



MÁSTER UNIVERSITARIO EN INGENIERÍA MECÁNICA

TRABAJO FIN DE MASTER

PREDICCIÓN DE VIDA A FATIGA DE METALES CON DEFECTOS BASADO EN LA MECÁNICA DE LA FRACTURA: ESTUDIO CRÍTICO DEL ESTADO DEL ARTE



Estudiante: Ibinagaitia, Cordobes, Oroitz

Director/Directora: Abasolo Bilbao, Mikel

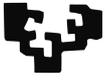
Curso: 2022-2023

Fecha: Bilbao, 19 de septiembre del 2023

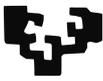


ÍNDICE

1	CONTEXTO	13
2	OBJETIVO	13
3	ALCANCE	13
4	INTRODUCCIÓN	14
5	FATIGA EN METALES	15
5.1	EVALUACIÓN A FATIGA DEL EFECTO ENTALLA	16
5.2	FATIGA PROBABILÍSTICA	18
6	MECÁNICA DE LA FRACTURA.....	21
6.1	MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTICO LINEAL	21
6.2	MECANICA DE LA FRACTURA ELASTICO PLASTICA	25
6.3	CIERRE DE GRIETA.....	29
6.4	FASES DE PROPAGACIÓN DE UNA GRIETA	32
6.5	DETENCIÓN DE GRIETAS Y EL LIMITE DE FATIGA	37
6.6	MÉTODO DE várea DE MURAKAMI	44
6.7	DIAGRAMA KITAGAWA-TAKAHASHI (KT)	45
6.8	METODO DE LA CURVA R CICLICA	49
7	EFFECTO DE LOS DEFECTOS EN LA VIDA A FATIGA DE METALES	51
7.1	INCLUSIONES NO METALICAS	51
7.2	CAVIDADES	54
7.3	MICROESTRUCTURA DEFECTUOSA.....	59
7.4	DEFECTOS TIPO GRIETA	59
7.5	DAÑO LOCAL: RASGUÑOS Y RUGOSIDAD SUPERFICIAL	60
7.6	RASGUÑOS	61
7.7	RUGOSIDAD SUPERFICIAL	62
8	EVALUACIÓN A FATIGA BASADO EN LA MECÁNICA DE LA FRACTURA	63
8.1	EQUIVALENCIA ENTRE ENTALLA, GRIETA Y DEFECTO	65
8.2	METODOLOGIAS	68
8.3	CARACTERIZACIÓN DEL DEFECTO.....	73
8.4	TAMAÑO DE GRIETA INICIAL	82
8.5	MODELOS DE PROPAGACIÓN DE GRIETA A FATIGA.....	89
9	CONCLUSIONES	99
10	LINEA DE INVESTIGACIÓN PROPUESTAS.....	102
11	ANEXO I: El modelo de Zerbst	104
	Tamaño inicial de grieta	104
	La integral J.....	104



	La curva $dadN = \Delta K_{eff}$	106
12	REFERENCIAS	109



ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Representación esquemática de (a) carga de fatiga sinusoidal en términos de tensión y dependiente del tiempo y (b) el correspondiente buble de histéresis tensión-deformación. Definición de los principales parámetros. Fuente: [1]	15
Figura 2: Predicción TCD; definición de la distancia crítica L . Fuente: [5]	17
Figura 3: Los tres modos de carga aplicables a una grieta. Fuente: [30].....	21
Figura 4: Definición de sistema de coordenadas local asociado al borde de grieta. Fuente: [30]	21
Figura 5: Tensión normal al plano de la grieta para Modo I. Fuente: [30]	23
Figura 6: Grieta semi elíptica. Fuente:[34]	23
Figura 7: Curva de propagación de grieta a fatiga, el ajuste de Paris y definición de las distintas regiones. Adaptado de Fuente: [38].....	24
Figura 8:Corrección de la zona plástica de acuerdo con Irwin [39]. Fuente:[38]	25
Figura 9: Tamaño de la zona plástica tridimensional. Fuente: [38].....	26
Figura 10: Parámetros geométricos del modelo de Dugdale-Barenblatt. Fuente: [38]	27
Figura 11: Trayectoria de integración de la integral J . Fuente: [38]	27
Figura 12: Modelo modificado strip yield, de acuerdo con [52]. Fuente: [54].....	29
Figura 13: Mecanismos del fenómeno de cierre de grieta; (a) Inducido por la plasticidad; (b) Inducido por la rugosidad; (c) Inducido por detritos; (d) Descripción grafica del parámetro de la mecánica de la fractura ΔK_{eff} . Fuente: [56]	30
Figura 14: Modelo de Wood para la iniciación de la grieta a fatiga. Fuente: [61].....	33
Figura 15: Curva $dadN - \Delta K$ aplicado a grietas cortas. Fuente: [65]	35
Figura 16: Propagación múltiple de grietas. (a) Marcas de playa; (b) Representación del frente de grieta y el número de ciclos; (c) Simulación de la propagación del frente de grieta a partir de las grietas iniciales experimentalmente observadas; acero S355NL; $R = -1$. Fuente: [79]	36
Figura 17: Curva S-N típica para un material con límite de fatiga. Fuente: [82]	37
Figura 18: Condiciones límite de frontera entre fallo y no fallo de probetas con entallas. Tramo AB: condición umbral basado en el material. Tramo BC: condición umbral basado en la mecánica. Fuente: [92].....	38
Figura 19: Curva S-N doble con factores influyentes y localización de la iniciación. Fuente: [82]	39
Figura 20: Curva S-N doble. Fuente: [98]	39
Figura 21:Diagrama KT mostrando el valor de tensión umbral para la propagación. Fuente: [92]	40
Figura 22: Distribución de tensiones en entalla. Fuente: [87]	43
Figura 23: Área del defecto proyectada en el plano perpendicular a la máxima tensión según el criterio de Murakami. Fuente: [78]	44
Figura 24: Diagrama Kitagawa-Takahashi (KT). Fuente: [54]	46



Figura 25:Diagrama Kitagawa-Takahashi (KT) modificado por EL Haddad [9]. Fuente: [54]	47
Figura 26:Comparativa del diagrama KT obtenido basado en diferentes enfoques; el método de EL Haddad y el método de la curva R cíclica; de acuerdo con [128]. Fuente: [54]	49
Figura 27: Comparación entre el diagrama KT original y el modelo de Chapetti. Fuente: [127]	49
Figura 28: Proceso de carga para determinar la curva R cíclica de acuerdo con [131]. Fuente: [54]	50
Figura 29: Comparación del tamaño del defecto responsable de la fractura en el interior y en el exterior. Fuente: [62].....	57
Figura 30: Efecto de la porosidad en acero sinterizado. (a) Curva característica $dadN - \Delta K$ para diferentes densidades; (b) Mecanismo de propagación de grieta. Fuente: [210]	58
Figura 31: Secuencia de creación de defecto tipo doble capa de oxido: (1) se crea una ola debido a las turbulencias, (2) las dos capas de oxido contactan por su lado seco, y (3) una capa doble de oxido queda atrapada en el interior del metal fundido como un defecto tipo grieta. Fuente: [238]	60
Figura 32: Mecanismo de penetración de capas de oxido en el lecho fundido en SLM. Fuente: [239]	60
Figura 33: Definición grafica de: entalla (Notches), grieta (Cracks) y defecto (Defects). Fuente: [272]	65
Figura 34: Efecto del tamaño de grieta en una entalla en el valor de ΔK . Fuente: [274]	65
Figura 35: Límite de fatiga en función de Kt para entallas de tamaño de grieta constante. Fuente:[110].....	66
Figura 36:Límite de fatiga en función del tamaño de grieta/defecto para placa infinita/finita. [111]	67
Figura 37: Diagrama KT extendido para vida finita. Fuente: [267].....	69
Figura 38: Esquema del flujo computacional de ProFACE. Fuente: [14]	70
Figura 39:Esquema del defecto esférico equivalente y la definición de su radio y distancia a la superficie. Fuente: [215]	74
Figura 40: Evolución de la grieta desde poros superficiales irregulares a grieta semi elíptica, observado mediante $\mu\text{-CT}$. Fuente:[257].....	76
Figura 41: Área efectiva del criterio de Murakami para varios tipos de defectos: (a) Defecto interno irregular; (b) Defecto superficial irregular; (c) Defecto subsuperficial irregular; (d) Defecto irregular cercano a la superficie libre; (e) Defectos superficiales cercanos. Fuente:[257]	76
Figura 42: Área efectiva del criterio de Murakami para un defecto interno combinando el efecto del tamaño, la cercanía a la superficie y la rugosidad superficial. Fuente:[257]	76
Figura 43: Ilustración grafica de HSV. Fuente:[318].....	81
Figura 44: Diferencia entre métodos de muestreo EVS; (a) BM; (b) POT. Fuente:[215]	82
Figura 45: Estrategia de carga en la obtención de la curva cíclica R de acuerdo con [131]. Fuente:[54].....	83

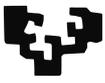


Figura 46: Análisis de la curva R cíclica para determinar el tamaño de grieta inicial como un parámetro de material de acuerdo con Zerbst y Madia [334]. Fuente:[54]	84
Figura 47: Relación entre en diagrama KT (izquierda) y la curva R cíclica (derecha). A, B y C se refieren a las fases de propagación de grieta micro estructuralmente corta (A), mecánicamente/físicamente corta (B) y grieta larga (C).[335]	86
Figura 48: Definición del tamaño de grieta ficticio a_0 en el diagrama KT. Fuente:[335]	87
Figura 49: Definición grafica de process zone de acuerdo con [102], [346]. Fuente:[335]	89
Figura 51: Procedimiento para la obtención de la carga de referencia F_0 . [80]	105
Figura 52: Método para determinar la correlación $\Delta K_{th} - \text{área}$ para grietas cortas. [80]	108



INDICE DE TABLAS

Tabla 1: Comparativa de las capacidades de herramientas computacionales	70
Tabla 2: Comparativa entre indicadores de la amenaza que supone un defecto.	81
Tabla 3: Tamaño de grieta inicial (semi circular, $a/c=1$) obtenido para diferentes propuestas recogidas por [335].	88
Tabla 4: Comparativa de las características de modelos de propagación de grieta	96
Tabla 5: Comparativa de las características de modelos de propagación de grieta mecánicamente corta.....	102

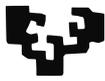


NOMENCLATURA

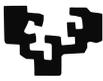
$2N_f$	Número de inversiones hasta el fallo
A	Tenacidad cíclica
A'	Coefficiente de resistencia cíclica
A_d	Área superficial del defecto
a_0	Tamaño de grieta inducido por defecto
a_D	Tamaño de defecto crítico
a_N	Profundidad de entalla crítico
α	Factor geométrico
b	Exponente de resistencia a fatiga
b_0	Exponente de resistencia a cortante en fatiga
c	Exponente de ductilidad a fatiga
c_0	Exponente de ductilidad a cortante en fatiga
d_1	Tamaño de defecto crítico
$\Delta\varepsilon_1$	Rango de deformación principal máximo
$\Delta\gamma_{max}$	Rango de deformación angular máximo
ΔJ	Integral J cíclica
ΔK	Factor de intensidad de tensiones cíclico
ΔK_{eq}	Factor de intensidad de tensiones cíclico equivalente
ΔK_{eff}	Rango efectivo del factor de intensidad de tensiones
$\Delta K_{I,notch}$	Factor de intensidad de tensiones cíclico de la entalla bajo Modo I
ΔK_{th}	Valor umbral del rango del factor de intensidad de tensiones
ΔK_{thr}	Valor umbral efectivo del factor de intensidad de tensiones
$\Delta K_{th,LC}$	Valor umbral del factor de intensidad de tensiones cíclico de grieta larga
ΔK_0	Valor umbral del factor de intensidad de tensiones cíclico efectivo
$\Delta\sigma$	Rango de la tensión
$\Delta\sigma_0$	Límite de fatiga cíclico
$\overrightarrow{\Delta T}_l$	Vector de las componentes del tensor σ_{ij} normales a la trayectoria de integración Γ
$\overrightarrow{\Delta u}_l$	Vector desplazamiento
ΔW_ε	Densidad de energía de deformación cíclica



E	Módulo de Young
ε_e^a	Amplitud de la deformación elástica
f	La función de Newman del cierre de grieta
φ	Exponente de la vida a fatiga
ε'_f	Coefficiente de ductilidad a fatiga
F	Función de distribución acumulativa
G	Módulo de cortadura
\mathcal{G}	Tasa de liberación de energía
\mathcal{G}_c	Energía de fractura
Γ	Trayectoria de integración
γ'_f	Coefficiente de ductilidad a cortante en fatiga
K_{Ie}	Factor de intensidad de tensiones elástico para el fallo (Modo I)
K_{If}	Factor de intensidad de tensiones en el fallo (Modo I)
K_c	Valor crítico del factor de intensidad de tensiones
K_i	Factor de intensidad de tensiones para el modo I
K_{max}	Valor máximo del factor de intensidad de tensiones
$K_{max,th}$	Valor umbral del factor de intensidad de tensiones máximo
K_{min}	Valor mínimo del factor de intensidad de tensiones
K_{op}	Factor de intensidad de tensiones para apertura de grieta
K_{rel}	Factor de intensidad de tensiones relativo
k	Profundidad de entalla secundaria
k_g	Factor de concentración de tensiones/deformaciones plástico
k_m	Parámetro dependiente del material que refleja la influencia de la tensión normal en el daño a fatiga
k_t	Factor concentrador de tensiones
k_f	Factor concentrador de tensiones en fatiga / Factor de reducción de la resistencia a fatiga
L	Longitud crítica
l_s	Longitud de grieta
l_{sf}	Avance de grieta crítico
N	Numero de ciclos

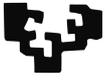


N_f	Numero de ciclos hasta el fallo
N_i	Numero de ciclos de la fase de iniciación de la grieta a fatiga
n'	Exponente de endurecimiento por deformación
μ -CT	Microtomografía computarizada
r^*	Distancia delante del rasguño dominado por la iniciación de grieta
r_c	Distancia desde la entalla
\mathcal{R}	Fiabilidad
R	Ratio de tensiones
R_v	Profundidad de valle del perfil superficial
ρ_s	Radio de curvatura del frente del rasguño
σ_0	Límite de fatiga / Resistencia a fatiga
σ_{0f}	Resistencia a fatiga con entalla
σ_{op}	Tensión de apertura de grieta
σ'_o	Tensión de apertura de grieta calculado usando FASTRAN
$\sigma_{1,max}$	Tensión máxima en el plano de rango de deformación máximo
σ'_f	Coefficiente de resistencia a fatiga
$\sigma_{n,max}$	Tensión normal máxima
σ_u	Resistencia última del material
σ_w	Límite de fatiga del material
σ_Y	Tensión de fluencia del material
σ_{yy}	Tensión normal al plano de la grieta
SR	Shape Ratio
r	Distancia desde el frente de la grieta
r_{pc}	Tamaño del radio plástico delante del frente de grieta
τ'_f	Coefficiente de resistencia a cortadura en fatiga
ζ	Coefficiente de la vida a fatiga
V	Volumen del defecto



ABREVIACIONES

<i>AM</i>	<i>Additive Manufacturing</i>
<i>BM</i>	<i>Block Maxima</i>
<i>CDM</i>	<i>Critical Damage Model</i>
<i>CSSC</i>	<i>Curva cíclica tensión-deformación</i>
<i>CTOD</i>	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
<i>DSG</i>	<i>Defect Stress Gradient</i>
<i>EAC</i>	<i>Environmental Assisted Cracking</i>
<i>EB-HSV</i>	<i>Energy Based Highly Stressed Volume</i>
<i>EIFS</i>	<i>Equivalent Initial Flaw Size</i>
<i>EIM</i>	<i>Equivalent Inclusion Method</i>
<i>ESC</i>	<i>Externally Solidified Crystal</i>
<i>EVS</i>	<i>Extreme Value Statistics</i>
<i>FS</i>	<i>Fatemi-Socie</i>
<i>FEM</i>	<i>Finite Element Method</i>
<i>FFM</i>	<i>Finite Fracture Mechanics</i>
<i>GEV</i>	<i>Generalized Extreme Value</i>
<i>HCF</i>	<i>High Cycle Fatigue</i>
<i>HSV</i>	<i>Highly Stressed Volume</i>
<i>HIP</i>	<i>Hot Isostatic Pressure</i>
<i>HV</i>	<i>Hardness Vickers</i>
<i>ICM</i>	<i>Imaginary Crack Method</i>
<i>LCF</i>	<i>Low Cycle Fatigue</i>
<i>LEFM</i>	<i>Linear Elastic Fracture Mechanics</i>
<i>LEVD</i>	<i>Largest Extreme Value Distribución</i>
<i>LM</i>	<i>Line Method</i>
<i>MC</i>	<i>Monte Carlo</i>
<i>NSA</i>	<i>Notch Stress Approach</i>
<i>RPG</i>	<i>Re-tensile Plastic Zone</i>
<i>PDT</i>	<i>Probabilistic Damage Tolerant</i>
<i>PM</i>	<i>Point Method</i>



<i>PSB</i>	<i>Persistent Slip Band</i>
<i>POT</i>	<i>Peaks-Over Threshold</i>
<i>SDAS</i>	<i>Secondary Dendrite Arm Spacing</i>
<i>SED</i>	<i>Strain Energy Density</i>
<i>SLM</i>	<i>Selective Laser Melting</i>
<i>SIF</i>	<i>Factor de intensidad de tensiones</i>
<i>SWT</i>	<i>Smith-Watson-Topper</i>
<i>TCD</i>	<i>Theory of Critical Distances</i>
<i>UA</i>	<i>Unified Approach</i>
<i>VHCF</i>	<i>Very High Cycle Fatigue</i>
<i>WL</i>	<i>Weakest Link</i>
<i>XDZ</i>	<i>eXtended Defect Zone</i>



1 CONTEXTO

El presente trabajo se desarrolla dentro de las actividades del autor durante la estancia de prácticas universitarias en IKERLAN.

Desde IKERLAN se quiere investigar sobre la aplicabilidad de la Mecánica de la Fractura en la predicción de la vida a fatiga de metales con defectos. El presente trabajo, ayudará a orientar la Tesis Doctoral que posteriormente comenzará. Con este fin, se realiza una revisión bibliográfica del estado del arte en la temática.

2 OBJETIVO

El objetivo del presente trabajo es identificar, clasificar y revisar críticamente los trabajos previos en el campo de la predicción de vida a fatiga a partir de defectos, con el fin de definir una tesis doctoral que inicie una nueva línea de investigación en este campo.

Este objetivo principal se puede dividir en una serie de objetivos menores cuya resolución conlleva satisfacer el objetivo principal:

- Identificar y clasificar los defectos que surgen en componentes metálicos durante su fabricación.
- Conocer el efecto de los defectos en la vida a fatiga de los componentes que los contienen.
- Conocer los parámetros y métodos existentes en la literatura para cuantificar el efecto de los defectos en la vida a fatiga del componente que los contiene.
- Conocer sobre las posibilidades de tratamiento de los defectos para que la Mecánica de la Fractura pueda ser aplicada.
- Conocer las metodologías de cálculo existentes en la literatura para estimar la vida a fatiga de un componente con defectos basado en la Mecánica de la Fractura.
- Conocer los métodos numérico-computacionales existentes en la literatura para estimar la vida a fatiga de un componente con defectos.

El presente trabajo pretende dotar a IKERLAN y al autor del conocimiento y las capacidades básicas necesarias para orientar y llevar a cabo una Tesis Doctoral.

3 ALCANCE

Para cumplir con los objetivos fijados, se realiza una revisión bibliográfica de todos los aspectos relativos a la predicción de la vida a fatiga de componentes metálicos con defectos que se consideran oportunos.



4 INTRODUCCIÓN

El proceso de daño por fatiga en metales principalmente involucra (i) la nucleación y el crecimiento de microgrietas hasta una longitud mayor que el tamaño de grano del orden de 200 μm , (ii) la propagación de grieta corta (habitualmente menor de 2mm) y (iii) la propagación de grieta larga.

En componentes que presentan defectos el primer paso de nucleación puede no existir y, por lo tanto, la vida a fatiga consistiría en la propagación de grieta corta seguido de la propagación de grieta larga. Debido a la influencia que pueden llegar a tener los defectos en el comportamiento a fatiga de componentes con defectos [1], métodos que consideren explícitamente su influencia son de gran interés en aplicaciones de diseño tolerante al daño [2].

Para realizar estimaciones de la vida a fatiga, existen cuatro diferentes métodos generales; (i) el método de la tensión nominal-vida ($\Delta\sigma - N$), que relaciona la tensión nominal con la resistencia a fatiga; (ii) el método de la deformación local-vida ($\Delta\varepsilon - N$), que relaciona la deformación local en entallas con el comportamiento de probetas sin entalla en fatiga controlada por deformación, posibilitando usar modelos analíticos para determinar deformaciones locales a partir de tensiones o deformaciones globales o nominales; (iii) el método de la propagación de grieta de fatiga ($\frac{da}{dN} - \Delta K$), el cual hace uso de la teoría de la mecánica de la fractura y permite estimar el número de ciclos para que una grieta crezca de un tamaño determinado a otro o hasta la fractura; (iv) conjuga el método de la deformación local-vida, para obtener el número de ciclos hasta la formación de una pequeña macrogrieta y el método de la mecánica de la fractura para estimar la vida restante, la propagación de la grieta hasta la fractura o la condición de inestabilidad impuesta.

En el cuarto caso, se obtienen dos vidas, el número de ciclos de la iniciación y el número de ciclos de la propagación, y se suman para obtener la vida total del componente. Es importante definir correctamente el tamaño de transición entre estas dos vidas. Para aplicaciones ingenieriles, el tamaño de grieta de transición normalmente viene dado por el tamaño mínimo detectable por técnicas no-destructivas de inspección, que suele ser de 1-2,5mm [3]. La fase de iniciación aquí descrita comprende la localización del daño, la nucleación de una microgrieta y la propagación hasta el tamaño detectable. La fase de propagación contempla la propagación de la grieta desde el tamaño detectable hasta el fallo del componente. Si la fase de propagación incluye la propagación de grietas cortas, el tamaño de transición se reduce a tamaños característicos de la microestructura como el tamaño de grano.

Estos métodos de estimación de vida a fatiga se usan de forma diferente según el criterio de diseño, que puede clasificarse en general en diseño a vida infinita, diseño a vida finita y diseño tolerante al daño. Para el último, se usa el método de la mecánica de la fractura, relacionándolo con la estimación de la vida restante. Los nuevos desarrollos en el campo de la mecánica de la fractura, especialmente en la propagación de grietas cortas, posibilitan implementar este método en la etapa de diseño, estimando la vida a fatiga de componentes con pequeñas grietas o defectos asimilables a grietas derivados de la etapa de fabricación.

5 FATIGA EN METALES

La fatiga en metales es consecuencia del espectro de carga tensión-deformación dependiente del tiempo (Fig.1a). Cada ciclo de carga se representa por el buble de histéresis tensión-deformación (Fig.1b).

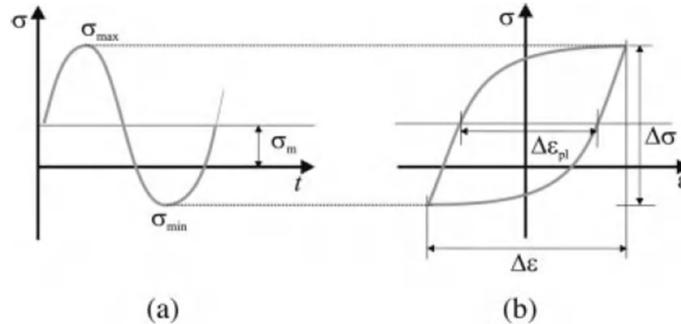


Figura 1: Representación esquemática de (a) carga de fatiga sinusoidal en términos de tensión y dependiente del tiempo y (b) el correspondiente buble de histéresis tensión-deformación. Definición de los principales parámetros.

Fuente: [4]

En la Fig.1 se definen las variables que definen la carga; donde σ_{max} y σ_{min} son el valor absoluto máximo y mínimo de tensión en un ciclo, σ_m y ε_m son las componentes medias de la tensión y la deformación, respectivamente, $\frac{\Delta\sigma}{2}$ y $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ la amplitud de la tensión y deformación respectivamente, y ε_{max} y ε_{min} son el valor absoluto máximo y mínimo de deformación en un ciclo. Estas variables están relacionadas entre sí del siguiente modo:

$$\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2 \quad (1)$$

$$\varepsilon_m = (\varepsilon_{max} + \varepsilon_{min})/2 \quad (2)$$

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2 \quad (3)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = (\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min})/2 \quad (4)$$

La relación entre el valor mínimo y el valor máximo de la tensión (Ec.5) se define como ratio de tensiones R . Para una carga alterna pura ($\sigma_m = 0$) el ratio de tensiones es $R = -1$, en cambio, para una carga pulsante ($\sigma_{min} = 0$), $R = 0$.

$$R = \sigma_{min}/\sigma_{max} \quad (5)$$

Comúnmente, el comportamiento a fatiga de un material se caracteriza con la llamada curva Wöhler o curva S-N. Es una representación gráfica que relaciona los ciclos de carga hasta la rotura y el valor de la carga cíclica. Las curvas S-N se derivan normalmente ensayando probetas del material a diferentes tensiones hasta la rotura. Lo más común a la hora de escalar estas curvas a nivel de componente se utilizan coeficientes modificativos que minoran o mayoran según el caso.

Se distinguen tres regímenes en fatiga dependiendo del número de ciclos hasta el fallo: LCF o fatiga de ciclos cortos, correspondiente al rango $N_f < 10^3$; HCF o fatiga de ciclos altos, correspondiente al rango $10^3 < N_f < 10^6$; y VHCF o fatiga de ciclos muy altos $10^6 < N_f$.



5.1 EVALUACIÓN A FATIGA DEL EFECTO ENTALLA

Es común encontrar en componentes industriales y de máquinas discontinuidades geométricas, como pueden ser agujeros, ranuras o cambios de sección. Estas discontinuidades actúan como concentradores de tensiones e influyen en la resistencia y vida a fatiga del componente por el aumento de tensión generado en sus cercanías [5].

Debido a la concentración de tensiones introducida por la entalla, la tensión aumenta en la cercanía de la entalla adquiriendo su valor máximo en la raíz de la entalla. Alejándose de la entalla, la tensión disminuye hasta llegar al valor de la tensión que habría en ese punto en ausencia de la entalla. Por lo tanto, la concentración de tensiones en la entalla tiene un efecto local y afecta únicamente a las cercanías de la entalla.

Se han desarrollado varias teorías numéricas y métodos [6] para añadir el efecto entalla en modelos de daño y predicción de vida a fatiga en metales, con el objetivo de proveer de sustento teórico para un diseño estructural óptimo y para la evaluación de la integridad.

Para poder hacer una descripción cuantitativa del efecto concentrador de tensiones de una entalla en un componente, se introduce el concepto del factor de concentración de tensiones teórico k_t . El k_t es la relación entre la tensión máxima en la raíz de la entalla y la tensión que habría en ausencia de la entalla en la raíz de la entalla.

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (6)$$

Sin embargo, es ampliamente aceptado que su uso en la evaluación de la vida a fatiga de material dúctil o de componentes con entallas agudas lleva a una predicción no conservativa[7].

Para salvar estas limitaciones, se introduce el factor de reducción de la resistencia a fatiga [6] k_f ($1 \leq k_f \leq k_t$) que representa la influencia del efecto entalla en la resistencia a fatiga:

$$K_f = \frac{\sigma_0}{\sigma_{0f}} \quad (7)$$

Siendo, σ_0 la resistencia a fatiga sin entalla y σ_{0f} la resistencia a fatiga con entalla.

A k_f , también se le denomina, factor de concentración de tensiones en fatiga.

Existen diferentes métodos o estrategias para considerar la concentración de tensiones en la evaluación de la vida a fatiga de componentes con entallas:

(a) Modificar las curvas de fatiga (denominadas curvas S-N) del componente sin entalla, minorándolas. La curva nueva predecirá una menor duración para el mismo nivel de tensión.

El valor de k_f se calcula a partir de k_t y de la sensibilidad a la entalla q ($0 \leq q \leq 1$).

$$k_f = 1 + q \cdot (k_t - 1) \quad (8)$$

(b) Modificando la tensión y utilizando la curva SN original. La tensión se minorra dividiéndola por k_f . En la práctica, es equivalente al enfoque anterior y darán el mismo resultado.

(c) El método de las distancias críticas (TCD) (o teoría de las distancias críticas) no modifica la curva SN, en su lugar, estima una tensión efectiva y utiliza la curva SN original (sin entalla).

5.1.1 Teoría de las distancias críticas (TCD)

Denominadas así por Taylor [8], son un grupo de teorías para predecir el efecto de entallas u otro tipo de concentrador de tensiones. Se introduce un parámetro llamado longitud crítica L que puede estar referido a un parámetro de una grieta, una entalla o un defecto. Si, por ejemplo, el tamaño de una grieta es mucho mayor que L , se puede aplicar la mecánica de la fractura elástico lineal (*LEFM*). Por el contrario, si es mucho menor que L , no afectara al límite de fatiga, como muestra la Fig.4. Una longitud L comúnmente usada, viene dada por

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_C}{\sigma_u} \right)^2 \quad (9)$$

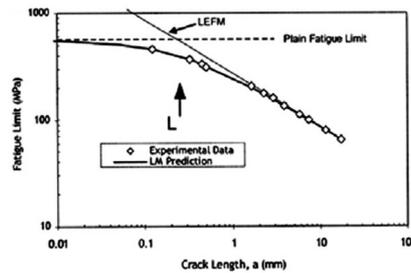


Figura 2: Predicción TCD; definición de la distancia crítica L . Fuente: [8]

En la Ec.9 K_C es la tenacidad del material o el valor crítico del factor de intensidad de tensiones, y σ_u es la resistencia última del material o la tensión máxima en el ensayo de tracción cuasi estático. En problemas de fatiga se emplea la misma expresión (Ec.9) reemplazando estas constantes del material por; el valor umbral del factor de intensidad de tensiones cíclico ΔK_{th} y el límite de fatiga cíclico $\Delta \sigma_0$. En metales, L podría estar relacionado con las grietas que no se propagan (*NPC*) [8].

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (10)$$

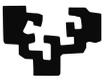
Existen cuatro métodos que usan L junto a un análisis elástico lineal; dos se basan en las tensiones y los otros dos en deformaciones.

(i) En el método del punto (*PM*) se asume que el fallo ocurre cuando la tensión alcanza σ_0 a cierta distancia desde la entalla, r_c . Esto se puede aplicar a fatiga sustituyendo por la tensión cíclica. Se ha argumentado teóricamente [9], [10] que r_c tiene un valor de $L/2$.

(ii) El método de la línea (*LM*) [11] es similar al del punto exceptuando que la tensión es promediada a lo largo de una línea, empezando desde la raíz de la entalla. Se ha visto, que la longitud de la línea está relacionada con L y tiene un valor de $2L$. Existen métodos similares promediando en un área o un volumen.

(iii) El método de la grieta imaginaria (*ICM*) está basada en la mecánica de la fractura. Se supone una grieta en la raíz de la entalla y se predice que el fallo ocurre cuando en la grieta se alcanza K_C (o ΔK_{th} en fatiga). Se suele asumir una longitud de grieta igual a L , aunque dependiendo de la geometría algunas modificaciones podrían ser adecuadas. El modelo de El Haddad [12] es un ejemplo de método *ICM*.

(iv) En el método llamado mecánica de la fractura finita (*FFM*) [13], la condición de fallo se obtiene de un balance energético asumiendo una extensión de grieta finita. El criterio de fallo puede ser expresado por la Ec.11. Para conocer los detalles del criterio acudir al Anexo II.



$$\int_0^{2L} K^2 da = K_C^2 \cdot 2L \quad (11)$$

Resulta que un valor apropiado para la extensión de la grieta es $2L$. De nuevo, se recuerda que según la geometría se requerirán correcciones.

5.2 FATIGA PROBABILÍSTICA

Un problema general de la fatiga, el efecto escala [14], se refiere al hecho de que las propiedades de fatiga tienden a decrecer cuando el tamaño del componente aumenta. Este comportamiento parece estar relacionado a la probabilidad de encontrar un “punto débil” en la microestructura del material [15]. Se ha confirmado para el caso de metales conteniendo defectos [16]. La FAA Advisory Circular 33.70-1 definiendo los requerimientos de tolerancia al daño para componentes de motores con vida finita estableció que “the probabilistic approach to damage tolerance assessment is one of two elements necessary to appropriately assess damage tolerance”.

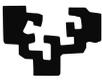
Cuando existe incertidumbre debido a muchas fuentes de variabilidad, los métodos probabilísticos son los más adecuados sin exceso de conservacionismo que estaría causado por el uso de métodos deterministas clásicos como los basados en coeficientes de seguridad [17].

Muchas veces un material se caracteriza por medio de probetas. A la hora de extrapolar estas propiedades al componente hay que tener en cuenta el efecto escala antes comentado. Para tener en cuenta este efecto escala adecuadamente en el análisis, se requiere un método basado en la estadística.

Existen dos técnicas para lidiar con el efecto escala en términos de probabilidad de fallo para un volumen de material dado: (i) El método del eslabón débil (*WL*) en el que se calcula la probabilidad de fallo para cualquier defecto en un sub-volumen de material y el volumen del material se considera como una serie de sub-volumenes; (ii) un método de valores extremos (*EVS*) en el que la probabilidad de fallo se calcula para el máximo defecto en el volumen del material.

La limitación de los métodos deterministas es evidente cuando se consideran múltiples zonas críticas en las que se podría iniciar una grieta, cuando existe variabilidad en los parámetros clave (tamaño de defecto o distribución de tensiones residuales) y cuando el volumen del material este sujeto al efecto escala. Incluso considerando la variabilidad de las predicciones de vida para una única región del componente, sería imposible implementar un análisis de propagación de grieta para todo el componente. Esta limitación alienta la aplicación de métodos probabilísticos.

Existen varios tipos de métodos disponibles en literatura para la evaluación probabilística basado en un análisis estructural *FEM* y en presencia de defectos: (i) métodos basados en conceptos de *WL* y la suposición de distribución de Weibull que lo sustenta [18]–[20]; (ii) método *WL* basado en un modelo de fatiga combinado con *EVS* para defectos [15]; (iii) simulaciones explícitas de propagación de grieta con simulaciones Monte Carlo (*MC*) [21]–[26]. Los métodos *WL* tienen la ventaja de reducir drásticamente el coste computacional gracias a su formulación analítica, mientras que las simulaciones de propagación de grieta pueden describir con precisión la vida a partir del campo de tensiones local y se pueden combinar con análisis de la detectabilidad del defecto.



El desafío real es aplicar estos métodos usando como entrada los datos obtenidos de la campaña de ensayos de la calificación del proceso de fabricación y del componente, de tal forma que pudieran ser soporte para el diseño y calificación del componente.

El modelo probabilístico más simple para describir este efecto es el concepto del eslabón más débil (*WL*). Denotando como, F_{chain} la función de distribución acumulativa para una cadena de N_E elementos (o eslabones), bajo la hipótesis de elementos independientes, se puede escribir de la siguiente forma:

$$\mathcal{R}_{chain} = 1 - F_{chain} = \prod_{j=1}^{N_E} (1 - F_j) = \prod_{j=1}^{N_E} (1 - F_j) = \mathcal{R}_j \quad (12)$$

donde \mathcal{R} se refiere a la fiabilidad ($\mathcal{R} = 1 - F$). Esta ecuación permite modelar la dependencia de las propiedades de fatiga al tamaño y puede ser fácilmente manejado si F se expresa por la distribución Weibull [27]. El volumen (o superficie) del componente está formado por N_E elementos.

El mismo procedimiento puede ser adoptado para describir la fiabilidad de un componente \mathcal{R}_{comp} discretizado por una serie de elementos N_E independientes del material bajo niveles de tensión diferente como

$$\mathcal{R}_{comp} = \prod_{j=1}^{N_E} \mathcal{R}_{V_E,j} \quad (13)$$

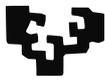
donde $\mathcal{R}_{V_E,j}$ expresa la fiabilidad de un elemento j del material discretizado, sometido a una tensión s_j . Basado en este concepto, se ha adoptado este procedimiento para expresar el efecto entalla en fatiga adoptando la distribución de Weibull [16], [28].

La adaptación de *WL* a elementos finitos, fue introducido por [29], basado en la distribución de Weibull. El concepto *WL* aplicado a elementos finitos fue desarrollado matemáticamente refiriéndose a la discretización de volúmenes o superficies como dos modelos separados para describir el efecto tamaño. El análisis de Schmitz [30], describiendo el efecto tamaño en *LCF*, demostró que una formulación basada en superficie era más adecuada para la evaluación a fatiga de superaleaciones de Níquel.

Beretta [31], fue el primero en adoptar *WL* para determinar la resistencia a fatiga en presencia de defectos. Los componentes se discretizaron por elementos finitos asociando un único valor de tensión (el correspondiente al centroide) a cada elemento y se adoptó el modelo resistente de Murakami-Endo [32]. Los cálculos se realizaron bajo la hipótesis conservadora de que todos los defectos podían ser tratados como grietas superficiales.

La formulación *FEM* de *WL* para análisis probabilístico de un componente defectuoso fue desarrollado en el *NTNU* e implementado en el software *P-FAT* [20]. La formulación está basada en el modelo de El Haddad y en la descripción del tamaño máximo de defecto en sub-volúmenes a través de una distribución de valores extremos. Se demostró que la distribución de la resistencia a fatiga puede ser descrita por una función de Weibull y aplicar el concepto *WL* para evaluar la probabilidad de fallo de componentes. El método no distingue entre defecto superficial o defecto interno. La versión analítica de *P-FAT*, no es capaz de proveer estimaciones de la vida a fatiga [15].

A fin de solventar estas limitaciones, se desarrolló una nueva versión explícita de *P-FAT* en *NTNU*. El concepto *WL* y los cálculos analíticos, se sustituyeron por cálculos de propagación de grieta explícito y directo para una serie de defectos localizados al azar en el componente. La



distribución de la resistencia a fatiga se obtuvo por medio de simulaciones Monte Carlo (*MC*) [21], [22].

Un método explícito similar, es adoptado en el software de simulación DARWIN, que fue desarrollado para certificar discos de turbinas de motores.[23]–[25]. La versión actual es capaz de analizar componentes 3D con defectos inherentes. El análisis probabilístico de la propagación de la grieta a fatiga se lleva a cabo por medio de extensas simulaciones *MC* en los que se introducen anomalías en cada uno de los nodos y aplicando la teoría *WL*. La distribución de la resistencia a fatiga se obtiene a partir de la distribución de probabilidad de fallo para vida infinita.

El principal problema del cálculo de propagación de grieta explícito es el tiempo que requiere para los análisis de propagación y las simulaciones *MC*, lo que hace difícil para un diseñador explorar rápidamente el diseño para su dimensionamiento.

Para salvar estas limitaciones, desarrollaron el software *ProFACE* (***Probabilistic Fatigue Assessment of Engineering Components with dEffects***). En la Tabla 1 se comparan sus características con otros softwares similares. Esta herramienta desarrollada por Romano, Miccoli y Beretta [15], se concebido como un instrumento probabilístico rápido que fuera capaz de asistir el diseño de componentes AM.

6 MECÁNICA DE LA FRACTURA

6.1 MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTICO LINEAL

Los conceptos de la mecánica de la fractura que desarrollados con anterioridad a la década de los 60s son solo aplicables a materiales que obedecen la ley de Hooke, esto es, su uso está restringido a estructuras con un comportamiento global elástico lineal.

Desde los 1960s se han desarrollado teorías que tienen en cuenta varios tipos de no-linealidades en el comportamiento del material, como pueden ser la plasticidad y la viscoplasticidad. También se han tenido en cuenta efectos dinámicos. Sin embargo, estos nuevos desarrollos no dejan de ser una extensión de la mecánica de la fractura elástico lineal (*LEFM*). Es por ello por lo que la comprensión de las bases de *LEFM* es esencial para entender conceptos más avanzados de la mecánica de la fractura.

Existen tres modos de carga que puede experimentar una grieta, como ilustra la Fig.5. El modo I, llamado modo de apertura, tiende a abrir la grieta aplicando la carga principal perpendicular al plano de la grieta. El modo II, llamado modo de deslizamiento corresponde a un esfuerzo cortante dentro del plano de la grieta, tiende a deslizar las caras de la grieta entre sí. El modo III, llamado modo de desgarramiento aplica un esfuerzo cortante fuera del plano de la grieta.

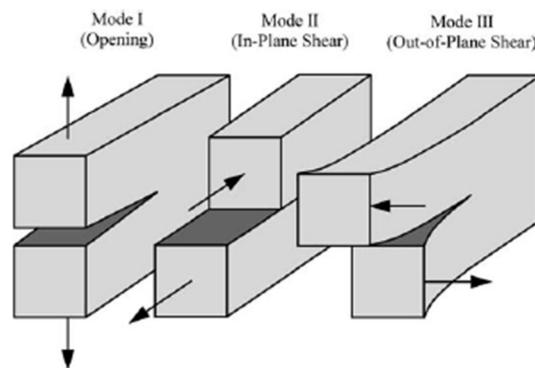


Figura 3: Los tres modos de carga aplicables a una grieta. Fuente: [33]

Al igual que las entallas, las grietas también introducen una concentración de tensiones, lo que aumenta la tensión a medida que se acerca al borde de grieta. A diferencia de las entallas, las grietas tienen un radio de acuerdo nulo y una forma muy aguda. Esto hace que la tensión aumente de forma ilimitada en el borde de grieta por la singularidad que esta introduce.

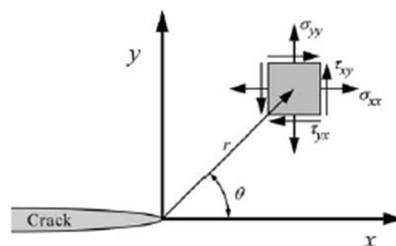
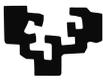


Figura 4: Definición de sistema de coordenadas local asociado al borde de grieta. Fuente: [33]



Para una placa infinita con una grieta sometida al modo I, el campo tensional se puede calcular:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_1(\theta) \quad f_1(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} (1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2}) \quad (14)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_2(\theta) \quad f_2(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} (1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2}) \quad (15)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_3(\theta) \quad f_3(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (16)$$

En el caso de tensión plana, $\sigma_{zz} = 0$. En deformación plana, $\sigma_{zz} = \nu \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$. En ambos casos, $\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$. La definición de θ y r está representada en la Fig.6.

Las Ec.14-16 son válidas solo para el campo próximo al borde de la grieta dominado por la singularidad. En la Fig.7 se representa dicha zona de singularidad, donde las ecuaciones anteriores tienen validez y la transición hacia la tensión de campo remoto.

Para resolver la dificultad de tratar con una tensión infinita en el borde de grieta, Irwin [34], [35] introdujo a finales de los 1950s el concepto de factor de intensidad de tensiones *SIF* (por sus siglas en inglés).

Teniendo una grieta pasante de longitud $2a$ orientada en el eje x en una placa infinita y aplicando un esfuerzo de tracción uniaxial σ_0 en la dirección del eje y , se obtiene el siguiente valor para el factor de intensidad de tensiones en el modo I:

$$K_I = \sigma_0 \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (17)$$

La tensión normal en las cercanías del borde de la grieta, a lo largo del eje x , se puede escribir como:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (18)$$

La tensión por cortadura τ_{xy} es nula, lo que significa que el plano de la grieta es un plano principal del Modo I puro. La Fig.7 es una representación gráfica de la tensión normal al plano de la grieta σ_{yy} , en función de la distancia desde el frente de la grieta r . La Ec.18 solo es válida en el campo próximo a la grieta. Lejos de la grieta las tensiones son gobernadas por las condiciones de contorno remotas. A la región, en la cual las Ec.18 tiene validez, se le denomina *zona dominada por la singularidad*.

Las tensiones cerca de la grieta se incrementan proporcionalmente a K . Es más, K define completamente las condiciones (tensiones, deformaciones y desplazamientos) del frente de grieta en función de r y θ . De hecho, esta descripción de las condiciones en el frente de la grieta gracias a un único parámetro K resulta ser uno de los conceptos más importante de la mecánica de la fractura.

El factor de intensidad de tensiones K depende de las condiciones de contorno remotas. Para casos con configuraciones sencillas, existen soluciones de forma cerrada para el cálculo de K [36]. Cuando la configuración es más compleja, se puede estimar el valor de K de forma experimental o por medio de un análisis numérico.

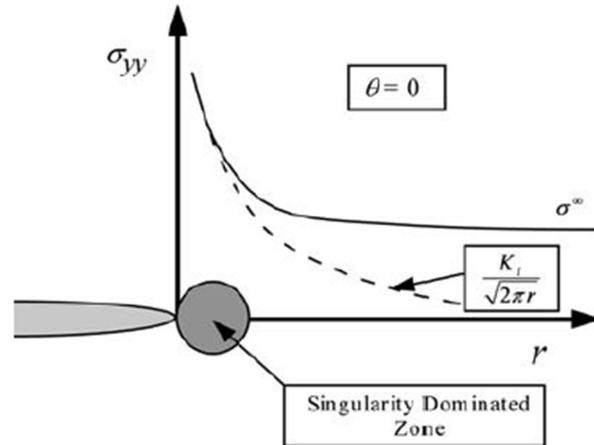


Figura 5: Tensión normal al plano de la grieta para Modo I. Fuente: [33]

Newman y Raju [37] desarrollaron la Ec.#1 para calcular ΔK para diferentes puntos representativos del frente de una grieta semi circular en una sección circular.

$$\Delta K_I = \lambda \Delta \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} f(\phi) \quad (19)$$

donde,

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1.65} \quad (20)$$

$$\lambda = \left[1.13 - 0.09 \left(\frac{a}{c}\right) \right] \cdot [1 + 0.1(1 - \sin \phi)^2] \quad (21)$$

$$f(\phi) = \left[\sin^2 \phi + \left(\frac{a}{c}\right)^2 \cos^2 \phi \right]^{1/4} \quad (22)$$

Tal y como muestra la Fig.8, ϕ es la posición angular de los puntos representativos, a es la profundidad de la grieta, $2c$ es la anchura de la grieta y $\Delta \sigma$ es el rango de tensión cíclico aplicado. De este modo, se puede obtener el factor de intensidad de tensiones en el frente de la grieta de forma continua, considerando los cambios que se producen en la relación de aspecto $\left(\frac{a}{c}\right)$.

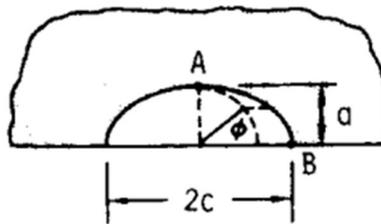


Figura 6: Grieta semi elíptica. Fuente:[37]

La mayoría de las configuraciones para los que existe una solución de forma cerrada de K consiste en una geometría de grieta simple en una placa infinita (o al menos, las dimensiones de la grieta son muy pequeñas en comparación a los de la placa). En estas condiciones, las condiciones en el borde de grieta no están influenciado por superficies exteriores.

Se introduce el factor geométrico α en el cálculo de K para tener en cuenta la redistribución de las tensiones remotas a consecuencia de la existencia de una grieta. La Ec.17 se modifica quedando:

$$K_I = \sigma_0 \cdot \alpha \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (23)$$

En cuanto a las propiedades a fatiga del modo mixto, se ha visto [38] que el valor umbral del rango del factor de intensidades ΔK_{th} obtenido para el modo I representa un valor conservativo frente a ΔK_{th} obtenido para el modo mixto. Bajo condiciones de propagación de grieta en modo mixto un valor equivalente del factor de intensidad de tensiones cíclico puede ser considerado, teniendo en cuenta la aportación de cada uno de los tres factores. En una grieta pasante situada en una placa, bajo condiciones de tensión plana, el factor de intensidad de tensiones cíclico equivalente ΔK_{eq} puede obtenerse a través de la siguiente expresión propuesta por [39]:

$$\Delta K_{eq} = [\Delta K_I^2 + \Delta K_{II}^2 + (1 + \nu)\Delta K_{III}^2]^{0.5} \quad (24)$$

donde ν es el coeficiente de Poisson y ΔK_i es el factor de intensidad de tensiones cíclico del modo i .

La propagación de las grietas, típicamente, se representa en una gráfica en doble escala logarítmica enfrentando la tasa de propagación da/dN y el parámetro gobernante que rige la propagación:

$$\frac{da}{dN} = f(\text{parametro gobernante}) \quad (25)$$

Paris y Erdogan [40] usaron ΔK como parámetro gobernante y dos parámetros de ajuste. La Ec.96 representa una recta y se ajusta parcialmente a la curva de propagación. El tramo en el que el ajuste lineal es válido es el régimen II en la Fig.9, también se le llama régimen de Paris. El régimen I es la zona cercana al umbral de propagación ΔK_{th} y el régimen III es la zona de fractura en el que ΔK se acerca al valor de la tenacidad K_c y la tasa de propagación se dispara hasta el fallo.

