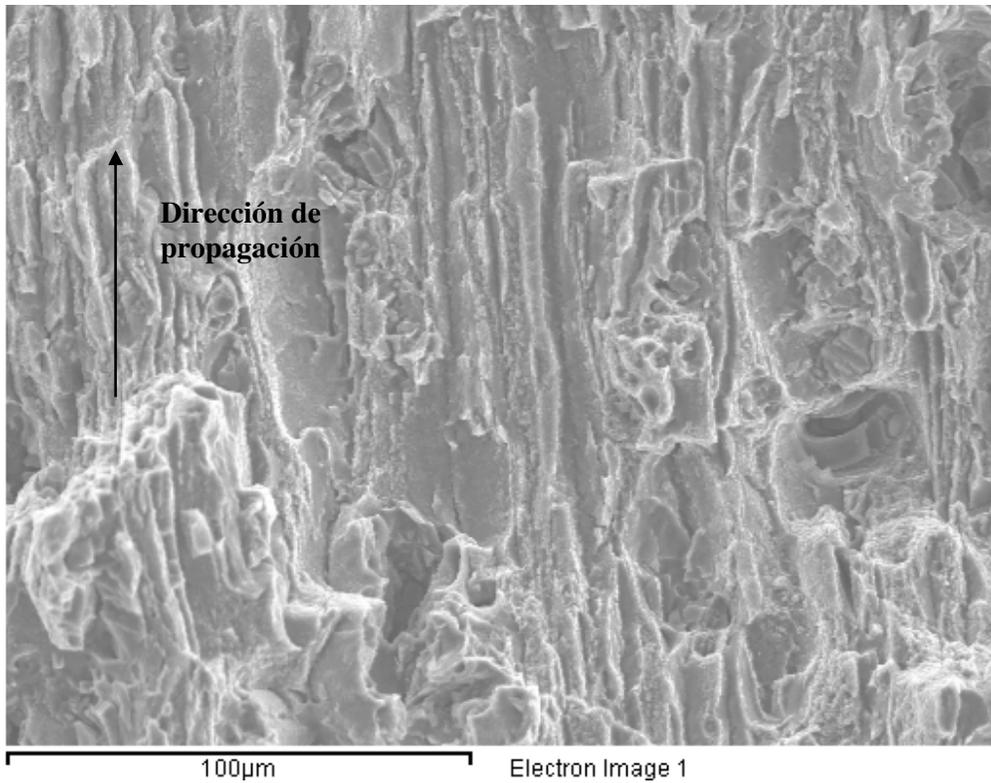


Figura 4.96. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta TL0-2.

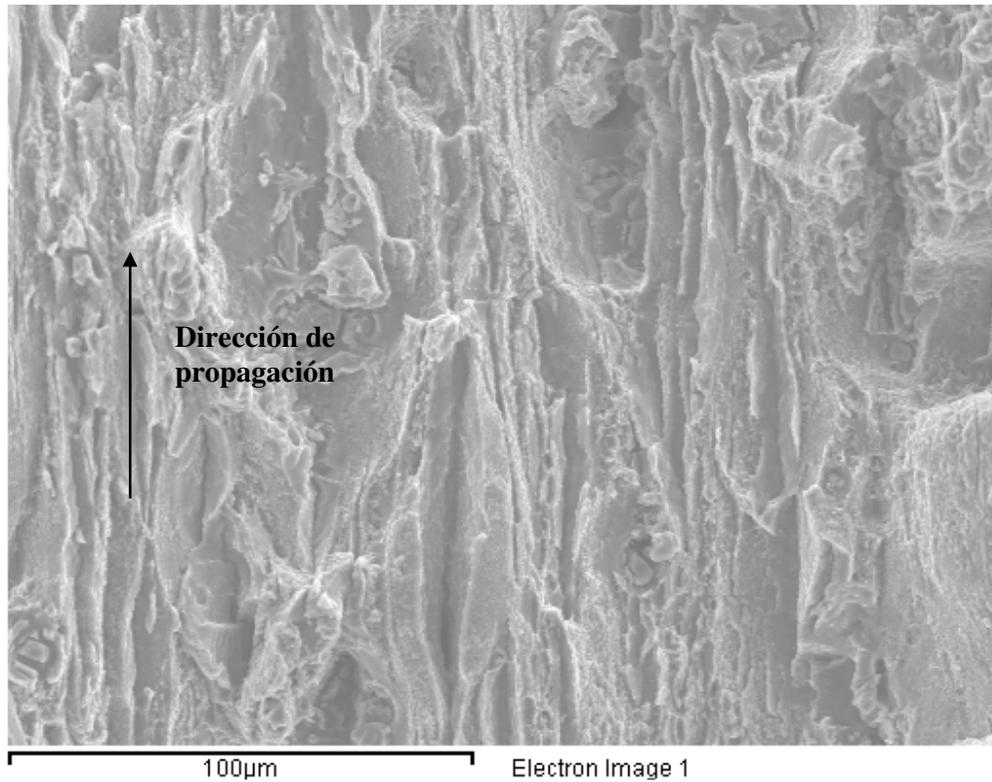


Figura 4.97. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta TL0-2.

4.3.4.8 Probetas TL entalladas ($\rho = 0.15$ mm).

Como en los casos anteriores, las superficies de fractura observadas en este tipo de probetas han resultado muy parecidas entre sí, y como ejemplo se muestran imágenes tomadas en la probeta LT0.15-6. La primera imagen (Figura 4.98) se corresponde con la zona de interfase entre el frente inicial de la entalla (electroerosión) y la superficie de propagación, en la que se ven áreas de iniciación. La segunda imagen (Figura 4.99) muestra la zona de propagación frágil e inestable tras las citadas áreas y la tercera (Figura 4.100) presenta la zona media de propagación. Todas ellas, salvo las áreas de iniciación, presentan un mecanismo de fractura frágil con presencia de microhuecos.

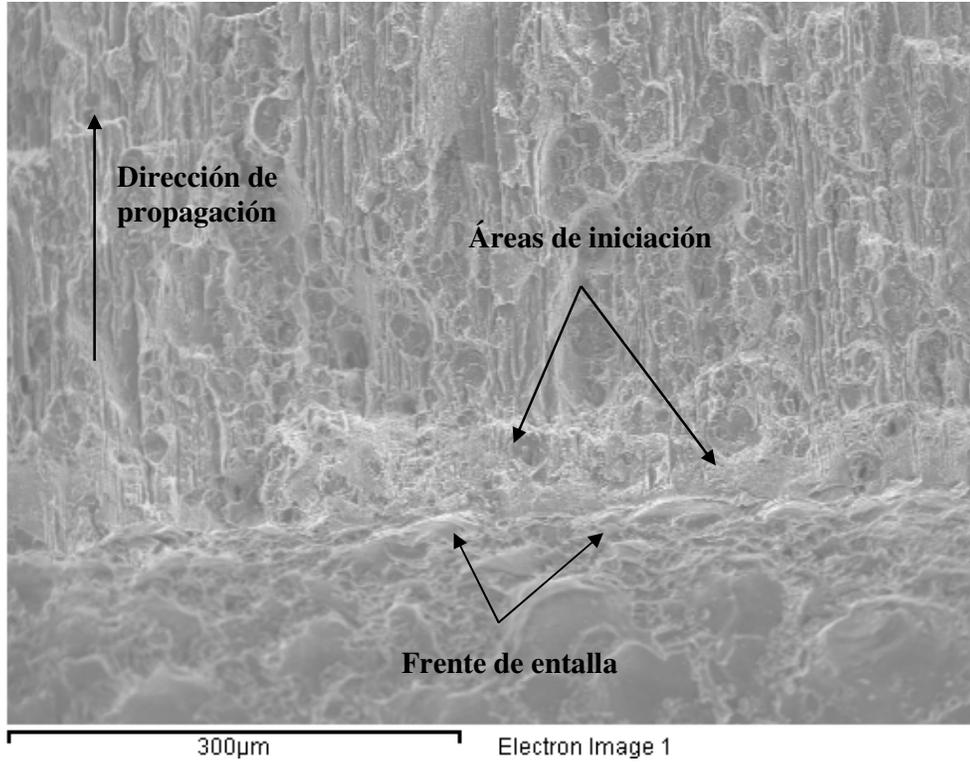


Figura 4.98. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta TL0.15-6.

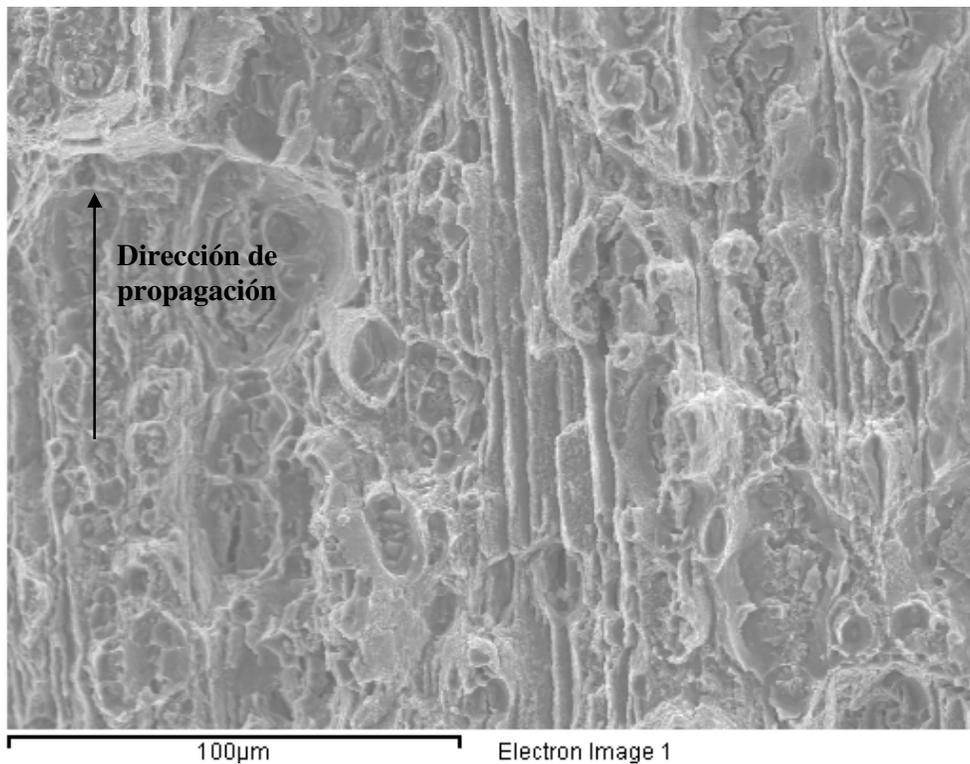


Figura 4.99. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta TL0.15-6.

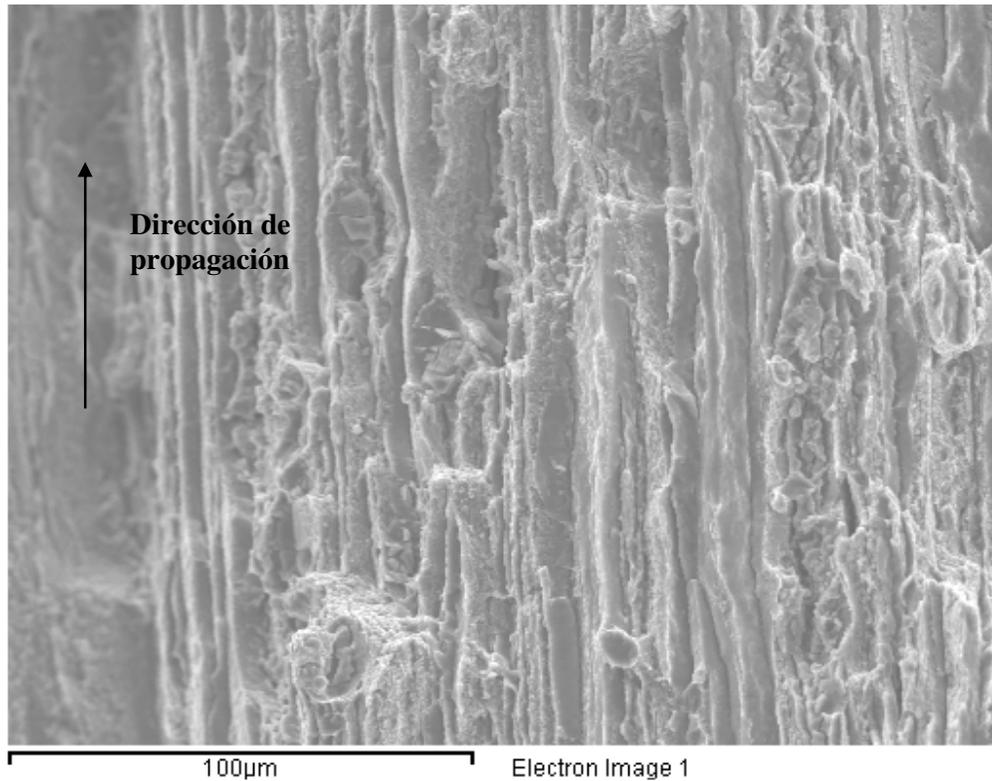


Figura 4.100. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta TL0.15-6.

4.3.4.9 Probetas TL entalladas ($\rho = 0.25$ mm).

Las imágenes que se muestran a continuación (figuras 4.101 a 4.103) se corresponden con la probeta TL0.25-3. La primera de ellas es la zona de interfase, la segunda es la zona inicial de la propagación frágil de la fisura y la tercera es la zona de propagación de la misma en el centro de la sección de rotura. En todas las figuras se advierte un mecanismo de fractura fundamentalmente frágil (salvo en las áreas de iniciación) y los comentarios son análogos a los realizados para las probetas con radio de entalla 0.15 mm, si bien las áreas de iniciación están más claramente definidas.

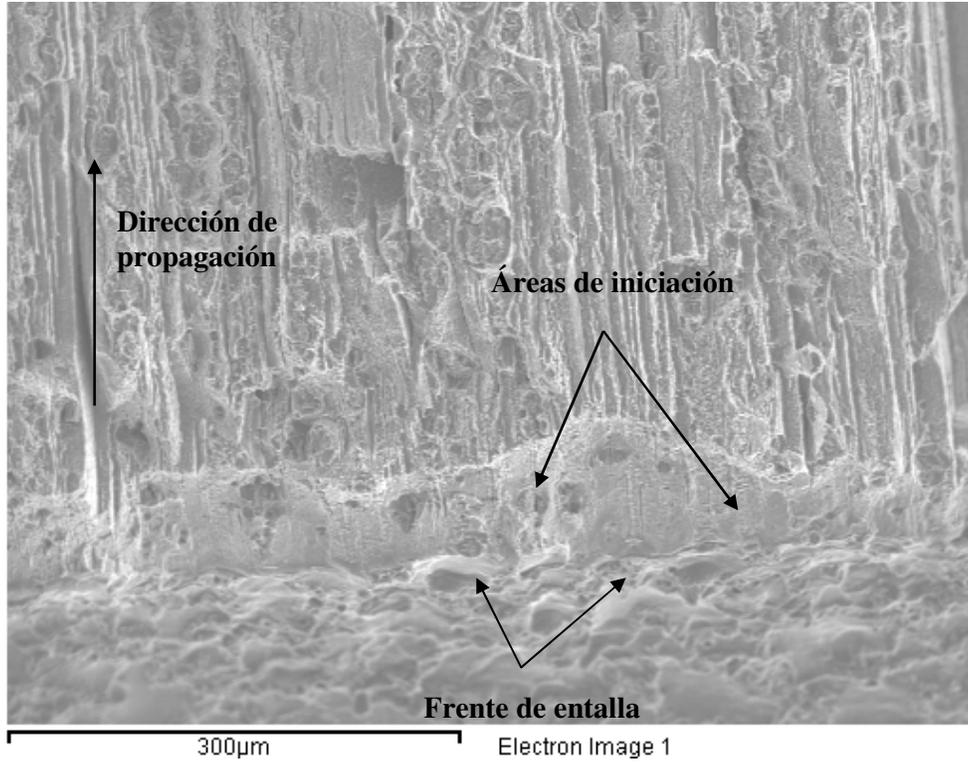


Figura 4.101. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta TL0.25-3.

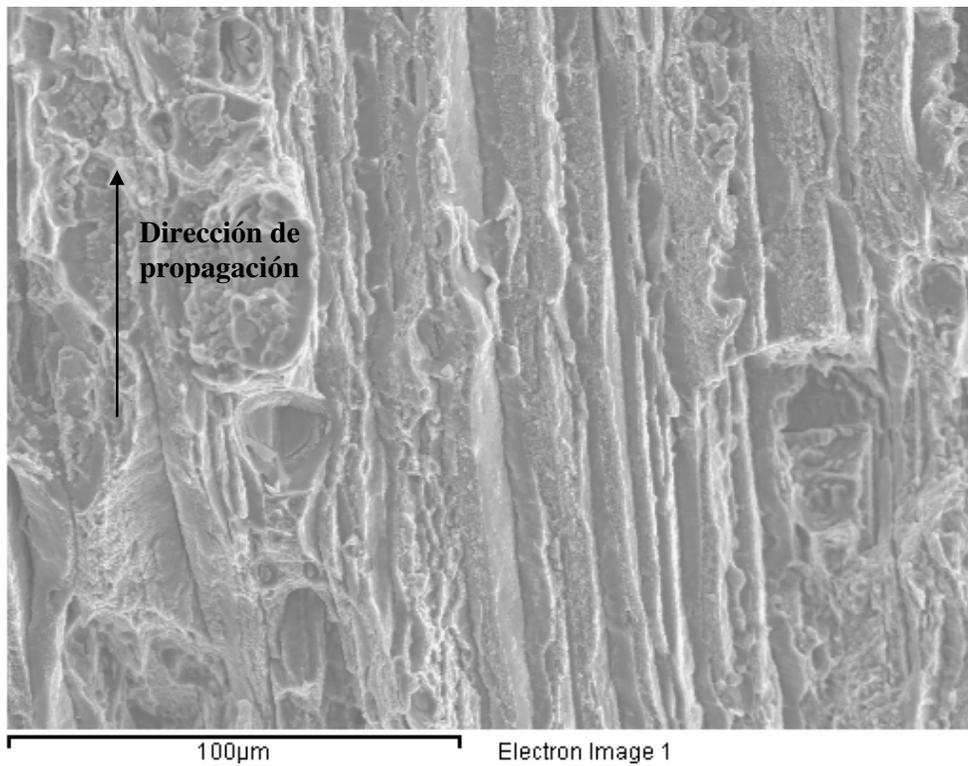


Figura 4.102. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta TL0.25-3.

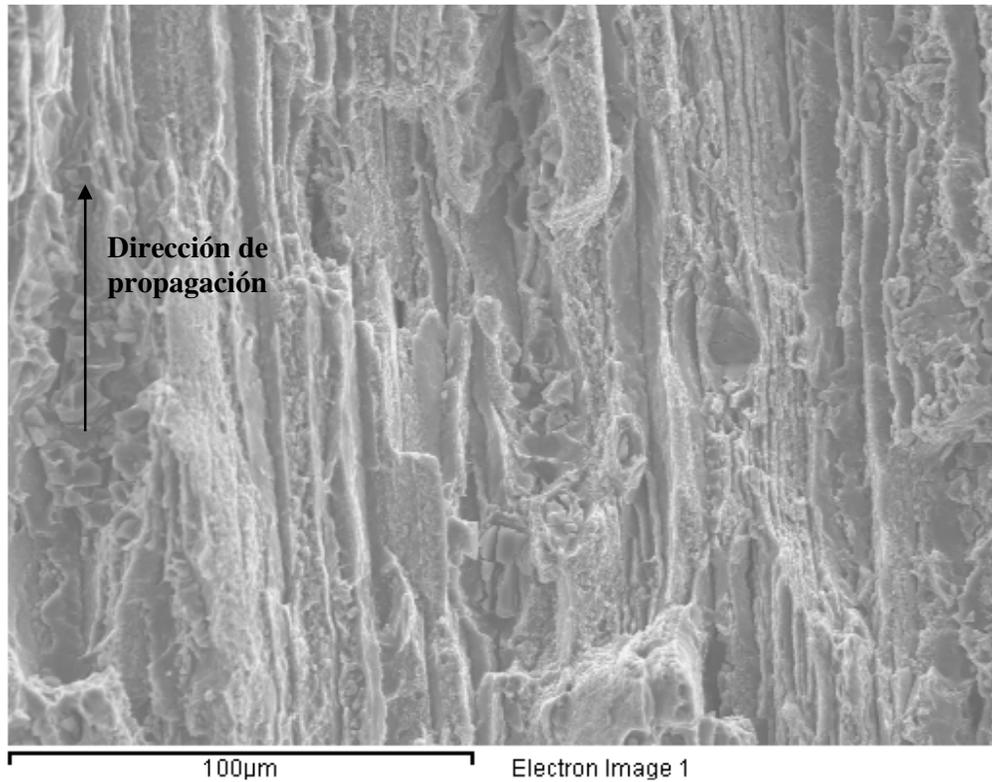


Figura 4.103. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta TL0.25-3.

4.3.4.10 Probetas TL entalladas ($\rho = 0.5$ mm).

Las imágenes (figuras 4.104 a 4.107) se corresponden con la probeta TL0.5-2. La Figura 4.104 muestra la zona de interfase, muy similar a las observadas en las familias inmediatamente anteriores (aspecto frágil y áreas de iniciación). La Figura 4.105 muestra un detalle del área de iniciación que, al igual que ocurría en la orientación LT, lleva asociada micromecanismos dúctiles y tiene un tamaño mayor que el observado en las probetas entalladas precedentes.

Las figuras 4.106 y 4.107 recogen las imágenes tomadas en la zona de propagación frágil de la fisura.

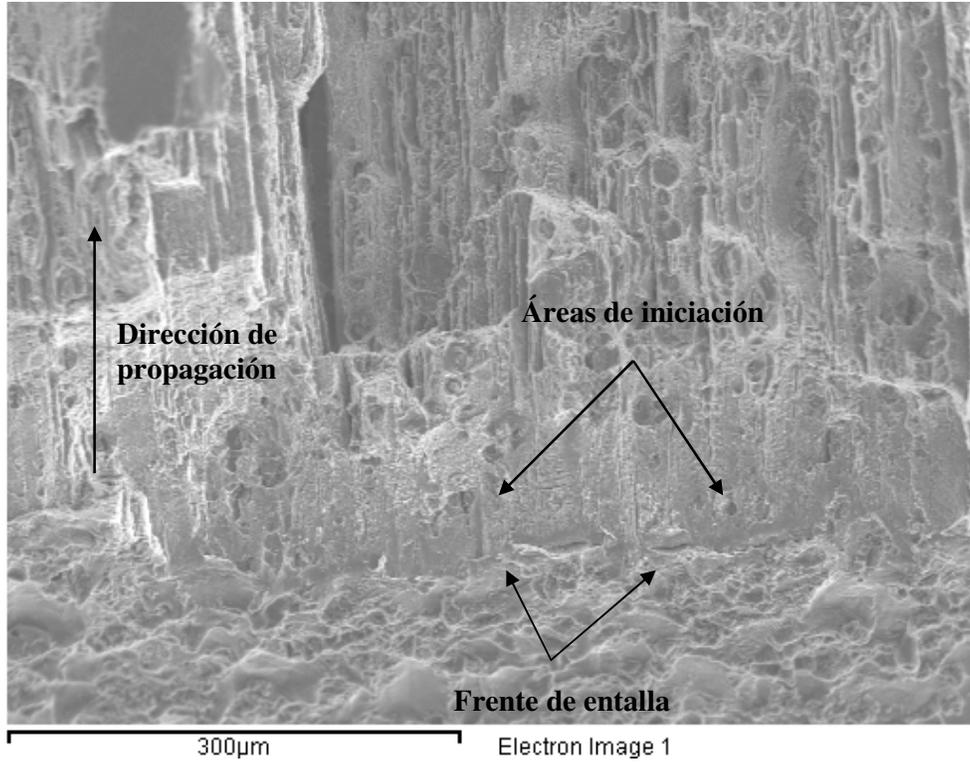


Figura 4.104. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta TL0.5-2.

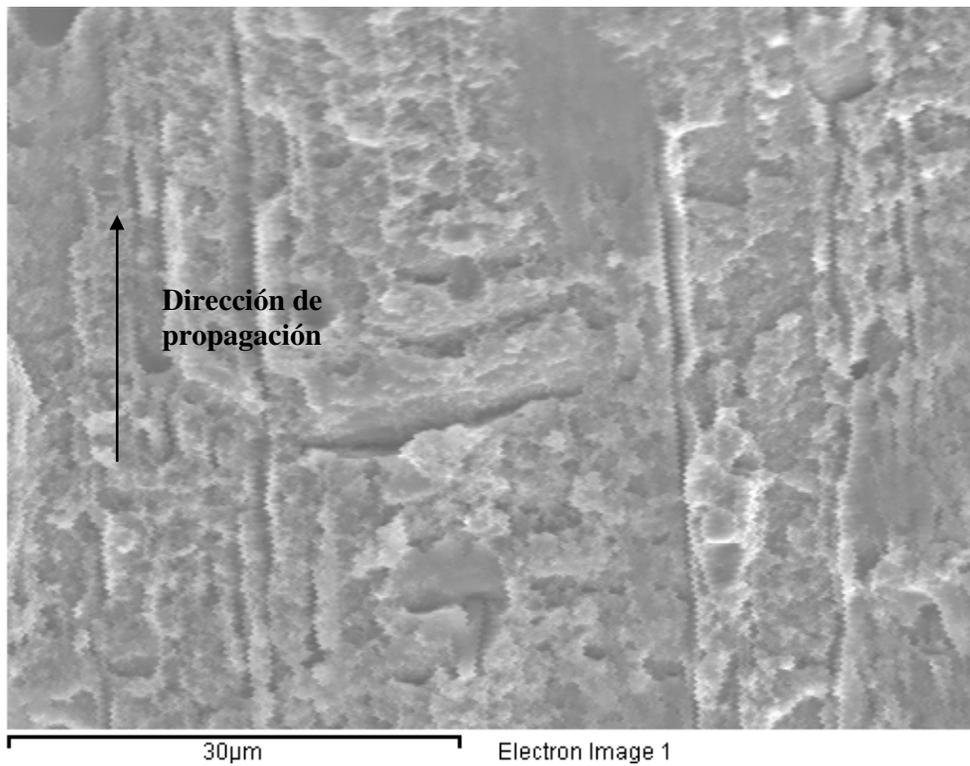


Figura 4.105. Detalle del área de iniciación de la propagación de la fisura en la probeta TL0.5-2.

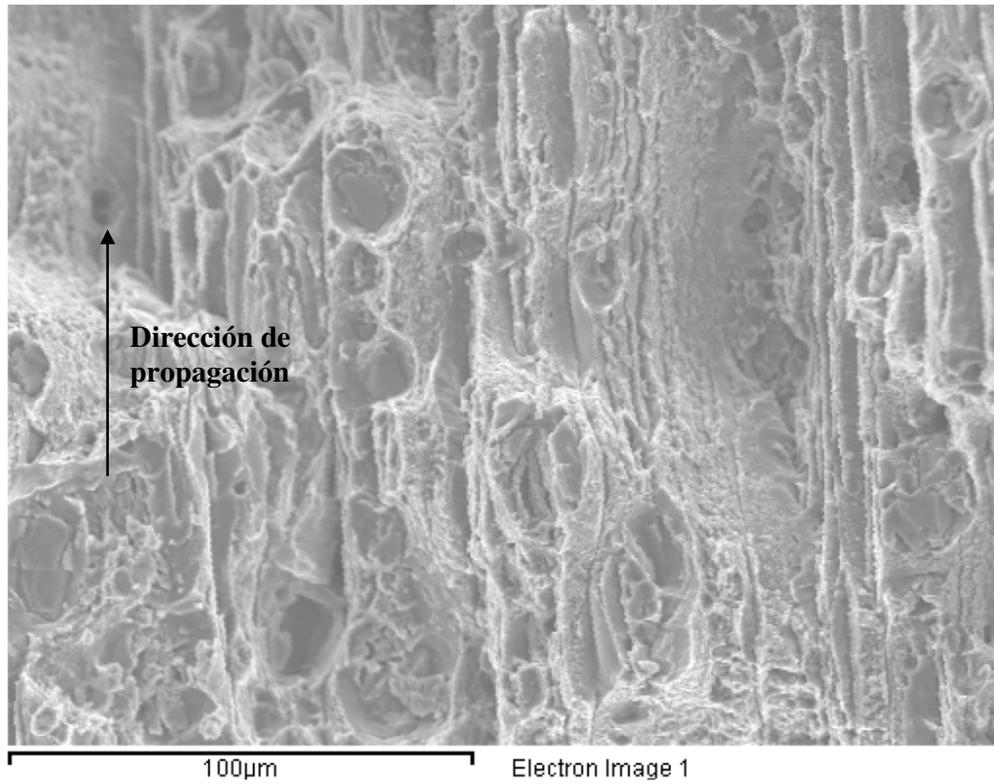


Figura 4.106. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta TL0.5-2.

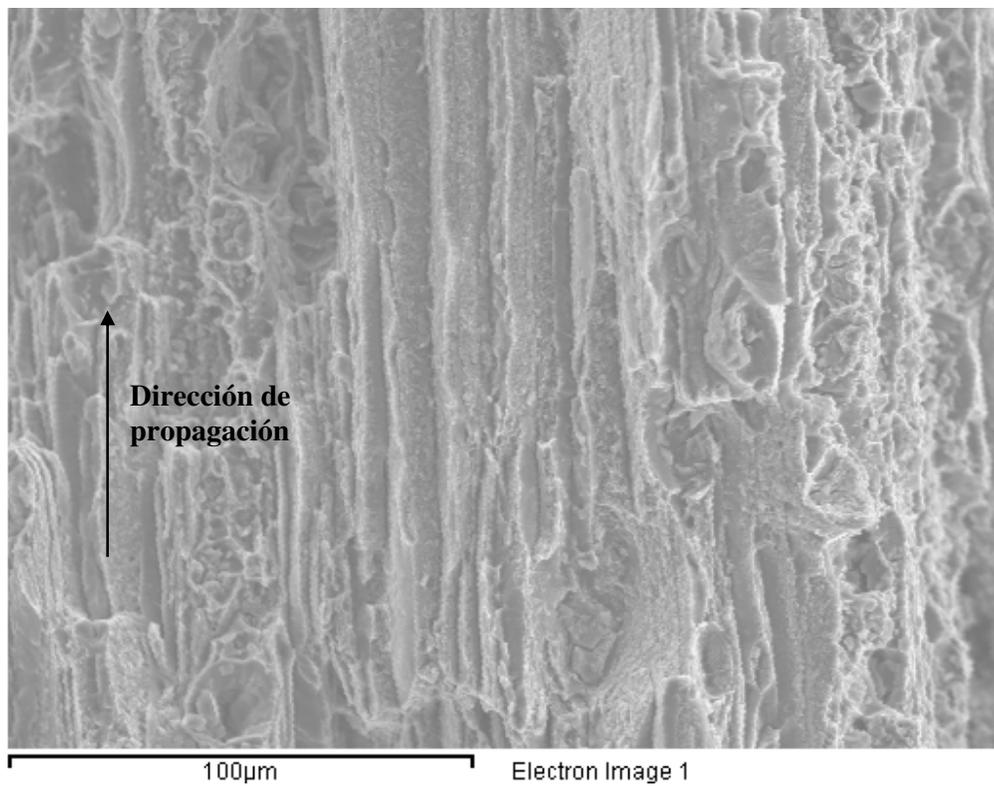


Figura 4.107. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta TL0.5-2.

4.3.4.11 Probetas TL entalladas ($\rho = 1.0$ mm).

En esta familia de probetas se presentan como ejemplo de la superficie de fractura las imágenes tomadas en la probeta TL1.0-3. La Figura 4.108 muestra la zona de interfase en la que se aprecian claramente el área de iniciación de la fractura a lo largo de todo el frente de entalla inicial, siendo la Figura 4.109 un detalle de la misma en el que se pueden observar micromecanismos de aspecto dúctil. En la Figura 4.110 se recoge la zona de propagación frágil de la fisura en su parte inicial. Finalmente, la Figura 4.111 presenta la zona de propagación en el centro de la sección de la superficie de fractura.

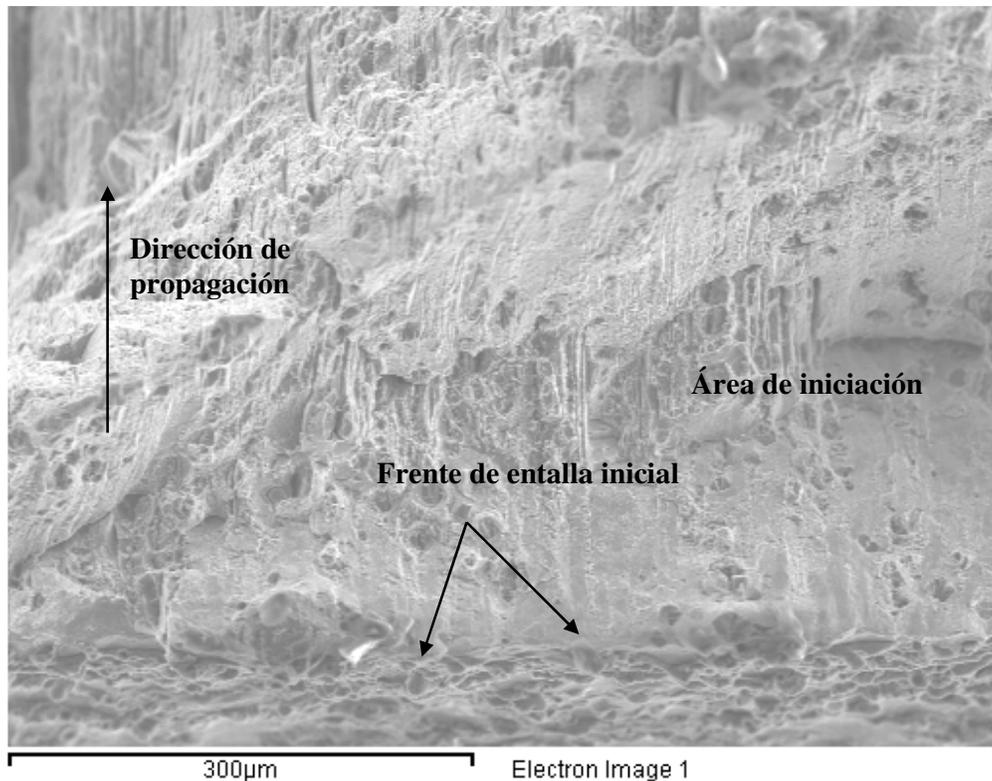


Figura 4.108. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta TL1.0-3.

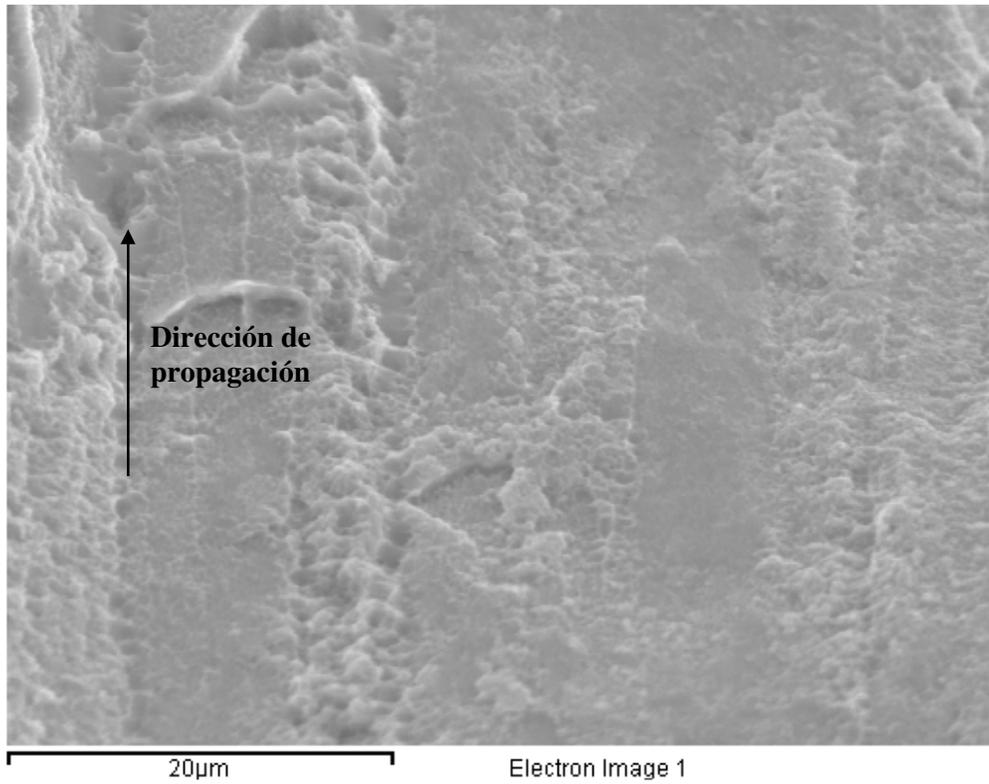


Figura 4.109. Detalle de la zona de iniciación de la propagación de la fisura en la probeta TL1.0-3.

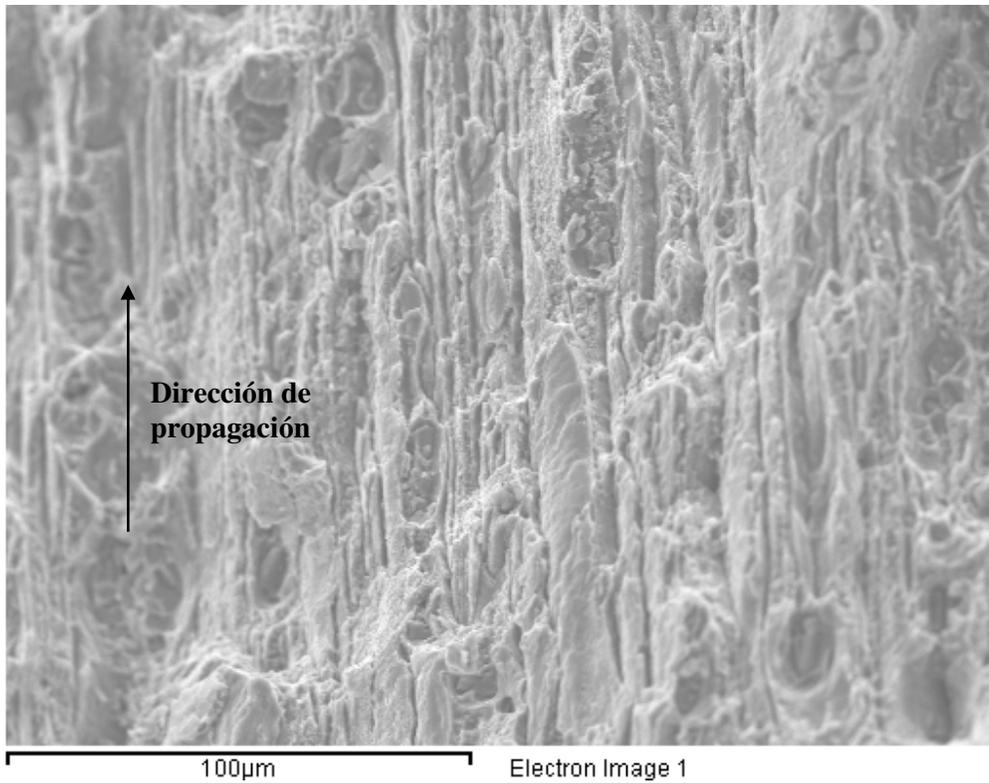


Figura 4.110. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta TL1.0-3.

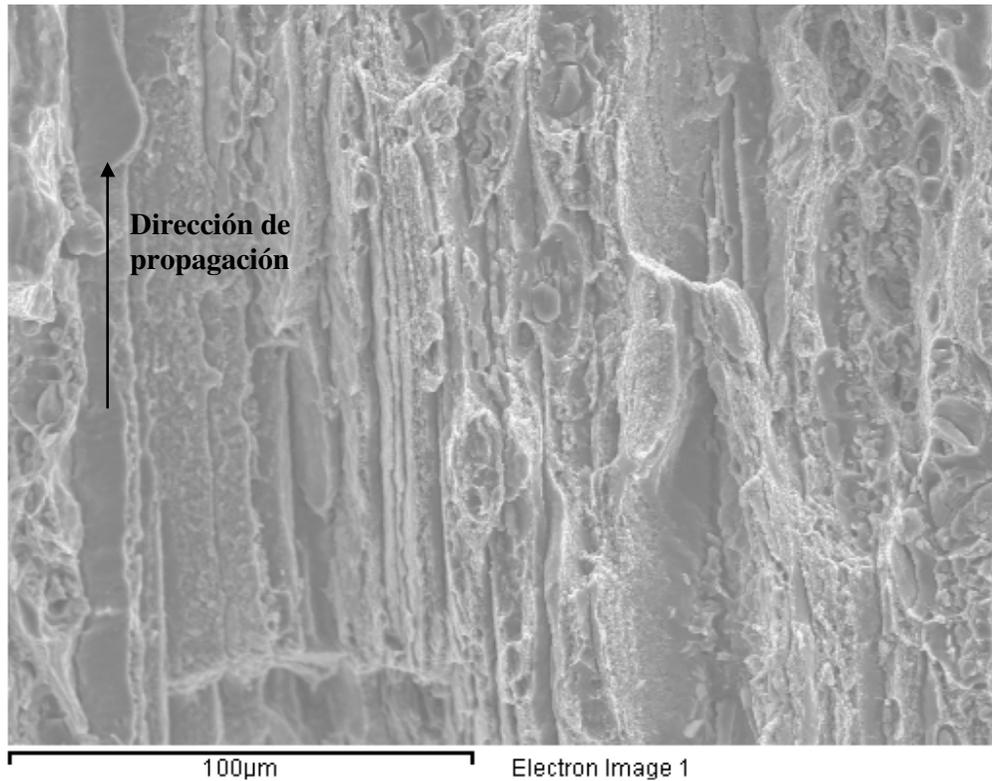


Figura 4.111. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta TL1.0-3.

