

Caracterización de grietas de fatiga mediante difracción de rayos X sincrotrón



UNIVERSIDAD DE MÁLAGA

Javier Vázquez Peralta

Supervisor: Pablo López Crespo
Profesor Titular de
Universidad

Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación
Universidad de Málaga

Tesis Doctoral presentada para la obtención del Grado de
Doctor

Agosto 2019

Me gustaría dedicarle esta tesis a mi yo del pasado. Así podré ser testigo del efecto que tiene cierta madurez intelectual, fruto del trabajo, sobre una mente en continuo conformado ...

Dr. Pablo López Crespo, Profesor Titular del Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Málaga, como Director de la Tesis Doctoral:

Caracterización de Grietas a Fatiga mediante la técnica de difracción de rayos X de alta energía

Presentada por Javier Vázquez Peralta en la Escuela de Ingenierías Industriales de la Universidad de Málaga para la obtención del Grado de Doctor. Hace constar que esta tesis está avalada por los artículos indexados:

P. Lopez-Crespo, J. V. Peralta, P. J. Withers, (2018) Synchrotron X-ray diffraction based method for stress intensity factor evaluation in the bulk of materials. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 98, 72-77. Artículo JCR. Factor de impacto en 2018: 2.848. Primer tercil (T1) en Subject category: Engineering, Mechanical.

P. Lopez-Crespo, J.V. Peralta, J.F. Kelleher, P.J. Withers, (2019) In situ through-thickness analysis of crack tip fields with synchrotron X-ray diffraction. International Journal of Fatigue, 127, 500–508. Artículo JCR. Factor de impacto en 2018: 3.673. Primer cuartil (Q1) en Subject category: Engineering, Mechanical.

No presentados con anterioridad en otra tesis. Por lo tanto, se cumplen las condiciones necesarias para su defensa ante el tribunal que designe la Comisión de Doctorado de la Universidad de Málaga.

7 de agosto de 2019

Autor

FDO: JAVIER VÁZQUEZ PERALTA

Director

FDO: PABLO LÓPEZ CRESPO

Agradecimientos

Agradezco a Pablo la confianza depositada para hacer la tesis y por supervisarla. A mi compañero de despacho Mehdi, por extensas charlas y debates junta a una mejoría del inglés por la práctica continua. Al Profesor Phillip J. Withers de la Universidad de Manchester, por su apoyo y colaboración. Al Profesor Daniel Camas, exquisitas y útiles conversaciones sobre filosofías vida y enfoques ante retos y problemas personales. También al Profesor del Área de Ciencias de la Computación e Inteligencia Artificial, Juan Ignacio Ramos por su inconmensurable ayuda durante la tesis. Al Ministerio de Economía y Competitividad a través del proyecto con referencia MAT2016-76951-C2-2-P y a la Junta de Andalucía a través del proyecto TEP-3244 dentro de la convocatoria de Proyectos de Excelencia de la Consejería de Economía, Innovación, Ciencia y Empleo. A la Comisión Europea y European Synchrotron Radiation Facility (Greoble, Francia) por permitirnos desarrollar el proyecto MA1483 en la línea ID15 del acelerador de partículas.

A mi pareja Raquel por su apoyo incondicional en los momentos complejos a nivel emocional alimentando mi perseverancia. A mis padres y mi hermano, por acogerme en la medida de la posible, con hospitalidad y amabilidad.

No menos importante, a mi amigo Gabriel Carrasco porque una perspectiva desde cero, desde un trabajo en el sector privado, siempre es bien recibida como contraste. A Francisco Arca por su perspectiva como amigo y como alumno de doctorado también, atravesando por problemas similares pero con resoluciones originales y útiles. A Miguel Raya, por llamadas eternas, apoyo, perspectiva e ideas descabelladas, siempre bienvenidas en el páramo helado de mi mente. Probablemente estos 3 últimos hayan recibido el latigazo tan abominable de mis opiniones soportando y contraponiendo cada una de mis acometidas. A mis compañeros de piso y amigos, Genesis García y Pablo García, por un exquisito desarrollo de un humor irreverente para problemas existenciales. A Guillermo, Javier Peralta y María Jesús, su apoyo no ha pasado desapercibido durante este tiempo. A mi grupo de amigos de Ronda (Juan Antonio Torres, Alejandra Benítez, David Naranjo, José Sierra, Miguel Montesinos, Pablo Guerrero, José Marías,...) por desconexión, juerga, viajes, entre las inmencionables cosas para desconectar de este

manuscrito. Además, a todos los que me hayan sufrido en conversaciones frustrantes.
Finalmente:

To be is to do – Socrates
To do is to be – Sartre
Do Be Do Be Do – Sinatra

Kurt Vonnegut

Abstract

In this work two methodologies were developed to estimate the Stress Intensity Factor using Synchrotron X-ray diffraction data in the bulk of non-transparent materials.

Firstly, in this work a novel approach to estimate the Stress Intensity Factor (SIF) through the thickness of metal specimens is presented. It is based on a hybrid methodology that combines powerful Synchrotron X-ray diffraction data with an elastic analytical model describing the strain field around the crack tip. A sensitivity analysis is conducted to understand the largest sources of error and its impact on the estimated SIF values. The accuracy in locating the crack tip position was found to affect the quality of the SIF estimation. Accordingly a procedure is developed to help locate the crack tip position. The methodology is tested on ultra-fine grained aluminium alloy 5091 and on a bainitic steel. Good SIF estimations were obtained for all cases studied within 8% over the range of nominally applied SIF by collecting data from an area of interest with a size 3 times larger than the plane strain plastic zone.

Secondly, a generalised approach for determining the SIF in the bulk of non-transparent materials is presented. The new approach combines experimental elastic strain data, measured with powerful Synchrotron X-ray diffraction, with an elastic model based on Williams' series development. The Stress Intensity Factor is calculated using a Multi-Point Over-Deterministic Method where the number of experimental data points is higher than the number of unknowns describing the elastic field surrounding the crack-tip. The tool is tested on X-ray strain measurements collected on a bainitic steel. In contrast to surface techniques the approach provides insights into the crack tip mechanics deep within the sample and makes full use of the plastic zone data. Satisfactory results are obtained with 1 term in the series development and a smaller region of interest. By increasing the number of terms, it is possible to improve the accuracy in the SIF predictions but this requires a larger region of interest.

Índice

Índice de figuras	XIII
Índice de tablas	XVII
Nomenclatura	XIX
1. Introducción	1
1.1. Motivación y objetivos del presente trabajo de investigación	1
1.2. Marco del proyecto	3
1.3. Descripción del contenido	3
2. Antecedentes del proyecto de investigación y estado del arte	5
2.1. Introducción a la fatiga de materiales	5
2.2. Revisión bibliográfica sobre métodos de estimación del factor de intensidad de tensiones	6
2.2.1. Métodos analíticos	6
2.2.2. Métodos experimentales	7
3. Procedimiento de Análisis	11
3.1. Procedimiento Experimental	11
3.1.1. Teoría de difracción de rayos X sincrotrón	11
3.1.2. Montajes Experimentales	16
3.2. Procedimiento Computacional	18
3.2.1. Método Sobredeterminista Multipunto	18
3.2.2. Ecuaciones de Westergaard	19
3.2.3. Ecuaciones de Williams	21
4. Materiales y métodos	23
4.1. Materiales utilizados: AL-Li y Q1N	23

Índice

4.1.1. Q1N	24
4.1.2. Al-Li	26
4.2. Campos de deformaciones en Al-Li y en Q1N	27
5. Resultados obtenidos usando el modelo de Westergaard	33
5.1. Introducción para el análisis con el modelo de Westergaard	33
5.2. Análisis de sensibilidad	34
5.3. Detección del vértice de la grieta	38
5.4. Estimación del SIF basada en Westergaard	40
5.5. Efecto del tamaño del array de datos	41
5.6. Efecto de la zona plástica	44
5.7. Conclusiones	46
6. Resultados obtenidos con el modelo de Williams	49
6.1. Introducción para el análisis con el modelo de Williams	49
6.2. Efecto combinado del número de términos y el tamaño del array de datos	50
6.3. Efecto del ángulo del array de datos	51
6.4. Efecto de incluir o excluir la zona plástica	52
6.5. Efecto de la sobredeterminación del sistema de ecuaciones	55
6.6. Conclusiones	56
7. Discusión	59
7.1. Discusión	59
8. Conclusiones	63
8.1. Conclusiones principales	63
8.2. Sugerencias para trabajos futuros	65
Bibliografía	67
Apéndice A. Artículos presentados en revista o en preparación	75

Índice de figuras

3.1. Radiación difractada en un crista de estructura con una distancia d entre los planos de red. (Figura obtenida del libro [65])	12
3.2. a) Esquema mostrando los vectores de onda incidente k_i y difractado k_f en la difracción de Bragg para un indeformado parámetro de red del plano cristalográfico, b) El vector dispersado $Q = k_f - k_i$ es normal a los planos cristalográficos, y c) Cambio en el ángulo de Bragg cuando los planos cristalográficos están bajo tensión, el vector Q es paralelo a la medida de deformación del parámetro de red. (Figura obtenida del libro [65])	12
3.3. a) Esquema donde se muestra la difracción para aquellos cristales que cumplen la ley de Bragg y están correctamente orientados para difractar en la galga volumétrica creada. En a) y b) se puede apreciar que si el número de granos que hay dentro de haz es pequeño, la difracción obtenida es más dispersa. Sin embargo, actuando como promedio, se aprecian perfectamente los anillos de Debye Scherrer (Figura obtenida del libro [65])	14
3.4. Esquema donde se posicionan los reguladores de haz (Figura obtenida del libro [65])	15
3.5. a) Figura esquemática encima y real debajo mostrando un detector 2D con regulador cónico usado en HAARWI II, y en b) un montaje de $\theta/2\theta$ utilizado en el ESRF (Figura obtenida del libro [65])	17
3.6. Configuración del experimento de rayos X de alta energía realizado en sincrotrón en el complejo ID15A beamline mostrando la posición de la galga extensiométrica volumétrica con forma de rombo generada por los rayos X en el interior del espécimen.	18
4.1. Micrografía del acero Q1N utilizado en el experimento.	25

Índice de figuras

4.2.	Imagen de probeta CT utilizada con las dimensiones más importantes acotadas. Imagen extraída de la normativa [75], para más información consultar el documento citado.	26
4.3.	Configuración del dispositivo experimental utilizado en el ESRF	28
4.4.	Esquema representando la forma en la que incide el haz de fotones en la probeta CT, junto al sistema de coordenadas adoptado para medir las deformaciones	29
4.5.	Campo de deformaciones en dirección vertical ε_{yy} en una probeta con una longitud de grieta $a = 12.75$ mm bajo una carga de 5.3 kN. Se muestran adicionalmente los parámetros utilizados en el estudio: el radio interno del array de datos R_{int} , el radio externo R_{out} y el ángulo entre el plano de grieta y final del array de datos α , medido en dirección horaria. El área total no considerada es dos veces este ángulo 2α	30
4.6.	a) Vista en perspectiva y b) Mapa de contornos del campo de deformaciones en la dirección de apertura de grieta para un $K_{nom} = 28.65$ MPa \sqrt{m} . El array de datos utilizado en el ajuste del factor de intensidad de tensiones se resalta usando círculos rojos. Los datos medidos experimentalmente se identifican con cruces de color negro.	31
4.7.	Mapas de deformaciones medidos en la dirección de apertura de grieta, ε_{yy} , para los materiales a) Q1N y b) AL-Li.	32
5.1.	Mapa artificial de ε_{yy} obtenido con un $K_I = 10$ MPa \sqrt{m} y un factor de distorsión usando ruido aleatorio de un 15 %	35
5.2.	Representación esquemática de la influencia combinando las posiciones en x e y del vértice de la grieta. El cambio se representa usando la 'C'.	37
5.3.	a) Perfil experimental de ε_{yy} para la probeta de Al-Li con una posición x arbitraria. b) Perfil experimental de ε_{yy} para la probeta de Al-Li con la coordenada X posicionada de acuerdo con la ecuación 5.2 junto al perfil de ε_{yy} generado usando la función de Westergaard.	40
5.4.	Evolución del K_I conforme al radio externo R_{out} . Se muestran las bandas de error obtenidas por la calidad de los datos de deformación medidos para este K_I	42
5.5.	Evolución del δ conforme al radio externo R_{out}	43
5.6.	Calidad del ajuste expresado con el coeficiente de Pearson R conforme al R_{out}	44
5.7.	Efecto de inclusión o exclusión de la zona plástica para el tamaño óptimo de array de datos obtenido en cada probeta	45

5.8. AOI óptimo descrito con el R_{out} conforme al tamaño de r_p	46
6.1. Evolución del error evaluando el SIF, δ , como función del radio externo del array de datos, R_{out} , y en función del número de términos utilizado, N_{terms}	51
6.2. Evolución del error evaluando el SIF, δ , para los diferentes ángulos considerados en el data array α	52
6.3. Evolución del error evaluando el SIF, δ , incluyendo la zona plástica (símbolos vacíos) y excluyendo la zona plástica (símbolos rellenos). Sólo se evalúan en este gráfico los valores de la Tabla 6.1, siendo $\alpha = 0$. . .	54
6.4. Evolución del error evaluando el SIF, δ , para los diferentes grados de sobredeterminación, ϕ	56

Índice de tablas

4.1. Composición química en % en peso del acero Q1N. El balance es Fe. . .	24
4.2. Propiedades principales de la aleación Al-Li y del acero Q1N (en MPa).	24
4.3. Composición química en % en peso de la aleación Al-Li. El balance es Al.	26
5.1. Resultados de aplicar diferentes factores de ruido a mapas generados artificialmente bajo un $\Delta K_{applied} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La calidad de las estimaciones del factor de intensidad de tensiones se muestra en términos del error δ y el coeficiente de Pearson R	36
5.2. Resultados de aplicar diferentes cambios en las coordenadas que definen el vértice de la grieta. Se estudia la influencia de este error mediante el error estimando el factor de intensidad de tensiones, δ , y el coeficiente de Pearson R . Los resultados se obtienen utilizando mapas 2D artificiales con un $\Delta K_{applied} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	38
5.3. Resumen del tamaño de la zona plástica considerada, el K_{nom} aplicado y el radio del array de datos que produce el erro mínimo para la Figura 5.5 en las probetas a estudio.	42
6.1. Tamaño del radio externo, R_{out} , para los diferentes términos estudiados en la ecuación de Williams	50

Nomenclatura

Símbolos

- α Ángulo entre el plano de grieta y final del array de datos
- $\bar{\varepsilon}_{yy_i}$ Valor medio de deformación del array de datos en uso
- ΔK Delta del factor de intensidad de tensiones
- $\Delta K_{applied}$ Delta del factor de intensidad de tensiones aplicado
- δ Estimador relativo del factor de intensidad de tensiones estimado frente a la tensión nominal aplicada
- δ_{ij} delta de Kronecker
- γ_{xy} Deformación angular en el plano de apertura y crecimiento
- $\hat{\varepsilon}_{yy_i}$ Predicción i de deformaciones por el modelo elástico ajustado
- λ Longitud de onda
- λ_0 Longitud de onda antes de la difracción
- C** Matriz que contiene a las funciones de θ y r evaluadas en la ecuación de Williams
- d** Vector contenedor de los valores experimentales de ε_{yy}
- S** Error cuadrático de la técnica numérica mínimos cuadrados
- X*** Vector con la solución de los coeficientes de Williams
- μ Módulo a cizalla del material
- μ Módulo a cizalla del material
- ν Coeficiente de Poisson

Nomenclatura

Φ	Parámetro que describe el nivel de sobredeterminación utilizando el MPODM
Σ	Energía de un fotón
σ_{ij}	Tensor de tensiones en notación indicial
σ_u	Tensión de rotura del material
σ_{xx}	Componente de tensión dirección x
σ_{yy}	Componente de tensión dirección y
σ_y	Tensión de fluencia del material
θ	Coordenada angular medida desde el vértice de la grieta
θ_{hkl}	Ángulo de difracción del plano cristalográfico hkl
ε_{hkl}	Deformación elástica medida conforme a los parámetros de red de la ley de Bragg
ε_{ij}	Tensor de deformaciones en notación indicial
ε_{xx}	Componente de deformación en dirección de apertura
ε_{yy}	Componente de deformación en dirección de crecimiento
a	Longitud de la grieta en una probeta CT
A_n y B_m	Coefficientes e incógnitas de las ecuaciones de Westgaard y Williams
A_m	Amplitudes de la función de Williams
c	Velocidad de la luz
d_{hkl}	Parámetro de red del plano cristalográfico (hkl)
d_{hkl}^0	Parámetro de red del plano cristalográfico (hkl) libre de carga
E	Módulo de Young
$F(S_a, b)$	Función objetivo para localizar la coordenada y del vértice de la grieta
f_{ij}	Función adimensional de la variable θ en el primer término de ecuaciones de Williams

$g_{ij}^{(m)}$	Función adimensional de θ en el término «emésimo» en las ecuaciones de Williams
h	Constante de Planck
i	Coordenada utilizada en la apertura
j	Coordenada utilizada en el crecimiento
K	Factor de intensidad de tensiones
k	Constante en las ecuaciones de Williams
k_f	Vector de onda difractado
K_I	Factor de intensidad de tensiones en modo I
k_i	Vector de onda incidente
K_{exp}	Factor de intensidad de tensiones experimental
K_{nom}	Factor de intensidad de tensiones nominal
n	Tamaño del array
N_{data}	Número de puntos recogidos en el array de datos
N_{terms}	Número de términos utilizados en las series de Williams
Q	Vector fruto de la dispersión en la difracción
R	Coefficiente de Pearson
r	Distancia al ápice de la grieta
r_p	Tamaño de la zona plástica según el modelo de Irwin
R_{int}	Radio interno de la máscara para el array de datos
R_{out}	Radio externo de la máscara para el array de datos
R_{out}	Relación entre el tamaño del array de datos y la zona plástica
r_y	Tamaño de la zona plástica según el modelo de Irwin
S	Movimiento del centro de la imagen artificial con respecto del vértice de la grieta original

Nomenclatura

x_{ct} definición de la localización de la coordenada x del vértice de la grieta

Abreviaturas

ALLi Referencia a la aleación de Aluminio Litio usada en el estudio

AOI Tamaño del array de datos

CT Compact Tension specimen - Probeta CT

CTOA Crack Tip Opening Angle

ESPI Electronic Speckle Pattern Interferometry

HRR Campo de tensiones de Hutchinson Rice y Rosengren

K – dominance Zona donde domina la descripción de la grieta la formulación de Westergaard

LAD Least Absolute Deviations

LEFM Mecánica de la fractura elástico lineal

MMC Material compuesto de matriz metálica

MPODM Multi Point Over Deterministic Method

PZ Zona plástica

Q1N Referencia al acero bainítico usado en el estudio

SIF Stress Intensity factor

Capítulo 1

Introducción

1.1. Motivación y objetivos del presente trabajo de investigación

El diseño actual de estructuras en ingeniería necesita de herramientas alternativas para conocer de forma más precisa el daño en servicio en los materiales utilizados. Debido a las carencias teóricas contrastadas para asegurar la integridad estructural, los ingenieros utilizaban grandes coeficientes de seguridad como medida de protección para situarse en zona segura referente a cálculos. Como consecuencia, el peso de las estructuras diseñadas de forma ineficiente conducía a unas pérdidas económicas considerables, como es el caso de aeronaves y barcos.

El parámetro clásico utilizado para monitorizar el estado de defectos o grietas y su crecimiento es el factor de intensidad de tensiones, conocido en inglés como *Stress Intensity Factor* [1]. Sin embargo, las dificultades para su medida en situaciones comunes de aplicación ingenieril conducen al uso de modelos de elementos finitos, que dependiendo de la geometría que se requiera y del estado tensional, dilatan la solución que se necesite en el tiempo considerablemente. A causa de esto, se desarrolló la aplicación de diferentes técnicas experimentales para la resolución de este tipo de problemas, aplicables en diferentes y variados problemáticas que puedan surgir. En concreto, la técnica en auge de carácter no destructivo debido a la mejora de la tecnología de detectores de radiación, difracción de rayos X de alta energía, en la última década permitiría evaluar este parámetro en el interior de materiales metálicos. Adicionalmente, el reciente uso de la técnica de difracción de rayos x viene avalada por los siguientes motivos:

Introducción

- Evaluar el estado de tensiones en el interior de componentes con estructura cristalina de forma no destructiva.
- Su uso en aceleradores de partículas (sincrotrones) durante experimentos de fatiga de materiales cristalinos para una examen rápido y eficaz del estado de una grieta. En estos centros, se tiene el acceso a la suficiente energía para «fotografiar» el interior de materiales como el acero.
- La calidad de los datos suele ser como mínimo buena, habiéndose mejorado considerablemente hasta día de hoy, lo que hace posible desarrollar una metodología, inexistente en la literatura.
- Su aplicación a materiales utilizados en industrias punteras, como la naval o aeronáutica, puesto que la detección de defectos o la obtención de las tensiones residuales son de gran utilidad para la fiabilidad estructural. Incluso el estado tensional o de deformación en el interior de cualquier elemento mencionado.

Para la evaluación de integridad estructural del componente a estudio mediante esta técnica, se debe desarrollar una metodología que cumpla dichos cometidos satisfactoriamente sin necesidad de recurrir a otro tipo de herramientas o métodos. Por ejemplo: complejos modelos de elementos finitos. Combinará un ajuste estadístico novedoso de *ecuaciones de Williams* a los datos estudiados durante el trabajo.

En vista de lo descrito, los objetivos principales de la tesis son:

- Desarrollar una herramienta computacional que evalúe de forma eficiente y eficaz el estado de los mapas de deformación elásticos en el interior de componentes, considerando las fuentes de error más comunes de los datos obtenidos mediante difracción de rayos x.
- Dicha herramienta debe calcular los factores de intensidad de tensiones de varias fuentes experimentales de datos.
- Cuantificar la calidad de los resultados obtenidos utilizando la herramienta desarrollada.
- Desarrollar y realizar un análisis de sensibilidad de la herramienta, para analizar los diferentes parámetros que influyan en la obtención de buenas estimaciones.

1.2. Marco del proyecto

Este trabajo se enmarca en la línea de investigación denominada *Propiedades Físicas Macroscópicas y Comportamiento en Servicio de Materiales*, gracias a diversos proyectos nacionales e internacionales.

Desde la teoría, se encuentra dentro del marco de la mecánica de la fractura elástico lineal *LEFM* (*Linear Elastic Fracture Mechanics*). Se considera que la región plástica es mucho más pequeña que el tamaño de la grieta (en inglés – small scale yielding conditions). Bajo estas condiciones, el factor de intensidad de tensiones es un parámetro apropiado para definir los campos alrededor del vértice de la grieta. Esta zona la gobierna el término $\frac{1}{\sqrt{r}}$, donde r es la distancia al ápice de la grieta en coordenada radial.

Cuando la plasticidad se incrementa de forma significativa, el modelo lineal LEFM falla al describir el estado de la grieta. El enfoque de las *ecuaciones de Williams* serviría, pero asume un comportamiento elástico lineal en su definición. Por lo tanto, los campos que definen el estado del vértice de la grieta descritos por *Hutchinson, Rice, Rosengren* se utilizan para describir el comportamiento elastoplástico. Dependiendo de las asunciones que se hagan (se considera una ley de comportamiento potencial), la forma matemática dominante se expresa $\frac{1}{r^{1+n}}$, siendo además la adecuada para describir el estado tensional de la grieta.

Si las deformaciones alcanzan el rango de *grandes deformaciones plásticas* (*large plastic deformation*), se puede usar la medida *CTOA* (*Crack-Tip-Opening Angle*).

El objetivo de esta investigación es el estudio de problemas de fractura desde una perspectiva elástica únicamente. Puesto que se asumen los efectos de *LEFM*, la descripción elástica de deformaciones alrededor del vértice de la grieta, la zona denominada *K-dominance*, dominará sobre la teoría HRR y la descripción de grandes deformaciones. Ambas quedarán contenidas (y sus efectos) en una región muy muy pequeña en comparación con el tamaño de la grieta *K-dominance*.

1.3. Descripción del contenido

El capítulo 2 contiene dos partes. En orden lógico, primero se realiza una revisión bibliográfica sobre las diferentes técnicas y métodos utilizados para obtener el factor de intensidad de tensiones, explicándolas en detalle. Segundo, se definen las diferentes técnicas experimentales que se basan en la *ley de Bragg* analizando todas sus vertientes de forma crítica.