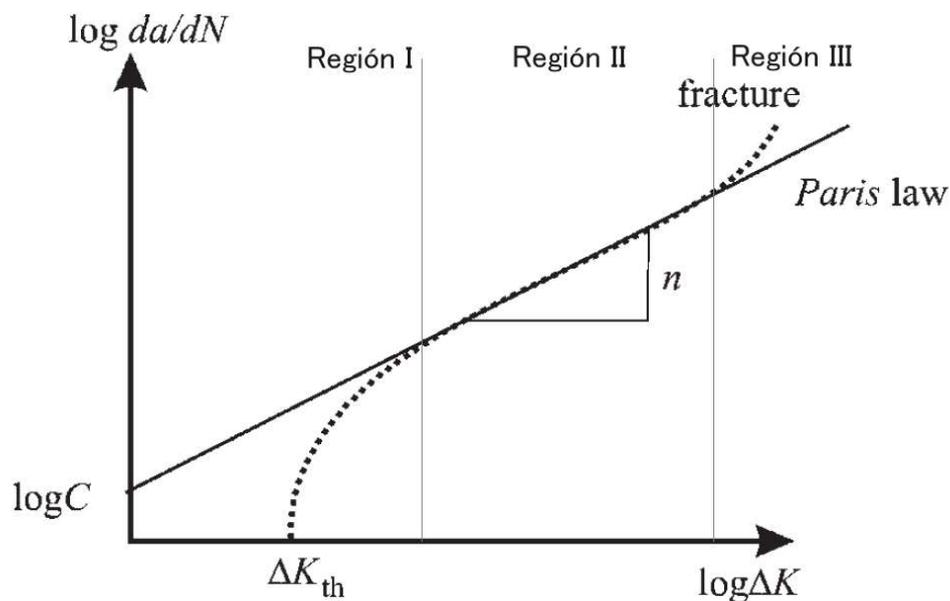


Figura 7: Curva de propagación de grieta a fatiga, el ajuste de Paris y definición de las distintas regiones. Adaptado de Fuente: [41]

6.2 MECANICA DE LA FRACTURA ELASTICO PLASTICA

La aplicabilidad de *LEFM* es limitada, se acepta su uso siempre que el radio plástico en la punta de grieta se pequeño en comparación a la grieta. Esto es solo aplicable a grietas largas, en la fase de propagación de grieta corta en materiales dúctiles está gobernado por la plasticidad en la punta de la grieta y la extensión de esta es grande en comparación a la longitud de la grieta. Otro de los motivos es que *LEFM* se fundamenta en la suposición de que el material es un medio continuo, sin embargo, en las fases iniciales de la propagación, donde la microestructura tiene influencia, el material tiene un comportamiento anisotrópico[41].

Estas limitaciones pueden ser salvadas parcialmente aplicando el método de la mecánica de la fractura elástico-plástica (*EPFM*), que relaciona la propagación de la grieta con la deformación elástico-plástica alrededor del frente de grieta. Los conceptos más usados son el de la integral *J*, el desplazamiento de apertura de punta de grieta (*CTOD*) y los métodos *yield-strip*.

6.2.1 Plasticidad en la punta de grieta

Justo en la punta de la grieta, la Ec.18 predice un valor infinito para el factor de intensidad de tensiones. Sin embargo, en materiales dúctiles el nivel de tensión no puede exceder el valor de la tensión de fluencia σ_Y . Por lo tanto, el gradiente de tensiones σ_{yy} delante de la punta de grieta, corresponde a la línea sólida de la Fig.10.

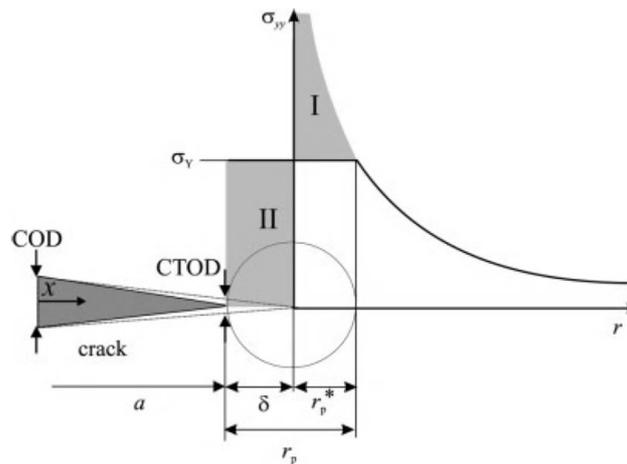


Figura 8: Corrección de la zona plástica de acuerdo con Irwin [42]. Fuente:[41]

Para implementar esto dentro del concepto del factor de intensidad de tensiones *K*, Irwin [42] introdujo una corrección de la longitud de la grieta por la cual se establece que esta se ve reducida una longitud δ . Siendo δ la longitud necesaria para un área equivalente (II en la Fig.10) al área de la curva σ_{yy} (I en la Fig.10) que queda por encima de la tensión de fluencia. Una primera estimación del tamaño de la zona plástica r^* se puede obtener por la Ec.19 para $\theta = 0$ y $\sigma_{yy} = \sigma_Y$:

$$r^* = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_Y^2} \quad (26)$$

De la igualdad de las áreas I y II (Fig.10) se puede expresar como

$$A_I = \sigma_Y(r_p - r_p^*) = \int_0^{r^*} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} dr - \sigma_Y \cdot r_p^* = A_{II} \quad (27)$$

que resulta en un mayor tamaño de la zona plástica para tensión plana.

$$r_p = \frac{K_I^2}{\pi \sigma_Y^2} = 2r^* \quad (28)$$

Bajo condiciones de deformación plana el campo de tensiones en el frente de grieta es triaxial. El tamaño de la zona plástica bajo estas condiciones viene dado por

$$r_p = \frac{K_I^2}{\pi \sigma_Y^2} (1 - 2\nu)^2 \quad (29)$$

Para un valor del coeficiente de Poisson $\nu = 0.3$ (utilizado para la mayoría de los metales) el tamaño del radio plástico es 6 veces menor al correspondiente a tensión plana (Fig.11).

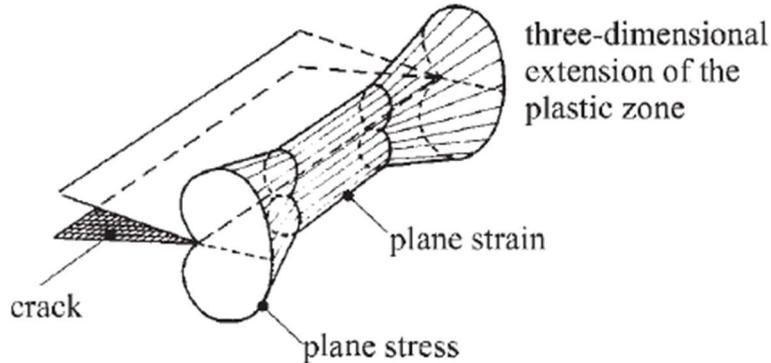


Figura 9: Tamaño de la zona plástica tridimensional. Fuente: [41]

Análogo a la corrección de la zona plástica de Irwin, el modelo de Dugdale-Barenblatt [43], [44] considera una grieta de tamaño $2a$ extendido por una zona plástica ρ , de acuerdo con la Fig.10.

El factor de intensidad de tensiones del modo I para una carga remota σ se obtiene como

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi(a + \rho)} \quad (30)$$

Se asume que existe otro factor de intensidad actuando en contra de σ (debido a la fluencia de la zona plástica) con un efecto de cierre de grieta. El tamaño de la zona plástica se puede expresar como [41]

$$r_p = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (31)$$

6.2.2 CTOD

Derivado del trabajo de Irwin [42] y Dugdale-Barenblatt [43], [44], se puede determinar [45] el CTOD. Sustituyendo los tamaños de radio plástico r_p del apartado anterior, se obtiene CTOD según Irwin (tensión plana):

$$CTOD = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E \cdot \sigma_Y} \quad (32)$$

Analogamente, según Dugdale-Barenblatt:

$$CTOD = \frac{1}{m} \frac{K_I^2}{E \cdot \sigma_Y} \quad (33)$$

donde $m \approx 1$ y $E' = E$ corresponden a tensión plana y $m \approx 2$ y $E' = E/(1 - 2\nu)^2$ a deformación plana.

Para analizar casos en los que la plastificación en el frente de grieta es muy pronunciada, Rice [46] sugirió una tasa de liberación de energía no lineal, la llamada integral J . Se basa en el cambio de energía potencial debido al avance de la grieta.

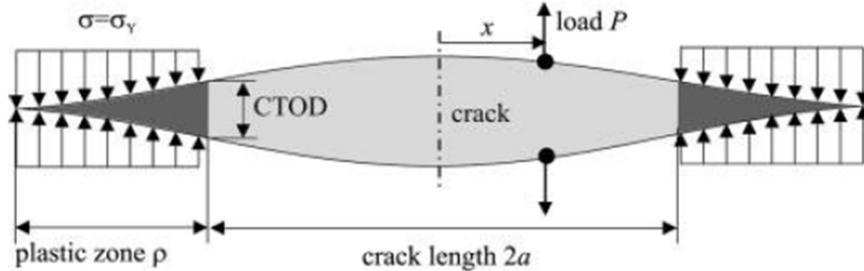


Figura 10: Parámetros geométricos del modelo de Dugdale-Barenblatt. Fuente: [41]

6.2.3 Integral J

La integral J , basada en la teoría de la plasticidad, ha sido desarrollada para un comportamiento de deformación elástica no lineal. Esto hace que su aplicación este limitado a aumentos de cargas proporcionales y monotónicos. Estas condiciones no son válidas para una grieta que se propaga. Mientras que las tensiones y deformaciones locales incrementan con el aumento de la carga aplicada por delante del frente de la grieta, simultáneamente disminuyen en su estela. Para posibilitar la aplicación de la integral J en la propagación de grietas se obtiene una integral J independiente de la trayectoria, definida para la porción de aumento de carga de la curva cíclica de tensión-deformación [47], [48]. Luego, la integral ΔJ se formula como:

$$\Delta J = \int_{\Gamma} \left[\Delta W_{\varepsilon} dy - \overline{\Delta T}_i \frac{\partial(\Delta u_i)}{\partial x} ds \right] \quad (34)$$

siendo la densidad de energía de deformación $\Delta W_{\varepsilon} = \int [\Delta \sigma_{ij} d(\Delta \varepsilon_{ij})]$, $\overline{\Delta T}_i$ el vector de las componentes del tensor σ_{ij} normales a la trayectoria de integración Γ y $\overline{\Delta u}_i$ el vector desplazamiento, como muestra la Fig.11.

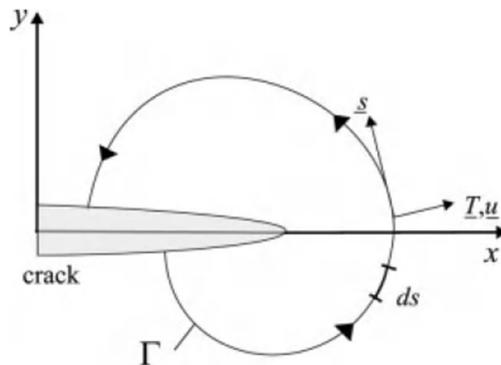


Figura 11: Trayectoria de integración de la integral J . Fuente: [41]

Para el caso de un material elástico lineal bajo el modo I, se puede aplicar la siguiente relación:



$$J = \mathcal{G} = \frac{K_I^2}{E} \quad (35)$$

La propagación de grieta larga en *HCF* puede ser descrita por la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$. Sin embargo, cuando se aplica ΔK a grietas mecánicamente cortas, sucede que las grietas crecen con un valor ΔK menor al valor umbral de grieta larga $\Delta K_{th,LC}$ y por encima de este valor crecen con una tasa de propagación mayor del que lo harían las grietas largas. En otras palabras, la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$ de grieta larga no se puede utilizar para describir la propagación de grieta corta. La razón detrás de esto es que la suposición de zona plástica pequeña en comparación a la grieta ya no se cumple en grieta corta, donde la zona plástica supone una fracción importante de la longitud de la grieta o incluso esta enteramente embebida en ella. Por lo tanto, el concepto de la integral *J* cíclica ΔJ o $\Delta CTOD$ tienen que ser utilizados sustituyendo al factor de intensidad de tensiones cíclico ΔK . Se ha visto [49]–[52] que, con ΔJ como parámetro gobernante adecuadamente definido y considerando el cierre de grieta correctamente, las curvas de la tasa de propagación de la grieta corta y larga coinciden.

Nótese que a diferencia de $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ el parámetro $\Delta J \neq J_{max} - J_{min}$.

La independencia en la trayectoria de la grieta de la integral ΔJ ha sido probada [48], [51], [53] y su aplicación es común (ver revisión [54]). Sin embargo, existen limitaciones [47]:

- (i) ΔJ puede depender de la trayectoria cuando no se cumple la condición del material elástico saturado cíclicamente.
- (ii) Bajo condiciones de zona plástica grande relativa al tamaño de grieta, ΔJ pierde su significado de parámetro que describe exclusivamente el campo tensión-deformación delante de la grieta, en particular para geometrías poco restringidas.

6.2.4 Strip yield model modificado de Newman

Es el método utilizado en el código de FASTRAN [55]. Hace uso del modelo *strip yield* modificado de Newman [56]. En la Fig.12 se ilustra el modelo que considera una placa sometida a tracción. Se deben distinguir tres regiones en las cercanías de la grieta, en la figura designadas como (1), (2) y (3). La región (1) es elástico continuo, la región (2) una franja por delante del frente de grieta que consiste en elementos tipo barra con la propiedad de material plástico perfecto modelando la zona plástica. La región (3) es la estela de la grieta, también consiste en elementos tipo barra, pero esta divididos por el plano de la grieta y solo trabajan a compresión.

La gran ventaja del modelo es que es capaz de predecir la formación gradual del mecanismo de cierre de grieta inducido por plasticidad. Cuando la grieta se propaga, las barras de la región (2) cerca del frente de la grieta se parten y pasan a formar parte de la región (3) donde permanecen estirados y, por lo tanto, incrementan la carga de apertura σ_{op} . Para un análisis de propagación de grieta a fatiga, el modelo requiere de una grieta (o defecto) inicial e incluye tanto la propagación de grieta corta como larga. La ecuación NASGRO ha sido derivada como una aproximación de los resultados obtenidos por el modelo modificado *strip yield*.

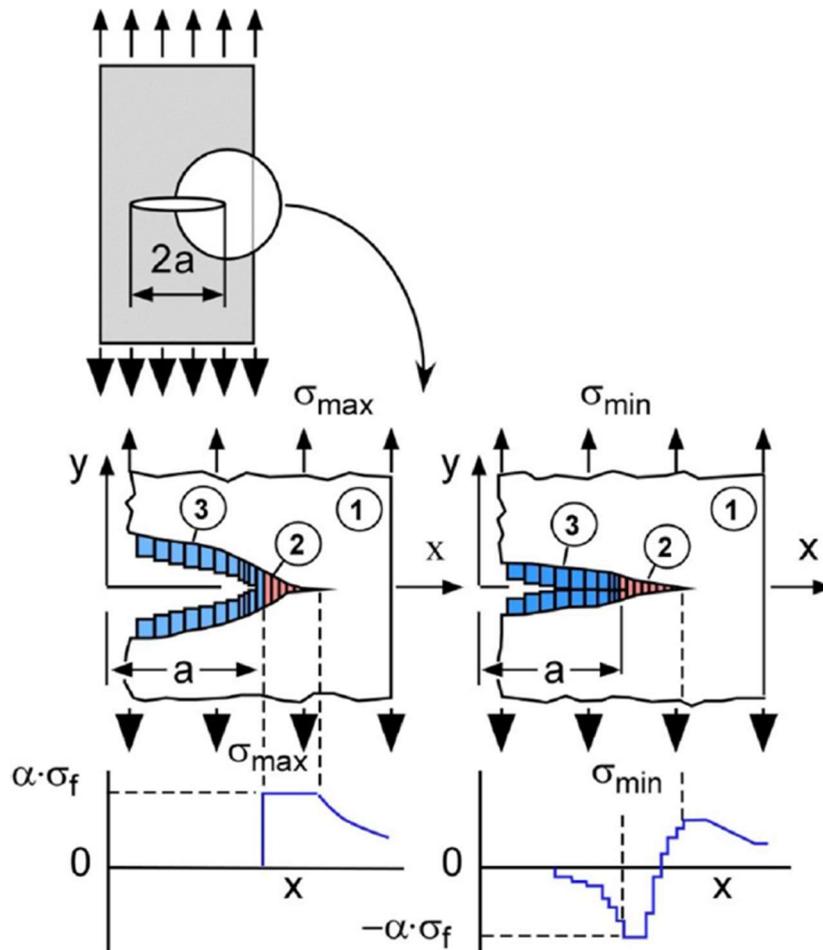


Figura 12: Modelo modificado strip yield, de acuerdo con [55]. Fuente: [57]

6.3 CIERRE DE GRIETA

El fenómeno de cierre de grieta juega un papel importante en la propagación de grieta larga como en la propagación de grieta corta.

El término “cierre de grieta” fue introducido por Elber [58] en 1970. Se basa en la observación de que, durante el ciclo de carga, la grieta se encuentra abierta solo en parte de esta. Observo que la grieta puede permanecer cerrada bajo un estado de carga tensional remoto positivo. Este efecto es el llamado fenómeno de cierre de grieta por plasticidad. Es el principal efecto que se da dentro del régimen II o régimen de Paris (Fig.7) de la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$, es por esto por lo que ha sido objeto de investigación durante las últimas décadas.

No obstante, existen otros efectos que contribuyen al fenómeno de cierre de grieta. En el régimen I de la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$, donde la grieta tiene una tasa de propagación lenta, puede existir el cierre de grieta inducido por oxido. La tasa de propagación lenta es un requisito para que desarrolle la corrosión dentro de la grieta. Los detritos producto de la corrosión elevan el

nivel de carga al que la grieta se cierra. El cierre inducido por rugosidad también ha sido observado en el régimen I de la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$.

El cierre de grieta se produce por varios mecanismos:

- El cierre de grieta inducido por plasticidad (*PICC*) se produce debido a la zona plástica delante del frente de una grieta que se propaga. A medida que la grieta se propaga, queda una estela de material deformado plásticamente a tracción. Cuando una grieta sometida a carga cíclica se abre, el frente de grieta sufre una deformación plástica y se genera un campo de tensiones residuales complejo. Debido a los dos fenómenos, la deformación plástica en la estela de la grieta y las tensiones residuales por delante del frente de la grieta, durante la descarga, la grieta se cerrará antes de que el valor de la tensión o de ΔK sea cero. (Fig.13a)
- El cierre de grieta inducido por rugosidad se debe a la rugosidad de las caras de la grieta que causan un contacto áspero. El rozamiento de estas caras provoca una carga de apertura de modo mixto a escala micro[57]. Este efecto se hace destacable en modos de apertura II y III. Su efecto puede aumentar por retorcimiento o ramificación de la grieta [57]. (Fig.13b)
- El cierre de grieta inducido por detritos de oxido se da en materiales susceptible de corroerse. Las caras libres de la estela de la grieta son cubiertas por capas de oxido que aumentan con ratios de carga R bajos debido al frotamiento de las caras por fricción. (Fig.13c)

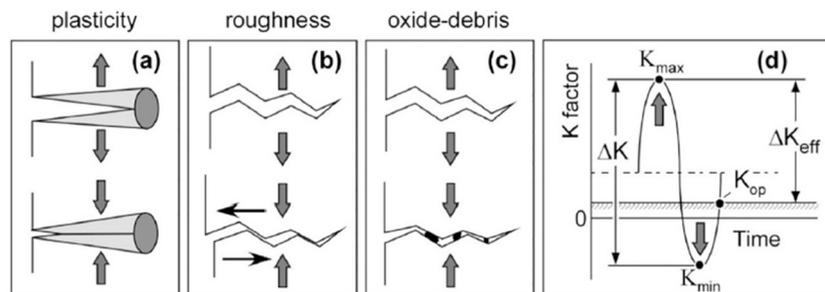
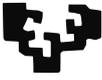


Figura 13: Mecanismos del fenómeno de cierre de grieta; (a) Inducido por la plasticidad; (b) Inducido por la rugosidad; (c) Inducido por detritos; (d) Descripción grafica del parámetro de la mecánica de la fractura ΔK_{eff} .

Fuente: [59]

El cierre de grieta inducido por plasticidad gana protagonismo frente al resto a medida que se aumenta la carga y por consiguiente la zona plástica. Por el contrario, con cargas bajas, cerca del umbral de propagación de grieta a fatiga ΔK_{th} , el cierre inducido por rugosidad y detritos de oxido es dominante. A parte de los mecanismos de cierre de grieta vistos, en casos concretos aparecen otros; el cierre inducido por fluido viscoso y por transformación de fase.

El fenómeno de cierre de grieta, dentro del marco de la mecánica de la fractura, se tiene en cuenta cuantitativamente por medio del uso de un rango del factor de intensidad de tensiones efectivo ΔK_{eff} . Esta, se refiere a la porción del rango del factor de intensidad de tensiones ΔK en la que la grieta permanece abierta (Fig.13d). Solo la parte en la que la grieta permanece abierta contribuye a la propagación de la grieta.



A nivel fenomenológico, el cierre de grieta tiene el efecto de aumentar el nivel carga, σ_{op} o K_{op} , para el que la grieta se abre. Lo que es lo mismo, reduce el rango efectivo del factor de intensidad de tensiones.

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (36)$$

donde K_{max} es el valor máximo del factor de intensidad de tensiones del ciclo de carga y K_{op} el valor por encima del cual la grieta esta abierta. El cierre de grieta es responsable del efecto de la tensión media o del ratio de carga R ($R = \frac{K_{min}}{K_{max}}$) en la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$. La propagación de la grieta ocurre exclusivamente cuando la grieta está abierta, en otras palabras, dentro del rango ΔK_{eff} . Cuanto menor sea la tensión media aplicada, mayor será el efecto de cierre de grieta: el ratio U entre ΔK_{eff} y ΔK disminuye.

$$U = \Delta K_{eff} / \Delta K \quad (37)$$

Pudiendo reescribir ΔK_{eff} como

$$\Delta K_{eff} = U \cdot \Delta K = \frac{K_{max} - K_{op}}{K_{max} - K_{min}} \cdot \Delta K = \left(\frac{1}{1-R} - \frac{K_{op}}{\Delta K} \right) \cdot \Delta K \quad (38)$$

El valor umbral de propagación se puede obtener de la ecuación anterior (Ec.38) para $U = 0$.

$$K_{th} = K_{op}(1 - R) \quad (39)$$

Despreciar el efecto del cierre de grieta, esto es; usar ΔK en lugar de ΔK_{eff} , conlleva una predicción conservativa de la propagación de la grieta.

El aumento de R disminuye el efecto del cierre de grieta y, por lo tanto, también el del umbral a la propagación ΔK_{th} . Aunque este tratamiento sea una simplificación del fenómeno del cierre de grieta, muestra claramente el principal efecto de la tensión media.

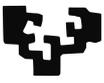
En lo relativo al estudio del efecto del cierre de grieta inducido por plasticidad, la complejidad subyace en la dependencia de este al historial de carga. El cierre de grieta por plasticidad se desarrolla desde un valor nulo para la grieta inicial a_i hasta alcanzar a un valor de saturación. En otras palabras, la función de apertura de grieta U es dependiente del tamaño de grieta durante la fase de propagación de grieta corta. Como U es mayor en la fase de grieta corta que en la de grieta larga, la aplicación de la corrección del cierre de grieta para grieta larga en grietas cortas conlleva resultados no conservativos.

El fenómeno de cierre de grieta se refleja a través de ΔK_{th} . Este parámetro puede ser separado en dos componentes [57]:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,eff} + \Delta K_{th,op} \quad (40)$$

El primero, $\Delta K_{th,eff}$, es un parámetro intrínseco del material que depende únicamente del módulo de elasticidad del material E y del tipo de configuración cristalografica. El componente de cierre de grieta, $\Delta K_{th,op}$, esta influenciado por propiedades del material como el tamaño de grano (el cual podría influir en el cierre de grieta inducido por rugosidad o en el tamaño de la zona plástica en la punta de grieta) y por el ratio de tensiones R [57].

Cuando el fallo se da a cortante, un aspecto fundamental para considerar es el cierre de grieta inducido por la rugosidad. Esta depende de la trayectoria de la grieta, la plasticidad en el frente de grieta y el desplazamiento del frente de grieta en modo II [60]. El efecto combinado de la



fricción y la rugosidad es un factor clave en la determinación de la trayectoria de la grieta, reduciendo el efecto del parámetro gobernante para el modo II, especialmente para niveles de carga bajos. Después de estudiar este fenómeno en profundidad, Gates y Fatemi [61] propusieron un modelo reduciendo el rango del factor de intensidades efectivo para el modo II, K_{II} , debido a la interacción entre las caras de la grieta. Esta interacción depende del ángulo de aspereza media efectiva y del coeficiente de fricción al deslizamiento, que representa la fricción entre las caras opuestas de la grieta bajo la hipótesis de contacto ideal. A través de este método se puede obtener el rango del factor de intensidades efectivo y por tanto el valor de las tensiones.

6.4 FASES DE PROPAGACIÓN DE UNA GRIETA

El proceso de daño por fatiga en metales principalmente involucra (i) la nucleación y el crecimiento de microgrietas hasta una longitud mayor que el tamaño de grano del orden de 200 μm , (ii) la propagación de grieta corta (habitualmente menor de 2mm) y (iii) la propagación de grieta larga.

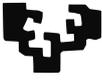
6.4.1 Iniciación

La fase de iniciación de una grieta, para un ingeniero, comprende el número de ciclos de carga requerido para generar, nuclear o iniciar una grieta detectable por NDT. No obstante, esta definición de la iniciación incluye tanto la nucleación como la propagación de grieta corta. Las grietas por fatiga se inician en la zona de mayores deformaciones plásticas locales cíclicas. En una pieza sin defectos en entallas o agujeros, esto es, junto a un concentrador de tensiones [59].

La iniciación o nucleación de la grieta por fatiga, en un componente sin defectos, suele darse por una acumulación de deformación plástica irreversible. En HCF la carga aplicada está muy por debajo de la tensión de fluencia y la deformación plástica está limitada a un pequeño número de granos, aquellos cuya orientación cristalográfica es favorable y la restricción de los granos adyacentes mínima. Si la tensión aplicada es igual al límite de fatiga, el número de granos con daño por fatiga suficiente para iniciar una grieta será mínima. Bajo cargas cíclicas, a nivel de grano, con el incremento del número de ciclos aplicados, el daño aumenta y se dan intrusiones/extrusiones irreversibles de los planos de deslizamiento cristalinos (*PSB*). El esfuerzo responsable de estas dislocaciones irreversibles es la tensión tangencial (Modo II) y, por lo tanto, se da a 45° de la tensión principal. Se ha visto que la grieta puede ser también iniciada en el borde de grano [5], [62], aunque no es tan común.

En componentes con defectos, la grieta responsable del fallo final suele iniciarse es uno de los defectos. La fase de iniciación, en presencia de defectos, suele ser corta en comparación a las fases de propagación. Si el componente contiene una grieta corta o un defecto tipo grieta, las fases de localización del daño, la generación de *PSBs* y el surgimiento de una microgrieta, no existen o se reducen a la mínima expresión. Por lo tanto, el comportamiento a fatiga es definido por la propagación de estas microgrietas hasta que ocurre el fallo del componente.

La Fig.14 ilustra el modelo de Wood [63] para la nucleación. Durante la fase de carga de tracción se dan deslizamientos en planos de deslizamiento favorablemente orientados. En la fase de compresión, el deslizamiento se da en planos paralelos a los anteriores ya que estos están inhibidos por el endurecimiento por deformación y la oxidación de la superficie libre recién creada. Este primer ciclo de carga puede conllevar una extrusión o intrusión en la



superficie. Una intrusión puede convertirse en una grieta por la fluencia plástica continua durante los subsiguientes ciclos [64].

En presencia de defectos de fundición como microgrietas por contracción o escoria se suele asumir que la iniciación es despreciable en LCF [65].

La relación entre el factor de concentración de tensiones k_t , asociado al defecto, y el número de ciclos de la fase de iniciación N_i se puede estimar con la Ec.40 [62], [66].

$$\left[k_t \Delta \sigma \left(1 - \frac{r^*}{\rho_s} \right) - \Delta \sigma_0 \right] N_i^\varphi = \zeta \quad (40)$$

donde $\Delta \sigma$ es el rango de la tensión, r^* es la distancia delante del rasguño dominado por la iniciación de grieta, ρ_s es el radio de curvatura del frente del rasguño, $\Delta \sigma_0$ es el límite de fatiga cíclico, ζ es el coeficiente de la vida a fatiga y φ es el exponente de la vida a fatiga. La evolución de las curvas de k_t depende de la geometría de la entalla (Sección 5.1). Cuanto más profundo sea el defecto, mayor es el valor de k_t y menor el tiempo de iniciación de la grieta N_i de acuerdo con la Ec.40.

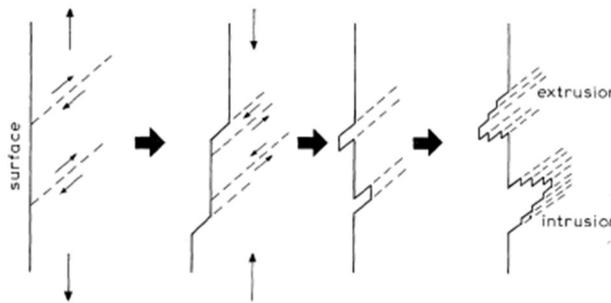


Figura 14: Modelo de Wood para la iniciación de la grieta a fatiga. Fuente: [64]

Claramente, los rasguños superficiales que actúan como un concentrador de tensiones tienen una influencia perjudicial en la resistencia a fatiga. Es más, el ambiente corrosivo puede facilitar la iniciación de una grieta emergente desde las picaduras de corrosión. Esto puede ser particularmente nocivo en el caso de daño localizado en recubrimientos causado por ralladuras. En este caso, el comportamiento a fatiga se ve comprometido tanto por las ralladuras como por la exposición a un ambiente corrosivo [67].

Polak [68] observó que numerosos estudios habían mostrado que, en la mayoría de los materiales bajo condiciones de carga normales, la fase de iniciación en probetas sin defectos o entallas consume menos del 5-20% de la vida a fatiga total. En materiales con defectos, la fracción de la vida total a fatiga consumida por la fase de iniciación es aún menor. La mayor parte del tiempo de la vida a fatiga la consume la propagación, concretamente la propagación de grieta corta. Cabe destacar que el autor habla de condiciones normales de carga, por lo tanto, existen excepciones como, por ejemplo, un nivel de carga aplicado muy bajo (VHCF).

En general, la iniciación de una grieta en PSB ocurre solo con baja o nula porosidad. La iniciación de una grieta a fatiga en poros es bastante común en aceros fundidos [69]–[75] y aceros fabricados a partir de polvo metalúrgico (AM y sinterizado) [76]. En aceros Al y Mg de fundición los poros pueden ser de gas, los cuales suelen tener una forma esférica, o poros por contracción, que suelen exhibir una forma más compleja, incluyendo radios de acuerdo y



características geométricas semejantes a una grieta [69]–[75]. Los poros por achicamiento normalmente suelen estar cerca de o en contornos de grano, a menudo acompañados de capas de óxido y fases inter-metálicas frágiles [71]–[75]

La iniciación en aleaciones de aluminio de fundición es controlada en su mayoría por poros, seguido de capas de óxido y PSBs [70]. La vida a fatiga disminuye a medida que aumenta el tamaño de poro y es dominada por la fase de propagación [73].

Sanaei [77] demostró que la iniciación a partir de un defecto tipo cavidad con un radio de curvatura menor a $10\ \mu\text{m}$ solo consume unas pocas decenas de ciclos. Miller y O'Donnell [78] postularon que en presencia de defectos la fase de iniciación es inexistente. Lo que está claro, es que, de existir, la fase de iniciación es corta en comparación a la posterior propagación de grieta corta [68]. Los defectos agudos en metales AM actúan como grietas cortas y como resultado la fase de nucleación de la vida a fatiga de metales AM se puede despreciar [79].

6.4.2 Propagación de grietas microestructuralmente cortas

La propagación de grietas microestructuralmente cortas se caracteriza por las discontinuidades debidas a la gran influencia de la microestructura. Las aceleraciones y deceleraciones en la tasa de propagación (da/dN) se alternan, pudiendo incluso detenerse la propagación de la grieta al toparse con barreras microestructurales [59].

El ancho del frente de grieta ($2c$) y no la profundidad (a) es el parámetro esencial para definir el límite superior del tamaño de una grieta microestructuralmente corta. Capelli [80] identificó, para una aleación de aluminio de fase única, un tamaño del frente de la grieta aproximado de 15 granos como el límite superior. A partir de este punto la propagación se considera que ya no está dominada por la microestructura.

6.4.3 Propagación de grietas mecánicamente cortas

Una grieta se define como mecánicamente corta cuando su tamaño es del orden de las dimensiones características mecánicas, como el tamaño de la zona plástica en el borde de grieta. La propagación es más continua, reduciéndose las discontinuidades de la fase anterior. La microestructura sigue teniendo influencia, pero es más constante y uniforme [59].

La mecánica de la fractura elástico lineal (LEFM) no puede ser aplicada en esta fase, es su lugar se deben de usar parámetros elastoplásticos como la integral J cíclica ΔJ (Apartado 6.2.3).

Murakami [81] compara la distribución de tensiones elásticas alrededor del frente de la grieta para grietas de diferente tamaño y misma K_I . Las tensiones obtenidas para grietas cortas son mayores que para grietas largas. Para grietas de tamaño mayor a $a = 1\text{mm}$ la distribución de tensiones es prácticamente idéntica. A estas, se les aplica un valor umbral del rango del factor de intensidad de tensiones para grietas largas $\Delta K_{th,LC}$. Las grietas cortas se propagan con un valor de $\Delta K < \Delta K_{th,LC}$. En otras palabras, las grietas cortas se propagan con un valor de carga o tensión nominal para el que las grietas largas se detienen. Es un error habitual analizar la propagación de grieta corta en base a la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$.

6.4.4 Propagación de grietas físicamente cortas y el fenómeno de cierre de grieta

La fase de propagación de grietas físicamente cortas se solapa con las mecánicamente cortas. Se caracteriza por la generación gradual de los fenómenos de cierre de grieta.

El fenómeno de cierre de grieta ocurre en las fases de propagación de grieta físicamente corta y larga, definiendo la transición entre estas. Al inicio de la propagación no hay cierre de grieta, esta se va desarrollando y aumentando a medida que la grieta se propaga y el tamaño de esta crece. No es el tamaño de la grieta, sino el tamaño de la estela, el parámetro influyente. Llegado un punto el efecto de cierre de grieta se estabiliza y es independiente del tamaño de grieta, este es el punto de transición a grieta larga.

En términos de parámetro gobernante cabe destacar que mientras usualmente ΔK aumenta con el aumento del tamaño de grieta, ΔK_{eff} disminuye debido al desarrollo gradual del cierre de grieta, pudiendo incluso detener la propagación de la grieta si el valor de este cae por debajo de ΔK_{th} . Esto explica por qué hay grietas largas que no se propagan a un nivel de carga al que si se propagan grietas cortas. La Fig.15 muestra como las grietas cortas se propagan con valores $\Delta K < \Delta K_{th,LC}$ y como su propagación esta marcada por las discontinuidades que introduce la influencia de la microestructura en esta.

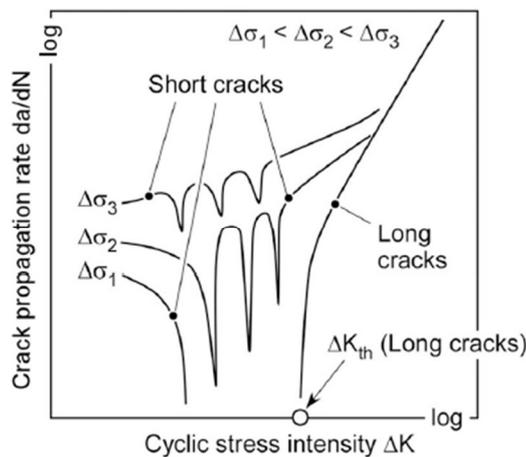


Figura 15: Curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$ aplicado a grietas cortas. Fuente: [68]

6.4.5 Propagación de grieta larga

Tal y como se ha comentado, la fase de propagación de grieta larga comienza cuando el fenómeno de cierre de grieta se estabiliza y se convierte independiente del tamaño de grieta.

La propagación puede describirse por la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K_{eff}$, la cual ya está corregida para contemplar el fenómeno de cierre de grieta. La grieta se sigue propagando siempre que $\Delta K_{th,LC} < \Delta K_{eff}$, hasta que K_{max} alcanza el valor de la tenacidad a la fractura y se produce la fractura.

6.4.6 Propagación múltiple de grietas

Las grietas microestructuralmente cortas se inician en una etapa temprana de la vida a fatiga. Aunque su número puede ser elevado, la gran mayoría se detienen después de una pequeña propagación [59].

Con el aumento del tamaño de grieta y el avance de fases de la propagación, el número de grietas propagándose se reduce hasta que finalmente queda una (o muy pocas), que si sigue(n) propagando será(n) causante del fallo final. La reducción del número de grietas no se debe solo a la detención de grietas sino a la coalescencia gradual entre grietas (ver Fig.16).

Las grietas secundarias, aunque la mayoría se detienen en barreras microestructurales, la contribución de estas a la reducción de la resistencia a fatiga y a la dispersión de los resultados es significativa [59].

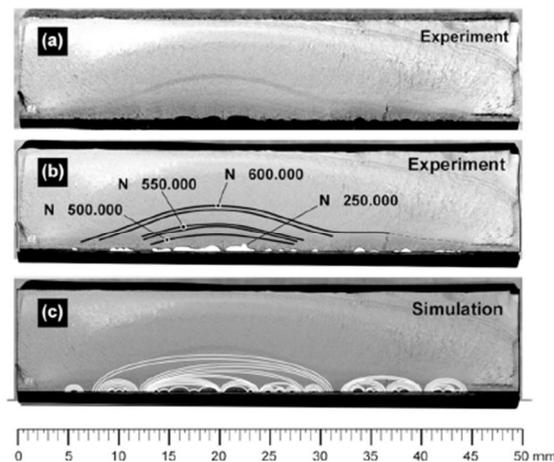


Figura 16: Propagación múltiple de grietas. (a) Marcas de playa; (b) Representación del frente de grieta y el número de ciclos; (c) Simulación de la propagación del frente de grieta a partir de las grietas inicialmente observadas; acero S355NL; $R = -1$. Fuente: [82]

6.4.7 Fallo final

El fallo final del componente se puede dar por diferentes mecanismos.

- Colapso plástico de la sección final

A medida que la grieta se propaga, el ligamento (sección neta restante) se va reduciendo. Manteniendo el valor la carga aplicada, a menor sección neta resistente, la tensión en esta aumenta. El colapso plástico del ligamento se da cuando la tensión en esta sección alcanza el valor de la tensión de fluencia

- Colapso plástico por el radio plástico en el borde de grieta

Cuando el tamaño de la zona plástica en la punta de grieta r_p cubre la sección neta resistente se da el colapso plástico de la misma.

- Fractura frágil por alcanzar el valor de la tensión crítica

De acuerdo con la mecánica de la fractura, cuando el valor de K_I alcanza el valor de K_{IC} se da la fractura frágil; en un solo ciclo de carga la grieta se propaga súbitamente dando lugar al fallo del componente.

$$\Delta K_{IC} = \Delta \sigma \cdot \alpha_{ff} \cdot \sqrt{\pi \cdot a_{ff}} \quad (41)$$

$$a_{ff} = \frac{\Delta K_{IC}}{\pi \cdot \alpha_{ff}^2 \cdot \Delta \sigma^2} \quad (42)$$

El fallo final del componente se dará por el mecanismo que antes llegue a su valor crítico. Si se calcula el tamaño de grieta crítica (el tamaño de la grieta al que se da el fallo) para cada uno de los mecanismos de fallo, se podrá determinar, en cada caso, cual es el mecanismo que provoca el fallo final. Siendo este, el que corresponde al tamaño de grieta crítico mínimo.

$$a_f = \min (a_{col}, a_p, a_{ff}) \quad (43)$$

El estudio de esta fase final en la mayoría de las aplicaciones tiene una relevancia relativa baja en comparación a las fases anteriores por la rápida propagación y, por lo tanto, el bajo porcentaje de la vida a fatiga consumida. En este sentido, a menudo se ha visto que la fase que consume la mayor parte de la vida a fatiga es la propagación de grieta corta [68], [83], [84].

6.5 DETENCIÓN DE GRIETAS Y EL LIMITE DE FATIGA

En la evaluación a fatiga es común el uso de las curvas S-N que relacionan los números de ciclos hasta el fallo y la tensión aplicada. La Fig.17 muestra la curva S-N típica para un material con límite de fatiga, siendo σ_a la componente alterna de la tensión y N_f el número de ciclos hasta el fallo. La relación entre la tensión y el número de ciclos hasta el fallo es linealmente inversa, de tal modo que a mayor tensión menor es el número de ciclos hasta el fallo. En la mayoría de los aceros [5], existe una tensión por debajo de la cual, el material no muestra signos de fallo después de aplicar 10^7 ciclos y se considera que tiene una vida infinita. A esta tensión se le denomina límite de fatiga y se representa en la Fig.17 con una recta horizontal. Antes de la observación precisa del fenómeno de fatiga se definió el límite de fatiga como el nivel de tensión por debajo del cual las grietas de fatiga no se inician.

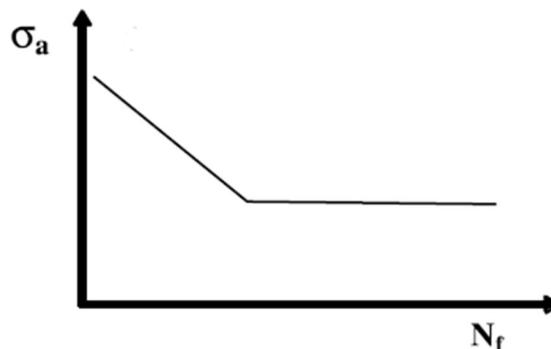


Figura 17: Curva S-N típica para un material con límite de fatiga. Fuente: [85]

En la actualidad existe un amplio consenso [59], [65], [86]–[90] en definir el límite de fatiga, no como la tensión límite para que la grieta se inicie, si no como la tensión umbral para vencer la detención de la mayor grieta ya iniciada. Son varios los trabajos que han observado la existencia de pequeñas grietas iniciadas bajo una tensión menor al límite de fatiga [87], [89], [90]. La gran mayoría de las grietas microestructuralmente cortas, que se inician en defectos, se detienen después de cierta propagación sin llegar a rodear el defecto [91]–[94]. Estas grietas se asocian a defecto superficiales o sub-superficiales [65]. Por lo tanto, aparte de otros factores influyentes, existiendo un defecto o grieta, su evolución con ciclos de carga es gobernado por la magnitud de la carga aplicada.

Miller [95] analizó el límite de fatiga considerando dos mecanismos umbral diferentes. El primero, relacionado con la microestructura del material, considerado umbral basado en el

material. El segundo umbral, basado en la mecánica, está relacionado con el estado tensional en el borde de un defecto. Realizo ensayos experimentales con probetas de material ferrítico. En las probetas sin defectos el límite de fatiga depende de la microestructura del material y el límite de fatiga aumenta a medida que el tamaño de grano decrece. En cambio, en probetas agrietadas el límite de fatiga aumenta a medida que aumenta el tamaño de grano. Esto es debido a que la condición umbral que define el límite de fatiga es diferente en los dos casos, siendo el primer caso gobernado por el umbral basado en la microestructura y en el segundo, basado en la mecánica. Una entalla supone un caso intermedio entre los dos anteriormente citados. Se concluye que el límite de fatiga de las entallas de punta roma está gobernado por el umbral material y las entallas puntiagudas por el umbral mecánico. La Fig.18 muestra la frontera típica entre fallo y no fallo dependiendo de la k_t de la entalla y la condición límite para los dos criterios umbrales.

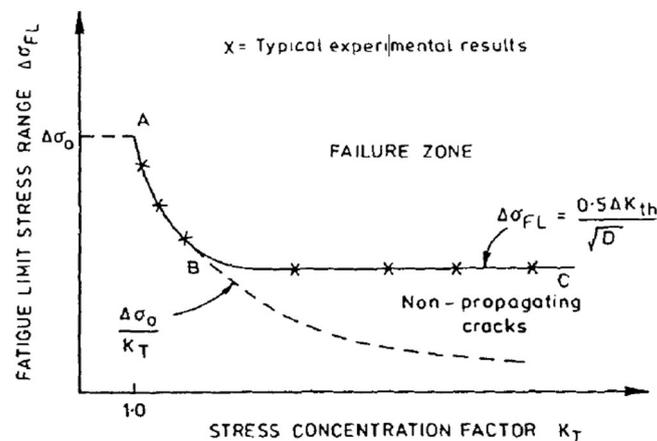


Figura 18: Condiciones límite de frontera entre fallo y no fallo de probetas con entallas. Tramo AB: condición umbral basado en el material. Tramo BC: condición umbral basado en la mecánica. Fuente: [95]

Aunque se asume la existencia de un límite de fatiga por parte de algunos investigadores y estándares [96], [97], existen estudios que cuestionan la existencia de un límite de fatiga [85], [98]–[100]. En metales sin defectos con microestructura cúbica centrada en caras (acero austenítico, aleaciones de aluminio y aleaciones de cobre) y con microestructura cúbica centrada en el cuerpo (acero ferrítico, aleaciones de titanio), especialmente en aceros de alta resistencia, el fallo en VHCF se da con niveles de tensión inferiores al límite de fatiga convencional (nivel de tensión máximo para no que no se dé el fallo a 10^7 ciclos). La resistencia a fatiga decrece con el aumento del número de ciclos: no existe límite de fatiga real (ver Fig.19 y Fig.20). En aceros de baja resistencia o en presencia de entallas agudas, la reducción de la resistencia a fatiga en VHCF es marginal, por lo que el uso del límite de fatiga convencional es una buena estimación [85].

De todos modos, el límite de fatiga no puede ser una propiedad general del material. Se recomienda, no utilizar este término y sustituirlo por la resistencia a fatiga para un determinado número de ciclos.

En VHCF, la heterogeneidad de la microestructura juega un papel importante. En la Fig.19 y en la Fig.20 se proponen dos curvas S-N superpuestas para caracterizar el comportamiento a fatiga, uno ligado a la resistencia al fallo iniciado en superficie en HCF y el otro ligado a la resistencia al fallo iniciado en el interior en VHCF.

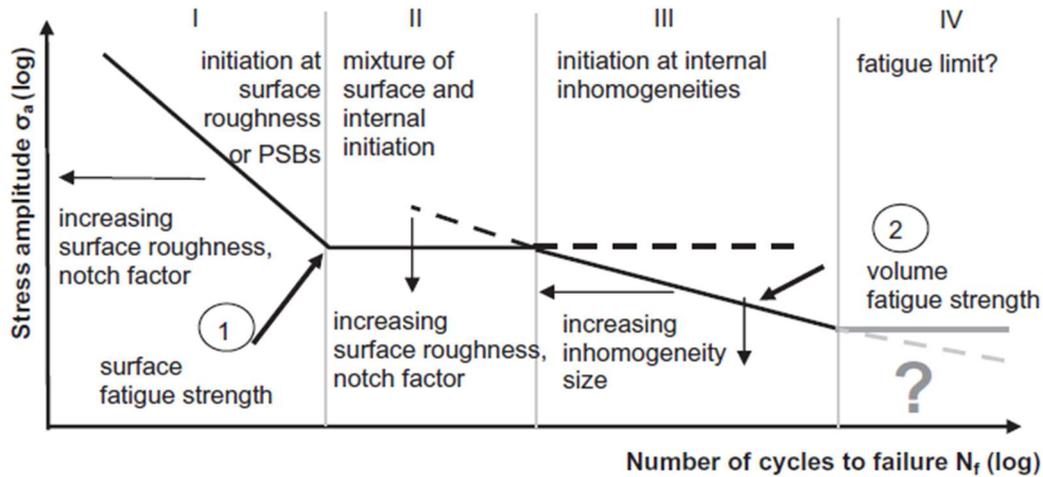


Figura 19: Curva S-N doble con factores influyentes y localización de la iniciación. Fuente: [85]

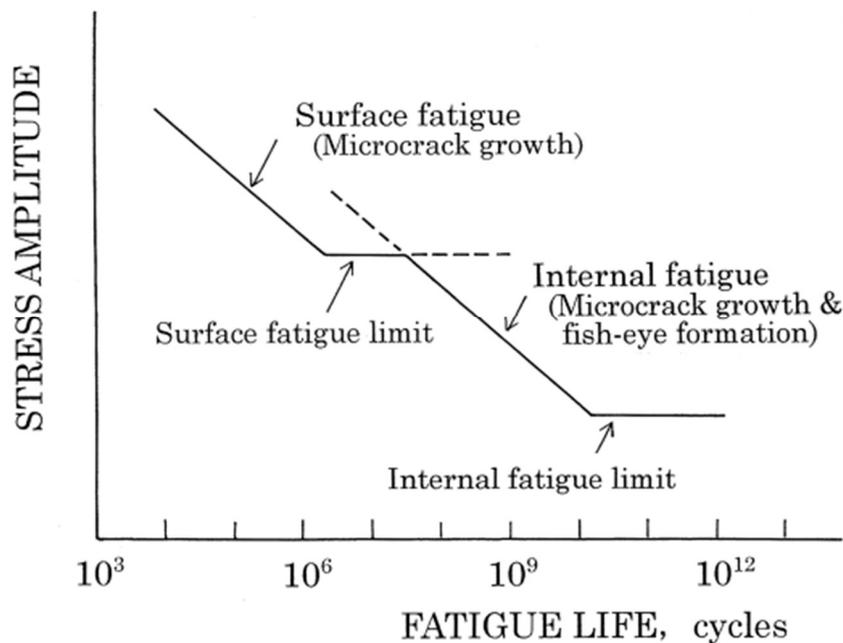


Figura 20: Curva S-N doble. Fuente: [101]

6.5.1 Detención de grietas microestructuralmente cortas

En superficies sin entallas macroscópicas, la heterogeneidad de la microestructura puede actuar deteniendo grietas. Los contornos de grano habitualmente actúan como barreras microestructurales, bloqueando la propagación de la grieta. El efecto del bloqueo es causado por la diferente orientación cristalográfica del grano contiguo. Otros elementos como subgranos o fases secundarias también pueden actuar como barreras microestructurales [59].