4.3.4.12 Probetas TL entalladas ($\rho = 2.0$ mm).

Como en todos los casos anteriores las superficies de fractura observadas han resultado muy parecidas en todas las probetas, y como ejemplo se ha escogido la probeta TL2.0-2: la primera imagen (Figura 4.112) se corresponde con la zona de interfase, observándose un área de iniciación a lo largo de todo el frente inicial del defecto; la segunda imagen (Figura 4.113) muestra un detalle de las áreas de iniciación; la tercera imagen (Figura 4.114) se corresponde con la zona inicial de la propagación frágil de la fisura; la última de todas (Figura 4.115), representa la misma zona de propagación pero esta vez en la parte central de la sección de fractura.

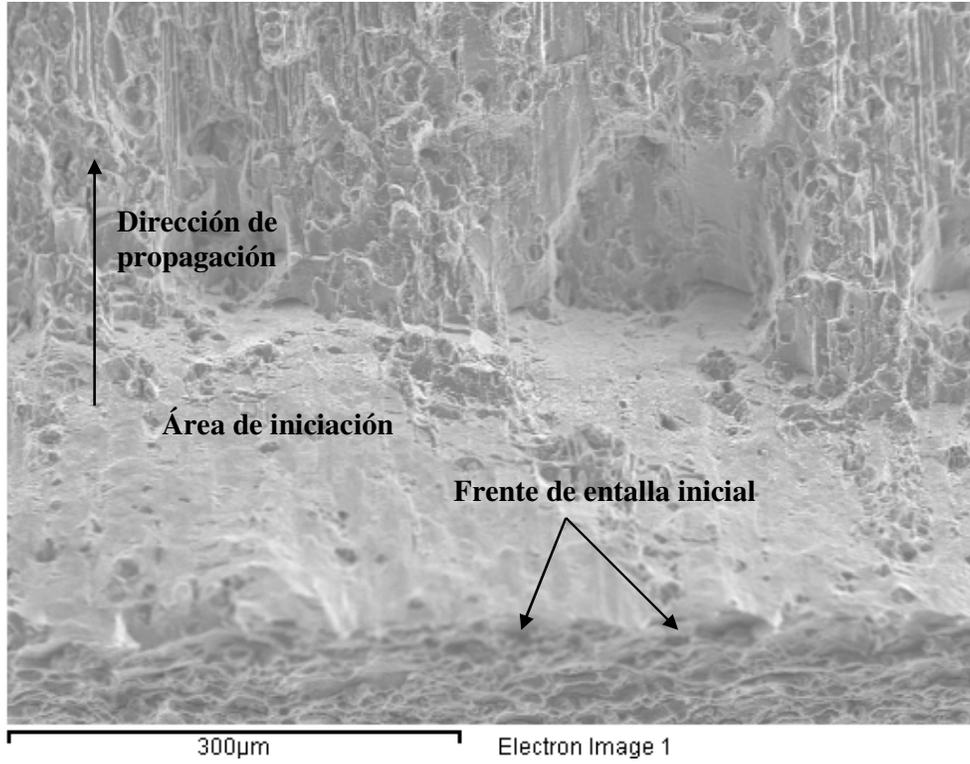


Figura 4.112. Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura en la probeta TL2.0-2.

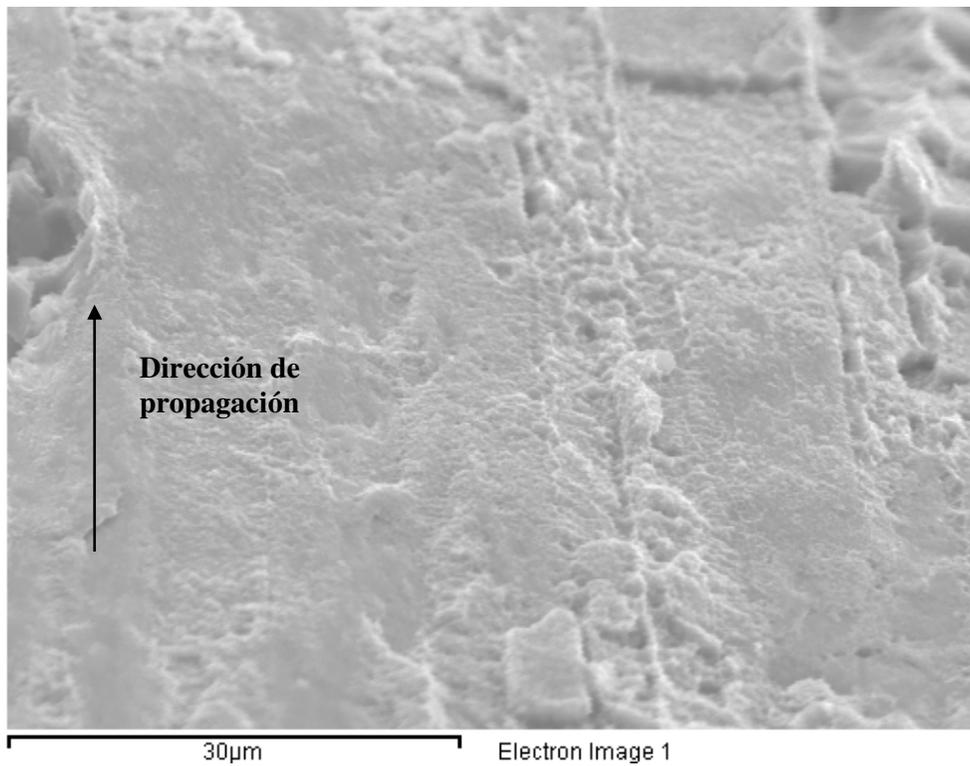


Figura 4.113. Detalle del área de iniciación de la propagación de la fisura en la probeta TL2.0-2.

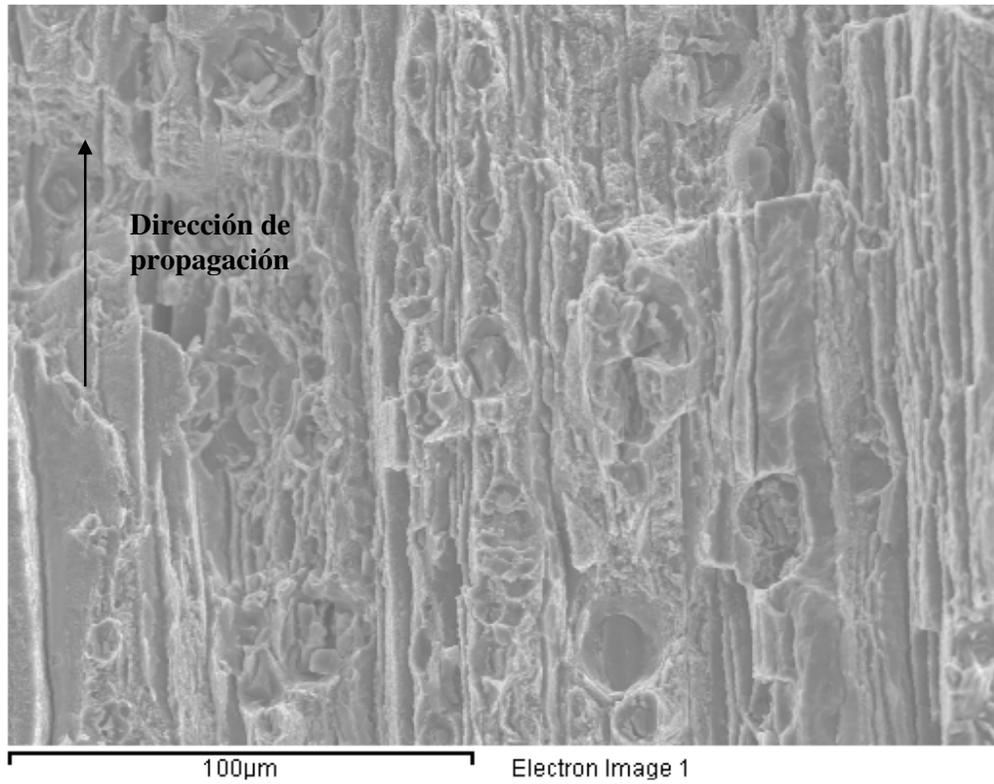


Figura 4.114. Zona inicial de la propagación frágil de la fisura en la probeta TL2.0-2.

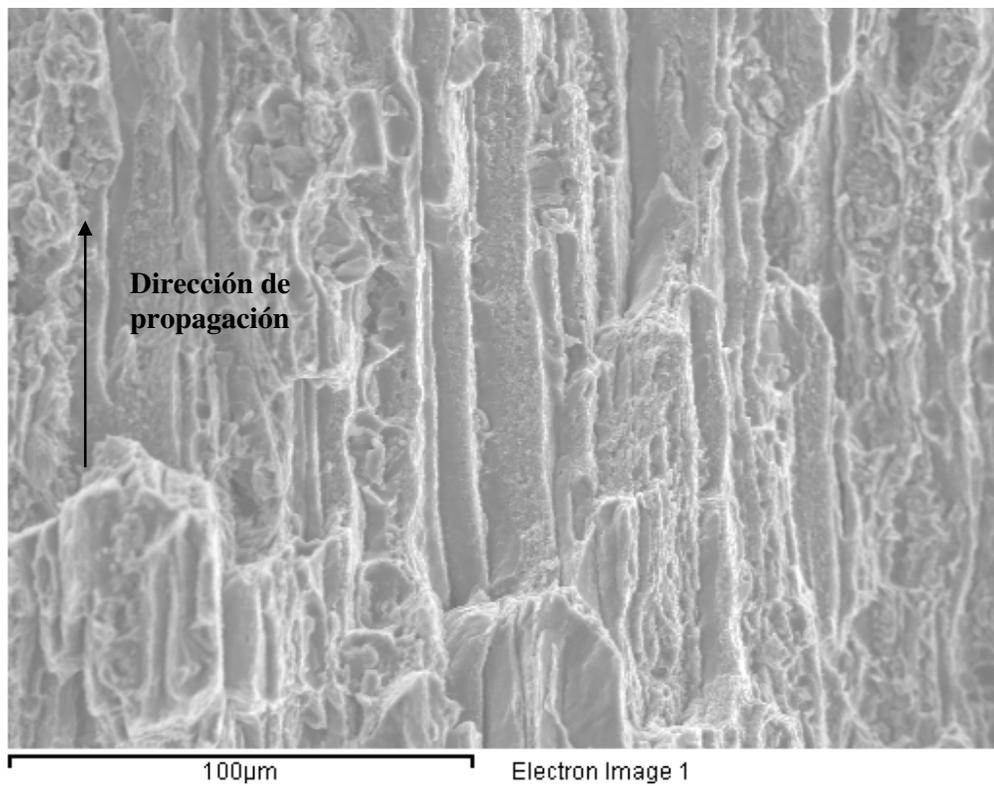


Figura 4.115. Zona intermedia de la propagación de la fisura en la probeta TL2.0-2.

4.3.4.13 Consideraciones generales sobre las observaciones SEM

La observación de las superficies de fractura tanto de las probetas con orientación LT como de las probetas con orientación TL permite realizar las siguientes observaciones:

- La rotura de las probetas es macroscópicamente frágil, ya que son frágiles los mecanismos de fractura dominantes en la mayor parte de la superficie de fractura.
- No obstante, a medida que aumenta el radio de entalla la presencia de microhuecos en la zona de propagación es más notable.
- Igualmente, a medida que aumenta el radio de entalla se observan áreas de iniciación lisas que, éstas sí, van asociadas a la presencia generalizada de microhuecos y, por lo tanto, a un proceso dúctil de fractura.
- Las citadas áreas de iniciación, no observadas o despreciables en las probetas fisuradas, son tanto mayores cuanto mayor es el radio de entalla.
- Las áreas de iniciación son muy pequeñas (en relación a la sección de rotura) incluso en el caso de los mayores radio de entalla, por lo que a nivel macroscópico los procesos dúctiles que llevan asociados apenas son observados.
- Finalmente, y como conclusión fundamental, al igual que ocurría en el PMMA, ha quedado establecida la relación entre el efecto entalla y los micromecanismos de fractura producidos. Así, el aumento de la capacidad resistente del material a medida que aumenta el radio de entalla es debida a una evolución de los micromecanismos de rotura, que van siendo sucesivamente más dúctiles cuanto mayor es el radio de entalla del defecto.

4.3.5 Simulación numérica de los ensayos de validación

Para poder realizar el proceso de validación se ha realizado una simulación por elementos finitos (ANSYS 12.1) de los ensayos de fractura para cada uno de los seis radios de entalla estudiados y para las dos orientaciones del material (LT y TL), con un total doce simulaciones. En la simulación numérica, y puesto que se ha realizado una por cada serie de ensayos, la carga aplicada ha sido la media de todas las cargas de rotura registradas en los ensayos válidos de cada serie o familia. Debido a las condiciones de simetría de las probetas se ha modelado solamente la mitad de cada una. Además, la simulación mediante elementos finitos se ha realizado, según la bibliografía [46, 70, 89], suponiendo un comportamiento del material

elástico-lineal, a pesar de los fenómenos no lineales que pueden producirse en la aleación estudiada. En cuanto al mallado, y al igual que se hizo en la simulación de las probetas de PMMA, se han utilizado elementos hexaédricos (SOLID 186), con un mallado mucho más fino (elementos más pequeños) en la zona de la entalla, debido a que es la zona sometida a mayores gradientes de tensiones.

Para cada familia de probetas se ha determinado un perfil de tensiones a lo largo de la línea central de la sección resistente, tal y como muestra la Figura 4.116. En el perfil de tensiones se ha representado la tensión normal a la citada sección resistente (máxima tensión principal para la línea de estudio) frente a la distancia al fondo de entalla.

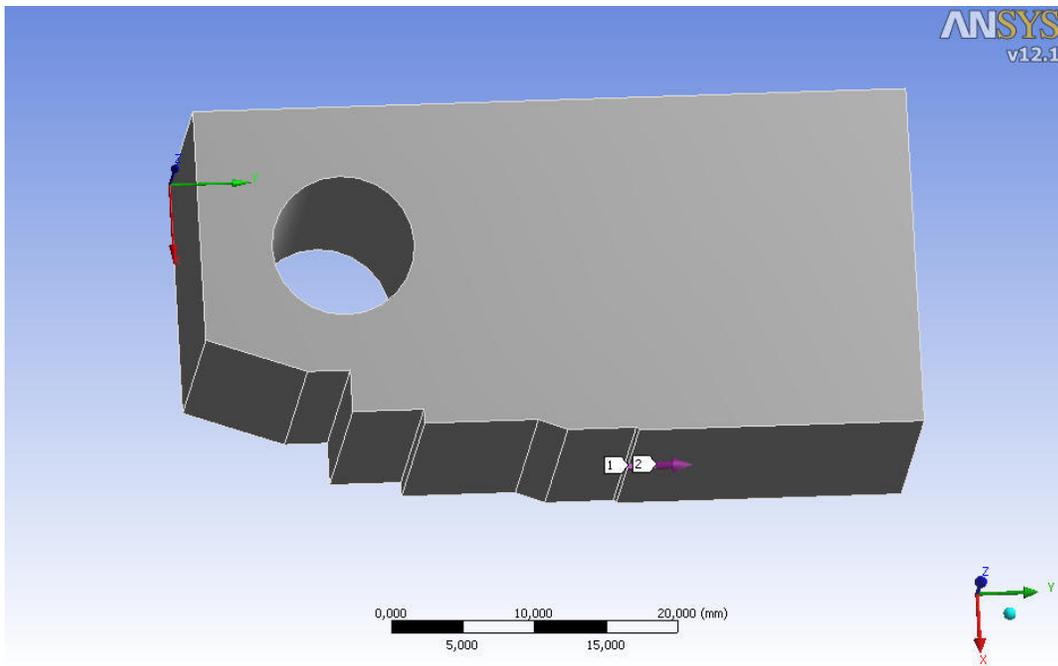


Figura 4.116. Modelo geométrico utilizado en la simulación numérica y línea a lo largo de la cual se han obtenido los perfiles de tensiones.

A continuación se muestran los doce perfiles de tensiones en rotura obtenidos en la simulación numérica.

- Probetas LT fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).

La carga aplicada (carga de rotura experimental media) es 11.24 KN, mostrándose en la Figura 4.117 el correspondiente perfil de tensiones.

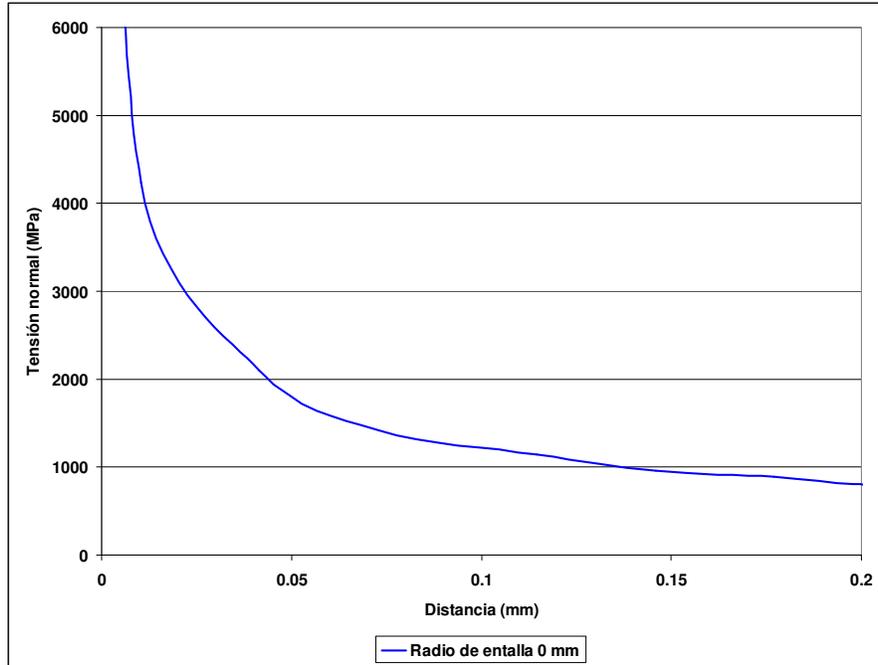


Figura 4.117. Perfil de tensiones en rotura de las probetas LT fisuradas.

– Probetas LT entalladas ($\rho = 0.15$ mm).

La carga aplicada (carga de rotura experimental media) es 23.09 KN, mostrándose el perfil de tensiones en la Figura 4.118.

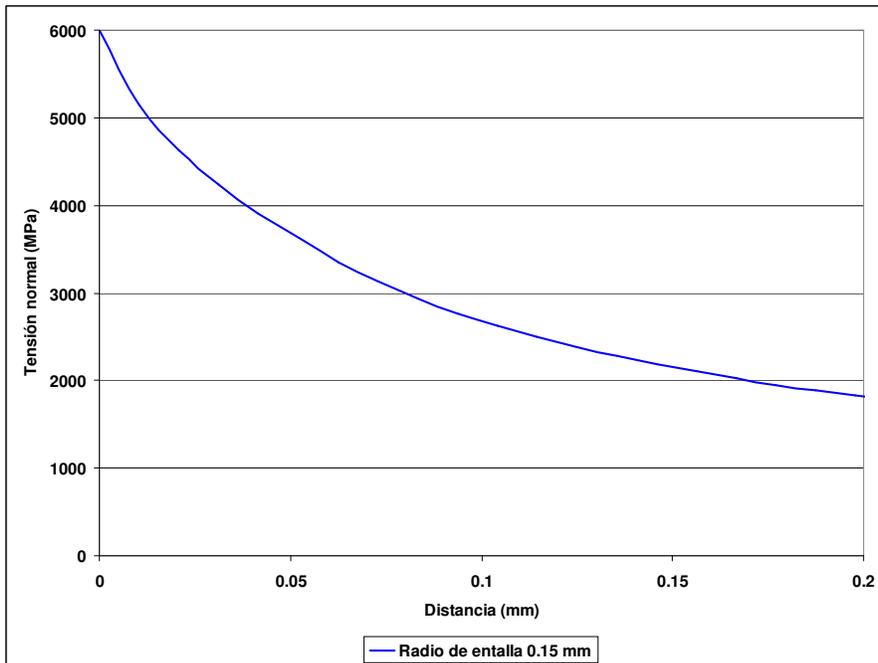


Figura 4.118. Perfil de tensiones en rotura de las probetas LT con radio de entalla 0.15 mm.

– Probetas LT entalladas ($\rho = 0.25$ mm).

En este caso la carga aplicada es 27.22 KN (ver Figura 4.119).

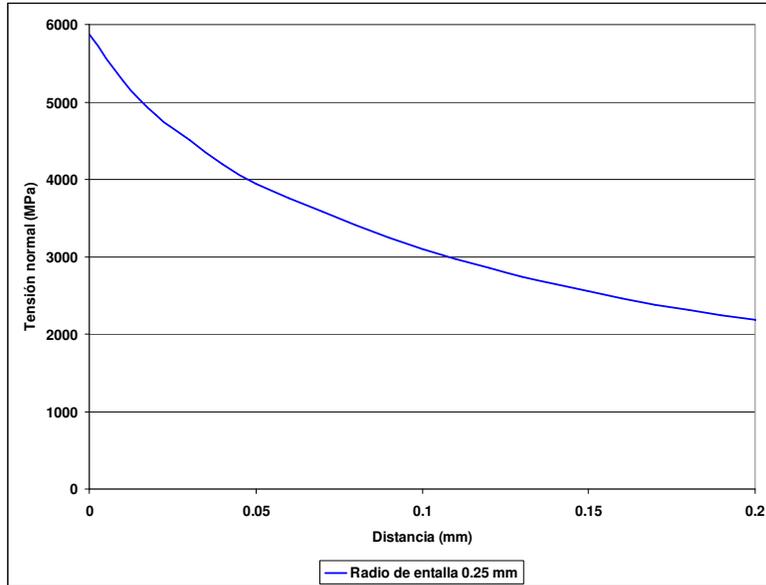


Figura 4.119. Perfil de tensiones en rotura de las probetas LT con radio de entalla 0.25 mm.

– Probetas LT entalladas ($\rho = 0.5$ mm).

La carga media en esta serie de ensayos es 34.78 KN, mostrando la Figura 4.120 el perfil de tensiones resultante.

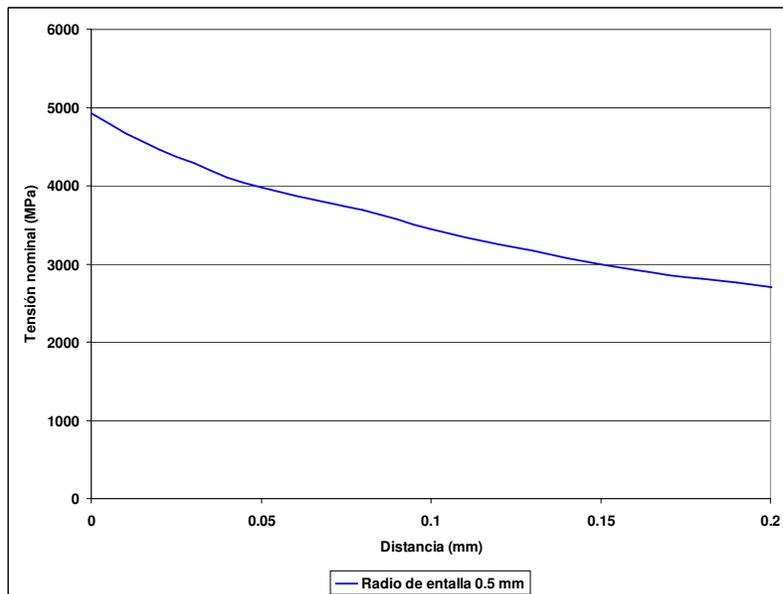


Figura 4.120. Perfil de tensiones en rotura de las probetas LT con radio de entalla 0.5 mm.

– Probetas LT entalladas ($\rho = 1.0$ mm).

La carga media en este caso es 41.17 KN. La Figura 4.121 muestra el perfil de tensiones obtenido.

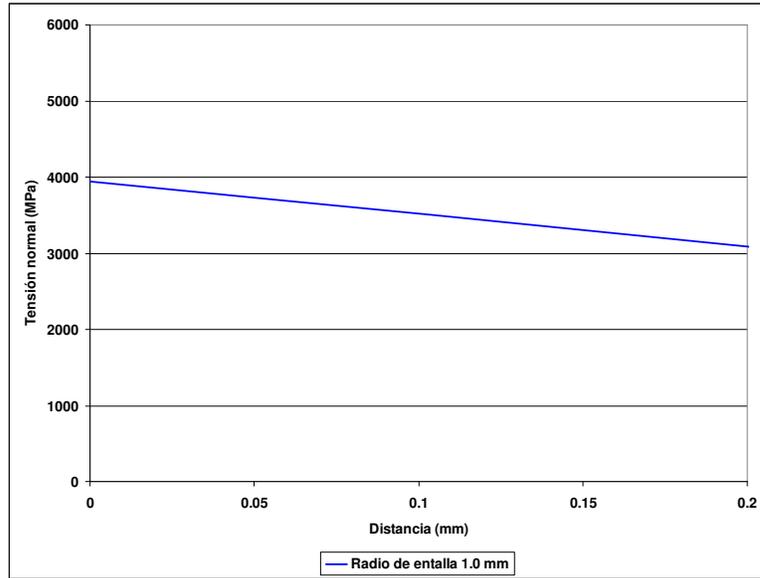


Figura 4.121. Perfil de tensiones en rotura de las probetas LT con radio de entalla 1.0 mm.

– Probetas LT entalladas ($\rho = 2.0$ mm).

La carga media es 44.55 KN, mostrándose el perfil tensional en el frente de entalla en la Figura 4.122.

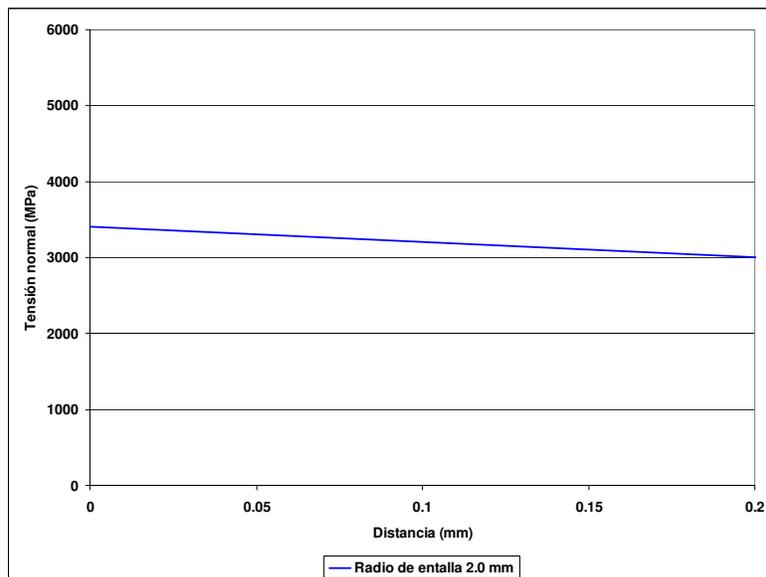


Figura 4.122. Perfil de tensiones en rotura de las probetas LT con radio de entalla 2.0 mm.

– Probetas TL fisuradas ($\rho \approx 0$ mm).

La carga aplicada (carga de rotura experimental media) es 11.03 KN, mostrándose en la Figura 4.123 el correspondiente perfil de tensiones.

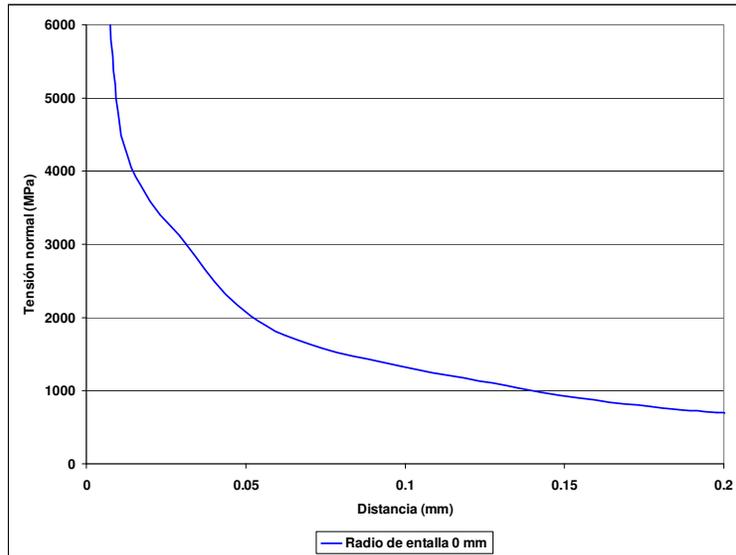


Figura 4.123. Perfil de tensiones en rotura de las probetas TL fisuradas.

– Probetas TL entalladas ($\rho = 0.15$ mm).

La carga aplicada (carga de rotura experimental media) es 20.37 KN, mostrándose el perfil de tensiones en la Figura 4.124.

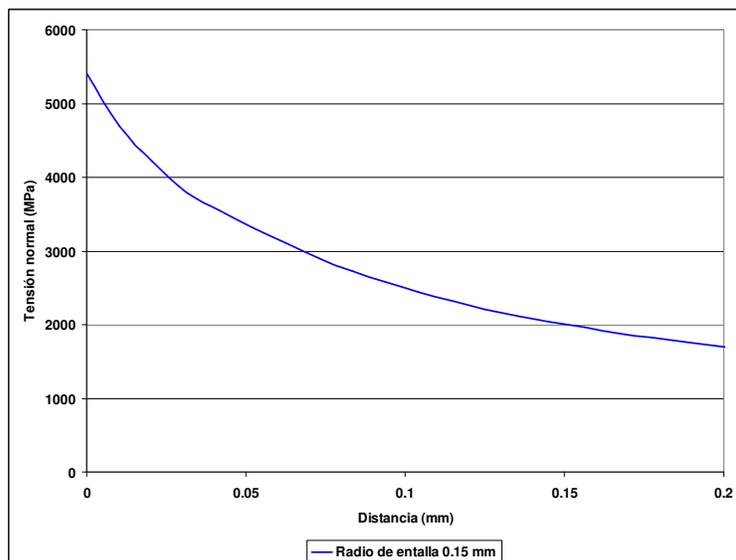


Figura 4.124. Perfil de tensiones en rotura de las probetas TL con radio de entalla 0.15 mm.

– Probetas TL entalladas ($\rho = 0.25$ mm).

En este caso la carga aplicada es 23.05 KN (ver Figura 4.125).

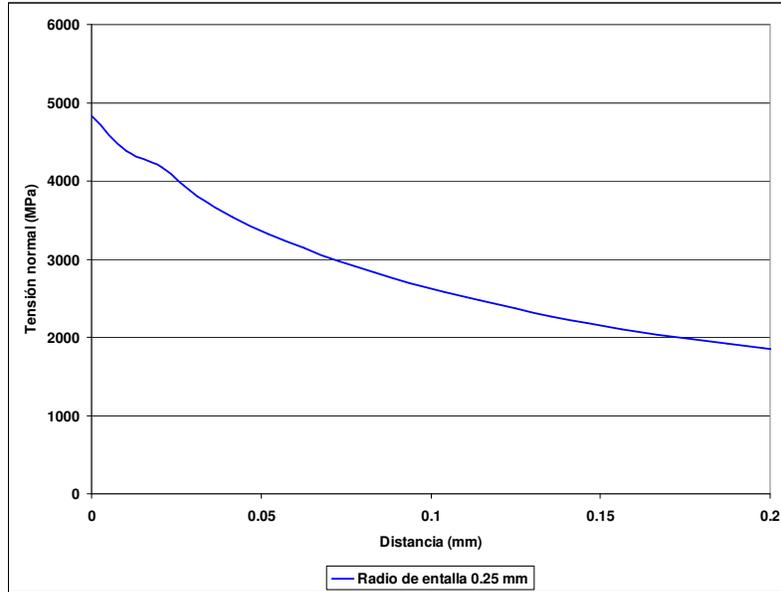


Figura 4.125. Perfil de tensiones en rotura de las probetas TL con radio de entalla 0.25 mm.

– Probetas TL entalladas ($\rho = 0.5$ mm).

La carga media en esta serie de ensayos es 31.39 KN, mostrando la Figura 4.126 el perfil de tensiones resultante.

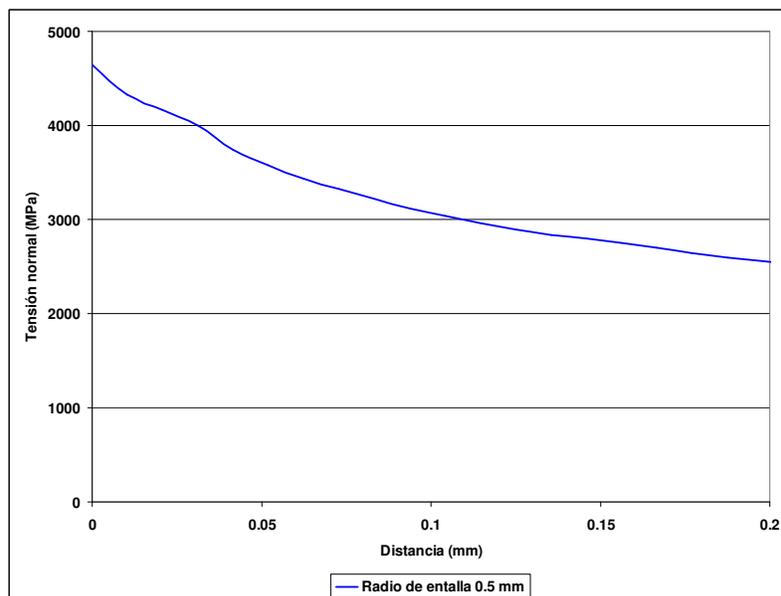


Figura 4.126. Perfil de tensiones en rotura de las probetas TL con radio de entalla 0.5 mm.

– Probetas TL entalladas ($\rho = 1.0$ mm).

La carga media en este caso es 38.94 KN. La Figura 4.127 muestra el perfil de tensiones obtenido.

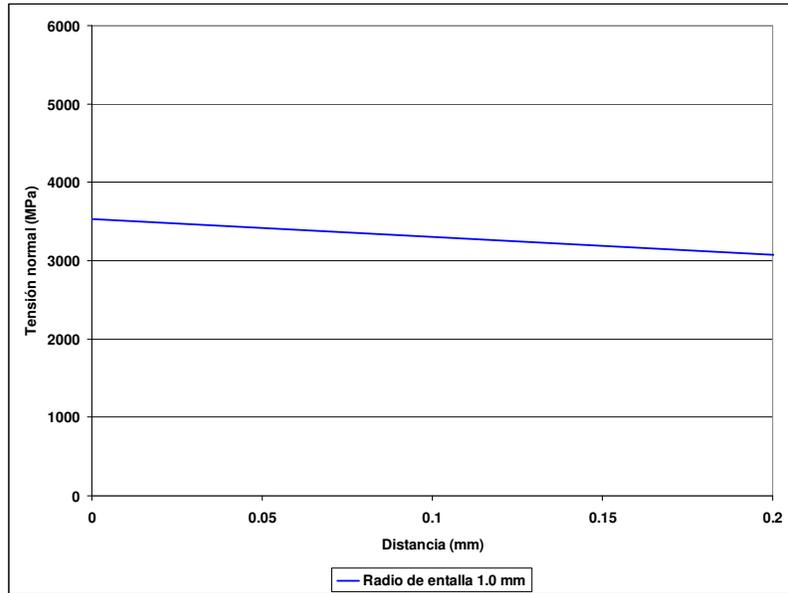


Figura 4.127. Perfil de tensiones en rotura de las probetas TL con radio de entalla 1.0 mm.

– Probetas TL entalladas ($\rho = 2.0$ mm).

La carga media es 44.92 KN, mostrándose el perfil tensional en la Figura 4.128.

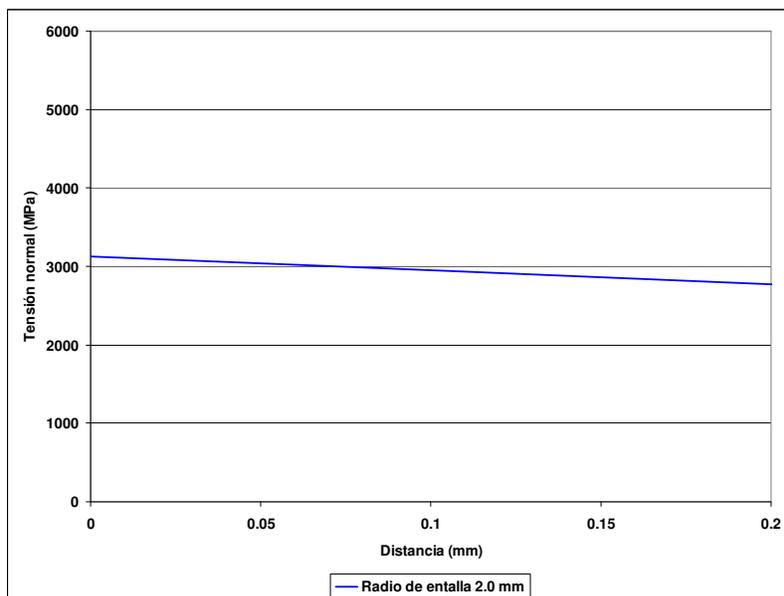


Figura 4.128. Perfil de tensiones en rotura de las probetas TL con radio de entalla 2.0 mm.

4.3.6 Parámetros de la TDC en el Al7075-T651

Las figuras 4.129 y 4.130 muestran las curvas tensión-distancia (al frente del defecto) de cada serie de ensayos en cada orientación.

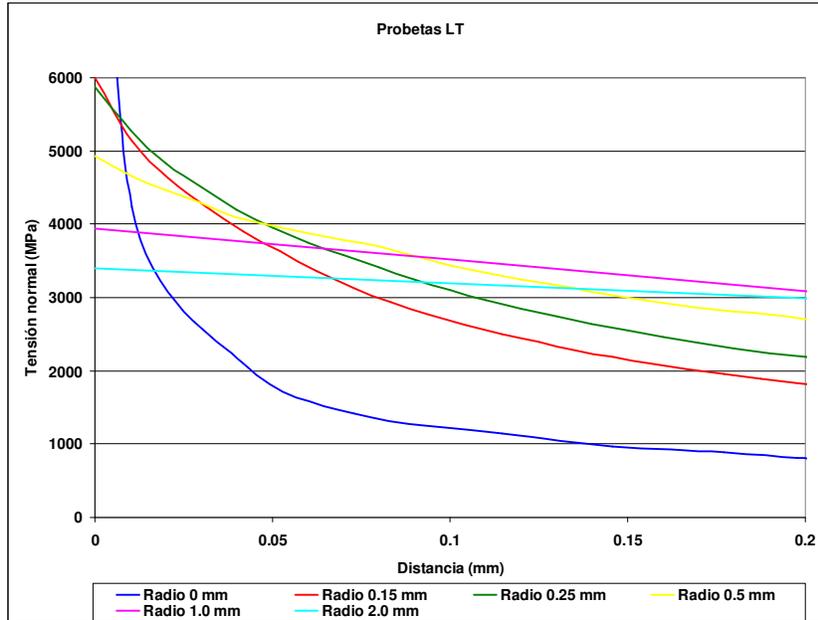


Figura 4.129. Curvas tensión-distancia correspondientes a las diferentes series de probetas LT ensayadas.

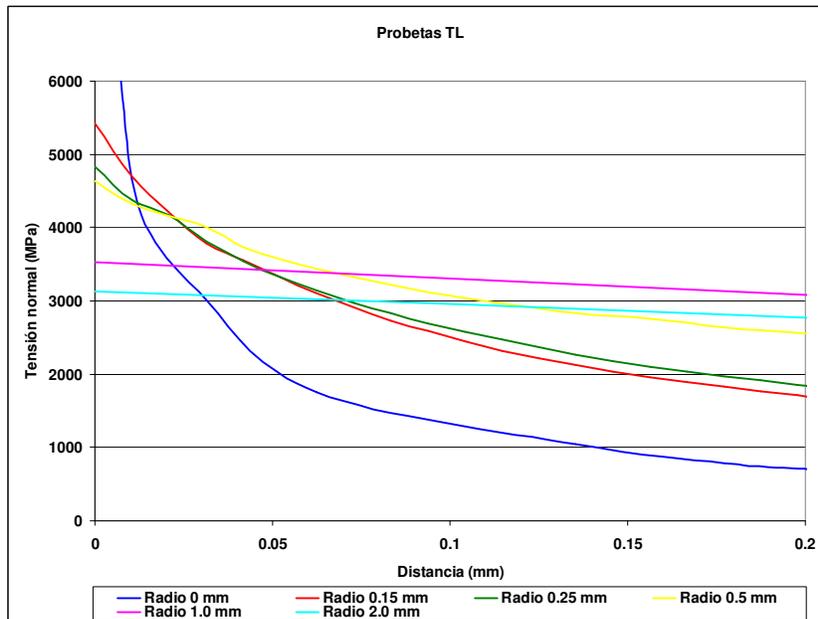


Figura 4.130. Curvas tensión-distancia correspondientes a las diferentes series de probetas TL ensayadas.

En un principio las curvas se cruzan entre ellas en múltiples puntos, por lo que la aplicación del PM, y por lo tanto la TCD al completo, podría verse comprometida. Sin embargo, tal y como se hizo en el PMMA, el conocimiento de los diferentes fenómenos que ocurren en los ensayos puede ayudarnos a un mayor entendimiento de los resultados.