Introducción

En el capítulo 3, se presenta toda la información necesaria para comprender el procedimiento experimental y computacional utilizados para determinar el factor de intensidad de tensiones usando datos de difracción de rayos X sincrotrón. En primer lugar, se da una explicación breve cuales son los principios físicos envueltos en la técnica protagonista de la tesis. En segundo, se presenta la teoría en la que se basa el procedimiento computacional utilizado

En el capítulo 4, se detallan los materiales y métodos empleados. Se realiza una descripción breve de los materiales, y sus propiedades mecánicas más relevantes. Se presenta la configuración experimental de un ensayo de difracción de rayos X en sincrotrón utilizado. Finalmente, se describe como se obtienen las deformaciones de los mapas utilizados durante este texto.

El capítulo 5 presenta el análisis y resultados obtenidos con el modelo de Westergaard. A continuación, un análisis de sensibilidad explica como la incertidumbre se propaga a través del procedimiento para evaluación del factor de intensidad de tensiones. En la sección siguiente, se describe un nuevo procedimiento para estimar la posición del vértice de la grieta del campo de deformaciones. Finalmente, los resultados principales se muestran juntos con un estudio paramétrico de los factores clave que afectan a la estimación del SIF. No existen trabajos previos que hayan estudiado la influencia de tales factores en datos de difracción de rayos X medidos en el interior de metales ingenieriles.

En el capítulo 6, se muestran las capacidades de la metodología más compleja para obtener el factor de intensidad de tensiones en el interior de una probeta metálica CT (en inglés Compact Tension) usando datos de difracción de rayos x obtenidos en sincrotrón. Primero, se describe de forma breve las razones de este análisis. Seguidamente, se explican el procedimiento experimental y el material usado. Finalmente, se muestran los resultados principales del cálculo del factor de intensidad de tensiones. Además, se añade un análisis de parámetros clave identificados como sensibles que pueden afectar a la metodología propuesta.

En el capítulo 7, se analiza y se debate el trabajo en su totalidad, con unas sugerencias para trabajos futuros.

Finalmente, el capítulo 8 incluye las conclusiones generales del trabajo.

Capítulo 2

Antecedentes del proyecto de investigación y estado del arte

2.1. Introducción a la fatiga de materiales

La fatiga de materiales puede describirse como la resistencia expresada por el material cuando se le somete a una continuada carga cíclica, en un rango determinado, que será considerablemente inferior a las tensiones que experimentaría a niveles cercanos a la fluencia. Se realiza una breve descripción de como este concepto se relaciona y da lugar a la mecánica de la fractura, como es conocida actualmente.

Comienza a documentarse en artículos y establecerse como rama de estudio en la primera mitad del siglo XIX, siendo un campo que alberga una gran variedad fenómenos físicos por entender en profundidad. Desde entonces, han sido muchas las aportaciones originales y únicas de ingenieros y científicos a este campo. Se piensa que la primera contribución al campo la hizo un ingeniero inglés, W.J.M. Rankine en 1843, destacando las concentraciones de tensiones en maquinarias que estudiaba en su trabajo. En los ensayos de fatiga en ejes de trenes de materiales metálicos durante el auge de la industria ferroviaria realizada por el gobierno británico, de 1852 a 1869, Wöhler observa en sus experimentos una reducción en la carga que soportaban los raíles de acero utilizados con respecto de su carga estática. Estos estudios conciben las curvas $S-N$, y con ellas al concepto de límite de resistencia a fatiga. En 1874, Gerber empieza a desarrollar métodos de diseño a fatiga, en concreto, cálculo de vida a fatiga para diferentes niveles de tensión media. Años más tarde, en 1886, Bauschinger populariza el concepto de que el límite elástico de los metales bajo carga alterna $R < 0$ puede ser diferente de una curva de material monotónica. Este mecanismo es provocado por un cambio en las tensiones internas y alteraciones en la estructura de las dislocaciones. En

1899, Goodman observa problemas similares a los de Gerber, aportando su solución particular.

Con el cambio de siglo, Ewing y Rosshain en 1900, y Ewing y Humphrey en 1903, muestran de forma convincente los planos de deslizamiento en materiales policristalinos. Conforme progresa la deformación a fatiga, estos planos crecen hasta conducir a la formación grietas. En 1910 Basquin, propone las leyes empíricas para la caracterización de las curvas $S - N$, muestras que a escala logarítmica la relación entre estas variables es lineal. Soderberg hacia 1930 presenta su idea de incluir las tensiones medias en la formulación, para que la vida a fatiga se vea afectada. En 1945, Miner populariza el trabajo sobre daño acumulativo propuesto en 1924 por Palmgren. Thum, un prolífico investigador, en 1939 publica importantes trabajos experimentales sobre los límites a fatiga, factores de concentración de tensiones y tensiones residuales. Coffin y Manson en 1954 describen que la deformación plástica era la responsable del daño cíclico.

El objetivo principal es desarrollar la capacidad de diseño y aumentar el conocimiento sobre el comportamiento de los materiales en diversas condiciones. Con esto se consigue generar conocimiento útil, y aparte, influye directamente en las creaciones o diseños futuros de la industria.

2.2. Revisión bibliográfica sobre métodos de estimación del factor de intensidad de tensiones

2.2.1. Métodos analíticos

El marco matemático para analizar la evolución de la fatiga, sería en los años 1900 con los trabajos de tensiones de Inglis y los conceptos energéticos de Griffith. En 1913, Inglis describe las soluciones de campos de tensión y desplazamientos en el problema clásico de un cuerpo infinito con una grieta de geometría elíptica, bajo una carga uniforme aplicada en el infinito. En su hallazgo, explica que las tensiones en la vecindad del vértice de la grieta pueden ser muy superiores a las cargas aplicadas en el infinito [2].

En 1921, Griffith otorga a la comunidad científica sus ecuaciones para la fractura frágil de sólidos [3]. Las correcciones de la teoría de Griffith, que no podía aplicarse para caracterizar directamente el fallo a fatiga de materiales metálicos, fue llevada a cabo por Irwin en 1957. En este trabajo muestra que la cantidad de la singularidad en la vecindad del vértice de la grieta se puede expresar mediante una entidad escalar, conocida como factor de intensidad de tensiones. Esto precipita el enfoque de la mecánica de la fractura

2.2 Revisión bibliográfica sobre métodos de estimación del factor de intensidad de tensiones

elástico lineal, en 1961 surge la ley que relaciona el crecimiento en función del factor de intensidad de tensiones, conocida como Ley de Paris [4].

Las funciones más utilizadas para describir las tensiones en una región muy pequeña en comparación con el vértice de la grieta y en los alrededores de esta localización, fueron desarrolladas por Westergaard. Para un detalle más extenso sobre ellos se recomienda consultar manuales clásicos de mecánica de la fractura [1].

Entre los años 1950 y 1960, se desarrollan dos métodos analíticos principales para determinar el factor de intensidad de tensiones bajo cualquier condición de contorno geométrica. Por un lado, el enfoque de variable compleja de Muskhelishvili [5], que permitía adaptarse a cualquier condición de contorno del problema, del cual se fueron desarrollando diferentes soluciones para estimar el factor de intensidad de tensiones [6]. Por otro lado, el enfoque utilizado en esta tesis, usando el desarrollo en series de Williams [7]. Con unas capacidades muy similares a las anteriores, una probeta agrietada con carga aplicada externa, la expresión de tensiones para un cuerpo isótropo, lineal y elástico es:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}} \right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad (2.1)$$

donde σ_{ij} es el tensor de tensiones, r y θ son las coordenadas polares de cualquier punto medidas desde el ápice de la grieta, k es una constante, f_{ij} es una función adimensional de la variable θ en el primer término, A_m son las amplitudes y $g_{ij}^{(m)}$ es una función adimensional de θ en el término «emésimo». Conociendo que $K = k\sqrt{2\pi}$ es el factor de tensiones, se puede deducir el valor de este dentro de dicha ecuación. En esta ecuación, conforme más términos se tengan, y más información se posea del campo, mejores estimaciones del SIF pueden obtenerse.

2.2.2. Métodos experimentales

En los últimos cuarenta años se ha dedicado un gran esfuerzo al estudio de la distribución de los campos de tensiones en la vecindad del vértice de la grieta y, para estimar parámetros experimentalmente como el factor de intensidad de tensiones. Pasando por diferentes técnicas experimentales en orden cronológico: fotoelasticidad [8], patrones de líneas isocromática [9], análisis termoelástico [10], método de cáustica [11], franjas de Moiré [12], interferometría electrónica de patrones de moteado (en inglés Electronic Speckle Pattern Interferometry ó ESPI)[13] y correlación de imágenes [12].

Esta dedicación radica en que la filosofía de uso actual en tolerancia al daño en diseño ingenieril requiere de un preciso conocimiento de la severidad de los defectos.

Antecedentes del proyecto de investigación y estado del arte

Entender la evolución de los diferentes parámetros de la mecánica de la fractura resulta esencial para evaluar la integridad estructural de estructuras y componentes agrietados.

Entre los variados enfoques el estudio de estos componentes mecánicos, la mecánica de la fractura elástico lineal provee al ingeniero con un exhaustivo conjunto de herramientas para comprender el estado de una grieta en aplicaciones propensas a fallo elástico lineal [1]. En concreto, el factor de intensidad de tensiones es un parámetro extensamente utilizado para caracterizar la propagación de grieta bajo las condiciones de la teoría de elasticidad elástica lineal.

Diversos autores en literatura dedicaron sus esfuerzos a la obtención de soluciones analíticas para estimar el factor de intensidad de tensiones. Sin embargo, por la variabilidad de las aplicaciones y problemas que enfrenta un ingeniero, sólo se dispone de un número limitado de soluciones analíticas para estimar el factor de intensidad de tensiones para diferentes geometrías [14, 15]. Estas soluciones son inadecuadas en ocasiones donde los cambios geométricos podrían ocurrir durante el proceso de propagación de grieta. Por ejemplo, en los casos: ramificación o bifurcación de grietas [16], desviación de grieta [17], o efectos de espesor [18]. Los métodos numéricos suelen ser el enfoque preferido para evaluar tales condiciones [19–21].

Recientes progresos en el campo de la fotomecánica hicieron posible utilizar un campo completo de estos datos para analizar algunos de los efectos mencionados. Técnicas como correlación de imágenes [22, 23], interferometría electrónica de patrones de moteado [13, 24], termoelasticidad [25, 26], franjas de Moiré [13, 27] y foto elasticidad [9, 28] se utilizaron en el pasado para estimar el SIF. Y de este modo, analizar los diferentes mecanismos mencionados anteriormente acaecidos en el vértice de la grieta como el cierre de grieta [29, 30], la evolución de la zona plástica [31, 32], el efecto de las sobrecargas [33, 34], interacción entre grietas de fatiga [35], bifurcación de grietas [36] y cargas de modo mixto [37, 38].

Un método elegante para evaluar el SIF en cuerpos con grietas es el método sobredeterminista multipunto (MPODM) descrito por Sanford y Dally en 1979 [9]. Este método combina un modelo elástico que describa matemáticamente el estado de tensión, deformación o desplazamiento con datos experimentales provenientes de diversas técnicas. La información experimental necesaria se puede obtener con técnicas como foto elasticidad [28], Franjas de Moiré [27], imágenes termoelásticas [25], correlación de imágenes [37] e interferometría electrónica de patrones de moteado [39].

Sin embargo, todas las técnicas mencionadas anteriormente son superficiales y asumen que el comportamiento en la superficie es representativo para todo el sólido a estudio. No obstante, las grietas de fatiga son defectos tridimensionales que en la mayoría

2.2 Revisión bibliográfica sobre métodos de estimación del factor de intensidad de tensiones

de los casos no pueden ser simplificados a un problema 2D. Por ejemplo, la frontera del vértice de la grieta normalmente desarrolla una curvatura que se estabiliza después de un número de ciclos [40]. Tal curvatura tiene un efecto en el comportamiento de propagación y se puede asociar con retardo de crecimiento de grieta o incluso detención del crecimiento de grieta [41].

Con excepción de la técnica de fotoelasticidad, las restantes proporcionan información sobre la superficie del material. Por contrario, esta técnica de fotoelasticidad solo se puede utilizar para tomar mediciones en el interior de materiales birrefringentes, por lo tanto, no puede ser utilizada para caracterizar las aleaciones metálicas utilizadas en ingeniería.

Las mediciones experimentales realizadas necesitan de probetas estudiadas a fatiga, para con ellas comprender el comportamiento de las grietas, con el paso del tiempo y con la colaboración de comunidad científica. No obstante, se deduce de los múltiples ensayos y estudios que posee la bibliografía [40, 42, 43] que, las grietas de fatiga son defectos tridimensionales que comúnmente no pueden ser simplificados a un problema 2D. Conforme a lo comentado sobre técnicas experimentales mencionadas anteriormente, en el caso de probetas delgadas, el comportamiento de la superficie representa normalmente el comportamiento general de la misma [44] a lo largo de todo el espesor. Sin embargo, para probetas gruesas [45, 46], el comportamiento en la superficie difiere del de interior y no describe de forma precisa el comportamiento general del componente [47, 48]. Por ejemplo, los estudios 3D de grietas comúnmente asumen que la frontera de crecimiento de grieta se desarrolla recta [49, 50]. Sin embargo, esta frontera de grieta se arquea gradualmente durante el estadio de propagación de la grieta, y tiende hacia una cierta curvatura donde el factor de intensidad de tensiones es constante a lo largo del espesor [38]. Otros efectos 3D incluyen la transición entre condiciones de tensión plana y deformación plana que tienen una fuerte influencia sobre la forma y el tamaño de la zona de proceso (zona que sufre la fatiga muy próxima al vértice de la grieta) y también sobre la fuerza motriz [50]. Tales transiciones no se pueden estudiar con técnicas superficiales en la mayoría de materiales ingenieriles debido a la opacidad de los mismo. Otro ejemplo son grandes diferencias entre la superficie y el interior en probetas cilíndricas fabricadas con aluminio 2024-T3551 donde la carga para cerrar la grieta se reducía más de la mitad entre la superficie y el interior de las grietas de fatiga [51]. Como consecuencia, las predicciones de los métodos estándar para evaluar fatiga fallan dando lugar a predicciones de baja precisión cuando la superficie no representa el comportamiento tridimensional [52]. Esto se debe la cantidad de datos disponibles para estudiar el comportamiento a lo largo del espesor es muy limitada, por su característica

Antecedentes del proyecto de investigación y estado del arte

superficial. Este es uno de los mayores obstáculos para el avance en el entendimiento de la naturaleza de las grietas 3D.

El reciente desarrollo de las instalaciones de sincrotrones de tercera generación ha conseguido que sea posible medir información en el interior de componentes más gruesos [53–55]. Como ejemplos que categorizan su relevancia, esta técnica se utilizó para medir deformación en 3D in situ delante de una grieta en crecimiento usando un material super elástico Nitinol relacionándolo con el camino de la grieta [56]. La difracción de rayos X, usando la energía de los sincrotrones, se ha utilizado para medir tensiones residuales de tracción inducidas por un evento de sobrecarga en el interior de un acero normalizado 4140 [57]. La información obtenida con esta técnica permite cuantificar las tracciones aplicadas por la tensión de las fibras en el interior de las caras de un material compuesto de matriz metálica (MMC) [54]. Esta información es extremadamente valiosa para medir y entender las propiedades en el interior de materiales que de cualquier otra forma no estarían fácilmente disponibles para metales [58].

Estudios recientes tuvieron el objetivo de investigar las tensiones residuales y los efectos textura en el interior de materiales opacos con esta técnica. En ellos, se midió la deformación en una cantidad determinada y pequeña de puntos, pero la calidad de los resultados resultó limitada debido a la dispersión y el ruido de los datos [59, 60].

En los últimos 20 años, la tecnología de difracción de rayos X se ha beneficiado de un notable incremento en la resolución ofrecida por los detectores de rayos X y de unos algoritmos mejor optimizados para realizar el ajuste de picos (secciones de los anillos de Debye Scherrer) con tiempos de exposición menores. Estos factores han permitido el cambio de recoger medidas de varios perfiles en línea [61, 62] a unos estudios más completos, donde se mapea el campo 2D de deformaciones en el interior de una probeta con grieta [63, 64]. Esta evolución claramente significa el nacimiento de una nueva técnica de campo completo. La difracción de rayos X usando sincrotrones mide la componente elástica de la deformación [65]. Al contrario, comparado otras técnicas de campo completo donde la propiedad (tensión, deformación o desplazamiento) medida incluye la parte elástica y plástica [28, 27, 25, 37, 39]. Tiene sentido, que esta técnica parezca ser sorprendentemente adecuada para estudios bajo la mecánica de la fractura elástico lineal junto a estudios del factor de intensidad de tensiones.

Este trabajo muestra una nueva metodología para obtener el factor de intensidad de tensiones en el interior de una probeta metálica CT usando datos de difracción de rayos x obtenidos en sincrotrón.

Capítulo 3

Procedimiento de Análisis

Este capítulo proporciona toda la información para comprender el procedimiento experimental y computacional utilizado para determinar el factor de intensidad de tensiones a partir de datos de difracción de rayos X sincrotrón.

3.1. Procedimiento Experimental

A continuación, se describe de forma breve la obtención de datos de difracción de rayos X de sincrotrón (a posteriori se utilizará esta información para determinar el SIF). Una descripción pormenorizada (para la obtención de estos datos) puede encontrarse en el capítulo 7 del libro [65].

3.1.1. Teoría de difracción de rayos X sincrotrón

El concepto que subyace en las medidas no destructiva de tensiones residuales usando difracción de rayos X de alta energía, es el mismo que para las otras técnicas de difracción. La ecuación formulada por Bragg en 1913 conecta la distancia, d_{hkl} , entre ciertos parámetros de red hkl con el ángulo de difracción, θ_{hkl} , en el que se produce el fenómeno de difracción de forma coherente y elástica para una longitud de onda, λ , concretamente en la Figura 3.1:

$$2d_{hkl} \sin \theta_{hkl} = \lambda \quad (3.1)$$

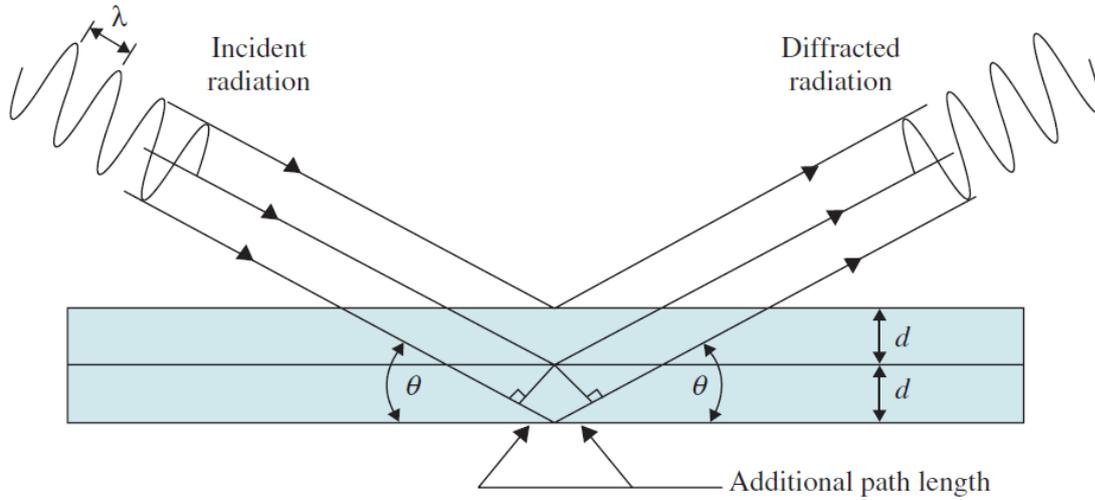


Figura 3.1 Radiación difractada en un cristal de estructura con una distancia d entre los planos de red. (Figura obtenida del libro [65])

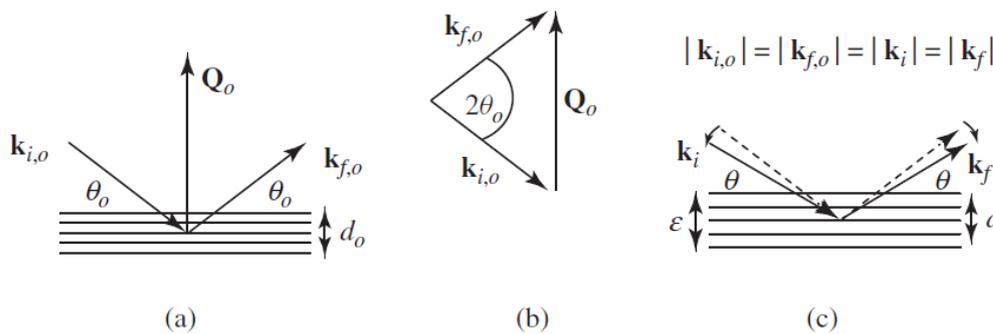


Figura 3.2 a) Esquema mostrando los vectores de onda incidente k_i y difractado k_f en la difracción de Bragg para un indeformado parámetro de red del plano cristalográfico, b) El vector dispersado $Q = k_f - k_i$ es normal a los planos cristalográficos, y c) Cambio en el ángulo de Bragg cuando los planos cristalográficos están bajo tensión, el vector Q es paralelo a la medida de deformación del parámetro de red. (Figura obtenida del libro [65])

La condición para que ocurra el fenómeno de difracción, el plano de red de los granos del acero debe estar orientado de forma que la dirección normal bisecte el vector de onda incidente, k_i , y el difractado, k_f ($k = 2\pi/\lambda$) como se aprecia en la Figura 3.2a. Si existe tensión en la red, el parámetro de red cristalográfico, d , crece causando una reducción en ángulo de difracción, θ .

Esta medida no funciona a escala atómica. Sin embargo, para obtener las medidas de deformación, considerando las imágenes anteriores, se utiliza el tamaño del haz de

3.1 Procedimiento Experimental

radiación para abarcar varios granos y sus correspondientes vectores de onda difractados. El promedio de estos vectores de onda difractados permite realizar las medidas de deformación en materiales de red cristalina. En esencia, se utiliza el haz de difracción como una galga extensiométrica de volumen, que permite medir deformaciones en el interior de estos materiales (ver Figura 3.3).

En la práctica, las deformaciones se miden analizando estos anillos continuos de la Figura 3.3b. Se trata de una respuesta que tendría un material hecho por pulvimetalurgia, que sería el resultado neto de la suma de las fracciones de difracción de los granos. Esto significa que hay un número de granos, estadísticamente hablando, para el que la respuesta a la radiación se asemeja a la de un material con granos uniformemente distribuidos. Esta es la galga volumétrica más pequeña que se puede utilizar para medir.

La relación entre la energía de rayos X, Σ , y la longitud de onda λ , es $\Sigma = hc/\lambda$, donde h es la constante de Planck y c la velocidad de la luz. Tras deducir la relación con la longitud de onda λ , se puede obtener el nivel de energía necesario para medir usando difracción en probetas gruesas (> 100 keV). Las longitudes de onda están por debajo de 0.12 \AA . Los ángulos de Bragg para estos casos son bajos $2\theta = 4^\circ$. Si no se necesita mucha penetración usando $30 - 40$ keV es suficiente para obtener una imagen de deformaciones aceptable.