La propagación intragranular sucede por las dislocaciones permanentes de los planos cristalinos, sucediéndose las extrusiones e intrusiones de estos [63]. La continuidad de la propagación a través del grano adyacente depende, por lo tanto, de que la tensión aplicada sea suficientemente alta para provocar dislocaciones en este. La orientación cristalográfica de los

granos contiguos es un factor fundamental para superar las barreras sucesivas. La tensión necesaria para superar sucesivas barreras, a parte de la orientación cristalográfica, depende de la distancia entre barreras y la resistencia del material a dislocaciones permanentes [102]. Esta resistencia varía de grano a grano y no coincide con la resistencia macroscópica, que se determina promediando a lo largo de granos con diferentes orientaciones.

El efecto de las barreras microestructurales no es uniforme a lo largo del frente de la grieta (debido a las diferentes orientaciones cristalográficas) pero se determina un valor estadístico. El tamaño máximo de una grieta que no se propaga, a nivel de carga del límite de fatiga, suele ser mayor que el tamaño de grano [59]. Murakami establece un tamaño igual al de tres granos promedio [81].

En conclusión, la detención de grieta en un componente sin entallas macroscópicas es el mecanismo responsable del límite de fatiga. Por lo tanto, el límite de fatiga no depende solo de un rango de tensión crítico, también depende del tamaño de grieta. Concretamente, del tamaño de la mayor grieta o defecto detenida en una barrera microscópica. La Fig.21 (diagrama de Kitagawa-Takahashi (KT)) muestra una curva (doble escala logarítmica) que representa la frontera (en términos de tensión) entre detención y propagación de una grieta, en función del tamaño de la grieta.

La barrera a la propagación responsable del límite de fatiga puede ser superada por diferentes mecanismos [95]. Aunque se haya considerado el rango de tensión crítica como constante en las consideraciones anteriores, en la práctica, los componentes frecuentemente son solicitados por cargas variables. Si una pequeña parte de la secuencia de carga supera el límite de fatiga, la grieta podrá temporalmente superar la mayor de las barreras [59]. Si es así, la propagación continuará y el límite de fatiga habrá desaparecido. Este mecanismo es la base del problema llamado "acumulación de daño por fatiga" o "daño acumulativo por fatiga" [103], [104].

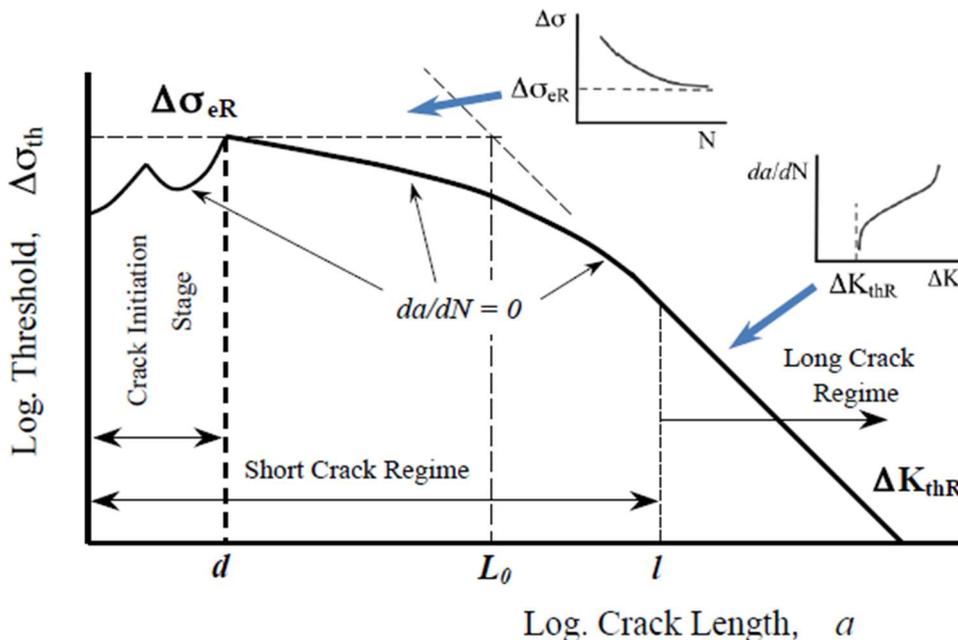
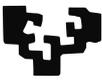


Figura 21: Diagrama KT mostrando el valor de tensión umbral para la propagación. Fuente: [95]



6.5.2 Detención de grietas mecánicamente/físicamente cortas

Como ya se ha expuesto, el fenómeno de cierre de grieta necesita cierta extensión en la propagación de la grieta para que se pueda desarrollar y después estabilizarse convirtiéndose en una grieta larga. A pesar de que el rango del factor de intensidad de tensiones $\Delta K (= K_{max} - K_{min})$ suele incrementarse junto al tamaño de grieta, el valor efectivo $\Delta K_{eff} (= K_{max} - K_{op})$, corregido para contemplar el fenómeno de cierre de grieta, tiende a decrecer con la extensión de la grieta, de tal modo que, existe una disputa entre estos dos efectos. La grieta se detiene cuando ΔK_{eff} cae por debajo del umbral ΔK_{th} . Como ya se ha mencionado en la Sección 6.4.3, ΔK_{th} aumenta su valor a medida que la grieta se propaga durante la fase de propagación de grieta físicamente corta.

ΔK_{th} varía con el tamaño de grieta incrementando su valor desde un umbral efectivo $\Delta K_{th,eff}$ hasta el umbral de grieta larga $\Delta K_{th,LC}$. Para considerar la propagación de grieta corta, Chapetti propuso la Ec.44 [105]:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,eff} + (\Delta K_{th,LC} - \Delta K_{th,eff})[1 - e^{-k(a-a_{eff})}] \quad (44)$$

donde k viene dado por

$$k = \frac{\Delta K_{th,eff}}{4a_{eff}(\Delta K_{th,LC} - \Delta K_{th,eff})} \quad (45)$$

$$a_{eff} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,eff}}{\alpha \cdot \Delta \sigma_{th}} \right)^2 \quad (46)$$

6.5.3 Detención de grietas en entallas

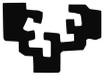
Relacionar el límite de fatiga con la no propagación de grietas ofrece la posibilidad de discutir el efecto de la entalla en términos de mecánica de la fractura.

Durante un tiempo largo, se ha tomado por cierto que las entallas, no solo promueven la iniciación de grietas, si no que reducen el límite de fatiga. Sin embargo, el factor de reducción K_f normalmente es menor que el factor de concentración de tensiones K_t , lo que significa que la tensión máxima en la superficie, por si sola, no es suficiente para caracterizar el efecto de la entalla [106]. Lo que realmente es importante es el gradiente de tensiones. La concentración de tensiones decrece rápido desde la entalla hacia el interior. Para tener esto en cuenta se introduce un segundo parámetro; la distancia crítica en la que la tensión alcanza el límite de fatiga o el gradiente de tensiones adimensional en la dirección del espesor.

En presencia de entallas de punta roma, se ha observado la existencia de NPC en la superficie de probetas bajo condiciones del límite de fatiga, mientras que, en entallas puntiagudas se ha visto que las grietas se propagan desde la base de la entalla. El tamaño máximo de NPC en entallas agudas [89], es del orden del parámetro del material a_0 (ver Sección 6.7) definido por El Haddad Ec.62 [12].

Muchos investigadores han propuesto diferentes criterios para HCF basados en el parámetro a_0 . Estos métodos se fundamentan en tensiones locales (i) o nominales (ii).

(i) Los métodos basados en tensión local incluyen aquellas que definen una tensión efectiva σ_{eff} , asumiendo que el daño por fatiga depende de la distribución del campo tensional en las cercanías del concentrador de tensiones. De acuerdo con estos métodos, los componentes con



entalla se encuentran bajo condiciones de límite de fatiga cuando la tensión efectiva iguala el límite de fatiga del material (sin entalla).

$$\Delta\sigma_{eff,th} = \Delta\sigma_0 \quad (47)$$

Los métodos de punto (*PM*) postulan que el parámetro de control es la tensión a una distancia dada de la entalla. Por otro lado, los métodos de línea (*LM*) afirman que la tensión debe calcularse promediando la tensión a lo largo de una línea que emana de la raíz de la entalla, y la distancia a integrar es una función de las propiedades a fatiga del material. El método fue introducido por Peterson [107]. Más tarde, Lazzarin [108] definió el rango de tensión efectiva de acuerdo con el concepto del método de punto:

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_{yy}(a_0) \cdot f(a_0, \rho) \quad (48)$$

donde f es una función que garantiza la condición límite para entalla de punta roma y agrietada y ρ es el radio de la punta de la entalla.

Taylor [9] propuso la siguiente ecuación para la tensión efectiva:

$$\Delta\sigma_{eff} = \Delta\sigma_{yy} \left(\frac{a_0}{2} \right) \quad (49)$$

En cuanto a los métodos de línea (*LM*), que fueron introducidos por Neuber [109], Lazzarin [108] y Taylor [9] sugirieron que la tensión efectiva podría calcularse como sigue:

$$\Delta\sigma_{eff} = \frac{1}{b} \int_0^b \Delta\sigma_{yy}(x) \cdot dx \quad (50)$$

donde la distancia de integración b es igual a $2a_0$.

Por medio del concepto de distancias críticas (*TCD*), Taylor demostró que la tensión efectiva podría promediarse de un semicírculo con radio igual a a_0 y centrado en la raíz de la entalla [9].

Lucas y Klesnil propusieron que el límite de fatiga podría ser calculado como la condición umbral para una *NPC* corta en la punta de la entalla. Esto es, el nivel de tensión por debajo del cual, una grieta corta detenida en la punta de la entalla no se va a propagar.

El Haddad [110] propuso la Ec.51 para estimar el rango del factor de intensidad de tensiones para una grieta de tamaño a centrada en una placa infinita. Postulo que la condición umbral se satisface cuando $\Delta K = \Delta K_{th,LC}$ calculado asumiendo una grieta ficticia de valor $(a + a_0)$.

$$\Delta K_I = \Delta\sigma_g \sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (51)$$

Tanaka [111] reformuló la Ec.51 en términos de componentes efectivas de la tensión y el factor de intensidad de tensiones, dotando el método con la capacidad de predecir el límite de fatiga tanto para la iniciación de una grieta como para la propagación de la grieta de componentes dañados con entallas puntiagudas. Atzori [112] propuso que la grieta corta ficticia en la punta de la entalla tenga un tamaño igual a $a_{0s} = \frac{a_0}{1.12^2}$. Si se conoce el campo de tensiones elástico lineal alrededor de la entalla, el factor de intensidad de tensiones cíclico de la entalla bajo Modo I, $\Delta K_{I,notch}$, se puede escribir como

$$\Delta K_{I,notch} = 1.12 \cdot \frac{2}{\pi} \int_0^{a_{0s}} \frac{\Delta\sigma_{yy}(x)}{\sqrt{a_{0s}^2 - x^2}} dx \sqrt{\pi a_{0s}} \quad (52)$$

El factor de intensidad de tensiones bajo modo I en la entalla se puede escribir también como:

$$\Delta K_{I,notch} = \Delta \sigma_{eff} \sqrt{\pi a_0} \quad (53)$$

De acuerdo con Tanaka [111], en la condición umbral, $\Delta K_{I,notch}$ tiene que ser igual a $\Delta K_{th,LC}$. Por lo que se puede obtener $\Delta K_{th,LC}$ de la Ec.54.

$$\Delta K_{th,LC} = \Delta \sigma_{eff,th} \sqrt{\pi a_0} \quad (54)$$

(ii) Los métodos basados en la tensión nominal predicen el límite de fatiga de componentes con entallas en términos de la carga remota aplicada. Atzori y Lazzarin [113] propusieron un diagrama capaz de estimar el límite de fatiga en presencia de defecto, grieta, entalla puntiagudas o entallas de punta roma. El diagrama relaciona explícitamente el defecto con la sensibilidad a la entalla en condiciones de límite de fatiga. En un trabajo posterior [114], extendieron su método para contemplar geometrías finitas introduciendo una *profundidad de entalla equivalente* definida en base al factor geométrico ampliamente utilizado en mecánica de la fractura. En [115], se propone una ecuación para predecir el límite a fatiga de grietas cortas, grietas largas, entallas puntiagudas y entallas de punta roma.

Por medio de una extensa investigación experimental, Susmel y Taylor [116] probaron que tanto la *Teoría de las Distancias Críticas (TCD)* [117], como el criterio de fatiga multiaxial de Susmel y Lazzarin [118] (reinterpretada en términos de *TCD*) pueden ser empleados satisfactoriamente para estimar el límite de fatiga de componentes con entallas puntiagudas bajo carga biaxial en fase.

Susmel sugirió que el límite de fatiga se podría estimar considerando el estado tensional elástico lineal calculado en el centro de un volumen esférico con radio igual a $a_0/2$. Este volumen, se asume como la zona donde los principales procesos físicos ocurren bajo condiciones de límite de fatiga. Se demostró que el tamaño del volumen es constante, independiente del tipo de carga aplicado, pero diferente para cada material. El método es adecuado para predecir el límite de fatiga en entallas de componentes con cualquier característica geométrica y sometidos a cualquier tipo de carga.

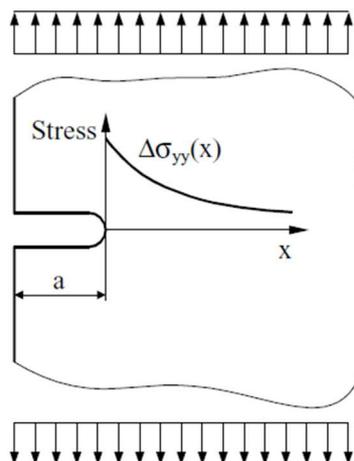


Figura 22: Distribución de tensiones en entalla. Fuente: [90]

6.5.4 Tamaño de defecto crítico

Varios estudios experimentales han observado la existencia de un tamaño crítico por debajo del cual el defecto no tiene un efecto apreciable en la resistencia a fatiga del material. El tamaño crítico es inversamente proporcional a la resistencia del material [88], [91]–[93].

Se define el tamaño crítico del defecto, como el tamaño por debajo del cual, los defectos no causan daño estructural ni la reducción del límite de fatiga. Esta explicación se fundamenta en la interpretación del límite de fatiga como la tensión aplicada para la que, la mayor de una serie de grietas micro estructuralmente, mecánica o físicamente cortas se detiene. El tamaño de grieta crítica es igual al tamaño inicial de una grieta que será detenida después de cierta propagación para una carga aplicada referida al límite de fatiga.

Si el tamaño del defecto es menor que el tamaño microestructural característico (por ejemplo, el tamaño medio de grano) el límite de fatiga es prácticamente inalterado por el defecto.

Murakami y Endo [93] estudiaron el efecto de pequeños agujeros de 20-200 μm de diámetro en acero S10C y S45C. El mayor tamaño encontrado, en ausencia de los agujeros, fue de 100 μm y 50 μm respectivamente. Resulta que este tamaño es comparable a la distancia media entre bandas de perlita. La resistencia a fatiga, en presencia de los agujeros, aumento reduciendo el tamaño de los agujeros, hasta llegar a un valor de 70 μm y 35 μm respectivamente. En ambos casos, el tamaño de defecto crítico fue menor que el tamaño de grietas detenidas presentes en el material bajo niveles de tensión del orden del límite de fatiga.

Se ha llegado a conclusiones similares [91], [92] para cobre con 50 μm de tamaño de grano. Agujeros con radios menores de $50 \pm 5 \mu\text{m}$ no redujeron la resistencia a fatiga apreciablemente. Para acero 2.25Cr/1Mo (tamaño medio de bainita de 30 μm) estimaron un tamaño crítico de 60 μm . Aunque se iniciaron grietas, en el borde de los agujeros, bajo niveles de tensión por debajo del límite de fatiga, las grietas se detuvieron después de cierta propagación.

6.6 MÉTODO DE ÁREA DE MURAKAMI

Murakami [81] propuso el método de la raíz de área, donde el tamaño del defecto se define como la raíz cuadrada del área del defecto proyectada en el plano perpendicular a la carga principal aplicada (Fig.23).

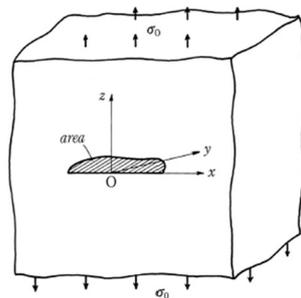


Figura 23: Área del defecto proyectada en el plano perpendicular a la máxima tensión según el criterio de Murakami.

Fuente: [81]

El factor de intensidad de tensiones según el criterio de Murakami se calcula con la Ec.55 y Ec.56 para el caso de defecto interior y defecto superficial respectivamente.

$$K_I = 0,5\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{\acute{a}rea}} \quad (55)$$

$$K_I = 0,65\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{\acute{á}rea}} \quad (56)$$

Nótese que a diferencia del resto de métodos que hacen uso de la profundidad de una grieta para cuantificar su tamaño, este método utiliza el término $\sqrt{\acute{á}rea}$ con el que se puede cuantificar directamente el tamaño del defecto.

Murakami obtuvo la Ec.57 en la que se relaciona el umbral de propagación ΔK_{th} con la dureza Vickers HV :

$$\Delta K_{th} = 3.3 \cdot 10^{-3} \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{\acute{á}rea})^{1/3} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\omega \quad (57)$$

donde,

$$\omega = 0.226 + HV \cdot 10^{-4} \quad (58)$$

La banda de error en torno a la Ec.57 es de $\pm 20\%$. Sustituyendo K_{max} por ΔK_{th} y σ por $\Delta\sigma_{th}$ (dependiente de R) se obtiene una expresión tipo diagrama KT para defectos superficiales:

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{2.86 \cdot (HV + 120)}{(\sqrt{\acute{á}rea})^{1/6}} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\omega \quad (59)$$

Para defectos internos el factor 2.86 de la Ec.59 se debe reemplazar por 3.12. El rango de aplicabilidad de la Ec.59 está limitada entre el tamaño máximo de $NPCs$ d_1 y la transición entre grieta corta y larga d_2 (Fig.24).

La posibilidad de aplicar una solución bidimensional para una grieta, a un defecto tridimensional se basa en la suposición de que las grietas pequeñas emanan de los defectos en los primeros ciclos de carga.

Existe una tendencia al uso del parámetro $\sqrt{\acute{á}rea}$ en el diagrama KT sustituyéndola por la profundidad de la grieta [119], [120].

6.7 DIAGRAMA KITAGAWA-TAKAHASHI (KT)

El diagrama de Kitagawa-Takahashi (KT) [121] es una representación gráfica en doble escala logarítmica del límite de fatiga en función de la profundidad de grieta a (ver Fig.24). El diagrama se puede dividir en tres regiones, separados por los tamaños (profundidad) de grieta d_1 y d_2 , que corresponden a las fases de propagación de grieta microestructuralmente corta (Región I), grieta mecánicamente/físicamente corta (Región II) y grieta larga (Región III). Nótese que la curva es dependiente del ratio de tensiones ($R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$) de la carga cíclica.

El límite de fatiga que representa el diagrama no se debe a la no iniciación de grieta, si no a la detención de grieta. El tamaño de grieta d_1 ha sido designado [59], [122], [123] como “tamaño de defecto crítico”; esto es, el tamaño de defecto por debajo del cual no se espera que haya un efecto perjudicial en el límite de fatiga. Este, disminuye a medida que aumenta la resistencia del material.

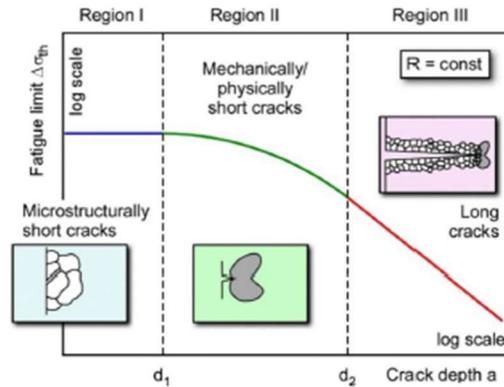


Figura 24: Diagrama Kitagawa-Takahashi (KT). Fuente: [57]

El diagrama KT puede ser obtenido empíricamente ensayando probetas con grietas/defectos bien definidos. La dificultad radica en la adecuada consideración del efecto entalla en la obtención de la tensión umbral $\Delta\sigma_{th}$.

Como primera aproximación, el diagrama KT , se puede dibujar a partir del límite de fatiga del material sin defectos $\Delta\sigma_{th}$ y el umbral de grieta larga $\Delta\sigma_{th,LC}$ (ver Fig.25). La Región I se rige por

$$\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_0 \quad (60)$$

donde $\Delta\sigma_0$ es el límite de fatiga del material derivado de ensayar probetas sin entalla. La Región III se caracteriza con la Ec.61 de la Mecánica de la Fractura de grieta larga evaluada para la tensión umbral como

$$\Delta\sigma_{th} = \Delta K_{th,LC} / \sqrt{\pi a} \quad (61)$$

donde $\Delta K_{th,LC}$, es el umbral de propagación de grieta larga. Extendiendo las rectas que forman en escala logarítmica la Ec.60 y Ec.61 intersectan a un tamaño de grieta a_0 que se puede determinar como

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,LC}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (62)$$

o, si se considera una geometría que no sea una placa infinita con una grieta pasante sometida a tracción

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,LC}}{\alpha \cdot \Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (63)$$

siendo α el factor geométrico. Otra forma de tener en cuenta la geometría real es incluir el factor geométrico α en el tamaño de grieta físico a [90], [114],

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th,LC}}{\sqrt{\alpha^2 \cdot a + a_0}} \quad (64)$$

donde $\alpha^2 \cdot a$ se puede considerar como un tamaño de grieta equivalente basado en la igualdad del factor de intensidad de tensiones:

$$\alpha^2 \cdot a = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma} \right)^2 \quad (65)$$

calculando el valor de a_0 según la Ec.63. Nótese que el valor a_0 , aunque actualmente está disponible para varios materiales [90], puede ser problemático ya que hace uso del umbral de propagación de grieta larga $\Delta K_{th,LC}$. Para $R < 1$, $\Delta K_{th,LC}$ puede depender del método utilizado para su obtención. Sucede así, por ejemplo, cuando el cierre de grieta inducido por detritos de oxido entra en juego. Para más detalles sobre esta problemática ver [124].

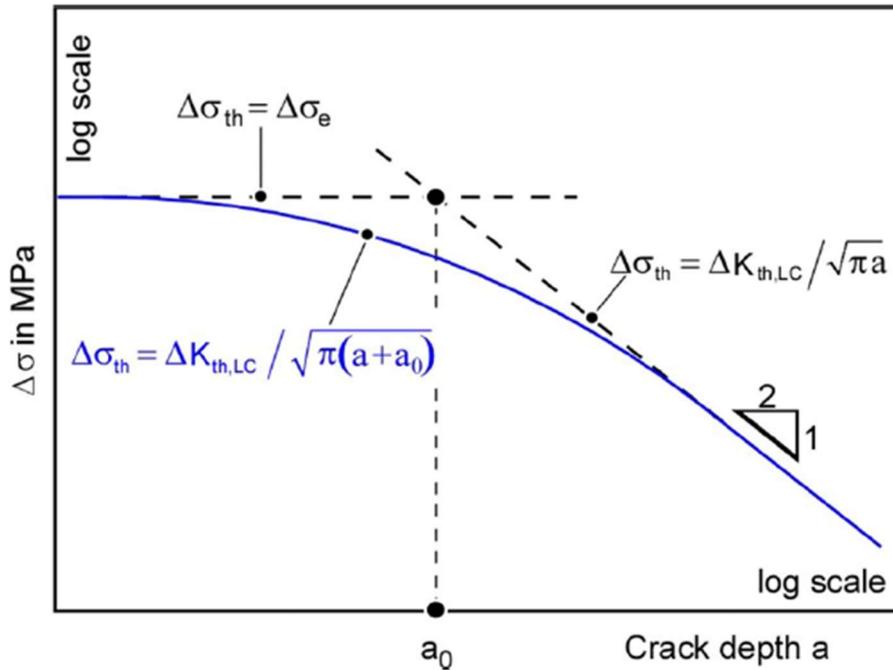


Figura 25: Diagrama Kitagawa-Takahashi (KT) modificado por EL Haddad [12]. Fuente: [57]

Como ya se ha visto, la Región I y la Región III del diagrama KT, pueden ser descritas adecuadamente por la Ec.60 y Ec.61 respectivamente. Las cosas se complican en la Región II, la cual se refiere a la fase de propagación de grieta mecánicamente/físicamente corta. Han sido aplicados diferentes métodos para su determinación:

(a) Región II del diagrama *KT*: Determinación empírica basado en ensayos con entallas artificiales.

Aunque potencialmente es el mejor método, puede ser problemático cuando las grietas detenidas siguen afectadas por el campo tensión-deformación de la entalla y esta, no es considerada adecuadamente. De hecho, esto es lo que ocurre en la región II. Dado que las entallas artificiales se usan como sustituto de grieta, se hacen lo más estrechas posible. Sin embargo, debido al pronunciado gradiente de tensiones, existe una tendencia de “auto detención” de la grieta iniciada desde la raíz de la entalla. La consecuencia es que la grieta detenida no será lo suficientemente profunda y, por lo tanto, estará influenciada por la entalla.

(b) Región II del diagrama *KT*: Determinación empírica basado en el método de El Haddad.

El Haddad [12] propuso determinar empíricamente la Región II basándose en un tamaño de grieta ficticio ($a + a_0$):

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th,LC}}{\sqrt{\pi \cdot (a+a_0)}} \quad (66)$$

obteniendo a_0 de la Ec.60 o Ec.61, ver Fig.26.

Finalmente, la curva del diagrama KT se obtiene por

$$\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_e \cdot \sqrt{\frac{a_0}{a+a_0}} \quad (67)$$

o expresado en términos del factor de intensidad de tensiones,

$$\Delta K_{th} = \Delta K_e \cdot \sqrt{\frac{a_0}{a+a_0}} \quad (68)$$

(c) Región II del diagrama KT : Determinación teórica basada en análisis de la curva R cíclica

En el análisis de la curva R cíclica, el diagrama KT se obtiene considerando la detención de grieta. El método se describe en profundidad en la Sección.6.8. Se ha comprobado [105], [125]–[127] que este método da como resultado resistencias a fatiga menores en la Región II. En [126], los resultados obtenidos con el método de la curva R correlacionaron bien con los resultados experimentales.

(d) Región II del diagrama KT : Determinación semi empírica basada en el método \sqrt{area} de Murakami

A diferencia del resto, este método está restringido a la Región II del diagrama KT , o lo que es lo mismo, está restringido a tamaños de grieta $d_1 < a < d_2$, según la Fig.24. El método de Murakami se detalla en la Sección 6.6.

El diagrama KT no se deriva teóricamente como en el análisis de la curva R; se tiene que conocer a priori o determinarlo empíricamente.

(e) Región II del diagrama KT : Determinación teórica basado en el modelo KT mejorado de Chapetti

Chapetti propuso la determinación de la curva de grietas cortas en términos del umbral de propagación de grieta larga [105]. A continuación, se recuerda la Ec.44 ya vista:

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th,eff} + (\Delta K_{th,LC} - \Delta K_{th,eff}) [1 - e^{-k(a-a_{eff})}]}{\alpha \cdot \sqrt{\pi a}} \quad (44)$$

donde k y a_{eff} viene dado por la Ec.45 y Ec.46 ya vistas.

De acuerdo con [128], [129], el umbral de propagación efectivo se puede aproximar como

$$\Delta K_{th,eff} \approx \chi \cdot 10^{-2} \cdot E \quad (69)$$

donde $\chi = 1.64$ es el factor de correlación válido para un rango de módulo de Young E entre 25 GPa y 250 GPa .

En la Fig.27, se contraponen el diagrama KT aproximado por rectas y el modelo de Chapetti con los datos experimentales para TI-6Al-4V AM extraídos de [130] . Se observa como en la región II, hay grietas se propagan con un umbral menor al que el diagrama KT aproximado por rectas



predice, no es así con el modelo de Chapetti que es conservativo y no se observa propagación que conduce al fallo en la zona de vida infinita que predice.

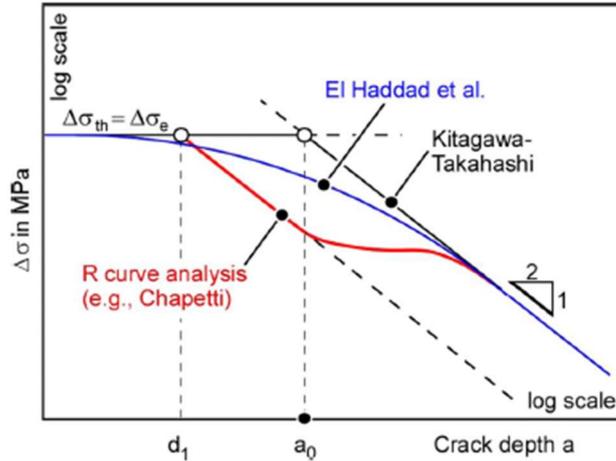


Figura 26: Comparativa del diagrama KT obtenido basado en diferentes enfoques; el método de EL Haddad y el método de la curva R cíclica; de acuerdo con [131]. Fuente: [57]

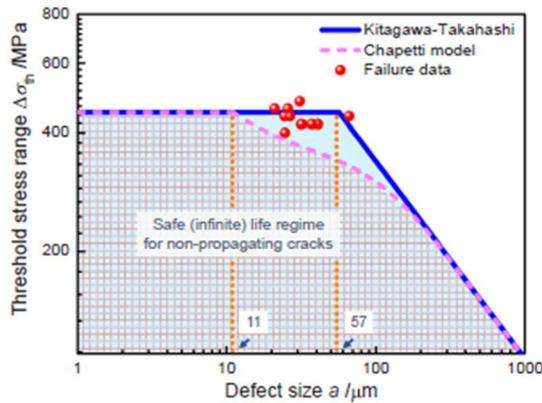


Figura 27: Comparación entre el diagrama KT original y el modelo de Chapetti. Fuente: [130]

6.8 METODO DE LA CURVA R CICLICA

Es un método complementario al del diagrama de KT [132]. Fue introducido por primera vez por Tanaka y Akinawa [133]. Para asegurarse de no tener ningún efecto de cierre de grieta inicial, se inicia la grieta ciclando a compresión, esto es; los valores máximo y mínimo del ciclo de carga son negativos. Después el nivel de la carga cíclica se aumenta de forma escalonada a R constante. En cuanto ΔK supera el valor de $\Delta K_{th,eff}$ la grieta comienza a propagarse hasta que se detiene debido al incremento gradual del cierre de grieta. Una vez detenida la grieta, se aumenta el nivel de carga cíclica. Cuando ΔK alcance un valor por encima del umbral de grieta larga $\Delta K_{th,LC}$, no se volverá a detener la grieta. Finalmente se representa la curva R cíclica por medio de los puntos en los que la grieta se detuvo [57] (ver Fig.#).

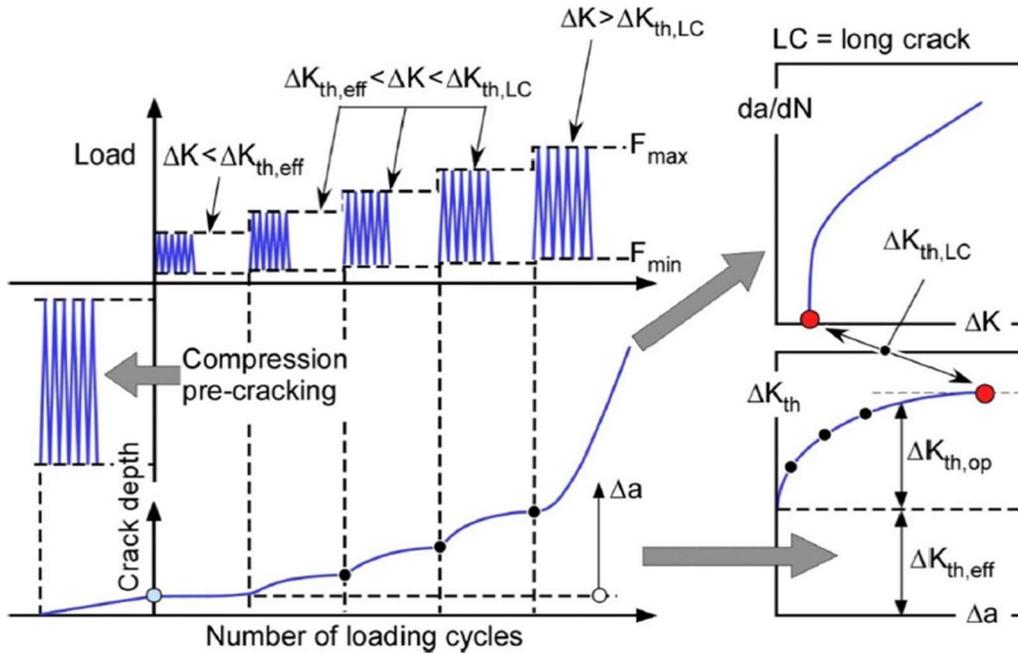


Figura 28: Proceso de carga para determinar la curva R cíclica de acuerdo con [134]. Fuente: [57]

El valor de a_0 modificado, a'_0 , [397] está basado en el umbral intrínseco de propagación $\Delta K_{th,eff}$ y se calcula como

$$a'_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,eff}}{\alpha \cdot \Delta \sigma_e} \right)^2 \quad (70)$$

El método tiene un gran potencial para determinar el diagrama KT . No solo se podría determinar para cualquier geometría, sino que también considera aspectos como la propagación múltiple de grietas.



7 EFECTO DE LOS DEFECTOS EN LA VIDA A FATIGA DE METALES

7.1 INCLUSIONES NO METÁLICAS

Las inclusiones no metálicas están compuestas químicamente de metales con no metales. Algunos ejemplos de inclusiones no metálicas habituales son los óxidos, los sulfatos o los nitritos. También existen en formas más complejas como pueden ser óxido sulfato o carbonitruros [122].

Existen varios métodos para clasificar inclusiones con origen y aplicación en diferentes países o territorios. Por ejemplo, la norma norteamericana ASTM, la norma rusa GOST, la norma británica FOX o la japonesa JIS.

En aceros sin otros defectos, el daño por fatiga es más influenciado por el tamaño de la inclusión que por su forma o composición [135]. En un trabajo previo [136], fue estudiado el efecto de la composición de la inclusión en la zona de concentración de tensiones por dos factores adimensionales; el factor de concentración de tensiones y el factor de rigidez. La variación en la rigidez de una inclusión para una matriz dada muestra extremos locales en la interfase inclusión-matriz. No obstante, la concentración de tensiones promedio dentro de la inclusión, es mayor si esta es más rígida que la matriz. Las propiedades de la interfase gobiernan la concentración de tensiones promedio alrededor de inclusiones blandas (respecto a la matriz) pero la concentración de tensiones alrededor de una inclusión con mayor factor de concentración de tensiones está relacionado con las propiedades de la matriz.

Una inclusión más pequeña restringe tensiones residuales y crea una mayor concentración de tensiones [135]. Investigaciones del efecto del tamaño en el nivel de concentración de tensiones revelan un tamaño crítico, a partir del cual las concentraciones de tensiones no aumentan, aunque aumente el tamaño de la inclusión.

7.1.1 El origen de inclusiones no metálicas

Las inclusiones, en general, pueden ser de dos tipos [7,9] según su origen, exógeno y endógeno. Las inclusiones exógenas son producto de la erosión de materiales refractarios usados para producir acero. Tienen una influencia baja, ya que son retirados con la escoria o el sistema de fundición. En cambio, las inclusiones endógenas son de gran importancia. Las inclusiones endógenas pueden formarse por la reacción del metal fundido con partículas desoxidantes como el silicio, manganeso o aluminio o durante la desulfurificación. Los productos de las reacciones no son completamente absorbidos por el baño de escoria. Se pueden subdividir en (i) primarias, (ii) secundarias, (iii) terciarias y (iv) cuaternarias. La formación de inclusiones primarias o secundarias está relacionada con la reacción del metal fundido líquido con desoxidantes. Las terciarias y cuaternarias se forman por debajo de la temperatura de fundición. El tamaño de las inclusiones es creciente desde inclusiones endógenas cuaternarias ($< 1\mu m$) a inclusiones exógenas ($> 20\mu m$) pasando por inclusiones endógenas primarias y secundarias ($1 - 20\mu m$). Cuanto más pequeña es la inclusión, más difícil es deshacerse de ella.

7.1.2 Contribución de inclusiones no metálicas a la iniciación y propagación de grieta

La influencia de pequeños defectos, como inclusiones, en la vida a fatiga ha sido estudiada durante mucho tiempo. Las conclusiones obtenidas por diferentes investigadores son muchas



veces contradictorias. Todavía no se ha establecido un método cuantitativo fiable para evaluar el efecto de una inclusión no metálica [122]. Avances en la última década en mecánica de la fractura de grieta corta aportan herramientas clave para dar solución a este complicado problema.

Las inclusiones no metálicas son localizaciones frecuentes de iniciación de grieta, particularmente en aceros de alta resistencia, aleaciones de aluminio forjado y aleaciones de Níquel [81], [138]–[150]. En la literatura, podemos encontrar fallos típicos a partir de inclusiones no metálicas [139], [140], [146], [151]–[158]. El primer paso para la iniciación de una grieta en una inclusión es la desunión entre la inclusión y la matriz [83], [159]–[163]. Frecuentemente, esto sucede en los primeros ciclos de carga [160]–[163].

Evaluando el fallo en VHCF [137] se ha encontrado que la responsable de iniciar una grieta que termina fracturando el componente es una inclusión interna. Alrededor de la inclusión, se forma una zona denominada ODA (Optically Dark Area), FGA (Fine Granular Area) o GBF (Granular Bright Facet) por sus siglas en inglés.

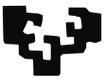
D. Krewerth [137] analizó la influencia de inclusiones no metálicas en HCF y VHCF ($R = -1$) para acero 42CrMo4 (AISI 4140) de fundición con tratamiento HIP y térmico. Se ensayaron probetas hasta el fallo y la superficie de fractura se analizó con SEM (*Scanning Electron Microscopy*) con el fin de determinar el tipo, el tamaño, la composición química, la morfología y la localización de la discontinuidad donde se inició la grieta responsable de la fractura final. A la luz de los resultados obtenidos, los parámetros más influyentes en la vida a fatiga en el caso de inclusiones internas son (i) el tamaño del defecto, (ii) la distancia del defecto a la superficie y (iii) el tipo de defecto. El tipo de inclusión responsable del fallo predominante fue una agrupación de inclusiones endógenas (primarias y secundarias), sobre todo de alúmina. Se obtuvo una correlación lineal entre el radio del *fisheye* y la distancia a la superficie de la inclusión. Por lo tanto, los dos parámetros son intercambiables en estas condiciones. Se encontró también que el tamaño de grieta inicial aumenta con la distancia a la superficie. Por último, el radio del *fisheye* y la distancia a la superficie decrecen a medida que aumenta el número de ciclos hasta el fallo.

Los resultados obtenidos por Jian Guan [164] muestran que la inclusión no metálica actúa como un concentrador de tensiones y que la máxima tensión de Von Mises se encuentra a su alrededor. La grieta es más propensa a crecer cuando la inclusión es blanda, pequeña y superficial.

Allazadeh [135] concluyó que existe un tamaño crítico a partir del cual la concentración de tensiones no aumenta y que variar la rigidez de la inclusión modifica la distribución de tensiones alrededor de esta.

7.1.2.1 Discontinuidad entre inclusión y matriz

Las grietas por fatiga se inician donde se encuentra la mayor deformación local. Habitualmente, esto se da en agujeros, cambios de sección, entallas... En definitiva, allí donde exista concentración de tensiones. Estas concentraciones de tensión/deformación aumentan con la presencia de defectos. En el caso de inclusiones, esto es causado por el efecto entalla y la discontinuidad entre la inclusión y la matriz que lo rodea. Debido a la diferente naturaleza, se distinguen cuatro tipos [122]:



a) Discontinuidad de rigidez y resistencia/ductilidad

Basada en la rigidez del material (caracterizada por el módulo de elasticidad o módulo de Young E) la discontinuidad entre la inclusión y la matriz puede ser por sub-discontinuidad o por sobre-discontinuidad. Siendo (i) y (m) subíndices referidos a la inclusión y a la matriz respectivamente, se habla de sub-discontinuidad cuando $E_i \leq E_m$ y de sobre-discontinuidad cuando $E_i \geq E_m$. En una matriz de acero, inclusiones de Al_2O_3 y TiN tiene una rigidez mayor a la de la matriz, mientras que, inclusiones de MnS tienen una rigidez menor a la de la matriz.

En el caso de sobre-discontinuidad de la rigidez, bajo una carga uniforme, la deformación es mayor en la matriz que en la inclusión, creando una zona de concentración de deformaciones en la zona que rodea la inclusión. Esto puede provocar tensiones residuales en esta zona y también la iniciación de grietas pequeñas en la interfase matriz-inclusión o en la matriz.

En el caso de sub-discontinuidad de la rigidez, la zona de concentración de deformaciones se desarrolla en la inclusión y no en la matriz que lo rodea. Los sulfuros no solo tienen menor dureza que la matriz si no que poseen mejor ductilidad, por lo que la probabilidad de que se desarrolle una grieta en ellas es baja.

En general, inclusiones de óxidos o nitruros se consideran más dañinas que los sulfuros. No obstante, inclusiones de MnS, cuando se deforman aplanándose, incrementan el factor de concentración de tensiones. El efecto entalla en una inclusión elongada, se agrava en el caso de una dirección de carga desfavorable.

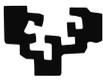
b) Discontinuidad por expansión térmica

Debido a los diferentes coeficientes de expansión térmica de la matriz y las inclusiones pueden formarse grietas incluso antes de que al componente se le aplique ninguna carga. Con la variación de temperatura, se generan concentraciones de deformación locales y como consecuencia tensiones residuales y el desarrollo de microgrietas. En el caso de Al_2O_3 y TiN los coeficientes de expansión térmica son significativamente menores que los de la matriz. Los cambios de temperatura y los gradientes son habituales durante el proceso de fabricación (forja, fundición, soldadura...) pero también pueden darse durante el servicio, por ejemplo, el calentamiento que sufre un disco de freno durante el proceso de frenado.

c) Discontinuidad química

La disparidad química puede darse en ambientes corrosivos, cuando este tiene acceso a la inclusión y el material de la matriz y de la inclusión son electroquímicamente diferentes.

En los casos en el que las inclusiones sean puntos de iniciación de grietas un tamaño mayor de la inclusión conlleva una menor resistencia a fatiga [122]. En la literatura, han sido reportados diferentes tamaños de inclusiones no metálicas como tamaño de defecto crítico: $8 - 10 \mu m$, $10 \mu m$ y $17 - 18 \mu m$ para acero y $10 - 20 \mu m$ para aleación de aluminio. Para rodamientos de acero bajo flexión rotativa, se ha reportado $10 \mu m$ en la sub-superficie y $30 \mu m$ a $100 \mu m$ de la superficie. El tamaño de la inclusión deja de ser crítico si hay otro tipo de defecto que gobierne la iniciación o si la grieta iniciada en la inclusión se detiene después de cierta propagación.



Murakami y Endo [165] proponen una expresión que relaciona la dureza Vicker (HV) con el límite de fatiga σ_0 . Para una inclusión en la superficie:

$$\sigma_0 = \frac{1.43 \cdot (HV + 120)}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\omega \quad (71)$$

Para inclusiones internas el factor 1.43 se sustituye por 1.56. El exponente ω viene dado por

$$\omega = 0.226 + HV \cdot 10^{-4} \quad (72)$$

para acero (σ_0 en MPa; $\sqrt{\text{área}}$ en μm). En [166], para el parámetro $\sqrt{\text{área}}$ se establece un tamaño máximo de 100 – 200 μm para acero de alta resistencia. Nótese que la Ec.71 pierde validez por encima de este valor, al igual que por debajo de un valor que es del orden del tamaño de unos pocos granos [167].

Las inclusiones se podrían considerar micro entallas y por supuesto, su morfología tiene efecto en la concentración de tensiones que genera a su alrededor. Una forma irregular con borde puntiagudos tiene un efecto más dañino que una forma redondeada. Durante la etapa de fabricación en laminado o forja, las inclusiones pueden deformarse o fragmentarse [168], [169], formando un patrón y en consecuencia haciendo que la resistencia a fatiga sea anisotrópica. En el caso del laminado, la resistencia a fatiga en dirección longitudinal es mayor que en dirección transversal [160], [170]. La diferencia puede ser de hasta 50% [171].

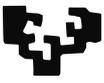
Se ha observado que en un cúmulo de defectos en el que se da la iniciación, existe interacción entre la inclusión y el resto de los defectos cercanos [172], [173], por medio de la concentración de tensiones introducida en el campo tensional local. En términos de daño, la variable que realmente importa es la deformación plástica local y generalmente esta será mayor cuanto más grande sea las inclusiones y cuantas más inclusiones haya en un volumen dado.

Como regla general, un defecto en la superficie tiene mayor efecto en la resistencia a fatiga que uno embebido en el interior. La localización más dañina es justo debajo de la superficie [174]. Esta es una afirmación que, como norma general, sirve para todo tipo de defectos, incluido las inclusiones no metálicas [142], [154], [170], [174]–[177]. No obstante, bajo ciertas condiciones la localización de la iniciación puede desplazarse al interior [122]:

- Bajo régimen *VHCF* de aceros de alta resistencia, la grieta se inicia casi exclusivamente en el interior con cargas menos al límite de fatiga convencional. De acuerdo con [178], la transición de la superficie al interior sucede en un rango comprendido entre 10^4 y 10^6 , lo que incluye parte de *HCF*.
- La iniciación se puede dar en el interior en los casos en los que se hayan introducido tensiones residuales de compresión en la capa superficial.
- En los casos de carga en los que la cortante máxima no se da en la superficie sino en el interior.

7.2 CAVIDADES

La iniciación de grietas en cavidades es común en aceros forjados, sinterizados, de fabricación aditiva o en soldaduras. Se pueden distinguir en varios tipos, de diferente origen y forma.



(a) Poros de gas: En el proceso de fabricación, el gas es atrapado en poros debido a que la solubilidad disminuye en el metal sólido comparándolo con el líquido. Estos poros de gas tienen una forma bastante esférica [179]–[183].

(b) Microporos por contracción: Durante la solidificación del metal líquido (aplicable a fundición o AM), se forman microporos como consecuencia de la contracción volumétrica. Estos poros tienen una forma más irregular que los anteriores [179], [182], [183]

(c) Regiones no fundidas: En fabricación aditiva (AM) es un defecto común por falta de fusión en el lecho de polvo metálico. Normalmente, su forma es alargada.

(d) Poros inducidos por cristales solidificados externamente (*ESC*)

En presencia de *ESCs* durante la solidificación aparecen defectos por contracción. La porosidad debida a cristales solidificados externamente se puede dividir en dos categorías debido a las diferencias en tamaño, forma y distribución [184]. El primer tipo de porosidad es relativamente pequeño en tamaño, de forma globular y disperso dentro de la estructura. El segundo tipo es de mayor tamaño y se constituye en una estructura interconectada.

El hierro fundido nodular es un caso especial entre las aleaciones de fundición, ya que, contiene inclusiones de grafito, que tienen una baja resistencia y se asemeja mecánicamente a una cavidad. Se pueden tratar para su evaluación como agujeros, debido a que la separación de estas de la matriz se da en una etapa temprana. Debido al proceso de solidificación los nódulos de grafito presentan un gradiente de dureza, por lo que las grietas se pueden iniciar y propagar dentro del propio nódulo. Otro efecto interesante de estas inclusiones de grafito es el efecto que tienen en el fenómeno de cierre de grieta. La trayectoria tortuosa de la propagación de la grieta debida a la separación aumenta el cierre de grieta inducido por la rugosidad.

Mediante análisis numéricos, se ha observado que existe interacción entre los campos tensionales locales cuando la distancia entre dos nódulos es inferior a su diámetro. Cuando la distancia es menor al 25% del diámetro las tensiones se disparan; en este caso se asume la coalescencia [185].

7.2.1 Efecto de las cavidades en la iniciación y propagación de una grieta a fatiga

En el caso de aleaciones de aluminio fundido, es ampliamente aceptado que las grietas de fatiga idealmente se inician en los defectos de fundición que inevitablemente estarán presentes [186]. Estos defectos, pueden reducir la vida a fatiga más de un orden de magnitud, en comparación a las fundiciones de aluminio sin defectos, siendo los poros de gas los más perjudiciales en comparación al resto de defectos de fundición [59]. La iniciación, preferiblemente, se da en poros embebidos, justo debajo de la superficie [69], [70], [187], [188]. El rango máximo del ángulo de deformación plástica se puede considerar el parámetro gobernante para la nucleación de una grieta en un poro [62], [189].