Puede observarse que las probetas con radios de entalla de 0.5, 1.0 y 2.0 mm presentan valores de K_{IN} mucho mayores que los observados en las probetas fisuradas lo cual se produce, como quedo explicado en el PMMA, por la transición desde las condiciones de deformación plana hacia las de tensión plana. La expresión (3.44) determina el nivel de resistencia a fractura para el cual las condiciones de tensión plana son dominantes y, para el caso aquí analizado, proporciona valores de $138.9 \text{ MPam}^{1/2}$ y $135.1 \text{ MPam}^{1/2}$ para las orientaciones LT y TL respectivamente. Esto significa que las probetas con radios de entalla de 1.0 y 2.0 mm se encuentran muy próximas a las condiciones de tensión plana (ver Tabla 4.7), y que las probetas con radio de entalla de 0.5 mm se encontrarían en una situación intermedia, lo cual también se puede observar en las figuras 4.129 y 4.130. Por esta razón, aquí se recomienda no considerar los perfiles tensionales de estos tres tipos de probetas.

Además, y sobre todo, como ocurría en el caso del PMMA el número de Nueber para las probetas con radios mayores de 0.5 mm va a resultar muy elevado, tal y como se verá más adelante.

Con todas estas consideraciones las curvas tensión-distancia a tener en cuenta son las correspondientes a los radios nominales de 0 mm (probetas fisuradas), 0.15 mm y 0.25 mm. En las figuras 4.131 y 4.132 se muestran los resultados, observándose que cuando se aplica el PM en las probetas LT, σ_0 está entre 5280 y 5550 MPa y $L/2$ entre 0.00525 y 0.0086 mm. En las probetas TL, σ_0 está entre 4370 y 4700 MPa y $L/2$ entre 0.0103 y 0.0112 mm. Tomando los valores medios entre los distintos puntos de corte, para la orientación LT σ_0 resulta 5393 MPa y L 0.0150 mm, y para la orientación TL σ_0 resulta 4535 MPa y L 0.0215 mm.

Con respecto a los valores obtenidos es necesario realizar algunas observaciones:

- Los valores de L son muy bajos, aunque del mismo orden de magnitud que los encontrados (ej., [46]) en otros materiales metálicos con altas resistencias de tracción y baja tenacidad a fractura (ej., acero templado a -170°C y la aleación de aluminio DISPAL). Se pueden hacer observaciones análogas acerca de los altos valores de tensión inherente (σ_0)

- Los valores de L obtenidos justifican porqué el efecto entalla causado por el radio de 0.5 mm es limitado. El número de Neuber en este caso sería de 31.3 para la orientación LT y de 22.9 para la TL. Por lo tanto, a pesar de que el valor del radio parece bastante reducido, su significado físico en términos de efecto entalla es más limitado. Más aún, en el caso de las entallas de radio 2.0 mm, el número de Nueber alcanzaría valores de 133.3 y 97.5 para las orientaciones LT y TL respectivamente.
- La L obtenida también justifica porqué no se ha observado un radio crítico en los resultados experimentales: el tamaño del radio crítico es del mismo orden de magnitud que L y todos los radios de entalla considerados en este trabajo están muy encima de dicho valor.

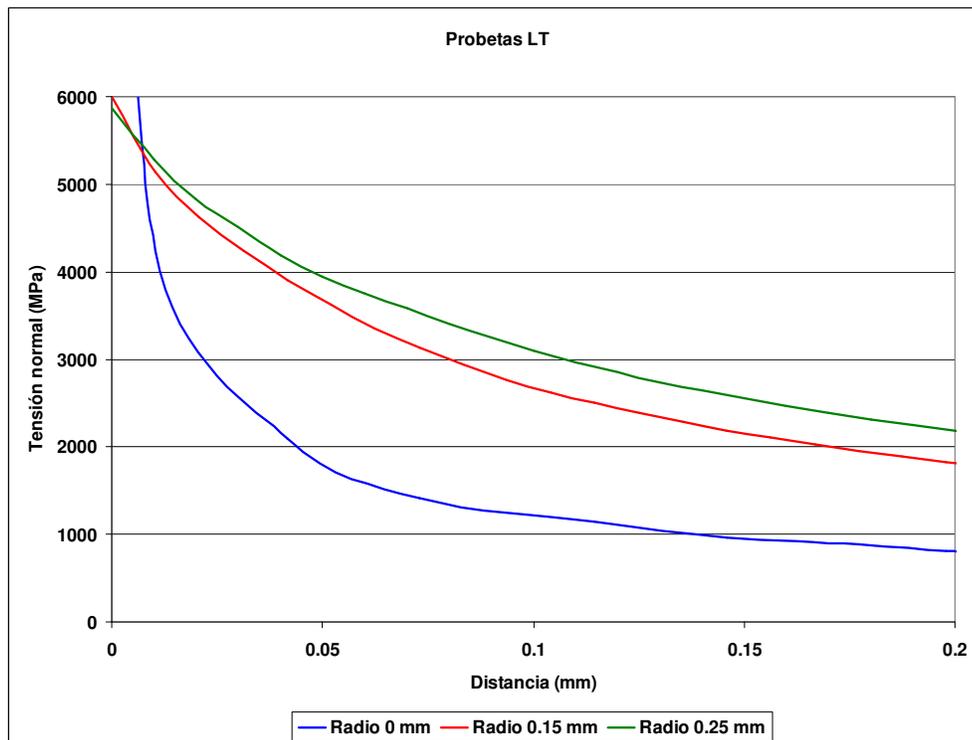


Figura 4.131. Curvas tensión-distancia consideradas en el análisis (probetas LT, radios de entalla de 0, 0.15 y 0.25 mm).

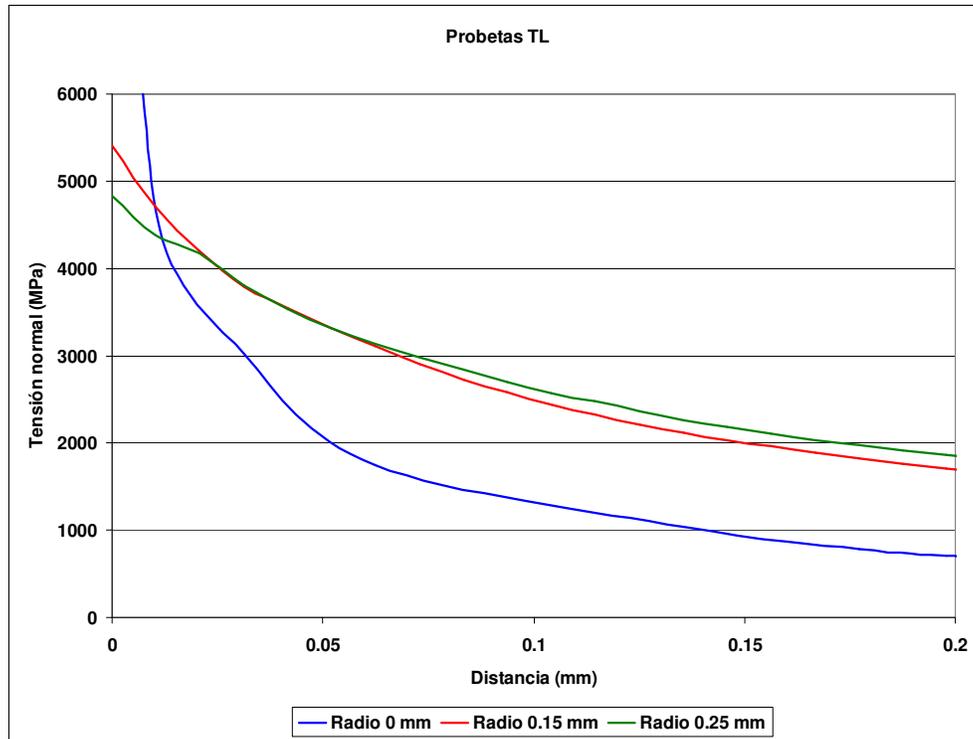


Figura 4.132. Curvas tensión-distancia consideradas en el análisis (probetas TL, radios de entalla de 0, 0.15 y 0.25 mm).

Por último, es importante destacar que la aplicación del LM (ecuación (3.12)) lleva a resultados prácticamente iguales en términos de distancias críticas y tensiones inherentes.

4.3.7 Aplicación de la TDC en la predicción del efecto entalla en el Al7075-T651

Una vez presentados el programa experimental y la simulación por elementos finitos, junto con los valores resultantes de la calibración de los parámetros característicos de la TCD para el Al7075-T651, la aplicación de esta teoría a través de tres de sus metodologías (PM, LM y FFM) va a servir de validación para la predicción del efecto entalla en fractura en el material analizado. Así, las predicciones proporcionadas por las ecuaciones (3.29), (3.30), (3.39) y (3.40) se compararán con los valores experimentales. Las dos últimas se corresponden con una geometría (fisura pasante en chapa de dimensiones infinitas) que, tal y como se comenta en [46] proporciona valores conservadores para el resto de situaciones.

Las figuras 4.133 y 4.134 muestran las diferentes predicciones obtenidas junto con el mejor ajuste del PM obtenido por el método de los mínimos cuadrados, obligando a la curva a tomar el valor de la tenacidad a fractura obtenido en las probetas fisuradas y siendo L es el parámetro de ajuste. Considerando todos los resultados experimentales los parámetros correspondientes a ese

ajuste son $\sigma_0 = 3278$ MPa y $L = 0.0216$ mm en la orientación LT y $\sigma_0 = 3121$ MPa y $L = 0.0231$ mm, en la orientación TL. De cualquier forma los resultados son del mismo orden que los obtenidos en el apartado 4.3.6.

Finalmente hay que destacar que si el mejor ajuste se lleva a cabo siguiendo la ecuación (3.30) (y por lo tanto, aplicando el LM), los resultados son prácticamente idénticos, con $\sigma_0 = 3181$ MPa y $L = 0.0229$ mm en la orientación LT y $\sigma_0 = 3026$ MPa y $L = 0.0247$ mm en la orientación TL, si se tienen en cuenta todos los puntos. Una vez más, los resultados son parecidos a los del apartado 4.3.6.

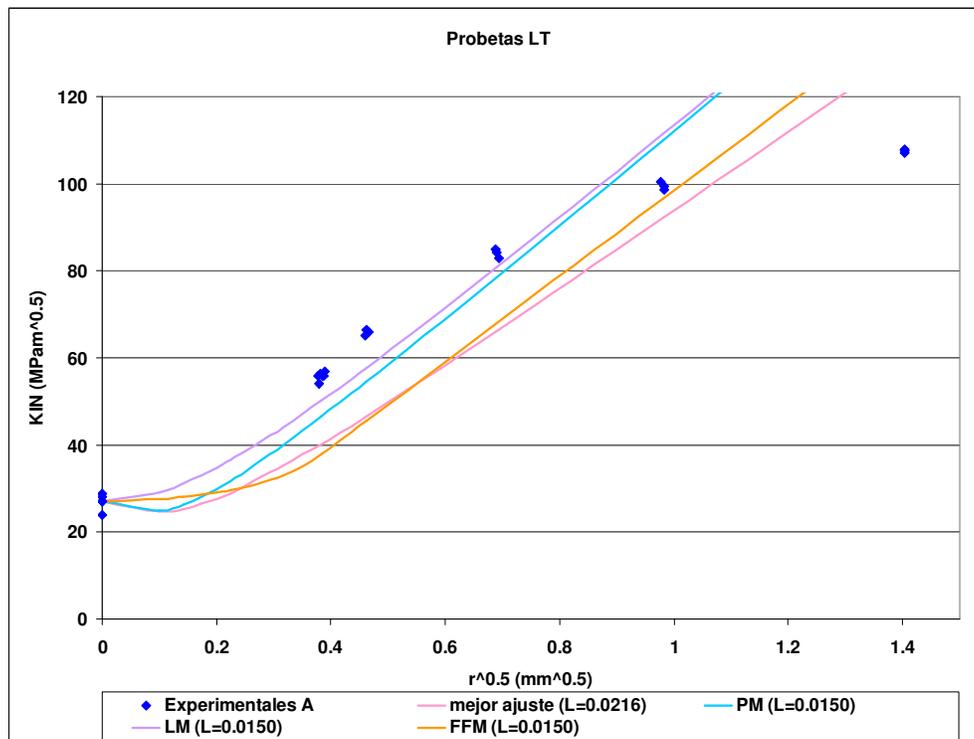


Figura 4.133. Comparación entre los datos experimentales (y su correspondiente mejor ajuste) y las predicciones del PM (ecuación (3.29), del LM (ecuación (3.30)) y de la FFM (ecuaciones (3.39) y (3.40)) con $\sigma_0 = 5393$ MPa y $L = 0.0150$ mm.

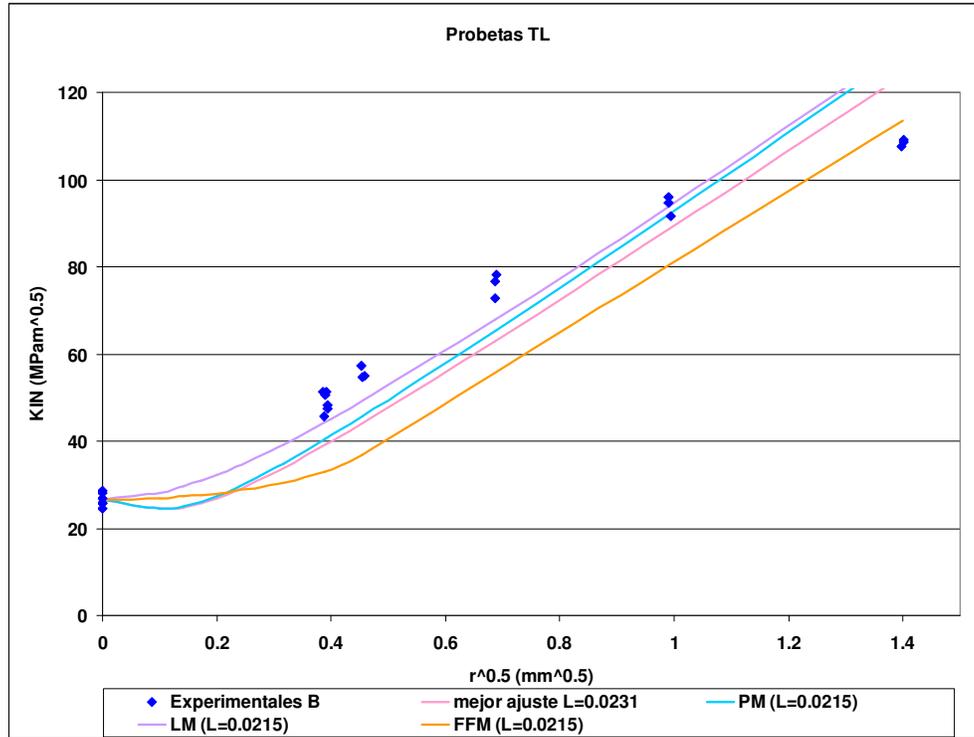


Figura 4.134. Comparación entre los datos experimentales (y su correspondiente mejor ajuste) y las predicciones del PM (ecuación (3.29), del LM (ecuación (3.30)) y de la FFM (ecuaciones (3.39) y (3.40)) con $\sigma_0 = 4535$ MPa y $L = 0.0215$ mm.

De las figuras 4.133 y 4.134 se desprende que el PM y el LM proporcionan resultados muy similares. Estas predicciones son bastante exactas para radios de entalla de 0.15, 0.21 y 0.47 mm, aunque proporcionan resultados conservadores. Las predicciones para radios de entalla de 1.0 mm son también razonablemente buenas, a pesar de que proporcionan sobreestimaciones de la tenacidad aparente a fractura en el caso de la orientación LT. Finalmente, las predicciones para radios de entalla de 2 mm son mayores que los valores experimentales, especialmente en el caso de la orientación LT, dado que, por una parte, este tamaño del radio de entalla proporciona valores del número de Nueber realmente altos y, por otra, predominan las condiciones de tensión plana, como se ha visto anteriormente.

En cualquier caso, los resultados obtenidos demuestran la capacidad de la TDC para proporcionar buenas predicciones del efecto entalla en el Al7075-T651.

4.4 CONSIDERACIONES DERIVADAS DEL PROCESO DE VALIDACIÓN

Del análisis de los resultados obtenidos en este capítulo se pueden extraer las siguientes consideraciones:

- La TCD, en sus diferentes versiones, ha proporcionado buenas predicciones de la tenacidad aparente a fractura tanto en el PMMA como en el Al7075-T651. Los resultados en el PMMA están en concordancia con trabajos realizados por otros investigadores, en tanto que la validación de las predicciones en el Al7075-T651 se recoge en este trabajo por primera vez.
- Especialmente ajustadas han resultado las predicciones del LM y el PM, en tanto que la FFM proporciona valores generalmente conservadores.
- La calibración del modelo mediante elementos finitos ha mostrado que la aplicación del PM requiere la no consideración de los perfiles tensionales correspondientes a probetas en las que domina la tensión plana o, visto de otra manera, aquellas que se corresponden con un número de Neuber elevado, que aquí, en vista de los resultados obtenidos, se propone tomar como 15. Esta cuestión no había sido tratada previamente en la literatura, en la que de hecho se afirma que la TCD no puede aplicarse únicamente en probetas lisas (sin concentradores de tensiones) de materiales cuya tensión inherente no es igual a la tensión de rotura. Aquí se demuestra que una aplicación estricta de la TCD requiere además que el número de Neuber correspondiente a la entalla y el material analizados sea suficientemente reducido (<15).
- En situaciones con un número de Neuber superior a ese valor, la TCD puede sobreestimar la tenacidad aparente a fractura, como ocurre aquí para radios de entalla mayores de 1.0 mm en probetas LT (número de Neuber igual a 66) y de 2.0 mm para probetas TL (número de Neuber igual a 92). Una posible solución al respecto es calibrar los parámetros del material basándose exclusivamente en los resultados experimentales (sin simulación numérica), determinando el valor de L que mejor ajuste los datos experimentales e incluyendo en el ajuste probetas de ensayo con un número de Neuber tan elevado como se quiera. Esto provocará una clara subestimación del efecto entalla para valores bajos del número de Neuber, ya que se derivan valores de la distancia crítica mayores a la real, pero permitirá aplicar la TCD en un rango más amplio de situaciones.
- En relación con el número de Neuber se han obtenido resultados del lado de la seguridad hasta valores del mismo de 19 en el caso del PMMA (no se han ensayado radios de entalla mayores), de 33 en el caso de probetas LT de Al7075-T651 y de 46 en el caso de probetas TL.

- En los dos materiales ensayados ha podido establecerse una clara relación entre el efecto entalla y los micromecanismos de rotura, siendo éstos sucesivamente más dúctiles a medida que aumenta el radio de entalla. Esta cuestión no había sido previamente analizada en ningún otro estudio encontrado en la literatura especializada.

CAPÍTULO 5

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

5.1. INTRODUCCIÓN

Vista la capacidad de la TDC para predecir el efecto entalla (Capítulo 4), y habiéndose recogido en el Capítulo 2 una explicación detallada sobre los Diagramas de Fallo, en este capítulo se va a proponer una metodología de análisis de entallas que combina ambas herramientas y que permitirá analizar entallas en condiciones que van desde la fractura frágil hasta el colapso plástico, de una forma totalmente análoga a la llevada a cabo en el caso del análisis de componentes estructurales con fisuras.

5.2. MODELO DE ANÁLISIS DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO

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

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

Haciendo uso de dos de las metodologías de la TDC aquí presentadas, es posible derivar expresiones de K_{IN} . Como se ha visto en el apartado 3.5, y como se va a recordar aquí, en el caso del PM, es necesario partir de la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesta por Creager y Paris [83], que es la existente en el fondo de fisura pero desplazada una distancia igual a la mitad del radio de entalla (ecuación (3.28)):

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

Si se establece la condición del PM (ecuación (2.112)), se considera la definición de la distancia crítica L (ecuación (2.111)), y se asume que en rotura K_I es igual a K_{IN} , se llega a la expresión (3.29), ya recogida en el Capítulo 3:

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)}$$

En el caso del LM, al proceder de manera análoga la expresión resultante es (ecuación (3.30)):

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}$$

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

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

del parámetro K_r en el caso del análisis de entallas sería, supuesto el problema equivalente con fisura:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IN}} \quad (5.1)$$

Para completar el análisis FAD de un componente entallado quedaría por definir el parámetro L_r , que depende (ecuación (2.85)) de la carga de colapso plástico. Este fenómeno se produce, idealmente, por plastificación total de la sección remanente, por lo cual queda determinado por el límite elástico del material (supuesto comportamiento elastoplástico perfecto) y por la extensión del defecto, pero no por el radio de entalla que este pueda tener (Figura 5.1). Dicho de otro modo, en el fallo por colapso plástico, el defecto no actúa como concentrador de tensiones, sino como reductor de la sección resistente, por lo que la carga de colapso plástico es independiente del radio de entalla y es la misma para entallas y fisuras (que son entallas con radio nulo) [1, 106]. Obviamente, en el caso de aplicar cargas menores a la de colapso plástico los campos tensionales en el frente de fisura y en el frente de entalla son diferentes, pero en la situación que aquí resulta de interés, la de colapso plástico, sí coinciden.

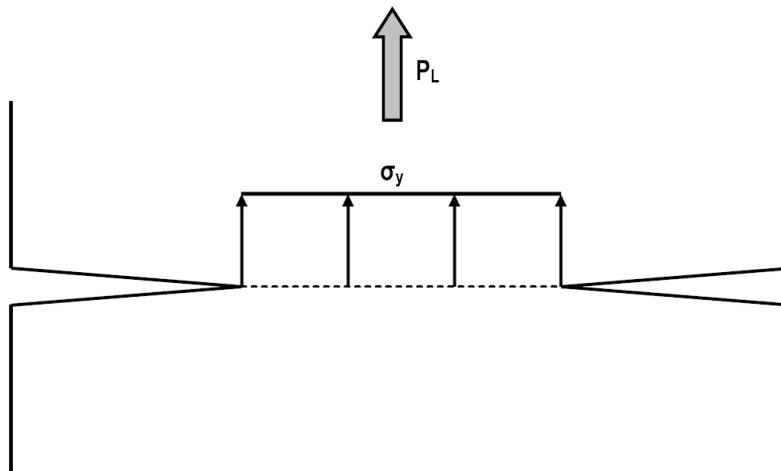


Figura 5.1. Estado tensional en colapso plástico (sólido elastoplástico perfecto) en una probeta tipo DEC (Double Edge Cracked)

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

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

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IN}} = \frac{K_I}{K_C \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}} \quad (5.2)$$

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

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IN}} = \frac{K_I}{K_C \frac{(1 + \rho/L)^{3/2}}{(1 + 2\rho/L)}} \quad (5.3)$$

En segundo lugar, la corrección de entalla puede aplicarse al propio FAD, en vez de a la tenacidad a fractura. Partiendo de (5.2) y teniendo en cuenta (2.89):

$$K_r = \frac{K_I}{K_C} = f(L_r) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (5.4)$$

en caso de utilizar el LM, y siendo:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IC}} = f(L_r) \frac{(1 + \rho/L)^{3/2}}{(1 + 2\rho/L)} \quad (5.5)$$

en caso de usar el PM. Ambos procedimientos son totalmente equivalentes. Si se comparan con la evaluación de entallas como si fueran fisuras (práctica muy conservadora, como se ha comentado anteriormente), el primer tipo de corrección provocaría una reducción de la coordenada K_r , y por lo tanto un descenso en vertical del punto de evaluación. Así, un punto inicialmente situado por encima de la FAL (situación no segura o inaceptable) podría situarse en el interior del FAD, demostrando la seguridad de la situación; por su parte, el segundo tipo de corrección multiplica la expresión de la FAL por un término constante, por lo que la coordenada K_r de todos los puntos de la FAL se ve desplazada verticalmente, aumentando el área segura del análisis. La Figura 5.2 muestra ambas situaciones.

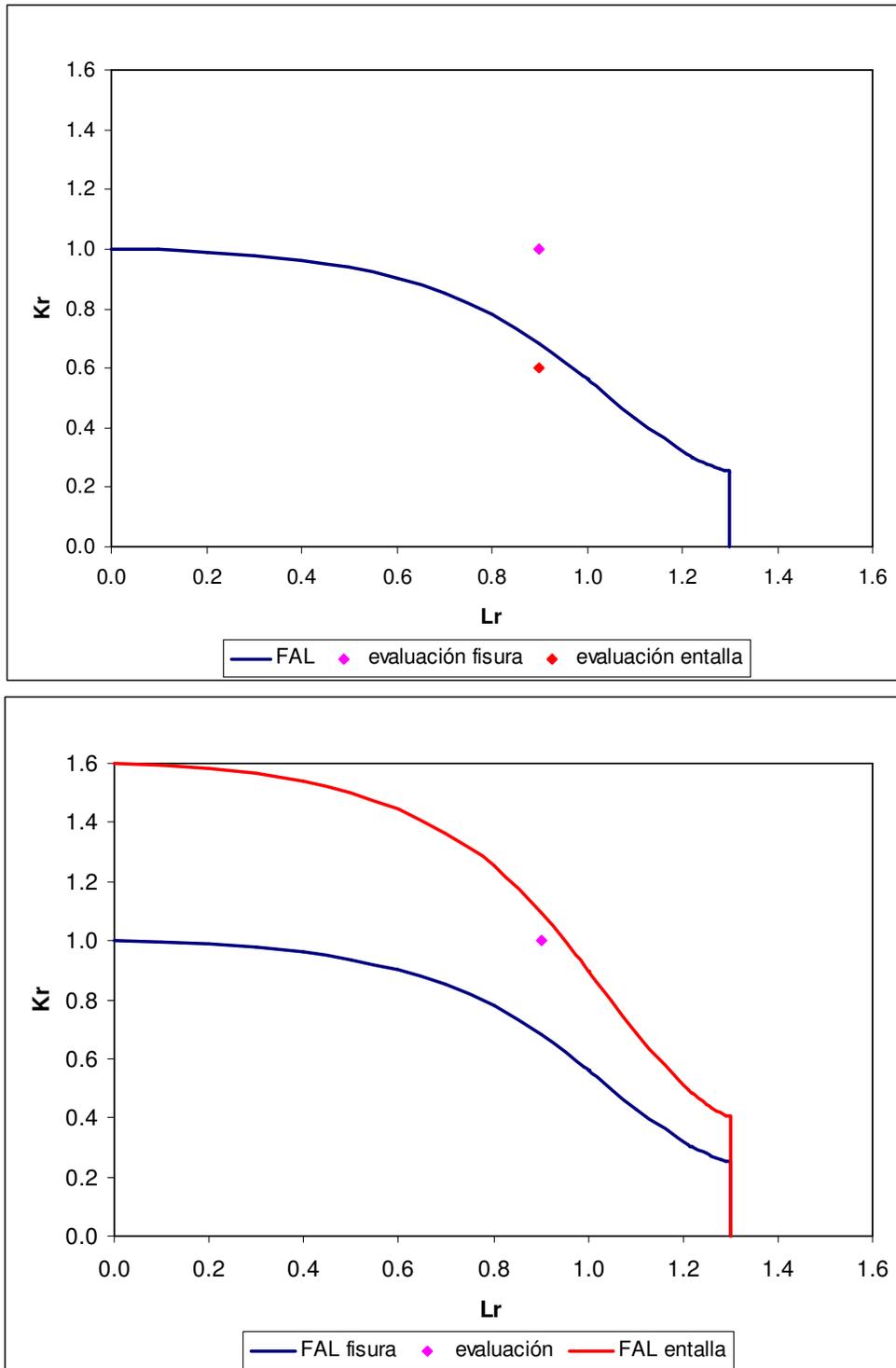


Figura 5.2. Evaluación FAD de entallas mediante corrección de K_r (figura superior) o de la FAL (figura inferior)

5.3. APLICACIÓN DEL MODELO

5.3.1 PMMA

El modelo propuesto de evaluación de entallas mediante la metodología FAD se ha aplicado a las 8 familias de probetas de flexión en tres puntos fabricadas en PMMA (ver Tabla 4.3) recogidas en el Capítulo 4 [103], con radios de entalla que varían entre los 0 mm (fisura) hasta los 2.5 mm.

El proceso de calibración de los parámetros de la TDC en este material se presenta en el Capítulo 4, dando una distancia crítica L de 0.105 mm y una tensión inherente de 134 MPa.

A continuación, en la Figura 5.3, se presenta el análisis FAD de las probetas ensayadas, comparando los resultados obtenidos sin tener en cuenta el efecto entalla con los obtenidos tras la corrección de entalla. Ésta se ha aplicado al valor de la tenacidad a fractura del material (2.04 MPam^{1/2}, ver Capítulo 4), pero los resultados serían análogos en caso de aplicarla en la FAL. Las expresiones del FAD ($K_r = f(L_r)$) se han tomado del FITNET FFS Procedure [49] (*Option 1*) y las de K_I y P_L se han tomado de [15]:

$$K_r = (1 + 0.5(L_r)^2)^{-1/2} (0.3 + 0.7 \cdot \exp(-\mu L_r^6)) \quad L_r \leq 1 \quad (5.6)$$

$$K_r = K_r(1) \cdot L_r^{\frac{N-1}{2N}} \quad 1 < L_r \leq L_{rmax} \quad (5.7)$$

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[1.99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left\{ 2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W}\right) + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2 \right\} \right] \quad (5.8)$$

$$P_L = \frac{1.455 B b^2 \sigma_Y}{S} \quad (5.9)$$

siendo

$$\mu = \min[0.001 \cdot (E / \sigma_y); 0.6] \quad (5.10)$$

$$N = 0.3 \left(1 - \frac{\sigma_y}{\sigma_u}\right) \quad (5.11)$$

$$L_{r\max} = 0.5 \frac{\sigma_y + \sigma_u}{\sigma_y} \quad (5.12)$$

B es el espesor de las probetas (5 mm), b es el ligamento remanente (generalmente 5 mm), W es el canto (10 mm), S es la distancia entre apoyos (40 mm) y a es la longitud de fisura. En (5.9), σ_y es la media entre el límite elástico (σ_y) y la tensión de rotura (σ_u).

Se puede observar cómo los puntos de evaluación de las probetas considerando los defectos como fisuras se encuentran en muchos casos muy alejados de la condición de rotura, que viene definida por la FAL, y además quedan situados por encima de la misma. Esto quiere decir que según el análisis FAD las probetas hubiesen agotado su capacidad resistente mucho antes de lo que realmente lo hacen, por lo que las predicciones resultan conservadoras (tanto más cuanto más alejados están los puntos de la FAL). Sin embargo, al aplicar la corrección por efecto entalla los puntos de evaluación quedan situados en torno a la FAL, con predicciones más ajustadas a la verdadera capacidad resistente de las probetas.

De la Figura 5.3 podría derivarse que la metodología propuesta genera frecuentemente evaluaciones del lado de la inseguridad, puesto que existen muchos puntos de evaluación en rotura que tras la corrección por efecto entalla quedan dentro del área segura. Sin embargo, esto obedece a que se ha tomado un valor de tenacidad a fractura que es el valor medio de los resultados experimentales (Capítulo 4), cuando en la práctica de los análisis FAD suele tomarse como valor de tenacidad el correspondiente a una probabilidad de fallo del 5% o del 1%. Asumiendo una distribución normal en los resultados de los ensayos de tenacidad, el valor de la tenacidad a fractura por encima del cual quedarían el 95% de los resultados experimentales viene dado por la media menos 1.645 veces la desviación típica. En el caso aquí analizado resulta un valor de tenacidad a fractura de $1.54 \text{ MPa}^{1/2}$, y los resultados correspondientes se muestran en la Figura 5.4.

Puede observarse cómo en el caso de la evaluación sin corrección por efecto entalla, el resultado es aún más conservador que en el caso anterior (como consecuencia de considerar una tenacidad menor). Sin embargo, al aplicar la corrección, la nube de puntos de evaluación se sitúa sobre la FAL, con márgenes de seguridad en evaluaciones FAD muy similares a los de las fisuras. Tan solo en dos situaciones el análisis resulta no conservador, y ello en dos casos muy particulares cuya naturaleza queda recogida en el Capítulo 4 (comportamiento de transición de las probetas 0.5-1 y 0.5-2).

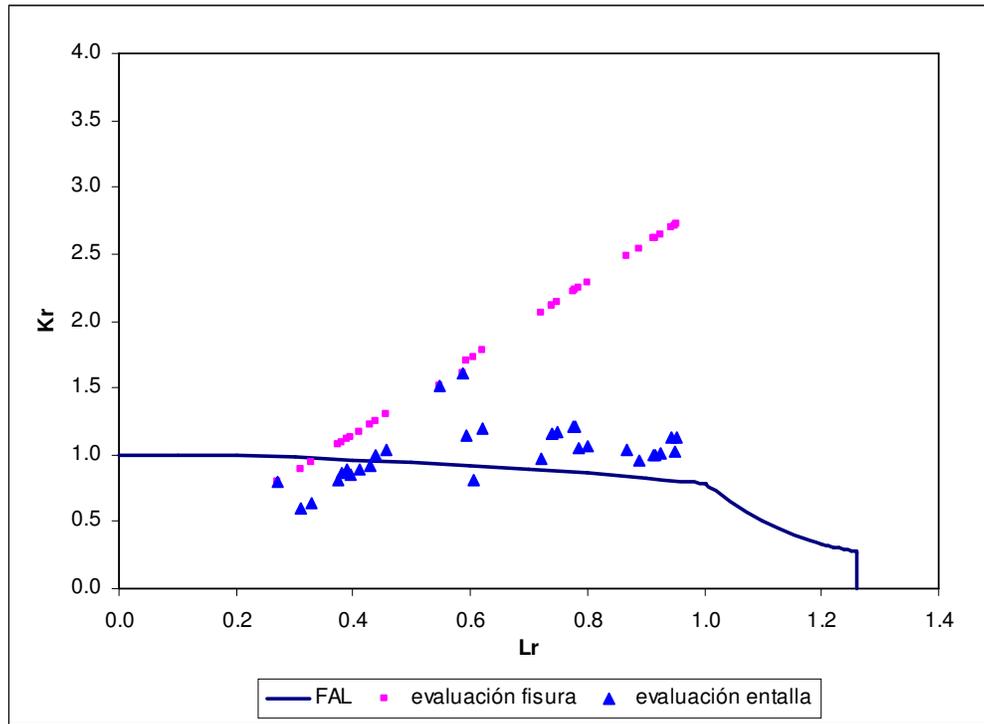


Figura 5.3. Evaluación FAD en rotura de probetas de PMMA, tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales

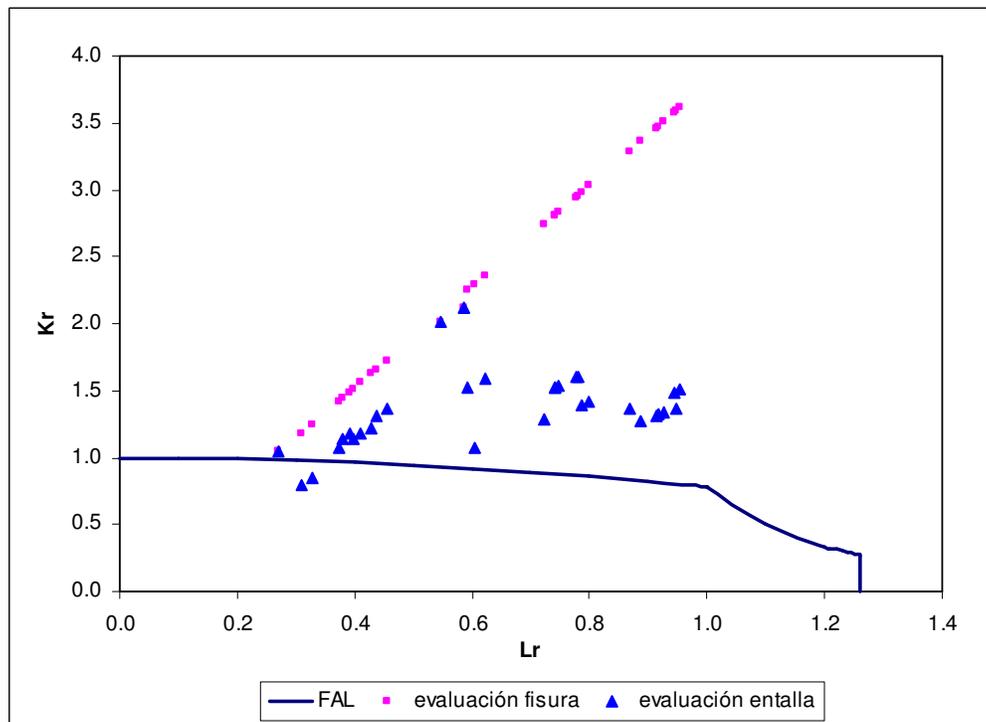


Figura 5.4. Evaluación FAD en rotura de probetas de PMMA, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza.

Otra manera de determinar el valor de tenacidad a fractura a utilizar en el análisis sería el proporcionado por la normativa BS7910 [107], que consiste en tomar el valor equivalente al mínimo de tres ensayos (el menor en caso de realizar de tres a cinco ensayos, el segundo menor cuando se realizan de 6 a 10 ensayos, etc.). En este caso, al haber realizado tres ensayos sobre probetas fisuradas, se tomaría directamente el menor valor de tenacidad obtenido, que es 1.62 MPam^{1/2} (ver Tabla 4.3). Se trata de un valor muy similar al correspondiente al 95% de confianza, por lo que los resultados en el análisis FAD serían totalmente análogos a los obtenidos en la Figura 5.4.

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

$$C.S = \frac{OA}{OB} \tag{5.13}$$

En donde OA es el segmento que une el origen con el punto de evaluación y OB es el segmento que une el origen con el corte de OA con la FAL (Figura 5.5).

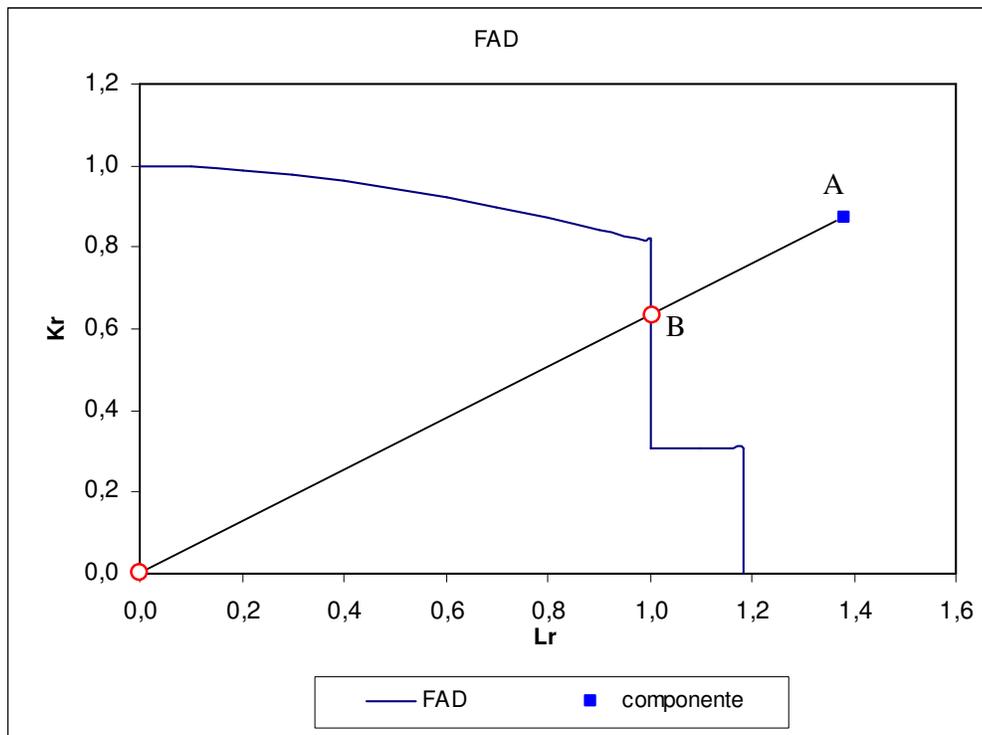


Figura 5.5. Definición del coeficiente de seguridad.

Sin necesidad de analizar caso por caso, dado la evidente reducción generada por la corrección de entalla, pueden señalarse las siguientes cuestiones en relación a los coeficientes de seguridad obtenidos en la Figura 5.4:

- Los coeficientes de seguridad son, en general, tanto mayores cuanto mayor es el radio de entalla.
- Antes de aplicar la corrección varían entre 1, en el caso de alguna de las fisuras, hasta 3.7 en las probetas de radio 2.5 mm.
- Tras las correcciones, los coeficientes de seguridad quedan entre 1 y 1.6, salvo en los dos casos anteriormente mencionados (probetas 0.5-1 y 0.5-2, en los que el coeficiente de seguridad es inferior a 1), con lo que se produce una importante reducción del conservadurismo del análisis.
- El análisis proporciona resultados del lado de la seguridad en 30 de los 32 casos analizados, en consonancia con el valor de K_{IC} tomado en el análisis (95% de confianza).

5.3.2 Al7075-T651

El modelo propuesto de evaluación de entallas mediante la metodología FAD se ha aplicado igualmente a las 12 familias de probetas CT (6 para cada orientación, LT y TL) fabricadas en Al7075-T651 (ver Tabla 4.7) recogidas en el Capítulo 4 [8], con radios de entalla que varían entre los 0 mm (fisura) hasta los 2.0 mm.

El proceso de calibración de los parámetros de la TDC en este material se presenta en el Capítulo 4, dando una distancia crítica L de 0.0150 mm y una tensión inherente de 5393 MPa para la orientación LT, y una distancia crítica L de 0.0215 mm con una tensión inherente de 4535 MPa para la orientación TL.

A continuación, en la Figura 5.6, se presenta el análisis FAD de las probetas ensayadas, comparando los resultados obtenidos sin tener en cuenta el efecto entalla con los obtenidos tras la corrección de entalla. Ésta se ha aplicado al valor medio de la tenacidad a fractura del material obtenido para cada orientación (27.01 MPam^{1/2} orientación LT y 26.65 MPam^{1/2} orientación TL, ver Capítulo 4), pero los resultados serían análogos en caso de aplicarla en la FAL. Las expresiones del FAD ($K_r = f(L_r)$) se han tomado del FITNET FFS Procedure [49]

(Option 1) y son las mismas que en el caso del PMMA. Las soluciones de K_I y P_L se han tomado de [15]:

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.60\left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] \quad (5.14)$$

$$P_L = 1.455 \cdot B \cdot b \cdot \sigma_Y \left[\sqrt{\left(\frac{2a}{b}\right)^2 + \frac{4a}{b} + 2} - \left(\frac{2a}{b} + 1\right) \right] \quad (5.15)$$

B es el espesor de las probetas (20 mm), b es el ligamento remanente (generalmente 20 mm), W es 40 mm y a es la longitud de fisura. σ_Y (ecuación (5.15)) es la media entre el límite elástico (σ_y) y la tensión de rotura (σ_u).

