

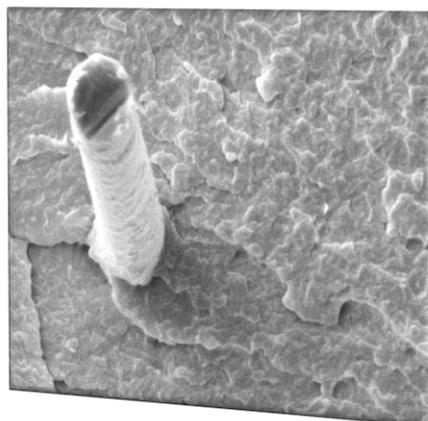
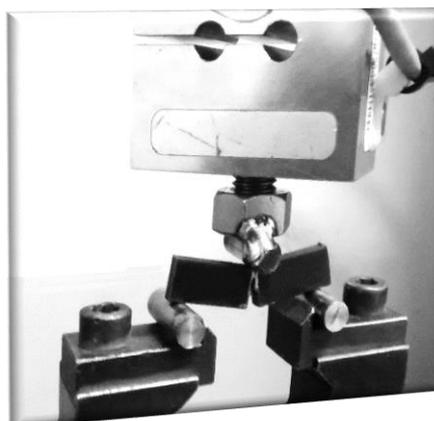
UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA DEL TERRENO Y DE LOS MATERIALES



TESIS DOCTORAL

**ANÁLISIS DEL PROCESO DE FRACTURA EN POLIAMIDA 6
REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO CORTA EN CONDICIONES
ENTALLADAS: ASPECTOS MICROESTRUCTURALES Y
DETERMINACIÓN DE CARGAS DE ROTURA MEDIANTE
MÉTODOS TENSIONALES Y ENERGÉTICOS**



AUTOR:

FRANCISCO TOMÁS IBÁÑEZ GUTIÉRREZ

DIRECTOR:

SERGIO CICERO GONZÁLEZ

Santander, Diciembre de 2017



UNIVERSIDAD DE CANTABRIA
DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA
DEL TERRENO Y DE LOS MATERIALES

TESIS DOCTORAL

**ANÁLISIS DEL PROCESO DE FRACTURA EN POLIAMIDA 6
REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO CORTA EN CONDICIONES
ENTALLADAS: ASPECTOS MICROESTRUCTURALES Y
DETERMINACIÓN DE CARGAS DE ROTURA MEDIANTE
MÉTODOS TENSIONALES Y ENERGÉTICOS**

FRANCISCO TOMÁS IBÁÑEZ GUTIÉRREZ

Santander, Diciembre de 2017

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA DEL TERRENO Y DE LOS MATERIALES



TESIS DOCTORAL

**ANÁLISIS DEL PROCESO DE FRACTURA EN POLIAMIDA 6
REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO CORTA EN CONDICIONES
ENTALLADAS: ASPECTOS MICROESTRUCTURALES Y
DETERMINACIÓN DE CARGAS DE ROTURA MEDIANTE
MÉTODOS TENSIONALES Y ENERGÉTICOS**

AUTOR:

D. FRANCISCO TOMÁS IBÁÑEZ GUTIÉRREZ

Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

DIRECTOR:

PROF. DR. SERGIO CICERO GONZÁLEZ

Tesis Doctoral presentada para la obtención del
Título de Doctor por la Universidad de Cantabria

Programa de Doctorado en Ingeniería Civil

Santander, Diciembre de 2017

- ¿Podría decirme qué camino debo tomar?
- Eso depende en gran medida de adónde quieras llegar.

Lewis Carroll (Alicia en el País de las Maravillas)

A mis padres y a mis hermanos

A Marina

AGRADECIMIENTOS

Estas líneas expresan mi más sincera gratitud a todas las personas que con su soporte científico y humano me han permitido la realización de la presente Tesis Doctoral.

A mi tutor y director de Tesis, el Profesor Sergio Cicero González, cuyo trabajo, conocimientos, interés y ayuda son pilar fundamental de esta investigación. Me gustaría agradecerle la oportunidad profesional brindada, su orientación y rigurosidad en el trabajo realizado así como mi formación como investigador. Muchas gracias Sergio.

A mis compañeros y personal del Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales de la Universidad de Cantabria, quienes siempre han tenido a bien mis interrupciones y dado respuesta a mis $n + 1$ dudas. En especial, al Profesor Isidro Carrascal, por su colaboración en la parte experimental; y también, a los doctorandos (algunos ya jóvenes doctores), por lo que hay más allá de la investigación.

Al Profesor Filippo Berto, de la NTNU, por su aportación a esta investigación.

A las instituciones públicas, Gobierno de España y Comisión Europea, y al contribuyente que las sustenta, por financiar el avance del conocimiento y su aplicación.

A todos los que celebran mis logros y se preocupan de mis quehaceres.

A la suerte de mi vida, mi familia. A mis padres, Ana María y Evaristo, quienes con tan poco nos han dado tanto. Lo suyo sí que ha sido esfuerzo, sacrificio y dedicación. A mis hermanos, María Dolores, Ana Isabel, Germán y Evaristo, por su ejemplo, consejo y ayuda. A mi sobrino Pablo, la saga continúa.

A Marina, por su entrega (y paciencia) en todas mis batallas.

De corazón, mi más profundo agradecimiento.

Este trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Economía y Competitividad del Gobierno de España a través del Programa Estatal de Fomento de la Investigación Científica y Técnica de Excelencia, proyecto MAT2014-58443-P:

“Análisis del comportamiento en fractura de componentes estructurales con defectos en condiciones de bajo confinamiento tensional”.

ÍNDICE

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 2. ESTADO DEL ARTE	5
2.1 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICA-LINEAL	6
2.1.1 Introducción: Comportamiento en rotura de los materiales	6
2.1.2 Estado tensional en el frente de un defecto	7
2.1.3 Factor de intensidad de tensiones	9
2.1.4 Condiciones críticas de rotura	11
2.1.4.1 Micromecanismos	11
2.1.4.2 Primer criterio de rotura: La tenacidad a fractura de un material	11
2.1.4.3 Segundo criterio de rotura: La tasa de liberación de energía	12
2.2 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTOPLÁSTICA	13
2.2.1 Introducción	13
2.2.2 Plasticidad en el frente de fisuras	14
2.3 ANÁLISIS DE DEFECTOS TIPO ENTALLA	18
2.3.1 Introducción	18

2.3.2	Conceptos teóricos	20
2.3.2.1	Distribución de tensiones en el fondo de entalla	20
2.3.2.2	Factor de intensidad de tensiones de entalla	22
2.3.3	Criterios de fractura frágil en componentes entallados	23
2.3.3.1	Criterio de fractura global	23
2.3.3.2	Criterios de fractura locales	23
2.4	LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS	27
2.4.1	Introducción	27
2.4.2	Historia	28
2.4.3	Metodología de análisis y parámetros característicos del material según la TDC	31
2.4.3.1	Consideraciones generales	31
2.4.3.2	Relación entre los parámetros de la TDC y otras variables de interés	34
2.4.3.2.1	Relación entre L y el tamaño del defecto	34
2.4.3.2.2	Relación entre L y el radio de entalla	36
2.4.3.2.3	Relación entre L y el tamaño del componente	38
2.4.3.2.4	Relación entre σ_0 y la resistencia del material	38
2.4.3.2.5	Algunos números adimensionales	39
2.4.4	Métodos de la Teoría de las Distancias Críticas	40
2.4.4.1	El Método del Punto	41
2.4.4.2	El Método de la línea	43
2.4.4.3	El Método de la Fisura Imaginaria	44
2.4.4.4	La Mécanica de la Fractura Finita	44
2.4.5	Predicciones de la tenacidad aparente según la TDC	45
2.4.5.1	Predicciones utilizando el PM	45
2.4.5.2	Predicciones utilizando el LM	47
2.4.6	Aplicación de la TDC en distintas familias de materiales	48

2.4.6.1	Materiales poliméricos	48
2.4.6.2	Materiales compuestos	51
2.4.6.3	Análisis homogéneo en distintas familias de materiales	54
2.5	EL CRITERIO DE LA DENSIDAD DE ENERGÍA DE DEFORMACIÓN	55
2.5.1	Introducción	55
2.5.2	El criterio local de la densidad de energía de deformación	58
2.5.2.1	Distribución de tensiones en entallas en U y V	59
2.5.2.2	SED local en entallas afiladas en V solicitadas en Modo I	61
2.5.2.3	SED local en entallas romas en V solicitadas en Modo I	63
2.5.2.4	Validación numérica y experimental del SED	68
2.6	LOS DIAGRAMAS DE FALLO	70
2.6.1	Introducción	70
2.6.2	Obtención del diagrama de fallo	73
2.6.3	Análisis de entallas combinando la TDC y los FAD	78
CAPÍTULO 3. MATERIALES Y MÉTODOS		83
3.1	INTRODUCCIÓN	83
3.2	MATERIALES COMPUESTOS REFORZADOS CON FIBRAS	83
3.2.1	Fibra de vidrio	85
3.2.2	Poliamidas	86
3.2.3	Incorporación de la fibra en la matriz	87
3.2.4	Poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta	88
3.2.4.1	Fabricación de las probetas	89
3.3	PROGRAMA EXPERIMENTAL	91
3.3.1	Ensayos de tracción	92
3.3.2	Caracterización en fractura	95
3.3.3	Análisis de las superficies de rotura	113

CAPÍTULO 4. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	115
4.1 INTRODUCCIÓN	115
4.2 APLICACIÓN DE LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS EN MATERIALES COMPUESTOS	116
4.2.1 Efecto del radio de entalla en la resistencia a fractura	116
4.2.1.1 Predicción de la tenacidad aparente mediante la TDC	118
4.2.2 Predicción de las cargas de rotura con la TDC	122
4.3 APLICACIÓN DEL SED EN MATERIALES COMPUESTOS	128
4.3.1 Estimación de las cargas de fractura	128
4.3.1.1 Aproximación del SED en condiciones elástico-lineales	128
4.3.1.2 Extrapolación del SED a situaciones no elástico-lineales	132
4.4 COMPARACIÓN ENTRE LAS ESTIMACIONES DE CARGAS DE ROTURA BASADAS EN LA TDC Y EN EL SED	138
4.5 EFECTO DEL CONTENIDO DE FIBRA EN LA RESISTENCIA A FRACTURA	141
4.6 ANÁLISIS DE LOS MICROMECHANISMOS DE FRACTURA	144
4.7 EVALUACIONES DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL EN MATERIALES COMPUESTOS	153
4.7.1 Conservadurismo del análisis FAD	162
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO	167
5.1 CONCLUSIONES	167
5.1.1 Sobre la aplicación de la TDC	168
5.1.2 Sobre la aplicación del SED	170
5.1.3 Sobre la comparación entre las distintas estimaciones de cargas de rotura obtenidas	170
5.1.4 Sobre el efecto del contenido de fibra en la resistencia a fractura	172
5.1.5 Sobre la evolución de los micromechanismos de fractura	173

5.1.6	Sobre el análisis FAD	175
5.2	TRABAJO FUTURO	178
CAPÍTULO 6. BIBLIOGRAFÍA		181

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La seguridad en servicio de los componentes estructurales es una de las principales preocupaciones de los ingenieros de diseño y de los de mantenimiento. La integridad estructural de los componentes puede verse comprometida por la presencia de concentradores de tensiones tales como defectos. Estos defectos, que pueden aparecer durante la fabricación o desarrollarse por la sollicitación a la que se somete al componente en uso, dan lugar a inestabilidades o roturas locales asociadas a determinados elementos microestructurales del material que, finalmente, conducen a la rotura. Ésta es la situación última del comportamiento mecánico de los materiales. La Mecánica de la Fractura es una disciplina que se dedica al estudio de las condiciones críticas en el frente del defecto a partir de las cuales se desarrolla la rotura del material. Los defectos responsables de un fallo estructural pueden ser afilados (fisuras) o tener diferente grado de enromamiento (entallas). En el estudio de entallas, una práctica común es considerar que se comportan como fisuras, lo cual da lugar a evaluaciones y cálculos conservadores, ya que la capacidad resistente del material entallado es mayor que cuando éste se encuentra fisurado. Esto se conoce como efecto entalla.

En las últimas décadas se han desarrollado diferentes aproximaciones y metodologías que permiten analizar de forma práctica el verdadero comportamiento en fractura de componentes entallados. Entre otras, destacan por su importancia, uso extendido y amplia validación, la

Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED, *Strain Energy Density*).

En cuanto a la TDC, esta teoría tiene su origen en los años 30 del siglo XX con los trabajos de Neuber en Alemania y Peterson en Estados Unidos, pero no ha sido hasta las últimas décadas cuando se ha comenzado a aplicar y validar en el análisis de distintos materiales y mecanismos de fallo. A través de sus diferentes metodologías, entre las que destacan el Método del Punto (PM, *Point Method*) y el Método de la Línea (LM, *Line Method*), la TDC permite obtener estimaciones del comportamiento en fractura de materiales entallados de manera sencilla y precisa. Estas metodologías tienen en común el uso de una longitud característica del material denominada distancia crítica (L), la cual requiere de calibración previa si el comportamiento del material no es lineal. En los últimos años, desde el Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales de la Universidad de Cantabria se han calibrado valores de L para distintas familias de materiales y situaciones: aluminio, PMMA, aceros tanto estructurales como de alta resistencia y a diferentes temperaturas (condiciones de *lower shelf* y en la zona de transición dúctil-frágil), e incluso en rocas (granito y caliza). Asimismo, en estos materiales se han llevado a cabo trabajos que van más allá del ámbito científico y han permitido dotar de herramientas útiles a la práctica ingenieril al combinar la TDC y los diagramas de fallo (FAD, *Failure Assessment Diagrams*). Esto supone poder realizar evaluaciones ingenieriles desde un mejor conocimiento de la realidad física del problema, al tener en cuenta el efecto entalla en las evaluaciones de integridad estructural.

Por otro lado, el SED es un criterio energético que data de finales del siglo XIX y ha sido utilizado para formular distintos criterios de fallo en materiales con comportamiento tanto dúctil como frágil, convirtiéndose en una herramienta de gran utilidad en la evaluación del comportamiento bajo cargas estáticas y en fatiga de componentes estructurales con y sin entalla. En los últimos años, una nueva aproximación del SED, basada en la densidad de energía de deformación media en un volumen de control en el entorno del fondo de la entalla, ha sido propuesta y validada para predecir el comportamiento estático en materiales frágiles o cuasi-frágiles con entallas (ej., cerámicos, PMMA o grafito).

Esta Tesis Doctoral pretende ampliar la validación de los criterios tensionales y energéticos mencionados, así como de las metodologías propuestas, en materiales compuestos entallados. En este caso, por su uso e importancia en aplicaciones de ingeniería, se estudiará la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (SGFR-PA6, *short glass fibre reinforced polyamide 6*).

Para obtener un estudio detallado del comportamiento en fractura de SGFR-PA6, se analizarán un total de 5 contenidos de fibra, desde la situación sin refuerzo (PA6 pura) hasta un contenido de 50 wt.%. Además, para estudiar el efecto entalla se analizarán 5 radios diferentes, desde 0 mm (fisuras) hasta 2.00 mm.

En la actualidad, es importante profundizar en el estudio del comportamiento en fractura de los materiales compuestos. El desarrollo tecnológico está directamente relacionado con el de los materiales. Desde mediados del siglo XX, el uso de materiales plásticos reforzados con fibras no ha dejado crecer en aplicaciones de ingeniería, industria y construcción. Esto se debe a su fácil fabricación y sus buenas propiedades mecánicas (destacan por ser materiales de alta resistencia y rigidez), además pueden llegar a ser más económicos. Asimismo, otro de los factores fundamentales que han propiciado el desarrollo de este tipo de materiales es la creciente concienciación medioambiental. Esto es debido a que por un lado, a partir de estos materiales se obtienen componentes menos pesados, lo cual hace que en sectores tales como la aeronáutica o automoción, suponga una reducción tanto de combustible consumido como de emisiones de CO₂ a la atmósfera. Por otro lado, los procesos de fabricación de piezas a partir de materiales termoplásticos reforzados necesitan menos energía que aquellos procesos a partir de los cuales se obtienen las piezas metálicas.

En definitiva, los objetivos de esta Tesis Doctoral son:

- Analizar el efecto entalla en SGFR-PA6.
- Validar el uso de la TDC y del SED en el análisis y la predicción del comportamiento en fractura de SGFR-PA6.
- Analizar el efecto del contenido de refuerzo en la resistencia a fractura.
- Estudiar los fenómenos microestructurales ocurridos en rotura, estableciendo posibles relaciones entre éstos y la capacidad resistente del material para distintos radios de entalla.
- Extender el uso de la metodología que combina los FAD y la TDC a las evaluaciones de integridad estructural en materiales compuestos entallados.

Para ello, la presente Tesis Doctoral se divide en 6 capítulos. El primero de ellos es esta introducción. En el Capítulo 2 se tratan las bases de la Mecánica de la Fractura, disciplina a partir de la cual se han desarrollado diferentes teorías y metodologías para el análisis de defectos tipo entalla. Así, se hará especial hincapié en las ya mencionadas TDC y SED, que se han desarrollado para analizar a fractura componentes estructurales entallados y que, por ende, se

utilizarán en el presente trabajo; en el Capítulo 3 se describen los materiales escogidos para la realización de este trabajo, y se justifica su elección. Asimismo, se detalla el programa experimental que se ha llevado a cabo, definiendo los ensayos realizados y los equipos empleados, así como los resultados obtenidos; en el Capítulo 4 se analiza la capacidad predictiva de la TDC para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla, tanto para estimar la tenacidad aparente a fractura como para estimar las cargas de rotura. Las cargas de rotura también se estimarán aplicando el criterio energético SED. Los valores estimados se comparan con los resultados experimentales con el objetivo de validar las metodologías propuestas. Por otro lado, se evalúa la evolución de la tenacidad aparente a fractura, para cada radio de entalla analizado, al variar el contenido de fibra del material compuesto estudiado. Además, a partir de las fractografías obtenidas con el microscopio electrónico de barrido (SEM), se analizan y relacionan el efecto entalla y el efecto del contenido de fibra con los micromecanismos de fractura producidos. El capítulo finaliza justificando y aplicando una metodología que permite realizar evaluaciones de integridad estructural en materiales compuestos entallados, la cual ya ha sido validada en otros materiales y se basa en una combinación de la TDC con los FAD; el Capítulo 5 recoge las principales conclusiones obtenidas en el presente trabajo de investigación. Además, este capítulo incluye las líneas de investigación futuras que pueden surgir como continuación de esta Tesis Doctoral; finalmente, el Capítulo 6 recoge las referencias bibliográficas utilizadas en este trabajo.

Con todo ello, la presente Tesis Doctoral tratará de profundizar en el análisis del efecto entalla en un tipo de material estructural de gran importancia presente y futura en el mundo de la ingeniería, proporcionando conocimiento sobre cómo se producen los procesos de rotura, qué micromecanismos les preceden, cómo estimar cargas críticas, y la relación entre todos estos aspectos.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

El objetivo principal de esta Tesis Doctoral es el análisis a fractura de materiales compuestos con defectos tipo entalla. Por ello, en primer lugar se tratarán las bases de la Mecánica de la Fractura, disciplina a partir de la cual se han desarrollado diferentes teorías y metodologías para el análisis de defectos tipo fisura. Así, los apartados 2.1 y 2.2 recogen la Mecánica de la Fractura Elástica-Lineal (MFEL) y la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP), respectivamente. A continuación, en el apartado 2.3 se justifica porqué el comportamiento de entallas y fisuras debe analizarse de manera diferente. Seguidamente, se detallarán diferentes teorías o criterios (bases teóricas y conceptuales del presente trabajo) que permiten el análisis a fractura de componentes estructurales entallados. Estos son la Teoría de las Distancias Críticas y el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación, apartados 2.4 y 2.5, respectivamente. Por último, el apartado 2.6 presenta los Diagramas de Fallo, una herramienta utilizada habitualmente en las evaluaciones de integridad estructural de materiales metálicos y cuyo uso en las últimas décadas se extiende a otras familias de materiales. En este caso, se combinarán con la Teoría de las Distancias Críticas para, en materiales compuestos, tener en cuenta la diferencia entre entallas y fisuras en las evaluaciones de integridad estructural.

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].

La Mecánica de la Fractura nace en el contexto de estudio de la rotura de los materiales metálicos. Sin embargo, hoy en día 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 con 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.

Existen tres modos de rotura en fractura, como se ve en la Figura 2.1. El Modo I, o de tracción, es aquel en que el esfuerzo es perpendicular al plano y al frente de la fisura. Cuando el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y perpendicular a su frente se denomina Modo II o de cortante. Por último, si el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y paralelo a su frente, se corresponde con el modo de torsión o Modo III. Un sólido puede presentar cualquiera de estos modos de rotura en fractura, o una combinación de dos o tres modos. El más usual y peligroso desde el punto de vista de la integridad estructural es el Modo I, y como tal las discusiones de este trabajo se centran en él.

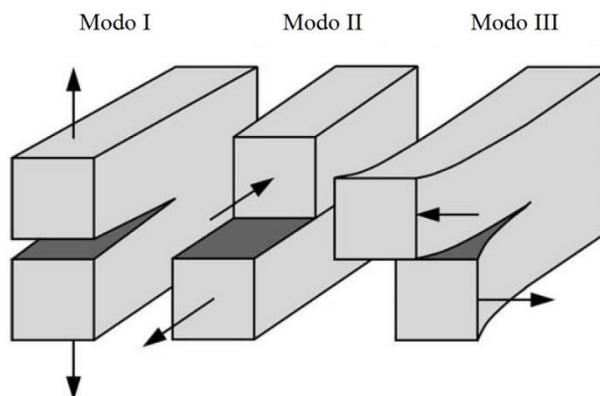


Figura 2.1 Esquema de los modos de rotura en fractura.

2.1.2 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 pasante 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 [3]:

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

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

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

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{Tensión plana}) \quad (2.4)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{Deformación plana}) \quad (2.5)$$

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

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

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

$$w = -\frac{\nu}{E} \int (\sigma_x + \sigma_y) dz \quad (\text{Tensión plana}) \quad (2.8)$$

$$w = 0 \quad (\text{Deformación plana}) \quad (2.9)$$

siendo, en deformación plana

$$k = 3 - 4\nu \quad (2.10)$$

y en tensión plana

$$k = \frac{3 - \nu}{1 + \nu} \quad (2.11)$$

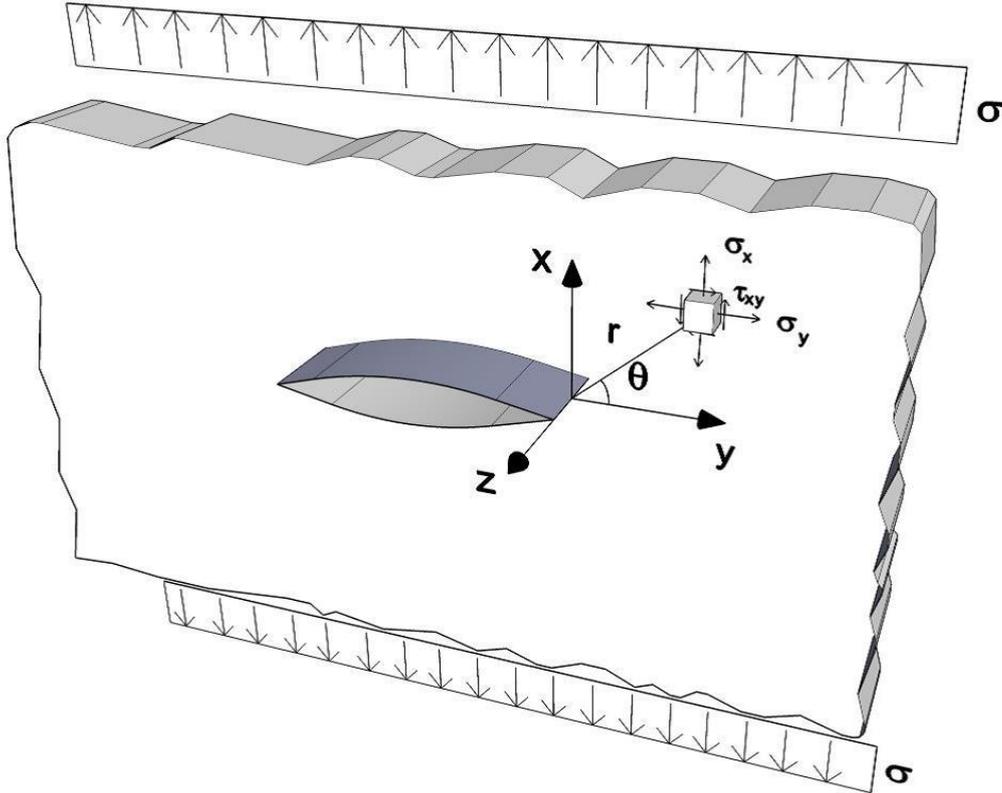


Figura 2.2 Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura.

2.1.3 Factor de 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:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.12)$$

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:

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^I(\theta) \quad (2.13)$$

$$u_i(r, \theta) = \frac{K_I}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (1 + \nu) \xi_{ij}^I(\theta) \quad (2.14)$$

Donde $f_{ij}^I(\theta)$ y $\xi_{ij}^I(\theta)$ son funciones de la orientación propias del Modo I, cuyo valor se puede deducir por comparación con las expresiones (2.1) a (2.11).

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 diferente de las de la Figura 2.2, el factor de intensidad de tensiones sigue la expresión (2.15), donde M es un factor adimensional derivado de dichas condiciones geométricas.

$$K_I = M\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.15)$$

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.

2.1.4 Condiciones críticas de rotura

2.1.4.1 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.

2.1.4.2 Primer criterio de rotura: La tenacidad a fractura de un material

El primer criterio de rotura en fractura elástica-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 no dependiente de la geometría.

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

$$K_I(\sigma, a) < K_{IC} \text{ (material)} \quad (2.16)$$

En tanto que la condición de rotura se establece para:

$$K_I = K_{IC} \quad (2.17)$$

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

2.1.4.3 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 [7].

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 [7]:

$$\frac{d(W_F - U)}{da} = \frac{dE_r}{da} \quad (2.18)$$

El primer término representa la energía liberada por unidad de longitud de avance de fisura, siendo W_F el trabajo realizado por las fuerzas aplicadas, y U la energía de deformación almacenada en el material. 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 (2.18) 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:

$$G = R = G_c \quad (2.19)$$

Por lo tanto, el proceso de fractura 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 $2a$ como el descrito en la Figura 2.2, la solución analítica de la tasa de liberación de energía para condiciones de tensión plana es la siguiente [7, 8]:

$$G = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} \quad (2.20)$$

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 [9, 10]:

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad (\text{Tensión plana}) \quad (2.21)$$

$$G = \frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (\text{Deformación plana}) \quad (2.22)$$

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.

Distintas publicaciones recogen de forma detallada y extendida la Mecánica de la Fractura Elástica-Lineal (MFEL) [9-13].

2.2 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTOPLÁSTICA

2.2.1 Introducción

La Mecánica de la Fractura Elástica-Lineal (MFEL) describe y predice correctamente el comportamiento en fractura de materiales frágiles. Aun así, el análisis del campo tensional que esta teoría propone para el entorno de un defecto obtiene valores que tienden a infinito al aproximarse a su borde. Esta situación teórica se resuelve en la realidad con la presencia de una zona plástica en el fondo de una fisura. Siempre que el tamaño de esta zona plástica sea

suficientemente pequeño con respecto al resto de dimensiones del problema (ej., tamaño del defecto, ligamento resistente, etc.), 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 (2.13), obtenida para el estado tensional en el frente de una fisura solicitada en Modo I, debe ir acompañada de dos precisiones sobre su región de validez.

Una de estas precisiones 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 precisión 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 2.3).

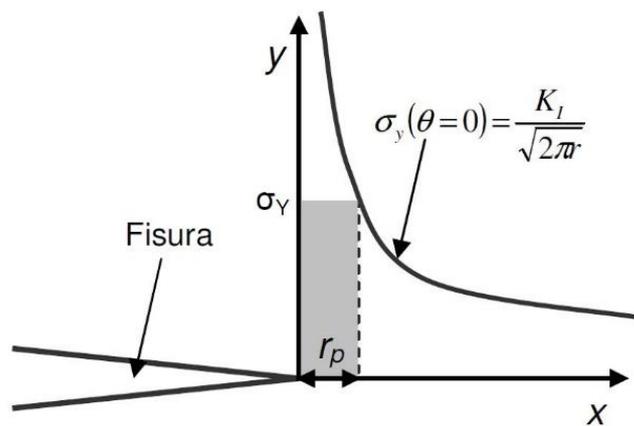


Figura 2.3 Estado tensional el fondo de fisura.

En el plano de una fisura ($\theta = 0$) solicitada en Modo I, al aplicar los criterios de plastificación al estado tensional dado por (2.13) se obtiene la extensión de la zona plastificada r_p que, en tensión plana, resulta:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2.23)$$

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:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2.24)$$

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:

$$r_p(\theta) = \frac{K^2}{\sigma_y^2} f(\theta) \quad (2.25)$$

siendo dichas funciones diferentes para los distintos modos de sollicitación. La representación gráfica en perspectiva de la zona plástica del frente de fisura en una placa sollicitada en Modo I y de suficiente espesor como para alcanzar deformación plana puede verse en la Figura 2.4.

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 (a) más la mitad de la extensión de la zona plástica en la dirección de avance de la fisura (r_p^*). 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:

$$r_p^* = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2.26)$$

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

$$K_I = M\sigma \sqrt{\pi \left(a + \frac{K_I^2}{n\pi\sigma_y^2} \right)} \quad (2.27)$$

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.

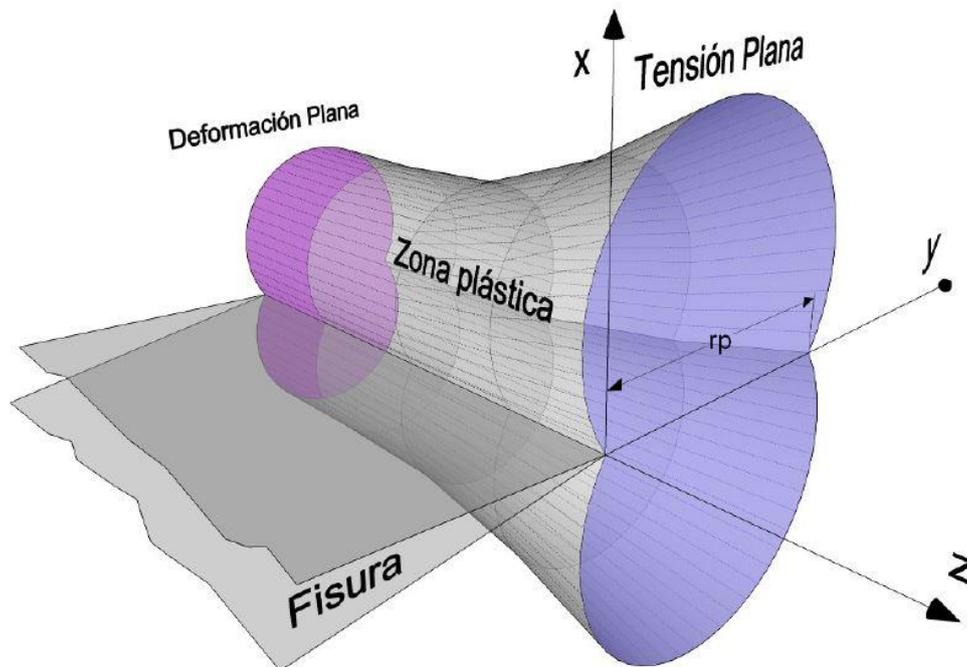


Figura 2.4 Representación gráfica de la zona plástica en el frente de una fisura en condiciones de tensión plana y deformación plana.

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 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*.

El *CTOD* (*Crack Tip Opening Displacement*) es la apertura entre labios o caras de la fisura en el frente original (Figura 2.5). Cuando el material fisurado alcanza un valor de *CTOD* crítico, $CTOD_c$, el material se rompe. Es un parámetro característico del material y se puede determinar mediante ensayos.

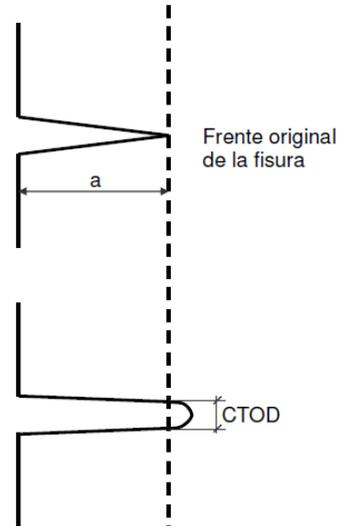


Figura 2.5 Definición del parámetro *CTOD*.

La integral J [14] 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 [9]. 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 , el cual 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.

Eshelby [15], 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:

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \quad (2.28)$$

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 Figura 2.6 muestra un esquema en el que se definen gráficamente algunos de los términos de la integral J .

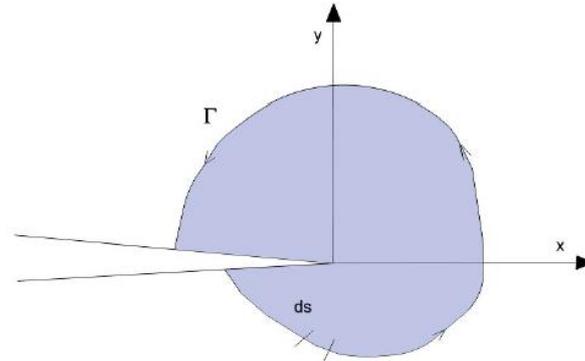


Figura 2.6 Contorno arbitrario alrededor del frente de fisura.

Un estudio más detallado de la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (MFEP) se puede encontrar en [9, 12].

2.3 ANÁLISIS DE DEFECTOS TIPO ENTALLA

2.3.1 Introducción [16]

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_{mat} , 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 férreas, 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 enromamiento 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, en defectos generados por corrosión (pérdidas de espesor locales) 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 [17].

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]:

$$\sigma_c \sqrt{a} = \text{constante}_1 \quad (2.29)$$

Sin embargo, las entallas someten a componentes y estructuras a situaciones menos exigentes. Así, la expresión (2.29) resulta:

$$\sigma_c a^\alpha = \text{constante}_2 \quad (2.30)$$

donde α es una constante. Este efecto de la entalla está relacionado con la naturaleza física del proceso de fractura [18]. 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 a menudo 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.

En todo caso, en la práctica, 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 superior a σ_u y K_t es mayor que K_{mat} . Es decir, la entalla es más resistente de lo esperado. Esto se conoce como efecto entalla. La presente Tesis Doctoral se centrará en el estudio de estas situaciones en materiales compuestos.

2.3.2 Conceptos teóricos

2.3.2.1 Distribución de tensiones en el fondo de entalla

La Figura 2.7 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) [18]. 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.

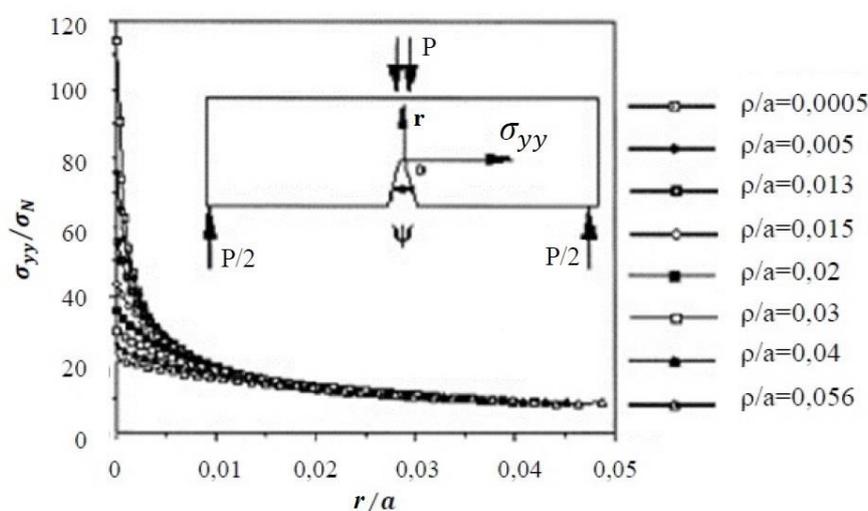


Figura 2.7 Tensión adimensionalizada frente a distancia adimensionalizada. Influencia del radio de entalla [18].

La Tabla 2.1 [18] 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}).

En estas expresiones σ_N es la tensión neta, σ_{max} es 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.

Tabla 2.1 Distribución de tensiones en el frente de entalla [18].

<i>Autores</i>	<i>Distribución elástica de tensiones</i>	
Timoshenko y Goodier, 1951 [19]	$\sigma_{yy} = \sigma_N \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right]$	(2.31)
Neuber y Weiss, 1962 [20]	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}}$	(2.32)
Chen y Pan, 1978 [21]	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8x}}$	(2.33)
Usami, 1985 [22]	$\sigma_{yy} = \frac{\sigma_{max}}{3} \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right]$	(2.34)
Glinka y Newport, 1987 [23]	Entalla roma $\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[1 - 2.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 2.59 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{1.5} - 0.907 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 + 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^3 \right]$	(2.35)
	Entalla afilada $\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[1 - 0.235 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{0.5} - 1.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 1.28 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{1.5} - 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 \right]$	(2.36)
Kujawski, 1991 [24]	$\sigma_{yy} = f \sigma_{max} \left[\left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-1/2} + \left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-3/2} \right]$	(2.37)
	$f = 1$ cuando $\frac{x}{\rho} < 0.2$	
	$f = 1 + \frac{\text{Tan}\left(\frac{\pi}{2K_t}\right)}{2.8} \left(\frac{x}{\rho} - 0.2 \right)$ cuando $\frac{x}{\rho} \geq 0.2$	
Bhattacharya y Kumar, 1995 [25]	$\sigma_{yy} = \sigma_N K_t \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}}$ y $0 \leq x \leq \frac{\rho}{4} (K_t^2 - 1)$	(2.38)

2.3.2.2 Factor de intensidad de tensiones de entalla

La Figura 2.8a [18] muestra los perfiles tensionales relativos a una probeta tipo 3PB en escala doblemente logarítmica. Esta distribución queda representada en un caso particular en la Figura 2.8b [18], observándose tres zonas [26]:

- *Zona I*: inmediata al frente de entalla. La tensión adimensionalizada es prácticamente constante. Su valor es igual a $K_t \cdot \sigma$, 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 [18].
- *Zona II*: zona de transición intermedia.
- *Zona III*: la tensión adimensionalizada es una función potencial de la distancia adimensionalizada (C' es constante del material y α es constante función del radio de entalla):

$$\frac{\sigma_{yy}}{\sigma_N} = C' \left(\frac{r}{B}\right)^{-\alpha} \tag{2.39}$$

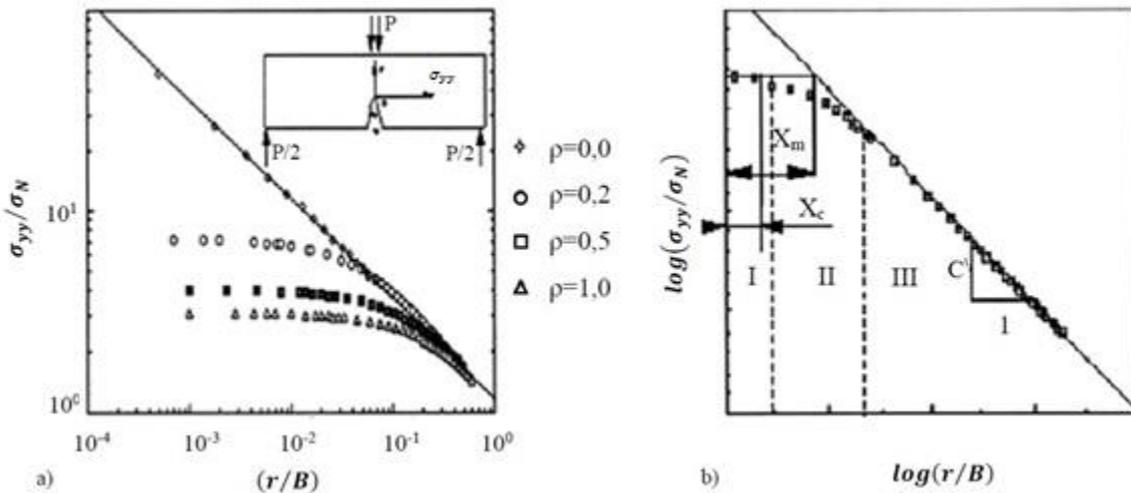


Figura 2.8 a) Distribución de tensiones en el frente de entalla. Influencia del radio de entalla (probetas tipo 3PB); b) Representación bilogarítmica de la distribución de tensiones en el fondo de entalla [18].

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:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{\rho}}{(2\pi r)^{\alpha}} \quad (2.40)$$

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

2.3.3 Criterios de fractura frágil en componentes entallados

Partiendo de la distribución de tensiones en el frente de una entalla, se pueden distinguir dos tipos de criterios de fractura: el criterio global y los criterios locales de fractura [18]. 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.

2.3.3.1 Criterio de fractura global

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

$$K_{\rho} = K_{\rho}^C \quad (2.41)$$

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.

2.3.3.2 Criterios de fractura locales

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

$$\sigma_{max} = \sigma_c^* \quad X_{pz} = X_c \quad (\text{entalla afilada}) \quad (2.42)$$

$$\sigma_{max} = \sigma_c^* \quad X_{pz} = X_m(\rho) \quad (\text{entalla roma}) \quad (2.43)$$

En el caso de una fisura o de una entalla afilada ($\rho \rightarrow 0$), la distancia X_m derivada de 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 2.9). En este caso, es dicha distancia característica la que determina el proceso de fractura, de acuerdo con la siguiente expresión:

$$K_\rho^c = \sigma_c^* (2\pi X_c)^\alpha \quad (2.44)$$

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

$$K_\rho^c = \sigma_c^* (2\pi X_m(\rho))^\alpha \quad (2.45)$$

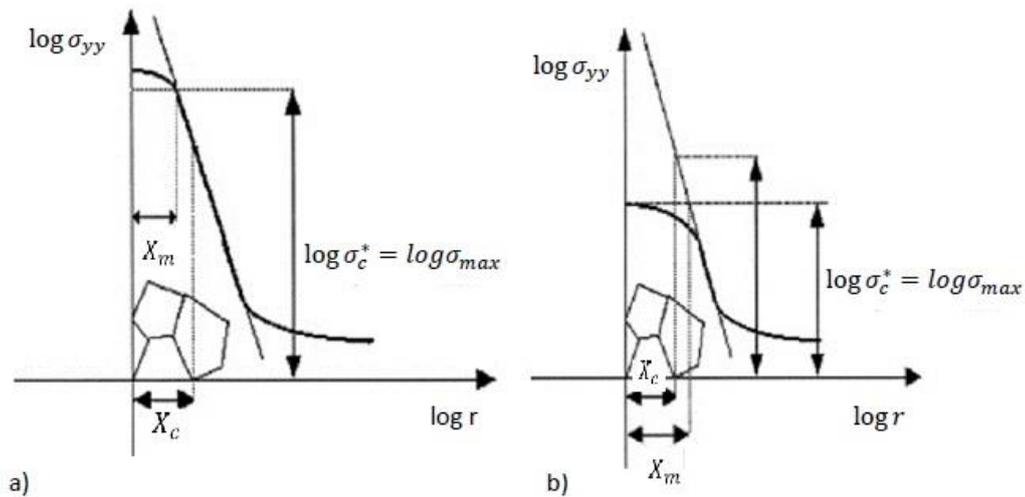


Figura 2.9 a) Distribución de tensiones en el frente de entalla afilada; b) Distribución de tensiones en el frente de una entalla roma [17].

Pluinage et al. [27] desarrollan un procedimiento similar. Consideraron 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 2.10), situado en la transición entre las Zonas I y II.

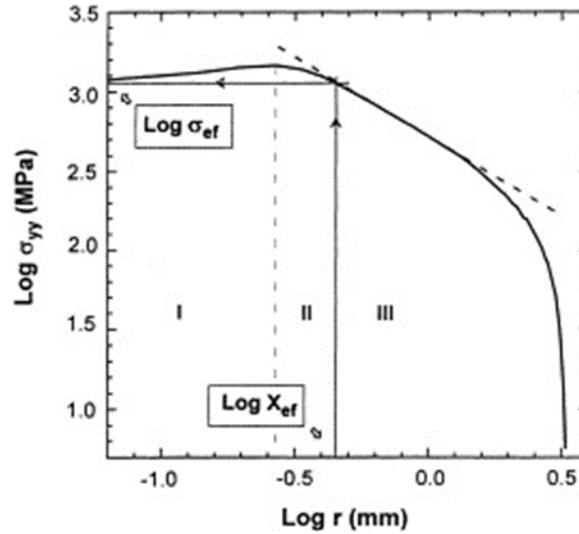


Figura 2.10 Representación bilogarítmica de la distribución de tensiones en el frente de entalla para definir los distintos parámetros de la zona de daño local [27].

La distancia efectiva X_{ef} es una función lineal de ρ , tal y como demostraron Kim et al. [28] y se muestra en la Figura 2.11.

Otro criterio local es el llamado “Modelo de la tensión media crítica” (*Critical average stress model*). Considera que la entalla propaga cuando la tensión media en la distancia efectiva X_{ef} sobrepasa la resistencia del material σ_f [29, 30]:

$$\frac{1}{X_{ef}} \int_0^{X_{ef}} \sigma(r) dr = \sigma_f \quad (2.46)$$

A partir de un desarrollo similar al del modelo de la tensión media crítica, Elayachi et al. [31] obtienen K_ρ^C utilizando la expresión (2.47) 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 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, si la entalla tiene lados paralelos (α próximo a 0.5).

$$K_\rho^C = \sigma_{ef} \sqrt{\pi X_{ef}} \quad (2.47)$$

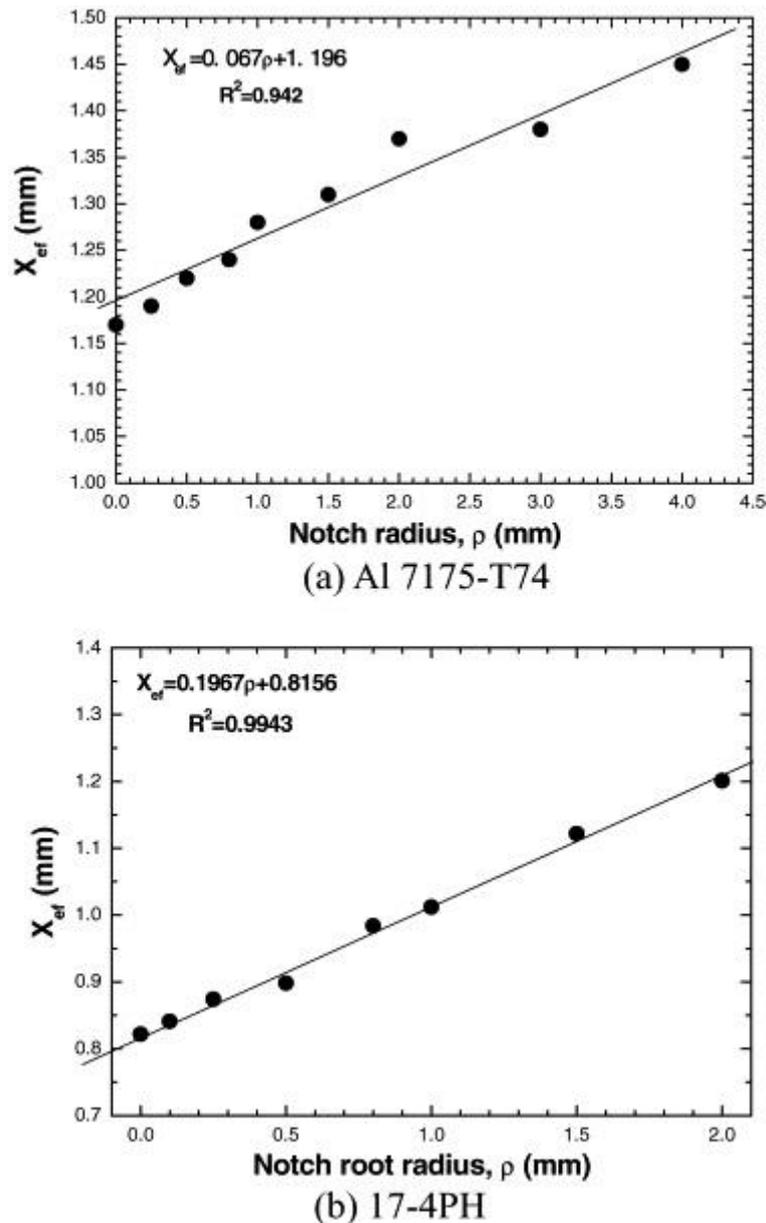


Figura 2.11 Relaciones entre la distancia efectiva vs. radio de entalla en probetas 3PB [28].

Por último, otro de los criterios más utilizados en la bibliografía es el criterio de la densidad de energía crítica o criterio de Sih [32]. Considera que el fallo del material se debe a que a una cierta distancia del fondo de la entalla X_c , el valor de la densidad de energía ω alcanza un valor crítico ω_c . Su formulación en Modo I, donde el máximo se encuentra en el plano de simetría, es:

$$\omega = \omega_c \qquad X = X_c \qquad (2.48)$$

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^C_ρ 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.

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 manteniendo la solidez teórica de los criterios anteriormente señalados. Surgen así, entre otros, la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED, *Strain Energy Density*) para predecir el comportamiento en fractura de materiales estructurales. Ambos enfoques son criterios locales de fractura, relacionados con los anteriores y que, por su importancia y uso en este trabajo, se recogen de forma detallada en los apartados 2.4 y 2.5.

2.4 LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

2.4.1 Introducción

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

La TDC puede verse como una extensión de la Mecánica de la Fractura Elástica-Lineal (MFEL): así, mientras la MFEL necesita un parámetro resistente característico (la tenacidad a fractura, K_{IC}), la TDC necesita dos: K_{IC} y L (distancia crítica). Además, tal y como se verá a lo largo de este capítulo, la TDC está sometida a algunas de las limitaciones de 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 desarrollar 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 uno de los marcos teóricos y modelo de análisis en el comportamiento en rotura de componentes entallados, por lo que a continuación se recogen de forma precisa los fundamentos de esta teoría, sus variantes, sus aplicaciones y sus limitaciones.

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

2.4.2 Historia [33]

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.

La historia de la TDC comienza en la década de 1930 con los trabajos de Neuber en Alemania [34] y Peterson en los Estados Unidos [35], 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 [36]); trabajo crucial de Neuber, y la contribución de Peterson en el libro “Fatiga en Metales”[37]. La Figura 2.12 muestra diagramas de estas dos publicaciones donde se ilustran los principios de estas teorías.

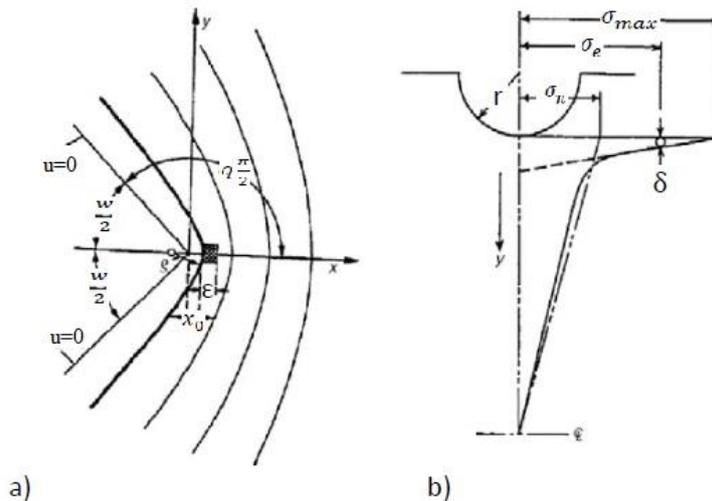


Figura 2.12 Primeros diagramas que ilustraron las distancias críticas: a) Line Method (LM) de Neuber [34], usando el símbolo ϵ para la distancia crítica; b) Point Method (PM) de Peterson [35], donde δ representa la distancia crítica.

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 eran erróneas en situaciones en las que el radio de curvatura era elevado y, por lo tanto, el gradiente de tensiones también.

La solución de Neuber 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 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, *Point Method*) y la distancia crítica correspondiente es $L/2$.

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 [33]. 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 a través del factor de reducción de la resistencia a fatiga (K_f). La fórmula de Neuber era:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\rho'}{\rho}}} \quad (2.49)$$

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

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\rho''}{\rho}} \quad (2.50)$$

Siendo ρ'' la distancia crítica, aunque en el caso de Peterson se descubrió que esta constante 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.

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 [38, 39], 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 [40].

En 1974 se dio un gran paso hacia delante con el trabajo de Whitney y Nuismer [41]. 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 [41]. Whitney y Nuismer fueron más allá y dieron el paso crucial de unir el PM y el LM con la MFEL. Este paso es muy importante, dado que permite expresar la distancia crítica como una función de la tenacidad a fractura, K_{mat} , 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.

La TDC también puede usarse para predecir la fractura frágil en polímeros, hecho descubierto en los 80 por Kinloch y Williams [42, 43]. Una vez más 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 a nivel industrial 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. No obstante, en la última década han aparecido artículos en los que se aplican teorías del tipo de la TDC al comportamiento de entallas (ej., [33, 44]).

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 [33].

2.4.3 Metodología de análisis y parámetros característicos del material según la TDC

2.4.3.1 Consideraciones generales

En este apartado se recoge una descripción de la metodología de análisis propuesta por la TDC. Como ya se ha comentado anteriormente, 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 . A continuación se comentarán los aspectos comunes a todos estos métodos, dejando para el apartado 2.4.4 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 [33].

La Figura 2.13 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.

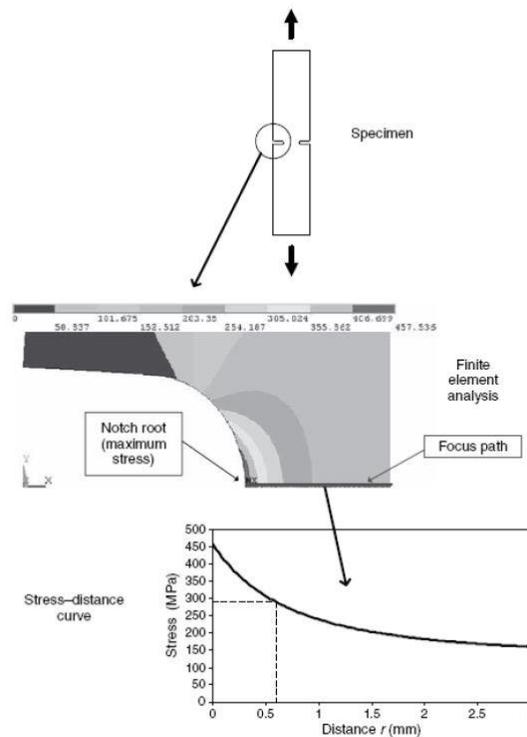


Figura 2.13 Uso del PM para la predicción de fractura frágil en probetas entalladas [33].

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. El parámetro de longitud característico del material, L (distancia crítica), utilizado por la TDC se define como:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_u} \right)^2 \tag{2.51}$$

Donde K_{mat} es una manera genérica de referirse a la resistencia a fractura del material y σ_u es la tensión de rotura del material. En algunos casos el valor correcto de L es diferente al indicado en la expresión (2.51) y resulta:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \tag{2.52}$$

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

El razonamiento teórico es análogo para la fatiga de alto número de ciclos, HCF (*High Cycle Fatigue*) [45]:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (2.53)$$

En donde ΔK_{th} es el umbral de propagación en fatiga y $\Delta \sigma_0$ es el límite de fatiga.