El efecto de las cavidades es comparable al de las inclusiones en algunos aspectos, sin embargo, las primeras suelen tener mayor extensión espacial.

(a) El efecto que tienen sobre la resistencia y vida a fatiga aumenta a medida que aumenta el **tamaño** de la cavidad. A mayor tamaño del defecto, menor es el límite de fatiga [65], [186],



[190], [191]. La dispersión en tamaño y forma de los poros afecta a la dispersión de la resistencia de fatiga.

Wang [70] sugirió un tamaño de poro crítico mínimo de $25\mu\text{m}$, por debajo del cual, una grieta de fatiga difícilmente se iniciará en poros de aleaciones de aluminio A356-T6 de fundición. Couper [188] observó que reducir el tamaño de poro por debajo de $15\mu\text{m}$ no aumenta la vida a fatiga. La grieta por fatiga no necesariamente se inicia en el poro de mayor tamaño [192]. A pesar de estas observaciones, se ha visto que se puede iniciar una grieta en pequeños poros con diámetros de $10\mu\text{m}$ [192], incluso provocando estas, la rotura final [187], [188]. Yang [186] determinó, para la aleación de aluminio A713, que el tamaño crítico mínimo de un poro para iniciar una grieta, aplicándole una tensión igual a la de fluencia, es de alrededor de $11\mu\text{m}$ de diámetro.

- (b) Las cavidades cerca de la superficie son más perjudiciales que las interiores [65], [73], [186], [191], [193]–[195]. Borbély [196] realizó simulaciones de EF de una cavidad esférica localizada a diferentes **distancias de la superficie**. Encontró que la zona cercana a la superficie sufría deformación severa cuando la distancia d entre el centro de la esfera y la superficie era menor que $\frac{r}{r+d} = 0,5$ donde r es el radio de la esfera. Igualmente [197] observó que el rango de deformación a cortante aumentaba dramáticamente a medida que la cavidad se acerca a la superficie, llegando el ligamento (puente entre la cavidad y la superficie) al límite plástico. Li examinó la concentración de tensiones para un poro de $200\mu\text{m}$ de diámetro en aleación de aluminio [198], esta, alcanza su valor máximo con el poro justo debajo de la superficie. En el caso de material fundido, la iniciación de grieta por fatiga, pueden darse en el interior y no en el exterior debido a la “piel de fundición” con una superficie prácticamente libre de defectos [199].

Le [200] investigó el efecto de los poros de AlSi7Mg0.3 fabricado por fundición a la cera perdida y observó que la distancia a la superficie del poro es un parámetro fundamental. Todas las grietas que provocaron el fallo se iniciaron en poros cercanos a la superficie (con una distancia a la superficie menor de $500\mu\text{m}$) aun existiendo poros de mayor tamaño en el interior.

Nadot [65] ensayó probetas de hierro fundido nodular a HCF y observó que la localización del defecto es el parámetro de mayor importancia (junto al tamaño). Para la misma vida a fatiga, el defecto por contracción (b) en el que se inicia la grieta que conduce al fallo fue diez veces mayor en defectos internos comparando con los externos. La menor vida a fatiga asociada a los defectos superficiales está ligada a la exposición de estos al ambiente atmosférico [65], al que, los defectos internos, no están expuestos. El hidrógeno presente en el aire penetra en la grieta, aumentando la tasa de propagación. Este fenómeno se conoce como fragilización por hidrógeno.

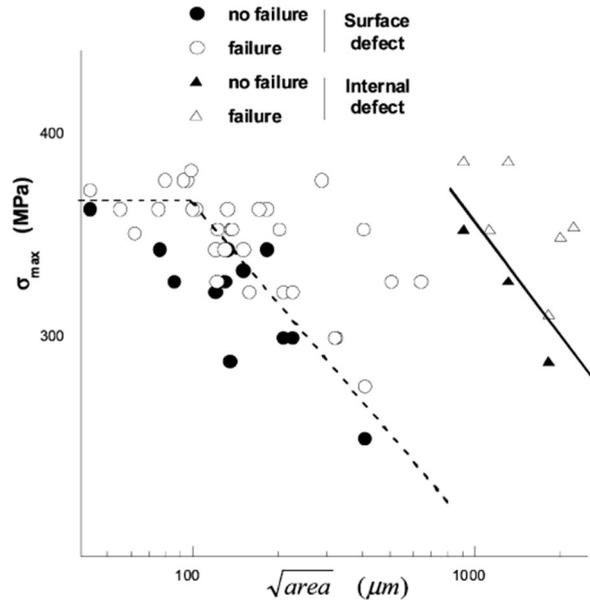


Figura 29: Comparación del tamaño del defecto responsable de la fractura en el interior y en el exterior. Fuente: [62]

- (c) Una **forma** irregular de las cavidades aumenta la concentración de tensiones en comparación a una forma esférica del mismo tamaño [199], [201]. Las cavidades tipo (b) y (c), debido a su forma, presentan mayor concentración de tensiones que (a) y, por lo tanto, son una mayor amenaza para la iniciación de una grieta.

Le [200] predijo mayor sensibilidad al tamaño de poros reales respecto a poros esféricos. Sugirió similitudes en la sensibilidad al tamaño, respecto a poros reales, de poros elípticos con un radio mayor 4 veces el radio menor.

En presencia de grandes defectos superficiales, se ha visto [202] que, la forma de la cavidad tiene un efecto mínimo en la vida a fatiga de probetas defectuosas de Inconel 718 AM.

Ensayando probetas de acero de fundición Al-Si con un defecto artificial esférico de 700 μm al que se mecanizan en el borde pequeños defectos en un intento de representar la porosidad inter-dentrítica, se ha visto que los pequeños defectos en el borde del defecto grande no tienen efecto [203]. Esto sugiere que la morfología local del defecto no es un parámetro gobernante.

- (d) En el caso de contar con un **cumulo de poros**, existirá interacción entre ellos [204]. Cuando más cerca se encuentren estos poros, menor será la resistencia a fatiga [205]. Es frecuente que se inicien grietas en diferentes puntos [206], [207].
- (e) Las grietas iniciadas en cavidades se propagan la mayor parte de su vida como grieta corta [190], [208]. La mayoría de las grietas iniciadas se detiene después de una cierta propagación [190], [209].
- (f) Existe un **tamaño de cavidad crítico** por debajo del cual no afecta a la resistencia a fatiga. En [70], [210] se definió este tamaño crítico por debajo de 25 a 100 μm de diámetro. En [188], se concluyó que bajar el tamaño de la cavidad por debajo de 15 μm no supone ningún beneficio a la vida a fatiga de aluminio forjado. En [70] se propuso 25 μm como el

tamaño por debajo del cual difícilmente se iniciaría una grieta en las cavidades en A356-T6 forjado. De acuerdo con [211], para A713 forjado en arena, un tamaño de $10\ \mu\text{m}$ del diámetro de la cavidad es suficiente para que se inicie una grieta, que finalmente acabe fracturando, en cavidades superficiales o cercanas a la superficie.

- (g) La **distribución** de poros afecta la trayectoria de propagación de la grieta a fatiga. En el caso de acero sinterizado, las partículas se conectan entre si mediante puentes dejando cavidades internas. Las cavidades actúan como precursores de grieta. La trayectoria de la grieta sigue preferentemente los puentes entre partículas. La propagación de la grieta a través de los puentes incrementa la tasa de propagación de grieta. La exponente n de la ley de Paris aumenta [122]. En [212], se estudió acero sinterizado con una densidad relativa del 90% consiguiendo valores de $n = 8 - 18$. Para una densidad del 100% los valores que se obtienen son $n = 2.6 - 4.0$. La coalescencia de grietas influye en la trayectoria de la grieta retorciéndola, lo que aumenta el efecto de cierre de grieta inducido por la rugosidad [207].

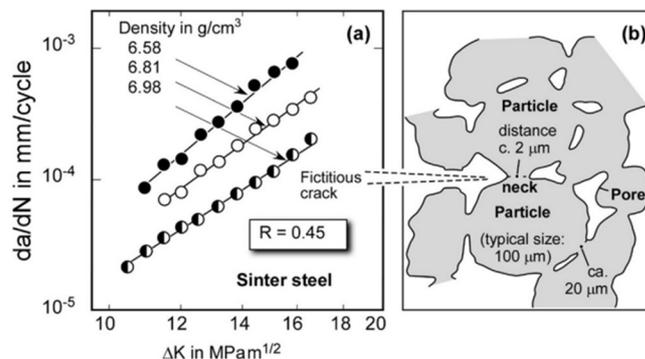


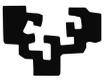
Figura 30: Efecto de la porosidad en acero sinterizado. (a) Curva característica $\frac{da}{dN} - \Delta K$ para diferentes densidades; (b) Mecanismo de propagación de grieta. Fuente: [213]

El tratamiento HIP reduce la porosidad y, por lo tanto, aumenta la resistencia a fatiga reduciendo, no solo la velocidad de propagación de la grieta [214]–[216], sino la dispersión [214].

- (h) Las **grietas causantes del fallo** se inician en los poros (o agrupación de poros) de mayor tamaño dentro del volumen altamente tensionado [179]. Por lo tanto, estos poros forman parte del extremo superior de la distribución estadística de tamaño [193].

El tamaño de poro se puede determinar con metalografía [81], [217]. No obstante, la microtomografía computarizada (μm -CT) se está convirtiendo cada vez más común [179], [182], [191], [199], [200], [218]–[221].

En componentes fundidos en presencia de ESCs la fuente principal de iniciación son los poros de segundo tipo (d). En un estado de tensión, se generará una grieta en el contorno de grano de ESC y se propagará en dirección perpendicular a la tensión principal de tracción [184]. En zonas donde ESCs están presentes la propagación se da en un modo de fractura intergranular conectando poros adyacentes. En cambio, en zonas donde solo granos densos y finos de α -Mg están presentes, la propagación se da en un modo de fractura combinado entre transgranular e intergranular.



7.3 MICROESTRUCTURA DEFECTUOSA

Como ya se ha mencionado, las grietas se inician en el defecto donde se localiza la mayor concentración de deformaciones. En esta sección se mencionan diferentes iniciadores en ausencia de defectos como cavidades o inclusiones.

En acero 54SiCr6 se observó [222] que la grieta no se iniciaba en una inclusión si no en zonas ricas en carbono cuando la inclusión era menor de $1\mu\text{m}$. Para aluminio fundido A356-T6 [220] con tamaños de poros menores de 25-100 μm la grieta se inicia en el espacio entre dendritas secundarias (*SDAS*).

En ausencia de defectos geométricos, la detención de grieta es controlada por las barreras microestructurales a la propagación de la grieta como los contornos de granos adyacentes con diferentes texturas cristalográficas. Cuando las orientaciones cristalográficas de varios granos adyacentes estén orientadas prácticamente en la misma dirección, la grieta podría no ser detenida. Para acero, el tamaño de grieta no detenido, es del orden de un par de granos [62], [223].

Puede darse el caso de que contornos de grano imperfectos actúen como iniciadores de grieta [4], [62], [224]. Estas imperfecciones pueden ser causadas, por ejemplo, por precipitados de carburo, oxidación o segregación química de impurezas[123].

La decarbonización de capas superficiales [225]–[229] es un origen frecuente de la grieta de fatiga. En componentes grande de hierro fundido, las agrupaciones de grafito degenerado son las responsables de la iniciación. Otros posibles iniciadores son las transformaciones imperfectas de austenita durante el proceso de enfriamiento de estructuras de martensita atemperada [230], bainita áspera de acero austenítico-ferríticos [230], y los carburos en acero de herramientas [176].

7.4 DEFECTOS TIPO GRIETA

Durante el proceso de la soldadura pueden generarse pequeñas grietas. En caso de discontinuidad debido a expansión térmica entre la matriz y la inclusión, las grietas se forman dentro de la inclusión [231]. En soldadura por fusión, las gotas de metal fundido en la superficie son otra causa de microgrietas. Estas, causan restricciones locales en la superficie y tensiones residuales, que pueden causar la iniciación de una grieta [232].

Los defectos tipo grieta pueden formarse cuando una capa de óxido en la superficie queda atrapada en el interior del material [233]–[236]. La Fig.31 ilustra el llamado efecto doble capa en aleaciones fundidas. En fundiciones de inyección a presión debido al turbulento llenado del molde la capa de óxido superficial queda atrapada en el interior del material donde queda plegado. El resultado es un defecto tipo grieta sub-superficial. Las capas de óxido fragmentadas pueden incorporarse al lecho fundido en procesos como soldadura por fricción [237], [238] o SLM [239], [240] de aleaciones de aluminio. En la Fig.32 se ilustra el mecanismo detrás del último.

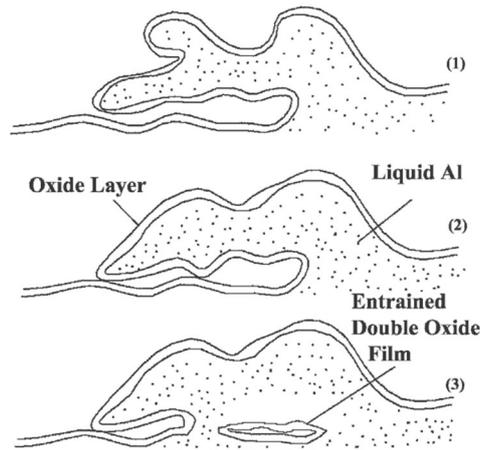


Figura 31: Secuencia de creación de defecto tipo doble capa de oxido: (1) se crea una ola debido a las turbulencias, (2) las dos capas de oxido contactan por su lado seco, y (3) una capa doble de oxido queda atrapada en el interior del metal fundido como un defecto tipo grieta. Fuente: [241]

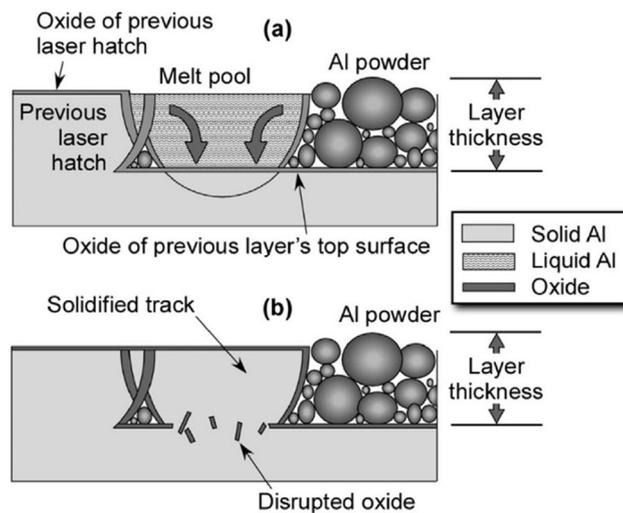


Figura 32: Mecanismo de penetración de capas de oxido en el lecho fundido en SLM. Fuente: [242]

7.5 DAÑO LOCAL: RASGUÑOS Y RUGOSIDAD SUPERFICIAL

El daño local puede surgir en la etapa de fabricación, de servicio o de mantenimiento. El daño en la superficie puede derivarse de rasguños, rebabas, marcas de mecanizado, mermas, golpes, grabados y picaduras de corrosión.

Durante la etapa de fabricación el daño puede ser introducido de varias formas. Pueden desarrollarse rasguños, muescas, rebabas, pequeños rasguños o incisiones. También hoyos marcados en la superficie, consecuencia de tratamientos superficiales como el decapado y el anodizado. También se pueden formar defectos superficiales como consecuencia del mecanizado, haciendo emerger defectos sub-superficiales como cavidades [187], [190].



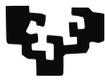
7.6 RASGUÑOS

Los rasguños pertenecen a los defectos superficiales más dañinos respecto al daño a fatiga. Pueden tener su origen en cualquiera de las etapas previamente mencionadas. Una investigación [243] sobre el efecto de rasguños mecanizados de 25 y 185 μm de profundidad y radio de entalla de 5, 25 y 50 μm en probetas de aluminio 2024-T351 observó una reducción de hasta el 97.8% en la vida a fatiga (sometido a cargas de tracción y flexión) debido a múltiples grietas simultáneas iniciadas en la base del rasguño y su posterior coalescencia creando una única grieta alargada que se propaga en la dirección del espesor. Los autores reportaron similares conclusiones en trabajos anteriores [244]. Entre el 66 y el 99% de la vida total a fatiga fue consumida por la propagación de los primeros 50 μm o lo que es lo mismo, por la fase de propagación de grieta corta (número de ciclos requeridos hasta propagarse un tamaño igual a la profundidad del rasguño). La localización de un rasguño de longitud limitada es importante; un rasguño en el borde de una placa es más dañino que una localizada en el centro. El factor de concentración de tensiones k_t puede llegar [245] a $k_t = 15$ o más, lo que explica que los rasguños sean tan dañinos. En evaluaciones analíticas, los rasguños se suelen asimilar como grietas [114], [243].

Los rasguños, con una longitud de centímetros y una profundidad de micras, se encuentran geoméricamente a medio camino entre entallas de diseño (normalmente no asimiladas como grietas) y defectos pequeños tratados en [243]. Los parámetros geométricos de los rasguños que influyen en la iniciación de una grieta y su posterior propagación son el ángulo que forman sus flancos, el radio de acuerdo del frente y la profundidad de este, siendo la última la más importante [246]. La orientación de los rasguños respecto a la dirección de carga juega un papel importante. Existe un valor crítico a modo de límite inferior en el que la profundidad del rasguño es demasiado pequeña para afectar al límite a fatiga porque otro defecto mayor toma el mando de la iniciación, o la grieta que surge del rasguño es detenida [84], [94], [247]. No obstante, conviene mantener la prudencia al respecto debido a la problemática de múltiples grietas a lo largo del frente de un mismo rasguño.

Dado que los rasguños son introducidos de forma mecánica (deformación plástica) quedan rodeados de tensiones residuales [248], [249]. Los efectos beneficiosos de las tensiones residuales de compresión (consecuencia de tratamientos superficiales como el *shot peening*) se reducen o incluso se eliminan al formarse un rasguño en la superficie [250].

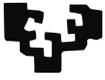
La profundidad, el ancho, el grosor y la orientación del rasguño, junto a la curvatura del frente del rasguño son los factores críticos asociados que controlan el comportamiento a fatiga de un componente rasgado. La profundidad es el parámetro geométrico más crítico. A mayor profundidad, menor es el límite de fatiga y la vida [67].



7.7 RUGOSIDAD SUPERFICIAL

Igual que los defectos de tipo merma o rasguños, la rugosidad superficial, es un problema de entalla, sin embargo, son varios los autores [226], [251]–[254] que hablan de “integridad superficial”. Este término fue introducido [255] hace medio siglo y aparte del efecto entalla inducido por la rugosidad superficial, incluye las tensiones residuales, las características microestructurales, la dureza, resistencia y el comportamiento de la deformación en la capa superficial y factores químicos/electroquímicos. De acuerdo con [81], hay cuatro factores relacionados con la superficie que tienen efecto en la resistencia y vida a fatiga: la rugosidad superficial actuando como concentrador de tensiones, las tensiones residuales en la superficie, endurecimiento o ablandamiento de la capa superficial cuando se deforma plásticamente y los cambios o transformaciones en la estructura debido a la deformación plástica.

Se ha visto que el efecto de la rugosidad en componentes AM tal y como salen de la máquina (sin mecanizar o rectificar) puede ser tratado como un defecto equivalente elongado [256]–[258].



8 EVALUACIÓN A FATIGA BASADO EN LA MECÁNICA DE LA FRACTURA

La mecánica de la fractura puede ser aplicada dentro del diseño tolerante al daño para determinar la vida restante de un componente con una grieta inicial. En fase de mantenimiento la grieta inicial es medida por inspección NDT. En fase de diseño, en ausencia de grietas o defectos iniciales, se puede asumir una grieta inicial igual al tamaño mínimo detectable del NDT utilizado. Esta última aproximación es conservadora. El objetivo esencial del diseño tolerante al daño es establecer los intervalos de inspección NDT, de tal modo que se pueda detectar la grieta antes de que provoque el fallo. Cuando durante una inspección se detecta una grieta, esta, sirve de dato de entrada para establecer el siguiente intervalo de inspección.

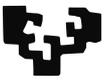
Con el fin de poder tener en cuenta la evolución del daño físico para predecir la vida en servicio hay que considerar los mecanismos implicados de iniciación de grieta y propagación. Sin embargo, la interacción entre la compleja microestructura y los mecanismos de iniciación y la propagación temprana necesita de investigación para ser completamente entendido. Es por ello por lo que, el desarrollo de modelos basados en la física para usarlos en la predicción de vida en servicio sigue siendo muy desafiante. Los más recientes desarrollos basados en el conocimiento adquirido experimentalmente han sido analizados y revisados.

Los métodos de diseño de tolerancia al daño postulan, que, por lo general, cualquier componente contiene imperfecciones en forma de grieta. Sin embargo, estas grietas solo pueden propagarse cuando se sobrepasa un cierto tamaño crítico [41], [259].

Para la aplicación de la metodología de diseño tolerante al daño es esencial la detección temprana de la grieta iniciada. Por medio de una solución analítica o numérica de la ley de Paris y con la combinación de algún coeficiente de seguridad, el tiempo o número de ciclos hasta el fallo es calculado considerando la propagación de la grieta desde un tamaño detectable a_{det} hasta un tamaño máximo tolerable a_{tol} . De estos cálculos se derivan los periodos de inspección. En el caso de que una grieta sea detectada durante la inspección, el intervalo de tiempo hasta la siguiente inspección se determina en base al tiempo o al número de ciclos para que la grieta se propague desde el tamaño detectado hasta el tamaño máximo tolerable. Cuando en una inspección, se detecte un tamaño de grieta mayor al tamaño máximo tolerable, el componente ha de ser remplazado.

Considerando la influencia que tienen los defectos en controlar el comportamiento a fatiga de componentes con defectos, métodos que consideren explícitamente su influencia son de gran interés en aplicaciones de diseño tolerante al daño [2], [260], [261]. En este sentido, métodos de mecánica de la fractura basados en el diseño tolerante al daño son de gran interés [260]. El uso de representaciones matemáticas apropiadas para describir el comportamiento del material en términos de propagación de grieta es un paso importante en la implementación de metodologías de diseño tolerante al daño [260]. Este, es un paso necesario para una robusta modelización de la resistencia a fatiga de componentes con defectos [262]. Este enfoque es llamado como diseño tolerante al defecto [1], [15], [262]–[267].

El diseño tolerante al defecto asume que los defectos pequeños actúan como iniciadores efectivos de grieta y que las grietas que no se propagan (*NPC*) asociados a estos defectos están siempre presentes bajo niveles de carga igual o ligeramente menores al límite de fatiga del material [268]. Por lo tanto, para aplicar métodos basados en tolerancia al defecto, es crucial



determinar el tamaño de grieta inicial (Sección 8.4) y un modelo de propagación (Sección 8.4) adecuado que considere la propagación de grieta mecánicamente corta.

Debido a la gran variabilidad de los parámetros utilizados para caracterizar el efecto de los defectos y la naturaleza de la distribución aleatoria de estos, varios autores apuntan al uso preferible de métodos probabilísticos en la evaluación del comportamiento a fatiga de componentes defectuosos [1], [15], [264], [266], [267].

En principio, la mecánica de la fractura tiene un gran potencial para predecir la vida a fatiga debido a que variables de entrada como las dimensiones del componente, la geometría local (entallas) y global e incluso las tensiones residuales pueden tenerse explícitamente en cuenta. La aplicación de la mecánica de la fractura para la evaluación de la vida a fatiga está restringido a casos en los que la fase de iniciación de la grieta se reduce significativamente, por ejemplo, como consecuencia de la existencia de un defecto [83].

Como regla general, los materiales ingenieriles y los componentes hechos por estos materiales contienen defectos, que debido al efecto entalla local y/o a la rigidez dispar con el material que lo rodea, la nucleación de la grieta se ve acelerada. La iniciación en componentes sin defecto supone menos del 5-20% de la vida a fatiga y en componentes con defectos el porcentaje es notablemente menor [68].

El uso de parámetros basados en la mecánica de la fractura, como el factor de intensidad de tensiones cíclico ΔK , que pueden explícitamente considerar el efecto de los defectos pueden ser una herramienta válida al evaluar el comportamiento a fatiga.

Existen métodos para relacionar las propiedades obtenidas de propagación de grieta para fatiga uniaxial, con fatiga multiaxial. Sin embargo, la adecuación de un método debe ser evaluada observando la superficie de fractura obtenido tras el fallo. La aplicación de estos métodos puede ser exigente y para algunas aplicaciones, métodos más simples podrían ser suficientes con la ventaja de ahorro de tiempo y coste computacional.

La obtención de las propiedades de propagación de grieta requiere un gran esfuerzo y recursos. Se pueden encontrar estas propiedades para diferentes materiales obtenidas ensayando probetas estandarizadas en la literatura. Sin embargo, la mayoría se limitan al modo I de apertura de grieta. Existe una falta de propiedades de propagación de grieta para grietas que se han iniciado a partir de defectos [2]. La práctica común a la hora de evaluar la fatiga multiaxial a través de la mecánica de la fractura es considerar las propiedades de propagación de grieta del modo I. Esta consideración conlleva una predicción conservadora.

Investigaciones sobre el comportamiento de una grieta bajo carga multiaxial, indican que las grietas no se propagan en una dirección al azar y que existen planos de preferencia [269]–[272]. La orientación preferida depende del material y del estado de carga.

8.1 EQUIVALENCIA ENTRE ENTALLA, GRIETA Y DEFECTO

A menudo defectos como inclusiones no metálicas, poros o la rugosidad superficial son tratados como grietas en análisis de mecánica de la fractura. Esto simplifica mucho el problema, pero no considera el efecto entalla (Sección 5.1) diferente que se da en cada defecto. A continuación, se analiza la conveniencia o no de asumir estas simplificaciones.

La consideración de un defecto como una grieta efectiva provee una solución conservativa, ya que, se estaría despreciando los ciclos de carga para se desarrolle dicha grieta desde un defecto hasta alcanzar el tamaño de la grieta efectiva.

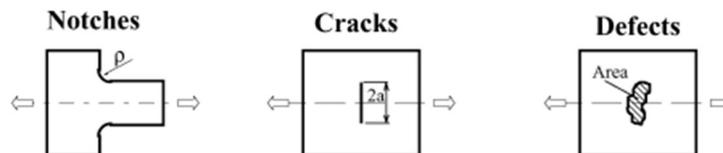


Figura 33: Definición gráfica de: entalla (Notches), grieta (Cracks) y defecto (Defects). Fuente: [273]

Es sabido que en entallas puntiagudas las grietas se desarrollan rápidamente, al igual que en defectos (inclusiones) no unidos a la matriz. La existencia de grietas inmediatamente iniciadas desde un defecto o preexistentes no son detectables por los medios habitualmente utilizados. Por todo esto, es habitual tratar a un defecto en su evaluación como una grieta [59].

De todos modos, dependiendo del caso, puede ser más apropiado tratar el defecto como una entalla. Sucede así en los casos en el que la grieta iniciada desde el defecto es muy pequeña en comparación al radio de la entalla. A partir de cierto tamaño de grieta a_T (Fig.34), el efecto entalla en el factor de intensidad de tensiones puede despreciarse y sumar la profundidad de la entalla al de la grieta. Si la longitud de la grieta es menor que a_T el efecto entalla ha de tenerse en cuenta, si es menor se trata como una grieta $a = a_T + \rho$ [274].

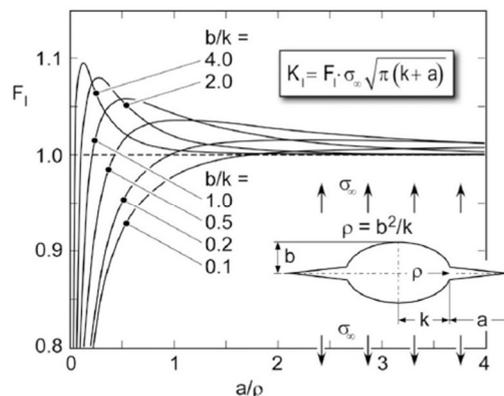


Figura 34: Efecto del tamaño de grieta en una entalla en el valor de ΔK . Fuente: [275]

La comparación experimental realizada por Nadot [65] de un defecto y una grieta del mismo tamaño revelan que un defecto no es equivalente a una grieta. Considerando un defecto como una grieta, se obtienen resultados conservativos. Considerar un defecto como una grieta preexistente supone despreciar la fase de iniciación.

Considerándolo, en cambio, el defecto como una entalla se obtienen mejores resultados que considerándolo como una grieta preexistente. Nadot [65] ajustó las fórmulas analíticas para entallas de Lukas y Mitchell. En el caso del acero fundido se obtuvieron resultados próximos a

los experimentales para una $K_t = 2$. Pero para hierro fundido nodular el ajuste con Mitchell requiere de $K_t = 5$. La comparativa se realizó en 2D para una carga uniaxial.

Smith y Miller [276] demostraron que las entallas con K_t mayor a K_t^* , se comportan y pueden ser tratados como grietas. En entallas de punta roma, si una grieta se inicia, se seguirá propagando debido a la alta carga aplicada (necesaria para que la grieta se inicie. En entallas puntiagudas, las grietas se inician con una carga relativamente baja, esto hace que sea más fácil que estas grietas acaben deteniéndose. Incrementando el factor de concentración de tensiones K_t , mientras la profundidad de la entalla se mantiene constante, por debajo de cierto valor del radio de la entalla, el límite de fatiga del componente con entalla se mantiene constante a pesar del aumento de K_t . En esta situación, la entalla se comporta como una grieta [110]

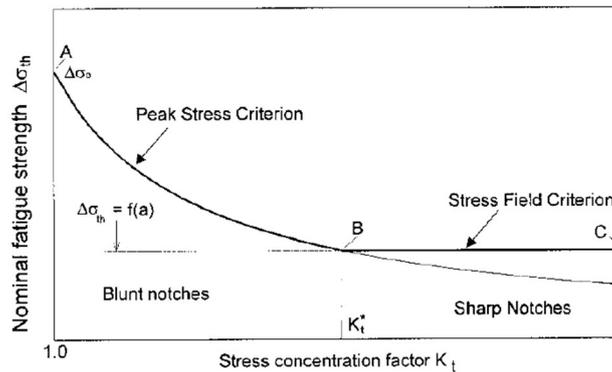


Figura 35: Límite de fatiga en función de K_t para entallas de tamaño de grieta constante. Fuente:[113]

Atzori [113] extendió el diagrama de Kitagawa-Takahashi a entallas en forma de U (caras de la grieta paralelos y radio del frente de la grieta $\rho > 0$) validándolo para evaluar el límite de fatiga de grietas y entallas para una placa infinita con el objetivo de establecer una relación explícita entre la sensibilidad al defecto y la sensibilidad a la entalla. En [114], el trabajo anterior se extiende a nivel componente y se verifica por medio de 78 series de ensayos de fatiga para 10 aceros y aleaciones de aluminio. En el trabajo original [113], se realizan ensayos manteniendo el tamaño de la entalla a constante mientras se varía el radio de la entalla ρ , lo que a su vez modifica el factor de concentración de tensiones K_t . Los resultados muestran como el límite de fatiga inicialmente decrece rápidamente con el aumento de K_t , pero a partir de un valor de $K_t \geq K_t^*$ (Fig.35) el límite de fatiga permanece constante.

La relación explícita obtenida en [113] tiene la expresión de la Ec.63 siendo a_0 el parámetro de El Haddad, a^* es la profundidad de entalla correspondiente a la intersección entre las curvas ΔK_{th} y $\frac{\Delta\sigma_0}{K_t}$ cómo puede verse en la Fig.25 y K_t es el factor de concentración de tensiones. Para metales un valor típico de a_0 es del orden de $100\mu m$ y a^* , que suele ser un orden mayor, estará en el rango de mm . Por encima de a^* las entallas se comportan como grietas y por debajo como entallas de punta roma.

$$a^* = K_t^2 \cdot a_0 \quad (73)$$

$$a_D = \frac{a_0}{\alpha^2} \quad (74)$$

$$a_N = K_t^2 \cdot a_D \quad (75)$$

La extensión a un componente finito se obtiene introduciendo el factor geométrico α . Con la expresión Ec.74 se obtiene el tamaño de defecto crítico a_D , que es dependiente no solo del

material como a_0 , sino que también de la geometría. La profundidad de entalla crítica a_N asociado a este valor del tamaño de defecto crítico queda con la expresión Ec.75.

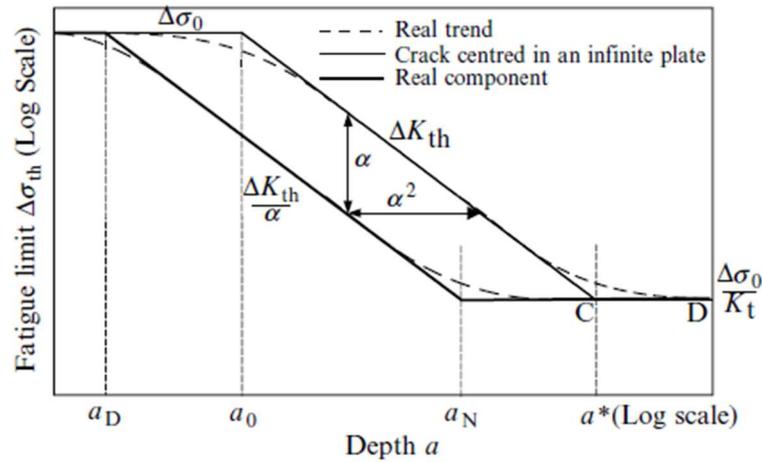


Figura 36: Límite de fatiga en función del tamaño de grieta/defecto para placa infinita/finita. [114]

Haciendo uso de la mecánica de la fractura, se distinguen dos comportamientos de entallas a fatiga. En entallas puntiagudas (K_t alto) existen grietas mecánicamente cortas que no se propagan bajo el límite de fatiga del componente con entalla (Fig.36). Por otro lado, en entallas de punta roma existen grietas microestructuralmente cortas.

La tensión mínima para iniciar una grieta en la base de una entalla de punta roma y superar la barrera microestructural más resistente es también suficiente para provocar la propagación continua hasta la rotura. Por lo tanto, la resistencia a fatiga viene dada por el umbral microestructural determinado por el criterio $\Delta\sigma$.

En el caso de entallas puntiagudas, la resistencia a fatiga viene dada por el umbral mecánico definido por el criterio ΔK y el desarrollo de grietas que no se propagan (NPC) depende de la existencia de un gradiente de tensiones suficientemente alto y el desarrollo del efecto de cierre de grieta. En este caso, la resistencia a fatiga es independiente de K_t y depende principalmente de la profundidad de entalla y el umbral de propagación $\Delta\sigma_{th}$ para grietas físicamente cortas. El efecto de cierre de grieta, junto con a un gran gradiente de tensiones en la base de la entalla, explican la existencia de grietas físicamente cortas que no se propagan en entallas puntiagudas. Un ΔK_{th} efectivo alto y un cierre de grieta alto posibilitan el desarrollo de grietas físicamente cortas que no se propagan y resulta en una reducción de la sensibilidad a la entalla [277].

Livieri y Tovo [273] desarrollaron unas ecuaciones para predecir la resistencia a fatiga de componentes con entallas que consideran el efecto entalla considerando una tensión efectiva. Las ecuaciones de Greager-Paris [278] e Irwin [279] han sido modificados para poder ser aplicados a componentes con diferentes discontinuidades geométricas: la Ec.76 para entallas; la Ec.77 para grietas cortas y largas y la Ec.78 para defectos (independientemente de sus dimensiones). Nótese que la Ec.77 y la Ec.78 podrían haberse obtenido como casos límite de la Ec.76. Las ecuaciones propuestas han sido validadas correlacionando con datos experimentales.

$$\Delta\sigma_{eff} = \begin{cases} \frac{\Delta\sigma_{\theta,max}}{\sqrt{1+4(a_0/\rho)}} & 2a_0 \leq \chi_p \\ \frac{\chi_p}{2a_0} \frac{\Delta K_I}{\sqrt{1+2(\chi_p/\rho)}} + \left(1 - \frac{\chi_p}{2a_0}\right) \cdot \Delta\sigma_{nom} & 2a_0 > \chi_p \end{cases} \quad (76)$$

$$\Delta\sigma_{eff} = \begin{cases} \frac{\Delta K_I}{\sqrt{\pi a_0}} = \Delta\sigma_{nom} \cdot \alpha \sqrt{\frac{a}{a_0}} & a \geq \frac{4a_0}{\alpha^2} \\ \Delta\sigma_{nom} \cdot \left(\frac{\alpha^2}{4} \frac{a}{a_0} + 1\right) & a < \frac{4a_0}{\alpha^2} \end{cases} \quad (77)$$

$$\Delta\sigma_{eff} = \begin{cases} \frac{\Delta K_I}{\sqrt{\omega(\rho+4a_0)}} & 2a_0 \leq \chi_p \\ \frac{\chi_p}{2a_0} \frac{\Delta K_I}{\sqrt{\omega(\rho+4a_0)}} + \left(1 - \frac{\chi_p}{2a_0}\right) \cdot \Delta\sigma_{nom} & 2a_0 > \chi_p \end{cases} \quad (78)$$

donde χ_p se puede calcular:

$$\chi_p = \frac{\rho}{2} \frac{15k_t^{2/3} \cdot 9^{1/3} \left(9 + \sqrt{3k_t^2 + 81}\right)^{2/3} - 9^{2/3} \left(9 + \sqrt{3k_t^2 + 8}\right)^{4/3} - 9k_t^{4/3}}{\left[3k_t^3 - 9^{1/3} \left(9 + \sqrt{3k_t^2 + 81}\right)\right]^{2/3}} \quad (79)$$

8.2 METODOLOGIAS

En esta sección se recogen diferentes propuestas metodológicas de la literatura para estimar la vida a fatiga de metales contemplando defectos.

Hu [268] partiendo de imágenes por $\mu\text{m-CT}$, utilizo la geometría para realizar análisis FEM, computar XDZ como indicador de la amenaza de cada efecto. En otro trabajo [130] predijo la resistencia a fatiga con la ecuación (Ec.57) propuesta por Murakami-Endo [32] que lo relaciona con la dureza Vickers. Este es representado en un diagrama KT modificado según el modelo de El Haddad [110] y extendido para vida finita representando en escala de colores el número de ciclos hasta el fallo dependiente del tamaño y la tensión cíclica. Se hizo uso de EVS para el tratamiento estadístico de la distribución de los defectos. Para una metodología similar la inspección por $\mu\text{m-CT}$ podría ser sustituido por la geometría derivada de una simulación del proceso de fabricación. El modelo FCG utilizado es la versión de Forman de NASGRO [280], el umbral de grieta corta relativo a grieta larga se ha calculado con el modelo de Chapetti [105] y la grieta inicial efectiva se ha determinado como la suma del radio equivalente del defecto y el tamaño de la zona plástica en la punta de grieta.

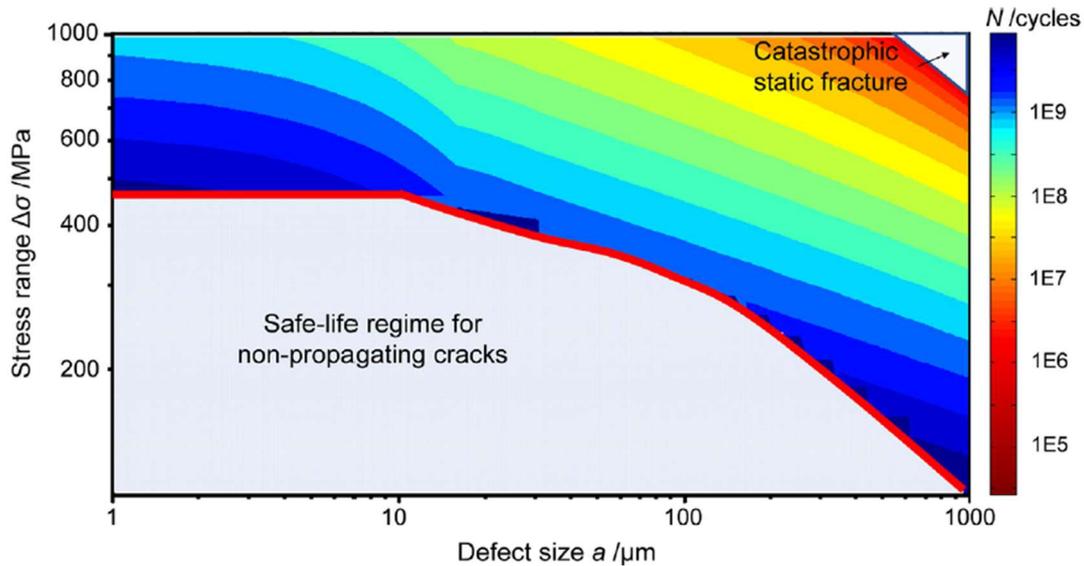


Figura 37: Diagrama KT extendido para vida finita. Fuente: [268]

8.2.1 AFGROW

El software AFGROW dispone de los modelos de propagación de grieta ampliamente disponibles en la literatura [281], [282]. El modelo de propagación de grieta en [79], utiliza la ecuación de Walker en una base punto por punto (método T Harter) para extrapolar/interpolar datos de dos valores R adyacentes. Este método es una forma sencilla de interpolar/extrapolar datos y ha tenido buenos resultados [281], [282]. Al contrario que otros modelos de propagación de grieta (NASGRO, Hartman-Schijve) que necesitan una gran cantidad de datos, para diferentes valores de R , el método T Harter usa métodos simples de interpolación para modelar el comportamiento del material con precisión basado en los datos sobre la propagación de grieta del material examinado. Con dos valores de R positivos, se pueden realizar predicciones precisas para cualquier valor de R . Con un único valor de R , la predicción se limita a un único valor de R dado.

Para determinar el defecto crítico, se puede tomar los defectos como grietas iniciales y calcular SIF para cada una, los defectos con mayor SIF son más propensos a que la grieta se inicie y se propague [79].

8.2.2 ProFACE

El mayor problema de los cálculos explícitos de propagación de grieta a fatiga es el tiempo necesario para los análisis de propagación y las simulaciones MC . El software **ProFACE** (**Probabilistic Fatigue Assessment of Engineering Components with Defects**), desarrollado por Politecnico di Milano, fue concebido como un instrumento probabilístico rápido, capaz de asistir el diseño de componentes AM . La formulación matemática de modelo se detalla en [15]. En la Fig.38 se muestra esquemáticamente el método, las entradas y las salidas. Las entradas básicas del software (se trata en realidad de un post procesador del análisis FEM) son la distribución de defectos y un modelo probabilístico adecuado para resistencia a fatiga en presencia de defectos (modelado como grietas cortas). Después, se calculan las probabilidades de fallo de los elementos finitos con un método basado en EVS y combinados a través del modelo WL . Además, se proporciona la siguiente tabla (Tabla 4) dónde se comparan diferentes

herramientas computacionales. Después de una primera versión [15], la herramienta fue mejorada en una segunda versión [17], para incluir el efecto de tensiones residuales y de la rugosidad superficial.

Tabla 1: Comparativa de las capacidades de herramientas computacionales

	Analítico	Localización del defecto	Completamente probabilístico	Gradiente de tensiones
DARWIN		X		X
P-FAT explícito		X		X
ASTRID (2d)		X	X	X
P-FAT analítico	X			
ProFACE	X	X	X	X

El software permite al usuario describir la distribución de defectos considerando diferentes opciones: distribución de los mayores valores extremos (*LEVD*), distribución generalizada de valores extremos (*GEV*) y distribuciones mixtas para los datos de muestreados con *block máxima (BM)*; log-normal, exponencial negativa y Weibull para los datos muestreados con *Peak Over Threshold (POT)*.

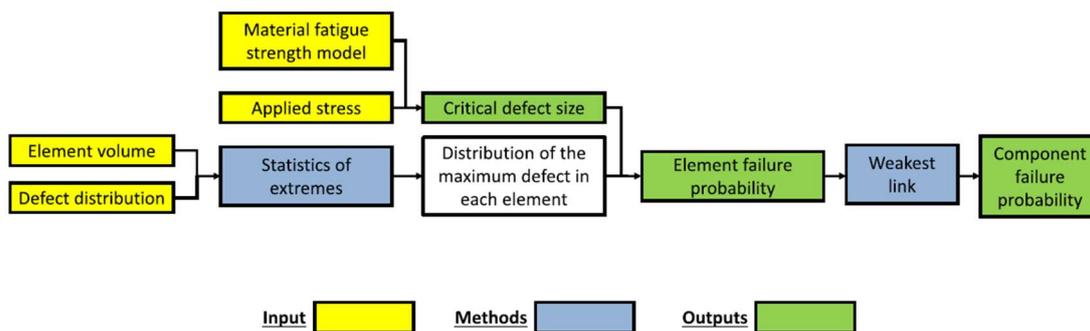


Figura 38: Esquema del flujo computacional de ProFACE. Fuente: [17]

Debido a la naturaleza aleatoria de los defectos, una caracterización adecuada de estas es necesaria, para desarrollar la distribución de tamaño y frecuencia de ocurrencia, en una evaluación probabilística tolerante al daño (*PDT*).

La columna vertebral de ProFACE es el modelo *WL*, según el cual el componente se considera como una cadena de pequeñas subpartes conectadas una a otra (como los eslabones de una cadena) y con su propia probabilidad de fallo. De acuerdo con el modelo, el componente falla cuando alguna subparte (eslabón) falla.

Los requisitos para poder implementar el método son el modelo de resistencia a fatiga que relaciona la tensión asociada a cada subparte con la dimensión del defecto crítico, y una distribución de defectos adecuado.

Comparando los resultados que arroja el método con los obtenido experimentalmente, se ha visto [17] que coinciden bien considerando las tensiones residuales. No tener en cuenta las tensiones residuales lleva a un cálculo conservador.

Bajo grandes cargas de fatiga, la tensión máxima alcanzada, junto a las tensiones residuales puede fácilmente hacer que se alcance el límite de fluencia del material, resultando en una redistribución elástica que puede relajar completamente las tensiones residuales.



En un diseño preliminar a fatiga de un componente, podría ser útil visualizar las localizaciones más críticas para diferentes escenarios. Para satisfacer esta necesidad, el software cuenta con varias salidas visuales, que son:

- Probabilidad de fallo normalizada
- Defecto crítico
- Defecto que satisface una probabilidad de fallo definida por el usuario

Actualmente se está investigando en desarrollos más refinados que incluyan el error en las medidas tomadas por *NDT*.

8.2.3 Mecánica de la Fractura computacional

El modelado numérico se ha convertido en una herramienta indispensable en el análisis a fractura, ya que, son pocos los problemas prácticos que tiene una solución analítica de forma cerrada.

Han sido publicadas soluciones de la intensidad de tensiones para cientos de configuraciones, la mayoría deducidas de modelos numéricos. La realización de análisis elástico-plásticos para el cálculo de la integral J y del $CTOD$ son también comunes. Investigadores están aplicando técnicas numéricas avanzadas a problemas especiales como fractura en intercaras, fractura dinámica y propagación de grieta dúctil.

La rápida evolución de la tecnología computacional es el principal responsable de del crecimiento exponencial de aplicaciones de la mecánica de la fractura computacional. No obstante, no todo el mérito es del hardware, algoritmos numéricos más eficientes han reducido enormemente tiempos de resolución. Los códigos de análisis numérico comerciales cuentan, cada vez más, con una interfaz amigable para el usuario y muchos integran rutinas de mecánica de la fractura.

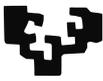
La gran mayoría de análisis de componentes agrietados usan el método de los elementos finitos FEM. El método de la ecuación integral de contorno, aunque menos, también se utiliza [33].

8.2.4 Revisión de varias metodologías de fatiga multiaxial enfocado a AM

Una revisión de varias metodologías de predicción [2] concluye que la identificación del mecanismo de daño que afecta al componente es básica para lograr una precisa evaluación a fatiga multiaxial.

Los métodos de plano crítico, especialmente aquellos que consideran el parámetro FS de daño modificado que son consistentes con la física del proceso de daño, proveen una herramienta fiable para la evaluación de fatiga multiaxial de componentes AM [2].

Los métodos basados en la mecánica de la fractura muestran que la fiabilidad de sus predicciones (en componentes AM) depende mucho de la localización y tamaño del defecto asumidos, además de la metodología aplicada para tener en cuenta la rugosidad. EVS y el tamaño de defecto equivalente basado en el método de Murakami para la aproximación del tamaño inicial del defecto, muestran resultados prometedores en la representación de defecto y la rugosidad superficial en la aplicación del método de la mecánica de la fractura en la predicción de la vida a fatiga de componentes AM [2].



Las predicciones mejorarían usando las propiedades de propagación de grieta corta relativos a cada modo, en vez de, utilizar propiedades de propagación de grieta larga para el modo I. Considerar el cierre de grieta inducido por la rugosidad bajo modo II y modo mixto es también un aspecto importante.

Zhang y Fatemi [283] compararon dos metodologías para establecer el tamaño de la grieta inicial considerando la rugosidad superficial a través de Paris. Las probetas ensayadas para evaluar la precisión de las metodologías consideradas fueron AM Ti6Al4V sin mecanizar y tratadas, unas con recocido y otras con HIP. Debido a la microestructura martensítica frágil, se verifica la suposición de una zona plástica pequeña requerida para aplicar Paris.

