

Universidad de Málaga

Tesis Doctoral

Análisis Comparativo de Modelos Strip-Yield en Crecimiento de Grietas por Fatiga Aleatoria

José Alberto Martín Romero

Directora de Tesis

Dra. Belén Moreno Morales

Málaga, 2015



UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

AUTOR: José Alberto Martín Romero

 <http://orcid.org/0000-0002-1394-2414>

EDITA: Publicaciones y Divulgación Científica. Universidad de Málaga



Esta obra está bajo una licencia de Creative Commons Reconocimiento-NoComercial-SinObraDerivada 4.0 Internacional:

<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode>

Cualquier parte de esta obra se puede reproducir sin autorización
pero con el reconocimiento y atribución de los autores.

No se puede hacer uso comercial de la obra y no se puede alterar, transformar o hacer
obras derivadas.

Esta Tesis Doctoral está depositada en el Repositorio Institucional de la Universidad de
Málaga (RIUMA): riuma.uma.es

Tesis Doctoral

Análisis Comparativo de Modelos Strip-Yield en Crecimiento de Grietas por Fatiga Aleatoria

ÁREA DE CIENCIA DE MATERIALES E INGENIERÍA METALÚRGICA

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA CIVIL, DE MATERIALES Y FABRICACIÓN

UNIVERSIDAD DE MÁLAGA

Para la obtención del Grado de Doctor

por la Universidad de Málaga

Málaga, 2015

UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA





UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

D^a Belén Moreno Morales, Profesora Titular de Universidad de la Universidad de Málaga, como Directora de la Tesis Doctoral

Análisis Comparativo de Modelos Strip-Yield en Crecimiento de Grietas por Fatiga Aleatoria

presentada por **D. José Alberto Martín Romero**

en la ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES de la UNIVERSIDAD DE MÁLAGA para la obtención del Grado de Doctor,

Hace constar que dicha tesis cumple las condiciones necesarias para su defensa ante el tribunal que designe la Comisión de Doctorado de la Universidad de Málaga.

En Málaga, a 16 de Noviembre de 2015

Fdo Dra Belén Moreno Morales

UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA





UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

A Carmen , Alberto y Consuelo.



UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

Agradecimientos

En mi primer lugar agradecer a mi directora Belén Moreno Morales que me brindara la oportunidad de realizar un trabajo sobre un tema que me había interesado hace años y el apoyo y la ayuda mostrados a lo largo de la realización de esta tesis. Es personal, no es trabajo.

A D. José Zapatero por enseñarme este campo de trabajo en unos años que siempre recordaré.

A mi familia, chica y grande, por el tiempo que les debo y que les pagaré con enorme placer.



UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

Índice

MOTIVACIÓN Y OBJETIVOS DE LA TESIS.....	i
Motivación	i
Descripción de Objetivos de esta Tesis.	iii
Descripción de contenidos de la tesis.	v
1. INTRODUCCIÓN	1
1.1. Revisión histórica.....	2
1.2. Métodos clásicos de diseño y filosofía actual.....	4
1.3. Conceptos básicos de la mecánica de fractura.....	8
1.3.1. El campo de tensiones en las proximidades del vértice de grieta. El factor de intensidad de tensiones K.	8
1.3.2. El tamaño de la zona plástica	12
1.4. Caracterización del crecimiento de grieta. Cargas cíclicas de amplitud constante.....	17
1.4.1. Perfil de crecimiento genérico.....	20
1.4.2. Perfil de crecimiento para aleaciones de aluminio Al 2024 T3 y T351.	22
1.5. Efectos de secuencia.....	26
1.6. Mecanismos asociados con el comportamiento transitorio.....	29
1.6.1. Cierre de grieta inducido por plasticidad.	29
1.6.2. Bifurcación y deflexión de la grieta.....	31
1.6.3. Cierre de grieta inducido por óxido.	32
1.6.4. Cierre de grieta inducido por rugosidad.	33
1.6.5. Condiciones tensión/deformación específicas delante del frente de grieta	34