Se puede observar cómo los puntos de evaluación de las probetas considerando los defectos como fisuras se encuentran en muchos casos, de nuevo, muy alejados de la condición de rotura, que viene definida por la FAL, y además quedan situados por encima de la misma. Esto, como en el caso de PMMA, quiere decir que según el análisis FAD las probetas hubiesen agotado su capacidad resistente mucho antes de lo que realmente lo hacen, por lo que las predicciones resultantes de carga de rotura son conservadoras. Sin embargo, al aplicar la corrección por efecto entalla los puntos de evaluación quedan situados en torno a la FAL, con predicciones muy ajustadas a la verdadera capacidad resistente del material.

Como ocurría en el caso del PMMA, la metodología propuesta genera algunas evaluaciones del lado de la inseguridad, puesto que existen algunos puntos de evaluación en rotura que tras la corrección por efecto entalla quedan dentro del área segura. En concreto, ocurre tres veces en cada orientación. Esto obedece a que se ha tomado un valor de tenacidad a fractura que es el valor medio de los resultados experimentales (Capítulo 4), cuando en la práctica suelen tomarse valores de tenacidad asociados a una probabilidad de fallo del 5% o del 1%. De nuevo, asumiendo una distribución normal en los resultados de los ensayos de tenacidad, el valor de la tenacidad a fractura por encima del cual quedarían el 95% de los resultados experimentales viene dado por la media menos 1.645 veces la desviación típica. En el caso aquí analizado resulta un valor de tenacidad a fractura de 24.34 MPa^{1/2} para la orientación LT y 24.23 MPa^{1/2} para la TL, mostrándose los resultados correspondientes en la Figura 5.7.

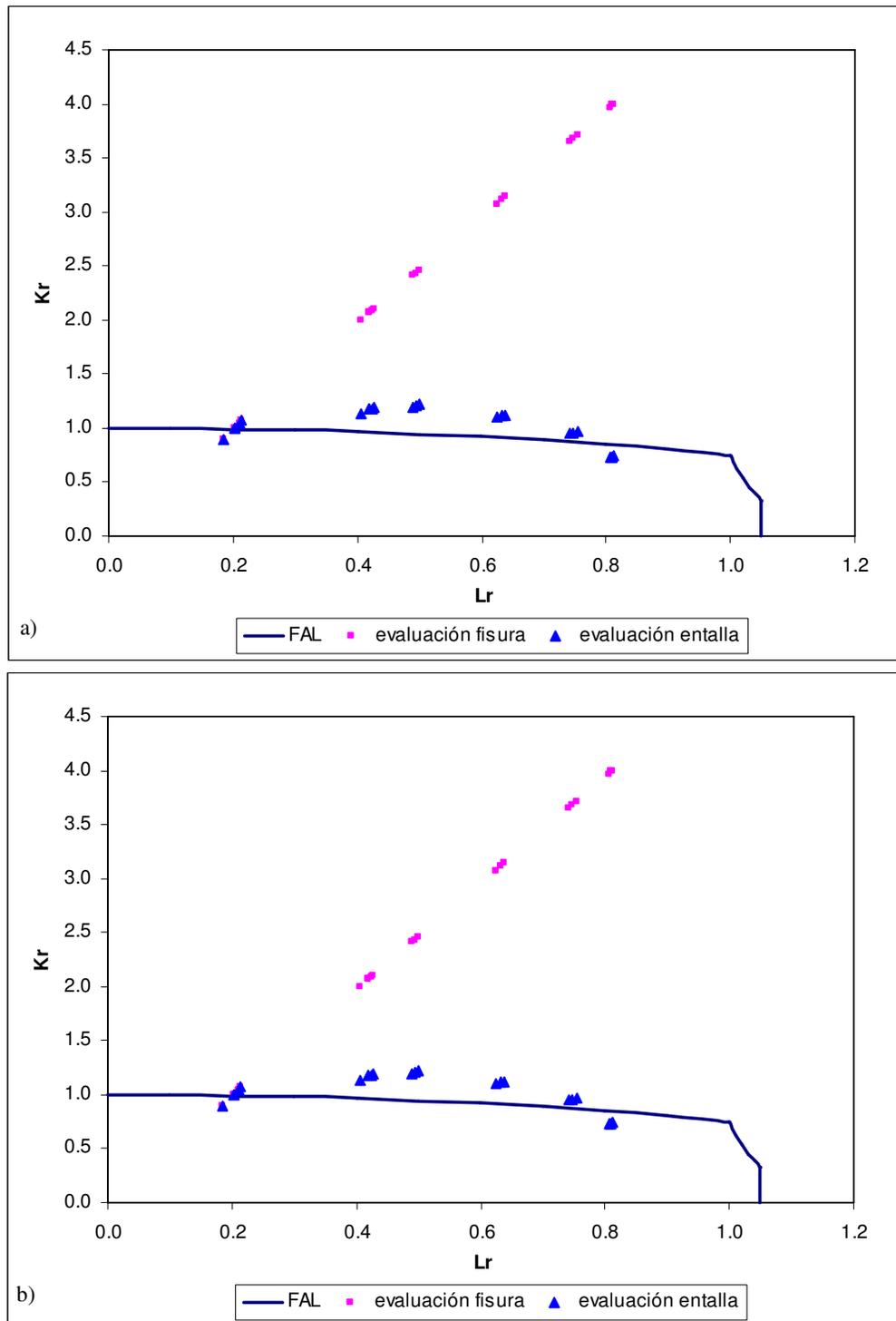


Figura 5.6. Evaluación FAD en rotura de probetas de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales: a) orientación LT; b) orientación LT.

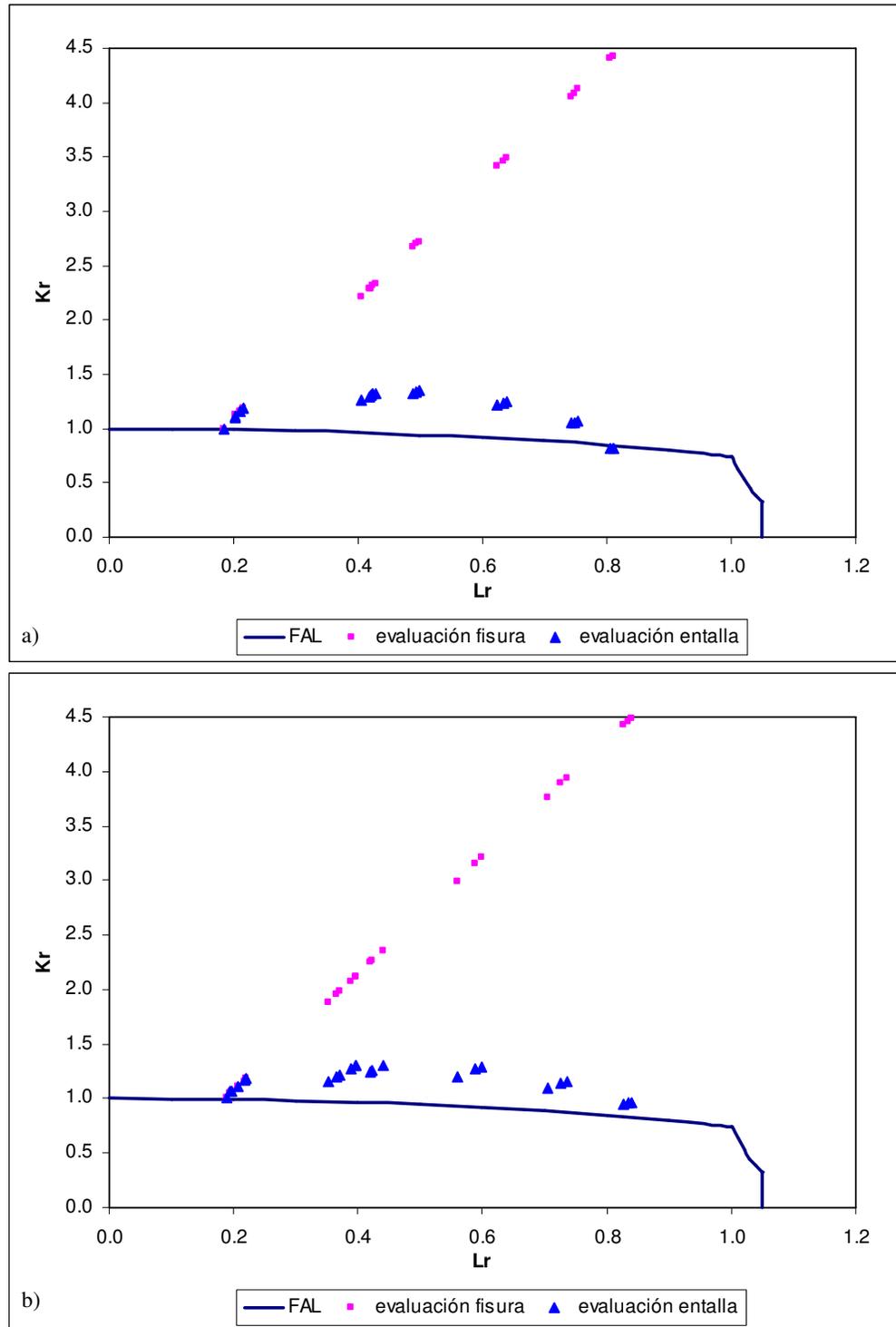


Figura 5.7. Evaluación FAD en rotura de probetas de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza: a) orientación LT; b) orientación TL.

En el caso de la evaluación sin corrección por efecto entalla los resultados de la Figura 5.7 son aún más conservadores que en el caso anterior (Figura 5.6), dado que considera una tenacidad menor. Sin embargo, al aplicar la corrección, la nube de puntos de evaluación se sitúa sobre la FAL, con márgenes de seguridad en evaluaciones FAD muy similares a los de las fisuras. Tan solo en tres situaciones el análisis resulta no conservador, correspondiéndose a las probetas (LT 2.0-1, LT 2.0-2 y LT 2.0-3) con un número de Neuber muy elevado ($\rho/L = 133.3$, ver Capítulo 4) y, por lo tanto, fuera del rango ordinario de aplicación de la TDC. En todo caso, a pesar del no conservadurismo, las predicciones quedan muy próximas a la línea de fallo.

En el caso de seguir la metodología de la norma BS7910 [107] para la determinación de la tenacidad que hay que considerar en el análisis (equivalente al mínimo de tres ensayos), resultan valores de tenacidad de 24.07 y 25.71 MPam^{1/2} para las orientaciones LT y TL, respectivamente. De nuevo, como ocurría en el PMMA, resultan tenacidades notablemente similares a las correspondientes al 95% de confianza, proporcionando análisis FAD muy similares a los de la Figura 5.7.

En cuanto a los coeficientes de seguridad (ecuación (5.13)), las principales observaciones son las siguientes:

- Los coeficientes de seguridad obtenidos en la Figura 5.7 son tanto mayores cuanto mayor es el radio de entalla.
- Con anterioridad a la corrección por entalla, los coeficientes de seguridad varía entre 1, en el caso de las fisuras, hasta 4.47 y 4.57 para las probetas de radio de entalla 2.0 mm, y para las orientaciones LT y TL respectivamente.
- Tras las correcciones, y salvo para los tres casos mencionados en las probetas LT (con coeficientes ligeramente inferiores a 1), los coeficientes de seguridad quedan entre 1 y 1.35, con una notabilísima reducción del conservadurismo del análisis.
- El análisis proporciona resultados del lado de la seguridad en 44 de los 47 casos analizados, en consonancia con el valor de K_{IC} tomado en el análisis (95% de confianza).

5.4. CONSIDERACIONES DERIVADAS DE LA APLICACIÓN DE LA METODOLOGÍA PROPUESTA

De los contenidos presentados en este Capítulo pueden extraerse las siguientes consideraciones:

- Se ha justificado la necesidad de desarrollar una metodología específica de evaluación de entallas que considere el incremento en la capacidad resistente que generan este tipo de defectos, dado que, de otra manera (al considerar que se comportan como fisuras), los resultados obtenidos pueden ser excesivamente conservadores. Además, se presenta la metodología FAD como una herramienta fundamental para la evaluación de componentes fisurados frente a la fractura y al colapso plástico.
- Con todo ello, se presenta una metodología que permite la utilización de FAD en la evaluación de componentes entallados y que incluye una corrección por efecto entalla basada en la TDC (en sus diferentes versiones).
- Finalmente, esta metodología se ha aplicado al análisis de 32 probetas tipo SENB de PMMA y a 47 probetas CT de Al7075-T651. Se ha observado cómo el conservadurismo inicial, obtenido cuando se analizaban las entallas como si fueran fisuras, se reduce significativamente cuando se aplica la metodología aquí propuesta.
- Si se siguen las prácticas ingenieriles seguidas en los análisis de la integridad estructural, asumiendo valores de tenacidad correspondientes al 95% de confianza, las predicciones obtenidas son realmente ajustadas. En la mayoría de los casos (74 de 79) son predicciones que dejan el análisis del lado de la seguridad, con coeficientes de seguridad siempre inferiores a 1.6 y generalmente situados entre 1 y 1.3.
- Los resultados no conservadores obedecen, fundamentalmente, a la pura dispersión experimental en el caso del PMMA y al elevado número de Neuber en el caso de las probetas LT de Al7075-T651. En todo caso la metodología propuesta ha funcionado hasta números de Neuber de 19 en el PMMA (no se han ensayado valores superiores), de 67 en el caso de probetas LT de aluminio y de 93 en el caso de probetas TL (no se han ensayado valores superiores). Las probetas LT han dado resultados no conservadores con un número de Neuber de 133, quedando muy próximas en todo caso a la línea de fallo. Con todo ello se puede fijar como límite de aplicación de la metodología, en función de lo visto en este trabajo, un número de Neuber de 100.

CAPÍTULO 6

APLICACIÓN DE LA TDC AL COMPORTAMIENTO EN ROTURA DE COMPONENTES ESTRUCTURALES.

6.1 INTRODUCCIÓN

Una vez se ha comprobado que la TDC funciona en probetas de fractura CT y SENB y en dos materiales distintos (un polímero como el PMMA y una aleación de aluminio como la Al7075-T651), y tanto para la predicción de la tenacidad aparente a fractura, K_{IN} , como para el análisis de componentes entallados mediante Diagramas de Fallo, en este Capítulo se va a analizar si la TDC funciona con todo tipo de geometrías y, más en particular, en todo tipo de concentradores de tensiones que puedan aparecer en componentes estructurales. Para ello se van utilizar en el análisis geometrías mucho más arbitrarias y cargas con una importante componente de tracción, frente a las cargas predominantemente de flexión de las probetas de fractura.

Con este objeto se ha desarrollado un programa experimental con probetas con defectos de muy diverso tipo, como entallas pasantes centradas, taladros o dobles fisuras laterales, y combinando entallas en U y entallas en V, frente a las probetas con entallas en U que se han analizado en los capítulos anteriores. Posteriormente se ha determinado la predicción de la carga de rotura mediante el PM (lo cual ha requerido simulación por EF), comparándola con la carga de rotura experimental.

Igualmente se han analizado en rotura todas las probetas mediante la metodología FAD, comprobando la posición de los puntos de evaluación frente a la línea de fallo (FAL).

Por disponibilidad del material, y por su mayor trascendencia en ingeniería, el análisis experimental de este Capítulo se centra en el Al7075-T651.

En definitiva el objetivo de este Capítulo es comprobar si la TDC, que se ha demostrado que funciona en probetas de fractura, puede aplicarse a cualquier concentrador de tensiones existente en un componente estructural. Se tratarán de identificar igualmente los límites de validez correspondientes, de forma análoga a lo realizado en el Capítulo 4.

6.2 PROGRAMA EXPERIMENTAL

El programa experimental ha constado de 51 probetas de Al7075-T651 con orientación TL. Los ensayos que se han realizado han sido tanto de tracción como de flexión en tres puntos.

Las probetas analizadas han sido de cuatro tipos distintos:

- Probetas SENT (*Single Edge Nocht Tension*) con entallas en forma de U y de V.
- Probetas SENB (*Single Edge Nocht Bending*) también con entallas en forma de U y V.
- Probetas DENT (*Double Edge Nocht Tension*) con entallas en forma de V.
- Probetas MT (*Middle Tension*) con defectos en forma de U y taladros circulares.

La Figura 6.1 muestra las geometrías de las probetas de la aleación de aluminio, las figuras 6.2, 6.3 y 6.4 son fotografías de varias de las probetas ensayadas (tipo DENT-V, SENT-U y MT-O, respectivamente), en la Figura 6.5 se observa el montaje experimental de los ensayos de flexión en tres puntos y en la Tabla 6.1 están recogidas las nomenclaturas y parámetros geométricos de todas las probetas de Al7075-T651.

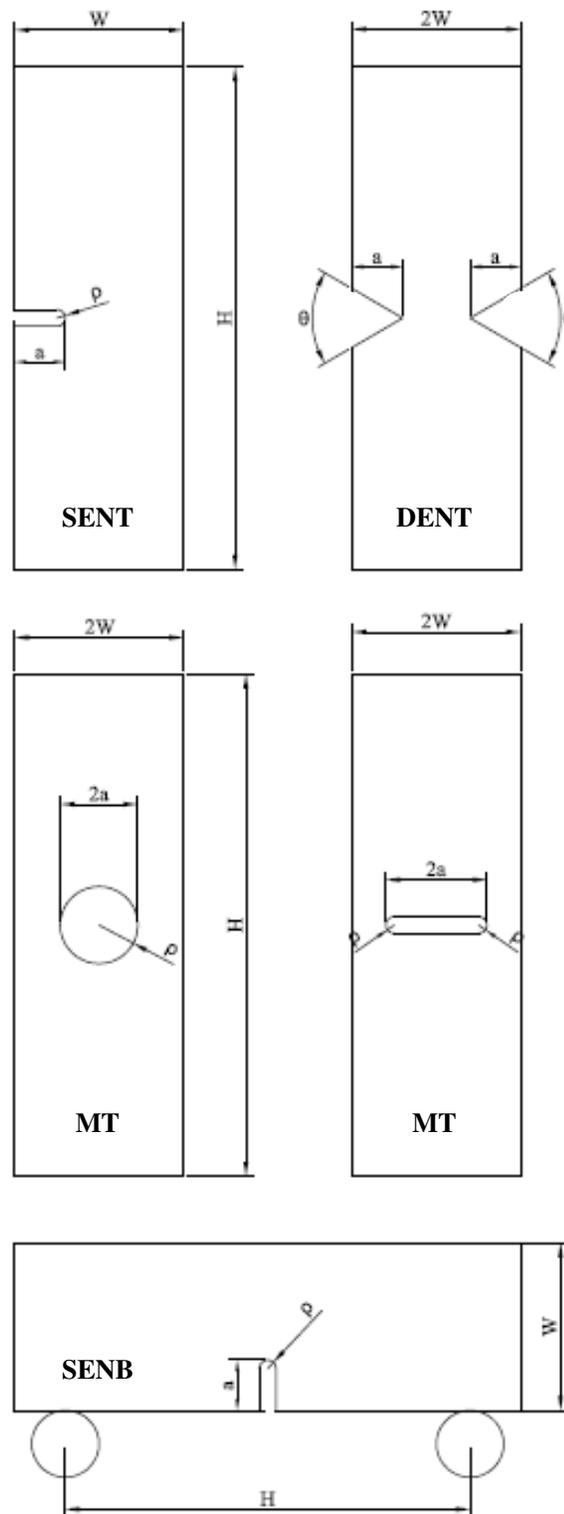


Figura 6.1. Geometría de las probetas de Al7075-T651 (orientación TL).

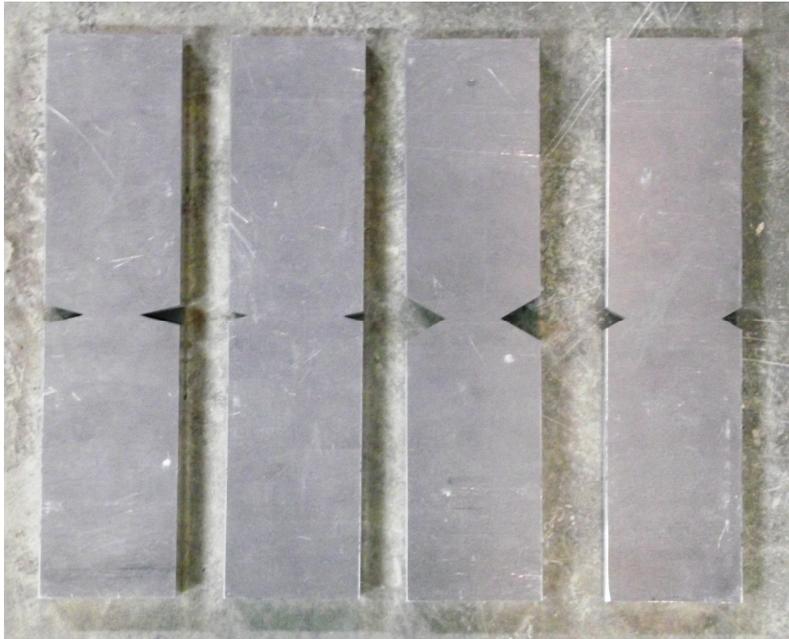


Figura 6.2. *Probetas tipo DENT-V.*

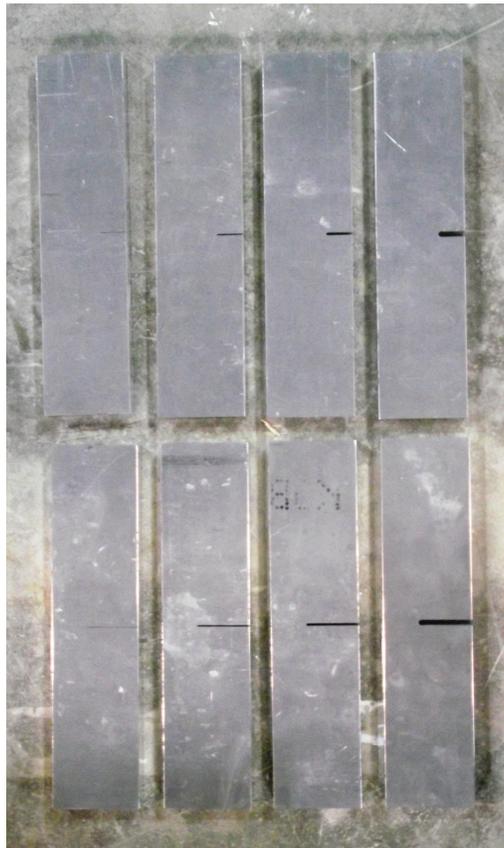


Figura 6.3. *Probetas tipo SENT-U*

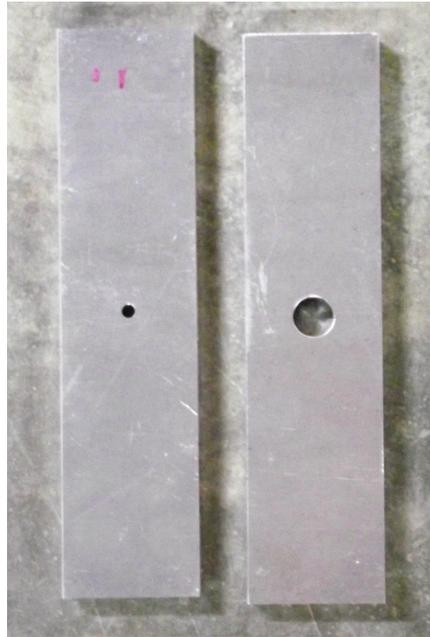


Figura 6.4. *Probetas tipo MT con taladros circulares (MT-O).*

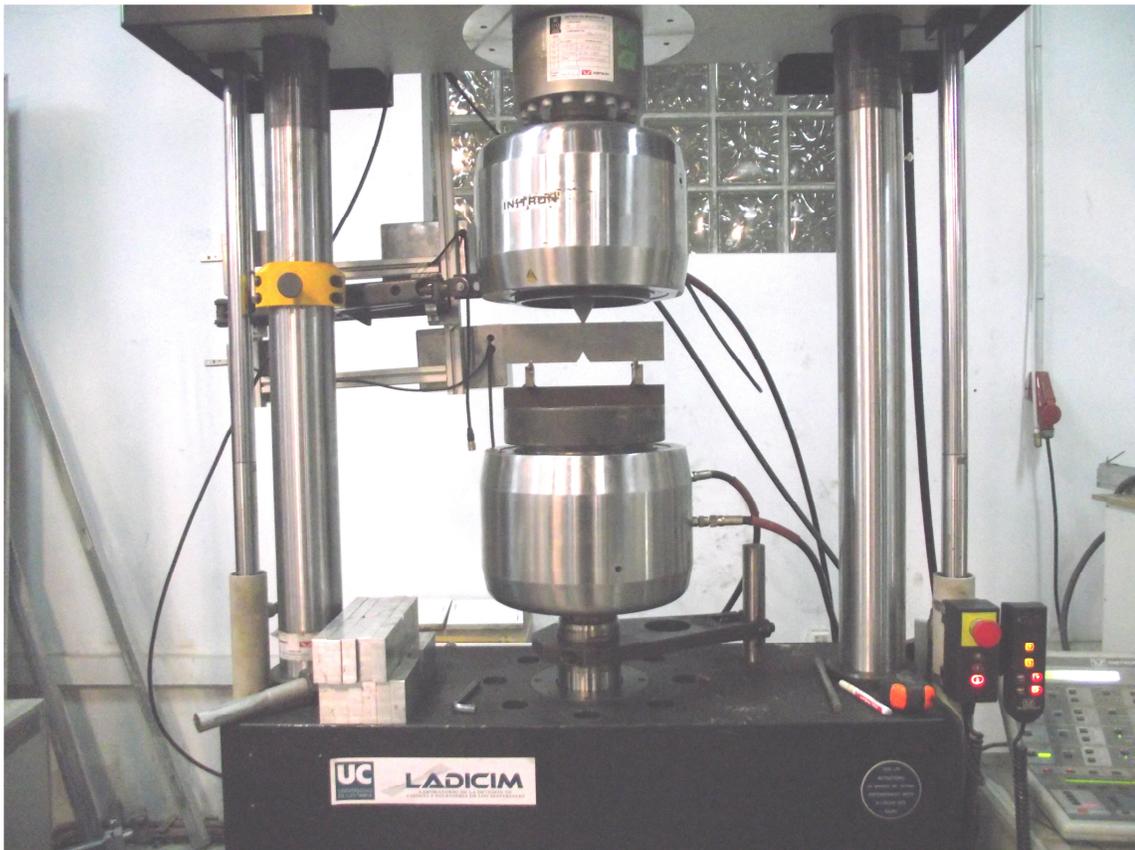


Figura 6.5. *Montaje experimental de los ensayos de flexión en tres puntos.*

Tabla 6.1. Identificación y geometría de las probetas de Al7075-T651 utilizadas en los ensayos.

Probeta	Tipo de probeta	Tipo de defecto	W (mm)	H (mm)	Espesor, B (mm)	Longitud de fisura, a (mm)	a/W	Radio de entalla, ρ (mm)	θ (°)				
A1	SENT	Entalla V	60	250	20	18	0.3	0.16	30				
A2						36	0.6	0.15					
A3						18	0.3	0.14					
A4						36	0.6	0.15					
A5		Entalla U					60	160	20	18	0.3	0.15	-
A6												0.48	-
A7												0.98	-
A8												1.98	-
A9										36	0.6	0.16	-
A10												0.48	-
A11												0.98	-
A12												1.98	-
A13	SENB	Entalla V	60	160	20	18				0.3	0.16	30	
A14						36				0.6	0.15		
A15						18				0.3	0.15		
A16						36				0.6	0.17		
A17		Entalla U					60	160	20	18	0.3	0.15	-
A18												0.48	-
A19												0.99	-
A20												1.99	-
A21	36	0.6				0.15				-			
A22						0.49				-			
A23						0.98				-			
A24						1.99				-			
A25	DENT	Entalla V	30	250	20	9				0.3	0.17	30	
A26											0.17		
A27						18				0.6	0.17		-
A28											0.17		
A29						9	0.3	0.17	60				
A30								0.17					
A31						18	0.6	0.17					
A32								0.17					
A33	MT	Agujero circular				30	250	20	3	0.1	3.00	-	
A34									3.00	-			
A35		9							0.3	9.00	-		
A36										9.00	-		
A37		Entalla U		30	250				20	9	0.3	0.15	-
A38												0.15	-
A39												0.45	-
A40												0.45	-
A41										18	0.6	0.98	-
A42												0.98	-
A43	1.97											-	
A44	1.97											-	
A45	Entalla U		30			250	20	18		0.6	0.30	-	
A46											0.30	-	
A47											0.50	-	
A48											0.50	-	
A49				0.98	-								
A50				0.98	-								
A51				1.97	-								
A52				1.97	-								

6.3 RESULTADOS EXPERIMENTALES

En las figuras que van de la 6.6 a la 6.12 quedan recogidas las gráficas carga-desplazamiento correspondientes a los ensayos recogidos en este capítulo. De las figuras se deduce lo siguiente:

- A igualdad del resto de geometría, las probetas con $\theta = 60^\circ$ tienen menos pendiente y mayor carga de rotura que con $\theta = 30^\circ$ (Figura 6.6).
- A igualdad del resto de geometría, las probetas entalladas en U tienen menor carga de rotura que las probetas entalladas en V, dado que generan campos de tensiones más exigentes (ver figuras 6.6 y 6.7).
- A igualdad del resto de geometría, cuanto mayor es el radio de entalla menor es la pendiente de la curva (ej., figuras 6.6, 6.7 y 6.8).
- Existe un comportamiento fundamentalmente elástico-lineal en muchos de los ensayos, aunque existen casos, como el de las probetas con defectos MT-O, en los cuales el comportamiento es claramente no lineal.
- Las probetas MT-O presentan cargas de rotura superiores al resto.

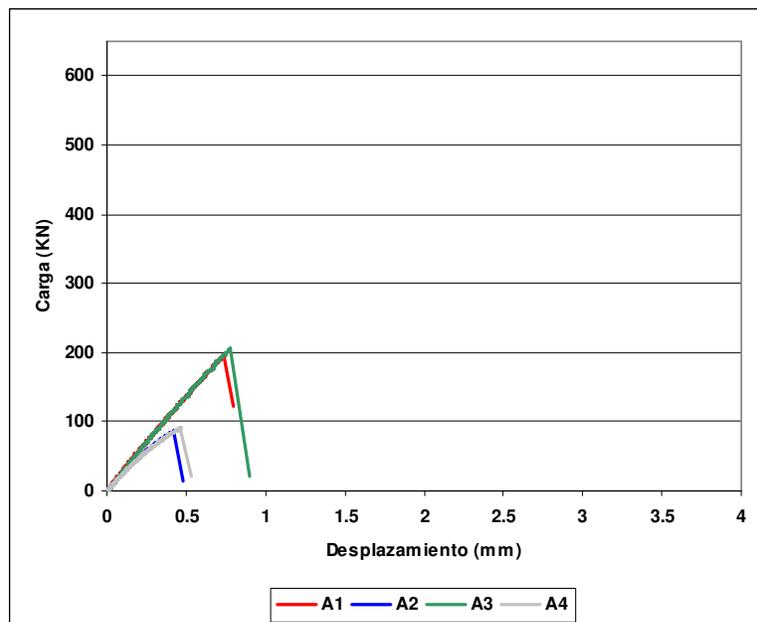


Figura 6.6. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas SENT-V.

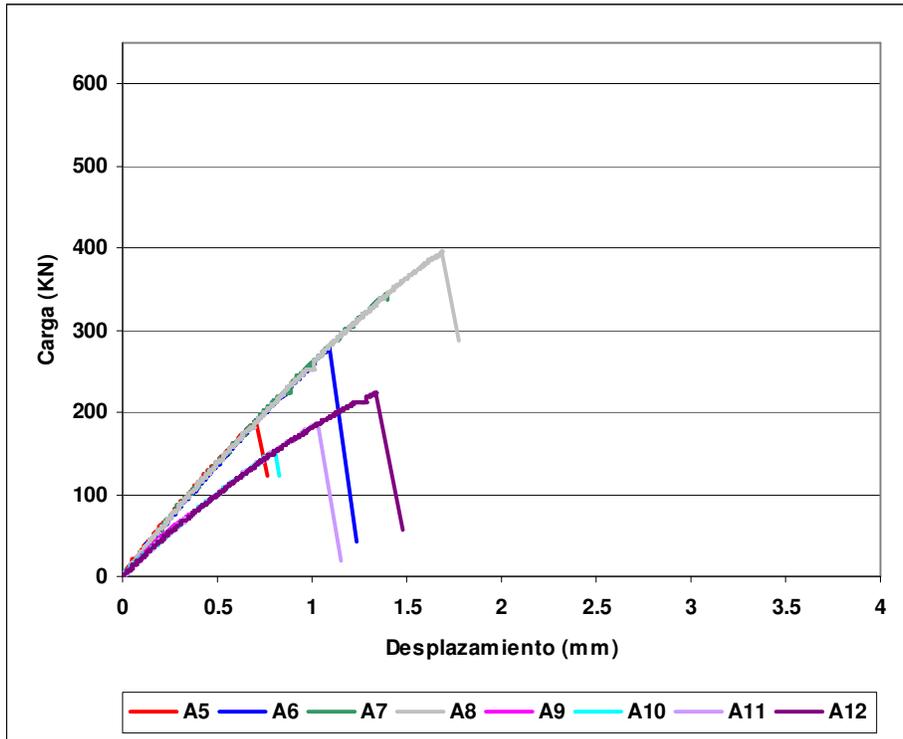


Figura 6.7. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas SENT-U.

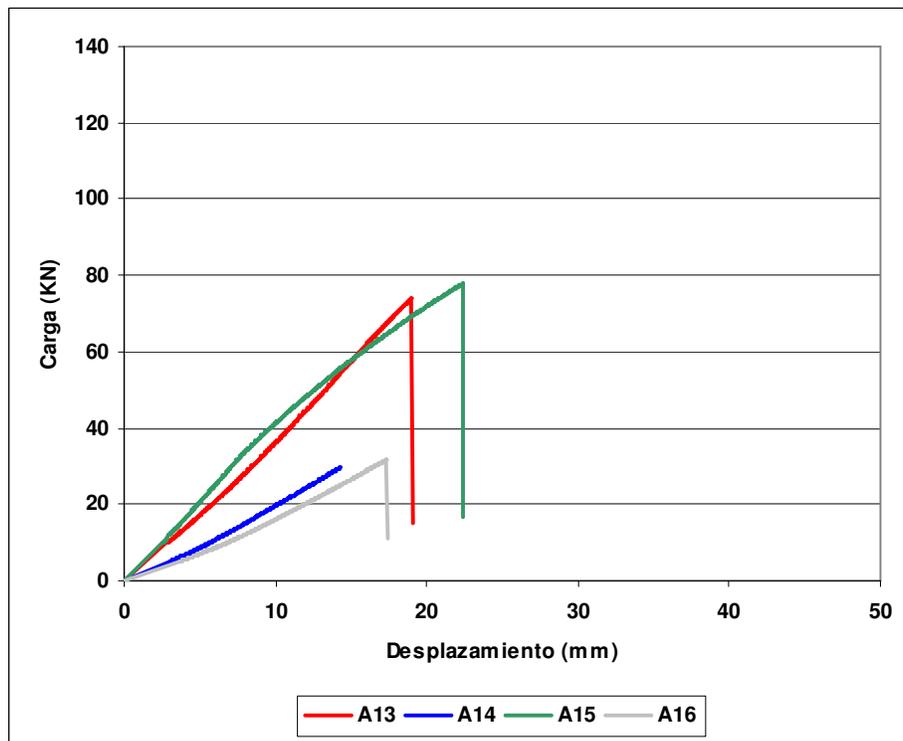


Figura 6.8. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas SENB-V.

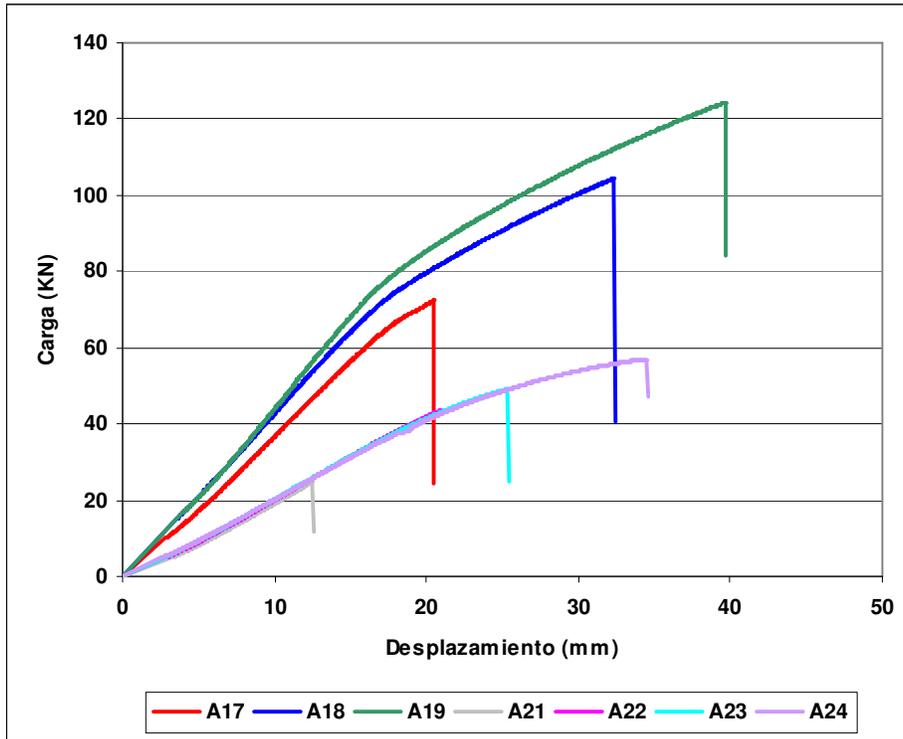


Figura 6.9. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas SENB-U.

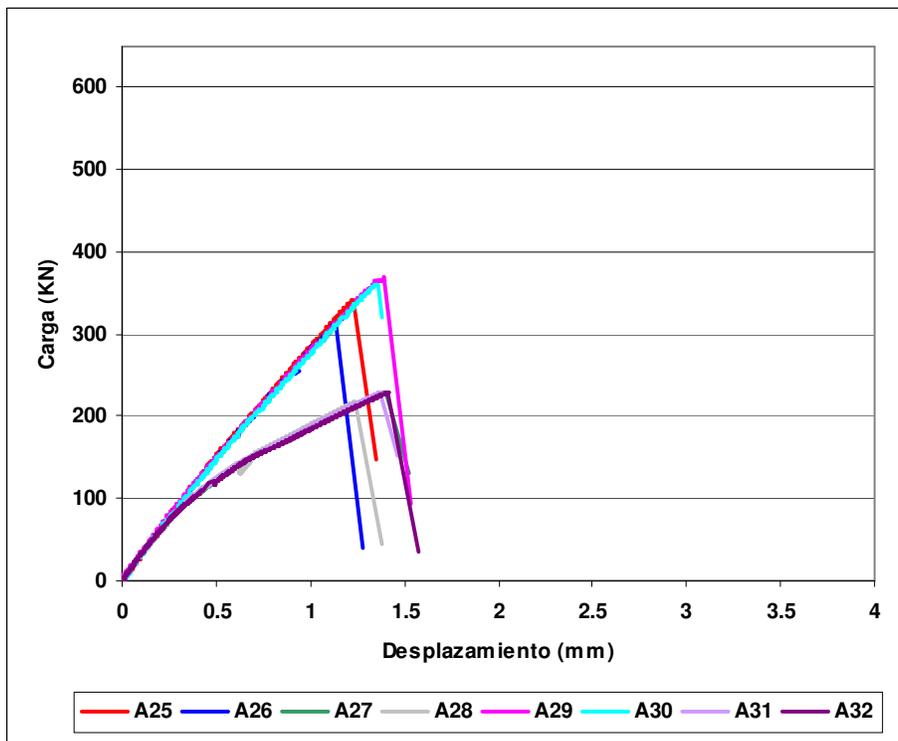


Figura 6.10. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas DENT-V.

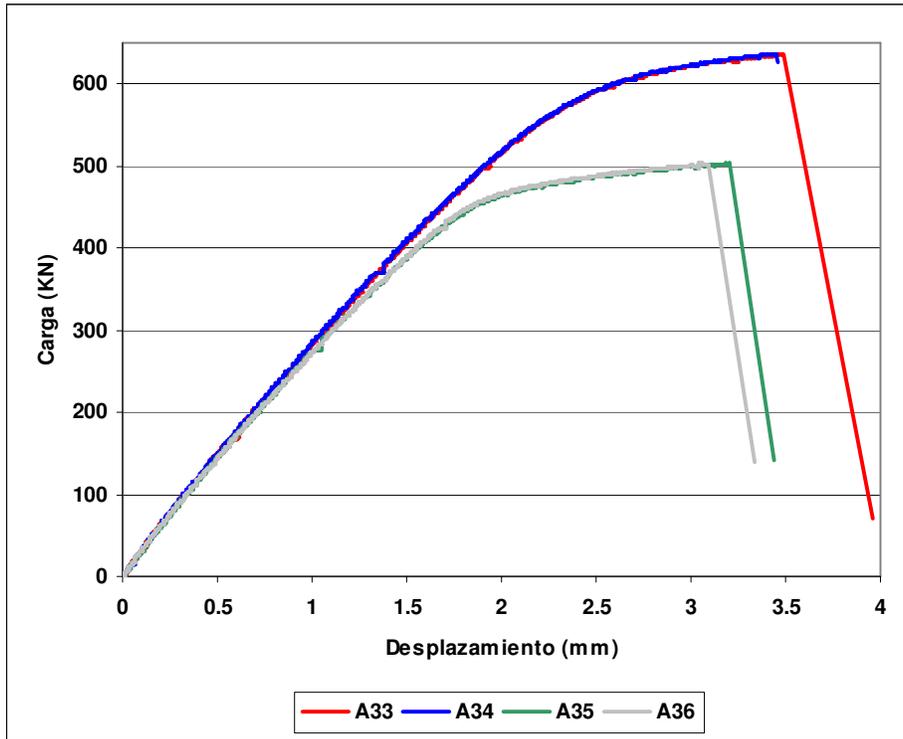


Figura 6.11. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas MT-O.