En el caso que nos ocupa (la fractura de materiales) L y σ_0 son dos parámetros que quedan relacionados a través K_{mat} . 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 (2.52) 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 sea cierta 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. En la práctica se observa que esta suposición se cumple en algunos casos, como en la fractura frágil de materiales cerámicos. 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 tanto por la existencia de procesos no lineales locales en el frente del defecto, como por la formación de una pequeña zona plástica en los metales y la formación de *crazes* en los polímeros. Como se mostrará en el apartado 2.4.4.1 cuando el valor de σ_0 se separa de σ_u , es necesario calibrar, para cada material, el valor exacto de la tensión crítica.

Con todo ello, 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 (2.52) una vez conocido K_{mat} ; 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.

2.4.3.2 Relación entre los parámetros de la TDC y otras variables de interés

2.4.3.2.1 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 2.14 muestra cómo el límite de fatiga de una probeta cambia con la longitud de la fisura pre-existente.

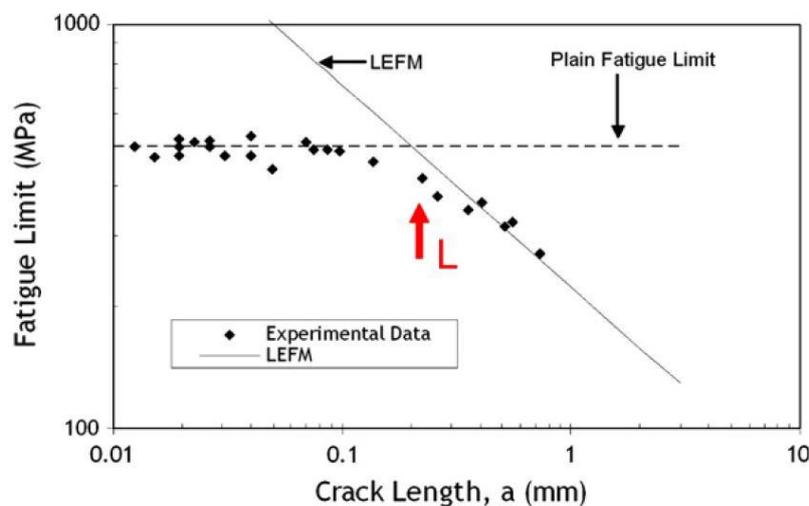


Figura 2.14 Datos experimentales que muestran el efecto del tamaño de la fisura inicial en la resistencia a fatiga en probetas de un acero Cr-Mo: datos tomados de Lucas y Kunz [46]. Se indica el valor de la distancia crítica L [47].

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 2.14. 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.

Asimismo, en la Figura 2.15 se observa cómo las predicciones de la MFEL (aplicando la ecuación (2.17)) 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.

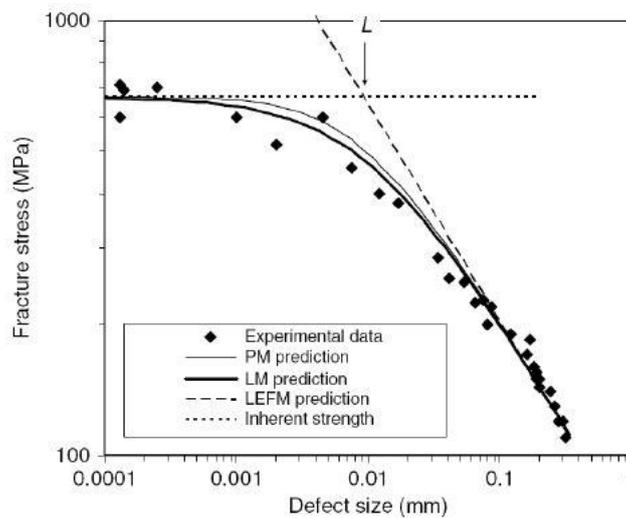


Figura 2.15 Datos experimentales y predicciones de la TDC en la fractura frágil de un carburo de silicio [48].

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, 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.

Este mismo análisis se puede llevar a cabo con defectos de otras geometrías, como los agujeros circulares [41]. En la Figura 2.16 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 en este caso es igual a 3. En situaciones

intermedias, y también en los dos casos extremos mencionados, la TDC proporciona buenas predicciones.

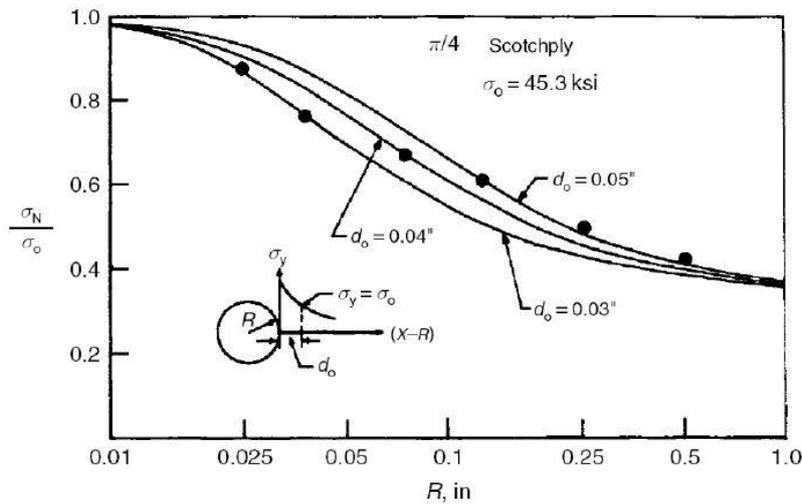


Figura 2.16 Datos experimentales y predicciones de la TDC en la fractura de un compuesto de fibras laminado [41]. En este caso $d = L / 2$.

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.

2.4.3.2.2 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 2.17, 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 que recurrir a la TDC, capaz por otra parte de realizar predicciones en todo el rango de tamaños de ρ . Para este último planteamiento, el apartado 2.4.6.3 muestra una propuesta de

análisis homogéneo a partir de 555 resultados experimentales obtenidos en distintos materiales y utilizando el Método de la Línea.

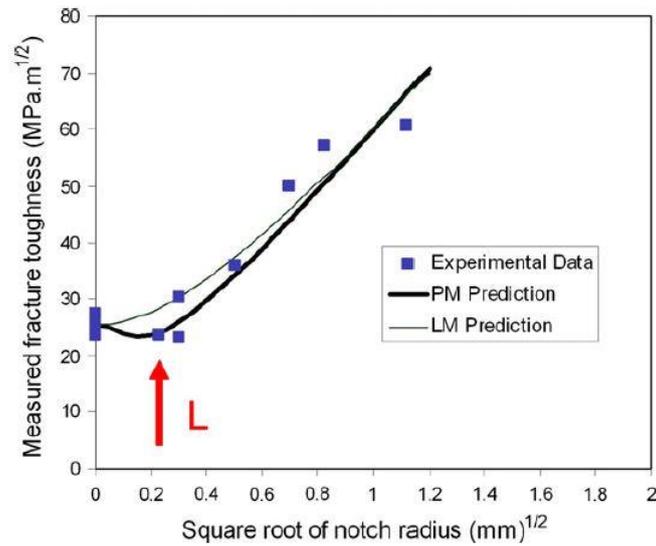


Figura 2.17 Efecto del radio de entalla en la tenacidad a fractura medida en un acero de baja aleación fallando por clivaje frágil a bajas temperaturas [49]. Se muestran el valor de L y las predicciones utilizando el LM y el PM.

Sucede 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 2.18).

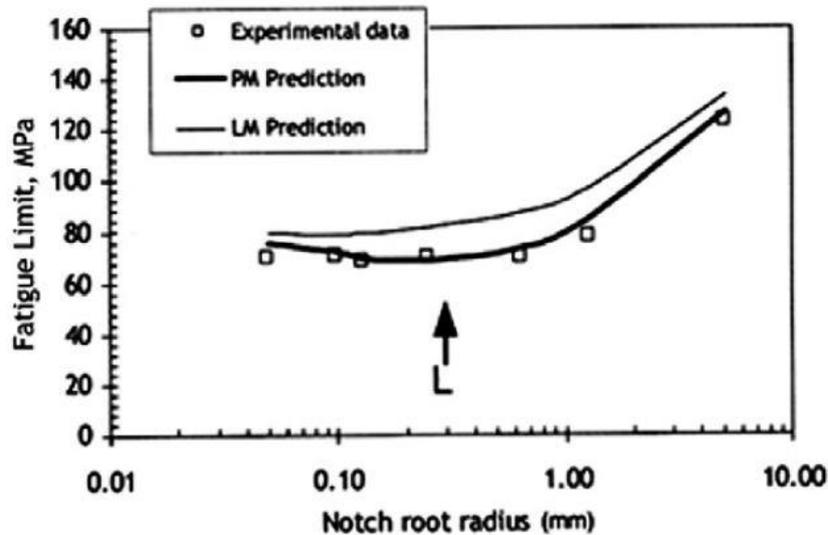


Figura 2.18 Datos experimentales y predicciones de la TDC en la fatiga en un acero [50].

2.4.3.2.3 *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 (ligamento resistente). 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 una modificación de la TDC que sí puede utilizarse en estos casos [33]. 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) [33].

2.4.3.2.4 *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 (σ_u , en el caso de la fractura). Esto se cumple, por ejemplo, en los casos de fatiga en metales y de fractura estática en materiales cerámicos [41]. 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 [47]).

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 la relación 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 2.19. Por todo ello, se puede concluir que existen entallas inofensivas, es decir, entallas que no afectan a la resistencia de la probeta o componente.

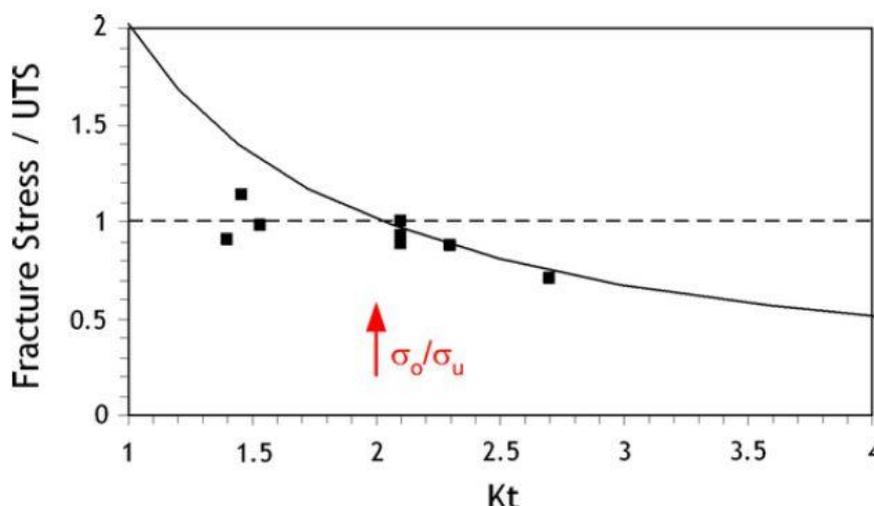


Figura 2.19 Datos de la resistencia estática de probetas entalladas de PMMA normalizada con la tensión última de rotura (UTS, σ_u) en función del factor K_t de la entalla [47]. La línea de predicción de la TDC se cruza con la resistencia estática cuando el valor de K_t es igual a σ_0 / σ_u , por debajo del cual las entallas son inofensivas.

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. En [51] se recoge una recopilación de los valores típicos de σ_0 (y su relación frente a σ_u) de distintas familias de materiales.

2.4.3.2.5 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 [52] que es prácticamente igual al valor L normalizado con el tamaño del componente analizado. Aquí se recogen, atendiendo a lo visto anteriormente, parámetros adimensionales obtenidos utilizando a los parámetros de la TDC como las variables normalizadoras [33, 47].

- *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 la relación $a/L \gg 1$, el defecto sí tiene efecto en la capacidad resistente. Cuando el defecto es una fisura se puede utilizar la Mecánica de la Fractura, en caso contrario, se utilizará

el factor K_I (aunque, como se verá a continuación, teniendo en cuenta los límites asociados al radio de entalla).

- *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_I .
- *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.
- *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_I inferior a este valor no tienen efecto en la resistencia del componente.

2.4.4 Métodos de la Teoría de las Distancias Críticas

Las variantes de la TDC permiten analizar el comportamiento a fractura de materiales en presencia de entallas. Por ejemplo, generan predicciones de la tenacidad aparente a fractura de un material entallado (K_{mat}^N) a partir de K_{mat} (propio de fisuras) y del radio de entalla (ver apartado 2.4.5). Una vez conocida K_{mat}^N , la condición crítica se establece cuando:

$$K_I = K_{mat}^N \quad (2.54)$$

El valor de K_I a utilizar sería el asociado a la Mecánica de la Fractura ordinaria (fisuras). Es decir, el problema de un material entallado y tenacidad a fractura K_{mat} se transforma en un problema equivalente a un material fisurado de tenacidad aparente K_{mat}^N .

En la práctica, existen cuatro aproximaciones fundamentales en las que se usa L junto con un análisis elástico-lineal: dos de estas se basan en las tensiones existentes y las otras dos en el factor de intensidad de tensiones. Basados en las tensiones se distinguen: el método del punto (PM, *Point Method*) y el método de la línea (LM, *Line Method*); y basados en K , destacan: el método de la fisura imaginaria (ICM, *Imaginary Crack Method*) y la Mecánica de la Fractura Finita (FFM, *Finite Fracture Mechanics*).

2.4.4.1 El Método del Punto

El PM realiza un análisis elástico-lineal del material y establece que el fallo se produce cuando la tensión es igual a σ_0 a una determinada distancia del frente de la entalla, r_c . Razonamientos teóricos han demostrado que r_c es igual a $L/2$ [33]. En determinados casos (ej., fractura en materiales cerámicos) 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 2.15 a 2.17, así como la metodología en la Figura 2.20. En definitiva, el fallo se produce cuando:

$$\sigma(L/2) = \sigma_0 \quad (2.55)$$

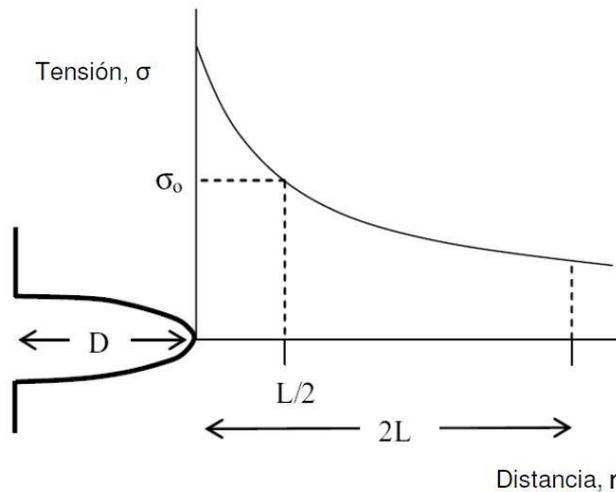


Figura 2.20 Entalla con profundidad D y radio ρ , y curva tensión-distancia al frente de entalla. En el PM el fallo se produce cuando la tensión a una distancia $L/2$ es igual a la resistencia característica σ_0 ; en el LM ocurre cuando la tensión media a lo largo de una distancia $2L$ es igual a σ_0 .

En rotura, en un componente fisurado sometido a una tensión σ se cumple (suponiendo un factor geométrico igual a la unidad):

$$\sigma = \sigma_f \quad (2.56)$$

$$K_I = \sigma_f \sqrt{\pi a} = K_{mat} \quad (2.57)$$

En ese momento, el campo de tensiones resultará:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{\sigma_f \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} = \sigma_f \sqrt{\frac{a}{2r}} \quad (2.58)$$

Aplicando el PM (ecuación (2.55)) en el campo de tensiones definido en (2.58) y considerando (2.57) se deduce la expresión (2.52) de la distancia crítica, L :

$$\sigma_f \sqrt{\frac{a}{2\left(\frac{L}{2}\right)}} = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a}{L}} = \sigma_0 \quad (2.59)$$

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

De igual modo, en el momento de la rotura el PM establece que a una cierta distancia d , independiente del tipo de defecto, se alcanza una tensión igual a σ_0 . Así:

$$\sigma(d) = \frac{K_{mat}}{\sqrt{2\pi d}} = \sigma_0 \quad (2.60)$$

Se deduce que [33]:

$$d = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.61)$$

Si se compara la ecuación obtenida (2.61) con la que define L (2.52) resulta evidente que d es $L/2$ cuando se alcanza la tensión σ_0 .

Esto permite analizar componentes entallados de una manera relativamente sencilla. Aplicando el PM en un determinado material, bastaría con ensayar dos probetas con diferentes tipos de defectos. La precisión de la determinación de estos valores se incrementará si se utilizan dos entallas con radios muy diferentes (ej., entalla afilada y entallada roma). Las probetas pueden simularse por elementos finitos, determinando el estado tensional en el fondo de entalla con la carga de rotura correspondiente y representando sus correspondientes curvas tensión-distancia. Estas curvas se cruzan en un punto de coordenadas ($L/2$ y σ_0) tal y como muestra la Figura 2.21.

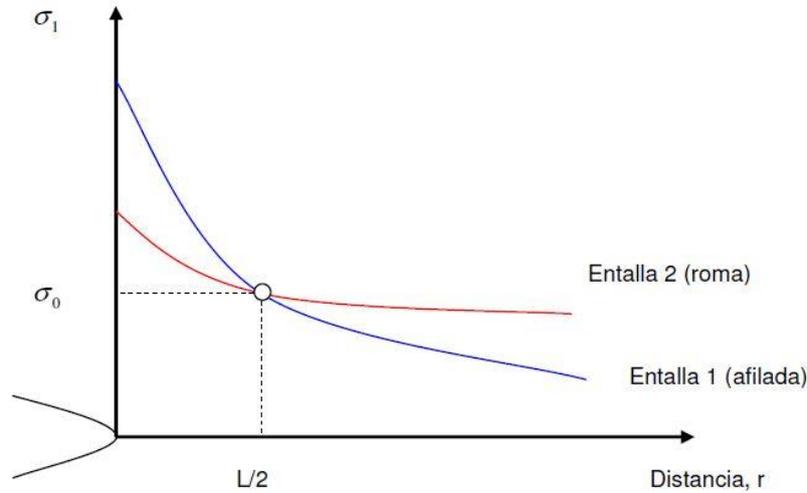


Figura 2.21 Obtención de los parámetros L y σ_0 según el PM.

2.4.4.2 El Método de la Línea

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

$$\frac{1}{d'} \int_0^{d'} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (2.62)$$

Este método también se ilustra esquemáticamente en la Figura 2.20. 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 (2.58). Introduciendo esta expresión en la ecuación (2.62), resulta:

$$d' = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.63)$$

Por lo tanto d' es igual a $2L$, definiendo L según la ecuación (2.52). Esto demuestra que existe una relación sencilla entre las distancias utilizadas en el PM y el LM: mientras que el PM utiliza una distancia de $L/2$, el LM utiliza $2L$. Con todo esto, el criterio de fallo del LM se puede expresar como:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (2.64)$$

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 2.17 y 2.18, pero ambos métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente.

2.4.4.3 El Método de la Fisura Imaginaria

El ICM (acrónimo en inglés, *Imaginary Crack Method*) es una 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_{mat} (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 [53] para fatiga en pequeñas fisuras y el de Klesnil y Lucas para entallas [54], los cuales han sido re-analizados y propuestos por otros autores a lo largo de la historia [55, 56].

2.4.4.4 La Mecánica de la Fractura Finita

El cuarto y último método puede considerarse como una variante de la TDC. En esta aproximación la condición de fallo se establece usando el balance de energías que utiliza Griffith para los casos de las fisuras [7], pero suponiendo una propagación finita del defecto (Δa) en lugar de aproximaciones diferenciales (da) de Griffith. Esta aproximación conduce a un criterio de fallo que puede ser expresado de la siguiente forma [57]:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{G_{mat}E}{\pi \left(a + \frac{\Delta a}{2}\right)}} = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi \left(a + \frac{\Delta a}{2}\right)}} \quad (2.65)$$

El valor más apropiado para esta propagación finita de fisura es $2L$, y una vez más pueden ser necesarias algunas correcciones debidas a la geometría de la misma. Se ha demostrado que

esta aproximación da resultados idénticos que el LM en el caso de fisuras afiladas y resultados bastante parecidos para las entallas más romas.

2.4.5 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_{mat}^N .

En este apartado se van a deducir las predicciones de K_{mat}^N que se derivan de la aplicación de la TDC, y más concretamente, de la aplicación del PM y del LM. En los tres casos se parte de la hipótesis de que el campo de tensiones en el fondo de entalla queda definido por la expresión (2.66), propuesta por Creager y Paris [57], que considera que el campo de tensiones en el fondo de la entalla es igual al existente en el fondo de una fisura pero desplazado en el eje x (distancia al fondo del defecto) una cantidad igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r + \rho)}{(2r + \rho)^{3/2}} \quad (2.66)$$

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

2.4.5.1 Predicciones utilizando el PM

Utilizando el PM, ecuación (2.55), y combinándolo con la ecuación (2.66) en la situación de rotura, ecuación (2.54), se obtiene que el valor de la tenacidad aparente de la entalla, K_{mat}^N , es:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (2.67)$$

En la Figura 2.22 se recogen las predicciones del PM con diferentes valores de L utilizando la ecuación (2.67). Se demuestra que el PM puede hacer predicciones bastante razonables, aunque el valor necesario de L es del orden de 0.04 mm, mucho menor que el calculado en base a σ_u . Incluso para este valor de L existen algunas desviaciones para los ρ más grandes, lo cual está relacionado con la ecuación (2.66), 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 que σ_u .

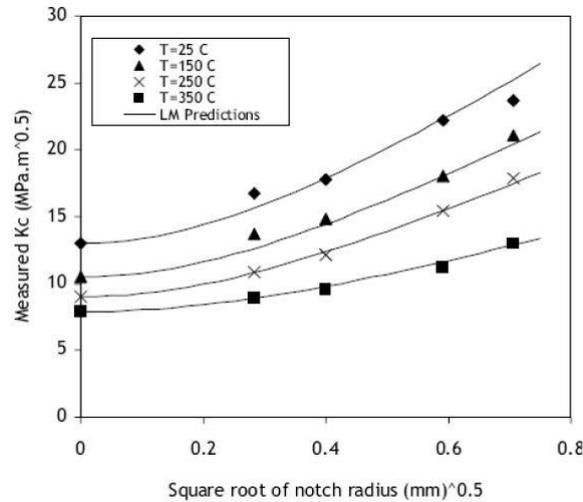


Figura 2.22 Datos experimentales [58] de la tenacidad a fractura medida en función de la raíz cuadrada del radio de entalla. Se muestran también los resultados por elementos finitos (FEA) según el PM, con $L=0.04$ mm. El fallo se produjo por clivaje.

Mediante ensayo y error se determinó que el valor de L que mejor encajaba los resultados experimentales era de 0.035 mm, como se observa en la Figura 2.23. 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 de 2447 MPa que es 2.95 veces el límite elástico y 2.7 veces la tensión de rotura del material [58].

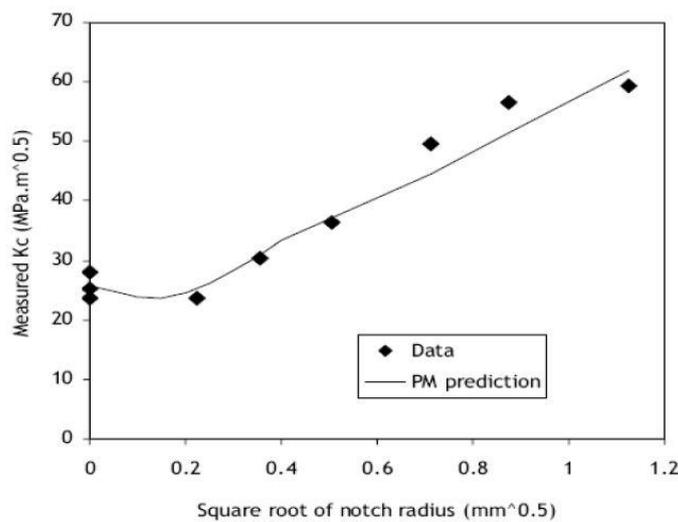


Figura 2.23 Mismos datos que en la Figura 2.22, pero con las predicciones del PM utilizando el valor óptimo de L (0.035 mm). La mayor diferencia entre los datos experimentales y las predicciones fue de un 10.1% [58].

2.4.5.2 Predicciones utilizando el LM

Si se procede de manera análoga al apartado anterior, pero utilizando el criterio de rotura del LM (combinando las ecuaciones (2.64) y (2.66)), se obtiene que la tenacidad aparente en este caso es:

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (2.68)$$

La mayor desviación entre esta predicción y la del PM se da para valores pequeños de ρ : la gráfica del LM crece de manera constante mientras que la del PM se mantiene casi constante para valores bajos de ρ , mostrando un incremento sólo a partir de que (alcanza su valor crítico, como muestran numerosos datos experimentales. De hecho, la gráfica del PM muestra un valle poco profundo para valores bajos de ρ . Existen casos en los que no existe un radio crítico claro, como en la Figura 2.24 en la que se representan datos de una aleación de aluminio ensayada a cuatro temperaturas diferentes. En este caso el LM, que siempre predice una curva monótona creciente, se ajusta más a los datos experimentales. La propagación de la fisura comenzó por un proceso de crecimiento de microhuecos (no lineal), por lo que la diferencia de comportamiento puede estar relacionada con el micromecanismo de fallo. El valor óptimo de L es constante e igual a 0.045 mm para las tres temperaturas inferiores, elevándose hasta 0.075 mm a 350°C. Los correspondientes valores de σ_0 son del orden de 3 veces el límite elástico del material a la temperatura de ensayo correspondiente.

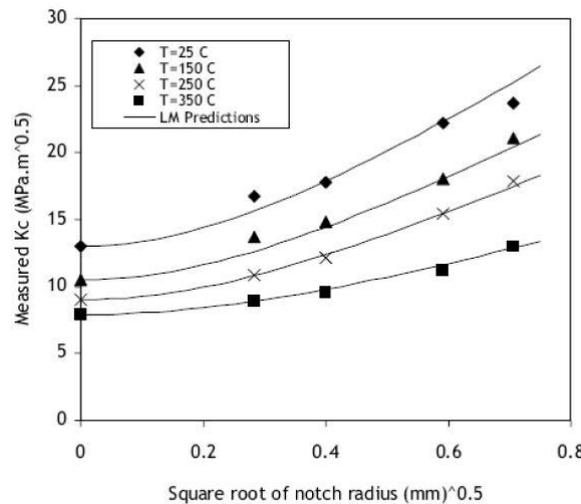


Figura 2.24 Datos experimentales [59] y predicciones utilizando el LM para una aleación de aluminio ensayada a varias temperaturas.

2.4.6 Aplicación de la TDC en 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 distintos materiales agrupados por familias de materiales sobre los que versa el presente trabajo (poliméricos 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 [33]. Asimismo, se recoge un análisis homogéneo a través de la TDC en distintas familias de materiales.

2.4.6.1 Materiales poliméricos

En este apartado se va a analizar mediante la TDC el fallo de materiales poliméricos que contienen defectos sometidos a cargas estáticas. El uso de los polímeros, aunque son todavía unos materiales relativamente nuevos, se está incrementado 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 fundamentales: la primera es la existencia de un gran número de mecanismos posibles a través de los cuales los polímeros pueden alcanzar deformaciones permanentes o temporales. Uno de ellos, y 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 y 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 alentando 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.

En la Figura 2.25 se observan los datos experimentales obtenidos en policarbonato, PC. 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.

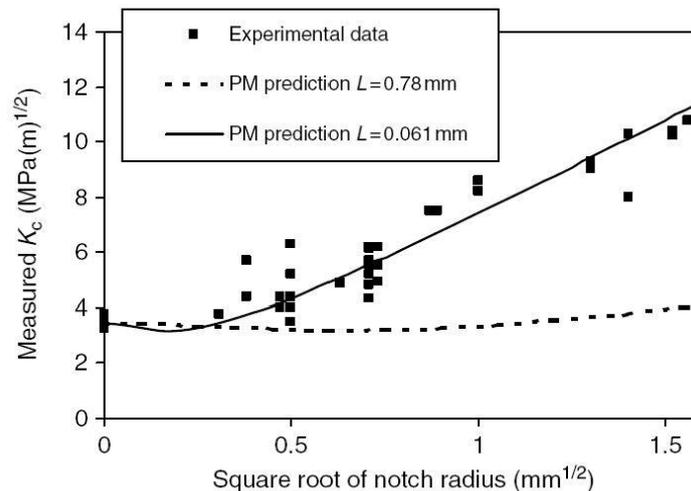


Figura 2.25 Datos de la tenacidad aparente en probetas entalladas de PC [60]. Predicciones del PM con dos valores distintos de $L=0.78$ mm, obtenido de la ecuación (2.51), y 0.061 mm, valor que más se ajusta a los datos experimentales.

En este caso, 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 2.25 que con un valor diferente de L se alcanza una predicción bastante ajustada. Esta segunda distancia crítica L es mucho menor que la calculada mediante la ecuación (2.51). Lógicamente el valor de K_{mat} 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 (2.51) 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 hace 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 (Figura 2.21) se calculan mediante ensayos con probetas entalladas con distintos radio.

En materiales poliméricos, L se calcula en probetas entalladas (Figura 2.26). 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 2.4.3.2.4).

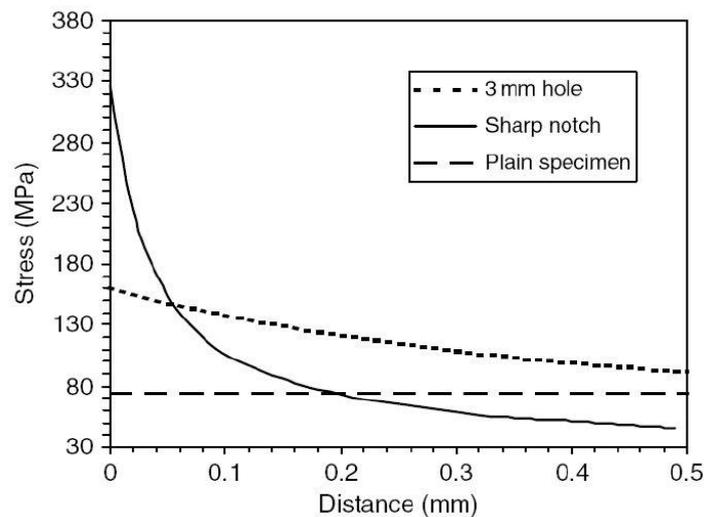


Figura 2.26 Curvas tensión-distancia de tres probetas en el momento del fallo. Los valores de L y σ_0 se encuentran en el punto de intersección de la curva del agujero de 3 mm y la curva de la entalla afilada [61].

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.

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 [33] 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.

2.4.6.2 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 un matriz más débil para reforzarla. Este tipo de material es el analizado en este trabajo. 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_{mat}). 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 acumular 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.

La TDC es bien conocida y frecuentemente utilizada en la predicción de fallos en los materiales compuestos. Como se ha comentado, el uso de la TDC en este tipo de materiales comienza con Whitney y Niusmer [41], quienes sugirieron el uso del PM y del LM e hicieron predicciones del efecto de las entallas afiladas (fisuras) y de 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 también se propuso a través de K_{mat} , de manera que a_0 debería ser igual a $4d_0$, 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 2.16 mostraba los resultados y las predicciones del artículo original utilizando el PM [41]. 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 2.27, también extraída del artículo original de Whitney y Niusmer [41], 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, que los valores de la distancia crítica de los materiales compuestos son relativamente grandes si se comparan con los obtenidos en otras familias de materiales [33].

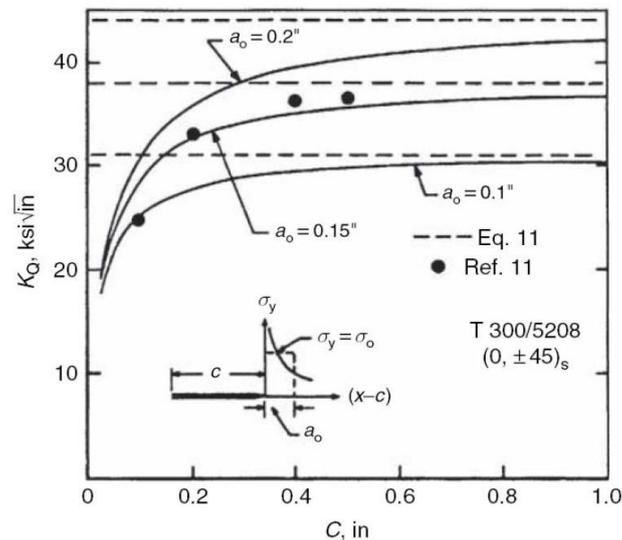


Figura 2.27 Tenacidad aparente en función de la longitud de entalla. Se representan las predicciones utilizando el LM con tres valores distintos de distancia crítica ($a_0 = 2L$)[41].

Esta aproximación para la predicción de fallo en materiales compuestos reforzados con fibras fue aceptada rápidamente por la comunidad investigadora. De hecho, en [62] 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, en algunos casos se ha visto que el valor óptimo crece con el tamaño del defecto.

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 tensional utilizados [33]. 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%).

Cómo se ha observado, en el caso de los materiales compuestos la tensión crítica σ_0 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 [62]. La Figura 2.28 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 .

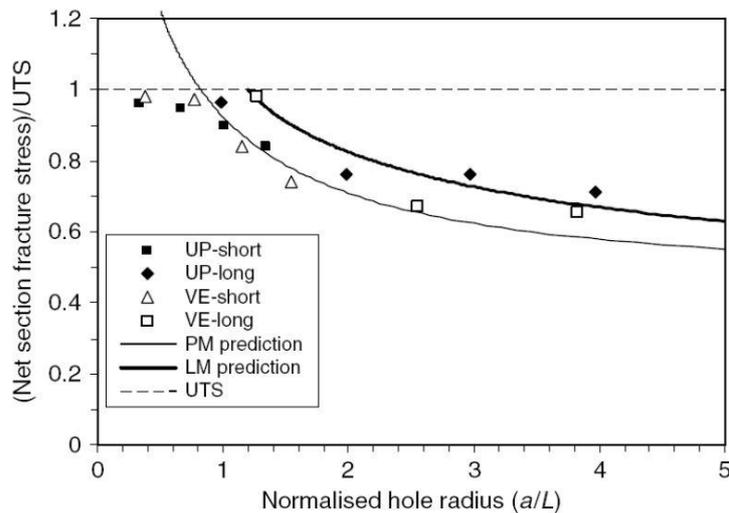


Figura 2.28 Datos experimentales [62] y predicciones del PM y el LM. La tensión de rotura σ_f se normaliza con la tensión última de rotura σ_u de cada material y el radio del agujero a con L .

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 una herramienta esencial.

2.4.6.3 Análisis homogéneo en distintas familias de materiales

Con el objetivo de poder comparar resultados pertenecientes a distintas familias de materiales, en [63] se propone una metodología que valida de forma homogénea las predicciones de la tenacidad aparente a fractura. El análisis propuesto incluye 20 comportamientos mecánicos diferentes, incluyendo polímeros, rocas y metales. Un total de 555 resultados experimentales fueron validados. La distancia crítica correspondiente (L) fue calibrada, dependiendo del material, mediante elementos finitos, el método del punto o mínimos cuadrados. Como se ha visto hasta ahora, los resultados de tenacidad aparente a fractura y las evaluaciones con LM se representan gráficamente K_{mat}^N frente a $\rho^{1/2}$. Sin embargo, estos parámetros tienen que ser normalizados para poder representar todos los resultados en una misma figura. Así, en la Figura 2.29 los resultados experimentales se representan como (K_{mat}^N/K_{mat}) frente a $(\rho/L)^{1/2}$. Esto es, la tenacidad aparente a fractura y el radio de entalla se homogenizan por la resistencia a fractura en condiciones fisuradas y la distancia crítica, respectivamente. Además, la predicción mediante el método de la línea (ecuación (2.68)) se expresa aquí cómo:

$$\frac{K_{mat}^N}{K_{mat}} = \sqrt{1 + \frac{1}{4} \left(\frac{\rho}{L} \right)} \quad (2.69)$$

Como se observa en la Figura 2.29, el LM refleja la física del efecto entalla, siendo la predicción adecuada para los resultados experimentales mostrados. La predicción según la ecuación (2.69) fue multiplicada por 1.2 y por 0.8 para mostrar la dispersión de los resultados. Se observa también que el efecto entalla se puede considerar despreciable cuando $\rho/L < 1$. Además, en el caso que $\rho/L \gg 1$, las predicciones con el LM son precisas demostrando, una vez más, la capacidad predictiva de la TDC.

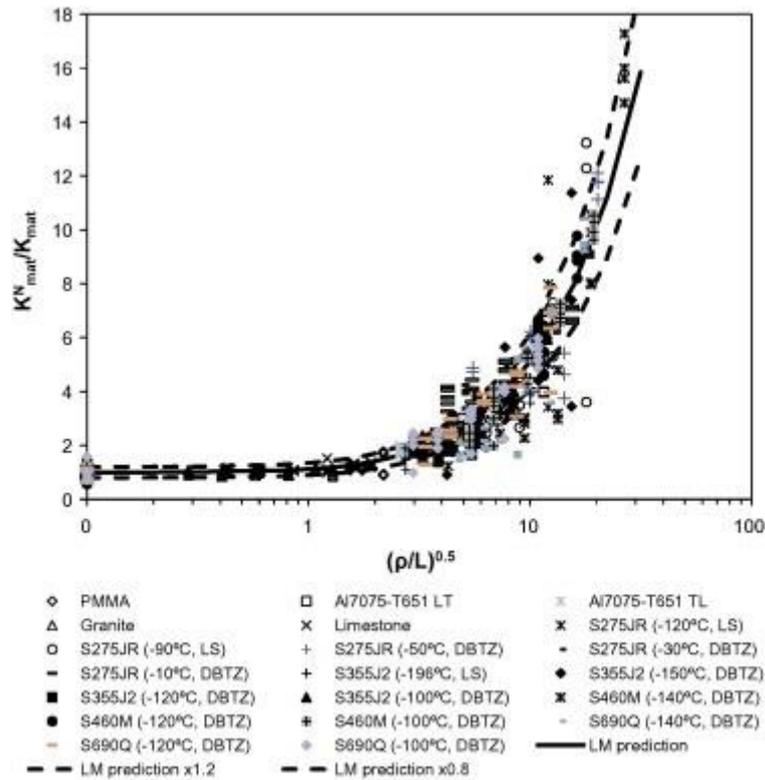


Figura 2.29 Representación homogénea de 555 resultados experimentales y predicción con el método de la línea [63].

2.5 EL CRITERIO DE LA DENSIDAD DE ENERGÍA DE DEFORMACIÓN

2.5.1 Introducción

Durante muchos años el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED, *Strain Energy Density*) se ha utilizado para formular distintos criterios de fallo en materiales tanto con comportamiento dúctil como frágil [64]. Desde 1885, con el trabajo de Beltrami [65], hasta nuestros días, el SED se ha convertido en una herramienta de gran utilidad en la evaluación del comportamiento bajo cargas estáticas y en fatiga de componentes estructurales con y sin entalla. Diferentes aproximaciones basadas en el SED han sido propuestas a lo largo de la historia.

En primer lugar, Gillemot et al. [66-68] determinaron experimentalmente la energía de fractura específica absorbida (ASFE, *Absorbed Specific Fracture Energy*) en diferentes materiales y tanto en probetas lisas como entalladas. El proceso de fractura se puede dividir en dos partes: iniciación y propagación de la fisura. La ASFE se define como la energía de deformación necesaria para que se inicie la fisura en una unidad de volumen del material. Se puede obtener considerando la energía absorbida en un elemento infinitesimal en el frente de la fisura o alrededor de la superficie de fractura en una probeta de tracción (Figura 2.30a).

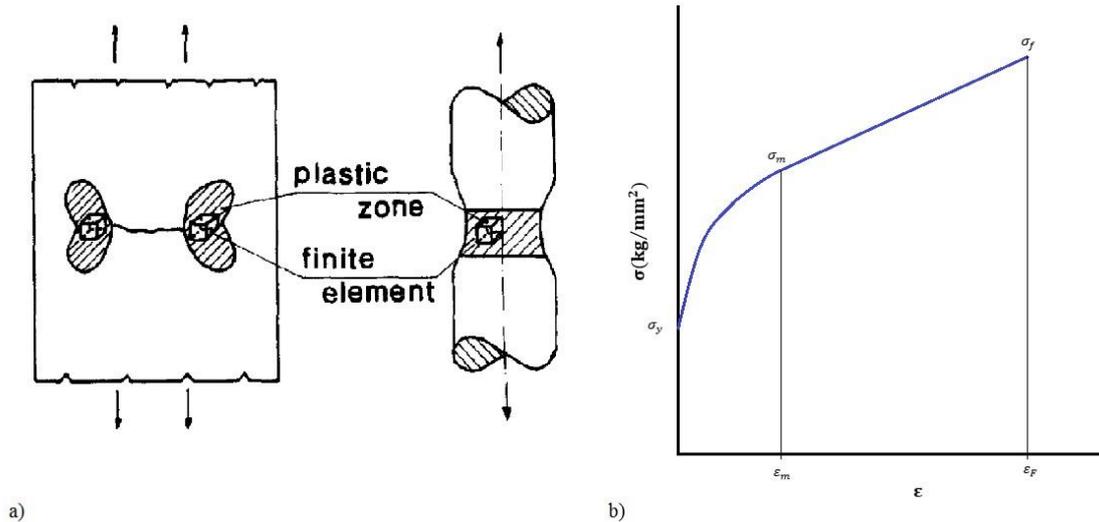


Figura 2.30 a) Definición teórica de la ASFE [68]; b) Curva tensión-deformación en variables reales de un acero al carbono [67].

Sin embargo, no es posible obtener la medida de la energía en un elemento de volumen infinitesimal pero, en la práctica, se puede aproximar de manera precisa calculando la energía específica absorbida por unidad de volumen hasta la situación de fractura $(dW/dV)_c$, siendo W la energía y V el elemento de volumen del material considerado. Es una propiedad intrínseca del material que se puede obtener en un ensayo de tracción uniaxial. Así, la ASFE se puede calcular según la integral:

$$\left(\frac{dW}{dV}\right)_c = \int_0^{\epsilon_F} \sigma d\epsilon \quad (\text{MJ} / \text{m}^3) \quad (2.70)$$

Por lo tanto, la ASFE es igual al área encerrado bajo la curva tensión-deformación en variables reales (Figura 2.30b). En el caso de probetas entalladas, el valor de la ASFE representa el valor medio de la energía de fractura específica absorbida (W_m) y por ende, no es una propiedad real del material. En este caso, la energía de deformación plástica es absorbida en una pequeña zona en el frente de la entalla y es promediada a lo largo de toda la zona de rotura de la probeta (Figura 2.31). El valor medio de ASFE (W_m) disminuye cuanto más afilada es la entalla debido a la reducción de la zona plástica. En la Figura 2.31 se muestran los valores de la ASFE en función del factor K_t .

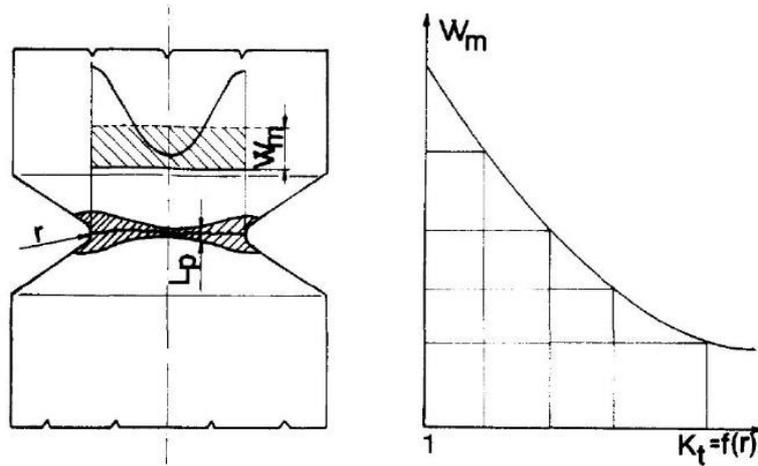


Figura 2.31 Definición de la ASFE media [68].

Sih [32] propuso el concepto “*core region*” (región núcleo, Figura 2.32) como la zona que rodea el frente de la fisura. La idea principal es que la mecánica de los medios continuos no puede ser utilizada en el entorno del frente de la fisura, delimitada por el radio de la *core region*. Se establece el factor de la densidad de energía de deformación (S) como el producto de la densidad de energía de deformación por la distancia crítica desde el punto de singularidad [69]. Así, el fallo ocurrirá cuando S alcance un valor crítico, S_c . Esta teoría extendió su uso empleando la energía total de deformación en el entorno del frente de la entalla, y se consideró como punto de referencia aquel de mayor tensión tangencial en la superficie de la entalla.

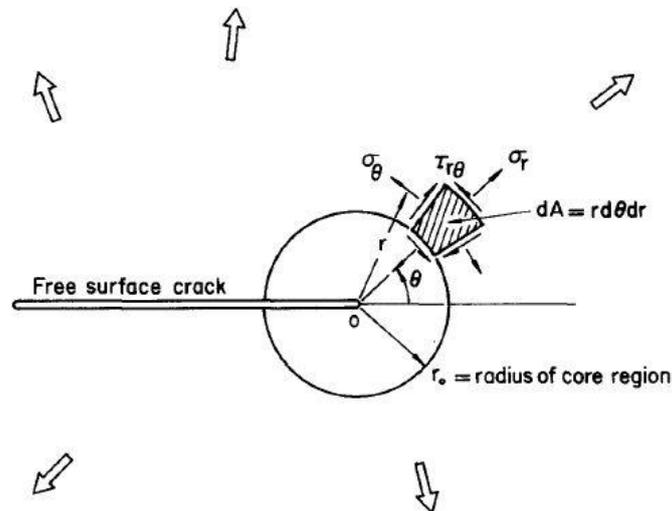


Figura 2.32 Definición de la “*core region*” [32].

En [70] el criterio de fractura de la densidad de energía de deformación se refina: el elemento material se mantiene siempre a una distancia finita desde el frente de la fisura o de la entalla y fuera de la *core region*. En esa zona, la no homogeneidad del material, debida a micro fisuras,

dislocaciones o bordes de grano, impide una solución analítica precisa. Esta teoría puede explicar tanto la plastificación como la fractura e incluso, se puede aplicar en materiales dúctiles. En función del estado tensional local, el radio de la *core region* podrá coincidir o no con el ligamento crítico (r_c), punto de inicio de la propagación inestable de la fisura. Sih estableció cómo el cociente entre las componentes de dilatación (dW_c) y distorsión (dV_c) de la densidad de energía de deformación está relacionado con la inestabilidad de la fisura [71]:

$$S_c = r_c \left(\frac{dW}{dV} \right)_c \quad (2.71)$$

Por tanto $(dW/dV)_c$ es equivalente a (S_c/r_c) .

El Criterio de la Densidad de Energía de Deformación se ha utilizado también para predecir el comportamiento en fatiga de entallas bajo esfuerzos uniaxiales [72, 73] y multiaxiales [74, 75]. En particular, Ellyin [75] propuso una curva maestra de vida a fatiga basada en el uso de la energía de deformación plástica por ciclo evaluada a partir del bucle de histéresis cíclico y de la parte positiva de la densidad de energía de deformación elástica. A pesar de que tanto el concepto de bucle de histéresis cíclico de Ellyin como el criterio de Sih sean formalmente diferentes, están conectados y ligados al concepto que Gillemot definió como ASFE.

2.5.2 El criterio local de la densidad de energía de deformación

El criterio local de la densidad de energía de deformación (SED local) [76] se basa en el concepto del volumen estructural elemental de Neuber [36] y en la teoría de Sih, el cual considera como parámetro crítico el producto de la densidad de energía de deformación medida en un punto por la distancia entre el punto y el frente de la entalla [32]. El criterio SED local se desarrolló en [76] y está basado en la densidad de energía de deformación media en un volumen de control en el entorno del fondo de la entalla.

Las aproximaciones basadas en la densidad de energía de deformación no se pueden usar en el frente de una entalla en V afilada ya que tanto las tensiones como densidad de energía de deformación tienden a infinito en $r = 0$. Sin embargo, si se considera un volumen finito en el material próximo a la entalla, cualesquiera que sean sus características (entalla roma, entalla afilada, fisura), la energía siempre tiene un valor finito. De este modo, la cuestión radica en cómo estimar el tamaño de este volumen. El SED local se centra en la posibilidad de predecir el comportamiento estático en materiales frágiles o cuasi-frágiles con entallas utilizando

únicamente el valor de la energía del volumen finito. Otros enfoques sobre volúmenes críticos han sido propuestos para el caso de fatiga de alto número ciclos [77] y de bajo número ciclos [78]. Anteriormente había sido propuesta una aproximación de intensidad del campo de tensiones [79, 80] donde el producto de la tensión equivalente por una función de peso se integra en un dominio Ω , constante del material, que se puede aproximar a una esfera con el centro en la raíz de la entalla.

2.5.2.1 Distribución de tensiones en entallas en U y V

La distribución de tensiones en el frente de la entalla según el sistema de coordenadas polares de la Figura 2.33 es la siguiente [81]:

$$\sigma_{ij} = a_1 \left[f_{ij}(\theta, \alpha) + \left(\frac{r}{r_0} \right)^{\mu_1 - \lambda_1} g_{ij}(\theta, \alpha) \right] \quad (2.72)$$

donde a_1 , en el caso de entallas en V afiladas, es función del factor de intensidad de tensiones de entalla K_I y, en el caso de entallas romas, es función de la máxima tensión elástica de entalla σ_{max} .

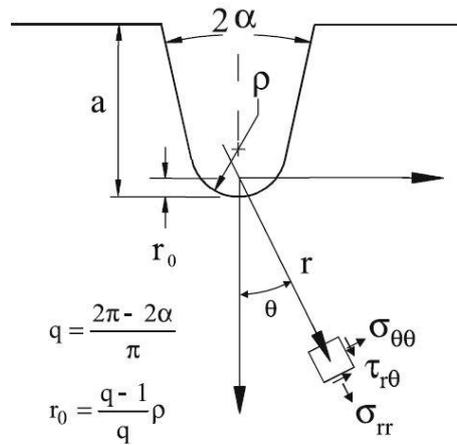


Figura 2.33 Sistema de coordenadas polares y componentes de tensión.

En la ecuación (2.72) r_0 es la distancia, medida en la bisectriz, entre el frente de la entalla y el origen del sistema de coordenadas locales. Depende del radio de entalla ρ y del ángulo de apertura 2α :

$$r_0 = \rho \left[\frac{(\pi - 2\alpha)}{(2\pi - 2\alpha)} \right] \quad (2.73)$$

La distancia r_0 tiene su valor máximo cuando $2\alpha = 0$ y $r_0 = \rho/2$ [73]. Las funciones angulares f_{ij} y g_{ij} se definen en [81]:

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} f_{\theta\theta} \\ f_{rr} \\ f_{r\theta} \end{Bmatrix} &= \frac{1}{1 + \lambda_1 + \chi_{b1}(1 - \lambda_1)} \left[\begin{Bmatrix} (1 + \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1) \theta \\ (3 - \lambda_1) \cos(1 - \lambda_1) \theta \\ (1 - \lambda_1) \sin(1 - \lambda_1) \theta \end{Bmatrix} \right. \\ &\quad \left. + \chi_{b1}(1 - \lambda_1) \begin{Bmatrix} \cos(1 + \lambda_1) \theta \\ -\cos(1 + \lambda_1) \theta \\ \sin(1 + \lambda_1) \theta \end{Bmatrix} \right] \end{aligned} \quad (2.74)$$

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} g_{\theta\theta} \\ g_{rr} \\ g_{r\theta} \end{Bmatrix} &= \frac{q}{4(q - 1)[1 + \lambda_1 + \chi_{b1}(1 - \lambda_1)]} \left[\chi_{d1} \begin{Bmatrix} (1 + \mu_1) \cos(1 - \mu_1) \theta \\ (3 - \mu_1) \cos(1 - \mu_1) \theta \\ (1 - \mu_1) \sin(1 - \mu_1) \theta \end{Bmatrix} \right. \\ &\quad \left. + \chi_{c1} \begin{Bmatrix} \cos(1 + \mu_1) \theta \\ -\cos(1 + \mu_1) \theta \\ \sin(1 + \mu_1) \theta \end{Bmatrix} \right] \end{aligned} \quad (2.75)$$

Las funciones f_{ij} sólo dependen del autovalor de Williams [82], λ_I , que controla la solución para entallas de radio cero. Las funciones g_{ij} dependen principalmente del autovalor μ_1 , pero no son independientes de λ_I . Cuando $\mu_1 < \lambda_1$, el valor de los parámetros que dependen de μ_1 en la ecuación (2.72) disminuye rápidamente con el aumento de la distancia al frente de la entalla. En la Tabla 2.2 se recogen valores para los parámetros de las ecuaciones (2.74) y (2.75) para distintos valores del ángulo de apertura de la entalla.

Tabla 2.2 Parámetros para las distribuciones de tensiones [81].

2α [rad]	q	λ_I	μ_1	χ_{b1}	χ_{c1}	χ_{d1}	$\tilde{\omega}_1$	$F(2\alpha)$
0	2.0000	0.5	-0.5	1	4	0	1	0.7850
$\pi/6$	1.8333	0.5014	-0.4561	1.0707	3.7907	0.0632	1.034	0.6917
$\pi/4$	1.7500	0.5050	-0.4319	1.1656	3.5721	0.0828	1.014	0.6692
$\pi/3$	1.6667	0.5122	-0.4057	1.3123	3.2832	0.0960	0.970	0.6620
$\pi/2$	1.5000	0.5448	-0.3449	1.8414	2.5057	0.1046	0.810	0.7049
$2\pi/3$	1.3334	0.6157	-0.2678	3.0027	1.5150	0.0871	0.570	0.8779
$3\pi/4$	1.2500	0.6736	-0.2198	4.1530	0.9933	0.0673	0.432	1.0717
$5\pi/6$	1.1667	0.7520	-0.1624	6.3617	0.5137	0.0413	0.288	1.4417

En condiciones de deformación plana, las funciones f_{ij} y g_{ij} cumplirán:

$$f_{zz}(\Theta) = v(f_{\theta\theta}(\Theta) + f_{rr}(\Theta)) \quad g_{zz}(\Theta) = v(g_{\theta\theta}(\Theta) + g_{rr}(\Theta)) \quad (2.76)$$

En tensión plana ambas funciones son igual a 0.

2.5.2.2 SED local en entallas afiladas en V solicitadas en Modo I

El valor de a_I (ecuación (2.72)) se relaciona con el factor de intensidad de la entalla (aquí denominado K_I^V) en Modo I por medio de la expresión:

$$a_I = \frac{K_I^V}{\sqrt{2\pi}} \quad (2.77)$$

donde [83]:

$$K_I^V = \sqrt{2\pi} \lim_{r \rightarrow 0} [\sigma_{\theta}(r, 0)] r^{1-\lambda} \quad (2.78)$$

Cuando el radio de entalla sea cero, la distancia r_0 es nula y todos los parámetros que son función de μ_1 desaparecen de la ecuación (2.72). Así, la densidad de energía de deformación elástica en Modo I resulta:

$$W_1^{(e)}(r, \Theta) = \frac{1}{2E} r^{2(\lambda_1-1)} \frac{K_I^V}{2\pi} [f_{\theta\theta}^2 + f_{rr}^2 + f_{zz}^2 - 2v(f_{\theta\theta}f_{rr} + f_{\theta\theta}f_{zz} + f_{rr}f_{zz}) + 2(1+v)f_{rz}^2] \quad (2.79)$$

La energía de deformación total en un área de radio R_c resulta (Figura 2.34):

$$E_1^{(e)} = \int_A W_1^{(e)} dA = \int_0^{R_c} \int_{-\gamma}^{+\gamma} W_1^{(e)}(r, \Theta) r dr d\Theta = \frac{1}{E} \frac{I_1(\gamma)}{4\lambda_1} (K_I^V)^2 R_c^{2\lambda_1} \quad (2.80)$$

donde I_1 es:

$$I_1 = \frac{1}{2E} \int_{-\gamma}^{+\gamma} [f_{\theta\theta}^2 + f_{rr}^2 + f_{zz}^2 - 2v(f_{\theta\theta}f_{rr} + f_{\theta\theta}f_{zz} + f_{rr}f_{zz}) + 2(1+v)f_{rz}^2] d\Theta \quad (2.81)$$

En una situación plana, el volumen de control es el área descrito por el sector semicircular de la Figura 2.34. Este área es igual a:

$$A = \int_0^{R_c} \int_{-\gamma}^{+\gamma} r dr d\theta = R_c^2 \gamma \quad (2.82)$$

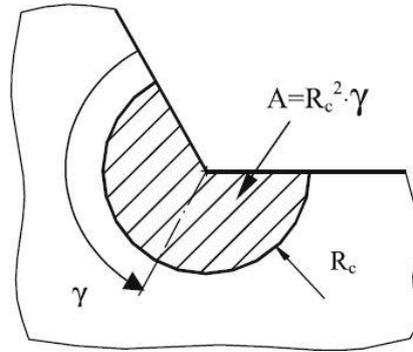


Figura 2.34 Volumen de control (área) para entallas afiladas en V [76].