1.7. Campos de estudio en fatiga mecánica (MODO - I) en materiales metálicos.....	34
1.7.1. Campo experimental y de diseño.....	35
1.7.2. Campo de estudio del proceso de crecimiento o del propio mecanismo de fatiga.	36
1.7.3. Métodos numéricos de cálculo / predicción.	37
2. MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA	45
2.1. Variable/fuerza directora del crecimiento. Formulación de velocidades de crecimiento.....	46
2.1.1. Condiciones tensión / deformación delante del frente de grieta como variable directora.	46
2.1.2. Cierre de Grieta Inducido por Plasticidad.....	47
2.1.3. Cierre de grieta inducido por rugosidad (RICC).	50
2.1.4. Variable directora sobre mecanismo mixto PICC-RICC. ...	60
2.1.5. Doble variable directora.....	61
2.1.6. Formulación de las velocidades de crecimiento.....	63
2.1.7. Modelos analíticos. Métodos de predicción de crecimiento bajo cargas de amplitud variable	66
2.1.8. Predicciones de modelos sin consideración del efecto de secuencia.....	69
2.1.9. Predicciones de modelos basados en la plastificación del frente de grieta.	70
2.1.10. Predicciones de modelos basados en el cierre de grieta ...	70
2.2. Comparación cualitativa de los modelos de predicción de crecimiento de grieta a fatiga.....	73
2.3. Strip yield model. Programa: fastran-II/98.....	75

3. ANÁLISIS COMPARATIVO DE LOS MODELOS STRIP-YIELD IMPLEMENTADOS EN NASGRO: PRESTACIONES.	89
3.1. Modelos Strip-Yield implementados en NASGRO.....	91
3.2. Ensayos y simulaciones realizados por Skorupa.	95
3.3. Ensayos y simulaciones realizados por Yamada / Ziegler.....	109
3.4. Ensayos y simulaciones realizados por Moreno.....	119
3.5. Valoración conjunta de ensayos y simulaciones. Conclusiones.	136
4. DIFERENCIAS CONCEPTUALES ENTRE MODELOS. ECUACIÓN DE CRECIMIENTO.....	141
4.1. Antecedentes propios y generales.	142
4.1.1. Antecedentes propios	143
4.1.2. Antecedentes generales.	147
4.2. Materiales, probetas y datos de crecimiento.	155
4.3. Variable directora del crecimiento.	161
4.4. Ecuación de crecimiento.	162
4.5. Puntos Singulares de Crecimiento. Procedimiento de identificación.....	166
4.6. Determinación de las pendientes. Coeficientes C1.	171
4.7. Puntos singulares ligados a Paris-1 y Paris-2. Transición.	178
4.7.1. Inicio de PARIS-1	180
4.7.2. Inicio de Transición.....	182
4.7.3. Inicio de Paris-2	185
4.8. Puntos Singulares en Zona Próxima a Umbral.....	187
4.8.1. Determinación de la posición del Punto de Inflexión en zona de umbrales.....	190

4.9.	Determinación del efecto Kc.	193
4.10.	Modificaciones realizadas sobre el programa FASTRAN-II. 199	
4.11.	Generación de registros A.C. y simulaciones.	200
5.	CONCLUSIONES GENERALES Y DESARROLLO FUTURO.....	205
1.8.	Introducción	205
1.9.	Conclusiones generales.....	206
1.10.	Desarrollo futuro.....	211