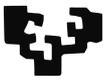
El primer método [283], considero la rugosidad superficial como grieta superficial con un tamaño en profundidad igual al máximo R_v y el tamaño de grieta inducido por el defecto, a_0 , despreciable ($a_0 = 0$). El segundo método considero el método de raíz de área de Murakami despreciando el termino relacionado con defectos subsuperficiales. El primer método predijo resultados no conservativos para las probetas recocidas, que podría estar relacionado a la iteración entre múltiples grietas en la superficie rugosa, el efecto sinérgico entre la superficie rugosa y los defectos subsuperficiales q no se han tenido en cuenta en los modelos o la incapacidad del palpador para describir con precisión el valle más profundo del perfil superficial.

No obstante, es destacable la precisión de las predicciones [283] teniendo en cuenta que los datos experimentales para caracterizar la propagación se obtuvieron de la literatura con las posibles diferencias en parámetros del proceso o geometría. La tasa de propagación se asumió igual para diferentes condiciones de carga, aun cuando se ha visto que varía [284], [285]. De acuerdo con [39], el tamaño de grieta corta fue mayor que el tamaño de grieta inicial (R_v) asumido; lo que indica que el modelo no tuvo en cuenta posibles efectos de propagación de grieta corta.

El método de la raíz de área de Murakami comparándolo con el modelo de la rugosidad fue más conservativo para un mismo nivel de carga. Esto se debe a un mayor tamaño inicial de grieta considerado por el método de Murakami.

Sanaei y Fatemi [60], aplicando el método de la raíz de área, documentaron un tamaño de defecto de rugosidad equivalente muy cercano al valor de R_v asumido como tamaño de grieta inicial en [283] a pesar de calcularse ambos con diferentes parámetros de rugosidad superficial. Esto indica que el método de Murakami puede ser muy sensible a los parámetros escogidos para determinar el tamaño de defecto de rugosidad superficial equivalente. Molaei [286] evaluó el tamaño de defecto de rugosidad superficial equivalente de acuerdo con [60] y, sin despreciar el efecto sinérgico debido a los defectos subsuperficiales, fueron capaces de predecir con una precisión aceptable los ensayos de fatiga bajo diferentes condiciones de carga. Los resultados en [286], considerando el efecto de defectos subsuperficiales, fue menos conservativo en comparación a los resultados obtenidos en [283]. No obstante, esto puede ser debido a una forma del defecto diferente considerado para la grieta inicial asumida; siendo menor en [286], se ha visto que reduce la vida a fatiga.

Sanaei y Fatemi [261] compararon los mismos datos que Molaei [286] usando la variante H-S de NASGRO y encontraron mayores discrepancias, especialmente a un numero de ciclos muy bajo y alto. La causa, se conjeturo, que podría ser considerar un único valor de tamaño de grieta inicial y forma para todo el lote de probetas, y el hecho de que, bajo condiciones de carga complejas, el mecanismo de fallo puede diferir del modo I.



Considerando el parámetro FS como parámetro gobernante de la propagación y la variante H-S de NASGRO, Sanaei y Fatemi [261] investigaron con otros datos experimentales de la literatura con condiciones superficiales diferentes. Observaron que el fallo se daba a cortante. Se considero un único tamaño de grieta inicial y forma, y las propiedades de la propagación de grieta a fatiga se obtuvieron a partir de valores de la literatura para modo I. Las predicciones fueron conservadoras en HCF y no conservadoras en LCF. Las discrepancias en LCF podrían estar relacionadas con el hecho de tener una zona plástica grande en el frente de la grieta y por lo tanto no cumplir uno de los requisitos de LEFM. La predicción se realizó con propiedades de la tasa de propagación de grieta larga, ya que, las propiedades de la tasa de propagación de grieta corta no estaban disponibles. Es de esperar una mejora en la predicción si se consideran las propiedades de propagación de grieta corta para cada uno de los modos.

Molaei [287] para probetas sin entalla bajo cargas de amplitud variable, empleando FASTERAN, encontró una buena concordancia entre la predicción y los datos experimental para Ti6Al4V y 17-4PH AM; tanto en probetas sin mecanizar como mecanizadas. Se asumió una grieta semi elíptica, estableciendo el tamaño según [60].

La predicción de la vida a fatiga de geometrías complejas usando modelos basados en la mecánica de la fractura se complica debido a la interacción entre los defectos y la geometría. La posición relativa entre la grieta inicial y la discontinuidad geométrica asumida adquiere una gran importancia [287], [288]. Se ha visto que la localización y la forma de la grieta inicial asumida dependen de las condiciones de la superficie.

Molaei [286] demostró que no existe correlación entre el ratio de carga global aplicado y el ratio de tensión local en un punto crítico que cambia durante el ensayo. Esto se debe a la presencia de tensiones residuales por la deformación plástica durante la porción a tracción de la carga.

8.3 CARACTERIZACIÓN DEL DEFECTO

Para considerar explícitamente los defectos en la evaluación a fatiga del componente, se deben realizar simplificaciones en cuanto al tamaño inicial, la localización y la forma, que afectan significativamente en la vida a fatiga estimada. Por lo tanto, para una correcta aplicación de un método de evaluación de la vida a fatiga de componentes defectuosos, se debe abordar el análisis estadístico de las características de los defectos. En este sentido, la consideración de un tamaño de defecto promedio como el tamaño de defecto representativo de la probeta ha dado buenos resultados [262], [289] correlacionando los datos experimentales.

Cuando el defecto crítico se considera como grieta inicial, la determinación de la longitud inicial de grieta (Sección 8.4) es un factor importante [79]. Murakami [81] propuso el método de la raíz de área (Sección 8.4.6), donde el tamaño del defecto se define como la raíz cuadrada del área del defecto proyectada en el plano perpendicular a la carga aplicada (Fig.23).

Para defectos con una forma muy irregular, se rodea el defecto con un contorno suave como se ilustra en la (Fig.24a) y se considera el área encerrada por el contorno como área efectiva. Esta simplificación no afecta demasiado en la estimación de la vida a fatiga; en formas irregulares como el de la figura la concentración de tensiones es muy alta y se propaga rápidamente hasta alcanzar una forma elíptica (Fig.40) [60], [286], [290]. Por lo tanto, el número de ciclos hasta

alcanzar el tamaño considerado como inicial es muy baja, despreciable. De todos modos, esta simplificación lleva a una predicción conservativa.

Romano [291] caracteriza la forma del defecto con un parámetro llamado ratio de forma (SR). Se define como el ratio entre el lado pequeño y el lado largo del rectángulo mínimo que envuelve el defecto. Otra forma de caracterizar la forma del defecto, el parámetro morfológico de esfericidad es ampliamente utilizado [292]:

$$Esfericidad = \frac{\frac{1}{\pi^3}(6V)^{\frac{2}{3}}}{A_d} \quad (80)$$

donde V es el volumen del defecto y A_d es el área superficial del defecto.

Murakami [81] propuso una regla experimental para evaluar la posición de los defectos; considerando como defecto interno aquel que cumple la siguiente condición:

$$a/h < 0,8$$

siendo a el radio de una esfera de volumen igual al del defecto y h la distancia mínima del centro del defecto a la superficie, ver Fig.39.

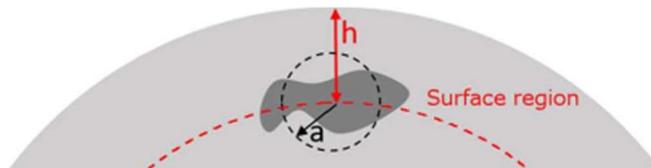
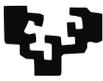


Figura 39:Esquema del defecto esférico equivalente y la definición de su radio y distancia a la superficie. Fuente: [218]

Dos defectos cercanos pueden interactuar entre ellos propagándose a través del ligamento que los separa convirtiéndose en un único defecto. Si el tamaño del ligamento es pequeño, la concentración de tensiones puede llegar a ser tan alta que la coalescencia se dé instantáneamente o en los primeros ciclos de carga. Murakami [81] considera que existe interacción entre defectos si la distancia que los separa es menor que el radio equivalente del menor defecto.

El parámetro de raíz de área del criterio de Murakami (Sección 6.6) es un indicador simple para calificar la amenaza que supone un defecto. Sin embargo, ha sido modificada (ampliando el concepto a un área efectiva) para cuantificar, no solo el tamaño, sino otros factores influyentes como la rugosidad superficial, la cercanía a la superficie libre o la interacción entre defectos cercanos. La Fig.41 muestra el área efectiva para varios casos de defecto. Estas simplificaciones facilitan la cuantificación sin cometer mucho error. Ya que, como se ha explicado, la forma del área del defecto alcanzara la forma del área efectiva en un numero de ciclos relativamente reducido. En el caso de defectos cercanos a la superficie donde el tamaño del ligamento (material entre el defecto y la superficie libre) es menor al tamaño del defecto, la concentración de tensiones es muy alta en el ligamento y la grieta se propaga rápidamente hasta la superficie. En el caso de dos defectos cercanos sucede lo mismo; los dos defectos se propagan convirtiéndose en uno solo. La rugosidad superficial se tiene en cuenta del modo ilustrado en la Fig.42 con el termino $\sqrt{\text{área}_{R,max}}$. Para la obtención de su valor, se realiza una adquisición del perfil de rugosidad a través de un perfilómetro y se asume la rugosidad superficial equivalente a micro entallas periódicas con una profundidad r y un ancho $2t$. Se puede calcular el valor de $\sqrt{\text{área}_{R,max}}$ con la expresión (Ec-81-82) propuesta por [291].



$$\frac{\sqrt{\text{área}_R}}{2t} \cong 2,97 \left(\frac{r}{2t}\right) - 3,51 \left(\frac{r}{2t}\right)^2 - 9,74 \left(\frac{r}{2t}\right)^3 \quad \frac{r}{2t} < 0,195 \quad (81)$$

$$\frac{\sqrt{\text{área}_R}}{2t} \cong 0,38 \quad \frac{r}{2t} > 0,195 \quad (82)$$

Hu [130] propuso cuatro estrategias para estimar el potencial impacto de cada defecto combinando parámetros geométricos y el estado tensional. Los defectos se caracterizaron geoméricamente a través de microtomografía computarizada μ -CT y la distribución de tensiones se obtuvo por FEM.

- Clasificación 1: Tamaño de defecto máximo, $\sqrt{\text{área}_{\max}}$.

La resistencia a fatiga se puede determinar del tamaño del mayor defecto en un volumen dado.

- Clasificación 2: Factor de intensidad de tensiones máximo, K_{\max} .

K_{\max} es calculado considerando la tensión máxima aplicada. El valor del factor se puede utilizar con las ecuaciones de Murakami (Ec.55-56) [15].

- Clasificación 3: Factor de intensidad de tensiones relativo, K_{rel} .

K_{rel} es determinado por tensiones locales, el tamaño de defecto $\sqrt{\text{área}}$, y la concentración de tensiones resultado del efecto combinado de la localización, la morfología y la interacción con defectos adyacentes [293]. Cabe destacar que la expresión para calcular K_{rel} no es la del factor de intensidad de tensiones real. Sin embargo, se puede adoptar para evaluar la amenaza relativa que supone cada defecto.

- Clasificación 4: Factor de concentración de tensiones/deformaciones plástico k_g .

k_g se determina por la concentración de tensiones principal y la concentración de deformación plástica. Se aplica para clasificar con precisión los defectos más dañinos derivados de la clasificación 3 [198].

Estas cuatro estrategias, con diferentes niveles de complejidad, son capaces de evaluar la amenaza que supone un defecto. A pesar de ello, ninguno de ellos puede hacer una predicción fiable de cuál será el defecto en el que se inicie la grieta. Esto se puede deber a la insuficiente resolución de la microtomografía computarizada (μ m-CT), un mallado pobre y/o debido a haber pasado por alto el efecto de la microestructura local [293].

En [79], para determinar el defecto crítico, se tratan los defectos como grietas iniciales y se calcula K para cada una, los defectos con mayor K son más propensos a que la grieta se inicie y se propague. El factor de intensidad de tensiones ha sido probado como el indicador más fiable para clasificar defectos con el fin de predecir que defecto domina el comportamiento a fatiga en [294].

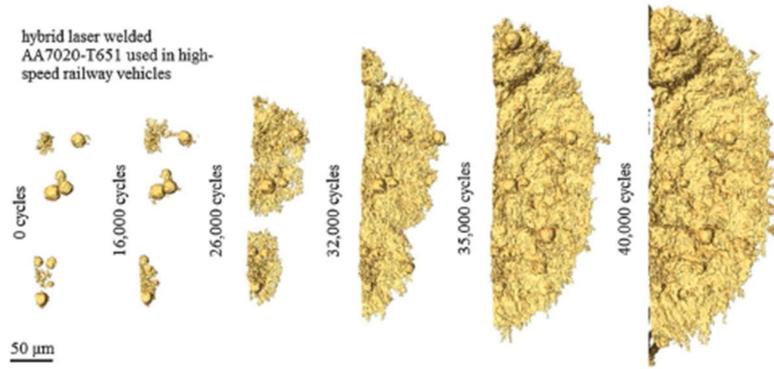


Figura 40: Evolución de la grieta desde poros superficiales irregulares a grieta semi elíptica, observado mediante μ -CT. Fuente:[2]

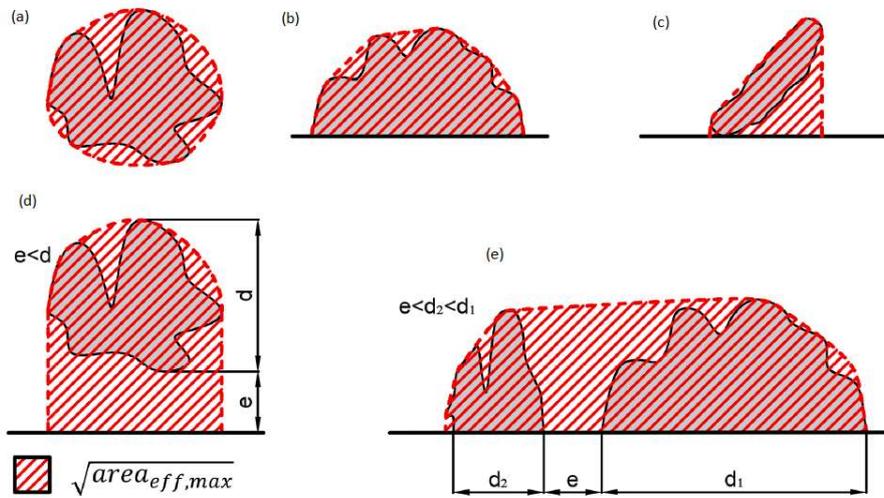


Figura 41: Área efectiva del criterio de Murakami para varios tipos de defectos: (a) Defecto interno irregular; (b) Defecto superficial irregular; (c) Defecto subsuperficial irregular; (d) Defecto irregular cercano a la superficie libre; (e) Defectos superficiales cercanos. Fuente:[2]

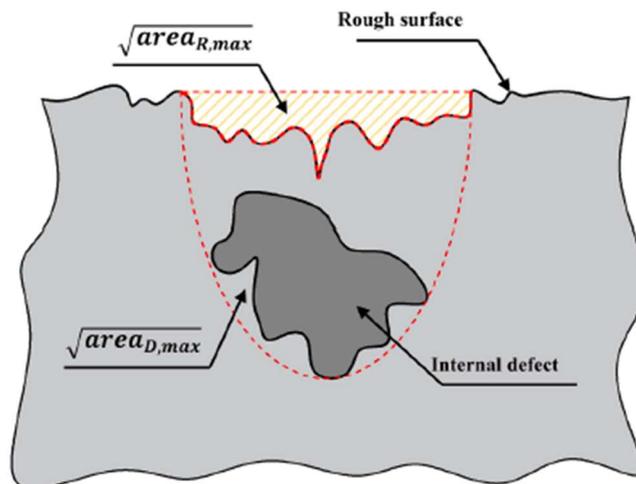


Figura 42: Área efectiva del criterio de Murakami para un defecto interno combinando el efecto del tamaño, la cercanía a la superficie y la rugosidad superficial. Fuente:[2]



8.3.1 MODELADO NÚMÉRICO DE LA AMENAZA QUE SUPONE UN DEFECTO

Los métodos basados en observaciones bidimensionales tienen una desventaja a la hora de aplicarlos a problemas ingenieriles; el defecto del que se iniciará la grieta no se identifica hasta después del fallo. En la última década, observaciones tridimensionales por medio de la microtomografía computarizada (μm -CT) han sido extensamente usados para la caracterización tridimensional del material. Las ventajas son obvias: (i) es una técnica de inspección no destructiva que puede ser usada antes, durante y después del ensayo; (ii) se obtiene información tridimensional cuantitativa de los defectos y los mecanismos de fallo.

En general, las tensiones locales alrededor de un defecto son mayores que las remotas debido a la concentración de tensiones, cuantificada por k_t . En fatiga, la grieta se inicia en la zona de mayor concentración de tensiones [268], por lo que a priori, k_t podría ser un buen candidato para evaluar la amenaza que supone un defecto. No obstante, simulaciones FEM de la geometría 3D de defectos muestra una alta dispersión alrededor de defectos de fundición [193]. Esto se atribuye a la singularidad numérica que se presenta alrededor de los defectos. Por lo tanto k_t queda inhabilitado como indicador de la amenaza que suponen los defectos en el modelado numérico.

Además de la tensión máxima, la distribución de tensiones puede jugar un papel crucial controlando la iniciación de la grieta. El volumen afectado por la concentración de tensiones muestra una menor sensibilidad a la malla FEM en comparación al punto de mayor concentración de tensiones y puede, por lo tanto, usarse como un mejor estimador de la amenaza que supone el defecto. Se descubrió que la zona alrededor del defecto que representa la región con la tensión por encima de la tensión de fluencia es un buen indicador de la tendencia de ser iniciada una grieta [193].

8.3.1.1 XDZ

Inspirado en esta idea, Hu [268], propuso el indicador XDZ (eXtended Defect Zone). XDZ se define como el volumen (incluido el defecto) con una tensión equivalente de von Mises con un valor superior a la tensión de fluencia, soportado en la idea de que una región que experimenta deformación plástica podría potencialmente inducir la nucleación. La distribución de XDZ varía entre un defecto interno y un defecto subsuperficial. En un defecto interno XDZ esta uniformemente distribuida alrededor del defecto, en cambio en un defecto subsuperficial tiende a localizarse entre el defecto y la superficie; en el ligamento [268]. En conclusión, la raíz de área efectiva basada en XDZ refleja de una manera más realista el comportamiento de un defecto ante las condiciones de carga, ya que, no solo considera el tamaño del defecto y la localización si no que considera también la zona plástica alrededor del defecto, que varía con la tensión aplicada. La distribución de XDZ varía entre un defecto interno y defecto cercano a la superficie. En el primero XDZ se distribuye uniformemente alrededor del defecto, mientras que en los segundos tiende a localizarse entre el defecto y la superficie, debido a la concentración de tensiones.

8.3.1.2 Pore influence zone

Vanderesse [193] definió *pore influence zone*, como el volumen alrededor de poros con una elongación superior al 0.2% como indicador de la amenaza que supone cada poro. El análisis por elementos finitos realizados fue estático. Un análisis plástico incrementaría mucho el coste computacional. Aunque los resultados del análisis elástico difieren de la realidad, esta aproximación no afecta a la validez del análisis ya que esta, se realiza de modo comparativo. Los resultados de correlacionar el área proyectada del poro, la distancia a la superficie y la esfericidad con el volumen llamado *pore influence zone* justifican la idoneidad de este



parámetro para estimar la criticidad de un poro. Cabe destacar que todos los parámetros morfológicos se han tenido en cuenta implícitamente en los análisis FEM.

8.3.1.3 HSV

Como ya se ha visto, la amenaza que supone un defecto no depende solo del tamaño y de la forma, especialmente depende del campo tensional a su alrededor. Kuguel [295] introdujo por primera vez el concepto de *Highly Stressed Volume (HSV)*, posteriormente ha sido desarrollado por otros autores [296]–[302]. *HSV* es definido como el volumen experimentando una tensión mayor que un cierto valor umbral, expresado este último, como valor porcentual de la tensión máxima local en la zona crítica. En cuanto al valor porcentual, no hay unanimidad. Los valores umbrales propuesto son 95% [295], [303], 90% [296]–[299], [304] y 80% [305]–[308].

La probabilidad de iniciación de una grieta aumenta a medida que aumenta el volumen crítico, que es responsable del fallo. En consecuencia, no hay necesidad de analizar el componente completo, solo las zonas críticas donde la tensión es mayor. Por consiguiente, Lin y Lee [309] presentaron una relación entre la tensión elástica máxima del material y *HSV*.

$$\sigma_{max} = B \cdot V^{-m} \quad (83)$$

donde $\sigma_{max}(= k_t \cdot \sigma_{e,nom})$ es la tensión elástica máxima que es igual a la multiplicación entre el factor de concentración de tensiones y la resistencia a fatiga nominal.

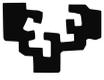
La efectividad de *HSV* ha quedado reflejado en [310], donde se ha visto que probetas con entallas pueden soportar mayor tensión máxima puntual en comparación a probetas sin entalla, porque en el primer caso *HSV* es menor. Es más, se ha visto [307] que, en algunos puntos, un incremento de *HSV* no conlleva un incremento del tamaño de defecto mayor, sugiriendo que se ha llegado a un elemento volumétrico representativo[311].

Extreme Value Statistics (EVS) [312] es útil para evaluar, probabilísticamente, el tamaño del defecto máximo esperado en *HSV* [313], [314]. La teoría *Weakest-Link (WL) de Weibull* se aplica habitualmente para evaluar la distribución estadística de la resistencia a fatiga del componente [183], [315], [316]. Originalmente, se estableció que el mayor de los defectos era el responsable del fallo. Sin embargo, esta suposición puede llevar a errores por dos motivos [307]. El primero está relacionado con el hecho de que el defecto tiene diferente efecto dependiendo de la distancia a la superficie. El segundo tiene que ver con la localización respecto a la entalla. El efecto concentrador de tensiones afecta únicamente a los defectos cercanos a la punta de grieta. Esta interacción entalla-defecto generalmente es modelada combinando la teoría de Weibull con el método *HSV* [264], [317], [318].

Wang [183] combinó un método basado en tensiones locales, *TCD*, con el método de *HSV* para predecir propiedades *LCF* de placas de aleación de titanio. Los resultados mostraron que los métodos locales de fatiga se pueden usar junto a métodos probabilísticos para evaluar el comportamiento a fatiga de componentes defectuosos con entallas.

Estos métodos generalmente se basan en parámetros empíricos. *HSV*, que representa el parámetro principal del método, se define por medio de un porcentaje discreto. La naturaleza empírica y arbitraria de este parámetro conduce a una incertidumbre significativa, que se refleja en la variabilidad de las predicciones.

He [319] comparó los métodos *TCD*, *WL* y *HSV* para predecir el efecto entalla y tamaño. *TCD* y *WL* predijeron un resultado conservativo, *HSV* fue el más preciso.



8.3.1.4 EB-HSV

Para suprimir estas ambigüedades, Pedranz [311] propuso un método probabilístico que combina métodos basados en *Highly Stressed Volume (HSV)*, *Extreme Value Statistics (EVS)*, y *Strain Energy Density (SED)*. El método de cálculo de fatiga probabilística resultante, nombrado *Energy Based Highly Stressed Volume (EB-HSV)*, considera la distribución de los defectos presentes en HSV. Se presentó un método para definir de forma unívoca HSV.

Comparando el fallo de probetas sin entalla con probetas con entalla, se encontró [320] que en probetas sin entalla se inició en un poro mientras que en las probetas con entalla se inició en un nódulo de grafito cerca de la punta de la entalla. La explicación de esto, confirmado en [311], es que en la probeta sin entalla HSV es lo suficientemente grande para, desde un punto de vista probabilístico, poder encontrar grandes poros. Esta evidencia secundaria la necesidad de definir una resistencia a fatiga intrínseca, representativo del material libre de defectos. Se puede obtener ensayando con dos entallas de diferente gravedad, con un HSV suficientemente pequeño para no ser debilitado por los poros. En [311], se adopta un método basado en SED, suponiendo que el radio de control de SED es una propiedad del material y, por lo tanto, será independiente de la agudeza de la entalla. Se considera la resistencia a fatiga de las probetas con entalla como la resistencia a fatiga intrínseca del material. Esto excluye a los poros, no sin embargo el efecto de la microestructura y los nódulos de grafito. Los resultados obtenidos correlacionan satisfactoriamente con las resistencias a fatiga consultadas en la literatura.

8.3.1.5 DSG

El método *Defect Stress Gradient (DSG)* considera explícitamente el tamaño, el tipo, la morfología y la posición del defecto y la carga para evaluar la vida a fatiga. Para dicho fin, se introduce un submodelo FEM a escala mesoscópica del defecto. El método DSG da resultados fiables para defectos desde 100 a 1000 μm [321], [322]. Sin embargo, su aplicabilidad a nivel componente es limitada debido al enorme coste computacional. Con el fin de atajar este problema, Vincent [323], uso *Equivalent Inclusion Method (EIM)*[324], [325] en lugar de la simulación FEM para calcular el campo tensional alrededor del defecto. Gracias a su formulación analítica, EIM permite ahorrar tiempo de computación. El considerar el tipo de defecto, que a priori parece una ventaja, puede ser una desventaja porque eso significa que se debe identificar para cada uno de los defectos a que tipo pertenece.

La presencia de un defecto induce una modificación local del campo tensional, introduciendo una concentración de tensiones alrededor del defecto. En el método DSG, la influencia de tal alteración se introduce a través de un gradiente específico de la tensión equivalente a fatiga. Se define, por lo tanto, una nueva tensión equivalente $\sigma_{eq \nabla M}$ en cada punto M de la superficie del defecto como función del gradiente específico $\nabla \sigma_{eq M}$. La formulación del modelo DSG se puede escribir así [323]:

$$\sigma_{eq \nabla M} = \sigma_{eq M} - \alpha_{\nabla} \nabla \sigma_{eq M} \quad (84)$$

$$\nabla \sigma_{eq M} = \frac{\sigma_{eq M} - \sigma_{eq 0}}{\text{tamaño}} \quad (85)$$

$\sigma_{eq 0}$ corresponde a la tensión equivalente que habría en ausencia de defecto. En [322], se emplea un submodelo FEM para estimar $\sigma_{eq \nabla M}$. DSG puede ser aplicado con diferentes criterios de fatiga. En [323], se emplea el criterio de Crossland [326]. La tensión equivalente a fatiga $\sigma_{eq M}$ se define por:

$$\sigma_{eq M} = \sqrt{J_{2a}} + \alpha_{Cr} \cdot \sigma_{Hmax} \quad (86)$$



donde $J_{2\alpha}$ es la amplitud del segundo invariante del tensor desviador y σ_{Hmax} es la tensión hidroestática máxima del ciclo. Este criterio establece que la nueva tensión equivalente $\sigma_{eq \nabla M}$ en cualquiera de los puntos M de la superficie del defecto debe ser menor que el umbral β_{Cr} :

$$\sigma_{eq \nabla M} \leq \beta_{Cr} \quad (87)$$

El método *DSG* junto con el criterio de Crossland requiere de la determinación de los siguientes parámetros:

- α_{Cr} (para la tensión equivalente de Crossland) y β_{Cr} son parámetros del material que describen su comportamiento a fatiga multiaxial.
- El coeficiente α_{∇} es un parámetro del material que describe el tipo de defecto y su influencia a través del gradiente de tensiones. No está relacionado con el tamaño ni la morfología del defecto.
- El parámetro *tamaño* es una longitud característica que describe el tamaño del defecto.

Para la aplicación de la metodología se debe establecer el campo tensional a nivel de componente y lanzar el submodelo *FEM* para cada uno de los puntos del componente. A fin de simplificar la implantación del método, sobre todo para hacer posible su aplicación a nivel de componente industrial, se propuso una alternativa para remplazar los modelos de *FEM* [323]. Este método, conocido como *Equivalent Inclusion Method (EIM)*, utiliza el enfoque analítico de Eshelby [327], [328] para remplazar la simulación *FEM* por ecuaciones de forma cerrada para computar el campo tensional alrededor de un defecto. Los fundamentos teóricos y las ecuaciones se pueden consultar en [323]. Comparando los dos métodos, *FEM* y *EIM*, los resultados coinciden. No obstante, el coste computacional en el caso *FEM* es mayor en comparación al uso de las fórmulas analíticas de Eshelby. La mayor limitación de EIB frente al *FEM* es que no considera la morfología del defecto real, en su lugar se aproxima con un elipsoide [323].

Rotella [329], teniendo en cuenta el efecto del defecto por medio del criterio *DSG* y realizando simulaciones *FEM* en una geometría de componente compleja, obtuvo el mapa del tamaño crítico del defecto. Los resultados de la simulación se compararon con los datos experimentales, arrojando un error del 30%.

Nadot [1] aplica el criterio *DSG* para simular el mapa de tamaño de defecto. El mapa, es una representación gráfica en escala de colores del tamaño crítico de defecto. El mapa superpuesto en el componente, con la localización y tamaño de los defectos, permite detectar visualmente si existe algún defecto por encima del tamaño crítico. Partiendo de imágenes por microtomografía computarizada (μm -CT) del componente, se han tenido en cuenta el tamaño, el tipo, la posición y la morfología del defecto, además de la carga.

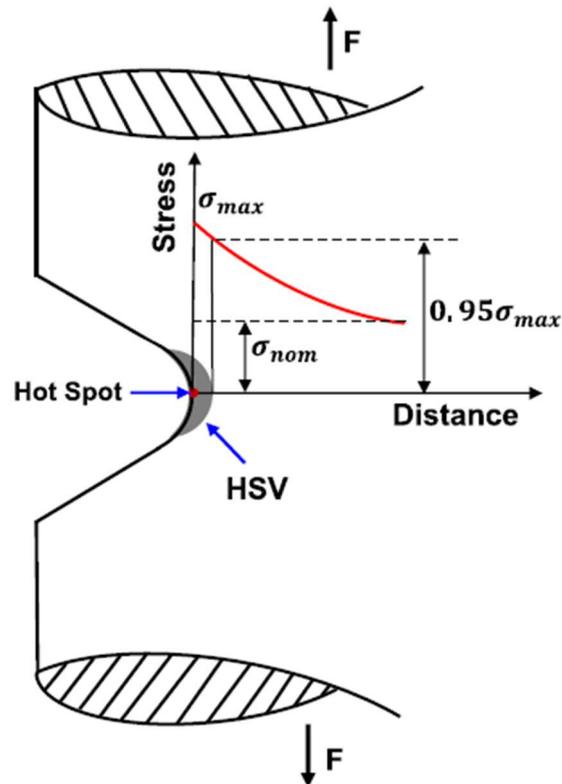


Figura 43: Ilustración gráfica de HSV. Fuente:[319]

Tabla 2: Comparativa entre indicadores de la amenaza que supone un defecto.

Indicador	Ref.	Condición
eXtended Defect Zone XDZ	[268]	Deformación plástica ($\sigma > \sigma_y$)
Pore influence zone	[193]	Elongación superior al 0.2%
Highly Stressed Volume (HSV)	[295]	$\sigma > \epsilon \cdot \sigma_{max}$; $\epsilon = 0.80 - 0.95$
Energy Based Highly Stressed Volume (EB-HSV)	[311]	HSV+EVs+SED
Defect stress gradient (DSG)	[323]	Gradiente de tensiones local ($\sigma_{eq \nabla M} \leq \beta_{Cr}$)

8.3.2 DISTRIBUCIÓN DE DEFECTOS. TRATAMIENTO ESTADÍSTICO

Un defecto grande es más probable que sea responsable del fallo que un defecto pequeño. Asimismo, la resistencia a fatiga de un componente con una distribución de defectos no es gobernada por el tamaño medio de defecto, por lo tanto, la estimación se centra en el extremo superior de la distribución. La teoría de los valores extremos *EVS* ha sido ampliamente utilizada para caracterizar defectos detectados por $\mu\text{-CT}$ [218], [330]–[332]. Existen dos estrategias de muestreo; *BM* (por sus siglas en inglés; Block Maxima) y *POT* (por sus siglas en inglés; Peaks-Over Threshold). El más utilizado en el pasado por su simplicidad es *BM* [332], que separa el volumen en subvolúmenes y selecciona el defecto máximo en cada subvolumen. Por otra parte, el método más útil para aplicarlo junto a $\mu\text{-CT}$ es *POT*, que considera todos los defectos por encima de un umbral determinado, por lo que no se pierde información importante (ver Fig.44). Además, tiene la ventaja de establecer el umbral por encima del valor de la resolución y así descartar medidas poco precisas. En general, las estimaciones de *POT* son más precisas que las de *BM* [331].

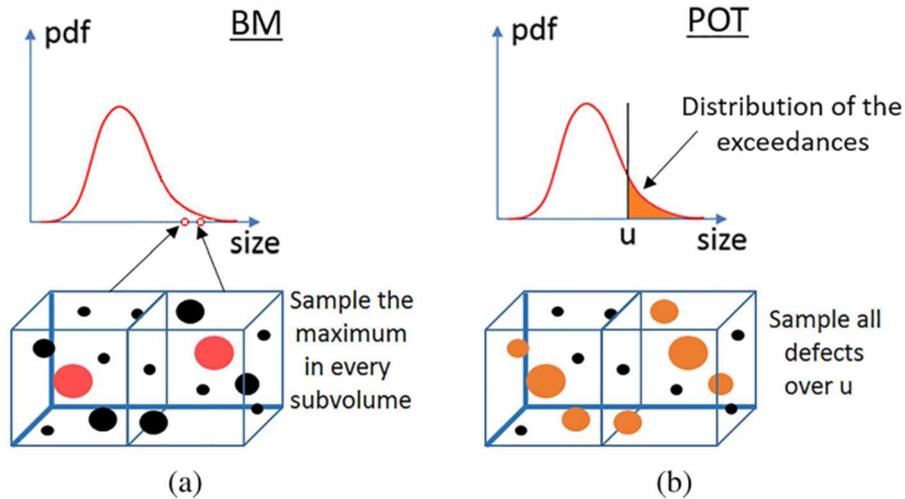


Figura 44: Diferencia entre métodos de muestreo EVS; (a) BM; (b) POT. Fuente:[218]

8.4 TAMAÑO DE GRIETA INICIAL

Como se verá en la Sección 8.5 los modelos de propagación de grieta de la literatura necesitan como entrada el tamaño de grieta. Del mismo modo, cuando el parámetro gobernante de la propagación de grieta a fatiga del componente se determina en términos de ΔJ o ΔK_p y cuando se dispone de la curva cíclica R, aún faltaría un parámetro para poder predecir la vida a fatiga y la resistencia a fatiga con la mecánica de la fractura; el tamaño de grieta inicial a_i .

Por debajo de un tamaño límite, los defectos dejan de ser nocivos. Comúnmente este límite se conoce como “el tamaño de defecto crítico” lo que corresponde, en el contexto del uso de la mecánica de la fractura en la predicción a fatiga, a “tamaño de grieta inicial”.

El concepto de *Equivalent Initial Flaw Size (EIFS)* fue introducido hace cuatro décadas en la industria aeroespacial [333], [334]. Debido a que el tamaño inicial de la grieta se determina recorriendo el camino inverso en los cálculos basados en la mecánica de la fractura, los resultados dependen de la adecuación de los métodos respecto a las fases tempranas de la propagación. Esto es problemático cuando, como es habitual, se usan conceptos de *LEFM*. Aunque estas aproximaciones dan resultados útiles en algunos casos concretos, su aplicabilidad general es cuestionable. En particular, su transferibilidad es limitada debido a que el concepto de factor de intensidad de tensiones no puede ser aplicado para grietas cortas. Esto es importante porque la propagación de grieta corta consume la mayoría de los ciclos de vida y por lo tanto la vida a fatiga depende en gran medida de esta fase. Otra gran limitación de estos métodos es que no suelen contemplar correctamente fenómenos de cierre de grieta.

Hu [268] determino el tamaño de grieta inicial efectivo a_i considerando el diámetro equivalente del defecto d y el radio plástico en la punta de grieta:

$$a_i = 0.5d + r_p \quad (88)$$

donde el radio plástico para el caso de deformación plana viene dado por [41]:

$$r_p = \frac{K_{max}^2}{\pi \cdot \sigma_{p0.2}^2} (1 - 2\nu)^2 \quad (89)$$

En la ecuación anterior $\sigma_{p0.2}$ tiene el valor de la tensión para una elongación de la probeta de 0.2%.

Algunos consideran el tamaño de defecto crítico como tamaño de grieta inicial y la determinan con la raíz del área efectiva de Murakami [79]. En estos casos se considera que la fase de nucleación es inexistente.

A continuación, se recogen diferentes métodos para determinar el tamaño de la grieta inicial.

8.4.1 Método de la curva r cíclica

Es un método complementario al del diagrama de KT [132]. Fue introducido por primera vez por Tanaka y Akinawa [133]. Para asegurarse de no tener ningún efecto de cierre de grieta inicial, se inicia la grieta ciclando a compresión, esto es; los valores máximo y mínimo del ciclo de carga son negativos. Después el nivel de la carga cíclica se aumenta de forma escalonada a R constante. En cuanto ΔK supera el valor de $\Delta K_{th,eff}$ la grieta comienza a propagarse hasta que se detiene debido al incremento gradual del cierre de grieta. Una vez detenida la grieta, se aumenta el nivel de carga cíclica. Cuando ΔK alcance un valor por encima del umbral de grieta larga $\Delta K_{th,LC}$, no se volverá a detener la grieta. Finalmente se representa la curva R cíclica por medio de los puntos en los que la grieta se detuvo [57] (Fig.45).

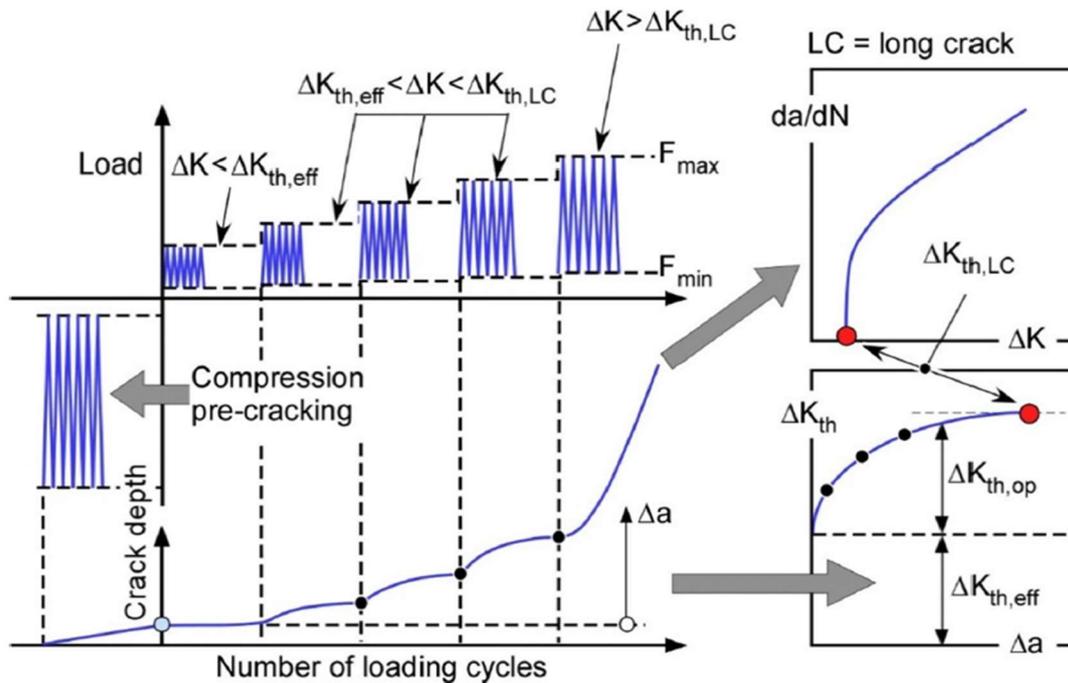


Figura 45: Estrategia de carga en la obtención de la curva cíclica R de acuerdo con [134]. Fuente:[57]

El método tiene un gran potencial para determinar el diagrama KT . No solo se podría determinar para cualquier geometría, sino que también considera aspectos como la propagación múltiple de grietas.

Zerbst y Madia [82], [335] aplicaron el método para determinar el tamaño de grieta inicial a_i . La Fig.46 muestra el método de forma esquemática, donde a_i es el tamaño de grieta para el

que la curva cíclica R se hace tangente con la curva del *crack driving force* cíclico. Cuando el *crack driving force* corresponde al límite de fatiga del material, a_i es el tamaño de grieta inicial, que después de cierta propagación se detendrá. Este tamaño de grieta inicial se considera como parámetro del material [336].

El *crack driving force* cíclico ΔK_p (derivado de ΔJ , ver Sección 6.2.3) se obtiene para un nivel de tensión igual al límite de fatiga. La curva cíclica R se representa fijando $\Delta K = \Delta K_{th,eff}$ como el eje de ordenadas y se desplaza a lo largo del eje de las abscisas hasta cumplir el criterio de tangencia con la curva del *crack driving force*. Finalmente, el tamaño de grieta inicial a_i es el origen de la curva R cíclica. Nótese, que la resistencia del material se considera implícitamente ya que la curva tensión deformación cíclica se ha incluido en la obtención de ΔJ (y respectivamente ΔK_p). El tamaño de grieta inicial disminuye a medida que aumenta la resistencia del material [337], [338].

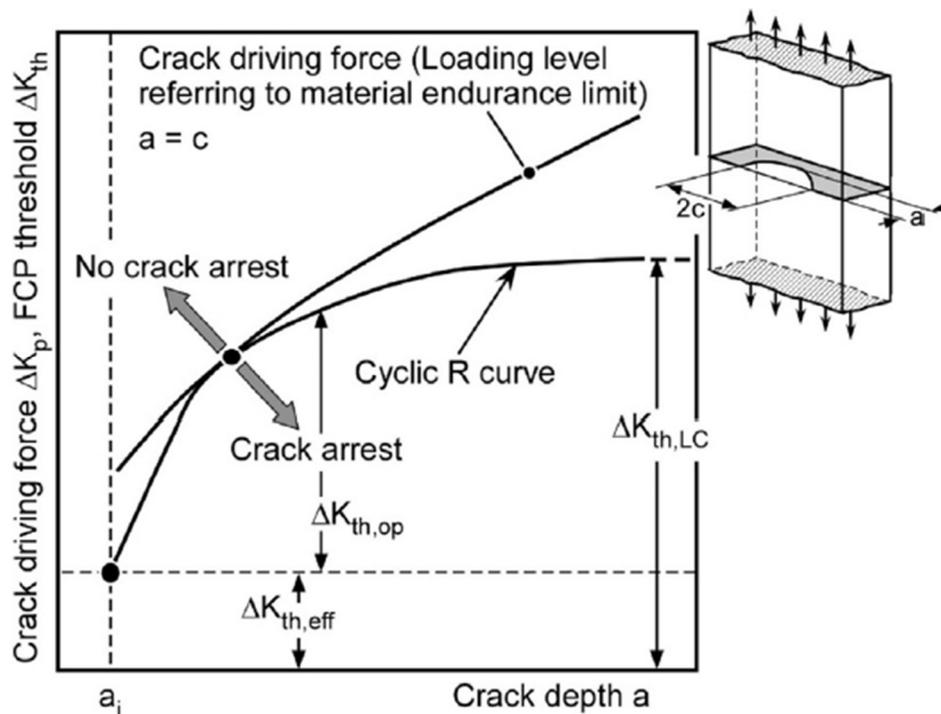


Figura 46: Análisis de la curva R cíclica para determinar el tamaño de grieta inicial como un parámetro de material de acuerdo con Zerbst y Madia [335]. Fuente:[57]

Tal vez, el mayor desafío para el método es el gran esfuerzo respecto a la obtención de los datos de entrada. Además de la curva tensión-deformación cíclica, se necesita la curva cíclica R. En [335] aparte de la obtención experimental, los autores proponen una estimación basada en el diagrama KT, que es complementario a la curva R cíclica. El parámetro a_0 de El Haddad [12] ha sido modificado [336] para cumplir la condición de que el umbral, ΔK_{th} , referido a $\Delta a = 0$ es $\Delta K_{th,eff}$ y no cero.

$$\Delta K_{th}(\Delta a) = \Delta K_{th,LC} \cdot \sqrt{\frac{\Delta a + a^*}{\Delta a + a^* + a_0}} \quad (90)$$

El término a^* se puede obtener por [335]



$$a^* = a_0 \cdot \frac{\left(\frac{\Delta K_{th,eff}}{\Delta K_{th,LC}}\right)^2}{1 - \left(\frac{\Delta K_{th,eff}}{\Delta K_{th,LC}}\right)^2} \quad (91)$$

La mayor dificultad radica en la correcta obtención de a_0 .

El tamaño de grieta inicial a_i depende de la calidad de la curva R cíclica, especialmente en la sección de la curva donde se da el contacto tangencial. Esto requiere controlar la dispersión de los datos experimentales, como el ajuste de la curva a partir de los puntos.

Cabe mencionar que el problema de una a_i correcta se reduce cuando la profundidad de la entalla secundaria k (ver fig.34) se toma como parte de la grieta inicial, particularmente cuando la profundidad de la entalla secundaria es mucho mayor que el a_i obtenido con la curva R cíclica para probetas lisas [336].

Como ya se ha mencionado, el tamaño crítico inicial basado en la detención de grieta, se reduce a medida que se aumenta la resistencia del material. En el caso en el que el tamaño de grieta inicial sea menor que el tamaño de los defectos preexistentes, el tamaño del defecto controlara la profundidad de la grieta inicial.

8.4.2 Especificación por características microestructurales

Al igual que con el método anterior, la definición del tamaño inicial de grieta está relacionado con el límite de fatiga del material liso, que es controlado por la detención de la mayor grieta micro estructuralmente corta en una barrera microestructural (Sección 6.5). En el diagrama KT de la Fig.47 el tamaño de grieta d se refiere a esto. Chapetti [277] definió d como la distancia de la mayor barrera microestructural a la superficie.

La obtención de d es sin duda el mayor reto del método. Existen ejemplos [277] para diferentes microestructuras basadas en mediciones ópticas de grietas superficiales detenidas asumiendo una grieta semicircular. Para acero ferrítico se asume el contorno de grano como la barrera principal a la propagación de la grieta. Como consecuencia se iguala d con el tamaño medio de granos ($38\mu m$ en este caso).

Cabe mencionar que la determinación del tamaño medio de grano a través de una imagen metalográfica tiende a subestimar su valor. Suponiendo granos esféricos, para obtener el tamaño de estos, deberíamos de realizar el corte por la mitad de la esfera. Cortando por un plano diferente se subestima su diámetro. Es por esto por lo que solo se tienen en cuenta los más grandes. Para acero S355NL, el tamaño medio de grano es de $13 - 21\mu m$ o $15 - 21\mu m$ cuando el 10% o el 5% mayor de los granos medidos es considerado respectivamente [336].

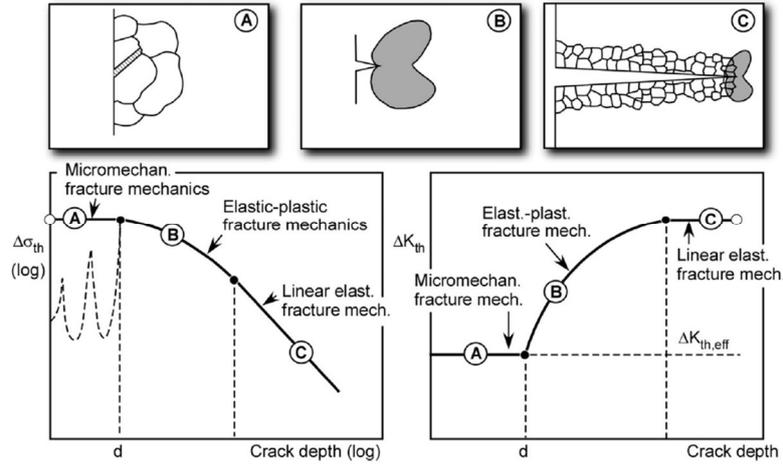


Figura 47: Relación entre en diagrama KT (izquierda) y la curva R cíclica (derecha). A, B y C se refieren a las fases de propagación de grieta micro estructuralmente corta (A), mecánicamente/físicamente corta (B) y grieta larga (C). [336]

8.4.3 Process zone size

Ostash y Panasyuk [339], [340] definieron *process zone* como el volumen cuyo contorno la grieta supera cuando se transforma de grieta microestructuralmente corta a mecánicamente/físicamente corta. El tamaño de esta zona d^* se asume como el tamaño de la grieta inicial a_i . Encontraron que d^* es independiente del radio de la entalla ρ y se estima por medio de

$$d^* = 1.25 \cdot \beta^2 \cdot \left(\frac{\Delta K_{th,eff}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (92)$$

donde la constante β vale 0.7 para aceros y 1 para aluminio. En el caso de acero S355NL [341],

$$\Delta K_{th,eff} = 2.7 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$$

$$\Delta \sigma_0 = 550 \pm 14 \text{ MPa}$$

de tal modo que

$$d^* = a_i \approx 14.75 \pm 0.75 \mu m.$$

Este valor se suma a la profundidad de la entalla secundaria k al igual que con los dos métodos anteriores.

8.4.4 Métodos de las distancias críticas (TCD)

Los siguientes métodos para obtener el tamaño de grieta inicial están basados en los métodos de distancia crítica (fundamentos en la Sección 5.1.1). La idea básica se toma de los trabajos pioneros de Neuber [109] y Peterson [107] quienes lanzaron la hipótesis de que una tensión media a lo largo de una longitud estructural característica o una tensión puntual a cierta distancia de la raíz de la entalla, respectivamente, son los parámetros controlando el daño por fatiga. Tanaka [10], para el caso de entallas agudas, propuso que la distancia crítica en el método de Neuber fuera igual a $2a_0$ donde a_0 es el tamaño de grieta ficticio introducido por Smith [342] y El Haddad [12]. Otros autores como Taylor [8], [343] o Lazzarin [108] también emplearon este método.