Utilizando la ecuación (2.82), el valor medio de la energía de deformación para un área resulta:

$$W_1^{(e)} = \frac{E_1^{(e)}}{A} = \frac{I_1}{4E\lambda_1\gamma} \left(\frac{K_I^V}{R_c^{1-\lambda_1}} \right) \quad (2.83)$$

donde es λ_1 el autovalor de Williams y $\gamma = \pi - a$.

El SED establece que en Modo I la rotura se produce cuando el valor medio de la densidad de energía de deformación (\bar{W}) en un volumen de control (de radio R_c) alcanza un valor crítico, W_c , que depende de cada material:

$$\bar{W} = W_c \quad (2.84)$$

Si el material es frágil, W_c se puede evaluar en función de la tensión de rotura y del módulo de Young:

$$W_c = \frac{\sigma_u^2}{2E} \quad (2.85)$$

Si se obtienen experimentalmente los valores W_c y K_{mat}^V que provocan la rotura, la ecuación (2.83) hace posible determinar el valor crítico del radio. Si el valor crítico del NSIF se obtiene con probetas que cumplan la condición $2\alpha \neq 0$, el valor crítico del radio se expresa como [76]:

$$R_c = \left[\frac{I_1 (K_I^V)^2}{4E\lambda_1\gamma W_c} \right]^{\frac{1}{2(1-\lambda_1)}} \quad (2.86)$$

Diferentes valores obtenidos para la integral I_1 , en función del ángulo de la entalla y el coeficiente de Poisson, se muestran la Tabla 2.3.

Tabla 2.3 Parámetro I_1 . Deformación Plana (DP); Tensión Plana (TP) [76].

2α [°]	γ/π (rad)	λ_1	I_1 (DP)							I_1 (TP)	
			$\nu=0.10$	$\nu=0.15$	$\nu=0.2$	$\nu=0.25$	$\nu=0.3$	$\nu=0.35$	$\nu=0.4$	$\nu=0.3$	
0	1	0.500	1.1550	1.0925	1.0200	0.9375	0.8450	0.7425	0.6300	1.0250	
15	23/24	0.500	1.1497	1.0880	1.0162	0.9346	0.8431	0.7416	0.6303	1.0216	
30	11/12	0.501	1.1335	1.0738	1.0044	0.9254	0.8366	0.7382	0.6301	1.0108	
45	7/8	0.505	1.1063	1.0499	0.9841	0.9090	0.8247	0.7311	0.6282	0.9918	
60	5/6	0.512	1.0678	1.0156	0.9547	0.8850	0.8066	0.7194	0.6235	0.9642	
90	3/4	0.544	0.9582	0.9173	0.8690	0.8134	0.7504	0.6801	0.6024	0.8826	
120	2/3	0.616	0.8137	0.7859	0.7524	0.7134	0.6687	0.6184	0.5624	0.7701	
135	5/8	0.674	0.7343	0.7129	0.6867	0.6558	0.6201	0.5796	0.5344	0.7058	
150	7/12	0.752	0.6536	0.6380	0.6186	0.5952	0.5678	0.5366	0.5013	0.6386	

Cuando $2\alpha = 0$ (entallas en U), y el radio de entalla es nulo, K_{mat}^V es igual a la tenacidad a fractura K_{mat} . El radio crítico del material se puede obtener de la ecuación (2.83) o aplicando las siguientes expresiones [84, 85]:

$$R_c = \frac{(1+\nu)(5-8\nu)}{4\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_u} \right)^2 \quad (\text{Deformación plana}) \quad (2.87)$$

$$R_c = \frac{(5-3\nu)}{4\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_u} \right)^2 \quad (\text{Tensión plana}) \quad (2.88)$$

2.5.2.3 SED local en entallas romas en V solicitadas en Modo I

En el caso de entallas redondeadas el parámetro a_I de la ecuación (2.72) se puede relacionar con la tensión principal máxima del frente de la entalla de la siguiente manera:

$$a_1 = \frac{\sigma_{max}}{r_0^{\lambda_1-1} \left\{ 1 + \frac{(1+\mu_1)\chi_{d1} + \chi_{c1}}{1+\lambda_1 + \chi_{b1}(1-\lambda_1)} \frac{q}{4(q-1)} \right\}} = \frac{\sigma_{max} r_0^{\lambda_1-1}}{1 + \tilde{\omega}_1} \quad (2.89)$$

Los valores del parámetro $\tilde{\omega}$ aparecen en la Tabla 2.2. Así, la ecuación (2.72) se expresa:

$$\sigma_{\theta\theta}(r, \theta) = \frac{\sigma_{max}}{1 + \tilde{\omega}_1} \left(\frac{r_0}{r}\right)^{1-\lambda_1} \left[f_{\theta\theta} + \left(\frac{r}{r_0}\right)^{\mu_1-\lambda_1} g_{\theta\theta} \right] \quad (2.90)$$

$$\sigma_{rr}(r, \theta) = \frac{\sigma_{max}}{1 + \tilde{\omega}_1} \left(\frac{r_0}{r}\right)^{1-\lambda_1} \left[f_{rr} + \left(\frac{r}{r_0}\right)^{\mu_1-\lambda_1} g_{rr} \right] \quad (2.91)$$

$$\sigma_{r\theta}(r, \theta) = \frac{\sigma_{max}}{1 + \tilde{\omega}_1} \left(\frac{r_0}{r}\right)^{1-\lambda_1} \left[f_{r\theta} + \left(\frac{r}{r_0}\right)^{\mu_1-\lambda_1} g_{r\theta} \right] \quad (2.92)$$

La densidad de energía de deformación elástica, en este caso, sigue la siguiente expresión:

$$W_1^{(e)}(r, \theta) = \frac{1}{2E} \left(\frac{\sigma_{max}}{1 + \tilde{\omega}_1}\right)^2 \left\{ \left(\frac{r_0}{r}\right)^{2(\lambda_1-1)} \tilde{F}_\lambda + \left(\frac{r_0}{r}\right)^{2(\mu_1-1)} \tilde{G}_\mu + 2 \left(\frac{r_0}{r}\right)^{\lambda_1-\mu_1-2} \tilde{M}_{\lambda\mu} \right\} \quad (2.93)$$

donde, si se aplica el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación total de Beltrami [65], las siguientes relaciones son válidas:

$$\tilde{F}_\lambda = f_{\theta\theta}^2 + f_{rr}^2 + f_{zz}^2 - 2\nu(f_{\theta\theta}f_{rr} + f_{\theta\theta}f_{zz} + f_{rr}f_{zz}) + 2(1 + \nu)f_{r\theta}^2 \quad (2.94)$$

$$\tilde{G}_\mu = g_{\theta\theta}^2 + g_{rr}^2 + g_{zz}^2 - 2\nu(g_{\theta\theta}g_{rr} + g_{\theta\theta}g_{zz} + g_{rr}g_{zz}) + 2(1 + \nu)g_{r\theta}^2 \quad (2.95)$$

$$\begin{aligned} \tilde{M}_{\lambda\mu} = & f_{\theta\theta}g_{\theta\theta} + f_{rr}g_{rr} + f_{zz}g_{zz} \\ & - \nu(f_{\theta\theta}g_{rr} + g_{\theta\theta}f_{rr} + f_{\theta\theta}g_{zz} + g_{\theta\theta}f_{zz} + f_{rr}g_{zz} + g_{rr}f_{zz}) \\ & + 2(1 + \nu)f_{r\theta}g_{r\theta} \end{aligned} \quad (2.96)$$

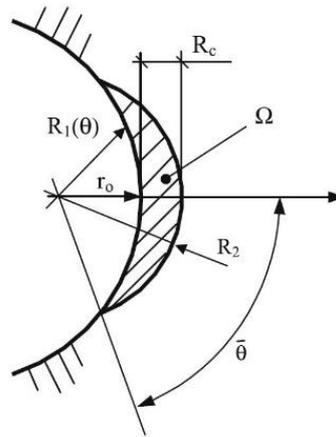


Figura 2.35 Volumen de control (área) para entallas roma en V [85].

Considerando el área Ω mostrado en la Figura 2.35, la energía de deformación se puede expresar como:

$$\begin{aligned} E_1^{(e)} &= \int_A W_1^{(e)} dA = \int_{-\bar{\theta}}^{+\bar{\theta}} d\theta \int_{R_1\theta}^{R_2} W_1^{(e)}(r, \theta) r dr \\ &= \frac{1}{2E} \left[\frac{\sqrt{2\pi}\sigma_{max}}{1 + \bar{\omega}_1} \right]^2 r_0^{2(\lambda_1-1)} (I_\lambda + I_\mu + I_{\lambda\mu}) \end{aligned} \quad (2.97)$$

donde

$$I_\lambda = \int_{-\bar{\theta}}^{+\bar{\theta}} \frac{(R_2^{2\lambda_1} - R_1(\theta)^{2\lambda_1})}{2\lambda_1} \tilde{F}_\lambda d\theta \quad (2.98)$$

$$I_\mu = (r_0)^{2(\lambda_1-\mu_1)} \int_{-\bar{\theta}}^{+\bar{\theta}} \frac{(R_2^{2\mu_1} - R_1(\theta)^{2\mu_1})}{2\mu_1} \tilde{G}_\mu d\theta \quad (2.99)$$

$$I_{\lambda\mu} = 2(r_0)^{\lambda_1-\mu_1} \int_{-\bar{\theta}}^{+\bar{\theta}} \frac{(R_2^{\lambda_1+\mu_1} - R_1(\theta)^{\lambda_1+\mu_1})}{\lambda_1 + \mu_1} \tilde{M}_{\lambda\mu} d\theta \quad (2.100)$$

El término de la ecuación (2.100) solo es válido cuando $2\alpha \neq 0$. En el caso de entallas en U ($2\alpha = 0$), se utiliza la expresión:

$$I_{\lambda\mu} = 2(r_0) \int_{-\bar{\theta}}^{+\bar{\theta}} \ln \left[\frac{R_2}{R_1(\theta)} \right] \tilde{M}_{\lambda\mu} d\theta \quad (2.101)$$

Esta integral es igual a 0 cuando $2\alpha = 0$. En general se puede escribir:

$$I_1 = \frac{1}{2\pi} (I_\lambda + I_\mu + I_{\lambda\mu}) \quad (2.102)$$

La energía en el volumen estructural se puede expresar como:

$$E_1^{(e)} = \frac{1}{2E} \left[\frac{\sigma_{max} \sqrt{2\pi}}{r_0^{\lambda_1-1} (1 + \bar{\omega}_1)} \right]^2 \cdot I_1 \quad (2.103)$$

donde I_1 depende de 2α , ρ y R_c .

En caso de entallas en U, la ecuación (2.103) es:

$$E_1^{(e)} = \frac{1}{2E} \left(\frac{\sigma_{max} \sqrt{2\rho}}{2} \right)^2 \cdot I_1 \quad (2.104)$$

El valor medio de la densidad de energía de deformación será:

$$\bar{W}_1^{(e)} = \frac{1}{E} \left(\frac{I_1}{2\Omega} \right)^2 \sigma_{max}^2 r_0^{\lambda_1-1} \left[\frac{\sqrt{2\pi}}{1 + \bar{\omega}_1} \right]^2 \quad (2.105)$$

El área queda definido como:

$$\Omega = \int_{R_1\theta}^{R_2} \int_{-\bar{\theta}}^{+\bar{\theta}} r dr d\theta \quad (2.106)$$

La relación $(I_1 / 2\Omega)$ depende del parámetro del material R_c . En general, la integral I_1 y el área Ω dependen de 2α , ρ y R_c . Sin embargo, I_1 es proporcional a $\rho^{2\lambda}$ y Ω es proporcional a ρ^2 . Así, se tiene que:

$$\frac{I_1}{2\Omega} (2\alpha, \rho, R_c) = \frac{1}{\rho^{2(1-\lambda_1)}} H(2\alpha, \frac{R_c}{\rho}) \quad (2.107)$$

donde la función H depende de ángulo de entalla y de la relación entre el radio crítico y radio de la entalla en el frente del defecto. De este modo la ecuación (2.105) en el caso de entallas en U se puede expresar como:

$$\bar{W}_1^{(e)} = \frac{E_1^{(e)}}{\Omega} = F(2\alpha) H\left(2\alpha, \frac{R_c}{\rho}\right) \frac{\sigma_{max}^2}{E} \quad (2.108)$$

donde

$$F(2\alpha) = \left(\frac{q-1}{q} \right)^{2(1-\lambda_1)} \left[\frac{\sqrt{2\pi}}{1 + \bar{\omega}_1} \right]^2 \quad (2.109)$$

En la Tabla 2.2 se mostraban los valores que toma la función F, y en las tablas 2.4 y 2.5 se recogen los valores que toma la función H para entallas en V y en U, respectivamente.

Tabla 2.4 Valores de la función H para entallas en V [86].

2α [rad]	R_c/ρ	H			2α [rad]	R_c/ρ	H		
		$v = 0.3$	$v = 0.35$	$v = 0.4$			$v = 0.3$	$v = 0.35$	$v = 0.4$
0	0.01	0.5638	0.5432	0.5194	$\pi/2$	0.01	0.6290	0.6063	0.5801
	0.05	0.5086	0.4884	0.4652		0.05	0.5627	0.5415	0.5172
	0.1	0.4518	0.4322	0.4099		0.1	0.4955	0.4759	0.4535
	0.3	0.3069	0.2902	0.2713		0.3	0.3296	0.3144	0.2972
	0.5	0.2276	0.2135	0.1976		0.5	0.2361	0.2246	0.2115
	1	0.1314	0.1217	0.1110		1	0.1328	0.1256	0.1174
$\pi/6$	0.01	0.6395	0.6162	0.5894	$2\pi/3$	0.01	0.5017	0.4836	0.4628
	0.05	0.5760	0.5537	0.5280		0.05	0.4465	0.4298	0.4106
	0.1	0.5107	0.4894	0.4651		0.1	0.3920	0.3767	0.3591
	0.3	0.3439	0.3264	0.3066		0.3	0.2578	0.2467	0.2339
	0.5	0.2531	0.2386	0.2223		0.5	0.1851	0.1769	0.1676
	1	0.1428	0.1333	0.1226		1	0.1135	0.1079	0.1015
$\pi/3$	0.01	0.6678	0.6436	0.6157	$3\pi/4$	0.01	0.4114	0.3966	0.3795
	0.05	0.5998	0.5769	0.5506		0.05	0.3652	0.3516	0.3359
	0.1	0.5302	0.5087	0.4842		0.1	0.3206	0.3082	0.2938
	0.3	0.3543	0.3372	0.3179		0.3	0.2082	0.1997	0.1900
	0.5	0.2597	0.2457	0.2301		0.5	0.1572	0.1504	0.1427
	1	0.1435	0.1349	0.1252		1	0.1037	0.0988	0.0932

Tabla 2.5 Valores de la función H para probetas con entallas en U [86].

R_c/ρ	H				
	$v = 0.1$	$v = 0.15$	$v = 0.2$	$v = 0.25$	$v = 0.3$
0.0005	0.6294	0.6215	0.6104	0.5960	0.5785
0.001	0.6286	0.6207	0.6095	0.5952	0.5777
0.005	0.6225	0.6033	0.6033	0.5889	0.5714
0.01	0.6149	0.6068	0.5956	0.5813	0.5638
0.05	0.5599	0.5515	0.5401	0.5258	0.5086
0.1	0.5028	0.4942	0.4828	0.4687	0.4518
0.3	0.3528	0.3445	0.3341	0.3216	0.3069
0.5	0.2672	0.2599	0.2508	0.2401	0.2276
1	0.1590	0.1537	0.1473	0.1399	0.1314

2.5.2.4 Validación numérica y experimental del SED

El grado de precisión de la ecuación (2.108) se ha comprobado por medio de análisis de elementos finitos [86], supuesto un comportamiento elástico-lineal del material y en condiciones de deformación plana. La geometría característica utilizada se muestra en la Figura 2.36 para el material validado (PMMA), donde el radio de entalla se mantiene constante ($\rho = 1.0 \text{ mm}$) y el ángulo (2α) varía entre 0° y 150° . Se consideró tanto el supuesto de entallas en U como en V. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 2.36, observándose cómo en ambos casos el ajuste es muy preciso. Esta cuestión es de suma importancia en la práctica, ya que permite realizar cálculos de carga crítica evitando realizar simulaciones por elementos finitos.

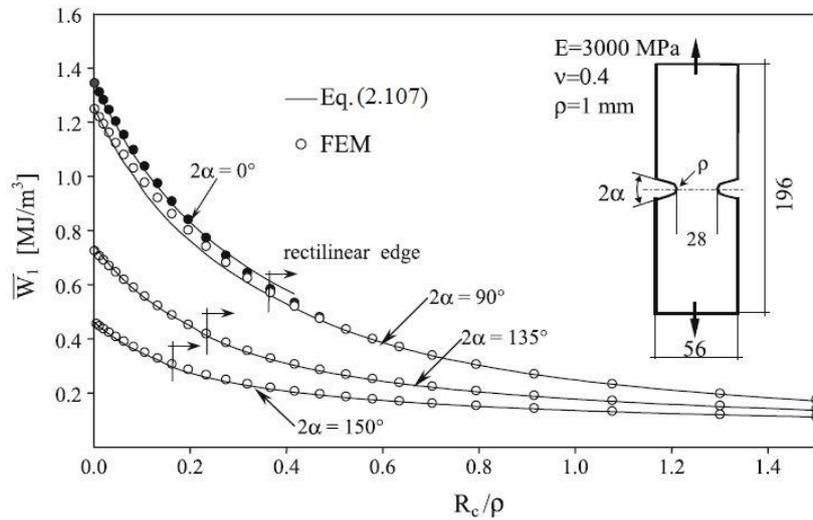


Figura 2.36 Comparación entre las soluciones analíticas y numéricas para PMMA con diferentes radios de entalla [86].

Asimismo, la validación del método SED para estimar cargas de rotura se realizó sobre un amplio programa experimental en probetas de PMMA [87]. En la Figura 2.37 se muestra un ejemplo de la precisión en la predicción de cargas críticas, variando según el radio de entalla. Se observa la precisión del ajuste teórico frente a los resultados experimentales, basándose en un valor constante de la densidad de energía de deformación local.

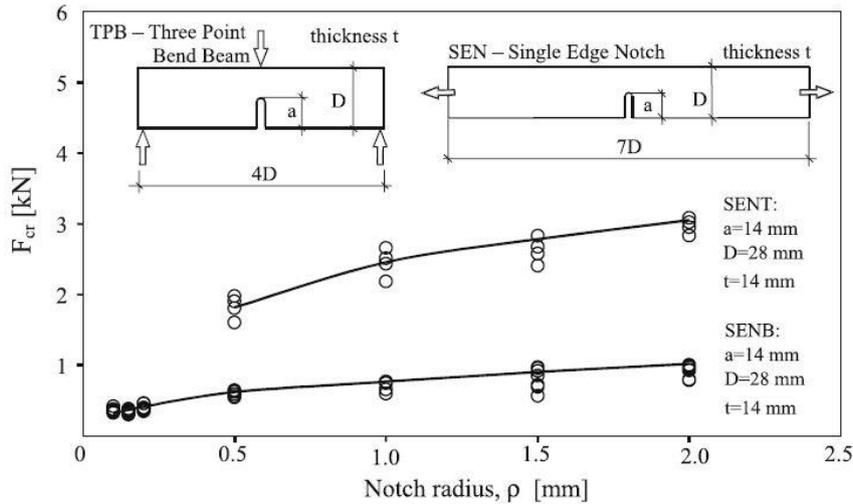


Figura 2.37 Comparación entre los valores de carga crítica (F_{cr}) estimados (línea continua) y experimentales para PMMA [86].

En relación con las ventajas de la metodología SED, con respecto al criterio de fractura global, cabe destacar que cuando se realiza una evaluación directa con elementos finitos del NSIF se necesita un mallado preciso. Por el contrario, el valor medio del SED elástico en un volumen de control se puede obtener de manera precisa con un mallado grueso [88, 89]. Así, el SED puede ser derivado directamente de los desplazamientos nodales.

Otras ventajas asociadas a la metodología SED son las siguientes:

- Permite considerar los efectos de escala en placas con proporciones geométricas escaladas, lo que está incluido en el NSIF.
- Permite la utilización de diferentes modos de carga (I, II, III o mixto)
- No presenta el problema ligado a las diferentes unidades de medida del NSIF en el caso de diferentes aperturas de ángulos de una entalla (es decir, la iniciación de la fisura en el pie ($2\alpha = 135^\circ$) o la raíz ($2\alpha = 0^\circ$) en una unión soldada).
- No presenta el problema de la iniciación de fisuras múltiples y su interacción en diferentes planos durante la propagación.
- Tiene en cuenta los efectos tridimensionales y las singularidades fuera del plano que no son evaluadas por la teoría de Williams de la Mecánica de la Fractura elástico-lineal.

2.6 LOS DIAGRAMAS DE FALLO

2.6.1 Introducción

En 1958 Irwin [8] 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.

Basándose en la misma idea, Dugdale y Barenblatt [90, 91] propusieron otro modelo para el mismo caso de plasticidad limitada (Figura 2.38). 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, de longitud 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.

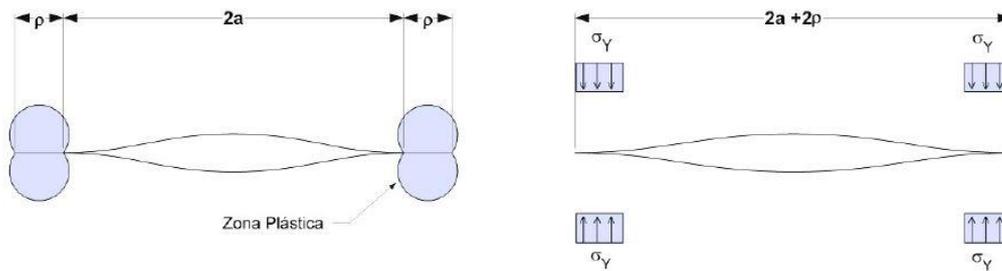


Figura 2.38 Modelo de Dugdale [90]. La zona plástica se modela considerando tensiones de compresión iguales al límite elástico en cada extremo de la fisura [9].

El modelo, que supone el caso de fisura pasante en placa infinita, se aproxima al comportamiento elastoplástico superponiendo dos soluciones elásticas: una fisura pasante bajo tensión uniforme y una fisura pasante sometida a tensiones de cierre en sus extremos. La solución aparece por aplicación del principio de superposición (Figura 2.39).

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. Así, 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 (K_σ) y de la placa infinita sometida a tensiones de cierre (K_{cierre}) se anulen entre sí.

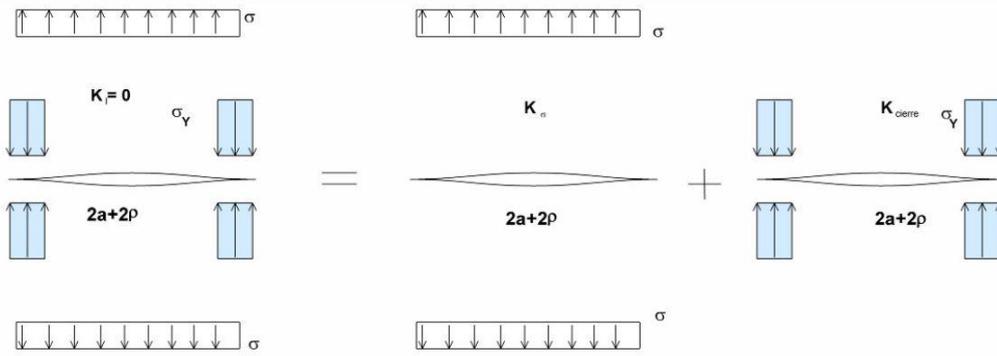


Figura 2.39 Aplicación del principio de superposición al modelo de Dugdale.

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 2.40). Los factores de intensidad de tensiones en los dos frentes de fisura son, suponiendo una placa de espesor unitario [9]:

$$K_{I(+a)} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a+x}{a-x}} \tag{2.110}$$

$$K_{I(-a)} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} \sqrt{\frac{a-x}{a+x}} \tag{2.111}$$

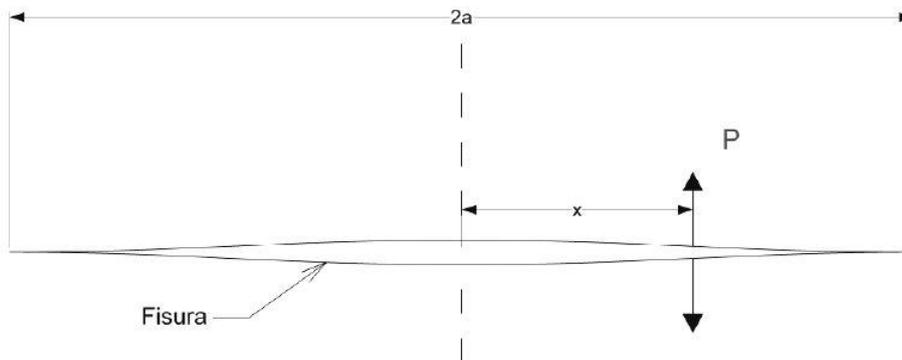


Figura 2.40 Fuerzas de apertura en la fisura aplicadas a una distancia x del centro [9].

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

$$P = -\sigma_y dx \tag{2.112}$$

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:

$$K_{cierre} = -\frac{\sigma_y}{\sqrt{\pi(a + \rho)}} \int_a^{a+\rho} \left(\sqrt{\frac{a + \rho + x}{a + \rho - x}} + \sqrt{\frac{a + \rho - x}{a + \rho + x}} \right) dx = \quad (2.113)$$

$$= -2\sigma_y \sqrt{\frac{a + \rho}{\pi}} \int_a^{a+\rho} \frac{dx}{\sqrt{(a + \rho)^2 - x^2}}$$

$$K_{cierre} = -2\sigma_y \sqrt{\frac{a + \rho}{\pi}} \cos^{-1} \left(\frac{a}{a + \rho} \right) \quad (2.114)$$

Por otra parte, el factor de intensidad de tensiones asociado a una fisura en una placa infinita sometida a tensión uniforme responde a la siguiente ecuación:

$$K_\sigma = \sigma_y [\pi(a + \rho)]^{1/2} \quad (2.115)$$

K_σ debe compensar al factor de intensidad de tensiones correspondiente a la placa sometida a las tensiones de cierre (principio de superposición, Figura 2.39). Así, se obtiene:

$$\frac{a}{a + \rho} = \cos \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right) \quad (2.116)$$

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

$$\frac{a}{a + \rho} = 1 - \frac{1}{2!} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)^2 + \frac{1}{4!} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)^4 - \frac{1}{6!} \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right)^6 + \dots \quad (2.117)$$

Considerando los dos primeros términos y despejando ρ para $\sigma \ll \sigma_y$ [9]:

$$\rho = \frac{\pi^2 \sigma^2 a}{8\sigma_y^2} = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2.118)$$

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 $a_{eff} = a + \rho$:

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi \cdot a \cdot \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right)} \quad (2.119)$$

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 [9]. Burdekin y Stone [92] obtuvieron una estimación más realista de K_{eff} :

$$K_{eff} = \sigma_y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right) \right]^{1/2} \quad (2.120)$$

2.6.2 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 plástico de la sección remanente (evaluación frente a colapso plástico), fundamentada en la Teoría de la Plasticidad [93-96] 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:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} \quad (2.121)$$

$$S_r = \frac{\sigma}{\sigma_y} \quad (2.122)$$

K_I es el factor de intensidad de tensiones, K_{mat} es la tenacidad a fractura del material, σ es la tensión exterior aplicada y σ_y es el límite elástico del material. 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 Burdekin y Stone [92], aplicado a una placa de dimensiones infinitas con una fisura centrada de longitud $2a$ y solicitada con una tensión remota uniforme, σ .

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

$$K_{eff} = \sigma_y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) \right]^{1/2} = K_{mat} \quad (2.123)$$

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

$$\frac{K_{mat}}{K_I} = \frac{\sigma_y}{\sigma} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) \right]^{1/2} \quad (2.124)$$

Invirtiendo la expresión, queda:

$$\frac{K_I}{K_{mat}} = \frac{\sigma}{\sigma_y} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) \right]^{-1/2} \quad (2.125)$$

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 ($\sigma = \sigma_y$):

$$K_r = S_r \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} S_r \right) \right]^{-1/2} \quad (2.126)$$

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 tienen los modelos de Dugdale y de Burdekin y Stone.

La Figura 2.41 muestra gráficamente el Diagrama de Fallo, FAD (“*Failure Assessment Diagram*”), derivado de la expresión (2.126), que define la correspondiente Línea de Fallo (FAL, *Failure Assessment Line*), como contorno límite de la zona en la que los componentes están en condiciones seguras. La línea FAL define el criterio de rotura, establecido en su origen (2.123), 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 $\sigma > \sigma_y$.

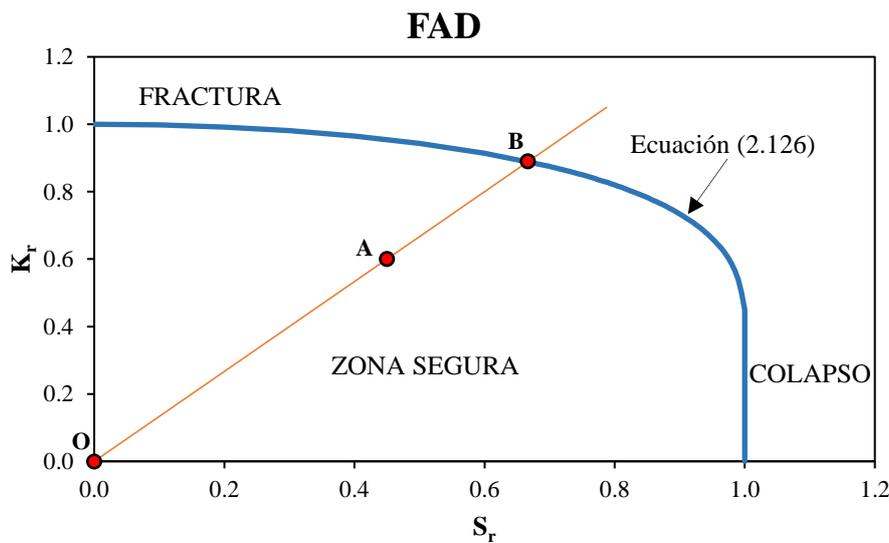


Figura 2.41 Diagrama de Fallo obtenido a partir del modelo de Dugdale y definición del factor de seguridad frente al fallo.

En definitiva, la metodología FAD propone, por un lado, 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 (ecuación (2.121)), mientras que la coordenada S_r se obtiene al dividir la tensión aplicada entre el límite elástico del material (ecuación (2.122)).

Por otro lado, el FAD propone evaluar la posición de dicho punto con respecto a la Línea de Fallo $f(S_r)$. 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.

Por último, propone que para un determinado componente que se encuentra en una situación aceptable, punto A (Figura 2.41), su correspondiente factor de seguridad frente al fallo con respecto a la carga aplicada se determine trazando una línea definida por dos puntos: el origen (O) y el punto de evaluación A , cortando a la línea de fallo en B . El factor de seguridad se define como el cociente OB / OA .

Este desarrollo teórico ha ido progresando en los últimos años e incorporándose a los distintos procedimientos de evaluación de seguridad estructural (BS7910 [97], R6 [98], FITNET [99], API 579-1/ASME[100], entre otros).

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

$$K_r = f(L_r) \quad (2.127)$$

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:

$$L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_y} = \frac{1}{\sigma_y} \frac{P}{P_L} \sigma_y = \frac{P}{P_L} \quad (2.128)$$

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:

$$\sigma_{ref} = \frac{P}{P_L} \sigma_y \quad (2.129)$$

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

$$K_r = 1 \quad (2.130)$$

A medida que aumenta la plastificación en el frente de fisura, la ecuación (2.130) 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:

$$f(L_r) = \sqrt{\frac{J_e}{J}} \quad (2.131)$$

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

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} = 1 \cdot f(L_r) = \sqrt{\frac{J_e}{J}} \quad (2.132)$$

Eliminando la raíz cuadrada:

$$\frac{K_I^2}{K_{mat}^2} = \frac{J_e}{J} \quad (2.133)$$

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

$$J = \frac{K_{mat}^2}{E} = J_{mat} \quad (2.134)$$

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 (2.126) 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 [97-100].

2.6.3 *Análisis de entallas combinando la TDC y los FAD*

Tal y como se propone en [16], a continuación se recoge una metodología de análisis de entallas que combina la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y los Diagramas de Fallo (FAD) y que permite analizar entallas en condiciones que van desde la fractura frágil hasta el colapso plástico.

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_{mat} , desarrolla una mayor resistencia a fractura, en este caso la tenacidad aparente a fractura K_{mat}^N .

Por lo tanto, en relación con los análisis FAD, la definición del parámetro K_r (ecuación (2.121)), supuesto el problema equivalente con fisura en el caso del análisis de entallas, sería:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} \quad (2.135)$$

Para completar el análisis FAD de un componente entallado quedaría por definir el parámetro L_r , que depende (ecuación (2.128)) 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 2.42). 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, 101]. 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.

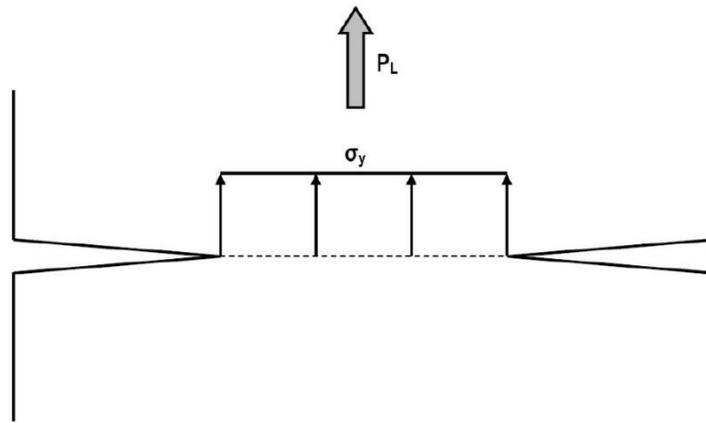


Figura 2.42 Estado tensional en colapso plástico (sólido elastoplástico perfecto) en una probeta tipo DEC (Double Edge Cracked).

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_{mat} (y por lo tanto a la coordenada K_r del punto de evaluación del componente), tal y como se ha visto anteriormente.

En el caso de aplicar la corrección de entalla asociada al LM, la expresión resultaría:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} = \frac{K_I}{K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}} \quad (2.136)$$

La expresión en el caso de utilizar la corrección del PM (ecuación (2.67)) sería totalmente análoga:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} = \frac{K_I}{K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)}} \quad (2.137)$$

En segundo lugar, la corrección de entalla puede aplicarse al propio FAD, en vez de a la tenacidad a fractura. Partiendo de (2.136) y teniendo en cuenta (2.132):

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} = f(L_r) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (2.138)$$

en caso de utilizar el LM, y siendo:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}^N} = f(L_r) \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (2.139)$$

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 2.43 muestra ambas situaciones.

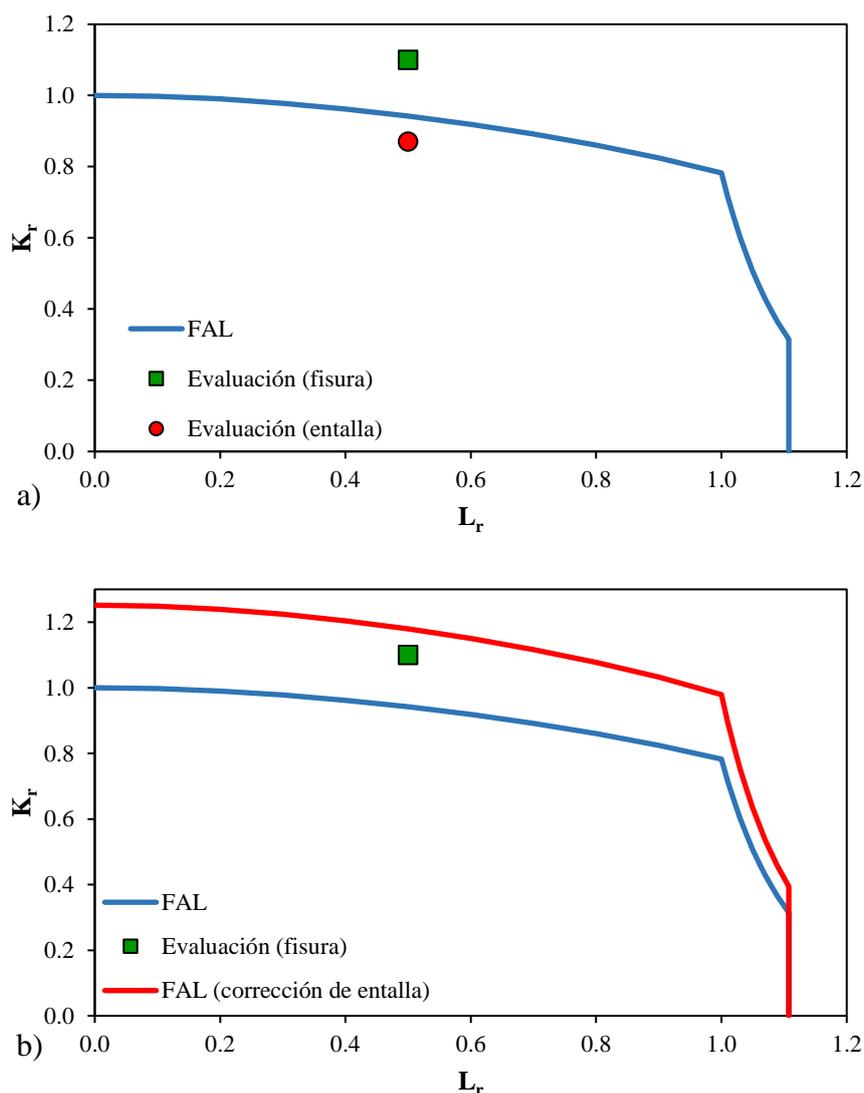


Figura 2.43 Estado tensional en colapso plástico (sólido elastoplástico perfecto) en una probeta tipo DEC (Double Edge Cracked).

La metodología que acaba de ser descrita se ha aplicado con éxito, y por ende validado, en diferentes materiales [102-104]: el polimetilmetacrilato (PMMA), la aleación de aluminio (Al7075-T651), dos rocas (caliza y granito) y cuatro aceros estructurales (S275JR, S355J2, S460M y S690Q) a diferentes temperaturas desde el rango frágil al dúctil. Un total 555 ensayos han servido para validar esta metodología variando las distintas condiciones: materiales, radios de entalla, probetas, temperatura de los ensayos, etc.

Como se puede observar en la Figura 2.44 [104], tras aplicar la metodología anteriormente expuesta los resultados se aproximan a la línea de fallo, reduciendo el conservadurismo existente cuando las entallas se consideran fisuras. En el análisis de las entallas como si fueran fisuras se observa que los puntos de evaluación en rotura quedan muy lejos de la Línea de Fallo (situación teórica de rotura), mientras que al aplicar la corrección por efecto entalla, la

evaluación de las distintas probetas se aproxima mucho más a la Línea de Fallo. Algunos puntos quedan dentro de la zona segura teórica (proporcionando por tanto evaluaciones del lado de la inseguridad), pero se trata en todo caso de un porcentaje en torno al 3% del total de resultados, lo cual es coherente con el hecho de que en el análisis de los distintos materiales se usó un valor de K_{mat} asociado al 95% de confianza.

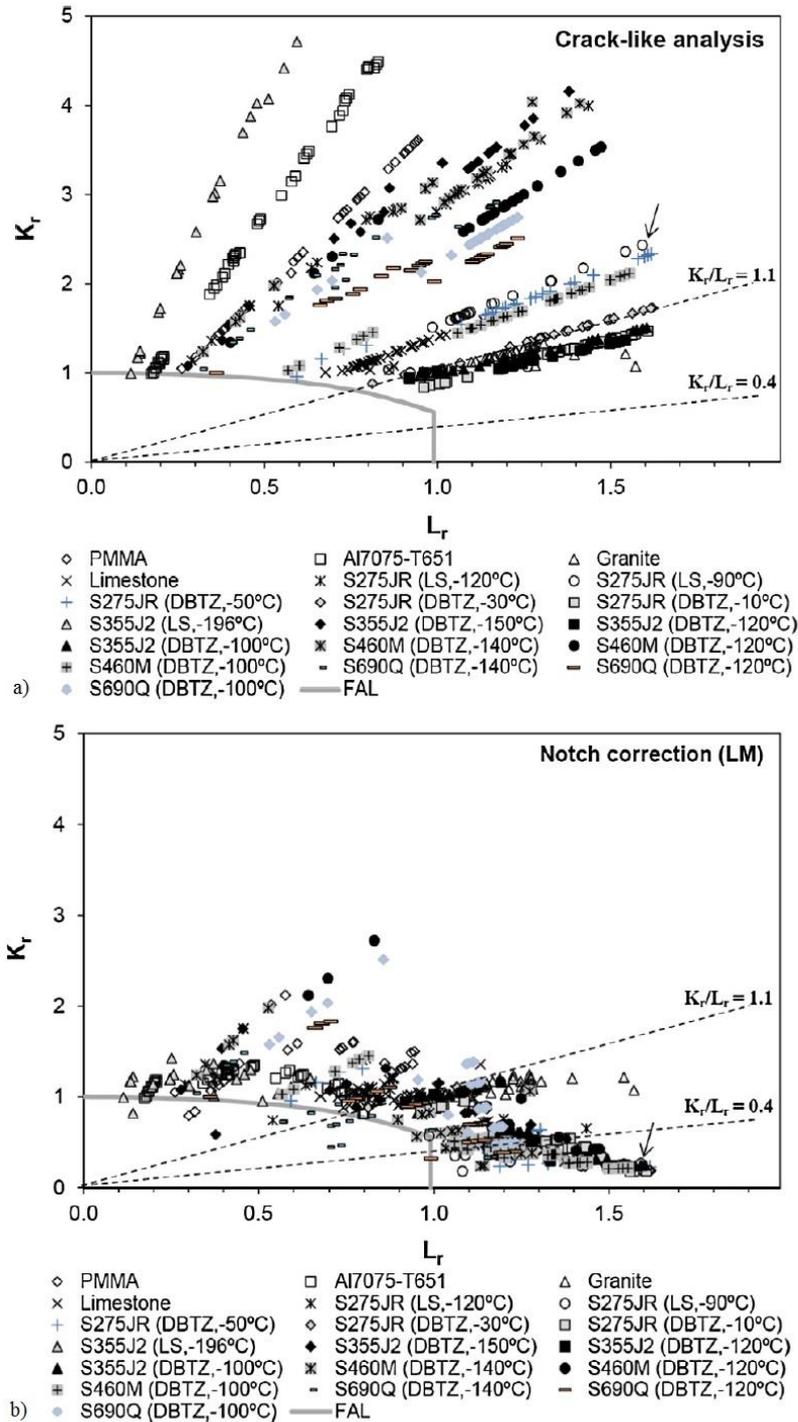


Figura 2.44 Evaluación FAD en rotura de 555 resultados experimentales [104]:
 a) evaluación tipo fisura; b) evaluación tipo entalla, corrección con LM.

CAPÍTULO 3

MATERIALES Y MÉTODOS

3.1 INTRODUCCIÓN

En el presente capítulo se describen los materiales escogidos para la realización de este trabajo, y se justifica su elección. Asimismo, se detalla el programa experimental que se ha llevado a cabo, definiendo los ensayos y equipos empleados, así como los resultados obtenidos.

3.2 MATERIALES COMPUESTOS REFORZADOS CON FIBRAS

Los materiales compuestos reforzados con fibras consisten en incorporar a una matriz generalmente polimérica, fibras de alta resistencia y alto módulo elástico. Así, se consiguen materiales con propiedades que fibra y matriz por separado no alcanzarían. En general, las fibras soportan la carga mientras que la matriz las mantiene en la posición y orientación deseada, protegiéndolas por ejemplo, de altas temperaturas o humedad [105].

Los termoplásticos reforzados constituyen una clase importante de los plásticos técnicos, los cuales, gracias a su fácil fabricación y buenas propiedades mecánicas, están sustituyendo a las piezas metálicas utilizadas en componentes estructurales de ingeniería. Las estructuras metálicas, fabricadas en acero y en aleaciones de aluminio, se consideran isótropas, es decir, presentan características iguales en cualquier dirección de medida. Por el contrario, las

propiedades de los materiales compuestos reforzados con fibras varían según la dirección de medida puesto que no son isótropos. Por este motivo, el diseño de una estructura de material compuesto reforzado con fibras es más complejo que el de una estructura metálica. Sin embargo, esto permite ajustar las direcciones de las propiedades del material según las necesidades del diseño.

Por otro lado, este tipo de materiales tienen un coeficiente de expansión térmica significativamente menor que los metales. Por ende, tendrán mejor estabilidad en un rango amplio de temperaturas. Esto supondrá un problema cuando metales y compuestos se utilizan conjuntamente. Otra de las características de este tipo de material compuesto es la elevada amortiguación interna. Esto se traduce en una mejor absorción de la energía de vibración, reduciendo ruidos y vibraciones, lo que supone una ventaja en el desarrollo de componentes en automoción o elementos deportivos. Además, no suelen presentar corrosión, puesto que son capaces de absorber la humedad del ambiente, lo que sí genera cambios en las dimensiones o tensiones internas. Esto podría evitarse con pintura o revestimientos. Por ejemplo, alguno de los factores ambientales que provocan un empeoramiento de las propiedades mecánicas en los materiales compuestos reforzados con fibras son las elevadas temperaturas, los rayos ultravioleta o los fluidos corrosivos.

Como se ha comentado, otra de las ventajas de este tipo de materiales es su fácil fabricación. En general, estos procesos de fabricación necesitan menos energía que los utilizados para obtener metales. Además, son necesarias menos operaciones de ensamblaje y acabado para fabricar componentes con materiales termoplásticos reforzados que aquellos que tienen partes metálicas.

Hoy en día, las aplicaciones de uso comercial e industrial de este tipo de materiales son muy amplias y variadas. Los materiales poliméricos reforzados con fibra de vidrio se utilizan principalmente en aviación, automoción, náutica, infraestructuras y elementos deportivos. Pero también en electrónica, construcción, muebles, industria energética y otros campos ingenieriles. La Figura 3.1 muestra, como ejemplo, diferentes partes de un avión Airbus 380 fabricadas con termoplásticos reforzados. Al utilizar piezas menos pesadas, se reduce el consumo de combustible y se aumenta el espacio de carga útil.

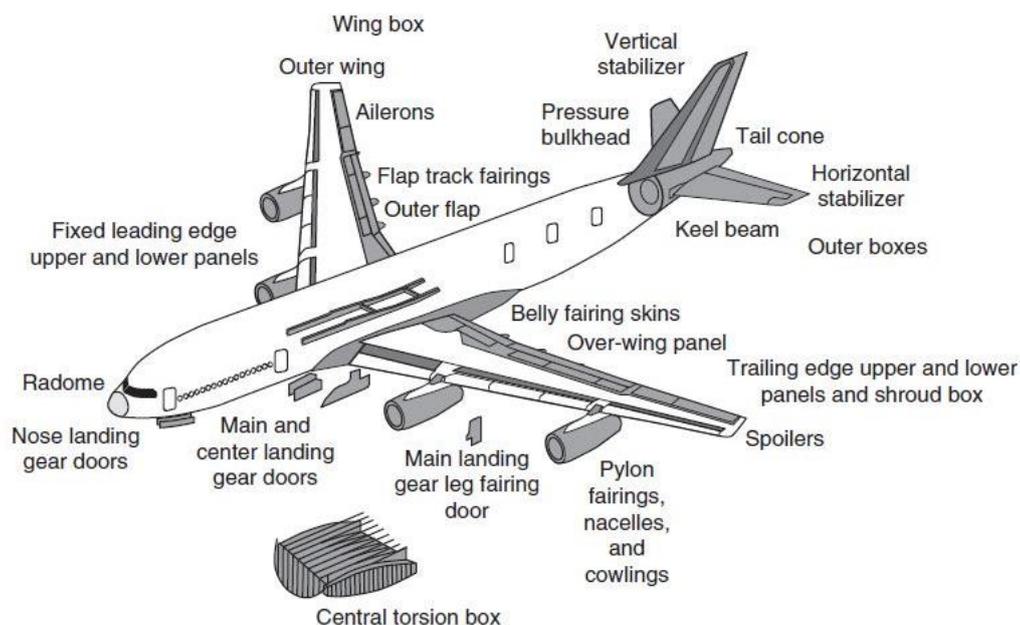


Figura 3.1 Uso de termoplásticos reforzados en un Airbus 380 [105].

3.2.1 Fibra de vidrio

Las fibras son uno de los dos elementos principales de un material compuesto reforzado con fibras. La elección del tipo de fibra ha de ser adecuada, así como la fracción de volumen que ocupe, la longitud y la orientación de las mismas, ya que todas estas variables tienen influencia en las distintas propiedades del material compuesto del que formarán parte, entre otras: la densidad, el módulo de elasticidad, la conductividad eléctrica y térmica y el coste [106].

Desde el punto de vista de refuerzo de tipo lineal, los vidrios de sílice son los más utilizados, si bien el espectro de sus características puede modificarse añadiendo otros óxidos. Con ellos, su composición y sus propiedades varían considerablemente. La fibra de vidrio más utilizada es la del tipo *E*, cuya designación deriva de su empleo para usos eléctricos [106]. No obstante, se emplea en otras aplicaciones, para las que ofrece la ventaja de su reducido costo. Las fibras de vidrio de tipo *R* o *S* exhiben un mejor comportamiento mecánico. Las iniciales se corresponden con "*Resistance*" en francés y con "*Strength*" en inglés, respectivamente [107]. Otro tipo de fibra de vidrio es el designado por la letra *C*, desarrollado para ofrecer una buena resistencia química, de donde proviene la inicial *C*, "*Chemical*". La composición de estos vidrios típicos empleados en la fabricación de fibras se muestran en la Tabla 3.1. En la Tabla 3.2 se presentan los valores de sus propiedades más sobresalientes. Dichos valores sólo son aplicables a fibras recién producidas, ya que, debido a los procesos de transformación

posteriores, sus resistencias pueden mermarse de un modo importante, pudiendo llegar a caer entre 1/3 y 2/3 de sus valores primitivos [107].

Tabla 3.1 Composición de las fibras de vidrio [106].

% óxido	Fibra de vidrio-E	Fibra de vidrio-R/S	Fibra de vidrio-C
SiO ₂	54	65	64
TiO ₂	-	-	3
ZrO ₂	-	-	13
Al ₂ O ₃	14	25	1
B ₂ O ₃	9	-	-
MgO	5	10	-
CaO	18	-	5
Na ₂ O	-	-	14

Tabla 3.2 Propiedades de las fibras de vidrio [106]. σ_f^* : tensión de rotura; E_f : módulo de elasticidad; ε_f^* : deformación en rotura; ρ : densidad; \emptyset : diámetro.

Parámetro	Unidades	F. Vidrio-E	F. Vidrio-R/S	F. Vidrio-C
σ_f^*	GPa	3.45	4.50	3.10
E_f	GPa	72.50	86.50	71.00
ε_f^*	%	3.30-4.80	4.20-5.40	3.50
ρ	g/cm ³	2.60	2.50	2.45
σ_f^*/ρ	(GPa·cm ³)/g	1.30	1.75	1.30
E_f/ρ	(GPa·cm ³)/g	28.00	34.00	29.00
\emptyset	μm	3-25	3-25	3-25
Coef. dilat. tér. lin.	10 ⁻⁶ /K	5.00	4.00	7.20

Por su uso y características, en el presente trabajo la fibra con la que se ha trabajado es la del tipo E con una longitud de 300 μm y un diámetro de 10 μm.

3.2.2 Poliamidas

Las poliamidas son polímeros termoplásticos cuya cadena principal, ya sea alifática (hidrocarburo de cadena abierta), cicloalifática (hidrocarburo de cadena cerrada) o aromática (hidrocarburo de cadena cerrada con dobles enlaces alternados), se constituye a partir de componentes elementales – (CH₂)_n– que se encuentran unidos entre sí por medio de grupos amida. Estos grupos amida presentan un carácter fuertemente polar, que ocasionan intensas

atracciones moleculares y un alto grado de cristalinidad, a la vez que posibilitan la absorción de agua [107].

Históricamente se considera a W. H. Carothers [108] como el inventor de la poliamida. En el transcurso de sus trabajos, iniciados en 1929 en la empresa *DuPont* de EEUU, obtuvo la primera poliamida de alto peso molecular con aplicaciones prácticas. Partió de la hexametildiamina y del ácido adípico, obteniendo la PA6.6. En 1938, se inició la construcción de la primera planta de producción de PA6.6, la cual se comercializó a partir del año 1940 con el nombre genérico de *nylon* [109].

La poliamida de colada de alto peso molecular se fabrica desde la década de los años 50 mediante polimerización aniónica de lactamas dentro del mismo molde. Esta técnica, denominada polimerización in situ, que fue descubierta por DuPont en 1939, ha ido ganando terreno desde los años 60, ya que se consiguió acelerar la polimerización con la incorporación de activadores. A partir de 1962 se empezaron a comercializar poliamidas reforzadas con fibra de vidrio, capaces de alcanzar mayores prestaciones.

Las PA están dotadas de un elevado grado de cristalinidad, que se pone de manifiesto en una alta temperatura de fusión, claramente definida, y en una elevada resistencia a la tracción, ambas mayores cuantos mayor sea el número de grupos amida existan. En la Tabla 3.3 se comparan las propiedades de la PA6.6 y la PA6 con las de otros tipos de poliamidas alifáticas.

Tabla 3.3 Punto de fusión y resistencia a la tracción de diversas PA [106].

	<i>PA6.6</i>	<i>PA6</i>	<i>PA6.10</i>	<i>PA11</i>	<i>PA12</i>
Punto de fusión (°C)	265-270	215-220	220	185	179
Tensión de rotura (MPa)	82	76	70	60	58

Tanto por las propiedades exhibidas como por el coste, el uso de PA6 y de PA6.6 sigue siendo muy superior al del resto de poliamidas para aplicaciones de ingeniería. Este trabajo se focaliza en el estudio de la PA6, variando el porcentaje de fibra de refuerzo.

3.2.3 Incorporación de la fibra en la matriz

Las propiedades físicas de los polímeros reforzados con fibras, en general, y de la poliamida, en particular, están basados en las propiedades de sus componentes, fibra y matriz. Especialmente importante es la sintonía entre los dos constituyentes, principalmente en la unión fibra-matriz, y en la transmisión de esfuerzos mecánicos entre ambos. Sin una buena adherencia

entre dichos componentes no puede alcanzarse ningún refuerzo del conjunto. Para buscar la mejora de la unión entre la fibra y la matriz se realiza un recubrimiento superficial sobre la fibra que potencia el nexo entre ambos constituyentes. El mejorante de unión aplicado a las fibras de vidrio se denomina "*apresto*". La composición química del recubrimiento actúa en dos vertientes: por un lado actúa como protección de la superficie de la fibra durante su manipulación; por otro, se constituye una capa adhesiva con capacidad de reaccionar químicamente tanto con la fibra como con la matriz. La operación denominada *sizing* se realiza empleando uno o más grupos funcionales silanos. Estas sustancias cubren la fibra y la dotan de un recubrimiento de entre 5 y 20 nm de espesor [107].