Índice de figuras

Fig. 1. 1.	Variación de la amplitud de tensiones cíclicas frente al número de ciclos hasta rotura obtenidos con cargas de amplitud constante.	7
Fig. 1. 2.	Modos de apertura de grieta: a) modo I, b) modo II y c) modo III.	9
Fig. 1. 3.	Tensiones locales en el entorno de la grieta	10
Fig. 1. 4.	Geometría de las probetas: a) CT, b) M(T) o CCT y c) SSCH.	11
Fig. 1. 5.	Plastificación en el frente de grieta	13
Fig. 1. 6.	Radio plástico considerando la redistribución de tensiones.	14
Fig. 1. 7.	Forma de la zona plástica	15
Fig. 1. 8.	Variación del tamaño y forma de la zona plástica con el espesor.	16
Fig. 1. 9.	Tamaño de la zona plástica cíclica frente a la monótona	17
Fig. 1. 10.	Evolución de la longitud de grieta frente al número de ciclos	18
Fig. 1. 11.	Ritmo de crecimiento de grieta frente a ΔK	21
Fig. 1. 12.	Senda de velocidades de crecimiento de aleación de aluminio sobre la totalidad de la vida. (Registro artificialmente elaborado con fines descriptivos).	23
Fig. 1. 13.	Aspecto de la superficie fractura en las distintas etapas de crecimiento. [55].	25
Fig. 1. 14.	Retardo en el crecimiento de grieta producido tras la sobrecarga.	27
Fig. 1. 15.	Evolución de la velocidad de crecimiento de la grieta tras la sobrecarga.	27
Fig. 1. 16.	Evolución de la velocidad de crecimiento de la grieta a) para cargas de amplitud constante, b) tras una sobrecarga, c) sobrecarga seguida de un ciclo de menor K_{min} y d) tras la aplicación de un ciclo de menor K_{min} .	28
Fig. 1. 17.	Esquema de la zona plástica creada por la sobrecarga	30
Fig. 1. 18.	Cierre de grieta inducido por óxido.	32
Fig. 1. 19.	Cierre de grieta inducido por rugosidad.	33
Fig. 2.1.	Cierre de grieta inducido por plasticidad (PICC).	48
Fig. 2.2.	Evolución de los niveles de apertura frente al mecanizado superficial.	50
Fig. 2.3.	Comparación de ΔK , ΔK_{ef} , y $\Delta K_{ef-modificada}$ por efecto "crack tip shielding" según Chen.	53
Fig. 2.4.	Modelo de contacto por rugosidad con vértice de grieta abierto	55
Fig. 2.5.	K_{max} cuando se produce la apertura en el camino de grieta capaz de salvar la cuña que supone la rugosidad.	55

Fig. 2.6.	Condiciones en las que se determina el K asociado a S_{min} en el vértice y que sirve de referencia para establecer el valor efectivo.	56
Fig. 2.7.	Acotación de la variable directora de Donald mediante los métodos $2/\pi$ y $2/\pi_0$.	58
Fig. 2.8.	Ensayo de Telesman de mecanización del recorrido de la grieta y sus efectos sobre los niveles de apertura.	59
Fig. 2.11.	Problemas elásticos resueltos en el modelo de Dugdale.	76
Fig. 2.13.	Discretización de la zona plástica en el frente de la grieta.	77
Fig. 2.14.	Discretización de estela plástica, y zona plástica de frente de grieta en elementos-barra. Comportamiento ante $S_{máx}$ y $S_{mín}$.	78
Fig. 2.15.	Secuencia de cargas en el cálculo de S_{op} entre una actualización y otra.	80
Fig. 2.16.	Diagrama de flujo para el cálculo y actualización de las tensiones de cierre.	82
Fig. 3. 1.	Modos de crecimiento.	93
Fig. 3. 2.	Zona de transición y variación del factor de constricción	94
Fig. 3. 3.	Variación del factor de constricción en el modelo VCL.	95
Fig. 3. 4.	Perfil de los ensayos de amplitud constante y variable simulados por Skorupa.[10].	96
Fig. 3. 5.	Ajuste de datos de crecimiento mediante la ecuación de Nasgro. Skorupa.	97
Fig. 3. 6.	a)Valores efectivos de crecimiento obtenidos desde la expresión de Newman con $\alpha=2$ para el aluminio D16. Skorupa..	98
Fig. 3. 7.	a) Ecuación por tramos lineales introducido para el aluminio D16, b) Inestabilidades en la simulación de A.C. con modelo CCL y c) Simulación de A.C. con modelo VCL. Skorupa..	99
Fig. 3. 8.	a)Valores efectivos de crecimiento obtenidos desde la expresión de Newman con $\alpha=2$ para Al 2024-T3 (espesor 2 mm), y b) Simulaciones de A.C. con datos de crecimiento desde tabla.. Skorupa..	100
Fig. 3. 9.	Simulaciones para la selección de α en el modelo VCL para C.A. y $R = - 0.67$ en AL 2024-T3: a) Comparación de estimaciones de vida con las de ensayo, y b) Estimaciones de velocidades de crecimiento en función de α . Skorupa.	101
Fig. 3. 10.	Predicciones de vida con Nasgro / Vida de ensayos a A.C. en aleación D16, con los modelos CCL y VCL. Velocidades definidas mediante ecuación. Skorupa.	102