8.4.4.1 Tamaño de grieta ficticio a_0 propuesto por Smith y El Haddad

En el diagrama de KT (ver Fig.25) a_0 se obtiene como el tamaño de grieta en la intersección de las rectas correspondientes al límite de fatiga (recta horizontal) y el umbral del rango del factor de intensidad de tensiones (recta inclinada) en doble escala logarítmica.

Se puede obtener a_0 de una forma directa ensayando probetas con grietas definidas, con las que dibujar el diagrama KT [119]. Sin embargo, normalmente se obtiene por

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,LC}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (62)$$

para $R = -1$. Para valores arbitrarios de R , $\Delta \sigma_w$ es sustituido por $\Delta \sigma_e$.

Con el objetivo de poder aplicar la Ec.62 a diferentes geometrías y condiciones de contorno, algunos autores [277], [344], [345] la modificaron introduciendo el factor geométrico α :

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,LC}}{\alpha \cdot \Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (63)$$

EL mayor problema a la hora de aplicar este método es la determinación previa de las propiedades $\Delta \sigma_w$ y $\Delta K_{th,LC}$.

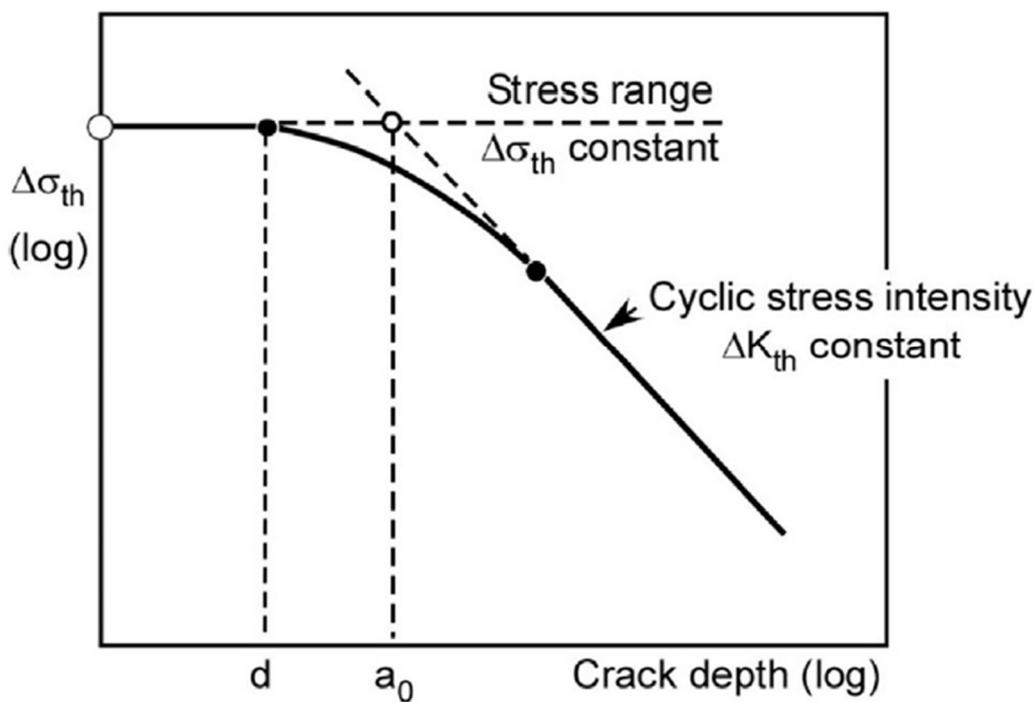
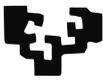


Figura 48: Definición del tamaño de grieta ficticio a_0 en el diagrama KT . Fuente:[336]

8.4.4.2 La propuesta de Yates y Brown

Yates y Brown [89] realizaron un análisis simplificado de la curva R , tomando a_0 como el tamaño de grieta máximo para una grieta que no se propaga. En otras palabras, como el límite superior del tamaño de grieta inicial a_i . De acuerdo con la Fig.#KT, a_0 es siempre mayor que d . Por lo tanto, este método conduce a resultados conservadores.



8.4.4.3 La propuesta modificada de Tanaka y Akinawa

Tal y como se ha definido a_0 en la ec.92 no incluye el fenómeno gradual del cierre de grieta en la fase de grieta mecánicamente corta. Para atajarlo, Tanaka y Akinawa [111] propusieron el parámetro modificado a'_0 basado en el umbral intrínseco $\Delta K_{th,eff}$:

$$a'_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,eff}}{\alpha \cdot \Delta \sigma_w} \right)^2 \quad (93)$$

8.4.5 La propuesta de Usami y Shida

Usami y Shida [346] propusieron el criterio del límite de fatiga basado en la zona plástica delante del frente de grieta (de radio r_{pc}). Postularon que r_{pc} fuera constante bajo el nivel de tensión del límite de fatiga para grietas cortas de diferente tamaño y que fuera determinado por

$$r_{pc} = \frac{\pi}{32} [K_{max,th}/\sigma'_Y]^2 \quad (94)$$

Para finalmente obtener el tamaño de grieta inicial equivalente a_e como

$$a_e = r_{pc(w)} / \left[\sec \frac{\pi}{2 \left(\frac{2\sigma'_Y}{\sigma_{max,w}} + R \right)} - 1 \right] \quad (95)$$

La tabla.3 recoge el tamaño inicial de grieta a_i para las diferentes propuestas resumidas en la Sección 8.4.

Tabla 3: Tamaño de grieta inicial (semi circular, $a/c=1$) obtenido para diferentes propuestas recogidas por [336].

Propuesta de	Ref.	Trasfondo teórico	a_i en μm [336]
Zerbst	[335]	Detención de grieta	10 – 27
Chapetti	[277]	Tamaño de grano medio como distancia a barrera microestructural	13 – 21
Ostash y Panasyuk	[340], [347]	Process zone size	14.75 ± 0.75
Yates y Brown	[89]	a_0 de El Haddad como límite superior	133 – 218
Tanaka y Akinawa	[111]	Como el de arriba, pero modificado para $\Delta K_{th,eff}$	13.7 – 15.2
Usami y Shida	[346]	Tamaño de zona plástica cíclica constante para σ_w	10.1 – 21.4

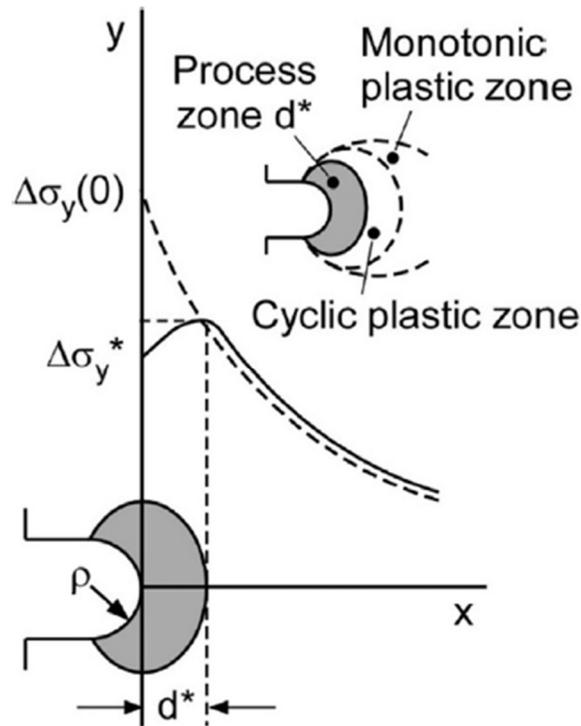


Figura 49: Definición gráfica de process zone de acuerdo con [105], [347]. Fuente:[336]

8.4.6 várea de Murakami

Otro modo de determinar el tamaño de la grieta inicial a_i es a partir del parámetro várea modificado de Murakami. El parámetro várea efectiva (ver Sección 8.3) a parte del efecto del tamaño del defecto, tiene en cuenta, la distancia a la superficie, la rugosidad superficial y la interacción con otros defectos cercanos.

Este parámetro, se puede utilizar en conjunto con los indicadores visto en la (Sección 8.3.1) para así contemplar, aparte de los factores influyentes nombrados en el párrafo anterior, el efecto del campo de tensiones/deformaciones. Por ejemplo, en el caso de XDZ, a_i se obtiene de aplicar várea al volumen (incluido el defecto) que sufre deformación plástica [268].

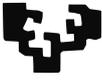
8.5 MODELOS DE PROPAGACIÓN DE GRIETA A FATIGA

La propagación de grietas se estudia habitualmente con la curva característica del material que relaciona los logaritmos de la velocidad o tasa de propagación da/dN y el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK . La parte lineal de la curva puede describirse con la ley de Paris, del siguiente modo:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n = C (\Delta \sigma \alpha \sqrt{\pi a})^n \quad (96)$$

donde, n y C son parámetros de ajuste, en teoría, dependientes del material.

La grieta se propagará solo cuando ΔK exceda un valor umbral ΔK_{th} . Esta suposición no es del todo cierta y no es válida para grietas microestructuralmente cortas. Esto es debido a que ΔK_{th} , el rango umbral del factor de intensidad de tensiones, se refiere a grieta larga. Por otro lado, cuando K_{max} alcanza el valor de la tenacidad K_c la propagación estable de grieta a fatiga pasa a ser inestable provocando la fractura.



Asumiendo una longitud de grieta inicial a_0 y una longitud de grieta final crítica a_{crit} , correspondiente a la condición de fallo, bajo la simplificación de $\alpha = cte.$, el número de ciclos hasta el fallo N_f se puede calcular separando las variables da y dN en la Ec.96 e integrándolos:

$$\int_0^{N_f} C(\Delta\sigma\alpha\sqrt{\pi a})^n dN = \int_{a_0}^{a_{crit}} \frac{1}{(\sqrt{a})^n} da \quad (97)$$

$$N_f = \frac{2(a_0^{1-n/2} - a_{crit}^{1-n/2})}{(n-2)C(\Delta\sigma\alpha)^n}, \quad n \neq 2 \quad (98)$$

Para el caso especial en el que $n = 2$, se simplifica la Ec.98 mostrando la influencia de cada parámetro en la vida a fatiga.

$$N_f = \frac{1}{\pi C(\Delta\sigma\alpha)^2} \ln \frac{a_{crit}}{a_0} \quad (99)$$

La ley de Paris [40] cuenta con muchas limitaciones, no tiene en cuenta efectos del historial de carga, como la influencia de sobrecargas, ni la componente media de la tensión (solo tiene en cuenta la componente alterna de la tensión), ni efectos de cierre de grieta. El uso del factor de intensidad de tensiones K es un parámetro cuestionable para describir la propagación de grietas en fatiga en materiales de comportamiento dúctil, los cuales, sufren deformación plástica en el frente de la grieta.

A pesar de todo, la simpleza y la buena correlación con los resultados experimentales, hacen que la ley de Paris sea la más utilizada por investigadores del diseño tolerante al daño.

Cuando se puede asumir una zona plástica pequeña en el frente de la grieta en comparación al tamaño de la grieta, la estimación de la vida a fatiga puede realizarse de acuerdo con *LEFM* y la ecuación de Paris. Para el caso multiaxial la Ec.96 antes vista se transforma en:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eq})^n \quad (100)$$

donde ΔK_{eq} es el rango del factor de intensidad de tensiones equivalente. Una forma de obtenerlo es a través de la Ec.24. El número de ciclos, N_f , puede calcularse:

$$N_f = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{A(\Delta K_{eq})^n} \quad (101)$$

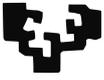
donde a_0 es la longitud de grieta inicial y a_c el tamaño de grieta crítico. Estas ecuaciones son aplicables a grietas largas. El método KT introduce un tamaño de grieta corta como la frontera entre grieta corta y grieta larga. El tamaño de grieta corta se obtiene comparando las ecuaciones para el umbral de grieta larga y el límite de fatiga:

$$a_{small} \approx \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2$$

donde $\Delta\sigma_0$ es el límite de fatiga cíclico y ΔK_{th} el valor umbral del rango del factor de intensidad de tensiones.

Este modelo, aunque presenta muchas limitaciones, es el más simple y en muchos casos puede ser preferible a otros modelos más complejos. Para defectos grandes con valores de ΔK dentro del régimen de Paris es un modelo adecuado [60]. Son muchas las modificaciones de la ley de Paris que se han propuesto para salvar sus limitaciones.

Walker [348] modificó la ecuación de Paris (Ec.96) para tener en cuenta el efecto del ratio de tensiones:



$$\frac{da}{dN} = C(\overline{\Delta K})^m = C\left(\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-Y}}\right)^n = C(K_{max}(1-R)^Y)^n \quad (102)$$

donde Y es un parámetro del material que representa la influencia de R en la tasa de propagación de grieta. El valor típico para Y es 0.5, pero puede variar entre 0.3 – 1.0. En general, se asume que las tensiones de compresión no afectan a la propagación considerando $Y = 0$, lo que da un valor de $\overline{\Delta K} = K_{max}$. Esta fórmula predice adecuadamente *FCG* cuando $R > 0.4$. Sin embargo, no es así cuando $R < 0$ [349].

Forman [350] propuso una ecuación Ec.103 que además de salvar la limitación de restringir la ecuación a la parte lineal, tiene en cuenta la componente media de la tensión. La ecuación tiende a infinito cuando el valor de K_{max} se acerca a K_c ; subestima la tasa de propagación en la parte final.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_F \Delta K^{n_F}}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (103)$$

El índice “F” en la Ec.103 simplemente es para indicar que las constantes C_F y n_F no tienen el mismo valor que las constantes C y n de la Ec.96.

La ecuación propuesta por MCEvily-Groeger [351] además de lo anterior, también tiene en cuenta las cercanías del umbral del factor de intensidad de tensiones ΔK_{th} .

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{th})^2 \frac{\Delta K}{K_c - K_{max}} \quad (104)$$

Existen métodos que tienen en cuenta la plasticidad y el cierre de grieta. El modelo *strip yield* (Sección 6.2.4) modificado de Newman [56], que ha sido aplicado con éxito en la predicción de curvas S-N en materiales aeroespaciales como las aleaciones de aluminio o acero de alta resistencia [352], es un ejemplo de ello. La aplicación de este método debe realizarse numéricamente, usando FASTRAN II o un software similar [55]. Una potencial deficiencia del método es debido al hecho de que los aspectos relacionados con la plasticidad se abordan con un factor de intensidad de tensiones corregido a la zona plástica. Aunque podría ser adecuado para muchos materiales aeroespaciales con baja tenacidad y elevada resistencia puede ser problemático para materiales más dúctiles.

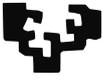
EL descubrimiento del *PICC* por Elber [58], fue un gran avance en la comprensión de los mecanismos de propagación de grieta. A fin de mejorar la modelización de la propagación de la grieta, incluyendo el efecto de los fenómenos de cierre de grieta (Sección 6.3), se reemplazó ΔK de la Ec.96, por el factor de intensidad de tensiones cíclico efectiva ΔK_{eff} :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^n \quad (105)$$

ΔK_{eff} incluye los fenómenos de cierre de grieta computando ΔK únicamente cuando la grieta permanece abierta.

Para una aplicación muy simplificada del concepto de ΔK_{eff} , hay quien asume que no existe el umbral para la propagación ΔK_{th} y que, por lo tanto, la propagación se da en cuanto el rango efectivo $\Delta K_{eff} > 0$ [41].

Toyosada [353] y después Sumi [354] mejoraron la fórmula de Elber (Ec.105) proponiendo una carga generada por la zona plástica re-traccionada (*RPG*). La carga de apertura K_{op} es sustituido por la carga *RPG*, $\Delta K_{RPG} = K_{max} - K_{RPG}$



Kujawski [355] propuso sustituir ΔK_{eff} en la Ec.105 por $(M\Delta K)$ donde M viene dado por:

$$M = \begin{cases} (1-R)^{-\theta_1} & -5 \leq R < 0 \\ (1-R)^{-\theta} & 0 \leq R < 0.5 \\ (1.05 - 1.4R + 0.6R^2)^{-\theta} & 0.5 \leq R < 1 \end{cases} \quad (106)$$

donde θ y θ_1 son parámetros del material y del ambiente ($\theta \leq \theta_1 \leq 1$), C y n son las constantes del material correspondiente a $R = 0$. Este modelo asume que n es independiente de R y ajusta las curvas a diferentes R con diferentes valores de θ y θ_1 .

En otro trabajo, Kujawski [356] propuso un factor de intensidad de tensiones corregido K_d para tener en cuenta el efecto del ratio de tensiones R en el Régimen I de la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$. De este modo, para cualquier R la propagación de la grieta a fatiga se puede representar por una única curva $\frac{da}{dN} - \Delta K_d$.

Otro modelo ampliamente usado en la propagación de grietas es NASGRO [357], la cual tiene en cuenta el ratio de tensiones aplicadas $R (= \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}})$, el cierre de grieta y los extremos superior e inferior de la curva de la tasa de propagación [2]:

$$\frac{da}{dN} = D \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_c} \right)^q} \quad (107)$$

donde D y n son parámetros del material, p y q son coeficientes empíricos que determinan la curvatura de la tasa de propagación $\left(\frac{da}{dN} - \Delta K \right)$ en los extremos inferior y superior respectivamente, para ajustarlos a los datos experimentales, f es la función de Newman del cierre de grieta, K_{max} es el valor máximo del factor de intensidad de tensiones y K_c es el valor crítico del factor de intensidad de tensiones o tenacidad. La gran limitación de este modelo es que D , n , p y q dependen de la longitud de grieta.

La tenacidad a la fractura K_c se ha demostrado que tiene poca influencia en la predicción de la vida a fatiga [261]. El valor umbral del rango del factor de intensidad de tensiones ΔK_{th} depende del ratio de carga aplicado. Sin embargo, el valor de $R = 0.1$ representa un valor conservativo comparándolo con $R = -1$ [358].

Se han llevado a cabo varias modificaciones de las ecuaciones de NASGRO para predecir la vida a fatiga de componentes con defectos [60], [359]–[361]. Con el fin de considerar la propagación de grieta corta y el cierre de grieta en la régimen I de la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$, Hu [130] remplazo ΔK_{th} en la Ec.107 por el modelo de Chapetti [105] de la Ec.44.

En la variante de Hartman-Schijve (H-S) de NASGRO [360], [361], las constantes del material, D y P dejan de ser dependientes de la longitud de la grieta. Esta ecuación es válida para microgrietas [2]:

$$\frac{da}{dN} = D \left[\frac{\Delta K - \Delta K_{thr}}{\sqrt{1 - \frac{K_{max}}{A}}} \right]^P = D \left[\frac{\Delta K - \Delta K_{thr}}{\sqrt{1 - \frac{\Delta K}{(1-R)A}}} \right]^P \quad (108)$$

donde A es la tenacidad cíclica y ΔK_{thr} es el valor umbral efectivo del factor de intensidad de tensiones seleccionado para ajustar la curva de la tasa de propagación $\left(\frac{da}{dN} - \Delta K \right)$ a la ecuación H-S. Esta ecuación considera tanto el régimen I como el régimen II de la curva de la



tasa de propagación $\left(\frac{da}{dN} - \Delta K\right)$ y es válido para propagación de grieta corta, por lo que es buena opción cuando los defectos son pequeños y los valores iniciales de ΔK sean cercanos a ΔK_{th} [60].

Sanaei [60] realizó un análisis de sensibilidad donde concluyo que ΔK_{thr} tiene un efecto significativo en los resultados predichos, particularmente en HCF, ya que los valores iniciales de ΔK son cercanos a ΔK_{th} en HCF. Por otro lado, A , apenas afecta a la predicción de la vida a fatiga. Cuando K_{max} tiene un valor cercano a la tenacidad, la tasa de propagación es muy alta y la grieta se propaga significativamente en pocos ciclos, es por esto por lo que la predicción de los resultados es casi insensible al valor de A .

El tamaño inicial del defecto (Sección 8.4) tiene un efecto significativo en la predicción de los resultados, especialmente para un numero alto de ciclos de vida a fatiga. La sensibilidad al tamaño inicial es mayor en este caso en comparación a la ecuación de Paris, especialmente para un numero alto de ciclos de vida a fatiga. Esto último, concuerda con los observado experimentalmente; el efecto del defecto es mayor para un número alto de ciclos de vida a fatiga.

En cuanto a la forma del defecto, la variación de esta es menos significativo en la predicción de los resultados a medida que el defecto inicial es más elongado. En general, para un numero alto de ciclos de vida, la sensibilidad de los parámetros involucrados es mayor para la variante H-S de NASGRO en comparación a Paris.

La variación de la constante P y el exponente D , cambian la pendiente de la curva de la tasa de propagación $\left(\frac{da}{dN} - \Delta K\right)$ y lo desplazan a izquierda o a derecha, respectivamente. El efecto de estos parámetros se vuelve menos significativo en HCF.

En [219] se emplea la Ec.108 para modelar la propagación de grieta corta, fijando el valor de ΔK_{thr} en $0.1 MPa\sqrt{m}$. Quedando la expresión de la siguiente manera

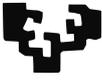
$$\frac{da}{dN} = D \left[\frac{\Delta K - 0.1}{\sqrt{1 - \frac{\Delta K}{(1-R)A}}} \right]^P \quad (109)$$

donde $D = 1.49 \cdot 10^{-10}$, $P = 1.99$ y $A = 69 MPa\sqrt{m}$.

Otra opción en la predicción de vida a fatiga de un componente defectuosos es el uso del software FASTRAN [55], [362], [363], cuyo modelo de fatiga [55] está basado en el cierre de grieta inducido por plasticidad y considera un rango efectivo del factor de intensidad de tensiones, (ΔK_{eff}) . Está basado en el modelo de propagación de Newman[56]. No requiere reordenar el histórico de cargas, esto hace que sea particularmente útil para lidiar con condiciones operacionales reales. La propagación de grieta en FASTRAN se rige por la Ec.109.

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{eff})^m \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_0}{\Delta K_{eff}}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{Ie}}\right)^q} \quad (109)$$

donde C y m son las constantes de la ecuación de Paris, p y q son constantes para ajustar la curva a los datos experimentales en las regiones extremas de la curva (cerca de ΔK_{th} y ΔK_c), ΔK_0 es el valor umbral del rango efectivo del factor de intensidad de tensiones, ΔK_{eff} es el rango efectivo del factor de intensidad de tensiones, K_{max} es el valor máximo del factor de



intensidad de tensiones y K_{Ie} es el factor de intensidad de tensiones elástico para el fallo.

ΔK_{eff} se calcula así:

$$\Delta K_{eff} = \left[\frac{1 - \frac{\sigma'_{op}}{\sigma_{max}}}{1 - R} \right] \Delta K \quad (110)$$

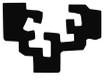
donde σ'_{op} es la tensión de apertura de grieta calculado usando FASTRAN y es mayor que σ_{op} , la tensión de apertura de grieta derivada de la ecuación original sin hacer uso del elemento de la propagación del frente de grieta.

La gran limitación de FASTRAN es que solo considera la propagación en modo I. Para extender su aplicabilidad a condiciones de carga multiaxial o a la propagación de grieta en modo mixto, donde el área efectiva del defecto cambia con la carga, Molaei y Fatemi [287] estimaron la grieta iniciada del defecto proyectando el defecto en el plano de máximo daño de acuerdo con el método de plano crítico *FS*. La aplicabilidad de FASTRAN también se extendió [287], [288] para la evaluación a fatiga de componentes con entalla bajo la suposición de iniciación y propagación en modo I por medio de una tensión axial equivalente derivada a partir de la tensión local equivalente de von Mises. El modelo de Newman [56], en el que se basa FASTRAN [55], asume que el tamaño de la zona plástica es únicamente dependiente de la tensión máxima e independiente de la mínima. Este concepto puede explicar los efectos de una simple sobrecarga, pero no el efecto de la secuencia de cargas variables [364].

Basándose en la ecuación de Forman (Ec.103) Yang [365], [366] propuso un modelo que puede predecir la propagación de grietas a fatiga bajo carga de amplitud variable.

Wheeler [367] y Willenborg [368] usaron el concepto de área plástica delante del frente de la grieta para describir el retraso en la propagación de la grieta. Usando este mismo concepto y basándose en Walker, Chang-Engle desarrollaron un modelo para reducir el efecto retardo que se tiene en cuenta para la aceleración de la propagación debido a carga negativa; la zona plástica por sobrecarga se reduce después de una subcarga de compresión. Una limitación de este modelo es que subestima el efecto del retardo, ya que solo tiene en cuenta subcargas inmediatamente después de una sobrecarga. Wenjie [369] propuso una modificación del parámetro de zona plástica para mejorar el modelo de Wheeler.

Huang [370] presentó un modelo de propagación de grieta, basado en el modelo modificado de Wheeler, relativamente sencillo, pero capaz de considerar tanto el efecto del ratio de tensiones como el efecto de la sobrecarga/subcarga. El modelo es apropiado incluso para carga random variable aleatoria. Además, propuso un nuevo concepto de modelo de dos parámetros que simultáneamente usa el ratio de tensiones y los factores de la zona plástica. Las predicciones del modelo mostraron buena concordancia con los datos experimentales obtenido para 7075-T6, 2024-T3 y 350WT bajo cargas de amplitud variable. Para un amplio rango de R la tasa de propagación puede ser descrita por una única curva en los regímenes de propagación de grieta I y II. El tamaño de la zona plástica delante del frente de la grieta es dependiente de la tensión máxima, la resistencia a fluencia y el espesor de la placa. El factor del tamaño de la zona plástica se modela como una función continuada estas variables, haciendo que su cálculo sea fácil. El modelo cuenta con las siguientes ventajas: (i) El concepto de ΔK_{eq} hace que solo sea necesario obtener los datos para $R = 0$; (ii) Describe el fenómeno de retardo debido a una sobrecarga y la aceleración cuando una subcarga sigue a una sobrecarga; (iii) El tamaño de la zona plástica en frente de la grieta se modela como una



función continua de los parámetros que definen el estado de constricción alrededor del frente de grieta, haciendo que su cálculo sea preciso y fácil.

Debido a la complejidad de simular la propagación de grietas múltiples, estándares y códigos como el BS7910 o API 579 RP-1 asumen la propagación de las grietas sin interacción con grietas adyacentes. Cuando una cierta condición de proximidad se cumple, las múltiples grietas se remodelan como una grieta simple [371].

Recientemente, Lee [372] desarrollo un modelo para estimar la propagación de grieta a fatiga en un navío sometido a cargas de amplitud variable (la acción de las tormentas) que tiene en cuenta las sobrecargas y subcargas junto al ratio de tensiones.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eq})^m \quad (111)$$

$$\Delta K_{eq} = M_R^{1.1} M_H^{0.9} \Delta K \quad (112)$$

$$M_R = \begin{cases} (1 - R_1)^{-\beta_1} & (-5 \leq R_1 < 0) \\ (1 - R_1)^{-\beta} & (0 \leq R_1 < 0.5) \\ (1.05 - 1.4R_1 + 0.6R_1^2)^{-\beta} & (0.5 \leq R_1 < 1) \end{cases} \quad (113)$$

$$M_H = (12.65 \cdot 10^{-2.54} z)^{1/m} \quad (114)$$

donde R_1 es el ratio de tensiones; $R_2 = \frac{K_{OL} - K_{UL}}{K_{max} - K_{UL}}$; K_{OL} , K_{UL} y K_{max} son el factor de intensidad de tensiones correspondientes a la sobrecarga, a la subcarga y al valor máximo de la carga variable, respectivamente; β es igual a 0.5 para aleación de titanio y 0.7 para aleación de aluminio o acero; y $\beta_1 = 1.2\beta$.



Tabla 4: Comparativa de las características de modelos de propagación de grieta

	Régimen	Parámetro gobernante	Efecto R	Cierre de grieta	Grieta corta	Carga variable	Sobrecarga/Subcarga
Paris [40]	II	ΔK					
Walker [348]	II	ΔK	X****				
Yang [365], [366]	II	ΔK	X			X	
Forman [350]	II y III	ΔK	X				
MCEvily-Groeger [351]	I, II y III	ΔK	X		X		
Elber [58]	II	ΔK_{eff}	X	X			
Kujawski [355]	II	$M\Delta K$	X***	X			
Kuwaski [356]	I y II	ΔK_d	X***	X	X		
Toyosada [353] y Sumi [354]	II	ΔK_{RPG}	X	X			
NASGRO [357]	I, II y III	ΔK_{eff}	X	X			
Hu [130]	I, II y III	ΔK_{eff}	X	X	X		
Hartman-Schijve [360], [361]	I y II	ΔK_{eff}	X	X	X		
FASTRAN [55], [362], [363]	I, II y III	ΔK_{eff}	X	X			X*
Huang [370]	I, II y III	ΔK_{eq}	X	X		X	X**
Lee [372]	II	ΔK_{eq}	X	X		X	X
Vasudevan [373]	I, II	ΔK y K_{max}	X	X	X		
Zerbst [83]	II	ΔK^I	X	X	X		

*Limitado a sobrecarga simple

**Solo tiene en cuenta subcargas inmediatamente después de sobrecargas

Para diferentes valores de R las curvas coinciden*Para $R > 0.4$

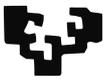
Muchos trabajos apoyan la hipótesis de Elber [58] como se ha resumido en [374]–[377]. Puede justificar muchas características de la propagación de grietas a fatiga. Sin embargo, tiene ciertas limitaciones, no pudiendo explicar algunas otras características como [378]:

(i) Explicar el retraso o la detención después de una sobrecarga con un R alto, cuando $K_{min} > K_{op}$ [379].

(ii) Las grietas detenidas a una R dada pueden reanudar su propagación a una R más baja, pero bajo el mismo ΔK_{eff} [380].

(iii) La insensibilidad de R a los umbrales de propagación en un ambiente inerte [381].

Basándose en estas limitaciones, Vasudevan [373], [382]–[384], cuestiona el rol actual de ΔK_{eff} y propone el método unificado (UA). El método establece dos parámetros gobernantes para la propagación de grieta a fatiga; el factor de intensidad de tensiones cíclico ΔK , que induce el daño cíclico acumulativo, y su valor máximo K_{max} , que tiene que considerar tensiones residuales debido a los eventos previos de carga, mientras causa daño dependiente del valor pico, como puede ser fractura asistida por el ambiente (EAC). El método contempla dos umbrales para la propagación, uno para el factor de intensidad de tensiones cíclico, $\Delta K_{th}^* = \Delta K_{th}(R \rightarrow 1)$, y otro para el valor pico, $K_{max,th}^*$. La grieta se propagará cuando se cumplan las dos condiciones, $\Delta K > \Delta K_{th}^*$ y $K_{max} > K_{max,th}^*$. Estos dos umbrales, son propiedades mecánicas para una combinación material-ambiente dado, independiente de la geometría, el tipo de carga y del fenómeno de cierre de grieta. La independencia de R de los umbrales de propagación en el vacío, evidencia lo anterior; el vacío elimina los efectos de EAC dependientes de K_{max} , pero no el $PICC$. Si el ligamento (sección de material sin agrietar) es lo suficientemente grande y fuerte, la carga de apertura, P_{op} , puede ser independiente del tamaño de grieta. Para ligamentos menores, debería ser dependiente. Por lo tanto, bajo las mismas condiciones de carga ($\Delta K, K_{max}$), la propagación no puede ser gobernada por la misma ΔK_{eff} que gobernaría grietas más pequeñas en esas condiciones [378]. Se ha demostrado que $K_{max,th}$ está relacionado con K_{op} a través de una deformación plástica monotónica crítica [385]



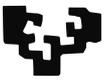
A pesar de todo, los modelos de propagación de grieta a fatiga basados en ΔK_{eff} se siguen utilizando en la práctica como es el caso del modelo *strip-yield* basado en *PICC* para modelizar la propagación de grieta a fatiga bajo condiciones de amplitud constante y variable. A diferencia de ΔK (que puede ser calculado), ΔK_{eff} solo puede ser estimado. La regla de Forman-Newman para la propagación de grieta a fatiga asume ΔK_{eff} como parámetro gobernante, $\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{eff})$, y usa 4 parámetros de ajuste A , m , p , q y el factor geométrico transversal α . El último, frecuentemente se usa como quinto parámetro de ajuste, cuando los otros cuatro no logran ajustar adecuadamente. Esto es debido a que la estimación de K_{op} , y por lo tanto ΔK_{eff} , dependen del ratio ψ entre la tensión nominal y la tensión de Tresca o Mises, inducido por un campo tensional elástico lineal delante del frente de la grieta. Por lo tanto, variará desde $\psi = 1$ para tensión plana a $\psi = 1/(1 - 2\nu)$ para deformación plana. Por consiguiente, ψ debería depender del espesor del componente agrietado, y en aceros bajo deformación plástica debería variar entre $2 \leq \psi \leq 3$. Sin embargo, a pesar del significado físico de α , su geometría intrínseca y la dependencia de la carga, muchas veces se asume que se trata de una constante del material.

Otra característica importante del método Forman-Newman es que los valores de K_{op} y ΔK_{eff} están basados en las estimaciones del modelo 1D *strip-yield* para placas grandes con una grieta centrada. Cuando se aplica a otras geometrías su uso es cuestionable, sobre todo bajo cargas de amplitud variable. Existen correcciones para algunas geometrías [386].

Para salvar estas limitaciones, se propusieron modelos de daño crítico (*CDMs*) [387]–[389] basados en la misma mecánica *strip-yield* usada en el código *NASGRO*, pero asumiendo que la propagación es causada por acumulación de daño, reconociendo la existencia del fenómeno de cierre de grieta, pero no la hipótesis de daño nulo cuando la grieta esta parcialmente cerrada.

Esto indica que una buena medición de P_{op} es esencial para verificar la hipótesis de ΔK_{eff} . Las evidencias indirectas, como un buen ajuste de la curva de propagación, no son prueba de ello [390]. Diferentes métodos para medir P_{op} han sido resumidos en [378]. En el mismo trabajo, ensayos experimentales bajo ΔK y K_{max} cuasi constante, mostraron que el ratio de apertura de grieta K_{op}/K_{max} decrece a medida que aumenta la longitud de grieta, mientras que la tasa de propagación da/dN permanece prácticamente constante. En cuanto a ΔK_{eff} , aumentó significativamente con el aumento de la longitud de grieta, mientras que la tasa de propagación permaneció prácticamente constante durante el ensayo. El autor concluye que ΔK_{eff} no es el parámetro gobernante de la propagación de grieta a fatiga. Introduciendo sobrecarga en el ensayo, tanto para probetas de aluminio como de acero, se ha visto que el valor mínimo de la tasa de propagación da/dN no coincide con el máximo ratio K_{op}/K_{max} (mínimo ΔK_{eff}). Además, en algunos ensayos el efecto del retraso por sobrecarga sigue afectando una vez la grieta ha pasado la zona plástica producida por la sobrecarga, lo que no se puede explicar por las teorías tradicionales de los efectos de la secuencia de carga. Esto hace que sea imposible correlacionar ΔK_{eff} con da/dN . Fleck [391], que encontró resultados similares, lo atribuyó al “cierre discontinuo de grieta”. En un punto 0.1 mm por delante de la grieta, para cargas $P < P_{op}$, existe una variación de deformación en la curva de histéresis elástico-plástica. Esto cuestiona la hipótesis de Euler en la que asume que la región delante del frente de grieta no sufre daño por debajo de P_{op} .

Como ya se ha visto, ΔK_{th} se reduce a medida que se aumenta R . Se ha demostrado que el ambiente (y no tanto el cierre de grieta), al que el frente de la grieta está expuesto, tiene una



gran influencia, ya que, ensayando en vacío, ΔK_{th} no muestra dependencia de R para grieta larga. Kujawski concluye de sus análisis [392] que el cierre de grieta (inducido por plasticidad, rugosidad y oxido) tiene un efecto despreciable tanto en la tasa de propagación da/dN como en el umbral de propagación ΔK_{th} (en condiciones ambientales de laboratorio o en un medio acuoso).

Zerbst [83] desarrolló un modelo analítico (ver Anexo I) para determinar la resistencia y vida a fatiga basado en la mecánica de la fractura combinando y modificando métodos ampliamente aceptados. Los métodos de Murakami [32], [393] y McEvily [394], [395] son utilizados para describir el comportamiento transitorio del cierre de grieta en la fase de propagación de grieta corta, la función de corrección del cierre de grieta de Newman en el método NASGRO es utilizado en la fase de propagación de grieta larga y el procedimiento R6 [396] es utilizado en la corrección de la plastificación del ligamento en el parámetro gobernantes de la grieta.

En un trabajo posterior [57], Zerbst combina la corrección analítica del cierre de grieta de Newman para grieta larga [56] y su modificación por McClung [397], el método de $\sqrt{are\bar{a}}$ de Murakami y Endo [32], [393], el modelo de cierre de grieta de McEvily [394], [395], un modelo analítico para ΔJ basado en ideas de McClung [54] y el trabajo previo de Zerbst [398]. Para más detalles sobre este modelo acudir al Anexo I.

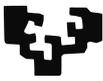


9 CONCLUSIONES

En el presente documento se ha realizado una revisión bibliográfica de aspectos relacionados con la evaluación a fatiga de metales con defectos, basado en la mecánica de la fractura.

Se pueden extraer las siguientes conclusiones:

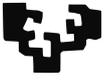
1. En la Sección 7 se ha expuesto el efecto que tienen diversos defectos en la vida a fatiga. La diversidad de los defectos, la dependencia del material (incluso del proceso de fabricación) y del caso de estudio, hacen que sea un tema muy extenso. Se recogen conclusiones disponibles en la literatura en cuanto a su efecto, para los defectos y materiales más usados, para aportar una visión general. De cara a futuros trabajos, una vez se establezca el material y caso de estudio, se profundizará en el efecto de los defectos aplicado al caso de estudio.
2. El límite de fatiga se define, no como la tensión límite para que la grieta se inicie, si no como la tensión umbral para vencer la detención de la mayor grieta ya iniciada. El límite de fatiga de las entallas de punta roma está gobernado por el umbral material (depende de la microestructura) y las entallas puntiagudas por el umbral mecánico (depende del estado tensional). Esta visión, permite estudiar el límite de fatiga a través de la Mecánica de la Fractura.
3. La Mecánica de la Fractura tiene un gran potencial para predecir la vida a fatiga debido a que variables de entrada como las dimensiones del componente, la geometría local y global e incluso las tensiones residuales pueden tenerse explícitamente en cuenta. La aplicación de la mecánica de la fractura para la evaluación de la vida a fatiga está restringida a casos en los que la fase de iniciación de la grieta se reduce significativamente, por ejemplo, como consecuencia de la existencia de un defecto.
4. En componentes con defectos, la grieta que conducirá al fallo final se inicia en uno de los defectos, concretamente en la localización con mayor deformación plástica. La fase que mayor número de ciclos consume, es la fase de propagación de grieta corta. La iniciación de la grieta puede ser despreciable, según el defecto. La iniciación a partir de un defecto tipo cavidad con un radio de curvatura menor a $10\ \mu\text{m}$ solo consume unas pocas decenas de ciclos.
5. Se define el tamaño crítico del defecto, como el tamaño por debajo del cual, los defectos no causan daño estructural ni una reducción del límite de fatiga. Esta explicación se fundamenta en la interpretación del límite de fatiga como la tensión aplicada para la que, la mayor de una serie de grietas micro estructuralmente, mecánica o físicamente cortas se detiene. Si el tamaño del defecto es menor que el tamaño microestructural característico (por ejemplo, el tamaño medio de grano) el límite de fatiga es prácticamente inalterado por el defecto. El tamaño crítico es inversamente proporcional a la resistencia del material. Si no se conoce la distribución de defectos, otra posibilidad es hacer una predicción conservativa de la vida a fatiga suponiendo el tamaño crítico del defecto como tamaño de la grieta inicial.



6. El método de la mecánica de la fractura necesita el tamaño de grieta inicial como parámetro de entrada. La predicción de la vida a fatiga de componentes defectuosos varía mucho en función del tamaño inicial supuesto. Por lo tanto, la adecuada determinación del tamaño de grieta inicial es un aspecto importante en la evaluación a fatiga de componentes con defectos a través de la mecánica de la fractura. En la Sección 8.4 se han recogido diversos métodos para determinar el tamaño de grieta inicial. Sobre la idoneidad de un método ante otro, no existe una comparativa que aplique los diferentes métodos al mismo caso de estudio pudiendo arrojar luz sobre este tema.

7. La consideración de un defecto como una grieta efectiva provee una solución conservativa, ya que, se estaría despreciando los ciclos de carga para se desarrolle dicha grieta desde un defecto y alcanzase el tamaño efectivo. De todos modos, dependiendo del caso, puede ser más apropiado tratar el defecto como una entalla. En la Sección 8.4 se recogen las consideraciones respecto al tratamiento del defecto como una entalla para poder asimilarla a una grieta
 En entallas puntiagudas (K_t alto) existen grietas mecánicamente cortas que no se propagan bajo el límite de fatiga del componente con entalla. Por otro lado, en entallas de punta roma existen grietas microestructuralmente cortas. La tensión mínima para iniciar una grieta en la base de una entalla de punta roma y superar la barrera microestructural más resistente es también suficiente para provocar la propagación continua hasta la rotura. Por lo tanto, la resistencia a fatiga viene dada por el umbral microestructural determinado por el criterio $\Delta\sigma$. En el caso de entallas puntiagudas, la resistencia a fatiga viene dada por el umbral mecánico definido por el criterio ΔK y el desarrollo de grietas que no se propagan (NPC) depende de la existencia de un gradiente de tensiones suficientemente alto y el desarrollo del efecto de cierre de grieta. En este caso, la resistencia a fatiga es independiente de K_t y depende principalmente de la profundidad de entalla y el umbral de propagación $\Delta\sigma_{th}$ para grietas físicamente cortas. El efecto de cierre de grieta, junto con a un gran gradiente de tensiones en la base de la entalla, explican la existencia de grietas físicamente cortas que no se propagan en entallas puntiagudas. Un ΔK_{th} efectivo alto y un cierre de grieta alto posibilitan el desarrollo de grietas físicamente cortas que no se propagan y resulta en una reducción de la sensibilidad a la entalla.

8. El criterio de raíz de área de Murakami es una herramienta simple y eficaz para acometer la evaluación a fatiga de metales contemplando los defectos en el cálculo. Gracias al parámetro \sqrt{A} se logra la equivalencia (aproximada) entre defecto y grieta para que la mecánica de la fractura pueda ser aplicada. La ampliación del parámetro a un área efectiva permite incluir el efecto del tamaño del defecto, la distancia a la superficie, la interacción con defectos adyacentes y la rugosidad superficial. Combinando este parámetro con los indicadores descritos en la sección 8.3.1 (XDZ , *pore influence zone*, DSG , HSV , $EB-HSV$) se logra incluir el efecto del estado tensional. Estos indicadores pueden cuantificar la amenaza que supone el defecto para localizar el defecto crítico.
 Aunque han sido aplicados con éxito, falta una comparación entre ellas para conocer cuál es el más adecuado. A priori, todos los indicadores recogidos en la Sección 8.3.1 podrían servir y de hecho han sido validados para sus respectivos casos de estudio. No



obstante, si se quiere hacer uso del parámetro V de Murakami para derivar de estos indicadores la grieta inicial a_i , se requiere una mayor investigación para validar los indicadores al caso de estudio.

9. Los modelos *FCG* más simples están limitados a la propagación de grieta larga. Las fases tempranas de la propagación son más complejas de modelar y en general, requieren de mayor coste computacional. Esto es sobre todo por la influencia de la microestructura y de hecho los modelos *FCG* recogidos en este trabajo no modelan la fase de grietas micro estructuralmente cortas, para esto existes modelos basados en movimientos de dislocación que han quedado fuera del alcance de este trabajo. No obstante, se ha visto cómo en la vida a fatiga de metales con defectos la mayor parte de la vida la consume la propagación de grieta mecánicamente/físicamente corta, por lo tanto, incluirlo en la predicción de vida a fatiga de metales con defectos es imprescindible.



10 LINEA DE INVESTIGACIÓN PROPUESTAS

Se ha visto que la Mecánica de la Fractura tiene un gran potencial para ser aplicado en la predicción de vida a fatiga de metales dentro del enfoque del diseño tolerante al defecto. Dentro de este enfoque, se asume que una grieta es iniciada desde un defecto y es quien controla el comportamiento a fatiga. La predicción de la vida a fatiga se estima calculando el número de ciclos para que la grieta se propague hasta el fallo.

Sería de gran interés desarrollar en futuros trabajos una metodología de predicción de vida a fatiga de metales que contemple los defectos explícitamente en el cálculo integrando:

- (i) Un indicador numérico de la amenaza que supone cada defecto alimentado por la simulación *FEM* de la geometría con defectos de tal modo que se determine la localización de la iniciación (Conclusión 8).
- (ii) Un método para, a partir de la información proporcionada por (i) definir una grieta inicial (Conclusión 3,4,6 y 7).
- (iii) Un modelo FCG, alimentado por la grieta inicial (ii) que calcule la tasa de propagación en el frente de la grieta. El modelo FCG (iii) debe de abordar la propagación desde la fase de grieta mecánicamente corta (Conclusión 9). Por lo tanto, la grieta inicial (ii) será como mínimo mecánicamente corta.

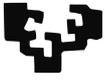
La metodología debería ser iterativa de tal modo que se tuviese en cuenta la propagación múltiple de grietas, la coalescencia y la detención de grietas.

Para lograr este objetivo, como primer paso, se propone una comparación de modelos FCG aplicado al futuro caso de estudio para determinar su precisión y eficiencia computacional con el fin de valorar la conveniencia de cada uno de ellos. Eventualmente, se realizarán modificaciones de los modelos existentes o el desarrollo de uno propio que integre las capacidades requeridas. Posteriormente el modelo será validado con una campaña experimental.

En el presente documento se han revisado 17 propuestas para modelizar la propagación de grieta a fatiga (FCG), desde los modelos primigenios simples hasta los más recientes y complejos. En la Tabla 4 se recoge una comparativa de las principales características de cada uno. Sin embargo, para el objetivo propuesto se prevé que la gran mayoría no cuentan con las capacidades suficientes de modelización que requiere la fase de grieta mecánicamente corta. Para la comparación propuesta, de los 17, se escogen los que modelizan la fase de grieta mecánicamente corta, el PICC y el efecto *R* (Tabla 5).

Tabla 5: Comparativa de las características de modelos de propagación de grieta mecánicamente corta

	Régimen	Parámetro gobernante	Efecto <i>R</i>	Cierre de grieta	Grieta mec. corta	Carga variable	Sobrecarga/ Subcarga
Hu [130]	I,II	ΔK_{eff}	X	X	X		
Zerbst [83]	I, II	ΔK^J	X	X	X		



Eventualmente, si el caso de estudio lo requiriese, los modelos de, Lee y Huang se tendrán en cuenta para intentar incluir las capacidades de modelizar la propagación con cargas variables y retardos/aceleraciones por sobrecargas/subcargas.

11 ANEXO I: El modelo de Zerbst

Combina la corrección analítica del cierre de grieta de Newman para grieta larga [56] y su modificación por McClung [397], el método de \sqrt{area} de Murakami y Endo [32], [393], el modelo de cierre de grieta de McEvily [394], [395], un modelo analítico para ΔJ basado en ideas de McClung [54] y el trabajo previo de Zerbst [398].

Tamaño inicial de grieta

La primera simplificación es la suposición de la preexistencia de una grieta. El tamaño inicial de grieta es determinado individualmente por metalografía o fractografía.

La integral J

Con el objetivo de recoger el efecto local de la plastificación del ligamento esencial en grietas cortas, el factor ΔK es sustituido por el parámetro ΔK^J que se determina como

$$\Delta K^J = \sqrt{\Delta J \cdot E'} \quad (114)$$

$$E' = \begin{cases} E & \text{tensión plana} \\ E/(1 - \nu^2) & \text{deformación plana} \end{cases} \quad (115)$$

Nótese que ΔK^J ya no es el rango del factor de intensidad de tensiones sino la integral J cíclica escrita en términos de K . Esto hace que el parámetro gobernante de la propagación de la grieta sea comparable a la curva $\frac{da}{dN} - \Delta K$.

La determinación de ΔJ esta basada en una descripción tipo R6 [396] de la integral J elástico-plástica. El procedimiento para determinar analíticamente J en base a R6 se describe detalladamente en [399].