3.2.4 Poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta

El material compuesto, objeto de estudio en la presente Tesis Doctoral, es la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta tipo E (*SGFR-PA6*, acrónimo en inglés). Como se ha visto, el monómero de la PA6 es uno de los grados comerciales más comunes para piezas moldeadas. Se caracteriza por una dureza, resistencia y tenacidad relativamente elevadas, así como por una vida a fatiga y resistencia a la abrasión buenas [110]. Al reforzar la poliamida con fibras de vidrio cortas se consigue un aumento considerable en términos de resistencia, dureza, temperatura de servicio y resistencia a la abrasión. En el caso de la PA6 esto conlleva una reducción sustancial de la deformación en rotura, pero no una pérdida de la resistencia al impacto [111]. Por ello, en los últimos años la PA6 reforzada con fibra de vidrio corta ha visto incrementado su uso en aplicaciones de ingeniería. Como ejemplo, en la Figura 3.2 se muestra una placa acodada de una sujeción utilizada en las líneas de ferrocarril de alta velocidad española (AVE) [112, 113].

Al variar el contenido de fibra se obtienen distintos materiales compuestos con la misma matriz (poliamida 6) y refuerzo (fibra de vidrio). De este modo, en el presente trabajo se estudian los siguientes materiales:

- Poliamida 6 sin refuerzo de fibra de vidrio.
- Poliamida 6 con un 5 % de contenido de fibra de vidrio.
- Poliamida 6 con un 10 % de contenido de fibra de vidrio.
- Poliamida 6 con un 30 % de contenido de fibra de vidrio.
- Poliamida 6 con un 50 % de contenido de fibra de vidrio.

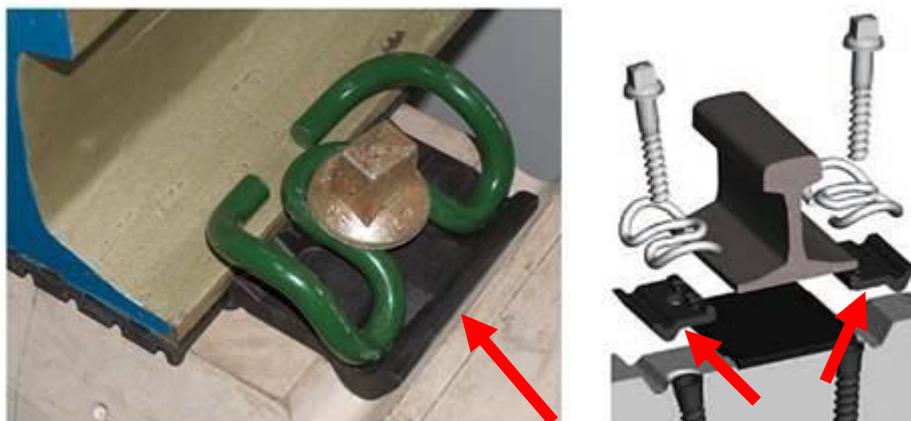


Figura 3.2 Placa acodada ligera de sujeción [113].

3.2.4.1 Fabricación de las probetas

El principal sistema para la transformación de las poliamidas es la inyección, aunque también son viables los procedimientos de extrusión, extrusión-soplado y moldeo por soplado [107]. En este trabajo, las probetas ensayadas se obtuvieron mediante el proceso de moldeo por inyección.

Las grandes compañías productoras-suministradoras sirven al transformador de plásticos la materia prima en forma de granza o gránulo que contiene conjuntamente ambos constituyentes, matriz polimérica y refuerzo, por lo que los inyectores del material no intervienen en la formulación ni en el proceso de mezcla de ambos componentes. De este modo, en el presente trabajo se han utilizado 5 tipos de granzas, una por cada uno de los contenidos de fibra mencionados anteriormente.

En el proceso de moldeo por inyección (Figura 3.3), la granza se deposita en una tolva. Los gránulos caen a través de una apertura en el cilindro de inyección sobre la superficie de un tornillo rotatorio sin fin impulsor, el cual transporta aquéllos hacia la parte anterior del molde. La rotación del tornillo fuerza los gránulos contra las paredes calientes del cilindro, obligándoles a fundirse debido al calor de compresión, al de fricción y al calor de las paredes del cilindro calefactado por resistencias eléctricas. La mayoría de las máquinas inyectoras utilizan el principio del tornillo de Arquímedes para plastificar y bombear el material: en el cilindro de inyección se produce el fenómeno de plastificación debido al calor generado por la fricción del material con las paredes del husillo (conversión de energía mecánica en calor) y por el aporte de calor de las resistencias eléctricas. Aproximadamente un 50% del calor requerido para fundir el material lo aporta la fricción viscosa y el otro 50% lo aportan las resistencias eléctricas [114].

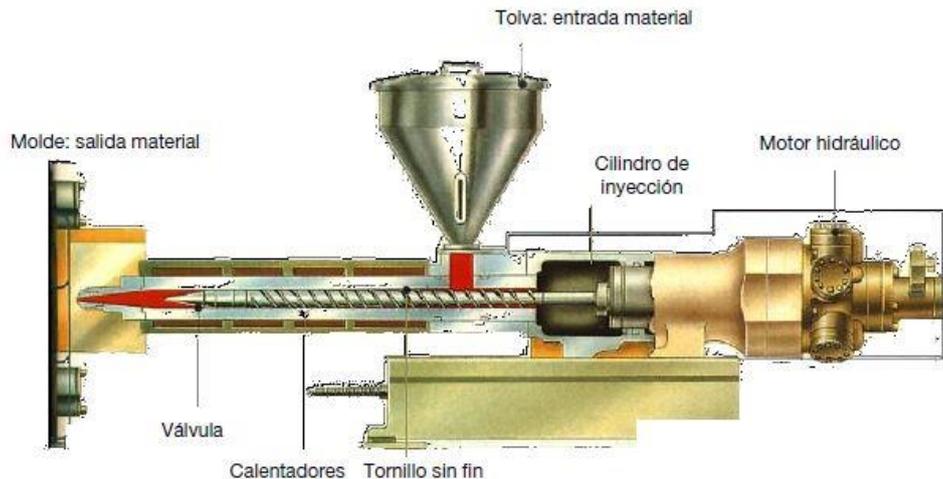


Figura 3.3 Sección transversal de una máquina de moldeo por inyección [114].

Dentro del cilindro, el material fundido se homogeneiza mientras que es transportado hacia delante, a la punta del husillo. La presión generada por el husillo sobre el material fuerza el desplazamiento del sistema motriz, el pistón hidráulico de inyección y del mismo husillo hacia atrás, dejando una reserva de material plastificado en la parte delantera del husillo. A este paso se le conoce como dosificación.

El husillo, al moverse hacia atrás, fuerza la salida del aceite del pistón hidráulico de inyección. Esta salida de aceite genera una cierta presión en el material que está siendo plastificado y homogenizado por el husillo. A esta presión se le conoce como contrapresión, la cual se aplica sobre el husillo y tiene como función el impedir que se mueva libremente hacia atrás mientras esté cargando, mejorando la acción de la mezcla del material. Al finalizar la dosificación, el husillo retrocede ligeramente para descomprimir el material y evitar que fluya hacia fuera de la boquilla cuando la unidad de inyección se separa del molde. A esto se le conoce con el nombre de descompresión. Seguidamente los cilindros hidráulicos de inyección empujan el husillo hacia delante, utilizándolo como pistón al inyectar el material en las cavidades del molde, con una predeterminada presión (presión de inyección) y velocidad de inyección. Después de la inyección, la presión es mantenida un cierto tiempo (presión de mantenimiento o postpresión) con un valor normalmente menor a la presión de inyección. La postpresión tiene como objeto mantener bajo presión el material fundido que se solidifica y se contrae en la cavidad del molde, completando el llenado y así compensando la contracción. Si se excede en aplicar esta presión puede producir rebaba (*flash*), y si es demasiado baja las piezas pueden quedar defectuosas.

El molde que está refrigerado por agua o aire para enfriar rápidamente la parte plástica, finalmente se abre y la pieza es retirada con aire o por expulsores de resorte. Luego se cierra el molde y se prepara para otro ciclo.

En este trabajo, el equipamiento utilizado para la inyección de las probetas fue:

- Una máquina inyectora Arburg Allrounder modelo 221K de 35 toneladas de fuerza de cierre y 49 cm³ de capacidad de inyección (Figura 3.4a)
- Un molde ISO del tipo A de dos cavidades con canal de alimentación en forma de Z (Figura 3.4b).



Figura 3.4 Máquina de inyección (a) y molde (b) utilizados.

3.3 PROGRAMA EXPERIMENTAL

A continuación se define y detalla el programa experimental que se ha diseñado y desarrollado en el marco de la presente Tesis Doctoral. Como ha sido comentado en el apartado anterior, serán un total de 5 los contenidos de fibra que reforzarán la PA6 y en los que se aplicarán, analizarán y validarán las teorías y metodologías presentadas en el Capítulo 2. Por un lado, se han llevado a cabo ensayos de tracción para determinar las propiedades mecánicas de los materiales estudiados. Después, se han realizado los ensayos de fractura para evaluar el comportamiento en el material entallado. Por último, se ha realizado un análisis de los micromecanismos de fractura mediante el estudio de las superficies de fractura. Todos los ensayos se realizaron en probetas sin humedad, para lo cual las probetas se secaron en horno a 100°C antes de ser ensayadas.

3.3.1 Ensayos de tracción

En primer lugar, se realizaron ensayos de tracción según la norma ASTM D638 [115] para determinar las propiedades mecánicas a tracción del material analizado. La geometría de las probetas queda recogida en la Figura 3.5. La obtención de estas se ha descrito en el apartado 3.2.4.1.

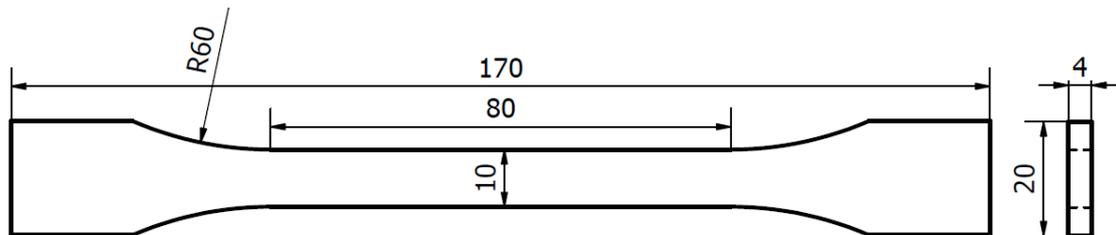


Figura 3.5 Geometría de las probetas de tracción. Cotas en mm.

Se fabricaron un total de 10 probetas para los ensayos de tracción, 2 por cada tipo de material analizado, es decir, cada uno de los 5 contenidos de fibra estudiados (desde el 0 wt.% hasta el 50 wt.%). Las probetas se identificaron con el contenido de fibra y el número del ensayo. De este modo, para la probeta 2 con un 10 wt.% de fibra de vidrio su identificación es 10-2.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina servohidráulica universal INSTRON 8501 dotada de una célula de carga de ± 100 kN de capacidad. La medida del alargamiento de la probeta se efectuó por medio de la apertura de un extensómetro INSTRON, modelo 2620-604. Durante los ensayos se realizó un registro continuo de los valores de carga y desplazamiento. La temperatura de los ensayos fue de $20 \pm 2^\circ\text{C}$. La velocidad de desplazamiento fue de 5 mm/min [115]. La Figura 3.6 muestra el montaje experimental.

En la Figura 3.7 se muestran los resultados de los ensayos de tracción, cuyos principales parámetros quedan recogidos en la Tabla 3.4. En estas curvas se observa que a mayor contenido de fibra en el material, menor es la linealidad del comportamiento en tracción. Del mismo modo, y como se desprende de los resultados de la Tabla 3.4, un aumento en el contenido de fibra proporciona materiales más resistentes. Este notable aumento se observa tanto en el límite elástico como en la tensión de rotura. Sin embargo, la deformación bajo carga máxima no sufre grandes variaciones, alcanzando su máximo para un contenido de fibra del 30%.

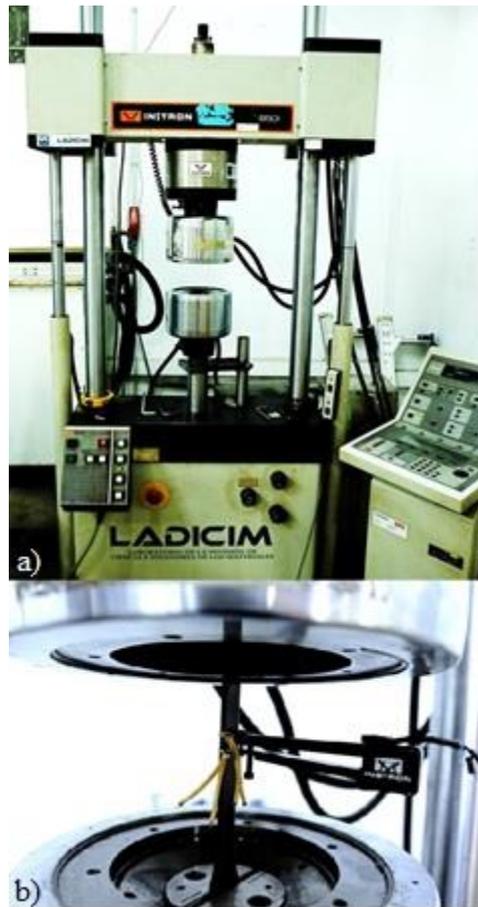


Figura 3.6 Montaje experimental: a) Máquina; b) Detalle de probeta y extensómetro.

Tabla 3.4 Resultados de los ensayos de tracción. E : Modulo de elasticidad; σ_y : Límite de elasticidad; σ_u : Tensión de rotura; e_{max} : Deformación bajo carga máxima.

Contenido de fibra (%)	Ensayo	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)
0	1	2.80	55.7	55.7	2.17
	2	2.90	52.7	52.7	1.96
5	1	3.30	67.0	71.2	2.61
	2	3.30	66.8	72.9	2.72
10	1	3.60	70.7	80.8	3.02
	2	3.50	69.6	75.5	2.65
30	1	6.40	105.5	128.4	3.55
	2	6.50	105.2	127.6	3.57
50	1	13.0	163.4	195.1	2.45
	2	12.2	158.9	190.5	2.49

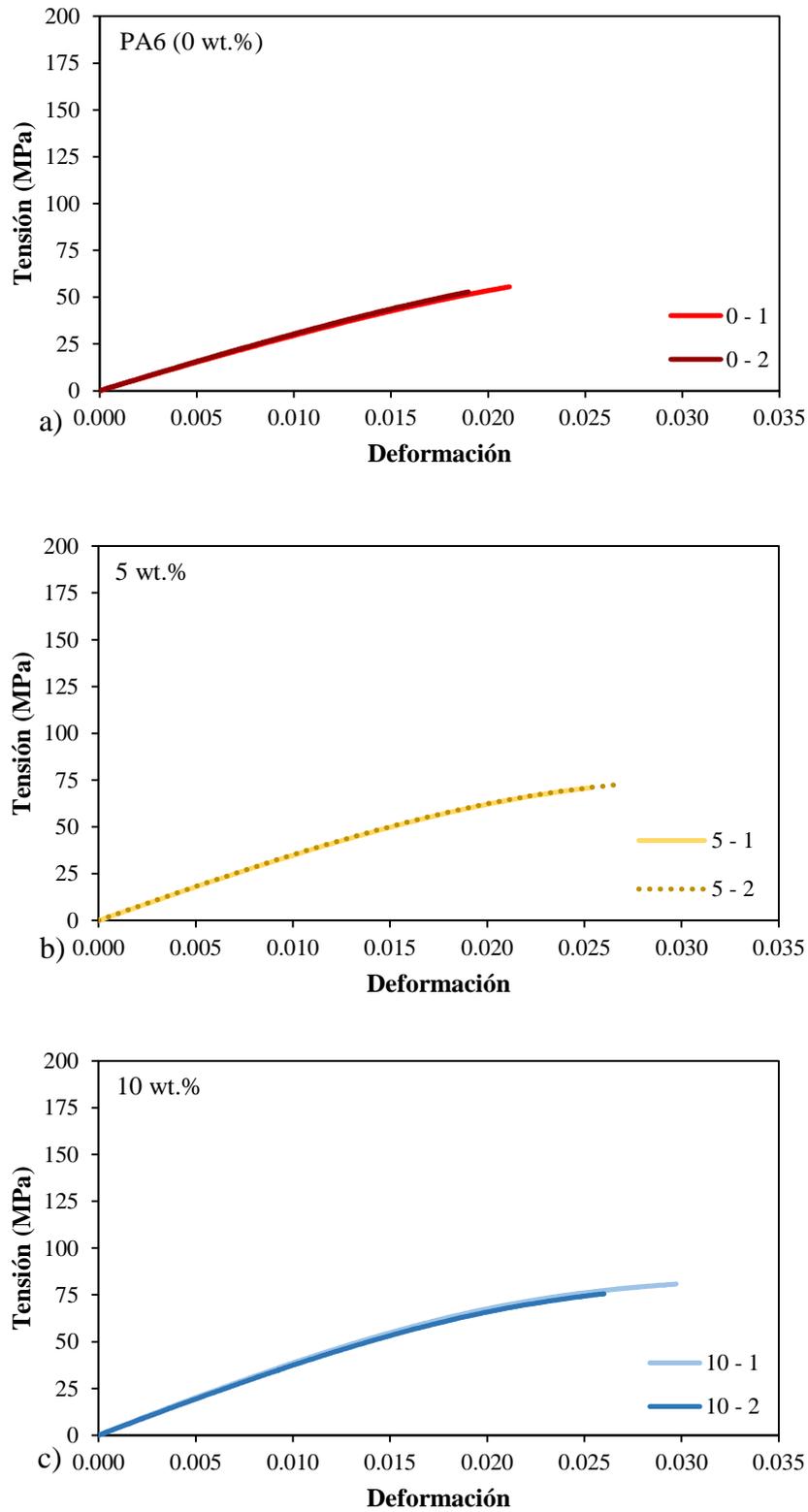


Figura 3.7 Curvas de tracción en SGFR-PA6:
 a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

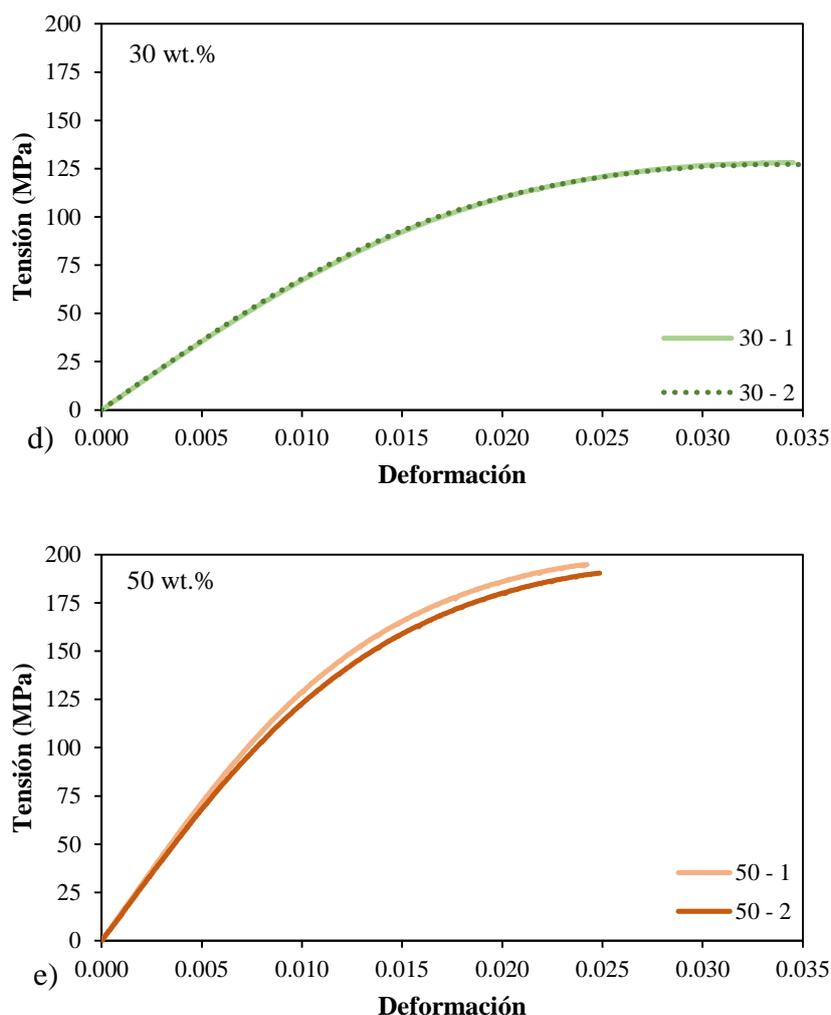


Figura 3.7 (cont.) Curvas de tracción en SGFR-PA6:
 a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

3.3.2 Caracterización en fractura

Una vez conocidas las propiedades mecánicas a tracción de los materiales estudiados, se realizaron ensayos para analizar el comportamiento en fractura. Estos ensayos consistieron en ensayos de flexión en tres puntos sobre probetas entalladas según la norma ASTM D5045 [116].

El objetivo final de estos ensayos es evaluar el efecto entalla. Por este motivo, se estudiaron un total de 5 radios de entalla: 0 mm (fisura), 0.25 mm, 0.50 mm, 1.00 mm y 2.00 mm. Se ensayaron un total de 5 probetas por cada combinación de radio de entalla y contenido de fibra. Así, 5 probetas combinando 5 contenidos de fibra y 5 radios de entalla hacen un total de 125 probetas ensayadas. Las probetas eran del tipo SENB (*Single-Edge Notch Bend*) y fueron obtenidas de la parte central de las probetas de tracción (fabricadas según lo establecido 3.2.4.1). Para ello se utilizó una máquina cortadora de precisión, Figura 3.8.



Figura 3.8 Cortadora de precisión Struers Secotom 15.

Las entallas se realizaron perpendicularmente a la dirección longitudinal de las probetas. Se obtuvieron por mecanizado (ver Figura 3.9), excepto aquellas de radio próximo a 0 mm (fisuras) que fueron generadas con una cuchilla (ver Figura 3.10) [116]. La geometría final de las probetas se presenta en la Figura 3.11. Las probetas se identificaron con el contenido de fibra, el radio de entalla y el número del ensayo. De este modo, como ejemplo, para la probeta 5 con un radio de entalla de 0.50 mm y un 10 wt.% de fibra de vidrio su identificación es 10-0.5-5. La Figura 3.12 muestra una probeta por radio de entalla antes de ser ensayadas.



Figura 3.9 Centro de mecanizado de control numérico CONCEPT MILL 300 utilizado para obtener las entallas (Instituto de Física de Cantabria, IFCA-UC).



Figura 3.10 Obtención de fisuras con cuchilla.

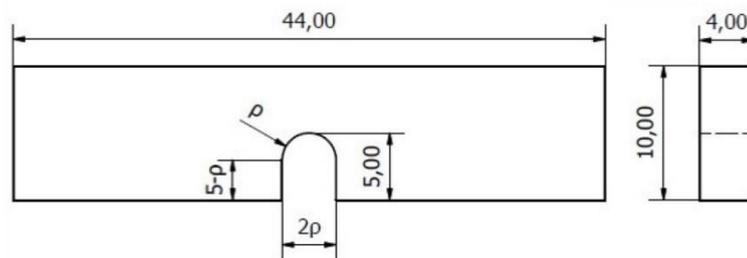


Figura 3.11 Geometría de las probetas SENB. Cotas en mm. ρ varía entre 0 y 2 mm.

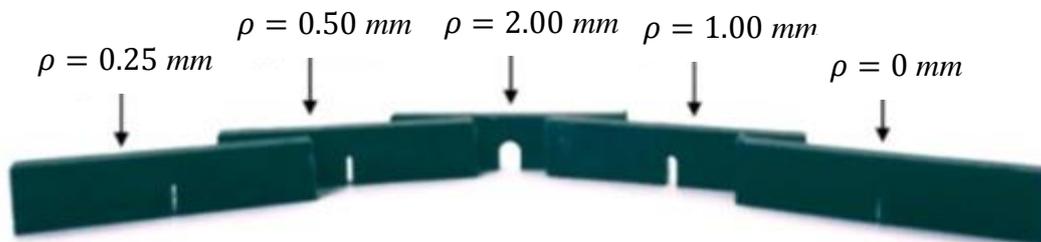


Figura 3.12 Probetas tipo SENB.

Los ensayos de flexión en tres puntos fueron llevados a cabo en una máquina marca SERVOSIS, modelo M8-405/L, dotada de una célula de carga de $\pm 5\text{kN}$ de capacidad. La velocidad de desplazamiento fue de 10 mm/min [116] y la temperatura de $20 \pm 2^\circ\text{C}$. La medida de la flecha se realizó por medio del control de la posición del actuador, el cual presenta un rango de desplazamiento de $\pm 50\text{ mm}$, registrando la carga aplicada frente al desplazamiento del actuador. La Figura 3.13 muestra el montaje experimental.



Figura 3.13 Montaje experimental de los ensayos de flexión en 3 puntos.

Una vez obtenido en el ensayo el valor de la carga máxima P_{max} , se calcula el correspondiente valor del factor de intensidad de tensiones crítico, K_Q . En el caso de las probetas fisuradas, es decir, de radio 0 mm, el valor se denominará K_{mat} . Por otro lado, en las probetas entalladas la resistencia a fractura se denomina K_{mat}^N . La expresión utilizada para obtener este valor dependerá del tipo de probeta utilizada (B : espesor y W : ancho) y de la longitud del defecto existente en la probeta (a) [116]:

$$K_{mat}^N = \left(\frac{P_{max}}{B \cdot W^{1/2}} \right) 6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W} \right) \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right)$$

(3.1)

En las probetas cuya entalla se ha obtenido por mecanizado, la longitud de la fisura es igual a 5 mm, como se indica la Figura 3.11. Sin embargo, en aquellas probetas cuya fisura se ha obtenido de manera manual, la medida de la longitud de fisura de la probeta determinada después de la fractura será el valor medio de las medidas tomadas en tres posiciones: en el centro del frente de la fisura y en ambos extremos de este frente [116].

Las tablas 3.5 a 3.9 muestran la identificación y los resultados obtenidos en los ensayos de fractura en tres puntos para cada combinación de radio de entalla y contenido de fibra. Asimismo las figuras 3.14 a 3.18 muestran las curvas carga-desplazamiento de los 125 ensayos de fractura que se han llevado a cabo. Hubo un único ensayo no válido: una probeta con un contenido de fibra de vidrio de 30 wt.% y un radio de entalla de 0.5 mm (30-0.5-4), en el cual se produjo un error en la toma de datos.

Según se muestra en las figuras 3.14 a 3.18 se puede establecer que, en general, el comportamiento en fractura es fundamentalmente elástico-lineal a pesar de que, para los contenidos de fibra más altos (30 wt.% y 50 wt.%) se observa cierta pérdida de linealidad. El material sin refuerzo, PA6 (Figura 3.14) es aquel que presenta una mayor dispersión experimental, lo cual será analizado en el siguiente capítulo a través del estudio de los micromecanismos en fractura.

Por otro lado, de los resultados gráficos se desprende que en cada familia de probetas con igual contenido de fibra y radio de entalla, la pendiente de la recta carga-desplazamiento es sensiblemente similar. Además, se aprecia cómo al aumentar el contenido de fibra también lo hace la pendiente de la recta carga-desplazamiento. Por el contrario, ésta pendiente para un contenido de fibra dado, es ligeramente menor al aumentar el radio de entalla.

Por último, como se observa en las figuras y tablas, el aumento del contenido de fibra, así como del radio de entalla, se corresponde con cargas de rotura más elevadas. Por lo tanto, y según la ecuación (3.1), esto supone un aumento de la resistencia a fractura del material analizado. En el Capítulo 4 se llevará a cabo el análisis de los resultados que han sido expuestos.

Tabla 3.5 Resultados de los ensayos de flexión en tres puntos (0 wt.% de fibra).

<i>Radio de entalla</i> ρ (mm)	<i>Probeta</i>	<i>Longitud del defecto</i> a (mm)	<i>Carga máxima</i> (N)	K_{mat}^N (MPa·m ^{1/2})
0.00	0-0-1	4.90	92.00	2.37
0.00	0-0-2	4.60	66.20	1.56
0.00	0-0-3	4.90	110.50	2.85
0.00	0-0-4	4.40	93.20	2.07
0.00	0-0-5	4.70	83.10	2.02
0.25	0-0.25-1	5.00	63.60	1.69
0.25	0-0.25-2	5.00	150.00	3.99
0.25	0-0.25-3	5.00	74.60	1.99
0.25	0-0.25-4	5.00	103.50	2.76
0.25	0-0.25-5	5.00	132.70	3.53
0.5	0-0.5-1	5.00	108.10	2.88
0.5	0-0.5-2	5.00	99.90	2.66
0.5	0-0.5-3	5.00	196.70	5.24
0.5	0-0.5-4	5.00	144.20	3.84
0.5	0-0.5-5	5.00	115.90	3.09
1.00	0-1-1	5.00	144.90	3.86
1.00	0-1-2	5.00	127.60	3.40
1.00	0-1-3	5.00	108.70	2.89
1.00	0-1-4	5.00	130.00	3.46
1.00	0-1-5	5.00	143.20	3.81
2.00	0-2-1	5.00	98.50	2.62
2.00	0-2-2	5.00	152.60	4.06
2.00	0-2-3	5.00	119.00	3.17
2.00	0-2-4	5.00	213.00	5.67
2.00	0-2-5	5.00	111.30	2.96

Tabla 3.6 Resultados de los ensayos de flexión en tres puntos (5 wt.% de fibra).

<i>Radio de entalla</i> ρ (mm)	<i>Probeta</i>	<i>Longitud del defecto</i> a (mm)	<i>Carga máxima</i> (N)	K_{mat}^N (MPa·m ^{1/2})
0.00	5-0-1	4.65	100.50	2.40
0.00	5-0-2	4.60	69.60	1.64
0.00	5-0-3	4.70	73.30	1.78
0.00	5-0-4	4.50	72.00	1.65
0.00	5-0-5	4.80	69.00	1.73
0.25	5-0.25-1	5.00	83.80	2.23
0.25	5-0.25-2	5.00	82.20	2.19
0.25	5-0.25-3	5.00	111.00	2.96
0.25	5-0.25-4	5.00	56.40	1.50
0.25	5-0.25-5	5.00	77.10	2.05
0.5	5-0.5-1	5.00	100.10	2.67
0.5	5-0.5-2	5.00	108.40	2.89
0.5	5-0.5-3	5.00	96.00	2.56
0.5	5-0.5-4	5.00	100.60	2.68
0.5	5-0.5-5	5.00	82.70	2.20
1.00	5-1-1	5.00	120.70	3.21
1.00	5-1-2	5.00	99.30	2.64
1.00	5-1-3	5.00	119.10	3.17
1.00	5-1-4	5.00	122.20	3.25
1.00	5-1-5	5.00	106.00	2.82
2.00	5-2-1	5.00	151.60	4.04
2.00	5-2-2	5.00	135.40	3.61
2.00	5-2-3	5.00	126.60	3.37
2.00	5-2-4	5.00	149.70	3.99
2.00	5-2-5	5.00	125.90	3.35

Tabla 3.7 Resultados de los ensayos de flexión en tres puntos (10 wt.% de fibra).

<i>Radio de entalla</i> ρ (mm)	<i>Probeta</i>	<i>Longitud del defecto</i> a (mm)	<i>Carga máxima</i> (N)	K_{mat}^N (MPa·m ^{1/2})
0.00	10-0-1	4.20	117.50	2.46
0.00	10-0-2	4.25	107.20	2.28
0.00	10-0-3	4.60	70.20	1.65
0.00	10-0-4	4.60	76.70	1.81
0.00	10-0-5	4.90	95.90	2.47
0.25	10-0.25-1	5.00	93.10	2.48
0.25	10-0.25-2	5.00	105.20	2.80
0.25	10-0.25-3	5.00	104.50	2.78
0.25	10-0.25-4	5.00	87.80	2.34
0.25	10-0.25-5	5.00	78.60	2.09
0.5	10-0.5-1	5.00	116.20	3.09
0.5	10-0.5-2	5.00	102.10	2.72
0.5	10-0.5-3	5.00	93.40	2.49
0.5	10-0.5-4	5.00	111.10	2.96
0.5	10-0.5-5	5.00	97.70	2.60
1.00	10-1-1	5.00	124.10	3.30
1.00	10-1-2	5.00	116.50	3.10
1.00	10-1-3	5.00	141.00	3.75
1.00	10-1-4	5.00	125.00	3.33
1.00	10-1-5	5.00	119.70	3.19
2.00	10-2-1	5.00	173.80	4.63
2.00	10-2-2	5.00	166.70	4.44
2.00	10-2-3	5.00	167.30	4.45
2.00	10-2-4	5.00	146.40	3.90
2.00	10-2-5	5.00	153.40	4.08

Tabla 3.8 Resultados de los ensayos de flexión en tres puntos (30 wt.% de fibra).

Radio de entalla ρ (mm)	Probeta	Longitud del defecto a (mm)	Carga máxima (N)	K_{mat}^N (MPa·m^{1/2})
0.00	30-0-1	4.48	253.50	5.76
0.00	30-0-2	4.70	195.50	4.74
0.00	30-0-3	4.80	195.70	4.90
0.00	30-0-4	4.57	171.70	4.01
0.00	30-0-5	4.75	180.10	4.44
0.25	30-0.25-1	5.00	237.80	6.33
0.25	30-0.25-2	5.00	220.20	5.86
0.25	30-0.25-3	5.00	202.50	5.39
0.25	30-0.25-4	5.00	216.40	5.76
0.25	30-0.25-5	5.00	205.40	5.47
0.5	30-0.5-1	5.00	207.10	5.51
0.5	30-0.5-2	5.00	252.40	6.72
0.5	30-0.5-3	5.00	251.80	6.70
0.5	30-0.5-4	-	-	-
0.5	30-0.5-5	5.00	243.30	6.48
1.00	30-1-1	5.00	231.60	6.17
1.00	30-1-2	5.00	251.50	6.70
1.00	30-1-3	5.00	287.90	7.67
1.00	30-1-4	5.00	302.60	8.06
1.00	30-1-5	5.00	246.60	6.57
2.00	30-2-1	5.00	305.80	8.14
2.00	30-2-2	5.00	284.20	7.57
2.00	30-2-3	5.00	269.00	7.16
2.00	30-2-4	5.00	263.70	7.02
2.00	30-2-5	5.00	318.30	8.47

Tabla 3.9 Resultados de los ensayos de flexión en tres puntos (50 wt.% de fibra).

Radio de entalla ρ (mm)	Probeta	Longitud del defecto a (mm)	Carga máxima (N)	K_{mat}^N (MPa·m^{1/2})
0.00	50-0-1	4.55	348.70	8.09
0.00	50-0-2	4.75	351.80	8.67
0.00	50-0-3	4.90	331.80	8.56
0.00	50-0-4	4.80	346.40	8.66
0.00	50-0-5	4.70	369.40	8.96
0.25	50-0.25-1	5.00	322.00	8.57
0.25	50-0.25-2	5.00	338.00	9.00
0.25	50-0.25-3	5.00	329.40	8.77
0.25	50-0.25-4	5.00	360.60	9.60
0.25	50-0.25-5	5.00	335.00	8.92
0.5	50-0.5-1	5.00	367.40	9.78
0.5	50-0.5-2	5.00	367.90	9.80
0.5	50-0.5-3	5.00	364.60	9.71
0.5	50-0.5-4	5.00	376.90	10.03
0.5	50-0.5-5	5.00	380.10	10.12
1.00	50-1-1	5.00	389.70	10.38
1.00	50-1-2	5.00	394.50	10.50
1.00	50-1-3	5.00	402.40	10.71
1.00	50-1-4	5.00	395.70	10.54
1.00	50-1-5	5.00	389.60	10.37
2.00	50-2-1	5.00	432.30	11.51
2.00	50-2-2	5.00	414.20	11.03
2.00	50-2-3	5.00	426.50	11.36
2.00	50-2-4	5.00	431.00	11.48
2.00	50-2-5	5.00	427.00	11.37

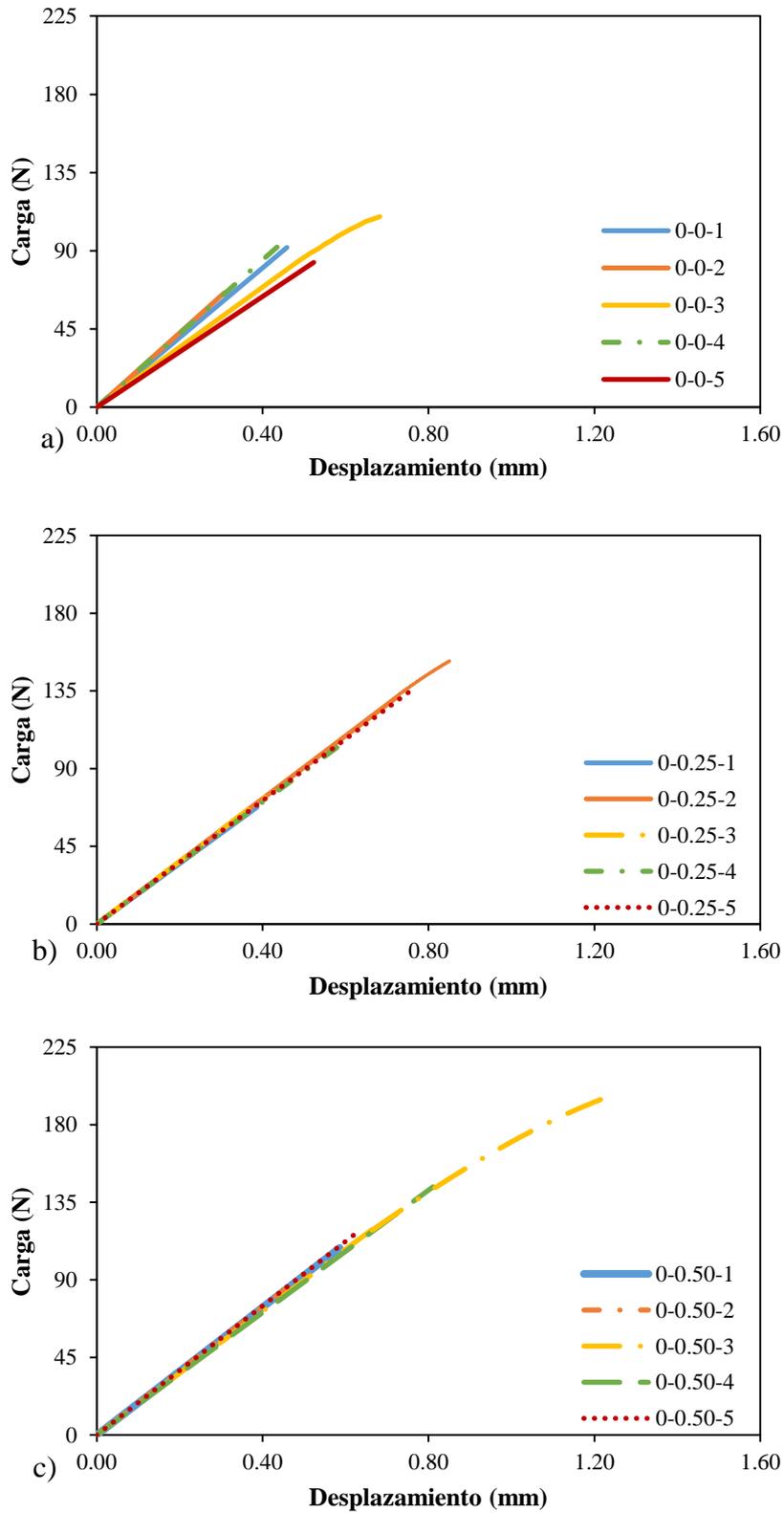


Figura 3.14 Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en PA6 (0 wt.%):
 a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

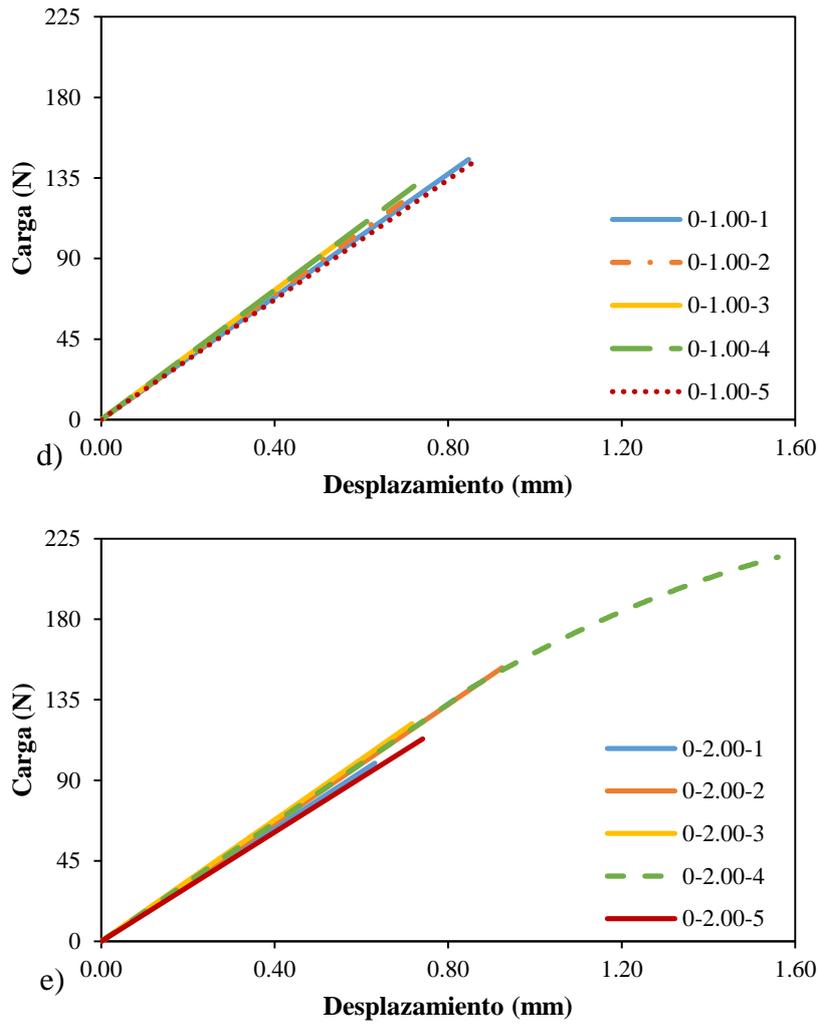


Figura 3.14 (cont.) Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en PA6 (0 wt.%):
 a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

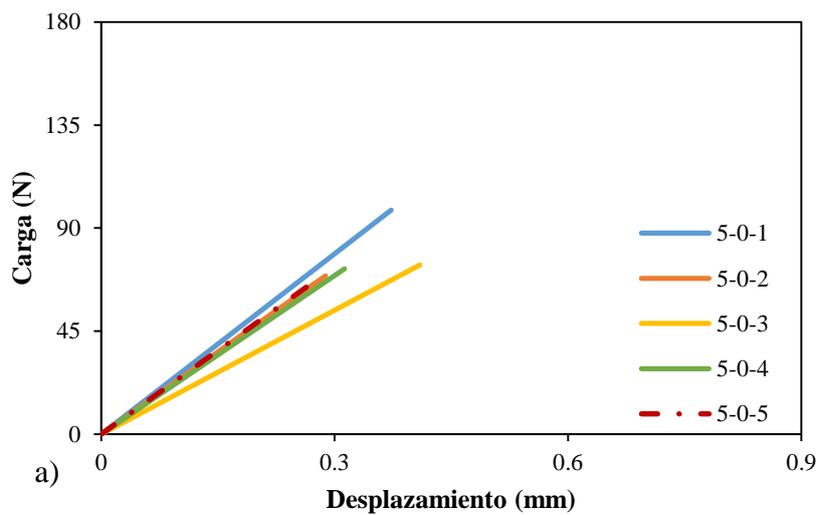


Figura 3.15 Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (5 wt.%):
 a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

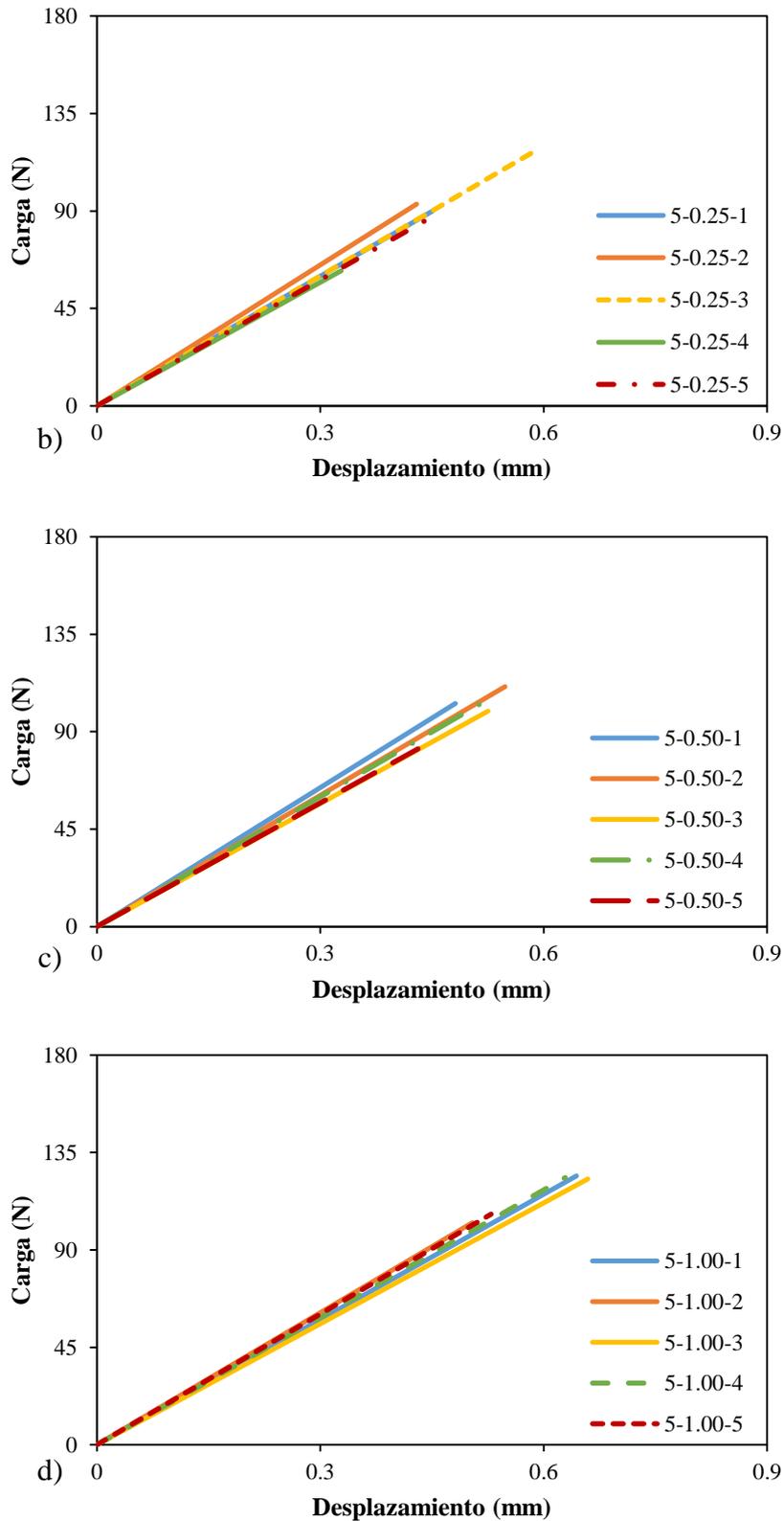


Figura 3.15 (cont.) Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (5 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

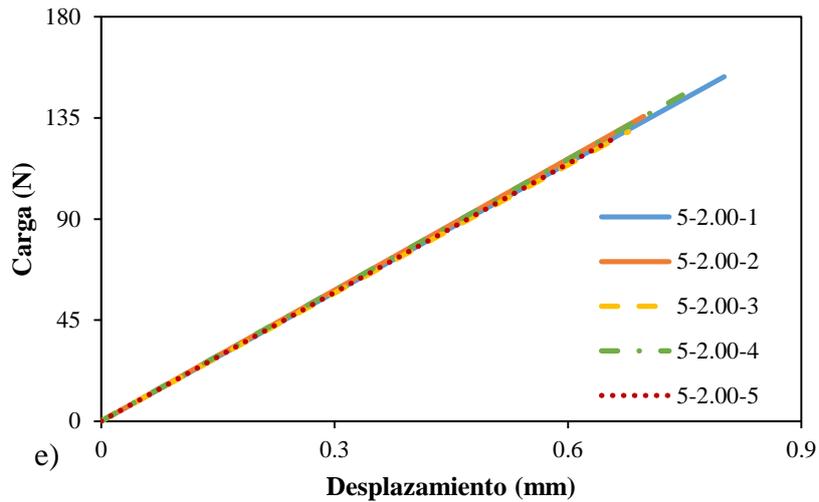


Figura 3.15 (cont.) Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (5 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

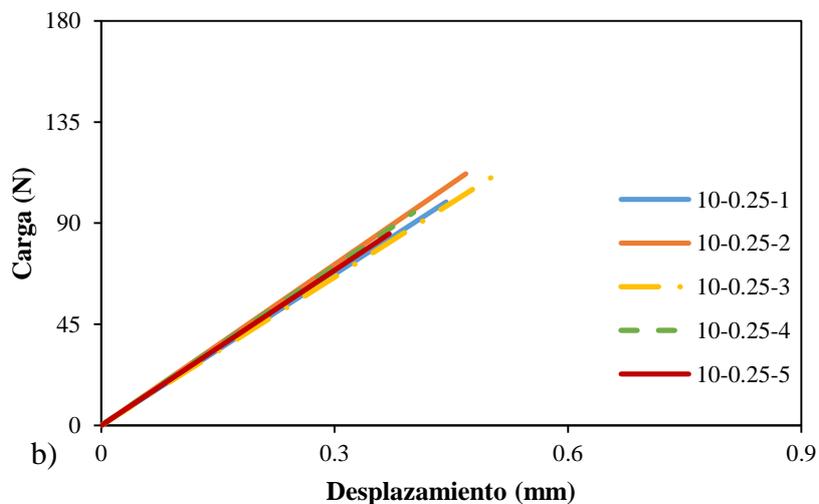
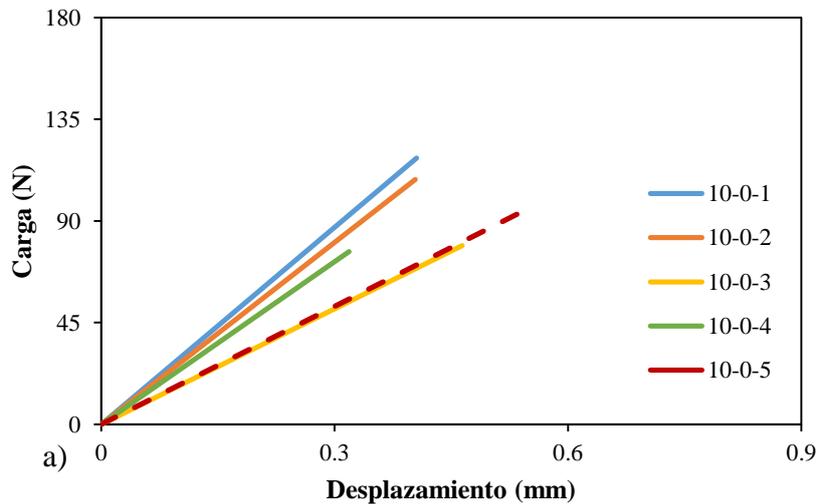


Figura 3.16 Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (10 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

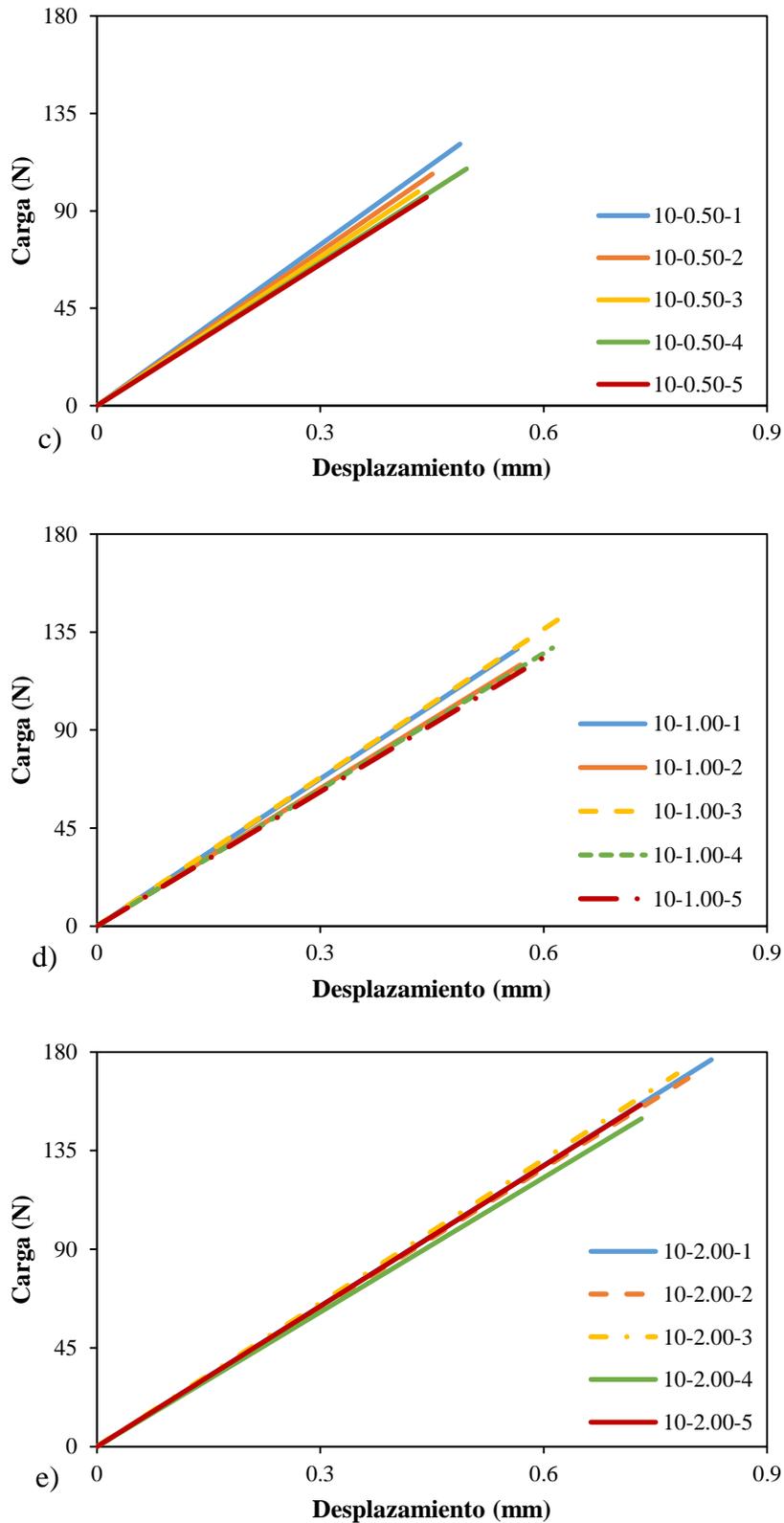


Figura 3.16 (cont.) Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (10 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