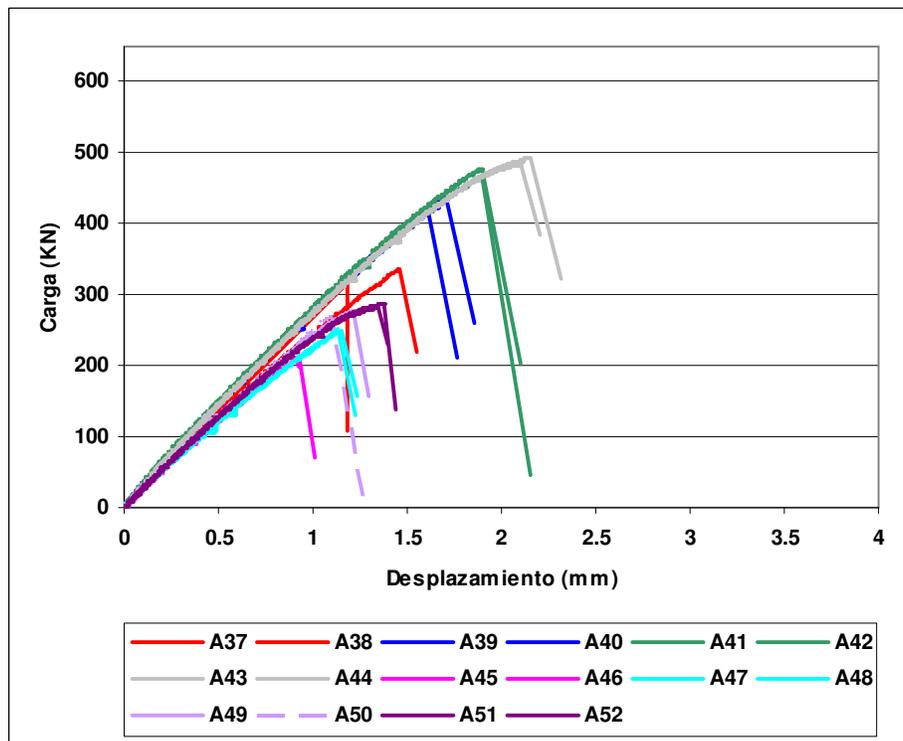


Figura 6.12. Resultados experimentales (carga-desplazamiento) obtenidos en las probetas MT-U.

La Tabla 6.2 recoge los valores de carga máxima y desplazamiento hasta rotura.

Tabla 6.2. Resultados de los ensayos en las probetas de Al7075-T651.

Probeta	Tipo de probeta	Tipo de defecto	Radio de entalla, ρ (mm)	Carga max (KN)	Desplazamiento (mm)
A1	SENT	Entalla V	0.16	194.9	0.73
A2			0.15	85.9	0.42
A3			0.14	206.2	0.78
A4			0.15	91.3	0.46
A5		Entalla U	0.15	189.3	0.71
A6			0.48	278.0	1.09
A7			0.98	344.0	1.40
A8			1.98	396.2	1.69
A9			0.16	79.1	0.38
A10			0.48	150.1	0.80
A11			0.98	187.1	1.04
A12			1.98	224.0	1.34
A13	SENB	Entalla V	0.16	74.1	19.00
A14			0.15	29.6	14.25
A15			0.15	77.8	22.39
A16			0.17	31.7	17.34
A17		Entalla U	0.15	72.4	20.50
A18			0.48	104.6	32.34
A19			1.99	124.4	39.70
A21			0.15	24.8	12.50
A22			0.49	43.5	20.91
A23			0.98	49.2	25.36
A24			1.99	57.0	34.50
A25			DENT	Entalla V	0.17
A26	0.17	313.8			1.14
A27	0.17	230.0			1.40
A28	0.17	217.0			1.23
A29	0.17	368.6			1.39
A30	0.17	360.6			1.36
A31	0.17	228.8			1.37
A32	0.17	229.9			1.42
A33	MT	Taladro circular	3.00	636.2	3.48
A34			3.00	636.1	3.43
A35			9.00	503.3	3.20
A36		Entalla U	9.00	503.1	3.04
A37			0.15	318.0	1.19
A38			0.15	337.0	1.46
A39			0.45	418.1	1.62
A40			0.45	439.7	1.70
A41			0.98	466.3	1.90
A42			0.98	476.2	1.90
A43			1.97	492.6	2.13
A44			1.97	483.8	2.10
A45	0.30		209.2	0.91	
A46	0.30		212.1	0.93	
A47	0.50		251.1	1.13	
A48	0.50		250.1	1.15	
A49	0.98		277.2	1.21	
A50	0.98		269.1	1.10	
A51	1.97		282.4	1.33	
A52	1.97	288.0	1.38		

6.4 SIMULACIÓN POR ELEMENTOS FINITOS

Tal y como se ha hecho en los capítulos anteriores, se ha realizado una simulación por elementos finitos (ANSYS 12.1) de las probetas de tracción y de flexión en tres puntos para cada tipo de defecto estudiado. En todas ellas se ha aplicado la carga necesaria para que se cumpla la condición de rotura del PM (ecuación (2.112)), sabiendo que el LM da resultados muy similares [46], y se ha determinado en ese momento el perfil de tensiones en el fondo del defecto.

Debido a las condiciones de simetría de las probetas se ha modelado un cuarto o la mitad de cada una, dependiendo del caso, estableciendo las oportunas condiciones de contorno. La simulación mediante elementos finitos se ha realizado según la bibliografía [46, 70, 89] suponiendo un comportamiento del material elástico-lineal, a pesar de los fenómenos no lineales que pueden producirse en la aleación estudiada. En cuanto al mallado, se han utilizado elementos hexaédricos (SOLID 186), con un mallado más refinado (elementos más pequeños) en la zona del defecto, pues es la zona sometida a mayores gradientes de tensiones. Finalmente, para cada tipo de probetas se ha determinado el perfil de tensiones a lo largo de la línea central de la sección resistente, dado que es la zona sometida a un campo tensional más exigente (Figura 6.13). En el perfil de tensiones se ha representado la tensión normal (máxima tensión principal en el camino analizado) frente a la distancia al fondo de entalla.

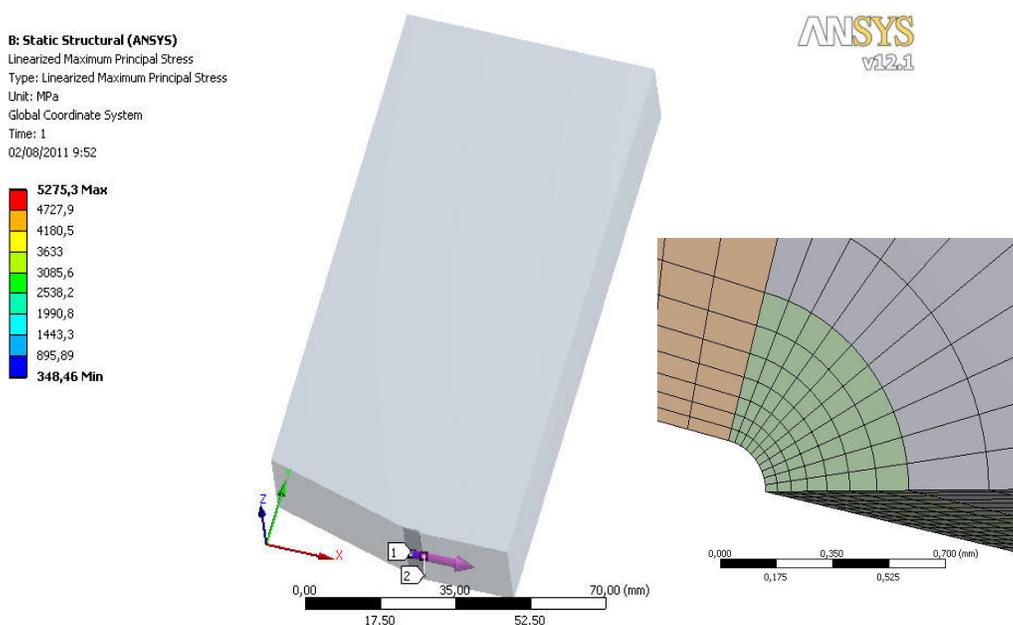


Figura 6.13. Modelo de la probeta A2, con solo la mitad de la misma debido a las condiciones de simetría, y detalle del mallado en el fondo del defecto.

A continuación se muestran los perfiles de tensiones en rotura obtenidos en la simulación numérica, agrupados según el tipo de defecto de las probetas y habiéndose tomado un valor de L de 0.0215 mm y un valor de σ_0 de 4535 MPa (ver Capítulo 4).

– Probetas SENT-V

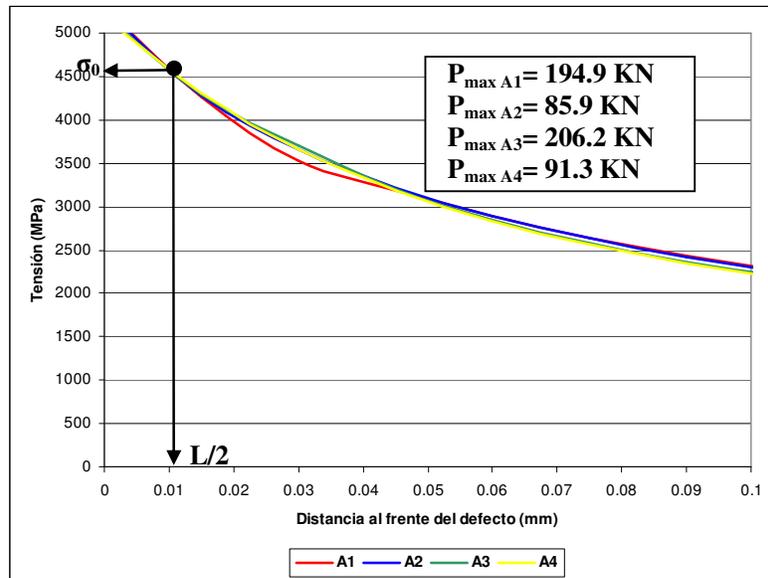


Figura 6.15. Perfiles de tensiones en rotura (PM) en probetas tipo SENT-V.

– Probetas SENT-U

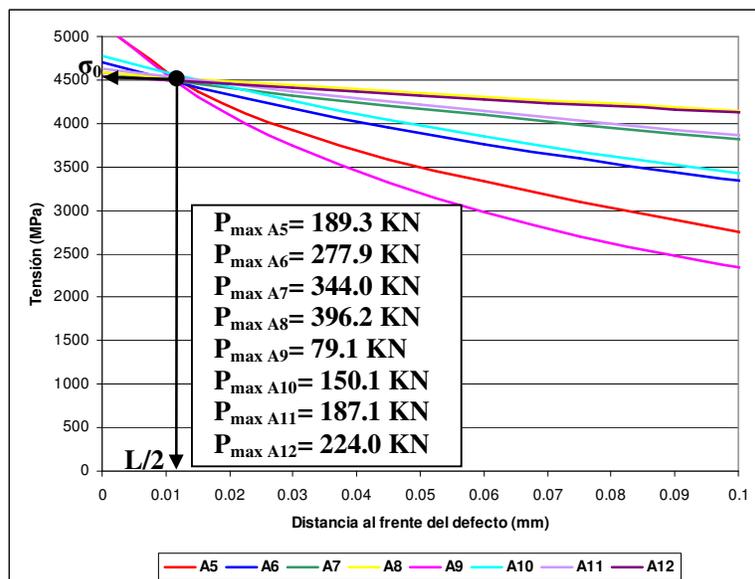


Figura 6.16. Perfiles de tensiones en rotura (PM) en probetas tipo SENT-U.

– Probetas SENB-V

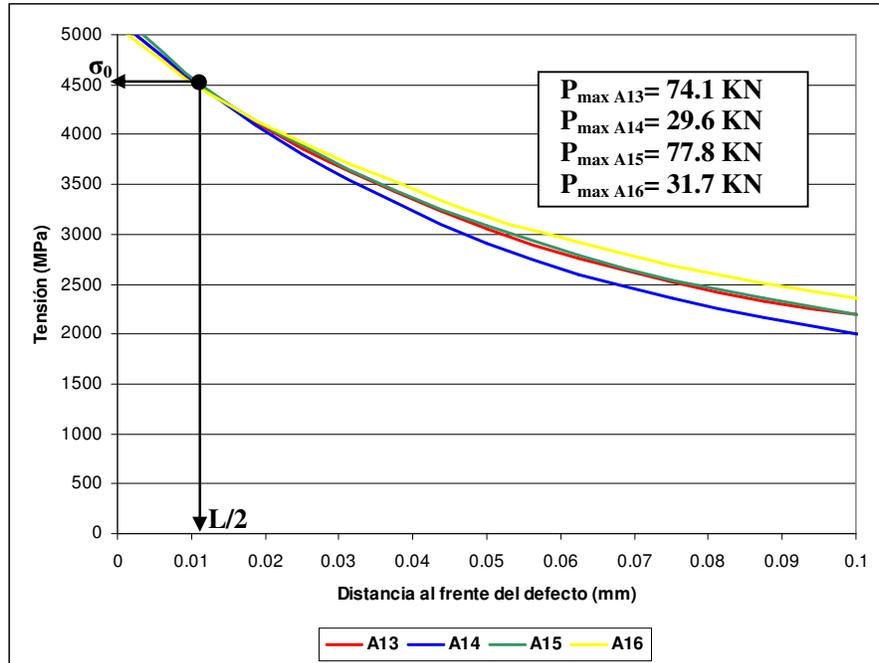


Figura 6.17. Perfiles de tensiones en rotura (PM) en probetas tipo SENB-V.

– Probetas SENB-U

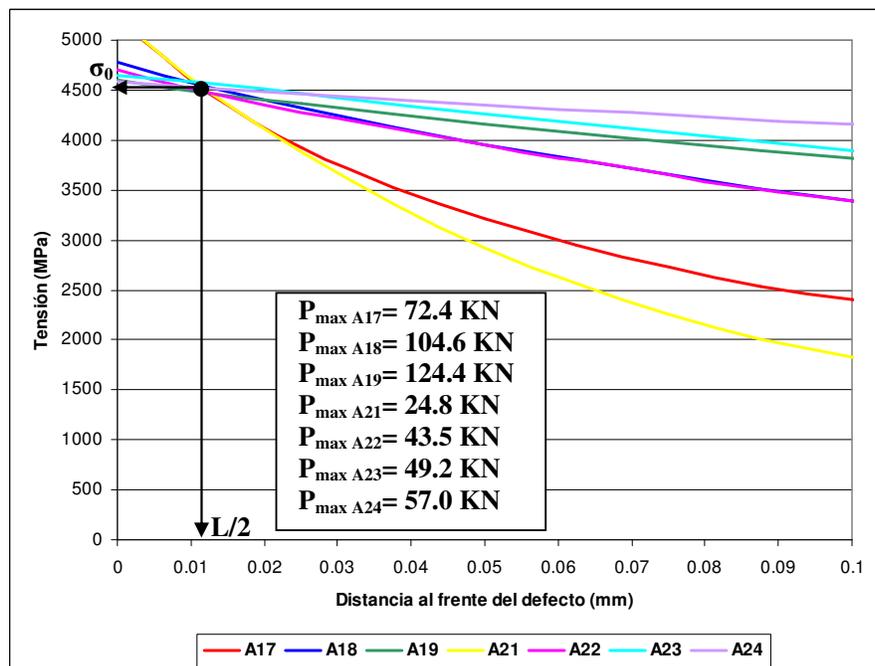


Figura 6.18. Perfiles de tensiones en rotura (PM) en probetas tipo SENB-U.

– Probetas DENT

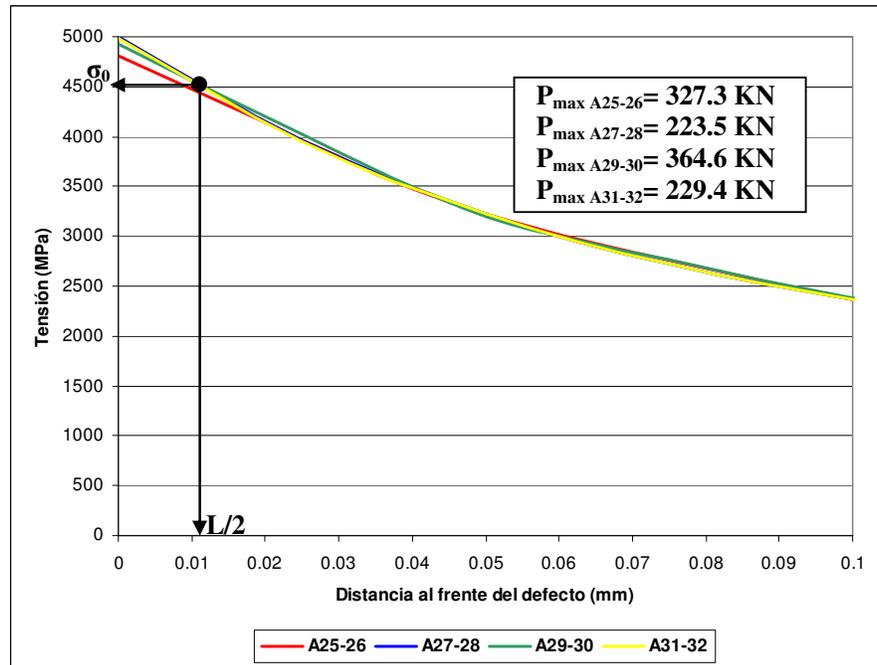


Figura 6.19. Perfiles de tensiones en rotura (PM) en probetas tipo DENT-V.

– Probetas MT-O

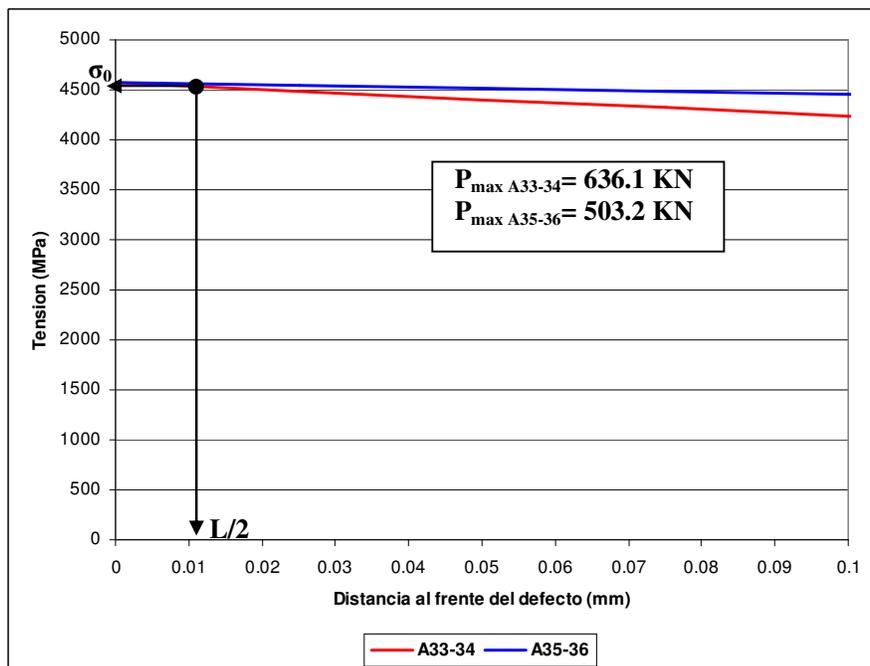


Figura 6.20. Perfiles de tensiones en rotura (PM) en probetas tipo MT-O.

- Probetas MT-U

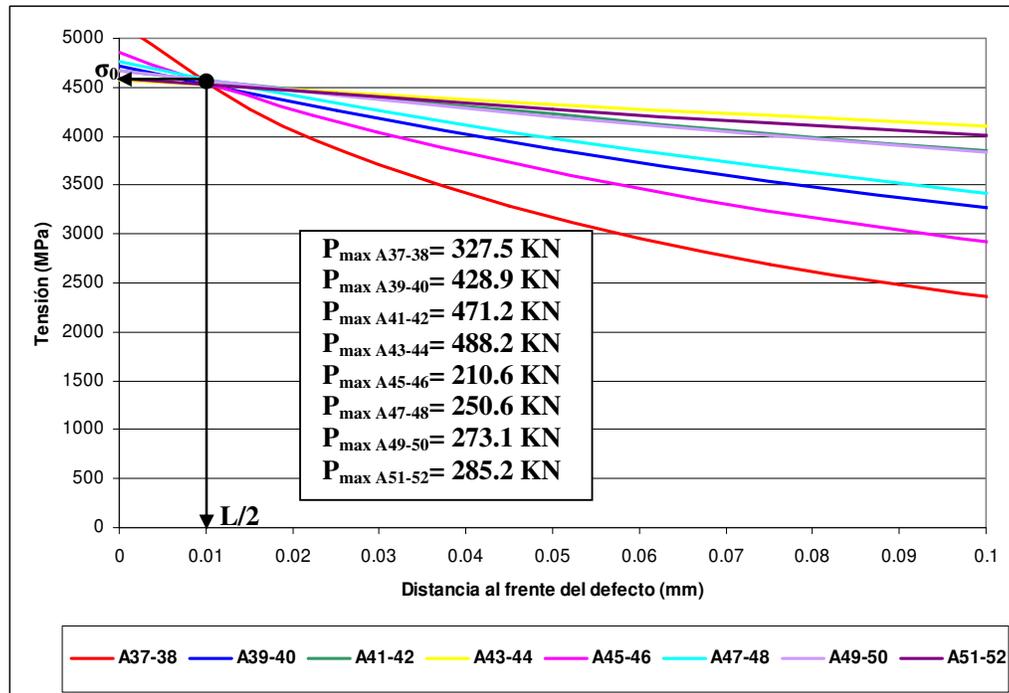


Figura 6.21. Perfiles de tensiones en rotura (PM) en probetas tipo MT-U.

6.5 PREDICCIONES DE LA CARGA DE ROTURA SEGÚN EL PM

Los resultados de carga de rotura proporcionados por el PM se han ido mostrando en las figuras 6.15 a 6.21, y quedan recogidas en la Tabla 6.3.

En la columna de la derecha se muestra el Factor de Seguridad (FS), definido como la relación entre la carga de rotura experimental y la predicción de la TDC (a través del PM). Así, un FS mayor que 1 significa que la carga de rotura real es mayor que la predicción de la TDC y que, por tanto, ésta proporciona predicciones del lado de la seguridad. En caso contrario ($FS < 1$) las predicciones son inseguras.

En todo caso el valor de L considerado se ha obtenido en probetas CT (Capítulo 4) según la definición del PM, y deja resultados experimentales tanto por debajo como por encima de sus predicciones (ver Figura 4.134). Es, además, un valor muy próximo al mejor ajuste por mínimos cuadrados. Con todo ello y teniendo en cuenta la dispersión inherente a los procesos de rotura, se admite aquí como aceptable un error en las predicciones de $\pm 15\%$ (no como herramienta de

diseño, sino como herramienta predictiva de un proceso físico). Con todo ello se consideran cuatro tipos diferentes de situaciones en relación al FS:

- $FS > 1.15$: en estas situaciones el FS es conservador. Desde el punto de vista del diseño serían situaciones adecuadas, si bien desde el punto de vista de la predicción del proceso físico de rotura la predicción no es suficientemente precisa.
- $1.0 < FS < 1.15$: son situaciones adecuadas tanto desde el punto de vista del diseño como desde el punto de vista de la capacidad predictiva de la TDC en relación al proceso de rotura.
- $0.85 < FS < 1.0$: desde el punto de vista físico (predictivo), el resultado es aceptable, si bien al corresponder a situaciones del lado de la inseguridad, no es aceptable desde el punto de vista del diseño.
- $FS < 0.85$: la predicción no es aceptable ni desde el punto de vista físico ni desde el punto de vista del diseño.

En la Tabla 6.3 los FS entre 0.85 y 1.15 quedan señalados en negrita, aquellos asociados a predicciones del lado de la seguridad pero con un conservadurismo significativo ($FS > 1.15$) se han señalado en cursiva, y aquellas situaciones con predicciones poco ajustadas y del lado de la inseguridad ($FS < 0.85$) se muestran con el FS subrayado.

Tabla 6.3. Predicciones de carga de rotura asociada al PM (L=0.0215 mm).

Probeta	Tipo de probeta	Radio de entalla, ρ (mm)	Carga rotura experimental (KN)	Carga de rotura EF (KN)	FS
A1	SENT-V	0.16	194.9	175.4	1.11
A2		0.15	85.9	85.4	1.01
A3		0.14	206.2	174.8	<i>1.18</i>
A4		0.15	91.3	87.5	1.04
A5	SENT-U	0.15	189.3	188.9	1.00
A6		0.48	278.0	279.8	0.99
A7		0.98	344.0	389.7	0.88
A8		1.98	396.2	537.7	<i>0.74</i>
A9		0.16	79.1	90.0	0.88
A10		0.48	150.1	145.3	1.03
A11		0.98	187.1	198.4	0.94
A12		1.98	224.0	270.5	<u>0.83</u>
A13	SENB-V	0.16	74.1	61.8	<i>1.20</i>
A14		0.15	29.6	21.8	<i>1.36</i>
A15		0.15	77.8	61.6	<i>1.26</i>
A16		0.17	31.7	26.3	<i>1.21</i>
A17	SENB-U	0.15	72.4	63.2	<i>1.15</i>
A18		0.48	104.6	99.4	1.05
A19		1.99	124.4	136.4	0.91
A21		0.15	24.8	20.7	<i>1.20</i>
A22		0.49	43.5	40.1	1.09
A23		0.98	49.2	54.3	0.91
A24		1.99	57.0	77.9	<i>0.73</i>
A25		DENT-V	0.17	340.9	311.7
A26	0.17		313.8	1.01	
A27	0.17		230.0	198.2	<i>1.16</i>
A28	0.17		217.0		1.10
A29	0.17		368.6	320.8	<i>1.15</i>
A30	0.17		360.6		1.12
A31	0.17		228.8	204.9	1.12
A32	0.17		229.9		1.12
A33	MT-O	3.00	636.2	1762.3	<i>0.36</i>
A34		3.00	636.1		<i>0.36</i>
A35		9.00	503.3	1548.1	<i>0.33</i>
A36		9.00	503.1		<i>0.32</i>
A37	MT-U	0.15	318.0	334.5	0.95
A38		0.15	337.0		1.01
A39		0.45	418.1	497.4	<i>0.84</i>
A40		0.45	439.7		0.88
A41		0.98	466.3	691.3	<i>0.67</i>
A42		0.98	476.2		<i>0.69</i>
A43		1.97	492.6	900.6	<i>0.55</i>
A44		1.97	483.8		<i>0.54</i>
A45		0.30	209.2	242.6	0.86
A46		0.30	212.1		0.87
A47		0.50	251.1	305.7	<i>0.82</i>
A48		0.50	250.1		<i>0.82</i>
A49		0.98	277.2	395.7	<i>0.70</i>
A50		0.98	269.1		<i>0.68</i>
A51		1.97	282.4	516.7	<i>0.55</i>
A52		1.97	288.0		<i>0.56</i>

En las figuras 6.22 y 6.23 se comparan los resultados experimentales con los resultados obtenidos al aplicar el PM con una $L = 0.0215\text{mm}$.

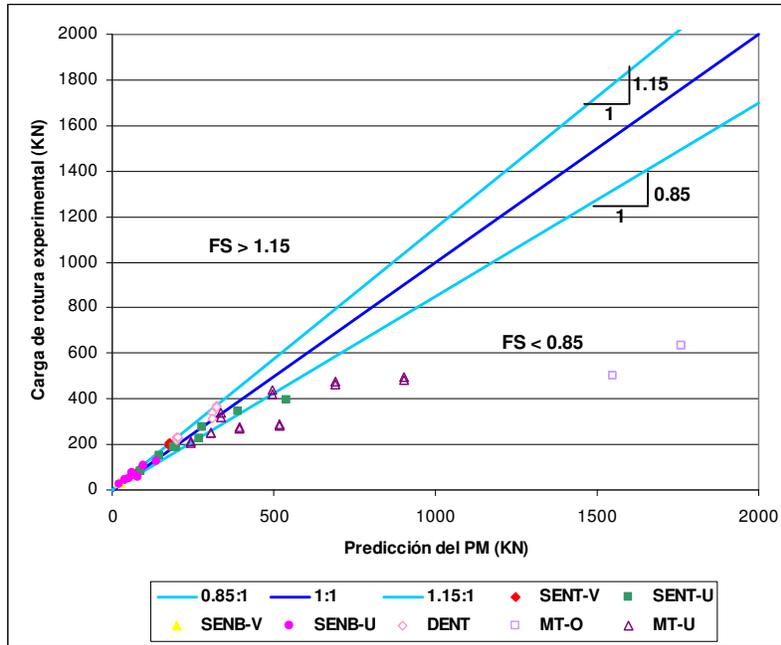


Figura 6.22. Comparación entre los resultados experimentales y de la aplicación del PM ($L = 0.0215\text{mm}$).

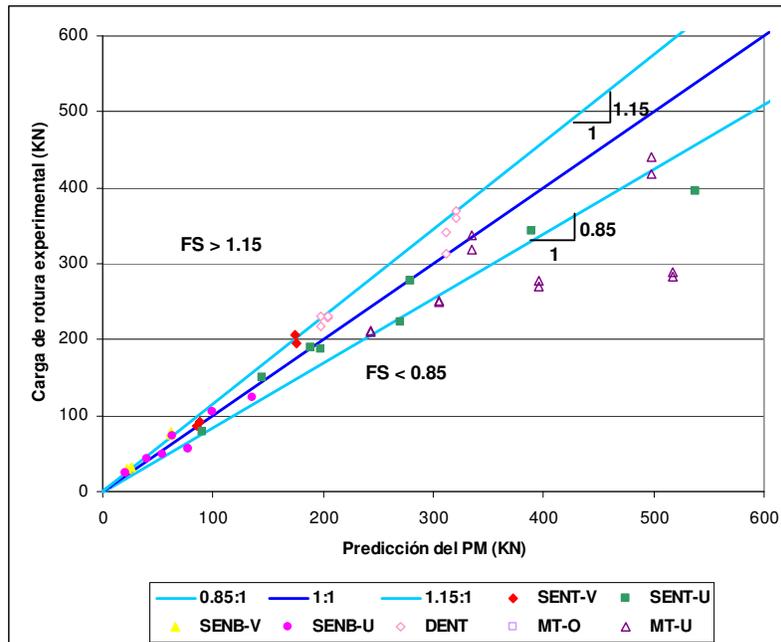


Figura 6.23. Detalle de la comparación entre los resultados experimentales y las predicciones del PM ($L = 0.0215\text{mm}$).

Una vez vistas las representaciones gráficas de los resultados recogidas en la Tabla 6.3 se va a pasar a hacer una interpretación de los mismos:

- El uso de L , obtenido por el PM (Capítulo 4) y que aquí pasa a denominarse L_{PM} , proporciona generalmente tanto resultados ajustados dentro de los límites de exactitud física aquí definidos ($0.85 < FS < 1.15$) como predicciones moderadamente conservadoras ($1.15 < FS < 1.4$).
- L_{PM} siempre proporciona resultados del lado de la seguridad en la entallas en V, con factores de seguridad que varían entre 1.0 y 1.4.
- Por el contrario, en la probetas con entalla en U con radio 2.0 mm (tanto con entallas únicas o dobles) las predicciones no son satisfactorias ($FS < 0.85$). Tal y como se ha explicado anteriormente (Capítulo 4), esta situación se corresponde con un número de Neuber de 93, muy por encima del rango de validez de la TDC.
- El uso de L_{PM} proporciona resultados no conservadores en las predicciones de las probetas MT-O. Esto se justifica porque a estos defectos les corresponde un número de Neuber de 139.5 (para los agujeros circulares de radio 3 mm) y de 418.6 (para los de radio 9 mm), también muy por encima del rango de validez de la TDC.
- La utilización de L_{PM} también proporciona resultados no conservadores en las probetas MT-U con radio de entalla mayor de 0.5 mm. Este radio se corresponde con un número de Neuber de 23.2, ligeramente por encima del límite establecido de 20 (ver Capítulo 4). En otro tipo de geometrías, pero con el mismo número de Neuber (ej. SENT-U y SENB-U con $\rho = 0.5$ mm), los resultados son muy ajustados ($FS \approx 1$) por lo que vuelve a confirmarse que 20 es un número de referencia para el rango de validez de la TDC en torno al cual dicha teoría puede comenzar a perder precisión.

Tras estos resultados se ha vuelto a realizar la simulación por EF, pero esta vez con el valor de L correspondiente a la envolvente inferior de los resultados experimentales utilizados en la calibración, resultando $L = 0.032$ mm, tal y como muestra la Figura 6.24. Este valor no es, como el anterior, el que explica la física del problema, si no otro que proporciona predicciones más conservadoras y que puede así utilizarse como un parámetro de diseño dentro del rango de calibración ($\rho \leq 2.0$ mm). En los que sigue a este valor se lo denominará L_{EI} .

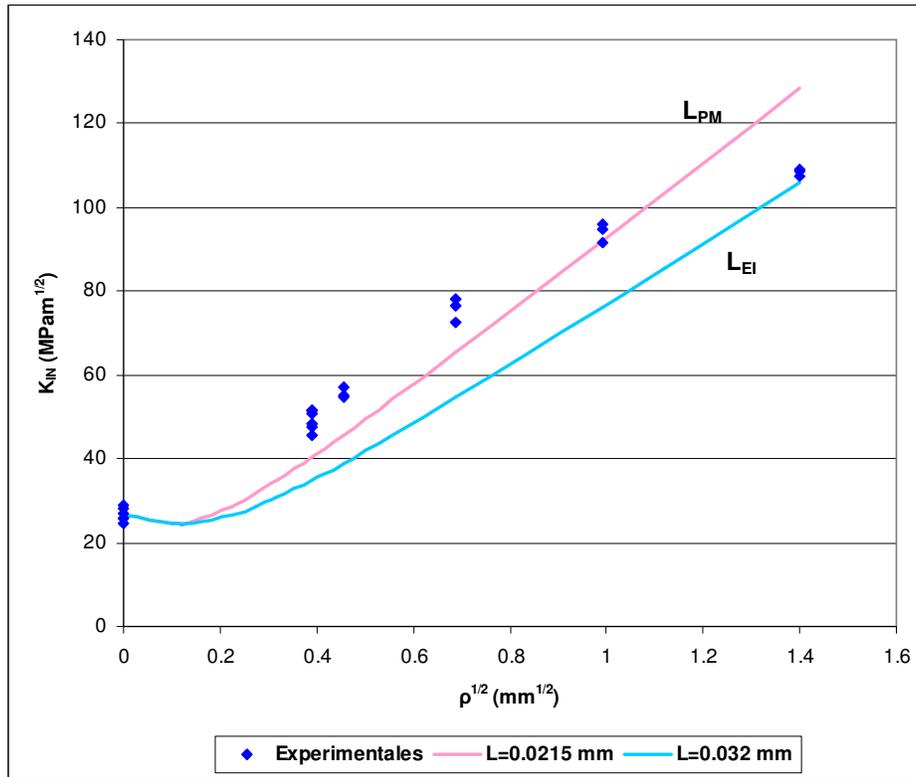


Figura 6.24. Obtención de L_{EI} como el valor de L que proporciona la envolvente inferior de los resultados experimentales.

Se muestran igualmente (figuras de la 6.25 a la 6.31) los nuevos perfiles de tensiones obtenidos utilizando un valor de L_{EI} de 0.032 mm y un valor de σ_0 de 2694 MPa (obtenido de la ecuación (2.111)). Se corresponden con la condición de rotura establecida por el PM y, por tanto, con la carga crítica o máxima.

– Probetas SENT-V

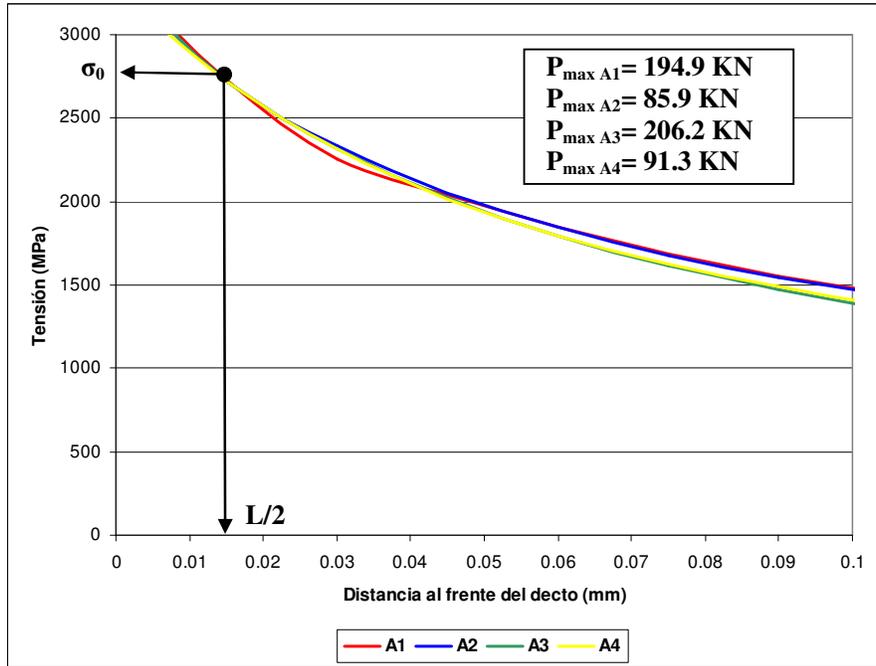


Figura 6.25. Perfiles de tensiones probetas tipo SENT-V.

– Probetas SENT-U

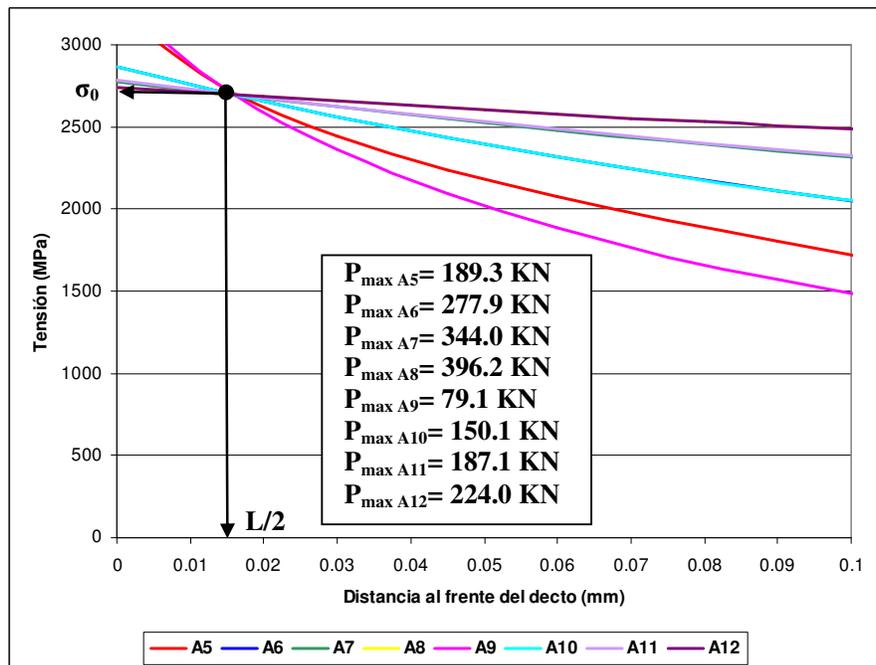


Figura 6.26. Perfiles de tensiones probetas tipo SENT-U.

– Probetas SENB-V

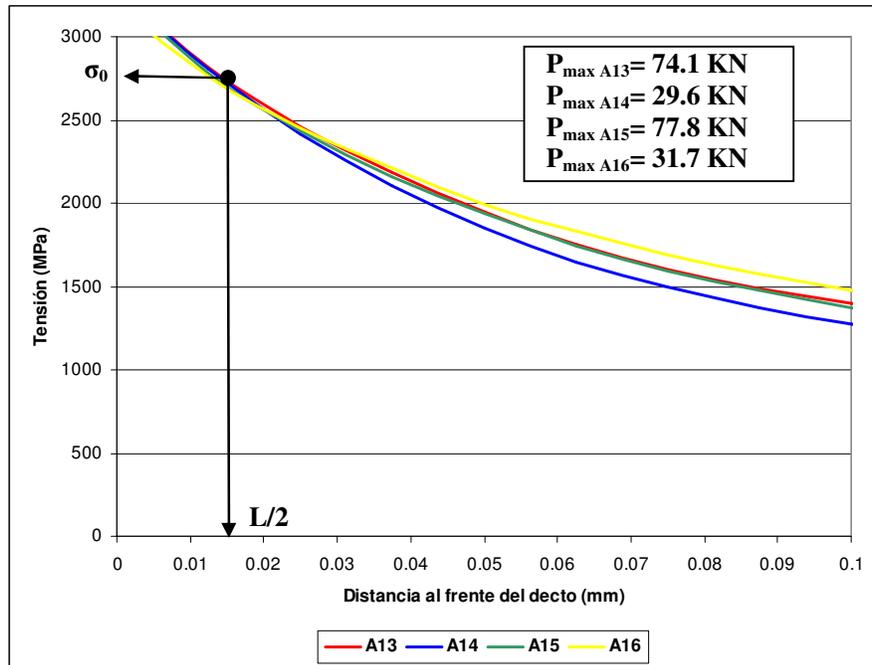


Figura 6.27. Perfiles de tensiones probetas tipo SENB-V.