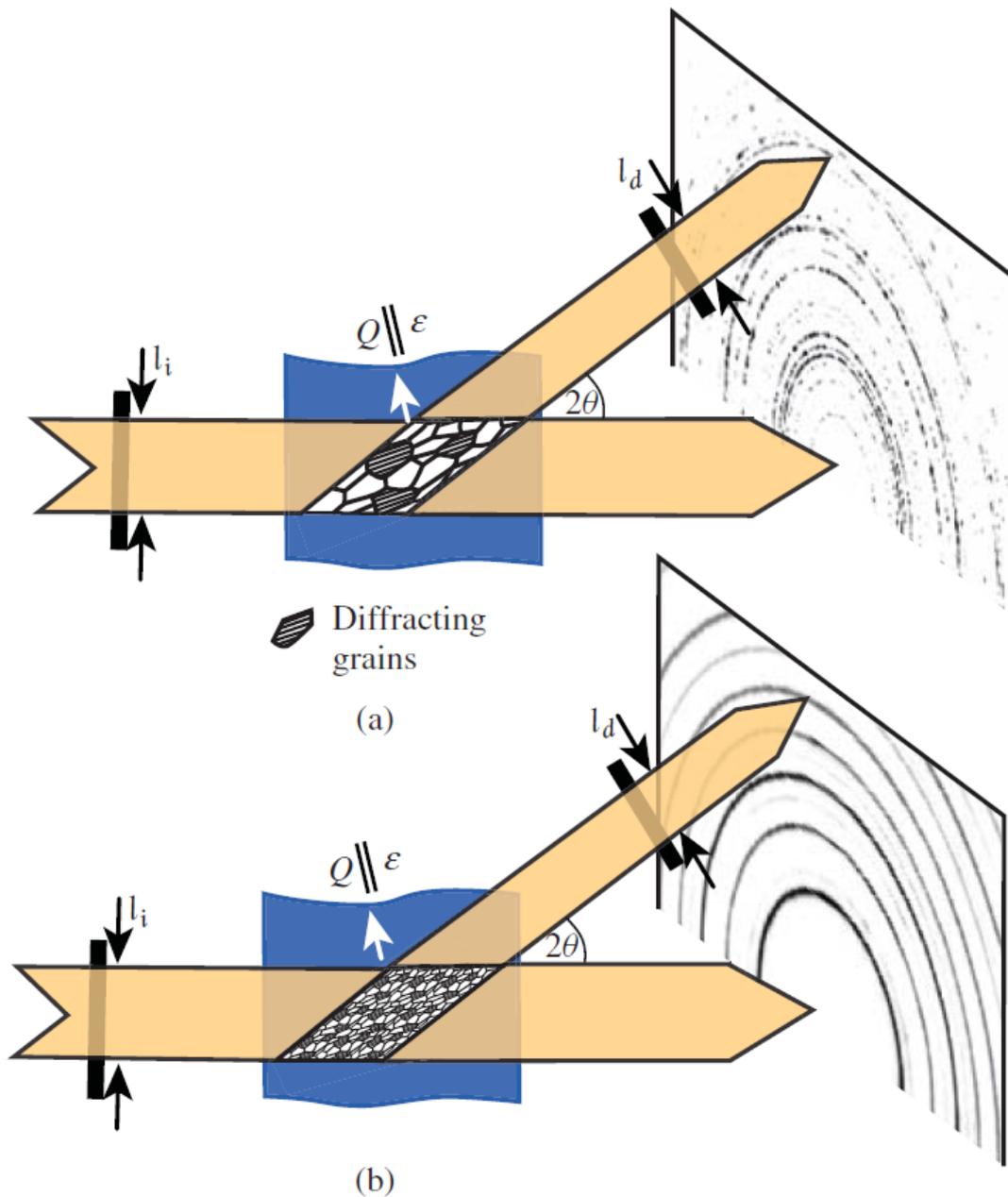


Figura 3.3 a) Esquema donde se muestra la difracción para aquellos cristales que cumplen la ley de Bragg y están correctamente orientados para difractar en la galga volumétrica creada. En a) y b) se puede apreciar que si el número de granos que hay dentro de haz es pequeño, la difracción obtenida es más dispersa. Sin embargo, actuando como promedio, se aprecian perfectamente los anillos de Debye Scherrer (Figura obtenida del libro [65])

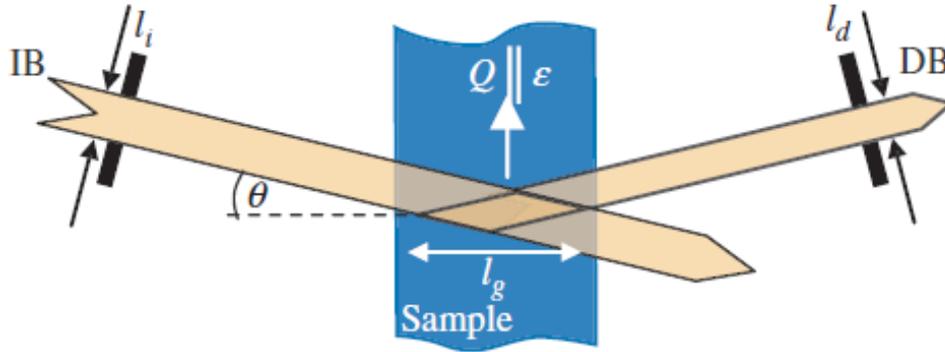


Figura 3.4 Esquema donde se posicionan los reguladores de haz (Figura obtenida del libro [65])

En vista de lo explicado, hay principalmente 2 formas de medir deformaciones ε utilizando la ley de Bragg:

- Utilizar una única longitud de onda λ en el haz midiendo los cambios en el ángulo de difracción, para uno o más picos de difracción hkl , ecuación 3.2. Se conoce como difracción angular.
- Utilizar un haz policromático (diferentes longitudes de onda) manteniendo el ángulo fijo para medir los cambios en la longitud de onda $\Delta\lambda$ en la localización del máximo del pico de difracción ecuación 3.3. Se conoce como difracción dispersiva.

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d - d_0}{d_0} = \cot \theta (\theta - \theta_0) \quad (3.2)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\lambda - \lambda_0}{\lambda_0} \quad (3.3)$$

Referente a la galga volumétrica utilizada para medir, matemáticamente hablando, se podría conseguir una precisión infinita. Sin embargo, ningún método práctico actual puede proporcionarla. Se prepara el experimento para que esta galga con el haz incidente difracte los fotones hacia los detectores posicionados en el experimento. Esto se consigue utilizando unas ventanas regulables (ver Figura 3.4) que se aseguran de que el haz que incide y el difractado lleguen al detector. Se puede utilizar óptica para posicionar los detectores en función de la difracción esperada correctamente.

Para concretar, la deformación elástica se evalúa conforme a la ley de Bragg (la ecuación de la deformación elástica dependiente de la variación de los parámetros de red cristalográficos):

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d_{hkl} - d_{hkl}^0}{d_{hkl}^0} \quad (3.4)$$

Donde d_{hkl} es el parámetro de red del plano cristalográfico (hkl) medido bajo una carga aplicada concreta, y d_{hkl}^0 es el parámetro de red del mismo plano libre de carga.

3.1.2. Montajes Experimentales

Para los métodos experimentales y los materiales utilizados en los ensayos para medir las deformaciones desde difracción de rayos X sincrotrón, acudir al capítulo 4.

Para los métodos mencionados en la configuración experimental, la Figura 3.5, muestra 2 ejemplos de experimentos en los que se realizan las mediciones de difracción. La Figura 3.6 se muestra otra perspectiva de las configuraciones experimentales, de ensayos similares.

Este montaje normalmente consiste en contemplar durante el diseño un haz de fotones que incide sobre la probeta, la probeta esta fija a una plataforma para que no se pueda mover. Tras atravesar la probeta salen 2 flujos de fotones: uno hacia los detectores (atravesando la rendija que filtra los intrusos), otro que no difracta e incide sobre un stopper que retiene esa energía. El típico montaje suele ser el de la Figura 3.5a.

A continuación, se hace una breve descripción de la configuración experimental, considerando la Figura 3.5. El principio de funcionamiento que debe cumplir el montaje es que el haz de fotones que llegue a la probeta (estando esta fija e inamovible en un soporte o máquina de fatiga), se difracte de la forma pretendida en 2 flujos de fotones principales:

1. Hacia los detectores de difracción de rayos X (probablemente atravesando la rendija que filtra difracción intrusa, aunque esto dependerá del experimento)
2. El haz que no difracta que incidirá sobre un stopper o retenedor de esa energía que no ha podido difractarse

Durante el proceso de difracción, se miden los anillos generados para un posterior postproceso de datos, y así, obtener los mapas de deformación requeridos. En bibliografía hay diferentes formas de analizar estos datos en función de lo que se quiera obtener de ellos.

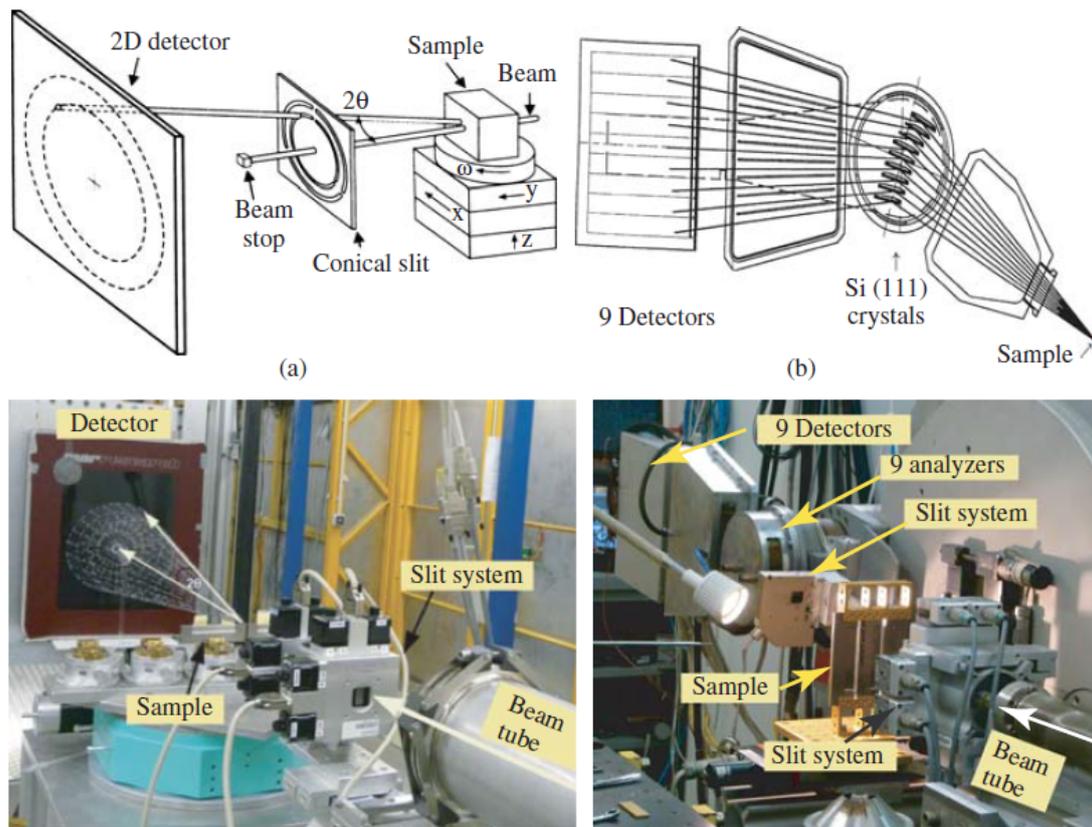


Figura 3.5 a) Figura esquemática encima y real debajo mostrando un detector 2D con regulador cónico usado en HAARWI II, y en b) un montaje de $\theta/2\theta$ utilizado en el ESRF (Figura obtenida del libro [65])

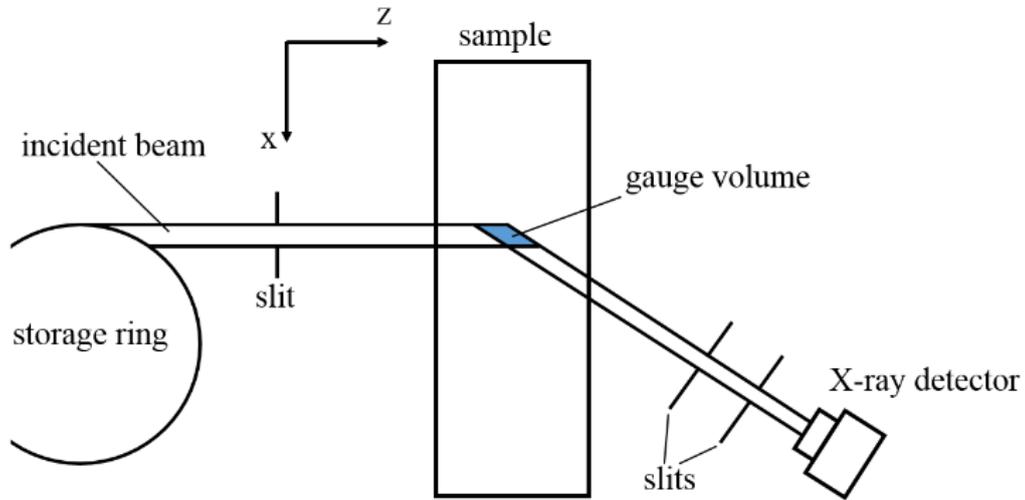


Figura 3.6 Configuración del experimento de rayos X de alta energía realizado en sincrotrón en el complejo ID15A beamline mostrando la posición de la galga extensiométrica volumétrica con forma de rombo generada por los rayos X en el interior del espécimen.

3.2. Procedimiento Computacional

Se ha desarrollado esta metodología para determinar el factor de intensidad de tensiones en el interior de materiales opacos usando datos de difracción de rayos X de alta energía.

3.2.1. Método Sobredeterminista Multipunto

El método sobredeterminista multipunto desarrollado por Sanford y Dally [9] se implementa para la evaluación del factor de intensidad de tensiones, usando datos de difracción de rayos X de alta energía para este caso. Este procedimiento se basa en ajustar un modelo elástico analítico a un array de puntos obtenidos experimentalmente de la misma región, compuestos normalmente por las coordenadas de posición y los valores de deformación. A continuación, se selecciona un grupo de puntos con diferentes estados de deformación pertenecientes a la zona colindante a la vértice de la grieta, y con ellos se construye un sistema sobredeterminado de ecuaciones que conduce a la obtención del SIF.

Por lo tanto, se explica a continuación los 2 modelos elásticos utilizados en este procedimiento computacional. La obtención de las deformaciones usadas en estas

ecuaciones se describe en el siguiente capítulo, junto a los experimentos relacionados de interés.

3.2.2. Ecuaciones de Westergaard

El primer modelo elástico a ajustar, que describe el campo del vértice de la grieta, se basa en la solución aportada por Westergaard para un cuerpo agrietado expresada en coordenadas polares r, θ ; y campos de deformaciones. Estas se obtienen a partir de los campos de tensiones [1]:

$$\sigma_{xx} = A_0 r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (3.5)$$

$$\sigma_{yy} = A_0 r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (3.6)$$

Donde σ_{yy} y σ_{xx} son las componentes de tensión, r y θ son las coordenadas radial y angular medidas desde el vértice de la grieta, el parámetro A_0 que alberga el modo I del factor de intensidad de tensiones se puede escribir como:

$$A_0 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \quad (3.7)$$

Considerando condiciones de tensión plana, las deformaciones se pueden obtener desde las tensiones de ecuaciones 3.5 y 3.6 usando la ley de Hooke:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{E} (\sigma_{ij} - \nu (\sigma_{kk} \delta_{ij} - \sigma_{ij})) \quad (3.8)$$

Donde ν es el coeficiente de Poisson, E es el módulo de Young, δ_{ij} es la delta de Kronecker. El campo de deformaciones en la dirección de apertura ε_{yy} se puede expresar de la siguiente forma:

$$E\varepsilon_{yy} = A_0 r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \left[(1 - \nu) + (1 + \nu) \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (3.9)$$

Para obtener el factor de intensidad de tensiones, se utiliza el siguiente sistema de ecuaciones:

$$[\mathbf{d}] = [\mathbf{C}] [\mathbf{X}] \quad (3.10)$$

donde \mathbf{d} contiene la información de la deformación ε_{yy} , (término a la izquierda de la ecuación 3.9); \mathbf{C} es una función en coordenadas polares como se describe en

Procedimiento de Análisis

término a la derecha en la ecuación 3.9; y \mathbf{X} representan a la incógnita (A_0) en el sistema de ecuaciones que se relaciona con el factor de intensidad de tensiones según la ecuación 3.7; \mathbf{C} y \mathbf{d} son vectores del mismo tamaño $[N \times 1]$ siendo N el número de puntos experimentales utilizados en el análisis y el tamaño de \mathbf{X} es $[1 \times 1]$.

El sistema de ecuaciones se resuelve para los coeficientes mediante un algoritmo basado en un ajuste por mínimas desviaciones absolutas (en inglés - Least Absolute Deviations (LAD)) que resulta fiable para sistemas sobredeterminados [66]. La mayor ventaja que posee LAD es la robustez ante la presencia de valores atípicos, que suelen ser comunes en datos de difracción de rayos x de alta energía [67]. Para mejorar la convergencia de la solución usando LAD, se utiliza un algoritmo iterativo controlado por tolerancia. Este se basa en un método por mínimos cuadrados iterativo ponderado [68] donde el resultado de cada iteración se compara con el resultado obtenido en la anterior. El algoritmo se para cuando la diferencia entre estos 2 pasos consecutivos sea menor a una tolerancia definida. Matemáticamente, la tolerancia que denota la convergencia del algoritmo se expresa como:

$$(\varepsilon_{yy})^i - (\varepsilon_{yy})^{i+1} \leq 1e - 6 \text{ máx} \left((\varepsilon_{yy})^{i+1}, (\varepsilon_{yy})^i \right) \quad (3.11)$$

donde $(\varepsilon_{yy})^i$ y $(\varepsilon_{yy})^{i+1}$ son las predicciones de deformaciones de la actual y la previa iteración. Se fija el umbral al valor $1e-6$ [69].

La precisión (%) de la estimación del factor de intensidad de tensiones se define:

$$\delta = \left| \frac{K_{exp} - K_{nom}}{K_{nom}} \right| 100 \quad (3.12)$$

Donde K_{exp} es el factor de intensidad de tensiones usando la metodología propuesta y K_{nom} es el factor de intensidad de tensiones nominal [14]. El nivel de ajuste entre el modelo analítico y los datos experimentales del mapa 2D se miden usando el coeficiente de Pearson (R), definido como [70]:

$$R = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (\varepsilon_{yy_i} - \hat{\varepsilon}_{yy_i})^2}{\sum_{i=1}^n (\varepsilon_{yy_i} - \bar{\varepsilon}_{yy_i})^2} \quad (3.13)$$

donde ε_{yy_i} son las deformaciones experimentales medidas; n es el tamaño del array de datos; $\hat{\varepsilon}_{yy_i}$ son las deformaciones predichas por el modelo elástico, $\bar{\varepsilon}_{yy_i}$ la valor medio del array de datos. R toma valores entre 0 y 1, siendo 1 un ajuste perfecto entre los datos experimentales y las predicciones; y siendo 0 un desajuste completo entre los 2 conjuntos de datos.

3.2.3. Ecuaciones de Williams

El segundo modelo considerado se basa en el modelo analítico de campo cercano a la vértice de la grieta. Se considera una región en las proximidades del vértice de la grieta donde la distancia respecto de esta sea lo suficientemente grande para estar fuera de la zona donde hay un estado tridimensional de tensiones. Dentro de esta región, se expresa el campo de deformación como [1]:

$$\begin{aligned}
 E\varepsilon_{xx} = & A_0 r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \left[(1 - \nu) - (1 + \nu) \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] + 2B_0 \\
 & + A_1 r^{\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \left[(1 - \nu) + (1 + \nu) \sin^2 \frac{\theta}{2} \right] + 2B_1 r \cos \theta \\
 & + \frac{A_2}{2} r^{\frac{3}{2}} \left[2(1 - \nu) \cos \frac{3\theta}{2} - 3(1 + \nu) \sin \theta \sin \frac{\theta}{2} \right] + 2B_2 r^2 \left[1 - (3 + \nu) \sin^2 \theta \right]
 \end{aligned} \tag{3.14}$$

$$\begin{aligned}
 E\varepsilon_{yy} = & A_0 r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \left[(1 - \nu) + (1 + \nu) \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] - 2\nu B_0 \\
 & + A_1 r^{\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} \left[(1 - \nu) - (1 + \nu) \sin^2 \frac{\theta}{2} \right] - 2\nu B_1 r \cos \theta \\
 & + \frac{A_2}{2} r^{\frac{3}{2}} \left[2(1 - \nu) \cos \frac{3\theta}{2} + 3(1 + \nu) \sin \theta \sin \frac{\theta}{2} \right] + 2B_2 r^2 \left[-\nu + (3\nu + 1) \sin^2 \theta \right]
 \end{aligned} \tag{3.15}$$

$$\begin{aligned}
 \mu\gamma_{xy} = & \frac{A_0}{2} r^{-\frac{1}{2}} \left(\sin \theta \cos \frac{3\theta}{2} \right) - A_1 r^{\frac{1}{2}} \left(\sin \theta \cos \frac{\theta}{2} \right) - B_1 r \sin \theta \\
 & - \frac{3A_2}{2} r^{\frac{3}{2}} \left(\sin \theta \cos \frac{\theta}{2} \right) - 2B_2 r^2 \sin^2 2\theta
 \end{aligned} \tag{3.16}$$

Donde E es el módulo de Young, ε_{xx} y ε_{yy} son las deformaciones en la dirección de crecimiento u horizontal y de apertura o vertical respectivamente, γ_{xy} es la deformación angular, A_n y B_m son los coeficientes o incógnitas, r y θ son las coordenadas polares de los diferentes puntos alrededor del ápice de la grieta, ν es el coeficiente de Poisson, μ es el módulo a cortadura y el origen de coordenadas está localizado en la vértice de la grieta. Se puede relacionar el término A_0 con el factor de intensidad de tensiones:

$$A_0 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} \tag{3.17}$$

Procedimiento de Análisis

Para resolver las ecuaciones mencionadas 3.14, 3.16 y 3.15, se utiliza el mismo esquema que el descrito en la ecuación 3.10. Despejando de forma similar en las ecuaciones para no alterar el orden expresado en la ecuación 3.10, mediante la técnica de mínimos cuadrados, se optimiza la solución para los «n» coeficientes que se seleccionen minimizando el error cuadrático del residuo. Expresado en terminología matemática, el residuo resulta de la diferencia entre la predicción del modelo y el valor de la variable que se obtiene experimentalmente:

$$\mathbf{S} = \|\mathbf{d} - \mathbf{CX}\|^2 \quad (3.18)$$

Se minimizaría:

$$\frac{\partial \mathbf{S}}{\partial \mathbf{X}^*} = 0 \quad (3.19)$$

donde \mathbf{X}^* es el vector que contiene los valores calculados de resolver el sistema de ecuaciones sobredeterminado, \mathbf{C} es la matriz que contiene a la función de coordenadas polares del modelo elástico, evaluada para los puntos experimentales de los que se disponga, y \mathbf{d} contiene la información experimental de ε_{yy} .

El sistema de la ecuación 3.10 de Williams debe tener la siguientes dimensiones:

- La matriz \mathbf{C} es $[m \times n]$, donde m es el número de puntos experimentales utilizados y n es el número de términos de la ecuación de Williams
- Por tanto, el tamaño de \mathbf{X} es un vector con su número de incógnitas $[n \times 1]$.
- De la misma forma, \mathbf{d} es un vector con el número de puntos $[m \times 1]$.

Del primer valor del vector \mathbf{X}^* se obtiene el factor de intensidad de tensiones. Se utiliza un algoritmo de resolución similar al aplicado en LAD, con el cambio de que en este se minimiza el error cuadrático de las predicciones con sus valores fuente.

Capítulo 4

Materiales y métodos

Se describen los materiales utilizados para los ensayos de rayos X. El tipo de probeta utilizada y los posibles montajes experimentales utilizados para medir la información en el interior de los aceros, de forma no destructiva.

4.1. Materiales utilizados: AL-Li y Q1N

Las probetas a describir se obtienen mediante el mecanizado usando 2 materiales diferentes: un acero bainítico Q1N y una aleación de Aluminio-Litio. Se utilizaron probetas de tipo CT (en inglés - Compact Tension) de fatiga [71] en este estudio con 62.5 mm de ancho y 12 mm de espesor (el ancho del texto hace referencia al W ó Width en Inglés de la Figura 4.2). Las probetas mencionadas se preagrietaron utilizando un sistema MTS servo-hidráulica, bajo un ΔK 35 y 6 MPa $\sqrt{\text{m}}$ para el Q1N y el Aluminio-Litio respectivamente; y un cociente de asimetría de carga constante, 0.03 y 0.1 para el Q1N y el Aluminio-Litio respectivamente. Obteniéndose una longitud de grieta de 12.75 mm y 27.7 mm, el Q1N y el Aluminio-Litio respectivamente.