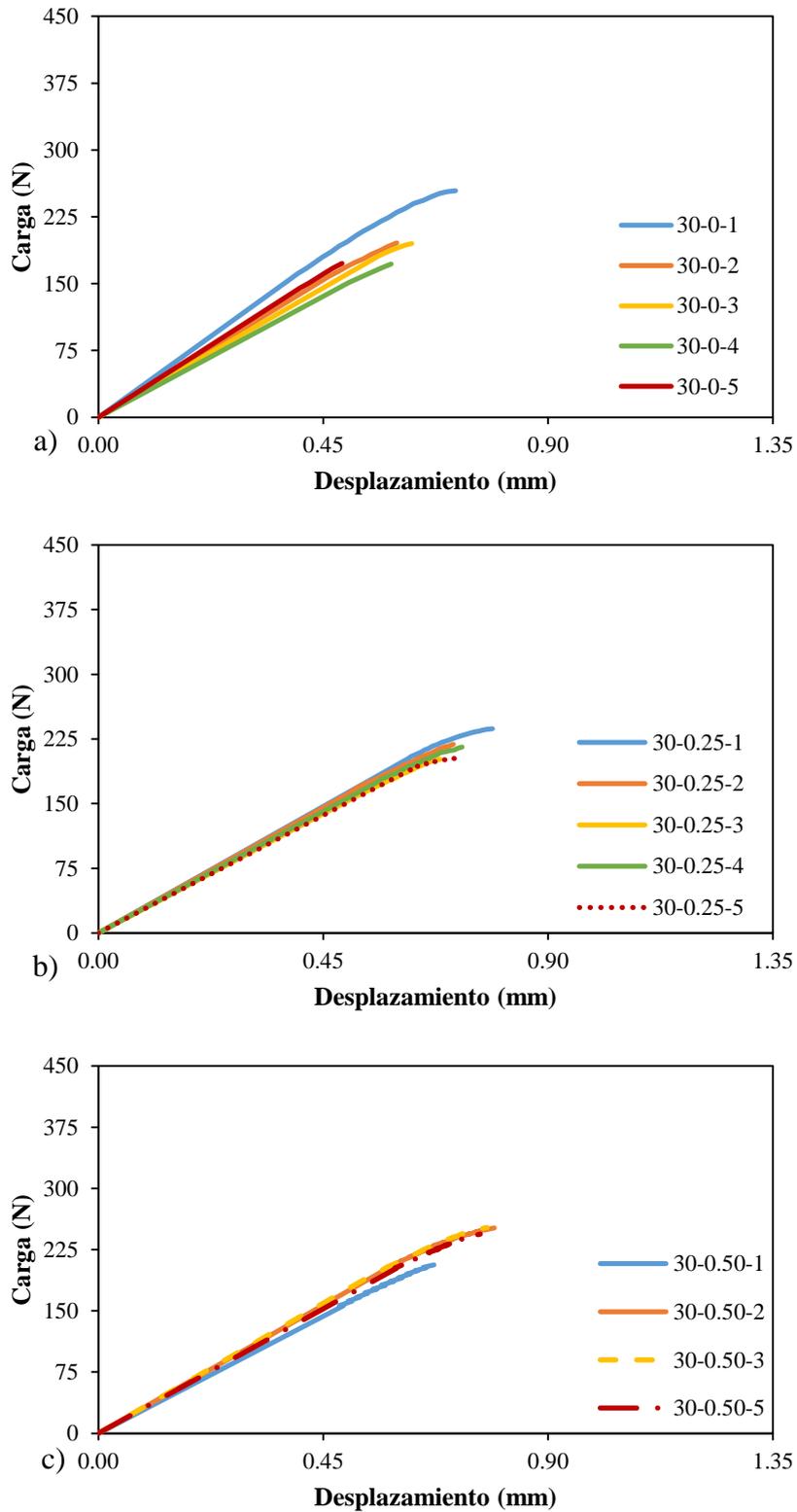


Figura 3.17 Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (30 wt.%):
 a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

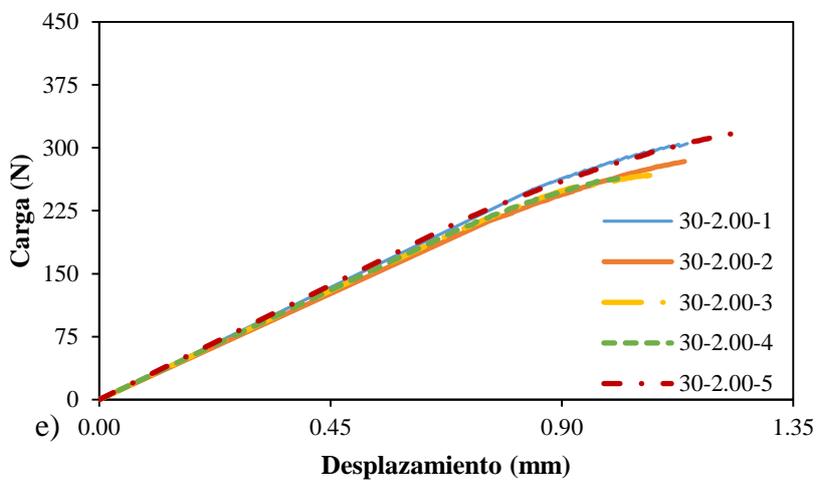
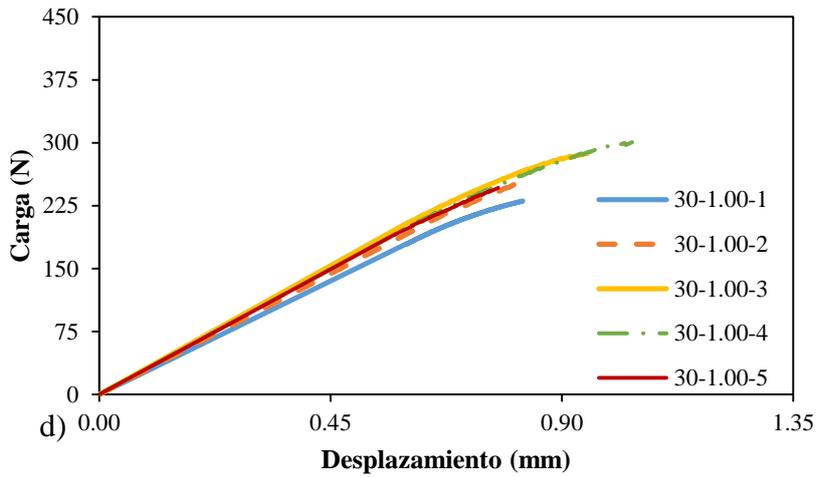


Figura 3.17 (cont.) Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (30 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

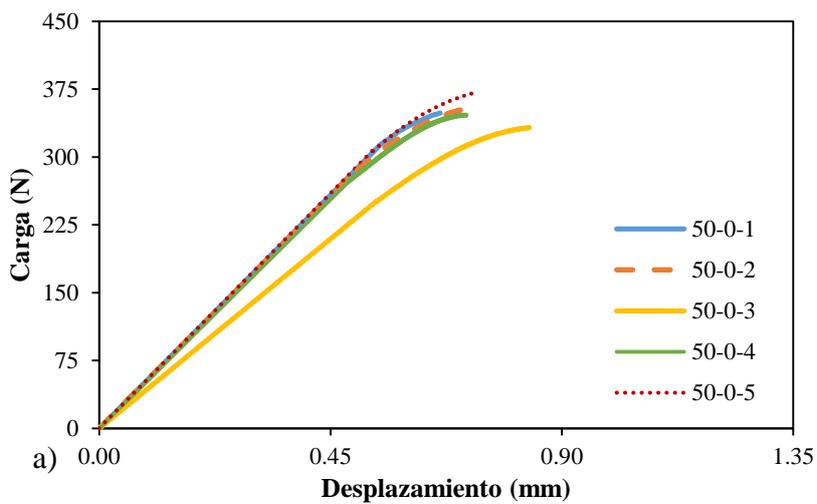


Figura 3.18 Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (50 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

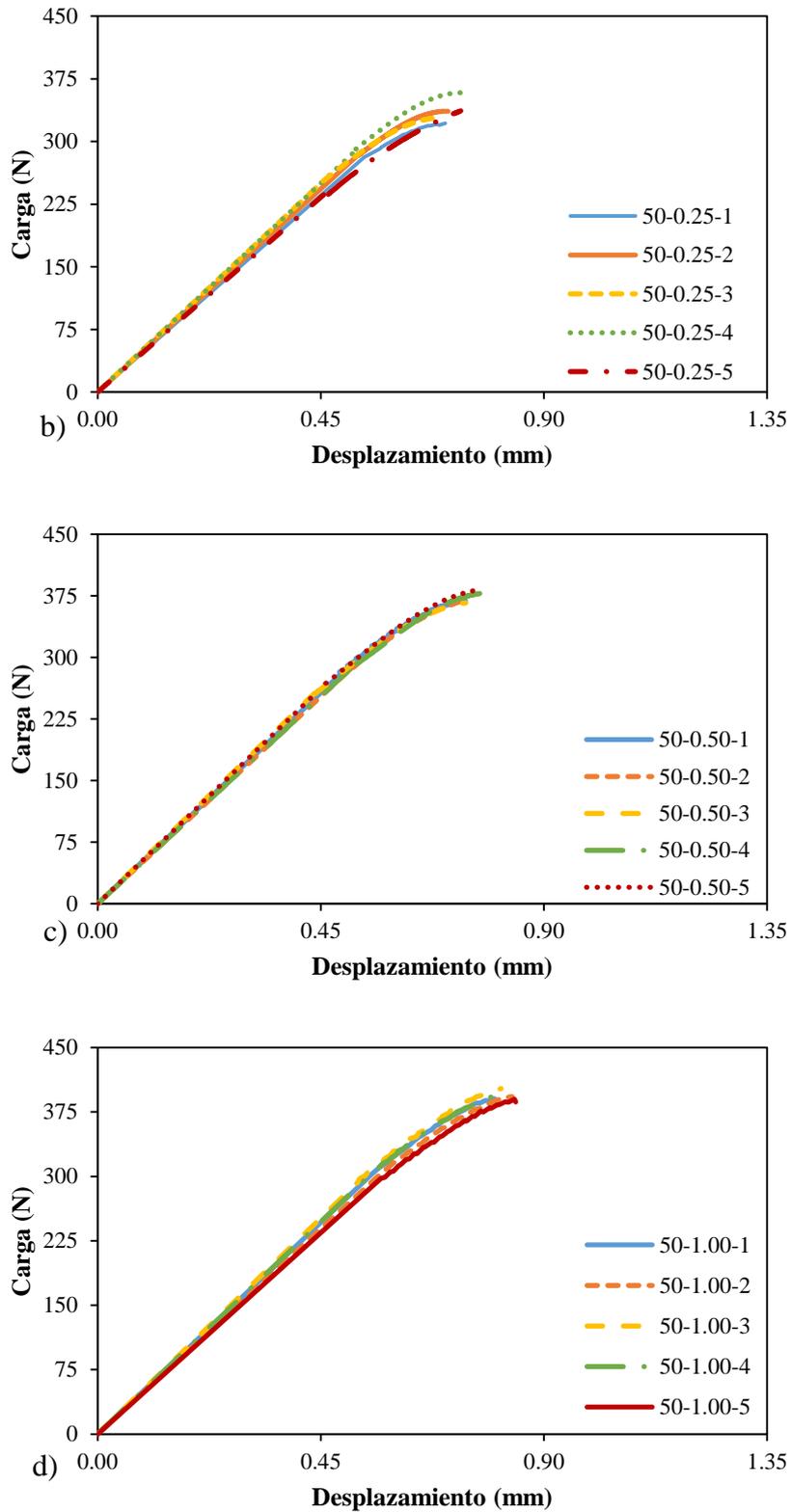


Figura 3.18 (cont.) Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (50 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

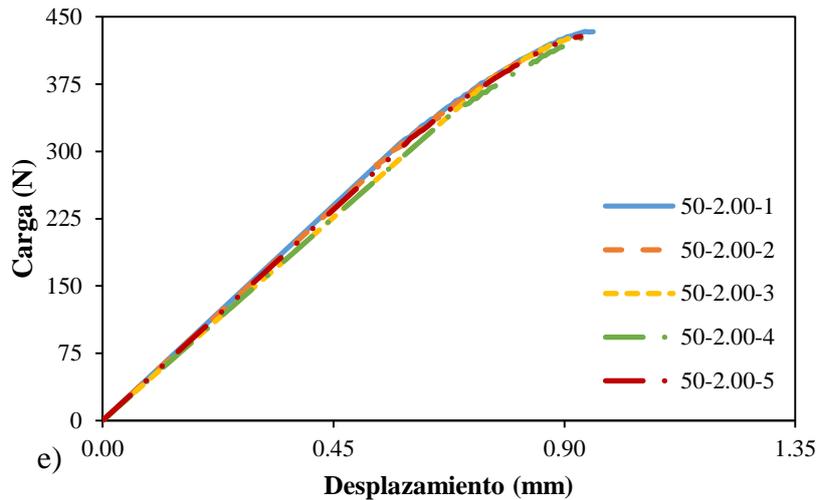


Figura 3.18 (cont.) Resultados experimentales (carga-desplazamiento) en SGFR-PA6 (50 wt.%): a) $\rho = 0$ mm (fisura); b) $\rho = 0.25$ mm; c) $\rho = 0.50$ mm; d) $\rho = 1.00$ mm; e) $\rho = 2.00$ mm.

3.3.3 Análisis de las superficies de rotura

Finalmente, una vez realizados los ensayos de flexión en tres puntos, se ha realizado un análisis de las superficies de fractura, prestando especial interés en los micromecanismos presentes y puntos de iniciación. Para ello se ha utilizado un microscopio electrónico de barrido (SEM, *Scanning Electron Microscopy*) ZEIS modelo EVO MA15 (Figura 3.19). Antes de introducirse en el microscopio las superficies de fractura fueron metalizadas con oro. De nuevo, el análisis detallado de las observaciones realizadas se recoge en el próximo capítulo.



Figura 3.19 Microscopio electrónico de barrido ZEIS EVO MA15.

CAPÍTULO 4

ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

4.1 INTRODUCCIÓN

Una vez planteadas en el Capítulo 2 las bases teóricas de la Mecánica de la Fractura, de la Teoría de las Distancias Críticas (TDC), del Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED) y de las evaluaciones de integridad estructural a través de los Diagramas de Fallo, en este capítulo se analizarán, aplicando las mencionadas metodologías, los resultados experimentales presentados en el Capítulo 3. A lo largo de este capítulo se estudiará la evolución de la tenacidad a fractura tanto al variar el radio de entalla como el contenido de refuerzo, y su relación con la evolución en los micromecanismos de fractura presentes en el material ensayado. Asimismo, se analizará la capacidad predictiva de la TDC para estimar tanto la tenacidad aparente a fractura como las cargas de rotura. En el Capítulo 3 se muestra que el comportamiento de SGFR-PA6 no es completamente elástico-lineal en todas las situaciones; por ello, otro de los objetivos es comprobar si el SED, un criterio formulado en materiales con comportamiento elástico-lineal, permite o no obtener estimaciones precisas de las cargas de rotura en este tipo de materiales. Por último, se realizarán evaluaciones de integridad estructural en SGFR-PA6 mediante análisis FAD, una metodología de uso extendido en materiales metálicos. Además, se tratará de reducir el conservadurismo de este tipo de análisis en materiales entallados mediante la combinación de los FAD con la TDC.

4.2 APLICACIÓN DE LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS EN MATERIALES COMPUESTOS

El principal objetivo de este apartado es analizar el efecto entalla en poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (SGFR-PA6) variando el contenido de fibra, así como validar el uso de la TDC en el análisis y la predicción del comportamiento a fractura en este tipo de materiales con entallas en U.

4.2.1 Efecto del radio de entalla en la resistencia a fractura

En el Capítulo 3 de la presente Tesis Doctoral se ha descrito el programa experimental y cómo a partir de él se ha obtenido la tenacidad aparente K_{mat}^N derivada de cada ensayo mediante la ecuación (3.1) para cada combinación de radio de entalla y contenido de fibra. En la Figura 4.1, se muestra la variación de la tenacidad aparente frente al radio de entalla, para cada contenido de fibra analizado (resultados anteriormente recogidos en las tablas 3.5 a 3.9). En general, se observa un claro efecto entalla, de tal manera que un aumento del radio de entalla supone un aumento de la tenacidad aparente del material estudiado, dando lugar a materiales (aparentemente) más resistentes. Como ya se mencionó en el capítulo anterior, cabe destacar que en el caso de poliamida pura (PA6 - 0 wt.%, Figura 4.1a) los resultados muestran una mayor dispersión que en aquellos materiales que incorporan un refuerzo de fibra de vidrio. Esto se explicará en el apartado 4.6 a través del estudio de los micromecanismos de fractura.

Tomando como referencia los valores medios de tenacidad para cada radio de entalla en cada contenido de fibra analizado, de la Figura 4.1 se desprende que el efecto entalla es mayor en materiales con contenidos de fibra bajos (5 wt.% y 10 wt.%). En ambas situaciones, la tenacidad aparente media es el doble en la situación entallada más grande analizada ($\rho = 2.00 \text{ mm}$) frente a la obtenida en el material fisurado ($\rho = 0 \text{ mm}$). Asimismo, en los materiales cuyo contenido de fibra es más elevado (30 wt.% y 50 wt.%), la tenacidad aparente media en el material con la entalla más grande es 1.62 y 1.32 veces, respectivamente, mayor que la que presenta el material fisurado. Según numerosas observaciones experimentales [33], existe un radio de entalla por debajo del cual el efecto entalla no tiene lugar. En este caso, se puede observar que para el radio de entalla más pequeño estudiado ($\rho = 0.25 \text{ mm}$) el valor de la tenacidad aparente es, en general, ligeramente superior al de las probetas fisuradas, por lo que el radio crítico en estos materiales estaría por debajo de los citados 0.25 mm.

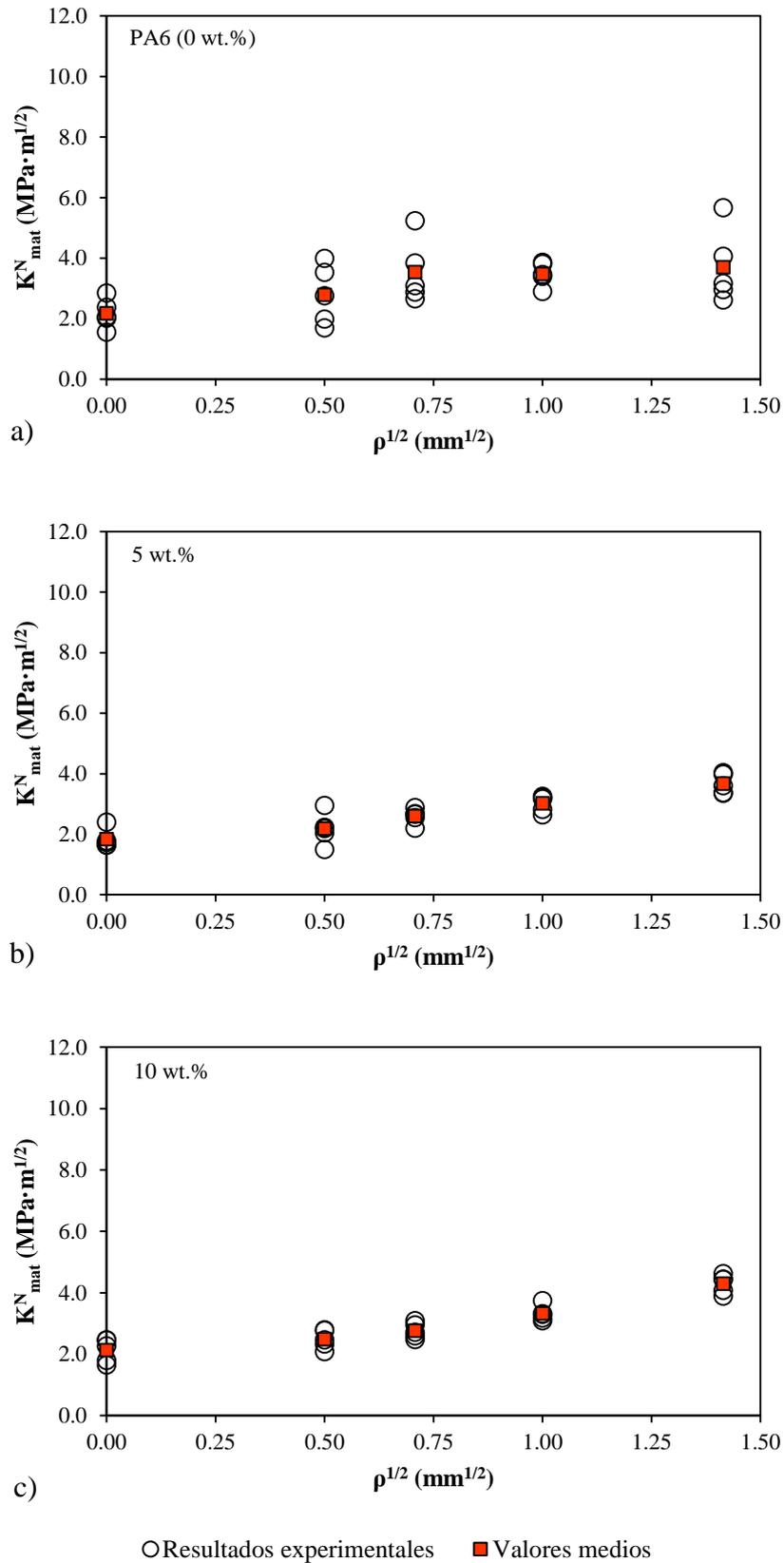


Figura 4.1 Resultados de tenacidad aparente obtenidos en SGFR-PA6:
 a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

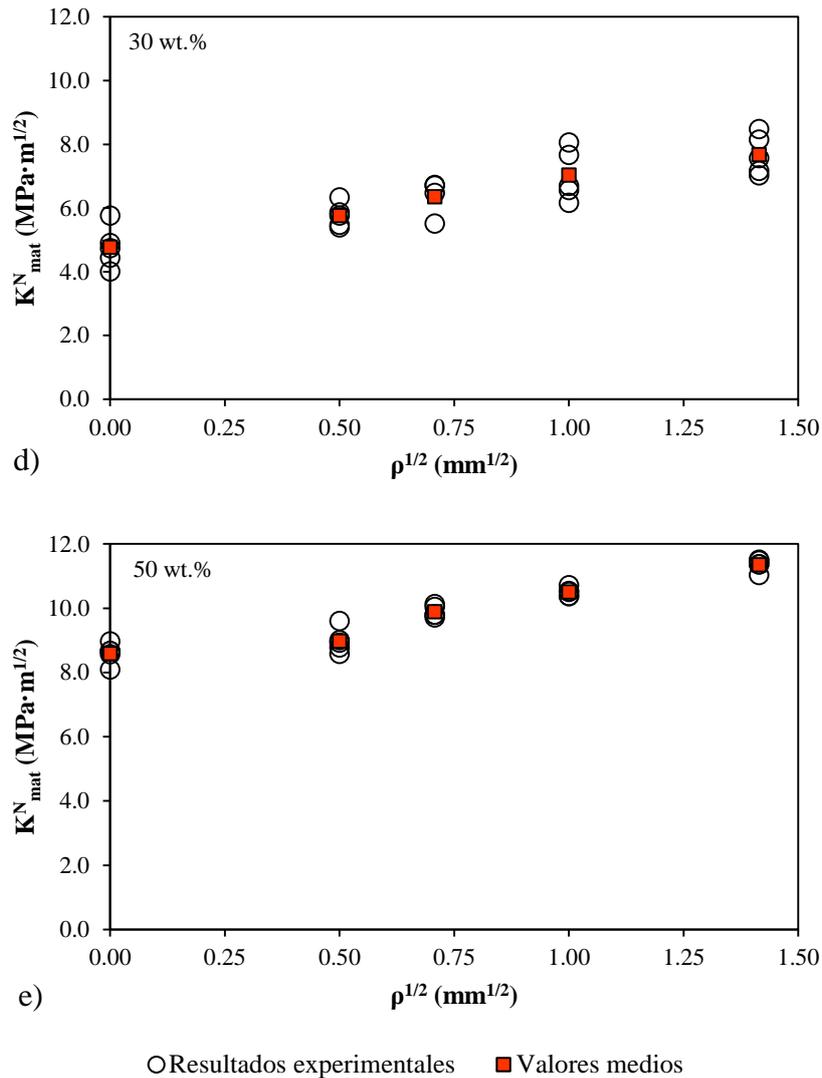


Figura 4.1 (cont.) Resultados de tenacidad aparente obtenidos en SGFR-PA6: a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

4.2.1.1 Predicción de la tenacidad aparente mediante la TDC

En el apartado anterior se ha comprobado que en los materiales estudiados en la presente Tesis Doctoral existe un claro efecto entalla. A continuación se presentan las predicciones de la tenacidad aparente obtenidas a partir de la Teoría de las Distancias Críticas y se comparan con los resultados experimentales obtenidos. En este caso, se utiliza la aproximación del Método de la Línea (LM, *Line Method*) debido a su sencillez de aplicación y su extensa validación en otros materiales, dando unos resultados muy similares al Método del Punto (PM, *Point Method*) [33].

En primer lugar, se obtiene la distancia crítica L mediante la ecuación (2.52):

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

donde la resistencia inherente (σ_0) se considera igual a la tensión de rotura (σ_u) ya que se puede considerar el comportamiento del material estudiado como frágil.

Una vez conocida L , se determina para cada radio de entalla (ρ) la tenacidad aparente mediante el LM utilizando la ecuación (2.68):

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

Además, se ha realizado un mejor ajuste de los resultados experimentales para poder obtener un valor calibrado tanto de L como de σ_0 para cada contenido de fibra estudiado. Para ello, se utilizó el método de mínimos cuadrados, con L como parámetro de ajuste y considerando para K_{mat} el valor medio de la resistencia a fractura obtenido en las probetas fisuradas. Conocida la distancia crítica del mejor ajuste (L_{MA}), y haciendo uso de la ecuación (2.52) se obtiene la tensión inherente calibrada, $\sigma_{0,MA}$:

$$\sigma_{0,MA} = \frac{K_{mat}}{\sqrt{\pi \cdot L_{MA}}} \quad (4.1)$$

La Tabla 4.1 compara los parámetros asociados a las distintas predicciones llevadas a cabo en el presente análisis. K_{mat} es la resistencia a fractura media en las probetas fisuradas (tablas 3.5 a 3.9), σ_u es la tensión de rotura media obtenida en cada contenido de fibra (Tabla 3.4), L es el valor de la distancia crítica, $\sigma_{0,MA}$ es la tensión inherente del mejor ajuste y L_{MA} la distancia crítica del mejor ajuste.

Tabla 4.1 Parámetros del material.

Contenido de fibra (%)	K_{mat} (MPa·m ^{1/2})	σ_u (MPa)	L (mm)	$\sigma_{0,MA}$ (MPa)	L_{MA} (mm)
0	2.17	54.20	0.511	88.97	0.190
5	1.84	72.05	0.207	82.81	0.157
10	2.13	78.15	0.238	93.01	0.168
30	4.77	128.00	0.441	166.38	0.261
50	8.59	192.80	0.632	197.99	0.599

La Figura 4.2 recoge los resultados experimentales y las diferentes predicciones generadas: la obtenida directamente con el LM y la obtenida con el mejor ajuste por mínimos cuadrados de los resultados experimentales. Se observa que tanto L como L_{MA} proporcionan una predicción cualitativamente similar de la tenacidad aparente en el material compuesto en condiciones entalladas. Sin embargo, la estimación a partir de L es más conservadora que aquella proporcionada por L_{MA} , excepto en el caso de contenido alto de fibra (50 wt.%, Figura 4.2e) donde prácticamente se superponen. Pese a que los valores de L y L_{MA} presentan cierta diferencia, esto tiene un efecto limitado en las predicciones de tenacidad aparente, dado que la distancia crítica L aparece dentro de una raíz cuadrada en la ecuación (2.68).

En los radios de entalla más elevados (ej., $\rho = 2.00 \text{ mm}$) las predicciones son más conservadoras. Esto se puede deber al hecho de que la ecuación (2.68) proviene del campo elástico-lineal de tensiones, y como se ha observado en los ensayos de fractura, las probetas con dichos radios tienen un comportamiento menos lineal en rotura que aquel de las probetas con radios de entalla pequeños. Además, la ecuación (2.68) asume la distribución tensional de Creager-Paris, que para relaciones $l/a = 0.4$, como ocurre cuando $\rho = 2.00 \text{ mm}$, está en los límites de su aplicabilidad. En todo caso, esto también ha sido observado en otros materiales [117].

Por lo tanto, se puede considerar que asumir que la tensión inherente es igual a la tensión de rotura es adecuado para este tipo de materiales compuestos. Esto permite obtener predicciones conservadoras de la tenacidad aparente que, en todo caso, son capaces de captar la mayor parte del efecto entalla. Sin lugar a duda, esto tiene una gran importancia práctica dado que aplicar la Teoría de las Distancias Críticas a este tipo de material no requerirá de ningún tipo de calibración previa. Así, L se obtiene directamente a partir de K_{mat} y σ_u . De este modo, la capacidad predictiva de la TDC queda demostrada una vez más. No obstante, una calibración específica de L (o σ_0) permite ajustar aún más las predicciones, especialmente para contenidos de fibra bajos.

Por último, en los parámetros de ajuste de la PA6 pura (Figura 4.2a) se observan las mayores diferencias de todos los obtenidos. En este caso, σ_0 es 1.6 veces mayor que σ_u lo cual se corresponde con valores bibliográficos [33], donde se establece el rango: $\sigma_0 = (1.4 - 2)\sigma_u$. Este material requiere, por tanto, una calibración previa de los parámetros de la TDC: L y σ_0 .

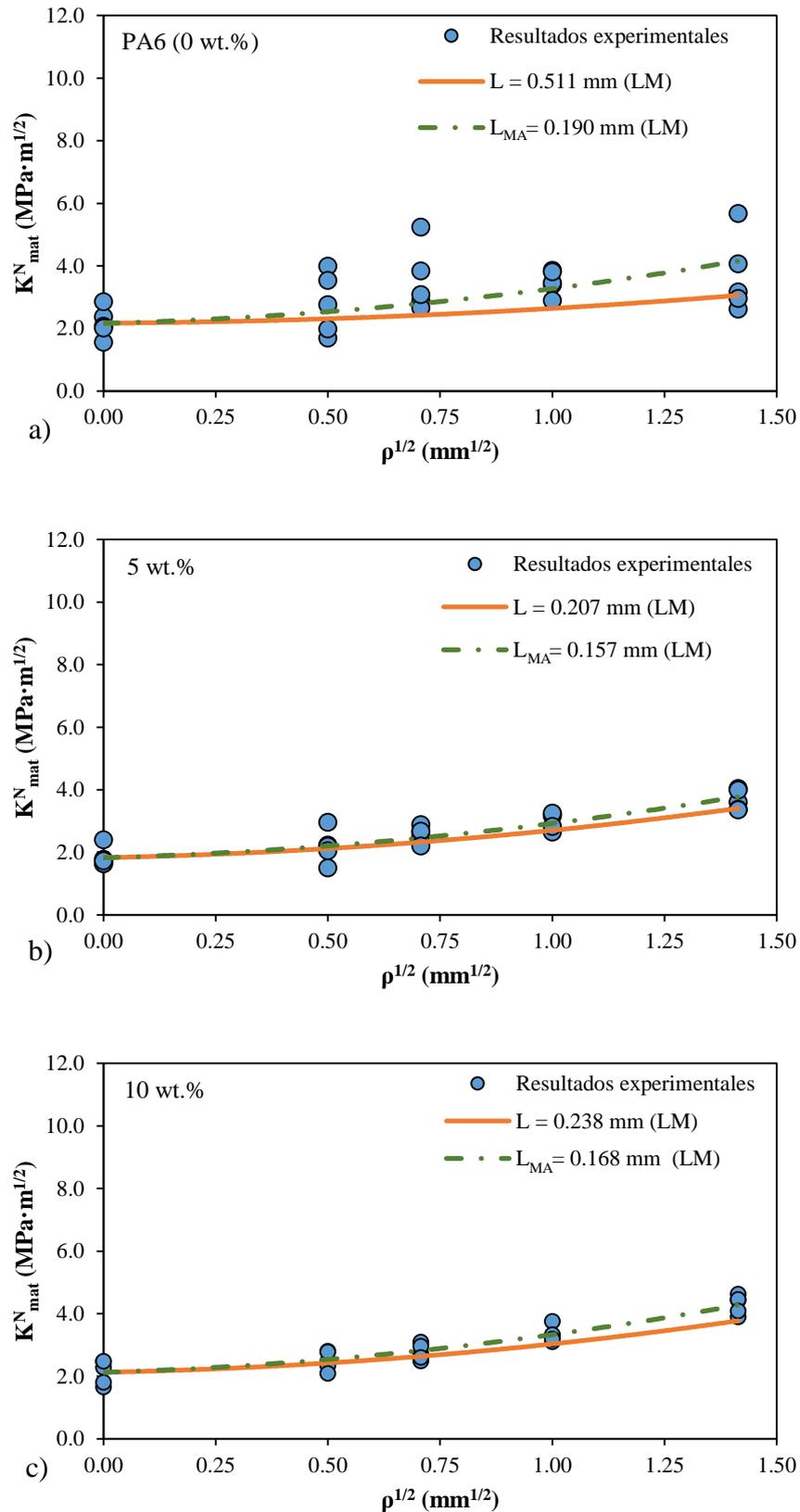


Figura 4.2 Comparación entre los resultados experimentales de la tenacidad aparente y las predicciones obtenidas mediante el LM de la TDC en SGFR-PA6: a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

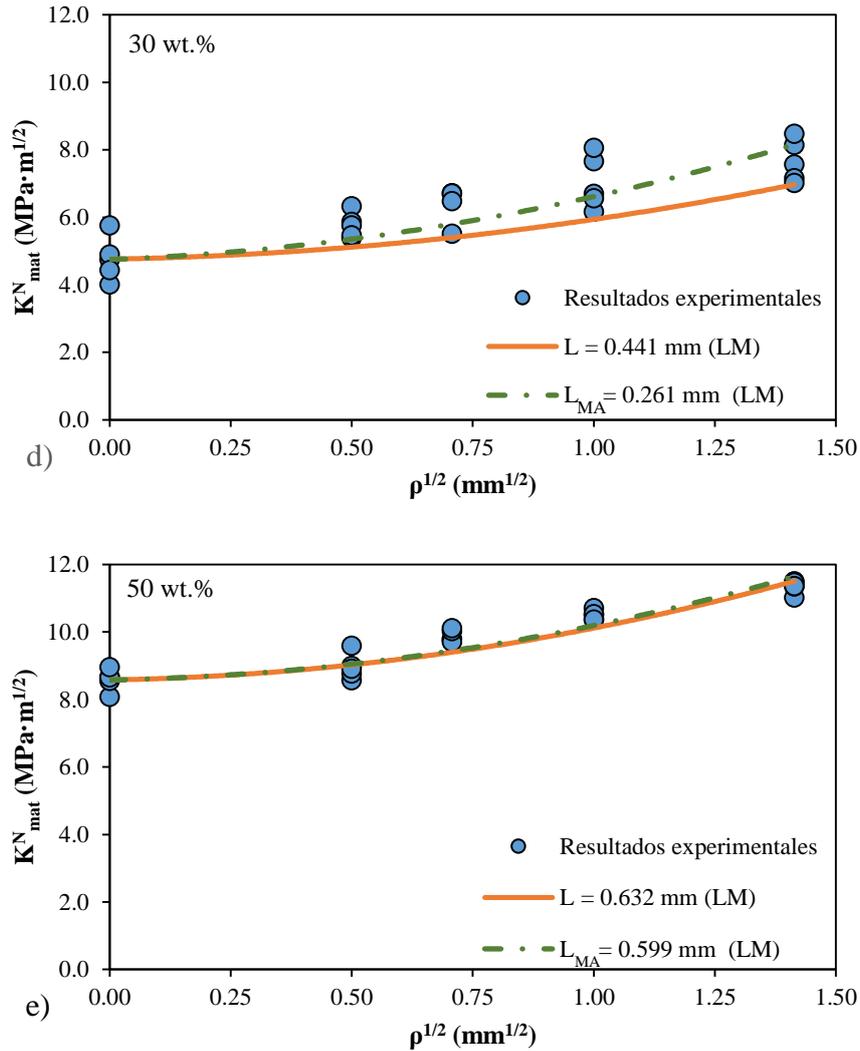


Figura 4.2 (cont.) Comparación entre los resultados experimentales de la tenacidad aparente y las predicciones obtenidas mediante el LM en SGFR-PA6: a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

4.2.2 Predicción de las cargas de rotura con la TDC

En este apartado se lleva a cabo la estimación de los valores de carga de rotura mediante la aplicación de la Teoría de las Distancias Críticas, y se comparan las estimaciones obtenidas con los resultados experimentales. En este caso, se estudiará el material reforzado entallado, es decir, cada combinación de los 4 contenidos de fibra analizados (5 wt.%, 10 wt.%, 30 wt.% y 50 wt.%) y los cuatro radios de entalla estudiados (desde 0.25 mm a 2.00 mm).

En el apartado anterior se han obtenido los parámetros de ajuste de la TDC para los distintos materiales (ver Tabla 4.1) de dos maneras diferentes: por un lado considerando que $\sigma_0 = \sigma_u$ y utilizando la ecuación (2.52); por otro lado, $\sigma_{0,MA}$ y L_{MA} mediante el mejor ajuste de los

resultados experimentales. En este apartado se combinarán estos parámetros de ajuste tanto con el Método del Punto (PM) como con el Método de la Línea (LM) para obtener la predicción de las cargas de rotura. Así, se obtendrán 4 aproximaciones diferentes basadas en la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesta por Creager-Paris [57] (ecuación (2.66)).

En primer lugar, se combina con la formulación del PM. Para un radio de entalla (ρ) dado, y considerando que $\sigma_0 = \sigma_u$ y que L sigue la ecuación (2.52), se tiene que en rotura [33]:

$$\sigma(L/2) = \sigma_U = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(L/2 + \rho)}{(L + \rho)^{3/2}} \quad (4.2)$$

Así, K_I se deriva fácilmente para cada combinación de radio de entalla y contenido de fibra analizados. Conocido K_I , la primera estimación de la carga crítica (P_{TDC1}) se deriva a partir de:

$$K_I = \left(\frac{P_{TDC1}}{B \cdot W^{1/2}} \right) 6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W} \right) \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right) \quad (4.3)$$

La segunda aproximación utiliza como parámetros de ajuste $\sigma_{0,MA}$ y L_{MA} , y K_I se obtiene a partir de [33]:

$$\sigma(L/2) = \sigma_{0,MA} = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(L_{MA}/2 + \rho)}{(L_{MA} + \rho)^{3/2}} \quad (4.4)$$

Despejado K_I , la segunda estimación de la carga crítica (P_{TDC2}) se deriva de:

$$K_I = \left(\frac{P_{TDC2}}{B \cdot W^{1/2}} \right) 6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W} \right) \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right) \quad (4.5)$$

En el caso del LM, la condición de rotura a partir de la cual se deriva K_I , teniendo en cuenta que $\sigma_0 = \sigma_u$ y que L sigue la ecuación (2.52), es [33]:

$$\sigma_u = \frac{K_I}{2L\sqrt{2\pi}} \left(2\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L} - \frac{\rho}{\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L}} \right) \quad (4.6)$$

Una vez se ha obtenido K_I para cada combinación de radio de entalla y de contenido de refuerzo, la tercera estimación de la carga crítica (P_{TDC3}) se despeja de:

$$K_I = \left(\frac{P_{TDC3}}{B \cdot W^{1/2}} \right) 6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W} \right) \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right) \quad (4.7)$$

Por último, se ha considerado el LM y los parámetros obtenidos del mejor ajuste de los resultados experimentales. Así, en rotura se cumple que [33]:

$$\sigma_{0,MA} = \frac{K_I}{2L_{MA}\sqrt{2\pi}} \left(2\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L_{MA}} - \frac{\rho}{\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L_{MA}}} \right) \quad (4.8)$$

Para esta cuarta aproximación, la estimación de la carga de rotura crítica (P_{TDC4}) se deriva fácilmente de:

$$K_I = \left(\frac{P_{TDC4}}{B \cdot W^{1/2}} \right) 6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W} \right) \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right) \quad (4.9)$$

La Tabla 4.2 muestra los resultados estimados según cada aproximación propuesta (P_{TDC1} , P_{TDC2} , P_{TDC3} y P_{TDC4}) y los resultados obtenidos experimentalmente (P_{exp}), siendo P_{exp} el valor medio de los recogidos en las tablas 3.6 a 3.9 para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla. Asimismo, la Figura 4.3 muestra la comparación entre los resultados estimados frente a P_{exp} .

Tabla 4.2 Cargas de rotura experimentales medias y predicciones a través de la TDC.

Contenido de fibra (%)	Radio de entalla ρ (mm)	P_{exp} (N)	P_{TDC1} (N)	P_{TDC2} (N)	P_{TDC3} (N)	P_{TDC4} (N)
5	0.25	82.10	66.28	68.90	78.74	81.67
	0.50	97.56	74.70	80.24	87.40	92.57
	1.00	113.46	91.13	100.58	102.54	111.22
	2.00	137.84	118.21	132.85	127.53	141.30
10	0.25	93.84	76.00	79.21	90.19	94.00
	0.50	104.10	84.25	91.52	99.12	105.99
	1.00	125.26	101.26	114.00	114.93	126.59
	2.00	161.52	129.97	149.96	141.33	160.03
30	0.25	216.46	164.48	168.13	191.20	199.22
	0.50	238.65	170.69	184.39	202.72	217.61
	1.00	264.04	190.95	219.36	223.99	250.38
	2.00	288.20	231.40	279.46	261.39	305.55
50	0.25	337.00	296.99	296.68	338.24	339.00
	0.50	371.38	299.53	300.31	353.13	354.65
	1.00	394.38	321.50	324.26	381.18	384.05
	2.00	426.20	374.16	379.73	431.83	436.95

Como se observa en la Figura 4.3, las predicciones obtenidas a partir del Método del Punto (Figura 4.3a y b) son más conservadoras que aquellas basadas en el Método de la Línea (Figura 4.3c y d). De igual modo, tanto utilizando el PM como el LM, las aproximaciones que utilizan los parámetros de ajuste de la TDC sin calibración previa (Figura 4.3a y c), muestran resultados menos precisos que aquellas predicciones donde se han utilizado los parámetros del mejor ajuste (Figura 4.3b y d). Así, la cuarta aproximación es la más precisa, situándose las relaciones P_{TDC4}/P_{exp} en el entorno de 1. Esto convierte a la metodología seguida por esta cuarta aproximación en una herramienta precisa y segura para estimar cargas de rotura en materiales compuestos. El error asociado es inferior a un 10%.

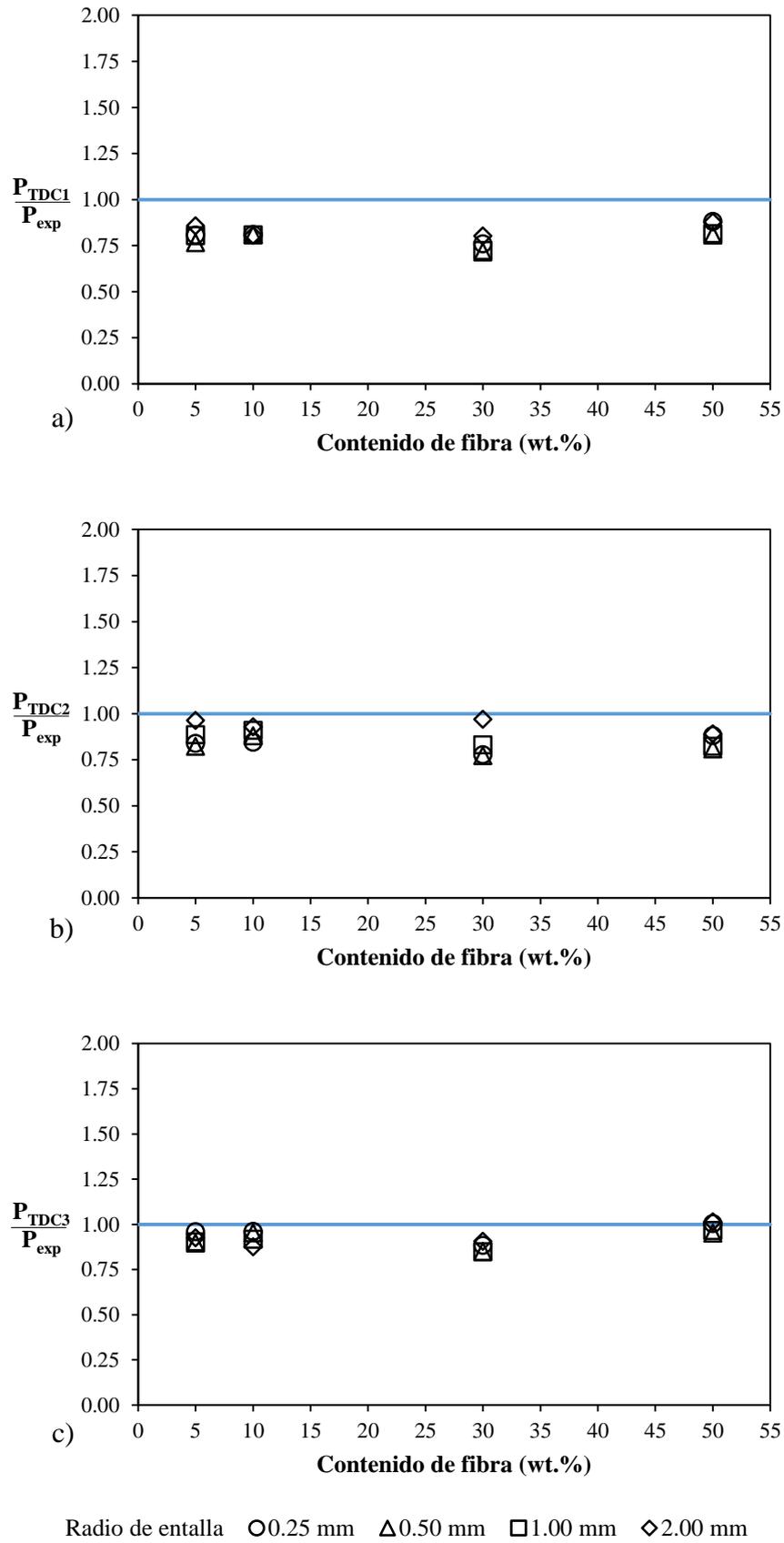


Figura 4.3 Comparación de las cargas de rotura estimadas mediante la TDC frente a los resultados experimentales: a) PM utilizando (σ_u, L) ; b) PM utilizando $(\sigma_{0,MA}, L_{MA})$; c) LM utilizando (σ_u, L) ; d) LM utilizando $(\sigma_{0,MA}, L_{MA})$.

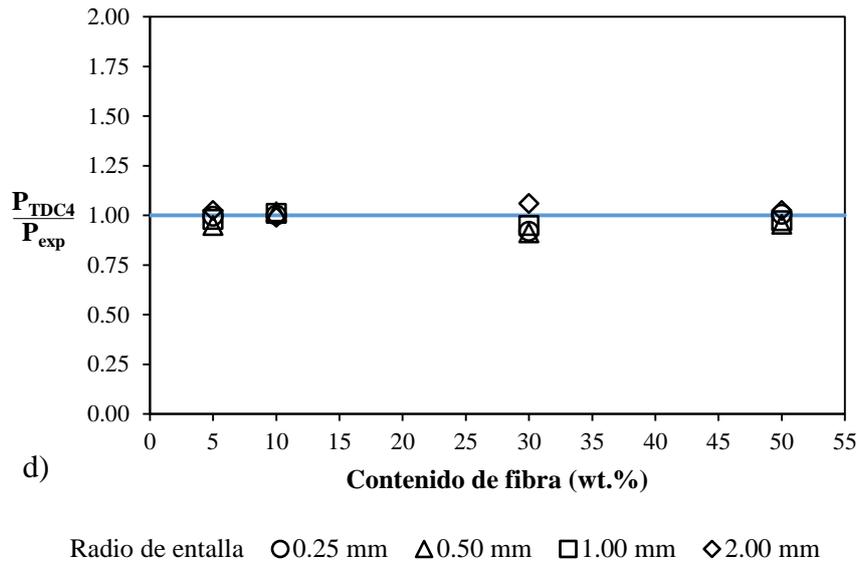


Figura 4.3 (cont.) Comparación de las cargas de rotura estimadas mediante la TDC frente a los resultados experimentales: a) PM utilizando (σ_{is}, L) ; b) PM utilizando $(\sigma_{0,MA}, L_{MA})$; c) LM utilizando (σ_{is}, L) ; d) LM utilizando $(\sigma_{0,MA}, L_{MA})$.

Por otro lado y como ya se ha mencionado, la tercera aproximación no requiere de calibración previa y proporciona situaciones muy próximas a la realidad, por lo que esta metodología es una forma sencilla y rápida para obtener las cargas de rotura con elevada precisión, siendo únicamente necesario conocer la tensión de rotura y la tenacidad a fractura del material.

En cuanto a las predicciones formuladas a partir del PM, cabe mencionar que se encuentran entre el 71% y el 97% de las cargas reales de rotura.

4.3 APLICACIÓN DEL SED EN MATERIALES COMPUESTOS

En el apartado 4.2.2 se ha llevado a cabo la predicción de cargas de rotura mediante el uso de la Teoría de las Distancias Críticas. En este apartado se pretende proporcionar una nueva aproximación, basada en métodos energéticos, para la predicción de las cargas críticas en componentes con entallas en U. La metodología propuesta se basa en la aplicación del Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED), formulado y ampliamente validado en materiales con comportamiento elástico-lineal, en materiales cuyo comportamiento no es completamente elástico-lineal. En este caso, se tratará de validar esta metodología en poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta combinando cuatro contenidos de fibra diferentes (5 wt.%, 10 wt.%, 30 wt.% y 50 wt.%) con cuatro radios de entalla que varían entre 0.25 y 2.00 mm.

Una vez se obtengan cada una de las estimaciones de las cargas de rotura, estas se comparan con los resultados experimentales recogidos en el programa experimental.

4.3.1 Estimación de las cargas de fractura

4.3.1.1 Aproximación del SED en condiciones elástico-lineales

Como ya fue mencionado en el apartado 2.5.2, el SED establece que en Modo I el fallo se produce cuando el valor medio de la energía de deformación (W) alcanza un valor crítico (W_c). Así, el primer paso será obtener W_c utilizando la ecuación (2.85) propuesta para materiales frágiles:

$$W_c = \frac{\sigma_u^2}{2E}$$

donde E es el módulo de Young y σ_u la tensión de rotura (Tabla 3.4).

La metodología propuesta en la presente Tesis Doctoral consiste en igualar el valor crítico de la energía de deformación (W_c) con el valor medio del SED para entallas en U (ecuación (2.108)) y así poder obtener la tensión elástica máxima en el frente de la entalla. A partir de esta última se estimará la carga de rotura en el material compuesto:

$$\sigma_{max1} = \frac{\sigma_u}{\sqrt{2 \cdot F(2\alpha) \cdot H\left(2\alpha, \frac{R_c}{\rho}\right)}} \quad (4.10)$$

donde el factor F depende del ángulo de apertura de entalla (ecuación (2.109)) y la función H depende del ángulo de entalla y de la relación entre el radio crítico del material (R_c) y el radio de la entalla (ρ) en el frente del defecto. Para entallas en U ($2\alpha = 0$), F es igual a 0.785 (Tabla 2.2). Para obtener el valor de la función H , hay que definir en primer lugar la relación R_c/ρ , y después interpolar en la Tabla 2.5 ($H(2\alpha = 0)$) según el valor que tome el coeficiente de poisson (ν) en cada material analizado (Tabla 4.3). El valor de R_c se define según las ecuaciones (2.87) o (2.88) para las situaciones de deformación plana o tensión plana, respectivamente. Para cada contenido de fibra, K_{mat} se ha considerado el valor medio de los obtenidos en las probetas fisuradas ($\rho = 0 \text{ mm}$, tablas 3.6 a 3.9). Las ecuaciones (4.11) y (4.12) [13] establecen, según el valor de la resistencia a fractura (K_{mat}^N) para un material y radio de entalla en particular, si dominan condiciones de deformación plana o tensión plana, respectivamente. Para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla, el valor de K_{mat}^N a comparar con los límites establecidos en las ecuaciones (4.11) y (4.12) es el valor medio de los obtenidos en los 5 ensayos llevados a cabo en el programa experimental (tablas 3.6 a 3.9).

$$K_{mat}^N = \sigma_y \cdot \left(\frac{B}{2.5}\right)^{1/2} \quad (\text{Límite deformación plana}) \quad (4.11)$$

$$K_{mat}^N = \sigma_y \cdot (\pi B)^{1/2} \quad (\text{Dominio tensión plana}) \quad (4.12)$$

siendo B el espesor de la probeta y σ_y el límite elástico (Tabla 3.4). En principio, valores de K_{mat}^N por debajo del valor resultante en (4.11) corresponderían a situaciones en las cuales domina la deformación plana. En ese caso R_c se obtiene con la ecuación (2.87). Realmente, es una medida conservadora, y la deformación plana puede dominar en valores aún mayores de resistencia a fractura. Si los valores de K_{mat}^N están por encima de (4.12) se asume que dominan condiciones de tensión plana y R_c se obtiene con la ecuación (2.88). El valor de K_{mat}^N puede encontrarse entre los límites establecidos por las ecuaciones (4.11) y (4.12). En ese caso, R_c se obtiene interpolando las ecuaciones (2.87) y (2.88).

La Tabla 4.3 recoge los valores de los diferentes parámetros del modelo para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla: la tenacidad aparente a fractura media (K_{mat}^N), el radio crítico (R_c), el coeficiente de poisson (ν), los valores de la función H , el valor crítico de la densidad de energía de deformación elástica (W_c , ecuación (2.85)) y la correspondiente tensión elástica máxima en el frente de la entalla (σ_{max1} , ecuación (4.10)).

Tabla 4.3 Parámetros del material para la metodología propuesta utilizando el SED y estimaciones de la carga de rotura.