A partir del factor lineal-elástico K del componente se obtiene la J elástica

$$J_e = \frac{K^2}{E'} \quad (116)$$

Multiplicando por una función correctora para la plastificación del ligamento $[f(L_r)]^{-2}$ se determina la J elástico-plástico como

$$J = J_e \cdot [f(L_r)]^{-2} \quad (117)$$

la función correctora de la plastificación del ligamento $f(L_r)$ esta disponible para diferentes niveles de análisis que difieren en complejidad y conservacionismo de los resultados. Para el mayor nivel $f(L_r)$ viene dado por

$$f(L_r) = \left[\frac{E \cdot \varepsilon_{ref}}{\sigma_{ref}} + \frac{1}{2} \frac{L_r^2}{E \cdot \frac{\varepsilon_{ref}}{\sigma_{ref}}} \right]^{-1/2} \quad (118)$$

donde σ_{ref} y ε_{ref} se refieren a puntos de la curva tensión-deformación real. Para una carga específica F , σ_{ref} se determina por medio de la siguiente expresión

$$L_r = \frac{F}{F_Y} = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_Y} \quad (119)$$

y ε_{ref} es la deformación correspondiente a σ_{ref} en la curva tensión-deformación real. Como el nivel de carga raramente excederá $L_r = 1$ en HCF, las soluciones de $f(L_r)$ para niveles de

análisis estándar normalmente llevarán a resultados satisfactorios. Para materiales sin discontinuidades en la plastificación

$$f(L_r) = [1 + 0.5 \cdot L_r^2]^{-\frac{1}{2}} \cdot [0.3 + 0.7 \cdot \exp(-\mu \cdot L_r^6)] \quad \text{para } 0 \leq L_r \leq 1 \quad (120)$$

y para materiales con discontinuidades en la plastificación

$$f(L_r) = [1 + 0.5 \cdot L_r^2]^{-\frac{1}{2}} \quad \text{para } 0 \leq L_r \leq 1$$

El parámetro μ en la Ec.120 viene dado por

$$\mu = \min \left\{ \begin{array}{l} 0.001(E/R_{p0.2}) \\ 0.6 \end{array} \right. \quad (121)$$

En la Ec.119, F_Y , es la carga de fluencia de la estructura con una grieta, que aproximadamente describe la carga para la cual el ligamento está totalmente plastificado y σ_{ref} es la tensión de la sección neta referida a F_Y . A parte del factor K , F_Y (o σ_{ref}) es el segundo parámetro más importante del método. Nótese que la precisión del análisis completo depende enormemente de la precisión de la solución de la carga de fluencia. Existe compendio con las soluciones para ambos parámetros disponible en documentos como R6 [396], BS 7910 [400] y otros.

El problema es que las soluciones de F_Y (o σ_{ref}) normalmente han sido obtenidos como cargas límite para un comportamiento de deformación elástico-plástico perfecto independiente del método de la mecánica de la fractura. A pesar del esfuerzo para generar soluciones mejoradas durante la última década, muchos siguen siendo significativamente conservativos. La carga de fluencia, de acuerdo con su definición original, se refiere al ligamento completo por delante del frente de grieta. Sin embargo, según el caso esto podría no tener sentido. Debería referirse a la plastificación de una cierta área "local" delante del frente de la grieta y no al ligamento completo. Por esta razón, en [398], [401], se propone reemplazar la carga de fluencia F_Y por una carga de referencia F_0

$$L_r = \frac{F}{F_0} \quad (122)$$

con una lógica basada en el método R6.

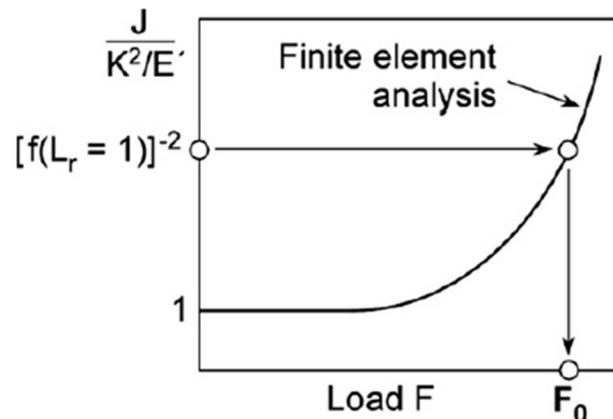


Figura 50: Procedimiento para la obtención de la carga de referencia F_0 . Fuente: [83]

Se asume un valor de $L_r = 1$. En este caso $\sigma_{ref} = \sigma_Y$, $\varepsilon_{ref} = \varepsilon_Y$ y la Ec.118 pueden usarse para obtener el valor de $f(L_r)$ dependiente del material, que a su vez se refiere a una relación dada



J/J_e en la Ec.117. Ambos, J y J_e pueden obtenerse por FEM para cualquier geometría. Repitiendo el análisis para diferentes niveles de carga se puede determinar la carga de referencia F_0 tal y como se ilustra en la Fig.51. En el caso de una grieta semi elíptica en la superficie, a diferencia de F_Y , existen dos soluciones para F_0 ; una para el punto más profundo y otro para los puntos de la superficie. Dado que la carga de referencia es un parámetro local, debería ser posible generar estimaciones generales aproximando los resultados FEM de modo que no sea necesario realizar análisis FEM individuales en aplicaciones futuras.

El procedimiento ha sido satisfactoriamente aplicado en la determinación de F_0 para grietas semi elípticas y mecánicamente cortas en la superficie de una placa traccionada [398].

El siguiente paso es el cálculo de ΔJ elástico-plástico. Recuérdese, que el término " Δ " no se refiere a los mínimos y máximos de J sino a los de la carga aplicada. Analíticamente, esto implica que la Ec.117 debe escribirse como

$$\Delta J = \frac{\Delta K^2}{E'} \cdot [f(\Delta L_r)]^{-2} \quad (123)$$

donde ΔL_r se define como

$$\Delta L_r = \frac{\Delta F}{2F_Y} = \frac{\Delta \sigma_{ref}}{2\sigma_Y} \quad (124)$$

El coeficiente 2 de la Ec.124 se refiere a la carga desde el punto bajo al punto alto de la inversión del bucle de histéresis. En el caso de un ciclo de histéresis asimétrico, se debe utilizar un coeficiente diferente a 2.

La curva $\frac{da}{dN} = \Delta K_{eff}$

El análisis de la propagación de la grieta por fatiga se basa en modelo modificado de Newman [56] ampliamente utilizado en NASGRO [55]. La expresión original puede escribirse como

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_c}\right)^q}$$

Despreciando los términos correctores de la curva en las regimenes 1 y 3 (Fig.7) la ecuación anterior se simplifica a

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^n = C (U \Delta K)^n = C \left(\frac{1-f}{1-R} \Delta K\right)^n \quad (125)$$

donde la función de cierre de grieta f se determina por

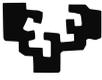
$$f = \frac{\sigma_{op}}{\sigma_{max}} = \begin{cases} A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 & \text{para } R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R & \text{para } -2 < R < 0 \end{cases} \quad (126)$$

Los coeficientes A_i se determinan como

$$A_0 = (0.825 - 0.34\alpha_g + 0.05\alpha_g^2) \left[\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0}\right) \right]^{1/\alpha_g} \quad (127)$$

$$A_1 = (0.415 - 0.071\alpha_g) \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \quad (128)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \quad (129)$$



$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \quad (130)$$

Nótese que la función de corrección f de las Ec.127-130 se han obtenido como una aproximación de los resultados obtenidos por el método modificado de Newman [106] implementado en el código de FASTRAN-II [55]. Se basa en una extensión del modelo 2D de Dugdale para aplicaciones 3D introduciendo el parámetro de constricción global del frente de grieta α_g . Aunque α_g , primero se usó como parámetro de ajuste, Newman, le añadió una definición mecánica que permite la obtención del parámetro por un análisis FEM.

$$\alpha_g = \frac{1}{A_T} \sum_{m=1}^M \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{op}} \right)_m \cdot A_m \quad (131)$$

donde A_m es el área del elemento plastificado en el ligamento, σ_y/σ_{op} es la tensión de apertura normalizada para el elemento m , y A_T es el área proyectada total de todos los elementos (M) plastificados.

Dentro del modelo propuesto por Zerbst [83], las Ec.127-131 se usan con una serie de modificaciones:

- El parámetro ΔK es sustituido por ΔK^J .
- La función f se obtuvo para grietas centradas en placas bajo tracción uniforme. McClung en [397] concluyó que la función f se correlaciona mejor con K_{max}/K_0 que con σ_{max}/σ_0 en la Ec.127. Por lo tanto, σ_{max}/σ_0 , es sustituido por K_{max}/K_0 :

$$\frac{K_{max}}{K_0} = \frac{\alpha \cdot \sigma_{max} \cdot \sqrt{\pi \cdot a}}{\sigma_0 \cdot \sqrt{\pi \cdot a}} \quad (132)$$

- El factor geométrico α_g no se usa como parámetro de ajuste. Se obtiene como parámetro local independiente de los puntos de superficie o valle de la grieta semi elíptica. La Ec.131 se modifica de tal modo que el área total de la zona plástica delante de la grieta A_T , se reemplaza por áreas locales alrededor de los dos puntos de interés.
- La tensión de referencia σ_0 no se escoge como una promediada de la fluencia cuasi estática y la resistencia a tracción (como en NASGRO), si no, como la tensión resistencia a fluencia cíclica.
- Para tener en cuenta la variación de U con la extensión de la grieta en la fase de grieta corta el parámetro se divide en dos; U_1 para grieta corta y U_2 para grieta larga.

Con todas las modificaciones, la Ec.125 queda:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff}^J)^n = \begin{cases} C(U_1 \Delta K^J)^n & a_i < a < a^* \\ C(U_2 \Delta K^J)^n & a_i \geq a^* \end{cases} \quad (133)$$

$$U_1 = \frac{U_2}{\Delta K_{th}(a)/\Delta K_{th,LC}} \quad (134)$$

$$U_2 = \left(\frac{1-f}{1-R} \right) \quad (135)$$

Esta ecuación refleja el cierre de grieta dependiente de la longitud de grieta, en el umbral de propagación ΔK_{th} :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{op} + \Delta K_{th,eff} = [1 - e^{-k \cdot (a - a_0)}] \cdot \Delta K_{op,max} + \Delta K_{th,eff} \quad (136)$$

donde k es un parámetro de ajuste que determina la tasa de desarrollo del cierre de grieta de una grieta nueva formada, con una longitud $(a - a_0)$, siendo a_0 el segundo parámetro de

ajuste. La ecuación anterior se puede escribir en términos de $\sqrt{\acute{a}rea}$ suponiendo una relación de aspecto a/c constante. En [83] se asume una grieta semi elíptica con $\frac{a}{c} = 0.78$:

$$\sqrt{\acute{a}rea} = \sqrt{\frac{\pi \cdot a \cdot c}{2}} \rightarrow a = \sqrt{\frac{1.56}{\pi}} \cdot \sqrt{\acute{a}rea} \quad (137)$$

$$\Delta K_{th} = \left[1 - e^{-k \sqrt{\frac{1.56}{\pi}} (\sqrt{\acute{a}rea} - \sqrt{\acute{a}rea}_0)} \right] \cdot \Delta K_{op,max} + \Delta K_{th,eff} \quad (138)$$

Las constantes del material $\Delta K_{op,max}$ y $\Delta K_{th,eff}$ se pueden obtener fácilmente por medio de ensayos de mecánica de la fractura, mientras que k y $\sqrt{\acute{a}rea}_0$ se pueden obtener ajustando Ec.138 a los resultados de los ensayos con un defecto artificial. Debido a que el estado del defecto inicial es caracterizado por $\Delta K_{th,eff}$ y el tamaño inicial $\sqrt{\acute{a}rea}_i$, la curva de acuerdo con Ec.138 tiene que desplazarse de tal modo que pase por ese punto tal y como se ve en la Fig.52. Luego la predicción de la curva $\Delta K_{th} - \sqrt{\acute{a}rea}$ para el componente es la línea continúa negra. La transición entre grieta corta y larga viene definida por $\sqrt{\acute{a}rea}^*$, que se corresponde a a^* en la Ec.133.

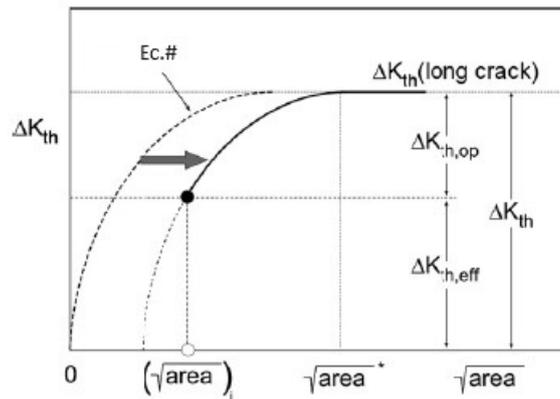
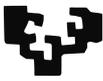


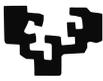
Figura 51: Método para determinar la correlación $\Delta K_{th} - \sqrt{\acute{a}rea}$ para grietas cortas. Fuente: [83]

12 REFERENCIAS

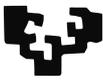
- [1] Y. Nadot, "Fatigue from Defect: Influence of Size, Type, Position, Morphology and Loading," *Int J Fatigue*, vol. 154, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106531.
- [2] P. Foti, S. Mohammad Javad Razavi, A. Fatemi, and F. Berto, "Multiaxial fatigue of additively manufactured metallic components: A review of the failure mechanisms and fatigue life prediction methodologies," *Progress in Materials Science*, vol. 137. Elsevier Ltd, Aug. 01, 2023. doi: 10.1016/j.pmatsci.2023.101126.
- [3] M. D. Chapetti, "Fracture mechanics for fatigue design of metallic components and small defect assessment," *Int J Fatigue*, vol. 154, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106550.
- [4] U. Krupp, *Fatigue crack propagation in metals and alloys : microstructural aspects and modelling concepts*. Wiley-VCH, 2007.
- [5] Y. (Yukitaka) Murakami, *Metal fatigue : effects of small defects and nonmetallic inclusions*.
- [6] D. Liao, S. P. Zhu, J. A. F. O. Correia, A. M. P. De Jesus, and F. Berto, "Recent advances on notch effects in metal fatigue: A review," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 43, no. 4, pp. 637–659, Apr. 2020, doi: 10.1111/ffe.13195.
- [7] B. Van Hooreweder, D. Moens, R. Boonen, and P. Sas, "Fatigue strength analysis of notched aluminium specimens using the highly stressed volume method," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 35, no. 2, pp. 154–159, Feb. 2012, doi: 10.1111/j.1460-2695.2011.01602.x.
- [8] D. Taylor, "The theory of critical distances," *Eng Fract Mech*, vol. 75, no. 7, pp. 1696–1705, May 2008, doi: 10.1016/j.engfracmech.2007.04.007.
- [9] D. Taylor, "Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model," *Int J Fatigue*, vol. 21, no. 5, pp. 413–420, 1999.
- [10] K. Tanaka, "Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches," *Int J Fract*, vol. 22, pp. R39–R46, 1983.
- [11] H. Neuber, "Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material," (*No Title*), 1961.
- [12] M. H. El Haddad, K. N. Smith, and T. H. Topper, "Fatigue crack propagation of short cracks," 1979.
- [13] D. Taylor, P. Cornetti, and N. Pugno, "The fracture mechanics of finite crack extension," *Eng Fract Mech*, vol. 72, no. 7, pp. 1021–1038, 2005.
- [14] J. Schijve, *Fatigue of structures and materials*. Springer, 2009.
- [15] S. Romano, S. Miccoli, and S. Beretta, "A new FE post-processor for probabilistic fatigue assessment in the presence of defects and its application to AM parts," *Int J Fatigue*, vol. 125, pp. 324–341, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.04.008.



- [16] H. Bomas, T. Linkewitz, and P. Mayr, "Application of a weakest-link concept to the fatigue limit of the bearing steel SAE 52100 in a bainitic condition," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 22, no. 9, pp. 733–741, 1999.
- [17] F. Sausto, S. Romano, L. Patriarca, S. Miccoli, and S. Beretta, "Benchmark of a probabilistic fatigue software based on machined and as-built components manufactured in AlSi10Mg by L-PBF," *Int J Fatigue*, vol. 165, Dec. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107171.
- [18] P. Li, D. H. Warner, and N. Phan, "Predicting the fatigue performance of an additively manufactured Ti-6Al-4V component from witness coupon behavior," *Addit Manuf*, vol. 35, p. 101230, 2020.
- [19] A. Karolczuk, "Validation of the weakest link approach and the proposed Weibull based probability distribution of failure for fatigue design of steel welded joints," *Eng Fail Anal*, vol. 67, pp. 46–62, 2016.
- [20] A. Wormsen, B. Sjödin, G. Härkegård, and A. Fjeldstad, "Non-local stress approach for fatigue assessment based on weakest-link theory and statistics of extremes," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 30, no. 12, pp. 1214–1227, 2007.
- [21] A. Fjeldstad, A. Wormsen, and G. Härkegård, "Simulation of fatigue crack growth in components with random defects," *Eng Fract Mech*, vol. 75, no. 5, pp. 1184–1203, 2008.
- [22] A. Wormsen, A. Fjeldstad, and G. Härkegård, "A post-processor for fatigue crack growth analysis based on a finite element stress field," *Comput Methods Appl Mech Eng*, vol. 197, no. 6–8, pp. 834–845, 2008.
- [23] M. P. Enright, S. J. Hudak, R. C. McClung, and H. R. Millwater, "Application of probabilistic fracture mechanics to prognosis of aircraft engine components," *AIAA Journal*, vol. 44, no. 2, pp. 311–316, 2006.
- [24] G. R. Leverant, H. R. Millwater, R. C. McClung, and M. P. Enright, "A new tool for design and certification of aircraft turbine rotors," *J. Eng. Gas Turbines Power*, vol. 126, no. 1, pp. 155–159, 2004.
- [25] R. C. McClung *et al.*, *A software framework for probabilistic fatigue life assessment of gas turbine engine rotors*. ASTM International West Conshohocken, PA, 2004.
- [26] R. C. McClung, Y. D. Lee, W. Liang, M. P. Enright, and S. H. K. Fitch, "Automated fatigue crack growth analysis of components," *Procedia Eng*, vol. 2, no. 1, pp. 629–637, 2010.
- [27] W. Weibull, "A statistical distribution function of wide applicability," *J Appl Mech*, 1951.
- [28] G. Härkegård and G. Halleraker, "Assessment of methods for prediction of notch and size effects at the fatigue limit based on test data by Böhm and Magin," *Int J Fatigue*, vol. 32, no. 10, pp. 1701–1709, 2010.
- [29] A. Diemar, R. Thumser, and J. W. Bergmann, "Determination of local characteristics for the application of the Weakest-Link Model," *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Entwicklung, Fertigung, Prüfung, Eigenschaften und Anwendungen technischer Werkstoffe*, vol. 36, no. 5, pp. 204–210, 2005.



- [30] S. Schmitz, T. Seibel, T. Beck, G. Rollmann, R. Krause, and H. Gottschalk, "A probabilistic model for LCF," *Comput Mater Sci*, vol. 79, pp. 584–590, 2013.
- [31] S. Beretta, G. Chai, and E. Soffiati, "A weakest-link analysis for fatigue strength of components containing defects," *Convegno IGF XVII Bol*, vol. 2008, 2004.
- [32] Y. Murakami and M. Endo, "Effects of hardness and crack geometries on delta k sub th of small cracks emanating from small defects," *Mechanical Engineering Publications, The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, pp. 275–293, 1986.
- [33] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications*, 3rd ed. CRC press, 2007.
- [34] G. R. Irwin, J. M. Krafft, C. Paris, and A. A. Wells, "Basic Aspects of Crack Growth and Fracture Basic Aspects of Crack Growth and Fracture Mechanics Division NAVAL RESEARCH LABORATORY Preceding Page Blank CONTENTS," 1967.
- [35] IRWIN GR and PARIS PC, "Fundamental aspects of crack growth and fracture," *Fracture*, vol. 3, pp. 1–46, 1971, doi: 10.1016/b978-0-12-449703-0.50006-0.
- [36] Y. Murakami and L. M. Keer, "Stress intensity factors handbook, vol. 3," 1993.
- [37] J. C. Newman Jr and I. S. Raju, "An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack," *Eng Fract Mech*, vol. 15, no. 1–2, pp. 185–192, 1981.
- [38] J. P. Campbell and R. O. Ritchie, "Mixed-mode, high-cycle fatigue-crack growth thresholds in Ti-6Al-4V I. A comparison of large- and short-crack behavior," *Eng Fract Mech*, vol. 67, pp. 209–227, 2000, [Online]. Available: www.elsevier.com/locate/engfracmech
- [39] R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, and H. O. Fuchs, *Metal fatigue in engineering*. John Wiley & Sons, 2000.
- [40] P. Paris, A. Director, and F. Erdogan, "A Critical Analysis of Crack Propagation Laws," 1963. [Online]. Available: <http://fluidsengineering.asmedigitalcollection.asme.org/>
- [41] U. Krupp, *Fatigue crack propagation in metals and alloys : microstructural aspects and modelling concepts*. Wiley-VCH, 2007.
- [42] G. R. Irwin, "Plastic zone near a crack and fracture toughness," 1997.
- [43] D. S. Dugdale, "Yielding of steel sheets containing slits," *J Mech Phys Solids*, vol. 8, no. 2, pp. 100–104, 1960.
- [44] G. I. Barenblatt, "The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture," *Advances in applied mechanics*, vol. 7, pp. 55–129, 1962.
- [45] F. M. Burdekin and D. E. W. Stone, "The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials," *Journal of Strain Analysis*, vol. 1, no. 2, pp. 145–153, 1966.
- [46] J. R. Rice, "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks," 1968.



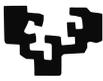
- [47] V. Maurel, V. Chiaruttini, A. Koster, and D. Missoum-Benziane, "Fatigue crack growth under large scale yielding condition: a tool based on explicit crack growth," *Journal of Theoretical, Computational and Applied Mechanics*, 2023.
- [48] H. S. Lamba, "The J-integral applied to cyclic loading," *Eng Fract Mech*, vol. 7, no. 4, pp. 693–703, 1975.
- [49] M. Vormwald and T. Seeger, "The consequences of short crack closure on fatigue crack growth under variable amplitude loading," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 14, no. 2-3, pp. 205–225, 1991.
- [50] H. Heitmann, H. Vehoff, and P. Neumann, "Random load fatigue of steels: Service life prediction based on the behaviour of microcracks," *Proceedings of the Application of Fracture Mechanics to Materials and Structures, Freiburg, Germany*, pp. 20–24, 1983.
- [51] K. Tanaka, "The cyclic J-integral as a criterion for fatigue crack growth," *Int J Fract*, vol. 22, pp. 91–104, 1983.
- [52] N. E. Dowling, *Crack growth during low-cycle fatigue of smooth axial specimens*. ASTM International, 1977.
- [53] C. Wüthrich, "The extension of the J-integral concept to fatigue cracks," *Int J Fract*, vol. 20, no. 2, pp. R35–R37, 1982.
- [54] R. C. McClung, G. G. Chell, Y.-D. Lee, D. A. Russell, and G. E. Orient, "Development of a practical methodology for elastic-plastic and fully plastic fatigue crack growth," 1999.
- [55] J. C. Newman Jr, "FASTRAN-II—A Fatigue Crack Growth Structural Analysis Program, NASA Report TM-104159." NASA Langley Research Center: Hampton, 1992.
- [56] J. C. Newman Jr, "A crack opening stress equation for fatigue crack growth," *Int J Fract*, vol. 24, 1984.
- [57] U. Zerbst *et al.*, "Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges," *Progress in Materials Science*, vol. 121. Elsevier Ltd, Aug. 01, 2021. doi: 10.1016/j.pmatsci.2021.100786.
- [58] W. Elber, "Fatigue crack closure under cyclic tension," *Eng Fract Mech*, vol. 2, no. 1, pp. 37–45, 1970, doi: [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(70\)90028-7](https://doi.org/10.1016/0013-7944(70)90028-7).
- [59] U. Zerbst, M. Madia, C. Klinger, D. Bettge, and Y. Murakami, "Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects," *Engineering Failure Analysis*, vol. 97. Elsevier Ltd, pp. 777–792, Mar. 01, 2019. doi: 10.1016/j.engfailanal.2019.01.055.
- [60] N. Sanaei and A. Fatemi, "Defect-based fatigue life prediction of L-PBF additive manufactured metals," *Eng Fract Mech*, vol. 244, Mar. 2021, doi: 10.1016/j.engfracmech.2021.107541.
- [61] N. Gates and A. Fatemi, "Friction and roughness induced closure effects on shear-mode crack growth and branching mechanisms," *Int J Fatigue*, vol. 92, pp. 442–458, 2016.
- [62] K. S. Chan, "Roles of microstructure in fatigue crack initiation," *Int J Fatigue*, vol. 32, no. 9, pp. 1428–1447, Sep. 2010, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.10.005.



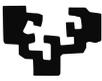
- [63] W. A. Wood, *Recent observations on fatigue failure in metals*. ASTM International West Conshohocken, PA, USA, 1959.
- [64] D. Broek, *Elementary engineering fracture mechanics*. Springer Netherlands, 1982. doi: 10.1007/978-94-009-4333-9.
- [65] Y. Nadot, J. Mendez, and N. Ranganathan, "Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron," *Int J Fatigue*, vol. 26, no. 3, pp. 311–319, Mar. 2004, doi: 10.1016/S0142-1123(03)00141-5.
- [66] S. C. Wu, Y. N. Hu, Z. Song, S. S. Ding, and Y. N. Fu, "Fatigue behaviors of laser hybrid welded AA7020 due to defects via synchrotron X-ray microtomography," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 42, no. 10, pp. 2232–2246, Oct. 2019, doi: 10.1111/ffe.13031.
- [67] Y. Hu *et al.*, "Corrosion fatigue lifetime assessment of high-speed railway axle EA4T steel with artificial scratch," *Eng Fract Mech*, vol. 245, Mar. 2021, doi: 10.1016/j.engfracmech.2021.107588.
- [68] J. Polák, "4.01 - Cyclic Deformation, Crack Initiation, and Low-cycle Fatigue," in *Comprehensive Structural Integrity*, I. Milne, R. O. Ritchie, and B. Karihaloo, Eds., Oxford: Pergamon, 2003, pp. 1–39. doi: <https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/04060-X>.
- [69] C. M. Sonsino and J. Ziese, "Fatigue strength and applications of cast aluminium alloys with different degrees of porosity," *Int J Fatigue*, vol. 15, no. 2, pp. 75–84, Mar. 1993, doi: 10.1016/0142-1123(93)90001-7.
- [70] Q. G. Wang, D. Apelian, and D. A. Lados, "Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects," *Journal of Light Metals*, vol. 1, no. 1, pp. 73–84, Feb. 2001, doi: 10.1016/S1471-5317(00)00008-0.
- [71] D. A. Lados, D. Apelian, and A. M. De Figueredo, "Fatigue performance of high integrity cast aluminum components," in *Proceedings of the 2nd International Aluminum Casting Technology Symposium*, 2004, pp. 5–25.
- [72] Lipowsky, Papakyriacou, Rösch, and Stich, "Application of ultrasound for fatigue testing of lightweight alloys," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 22, no. 7, pp. 591–599, 1999.
- [73] X. Zhu, J. W. Jones, and J. E. Allison, "Effect of Frequency, Environment, and Temperature on Fatigue Behavior of E319 Cast Aluminum Alloy: Stress-Controlled Fatigue Life Response," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39, no. 11, pp. 2681–2688, 2008, doi: 10.1007/s11661-008-9631-1.
- [74] B. Zhang, S. L. Cockcroft, D. M. Maijer, J. D. Zhu, and A. B. Phillion, "Casting Defects in Low-Pressure Die-Cast Aluminum Wheels," *JOM*, p. 34, 2005.
- [75] K. S. Chan, P. Jones, and Q. Wang, "Fatigue crack growth and fracture paths in sand cast B319 and A356 aluminum alloys," *Materials science and Engineering: A*, vol. 341, no. 1–2, pp. 18–34, 2003.
- [76] M. Gell and G. R. Leverant, *Mechanisms of high-temperature fatigue*. ASTM International, 1973.



- [77] N. Sanaei and A. Fatemi, "Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: A state-of-the-art review," *Progress in Materials Science*, vol. 117. Elsevier Ltd, Apr. 01, 2021. doi: 10.1016/j.pmatsci.2020.100724.
- [78] K. J. Miller and W. J. O'donnell, "The fatigue limit and its elimination," *Fatigue & fracture of engineering materials & structures (Print)*, vol. 22, no. 7, pp. 545–557, 1999.
- [79] H. O. Psihoyos and G. N. Lampeas, "A Predictive Damage-Tolerant Approach for Fatigue Life Estimation of Additive Manufactured Metal Materials," *Metals (Basel)*, vol. 13, no. 6, p. 1005, May 2023, doi: 10.3390/met13061005.
- [80] M. D. Cappelli, R. L. Carlson, and G. A. Kardomateas, "The transition between small and long fatigue crack behavior and its relation to microstructure," *Int J Fatigue*, vol. 30, no. 8, pp. 1473–1478, Aug. 2008, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2007.09.008.
- [81] Y. (Yukitaka) Murakami, *Metal fatigue : effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Elsevier, 2019.
- [82] M. Madia, U. Zerbst, H. Th. Beier, and B. Schork, "The IBESS model – Elements, realisation and validation," *Eng Fract Mech*, vol. 198, pp. 171–208, Jul. 2018, doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.08.033.
- [83] U. Zerbst, M. Madia, and D. Hellmann, "An analytical fracture mechanics model for estimation of S-N curves of metallic alloys containing large second phase particles," *Eng Fract Mech*, vol. 82, pp. 115–134, Mar. 2012, doi: 10.1016/j.engfracmech.2011.12.001.
- [84] A. Cini and P. E. Irving, "Development of fatigue cracks from mechanically machined scratches on 2024-T351 aluminium alloy—Part II: finite element analysis and prediction method," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 40, no. 6, pp. 853–868, Jun. 2017, doi: 10.1111/ffe.12545.
- [85] B. Pyttel, D. Schwerdt, and C. Berger, "Very high cycle fatigue - Is there a fatigue limit?," *Int J Fatigue*, vol. 33, no. 1, pp. 49–58, Jan. 2011, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2010.05.009.
- [86] Y. Murakami, "Material defects as the basis of fatigue design," in *International Journal of Fatigue*, Aug. 2012, pp. 2–10. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2011.12.001.
- [87] Y. Murakami, "4.02 High and Ultrahigh Cycle Fatigue."
- [88] C. Valvellano, M. R. Mariscal, A. Navarro, J. Domínguez, and D. Domínguez, "A123 micromechanical approach to fatigue in small notches *."
- [89] J. R. Yates and M. W. Brown, "Prediction of the length of non-propagating fatigue cracks," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 10, no. 3, pp. 187–201, 1987.
- [90] B. Atzori, G. Meneghetti, and L. Susmel, "Material fatigue properties for assessing mechanical components weakened by notches and defects," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 28, no. 1–2, pp. 83–97, Jan. 2005, doi: 10.1111/j.1460-2695.2004.00862.x.
- [91] P. Lukas, L. Kunz, B. Weiss, and R. Stickler, "NOTCH SIZE EFFECT IN FATIGUE."
- [92] P. Lukáš, L. Kunz, B. Weiss, and R. Stickler, "NON-DAMAGING NOTCHES IN FATIGUE," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 9, no. 3, pp. 195–204, 1986, doi: 10.1111/j.1460-2695.1986.tb00446.x.



- [93] Y. Murakami and T. Endo, "Effects of small defects on fatigue strength of metals," 1980.
- [94] C. Vallellano, M. R. Mariscal, A. Navarro, and J. Domínguez, "A micromechanical approach to fatigue in small notches," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 28, no. 11, pp. 1035–1045, Nov. 2005, doi: 10.1111/j.1460-2695.2005.00942.x.
- [95] K. J. Miller, "THE TWO THRESHOLDS OF FATIGUE BEHAVIOUR," 1993.
- [96] *Eurocode 3: Design of steel structures-Part 1-9: Fatigue*. 2005.
- [97] E. Haibach and Forschungskuratorium Maschinenbau, *Analytical strength assessment of components in mechanical engineering*.
- [98] C. Bathias, "There is no infinite fatigue life in metallic materials," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 22, no. 7, pp. 559–565, 1999, doi: <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.1999.00183.x>.
- [99] C. Berger and B. Kaiser, "Results of very high cycle fatigue tests on helical compression springs," *Int J Fatigue*, vol. 28, no. 11, pp. 1658–1663, Nov. 2006, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.02.046.
- [100] C. M. Sonsino, "Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety," *Int J Fatigue*, vol. 29, no. 12, pp. 2246–2258, Dec. 2007, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.11.015.
- [101] S. Nishijima and K. Kanazawa, "Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue curve, in the case of materials with a strengthened," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 22, pp. 601–607, 1999.
- [102] C. Vallellano, A. Navarro, F. J. Garcia-Lomas, and J. Dominguez, "On the estimation of microstructural effects in the near-threshold fatigue of small cracks," *J Strain Anal Eng Des*, vol. 43, no. 5, pp. 337–347, 2008.
- [103] Y. Kondo, "4.10 - Fatigue Under Variable Amplitude Loading," in *Comprehensive Structural Integrity*, I. Milne, R. O. Ritchie, and B. Karihaloo, Eds., Oxford: Pergamon, 2003, pp. 253–279. doi: <https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/04029-5>.
- [104] A. Fatemi and L. Vangt, "Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials," 1998.
- [105] M. D. Chapetti, "Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading," *Int J Fatigue*, vol. 25, no. 12, pp. 1319–1326, 2003.
- [106] K. Tanaka and Y. Akiniwa, "4.06 - Modeling of Fatigue Crack Growth: Mechanistic Models," in *Comprehensive Structural Integrity*, I. Milne, R. O. Ritchie, and B. Karihaloo, Eds., Oxford: Pergamon, 2003, pp. 165–189. doi: <https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/04032-5>.
- [107] R. E. Peterson, "Notch sensitivity," *Metal fatigue*, pp. 293–306, 1959.
- [108] P. Lazzarin, R. Tovo, and G. Meneghetti, "Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity," *Int J Fatigue*, vol. 19, no. 8–9, pp. 647–657, 1997.



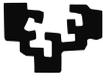
- [109] H. Neuber, *Kerbspannungslehre: Theorie der Spannungskonzentration Genaue Berechnung der Festigkeit*. Walter de Gruyter GmbH & Co KG, 1958.
- [110] M. H. El Haddad, T. H. Topper, and K. N. Smith, "Prediction of non propagating cracks," *Eng Fract Mech*, vol. 11, no. 3, pp. 573–584, Jan. 1979, doi: 10.1016/0013-7944(79)90081-X.
- [111] K. Tanaka and Y. Nakai, "Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 6, no. 4, pp. 315–327, 1983.
- [112] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "Interpretation of fatigue limit of materials based on micromechanics," in *Proceedings of the 8th International Fatigue Congress*, 2002, pp. 1873–1880.
- [113] B. Atzori and P. Lazzarin, "Notch sensitivity and defect sensitivity under fatigue loading: Two sides of the same medal," *Int J Fract*, vol. 107, pp. 1–8, 2001, doi: 10.1023/A:1007686727207.
- [114] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "Fracture mechanics and notch sensitivity," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 26, no. 3, pp. 257–267, 2003, doi: 10.1046/j.1460-2695.2003.00633.x.
- [115] M. Ciavarella and G. Meneghetti, "On fatigue limit in the presence of notches: classical vs. recent unified formulations," *Int J Fatigue*, vol. 26, no. 3, pp. 289–298, 2004.
- [116] L. Susmel and D. Taylor, "Two methods for predicting the multiaxial fatigue limits of sharp notches," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 26, no. 9, pp. 821–833, 2003.
- [117] L. Susmel and P. Lazzarin, "A bi-parametric Wöhler curve for high cycle multiaxial fatigue assessment," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 25, no. 1, pp. 63–78, 2002.
- [118] P. Lazzarin and L. Susmel, "A stress-based method to predict lifetime under multiaxial fatigue loadings," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 26, no. 12, pp. 1171–1187, 2003.
- [119] S. Beretta, A. Ghidini, and F. Lombardo, "Fracture mechanics and scale effects in the fatigue of railway axles," *Eng Fract Mech*, vol. 72, no. 2, pp. 195–208, 2005.
- [120] S. Beretta and S. Romano, "A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes," *Int J Fatigue*, vol. 94, pp. 178–191, 2017.
- [121] H. Kitagawa, "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage," in *Proc. 2nd Int. Conf. on Mechanical Behaviour of Materials*, 1976, pp. 627–631.
- [122] U. Zerbst, M. Madia, C. Klinger, D. Bettge, and Y. Murakami, "Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. II: Non-metallic inclusions," *Engineering Failure Analysis*, vol. 98. Elsevier Ltd, pp. 228–239, Apr. 01, 2019. doi: 10.1016/j.engfailanal.2019.01.054.
- [123] U. Zerbst, M. Madia, C. Klinger, D. Bettge, and Y. Murakami, "Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. III: Cavities, dents, corrosion pits, scratches," *Engineering Failure Analysis*, vol. 97. Elsevier Ltd, pp. 759–776, Mar. 01, 2019. doi: 10.1016/j.engfailanal.2019.01.034.



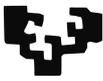
- [124] U. Zerbst, M. Vormwald, R. Pippan, H.-P. Gänser, C. Sarrazin-Baudoux, and M. Madia, "About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review," *Eng Fract Mech*, vol. 153, pp. 190–243, 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.12.002>.
- [125] C. Garb, M. Leitner, B. Stauder, D. Schnubel, and F. Grün, "Application of modified Kitagawa-Takahashi diagram for fatigue strength assessment of cast Al-Si-Cu alloys," *Int J Fatigue*, vol. 111, pp. 256–268, 2018.
- [126] Y. Akiniwa, L. M. Zhang, and K. Tanaka, "PREDICTION OF THE FATIGUE LIMIT OF CRACKED SPECIMENS BASED ON THE CYCLIC R-CURVE METHOD," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 20, no. 10, pp. 1387–1398, 1997.
- [127] E. Wycisk, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, and C. Emmelmann, "Fatigue performance of laser additive manufactured Ti–6Al–4V in very high cycle fatigue regime up to 109 cycles," *Front Mater*, vol. 2, p. 72, 2015.
- [128] J. Wasén and E. Heier, "Fatigue crack growth thresholds—the influence of Young's modulus and fracture surface roughness," *Int J Fatigue*, vol. 20, no. 10, pp. 737–742, 1998, doi: [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00034-6](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00034-6).
- [129] R. Aigner, S. Pusterhofer, S. Pomberger, M. Leitner, and M. Stoschka, "A probabilistic Kitagawa-Takahashi diagram for fatigue strength assessment of cast aluminium alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 745, pp. 326–334, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.108>.
- [130] Y. N. Hu *et al.*, "A new approach to correlate the defect population with the fatigue life of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy," *Int J Fatigue*, vol. 136, Jul. 2020, doi: [10.1016/j.ijfatigue.2020.105584](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105584).
- [131] C. Garb, M. Leitner, B. Stauder, D. Schnubel, and F. Grün, "Application of modified Kitagawa-Takahashi diagram for fatigue strength assessment of cast Al-Si-Cu alloys," *Int J Fatigue*, vol. 111, pp. 256–268, 2018.
- [132] J. Maierhofer, S. Kolitsch, R. Pippan, H. P. Gänser, M. Madia, and U. Zerbst, "The cyclic R-curve – Determination, problems, limitations and application," *Eng Fract Mech*, vol. 198, pp. 45–64, Jul. 2018, doi: [10.1016/j.engfracmech.2017.09.032](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.09.032).
- [133] K. Tanaka and Y. Akiniwa, "Resistance-curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches," *Eng Fract Mech*, vol. 30, no. 6, pp. 863–876, 1988.
- [134] B. Tabernig and R. Pippan, "Determination of the length dependence of the threshold for fatigue crack propagation," *Eng Fract Mech*, vol. 69, no. 8, pp. 899–907, 2002.
- [135] M. R. Allazadeh, "Formation of defects in the steel microstructure during solidification and their effects on the steel material properties," 2015. doi: <https://doi.org/10.5161/STEEL/2015/sg15005>.
- [136] M. R. Allazadeh, C. I. Garcia, A. J. DeArdo, and M. R. Lovell, "Analysis of Stress Concentration around Inclusions due to Thermally Induced Strain to the Steel Matrix," *J ASTM Int*, vol. 6, no. 5, Apr. 2009, doi: <http://dx.doi.org/10.1520/JAI102041>.



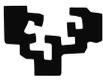
- [137] D. Krewerth, T. Lippmann, A. Weidner, and H. Biermann, "Influence of non-metallic inclusions on fatigue life in the very high cycle fatigue regime," *Int J Fatigue*, vol. 84, pp. 40–52, Mar. 2016, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2015.11.001.
- [138] Y. Yamashita and Y. Murakami, "Small crack growth model from low to very high cycle fatigue regime for internal fatigue failure of high strength steel," *Int J Fatigue*, vol. 93, pp. 406–414, 2016.
- [139] A. Sattar, M. Abbas, H. J. Hasham, and Y. Baig, "Experimental and analytical investigation of steel bolts failed after isothermal heat treatment," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 15, pp. 327–333, 2015.
- [140] J. Maciejewski, "The effects of sulfide inclusions on mechanical properties and failures of steel components," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 15, pp. 169–178, 2015.
- [141] D. Spriestersbach, P. Grad, and E. Kerscher, "Influence of different non-metallic inclusion types on the crack initiation in high-strength steels in the VHCF regime," *Int J Fatigue*, vol. 64, pp. 114–120, 2014.
- [142] S. A. Barter, L. Molent, and R. J. H. Wanhill, "Typical fatigue-initiating discontinuities in metallic aircraft structures," *Int J Fatigue*, vol. 41, pp. 11–22, 2012.
- [143] L. T. Lu, J. W. Zhang, and K. Shiozawa, "Influence of inclusion size on S-N curve characteristics of high-strength steels in the giga-cycle fatigue regime," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 32, no. 8, pp. 647–655, 2009.
- [144] Z. G. Yang *et al.*, "The effect of inclusions on the fatigue behavior of fine-grained high strength 42CrMoVNb steel," *Int J Fatigue*, vol. 26, no. 9, pp. 959–966, 2004.
- [145] S. Suresh, *Fatigue of materials*. Cambridge university press, 1998.
- [146] J. R. Yates, G. Shi, H. V Atkinson, C. M. Sellars, and C. W. Anderson, "Fatigue tolerant design of steel components based on the size of large inclusions," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 25, no. 7, pp. 667–676, 2002.
- [147] K. S. Chan, "Roles of microstructure in fatigue crack initiation 11111," *Int J Fatigue*, vol. 32, no. 9, pp. 1428–1447, 2010.
- [148] P. Juvonen, *Effects of non-metallic inclusions on fatigue properties of calcium treated steels*. Helsinki University of Technology, 2004.
- [149] D. Krewerth, T. Lippmann, A. Weidner, and H. Biermann, "Influence of non-metallic inclusions on fatigue life in the very high cycle fatigue regime," *Int J Fatigue*, vol. 84, pp. 40–52, 2016.
- [150] C. Mapelli, "Non-metallic inclusions and clean steel," *la metallurgia italiana*, 2008.
- [151] R. K. Pandey, "Failure of diesel-engine crankshafts," *Eng Fail Anal*, vol. 10, no. 2, pp. 165–175, 2003.
- [152] A. Ray, S. K. Dhua, K. B. Mishra, and S. Jha, "Metallurgical investigation of a prematurely failed roller bearing used in the support and tilting system of a steel making converter used in an integrated steel plant," *Practical Failure Analysis*, vol. 3, no. 3, pp. 89–97, 2003.



- [153] M. E. Stevenson, J. L. McDougall, R. D. Bowman, and R. L. Herman, "Failure analysis of a high-speed pinion shaft," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 5, pp. 48–54, 2005.
- [154] C. Baldizzone, A. Gruttadauria, C. Mapelli, and D. Mombelli, "Investigation of Failure in a Crankpin of a Motorcycle Engine," *Journal of failure analysis and prevention*, vol. 12, pp. 123–129, 2012.
- [155] C. Klinger and D. Bettge, "Axle fracture of an ICE3 high speed train," *Eng Fail Anal*, vol. 35, pp. 66–81, 2013.
- [156] C.-P. Bork, "Failure of a motor vessel's crankshaft 1968," *Eng Fail Anal*, vol. 38, pp. 66–80, 2014.
- [157] A. I. Z. Farahat, Z. Abdel Hamid, and N. Gomaa, "Failure analysis of train vehicles engagement arm," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 15, pp. 576–582, 2015.
- [158] S. Papaefthymiou, A. Vazdirvanidis, G. Pantazopoulos, and C. Goulas, "Fatigue fracture of a high-resistance structural steel component destined to sustain severe loads under service conditions," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 17, pp. 79–85, 2017.
- [159] S. Suresh, *Fatigue of materials*. Cambridge university press, 1998.
- [160] J. Ma, B. Zhang, D. Xu, E.-H. Han, and W. Ke, "Effects of inclusion and loading direction on the fatigue behavior of hot rolled low carbon steel," *Int J Fatigue*, vol. 32, no. 7, pp. 1116–1125, 2010.
- [161] J. Lankford, "Inclusion-matrix debonding and fatigue crack initiation in low alloy steel," *Int J Fract*, vol. 12, pp. 155–157, 1976.
- [162] G. Murtaza and R. Akid, "Modelling short fatigue crack growth in a heat-treated low-alloy steel," *Int J Fatigue*, vol. 17, no. 3, pp. 207–214, 1995.
- [163] Y. Wang, R. Akid, A. Clark, and J. D. Atkinson, "Further observations of early fatigue crack development," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 19, no. 5, pp. 623–627, 1996.
- [164] J. Guan, L. Wang, C. Zhang, and X. Ma, "Effects of non-metallic inclusions on the crack propagation in bearing steel," *Tribol Int*, vol. 106, pp. 123–131, Feb. 2017, doi: 10.1016/j.triboint.2016.10.030.
- [165] Y. Murakami and M. Endo, "Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength," *Int J Fatigue*, vol. 16, no. 3, pp. 163–182, 1994.
- [166] M. D. Chapetti, "Prediction of threshold for very high cycle fatigue ($N > 10^7$ cycles)," *Procedia Eng*, vol. 2, no. 1, pp. 257–264, 2010, doi: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.028>.
- [167] K. Tanaka, "Fatigue Crack Propagation," *Comprehensive Structural Integrity: Nine Volume Set*, vol. 1–9, pp. 95–127, Jan. 2003, doi: 10.1016/B0-08-043749-4/04089-1.
- [168] A. Sattar, M. Abbas, H. J. Hasham, and Y. Baig, "Experimental and Analytical Investigation of Steel Bolts Failed After Isothermal Heat Treatment," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 15, no. 2, pp. 327–333, 2015, doi: 10.1007/s11668-015-9938-3.



- [169] M. B. Leban and R. Tisu, "The effect of TiN inclusions and deformation-induced martensite on the corrosion properties of AISI 321 stainless steel," *Eng Fail Anal*, vol. 33, pp. 430–438, 2013, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2013.06.021>.
- [170] A. K. Jha and K. Sreekumar, "Failure Analysis of Stainless Steel Stem Used in Explosive Transfer Assembly (ETA) of High Performance Solid Propulsion System Igniter," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 10, no. 2, pp. 77–81, 2010, doi: 10.1007/s11668-009-9311-5.
- [171] C. TEMMEL, B. KARLSSON, and N.-G. INGESTEN, "Fatigue crack initiation in hardened medium carbon steel due to manganese sulphide inclusion clusters," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 31, no. 6, pp. 466–477, 2008, doi: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2008.01243.x>.
- [172] R. Prasannavenkatesan, J. Zhang, D. L. McDowell, G. B. Olson, and H.-J. Jou, "3D modeling of subsurface fatigue crack nucleation potency of primary inclusions in heat treated and shot peened martensitic gear steels," *Int J Fatigue*, vol. 31, no. 7, pp. 1176–1189, 2009, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.12.001>.
- [173] S. Benhaddad and G. Lee, "Role of microstructure in sucker rod string failures in oil well production," *Practical Failure Analysis*, vol. 1, no. 2, pp. 47–54, 2001.
- [174] A. Pineau and S. D. Antolovich, "Probabilistic approaches to fatigue with special emphasis on initiation from inclusions," *Int J Fatigue*, vol. 93, pp. 422–434, 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.09.002>.
- [175] B. Alfredsson and E. Olsson, "Multi-axial fatigue initiation at inclusions and subsequent crack growth in a bainitic high strength roller bearing steel at uniaxial experiments," *Int J Fatigue*, vol. 41, pp. 130–139, 2012, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.11.006>.
- [176] J. Tchoufang Tchoundjang and J. Lecomte-Beckers, "Fractography survey on high cycle fatigue failure: Crack origin characterisation and correlations between mechanical tests and microstructure in Fe-C-Cr-Mo-X alloys," *Int J Fatigue*, vol. 29, no. 4, pp. 713–728, Apr. 2007, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.06.012.
- [177] M. W. Tofique, J. Bergström, and K. Svensson, "Very high cycle fatigue of cold rolled stainless steels, crack initiation and formation of the fine granular area," *Int J Fatigue*, vol. 100, pp. 238–250, 2017, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.037>.
- [178] P. Grad and E. Kerscher, "Reason for the transition of fatigue crack initiation site from surface to subsurface inclusions in high-strength steels," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 40, no. 11, pp. 1718–1730, 2017, doi: <https://doi.org/10.1111/ffe.12635>.
- [179] G. Nicoletto, R. Konečná, and S. Fintova, "Characterization of microshrinkage casting defects of Al–Si alloys by X-ray computed tomography and metallography," *Int J Fatigue*, vol. 41, pp. 39–46, 2012.
- [180] A. Rotella, Y. Nadot, M. Piellard, and R. Augustin, "Influence of natural defects on the fatigue limit of a cast Al-Si alloy," *Procedia Structural Integrity*, vol. 7, pp. 513–520, 2017.