También se utilizaron probetas de 60 mm de ancho y 3.3 mm de espesor, de acero idéntico al Q1N que se describirá a continuación. Estas se preagrietan durante 3000 ciclos a una frecuencia de 10 Hz en un rango de factor de intensidad de tensiones $\Delta K \approx 35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, y una ratio de carga $\frac{P_{min}}{P_{max}} = 0.03$. Se emplea en el ensayo una máquina Instron Loading rig de 50 kN, como se muestra en la Figura 4.3, para crecer la grieta y para aplicar la carga in situ mientras se toman las medidas de deformación alrededor del ápice de la grieta. Las condiciones de tensión plana predominan en el espesor para todas las cargas aplicadas en el experimento. Además, cada medida de difracción de rayos X incluía información de aproximadamente 1.4 mm del espesor, lo

Materiales y métodos

Aleación	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Q1N	0.16	0.25	0.31	0.01	0.008	1.42	2.71	0.41	0.1

Tabla 4.1 Composición química en % en peso del acero Q1N. El balance es Fe.

Aleación	σ_y	UTS
Q1N	700	858
Al-Li	450	505

Tabla 4.2 Propiedades principales de la aleación Al-Li y del acero Q1N (en MPa).

cual es una gran parte del espesor [4]. La longitud de la grieta se midió perpendicular a la dirección de aplicación de la carga desde el centro de los agujeros de carga.

4.1.1. Q1N

El acero Q1N se somete a tratamientos de templado y revenido, similar al Q1N (HY80) [72]. El tratamiento térmico induce un tamaño de grano muy pequeño, de un tamaño aproximado de 10 micrómetros (ver Figura 4.1). Con este tipo de grano, la galga volumétrica utilizada para medir deformación en el interior del material abarca un gran número de estos. Consecuentemente, es posible alcanzar una resolución que permita captar los cambios tan abruptos que experimenta el campo de deformación en el ápice de la grieta. Por lo tanto, este material resulta muy adecuado para los experimentos usando difracción de rayos x de alta energía [73]. En la Tablas 4.1 se puede apreciar la composición química de este acero. Sus propiedades se pueden consultar en la Tablas 4.2, tiene una buena combinación de resistencia a la fatiga y un bajo impacto ambiental para aplicaciones donde no se consume energía durante la fase en la que el componente está en uso [74].

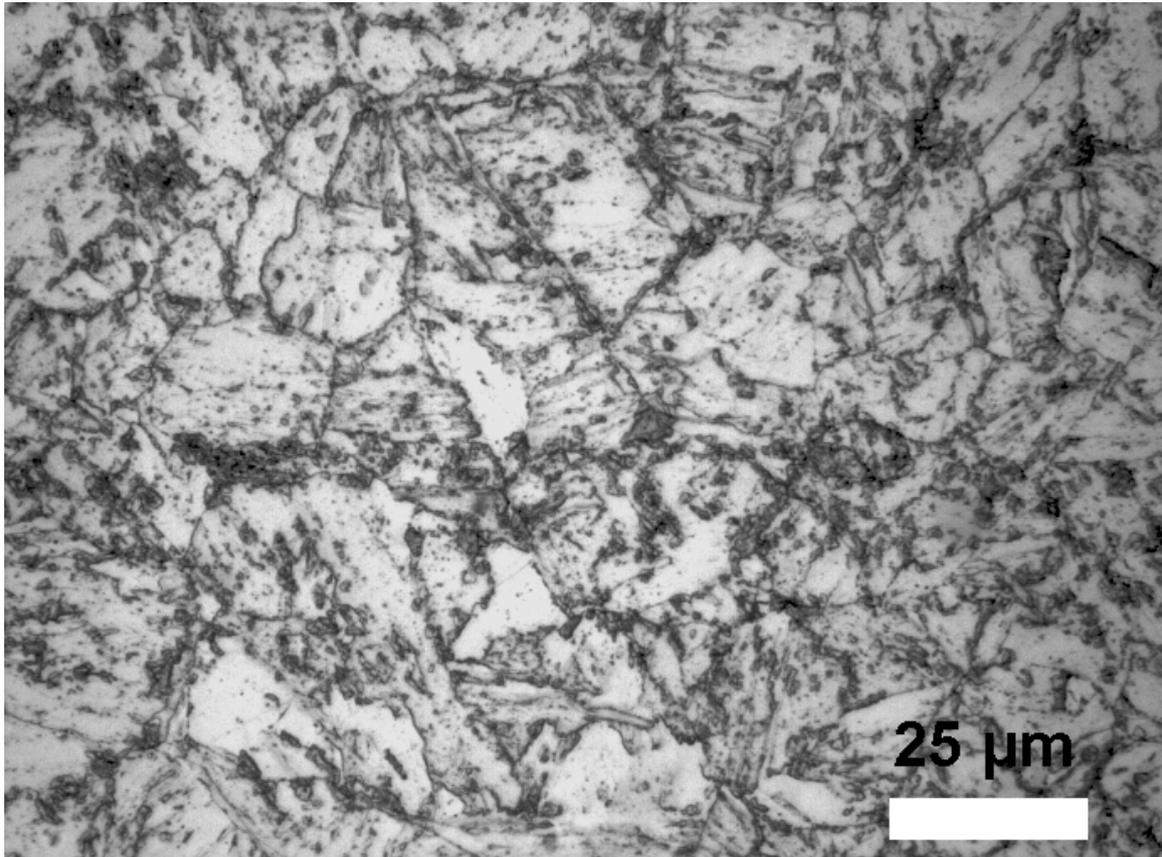


Figura 4.1 Micrografía del acero Q1N utilizado en el experimento.

Aleación	Mg	Li	C	O
Al-Li	4	1.2	1.0	0.5

Tabla 4.3 Composición química en % en peso de la aleación Al-Li. El balance es Al.

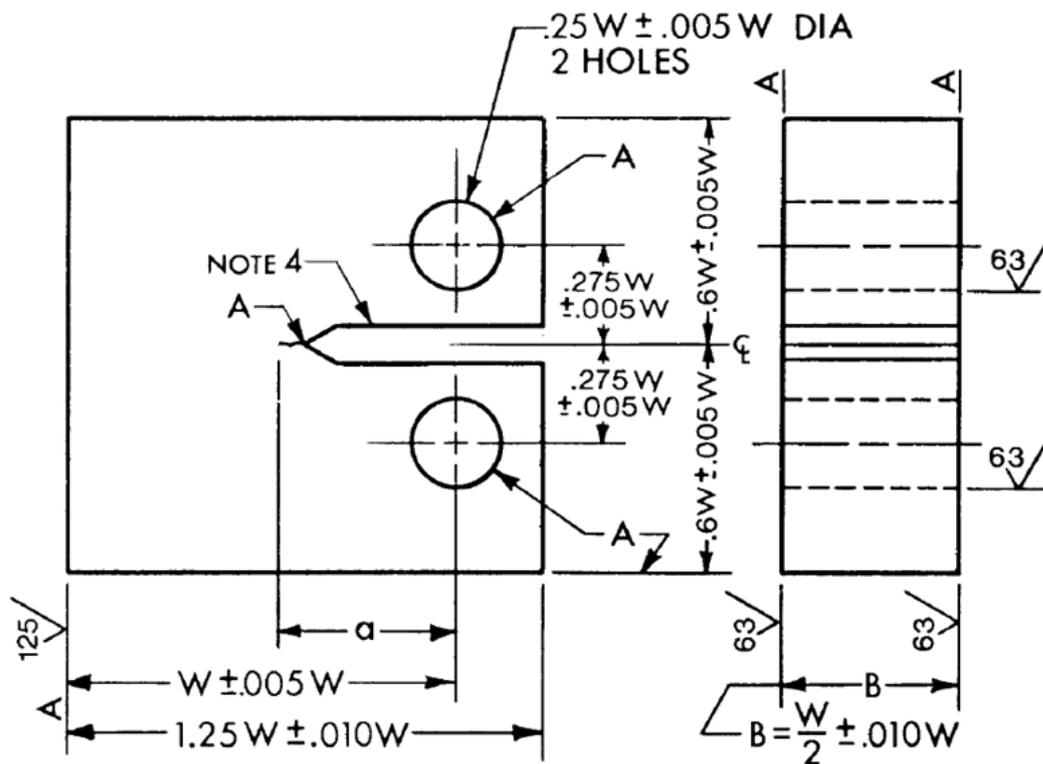


Figura 4.2 Imagen de probeta CT utilizada con las dimensiones más importantes acotadas. Imagen extraída de la normativa [75], para más información consultar el documento citado.

4.1.2. Al-Li

El Aluminio-litio (Al-Li) se obtiene por pulvimetalurgia basada en la aleación AA5091. Se utiliza este proceso para obtener una resolución adecuada cuando el haz de fotones de alta energía incide en la probeta, difractándose de forma nítida. La composición química se detalla en la Tablas 4.3. Las propiedades mecánicas principales se resumen en la Tablas 4.2.

4.2. Campos de deformaciones en Al-Li y en Q1N

Los datos experimentales de deformación se midieron en las instalaciones del ESRF (European Synchrotron Radiation Facility) en Grenoble, Francia. En concreto en el habitáculo ID15A usando el haz de fotones en modo de energía dispersiva siguiendo la configuración experimental detallada en [63, 73] (para detalles acerca del procedimiento experimental acudir al capítulo 3). El montaje experimental se puede apreciar en la Figura 4.3. Dos detectores de rayos X del tipo estado sólido se configuraron para medir la deformación dos direcciones de deformación (ε_{xx} y ε_{yy}) en el mismo plano. Durante el proceso de medida, si se miden anillos completos con los detectores de área, a posteriori se suele dividir en partes de 10° para analizar los perfiles de deformación del centro de cada trozo. Cuando se aplica carga, los conos se distorsionan porque la red cristalina experimenta una deformación (convirtiéndose en elipses). Posteriormente, en el tratamiento de estos datos se seleccionan como en la Figura 4.4 para el trozo de 90° las deformaciones horizontales, y para 0° las deformaciones verticales.

La Figura 4.4 muestra el sistema de coordenadas con respecto a la probeta y la zona por donde incide el haz de fotones. La dirección de apertura aparece horizontal (4.3) y vertical en Figura 4.4. El ángulo de difracción es $2\theta = 5^\circ$. La deformación elástica se evalúa conforme a la ley de Bragg expresada en la ecuación 3.4. Los reguladores del tamaño del haz de fotones tienen una abertura de 60×60 micrómetros, dando una resolución lateral (x,y) de 60 micrómetros y una longitud de galga nominal a través del espesor de 1.4 mm aproximadamente [76]. La longitud y geometría de la galga se asimila a la forma de un rombo y estaba posicionada en la sección media $z = 0$ de la probeta, ver Figura 3.6.

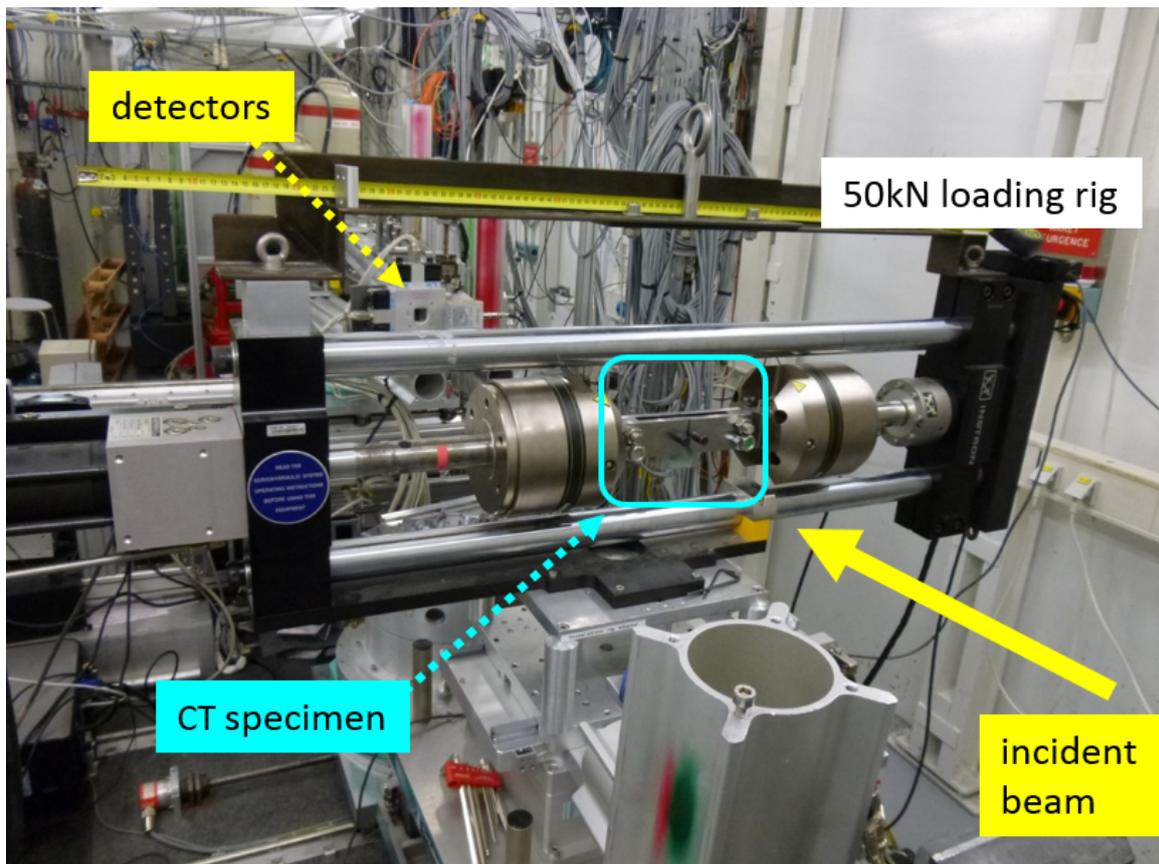


Figura 4.3 Configuración del dispositivo experimental utilizado en el ESRF

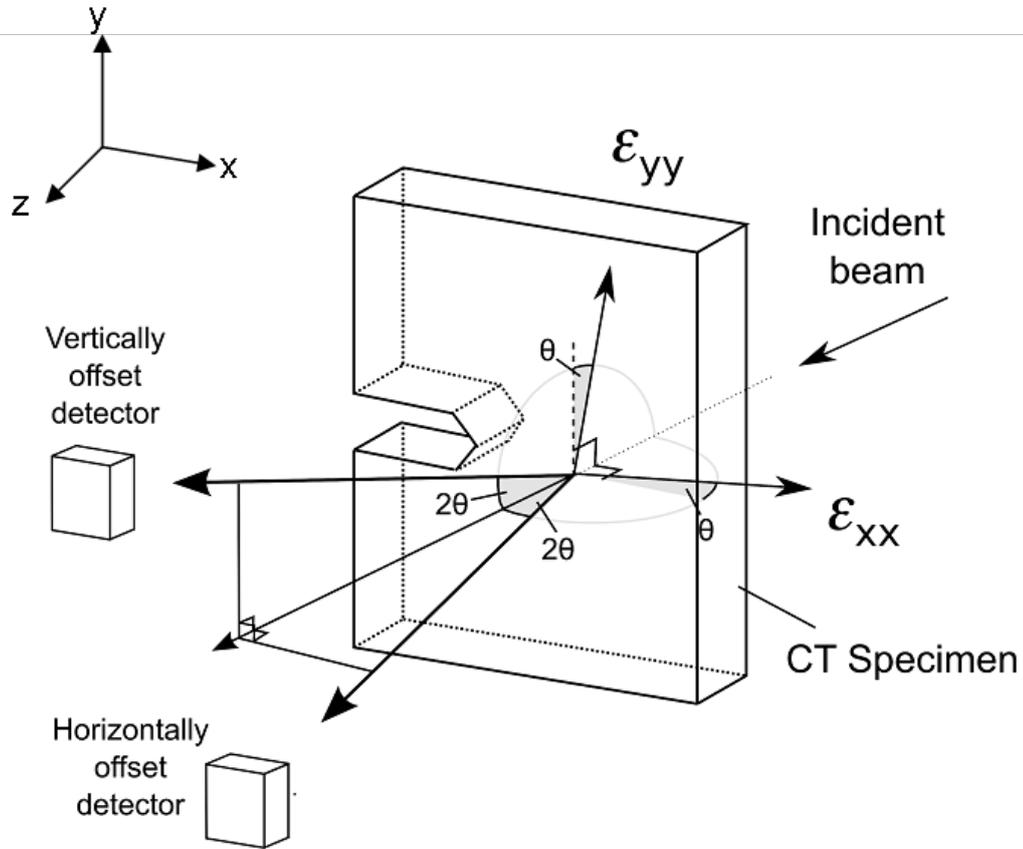


Figura 4.4 Esquema representando la forma en la que incide el haz de fotones en la probeta CT, junto al sistema de coordenadas adoptado para medir las deformaciones

Puesto que el origen de coordenadas debe encontrarse en el vértice de la grieta, es necesario determinar la posición del ápice de la grieta en el experimento. En base a indicios previos, el posicionamiento de las medidas de deformaciones alrededor del vértice de la grieta se alcanza midiendo los perfiles de intensidad del haz de fotones transmitidos atravesando la probeta [62, 77]. Se tomaron medidas de estos perfiles de intensidad de aproximadamente 50 puntos en direcciones de crecimiento y apertura de grieta con el objetivo de localizar las coordenadas X e Y del ápice de la grieta. Además, la simetría del campo de deformaciones se utiliza como una guía para localizar el vértice de la grieta. En la Figura 4.5 se muestra un mapa de deformaciones asociado a la dirección de apertura para una probeta bajo una carga de 5.3 kN. La Figura 4.5 muestra grandes gradientes de deformaciones en la región muy próxima al vértice de la grieta y un descenso gradual en el gradiente de deformaciones conforme se aleja del ápice. Para optimizar la captura de datos, se realiza una distribución de medidas

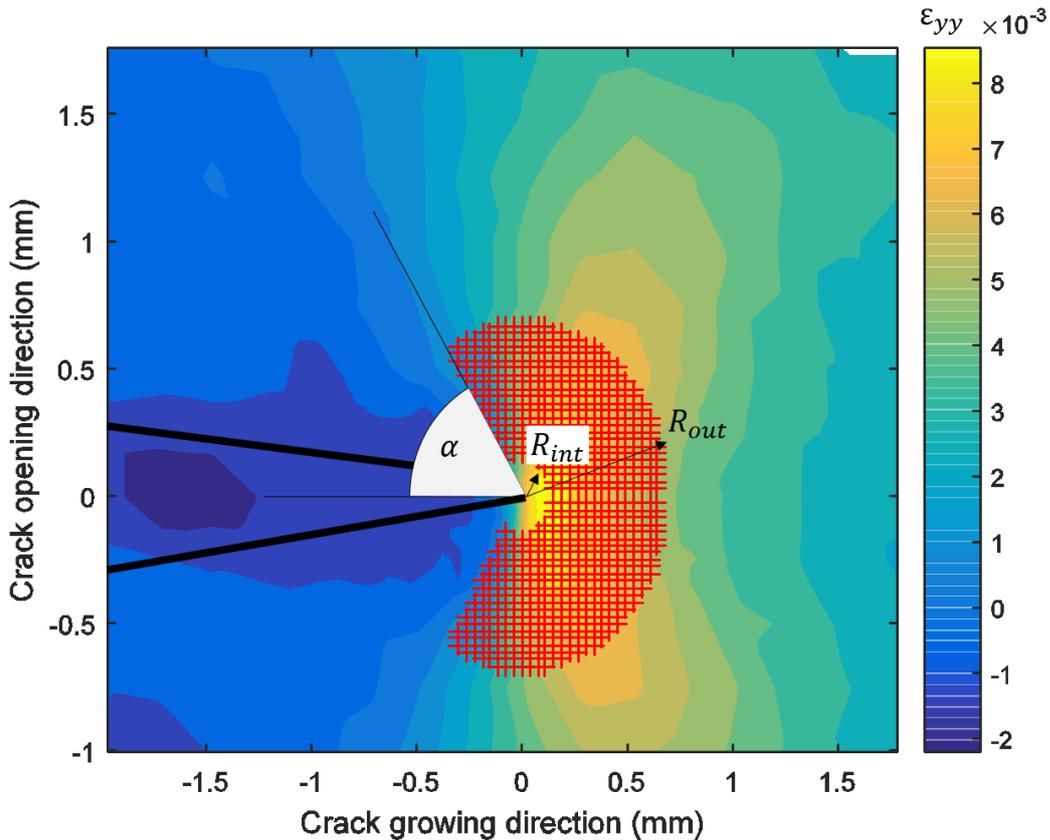


Figura 4.5 Campo de deformaciones en dirección vertical ε_{yy} en una probeta con una longitud de grieta $a = 12.75$ mm bajo una carga de 5.3 kN. Se muestran adicionalmente los parámetros utilizados en el estudio: el radio interno del array de datos R_{int} , el radio externo R_{out} y el ángulo entre el plano de grieta y final del array de datos α , medido en dirección horaria. El área total no considerada es dos veces este ángulo 2α .

más concentrada muy cercana al vértice de la grieta, reduciendo la densidad de puntos conforme se aleja de dicha zona [26]. En este trabajo, se utilizan 2 regiones de datos con diferente densidad de puntos: una región alrededor del vértice de la grieta con mayor densidad; y una región exterior alrededor de la mencionada con menor densidad.

La información experimental que se extrae de campos de deformaciones se representa de forma 3D como en la Figura 4.6. En esta, la «boca» de la grieta está posicionada en las coordenadas $(-2,0)$ y el vértice de la grieta se localiza en el $(0,0)$ con la primera coordenada siendo la dirección de crecimiento de grieta o dirección X y la segunda la dirección de apertura de grieta o dirección Y.

En la Figura 4.6b se utiliza un array de datos irregular porque el tiempo para realizar el experimento en las instalaciones de sincrotrón es limitado (las cruces negras que se pueden apreciar). Se debe mencionar que un día medición de datos en estas

4.2 Campos de deformaciones en Al-Li y en Q1N

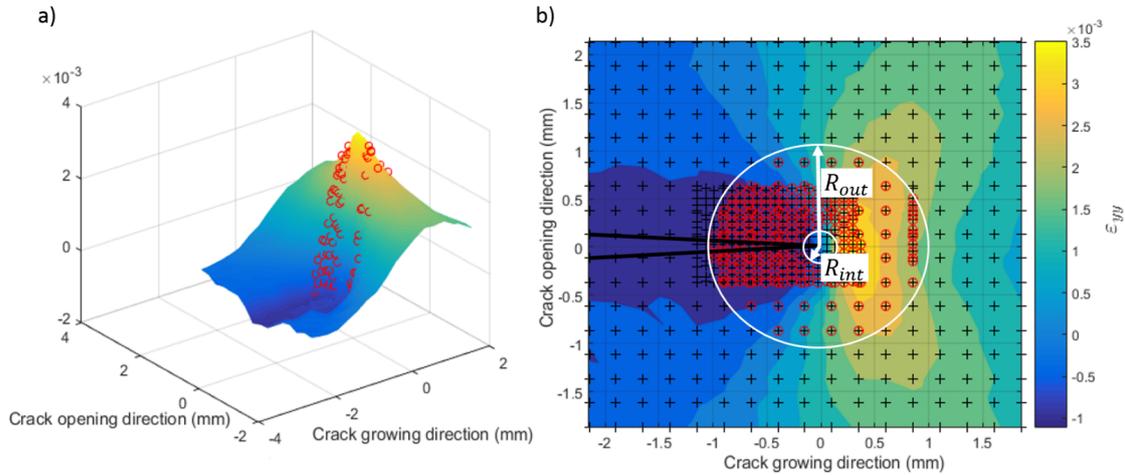


Figura 4.6 a) Vista en perspectiva y b) Mapa de contornos del campo de deformaciones en la dirección de apertura de grieta para un $K_{nom} = 28.65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. El array de datos utilizado en el ajuste del factor de intensidad de tensiones se resalta usando círculos rojos. Los datos medidos experimentalmente se identifican con cruces de color negro.

instalaciones se tasa en aproximadamente $\approx 11000 \text{ €}$. Para optimizarlo, se utiliza la densidad más alta en las zonas más próximas a el vértice de la grieta debido a que estas zonas tienen los gradientes más altos, pues se requieren más puntos para una correcta definición. Se utiliza una densidad inferior en las regiones que poseen un gradiente menos pronunciado. Puesto que las coordenadas exactas, en sentido estricto, del vértice de la grieta son las incógnita mientras se miden las deformaciones en el ensayo, las áreas de mayor y menor densidad se definen de forma aproximada. Se puede inferir con cierta precisión donde se localiza pero por motivos económicos y de tiempo, se mide y a posteriori se detecta.