Contenido de fibra (%)	Radio de entalla ρ (mm)	K_{mat}^N (MPa·m ^{1/2})	R_c (mm)	ν	H	W_c (MPa)	σ_{max1} (MPa)	P_{SEDI} (N)
5	0.25	2.19	0.136	0.39	0.190	0.79	132.08	69.51
	0.50	2.60	0.136		0.289		106.89	79.56
	1.00	3.02	0.164		0.360		95.84	100.88
	2.00	3.67	0.271		0.384		92.79	138.12
10	0.25	2.50	0.160	0.38	0.170	0.86	151.37	79.66
	0.50	2.77	0.160		0.269		120.28	89.52
	1.00	3.34	0.201		0.336		107.52	113.18
	2.00	4.30	0.387		0.342		106.64	158.74
30	0.25	5.76	0.400	0.34	0.124	1.27	290.52	152.90
	0.50	6.35	0.462		0.132		281.69	209.66
	1.00	7.03	0.567		0.198		229.38	241.44
	2.00	7.67	0.702		0.269		196.94	293.16
50	0.25	8.97	0.571	0.30	0.131	1.48	424.48	223.40
	0.50	9.89	0.630		0.131		424.48	315.94
	1.00	10.50	0.685		0.180		362.42	381.47
	2.00	11.35	0.785		0.264		299.30	445.53

Una vez se ha obtenido σ_{max1} , ya se puede calcular la carga crítica o de fractura (P_{SEDI}). Para la determinación de P_{SEDI} se utiliza la expresión (2.66) propuesta por Creager-Paris [57]. La carga de rotura es aquella que, aplicada en una probeta determinada, generará la correspondiente σ_{max1} en el frente de la entalla, es decir, cuando $r = 0$. Así, la expresión (2.66) se convierte en:

$$\sigma(r = 0) = \sigma_{max1} = \frac{2K_I}{\sqrt{\pi\rho}} \tag{4.13}$$

Una vez conocido el factor de intensidad de tensiones en rotura (K_I) para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla, la estimación de la carga crítica P_{SED1} se deriva fácilmente de (4.14):

$$K_I = \left(\frac{P_{SED1}}{B \cdot W^{1/2}} \right) 6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W} \right) \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right) \quad (4.14)$$

La Tabla 4.3 recoge los valores de P_{SED1} estimados y la Figura 4.4 muestra la comparación entre P_{SED1} con los valores medios obtenidos experimentalmente (P_{exp} , Tabla 4.2) para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla. Se observa que cuanto mayor es el radio de entalla, más precisa es la estimación de la carga de rotura. Así, para los radios de entalla más grandes analizados (1.00 mm y 2.00 mm) la estimación es aceptable, con un error limitado al $\pm 10\%$. Cabe señalar que para los casos de contenido alto de refuerzo y el mayor radio de entalla analizado, existe una ligera sobrestimación de los resultados de carga crítica. Sin embargo, para estos contenidos de refuerzo, la predicción con el SED en los radios más pequeños estudiados (0.25 mm y 0.50 mm) genera resultados conservadores. El caso menos preciso (66%) resulta para un 50 wt.% de refuerzo y un radio de 0.25 mm.

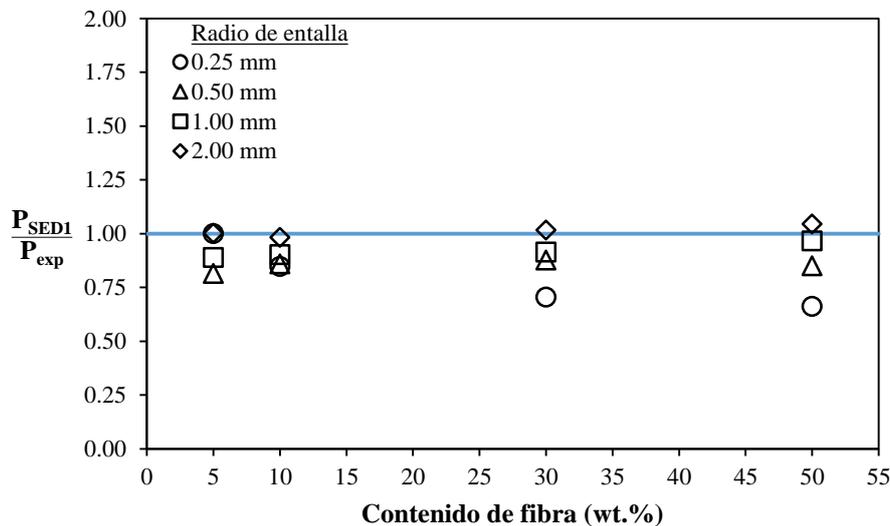


Figura 4.4 Comparación de la predicción de la carga crítica (P_{SED1}) obtenida con W_c y los resultados obtenidos experimentalmente (P_{exp}).

El motivo por el cual el SED en SGFR-PA6 no permite obtener resultados muy precisos es el siguiente: la metodología utilizada se basa en igualar las ecuaciones (2.85) y (2.108), estando definidos los parámetros W_c y de \overline{W}_1 en el régimen elástico-lineal. El parámetro W_c se obtiene de la curva tensión-deformación y \overline{W}_1 sigue igualmente una formulación elástico-lineal, asumiendo que el material entallado tiene ese mismo tipo de comportamiento. Sin embargo, en la Figura 3.7b-e se observa que el comportamiento no es elástico-lineal en los ensayos de tracción y, en menor medida, de las figuras 3.15 a 3.18 se desprende que el comportamiento en fractura tampoco es perfectamente elástico-lineal. Así, se observa cómo la precisión es mayor cuanto menor es el contenido de fibra y por tanto, más elástico-lineal su comportamiento. Por lo tanto, utilizar esta metodología en SGFR-PA6 provoca que la estimación de las cargas de rotura no sea del todo precisa.

4.3.1.2 Extrapolación del SED a situaciones no elástico-lineales

Como ha sido explicado anteriormente, la primera aproximación basada en condiciones elástico-lineales ha dado lugar a resultados poco precisos en SGFR-PA6. Así, el siguiente paso es proponer una metodología que, basada en el SED, permita estimar las cargas de fractura en materiales compuestos entallados con una mejor precisión. Esta segunda aproximación para estimar las cargas se basa en considerar el área encerrada bajo la curva tensión-deformación, es decir, la energía total absorbida (W_{c2}) en lugar de la ecuación (2.85). De este modo, se pretende corregir el comportamiento no elástico-lineal perfecto en los ensayos de tracción (Figura 3.7b-e). Así, en el presente trabajo de investigación se propone igualar W_{c2} con el valor medio de la densidad de energía de deformación (\overline{W}_1), expresada según la ecuación (2.108) y así poder obtener un nuevo valor de la tensión elástica máxima (σ_{max2}) en el frente de la entalla, a partir del cual estimar de manera más precisa la carga de rotura en el material compuesto:

$$\sigma_{max2} = \sqrt{\frac{W_{c2} \cdot E}{F(2\alpha) \cdot H\left(2\alpha, \frac{R_c}{\rho}\right)}} \quad (4.15)$$

donde los valores del factor F (0.785) y de la función H (Tabla 4.3) no varían respecto al análisis anterior. A partir de la ecuación (4.16) se obtiene el factor de intensidad de tensiones en rotura para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla.

$$\sigma_{max2} = \frac{2K_I}{\sqrt{\pi\rho}} \quad (4.16)$$

Conocido K_I , la estimación de la nueva carga crítica (P_{SED2}) se deriva de la ecuación (4.17).

$$K_I = \left(\frac{P_{SED2}}{B \cdot W^{1/2}} \right) 6 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W} \right) \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \right) \quad (4.17)$$

La Tabla 4.4 muestra los resultados de la energía total absorbida (W_{c2}), el nuevo valor de la tensión elástica máxima (σ_{max2}) en el frente de entalla y los valores de P_{SED2} estimados.

Tabla 4.4 *Parámetros del material en la segunda aproximación propuesta y estimaciones de la carga de rotura.*

Contenido de fibra (%)	Radio de entalla ρ (mm)	W_{c2} (MPa)	σ_{max2} (MPa)	P_{SED2} (N)
5	0.25	1.09	155.49	81.83
	0.50		125.83	93.65
	1.00		112.82	118.76
	2.00		109.23	162.60
10	0.25	1.31	186.80	98.31
	0.50		148.43	110.47
	1.00		132.69	139.67
	2.00		131.60	195.89
30	0.25	3.06	450.95	237.33
	0.50		437.24	325.44
	1.00		356.04	374.77
	2.00		305.69	455.05
50	0.25	3.13	618.34	325.42
	0.50		618.34	460.22
	1.00		527.93	555.69
	2.00		435.99	649.00

En la Figura 4.5 se muestra la comparación de P_{SED2} con los resultados obtenidos experimentalmente (P_{exp} , Tabla 4.2). La principal observación es que se produce una clara sobreestimación de las cargas de rotura, la cual es más acusada para los contenidos de fibra más altos y los radios de entalla más grandes, y llega a superar el 50% para un radio de 2.00 mm. Para estos contenidos de fibra, 30 wt.% y 50 wt.%, las estimaciones más precisas resultan en el menor radio de entalla (0.25 mm) con un error de +10% y -3%, respectivamente. En los casos de una combinación de contenido bajo de fibra (5 wt.% y 10 wt.%) con los radios de entalla más pequeños analizados (0.25 mm y 0.50 mm) el error en la predicción de cargas de rotura se sitúa en un $\pm 5\%$. Para estos contenidos de fibra, la sobreestimación en el radio de entalla más grande estudiado (2.00 mm) llega a un 21%.

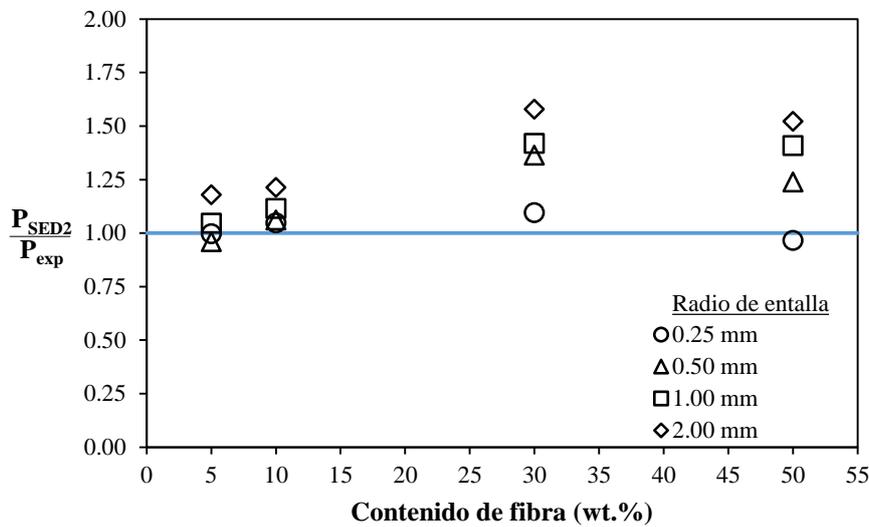


Figura 4.5 Comparación de la predicción de la carga crítica (P_{SED2}) obtenida con W_{c2} y los resultados obtenidos experimentalmente (P_{exp}).

El motivo por el que las cargas de rotura estimadas con esta segunda metodología no son precisas está relacionado con el hecho de que al reemplazar W_c por el área encerrada bajo la curva tensión-deformación (W_{c2}), únicamente se ha corregido el error asociado a que el comportamiento a tracción no es elástico-lineal perfecto (Figura 3.7b-e). Sin embargo, esta segunda aproximación no tiene en cuenta el hecho de que el comportamiento en fractura tampoco es perfectamente elástico-lineal (figuras 3.15 a 3.18). Por todo ello, esta segunda aproximación no mejora la primera.

Con el objetivo de analizar si el criterio SED se puede extrapolar o no a situaciones no elástico-lineales, se estudiará una tercera y última metodología, propuesta en [119], que consiste en considerar como valor crítico del SED (W_{c3}) la media de $\overline{W_1}$ en rotura, determinada a partir de la ecuación (2.108) en las probetas de fractura ensayadas.

La Figura 4.6 recoge el valor de \overline{W}_1 medio calculado en rotura para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla a partir de la ecuación (2.108), asumiendo la distribución de tensiones propuesta por Creager-Paris en el frente de entalla (ecuación (2.66)) [57]. En el caso de contenido bajo de fibra, el valor de \overline{W}_1 es sensiblemente constante. Por el contrario, para los contenidos altos de fibra, \overline{W}_1 es mayor cuanto menor es el radio de entalla. Si se asume como constante de cada material (contenido de fibra) el valor más bajo de \overline{W}_1 , las predicciones de cargas críticas que se obtengan serán conservadoras, evitando así la sobrestimación de las predicciones y los riesgos que ello conlleva. Para todos los contenidos de refuerzo analizados, el valor más bajo de \overline{W}_1 es el correspondiente al del mayor radio de entalla estudiado (2.00 mm), y es el que se va a tomar como W_{c3} .

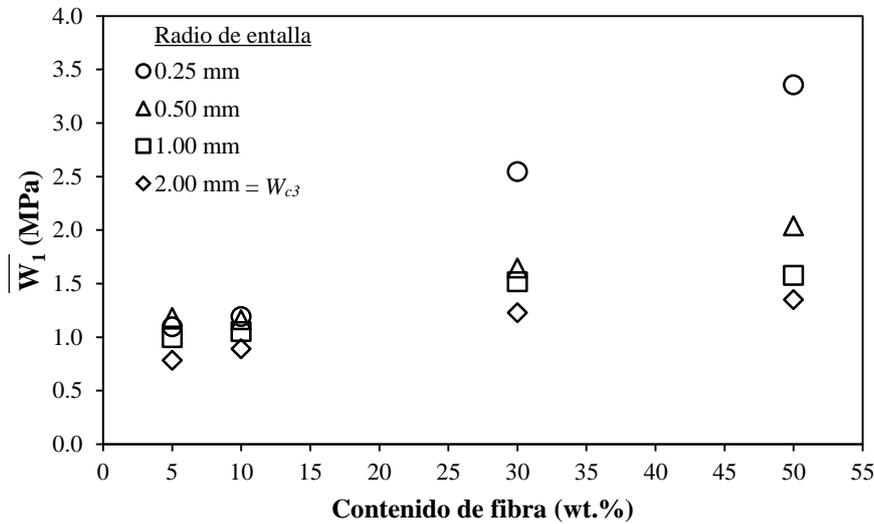


Figura 4.6 Valores de \overline{W}_1 para cada combinación de refuerzo y radio de entalla.

Al utilizar este nuevo valor de la densidad de energía de deformación crítica, W_{c3} , en la ecuación (2.108), se obtiene un nuevo valor de la tensión máxima en el frente de la entalla:

$$\sigma_{max3} = \sqrt{\frac{W_{c3} \cdot E}{F(2\alpha) \cdot H\left(2\alpha, \frac{R_c}{\rho}\right)}} \quad (4.18)$$

Los valores de las funciones F y H no varían con respecto a los planteamientos anteriores. Conocido σ_{max3} , con la ecuación (4.19) se obtiene K_I . El nuevo valor estimado de las cargas de rotura (P_{SED3}) se deriva de la ecuación (4.20).

$$\sigma_{max3} = \frac{2K_I}{\sqrt{\pi\rho}} \tag{4.19}$$

$$K_I = \left(\frac{P_{SED3}}{B \cdot W^{1/2}}\right) 6 \left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W}\right) + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2\right)}{\left(1 + 2 \left(\frac{a}{W}\right)\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}}\right) \tag{4.20}$$

La Tabla 4.5 muestra los resultados obtenidos en esta tercera propuesta para los valores de W_{c3} , σ_{max3} y P_{SED3} .

Tabla 4.5 Parámetros del material para la tercera aproximación propuesta.

Contenido de fibra (%)	Radio de entalla ρ (mm)	W_{c3} (MPa)	σ_{max3} (MPa)	P_{SED3} (N)
5	0.25	0.78	131.81	69.37
	0.50		106.67	79.39
	1.00		95.64	100.67
	2.00		92.60	137.84
10	0.25	0.89	154.02	81.06
	0.50		122.39	91.09
	1.00		109.41	115.16
	2.00		108.51	161.52
30	0.25	1.23	285.60	150.31
	0.50		276.93	206.11
	1.00		225.50	237.35
	2.00		193.61	288.20
50	0.25	1.35	406.06	213.71
	0.50		406.06	302.23
	1.00		346.69	364.92
	2.00		286.31	426.20

En la Figura 4.7 se recoge la comparación de las nuevas predicciones de carga crítica (P_{SED3}) con los resultados experimentales (P_{exp} , Tabla 4.2) para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla. Dado que se ha tomado como constante de cada material analizado el valor de \bar{W}_1 para un radio de entalla de 2.00 mm, las predicciones para este radio de entalla se

corresponden con el valor de la carga crítica obtenido experimentalmente. Tal y como ha sido planteado, al considerar el menor valor de \overline{W}_1 en cada contenido de fibra, las estimaciones obtenidas para el resto de radios de entalla estudiados están del lado de la seguridad, es decir, son conservadoras. En general, la precisión del tercer análisis llevado a cabo supera el 80%, excepto para la combinación del menor radio de entalla (0.25 mm) y un contenido alto de fibra (30 wt.% y 50 wt.%), donde la estimación de las cargas críticas tiene una precisión del 69% y 63%, respectivamente.

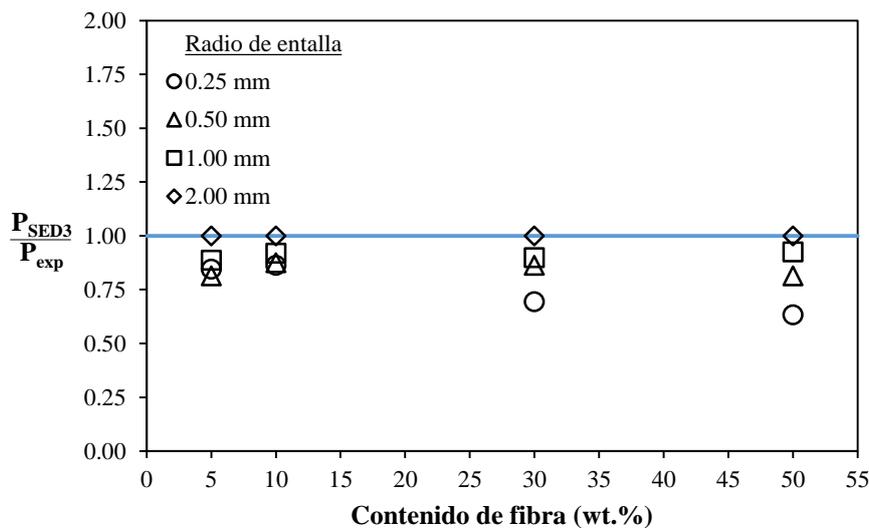


Figura 4.7 Comparación de la predicción de la carga crítica (P_{SED3}) obtenida con W_{c3} y los resultados obtenidos experimentalmente (P_{exp}).

Asimismo, si se comparan las predicciones de las cargas de rotura obtenidas mediante el SED elástico-lineal (P_{SED1} , Figura 4.4) con las estimaciones obtenidas en la tercera aproximación (P_{SED3}), no se aprecian grandes diferencias en cuanto al grado de precisión. Sin embargo, el principal inconveniente de esta tercera metodología es que requiere calibración previa para obtener W_{c3} . Por otro lado, si se comparan las estimaciones obtenidas a partir de la tercera aproximación (P_{SED3}) con los resultados de la segunda aproximación planteada (P_{SED2} , Figura 4.5), se observa cómo desaparece la sobrestimación en las predicciones.

En definitiva, las correcciones elastoplásticas propuestas en este trabajo no mejoran los resultados de la formulación SED elástico-lineal en materiales no elástico-lineales (SGFR-PA6, en este caso), bien sea porque generan resultados inseguros sin mejorar la precisión, o bien porque generando una precisión similar, requieren de una calibración experimental previa que complica notablemente el análisis.

4.4 COMPARACIÓN ENTRE LAS ESTIMACIONES DE CARGAS DE ROTURA BASADAS EN LA TDC Y EN EL SED

Una vez analizada la posibilidad de extender el uso del SED para estimar cargas de rotura en materiales cuyo comportamiento no sea completamente elástico-lineal, en este apartado se comparan las predicciones obtenidas con el SED con aquellas estimadas mediante la aplicación de la Teoría de las Distancias Críticas (apartado 4.2.2). La Figura 4.8 muestra para las diferentes combinaciones de radio de entalla y contenido de fibra, la relación entre las cargas estimadas (P_{est}) a partir de las siete propuestas planteadas y los resultados experimentales (P_{exp}).

En el caso de un contenido bajo de fibra (5 wt.% y 10 wt.%; Figura 4.8a y b), la metodología que, de manera sencilla y segura, proporciona las estimaciones de carga crítica más precisas, es aquella que se basa en el Método de la Línea (LM) de la TDC. Además, si se calibran previamente los parámetros (L o σ_0), las predicciones se ajustan aún mejor a la realidad física del problema (errores entorno al $\pm 5\%$). En cuanto al resto de metodologías analizadas, el Método del Punto (PM) calibrado con los parámetros del mejor ajuste, el SED elástico-lineal y la propuesta del SED que utiliza un valor de \overline{W}_1 constante (calibrado para un radio de 2.00 mm), tienen una precisión similar (errores del $\pm 20\%$). Por otro lado, las estimaciones mediante el PM sin calibración previa son las más conservadoras y, por último, aquellas que se han obtenido combinando el SED con el área bajo la curva tensión-deformación (i.e., energía total absorbida) dan lugar a sobrestimaciones de hasta un 21%.

Asimismo, al comparar la precisión de las distintas estimaciones de la carga crítica para los contenidos de fibra más altos analizados (30 wt.% y 50 wt.%; Figura 4.8c y d), es de nuevo la metodología basada en el criterio tensional del LM de la TDC la que da lugar a los resultados más precisos, ajustándose aún mejor si se calibran previamente los parámetros. Para estos contenidos de fibra, las estimaciones a partir del SED, tanto elástico-lineal como la que utiliza un valor de \overline{W}_1 constante, predicen cargas de rotura de entre un 63% y un 71% de la carga de rotura real para el menor radio estudiado, mejorando la predicción para el resto de radios por encima del 81% de la carga de rotura real. En el caso de las estimaciones basadas en el PM de la TDC, para el mayor refuerzo estudiado (50 wt.%), ambas propuestas tienen una precisión entre el 81% y el 89%. Sin embargo, para un 30 wt.% de contenido de fibra, el PM sin calibración previa tiene menos precisión (72% - 80%) que cuando se calibran los parámetros de la TDC (77% - 97%).

Análogamente a lo observado para un contenido bajo de fibra, en los contenidos altos de fibra, la estimación del SED corregida con la energía total absorbida también proporciona sobrestimaciones de la carga crítica, llegando a ser las predicciones un 58% superiores a las cargas críticas reales para una combinación de un contenido de fibra del 30 wt.% y un radio de entalla de 2.00 mm.

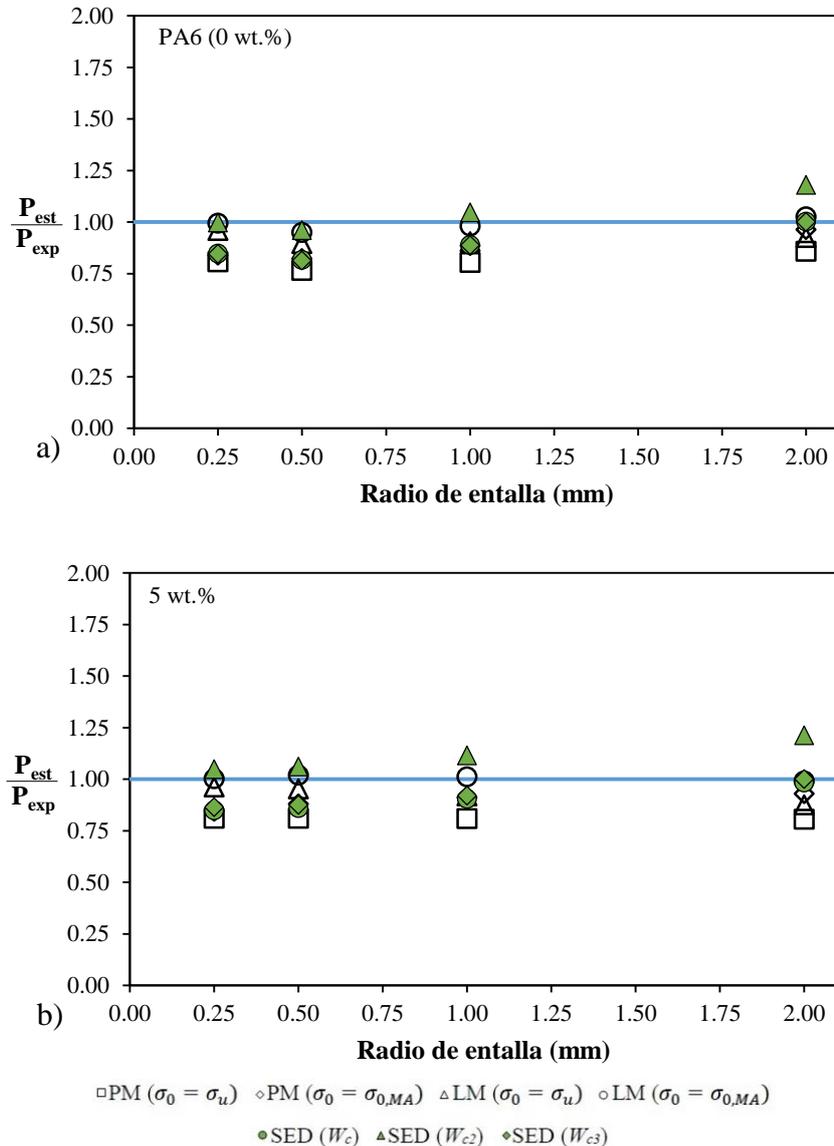


Figura 4.8 Comparación entre las estimaciones de cargas de rotura de la TDC y del SED en SGFR-PA6: a) 5 wt.%; b) 10 wt.%; c) 30 wt.%; d) 50 wt.%.

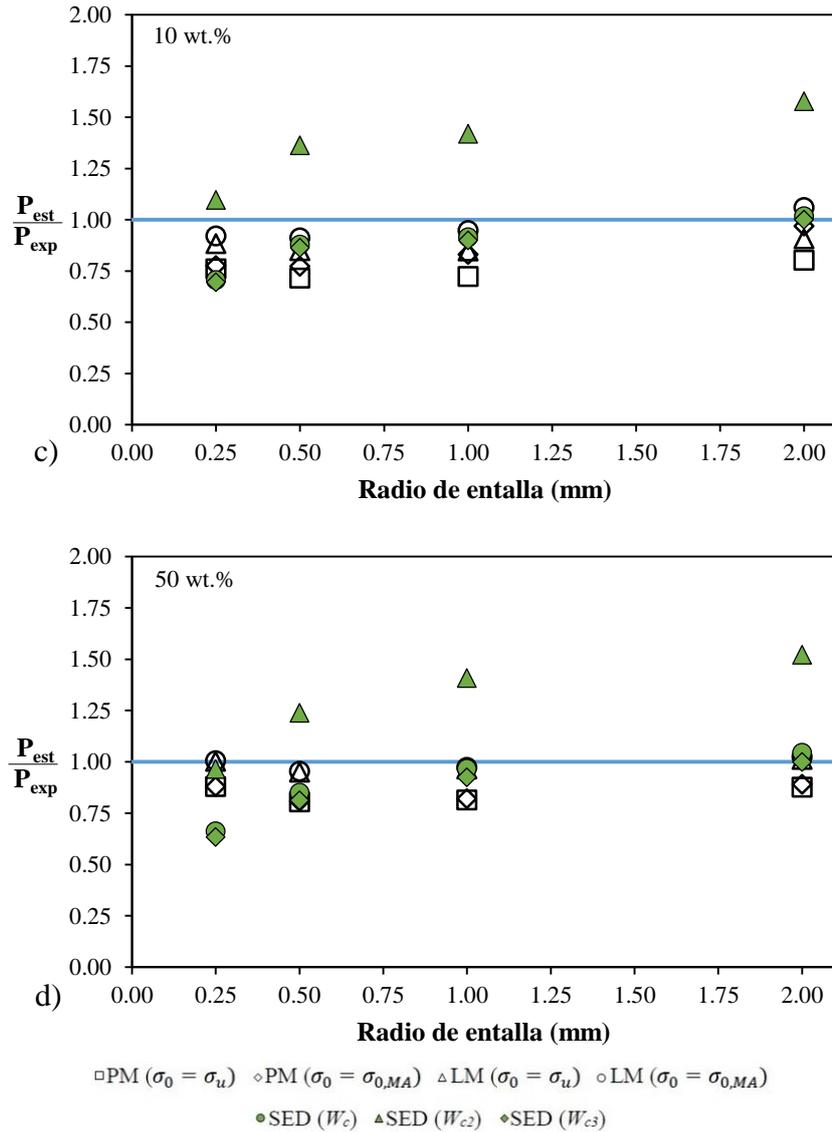


Figura 4.8 (cont.) Comparación entre las estimaciones de cargas de rotura de la TDC y del SED en SGFR-PA6: a) 5 wt.%; b) 10 wt.%; c) 30 wt.%; d) 50 wt.%.

En definitiva, la metodología que permite obtener una estimación de la carga crítica en SGFR-PA6 en condiciones entalladas de manera sencilla y precisa, es aquella basada en el Método de la Línea de la Teoría de las Distancias Críticas. Además, si se realiza una calibración previa de los parámetros de ajuste, la estimación obtenida es aún más próxima al resultado experimental. Las estimaciones mediante la aplicación del Método del Punto tienen menos precisión, la cual se reduce al aumentar el contenido de refuerzo. Tampoco las metodologías basadas en el criterio energético del SED han permitido estimar la carga crítica con tanta precisión como el LM. De entre ellas, la que utiliza la formulación del SED elástico-lineal da lugar a resultados más precisos que las obtenidas a partir de las correcciones elastoplásticas, las cuales o bien generan resultados inseguros (sobrestimaciones), o bien complican el análisis porque requieren calibración experimental sin mejorar la precisión.

4.5 EFECTO DEL CONTENIDO DE FIBRA EN LA RESISTENCIA A FRACTURA

En este apartado se analiza la variación de la tenacidad aparente a fractura al variar el contenido de fibra para cada uno de los 5 radios de entalla estudiados en el presente trabajo. La Figura 4.9 muestra los resultados obtenidos así como el mejor ajuste de estos. En todos los casos se observa claramente cómo al aumentar el contenido de fibra la resistencia a fractura aumenta, dando lugar a materiales más resistentes a fractura.

Asimismo, existe un contenido de fibra crítico, es decir, un contenido por debajo del cual el efecto del refuerzo no es significativo. A partir de los resultados mostrados en la Figura 4.9 se observa un contenido crítico de refuerzo en torno al 10 wt.% para la SGFR-PA6.

Por otro lado, se observa cómo el efecto del contenido de fibra en la resistencia a fractura es mayor cuanto menor es el radio de entalla. Según las curvas del mejor ajuste se observa que para las probetas con $\rho = 0.25 \text{ mm}$ (Figura 4.9b) la tenacidad aparente es 4.96 veces superior con un 50 wt.% que en la situación sin refuerzo. Por el contrario, en el mayor radio estudiado ($\rho = 2.00 \text{ mm}$; Figura 4.9e) K_{mat}^N es 3.37 veces mayor para un contenido de 50 wt.% de refuerzo que en ausencia de éste (PA6 pura, Figura 4.9a).

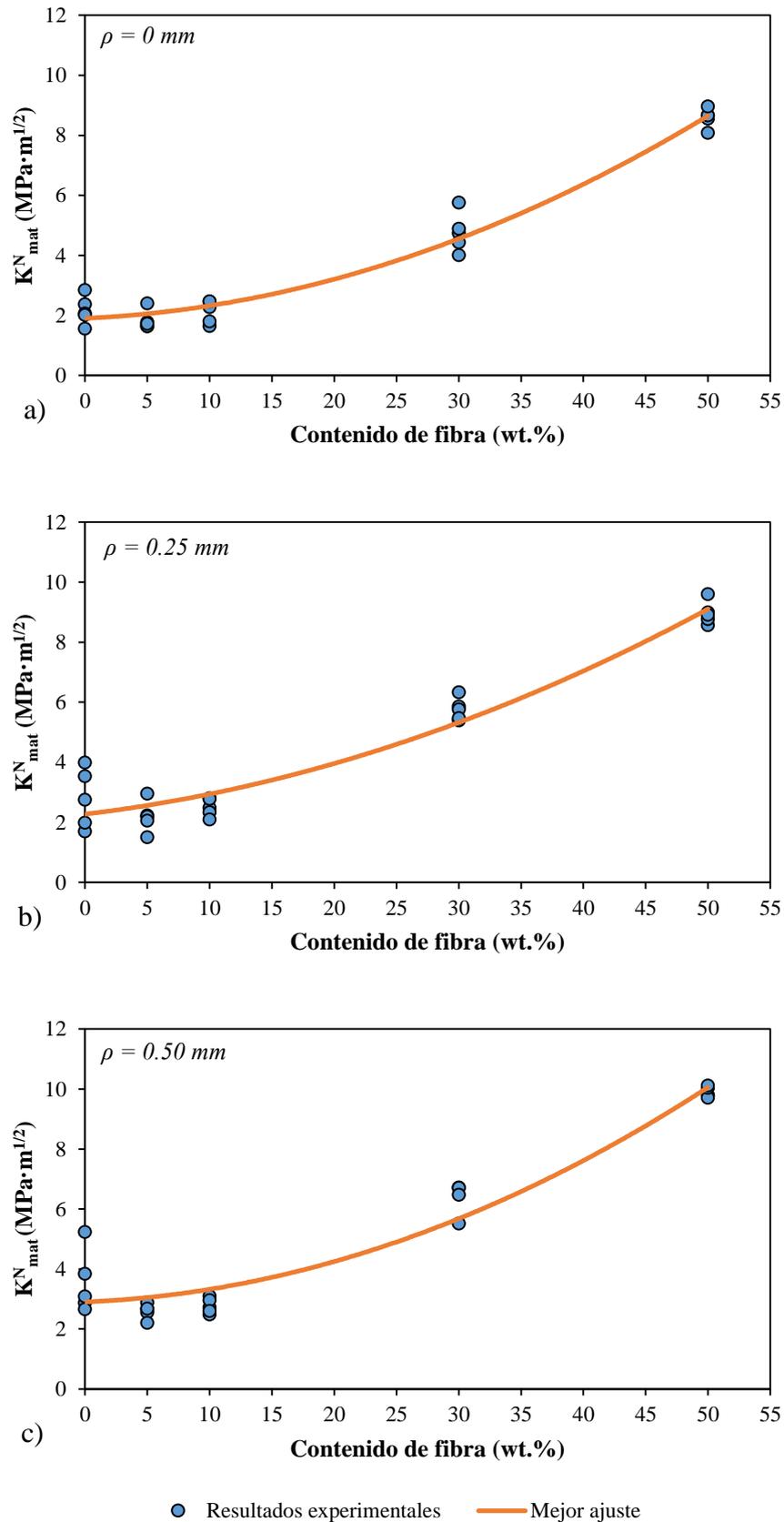


Figura 4.9 Efecto del contenido de fibra en la tenacidad aparente en SGFR-PA6 entallada: a) $\rho = 0 \text{ mm}$ (fisura); b) $\rho = 0.25 \text{ mm}$; c) $\rho = 0.50 \text{ mm}$; d) $\rho = 1.00 \text{ mm}$; e) $\rho = 2.00 \text{ mm}$.

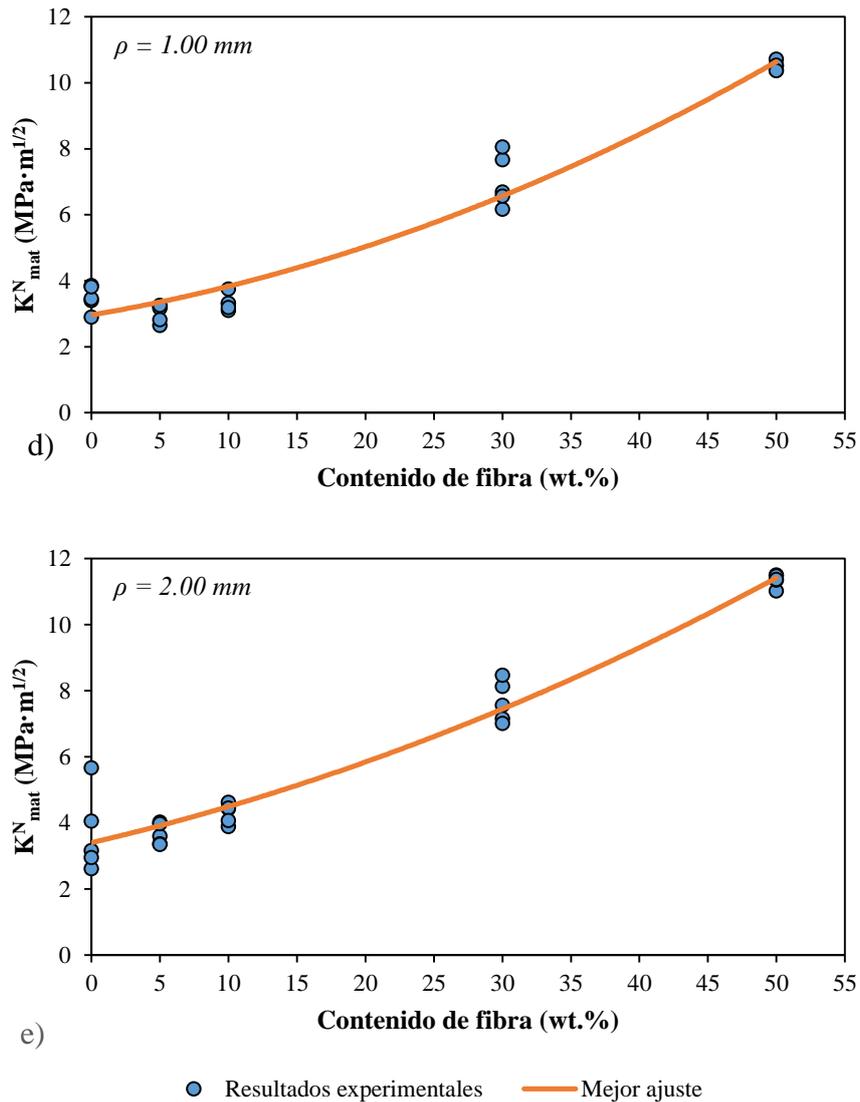


Figura 4.9 (cont.) Efecto del contenido de fibra en la tenacidad aparente en SGFR-PA6 entallada: a) $\rho = 0 \text{ mm}$ (fisura); b) $\rho = 0.25 \text{ mm}$; c) $\rho = 0.50 \text{ mm}$; d) $\rho = 1.00 \text{ mm}$; e) $\rho = 2.00 \text{ mm}$.

4.6 ANÁLISIS DE LOS MICROMECHANISMOS DE FRACTURA

En este apartado se pretende relacionar el comportamiento a fractura de la SGFR-PA6 con los micromecanismos existentes en las superficies de fractura. Para ello, se ha realizado un análisis SEM de las superficies de fractura tomando imágenes en las diferentes zonas de las mismas. Se analizan principalmente tres fenómenos:

- La dispersión en los resultados experimentales obtenidos.
- El efecto del radio de entalla en los micromecanismos de fractura.
- El efecto del contenido de fibra en los micromecanismos de fractura.

El primer fenómeno analizado es la dispersión en los resultados experimentales de la tenacidad aparente a fractura observada en la Figura 4.1. Se observa que cuanto menor es el contenido de fibra mayor es la dispersión en los resultados obtenidos. Por lo tanto, el caso del material sin refuerzo (PA6 pura; Figura 4.1a), es aquel en el cual la dispersión es mayor.

Las figuras 4.10 y 4.11 muestran la superficie a fractura de dos probetas de PA6 con radio de entalla $\rho = 0.25 \text{ mm}$ y geoméricamente idénticas. Sin embargo, la Figura 4.10 pertenece a la probeta con el menor valor de tenacidad aparente ($K_{mat}^N = 1.69 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, Tabla 3.5) y la Figura 4.11 se corresponde con la probeta de mayor tenacidad aparente ($K_{mat}^N = 3.99 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, Tabla 3.5).

La superficie de fractura observada en la probeta de menor tenacidad aparente (Figura 4.10) tiene un aspecto frágil y presenta, además, el patrón típico de fractura en polímeros [118]. Este se caracteriza por tener las siguientes zonas diferenciadas:

- Zona de espejo: superficie lisa y pulida en el entorno del punto de iniciación de la fisura. Esta zona se caracteriza por una velocidad de crecimiento de las grietas lenta y su tamaño es inversamente proporcional a la raíz de la tensión en fractura.
- Zona de transición: área lisa y pulida alrededor de la región espejo con un ligero cambio en la textura de la superficie. Es la zona de transición entre el crecimiento lento y rápido de las grietas.
- Zona de deformación: la textura en esta zona está relacionada con el tipo de carga y la tensión aplicada.

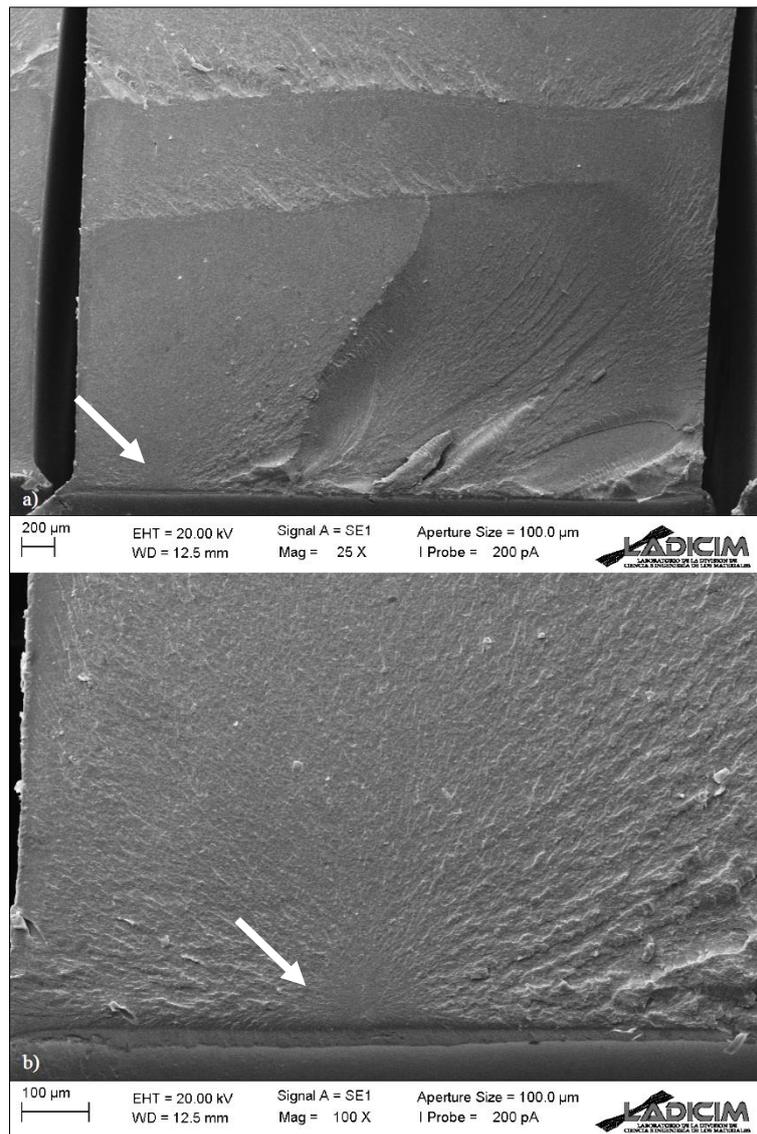


Figura 4.10 Superficie de fractura en PA6 con una entalla de radio $\rho = 0.25$ mm. Probeta con menor valor de K_{mat}^N (0-0.25-1). Se señala la iniciación.

Por otro lado, la Figura 4.11 muestra la superficie de fractura de la probeta con mayor tenacidad aparente de fractura. En ella se observan múltiples áreas de iniciación y una mayor rugosidad. La Figura 4.11b muestra imágenes del SEM con mayor resolución donde se puede observar la presencia de microhuecos, es decir, micromecanismos de fractura no lineales asociados a una mayor resistencia a fractura.

Por lo tanto, pese a ser dos probetas aparentemente idénticas, la dispersión en los resultados se ha explicado a través de la diferencia entre los micromecanismos de fractura presentes en cada probeta.

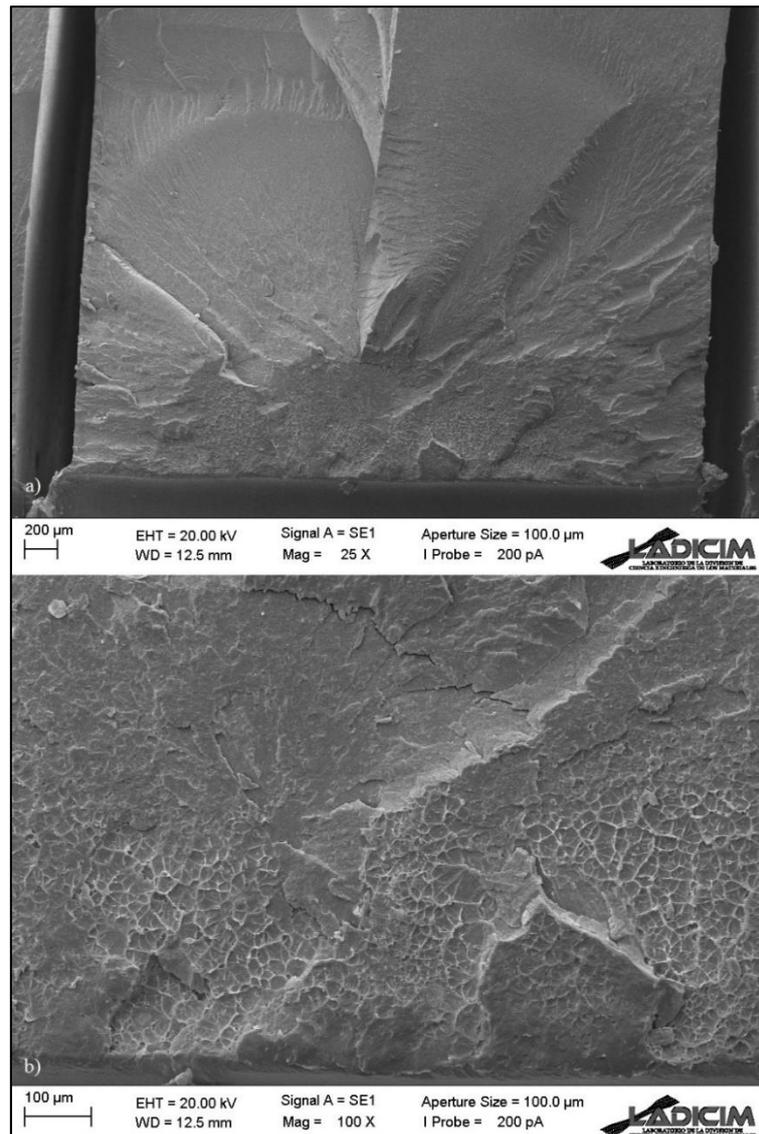


Figura 4.11 Superficie de fractura en PA6 con una entalla de radio $\rho = 0.25$ mm. Probeta con mayor valor de K_{mat}^N (0-0.25-2).

El segundo fenómeno que ha sido analizado a través de la microscopía electrónica de barrido es la evolución de los micromecanismos de fractura presentes en el material al aumentar el radio de entalla. Para ello se analiza la superficie de fractura de una probeta por cada radio de entalla estudiado, todas con el mismo contenido de fibra. En este caso, se ha escogido la poliamida 6 reforzada con un 10 wt.% de fibra de vidrio. Con el fin de evitar valores extremos, las probetas seleccionadas son aquellas que dieron resultados intermedios de la tenacidad aparente a fractura, K_{mat}^N (Tabla 3.7). La Figura 4.12 muestran la microestructura del material al aumentar el radio desde la situación de fisura ($\rho = 0$ mm) hasta el mayor radio de entalla estudiado ($\rho = 2.00$ mm).

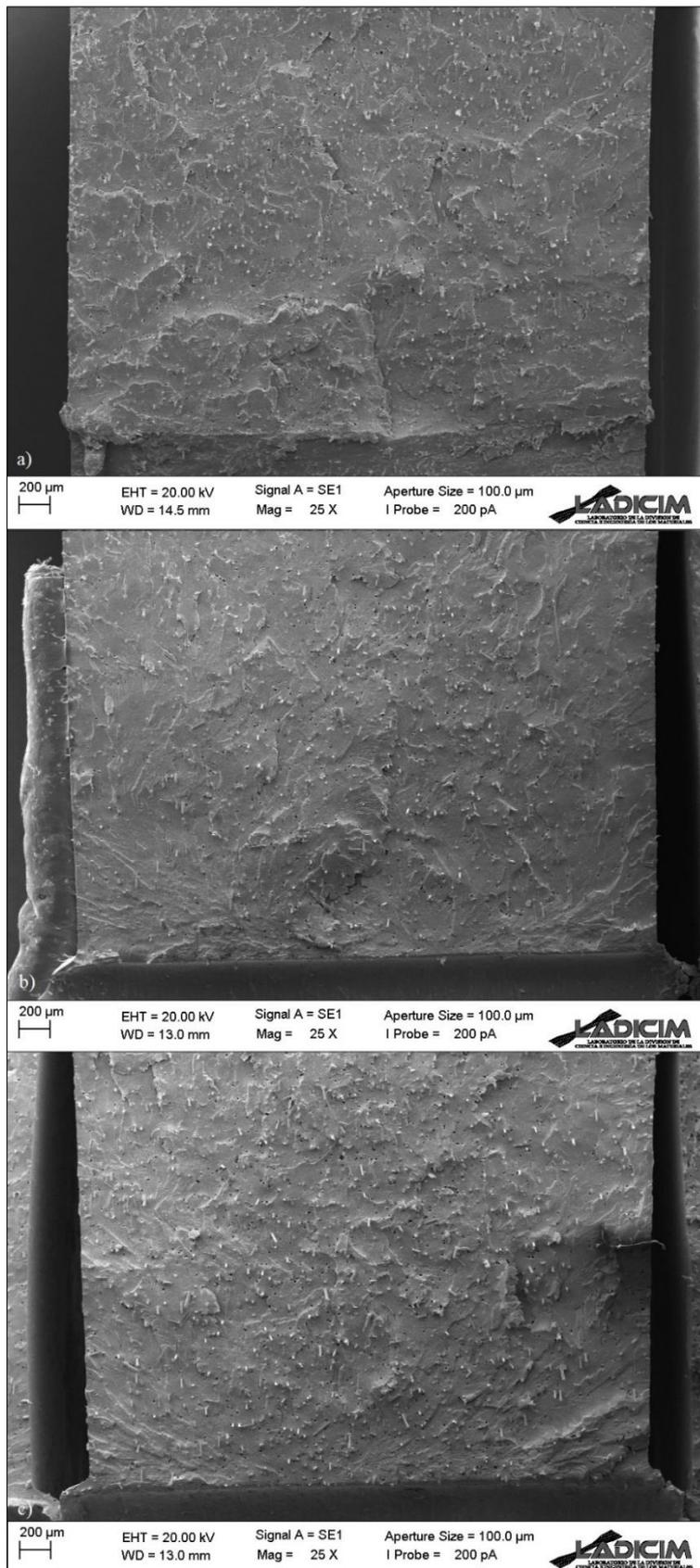


Figura 4.12 Superficie de fractura en SGFR-PA6 (10 wt.%):
 a) $\rho = 0$ mm (fisura; 10-0-5); b) $\rho = 0.25$ mm (10-0.25-1); c) $\rho = 0.50$ mm (10-0.5-2);
 d) $\rho = 1.00$ mm (10-1-1); e) $\rho = 2.00$ mm (10-2-2).

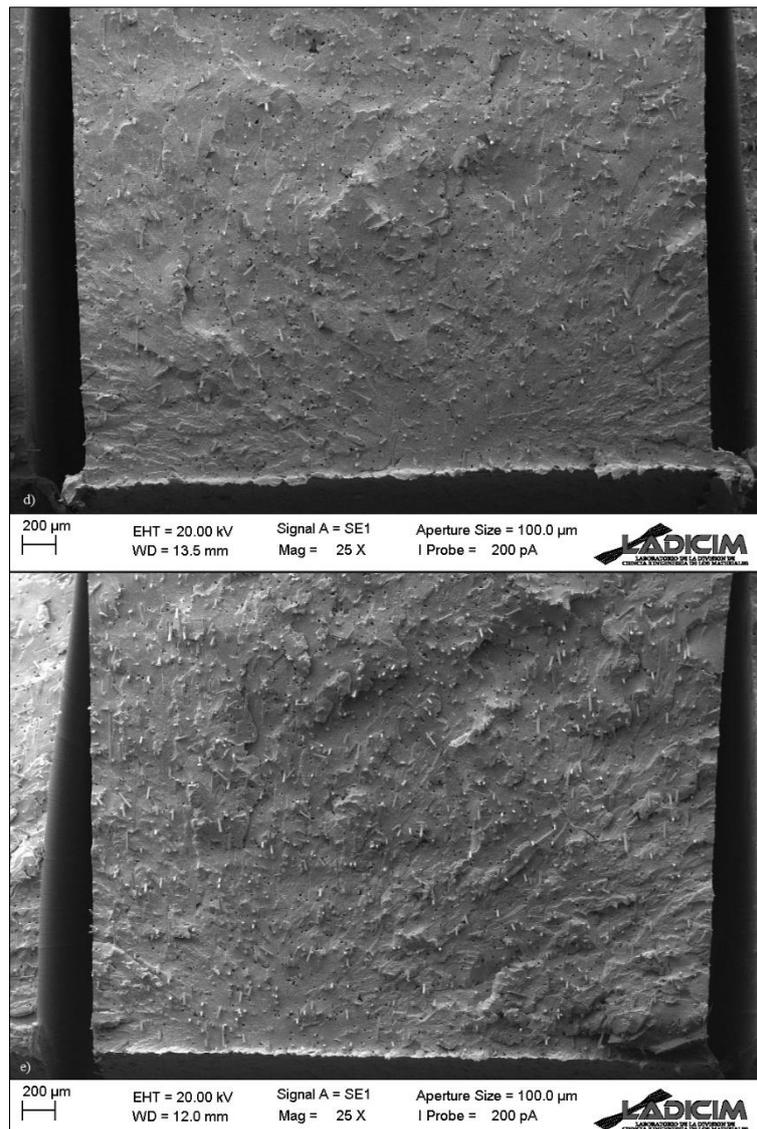


Figura 4.12 (cont.) Superficie de fractura en SGFR-PA6 (10 wt.%):

- a) $\rho = 0$ mm (fisura; 10-0-5); b) $\rho = 0.25$ mm (10-0.25-1); c) $\rho = 0.50$ mm (10-0.5-2);
 d) $\rho = 1.00$ mm (10-1-1); e) $\rho = 2.00$ mm (10-2-2).

La evolución en los micromecanismos de fractura para un mismo contenido de fibra y variando el radio de entalla no es, en principio, especialmente notable. Sin embargo, en la Figura 4.13 se muestra un detalle con mayor resolución en el caso de los mayores radios de entalla estudiados. Se observa una mayor rugosidad, así como micromecanismos más dúctiles, al aumentar el radio de entalla. Este comportamiento ya ha sido observado en otros materiales como en PMMA [44] y en aceros operando a temperaturas pertenecientes al *lower shelf* [117]. En el resto de contenidos de fibra, las observaciones realizadas muestran resultados análogos.

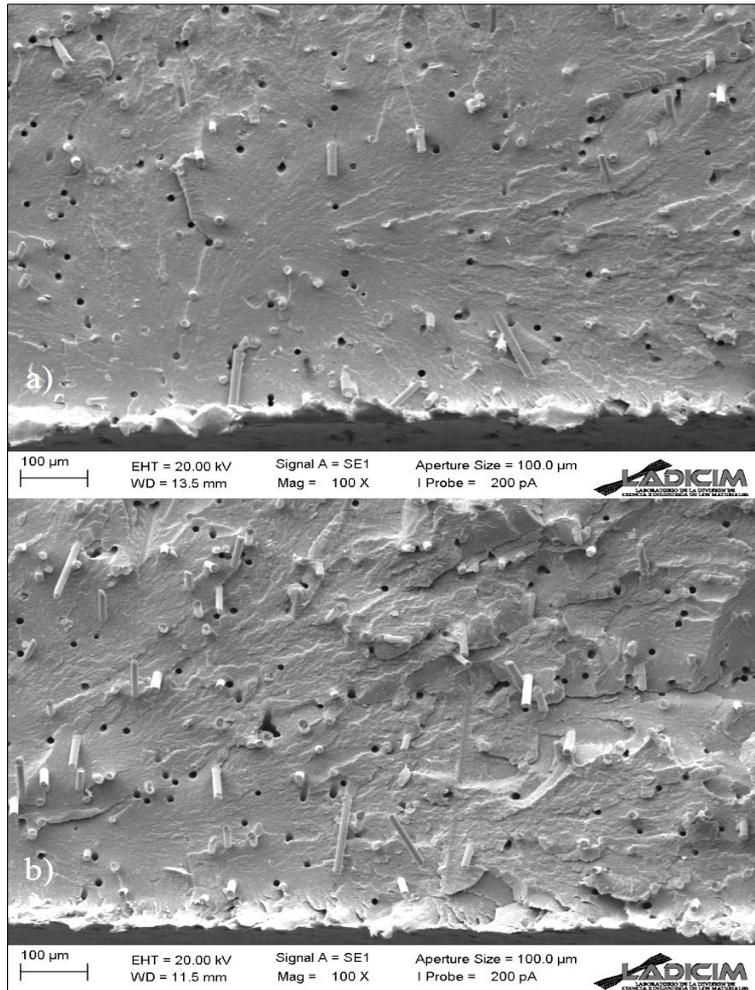


Figura 4.13 Detalle de los micromecanismos de fractura en SGFR-PA6 (10 wt.%):
 a) $\rho = 1.00 \text{ mm}$ (10-1-1); b) $\rho = 2.00 \text{ mm}$ (10-2-2).