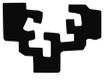
- [181] G. Léopold, Y. Nadot, T. Billaudeau, and J. Mendez, "Influence of artificial and casting defects on fatigue strength of moulded components in Ti-6Al-4V alloy," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 38, no. 9, pp. 1026–1041, 2015.
- [182] G. Nicoletto, G. Anzelotti, and R. Konečná, "X-ray computed tomography vs. metallography for pore sizing and fatigue of cast Al-alloys," *Procedia Eng*, vol. 2, no. 1, pp. 547–554, 2010.
- [183] Q. G. Wang, P. N. Crepeau, C. J. Davidson, and J. R. Griffiths, "Oxide films, pores and the fatigue lives of cast aluminum alloys," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 37, pp. 887–895, 2006.
- [184] X. Li, S. M. Xiong, and Z. Guo, "On the porosity induced by externally solidified crystals in high-pressure die-cast of AM60B alloy and its effect on crack initiation and propagation," *Materials Science and Engineering A*, vol. 633, pp. 35–41, May 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.02.078.
- [185] N. Costa, N. Machado, and F. S. Silva, "Influence of Graphite Nodules Geometrical Features on Fatigue Life of High-Strength Nodular Cast Iron," *J Mater Eng Perform*, vol. 17, no. 3, pp. 352–362, 2008, doi: 10.1007/s11665-008-9231-7.
- [186] L. Yang *et al.*, "A 3-D model for quantification of fatigue weak-link density and strength distribution in an A713 cast aluminum alloy," *Int J Fatigue*, vol. 96, pp. 185–195, Mar. 2017, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.11.035.
- [187] H. Jiang, P. Bowen, and J. F. Knott, "Fatigue performance of a cast aluminium alloy Al-7Si-Mg with surface defects," *J Mater Sci*, vol. 34, no. 4, pp. 719–725, 1999.
- [188] M. J. Couper, A. E. Neeson, and J. R. Griffiths, "CASTING DEFECTS AND THE FATIGUE BEHAVIOUR OF AN ALUMINIUM CASTING ALLOY," *Forigue Fracr. Engng Marer. Slrucl*, vol. 13, no. 3, pp. 213–227, 1990.
- [189] J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, H. M. Flower, and T. C. Lindley, "Scatter in fatigue life due to effects of porosity in cast A356-T6 aluminum-silicon alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, no. 9, pp. 1879–1890, 2003, doi: 10.1007/s11661-003-0153-6.
- [190] B. Žužek and J. Burja, "Investigation of nickel alloy fan blade failure in a flue gas desulfurization unit," *Eng Fail Anal*, vol. 82, pp. 855–861, Dec. 2017, doi: 10.1016/j.engfailanal.2017.08.021.
- [191] X. Wu, E. Schlangen, and S. Van Der Zwaag, "Linking porosity to rolling reduction and fatigue lifetime of hot rolled AA7xxx alloys by 3D X-ray computed tomography," *Adv Eng Mater*, vol. 14, no. 7, pp. 457–463, Jul. 2012, doi: 10.1002/adem.201200087.
- [192] J. Holmes and R. A. Queeney, "Fatigue Crack Initiation in a Porous Steel," *Powder Metallurgy*, vol. 28, no. 4, pp. 231–235, Jan. 1985, doi: 10.1179/pom.1985.28.4.231.
- [193] N. Vanderesse, É. Maire, A. Chabod, and J. Y. Buffire, "Microtomographic study and finite element analysis of the porosity harmfulness in a cast aluminium alloy," *Int J Fatigue*, vol. 33, no. 12, pp. 1514–1525, 2011, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2011.06.010.
- [194] M. M. Alam *et al.*, "Analysis of the stress raising action of flaws in laser clad deposits," *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 46, pp. 328–337, 2013, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.10.010>.



- [195] F. Wang, J. Xu, J. Li, X. Li, and H. Wang, "Fatigue crack initiation and propagation in A356 alloy reinforced with in situ TiB₂ particles," *Mater Des*, vol. 33, pp. 236–241, 2012, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.028>.
- [196] A. Borbély, H. Mughrabi, G. Eisenmeier, and H. W. Höppel, "A finite element modelling study of strain localization in the vicinity of near-surface cavities as a cause of subsurface fatigue crack initiation," 2002.
- [197] J. Fan, D. L. McDowell, M. F. Horstemeyer, and K. Gall, "Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast Al–Si alloys," *Eng Fract Mech*, vol. 70, no. 10, pp. 1281–1302, Jul. 2003, doi: 10.1016/S0013-7944(02)00097-8.
- [198] P. Li, P. D. Lee, D. M. Maijer, and T. C. Lindley, "Quantification of the interaction within defect populations on fatigue behavior in an aluminum alloy," *Acta Mater*, vol. 57, no. 12, pp. 3539–3548, Jul. 2009, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2009.04.008.
- [199] M. Luetje, M. Wicke, I. Bacaicoa, A. Brueckner-Foit, A. Geisert, and M. Fehlbier, "3D characterization of fatigue damage mechanisms in a cast aluminum alloy using X-ray tomography," *Int J Fatigue*, vol. 103, pp. 363–370, Oct. 2017, doi: 10.1016/J.IJFATIGUE.2017.06.020.
- [200] V. D. Le, N. Saintier, F. Morel, D. Bellett, and P. Osmond, "Investigation of the effect of porosity on the high cycle fatigue behaviour of cast Al-Si alloy by X-ray microtomography," *Int J Fatigue*, vol. 106, pp. 24–37, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.09.012.
- [201] Y. Yan, G. L. Nash, and P. Nash, "Effect of density and pore morphology on fatigue properties of sintered Ti–6Al–4V," *Int J Fatigue*, vol. 55, pp. 81–91, Oct. 2013, doi: 10.1016/J.IJFATIGUE.2013.05.015.
- [202] A. Yadollahi, M. J. Mahtabi, H. R. Doude, and J. C. Newman Jr, "Prediction of fatigue lives in additively manufactured alloys based on the crack-growth concept," in *2017 International Solid Freeform Fabrication Symposium*, University of Texas at Austin, 2017.
- [203] A. Rotella, Y. Nadot, M. Piellard, R. Augustin, and M. Fleuriot, "Influence of defect morphology and position on the fatigue limit of cast Al alloy: 3D characterization by X-ray microtomography of natural and artificial defects," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 785, p. 139347, 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139347>.
- [204] S. Bidhar *et al.*, "Empirical formulation of stress concentration factor around an arbitrary-sized spherical dual-cavity system and its application to aluminum die castings," *Appl Math Model*, vol. 39, no. 18, pp. 5707–5723, 2015.
- [205] T. M. Cimino, H. G. Rutz, A. H. Graham, and T. F. Murphy, "The Effect of Microstructure on Fatigue Properties of Ferrous P/M Materials; Adv," *Powder Metall. Particulate Mater*, vol. 2, no. part 13, pp. 137–149, 1997.
- [206] H. Danninger and B. Weiss, "The influence of defects on high cycle fatigue of metallic materials," *J Mater Process Technol*, vol. 143, pp. 179–184, 2003.
- [207] Y. Wang, J. Bergström, and C. Burman, "Four-point bending fatigue behaviour of an iron-based laser sintered material," *Int J Fatigue*, vol. 28, no. 12, pp. 1705–1715, 2006.



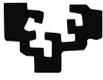
- [208] L. Collini, A. Pironi, R. Bianchi, M. Cova, and P. P. Milella, "Influence of casting defects on fatigue crack initiation and fatigue limit of ductile cast iron," *Procedia Eng*, vol. 10, pp. 2898–2903, 2011.
- [209] C. Verdu, J. Adrien, and J.-Y. Buffiere, "Three-dimensional shape of the early stages of fatigue cracks nucleated in nodular cast iron," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 483, pp. 402–405, 2008.
- [210] B. Zhang, D. R. Poirier, and W. Chen, "Microstructural effects on high-cycle fatigue-crack initiation in A356. 2 casting alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, pp. 2659–2666, 1999.
- [211] Y. Zhang, J. Xu, and T. Zhai, "Distributions of pore size and fatigue weak link strength in an A713 sand cast aluminum alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 16–17, pp. 3639–3644, 2010.
- [212] R. A. Phillips, J. E. King, and J. R. Moon, "Fatigue crack propagation in some PM steels," *Powder metallurgy*, vol. 43, no. 2, pp. 149–156, 2000.
- [213] N. A. Fleck and R. A. Smith, "Effect of density on tensile strength, fracture toughness, and fatigue crack propagation behaviour of sintered steel," *Powder Metallurgy*, vol. 24, no. 3, pp. 121–125, Jan. 1981, doi: 10.1179/pom.1981.24.3.121.
- [214] L. Ceschini, A. Morri, and G. Sambogna, "The effect of hot isostatic pressing on the fatigue behaviour of sand-cast A356-T6 and A204-T6 aluminum alloys," *J Mater Process Technol*, vol. 204, no. 1–3, pp. 231–238, 2008.
- [215] M.-W. Wu, J.-K. Chen, B.-H. Lin, and P.-H. Chiang, "Improved fatigue endurance ratio of additive manufactured Ti-6Al-4V lattice by hot isostatic pressing," *Mater Des*, vol. 134, pp. 163–170, 2017.
- [216] W. Tillmann, C. Schaak, J. Nellesen, M. Schaper, M. E. u Aydinöz, and K.-P. Hoyer, "Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting," *Addit Manuf*, vol. 13, pp. 93–102, 2017.
- [217] Q. G. Wang and P. E. Jones, "Prediction of fatigue performance in aluminum shape castings containing defects," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 38, pp. 615–621, 2007.
- [218] S. Romano, A. Brandão, J. Gumpinger, M. Gschweidl, and S. Beretta, "Qualification of AM parts: Extreme value statistics applied to tomographic measurements," *Mater Des*, vol. 131, pp. 32–48, Oct. 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.05.091.
- [219] J. Nafar Dastgerdi, O. Jaber, H. Remes, P. Lehto, H. Hosseini Toudeshky, and J. Kuva, "Fatigue damage process of additively manufactured 316 L steel using X-ray computed tomography imaging," *Addit Manuf*, vol. 70, May 2023, doi: 10.1016/j.addma.2023.103559.
- [220] J. Tenkamp, A. Koch, S. Knorre, U. Krupp, W. Michels, and F. Walther, "Defect-correlated fatigue assessment of A356-T6 aluminum cast alloy using computed tomography based Kitagawa-Takahashi diagrams," *Int J Fatigue*, vol. 108, pp. 25–34, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.11.003.



- [221] B. Gillham, A. Yankin, F. McNamara, C. Tomonto, D. Taylor, and R. Lupoi, "Application of the Theory of Critical Distances to predict the effect of induced and process inherent defects for SLM Ti-6Al-4V in high cycle fatigue," *CIRP Annals*, vol. 70, no. 1, pp. 171–174, Jan. 2021, doi: 10.1016/j.cirp.2021.03.004.
- [222] J. M. Zhang, S. X. Li, Z. G. Yang, G. Y. Li, W. J. Hui, and Y. Q. Weng, "Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime," *Int J Fatigue*, vol. 29, no. 4, pp. 765–771, Apr. 2007, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.06.004.
- [223] E. Mikkola, G. Marquis, and J. Solin, "Mesoscale modelling of crack nucleation from defects in steel," in *International Journal of Fatigue*, Aug. 2012, pp. 64–71. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2011.12.022.
- [224] R. Petráš, V. Škorík, and J. Polák, "Thermomechanical fatigue and damage mechanisms in Sanicro 25 steel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 650, pp. 52–62, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.10.030.
- [225] R. Datta and A. Deva, "An Investigation into the Failure of API 5L X-46 Grade ERW Linepipes," *Failure Analysis and Prevention*, vol. 2, no. 2, pp. 59–62, 2002.
- [226] Y. kui Gao, X. bin Li, Q. xiang Yang, and M. Yao, "Influence of surface integrity on fatigue strength of 40CrNi2Si2MoVA steel," *Mater Lett*, vol. 61, no. 2, pp. 466–469, Jan. 2007, doi: 10.1016/j.matlet.2006.04.089.
- [227] X. J. Zhao *et al.*, "Effects of decarburization on the wear resistance and damage mechanisms of rail steels subject to contact fatigue," *Wear*, vol. 364–365, pp. 130–143, Oct. 2016, doi: 10.1016/j.wear.2016.07.013.
- [228] S. A. McKelvey and A. Fatemi, "Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel," *Int J Fatigue*, vol. 36, no. 1, pp. 130–145, Mar. 2012, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2011.08.008.
- [229] D. Taylor and M. Clancy, "THE FATIGUE PERFORMANCE OF MACHINED SURFACES," 1991.
- [230] W. Li, T. Sakai, M. Wakita, and S. Mimura, "Influence of microstructure and surface defect on very high cycle fatigue properties of clean spring steel," *Int J Fatigue*, vol. 60, pp. 48–56, Mar. 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.06.017.
- [231] J. Payne, G. Welsh, R. J. Christ, J. Nardiello, and J. M. Papazian, "Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651," *Int J Fatigue*, vol. 32, no. 2, pp. 247–255, Feb. 2010, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.06.003.
- [232] U. Zerbst *et al.*, "Review on fracture and crack propagation in weldments - A fracture mechanics perspective," *Eng Fract Mech*, vol. 132, pp. 200–276, Dec. 2014, doi: 10.1016/j.engfracmech.2014.05.012.
- [233] L. Lattanzi, A. Fabrizi, A. Fortini, M. Merlin, and G. Timelli, "Effects of microstructure and casting defects on the fatigue behavior of the high-pressure die-cast AlSi9Cu3(Fe) alloy," in *Procedia Structural Integrity*, Elsevier B.V., 2017, pp. 505–512. doi: 10.1016/j.prostr.2017.11.119.
- [234] R. Raiszadeh and W. D. Griffiths, "A Method to Study the History of a Double Oxide Film Defect in Liquid Aluminum Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, vol. 37, no. 6, pp. 865–871, 2006.



- [235] J. Campbell, "An Overview of the Effects of Bifilms on the Structure and Properties of Cast Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, vol. 37, no. 6, pp. 857–863, 2006.
- [236] Y. Yue and N. R. Green, "Modelling of different entrainment mechanisms and their influences on the mechanical reliability of Al-Si castings," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2012. doi: 10.1088/1757-899X/33/1/012072.
- [237] C. Zhou, X. Yang, and G. Luan, "Effect of oxide array on the fatigue property of friction stir welds," *Scr Mater*, vol. 54, no. 8, pp. 1515–1520, Apr. 2006, doi: 10.1016/j.scriptamat.2005.12.036.
- [238] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Materials Science and Engineering R: Reports*, vol. 50, no. 1–2, Aug. 31, 2005. doi: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
- [239] E. Louvis, P. Fox, and C. J. Sutcliffe, "Selective laser melting of aluminium components," *J Mater Process Technol*, vol. 211, no. 2, pp. 275–284, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019.
- [240] E. O. Olakanmi, R. F. Cochrane, and K. W. Dalgarno, "A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties," *Prog Mater Sci*, vol. 74, pp. 401–477, Aug. 2015, doi: 10.1016/j.pmatsci.2015.03.002.
- [241] R. Raiszadeh and W. D. Griffiths, "A Method to Study the History of a Double Oxide Film Defect in Liquid Aluminum Alloys."
- [242] E. O. Olakanmi, R. F. Cochrane, and K. W. Dalgarno, "A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties," *Progress in Materials Science*, vol. 74. Elsevier Ltd, pp. 401–477, Aug. 01, 2015. doi: 10.1016/j.pmatsci.2015.03.002.
- [243] A. Cini and P. E. Irving, "Development of fatigue cracks from mechanically machined scratches on 2024-T351 aluminium alloy—part I: experimentation and fractographic analysis," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 40, no. 5, pp. 776–789, May 2017, doi: 10.1111/ffe.12544.
- [244] A. Cini and P. E. Irving, "Transformation of defects into fatigue cracks; The role of Kt and defect scale on fatigue life of non-pristine components," in *Procedia Engineering*, Apr. 2010, pp. 667–677. doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.072.
- [245] D. Nowell, D. Dini, and P. Duoâ, "Stress analysis of V-notches with and without cracks, with application to foreign object damage."
- [246] A. Inchekel and J. E. Talia, "EFFECT OF SCRATCHES ON THE FATIGUE BEHAVIOR OF AN Al-Li ALLOY," 1994.
- [247] P. Lukas', L. Kunz', B. Weiss', and R. Stickler, "NON-DAMAGING NOTCHES IN FATIGUE*," 1986. doi: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1986.tb00446.x>.
- [248] M. K. Khan, M. E. Fitzpatrick, S. V. Hainsworth, and L. Edwards, "Effect of tool profile and fatigue loading on the local hardness around scratches in clad and unclad aluminium



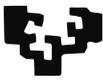
- alloy 2024,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 1–2, pp. 297–304, Dec. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.07.035.
- [249] L. Doremus, J. Cormier, P. Villechaise, G. Henaff, Y. Nadot, and S. Pierret, “Influence of residual stresses on the fatigue crack growth from surface anomalies in a nickel-based superalloy,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 644, pp. 234–246, Sep. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.07.077.
- [250] R. A. Cláudio, J. M. Silva, C. M. Branco, and J. Byrne, “A fracture mechanics based approach to predict fatigue life of scratch damaged shot peened components,” in *Procedia Engineering*, Elsevier Ltd, 2011, pp. 2672–2677. doi: 10.1016/j.proeng.2011.04.445.
- [251] E. Capello, “Residual stresses in turning: Part I: Influence of process parameters,” *J Mater Process Technol*, vol. 160, no. 2, pp. 221–228, 2005, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.06.012>.
- [252] A. Javidi, U. Rieger, and W. Eichlseder, “The effect of machining on the surface integrity and fatigue life,” *Int J Fatigue*, vol. 30, no. 10, pp. 2050–2055, 2008, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.01.005>.
- [253] V. Chomienne, C. Verdu, J. Rech, and F. Valiorgue, “Influence of Surface Integrity of 15-5PH on the Fatigue Life,” *Procedia Eng*, vol. 66, pp. 274–281, 2013, doi: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.12.082>.
- [254] H. Remes *et al.*, “Influence of surface integrity on the fatigue strength of high-strength steels,” *J Constr Steel Res*, vol. 89, pp. 21 – 29, 2013, doi: 10.1016/j.jcsr.2013.06.003.
- [255] M. Field and J. F. Kahles, “Review of surface integrity of machined components,” *Annals of the CIRP*, vol. 20, no. 2, pp. 153–163, 1971.
- [256] F. Sausto, P. E. Carrion, N. Shamsaei, and S. Beretta, “Fatigue failure mechanisms for AlSi10Mg manufactured by L-PBF under axial and torsional loads: The role of defects and residual stresses,” *Int J Fatigue*, vol. 162, p. 106903, 2022.
- [257] S. Romano, P. D. Nezhadfar, N. Shamsaei, M. Seifi, and S. Beretta, “High cycle fatigue behavior and life prediction for additively manufactured 17-4 PH stainless steel: Effect of sub-surface porosity and surface roughness,” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 106, p. 102477, 2020.
- [258] S. Beretta, M. Gargourimotlagh, S. Foletti, A. Du Plessis, and M. Riccio, “Fatigue strength assessment of ‘as built’ AlSi10Mg manufactured by SLM with different build orientations,” *Int J Fatigue*, vol. 139, p. 105737, 2020.
- [259] U. Krupp, “Basic Concepts of Metal Fatigue and Fracture in the Engineering Design Process,” in *Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys*, John Wiley & Sons, Ltd, 2007, pp. 3–37. doi: <https://doi.org/10.1002/9783527610686.ch2>.
- [260] N. Sanaei and A. Fatemi, “Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: A state-of-the-art review,” *Progress in Materials Science*, vol. 117. Elsevier Ltd, Apr. 01, 2021. doi: 10.1016/j.pmatsci.2020.100724.



- [261] N. Sanaei and A. Fatemi, "Defect-based multiaxial fatigue life prediction of L-PBF additive manufactured metals," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 44, no. 7, pp. 1897–1915, Jul. 2021, doi: 10.1111/ffe.13449.
- [262] S. Romano, A. Brückner-Foit, A. Brandão, J. Gumpinger, T. Ghidini, and S. Beretta, "Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength," *Eng Fract Mech*, vol. 187, pp. 165–189, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.11.002.
- [263] S. Beretta, A. Blarasint, M. Endoç, T. Giuntit, and Y. Murakami, "Defect tolerant design of automotive components," 1997.
- [264] X. Niu *et al.*, "Defect tolerant fatigue assessment of AM materials: Size effect and probabilistic prospects," *Int J Fatigue*, vol. 160, p. 106884, Jul. 2022, doi: 10.1016/J.IJFATIGUE.2022.106884.
- [265] J. Tenkamp, B. Blinn, T. Beck, and F. Walther, "Microstructure- and plasticity-based fatigue and defect tolerance assessment of age-hardenable Al-Si cast alloys in LCF and HCF regime," *Int J Fatigue*, vol. 166, p. 107240, Jan. 2023, doi: 10.1016/J.IJFATIGUE.2022.107240.
- [266] S. Romano *et al.*, "Probabilistic Framework for Defect Tolerant Fatigue Assessment of AM Parts Applied to a Space Component," *ASTM International*, 2019, [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/332371878>
- [267] X. Niu, S. P. Zhu, J. C. He, C. Luo, and Q. Wang, "Probabilistic and defect tolerant fatigue assessment of AM materials under size effect," *Eng Fract Mech*, vol. 277, p. 109000, Jan. 2023, doi: 10.1016/J.ENGFRACMECH.2022.109000.
- [268] Y. N. Hu *et al.*, "The effect of manufacturing defects on the fatigue life of selective laser melted Ti-6Al-4V structures," *Mater Des*, vol. 192, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.108708.
- [269] M. W. BROWN and K. J. MILLER, "INITIATION AND GROWTH OF CRACKS IN BIAXIAL FATIGUE," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 1, no. 2, pp. 231–246, 1979, doi: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1979.tb00380.x>.
- [270] M. W. BROWN and K. J. MILLER, "HIGH TEMPERATURE LOW CYCLE BIAXIAL FATIGUE OF TWO STEELS," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 1, no. 2, pp. 217–229, 1979, doi: 10.1111/j.1460-2695.1979.tb00379.x.
- [271] B. Ja and D. F. Socie, "Observations of cracking behavior in tension and torsion low cycle fatigue," *ASTM special technical publications*, pp. 899–921, 1988.
- [272] C. T. Hua and D. F. Socie, "FATIGUE DAMAGE IN 1045 STEEL UNDER VARIABLE AMPLITUDE BIAXIAL LOADING," 1985.
- [273] P. Livieri and R. Tovo, "Fatigue limit evaluation of notches, small cracks and defects: An engineering approach," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 27, no. 11, pp. 1037–1049, Nov. 2004, doi: 10.1111/j.1460-2695.2004.00816.x.
- [274] R. X. Xu, T. H. Topper, and J. C. Thompson, "MODE I STRESS INTENSITY FACTOR EQUATIONS FOR CRACKS AT NOTCHES AND CAVITIES," 1997.



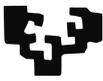
- [275] H. Nishitani, "Simple Procedure for Calculating K_I of Notch with a Crack of Arbitrary Size and Its Application to Non-propagating Fatigue Crack," in *Proc. Joint JSME-SESA Conf. on Experimental Mechanics, Part I, 1982, 1982*.
- [276] R. A. Smith and K. J. Miller, "Prediction of fatigue regimes in notched components," *Int J Mech Sci*, vol. 20, no. 4, pp. 201–206, Jan. 1978, doi: 10.1016/0020-7403(78)90082-6.
- [277] M. D. Chapetti, T. Kitano, T. Tagawa, and T. Miyata, "Fatigue limit of blunt-notched components," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 21, no. 12, pp. 1525–1536, 1998, doi: 10.1046/j.1460-2695.1998.00115.x.
- [278] M. Creager and P. C. Paris, "Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking," *International journal of fracture mechanics*, vol. 3, pp. 247–252, 1967.
- [279] G. R. Irwin, "Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate," 1957.
- [280] R. G. Forman and S. R. Mettu, "Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy," 1990.
- [281] J. A. Harter, "AFGROW Users Guide and Technical Manual Version 5.03. 05.24," *LexTech: Centerville, OH, USA, 2020*.
- [282] J. A. Harter, "Comparison of contemporary FCG life prediction tools," *Int J Fatigue*, vol. 21, pp. S181–S185, 1999.
- [283] J. Zhang and A. Fatemi, "Surface roughness effect on multiaxial fatigue behavior of additive manufactured metals and its modeling," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 103, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.tafmec.2019.102260.
- [284] N. Gates and A. Fatemi, "Fatigue crack growth behavior in the presence of notches and multiaxial nominal stress states," *Eng Fract Mech*, vol. 165, pp. 24–38, Oct. 2016, doi: 10.1016/j.engfracmech.2016.08.017.
- [285] M. Gladyski and A. Fatemi, "Load sequence effects on fatigue crack growth in notched tubular specimens subjected to axial and torsion loadings," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 69, pp. 63–70, Feb. 2014, doi: 10.1016/j.tafmec.2013.12.001.
- [286] R. Molaei *et al.*, "Fatigue of additive manufactured Ti-6Al-4V, Part II: The relationship between microstructure, material cyclic properties, and component performance," *Int J Fatigue*, vol. 132, p. 105363, Mar. 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105363.
- [287] R. Molaei and A. Fatemi, "Fatigue performance of additive manufactured metals under variable amplitude service loading conditions including multiaxial stresses and notch effects: Experiments and modelling," *Int J Fatigue*, vol. 145, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.106002.
- [288] R. Molaei, A. Fatemi, and N. Phan, "Notched fatigue of additive manufactured metals under axial and multiaxial loadings, part II: Data correlations and life estimations," *Int J Fatigue*, vol. 156, p. 106648, Mar. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106648.



- [289] N. Sanaei and A. Fatemi, "Analysis of the effect of internal defects on fatigue performance of additive manufactured metals," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 785, p. 139385, 2020.
- [290] N. Nudelis and P. Mayr, "A novel classification method for pores in laser powder bed fusion," *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 12, p. 1912, 2021.
- [291] K. Takahashi and Y. Murakami, "Quantitative evaluation of effect of surface roughness on fatigue strength," Jul. 1997.
- [292] M. Benedetti, V. Fontanari, M. Bandini, F. Zanini, and S. Carmignato, "Low- and high-cycle fatigue resistance of Ti-6Al-4V ELI additively manufactured via selective laser melting: Mean stress and defect sensitivity," *Int J Fatigue*, vol. 107, pp. 96–109, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.10.021.
- [293] S. Tamas-Williams, P. J. Withers, I. Todd, and P. B. Prangnell, "The influence of porosity on fatigue crack initiation in additively manufactured titanium components," *Sci Rep*, vol. 7, no. 1, p. 7308, 2017.
- [294] S. Tamas-Williams, P. J. Withers, I. Todd, and P. B. Prangnell, "The influence of porosity on fatigue crack initiation in additively manufactured titanium components," *Sci Rep*, vol. 7, no. 1, p. 7308, 2017.
- [295] R. Kuguel, "A relation between theoretical stress concentration factor and fatigue notch factor deduced from the concept of highly stressed volume," in *proc. ASTM*, 1961, pp. 732–748.
- [296] F. Morel and T. Palin-Luc, "A non-local theory applied to high cycle multiaxial fatigue," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 25, no. 7, pp. 649–665, 2002.
- [297] C. M. Sonsino and G. Fischer, "Local assessment concepts for the structural durability of complex loaded components," 2005.
- [298] M. Leitner, M. Vormwald, and H. Remes, "Statistical size effect on multiaxial fatigue strength of notched steel components," *Int J Fatigue*, vol. 104, pp. 322–333, 2017.
- [299] G. Härkegård and G. Halleraker, "Assessment of methods for prediction of notch and size effects at the fatigue limit based on test data by Böhm and Magin," *Int J Fatigue*, vol. 32, no. 10, pp. 1701–1709, 2010.
- [300] B. Van Hooreweder, D. Moens, R. Boonen, and P. Sas, "Fatigue strength analysis of notched aluminium specimens using the highly stressed volume method," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 35, no. 2, pp. 154–159, 2012.
- [301] S. Norberg and M. Olsson, "The effect of loaded volume and stress gradient on the fatigue limit," *Int J Fatigue*, vol. 29, no. 12, pp. 2259–2272, 2007.
- [302] Y. Ai, S.-P. Zhu, D. Liao, J. A. F. O. Correia, A. M. P. De Jesus, and B. Keshtegar, "Probabilistic modelling of notch fatigue and size effect of components using highly stressed volume approach," *Int J Fatigue*, vol. 127, pp. 110–119, 2019.
- [303] C.-K. Lin and W.-J. Lee, "Effects of highly stressed volume on fatigue strength of austempered ductile irons," *Int J Fatigue*, vol. 20, no. 4, pp. 301–307, 1998.



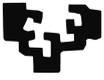
- [304] C. M. Sonsino, H. Kaufmann, and V. Grubišić, "Transferability of material data for the example of a randomly loaded forged truck stub axle," *SAE transactions*, pp. 649–670, 1997.
- [305] K. Lipp, J. Baumgartner, and P. Beiss, "Fatigue design of sintered steel components: effect of stress concentrations and mean stresses on local strength using highest stressed volume approach," *Powder metallurgy*, vol. 56, no. 5, pp. 337–341, 2013.
- [306] D. El Khoukhi, F. Morel, N. Saintier, D. Bellett, and P. Osmond, "The effect of microstructural heterogeneities on the High Cycle Fatigue scatter of cast aluminium alloys: from an elementary volume to the structure," in *MATEC web of conferences*, EDP Sciences, 2018, p. 14006.
- [307] D. El Khoukhi, F. Morel, N. Saintier, D. Bellett, P. Osmond, and V.-D. Le, "Probabilistic modeling of the size effect and scatter in High Cycle Fatigue using a Monte-Carlo approach: Role of the defect population in cast aluminum alloys," *Int J Fatigue*, vol. 147, p. 106177, 2021.
- [308] S. P. Zhu, Y. Ai, D. Liao, J. A. F. O. Correia, A. M. P. De Jesus, and Q. Wang, "Recent advances on size effect in metal fatigue under defects: a review," *Int J Fract*, vol. 234, no. 1–2, pp. 21–43, Apr. 2022, doi: 10.1007/s10704-021-00526-x.
- [309] C.-K. Lin and W.-J. Lee, "Effects of highly stressed volume on fatigue strength of austempered ductile irons," *Int J Fatigue*, vol. 20, no. 4, pp. 301–307, 1998, doi: [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(97\)00134-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(97)00134-5).
- [310] C. Sun and Q. Song, "A method for predicting the effects of specimen geometry and loading condition on fatigue strength," *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 10, p. 811, 2018.
- [311] M. Pedranz *et al.*, "A new energy based highly stressed volume concept to investigate the notch-pores interaction in thick-walled ductile cast iron subjected to uniaxial fatigue," *Int J Fatigue*, vol. 169, Apr. 2023, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107491.
- [312] S. Beretta, "More than 25 years of extreme value statistics for defects: Fundamentals, historical developments, recent applications," *Int J Fatigue*, vol. 151, p. 106407, 2021.
- [313] D. El Khoukhi *et al.*, "Experimental investigation of the size effect in high cycle fatigue: Role of the defect population in cast aluminium alloys," *Int J Fatigue*, vol. 129, p. 105222, 2019.
- [314] X. Zhu, J. Z. Yi, J. W. Jones, and J. E. Allison, "A probabilistic model of fatigue strength controlled by porosity population in a 319-type cast aluminum alloy: Part I. Model Development," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 1111–1122, 2007.
- [315] O. Hertel and M. Vormwald, "Statistical and geometrical size effects in notched members based on weakest-link and short-crack modelling," *Eng Fract Mech*, vol. 95, pp. 72–83, 2012.
- [316] C. Sun and Q. Song, "A method for predicting the effects of specimen geometry and loading condition on fatigue strength," *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 10, p. 811, 2018.



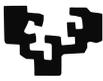
- [317] Y. Ai, S.-P. Zhu, D. Liao, J. A. F. O. Correia, A. M. P. De Jesus, and B. Keshtegar, "Probabilistic modelling of notch fatigue and size effect of components using highly stressed volume approach," *Int J Fatigue*, vol. 127, pp. 110–119, 2019.
- [318] L. Emanuelli *et al.*, "Effect of heat treatment temperature and turning residual stresses on the plain and notch fatigue strength of Ti-6Al-4V additively manufactured via laser powder bed fusion," *Int J Fatigue*, vol. 162, p. 107009, 2022.
- [319] J. C. He, S. P. Zhu, A. T. Taddesse, and X. Niu, "Evaluation of critical distance, highly stressed volume, and weakest-link methods in notch fatigue analysis," *Int J Fatigue*, vol. 162, Sep. 2022, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.106950.
- [320] M. Benedetti, C. Santus, S. Raghavendra, D. Lusuardi, F. Zanini, and S. Carmignato, "Multiaxial plain and notch fatigue strength of thick-walled ductile cast iron EN-GJS-600-3: Combining multiaxial fatigue criteria, theory of critical distances, and defect sensitivity," *Int J Fatigue*, vol. 156, p. 106703, 2022.
- [321] M. J. Roy, Y. Nadot, C. Nadot-Martin, P.-G. Bardin, and D. M. Maijer, "Multiaxial Kitagawa analysis of A356-T6," *Int J Fatigue*, vol. 33, no. 6, pp. 823–832, 2011.
- [322] G. Leopold and Y. Nadot, "Fatigue from an induced defect: experiments and application of different multiaxial fatigue approaches," *J ASTM Int*, vol. 7, no. 4, pp. 1–16, 2010.
- [323] M. Vincent, C. Nadot-Martin, Y. Nadot, and A. Dragon, "Fatigue from defect under multiaxial loading: Defect Stress Gradient (DSG) approach using ellipsoidal Equivalent Inclusion Method," *Int J Fatigue*, vol. 59, pp. 176–187, 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.08.027.
- [324] J. D. Eshelby, "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems," *Proc R Soc Lond A Math Phys Sci*, vol. 241, no. 1226, pp. 376–396, 1957.
- [325] J. Eshelby, "Elastic inclusions and inhomogeneities," *Progr. Solid Mech.*, vol. 2, p. 89, 1961.
- [326] B. Crossland, "Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel," in *Proc. Int. Conf. on Fatigue of Metals*, Institution of Mechanical Engineers London, 1956, p. 12.
- [327] J. D. Eshelby, "Progress in solid mechanics," *J Mech Phys Solids*, vol. 9, no. 1, p. 67, 1961.
- [328] J. D. Eshelby, "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems," *Proc R Soc Lond A Math Phys Sci*, vol. 241, no. 1226, pp. 376–396, 1957.
- [329] A. Rotella, Y. Nadot, R. Augustin, M. Piellard, and S. L'Heritier, "Defect size map for cast A357-T6 component under multiaxial fatigue loading using the Defect Stress Gradient (DSG) criterion," *Eng Fract Mech*, vol. 174, pp. 227–242, Apr. 2017, doi: 10.1016/j.engfracmech.2016.12.008.
- [330] Y. Murakami and S. Beretta, "Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength: Experiments, Models and Statistical Implications," *Extremes (Boston)*, vol. 2, no. 2, pp. 123–147, 1999, doi: 10.1023/A:1009976418553.



- [331] C. W. Anderson, G. Shi, H. V. Atkinson, C. M. Sellars, and J. R. Yates, "Interrelationship between statistical methods for estimating the size of the maximum inclusion in clean steels," *Acta Mater*, vol. 51, no. 8, pp. 2331–2343, May 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(03)00041-7.
- [332] D. W. Hetzner, *Developing ASTM E 2283: Standard Practice for Extreme Value Analysis of Nonmetallic Inclusions in Steel and Other Microstructural Features*. ASTM International, 2007.
- [333] J. L. Rudd and T. D. Gray, "Equivalent initial quality method," *Air Force Flight Dynamic Lab., AFFDL-TM-76-83, WPAFB*, 1976.
- [334] J. N. Yang and S. D. Manning, "Distribution of equivalent initial flaw size," in *Annual Reliability and Maintainability Symposium, San Francisco, Calif*, 1980, pp. 112–120.
- [335] U. Zerbst and M. Madia, "Fracture mechanics based assessment of the fatigue strength: Approach for the determination of the initial crack size," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 38, no. 9, pp. 1066–1075, Sep. 2015, doi: 10.1111/ffe.12288.
- [336] U. Zerbst, M. Madia, and M. Vormwald, "Applying fracture mechanics to fatigue strength determination – Some basic considerations," *Int J Fatigue*, vol. 126, pp. 188–201, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.05.009.
- [337] U. Zerbst *et al.*, *Fatigue and fracture of weldments*. Springer, 2019.
- [338] U. Zerbst, M. Madia, M. Vormwald, and H. T. Beier, "Fatigue strength and fracture mechanics—A general perspective," *Eng Fract Mech*, vol. 198, pp. 2–23, 2018.
- [339] O. P. Ostash and V. V. Panasyuk, "A UNIFIED MODEL OF INITIATION AND GROWTH OF FATIGUE MACROCRACKS. PART 3. STAGE OF GROWTH OF A MACROCRACK," 1999.
- [340] O. P. Ostash and V. V. Panasyuk, "Fatigue process zone at notches," 2001. [Online]. Available: www.elsevier.com/locate/ijfatigue
- [341] P. Kucharczyk, M. Madia, U. Zerbst, B. Schork, P. Gerwien, and S. Münstermann, "Fracture-mechanics based prediction of the fatigue strength of weldments. Material aspects," *Eng Fract Mech*, vol. 198, pp. 79–102, 2018.
- [342] R. A. Smith, "On the short crack limitations of fracture mechanics," *Int J Fract*, vol. 13, no. 5, pp. 717–720, 1977.
- [343] D. Taylor, "A mechanistic approach to critical-distance methods in notch fatigue," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 24, no. 4, pp. 215–224, 2001.
- [344] H. R. Zambrano and G. Härkegård, "Self-arresting cracks at notches in ductile cast iron," *Eng Fract Mech*, vol. 102, pp. 146–155, 2013.
- [345] H. R. Zambrano and G. Härkegård, "Self-arresting fatigue cracks at notches in nodular cast iron," in *Procedia Engineering*, Apr. 2010, pp. 1531–1537. doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.165.
- [346] S. USAMI* and S. Shida, "Elastic–plastic analysis of the fatigue limit for a material with small flaws," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 1, no. 4, pp. 471–481, 1979.



- [347] O. P. Ostash and V. V. Panasyuk, "A unified model of initiation and growth of fatigue macrocracks. part 3. stage of growth of a macrocrack," *Materials Science*, vol. 35, no. 3, pp. 299–309, 1999.
- [348] K. Walker, "The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum," 1970.
- [349] A. H. Noroozi, G. Glinka, and S. Lambert, "A two parameter driving force for fatigue crack growth analysis," *Int J Fatigue*, vol. 27, no. 10–12, pp. 1277–1296, 2005.
- [350] R. G. Forman, V. E. Kearney, and R. M. Engle, "Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures 1," 1967. [Online]. Available: <http://fluidsengineering.asmedigitalcollection.asme.org/>
- [351] A. J. McEvily and J. Groeger, "ON THE THRESHOLD FOR FATIGUE CRACK GROWTH," in *Advances in Research on the Strength and Fracture of Materials*, D. M. R. TAPLIN, Ed., Amsterdam: Pergamon, 1978, pp. 1293–1298. doi: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-022140-3.50087-2>.
- [352] J. C. Newman Jr, "Modeling of fatigue crack growth: numerical models," 2003.
- [353] M. Toyosada, K. Gotoh, and T. Niwa, "Fatigue crack propagation for a through thickness crack: a crack propagation law considering cyclic plasticity near the crack tip," *Int J Fatigue*, vol. 26, no. 9, pp. 983–992, 2004.
- [354] Y. Sumi, "Fatigue crack propagation in marine structures under seaway loading," *Int J Fatigue*, vol. 58, pp. 218–224, 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.03.002>.
- [355] D. Kujawski, "A new ($\Delta K + K_{max}$) 0.5 driving force parameter for crack growth in aluminum alloys," *Int J Fatigue*, vol. 23, no. 8, pp. 733–740, 2001.
- [356] D. Kujawski, "A damaging function ΔK_d for analyzing FCG and R-ratios in metallic materials," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 116, Dec. 2021, doi: [10.1016/j.tafmec.2021.103091](https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2021.103091).
- [357] M. R. Ayatollahi, N. Razavi, and M. Y. Yahya, "Mixed mode fatigue crack initiation and growth in a CT specimen repaired by stop hole technique," *Eng Fract Mech*, vol. 145, pp. 115–127, 2015, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.03.027>.
- [358] M. Benedetti and C. Santus, "Notch fatigue and crack growth resistance of Ti-6Al-4V ELI additively manufactured via selective laser melting: A critical distance approach to defect sensitivity," *Int J Fatigue*, vol. 121, pp. 281–292, Apr. 2019, doi: [10.1016/j.ijfatigue.2018.12.020](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.12.020).
- [359] M. Shamir, "Coventry University DOCTOR OF PHILOSOPHY Fatigue crack initiation and small crack propagation in additive manufactured Ti-6Al-4V."
- [360] A. Iliopoulos, R. Jones, J. Michopoulos, N. Phan, and R. K. Singh Raman, "Crack Growth in a Range of Additively Manufactured Aerospace Structural Materials," *Aerospace*, vol. 5, no. 4, Dec. 2018, doi: [10.3390/AEROSPACE5040118](https://doi.org/10.3390/AEROSPACE5040118).



- [361] R. Jones, J. G. Michopoulos, A. P. Iliopoulos, R. K. Singh Raman, N. Phan, and T. Nguyen, "Representing crack growth in additively manufactured Ti-6Al-4V," *Int J Fatigue*, vol. 116, pp. 610–622, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.07.019.
- [362] J. C. Newman, *A crack-closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading*, vol. 748. ASTM International, 1981.
- [363] J. C. Newman, *Prediction of fatigue crack growth under variable-amplitude and spectrum loading using a closure model*. ASTM International, 1982.
- [364] A. Ray and R. Patankar, "Fatigue crack growth under variable-amplitude loading: Part I – Model formulation in state-space setting," *Appl Math Model*, vol. 25, no. 11, pp. 979–994, 2001, doi: [https://doi.org/10.1016/S0307-904X\(01\)00026-9](https://doi.org/10.1016/S0307-904X(01)00026-9).
- [365] H. Gong, F.-P. Yang, and T. Chen, "An improved prediction model on fatigue crack growth rate under variable amplitude loads for metallic materials," *J Mater Eng Perform*, vol. 31, no. 6, pp. 4735–4745, 2022.
- [366] H. Gong, F.-P. Yang, and T. Chen, "Correction to: An Improved Prediction Model on Fatigue Crack Growth Rate under Variable Amplitude Loads for Metallic Materials," *J Mater Eng Perform*, vol. 32, no. 1, p. 450, 2023.
- [367] O. E. Wheeler, "Spectrum loading and crack growth," 1972.
- [368] J. Willenborg, "A crack growth retardation model using an effective stress intensity concept," *Technical Report*, 1971.
- [369] W. Tu, J. Yue, H. Xie, and W. Tang, "Fatigue crack propagation behavior of high-strength steel under variable amplitude loading," *Eng Fract Mech*, vol. 247, p. 107642, 2021.
- [370] X. Huang, M. Torgeir, and W. Cui, "An engineering model of fatigue crack growth under variable amplitude loading," *Int J Fatigue*, vol. 30, no. 1, pp. 2–10, 2008.
- [371] O. D. W. Fricke, A. Samanta, I. A. M. Horn, and N. R. Sielski, "Fatigue and fracture," in *Proceedings of the 20th International Ship and Offshore Structures Congress (ISSC 2018) Volume 3: Discussions*, IOS Press, 2020, p. 85.
- [372] M. S. Lee and M. H. Kim, "A new fatigue crack growth model considering underloads and overloads history together with stress ratio," *International Journal of Naval Architecture and Ocean Engineering*, vol. 14, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.ijnaoe.2022.100481.
- [373] A. K. Vasudevan, K. Sadananda, and R. L. Holtz, "Unified approach to fatigue damage evaluation," *NRL Review*, pp. 51–57, 2003.
- [374] R. M. J. Kemp, *Fatigue crack closure: A review*. Royal Aerospace Establishment Farnborough, 1990.
- [375] M. Skorupa, "Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading—a literature review. Part I: empirical trends," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 21, no. 8, pp. 987–1006, 1998.
- [376] M. Skorupa, "Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading—a literature review. Part II: qualitative interpretation," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 22, no. 10, pp. 905–926, 1999.



- [377] R. Pippan and A. Hohenwarter, "Fatigue crack closure: a review of the physical phenomena," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 40, no. 4, pp. 471–495, 2017.
- [378] J. A. O. González, J. T. P. de Castro, M. A. Meggiolaro, G. L. G. Gonzáles, and J. L. de F. Freire, "Challenging the ' ΔK_{eff} is the driving force for fatigue crack growth' hypothesis," *Int J Fatigue*, vol. 136, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105577.
- [379] J. T. P. de Castro, M. A. Meggiolaro, and A. C. de Oliveira Miranda, "Singular and non-singular approaches for predicting fatigue crack growth behavior," *Int J Fatigue*, vol. 27, no. 10–12, pp. 1366–1388, 2005.
- [380] D. L. Chen, B. Weiss, and R. Stickler, "The effective fatigue threshold: significance of the loading cycle below the crack opening load," *Int J Fatigue*, vol. 16, no. 7, pp. 485–491, 1994.
- [381] A. K. Vasudevan, K. Sadananda, and R. L. Holtz, "Analysis of vacuum fatigue crack growth results and its implications," *Int J Fatigue*, vol. 27, no. 10–12, pp. 1519–1529, 2005.
- [382] A. K. Vasudevan, K. Sadananda, and N. Louat, "Reconsideration of fatigue crack closure," *Scripta metallurgica et materialia*, vol. 27, no. 11, pp. 1673–1678, 1992.
- [383] A. K. Vasudevan, K. Sadananda, and N. Louat, "A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomena," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 188, no. 1–2, pp. 1–22, 1994.
- [384] K. Sadananda and A. K. Vasudevan, "Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue," *Int J Fatigue*, vol. 26, no. 1, pp. 39–47, 2004.
- [385] A. K. Vasudevan and D. Kujawski, "Analyses of KOP relationship to threshold K_{max} , t_h ," *Eng Fract Mech*, vol. 245, p. 107561, 2021.
- [386] J. C. Newman Jr, J. H. Crews Jr, C. A. Bigelow, and D. S. Dawicke, "Variations of a global constraint factor in cracked bodies under tension and bending loads," 1994.
- [387] S. E. Ferreira, J. T. P. de Castro, M. A. Meggiolaro, and A. C. de Oliveira Miranda, "Crack closure effects on fatigue damage ahead of crack tips," *Int J Fatigue*, vol. 125, pp. 187–198, 2019.
- [388] S. E. Ferreira, J. T. P. de Castro, and M. A. Meggiolaro, "Fatigue crack growth predictions based on damage accumulation ahead of the crack tip calculated by strip-yield procedures," *Int J Fatigue*, vol. 115, pp. 89–106, 2018.
- [389] S. E. Ferreira, J. T. P. de Castro, and M. A. Meggiolaro, "Using the strip-yield mechanics to model fatigue crack growth by damage accumulation ahead of the crack tip," *Int J Fatigue*, vol. 103, pp. 557–575, 2017.
- [390] D. Kujawski, " ΔK_{eff} parameter under re-examination," *Int J Fatigue*, vol. 25, no. 9–11, pp. 793–800, 2003.
- [391] N. Fleck, "Influence of stress state on crack growth retardation," *Basic Questions in Fatigue.*, vol. 1, pp. 157–183, 1984.
- [392] D. Kujawski, A. K. Vasudevan, R. E. Ricker, and K. Sadananda, "On 50 years of fatigue crack closure dispute," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 46, no. 8, pp. 2816–2829, 2023, doi: <https://doi.org/10.1111/ffe.14034>.



- [393] Y. Murakami and M. Endo, "Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks," *Eng Fract Mech*, vol. 17, no. 1, pp. 1–15, 1983.
- [394] S. Ishihara and A. J. McEvily, "Analysis of short fatigue crack growth in cast aluminum alloys," *Int J Fatigue*, vol. 24, no. 11, pp. 1169–1174, 2002.
- [395] A. J. McEvily, M. Endo, and Y. Murakami, "On the relationship and the short fatigue crack threshold," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 26, no. 3, pp. 269–278, 2003.
- [396] I. Milne, R. A. Ainsworth, A. R. Dowling, and A. T. Stewart, "Assessment of the integrity of structures containing defects," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 32, no. 1, pp. 3–104, 1988, doi: [https://doi.org/10.1016/0308-0161\(88\)90071-3](https://doi.org/10.1016/0308-0161(88)90071-3).
- [397] R. C. McClung, "Finite element analysis of specimen geometry effects on fatigue crack closure," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 17, no. 8, pp. 861–872, 1994.
- [398] U. Zerbst, R. A. Ainsworth, and M. Madia, "Reference load versus limit load in engineering flaw assessment: A proposal for a hybrid analysis option," *Eng Fract Mech*, vol. 91, pp. 62–72, 2012.
- [399] U. Zerbst, M. Schödel, S. Webster, and R. Ainsworth, *Fitness-for-service fracture assessment of structures containing cracks: a workbook based on the European SINTAP/FITNET procedure*. Academic Press, 2013.
- [400] B. S. Institution, *Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*. British Standard Institution London, UK, 1999.
- [401] U. Zerbst, A. Pompe, I. Scheider, R. A. Ainsworth, and W. Schönfeld, "Proposed extension of the SINTAP/FITNET thin wall option based on a simple method for reference load determination," *Eng Fract Mech*, vol. 76, no. 1, pp. 74–87, 2009.