– Probetas SENB-U

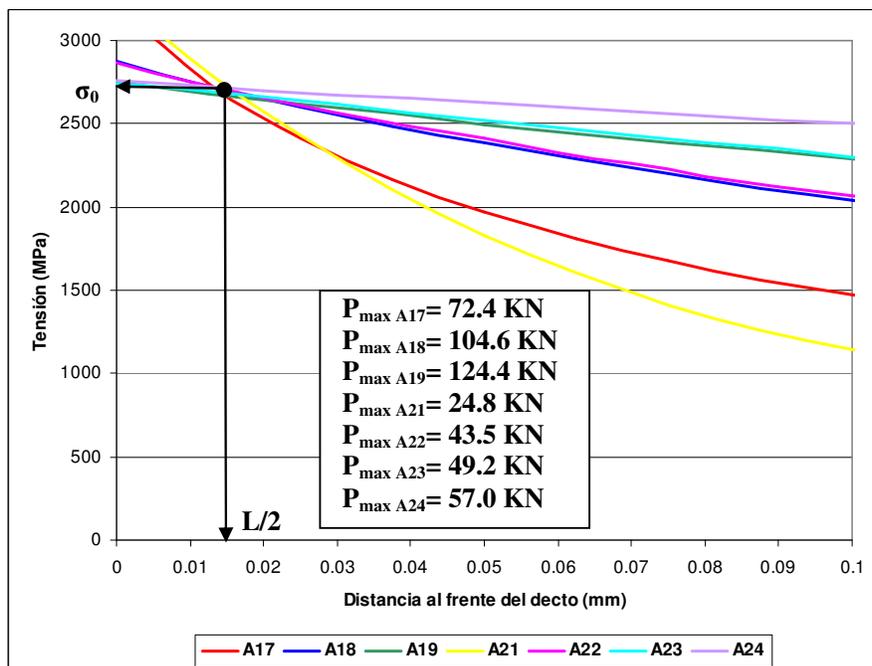


Figura 6.28. Perfiles de tensiones probetas tipo SENB-U.

– Probetas DENT

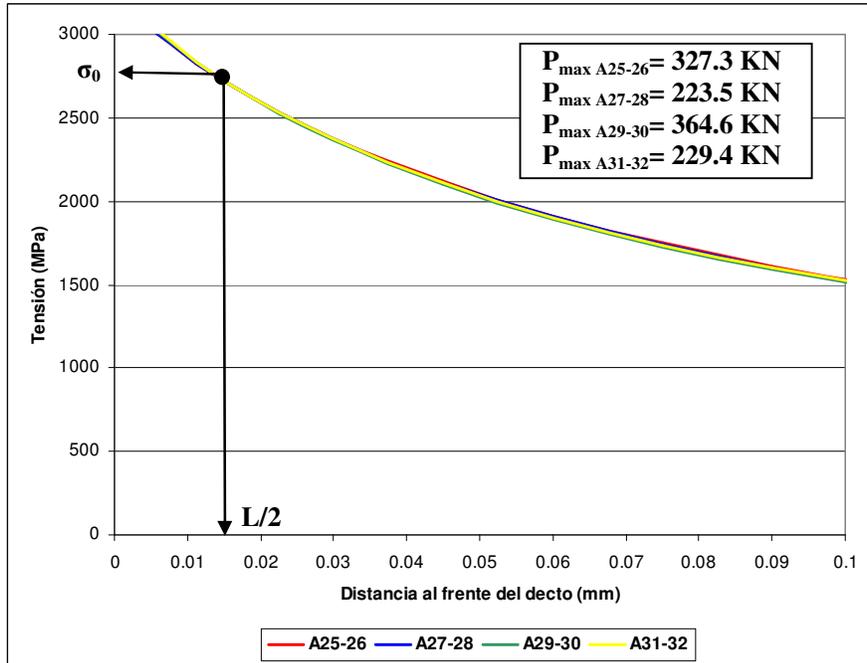


Figura 6.29. Perfiles de tensiones probetas tipo DENT-V.

– Probetas MT-O

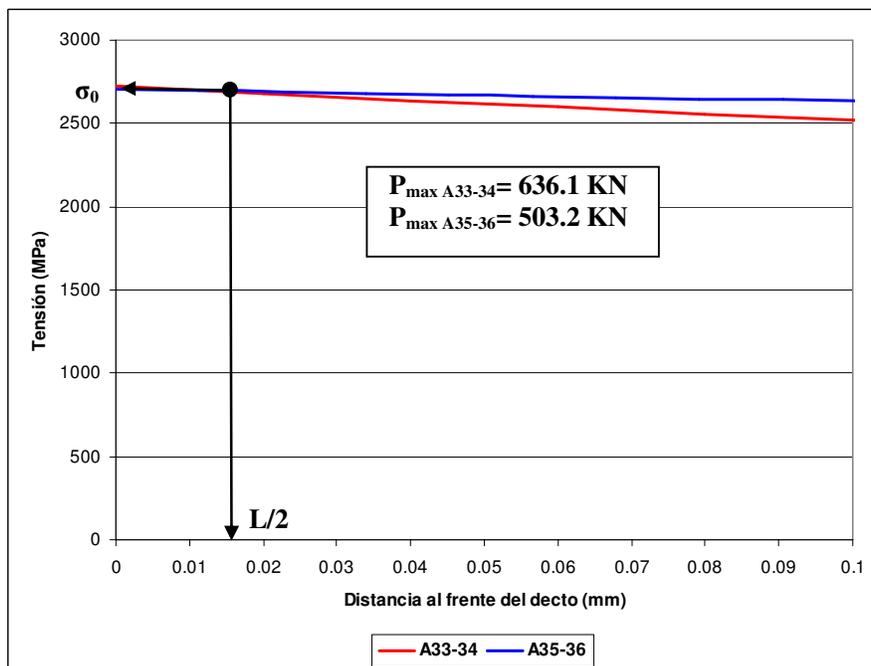


Figura 6.30. Perfiles de tensiones probetas tipo MT-O.

– Probetas MT-U

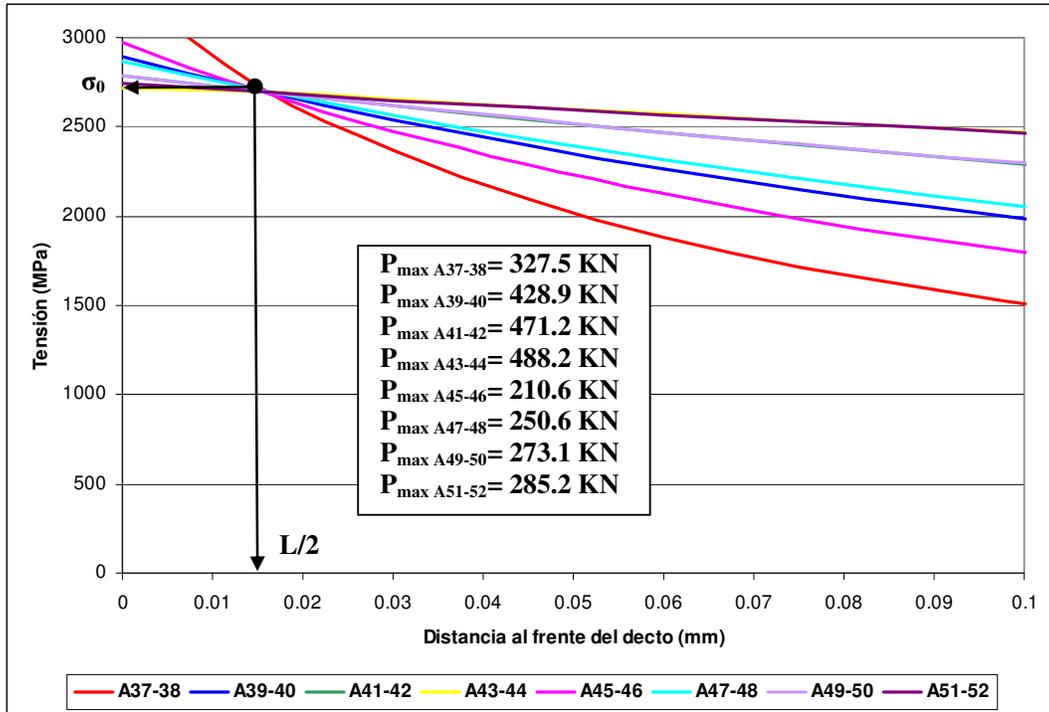


Figura 6.31. Perfiles de tensiones probetas tipo MT-U.

En la Tabla 6.4 quedan recogidas las predicciones de la carga de rotura correspondientes (PM) junto con el factor de seguridad resultante. De nuevo, en negrita se señalan los FS entre 0.85 y 1.15 (predicciones consideradas aquí como “ajustadas” o aceptables desde el punto de vista físico), en cursiva se señalan las predicciones conservadoras (FS > 1.15, adecuadas desde el punto de vista del diseño) y subrayadas las predicciones no ajustadas e inseguras (FS < 0.85). En la columna de la derecha se muestran, para poder comparar el efecto del uso de L_{EI} frente a L_{PM} , los factores de seguridad asociados a L_{PM} (ya recogidos en la Tabla 6.3),

Tabla 6.4. Predicciones de carga de rotura asociada al PM ($L_{EI}=0.032\text{mm}$).

	Tipo de probeta	Radio de entalla, ρ (mm)	Carga rotura experimental (KN)	Carga de rotura EF (KN)	FS (L_{EI})	FS (L_{PM})
A1	SENT-V	0.16	194.9	112.2	1.74	1.11
A2		0.15	85.9	54.5	1.58	1.01
A3		0.14	206.2	106.0	1.95	1.18
A4		0.15	91.3	55.4	1.65	1.04
A5	SENT-U	0.15	189.3	117.7	1.61	1.00
A6		0.48	278.0	173.5	1.60	0.99
A7		0.98	344.0	236.2	1.46	0.88
A8		1.98	396.2	321.7	1.23	0.74
A9		0.16	79.1	56.9	1.39	0.88
A10		0.48	150.1	87.3	1.72	1.03
A11		0.98	187.1	119.2	1.57	0.94
A12		1.98	224.0	163.1	1.37	0.83
A13	SENB-V	0.16	74.1	37.9	1.95	1.20
A14		0.15	29.6	13.7	2.16	1.36
A15		0.15	77.8	38.5	2.02	1.26
A16		0.17	31.7	16.5	1.92	1.21
A17	SENB-U	0.15	72.4	39.1	1.85	1.15
A18		0.48	104.6	59.8	1.75	1.05
A19		1.99	124.4	83.8	1.48	0.91
A21		0.15	24.8	12.8	1.94	1.20
A22		0.49	43.5	24.4	1.78	1.09
A23		0.98	49.2	36.0	1.37	0.91
A24		1.99	57.0	47.1	1.21	0.73
A25	DENT-V	0.17	340.9	203.9	1.67	1.09
A26		0.17	313.8	203.9	1.54	1.01
A27		0.17	230.0	129.0	1.78	1.16
A28		0.17	217.0	129.0	1.68	1.10
A29		0.17	368.6	203.8	1.81	1.15
A30		0.17	360.6	203.8	1.77	1.12
A31		0.17	228.8	131.7	1.74	1.12
A32		0.17	229.9	131.7	1.75	1.12
A33	MT-O	3.00	636.2	1049.2	0.61	0.36
A34		3.00	636.1	1049.2	0.61	0.36
A35		9.00	503.3	915.2	0.55	0.33
A36		9.00	503.1	915.2	0.55	0.32
A37	MT-U	0.15	318.0	213.0	1.49	0.95
A38		0.15	337.0	213.0	1.58	1.01
A39		0.45	418.1	302.4	1.38	0.84
A40		0.45	439.7	302.4	1.45	0.88
A41		0.98	466.3	412.9	1.13	0.67
A42		0.98	476.2	412.9	1.15	0.69
A43		1.97	492.6	542.1	0.91	0.55
A44		1.97	483.8	542.1	0.89	0.54
A45		0.30	209.2	148.8	1.41	0.86
A46		0.30	212.1	148.8	1.43	0.87
A47		0.50	251.1	183.9	1.37	0.82
A48		0.50	250.1	183.9	1.36	0.82
A49		0.98	277.2	238.2	1.16	0.70
A50		0.98	269.1	238.2	1.13	0.68
A51		1.97	282.4	311.0	0.91	0.55
A52		1.97	288.0	311.0	0.93	0.56

En las figuras 6.32 y 6.33 se comparan los valores experimentales con los resultados de esta última predicción, observándose un claro aumento del conservadurismo del análisis si se comparan con las figuras 6.22 y 6.23 asociadas a L_{PM} .

En esta nueva predicción se puede observar que según el criterio de aceptación aquí establecido, sólo 4 de los 51 análisis realizados quedan con niveles de inseguridad inaceptables ($FS < 0.85$). Las cuatro situaciones se corresponden con las probetas MT-O, con radios de entalla mayores que los cubiertos por la calibración de L_{EI} (que llega hasta 2.0 mm). Las conclusiones que se obtienen en este caso son las siguientes:

- L_{EI} proporciona resultados conservadores en la mayoría de las situaciones ($FS > 1$), estando, normalmente, el factor de seguridad entre 1.15 y 2.1. Son por lo tanto buenas predicciones desde el punto de vista del diseño, aunque no son ajustadas desde el punto de vista físico.
- Las predicciones con L_{EI} para las probetas con entallas MT-U son mucho más satisfactorias que las obtenidas con L_{PM} . Esto es debido a que el número de Neuber se ha reducido significativamente: por ejemplo, para el radio de entalla de 0.5 mm, el número de Neuber varía de 23.2 (con $L = 0.0215$) a 15.6 (con $L = 0.032$), dentro de los límites de validez de la TDC.
- L_{EI} sólo ha proporcionado resultados inaceptables en las probetas con entallas tipo MT-O. En estos casos, el número de Neuber es 93.7 (para defectos de radio 3 mm) y 281.2 (para defectos de radio 9 mm), todavía muy lejos del rango de validez de la TDC.
- Si bien L_{PM} proporciona un mayor número de resultados dentro del rango de aceptabilidad física establecido ($0.85 < FS < 1.15$), como consecuencia de ser el parámetro que responde a la física del problema, L_{EI} proporciona menor número de resultados inaceptables ($FS < 0.85$), extendiendo el campo de validez de la TDC.

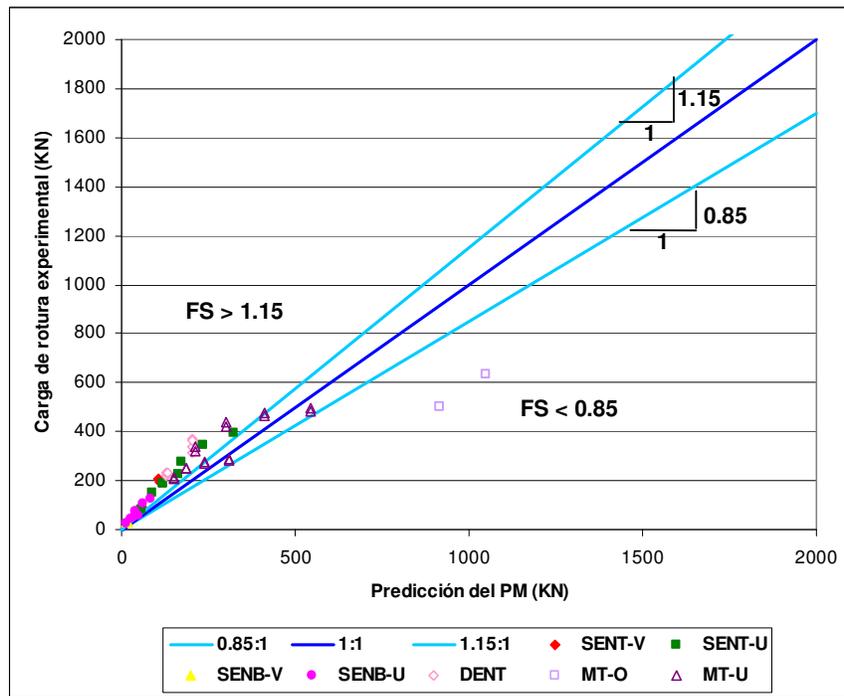


Figura 6.32. Comparación entre los resultados experimentales y las predicciones del PM ($L_{EI} = 0.032mm$).

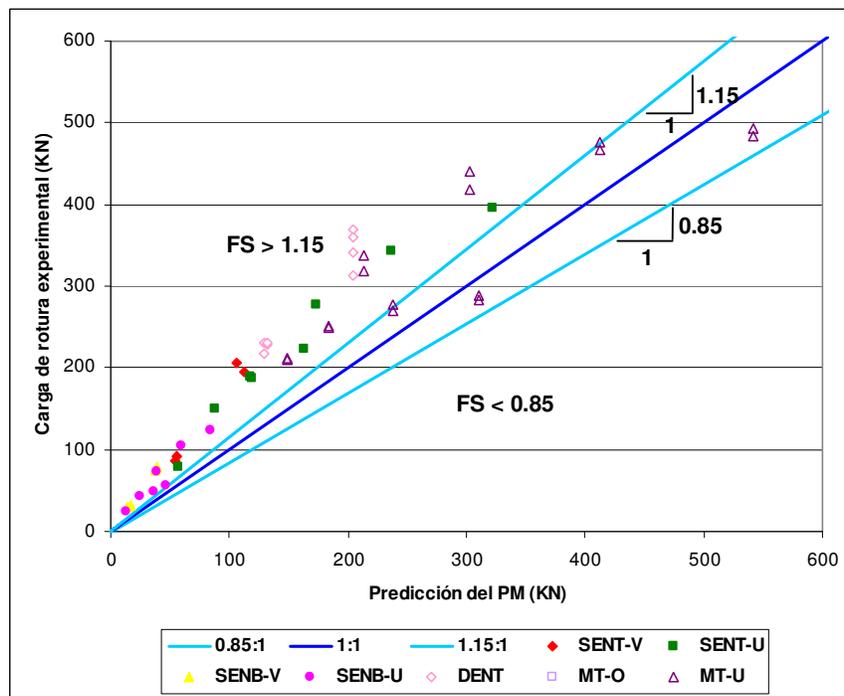


Figura 6.33. Detalle de la comparación entre los resultados experimentales y las predicciones del PM ($L_{EI} = 0.032mm$).

6.6 ANÁLISIS FAD DE LOS COMPONENTES ESTRUCTURALES

Tal y como se hizo en Capítulo 5 con las probetas SENB de PMMA y con las probetas CT de Al7075-T651, a continuación se presenta el análisis FAD de las probetas ensayadas tipo SENT, SENB, DENT y MT analizadas en este Capítulo, que incluyen defectos en V, en U y taladros circulares. Para su análisis, y dado que todas ellas son de Al7075-T651 con orientación TL, se tomará un valor de L_{PM} de 0.0215 y de L_{EI} de 0.032 mm. Los resultados se muestran en las figuras 6.34 a 6.37 en el primer caso y en las figuras 6.38 a 6.41 en el segundo. En todos los casos se comparan los resultados obtenidos sin tener en cuenta el efecto entalla con los obtenidos tras la corrección de entalla. Ésta se ha aplicado al valor medio de la tenacidad a fractura del material obtenido en la orientación TL ($26.65 \text{ MPam}^{1/2}$, ver Capítulo 4), pero los resultados serían análogos en caso de aplicarla en la FAL. Las expresiones del FAD ($K_r = f(L_r)$) se han tomado del FITNET FFS Procedure [49] (*Option 1*). Las soluciones de K_I y P_L se han tomado de [15].

En definitiva, el análisis realizado consiste en evaluar los distintos componentes en rotura mediante la metodología FAD, tanto asumiendo que los defectos son fisuras (sin corrección de entalla) como mediante la corrección entalla proporcionada por la TDC (LM en este caso). Con respecto a esta última evaluación es necesario señalar que las expresiones de K_{IN} se derivan de combinar la TDC con la distribución tensional en el fondo de entalla propuesta por Creager y Paris, que es específica para entallas en U. En el caso de las entallas en V se van a utilizar las mismas expresiones, lo cual deja al análisis del lado de la seguridad, dado que para un mismo radio en fondo de entalla, las entallas en U generan estados tensionales más exigentes que las entallas en V.

Finalmente, y análogamente a lo considerado en el Capítulo 5, se va a asumir que el tipo de concentrador de tensiones no afecta a la carga de colapso plástico (es decir, se toma como carga de colapso plástico de las probetas entalladas y taladradas la misma que la de las fisuradas).

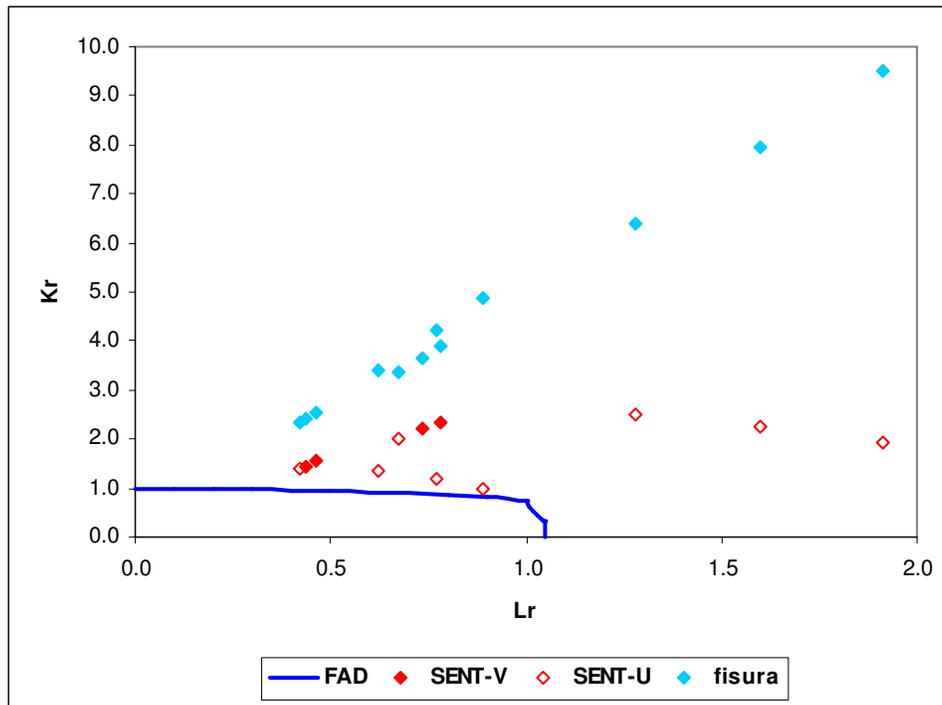


Figura 6.34. Evaluación FAD en rotura de probetas SENT de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{PM} = 0.0215\text{mm}$).

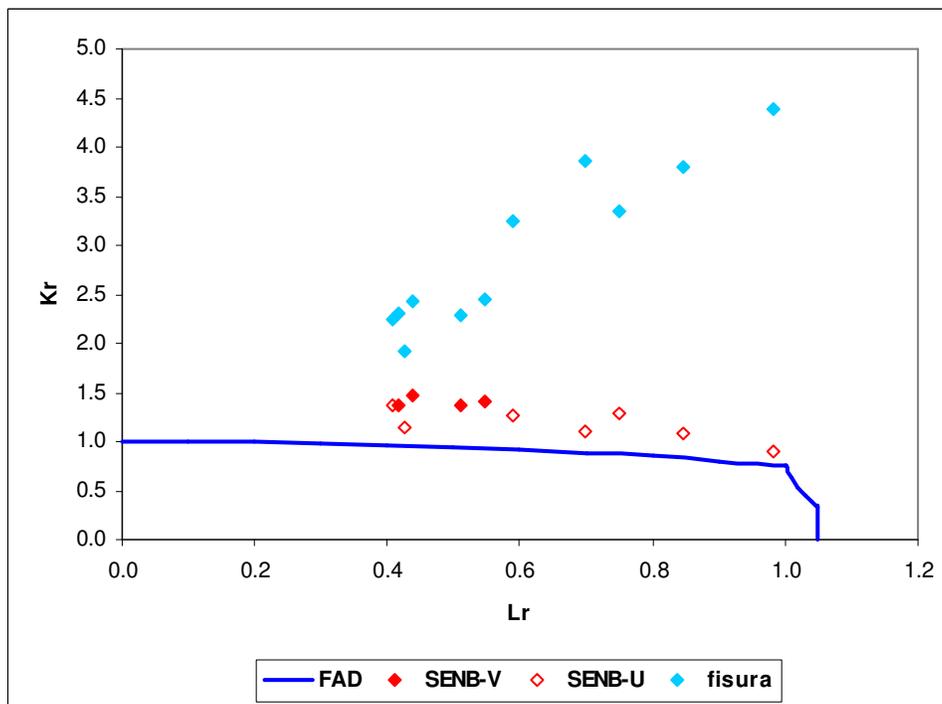


Figura 6.35. Evaluación FAD en rotura de probetas SENB de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{PM} = 0.0215\text{mm}$).

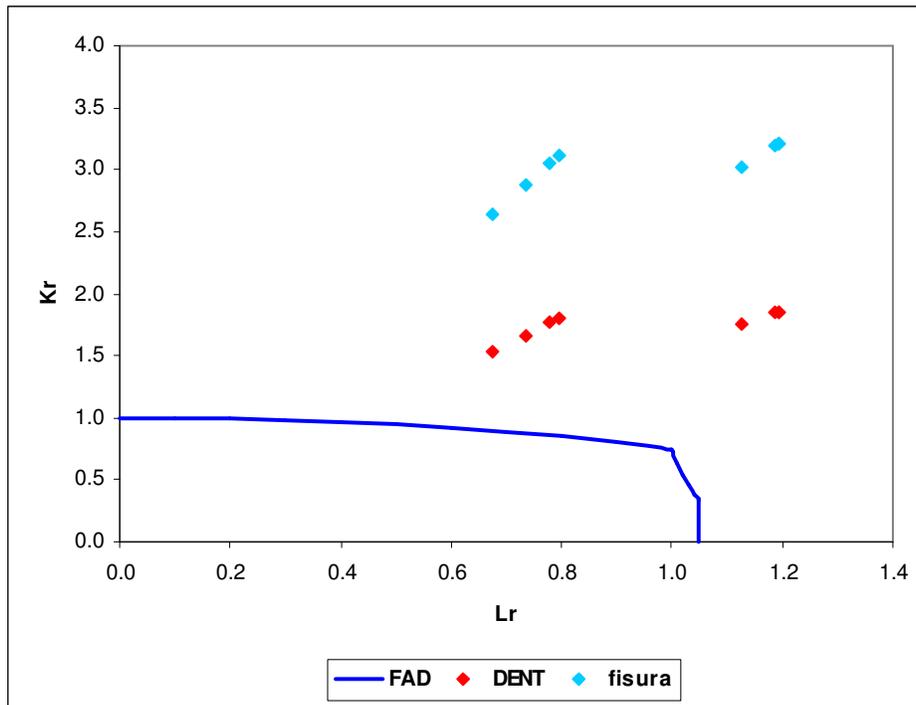


Figura 6.36. Evaluación FAD en rotura de probetas DENT de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{PM} = 0.0215\text{mm}$).

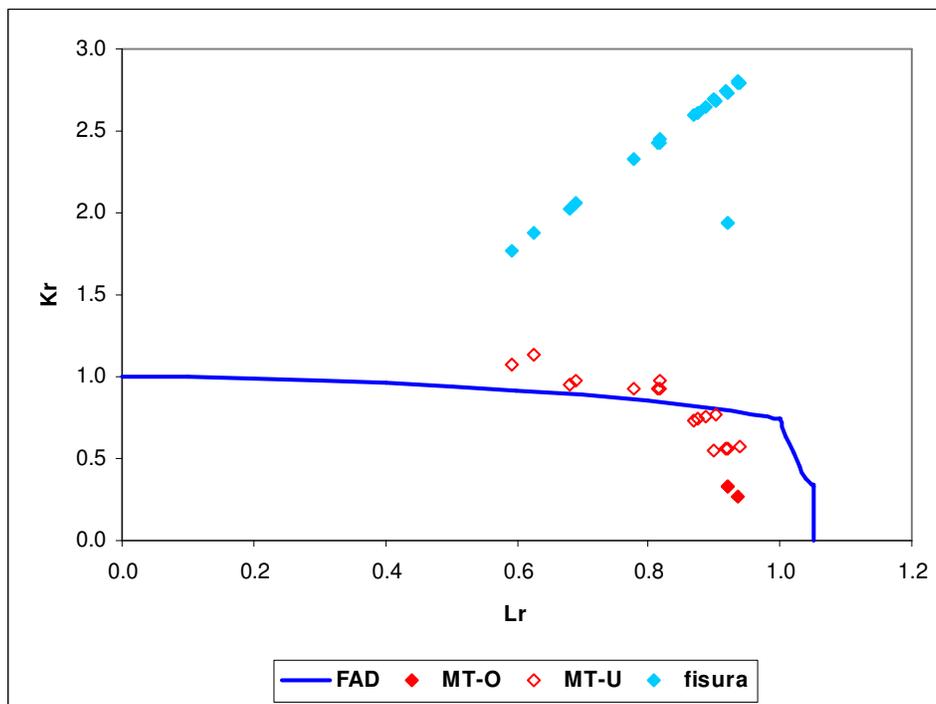


Figura 6.37. Evaluación FAD en rotura de probetas MT de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{PM} = 0.0215\text{mm}$).

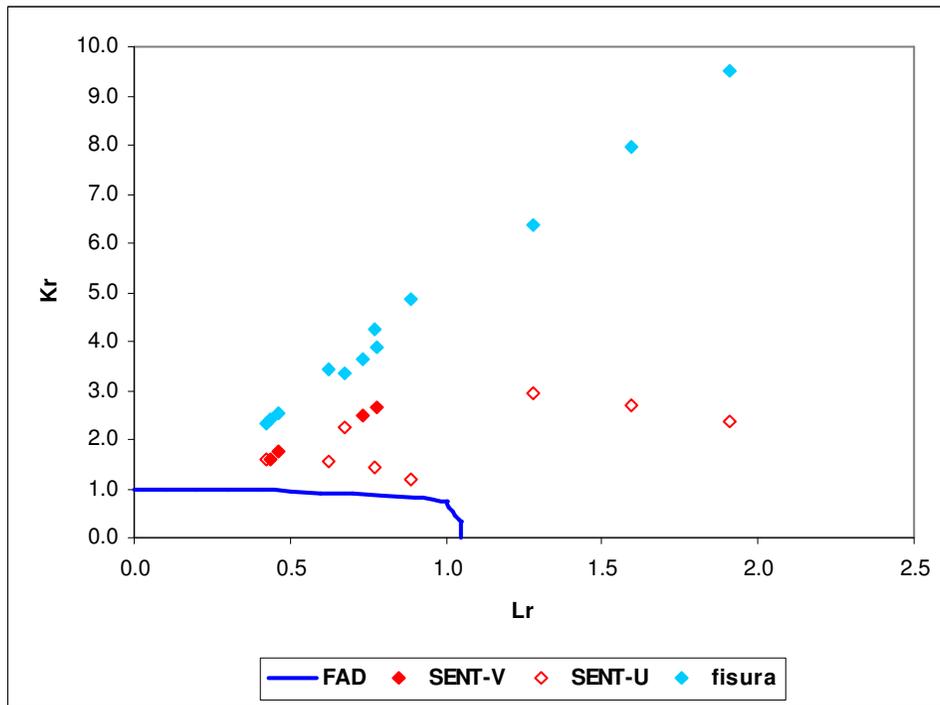


Figura 6.38. Evaluación FAD en rotura de probetas SENT de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{EI} = 0.032\text{mm}$).

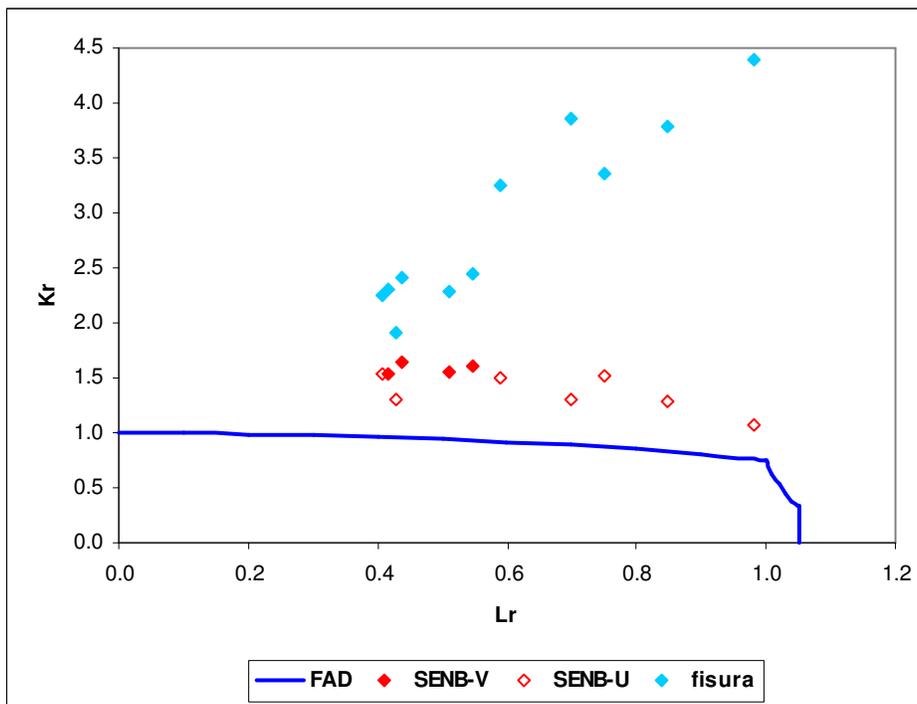


Figura 6.39. Evaluación FAD en rotura de probetas SENB de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{EI} = 0.032\text{mm}$).

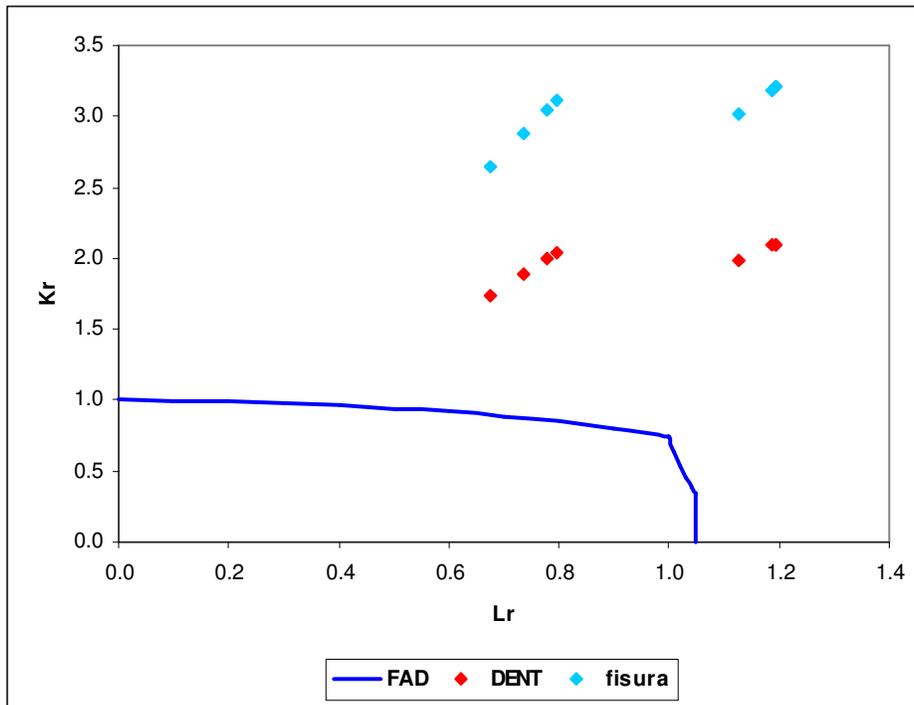


Figura 6.40. Evaluación FAD en rotura de probetas DENT de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{EI} = 0.032\text{mm}$).

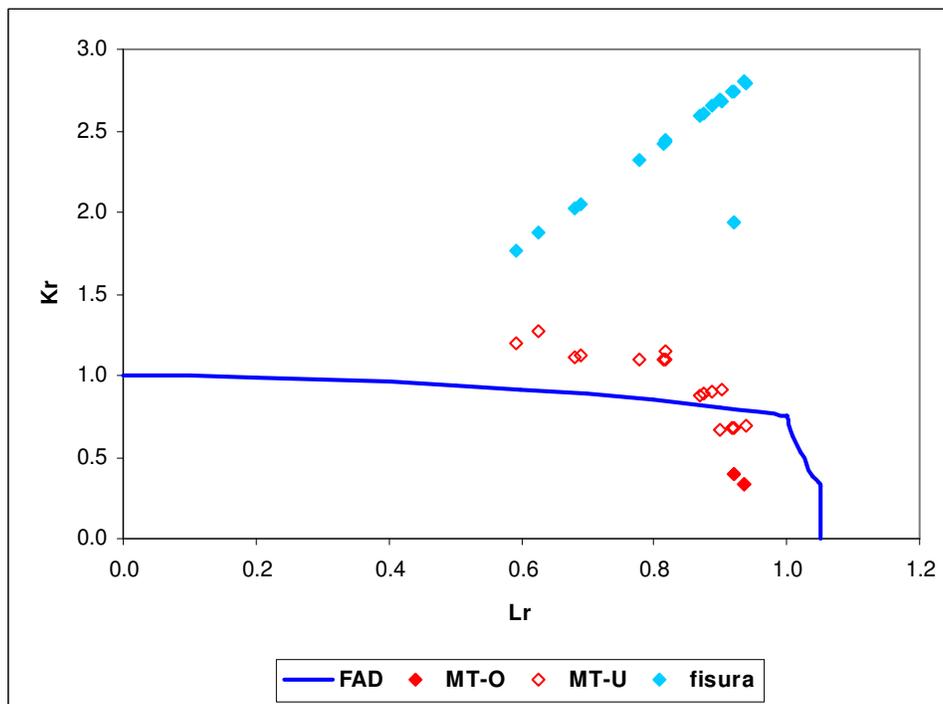


Figura 6.41. Evaluación FAD en rotura de probetas MT de Al7075-T651 tomando como tenacidad a fractura la media de los resultados experimentales ($L_{EI} = 0.032\text{mm}$).

Se puede observar cómo los puntos de evaluación de las probetas considerando los defectos como fisuras se encuentran, en todos los casos, alejados de la condición de rotura definida por la FAL, y además quedan situados por encima de la misma. Esto, como en los casos anteriores (Capítulo 5), quiere decir que según el análisis FAD las probetas habrían agotado su capacidad resistente mucho antes de lo que realmente lo hacen, por lo que las predicciones resultantes de carga de rotura son muy conservadoras.

Por otra parte, al aplicar la corrección por efecto entalla los puntos de evaluación quedan situados más próximos a la FAL, con predicciones más ajustadas en la mayoría de los casos a la verdadera capacidad resistente del material. Sólo en las probetas MT los resultados quedan del lado de la inseguridad, lo que significa que la predicción utilizando el modelo FAD no es correcta en aquellas probetas con un número de Neuber elevado.

A este respecto es importante destacar que la aplicación estricta del PM, mediante el uso de L_{PM} (Sección 6.5), proporcionó en un buen número de casos factores de seguridad inferiores a 1 (especialmente en probetas con entallas en U y con taladros circulares). En este caso, mediante la evaluación FAD, los resultados del análisis en probetas con entallas en U y radios de entalla superiores a 0.5 mm proporcionan generalmente factores de seguridad superiores a 1, al quedar el punto de evaluación por encima del FAL. Además, en el caso de los resultados no conservadores de las probetas MT, si bien siguen del lado de la inseguridad, el resultado es mucho más ajustado que el obtenido de la aplicación de la TDC, pasando de factores de seguridad de 0.32 (MT-O, L_{PM}) o 0.55 (MT-O, L_{Ei}) a valores de 0.9-0.95 (figuras 6.37 y 6.41). Por lo tanto el análisis de entallas mediante FAD es sensiblemente más conservador que el asociado a la aplicación estricta de la TDC. Esto se justifica aquí por dos razones fundamentales:

- El conservadurismo asociado a la FAL.
- El análisis FAD tiene en cuenta al colapso plástico como mecanismos de rotura que compite con la fractura en el proceso de rotura del componente. La TDC por su parte evalúa componentes con defectos frente a la fractura, sin tener en cuenta el efecto del colapso plástico. En las entallas con mayor radio la plasticidad está más desarrollada (ej., Figura 6.9), por lo que la consideración del colapso plástico como mecanismo que contribuye a la rotura proporciona necesariamente un análisis más ajustado a la física del problema.

Por otra parte, cabe señalar que la evaluación mediante L_{EI} deja del lado de la seguridad la evaluación de cuatro probetas MT-U que mediante el uso de L_{PM} quedaban del lado de la inseguridad (ver figuras 6.37 y 6.41).

Finalmente, el valor de tenacidad a fractura que se ha utilizado para los cálculos es el valor medio de los resultados experimentales (Capítulo 4), cuando en la práctica suelen tomarse valores de tenacidad asociados a una probabilidad de fallo del 5% o del 1%. Asumiendo una distribución normal en los resultados de los ensayos de tenacidad, el valor de la tenacidad a fractura por encima del cual quedarían el 95% de los resultados experimentales viene dado por la media menos 1.645 veces la desviación típica. En el caso aquí analizado resulta un valor de tenacidad a fractura $24.23 \text{ MPa}^{1/2}$ para la TL, mostrándose los resultados correspondientes en las figuras 6.42 a 6.45 para $L_{PM} = 0.0215 \text{ mm}$ y en las figuras 6.46 a 6.49 para $L_{EI} = 0.032 \text{ mm}$.