El tercer y último fenómeno que se trata de explicar mediante el análisis SEM es el efecto del contenido de fibra en la evolución de los micromecanismos de fractura. Para tal fin, se ha analizado una probeta de igual radio de entalla por cada contenido de fibra incluido en el programa experimental. El radio de entalla escogido es $\rho = 0.50 \text{ mm}$. Al igual que en el análisis del efecto del radio de entalla en los micromecanismos de fractura, las probetas seleccionadas tienen valores intermedios de tenacidad aparente, evitando así valores extremos (tablas 3.5 a 3.9).

La Figura 4.14 muestra para un radio determinado, el efecto del aumento de dicho contenido de fibra en los micromecanismos de fractura. En el resto de radios analizados la evolución de los micromecanismos de fractura debida al aumento del contenido de fibra es similar.

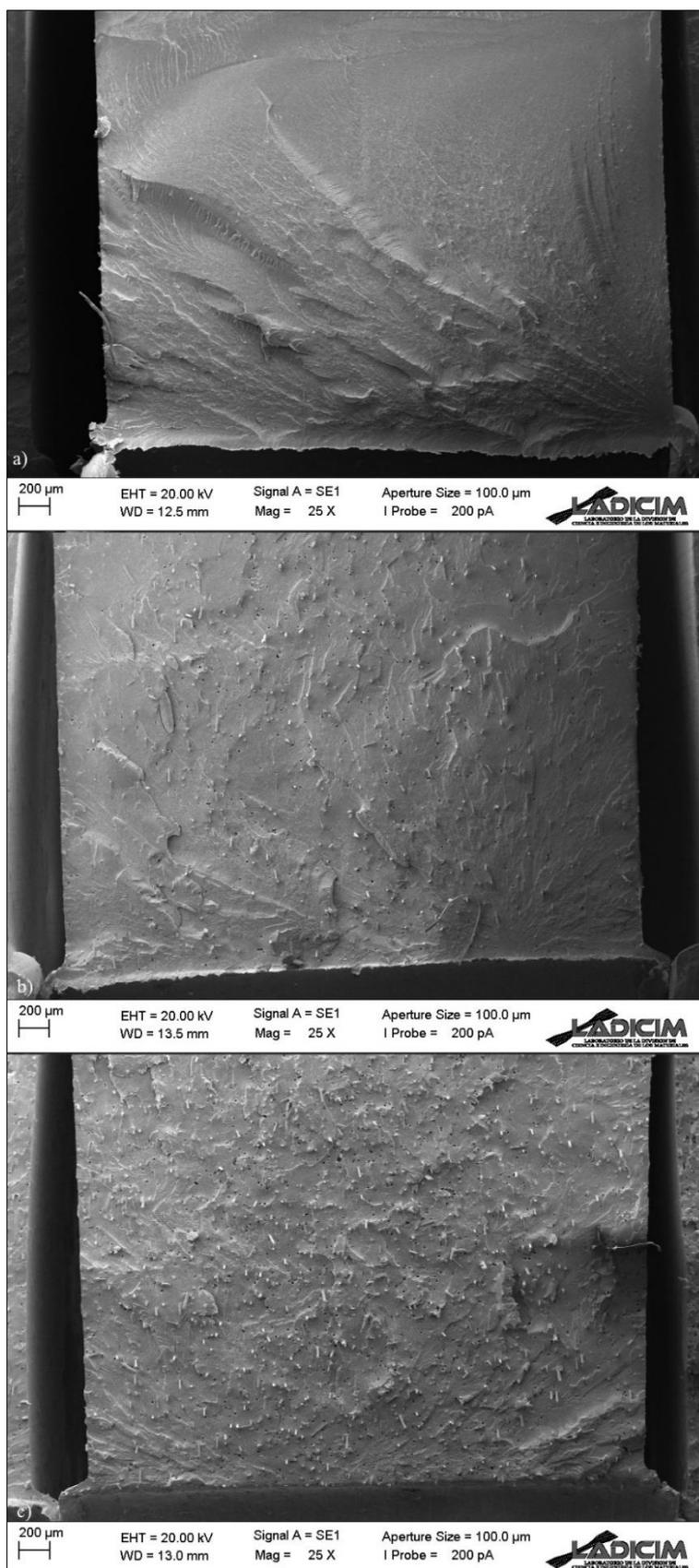


Figura 4.14 Superficies de fractura en SGFR-PA6 con $\rho = 0.50$ mm:
 a) 0 wt.% (PA6; 0-0.5-1); b) 5 wt.% (5-0.5-1); c) 10 wt.% (10-0.5-2);
 d) 30 wt.% (30-0.5-5); e) 50 wt.% (50-0.5-2).

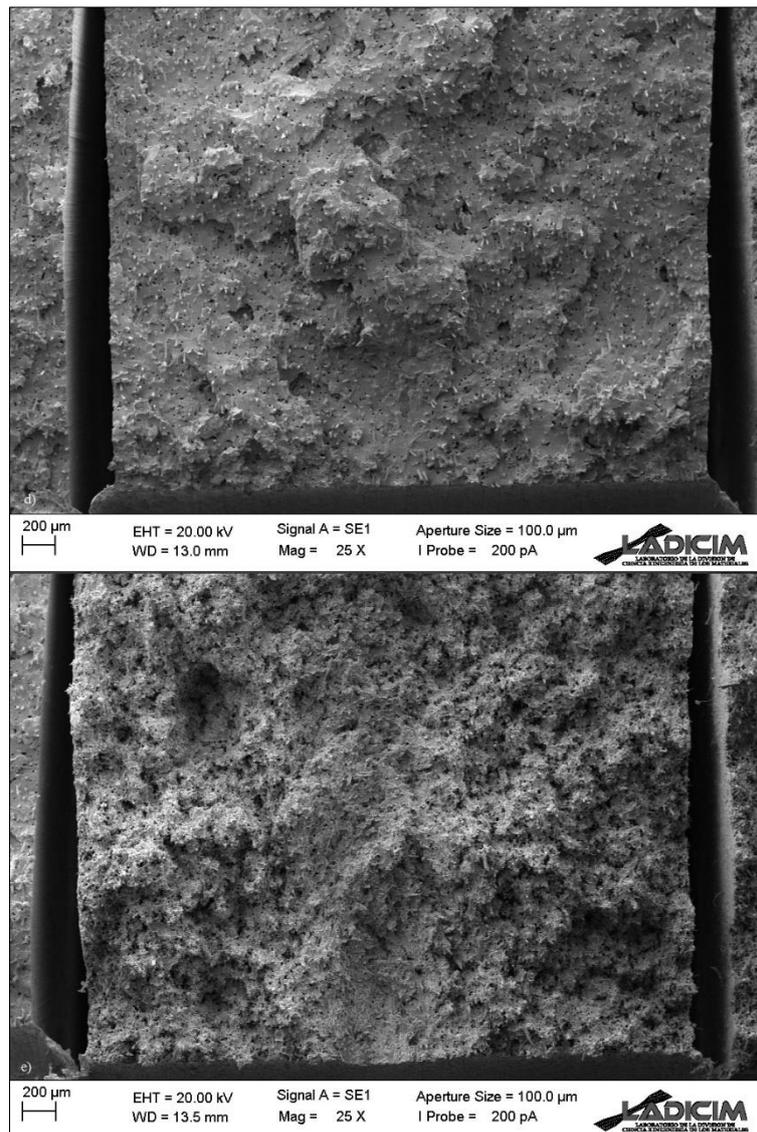


Figura 4.14 (cont.) Superficies de fractura en SGFR-PA6 con $\rho = 0.50$ mm:
a) 0 wt.% (PA6; 0-0.5-1); b) 5 wt.% (5-0.5-1); c) 10 wt.% (10-0.5-2);
d) 30 wt.% (30-0.5-5); e) 50 wt.% (50-0.5-2).

Se observa una evolución evidente de los micromecanismos de fractura al aumentar el contenido de fibra, siendo frágil en el caso del material sin refuerzo (PA6 pura, Figura 4.14a) y progresivamente más rugoso y no lineal para un contenido alto de fibra. Esta observación está relacionada con el aumento de la tenacidad aparente a fractura del material reforzado.

Finalmente, en la Figura 4.15 se compara directamente un contenido bajo de fibra y otro alto, 5 wt.% y 50 wt.%, respectivamente. En el caso de la Figura 4.15a (5 wt.%) el material de la matriz en el entorno de la fibra está poco deformado. Sin embargo, en la situación con un contenido de fibra de 50 wt.% (Figura 4.15b) el material de la matriz que se sitúa alrededor de la fibra está altamente deformado, con un claro desarrollo de micromecanismos no lineales.

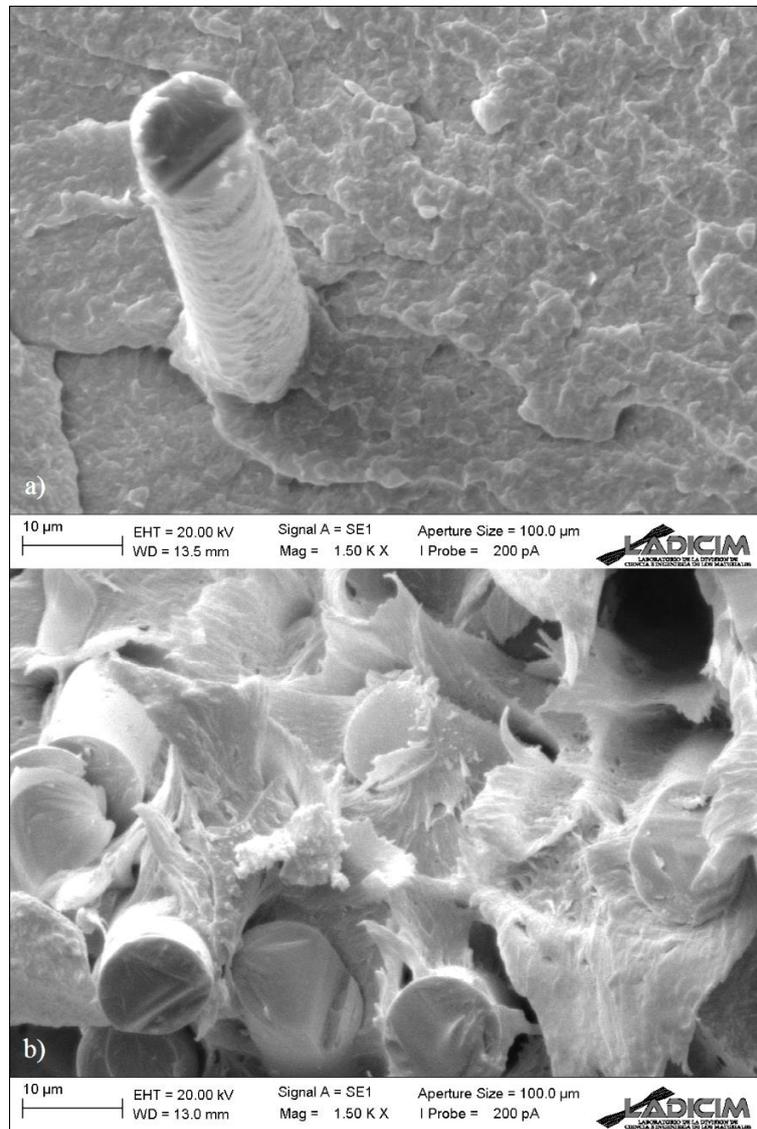


Figura 4.15 Detalle de los micromecanismos de fractura en SGFR-PA6 con $\rho = 0.50$ mm:

a) 5 wt.% (5-0.5-1); b) 50 wt.% (50-0.5-2).

4.7 EVALUACIONES DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL EN MATERIALES COMPUESTOS

En este apartado se aplica la metodología propuesta en el apartado 2.6.3 a las 125 probetas de fractura del programa experimental. La Línea de Fallo (FAL) se define según uno de los procedimientos de evaluación de integridad estructural más utilizados en la industria, la normativa BS7910 [97]. En este caso, y dado que los materiales estudiados en el presente trabajo de investigación no muestran escalón de cedencia en la curva tensión-deformación (Figura 3.7), se seguirá la formulación propuesta en la *Option 1* del procedimiento mencionado [97]:

$$K_r = f(L_r) = \left[1 + \frac{1}{2}(L_r)^2\right]^{\frac{1}{2}} \cdot [0.3 + 0.7 \cdot e^{-\mu \cdot (L_r)^6}] \quad L_r \leq 1 \quad (4.21)$$

$$K_r = f(L_r) = f(1) \cdot L_r^{\frac{N-1}{2N}} \quad 1 < L_r \leq L_{r,max} \quad (4.22)$$

$$K_r = f(L_r) = 0 \quad L_r = L_{r,max} \quad (4.23)$$

$$\mu = \min \left[0.001 \cdot \frac{E}{\sigma_y}; 0.6 \right] \quad (4.24)$$

$$N = 0.3 \cdot \left(1 - \frac{\sigma_y}{\sigma_u}\right) \quad (4.25)$$

$$L_{r,max} = \frac{\sigma_y + \sigma_u}{2 \cdot \sigma_y} \quad (4.26)$$

La ecuación (4.24), calibrada para materiales metálicos [120, 121], establece que la solución de μ propuesta por la BS7910 *Option 1* [97] está por debajo de la solución analítica de la metodología propuesta en la BS7910 *Option 2* [97], y que por lo tanto, proporciona resultados más conservadores. De acuerdo con esta metodología [120, 121], los valores exactos de μ para cada material analizado, es decir, para cada cantidad de refuerzo incorporada a la PA6, cumplen con la expresión:

$$\left[\frac{3}{2}\right]^{-\frac{1}{2}} \cdot [0.3 + 0.7 \cdot e^{-\mu}] \leq \left[\beta + \frac{1}{2\beta}\right]^{-\frac{1}{2}} \quad (4.27)$$

donde

$$\beta = 1 + \frac{E}{\sigma_y} \cdot 0.002 \quad (4.28)$$

Los resultados obtenidos se recogen en la Tabla 4.6 y en la Figura 4.16. Se observa que los valores de μ obtenidos mediante la ecuación (4.27) se sitúan por debajo de la estimación establecida por la BS7910 (Eq. (4.24)).

Tabla 4.6 Valores de calibración de la Línea de Fallo (FAL).

Contenido de fibra (%)	μ , Ec.(4.27)	μ , Ec.(4.24)	N, [122]
0	0.027	0.053	-
5	0.025	0.049	0.104
10	0.026	0.051	0.106
30	0.031	0.061	0.116
50	0.041	0.078	0.120

En cuanto al coeficiente de endurecimiento por deformación (N), la ecuación (4.25) [122, 123] representa una aproximación conservadora para aceros cuyo límite elástico se sitúa en el rango 300-1000 MPa y $0.65 < \sigma_y/\sigma_u < 0.95$. Sin embargo, los límites elásticos obtenidos experimentalmente en SGFR-PA6 (Tabla 3.4) están en el rango 50-165 MPa y se cumple que $0.80 < \sigma_y/\sigma_u < 1$. En la Figura 4.17 se muestran los valores de N (obtenidos mediante la ecuación de Hollomon, Tabla 4.6) frente σ_y/σ_u . Se observa cómo el valor de la pendiente de 0.3 propuesto para aceros se puede elevar a 0.6 en el caso de SGFR-PA6. En todo caso, considerar 0.3 tal y como propone la BS7910 *Option 1* [97] es una práctica conservadora.

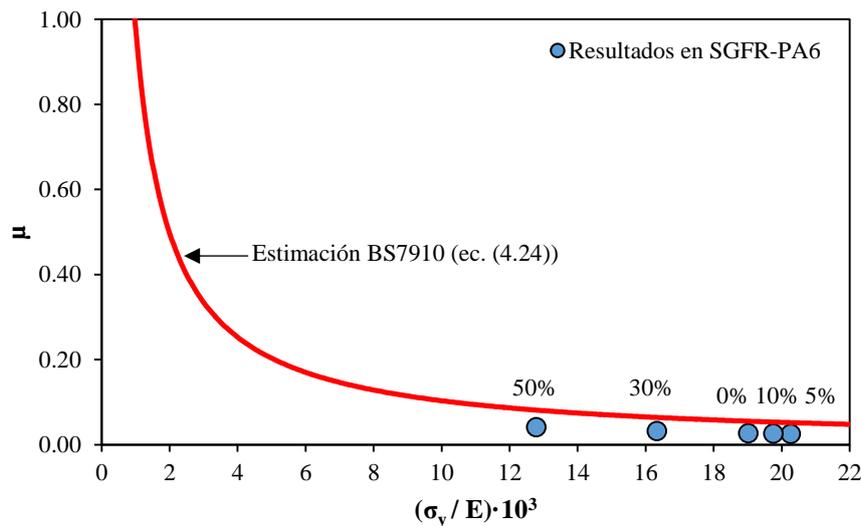


Figura 4.16 Valores de μ para SGFR-PA6 y envolvente hiperbólica de la BS7910.

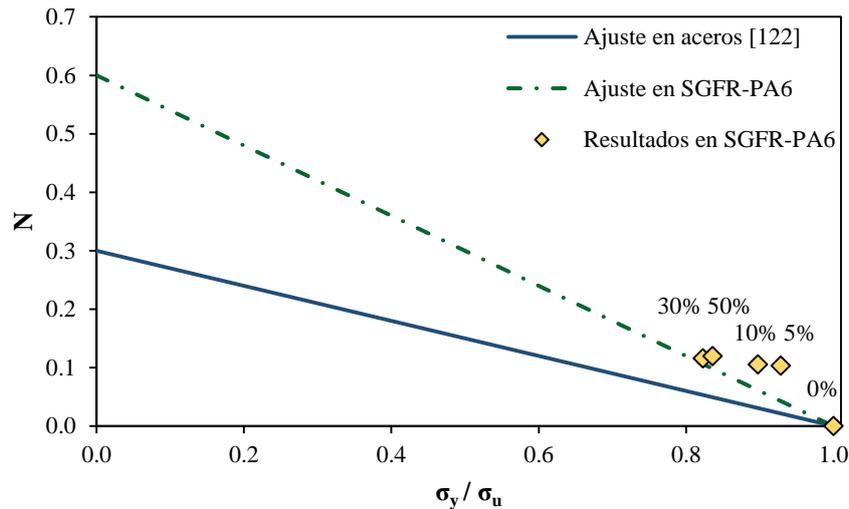


Figura 4.17 Definición de N frente σ_y/σ_u en SGFR-PA6.

En la Figura 4.18 se compara el FAD asociado a la *Option 1* de la BS7910 con el FAD derivado de los valores exactos de μ y N . Las diferencias entre ambas soluciones es mínima, pero el FAD de la BS7910 *Option 1* tiene menos área segura y por lo tanto, es más conservador. El ejemplo mostrado corresponde para los resultados de un contenido de fibra de un 10 wt.%. Para el resto de contenidos de fibras el análisis sería análogo.

Una vez garantizado que las estimaciones de μ y N propuestas para materiales metálicos son conservadoras en el caso de SGFR-PA6, queda demostrado que la BS7910 *Option 1* puede aplicarse con seguridad a este tipo de materiales.

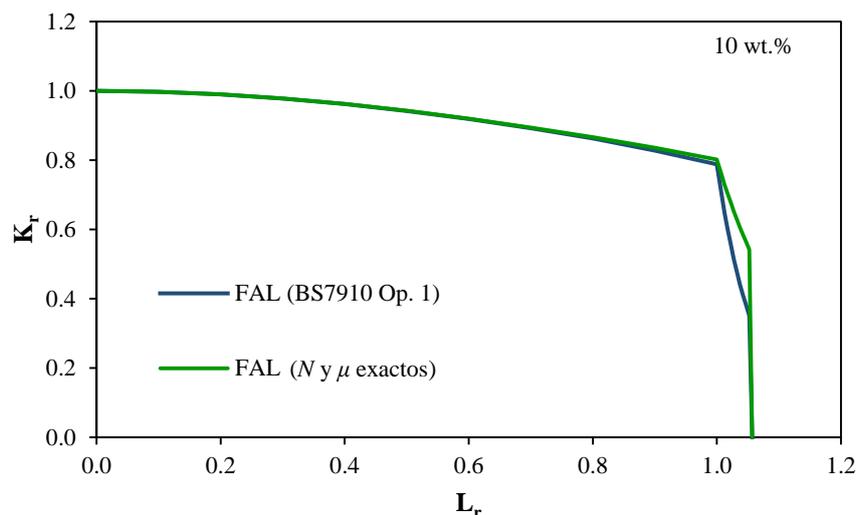


Figura 4.18 Comparación entre la solución de la FAL exacta y la aproximación según BS7910 *Option 1* [97] (ejemplo para un 10 wt.%).

Como ya fue explicado en el apartado 2.6.2, L_r depende de la carga aplicada (P) y de la carga de colapso plástico (P_L). El valor de P_L dependerá de si se trata de una situación de deformación plana o tensión plana, las cuales están definidas en función del valor de K_{mat}^N por las ecuaciones (4.11) y (4.12), respectivamente. En el caso de deformación plana en probetas de flexión en tres puntos, P_L es [9]:

$$P_L = \frac{1.455 \cdot B \cdot b^2 \cdot \sigma_f}{S} \quad (4.29)$$

donde B es el espesor de las probetas (5 mm), b es el ligamento remanente (5 mm excepto en las probetas fisuradas), S es la distancia entre apoyos (40 mm) y σ_f es la media entre el límite elástico (σ_y) y la tensión de rotura (σ_u).

En el caso de que la situación de tensión plana sea dominante, P_L es [9]:

$$P_L = \frac{1.072 \cdot B \cdot b^2 \cdot \sigma_f}{S} \quad (4.30)$$

El valor de K_{mat}^N puede encontrarse entre los límites establecidos por las ecuaciones (4.11) y (4.12). En ese caso, P_L se obtiene interpolando las ecuaciones (4.29) y (4.30).

Para completar el análisis FAD, es necesario definir el parámetro K_r . El presente análisis utilizará la metodología que combina los FAD con la Teoría de las Distancias Críticas, y en este caso en particular, con el uso del Método de la Línea (LM). Así, la corrección de entalla de la coordenada K_r según el LM se expresa en la ecuación (2.136), descrita anteriormente:

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

siendo K_{mat} la tenacidad a fractura media obtenida en probetas fisuradas y L la distancia crítica (Tabla 4.1). Se realizarán dos correcciones, considerando tanto L (Eq. (2.52), $\sigma_0 = \sigma_u$) como L_{MA} (Eq. (2.52), $\sigma_0 = \sigma_{0,MA}$).

En la Figura 4.19 se comparan los resultados obtenidos (evaluación de las probetas en rotura) según las cuatro aproximaciones propuestas: sin corrección por entalla (evaluación que considera los defectos como fisuras) y con cada una de las dos correcciones por entalla descritas, basadas en la TDC, que utilizan L ($\sigma_0 = \sigma_u$) y L_{MA} ($\sigma_0 = \sigma_{0,MA}$), respectivamente.

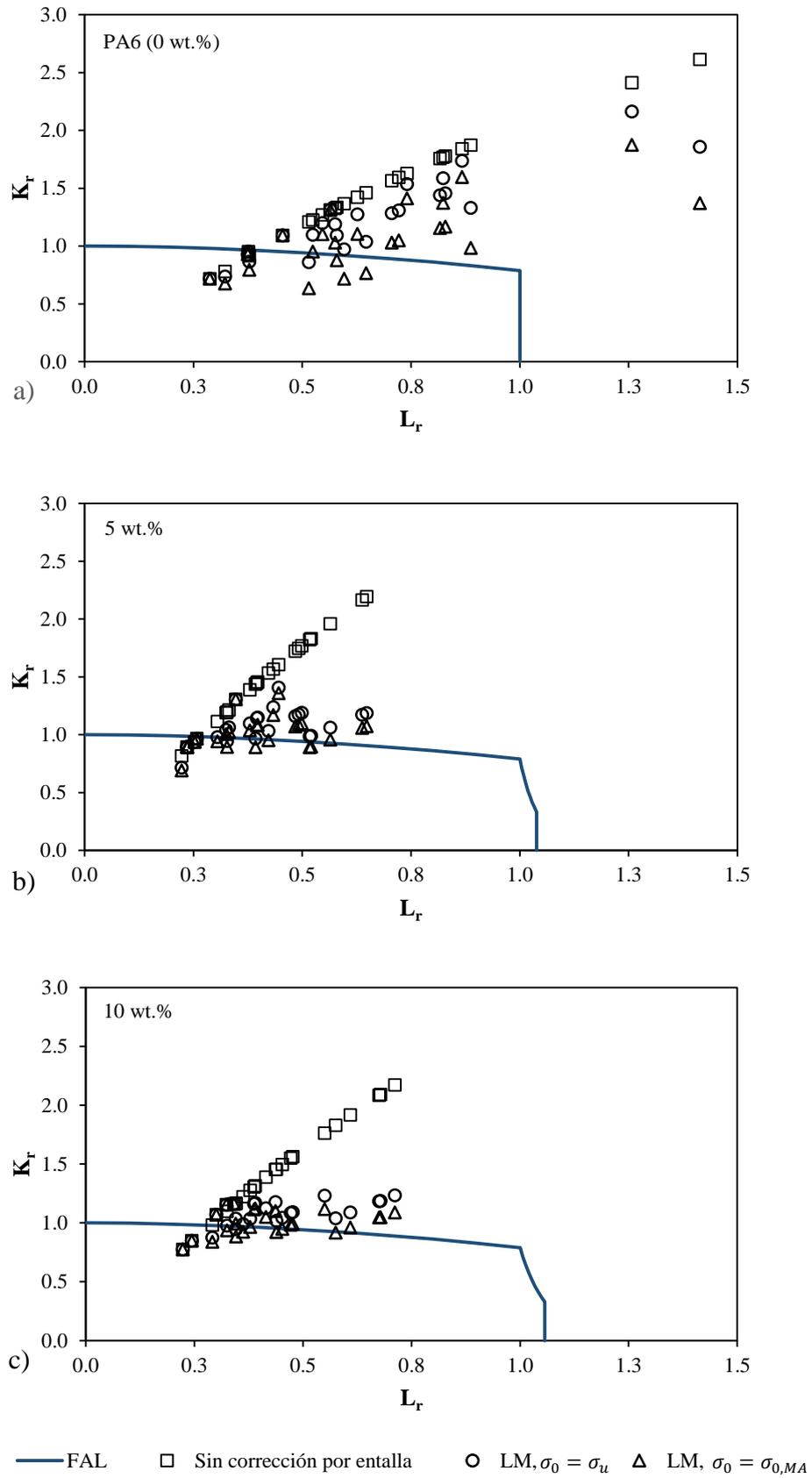


Figura 4.19 Evaluación FAD en rotura utilizando K_{mat} en probetas de SGFR-PA6:

a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

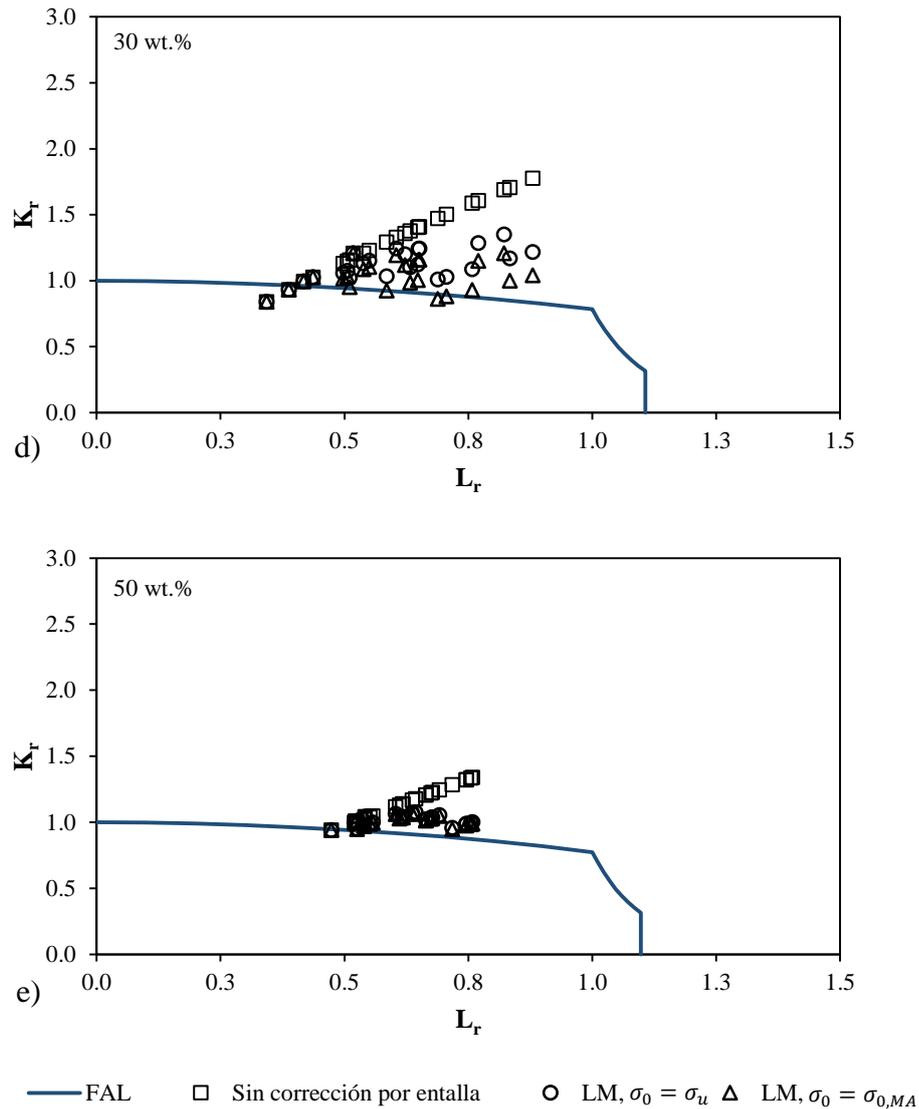


Figura 4.19 (cont.) Evaluación FAD en rotura utilizando K_{mat} en probetas de SGFR-PA6: a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

En la Figura 4.19, se observa cómo los puntos de evaluación de las probetas, considerando los defectos como fisuras, se encuentran en muchos casos alejados de la condición de rotura que viene definida por la FAL (resultados conservadores). Esta observación es más notable en los radios de entalla más grandes analizados, así como en los contenidos de fibra más bajos y en la PA6 pura. Por lo tanto, las predicciones son más conservadoras cuanto menor es el contenido de fibra. Sin embargo, una vez se aplica la corrección por entalla, los puntos de evaluación se desplazan verticalmente hacia abajo, más próximos a la FAL (y menos conservadores). Así, las predicciones obtenidas son más precisas, ajustándose más a la verdadera capacidad resistente del material.

Como ha sido mencionado, en el análisis se muestran también los resultados utilizando como distancia crítica L_{MA} , es decir, aquella que proporciona el mejor ajuste de los resultados experimentales. Para esa situación, los resultados son, en general, más precisos que los obtenidos a partir del valor de L obtenido asumiendo que σ_0 es igual a σ_u . Para el caso de un refuerzo de 50 wt.% (Figura 4.19e) los resultados son prácticamente idénticos.

No obstante, la metodología propuesta genera algunas evaluaciones no seguras, es decir, los puntos de evaluación en rotura, con y sin corrección por entalla, están dentro del área segura (por debajo de la FAL). Los resultados no seguros son más numerosos cuanto menor es el contenido de fibra. De este modo, para la PA6 (Figura 4.19a) hay 5, 6 y 9 predicciones no seguras según la evaluación sin corrección por entalla, con la corrección que considera $\sigma_0 = \sigma_u$ y según aquella que considera $\sigma_0 = \sigma_{0,MA}$, respectivamente, mientras que para un contenido de fibra de 50 wt.% solo hay un resultado no seguro para cada una de las evaluaciones (Figura 4.19e). Para el resto de contenidos de fibra los resultados no seguros según la evaluación sin corrección por entalla, según la corrección que considera $\sigma_0 = \sigma_u$ y según aquella que considera $\sigma_0 = \sigma_{0,MA}$, son respectivamente: 5, 6 y 11 para un 5 wt.%; 2, 4 y 8 para un 10 wt.% y 2, 2 y 4 para un 30 wt.% de refuerzo. En general, las predicciones no seguras se corresponden con los radios de entalla más pequeños analizados (de 0 a 0.50 mm).

El principal motivo de la obtención de predicciones no seguras, obedece a que el valor de tenacidad a fractura utilizado es el valor medio de los resultados experimentales obtenido en las probetas fisuradas (K_{mat} , Tabla 4.1), cuando en la práctica en las evaluaciones de integridad estructural suelen tomarse valores de tenacidad asociados a una probabilidad de fallo del 5% o del 1%. De este modo, es necesario sustituir K_{mat} por el valor de la tenacidad a fractura asociado a un nivel de confianza del 95% ($K_{mat,95\%}$), es decir, un valor de K_{mat} por encima del cual quedarían el 95% de los resultados experimentales. Asumiendo una distribución normal, resulta:

$$K_{mat,95\%} = K_{mat} - 1.645 \cdot stv(K_{mat}) \quad (4.31)$$

donde $stv(K_{mat})$ es la desviación típica asociada a la tenacidad a fractura de los resultados experimentales. La Tabla 4.7 recoge los resultados de $K_{mat,95\%}$ para cada contenido de fibra analizado.

En la Figura 4.20 se presenta el análisis FAD correspondiente a un nivel de confianza del 95% en K_{mat} .

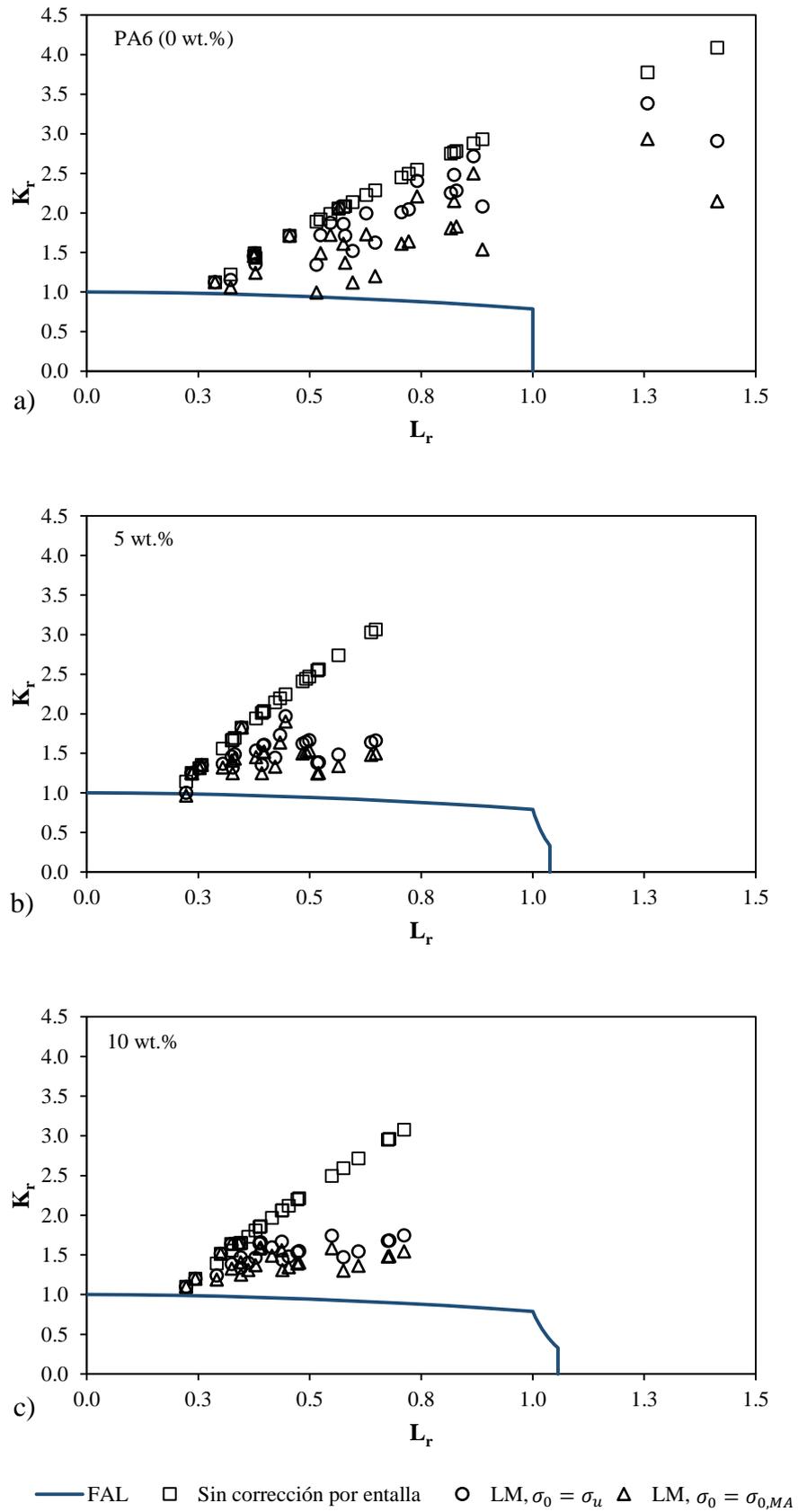


Figura 4.20 Evaluación FAD en rotura utilizando $K_{mat,95\%}$ en probetas de SGFR-PA6:

a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

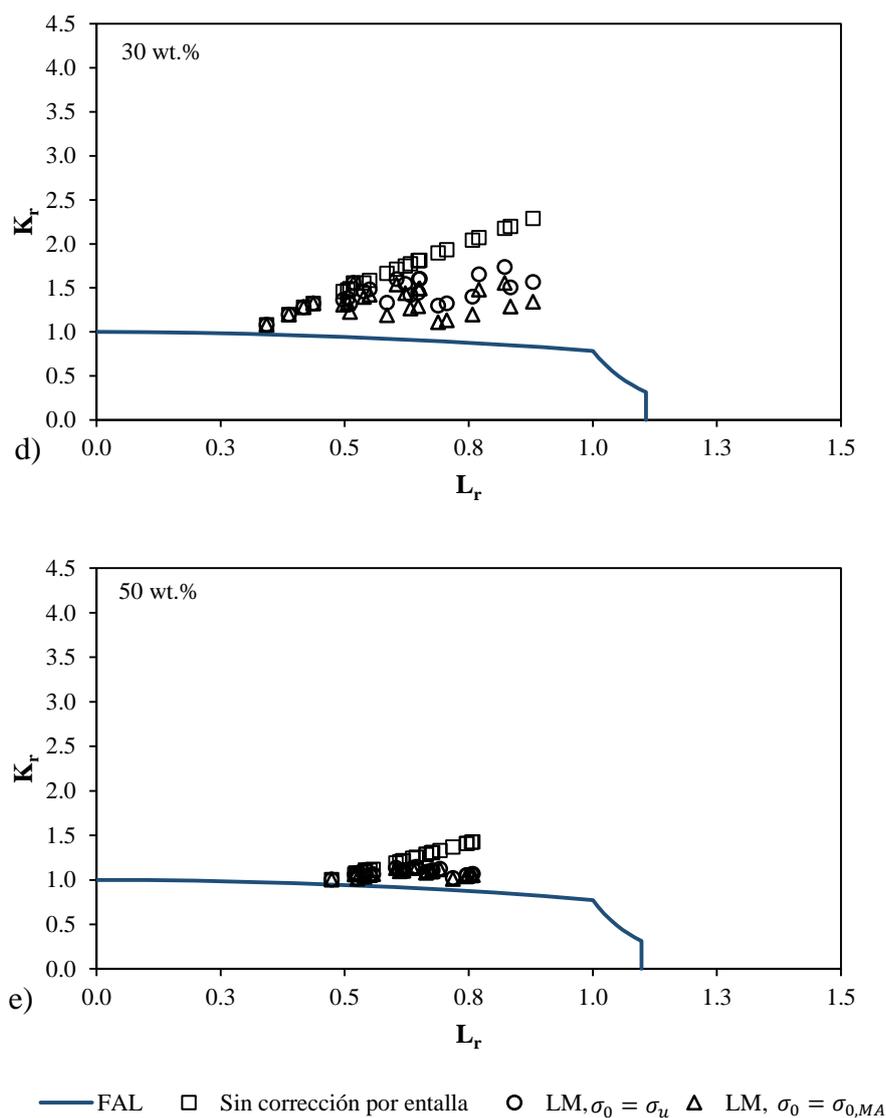


Figura 4.20 (cont.) Evaluación FAD en rotura utilizando $K_{mat,95\%}$ en probetas de SGFR-PA6: a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

Tabla 4.7 Valores de $K_{mat,95\%}$ para SGFR-PA6.

	Contenido de fibra (%)				
	0 (PA6)	5	10	30	50
$K_{mat,95\%} (MPa \cdot m^{1/2})$	1.39	1.32	1.50	3.70	8.07

La tendencia general observada en las Figura 4.20, es similar a la del primer análisis llevado a cabo (Figura 4.19), es decir, si se evalúan los defectos como fisuras las predicciones obtenidas son conservadoras (están alejadas de la FAL). De nuevo, al aplicar la corrección por entalla, los puntos de evaluación de las probetas se aproximan a la FAL, ajustándose a la verdadera capacidad resistente de las probetas. Además, si se utiliza la distancia crítica del mejor ajuste de los resultados experimentales, L_{MA} , las predicciones son aún mejores.

Por último, pese a que la metodología ingenieril utilizada en el análisis FAD desarrollado tiene una probabilidad de fallo del 5%, ninguno de los resultados queda dentro del área segura (encerrado por la FAL). Por tanto, se trata de una metodología segura y significativamente precisa.

4.7.1 Conservadurismo del análisis FAD

Para cuantificar el grado de conservadurismo de los análisis FAD que se han llevado a cabo en SGFR-PA6, se define el Factor de Conservadurismo del Fallo (CFF, *Conservatism Factor of Failure*) como la relación entre la carga real de rotura y la predicción de la misma proporcionada por el FAD [102]:

$$CFF = \frac{OA}{OB} \tag{4.32}$$

donde OA y OB se definen en la Figura 4.21.

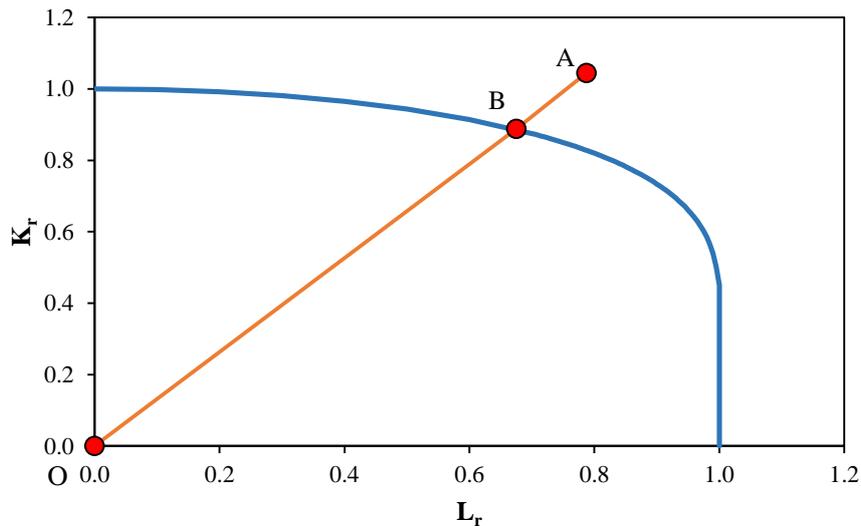


Figura 4.21 Definición del CFF.

La Figura 4.22 recoge los valores medios del CFF obtenidos a partir de los análisis FAD realizados (figuras 4.19 y 4.20) para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla estudiados.

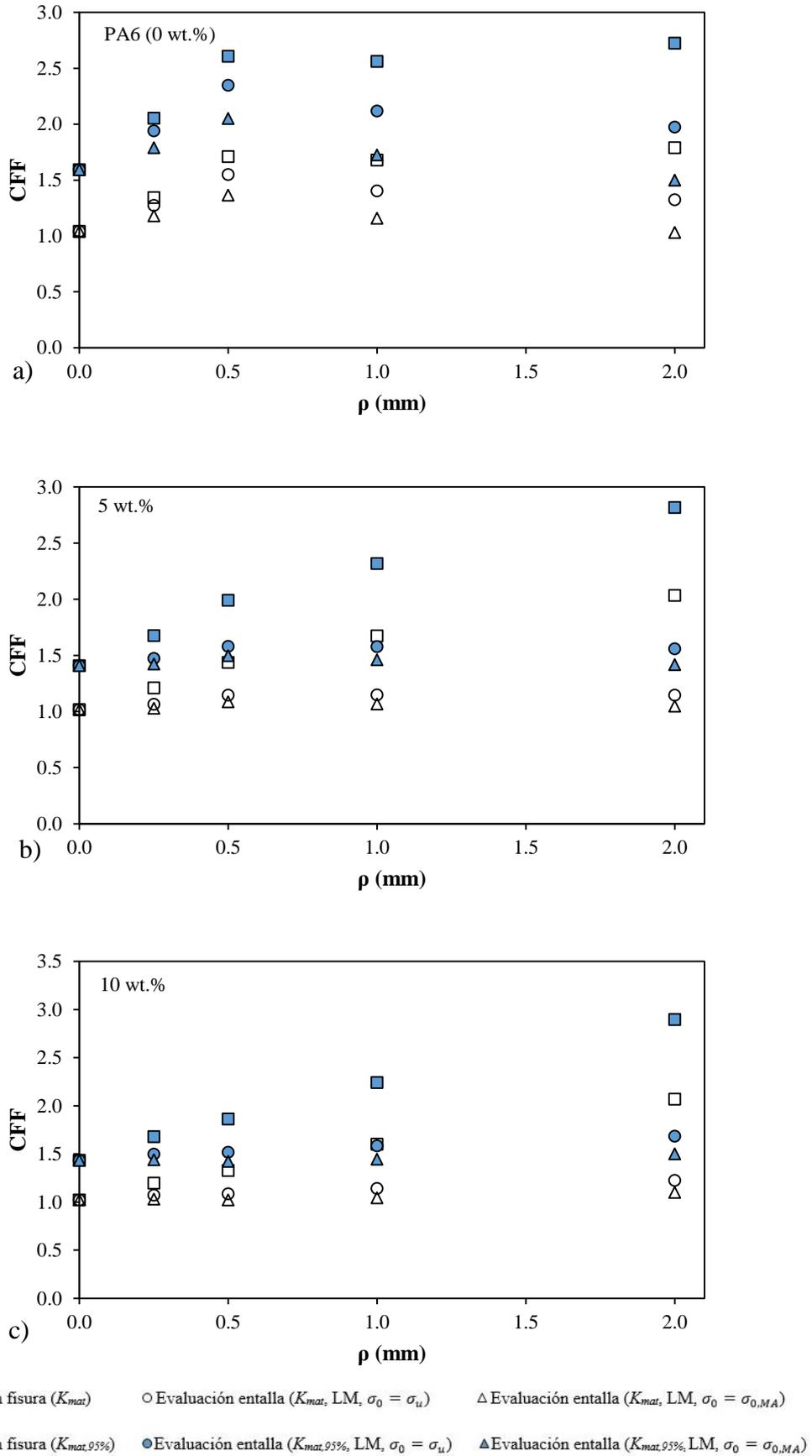


Figura 4.22 Valores medios del CFF para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla: a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

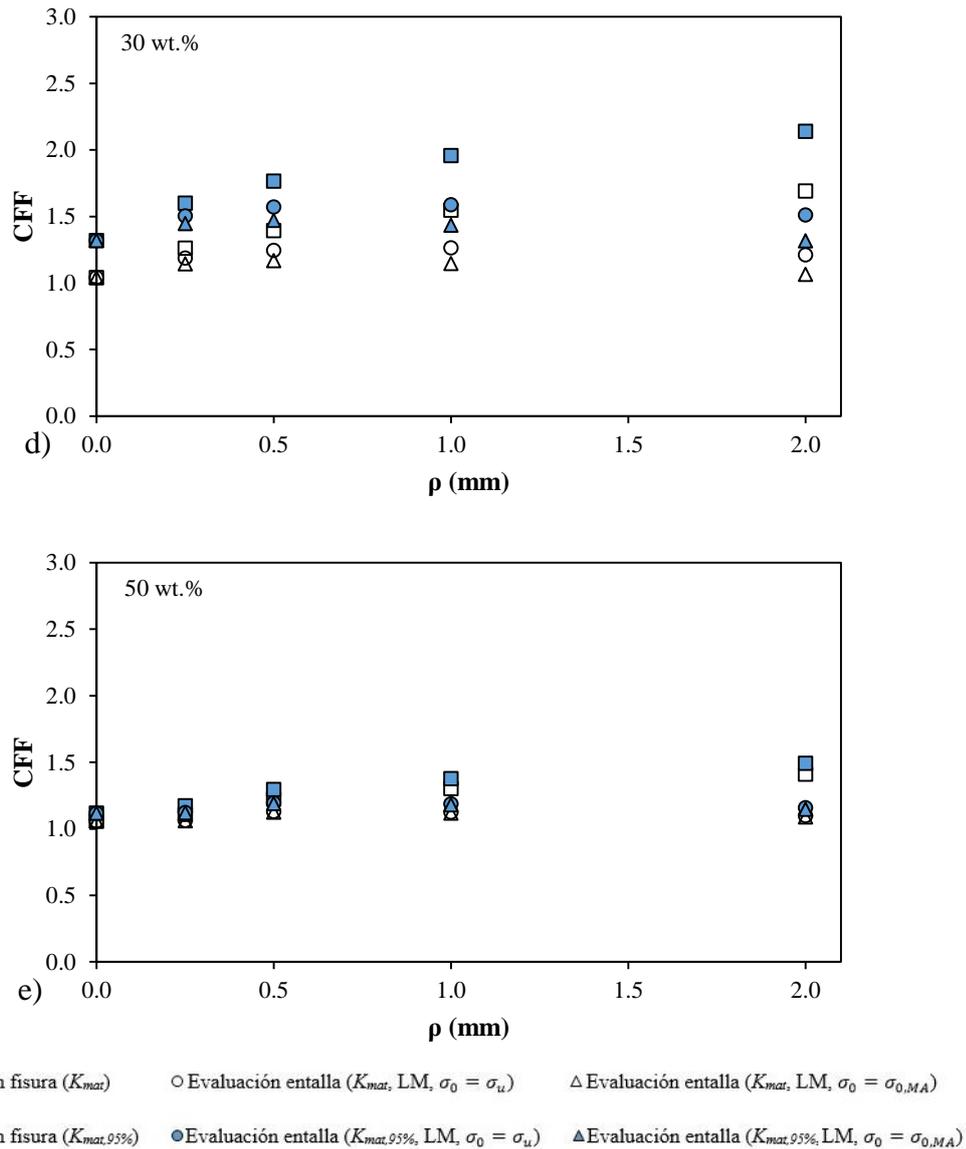


Figura 4.22 (cont.) Valores medios del CFF para cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla: a) PA6 (0 wt.%); b) 5 wt.%; c) 10 wt.%; d) 30 wt.%; e) 50 wt.%.

Los valores del CFF confirman lo comentado anteriormente. En el caso de evaluar los defectos como fisuras, cuanto mayor es el radio de entalla mayor es el CFF. Una vez se aplica la corrección por entalla, se observa una clara reducción en el conservadurismo y los valores del CFF son similares cualquiera que sea el radio de entalla, lo cual quiere decir que la corrección por efecto entalla logra disminuir el conservadurismo asociado a este fenómeno. Asimismo, la evaluación de los defectos con corrección por entalla a partir de los resultados del mejor ajuste ($\sigma_0 = \sigma_{0,MA}$) da lugar a los resultados menos conservadores, ajustándose mejor a la verdadera capacidad resistente del material, tanto para las predicciones con K_{mat} como con $K_{mat,95\%}$.

En la Figura 4.19 se ha observado que en las evaluaciones en las que K_r se obtiene a partir de K_{mat} existen puntos de evaluación por debajo de la FAL, es decir, evaluaciones que están del lado de la inseguridad. Sin embargo, si se considerasen los valores medios de carga de rotura para cada material y radio de entalla, estas evaluaciones serían seguras ya que los valores medios del CFF siempre son mayores que 1 (Figura 4.22).

En cuanto al análisis en función del contenido de fibra, se observa que cuanto mayor es el contenido de fibra, menor es el conservadurismo. Para el caso de un 50 wt.% de refuerzo (Figura 4.22e) el CFF toma valores entre 1.00 y 1.50, siendo el análisis casi idéntico usando K_{mat} o $K_{mat,95\%}$. Sin embargo, para en el caso de la PA6 pura (Figura 4.22a) el CFF se sitúa entre 1.00 y 1.80 cuando se utiliza K_{mat} y entre 1.5 y 2.73 con $K_{mat,95\%}$. Por lo tanto, se observa que cuanto menor es el contenido de fibra mayor es la diferencia entre la práctica ingenieril ($K_{mat,95\%}$) y aquella que utiliza K_{mat} , siendo la primera más conservadora. Por el contrario, tal y como se desprende de la Figura 4.20, esta práctica ingenieril es la única que proporciona evaluaciones seguras en todas las situaciones analizadas. Considerando todos los resultados obtenidos con $K_{mat,95\%}$, los valores del CFF se sitúan ente 1.12 y 2.89. Una vez aplicada la corrección por entalla, el límite superior del CFF se reduce hasta 2.35 si se considera $\sigma_0 = \sigma_u$ y hasta 2.05 cuando $\sigma_0 = \sigma_{0,MA}$.

Con todo ello, en este apartado se demuestra que el uso de la metodología FAD propia de los materiales metálicos puede usarse en el análisis de PA6 reforzada con fibra de vidrio corta. Además, dicho análisis, puede hacerse tanto sobre probetas fisuradas como sobre probetas entalladas (en este último caso, introduciendo la corrección por entalla propuesta por la TDC).

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

5.1 CONCLUSIONES

La aplicación de la Mecánica de la Fractura en el análisis en fractura de fisuras es una metodología consolidada en el mundo de la ingeniería y ha sido aplicada con éxito a un amplio rango de situaciones y materiales. No obstante, los defectos causantes de un hipotético fallo estructural no tienen porqué ser necesariamente afilados, es decir, pueden tener radio finito en el fondo de los mismos (entallas). El considerar en las distintas evaluaciones que se lleven a cabo que las entallas se comportan como fisuras da lugar, generalmente, a cálculos demasiado conservadores por una falta de conocimiento sobre la física del problema. Por ello, se hace necesario establecer metodologías que permitan analizar componentes entallados teniendo en cuenta la propia naturaleza de los mismos, y más concretamente, su correspondiente campo de tensiones. Entre otras metodologías, destacan la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED). Ambas han sido ampliamente analizadas y validadas en diferentes familias de materiales y con diferentes tipos de defectos. El objetivo principal de esta Tesis Doctoral ha sido tratar de ampliar el rango de validez de estas metodologías, concretamente en materiales termoplásticos reforzados con fibras, los cuales, gracias a su fácil fabricación y buenas propiedades mecánicas, están sustituyendo a las piezas metálicas utilizadas en componentes estructurales de ingeniería. En este caso, el termoplástico

reforzado analizado ha sido la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (SGFR-PA6), combinando 5 contenidos de fibra diferentes, desde el polímero (PA6 pura) hasta un 50 wt.%, con 5 radios de entalla, desde 0 mm hasta 2.0 mm. Además, en esta Tesis Doctoral se han estudiado aspectos microestructurales tratando de relacionar el comportamiento a fractura de la SGFR-PA6 con los micromecanismos existentes en las superficies de fractura. Por último, se han llevado a cabo evaluaciones de integridad estructural mediante el uso de los Diagramas de Fallo (FAD), los cuales se han combinado con la TDC para así tener en cuenta el efecto entalla en el análisis.