Para la selección de datos utilizados en las estimaciones del SIF, se usa una corona circular. Se escoge esta geometría porque es fácil de parametrizar y esto permite definir con sencillez el área de interés utilizado en los cálculos. La Figura 4.6b muestra los parámetros utilizados en este estudio. Los marcadores rojos de la Figura 4.6a son puntos experimentales utilizados en el procedimiento descrito. Esta se describe en la Figura 4.6b y se define usando el radio externo e interno, R_{out} y R_{int} , respectivamente.

La Figura 4.7 muestra 2 ejemplos de mapas 2D de deformación elástica medidos en el habitáculo ID15A del sincrotrón ESRF (European Synchrotron Radiation Facility) en Francia. Se utiliza el modo dispersivo de energía con un ángulo de difracción de $2\theta = 5^\circ$ para medir las deformaciones elásticas en la dirección de apertura localizada en la zona del plano medio ($z = 0$) a lo largo del espesor. Para el material Q1N, el haz de fotones incidente se aplica con los reguladores de haz a un área 60×60 micrómetros

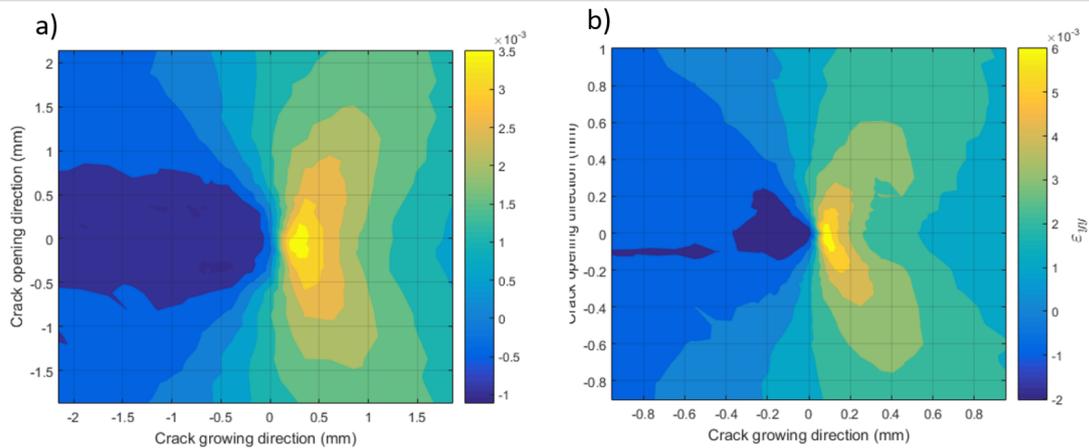


Figura 4.7 Mapas de deformaciones medidos en la dirección de apertura de grieta, ε_{yy} , para los materiales a) Q1N y b) AL-Li.

cuadrados dando una resolución lateral (x,y) de 60 micrómetros. Para el Al-Li, se utilizan 2 reguladores diferentes, dando una resolución lateral de 25 micrómetros en 1 milímetro cuadrado del vértice de la grieta y 2x2 milímetros cuadrados más alejado del vértice de la grieta. Se puede alcanzar dicha resolución debido al pequeño tamaño de grano exhibido por los 2 materiales. Se pueden encontrar detalles adicionales sobre los experimentos en cualquiera de estos estudios [76, 63].

Capítulo 5

Resultados obtenidos usando el modelo de Westergaard

5.1. Introducción para el análisis con el modelo de Westergaard

En el presente capítulo, se aplicará el método desarrollado en el capítulo 3 para las ecuaciones de Westergaard a los materiales metálicos descritos en el capítulo 4: la aleación de Aluminio-Litio y el acero bainítico Q1N. Los resultados se presentan de forma razonada conforme al análisis de datos: primero, se presenta un análisis de sensibilidad de la técnica usando imágenes artificiales; segundo, se describe una metodología de detección automática para el vértice de la grieta considerando la sensibilidad de los resultados; por último, se presentan los resultados obtenidos para estimar el SIF y se discuten dentro del contexto. Buenas estimaciones del factor de intensidad de tensiones se obtienen para todos los casos con un 8% de error relativo sobre el factor de intensidad de tensiones nominal aplicado usando datos tomados con un área de interés de un tamaño 3 veces superior a la zona plástica.

En este análisis de SIF, los datos utilizados se seleccionan usando una corona circular. Se escoge esta geometría porque es fácil de parametrizar y esto permite definir con sencillez el área de interés utilizado en los cálculos. La Figura 4.6b muestra los parámetros utilizados en este estudio. Los marcadores rojos de la Figura 4.6a son puntos experimentales utilizados en el procedimiento descrito. Esta se describe en la Figura 4.6b y se define usando el radio externo e interno, R_{out} y R_{int} , respectivamente.

5.2. Análisis de sensibilidad

En este apartado se realiza un análisis de sensibilidad, dedicado a evaluar como los errores inherentes a la técnica experimental, y como los errores derivados de la metodología para evaluar el factor de intensidad de tensiones, pueden afectar a los resultados. La mayor fuente de error normalmente es el proceso de ajuste de picos [78] para obtener las deformaciones a partir de los cambios en los anillos de Debye Scherrer. Este error depende de un número de factores: la relación entre el volumen de galga y el tamaño de grano, el tiempo de conteo de fotones y el algoritmo que realiza el ajuste de los picos (en inglés conocido como *Peak Fitting* ver [79]). Estimaciones previas de la incertidumbre de las deformaciones exhiben valores entre 0.1 % y 11 % en función de los factores mencionados antes [76, 80, 57]. Para abarcar un amplio rango de escenarios donde la medida puede tener ruido, se consideran factores de ruido de 1 %, 2 %, 5 % y 15 %. Con el fin de entender como se propaga el error a través del procedimiento, se evalúa el factor de intensidad de tensiones en mapas de deformación generadas artificialmente afectadas por diferentes niveles de ruido. La Figura 5.1 muestra un ejemplo de campo de deformaciones distorsionado con un factor del 15 % de ruido aleatorio. La introducción del ruido a las imágenes artificiales se realiza de la siguiente forma:

1. Se genera una matriz de números aleatorios usando una distribución de Poisson $\lambda = 1$. Esta matriz tiene el mismo tamaño la que contienen a los datos de deformaciones obtenidos por difracción de rayos X de alta energía.
2. Esta matriz de escalado (mencionada en el punto previo), se multiplica por la matriz de deformaciones para obtener la matriz de error.
3. A esta matriz de errores, se le multiplica por un factor de ruido que se seleccione en %.
4. Finalmente, a la matriz de deformaciones experimental se le suma la matriz de errores que ya ha sido multiplicada por el factor.

Los resultados se pueden apreciar en la Figura 5.1

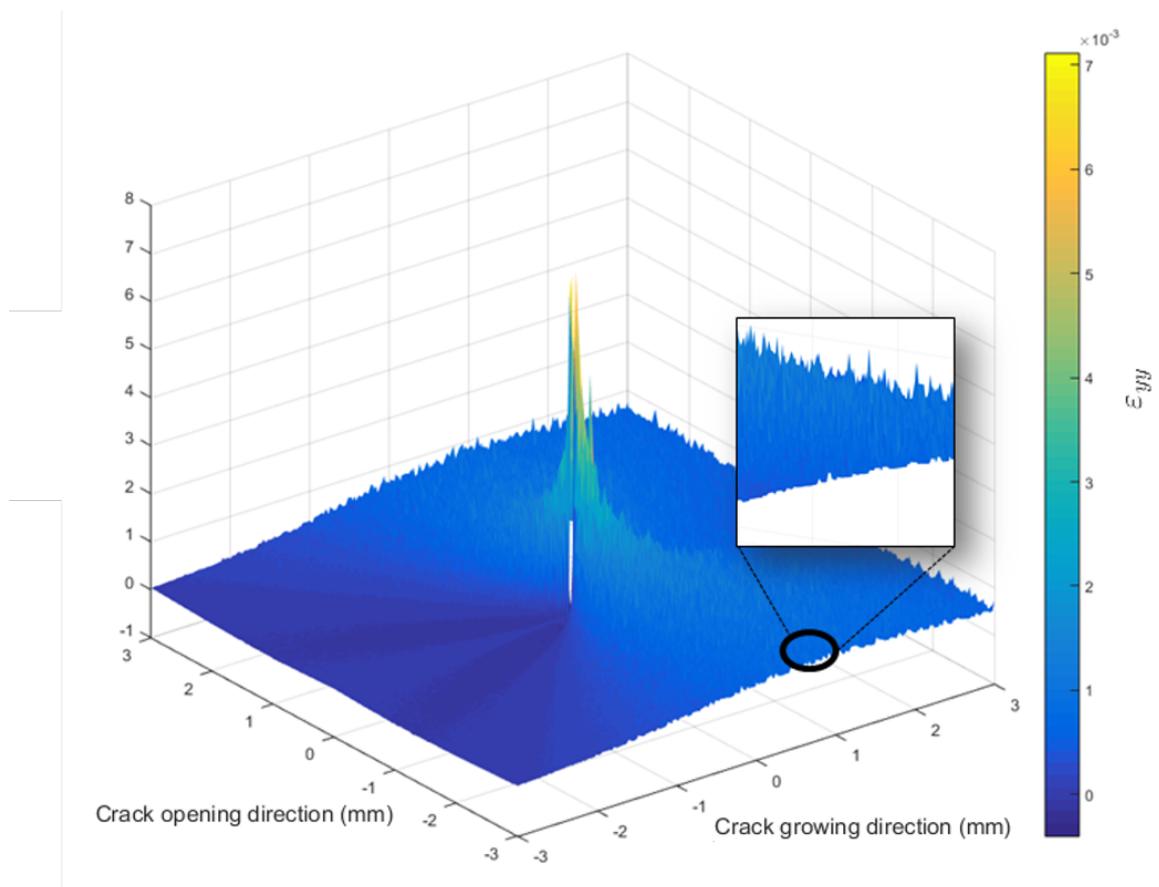


Figura 5.1 Mapa artificial de ε_{yy} obtenido con un $K_I = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y un factor de distorsión usando ruido aleatorio de un 15 %

Resultados obtenidos usando el modelo de Westergaard

Factor	$\delta, \%$	R
1 %	1.04	0.9998
2 %	2.07	0.9998
5 %	5.89	0.9997
10 %	17.68	0.9897

Tabla 5.1 Resultados de aplicar diferentes factores de ruido a mapas generados artificialmente bajo un $\Delta K_{applied} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La calidad de las estimaciones del factor de intensidad de tensiones se muestra en términos del error δ y el coeficiente de Pearson R

La Tabla 5.1 muestra los resultados de estimar el factor de intensidad de tensiones con la aplicación de diferentes factores de ruido. Un valor de δ mayor que su factor correspondiente de ruido indica que el procedimiento computacional amplifica de forma leve el ruido. Los resultados obtenidos para el coeficiente de Pearson en la Tabla 5.1 indican que el error introducido por el detector de rayos X tiene poco efecto en la calidad del ajuste numérico.

Mientras más fino sea el grano en la probeta de aluminio litio, mayor es el tiempo de conteo del experimento del aluminio litio generando una media en la incertidumbre para la deformación de un 0.1 %. Extrapolando tal Figura en la Tabla 5.1 resulta en una incertidumbre de un 0.11 % en la estimación del factor de intensidad de tensiones. La media de incertidumbre debido al material y los factores de instrumentos en el experimento de Q1N fueron de un 3.61 %. La extrapolación desde la Tabla 5.1 resulta en una incertidumbre para la estimación del factor de intensidad de tensiones del 4.12 % para el Q1N.

El posicionamiento del vértice de la grieta se identificó como uno de los factores de mayor impacto cuando se evalúa el SIF usando el método MPODM [26, 37, 81]. De acuerdo con el modelo elástico en uso (ecuación 3.8), las coordenadas que todos los puntos toman están referidas al origen del sistema, el cual se asume localizado en el vértice de la grieta. Las coordenadas del vértice de la grieta pueden obtenerse experimentalmente combinando observación directa de la superficie junto a una serie de rápidos escaneos lineales dedicados a detectar la posición exacta del vértice de la grieta en la geometría CT. La observación directa de la superficie se puede realizar con un microscopio de gran distancia, detectando las coordenadas del vértice de la grieta con respecto entalla de la probeta CT con una precisión de 5 micrómetros [82]. Sin embargo, para entender la influencia del error al posicionar las coordenadas del vértice de la grieta, se realizan escaneos lineales difractados de bajo tiempo de exposición (paralelos a la grieta) para evaluar la grieta con una precisión de 25 micrómetros. Siendo

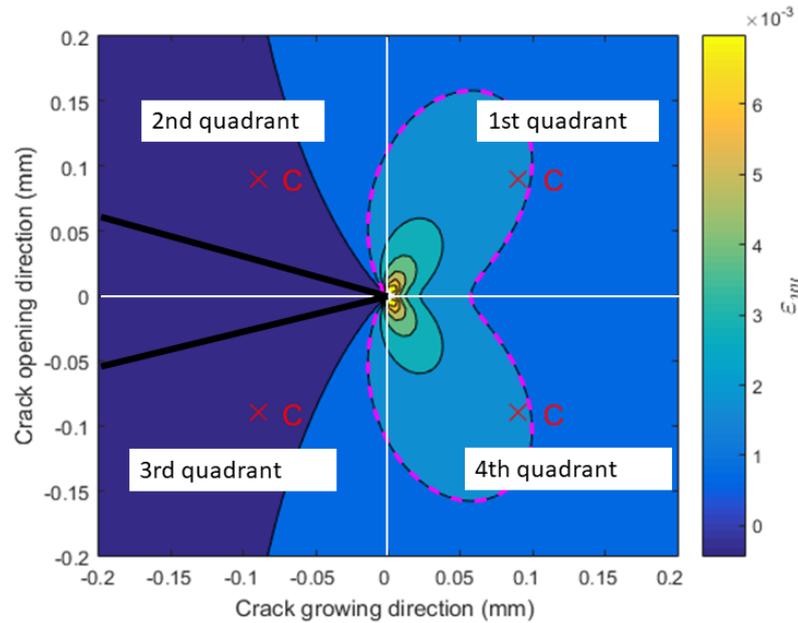


Figura 5.2 Representación esquemática de la influencia combinando las posiciones en x e y del vértice de la grieta. El cambio se representa usando la 'C'.

consecuente con los métodos, la influencia del error al posicionar se estudia alterando las coordenadas del vértice un cierto valor. Basado en las diferentes incertidumbres que existen en la detección del vértice de la grieta, los errores considerados abarcan valores entre 5 a 100 micrómetros. En la Tabla 5.2 se representa el cambio de coordenadas como C . Los diferentes escenarios estudiados sobrestiman o subestiman una o ambas coordenadas un cierto valor. La influencia de ambas coordenada se estudia alterando el valore de las coordenadas el vértice de la grieta a las 4 posiciones como se muestra en la Figura 5.2. Por ejemplo, los análisis realizados en el 2 cuadrante representan el caso de subestimar la coordenada X y sobrestimar la coordenada Y . Los cuadrantes 3 y 4 no se analizan debido a su simetría en la línea de la grieta.

La Tabla 5.2 muestra los errores relativos asociados al cambio de coordenada del vértice de la grieta. El efecto de cambiar las coordenadas 5 micrómetros es despreciable para todos los casos estudiados. Con cambios más grandes, los peores resultados infiriendo el SIF aparecen cuando se sobrestima la coordenada x (ver δ en la Tabla 5.2). Sobrestimar la coordenada X también incluye los cuadrantes 1º y 4º de la Figura 5.2. Para los cambios estudiados, el efecto en el SIF de sobrestimar la coordenada X

Resultados obtenidos usando el modelo de Westergaard

Escenarios	$S = 5 \mu\text{m}$		$S = 50 \mu\text{m}$		$S = 100 \mu\text{m}$	
	$\delta, \%$	R	$\delta, \%$	R	$\delta, \%$	R
Sobrestimar x	0.498	0.9984	5.880	0.9533	16.780	0.8998
Infravalorar x	0.490	0.9995	1.672	0.9778	4.380	0.9249
Sobrestimar y	0.060	0.9993	1.380	0.9876	2.550	0.9685
Infravalorar y	0.060	0.9993	1.380	0.9876	2.550	0.9685
1er cuadrante	0.596	0.9998	8.100	0.9813	21.540	0.9754
4to cuadrante	0.570	0.9999	2.344	0.9883	3.560	0.9796

Tabla 5.2 Resultados de aplicar diferentes cambios en las coordenadas que definen el vértice de la grieta. Se estudia la influencia de este error mediante el error estimando el factor de intensidad de tensiones, δ , y el coeficiente de Pearson R . Los resultados se obtienen utilizando mapas 2D artificiales con un $\Delta K_{applied} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

es entre 3 y 6 veces mayor que subestimar la posición en esta dirección. Es posible que esto se deba al gradiente tan abrupto que existe en el campo de deformaciones justo delante del vértice de la grieta. La Tabla 5.2 indica que el efecto combinado del cambio de ambas coordenadas simultáneamente es un 35 % mayor que cambiar estas por separado.

En este experimento la incertidumbre para localizar el vértice de la grieta fue de $\pm 15 \mu\text{m}$ en la dirección X y de $\pm 2.5 \mu\text{m}$ en la dirección Y. Interpolando tales Figuras en la Tabla 5.2 resulta en una incertidumbre al calcular el SIF de 2.26 %. La incertidumbre total del factor de intensidad de tensiones, incluyendo esta incertidumbre al medir la deformación y la incertidumbre por la localización del vértice de la grieta es de 2.37 % para el material Aluminio-litio y 6.38 % para el material Q1N.

5.3. Detección del vértice de la grieta

Los resultados del apartado anterior indican que la posición que se asuma para el vértice de la grieta podría influir de forma significativa a las estimaciones del SIF, similar a lo que ocurría con otras técnicas [26, 9, 83]. En este experimento el vértice de la grieta se localizó de forma precisa usando un microscopio de larga distancia junto a una serie de rápidos escaneos rápidos de difracción. Sin embargo, este procedimiento experimental reduce el tiempo disponible para tomar medidas de campos de deformación. Por consiguiente, en este apartado se presenta un nuevo procedimiento con el objetivo de reducir la incertidumbre relacionada con la posición del vértice de la grieta, de esta forma no se necesita utilizar tiempo durante el experimento en medidas suplementarias con el objetivo de localizar la posición del vértice de la grieta. La descripción del

5.3 Detección del vértice de la grieta

procedimiento se basa en la Figura 5.2, por lo tanto, se asume un crecimiento de grieta horizontal desde izquierda a derecha (representado por la coordenada X). la coordenada vertical es la dirección de apertura (ver Figura 5.2). Para mejorar la precisión en la localización de las coordenadas del vértice de la grieta, los datos experimentales se interpolan de tal forma que la distancia entre 2 puntos consecutivos se reduce de 60 o 25 micrómetros a 5 en ambas coordenadas. El procedimiento utiliza la forma de mariposa que aparece alrededor del vértice de la grieta en el campo de deformación ε_{yy} (ver Figura 5.2). La coordenada y del vértice de la grieta coincide con el eje de simetría de la forma de mariposa del campo de deformaciones, mostrado como una línea de contorno a tramos en la Figura 5.2. El eje de simetría se obtiene minimizando la siguiente función objetivo:

$$F(S_a, b) = \sum_i^{a(S_a)} \sum_j^b (\varepsilon_{yy}(i, j) - \varepsilon_{yy}(-i, j)) \quad (5.1)$$

donde S_a es la incógnita y posición del eje de simetría, i y j son las diferentes coordenadas en la apertura y crecimiento de grieta, respectivamente. La función objetivo, F (ecuación 5.1) se evalúa escaneando el campo de deformaciones a lo largo de la coordenada y en grupos de $a(S_a)$ coordenadas en dirección x. La coordenada y que minimiza esa función se toma como eje de simetría y por lo tanto es la coordenada y del vértice de la grieta. En otras palabras, el eje de simetría es la coordenada y que maximiza la similitud entre las regiones por encima y debajo de ella. Este procedimiento es válido para grietas rectas sujetas a modo I. Para nuevas geometrías agrietadas, la función objetivo y el procedimiento de escaneo se debe corregir para considerar correctamente la nueva geometría.

Cuando se ha obtenida la coordenada Y del vértice de la grieta, el procedimiento estima la coordenada X para el vértice de la grieta. La Figura 5.3 muestra un perfil de deformación ε_{yy} medido a lo largo del plano de grieta ($y=0$). Una evolución similar se observó en ambos tipos de ensayos de difracción de rayos X de alta energía: energía dispersiva [63, 62, 73] y haz de fotones monocromático [84–86] con deformación de compresión medida detrás del vértice de la grieta ($x<0$) y deformación de tracción medida delante del vértice de la grieta ($x>0$). el vértice de la grieta ($x=0$) se encuentra en algún punto a lo largo de mayor gradiente existente entre la zona de deformación a compresión y tracción (ver Figura 5.3a). Esto se parece a la evolución predicha por la función de Westgaard (ecuación 3.9) con una gran diferencia importante que es la ausencia de la zona de deformación a compresión detrás ($x<0$) del vértice de la grieta en la predicción analítica (ver Figura 5.3b). Para el perfil analítico (ver Figura 5.3b)

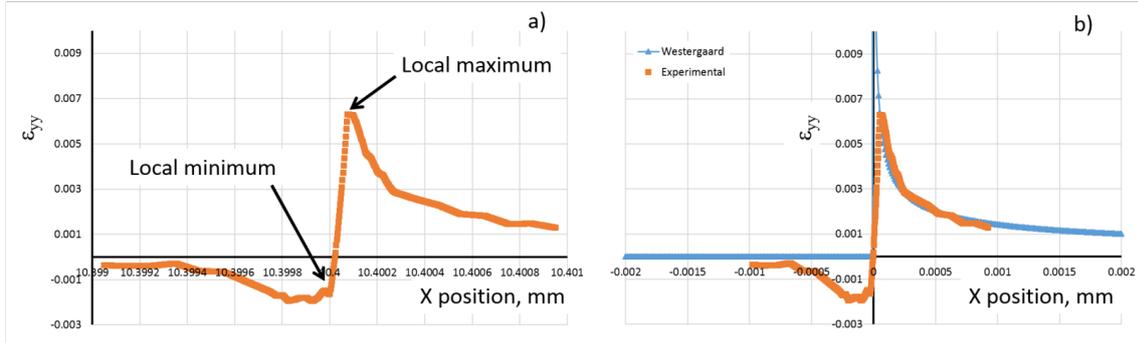


Figura 5.3 a) Perfil experimental de ϵ_{yy} para la probeta de Al-Li con una posición x arbitraria. b) Perfil experimental de ϵ_{yy} para la probeta de Al-Li con la coordenada X posicionada de acuerdo con la ecuación 5.2 junto al perfil de ϵ_{yy} generado usando la función de Westergaard.

el vértice de la grieta ($x=0$) está posicionada también en el gradiente máximo de la curva. Basado en este parecido, se asume que el vértice de la grieta se localiza a un tercio del máximo gradiente, de tal forma que:

$$x_{ct} = x_{\min} + \left(\frac{x_{\max} - x_{\min}}{3} \right) \quad (5.2)$$

donde x_{ct} es la coordenada X para el vértice de la grieta, x_{\min} es la coordenada x del mínimo valor de ϵ_{yy} medido justo antes del gradiente abrupto (ver Fig. 5.3a) y x_{\max} es la coordenada X del máximo valor ϵ_{yy} (ver Fig. 5.3b). Un criterio similar se utilizó previamente para identificar la coordenada X para el vértice de la grieta en datos de difracción [62].

5.4. Estimación del SIF basada en Westergaard

A continuación, para la metodología descrita previamente en capítulo 3, se presentan los resultados del SIF para la estimación de Westergaard con los datos experimentales del capítulo 4, usando Q1N y AL-Li.