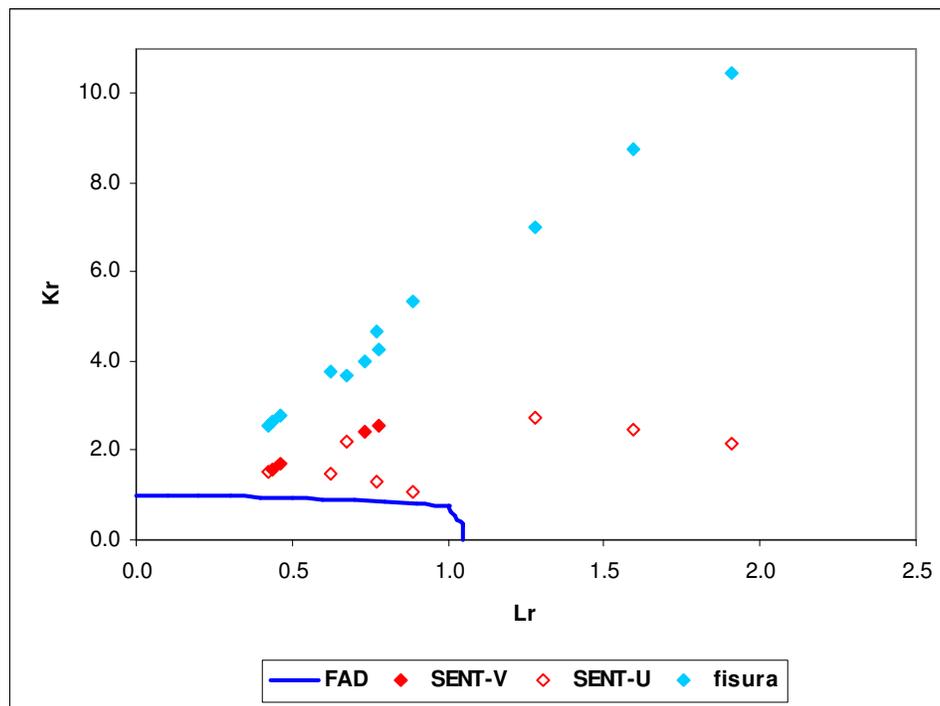


Figura 6.42. Evaluación FAD en rotura de probetas de SENT de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{PM} = 0.0215 \text{ mm}$).

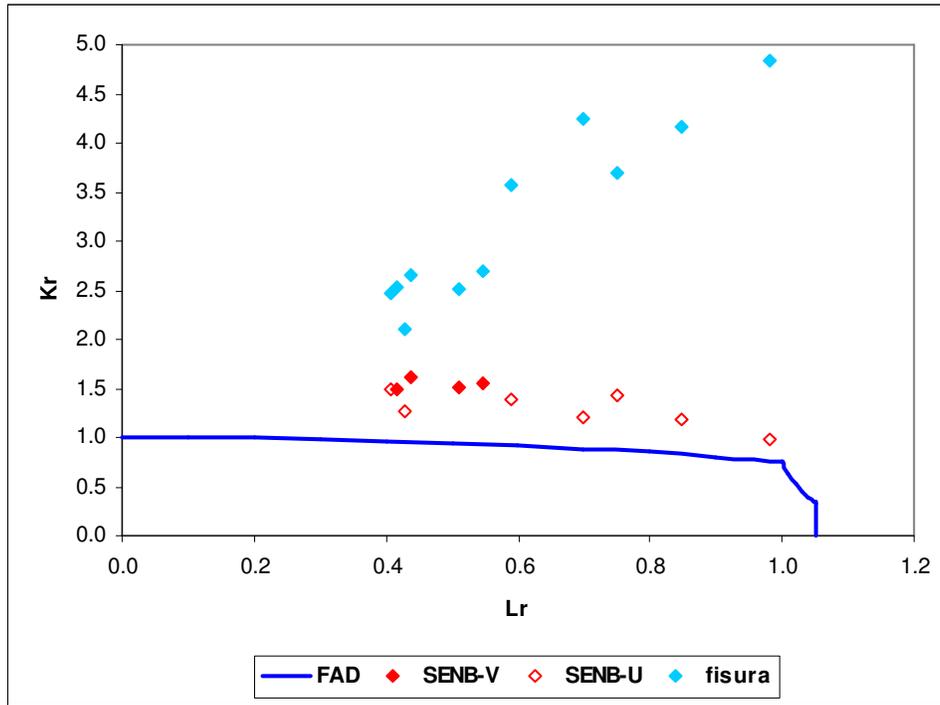


Figura 6.43. Evaluación FAD en rotura de probetas de SENB de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{PM} = 0.0215$ mm).

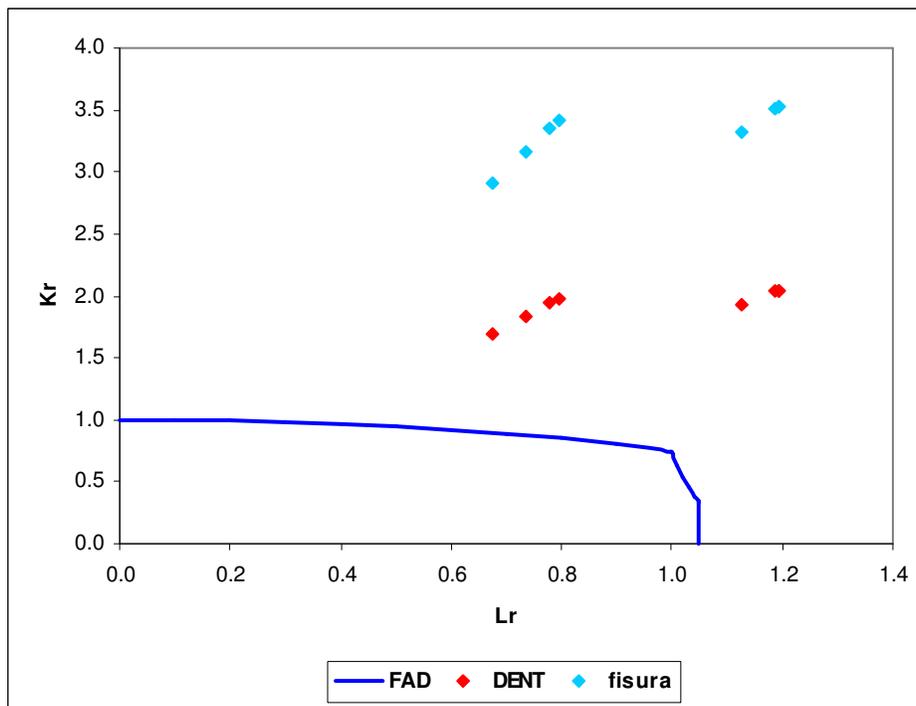


Figura 6.44. Evaluación FAD en rotura de probetas de DENT de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{PM} = 0.0215$ mm).

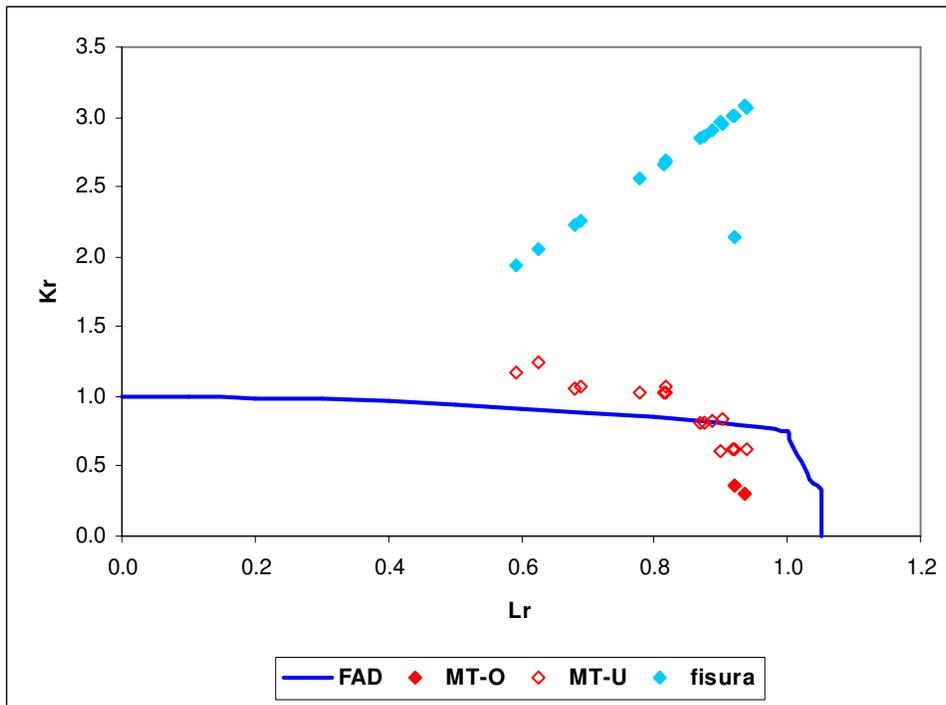


Figura 6.45. Evaluación FAD en rotura de probetas de MT de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{PM} = 0.0215$ mm).

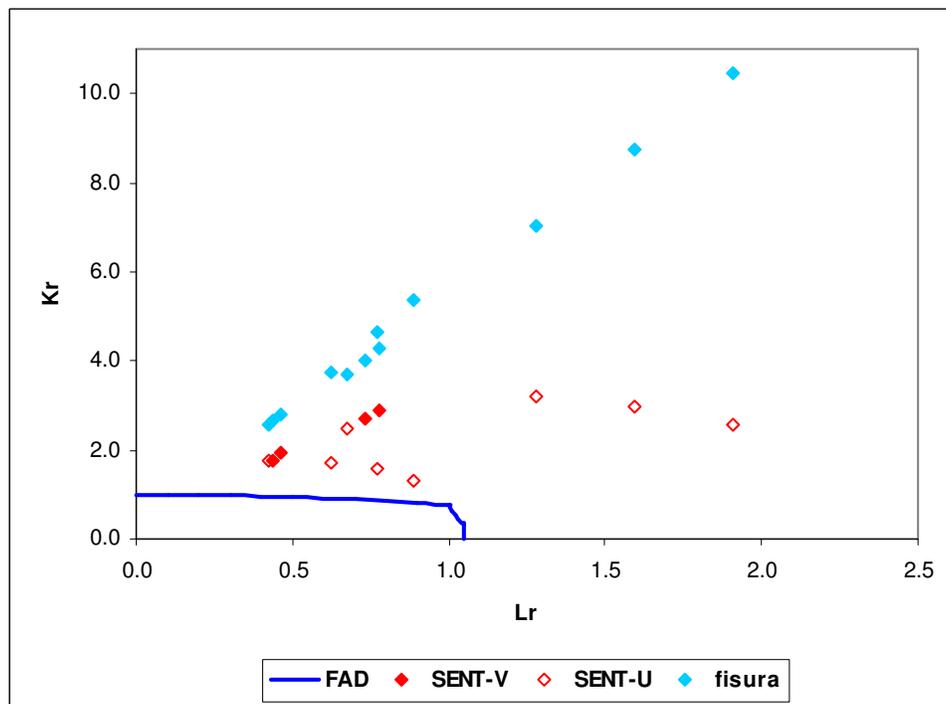


Figura 6.46. Evaluación FAD en rotura de probetas de SENT de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{EI} = 0.032$ mm).

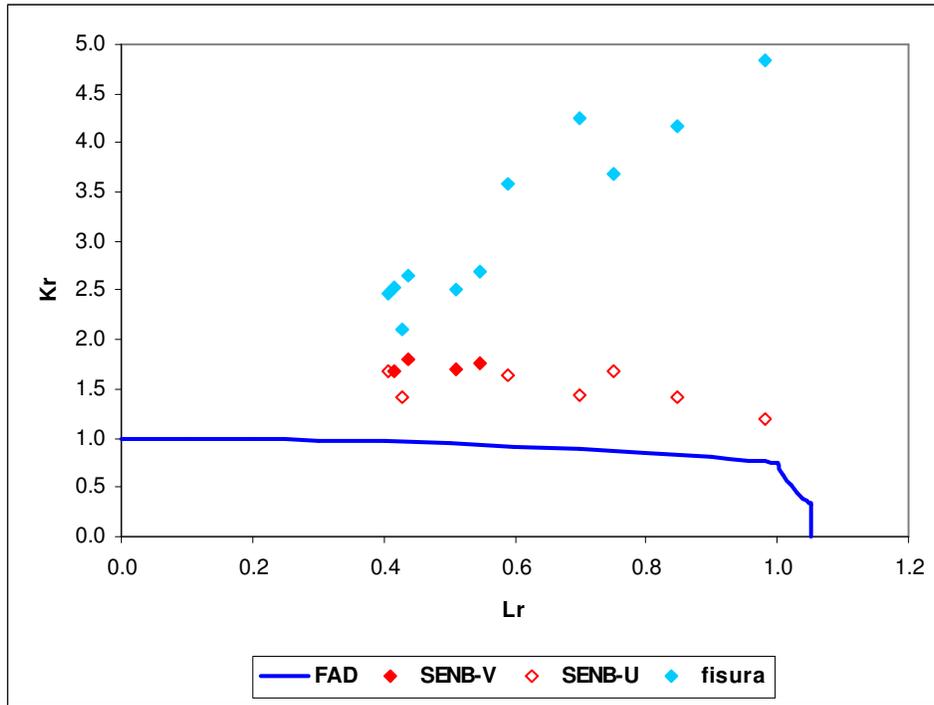


Figura 6.47. Evaluación FAD en rotura de probetas de SENB de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{EI} = 0.032$ mm).

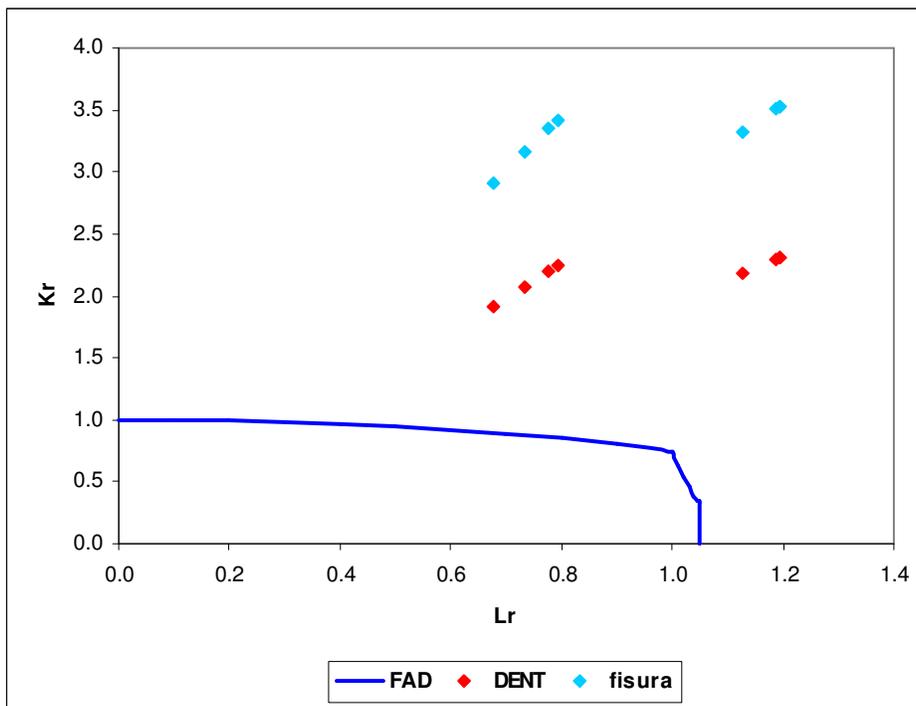


Figura 6.48. Evaluación FAD en rotura de probetas de DENT de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{EI} = 0.032$ mm).

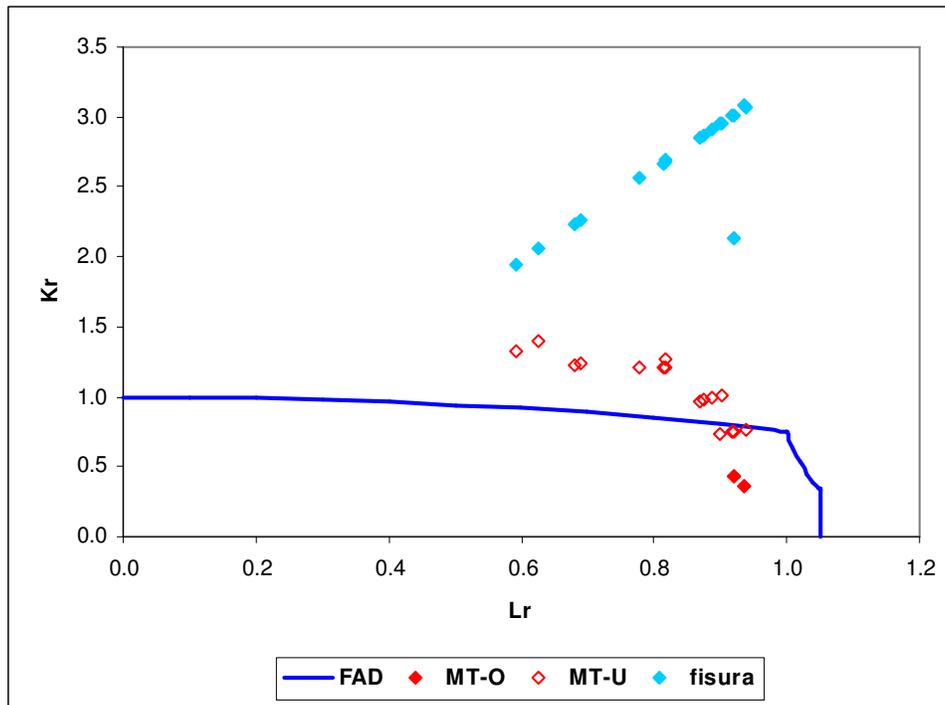


Figura 6.49. Evaluación FAD en rotura de probetas de MT de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{EI} = 0.032$ mm).

Los resultados obtenidos en ambos casos son similares a los obtenidos mediante el uso del valor medio de K_{IC} , si bien en aquellos casos en los que el resultado era inseguro pero muy próximo a la FAL cuando se utiliza el valor medio, terminan quedando por encima de la FAL (o sobre la misma) al usar el valor de K_{IC} asociado al 95% de confianza. Es el caso, por ejemplo, de las probetas MT A41, A42, A49 y A50.

El mayor conservadurismo del análisis FAD hace que la aplicación de la TDC a entallas pueda extenderse a valores del número de Neuber mayores que en el caso de la aplicación del PM (tanto mediante L_{PM} como L_{EI}). De hecho, en probetas con entallas en U y radio de entalla de 2.0 mm, con un número de Neuber de 93 cuando se hace uso de L_{PM} , los resultados han quedado del lado de la seguridad incluso para el valor medio de K_{IC} . Los resultados para las probetas MT-O con radio de entalla 3.0 mm, y número de Neuber (para L_{PM}) de 139.5, el FS es de aproximadamente 0.95 y, por lo tanto, queda cerca del límite de rotura proporcionado por el FAD. Con todo ello puede decirse que con el uso de la metodología FAD se puede llegar a aplicar satisfactoriamente la TDC para valores de número de Neuber próximos a 100 $\left(\frac{\rho}{L} \approx 100\right)$.

6.7 CONSIDERACIONES DERIVADAS DEL ANÁLISIS

En este Capítulo se ha tratado de demostrar la aplicabilidad de la TDC al análisis del comportamiento en rotura de componentes estructurales que contengan cualquier tipo de concentrador de tensiones, así como los rangos de validez (si los hubiera) de dicha aplicabilidad.

Del análisis de los resultados obtenidos en este capítulo se pueden extraer importantes consideraciones. En primer lugar, tanto en los ensayos de tracción como de flexión en tres puntos se han observado diferentes comportamientos asociados a la geometría de las probetas, así:

- A igualdad del resto de geometría, las probetas con $\theta = 60^\circ$ tienen menos pendiente y mayor carga de rotura que con $\theta = 30^\circ$, como consecuencia de su mayor flexibilidad y de sus menos exigente campo tensional respectivamente.
- A igualdad del resto de geometría, las probetas entalladas en U tienen menor carga de rotura que las probetas entalladas con V, dado que generan campos de tensiones más exigentes.
- A igualdad del resto de geometría, cuanto mayor es el radio de entalla menor es la pendiente de la curva, debido a la mayor flexibilidad que aporta el radio de entalla.
- Se ha observado un comportamiento elástico-lineal en la mayoría de los ensayos salvo excepciones notables como las probetas MT-O.
- Las probetas MT-O presentan cargas de rotura muy superiores al resto, al generar los taladros circulares analizados perfiles de tensiones mucho menos abruptos.
- Ha sido necesario definir dos tipos de distancia crítica: L_{PM} , asociada a la definición estricta del PM (Capítulo 4), y L_{EI} , asociada a la envolvente inferior de los resultados experimentales.
- El uso L_{PM} , proporciona generalmente resultados ajustados dentro de los límites de aceptabilidad aquí definidos ($0.85 < FS < 1.15$) o bien predicciones moderadamente conservadoras ($1.15 < FS < 1.4$).

- L_{PM} siempre proporciona resultados del lado de la seguridad en la entallas en V, con factores de seguridad que varían entre 1.0 y 1.4.
- Por el contrario, en la probetas con entalla en U con radio 2.0 mm (tanto con entallas únicas o dobles) las predicciones no son satisfactorias ($FS < 0.85$), apuntándose como causa principal el hecho de que esta situación se corresponde con un número de Neuber de 93, muy por encima del rango de validez de la TDC.
- El uso de L_{PM} proporciona resultados no conservadores en las predicciones de las probetas MT-O. De nuevo esto se justifica porque a estos defectos les corresponde un número de Neuber de 139.5 (para los agujeros circulares de radio 3 mm) y de 418.6 (para los de radio 9 mm), muy por encima del rango de validez de la TDC.
- La utilización de L_{PM} también proporciona resultados no conservadores en las probetas MT-U con radio de entalla mayor de 0.5 mm. Este radio se corresponde con un número de Neuber de 23.2, ligeramente por encima del límite establecido de 20. En otro tipo de geometrías con el mismo número de Neuber (ej. SENT-U y SENB-U con $\rho = 0.5$ mm), los resultados son muy ajustados ($FS \approx 1$). Esto indica que 20 es un número de referencia para definir el rango de validez de la TDC, en torno al cual la TDC (y al ir aumentándolo) puede comenzar a perder precisión, lo cual está de acuerdo con las observaciones del Capítulo 4 derivadas de los resultados experimentales obtenidos en probetas de fractura.
- Por su parte, L_{EI} proporciona resultados conservadores en la mayoría de las situaciones ($FS > 1$), estando, normalmente, el factor de seguridad entre 1.15 y 2.1
- Las predicciones con L_{EI} para las probetas con entallas MT-U son mucho más satisfactorias que las obtenidas con L_{PM} , debido a que el número de Neuber queda reducido significativamente: para el radio de entalla de 0.5 mm, el número de Neuber varía de 23.2 (con $L = 0.0215$) a 15.6 (con $L = 0.032$), dentro de los límites de validez de la TDC.
- L_{EI} sólo ha proporcionado resultados no satisfactorios en las probetas con entallas tipo MT-O. En estos casos, el número de Neuber es 93.7 (para defectos de radio 3 mm) y 281.2 (para defectos de radio 9 mm), todavía muy lejos del rango de validez de la TDC.

- Si bien L_{PM} proporciona un mayor número de resultados dentro del rango de validez establecido desde un punto de vista físico ($0.85 < FS < 1.15$), como consecuencia de ser el parámetro que responde a la física del problema, L_{EI} proporciona menor número de resultados inseguros ($FS < 0.85$), extendiendo el campo de validez de la TDC y demostrando su capacidad como parámetro de diseño.

Finalmente, tal y como se hizo en el Capítulo 5 se ha realizado un análisis FAD para comparar los resultados obtenidos al evaluar los defectos como si fuesen fisuras y al evaluarlos una vez aplicada la corrección por efecto entalla derivada de la TDC. De los resultados obtenidos al considerar el valor medio de K_{IC} se pueden obtener las siguientes conclusiones:

- Los puntos de evaluación de las probetas considerando los defectos como fisuras se encuentran, en todos los casos, alejados de la condición de rotura definida por la FAL, y además quedan situados por encima de la misma. Esto demuestra el conservadurismo de este tipo de análisis.
- Al aplicar la corrección por efecto entalla los puntos de evaluación quedan situados más próximos a la FAL, con predicciones más ajustadas en la mayoría de los casos a la verdadera capacidad resistente del material. Sólo en las probetas MT los resultados quedan del lado de la inseguridad, debido a que llevan asociado un número de Neuber elevado.
- Existen situaciones en las cuales la aplicación estricta de la TDC (en este caso, del PM) proporciona resultados inseguros ($FS < 1$) que, evaluados mediante FAD dan resultados del lado de la seguridad (punto de evaluación por encima de la FAL). Es el caso de muchas de las probetas con entallas en U y radios de entalla superiores a 0.5 mm. Además, resultados notablemente no conservadores mediante el uso del PM (con FS entre 0.32 y 0.55) pasan a quedar muy cerca de la FAL (con factores de seguridad entre 0.90 y 0.95). Por lo tanto el análisis de entallas mediante FAD (y TDC) es sensiblemente más conservador que el asociado a la aplicación estricta de la TDC, debido a dos factores fundamentales: el conservadurismo inherente de la metodología FAD y la inclusión en el análisis FAD del colapso plástico como mecanismo que contribuye a la rotura en probetas con cierto comportamiento no lineal.
- La evaluación mediante L_{EI} deja del lado de la seguridad la evaluación de probetas MT-U que mediante el uso de L_{PM} quedaban del lado de la inseguridad.

Una vez más, al igual que en el Capítulo 5, se repitió el análisis FAD pero esta vez con un valor de K_{IC} asociado al 95%. Este nuevo análisis también utiliza los dos valores de L propuestos. Y las reflexiones más destacables de este último análisis son las siguientes:

- En el caso de utilizar el valor de K_{IN} asociado al 95% confianza, los resultados obtenidos en ambos casos (L_{PM} y L_{EI}) son similares a los obtenidos mediante el uso del valor medio de K_{IC} , si bien en aquellos casos en los que el resultado era inseguro pero muy próximo a la FAL cuando se utiliza el valor medio, terminan quedando por encima de la FAL (o encima de la misma) al usar el valor de K_{IC} asociado al 95% de confianza. Es el caso, por ejemplo, de A41, A42, A49 y A50.
- El mayor conservadurismo del análisis FAD hace que la aplicación de la TDC a entallas pueda extenderse a valores del número de Neuber mayores que en el caso de la aplicación estricta del PM (tanto mediante L_{PM} como L_{EI}). Los resultados obtenidos en este Capítulo fijan el límite de utilización de la TDC junto con la metodología FAD en un valor del número de Neuber de 100, en total consonancia con los resultados derivados del análisis del Capítulo 5 realizado en probetas de fractura.

CAPÍTULO 7

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO.

7.1 CONCLUSIONES

Es bien sabido que la Mecánica de la Fractura tiene importantes limitaciones cuando se utiliza en el análisis a fractura de entallas, puesto que al basarse en el campo de tensiones existente en el fondo de una fisura, los resultados que se obtienen al aplicarla a entallas son muy conservadores. Por ello se hace necesario desarrollar y aplicar metodologías en el análisis a fractura de entallas que tengan en cuenta la propia naturaleza de las mismas y, de forma más específica, su correspondiente campo de tensiones. Con este propósito, en los años 50, surge la Teoría de Distancias Críticas (TDC), que ha tenido un notable desarrollo en los últimos años gracias a la utilización de los elementos finitos en la determinación de los estados tensionales en el fondo del defecto. Fruto de todo ello surge esta Tesis Doctoral, que trata de validar la TDC en dos materiales con comportamiento fundamentalmente frágil en presencia de fisuras: el PMMA y la aleación de aluminio Al7075-T651. Además de la validación se han planteado otras cuestiones de gran importancia, entre las que destacan:

- Definir criterios de validez en la calibración de la TDC, y de sus distintas metodologías (entre las que destacan al Método del Punto, el Método de la Línea y la Mecánica de la Fractura Finita).
- Definir rangos de validez de la propia TDC, analizando en qué situaciones cabe esperar que proporcione buenas predicciones de la capacidad resistente de componentes entallados (y en cuáles no).

- Analizar el efecto entalla en los micromecanismos de rotura, tratando de ahondar en la justificación física del mismo y de dar respuesta a fenómenos ampliamente observados experimentalmente, como por ejemplo la existencia de un radio crítico de entalla por debajo del cual el efecto entalla es despreciable, o del propio aumento de la capacidad resistente del material cuando aumenta el radio de entalla.
- Desarrollar metodologías de evaluación de la integridad estructural basadas en la TDC, definiendo igualmente sus rangos de validez. En esta Tesis se ha planteado una metodología propia para la evaluación de componentes entallados mediante el uso conjunto de la TDC y los Diagramas de Fallo (FAD).
- Aplicar y validar la TDC en el análisis a fractura de cualquier tipo de defecto, más allá de su aplicación en laboratorio a probetas de fractura fisuradas o con entallas en U. De esta manera quedaría demostrada su aplicabilidad en cualquier tipo de concentrador de tensiones que pueda encontrarse en un componente estructural.

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

7.1.1 Sobre la validación de la TDC

- 1) La aplicación de la TCD en el PMMA y en el Al7075-T651 ha sido validada, dado que ha proporcionado buenas predicciones del efecto entalla en relación con los resultados experimentales. Estas predicciones han resultado especialmente satisfactorias para el Método del Punto (PM) y el Método de la Línea (LM), si bien la Mecánica de la Fractura Finita (FFM) podría generar predicciones similares previa derivación de sus ecuaciones representativas para la geometría de las probetas utilizadas en este estudio. Esta cuestión es de gran importancia, ya que la FFM es la metodología de la TDC que proporciona una explicación física más satisfactoria del proceso de fractura. En las figuras de la 7.1 a la 7.3 vuelven a recogerse las predicciones y los resultados experimentales.

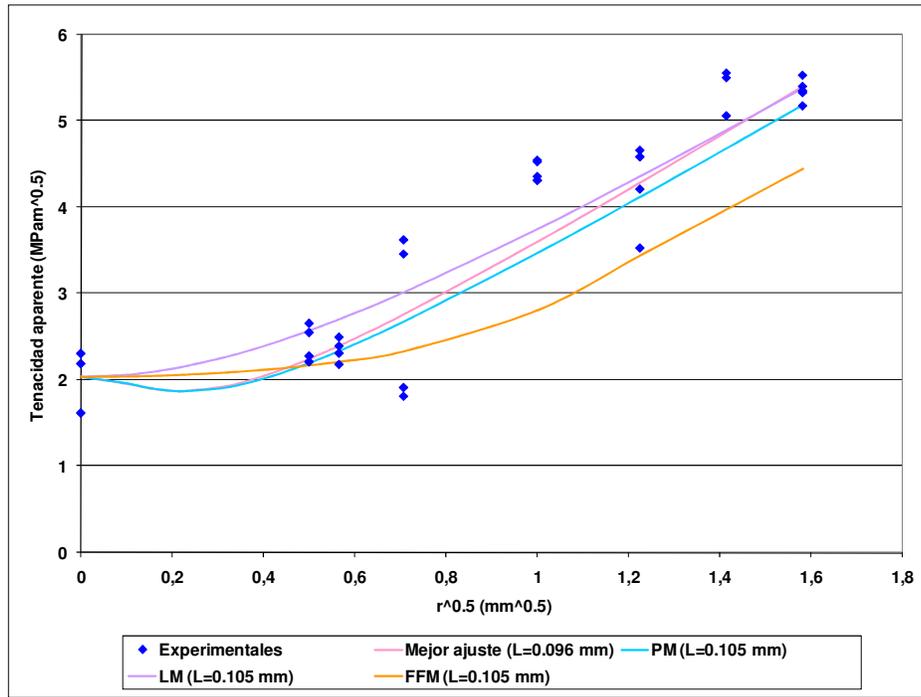


Figura 7.1. Predicciones y resultados experimentales para el PMMA.

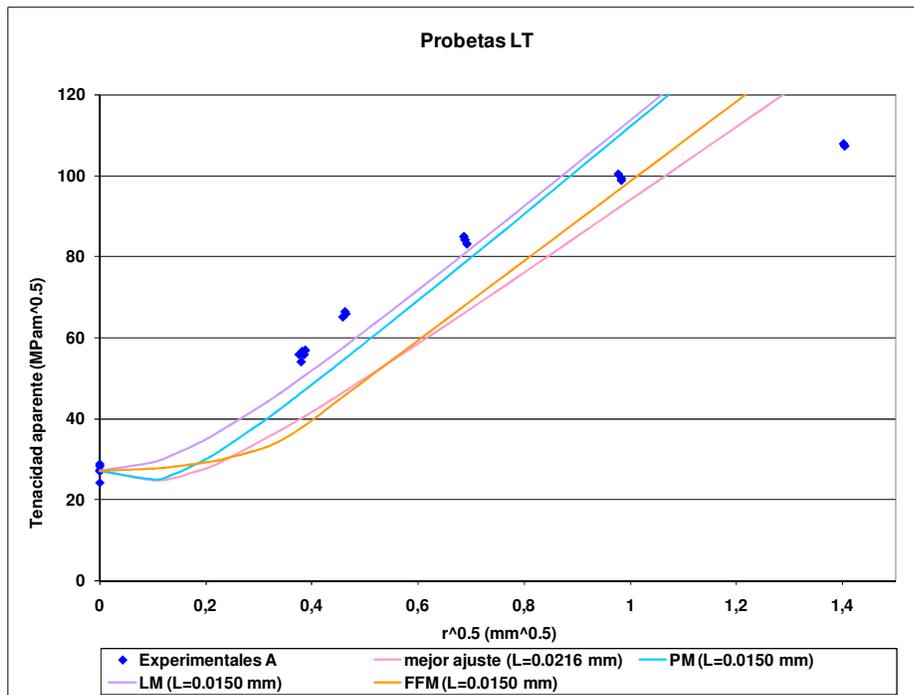


Figura 7.2. Predicciones y resultados experimentales para el Al7075-T651, orientación LT.

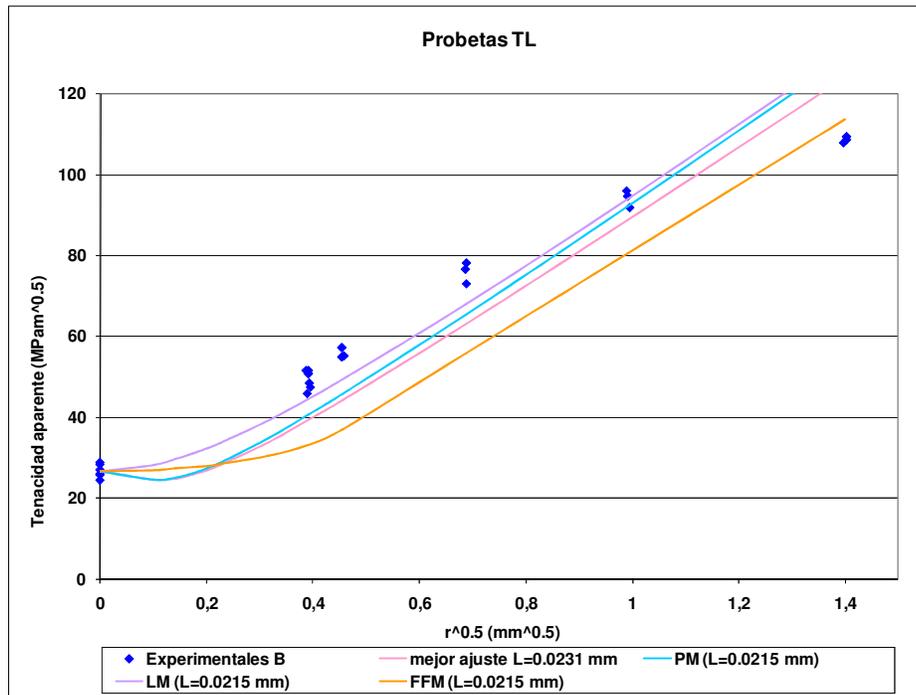


Figura 7.3. Predicciones y resultados experimentales para el Al7075-T651, orientación TL.

7.1.2 Sobre la calibración de los parámetros de la TDC

- 2) Es necesario tomar precauciones cuando se realizan las calibraciones de los parámetros de la TCD a través de ensayos de fractura y simulaciones por elementos finitos (EF). Por ejemplo, los resultados de las probetas con radios de entalla en los que empiezan a aparecer procesos no lineales (las cercanas al radio crítico) han presentado aquí grandes desviaciones de origen puramente estadístico, o los resultados que provienen de las probetas con radios de entalla que llevan a condiciones de tensión plana no deberían considerarse a la hora de representar las curvas tensión-distancia al frente del defecto. Es decir, para realizar la calibración hay que utilizar sólo las probetas con un número de Neuber (ρ/L) lo suficientemente bajo, que esta Tesis propone que sea inferior a 15. Se trata del primer criterio en este sentido presentado en el seno de la TDC.
- 3) La calibración de los parámetros de la TCD puede hacerse de dos maneras: combinando un programa experimental con la simulación por elementos finitos, o bien mediante un número suficientemente elevado de ensayos que comprendan diferentes radios de entalla. En los casos analizados los valores de L obtenidos en ambas metodologías no difieren significativamente y sus correspondientes diferencias en las predicciones de la

tenacidad aparente a fractura (K_{IN}) son aún menores, dado que dichas predicciones se derivan de expresiones que incluyen L dentro de una raíz cuadrada.

7.1.3 Sobre el rango de validez de la TDC

- 4) La importancia de una entalla en relación con el proceso de fractura no depende únicamente del propio radio de entalla. Por lo tanto, el criterio de validez ha de establecerse en relación tanto del radio de entalla como del propio material. Surge así el número de Neuber, definido como el cociente entre el radio de entalla (ρ) y la distancia crítica del material (L).
- 5) Según los resultados obtenidos en los dos materiales analizados se puede fijar el límite de aplicación de la TDC en $\rho/L = 20$. A partir de este valor los resultados obtenidos pueden y suelen quedar del lado de la inseguridad (las predicciones de resistencia a fractura son mayores que las reales). En este caso, de nuevo, se trata del primer criterio introducido en la TDC que define de forma específica su rango de validez.
- 6) La TDC se puede aplicar más allá del límite de validez anteriormente propuesto: cuando pretende utilizarse en componentes entallados con un número de Neuber mayor, es necesario introducir en el programa de calibración probetas entalladas con un número de Neuber de, al menos, el mismo valor que el de las entallas existentes en los componentes que se pretenden analizar, obteniéndose la distancia crítica como aquella para la cual la TDC (en sus diferentes versiones) proporciona la envolvente inferior de los datos experimentales (denominada aquí L_{EI}). Este valor no es, por lo tanto, el derivado de la aplicación estricta de la definición de la TDC, pero extiende el uso de la misma hasta valores del número de Neuber tan altos como sea necesario, si bien puede producir importantes pérdidas de precisión (del lado del conservadurismo) para valores bajos del número de Neuber.

7.1.4 Sobre la relación entre el efecto entalla y los micromecanismos de rotura.

- 7) Ha quedado demostrado que la evolución de la tenacidad aparente a fractura (y también la evolución de la carga de rotura) es causada por los diferentes mecanismos de fractura que aparecen en el material a medida que el radio de entalla cambia. Los defectos se comportan como fisuras mientras no se alcance el radio crítico, dado que los micromecanismos de fractura son básicamente frágiles. Cuando se alcanza dicho radio crítico comienzan a aparecer procesos de fractura no lineales, lo que lleva a cargas de rotura más elevadas (y mayor tenacidad aparente).

- 8) En el mismo sentido, el efecto entalla cambia los micromecanismos de fractura de lineales (frágiles) a no lineales, como se ha observado de forma detallada en las imágenes del microscopio SEM (se muestran ejemplos en las figuras 7.4 a 7.7).

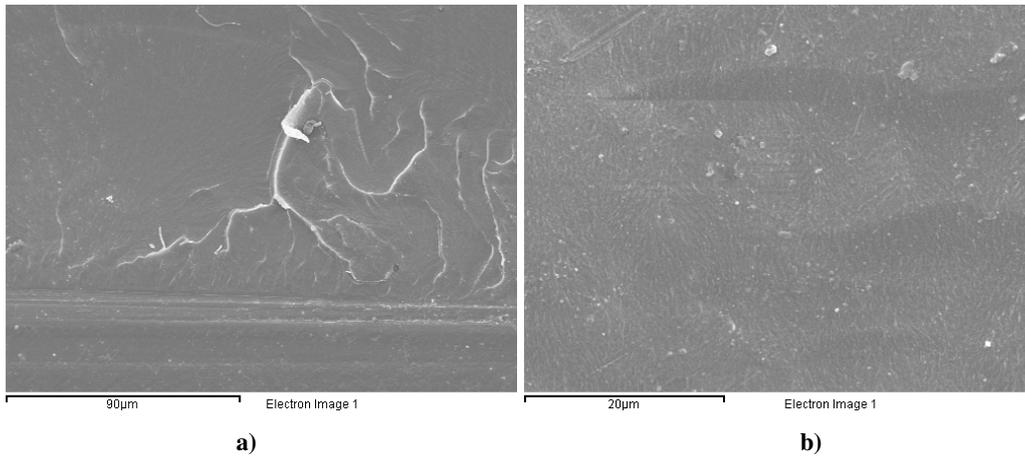


Figura 7.4. Evolución de la superficie de fractura en la probeta de PMMA 0-2. *a) Iniciación.*
b) Propagación.