Teniendo en cuenta la estructura con la que se ha desarrollado el documento, a continuación se van a exponer las principales conclusiones de los resultados obtenidos y de los análisis que se han llevado a cabo:

5.1.1 *Sobre la aplicación de la TDC*

En primer lugar, se ha observado un claro efecto entalla en SGFR-PA6, el cual es más notable cuanto menor es el contenido de refuerzo. Así, queda demostrado que un defecto con un mayor radio de entalla desarrolla un incremento notable en la capacidad resistente del material (K_{mat}^N). El radio crítico en SGFR-PA6, aquel por debajo del cual el efecto entalla no tiene lugar, estaría por debajo de 0.25 mm.

A continuación, ha sido validada la aplicación de la TDC en la predicción de la tenacidad aparente a fractura. El efecto entalla ha sido estimado de manera sencilla y precisa mediante la aplicación directa del Método de la Línea (LM), obteniendo la distancia crítica L directamente a partir de K_{mat} y σ_u . Esto tiene una gran relevancia práctica, ya que aplicando la TDC en este tipo de materiales se obtienen resultados con buena precisión y no requiere de ningún tipo de calibración previa. No obstante, se ha observado que una calibración previa de los parámetros de la TDC permite ajustar aún más las predicciones, lo cual es más notable en el material con poco refuerzo. En este trabajo, la calibración se ha llevado a cabo a partir del mejor ajuste de los resultados experimentales. La Figura 5.1 recoge los resultados experimentales y las predicciones obtenidas en SGFR-PA6 para varios de los contenidos de fibra estudiados.

Asimismo, se ha obtenido una predicción de las cargas de rotura aplicando la TDC, a través del Método del Punto (PM) y del Método de la Línea (LM). Como parámetros de ajuste de la TDC se han utilizado por un lado, L y $\sigma_0 = \sigma_u$; y por otro, los obtenidos del mejor ajuste: L_{MA} y $\sigma_0 = \sigma_{0,MA}$. De nuevo, el LM sin calibración previa da lugar a estimaciones precisas de

manera sencilla, las cuales se ajustan más a la realidad experimental si se utilizan los parámetros del mejor ajuste. Las predicciones formuladas a partir del PM tienen un mayor grado de conservadurismo.

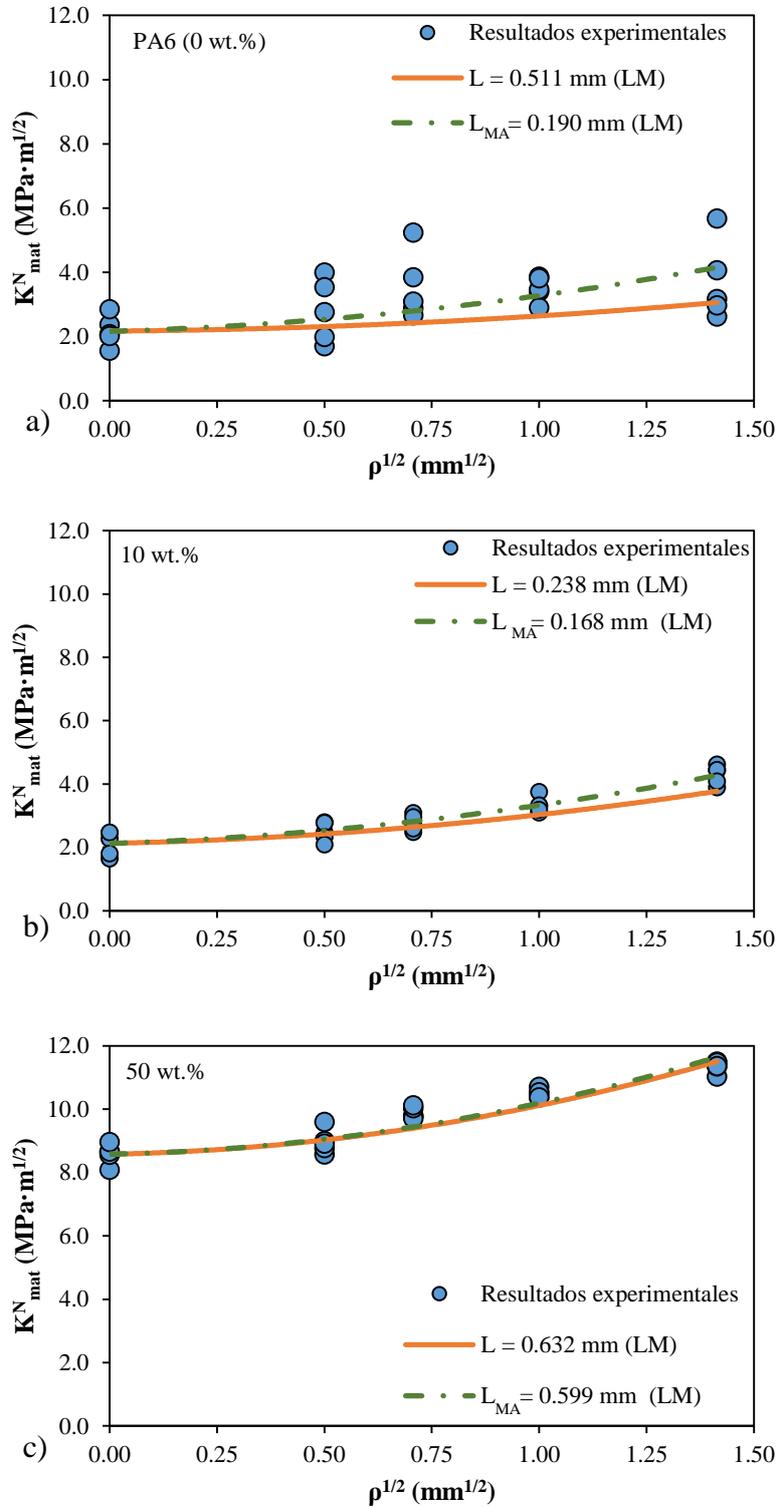


Figura 5.1 Evolución de la tenacidad aparente a fractura y las predicciones mediante el LM en SGFR-PA6: a) PA6 (0 wt.%); b) 10 wt.%; c) 50 wt.%.

5.1.2 Sobre la aplicación del SED

Se ha aplicado el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED) para estimar cargas de rotura en SGFR-PA6 considerando la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesta por Creager-Paris. Se ha demostrado que a partir del SED, criterio formulado en condiciones elástico-lineales, la estimación es bastante precisa para radios de entalla grandes. Sin embargo, para los radios de entalla más pequeños analizados, las estimaciones son conservadoras, especialmente para los contenidos de refuerzo más altos estudiados, 30 wt.% y 50 wt.%. Esto se ha relacionado con que el hecho de que el comportamiento de los materiales analizados, tanto en tracción como en fractura, no es completamente elástico-lineal.

Por lo tanto, se han propuesto dos aproximaciones que, basadas en el SED, permitan obtener estimaciones precisas de cargas de rotura en materiales cuyo comportamiento no sea elástico-lineal. La primera de ellas tiene en cuenta la energía total absorbida, es decir, el área bajo la curva tensión-deformación. Se ha observado una clara sobrestimación en la predicción realizada, la cual es más mayor cuanto más alto es el contenido de fibra.

La segunda aproximación basada en el SED ha considerado como constante de cada material (cada contenido de fibra) el valor de la densidad de energía de deformación en rotura. En este caso se ha escogido el menor valor obtenido experimentalmente (asociado al mayor radio de entalla analizado) para evitar el riesgo que supone sobrestimar las cargas críticas. Se ha demostrado que la estimación realizada a partir de esta tercera aproximación es similar a los resultados obtenidos a partir de la formulación del SED elástico-lineal. Sin embargo, esta tercera aproximación requiere calibración previa de la densidad de energía de deformación (que se considera como constante del material) lo cual complica el análisis.

Por todo ello, las metodologías propuestas basadas en correcciones elastoplásticas no mejoran las estimaciones obtenidas a partir de la formulación SED elástico-lineal, bien porque generan resultados inseguros, o bien porque requieren de una calibración experimental previa sin mejoran la precisión.

5.1.3 Sobre la comparación entre las distintas estimaciones de cargas de rotura obtenidas

Se han planteado y analizado 7 metodologías para la predicción de cargas de rotura en SGFR-PA6, cuatro de las cuales están basadas en criterios tensionales (TDC) y el resto en criterios energéticos (SED).

Se ha demostrado que, de entre las diferentes metodologías planteadas y analizadas, aquella que permite obtener una estimación sencilla y precisa de la carga de rotura en SGFR-PA6 (combinando cuatro contenidos de fibra y cuatro radios de entalla diferentes), se obtiene a partir del Método de la Línea de la Teoría de las Distancias Críticas. Si además, se realiza una calibración previa de los parámetros de ajuste, la estimación obtenida es aún más próxima al resultado experimental.

La Figura 5.2 muestra como ejemplo la comparación entre las distintas estimaciones obtenidas para un contenido bajo y uno alto de fibra.

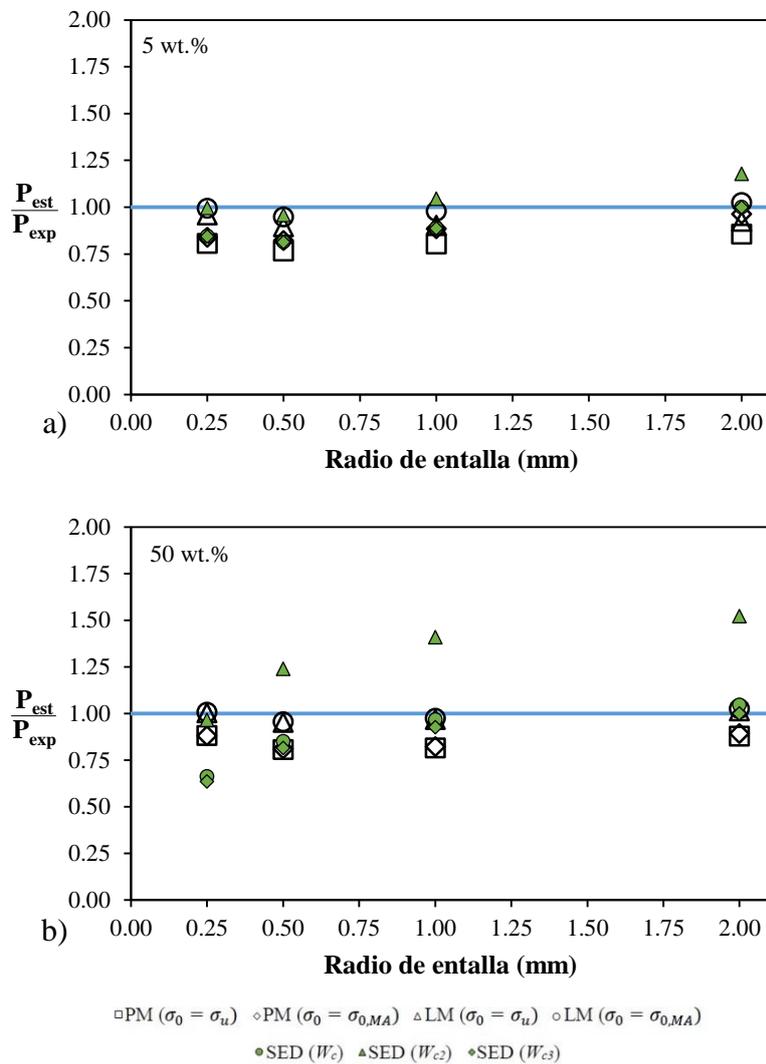


Figura 5.2 Comparación entre las estimaciones de cargas de rotura basadas en la TDC y en el SED: a) 5 wt.%; b) 50 wt.%.

5.1.4 Sobre el efecto del contenido de fibra en la resistencia a fractura

En los distintos radios de entalla estudiados ha quedado demostrado que al aumentar el contenido de fibra, la resistencia a fractura aumenta. Así, se demuestra cómo el refuerzo da lugar a materiales más resistentes a fractura. Al igual que existe un radio crítico por debajo del cual las entallas pueden evaluarse como fisuras, también se ha observado que existe un contenido de fibra por debajo del cual el efecto del refuerzo no es significativo. Para el caso de la SGFR-PA6, el contenido crítico de refuerzo se sitúa en torno a un 10 wt.%. Asimismo, se ha observado cómo el efecto del contenido de fibra en la resistencia a fractura es mayor cuanto menor es el radio de entalla. La Figura 5.3 muestra este fenómeno.

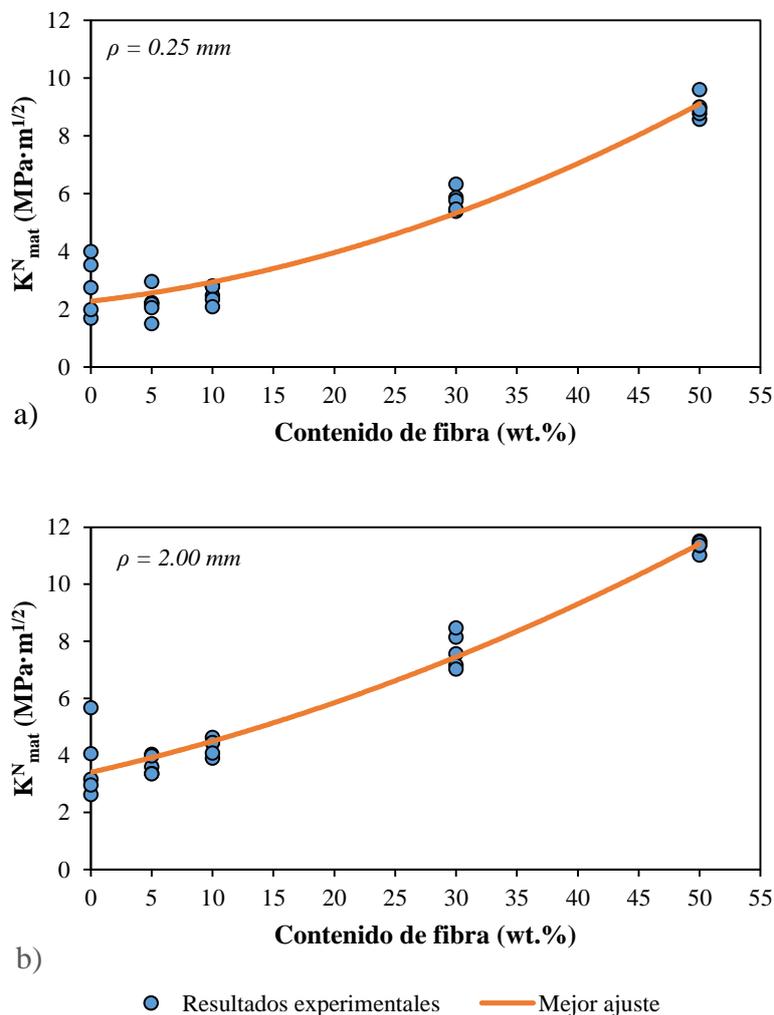


Figura 5.3 Comparación entre el efecto del contenido de fibra en la tenacidad aparente a fractura en un radio de entalla bajo y en uno alto: a) $\rho = 0.25 \text{ mm}$; b) $\rho = 2.00 \text{ mm}$.

5.1.5 Sobre la evolución de los micromecanismos de fractura

Se ha realizado un estudio de las fractografías obtenidas mediante el microscopio electrónico de barrido (SEM). En este sentido, ha quedado demostrado que la evolución de la tenacidad aparente a fractura viene asociada a la presencia de diferentes mecanismos de fractura que aparecen al aumentar tanto el radio de entalla como el contenido de refuerzo en el material.

Por un lado, ha quedado demostrado que la dispersión en los resultados experimentales obtenidos en probetas aparentemente idénticas se debe a la presencia de distintos micromecanismos de fractura en cada una de ellas. Esta observación es más notable cuanto menor es el contenido de fibra. Por ejemplo, se han analizado probetas sin refuerzo (PA6 pura). Se ha observado que, pese a ser probetas a priori iguales, aquella con mayor capacidad resistente presenta micromecanismos de fractura no lineales y una mayor rugosidad, y aquella con menor capacidad resistente presenta un aspecto frágil y el patrón típico de fractura en polímeros (zonas de espejo, de transición y de deformación). Como ejemplo, se muestra la Figura 5.4.

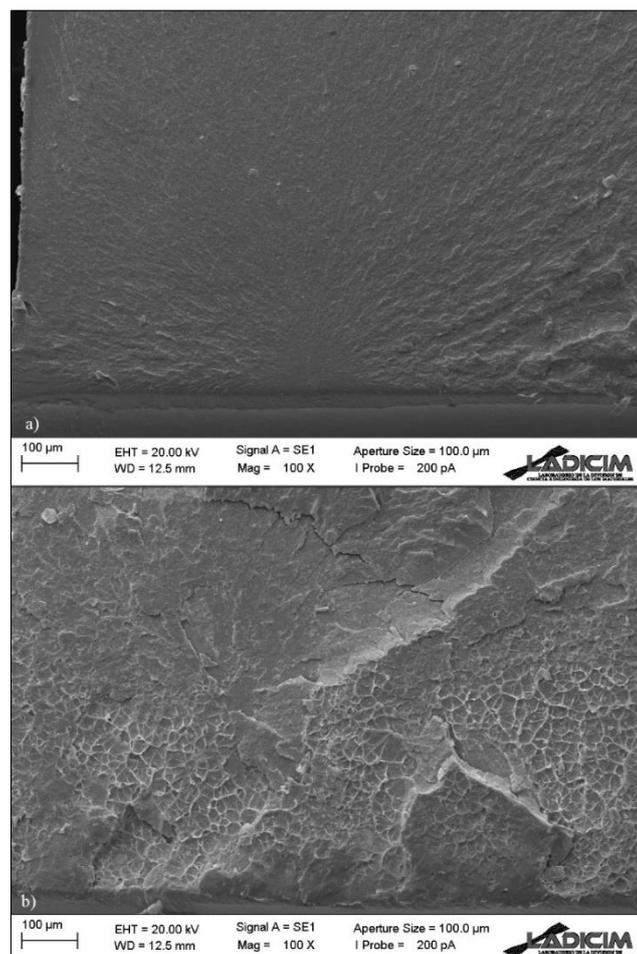


Figura 5.4 Micromecanismos de fractura presentes en PA6 con $\rho = 0.25$ mm:
a) baja capacidad resistente; b) alta capacidad resistente.

Por otro lado, se ha observado que para un mismo contenido de fibra el aumento de la tenacidad aparente con el radio de entalla lleva igualmente asociado una evolución de los micromecanismos de rotura. La Figura 5.5 muestra esa situación, observándose una mayor rugosidad y micromecanismos más dúctiles al aumentar el radio de entalla.

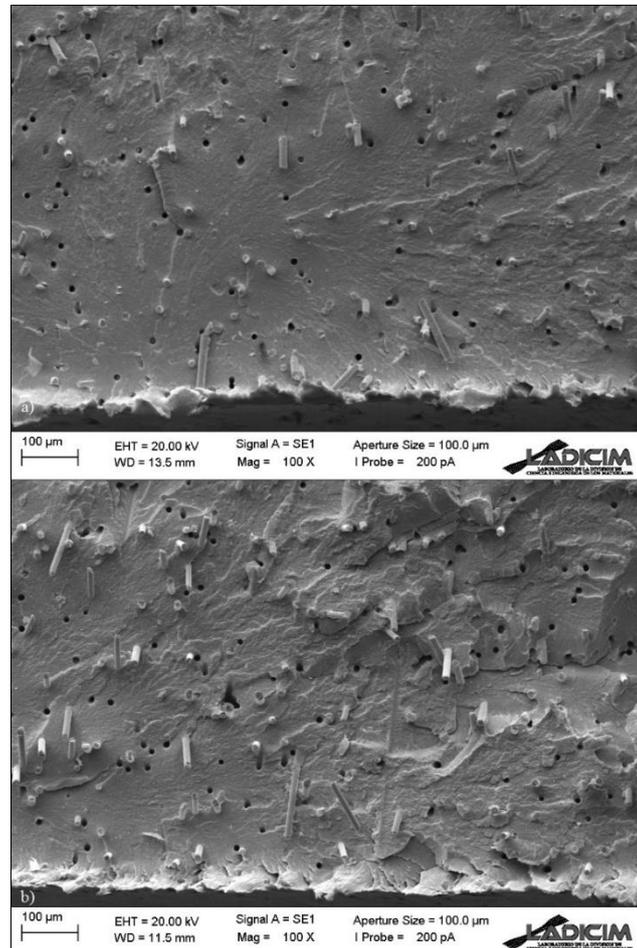


Figura 5.5 Micromecanismos de fractura presentes en SGFR-PA6 con 10 wt.%:

a) $\rho = 1.00$ mm; b) $\rho = 2.00$ mm.

Por último, se ha demostrado que para un radio de entalla dado, incrementar el contenido de fibra en el material supone un aumento en la tenacidad aparente a fractura y también provoca una evolución en los micromecanismos de fractura. Éstos son frágiles para un contenido bajo de fibra o en la PA6 pura, y progresivamente más dúctiles y rugosos al aumentar el contenido de fibra. Como ejemplo se muestra la Figura 5.6, donde se comparan los micromecanismos presentes en probetas de bajo y alto contenido de fibra.

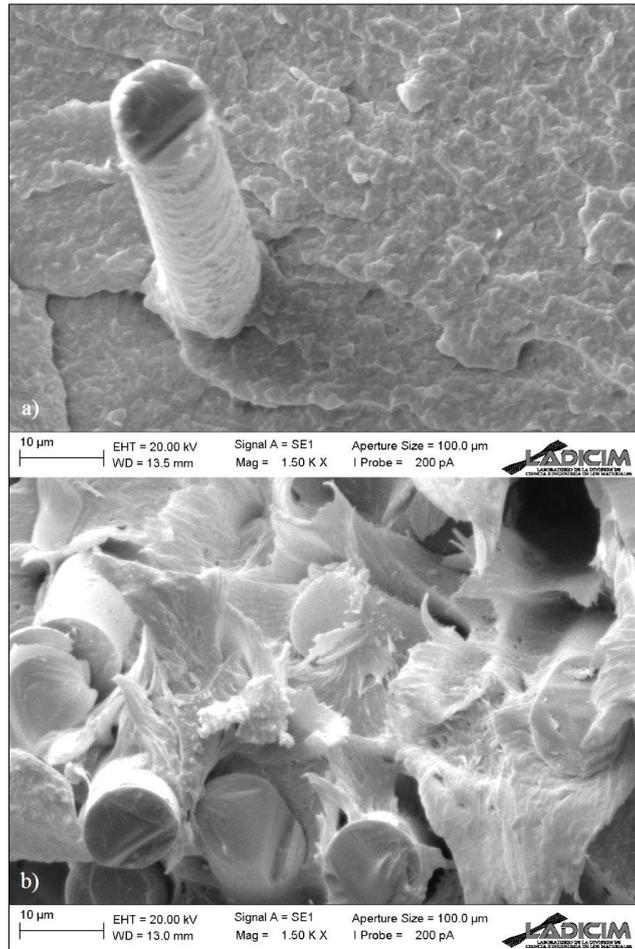


Figura 5.6 Micromecanismos de fractura presentes en SGFR-PA6 con $\rho = 0.50$ mm:
a) 5 wt.%; b) 50 wt.%.

5.1.6 Sobre el análisis FAD

Se han realizado evaluaciones de integridad estructural en rotura de las 125 probetas ensayadas mediante el uso de los FAD, herramienta fundamental para realizar evaluaciones a fractura-colapso plástico, y de uso extendido en materiales metálicos.

En primer lugar, se ha demostrado que la *Option 1* de la BS7910 puede usarse en este tipo de materiales. En segundo lugar, dado que es una metodología que no tiene en cuenta el aumento de la capacidad resistente a la hora de evaluar entallas, se ha considerado una metodología que añade a los FAD una corrección por entalla en la tenacidad aparente y que utiliza el LM de la TDC.

Se ha observado que cuando los defectos se evalúan como fisuras se encuentran en muchos casos muy alejados de la condición de rotura definida por la Línea de Fallo (FAL), es decir, se trata de una predicción muy conservadora. Esto es más notable cuanto mayor es el radio de

entalla y menor es el contenido de fibra. Al aplicar la corrección por entalla, utilizando tanto como parámetros de ajuste L como L_{MA} , el conservadurismo se reduce considerablemente y las predicciones se ajustan a la verdadera capacidad resistente del material. Esta metodología ha generado evaluaciones no seguras, es decir, existen puntos de evaluación en rotura que están por debajo de la FAL. Esto es debido a que se ha utilizado el valor medio de los resultados experimentales de la tenacidad aparente a fractura, cuando en la práctica ingenieril se considera una probabilidad de fallo del 5% al 1%.

Finalmente, se ha considerado un valor de la tenacidad a fractura asociado a un nivel de confianza del 95% de acuerdo con la buena práctica ingenieril. De nuevo, se observa cómo al considerar el efecto entalla el conservadurismo en la evaluación se reduce considerablemente y se ajusta a la verdadera capacidad resistente del material. Además, en este caso todas las evaluaciones llevadas a cabo son seguras, situándose todos los puntos de evaluación en rotura por encima de la FAL. Asimismo, el conservadurismo ha sido cuantificado a través del Factor de Conservadurismo del Fallo (CFF). La Figura 5.7 muestra cómo la metodología para evaluar entallas que combina los FAD con la TDC proporciona excelentes resultados en SGFR-PA6.

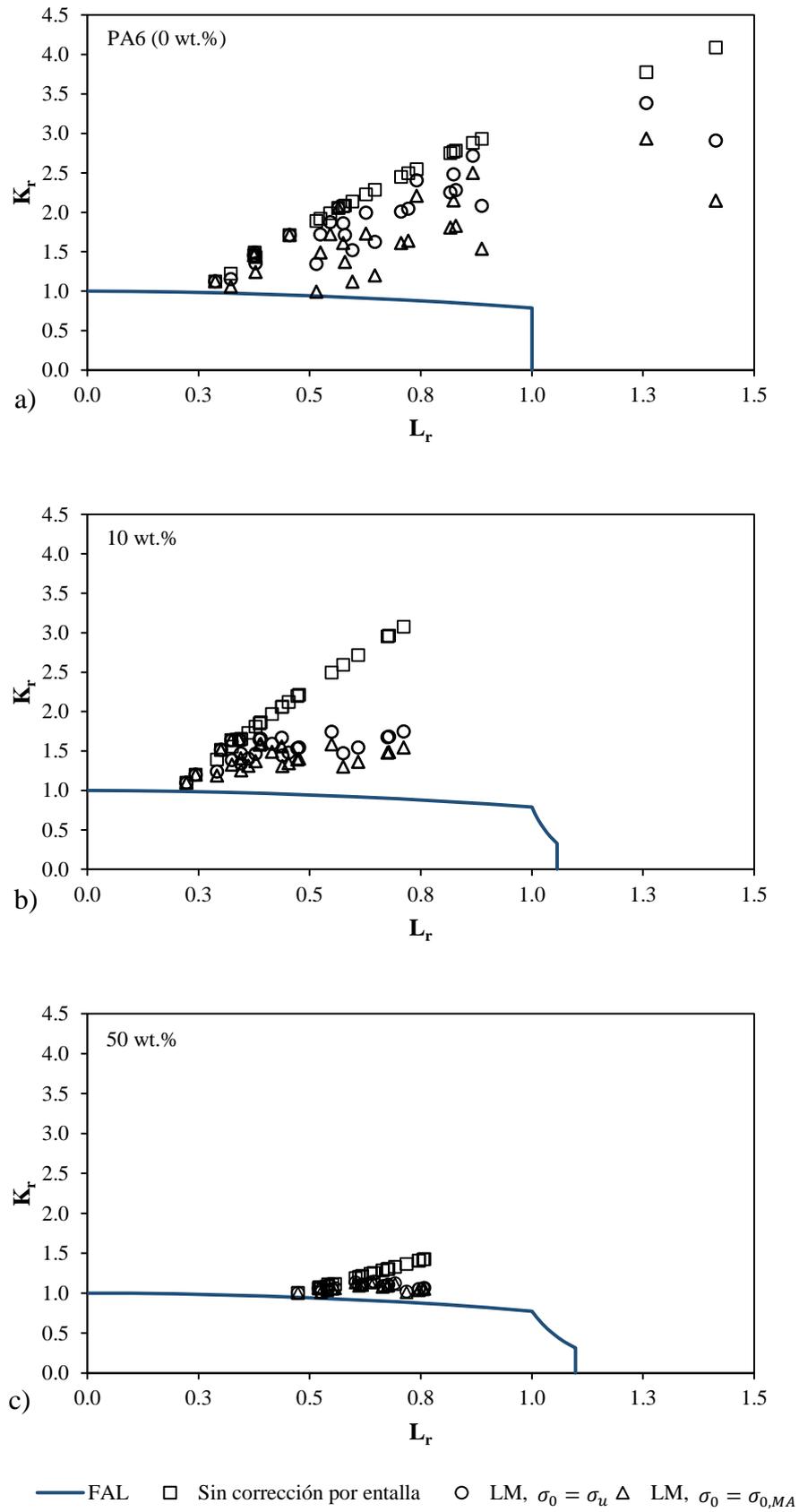


Figura 5.7 Evaluación FAD en rotura utilizando $K_{mat,95\%}$ en SGFR-PA6:
 a) PA6; b) 10 wt.%; c) 50 wt.%.

5.2 TRABAJO FUTURO

El trabajo desarrollado en la presente Tesis Doctoral proporciona un completo análisis en fractura de la SGFR-PA6 en condiciones entalladas. Además, ha extendido y validado el uso de la TDC en la predicción de la tenacidad a fractura y de las cargas de rotura de estos materiales de una manera sencilla y precisa, así como el uso con los FAD en las evaluaciones de integridad estructural. Asimismo, ha tratado de extender el uso del SED a materiales cuyo comportamiento no sea completamente elástico-lineal. Sin embargo, del presente trabajo se desprenden una serie de aspectos y cuestiones que son susceptibles de un análisis más profundo que habrá de abordarse en un futuro.

A continuación, se señalan las principales líneas de investigación que, a partir de los resultados obtenidos y del análisis llevado a cabo en esta Tesis Doctoral, pudieran ser objeto de estudio en el futuro:

- 1) Estudio del efecto entalla, así como de la posible validación de la TDC en SGFR-PA6 variando el contenido de humedad. Es bien sabido que los componentes estructurales trabajan generalmente en condiciones de cierta humedad, por lo que será necesario por un lado, el análisis de la influencia de la humedad en el comportamiento en fractura y por otro, estudiar la aplicabilidad de la TDC en condiciones de humedad.
- 2) Estudio y validación del uso de la TDC en otros materiales, principalmente aquellos que tengan un papel relevante en el futuro de la ingeniería. En la actualidad, el análisis y desarrollo de los materiales nano-reforzados centra la atención ya que, entre otras ventajas, pueden ayudar a reducir el peso de los componentes estructurales de los que forman parte sin perder propiedades mecánicas, y además, podrían suponer un ahorro de los costes en el futuro.
- 3) Extender el uso de la metodología de análisis de componentes entallados, que combina los FAD y la TDC, a la SGFR-PA6 con distintos contenidos de humedad y a los materiales nano-reforzados.
- 4) Estudio y validación del uso del SED como herramienta ingenieril en la predicción de cargas de rotura en otros materiales (aceros estructurales, aluminio o PMM, etc.).

- 5) Estudio y validación de una metodología que, para predecir cargas de rotura en materiales cuyo comportamiento no es completamente elástico-lineal (ej., SGFR-PA6), combine el Concepto de Material Equivalente (EMC, *Equivalent Material Concept*) con la TDC o el SED. El EMC, combinado con la TDC o el SED, permitiría analizar un material dúctil como si fuera frágil, pudiéndose así aplicar directamente la TDC, es decir, sin calibración previa de la distancia crítica.
- 6) Estudio de la aplicación de la TDC en el análisis a fractura de materiales en presencia de ambientes agresivos, tales como la corrosión bajo tensión (CBT) o la fisuración inducida por hidrógeno (fragilización por hidrógeno). Esto permitirá dotar de herramientas prácticas en las evaluaciones de integridad estructural para el estudio de los procesos mencionados, los cuales son especialmente peligrosos ya que provocan fallos frágiles difíciles de prever en muchas ocasiones.
- 7) Estudio de la aplicación de la TDC al análisis de otros fenómenos tales como la fatiga o la corrosión-fatiga, entre otros.

CAPÍTULO 6

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Cicero González S. *Evaluación de la integridad estructural de componentes sometidos a condiciones de bajo confinamiento*. Tesis Doctoral. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, 2007.
- [2] Gutiérrez-Solana F, González J, Setién J, Varona JM. *Guía de Estudio de Ciencia de los Materiales (II): Comportamiento Mecánico de los Materiales*. Santander: Servicio de Publicaciones de la ETS de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria, 1995.
- [3] Williams ML. *On the stress distribution at the base of a stationary crack*. Journal of Applied Mechanics 1957;24:109-114.
- [4] Tada H, Paris PC, Irwin GR. *The stress analysis of cracks*. St. Louis: Paris Productions, 1985.
- [5] Murakami Y. *Handbook of stress intensity factors*, vol. 2. New York: Pergamon Press, 1987.
- [6] Rooke DP, Cartwright DJ. *Compendium of stress intensity factors*. London: Her Majesty's Stationary Office, 1976.

- [7] Griffith AA. *The phenomena of rupture and flow in solids*. Philosophical transactions of the Royal Society of London 1921;221(A):163-198.
- [8] Irwin GR. *Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate*. Journal of Applied Mechanics 1958;24:361-364.
- [9] Anderson TL. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. Boca Raton, USA: CRC press, 2005.
- [10] Broek D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. The Hague: Martinus Nijhoff, 1982.
- [11] Broberg KB. *Cracks and Fracture*. London, UK: Academic Press, 1999.
- [12] Janssen M, Zuidema J, Wanhill R. *Fracture Mechanics*. London, UK: Spon, 2002.
- [13] Knott JF. *Fundamentals of Fracture Mechanics*. London, UK: Butterworths, 1973.
- [14] Rice JR. *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*. Journal of Applied Mechanics 1968;35:379-386.
- [15] Eshelby JD. *The continuum theory of lattice defects*. Solid state physics 1956;3:79-144.
- [16] Madrazo Acebes V. *Análisis, desarrollo y aplicación de la Teoría de las Distancias Críticas en la evaluación en rotura de componentes estructurales*. Tesis Doctoral. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, 2013.
- [17] Smith E. *A comparison of Mode I and Mode III results for the elastic stress distribution in the immediate vicinity of a blunt notch*. Int.J.Eng.Sci. 2004;42(5):473-481.
- [18] Pluvinage G. *Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor*. Nucl.Eng.Des. 1998;185(2):173-184.
- [19] Timoshenko S, Goodier JN. *Theory of elasticity*. New York: McGraw-Hill, 1951.
- [20] Neuber N, Weiss V. *Application of Weibull's Statistical Theory of Fracture to Sheet Specimen*. ASME paper, 1962;62-WA-270.
- [21] Chen CC, Pan HI, Chen C. *Collection of papers on fracture of metals*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1978.

- [22] Usami S, Tanaka M, Jono M, Komai K. *Current research on fatigue cracks*, vol. 119. Kyoto (Japan): The Society of Materials Science, 1985.
- [23] Glinka G, Newport A. *Universal features of elastic notch-tip stress fields*. Int.J.Fatigue 1987;9(3):143-150.
- [24] Kujawski D. *Estimations of stress intensity factors for small cracks at notches*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 1991;14(10):953-965.
- [25] Bhattacharya S, Kumar AN. *Rotational factor using bending moment approach under elasto-plastic situation—I. Notch 3PB geometry*. Eng.Fract.Mech. 1995;50(4):493-505.
- [26] Nui LS, Chehimi C, Pluvinage G. *Stress field near a large blunted tip V-notch and application of the concept of the critical notch stress intensity factor (NSIF) to the fracture toughness of very brittle materials*. Engineering Fracture Mechanics 1994;49(3):325-335.
- [27] Pluvinage G, Azari Z, Kadi N, Dlouhý I, Kozák V. *Effect of ferritic microstructure on local damage zone distance associated with fracture near notch*. Theor.Appl.Fract.Mech. 1999;31(2):149-156.
- [28] Kim JH, Kim DH, Moon SI. *Evaluation of static and dynamic fracture toughness using apparent fracture toughness of notched specimen*. Materials Science and Engineering: A 2004;387:381-384.
- [29] Bao Y, Jin Z. *Size effects and a mean-strength criterion for ceramics*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 1993;16(8):829-835.
- [30] Fenghui W. *Prediction of intrinsic fracture toughness for brittle materials from the apparent toughness of notched-crack specimen*. J.Mater.Sci. 2000;35(10):2543-2546.
- [31] Elayachi I, Pluvinage G, Bensalah MO, Lebienvenu M, Dlouhy I. *To joint effect of temperature and notch root radius on fracture toughness*. Engineering Mechanics 2005;12(1):11-22.
- [32] Sih GC. *Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems*. Int.J.Fract. 1974;10(3):305-321.

- [33] Taylor D. *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*. Oxford, UK: Elsevier, 2007.
- [34] Neuber H. *Theorie der technischen Formzahl*. Forschung im Ingenieurwesen 1936;7(6):271-274.
- [35] Peterson RE. *Methods of correlating data from fatigue tests of stress concentration specimens*. Stephen Timoshenko Anniversary Volume. New York: Macmillan, 1938. pp. 179.
- [36] Neuber H. *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*. Berlin: Springer Verlag, 1958.
- [37] Peterson RE. *Notch sensitivity*. Metal fatigue. New York: McGraw-Hill, 1959. pp. 293-306.
- [38] McClintock FA, Irwin GR. *Plasticity aspects of fracture mechanics*. Fracture toughness testing and its applications. Philadelphia, USA: ASTM International, 1965. pp. 84-113.
- [39] Novozhilov VV. *On a necessary and sufficient criterion for brittle strength*. J.Appl.Math.Mech. 1969;33(2):201-210.
- [40] McClintock FA. *Ductile fracture instability in shear*. J.appl.Mech 1958;25(4):253-265.
- [41] Whitney JM, Nuismer RJ. *Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations*. J.Composite Mater. 1974;8(3):253-265.
- [42] Kinloch AJ, Williams JG. *Crack blunting mechanisms in polymers*. J.Mater.Sci. 1980;15(4):987-996.
- [43] Kinloch AJ, Shaw SJ, Hunston DL. *Crack propagation in rubber-toughened epoxy* 1982:291-296.
- [44] Cicero S, Madrazo V, Carrascal IA. *Analysis of notch effect in PMMA using the Theory of Critical Distances*. Eng.Fract.Mech. 2012;86:56-72.
- [45] Tanaka K. *Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches*. Int.J.Fract. 1983;22(2):R46.

- [46] Lukas P, Kunz L. *Effect of mean stress on short crack threshold*. Short Fatigue Cracks 1992;265-275.
- [47] Taylor D. *Applications of the theory of critical distances in failure analysis*. Eng.Failure Anal. 2011;18(2):543-549.
- [48] Taylor D. *Predicting the fracture strength of ceramic materials using the Theory of Critical Distances*. Eng.Fract.Mech. 2004;71(16):2407-2416.
- [49] Hedner G. *Brittle fracture initiation from a blunting crack*. Eng.Fract.Mech. 1987;28(2):115-125.
- [50] Taylor D, Wang G. *The validation of some methods of notch fatigue analysis*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 2000;23(5):387-394.
- [51] Fuentes JD, Cicero S, Procopio I. *Some default values to estimate the critical distance and their effect on structural integrity assessments*. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 2017;90:204-212.
- [52] Carpinteri A. *Notch sensitivity in fracture testing of aggregative materials*. Eng.Fract.Mech. 1982;16(4):467-481.
- [53] El Haddad MH, Topper TH, Smith KN. *Prediction of non propagating cracks*. Eng.Fract.Mech. 1979;11(3):573-584.
- [54] Klesnil M, Lukác P. *Fatigue of metallic materials*. Amsterdam: Elsevier, 1992.
- [55] Ostash OP, Panasyuk VV. *Fatigue process zone at notches*. International Journal of Fatigue 2001;23(7):627-636.
- [56] Usami S, Kimoto H, Takahashi I, Shida S. *Strength of ceramic materials containing small flaws*. Engineering Fracture Mechanics 1986;23(4):745-761.
- [57] Creager M, Paris PC. *Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking*. Int.J.Fract. 1967;3(4):247-252.
- [58] Wilshaw TR, Rau CA, Tetelman AS. *A general model to predict the elastic-plastic stress distribution and fracture strength of notched bars in plane strain bending*. Eng.Fract.Mech. 1968;1(1):191-211.

- [59] Srinivas M, Kamat SV. *Influence of temperature and notch root radius on the fracture toughness of a dispersion-strengthened aluminium alloy*. Fatigue & fracture of engineering materials & structures 2000;23(2):181-183.
- [60] Tsuji K, Iwase K, Ando K. *An investigation into the location of crack initiation sites in alumina, polycarbonate and mild steel*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 1999;22:509-518.
- [61] Taylor D, Merlo M, Pegley R, Cavatorta MP. *The effect of stress concentrations on the fracture strength of polymethylmethacrylate*. Materials Science and Engineering: A 2004;328(1):288-294.
- [62] Awerbuch J, Madhukar MS. *Notched strength of composite laminates: predictions and experiments—a review*. J Reinf Plast Compos 1985;4(1):3-159.
- [63] Cicero S, García T, Madrazo V. *On the Line Method apparent fracture toughness evaluations: Experimental overview, validation and some consequences on fracture assessments*. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 2015;78:15-19.
- [64] Berto F, Lazzarin P. *The volume-based Strain Energy Density approach applied to static and fatigue strength assessments of notched and welded structures*. Procedia Engineering 2009;1(1):155-158.
- [65] Beltrami E. *Sulle condizioni di resistenza dei corpi elastici*. Il Nuovo Cimento (1877-1894) 1885;18(1):145-155.
- [66] Gillemot LF. *Brittle fracture of welded materials*. Proceedings of the Commonwealth Welding Conference, London 1965;7:353-358.
- [67] Gillemot LF. *Criterion of crack initiation and spreading*. Eng.Fract.Mech. 1976;8(1):239-253.
- [68] Gillemot F, Czoboly E, Havas I. *Fracture mechanics applications of absorbed specific fracture energy: notch and unnotched specimens*. Theor.Appl.Fract.Mech. 1985;4(1):39-45.
- [69] Sih GC. *Mechanics of fracture initiation and propagation*. Dordrecht (Netherlands): Springer, 1991.

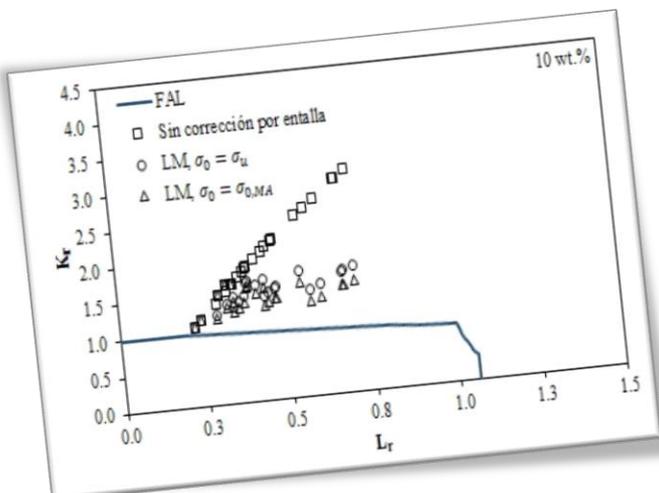
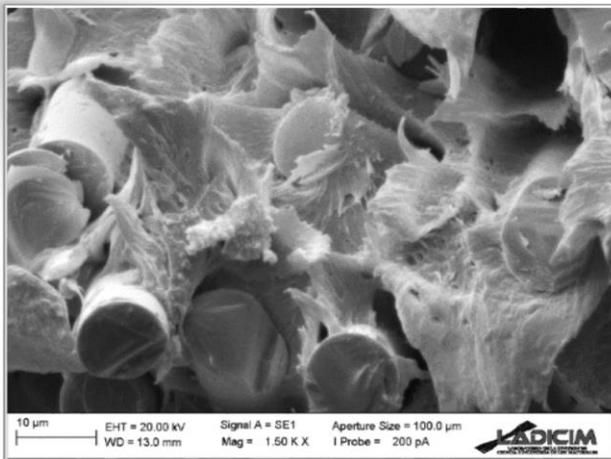
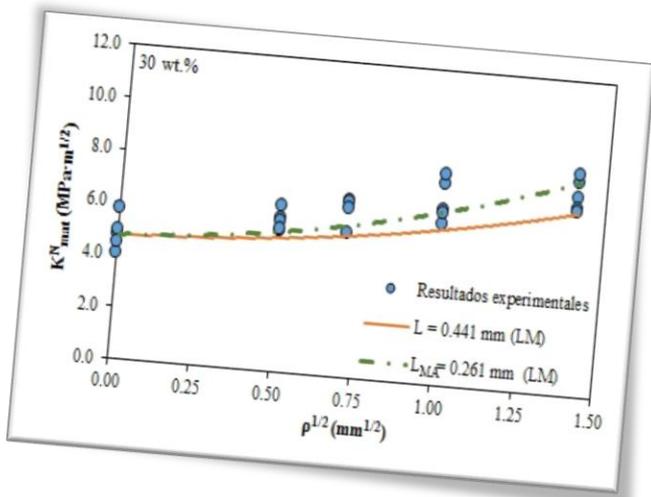
- [70] Gdoutos EE. *Fracture mechanics criteria and applications*. Dordrecht (Netherlands): Springer, 1990.
- [71] Sih G. *Fracture toughness concept*. Properties Related to Fracture Toughness. ASTM International, 1976.
- [72] Molski K, Glinka G. *A method of elastic-plastic stress and strain calculation at a notch root*. Materials Science and Engineering 1981;50(1):93-100.
- [73] Glinka G. *Energy density approach to calculation of inelastic strain-stress near notches and cracks*. Eng.Fract.Mech. 1985;22(3):485-508.
- [74] Ellyin F, Kujawski D. *Generalization of notch analysis and its extension to cyclic loading*. Eng.Fract.Mech. 1989;32(5):819-826.
- [75] Ellyin F. *Fatigue damage, crack growth and life prediction*. London, UK: Chapman & Hall, 1997.
- [76] Lazzarin P, Zambardi R. *A finite-volume-energy based approach to predict the static and fatigue behavior of components with sharp V-shaped notches*. Int.J.Fract. 2001;112(3):275-298.
- [77] Pluvinage G. *Notch effect in high cycle fatigue*. ICF 9-Sydney, Australia. 1997:1239-1250.
- [78] Bentachfine S, Pluvinage G, Gilgert J, Azari Z, Bouami D. *Notch effect in low cycle fatigue*. Int.J.Fatigue 1999;21(5):421-430.
- [79] Weixing Y. *Stress field intensity approach for predicting fatigue life*. Int.J.Fatigue 1993;15(3):243-246.
- [80] Yao W, Xia K, Gu Y. *On the fatigue notch factor, K_f*. Int.J.Fatigue 1995;17(4):245-251.
- [81] Filippi S, Lazzarin P, Tovo R. *Developments of some explicit formulas useful to describe elastic stress fields ahead of notches in plates*. Int.J.Solids Structures 2002;39(17):4543-4565.
- [82] Williams ML. *Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in tension*. Journal of applied mechanics 1952;19(4):526-528.

- [83] Gross B, Mendelson A. *Plane elastostatic analysis of V-notched plates*. Int.J.Fract. 1972;8(3):267-276.
- [84] Yosibash Z, Bussiba A, Gilad I. *Failure criteria for brittle elastic materials*. Int.J.Fract. 2004;125(3):307-333.
- [85] Lazzarin P, Berto F. *From Neuber's Elementary Volume to Kitagawa and Atzori's Diagrams: An Interpretation Based on Local Energy*. Int J Fract 2005;135(1):L38.
- [86] Lazzarin P, Berto F. *Some expressions for the strain energy in a finite volume surrounding the root of blunt V-notches*. Int.J.Fract. 2005;135(1-4):161-185.
- [87] Gómez FJ, Elices M, Valiente A. *Cracking in PMMA containing U-shaped notches*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 2000;23(9):795-803.
- [88] Lazzarin P, Berto F, Gomez FJ, Zappalorto M. *Some advantages derived from the use of the strain energy density over a control volume in fatigue strength assessments of welded joints*. Int.J.Fatigue 2008;30(8):1345-1357.
- [89] Lazzarin P, Berto F, Zappalorto M. *Rapid calculations of notch stress intensity factors based on averaged strain energy density from coarse meshes: theoretical bases and applications*. Int.J.Fatigue 2010;32(10):1559-1567.
- [90] Dugdale DS. *Yielding of steel sheets containing slits*. J.Mech.Phys.Solids 1960;8(2):100-104.
- [91] Barenblatt GI. *The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture*. Adv.Appl.Mech. 1962;7:55-129.
- [92] Burdekin FM, Stone D. *The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials*. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design 1966;1(2):145-153.
- [93] Paris PC, Johnson RE. *A method of application of elastic-plastic fracture mechanics to nuclear vessel analysis*. Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Volume II Fracture Resistance Curves and Engineering Applications 1983:5-40.

- [94] Golembiewski H, Vasoukis G. *Influence of material properties and geometry on the limit load behaviour of flawed structures*. Int.J.Pressure Vessels Piping 1988;31(2):131-140.
- [95] Hill R. *The mathematical theory of plasticity*, vol. 11. New York, USA: Oxford university press, 1998.
- [96] Kachanov LM. *Fundamentals of the Theory of Plasticity*. Amsterdam: Dover Publications, 2004.
- [97] BS 7910:2013. *Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*. British Standards Institution. London, UK, 2013.
- [98] R6 Procedure. *Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects*. British Energy Generation Ltd. Gloucester, UK, 2001.
- [99] European Fitness-for- Service Network. *FITNET FFS procedure: A unified European procedure for structural integrity assessment*, 2006.
- [100] American Society of Mechanical Engineers. *API 579-1/ASME FFS-1 Fitness-For-Service*. New York, USA, 2007.
- [101] Miller AG. *Review of limit loads of structures containing defects*. Int.J.Pressure Vessels Piping 1988;32(1):197-327.
- [102] Cicero S, Madrazo V, Carrascal IA, Cicero R. *Assessment of notched structural components using Failure Assessment Diagrams and the Theory of Critical Distances*. Eng.Fract.Mech. 2011;78(16):2809-2825.
- [103] Madrazo V, Cicero S, Garca T. *Assessment of notched structural steel components using failure assessment diagrams and the theory of critical distances*. Eng.Fail.Anal. 2014;36:104-120.
- [104] Cicero S, Madrazo V, García T. *On the assessment of U-shaped notches using Failure Assessment Diagrams and the Line Method: Experimental overview and validation*. Theor.Appl.Fract.Mech. 2015;80, Part B:235-241.

- [105] Mallick PK. *Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design*. Boca Raton, USA: CRC press, 2007.
- [106] Lubin G. *Handbook of composites*. New York, USA: Van Nostrand Reinhold, 1982.
- [107] Casado del Prado JA. *Comportamiento en fatiga de poliamidas reforzadas con fibra de vidrio corta*. Tesis Doctoral. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, 2001.
- [108] Carothers WH. *US Patents Nos. 2130947 and 2130948*, 1936.
- [109] Trossarelli L. *The history of nylon*. Club Alpino Italiano, Centro Studi Materiali e Tecniche 2010.
- [110] Brydson JA. *Plastics materials*. Woburn, USA: Butterworth-Heinemann, 1989.
- [111] Crawford RJ. *Plastics engineering*. Burlington, USA: Butterworth-Heinemann, 1998.
- [112] E.T.03.360.578.3. *Especificación técnica de placas acodadas de sujeción A2*. ADIF, 1998.
- [113] Carrascal Vaquero IA. *Optimización y análisis de comportamiento de sistemas de sujeción para vías de ferrocarril de Alta Velocidad Española*. Tesis Doctoral. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, 2006.
- [114] Diego S. *Estudio de viabilidad de reutilización de poliamida reforzada con fibra de vidrio corta para inyectar placas de sujeción de vía de ferrocarril para Alta Velocidad Española (AVE)*. Tesis Doctoral. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, 2014.
- [115] ASTM D638-10. *Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics*. American Society of Testing and Materials. Philadelphia, 2010.
- [116] 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.

- [117] Cicero S, Madrazo V, García T. *Analysis of notch effect in the apparent fracture toughness and the fracture micromechanisms of ferritic–pearlitic steels operating within their lower shelf*. *Engineering Failure Analysis* 2014;36:322-342.
- [118] Martin P. *Using Fractography to Investigate Causes of Material Failure in Sulfone Polymers*. Technical Bulletin - Solvay Specialty Polymers. England, 2013.
- [119] Cicero S, Berto F, Ibáñez-Gutiérrez FT, Procopio I, Madrazo V. *SED criterion estimations of fracture loads in structural steels operating at lower shelf temperatures and containing u-notches*. *Theor.Appl.Fract.Mech.* 2017;90:234-243.
- [120] Ruiz Oejo J, Gutiérrez-Solana F, González Pereda MA. *Report/SINTAP/UC06. Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry*. 1998.
- [121] Ainsworth RA, Gutiérrez-Solana F, Oejo JR. *Analysis levels within the SINTAP defect assessment procedures*. *Engineering Fracture Mechanics* 2000;67(6):515-527.
- [122] Ruiz Oejo J, Gutiérrez-Solana F, González Pereda MA. *Report/SINTAP/UC08. Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry*. 1998.
- [123] Bannister AC, Ruiz Oejo J, Gutiérrez-Solana F. *Implications of the yield stress/tensile stress ratio to the SINTAP failure assessment diagrams for homogeneous materials*. *Engineering Fracture Mechanics* 2000;67(6):547-562.



Desde mediados del siglo XX, el uso de materiales plásticos reforzados con fibras no ha dejado de crecer en aplicaciones de ingeniería, industria y construcción. La poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (SGFR-PA6) es uno de los termoplásticos reforzados de uso más extendido. En esta Tesis Doctoral se proporciona un completo análisis en fractura de este material en condiciones entalladas.

La Mecánica de la Fractura tradicional no tiene en cuenta la relajación del campo tensional en el fondo de entalla, dando lugar, generalmente, a cálculos conservadores. En este trabajo se pretenden validar diferentes metodologías que permitan predecir el verdadero comportamiento en fractura de la SGFR-PA6 entallada. Estas son: la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y el Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED), las cuales se aplican a 125 probetas de fractura combinando 5 contenidos de fibra y 5 radios de entalla.

Por un lado, se observa un claro efecto entalla en SGFR-PA6, y se valida la aplicación de la TDC en la predicción tanto de la tenacidad a fractura como de la carga de rotura, de manera sencilla y precisa. Sin embargo, mediante el SED no se obtienen estimaciones tan precisas de la carga de rotura.

Por otro lado, se comprueba cómo un aumento en el contenido de fibra da lugar a una mayor resistencia a fractura del material. Asimismo, se realiza un estudio detallado de las fractografías mediante el SEM, y queda demostrado que la evolución de la capacidad resistente viene asociada a la presencia de distintos micromecanismos de rotura debidos al aumento del radio de entalla y/o del contenido de fibra en el material.

Por último, se valida el uso de un modelo de evaluación de la integridad estructural en SGFR-PA6 entallada, que combina los Diagramas de Fallo (FAD) y la corrección por entalla de la TDC.