La influencia al utilizar diferentes tamaños del área de interés (AOI) para inferir el factor de intensidad de tensiones ha sido estudiada ya con diferentes técnicas de campo completo [24, 25, 28, 37, 87, 88]. Se concluye de estas referencias, que el AOI óptimo depende de la técnica experimental y/o del tipo de datos utilizado (tensiones, deformaciones o desplazamientos). Además, la técnica experimental también influye en los resultados si hay inclusión o exclusión de los datos medidos en la zona plástica.

Trabajos previos con datos de termoelásticos sugieren que los datos deberían tomarse de la zona donde la descripción de tensiones la domina el SIF (en inglés K dominated zone) [25]. Los resultados con campos de desplazamientos obtenidos usando correlación de imágenes y ESPI sugieren que los datos de la zona de proceso (en esta zona próxima a la grieta, se generan microgrietas que se mergearán con la grieta principal conforme esta avance, en materiales dúctiles es la zona de yielding o plástica) se deberían incluir [24, 87] y excluir [37, 88]. Otros resultados con datos de patrones de líneas isocromáticas indican que las mejores predicciones se obtienen enmascarando una región menor que la zona plástica en la zona muy próxima a la vértice de la grieta [28]. Esto sugiere que enmascarar los datos de la zona de proceso depende la técnica experimental utilizada. Por consiguiente, ambos efectos serán objeto de estudio en nuestro análisis: la influencia del AOI y el efecto de la zona plástica.

5.5. Efecto del tamaño del array de datos

La Figura 5.4 muestra los resultados de la predicción del factor de intensidad de tensiones para los diferentes casos analizados en función del tamaño del AOI. El tamaño del AOI se estudia mediante el radio externo R_{out} definido en la Figura 4.6b. La Figura 5.4 muestra que, incrementando el tamaño del AOI, el SIF tiende a un valor concreto de forma asintótica. Esta evolución para un R_{out} mayor que 0.3 en las probetas de material Aluminio Litio sugiere que incrementando el valor de AOI más, no mejorará en gran medida las estimaciones del factor de intensidad de tensiones. La Figura 5.4 también muestra una convergencia más lenta en el caso de las probetas Q1N que en el Aluminio Litio, probablemente debido a la diferente densidad y calidad de los datos en el experimento AL-Li, como se indicaba en la incertidumbre (menor que la de Q1N) en la sección 5.2. Una variación mayor con el incremento del radio externo también indica una mayor influencia del AOI en el material Q1n que en el AL-Li. La Figura 5.4 también muestra la incertidumbre como barrar de errores en la estimación del factor de intensidad de tensiones mayor en Q1N que en Al Li.

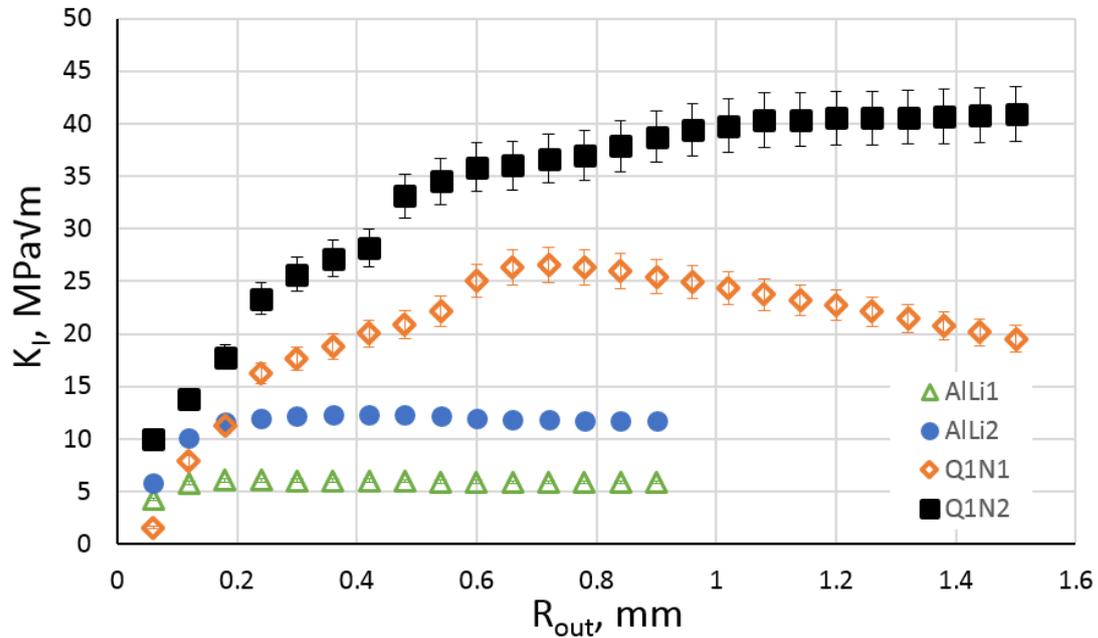


Figura 5.4 Evolución del K_I conforme al radio externo R_{out} . Se muestran las bandas de error obtenidas por la calidad de los datos de deformación medidos para este K_I .

Probeta	r_p , mm	K_{nom} , MPa \sqrt{m}	R_{out} , mm
Al-Li-1	0.0282	6.60	0.24
Al-Li-2	0.1126	13.2	0.42
Q1N1	0.2193	28.65	0.72
Q1N2	0.5550	45.68	1.5

Tabla 5.3 Resumen del tamaño de la zona plástica considerada, el K_{nom} aplicado y el radio del array de datos que produce el error mínimo para la Figura 5.5 en las probetas a estudio.

La Figura 5.5 muestra el error en el SIF δ como función del radio externo. Se observan 2 diferentes tendencias en la Figura 5.5. Mientras que hay un mínimo local en las probetas AL-Li y Q1N-1, no se observa ningún mínimo para la probeta de Q1N-2, presumiblemente porque el mapa de deformaciones 2D no es lo suficientemente grande para que se aprecie. De tal forma que los datos muestran un decrecimiento en el error del factor de intensidad de tensiones seguido por un incremento. En la Tabla 5.3 se muestra el radio del array de datos que produce el mínimo error en la estimación del SIF para cada probeta. Seleccionado el AOI más adecuado, la precisión en la estimación del factor de intensidad de tensiones puede mejorarse en las mejores

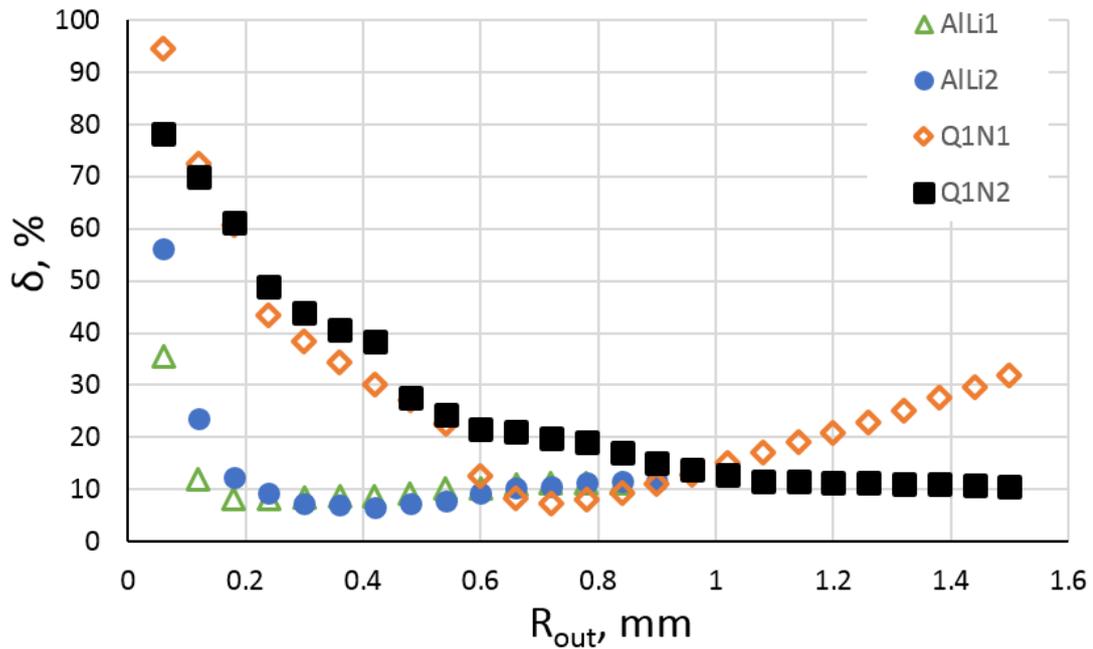


Figura 5.5 Evolución del δ conforme al radio externo R_{out} .

predicciones hasta alcanzar un 8% de media. La Tabla 5.3 muestra el tamaño de la zona plástica y el factor de intensidad de tensiones nominal [14] para las diferentes probetas. La zona plástica se estima utilizando la aproximación propuesta por Irwin en deformación plana:

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (5.3)$$

donde K_I es el factor de intensidad de tensiones nominal aplicado y σ_y es el límite elástico del material. El valor del radio externo óptimo para la probeta Q1N-2 se estima en la Tabla 5.3 como el radio disponible que produce el mínimo δ . El radio que genera el mínimo error δ en la Figura 5.5 parece ser el más apropiado AOI para cada experimento. Desde que el AOI crece con la zona plástica y el factor de intensidad de tensiones aplicado (ver Tabla 5.3), parece que esta dimensión podría relacionarse con la zona dominante del SIF en el interior del material [43].

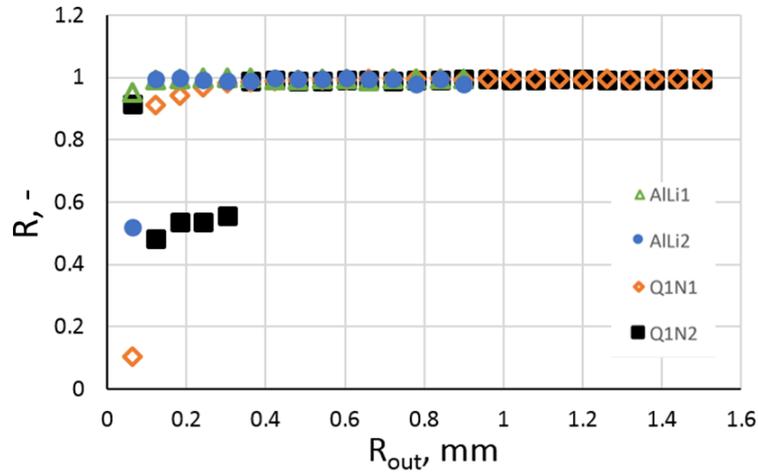


Figura 5.6 Calidad del ajuste expresado con el coeficiente de Pearson R' conforme al R_{out} .

La Figura 5.6 muestra la evolución del coeficiente de Pearson para las diferentes probetas. La Figura 5.6 también muestra que, para valores muy pequeños de radio externo, la calidad del ajuste no es lo suficientemente buena, con valores por debajo de 0.6. Sin embargo, incrementando el radio externo mejora la calidad del ajuste para todas las probetas. La Figura 5.6 muestra una convergencia a valores de Pearson mayores que 0.95 se alcanza con menos datos para las probetas de AL Li que para las de Q1N. Esto se debe probablemente a la mayor incertidumbre calculada para los datos de las probetas de acero, como se discutió previamente.

5.6. Efecto de la zona plástica

La Figura 5.7 muestra el efecto de inclusión o exclusión de los datos de la zona plástica para la estimación del SIF. Para cada probeta, el radio externo utilizado es el obtenido en el apartado anterior que se puede apreciar en la Tabla 5.3. El radio interno se hace 0 cuando no se consideran los datos de la zona plástica, y el tamaño de la zona plástica 5.3 para su exclusión. La diferencia entre excluir o incluir los datos de esta zona es pequeña para todos los casos excepto para el espécimen Q1N-2. Esta pequeña diferencia se debe presumiblemente a la medición mediante difracción de rayos X de alta energía en el interior del material. Para la probeta Q1N-2, la exclusión de la

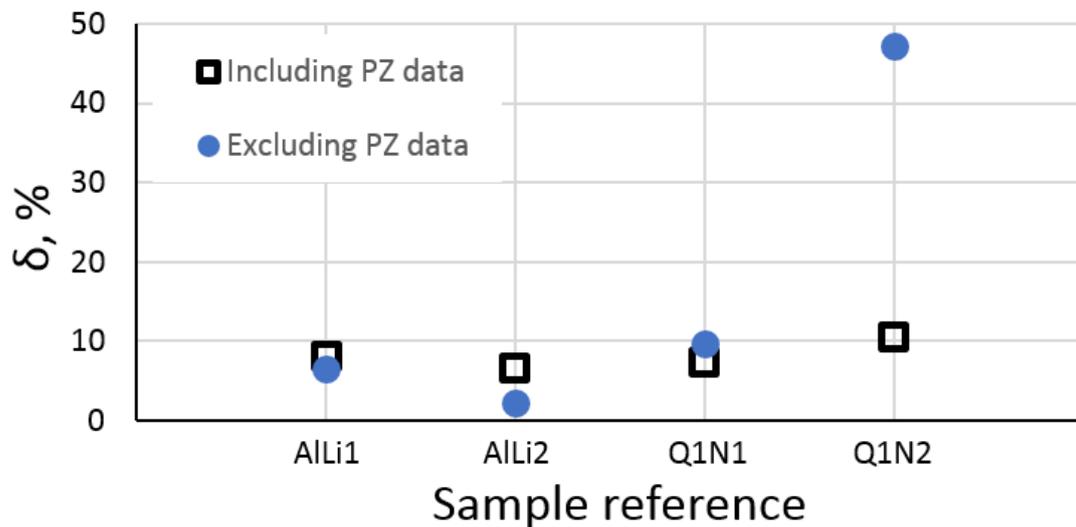


Figura 5.7 Efecto de inclusión o exclusión de la zona plástica para el tamaño óptimo de array de datos obtenido en cada probeta

zona plástica incrementa notablemente el error al estimar el factor de intensidad de tensiones. La calidad de los datos en este espécimen es la más baja entre los demás, como se puede apreciar en su incertidumbre (ver la sección del análisis de sensibilidad) y el coeficiente de Pearson (ver Figura 5.6). Para los datos de deformación en la dirección de apertura, el gradiente más abrupto, y por lo tanto la información más valiosa, tiene lugar delante del vértice de la grieta (ver Figura 4.7). Además, este gradiente es muy útil para localizar el vértice de la grieta, como se describió previamente. Es difícil sacar conclusiones basadas únicamente en estos 4 especímenes, pero según parece en la Figura 5.7, el beneficio del excluir la zona plástica de los datos no compensa por el gran detrimento potencial de excluir la zona plástica en los casos donde la incertidumbre sea grande. Desde la dificultad de medir a priori la incertidumbre del experimento y los datos desde la zona plástica resulta clave para posicionar el vértice de la grieta, en resumen se recomienda considerar los datos de deformación de la zona plástica.

Los resultados de la Tabla 5.3 indican que para obtener unas buenas estimaciones del factor de intensidad de tensiones, se recomienda utilizar una AOI mayor para las probetas que incrementen su zona plástica. El AOI óptimo descrito como R_{out} , se grafica en la Figura 5.8 conforme al tamaño de la zona plástica en un intento de dar recomendaciones, siempre y cuando se utilizan mapas 2D para las estimaciones del factor de intensidad de tensiones. Se observa que el radio del array de datos aumenta linealmente con el tamaño de la zona plástica considerando deformación plana. La

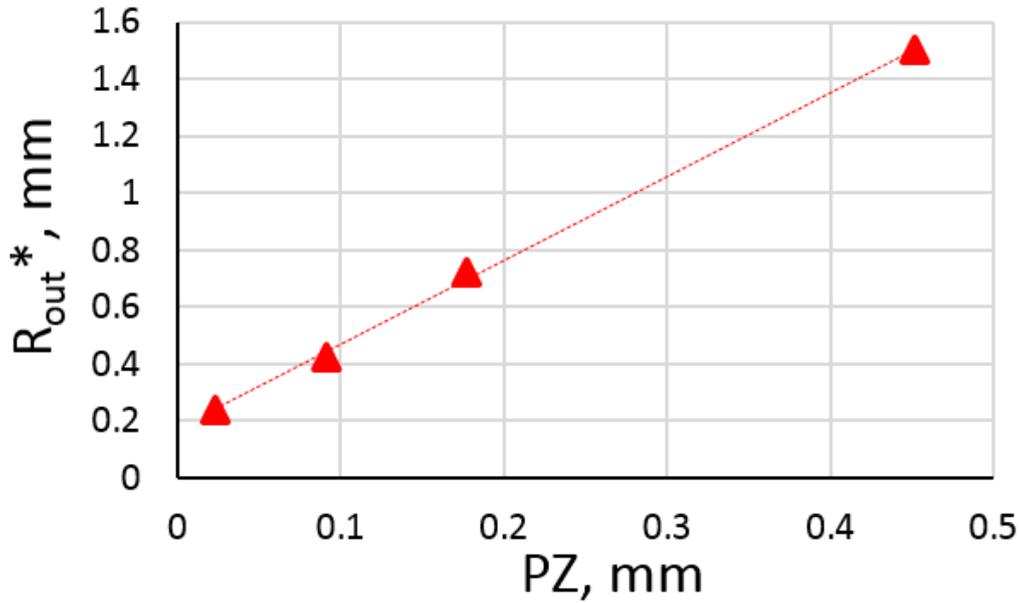


Figura 5.8 AOI óptimo descrito con el R_{out} conforme al tamaño de r_p

relación entre el tamaño del data array y la zona plástica se puede obtener realizando un ajuste lineal en la Figura 5.8:

$$R_{out} = 2,95r_p + 0,17 \quad (5.4)$$

Siendo el total de la zona de cuadrados 0.9989, por lo tanto, se tiene una buena correlación lineal y ajuste. Esto sugiere la recomendación de captar datos en un AOI aproximadamente 3 veces mayor que la zona plástica de la grieta estudiada.

5.7. Conclusiones

Se ha descrito una metodología original para evaluar el factor de intensidad de tensiones usando mapas de deformaciones medidos con difracción de rayos X de sincrotrón. Se ha probado la precisión de este método aplicando a campos de deformaciones medidos en el interior de 2 materiales distintos: un acero bainítico y una aleación de Al-li. Mediante un análisis de sensibilidad, se ha podido cuantificar como la incertidumbre de los campos de deformación y la incertidumbre en las coordenadas de la grieta se propaga por el algoritmo. Además, para optimizar el tiempo de ejecución de los experimentos,

se propone un nuevo procedimiento para evaluar las coordenadas del vértice de la grieta en los mapas de deformación bajo modo I. Este procedimiento para localizar el vértice de la grieta se basa en la simetría del campo ε_{yy} y el abrupto gradiente que tiene lugar en el vértice de la grieta. Para los casos a estudio, la metodología para evaluar el factor de intensidad de tensiones puede obtenerlo con un 8% de error en promedio. Adicionalmente, el AOI más apropiado para evaluar el factor de intensidad de tensiones se ha determinado que está linealmente relacionado con el tamaño de la zona plástica, con un AOI necesario de aproximadamente 3 veces la zona plástica. Finalmente, se recomienda incluir la información de la deformación contenida en la zona plástica en general.

Capítulo 6

Resultados obtenidos con el modelo de Williams

6.1. Introducción para el análisis con el modelo de Williams

Con los datos de las probetas del ensayo de Q1N de deformaciones, se aplica el método que utiliza las ecuaciones de Williams aplicando el MPODM. Este análisis es más avanzado porque las ecuaciones que describen el campo elástico de deformaciones contienen más variables que en el caso de Westergaard. Esto se puede comprobar de forma sencilla acudiendo al capítulo 3 donde se explican en detalle ambas. Esta herramienta se verifica con datos de difracción de rayos x medidos en una probeta de acero bainítico.

El SIF estimado con el método mencionado (K_{exp}) se compara con el factor de intensidad de tensiones nominal (K_{nom}) [14]. Hay una gran serie de parámetros que afectan a la calidad de la estimación del factor de intensidad de tensiones. Entre ellos, el número de términos utilizados en la serie de Williams, el tamaño del array de datos, el efecto de inclusión o exclusión de los datos de la zona plástica, el área más adecuada desde la que capturar los datos y el nivel de sobredeterminación en el sistema de ecuaciones a resolver se identifican como determinantes para el desempeño del método MPODM [89]. El efecto de todos estos parámetros se estudia en los siguientes apartados. La Figura 4.5 muestra la definición de los parámetros geométricos a estudio, estos son: el radio interior R_{int} , el radio externo R_{out} y el ángulo entre el plano de la grieta y el final del array de datos, α . Otro parámetro a estudio es el número de puntos recogidos en el array de datos, N_{data} .

Resultados obtenidos con el modelo de Williams

N_{terms}	1	2	3	4	5	6
$R_{out}(\mu\text{ m})$	350	450	850	950	950	950

Tabla 6.1 Tamaño del radio externo, R_{out} , para los diferentes términos estudiados en la ecuación de Williams

6.2. Efecto combinado del número de términos y el tamaño del array de datos

Este apartado se dedica al estudio del efecto del número de términos que mejoran el ajuste a los datos experimentales. La calidad del ajuste se estudia a través del error relativo en la estimación del factor de intensidad de tensiones, δ , definido como:

$$\delta = \left| \frac{K_{IExp} - K_{INom}}{K_{INom}} \right| \cdot 100 \quad (6.1)$$

La Figura 6.1 muestra la evolución del parámetro δ frente al tamaño del array de datos utilizado para contemplar la información experimental (R_{out} se esquematiza en la Figura 4.5). El error δ se evalúa para un número de términos utilizando desde 1 hasta 6 (N_{terms}) de la serie de Williams. La Figura 6.1 muestra que error δ alcanza un mínimo para cada perfil de los N_{terms} estudiados. El mínimo error δ en función del radio externo se expresa en la Tabla 6.1.

Se puede utilizar la Tabla 6.1 como referencia para optimizar el tamaño del array de datos utilizado dependiendo de cuantos términos se escojan en la serie de Williams para describir el campo del vértice de la grieta. La Tabla 6.1 indica que para un término de la serie, el tamaño del array de datos debe ser 350 micrómetros aproximadamente y para 6 términos unos 950 micrómetros. La Figura 6.1 muestra también que incrementando el número de términos de 1 a 4, el error en la estimación del factor de intensidad de tensiones se puede reducir hasta valores del 1%. La Figura 6.1 y la Tabla 6.1 indican una convergencia con un $R_{out} = 950 \mu\text{ m}$ para N_{terms} mayor que 3, ya que no hay mejorías observadas por encima de 4 términos. Puesto que la precisión alcanzada para 1 termino es satisfactoria, en el caso de ensayos de difracción dirigidos a evaluar únicamente el factor de intensidad de tensiones, se recomienda utilizar un tamaño de array de datos de 350 micrómetros.

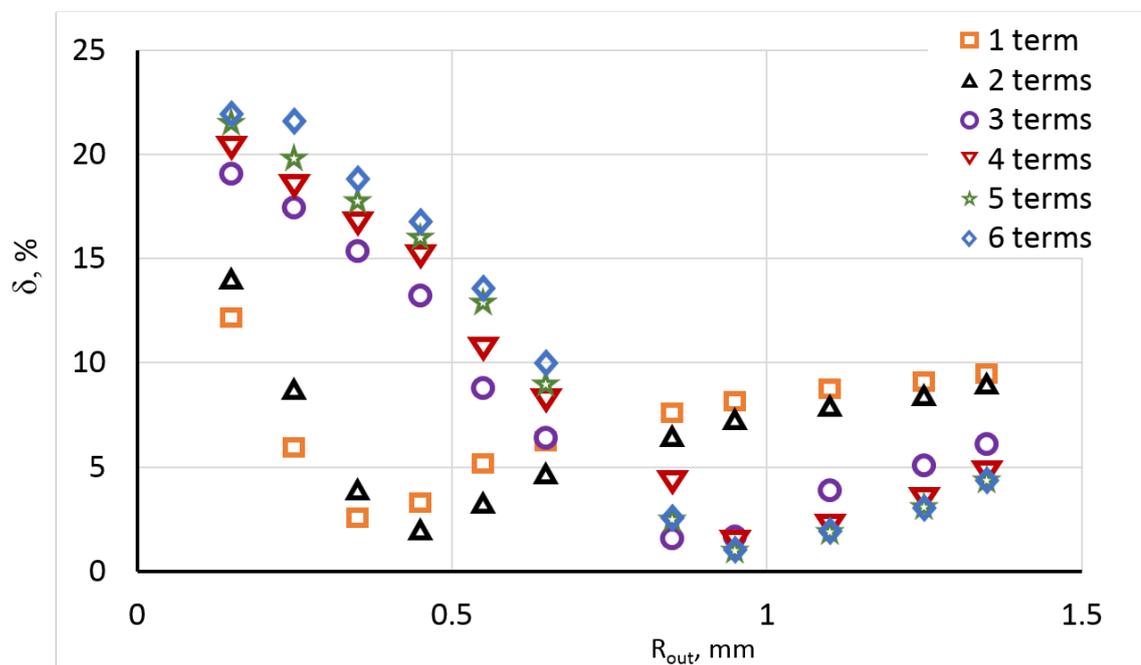


Figura 6.1 Evolución del error evaluando el SIF, δ , como función del radio externo del array de datos, R_{out} , y en función del número de términos utilizado, N_{terms} .