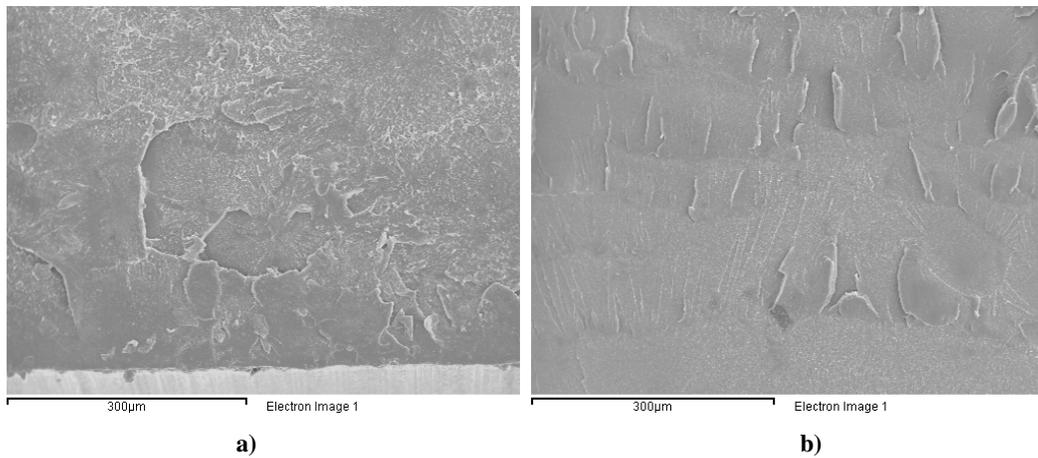


Figura 7.5. Evolución de la superficie de fractura en la probeta de PMMA 2.0-1. *a) Iniciación.*
b) Propagación.

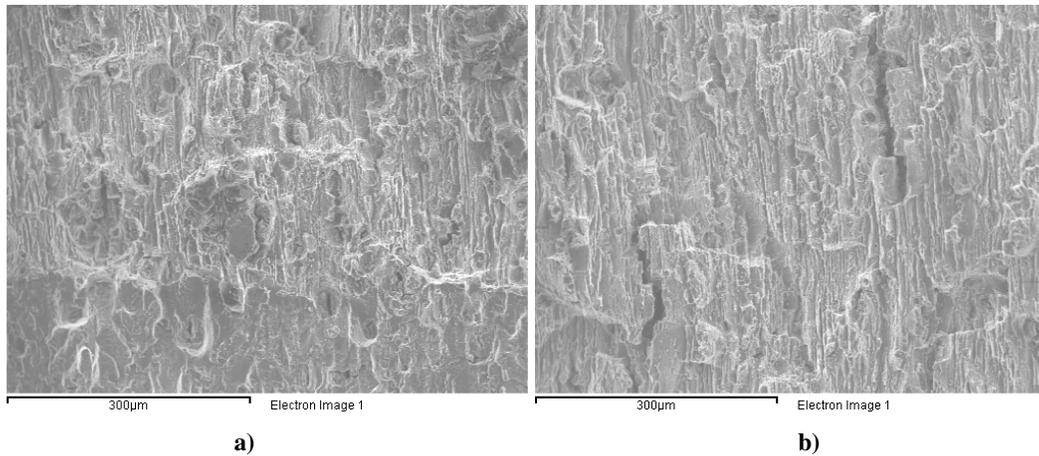


Figura 7.6. Evolución de la superficie de fractura en la probeta de Al7075-T651 LT0-2.

a) Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura. b) Propagación.

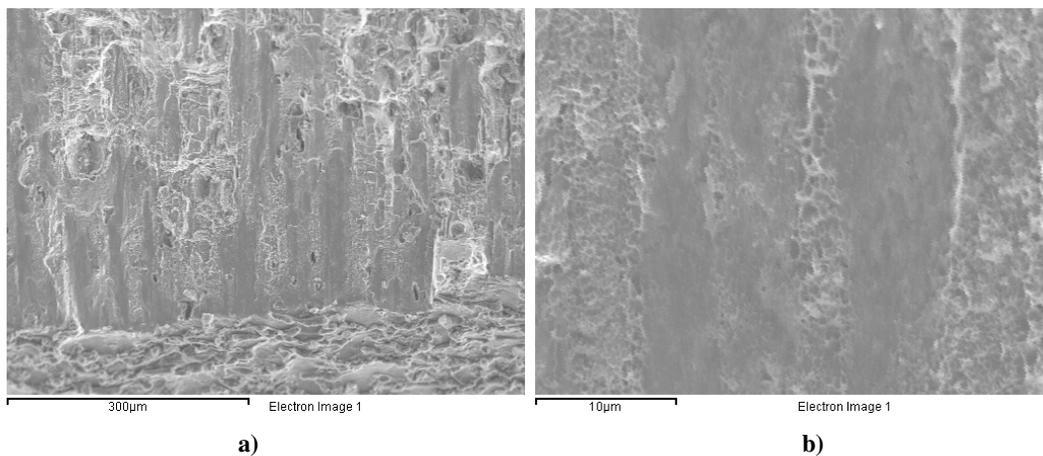


Figura 7.7. Evolución de la superficie de fractura en la probeta de Al7075-T651 LT2.0-1.

a) Zona de interfase entre el frente de entalla inicial y la superficie de fractura. b) Propagación.

7.1.5 Sobre la TDC y las evaluaciones de integridad estructural

- 9) Se ha planteado la necesidad de evaluar entallas según metodologías que tengan en cuenta el aumento de la capacidad resistente que llevan asociado si se comparan con el comportamiento de las fisuras, dado que en caso contrario pueden generarse análisis a fractura muy conservadores. Además, se han descrito los FAD como una herramienta fundamental para realizar evaluaciones a fractura-colapso plástico de todo tipo de materiales fisurados. Con todo ello, se ha planteado una metodología que permite usar los FAD en el análisis de entallas, para lo cual se utiliza la corrección de la tenacidad aparente fundamentada en la Teoría de las Distancias Críticas (en sus diferentes versiones: PM, LM, FFM) y se desprecia el efecto entalla en la carga de colapso

plástico. La metodología se ha aplicado al análisis en rotura de 32 probetas de PMMA con 8 radios de entalla diferentes y a 47 probetas de Al7075-T651 con 6 radios de entallas diferentes.

- 10) El conservadurismo inicial del análisis FAD ordinario, obtenido al no considerar el efecto entalla, se ve sensiblemente reducido al considerar la naturaleza propia de las entallas, dando resultados del lado de la seguridad en 30 de los 32 casos en el caso del PMMA y en 44 de los 47 en el Al7075-T651. Las figuras 7.8 y 7.9 muestran los resultados obtenidos en los dos materiales analizados.
- 11) Se ha demostrado que la combinación de TDC con FAD proporciona excelente resultados, y que aumenta el rango de validez de la TDC hasta un $\rho/L = 100$ (límite de validez propuesto en esta Tesis). Los resultados óptimos se han obtenido cuando se utiliza un valor de K_{IC} asociado al 95% de confianza, lo cual es coherente con la buena práctica ingenieril.

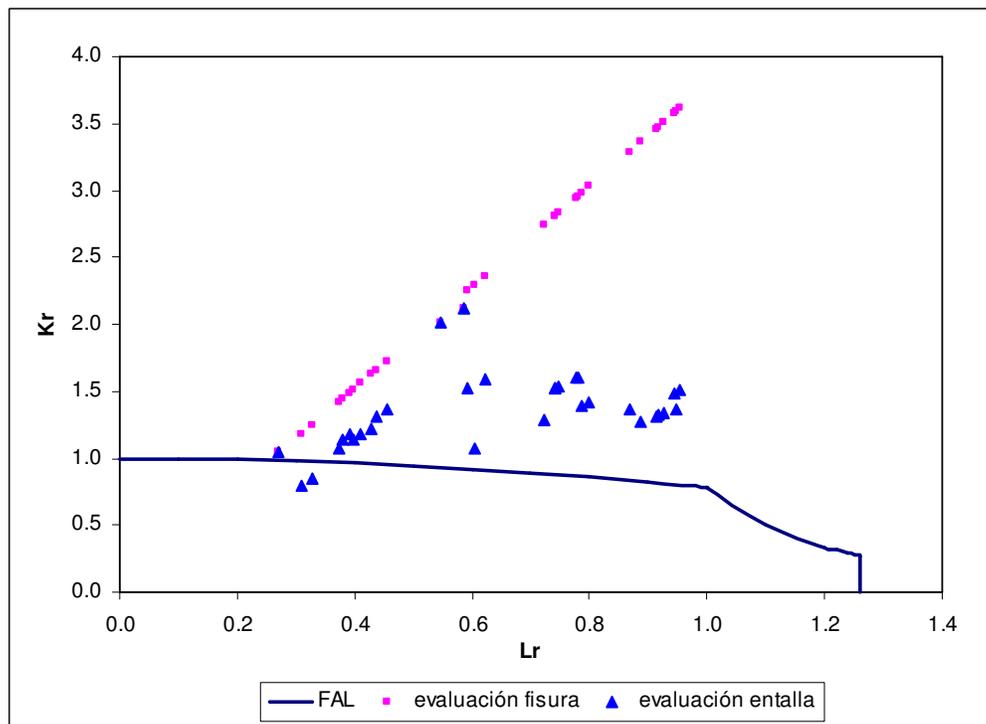


Figura 7.8. Evaluación FAD en rotura de probetas de PMMA, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza.

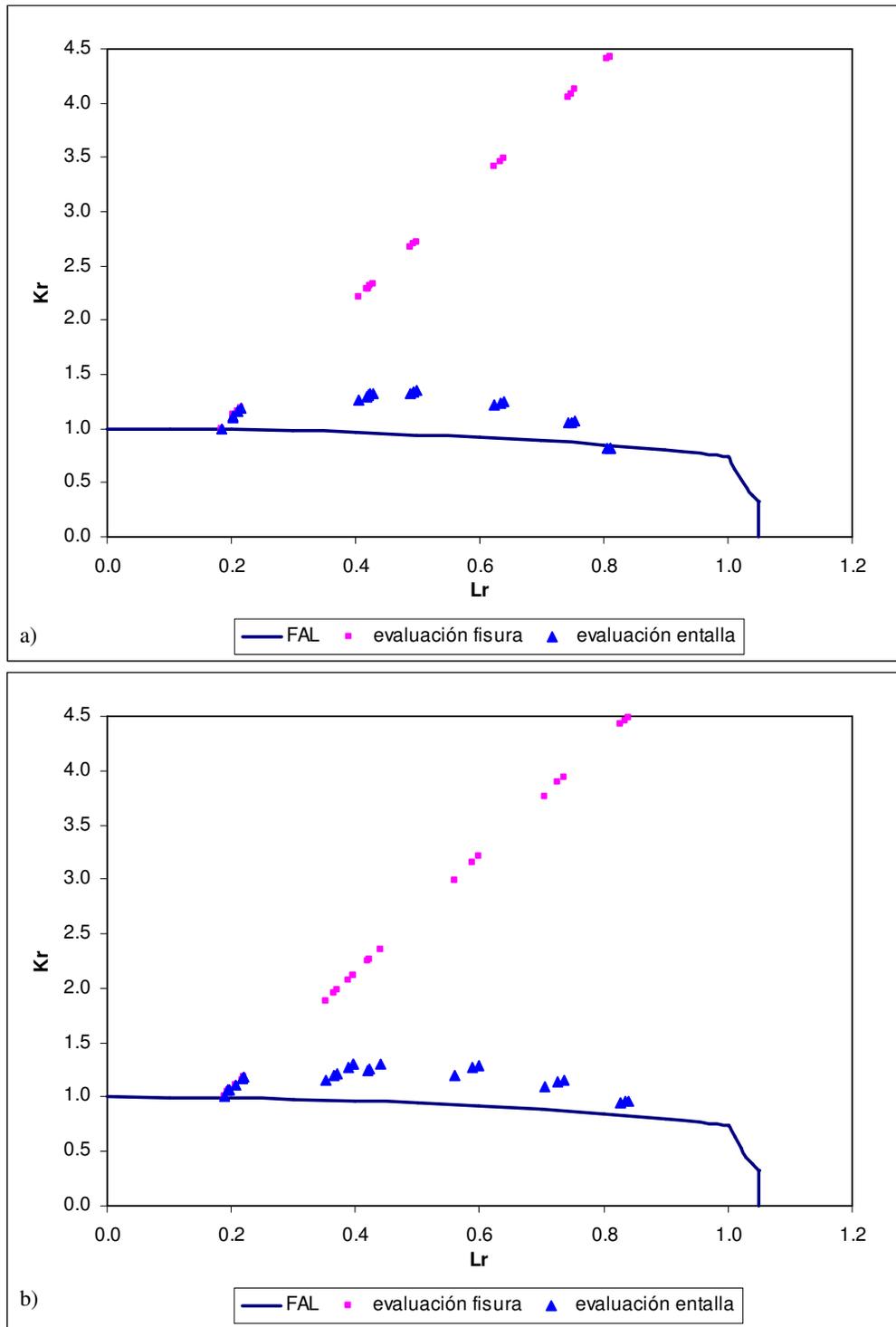


Figura 7.9. Evaluación FAD en rotura de probetas de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza: a) orientación LT; b) orientación TL.

7.1.6 Sobre la aplicación de la TDC en cualquier tipo de concentrador de tensiones

12) Se ha demostrado la capacidad predictiva de la TDC para cualquier tipo de concentrador de tensiones y componente estructural, más allá de probetas de fractura y entallas en U, con los mismos límites de validez que en este último caso: número de Neuber igual a 20 al aplicar la TDC en sentido estricto e igual a 100 al aplicar la TDC combinada con la metodología FAD. La demostración incluye componentes sometidos a tracción pura y a flexión pura, así como entallas en U, entallas en V y taladros circulares. La Figura 7.10 muestra como ejemplo los resultados obtenidos en probetas SENB-V y SENB-U.

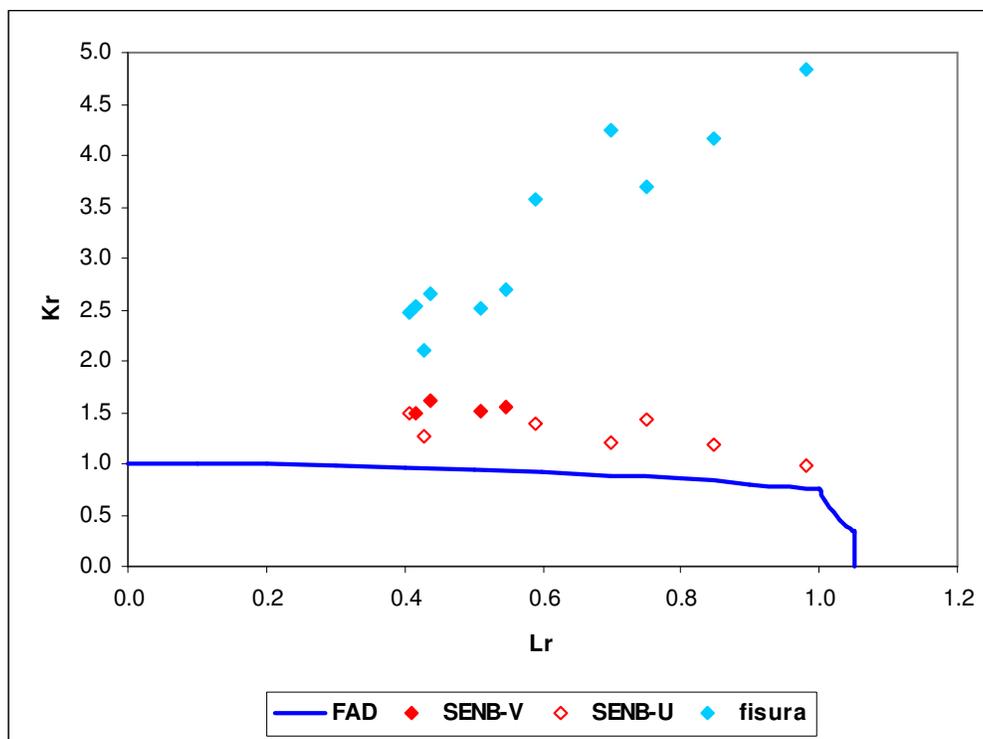


Figura 7.10. Evaluación FAD en rotura de probetas de SENB de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{PM} = 0.0215$ mm).

13) Los límites de validez en este caso pueden, de forma análoga a lo indicado para probetas de fractura CT y SENB, extenderse hasta valores del número de Neuber tan elevado como se desee, sin más que utilizar como distancia crítica el valor L_{EI} (derivado de la envolvente de resultados experimentales con número de Neuber lo suficientemente elevado). La Figura 7.11 muestra un ejemplo de los resultados obtenidos.

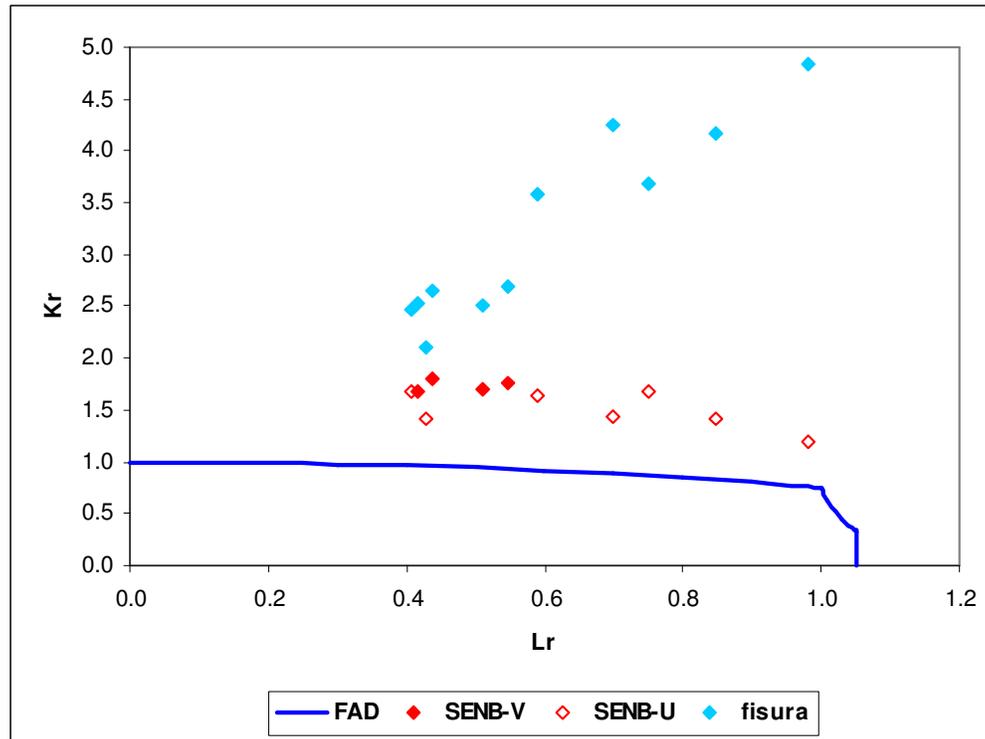


Figura 7.11. Evaluación FAD en rotura de probetas de SENB de Al7075-T651, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza ($L_{EI} = 0.032$ mm).

7.1.7 Consideración final

- 14) Esta Tesis Doctoral, por tanto, ahonda en la validación y la aplicabilidad de la TDC en el análisis en rotura de entallas y, por extensión, de cualquier concentrador de tensiones, aporta una explicación física del efecto entalla fundamentada en los cambios producidos por el mismo en los micromecanismos de rotura, y proporciona y valida un método de evaluación de entallas (o de cualquier otro concentrador de tensiones) que combina la TDC y los Diagramas de Fallo. Todo ello, circunscrito a materiales que en condición fisurada tienen un comportamiento fundamentalmente elástico-lineal.

7.2 TRABAJO FUTURO

La realización de esta Tesis Doctoral ha dado respuesta a importantes cuestiones teóricas y prácticas en relación con la TDC y con el uso de ésta en el análisis en rotura de componentes estructurales entallados. Sin embargo, y como es lógico en el marco de una teoría científico-técnica en desarrollo, quedan pendientes numerosas cuestiones que habrán de abordarse en un

futuro. Algunas de ellas surgen del propio alcance de esta Tesis, que se circunscribe al comportamiento predominantemente elástico-lineal del material en presencia de fisuras (quedando fuera del alcance el comportamiento elastoplástico) y al fenómeno de la fractura (no habiéndose considerado otros tipos de mecanismos que llevan a la rotura del material), en tanto que otros han ido revelándose durante el desarrollo del presente estudio.

A continuación se especifican las líneas de trabajo futuro que darán continuidad a esta Tesis Doctoral:

- 1) Desarrollo de metodologías de la TDC basadas en el comportamiento elastoplástico del material (cuando este se produce), frente a la naturaleza elástico-lineal de todas las metodologías de la TDC existentes actualmente. Para ello habrá de definirse el concepto de distancia crítica en dichas condiciones, que necesariamente ha de basarse en el campo de tensiones elastoplástico en el fondo del defecto y que, por lo tanto, para el caso de fisuras estará relacionado con la integral J.
- 2) Estudio de la aplicación de la TDC en aceros estructurales. Se trata de los materiales metálicos de mayor importancia en ingeniería civil y tienen generalmente un comportamiento elastoplástico. Las metodologías desarrolladas en el primer punto serán aplicadas a este tipo de materiales, y se estudiará la relación entre la distancia crítica y las variables microestructurales del material (ej., tamaño de grano, inclusiones, etc) al objeto de ahondar en la justificación física del concepto de distancia crítica.
- 3) Validación de la metodología de análisis de componentes entallados mediante FAD, planteada en este trabajo y validada, mediante su aplicación al PMMA y al Al7075-T651, a aceros estructurales cubriendo condiciones de rotura que van desde la fractura frágil hasta el colapso plástico. De esta manera, además de desarrollar esta importante aplicación en materiales de gran transcendencia ingenieril, quedaría cubierta la aplicación de la TDC bajo cualquier grado de plasticidad.
- 4) Determinación del efecto entalla en la Zona de Transición dúctil-frágil de aceros ferrítico-perlíticos o, más generalmente, aceros estructurales, y proponer una formulación de la Curva Maestra o Curva Patrón que considere el efecto entalla. El comportamiento en la Zona de Transición dúctil-frágil de aceros ferrítico-perlíticos es bien conocido, si bien no hay estudios sobre las consecuencias que tiene el efecto entalla en la misma. La aplicación de la TDC permitirá analizar esta cuestión.

- 5) Estudio y validación del uso de la TDC en otros materiales no incluidos en esta Tesis que, por su trascendencia en el futuro de la ingeniería, puedan dar lugar a grandes avances tanto de la propia TDC como en la integridad estructural de los componentes de los que forman parte. Especial atención merecen, en este sentido, los nanomateriales.
- 6) Estudio de la posibilidad de eliminar procesos de prefisuración tras el electroerosionado de probetas de caracterización a fractura, así como establecer criterios en este sentido basados en la TCD. Siempre que el radio de entalla quede por debajo del radio crítico del material el proceso de prefisuración podría, en base a la TDC, ser sustituido por el mecanizado (más rápido y económico). De demostrarse esta cuestión, supondría un gran avance en los procesos de caracterización a fractura.
- 7) Estudio de la aplicación de la TDC al análisis de la fatiga, de forma análoga a los trabajos realizados en esta Tesis en el caso de la fractura y partiendo del Estado del Arte existente al respecto.
- 8) Estudio de la aplicación de la TDC al análisis de la Corrosión Bajo Tensión (CBT), lo cual requiere la definición de la distancia crítica del material frente a este fenómeno de propagación subcrítica, ya que en este sentido no existe trabajo previo alguno. Es bien sabido que existe un umbral del factor intensidad de tensiones (K_{ISCC}) por debajo del cual una fisura no propaga en condiciones de CBT, lo cual sugiere que para que la fisura propague ha de cumplirse algún tipo de condición tensional en el fondo del defecto. Es, por lo tanto, un proceso que desde el punto de vista de la TDC guarda un claro paralelismo con la fractura de materiales (en la cual la propagación en este caso es, eso sí, crítica).
- 9) Estudio de la aplicación de la TDC al análisis de la corrosión-fatiga, lo cual requerirá un desarrollo previo y sólido de los puntos 6) y 7).

CAPÍTULO 8

BIBLIOGRAFÍA.

- [1] Cicero, S., “*Evaluación de la integridad estructural de componentes sometidos a condiciones de bajo confinamiento*”, Tesis Doctoral, Escuela Técnica Superior de Caminos, Canales y Puertos Universidad de Cantabria (2007).
- [2] Gutiérrez-Solana, F., González, J., Setién, J., Varona, J.M., “*Guía de Estudio de Ciencia de los Materiales (II): Comportamiento Mecánico de los Materiales*”, Servicio de Publicaciones de la ETS de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria (1995).
- [3] Williams, M.L., “*On the Stress Distribution at the Base of Stationary Crack*”, Journal of Applied Mechanics, 24, pp. 109-114 (1957).
- [4] Tada, H., Paris, P.C., Irwin, G.R., “*The Stress Analysis of Cracks Handbook*”, 2nd Edition, Paris Productions, Inc., St. Louis (1985).
- [5] Murakami, Y., “*Stress Intensity Factors Handbook*”, Pergamon Press, New York (1987).
- [6] Rooke, D.P., Cartwright, D.J., “*Compendium of Stress Intensity Factors*”, Her Majesty’s Stationary Office, London (1976).

-
- [7] ASTM E 399 - 09e2, “*Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (2009).
- [8] ASTM E 1820-09e1, “*Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (2009).
- [9] Brown, W.F. Jr., Srawley, J.E., “*Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*”, ASTM STP 410, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1966).
- [10] SINTAP, “*Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry*”, SINTAP BRITE-EURAM Project BRPR-CT95-0024 (1999).
- [11] Bilby, B.A., Cardew, G.E., Goldthorpe, M.R., Howard, I.C., “*A Finite Element Investigation of the Effects of Specimen Geometry on the Fields of Stress and Strain at the Tip of Stationary Cracks*”, Size Effects in Fracture, Institute of Mechanical Engineers, pp.37-46, London (1986).
- [12] VOCALIST, “*Validation of Constraint Based Assessment Methodology in Structural Integrity*”, FIKS CT-2000-00090, Fifth Framework of the European Atomic Energy Community (EURATOM).
- [13] Griffith, A.A., “*The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*”, Philosophical Transactions of the Royal Society, London, A 221, pp. 163-198 (1920).
- [14] Irwin, G.R., “*Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate*”, Journal of Applied Mechanics, 24, pp. 361-364 (1958).
- [15] Anderson T. L., “*Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*”, 2nd edition, CRC Press, Boca Raton (1995).
- [16] Broek, D., “*Elementary Engineering Fracture Mechanics*”, 3rd Edition, Martinus Nijhoff, The Hague (1982).
- [17] Rice, J.R., “*A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks*”, Journal of Applied Mechanics, 35, pp. 379-386 (1968).
-

-
- [18] Elsheby, J.D., *Solid State Physics*, 3, pp.79-144 (1956).
- [19] Paris, P.C., Gomez, R.E., Anderson, W.E., “*A Rational Analytic Theory of Fatigue*”, *The Trend in Engineering*, 13, n°1 (1961).
- [20] ASTM E 1737-96, “*Test Method for J Integral Characterization of Fracture Toughness Measurement of Fracture Toughness*”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1998).
- [21] ASTM E 1290-08e1, “*Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (2008).
- [22] ESIS-PI-92, “*Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials*”, EGF (1992).
- [23] Ewalds, H.L., Wanhill, R.J.H., “*Fracture Mechanics*”, Edward Arnold Publications, London (1985).
- [24] Dugdale, D.S., “*Yielding in Steel Sheets Containing Slits*”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8, pp.100-104.
- [25] Barenblatt, G.I., “*The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture*”, *Advances in Applied Mechanics*, Vol. III, Academic Press, pp. 55-129 (1962).
- [26] Burdekin F.M. Stone D.E.W., “*The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials*”, *Journal of Strain Analysis*, 1, pp.144-153 (1966)
- [27] Paris, P.C. Johnson, R.E., “*A Method of Applications of Elastic-Plastic Fracture Mechanics to Nuclear Vessel Analysis*”, *Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium*, Vol. II- Fracture Resistance Curves and Engineering Applications, ASTM STP 803, C.F. Shih y J.P. Gudas, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. II-5-II-40 (1983).
- [28] Golembiewski, H.J. Vasoukis, G., “*Influence of Material Properties and Geometry on the Limit Load Behaviour of Flawed Structures*”, *International Journal Pressure Vessel and Piping*, 31, pp. 131-140 (1988).
-

-
- [29] Hill, R., *“The Mathematical Theory of Plasticity”*, Oxford University Press, USA (1998)
- [30] Kachanov, L. M., *“Plasticity Theory”*, Dover Publications (2004).
- [31] Smith, E., *“A Comparison of Mode I and Mode III Results for the Elastic Stress Distribution in the Immediate Vicinity of a Blunt Notch”*, International Journal of Engineering Science, 42, pp. 473-481, (2004)
- [32] Pluvinage, G., *“Fatigue and Fracture Emanating from Notch; the Use of the Notch Stress Intensity Factor”*, Nuclear Engineering and Design, 185, pp.173-184 (1998)
- [33] Timoshenko, S., Goodier, J.N., *“Theory of Elasticity”*, McGraw-Hill, New York (1951).
- [34] Neuber, N., Weiss, V., ASME paper, 62-WA-270 (1962).
- [35] Chen, C.C., Pan, H.I., *“Collection of Papers on Fracture of Metals”*, Metallurgy Industry Press, Beijing, pp. 197-219 (1978).
- [36] Usami, S.I., Tanaka, Jono, M., Komai, k., *“Current Research on Fatigue Cracks”*, The Society of Materials Science, Kyoto, Japan, 119 (1985).
- [37] Glinka, G., Newport, A., International Journal of Fatigue, 9, pp. 143-150 (1987).
- [38] Kujawski, D., *“Estimation of Stress Intensity Factors for Small Cracks at Notches”*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 14, pp. 953-965 (1991).
- [39] Bhattacharya, S., Kumar, A.N., *“Rotational Factor Using Bending Moment Approach Under Elasto-plastic Situation in 3PB Notch Geometry”*, Engineering Fracture Mechanics, 50, pp. 495-505 (1995).
- [40] Niu, L.S., Chehimi, C., Pluvinage, G., *“Stress Field Near a Large Blunted V Notch and Application of the Concept of Critical Notch Stress Intensity Factor to the Fracture of Very Brittle Materials”*, Engineering Fracture Mechanics, 49 (3), pp. 325-335 (1994).

-
- [41] Pluinage, G., Azari, Z., Kadi, N., Dlouhy, I., Kozak, V., “*Effect of Ferritic Microstructure on Local Damage Zone Distance Associated with Fracture Near Notch*”, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 31, pp. 149-156 (1999).
- [42] Kim, J.H., Kim, D.H., Moon, S.I., “*Evaluation of Static and Dynamic Fracture Toughness Using Apparent Fracture Toughness of Notched Specimens*”, Materials Science and Engineering A, 387-389, pp.381-384 (2004).
- [43] Bao, Y., Jin, Z., “*Size effects and mean strength criterion for ceramics*”, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 16, pp. 829–35 (1993).
- [44] Fenghui, W., “*Prediction of intrinsic fracture toughness for brittle materials from the apparent toughness of notched-crack specimen*”, Journal of Material Science, 35, pp. 2543-2546 (2000).
- [45] Elayachi, I., Pluinage, G., Bensalah, M.O., Lebienvu, M., Dlouhy, I., “*To Joint Effect of Temperature and Notch Root Radius on Fracture Toughness*”, Engineering Mechanics, 12 (1), pp. 11-22 (2005).
- [46] Taylor, D., “*The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*”, Oxford, UK, Elsevier (2007).
- [47] El Haddad, MH; Smith, KN; Topper, TH., “*Fatigue crack propagation of shorts cracks*”, Journal of Engineering Materials and Technology (Trans ASME), 101, pp. 42-46 (1979).
- [48] Cicero, S., Gutiérrez-Solana, F., Álvarez, J.A., “*Structural integrity assessment of components subjected to low constraint conditions*”, Engineering Fracture Mechanics, 75 (10), pp. 3038-3059 (2008)
- [49] FITNET, “*European Fitness-for-Service Network*”, EU’s Framework 5, Proposal No. GTC1-2001-43049, Contract No. G1RT-CT-2001-05071.
- [50] Akourri, O., Louah, M., Kifani, A., Gilgert, G., Pluinage, G., “*The Effect of Notch Radius on Fracture Toughness J_{Ic}* ”, Engineering Fracture Mechanics, 65, pp. 491-505, (2000).
-

-
- [51] Yoda, M., “*The Effect of the Notch Root Radius on the J-Integral Fracture Toughness Under Modes I, II and III Loadings*”, Engineering Fracture Mechanics, 26 (3), pp. 425-431 (1987).
- [52] Veidt, M., Schindler, H.J., “*On the Effect of Notch Radius and Local Friction on the Mode I and Mode II Fracture Toughness of a High-strength Steel*”, Engineering Fracture Mechanics, 58 (3), pp. 223-231 (1997).
- [53] Yokobori, T., Konosu, S., “*Effects of Ferrite Grain Size, Notch Acuity and Notch Length on Brittle Fracture Stress of Notched Specimens of Low Carbon Steel*”, Engineering Fracture Mechanics, 9, pp. 839-847 (1977).
- [54] Spink, G.M., Worthington, P.J., Heald, P.T., “*The Effect of Notch Acuity on Fracture Toughness Testing*”, Materials Science and Engineering, 11, pp. 113-117 (1973).
- [55] Zhang, J.P., Venugopalan, D., “*Effects of Notch Radius and Anisotropy on the Crack Tip Plastic Zone*”, Engineering Fracture Mechanics, 26 (6), pp. 913-925 (1987).
- [56] Neuber, H. *Forsch. Ing. – Wes.* 7, 271-281 (1936)
- [57] Peterson, R.E., “*Methods of correlating data from fatigue test of stress concentration specimens*”, Stephen Timoshenko Anniversary Volume, pp. 179, Macmillan, New York (1938)
- [58] Neuber, H., “*Theory of notch stresses: Principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*”, Springer Verlag, Berlin (1958).
- [59] Peterson, R.E., “*Notch-sensitivity*”, Metal Fatigue, pp. 293–306. McGraw Hill, New York (1959)
- [60] McClintock, F.A. Irwin, G.R., “*Plasticity aspects of fracture mechanics*”, ASTM STP 381 Fracture Toughness Testing and its Applications, pp. 84–113. ASTM, Philadelphia, USA (1965)
- [61] Novozhilov, V.V., “*On a necessary and sufficient criterion for brittle strength*”, Applied Mathematics and Mechanics, 33 (2), pp. 201–210 (1969)
-

-
- [62] McClintock, F.A., “*Ductile fracture instability in shear*”, Journal of Applied Mechanics, 25, pp. 582–588 (1958)
- [63] Whitney, J.M. Nuismer, R.J., “*Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations*”, Journal of Composite Materials, 8, pp. 253–265 (1974)
- [64] Tanaka, K., “*Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches*”, International Journal of Fracture, 22, R39–R45 (1983)
- [65] Lazzarin, P., Tovo, R., Meneghetti, G., “*Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity*”, International Journal of Fatigue, 19, pp. 647–657 (1997)
- [66] Taylor, D., “*Geometrical effects in fatigue: A unifying theoretical model*”, International Journal of Fatigue, 21, pp. 413–420 (1999)
- [67] Taylor, D., Wang, G., “*The validation of some methods of notch fatigue analysis*”, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 23, pp. 387–394 (2000).
- [68] Kinloch, A.J., Williams, J.G., “*Crack blunting mechanisms in polymers*”, Journal of Materials Science, 15, pp. 987–996 (1980)
- [69] Kinloch, A.J., Shaw, S.J., Hunston, D.L., “*Crack propagation in rubber-toughened epoxy*”, International Conference on Yield, Deformation and Fracture, Cambridge, pp. 29.1–29.6, Plastics and Rubber Institute, London (1982)
- [70] Taylor, D., “*Applications of the theory of critical distances in failure analysis*”, Engineering Failure Analysis, 18 (2), pp. 543–549 (2011)
- [71] Lukas, P; Kunz, L., “*Effect of mean stress on short crack threshold*”, Miller KJ, de los Ríos ER, editors Short cracks: ESIS 13, London, pp.265-75 (1992)
- [72] Taylor, D., “*Predicting the fracture strength of ceramic materials using the theory of critical distances*”, Engineering Fracture Mechanics, 71, pp. 2407-16 (2004)
-

-
- [73] Hedner, G., “*Brittle fracture initiation from a blunting crack*”, Engineering Fracture Mechanics, 28, pp. 115-25 (1987)
- [74] Carpinteri, A., “*Notch sensitivity in fracture testing of aggregative materials*”, Engineering Fracture Mechanics, 16, pp. 467-81 (1982)
- [75] Waddoups, M.E., Eisenmann, J.R., Kaminski, B.E., “*Macroscopic fracture mechanics of advanced composite materials*”, Journal of Composite Materials, 5, pp. 446–454 (1971)
- [76] Klesnil, M., Lukas, P., “*Fatigue of metallic materials*”, Elsevier, Amsterdam (1980)
- [77] Usami, S., Kimoto, H., Takahashi, I., Shida, S., “*Strength of ceramic materials containing small flaws*”, Engineering Fracture Mechanics, 23, pp. 745–761 (1986)
- [78] Ostash, O.P., Panasyuk, V.V., “*Fatigue process zone at notches*”, International Journal of Fatigue, 23, pp. 627–636 (2001)
- [79] Murakami, Y., “*Stress intensity factors handbook*”, Pergamon Press, Oxford, UK (1987)
- [80] Taylor, D., Cornetti, P., Pugno, N., “*The Fracture Mechanics of Finite Crack Extension*”, Engineering Fracture Mechanics, 72 (7), pp. 1021-1038 (2005).
- [81] Taylor, D., “*The theory of critical distances*”, Engineering Fracture Mechanics, 75, pp. 1696-1705 (2008)
- [82] Westergaard, H.M., “*Bearing pressures and cracks*”, Journal of Applied Mechanics, A, pp. 49–53 (1939)
- [83] Creager, M, Paris, P.C., “*Elastic field equations for Blunt cracks with reference to stress corrosion cracking*”, International Journal of Fracture Mechanics, 3, pp. 247-252 (1967).
- [84] Wilshaw, T.R., Rau, C.A.; Tetelman, A.S., “*A general model to predict the elastic-plastic stress distribution and fracture strength of notched bars in plane strain bending*”, Engineering Fracture Mechanics, 1, pp. 191-211 (1968).
-

-
- [85] Srinivas, M, Kamat, S.V., “*Influence of temperature and notch root radius on the fracture toughness of a dispersion-strengthened aluminum alloy*”, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 23, pp. 181-183 (2000)
- [86] Yates, J.R., Brown, M.W., “*Prediction of the Length of non Propagating Fatigue Cracks*”, *Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures*, 10, pp. 187-201 (1987).
- [87] Tsuji, K; Iwase, K; Ando, K., “*An investigation into the location of crack initiation sites in alumina, polycarbonate and mild steel*”, *Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures*, 22, pp. 509-517 (1999).
- [88] Wang, F; Zheng, X.L.; Lu, M.X., “*Notch strength of ceramics and statistical analysis*”, *Engineering Fracture Mechanics*, 52, pp. 917-921 (1995).
- [89] Taylor, D; Merlo, M; Pegley, R; Cavatorta, M.P., “*The effect of stress concentrations on the fracture strength polymethylmethacrylate*”, *Materials Science and Engineering, A* 328, pp. 288-294 (2004)
- [90] Knott, J.F., “*Fundamentals of fracture mechanics*”, Butterworths, London (1973).
- [91] Cicero, S.; Gutiérrez-Solana, F.; Horn, A.J., “*Experimental analysis of differences in mechanical behaviour of cracked and notched specimens in a ferritic-pearlitic steel: Considerations about the notch effect on structural integrity*”, *Engineering Failure Analysis*, 16 (7), pp 2450-2466 (2009)
- [92] Irwin, G.R., “*Structural aspects of brittle fracture*”, *Applied Materials Research*, 3, pp. 65-81 (1964).
- [93] Zheng, X.L., “*On an unified model for predicting notch strength and fracture toughness of metals*”, *Engineering Fracture Mechanics*, 33, pp. 685-695 (1989).
- [94] Doglione, R., Firrao, D., “*Inclusions effect on the notch behaviour of a low-alloy tempered steel*”, *Notch Effects in Fatigue and Fracture*, pp. 39–50. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht (2000)
-

-
- [95] Roberti, R., Silva, G., Firrao, D., DeBenedetti, B., “*Influence of notch root radius on ductile rupture fracture toughness evaluation with Charpy-V type specimens*”, *International Journal of Fatigue*, 3, pp. 133–141 (1981)
- [96] Awerbuch, J., Madhukar, M.S., “*Notched strength of composite laminates: Predictions and experiments – A review*”, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 4, pp. 3–159 (1985)
- [97] Pipes, R.B., Wetherhold, R.C., Gillespie, J.W., “*Notched strength of composite materials*”, *Journal of Composite Materials*, 12, pp. 148–160 (1979)
- [98] Lindhagen, J.E., Berglund, L.A., “*Application of bridging-law concepts to short-fibre composites Part 2: Notch sensitivity*”, *Composites Science and Technology*, 60, pp. 885–893 (2000)
- [99] Cornetti, P., Pugno, N., Carpinteri, A., Taylor, D., “*A coupled stress and energy failure criterion*”, *Engineering Fracture Mechanics*, 73, pp. 2021–2033 (2006).
- [100] Taylor, D., Cornetti, P., “*Finite fracture mechanics and the theory of critical distances*”, *Advances in Fracture and Damage Mechanics IV*, pp. 565–570. EC, Eastleigh UK (2005)
- [101] Zou, Z., Fok, S.L., Oyadiji, S.O., Marsden, B.J., “*Failure predictions for nuclear graphite using a continuum damage mechanics model*”, *Journal of Nuclear Materials*, 324, pp. 116–124 (2004)
- [102] ASTM D638-10, “*Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics*”, American Society of Testing and Materials, Philadelphia (2010).
- [103] ASTM D5045-99, “*Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials*”, American Society of Testing and Materials, Philadelphia (1999).
- [104] ASTM E8/E8M-09, “*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*”, American Society of Testing and Materials, Philadelphia (2009).

- [105] ASM International, “*Metals handbook*”, Vol. 2, The Materials Information Society (1990).
- [106] Miller, A. G., “*Review of limit loads of structures containing defects*”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 32, pp. 197–327 (1988).
- [107] BS 7910: 2005, “*Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*”, British Standards Institution, London (2005).