6.3. Efecto del ángulo del array de datos

Considerando las sugerencias de un estudio previo evaluando el factor de intensidad de tensiones con imágenes termoelásticas [25], se utiliza un array de datos con forma de corona circular (ver Figura 4.5). Dependiendo del tipo de datos experimentales, se recomienda coger más o menos datos en la región previa al ápice de la grieta [89]. Este efecto se evalúa utilizando el ángulo α , como se define en la Figura 4.5. La Figura 6.2 muestra la evolución del parámetro δ para diferentes ángulos. Para cada número de términos, se utiliza el radio externo óptimo, obtenido de los resultados del apartado previo. La Figura 6.2 se indica que las mejores predicciones del factor de intensidad de tensiones se obtienen para un ángulo $\alpha = 0$ cuando se utiliza un número de términos de 3 a 6 de la serie de Williams. Para 1 término, el error mínimo se alcanza a $\alpha = 80$ y para 2 términos a un ángulo de 20° . Se observa también en la Figura 6.2 un incremento del error si se aumenta el ángulo, exceptuando el 1 término. Los mejores resultados por tanto se obtienen utilizando cuando se recogen datos de la zona de la estela de la grieta junto a datos por delante de la misma. La tendencia de los datos para 1 término permanece constante desde 0 a 80° . A partir de ese valor el comportamiento de la curva es similar a las curvas con términos más altos.

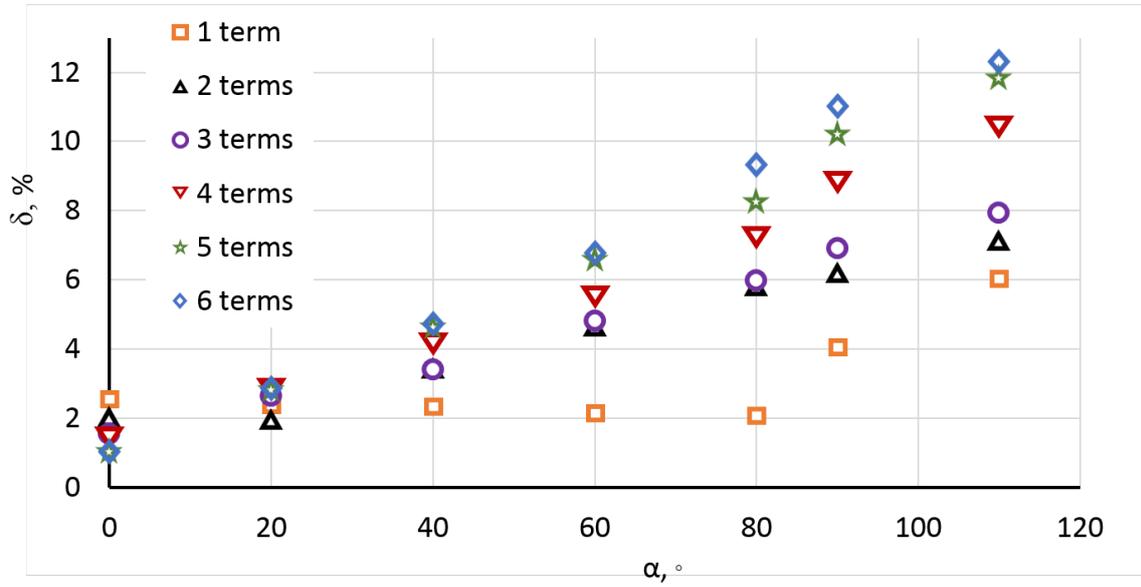


Figura 6.2 Evolución del error evaluando el SIF, δ , para los diferentes ángulos considerados en el data array α .

6.4. Efecto de incluir o excluir la zona plástica

El modelo analítico que describe el campo del ápice de a grieta se basa en la mecánica de la fractura elástica y lineal. De acuerdo con esto, puede ser utilizada en condiciones descritas en la teoría de Irwin donde el tamaño de la zona plástica es pequeño en comparación con la longitud del vértice de la grieta (en inglés - small scale yielding). Para otras técnicas de campo completo como termo elasticidad [25], foto elasticidad [28], correlación de imágenes [38] o interferometría electrónica de patrones de moteado [88], esto se consigue tomando datos del exterior de la zona plástica. Este efecto se estudia aquí incluyendo y excluyendo datos de la zona plástica en el array de datos utilizado para la estimación del factor de intensidad de tensiones. La exclusión del efecto de la zona plástica se consigue descartando los datos experimentales que se recogieron de la zona plástica. Por lo tanto, si se incluyen datos de la zona plástica el radio interno R_{int} es 0. En el caso de exclusión, será del tamaño de la zona plástica. El tamaño de la zona plástica es de 0.33 mm, estimado a partir del modelo de Irwin [1]:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (6.2)$$

Donde K_I es el factor de intensidad de tensiones nominal y σ_y es el límite elástico del material. La Figura 6.3 muestra el error δ estimado cuando se excluyen o incluyen

6.4 Efecto de incluir o excluir la zona plástica

los datos de la ecuación 6.2. Las mejores predicciones se observan cuando se utiliza la zona plástica en el ajuste. La Figura 6.3 también muestra que las diferencias entre la exclusión o inclusión de estos datos es grande para 1 término. La diferencia se reduce conforme se aumenta el número de términos utilizados. La técnica utilizada, difracción de rayos x de alta energía, mide la componente elástica de la deformación, por lo tanto, los datos resultan adecuados para el ajuste con el modelo elástico analítico que se usa [65]. Esta es una diferencia muy importante en contraste con otras técnicas de campo completo que miden el total de deformaciones, tensiones o desplazamientos (por ejemplo, se incluyen en la medida ambas componentes plástica y elástica). La peor predicción cuando se excluye la zona plástica se debe probablemente a la falta de datos para la aplicación del método MPODM. Este efecto se estudia en detalle en el siguiente apartado. De tal forma que, para 1 término, la zona plástica es una gran fracción de los datos totales (aproximadamente el 88 % del área del array de datos). Conforme se incrementa el número de términos, la fracción de datos de la zona plástica utilizadas comparados con el array de datos decrece aproximadamente de un 53 % (con 2 términos), a un 15 % (con 3 términos) y un 12 % (desde 4 en adelante). Este resultado es muy útil en la optimización de experimentos donde el tiempo de medida disponible en el sincrotrón no sea suficiente. Esto está probablemente ligado a un gradiente mayor a la derecha del vértice de la grieta (ver Figura 4.5) que significa una mejor ratio señal/ruido de los datos recogidos en la zona plástica.

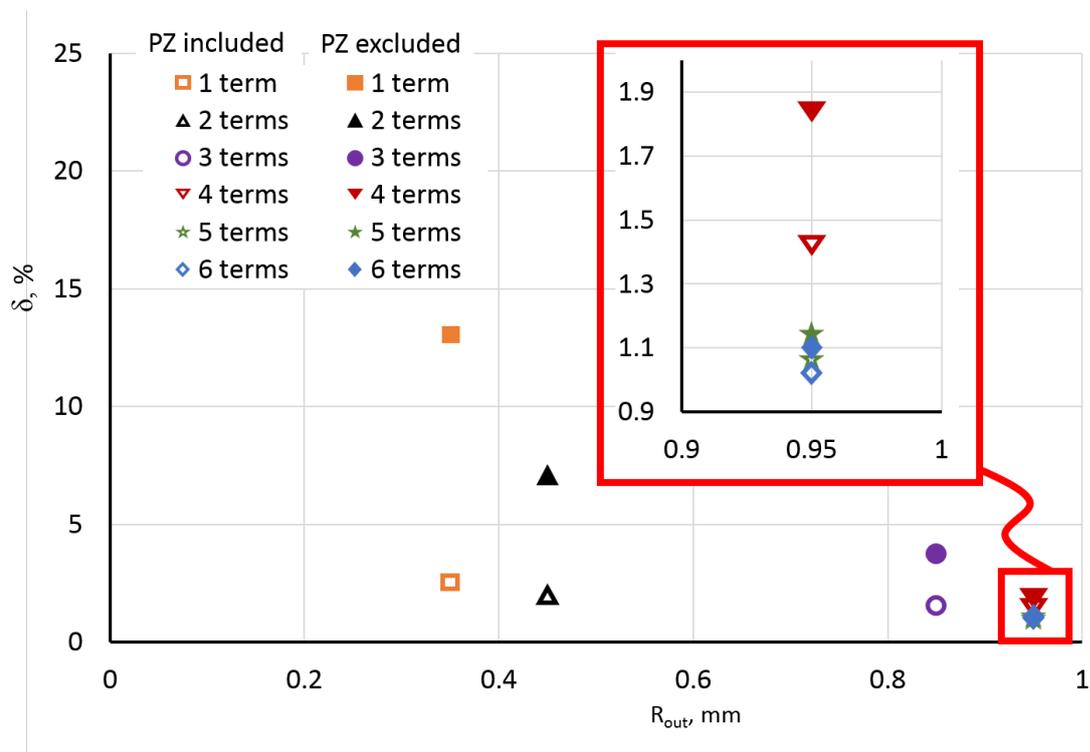


Figura 6.3 Evolución del error evaluando el SIF, δ , incluyendo la zona plástica (símbolos vacíos) y excluyendo la zona plástica (símbolos rellenos). Sólo se evalúan en este gráfico los valores de la Tabla 6.1, siendo $\alpha = 0$

6.5. Efecto de la sobredeterminación del sistema de ecuaciones

Cuando el método MPODM se desarrolló en 1979, las técnicas experimentales en uso en aquel momento no proveían una gran cantidad de datos [9]. Subsiguientes mejoras de las técnicas experimentales significaron un incremento del número de medidas disponibles junto a una mejora de su calidad [28]. Sin embargo, la medida de los datos de difracción de rayos X de alta energía consume más tiempo que otras técnicas de campo completo, además, el acceso a estas instalaciones está limitado. Recientes mejoras en los detectores de rayos X ha reducido los tiempos de conteo de 1000 segundos por punto [60] a 60 segundos [76]. Sin embargo, este tipo de experimentos en sincrotrón siempre disponen un tiempo muy limitado. Este apartado se dedica a evaluar el número de puntos requeridos para obtener buenas estimaciones del factor de intensidad de tensiones. Se estudia esto usando el nivel de sobredeterminación ϕ en el método MPODM, definido [89]:

$$\phi = \frac{\text{número de puntos utilizado}}{\text{número de términos en la serie}} \quad (6.3)$$

La Figura 6.4 muestra el error δ para los diferentes niveles de sobredeterminación. Se observa que con el incremento de ϕ , se obtienen mejores estimaciones del factor de intensidad de tensiones. Resultados similares se obtienen utilizando datos de la técnica de correlación de imágenes [89]. Para $\phi = 40$ o mayor, el error δ es inferior al 10%. Para $\phi = 20$ el error es inferior al 20% para todos los términos estudiados. Las mejores estimaciones se observan para los términos mayores (5 y 6).

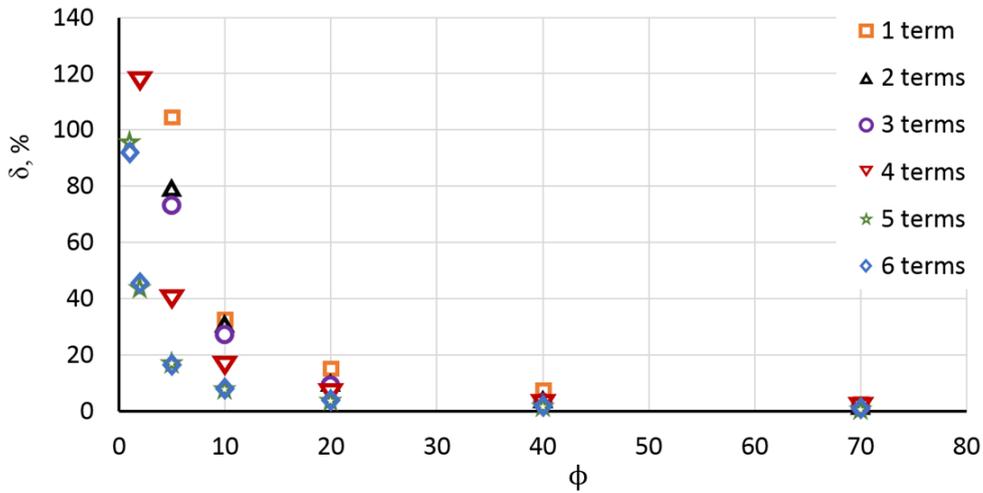


Figura 6.4 Evolución del error evaluando el SIF, δ , para los diferentes grados de sobredeterminación, ϕ .

6.6. Conclusiones

Se ha presentado en este capítulo una nueva metodología para estimar el SIF en el interior del material. Se basa en un enfoque híbrido combinando datos experimentales y un modelo elástico que describe el campo de deformaciones alrededor del vértice de la grieta. La metodología se basa en el ajuste de datos experimentales de deformaciones obtenidos mediante difracción de rayos X de alta energía del interior del material a la serie de Williams. La metodología ha sido contrastada en una probeta CT hecha de acero bainítico. Se ha presentado un análisis detallado de los factores principales que afectan a la eficacia de la evaluación del factor de intensidad de tensiones. Los parámetros escogidos fueron:

- El número de términos usados de la serie de Williams
- El tamaño del array de datos utilizado para ajustar los datos de difracción de rayos X de alta energía al modelo elástico
- La forma del array de datos
- El efecto de incluir o excluir la zona plástica en los análisis
- El nivel de sobredeterminación del método MPODM

Se obtuvieron predicciones satisfactorias para el factor de intensidad de tensiones con el término 1 de la serie. Se pueden mejorar los resultados de las predicciones del factor de intensidad de tensiones aumentando el área usada para medir los puntos e incrementando el número de términos usados en la serie de Williams. La inclusión de datos provenientes de la zona trasera a la vértice de la grieta ha resultado efectivo para 3 términos o más de la serie. Para 1 o 2 términos, los datos delante del vértice de la grieta contienen una información muy rica para la obtención del factor de intensidad de tensiones. AL contrario que en otros métodos de campo completo, incluir los datos de la zona plástica resultó útil para la determinación del factor de intensidad de tensiones. Finalmente, el nivel de sobredeterminación debería ser 40 o mayor para obtener errores menores al 10 % en la evaluación del factor de intensidad de tensiones. Se están llevando a cabo futuras investigaciones para extender la metodología presentada a otros materiales y otras configuraciones geométricas.

Capítulo 7

Discusión

7.1. Discusión

En este trabajo, de entre los parámetros elástico-lineales y los no lineales se utiliza el SIF para describir los campos asociados con las grietas a fatiga. Consecuentemente, se asume que el campo elástico lineal predomina sobre los campos HRR o de grandes desplazamientos.

En esta última década, la comunidad de fatiga experimental comienza a utilizar la técnica de difracción de rayos X de alta energía por sus evidentes ventajas con respecto a otras técnicas en el ámbito de la fatiga experimental para el avance de la comprensión en el funcionamiento de las grietas en régimen de fractura elástico lineal. No se requiere de preparación superficial del material, tampoco de ningún elemento soldado o unido a las probetas [65, 80]. Además, la principal ventaja es la posibilidad de medir campos a diferentes profundidades en el interior de las probetas a estudio [63, 53, 60]. Según muestran algunos estudios, esta técnica puede extender el conocimiento que se tiene sobre lo que ocurre en el interior del material durante el fenómeno de crecimiento de grieta con mayor precisión, con la ayuda de las múltiples investigaciones futuras [90]. Estas son las principales razones por las que se ha utilizado para la caracterización de grietas a fatiga en este trabajo, junto a la alta fiabilidad para la medida de deformaciones y tensiones [91].

En 1979 Sanford y Dally [9] publican una metodología para evaluar SIF utilizando datos de patrones de franjas isocromáticas. Este procedimiento se ha aplicado a diferentes técnicas experimentales para la obtención de este parámetro. Entre las que figuran, fotoelasticidad [81], análisis de imágenes termoelásticas [26], correlación de imágenes [38] e interferencia electrónica de patrones de moteado [13]. En esencia, con la estrategia se combinan la solución elástica y los datos experimentales usando el

método MPODM [9]. Por lo tanto, este trabajo es la continuación lógica de los trabajos mencionados, desarrollando una metodología similar utilizando las ventajas de esta nueva técnica. Puesto que los datos de los que se parten son deformaciones elásticas, siendo una diferencia fundamental con técnicas mencionadas arriba, dos metodologías basadas en los enfoques de Westergaard [4] y Williams [7] (extensión lógica de la anterior) se desarrollan para relacionar los campos de deformaciones con los modos I y II del factor de intensidad de tensiones.

La metodología consiste en resolver los coeficientes de las series de Williams y Westergaard desde un sistema de ecuaciones que contiene la información experimental y la relación entre variables descrita en dichas expresiones. Los coeficientes se ponen en función del SIF para obtener su valor directamente [1]. La calidad de las soluciones obtenidas puede estudiarse de varias formas: usando errores relativos; por ejemplo, comparando el SIF experimental con el nominal [89], utilizando análisis de regresión estadísticos en el análisis de datos [92] o análisis numéricos de la estabilidad numérica con una matemática más determinista [38]. En este trabajo se han utilizado, dependiendo de la estrategia, como mínimo 2 de ellos para justificar soluciones con incertidumbres desde varias perspectivas. Mediante los parámetros: el nivel de sobredeterminación del sistema ϕ , con este se calcula el mínimo número de mediciones necesarias para obtener estimaciones fiables; y con la calidad de la muestra estadística mediante el coeficiente de Pearson, R [70], con este se evalúa el ajuste de un conjunto de datos a una expresión concreta. Para el primer caso, el nivel de sobre determinación obtenido en las investigaciones es de 40 o más, reduciendo los errores en evaluación por debajo del 10 %. Para el segundo caso, se ha verificado como afecta un error aleatorio introducido en imágenes artificiales de deformación usando el parámetro mencionado.

Con el objetivo de verificar que la metodología puede aplicarse a diferentes materiales con una estructura cristalina que permita una difracción adecuada [85, 62, 80], se estudia la metodología contrastando con 2 fuentes de 2 materiales diferentes Q1N y aleación Al-Li. Los resultados obtenidos son satisfactorios puesto que se verifica la precisión del método obteniendo un 8 % usando soluciones de Westergaard. Además, con un procedimiento donde se considera la simetría del campo de deformaciones ε_{yy} , resulta sencillo obtener resultados precisos, aun prescindiendo de una calidad o cantidad alta en los datos a analizar.

Ulteriormente, se verifican las metodologías con campos de deformaciones artificiales simulando una grieta en el centro de una superficie infinita con una carga uniforme aplicada en el infinito de acuerdo con las ecuaciones de Westergaard. Se considera la sensibilidad estadística que introduce el error al determinar el vértice de la grieta. Se

obtuvo un error relativo en el SIF de un 2.26 %. La causa más probable de este error es la incertidumbre de las medidas tomadas de deformación y localización de la grieta, siendo de un 4.4 % según los resultados obtenidos. Concluyendo que conforme más grande es el error en la determinación del vértice de la grieta peor es la estimación.

La metodología descrita se aplicó para calcular el SIF en probetas CT de las cuales se conoce la expresión analítica del SIF [14]. Sin embargo, debido a su relación entre deformaciones en el interior del material a las ecuaciones de Williams, se podría emplear para una amplia gama de problemas como reconstruir por completo un campo elástico, y utilizarla para análisis de factor de intensidad de tensiones. Otras técnicas, con carácter de medida de campos completo como termoelasticidad [25], foto elasticidad [28], correlación de imágenes [38] o interferometría electrónica de patrones de moteado [88] expresan que no se deben considerar los datos del interior zona plástica para obtener mejores estimaciones. Por contra, tras el análisis de los resultados obtenidos, se obtienen mejores predicciones del SIF incluyendo estos datos en el análisis. Por otra, conforme se incrementa el número de términos utilizado, la diferencia entre incluir o excluir se reduce. Esto supone una diferencia importante con respecto a las técnicas mencionadas que miden el campo completo de deformaciones, tensiones o desplazamientos. Se analizó en este trabajo la influencia en las estimaciones del SIF para diferentes longitudes de grieta en probetas CT. No se aprecian cambios en la precisión de la metodología al respecto.

El tipo de ajuste que se realice cuando se hace un tratamiento de datos estadístico para la obtención de unas conclusiones es dependiente de la ley que se desee ajustar. Para el caso de fatiga, diferentes autores han utilizado el ajuste por mínimos cuadrados para: alterar un campo de deformaciones usando un ajuste previo, alterar un campo de deformaciones usando un ajuste previo, estimar el SIF directamente de análisis de regresión [92–94]. En este trabajo se logra estimar el SIF mediante un método de ajuste que es menos sensible que la técnica de mínimos cuadrados a la presencia de valores atípicos. En vista de las aplicaciones y resultados que ofrece esta estrategia, y a falta de múltiples ulteriores pruebas, se puede afirmar que se trata de una versión más robusta que no necesita de una ampliación de términos para mejorar las estimaciones que ofrece.

Por último, los experimentos de difracción de rayos X de alta energía, aunque suponen, y esperemos que suponga un avance para la fatiga y mecánica de la fractura, el uso de un tiempo que por motivos económicos para los investigadores (11000€ al día), debe optimizarse el análisis de ciertos parámetros útiles, por ejemplo, el SIF. Durante el experimento, se realizan análisis sencillos de los datos in situ para conocer el estado

Discusión

del experimento [79]. Puesto que se ofrecen indicaciones claras de como obtener los factores de intensidad de tensiones desde esta fuente de datos, esta tesis supone un avance y una reducción considerable para ese valioso tiempo del que los investigadores dispondrán y usarán sabiamente.

Capítulo 8

Conclusiones

8.1. Conclusiones principales

Este texto es una investigación sobre las cualidades que la técnica de difracción de rayos X de alta energía posee para evaluar el factor de intensidad de tensiones en grietas a fatiga, su fiabilidad y en cierta medida el potencial que la técnica posee. Las conclusiones son:

1. Se ha desarrollado una nueva metodología eficaz para inferir el factor de intensidad de tensiones. Combina usando el MPODM dos ingredientes: imágenes de deformación medidas experimentalmente mediante difracción de rayos X; y un modelo elástico que describe dichas deformaciones en el campo cercano del vértice de la grieta.
2. El principal aspecto novedoso es la medida con una precisión alta del factor de intensidad de tensiones en el interior de materiales de carácter metálico, atendiendo a su naturaleza cristalina para la correcta descripción que Bragg hizo del fenómeno. Para lograr este cometido se han desarrollado durante la tesis códigos en Matlab y análisis con los mismos, que permitieron alcanzar ese objetivo.
3. El factor de intensidad de tensiones se evaluó de forma satisfactoria para diferentes condiciones con grietas de fatiga reales. Se consiguió un ajuste bueno entre la solución teórica y los resultados experimentales, desde diferentes modelos. El factor más influyente en la estimación del SIF fue el posicionamiento de la punta de la grieta, variando dependiendo del material utilizado. Las diferencias principales se atribuyen a 2 grupos: las consideraciones que los modelos teóricos

Conclusiones

no introducen como cierre de grieta o bloqueo entre caras (en inglés Crack Closure or Face Interlocking); Tienen influencia los métodos de ajuste de picos por los que se obtienen las deformaciones, puesto que determinan la incertidumbre de medida que poseen estas.

4. Se desarrolla un método para estimar con precisión el vértice de la grieta en el análisis de imágenes de deformación, evitando en gran medida los errores al estimar el SIF. Estimaciones por debajo del 10 % siguiendo las recomendaciones.
5. Este método ha resultado bueno para determinar el factor de intensidad de tensiones de grietas en modo I, con una precisión para nada desdeñable. En base a los estudios de parámetros más críticos que se ha hecho con el modelo elástico de Williams, se pueden conseguir errores inferiores al 5 %. Para el caso de Westergaard, se obtienen errores promedio en estimación de un 8 %.
6. La comprobación de la metodología usando imágenes artificiales de deformaciones generadas usando la solución de Westergaard fue satisfactoria. Se verificó mediante varios parámetros estadísticos la precisión del mismo. Adicionalmente, se comprueba que la metodología es estable y fiable en presencia de errores aleatorios sistemáticos.
7. Otra comprobación para la descripción del comportamiento mecánico en los alrededores del ápice de la grieta, fue el uso de la solución de Williams en su descripción analítica del vértice de la grieta. De nuevo, mediante parámetros estadísticos y con diferentes distribuciones de datos se comprueba que el método es robusto. Esta solución analítica se desarrolló en función de las deformaciones, por lo que, en base a lo descrito, se podría reconstruir el campo de deformaciones completamente, para estimar el factor de intensidad de tensiones.
8. Se observa una relación lineal entre el tamaño de la zona plástica y el tamaño del array. Sólo se puede afirmar, siempre y cuando, se cumplan el rango de condiciones similares a las especificadas. Se necesita un tamaño de AOI de 3 veces el tamaño de la zona plástica para extraer buenas estimaciones del factor de intensidad de tensiones.
9. Las estrategias mencionadas permiten la obtención del factor de intensidad de tensiones usando únicamente una de las componentes de deformaciones, novedoso desde la perspectiva del establecimiento de una metodología clara y definida para obtener estos valores. Útil desde la perspectiva experimental, puesto que siendo

ensayos actualmente tan costosos, supone un adelanto evidente en el postproceso de resultados. Para conseguir una precisión de un 10 % utilizando el modelo de Williams, es necesario sobredeterminación de al menos 40.

8.2. Sugerencias para trabajos futuros

En vista de lo estudiado en el manuscrito se desarrollará a posteriori:

- Detección de grieta usando metodología similar a la de Yoneyama [22, 37]. Puesto que la información de deformación permite una minimización del campo de deformaciones introduciendo las coordenadas del vértice de la grieta como incógnitas en un esquema de resolución Newton-Raphson.
- Extensión y comprobación de la metodología a datos obtenidos de análisis de elementos finitos. Se puede extender cualquiera de las metodologías
- Análisis del efecto del crack closure sobre el SIF usando esta metodología cotejando los resultados con los de otros parámetros como el CTOA.
- Realizar un experimento donde se realicen mediciones a lo largo del espesor para comprobar experimentalmente el cambio del SIF a lo largo del espesor utilizando esta información experimental de deformaciones.
- Introducir evaluaciones y predicciones de campos de deformaciones más novedosas. Por ejemplo, usar regresión logística para predecir esos campos de deformaciones.
- Detección de grieta por medio de técnicas como algoritmos genéticos, realizando un buen desarrollo se podría conseguir una evaluación muy precisa del SIF.
- Extensión y desarrollo de redes neuronales que reciban como input campos de deformaciones con un SIF nominal conocido. Prepararlas para que su output sea una estimación del factor de intensidad de tensiones, evitando el postproceso de datos.
- Comprobaciones de las metodologías con otros materiales que posean una resolución muy similar a la de los utilizados.
- Cambiar el enfoque y estrategia cuando se evalúa el SIF, usando datos del campo lejano, con su correspondiente desarrollo en serie de la descripción elástica del campo que se esté utilizando. Se espera que con un incremento del número

Conclusiones

de datos cualquier tipo de ruido que pueda afectar a los resultados se acabe diluyendo.

Bibliografía

- [1] H.L. Ewalds and R.J.H. Wanhill. *Fracture mechanics*. Edward Arnold, 1984.
- [2] C. E. Inglis. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. *Transactions of the Institute of Naval Architects*, 55:219–242, 1913.
- [3] Alan Arnold Griffith. Vi. the phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, 221(582-593):163–198, 1921.
- [4] T.L. Anderson and T.L. Anderson. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Third Edition*. Taylor & Francis, 2005.
- [5] Nikolay Ivanovich Muskhelishvili. *Some basic problems of the mathematical theory of elasticity*. Springer Science & Business Media, 2013.
- [6] OL Bowie. Analysis of an infinite plate containing radial cracks originating at the boundary of an internal circular hole. *Journal of Mathematics and Physics*, 35(1-4):60–71, 1956.
- [7] M.L. Williams. On the stress distribution at the base of a stationary crack. *Journal of Applied Mechanics*, 24:109–114, 01 1957.
- [8] D Post. Photoelastic stress analysis for an edge crack in a tensile field. *Proc. SESA*, 12(1):99–116, 1954.
- [9] Robert J Sanford and James W Dally. A general method for determining mixed-mode stress intensity factors from isochromatic fringe patterns. *Engineering Fracture Mechanics*, 11(4):621–633, 1979.
- [10] P Stanley and WK Chan. The determination of stress intensity factors and crack-tip velocities from thermoelastic infra-red emissions. *Fatigue of Engineering Materials and Structures.*, 1:105–114, 1986.
- [11] Joerg F Kalthoff. The shadow optical method of caustics. In *Static and dynamic photoelasticity and caustics*, pages 407–522. Springer, 1987.
- [12] DB Barker, RJ Sanford, and R Chona. Determiningk and related stress-field parameters from displacement fields. *Experimental Mechanics*, 25(4):399–407, 1985.

Bibliografía

- [13] AJ Moore and JR Tyrer. Phase-stepped espi and moiré interferometry for measuring stress-intensity factor and j integral. *Experimental mechanics*, 35(4):306–314, 1995.
- [14] Y. Murakami. *Stress intensity factors handbook. 1 (1987)*. Stress Intensity Factors Handbook. Elsevier Science Limited, 1987.
- [15] Claude Faidy. Stress intensity factor handbook: Comparison of rsem and asme xi codes. In *ASME 2015 Pressure Vessels and Piping Conference*, pages V01AT01A020–V01AT01A020. American Society of Mechanical Engineers, 2015.
- [16] Akhmad A Korda, Y Mutoh, Y Miyashita, T Sadasue, and SL Mannan. In situ observation of fatigue crack retardation in banded ferrite–pearlite microstructure due to crack branching. *Scripta Materialia*, 54(11):1835–1840, 2006.
- [17] S Suresh. Fatigue crack deflection and fracture surface contact: micromechanical models. *Metallurgical Transactions A*, 16(2):249–260, 1985.
- [18] WJ Mills and RW Hertzberg. The effect of sheet thickness on fatigue crack retardation in 2024-t3 aluminum alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 7(4):705–711, 1975.
- [19] Stéphane Bordas, Timon Rabczuk, and Goangseup Zi. Three-dimensional crack initiation, propagation, branching and junction in non-linear materials by an extended meshfree method without asymptotic enrichment. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(5):943–960, 2008.
- [20] M Sander and HA Richard. Experimental and numerical investigations on the influence of the loading direction on the fatigue crack growth. *International Journal of Fatigue*, 28(5-6):583–591, 2006.
- [21] H Alizadeh, DA Hills, PFP De Matos, D Nowell, MJ Pavier, RJ Paynter, DJ Smith, and S Simandjuntak. A comparison of two and three-dimensional analyses of fatigue crack closure. *International journal of fatigue*, 29(2):222–231, 2007.
- [22] S Yoneyama, T Ogawa, and Y Kobayashi. Evaluating mixed-mode stress intensity factors from full-field displacement fields obtained by optical methods. *Engineering fracture mechanics*, 74(9):1399–1412, 2007.
- [23] Rami Hamam, François Hild, and Stéphane Roux. Stress intensity factor gauging by digital image correlation: Application in cyclic fatigue. *Strain*, 43(3):181–192, 2007.
- [24] VS Pisarev, YG Matvienko, SI Eleonsky, and IN Odintsev. Combining the crack compliance method and speckle interferometry data for determination of stress intensity factors and t-stresses. *Engineering Fracture Mechanics*, 179:348–374, 2017.
- [25] FA Diaz, JR Yates, and EA Patterson. Some improvements in the analysis of fatigue cracks using thermoelasticity. *International Journal of Fatigue*, 26(4):365–376, 2004.

-
- [26] FA Diaz, EA Patterson, RA Tomlinson, and JR Yates. Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 27(7):571–583, 2004.
- [27] G Nicoletto. Experimental crack tip displacement analysis under small-scale yielding conditions. *International journal of fatigue*, 8(2):83–89, 1986.
- [28] AD Nurse and EA Patterson. Determination of predominantly mode ii stress intensity factors from isochromatic data. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 16(12):1339–1354, 1993.
- [29] MN James, MN Pacey, L-W Wei, and EA Patterson. Characterisation of plasticity-induced closure—crack flank contact force versus plastic enclave. *Engineering fracture mechanics*, 70(17):2473–2487, 2003.
- [30] P Lopez-Crespo, A Shterenlikht, JR Yates, EA Patterson, and PJ Withers. Some experimental observations on crack closure and crack-tip plasticity. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 32(5):418–429, 2009.
- [31] Rachel A Tomlinson and Eann A Patterson. Examination of crack tip plasticity using thermoelastic stress analysis. In *Thermomechanics and Infra-Red Imaging, Volume 7*, pages 123–129. Springer, 2011.
- [32] JM Vasco-Olmo, MN James, CJ Christopher, EA Patterson, and FA Díaz. Assessment of crack tip plastic zone size and shape and its influence on crack tip shielding. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 39(8):969–981, 2016.
- [33] G Nicoletto. Plastic zones about fatigue cracks in metals. *International journal of fatigue*, 11(2):107–115, 1989.
- [34] AS Patki and EA Patterson. Thermoelastic stress analysis of fatigue cracks subject to overloads. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 33(12):809–821, 2010.
- [35] JR Yates, M Zanganeh, RA Tomlinson, MW Brown, and FA Diaz Garrido. Crack paths under mixed mode loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(3-4):319–330, 2008.
- [36] Shinichi Suzuki and Tomotaka Miyashita. Measurement of opening displacement and stress intensity factor of bifurcated notch by moiré interferometry. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, 2(1):25–37, 2008.
- [37] S Yoneyama, Y Morimoto, and M Takashi. Automatic evaluation of mixed-mode stress intensity factors utilizing digital image correlation. *Strain*, 42(1):21–29, 2006.
- [38] P Lopez-Crespo, A Shterenlikht, EA Patterson, JR Yates, and PJ Withers. The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 43(8):769–780, 2008.

Bibliografía

- [39] Yu G Matvienko, VS Pisarev, and SI Eleonsky. Determination of fracture mechanics parameters on a base of local displacement measurements. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 7(25):20–26, 2013.
- [40] MD Gilchrist and RA Smith. Finite element modelling of fatigue crack shapes. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 14(6):617–626, 1991.
- [41] Masayuki Shimojo, Makoto Chujo, Yakichi Higo, and Shigetomo Nunomura. Mechanism of the two stage plastic deformation following an overload in fatigue crack growth. *International journal of fatigue*, 20(5):365–371, 1998.
- [42] J. Garcia-Manrique, D. Camas-Peña, J. Lopez-Martinez, and A. Gonzalez-Herrera. Analysis of the stress intensity factor along the thickness: The concept of pivot node on straight crack fronts. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 41(4):869–880, 2018.
- [43] C.T. Sun and Z. Jin. *Fracture Mechanics*. Elsevier Science, 2011.
- [44] P Lopez-Crespo, PJ Withers, F Yusof, H Dai, Axel Steuwer, JF Kelleher, and T Buslaps. Overload effects on fatigue crack-tip fields under plane stress conditions: surface and bulk analysis. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 36(1):75–84, 2013.
- [45] PFP De Matos and D Nowell. Experimental and numerical investigation of thickness effects in plasticity-induced fatigue crack closure. *International Journal of Fatigue*, 31(11-12):1795–1804, 2009.
- [46] F Yusof, P Lopez-Crespo, and PJ Withers. Effect of overload on crack closure in thick and thin specimens via digital image correlation. *International Journal of Fatigue*, 56:17–24, 2013.
- [47] J Garcia-Manrique, D Camas, P Lopez-Crespo, and A Gonzalez-Herrera. Stress intensity factor analysis of through thickness effects. *International Journal of Fatigue*, 46:58–66, 2013.
- [48] D Camas, P Lopez-Crespo, A Gonzalez-Herrera, and B Moreno. Numerical and experimental study of the plastic zone in cracked specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, 185:20–32, 2017.
- [49] Sylvain Flouriot, Samuel Forest, Georges Cailletaud, A Köster, Luc Rémy, B Burgardt, Valérie Gros, S Mosset, and J Delautre. Strain localization at the crack tip in single crystal ct specimens under monotonous loading: 3d finite element analyses and application to nickel-base superalloys. *International journal of fracture*, 124(1-2):43–77, 2003.
- [50] P.F.P. de Matos and D. Nowell. Numerical simulation of plasticity-induced fatigue crack closure with emphasis on the crack growth scheme: 2d and 3d analyses. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(8):2087 – 2114, 2008.
- [51] JZ Zhang and P Bowen. On the finite element simulation of three-dimensional semi-circular fatigue crack growth and closure. *Engineering Fracture Mechanics*, 60(3):341–360, 1998.

-
- [52] Daniel Bellett, David Taylor, Stefano Marco, Ezio Mazzeo, Jerome Guillois, and Thomas Pircher. The fatigue behaviour of three-dimensional stress concentrations. *International journal of Fatigue*, 27(3):207–221, 2005.
- [53] T. J. Marrow, A. Steuwer, F. Mohammed, D. Engelberg, and M. Sarwar. Measurement of crack bridging stresses in environment-assisted cracking of duplex stainless by synchrotron diffraction. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 29(6):464–471, 2006.
- [54] Philip J Withers, Pablo Lopez-Crespo, Albrecht Kyrieleis, and Yu-Chen Hung. Evolution of crack-bridging and crack-tip driving force during the growth of a fatigue crack in a ti/sic composite. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 468(2145):2722–2743, 2012.
- [55] T. Wigger, C. Lupton, S. Alshammrei, J. Tong, T.J. Marrow, P. Earp, M.-L. Zhu, D.-Q. Wang, and T. Connolley. In situ mapping of normal strains in the field of a growing fatigue crack in a steel weld using digital image correlation and energy dispersive synchrotron x-ray diffraction. *International Journal of Fatigue*, 115:11 – 19, 2018. Crack tip fields 4.
- [56] SW Robertson, A Mehta, AR Pelton, and RO Ritchie. Evolution of crack-tip transformation zones in superelastic nitinol subjected to in situ fatigue: A fracture mechanics and synchrotron x-ray microdiffraction analysis. *Acta Materialia*, 55(18):6198–6207, 2007.
- [57] M. Croft, V. Shukla, N.M. Jisrawi, Z. Zhong, R.K. Sadangi, R.L. Holtz, P.S. Pao, K. Horvath, K. Sadananda, A. Ignatov, J. Skaritka, and T. Tsakalakos. Mapping and load response of overload strain fields: Synchrotron x-ray measurements. *International Journal of Fatigue*, 31(11):1669 – 1677, 2009. Fatigue Damage of Structural Materials VII.
- [58] S.M. Barhli, L. Saucedo-Mora, C. Simpson, T. Becker, M. Mostafavi, P.J. Withers, and T.J. Marrow. Obtaining the j-integral by diffraction-based crack-field strain mapping. *Procedia Structural Integrity*, 2:2519 – 2526, 2016. 21st European Conference on Fracture, ECF21, 20-24 June 2016, Catania, Italy.
- [59] Todd A Kuntz, Haydn NG Wadley, and David R Black. Residual strain gradient determination in metal matrix composites by synchrotron x-ray energy dispersive diffraction. *Metallurgical Transactions A*, 24(5):1117–1124, 1993.
- [60] W Reimers, M Broda, G Bruschi, D Dantz, K-D Liss, A Pyzalla, T Schmackers, and T Tschentscher. Evaluation of residual stresses in the bulk of materials by high energy synchrotron diffraction. *Journal of Nondestructive Evaluation*, 17(3):129–140, 1998.
- [61] A Pyzalla. Methods and feasibility of residual stress analysis by high-energy synchrotron radiation in transmission geometry using a white beam. *Journal of Nondestructive Evaluation*, 19(1):21–31, 2000.

Bibliografia

- [62] M. Croft, Z. Zhong, N. Jisrawi, I. Zakharchenko, R.L. Holtz, J. Skaritka, T. Fast, K. Sadananda, M. Lakshmipathy, and T. Tsakalakos. Strain profiling of fatigue crack overload effects using energy dispersive x-ray diffraction. *International Journal of Fatigue*, 27(10):1408 – 1419, 2005. Fatigue Damage of Structural Materials V.
- [63] A. Steuwer, M. Rahman, A. Shterenlikht, M.E. Fitzpatrick, L. Edwards, and P.J. Withers. The evolution of crack-tip stresses during a fatigue overload event. *Acta Materialia*, 58(11):4039 – 4052, 2010.
- [64] Jonathan P Belnoue, Tea-Sung Jun, Felix Hofmann, Brian Abbey, and Alexander M Korsunsky. Evaluation of the overload effect on fatigue crack growth with the help of synchrotron xrd strain mapping. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(16):3216–3226, 2010.
- [65] G.S. Schajer. *Practical Residual Stress Measurement Methods*. Wiley, 2013.
- [66] Terry E. Dielman. Least absolute value regression: recent contributions. *Journal of Statistical Computation and Simulation*, 75(4):263–286, 2005.
- [67] H Citterio, B Mireux, A Benmarouanne, T Buslaps, P Millet, and A Lodini. Residual stress evaluation near bone implant interface using synchrotron diffraction. *Bulletin du Groupement international pour la recherche scientifique en stomatologie odontologie*, 50(1):38—42, 2011.
- [68] J.E. Gentle. *Matrix Algebra: Theory, Computations, and Applications in Statistics*. Springer Texts in Statistics. Springer, 2007.
- [69] Rudolf Dutter†. Numerical solution of robust regression problems: computational aspects, a comparison. *Journal of Statistical Computation and Simulation*, 5(3):207–238, 1977.
- [70] J.L. Devore. *Probability and Statistics for Engineering and the Sciences*. Cengage Learning, 2011.
- [71] Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. Standard, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [72] IM Robertson. Measurement of the effects of stress ratio and changes of stress ratio on fatigue crack growth rate in a quenched and tempered steel. Technical report, Defence Science and Technology Organisation Canberra (Australia), 1994.
- [73] P. Lopez-Crespo, M. Mostafavi, A. Steuwer, J. F. Kelleher, T. Buslaps, and P. J. Withers. Characterisation of overloads in fatigue by 2d strain mapping at the surface and in the bulk. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 39(8):1040–1048, 2016.
- [74] V Chaves. Ecological criteria for the selection of materials in fatigue. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 37(9):1034–1042, 2014.

-
- [75] American Society for Testing and Materials. *Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials: E399-90 (Reapproved 1997)*. American Society for Testing and Materials, 1997.
- [76] P. Lopez-Crespo, A. Steuwer, T. Buslaps, Y.H. Tai, A. Lopez-Moreno, J.R. Yates, and P.J. Withers. Measuring overload effects during fatigue crack growth in bainitic steel by synchrotron x-ray diffraction. *International Journal of Fatigue*, 71:11 – 16, 2015. Characterisation of Crack Tip Fields.
- [77] Mark C Croft, Najeh M Jisrawi, Zhong Zhong, Ronald L Holtz, Kuntimaddi Sadananda, John R Skaritka, and Thomas Tsakalakos. Fatigue history and in-situ loading studies of the overload effect using high resolution x-ray strain profiling. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11):1726–1736, 2007.
- [78] Philip J. Withers, Mark R. Daymond, and Michael W. Johnson. The precision of diffraction peak location. *Journal of Applied Crystallography*, 34(6):737–743, Dec 2001.
- [79] M.T. Hutchings, P.J. Withers, T.M. Holden, and T. Lorentzen. *Introduction to the Characterization of Residual Stress by Neutron Diffraction*. CRC Press, 2005.
- [80] A. Steuwer, J.R. Santisteban, M. Turski, P.J. Withers, and T. Buslaps. High-resolution strain mapping in bulk samples using full-profile analysis of energy dispersive synchrotron x-ray diffraction data. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 238(1):200 – 204, 2005. Synchrotron Radiation in Materials Science.
- [81] Prataprao Patil, C.P. Vyasarayani, and M. Ramji. Linear least squares approach for evaluating crack tip fracture parameters using isochromatic and isoclinic data from digital photoelasticity. *Optics and Lasers in Engineering*, 93:182 – 194, 2017.
- [82] M. A. Sutton, S. R. McNeill, J. D. Helm, and Y. J. Chao. Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision. In P. K. Rastogi, editor, *Photomechanics*, pages 323–372, 2000.
- [83] M. Zanganeh, P. Lopez-Crespo, Y. H. Tai, and J. R. Yates. Locating the crack tip using displacement field data: A comparative study. *Strain*, 49(2):102–115, 2013.
- [84] D Stefanescu, A Steuwer, R A Owen, B Nadri, L Edwards, M. E Fitzpatrick, and P. J Withers. Elastic strains around cracked cold-expanded fastener holes measured using the synchrotron x-ray diffraction technique. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 39(5):459–469, 2004.
- [85] J. Liu, K. Kim, M. Golshan, D. Laundry, and A. M. Korsunsky. Energy calibration and full-pattern refinement for strain analysis using energy-dispersive and monochromatic X-ray diffraction. *Journal of Applied Crystallography*, 38(4):661–667, Aug 2005.
- [86] RV Preston, HR Shercliff, PJ Withers, DJ Hughes, SD Smith, and PJ Webster. Synchrotron x-ray measurement and finite element analysis of residual strain in tig welded aluminium alloy 2024. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 37(12):3629–3637, December 2006.

Bibliografía

- [87] J.R. Yates, M. Zanganeh, and Y.H. Tai. Quantifying crack tip displacement fields with dic. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(11):2063 – 2076, 2010. International Conference on Crack Paths 2009.
- [88] J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, and E.A. Patterson. Experimental evaluation of shielding effect on growing fatigue cracks under overloads using espi. *International Journal of Fatigue*, 83:117 – 126, 2016.
- [89] M Mokhtarishirazabad, P Lopez-Crespo, B Moreno, A Lopez-Moreno, and M Zanganeh. Evaluation of crack-tip fields from dic data: a parametric study. *International Journal of Fatigue*, 89:11–19, 2016.
- [90] Simpson C.A, Kozuki S, Lopez-Crespo P, Mostafavi M, Connolley T, and Withers P.J. Quantifying fatigue overload retardation mechanisms by energy dispersive x-ray diffraction. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 124:392 – 410, 2019.
- [91] Thomas Tsakalakos, Mark Croft, Najeh M. Jisrawi, Ronald L. Holtz, and Zhong Zhong. Measurement of residual stress distributions by energy dispersive x-ray diffraction synchrotron radiation. In *Proceedings of The Sixteenth 2006 International Offshore and Polar Engineering Conference, ISOPE 2006*, pages 57–64, 12 2006.
- [92] Jorge Abanto-Bueno and John Lambros. Parameters controlling fracture resistance in functionally graded materials under mode i loading. *International Journal of Solids and Structures*, 43(13):3920 – 3939, 2006.
- [93] S.R. McNeill, W.H. Peters, and M.A. Sutton. Estimation of stress intensity factor by digital image correlation. *Engineering Fracture Mechanics*, 28(1):101 – 112, 1987.
- [94] H Li, J Lambros, B.A Cheeseman, and M.H Santare. Experimental investigation of the quasi-static fracture of functionally graded materials. *International Journal of Solids and Structures*, 37(27):3715 – 3732, 2000.

Apéndice A

Artículos presentados en revista o en preparación

Se encuentran:

- Peralta, J. V., Lopez-Crespo, P. *Detecting the crack tip using Strain field Data.* Engineering Fracture Mechanics.