Fig. 3. 11.	<i>Comparación entre resultados de ensayos a A.C.y predicciones para D16 con velocidad de crecimiento definida mediante ecuación: a) velocidades de crecimiento, y b) curvas a / N. Skorupa..</i>	102
Fig. 3. 12.	<i>Comparación entre curvas a / N de ensayos y de simulaciones con modelos CCL y VCL para los tres tipos de test de amplitud variable en D16. Velocidades de crecimiento definidas mediante ecuación. Skorupa.</i>	103
Fig. 3. 13.	<i>Comparación entre velocidades de crecimiento promediadas ensayadas y predichas bajo secuencia de cargas de miniFALSTAFF para aleación D 16 con definición de velocidades por ecuación. Skorupa.[10].</i>	103
Fig. 3. 14.	<i>Estimaciones de vida con Nasgro / Vida registrada ante secuencia miniFALSTAFF en aleación D16, modelos CCL y VCL. Velocidades definidas mediante ecuación. Skorupa</i>	104
Fig. 3. 15.	<i>Estimaciones de vida con Nasgro / Vida de ensayos a A.C. en aleación D16, modelos CCL y VCL. Velocidades definidas desde tabla. Skorupa [10].</i>	104
Fig. 3. 16.	<i>Estimaciones de vida con Nasgro / Vida de ensayos a A.C. en aleación 2024-T3, con los modelos CCL y VCL. Velocidades definidas mediante tabla. Skorupa .</i>	105
Fig. 3. 17.	<i>Comparación frente a ensayos de A.V. tipo II de simulaciones con modelo VCL, tanto en vida final como en velocidades de crecimiento. Datos de velocidad aportados por tabla. AL 2024-T3. Skorupa</i>	106
Fig. 3. 18.	<i>Comparación frente a ensayos de A.V. tipo II de simulaciones con modelo VCL, tanto en vida final como en velocidades de crecimiento. Datos de velocidad aportados por tabla. AL 2024-T3. Skorupa</i>	107
Fig. 3. 19.	<i>Extracción de probeta C(T) desde probeta M(T) de aleación D16. Detalle de la entalla practicada sobre probeta M(T) en los ensayos originales. Ziegler [12]..</i>	110
Fig. 3. 20.	<i>Datos de crecimiento a A.C. para probetas C(T) y M(T) de aleación D16. Ziegler [12].</i>	111
Fig. 3. 21.	<i>Procedimiento para establecer el valor del factor de constricción preliminar. Probetas C(T) y M(T) de aleación D16. Ziegler</i>	112
Fig. 3. 22.	<i>Datos de crecimiento a A.C. en valores efectivos para probetas C(T) y M(T) de aleación D16. Ziegler .</i>	113
Fig. 3. 23.	<i>Pruebas de sensibilidad a sobrecargas en probetas C(T) y M(T) para la determinación del factor de constricción. Aleación D16. Ziegler</i>	114

Fig. 3. 24.	Correcciones al factor de constricción de compresión “B” en el transitorio hasta la estabilización del crecimiento de grietas que emanan de entalla visible. Ziegler .	115
Fig. 3. 25.	Comparación predicciones / ensayos de vidas a-N en probeta C(T) - D16: a) Cargas A.C., y b) Registro aleatorio miniFALSTAF+. Ziegler .	116
Fig. 3. 26.	Comparación predicciones / ensayos de vidas a-N en probeta C(T) - D16: a) Cargas A.C., y b) Cargas A.V. Yamada	117
Fig. 3. 27.	Comparación predicciones / ensayos con registro miniFALSTAFF. Vidas a-N en probeta C(T) - D16: a) Modelo original, y b) Modelo modificado. Yamada	118
Fig. 3. 28.	(a) Forma de las funciones de densidad espectral; (b) Secuencia de picos y valles del proceso AH; (c) Secuencia de picos y valles del proceso AL	120
Fig. 3. 29.	Velocidades de crecimiento de los ensayos de amplitud constante	122
Fig. 3. 30.	(a) velocidades de crecimiento frente al factor de intensidad de tensiones, (b) velocidades de crecimiento frente al factor de intensidad de tensiones efectivo	125
Fig. 3. 31.	Relación entre la vida estimada y la experimental	127
Fig. 3. 32.	Curvas a-N obtenidas experimentalmente y por simulación para diferentes historias de carga en los procesos de alto nivel de carga.	128
Fig. 3. 33.	(a) Evolución de la velocidad de crecimiento en ensayo para dos historias de carga del proceso CH; (b) Detalle de las curvas $da/dN-\Delta K_{eff}$	129
Fig. 3. 34.	Curvas a-N obtenidas experimentalmente y por simulación para diferentes historias de carga en los procesos de bajo nivel de carga.	130
Fig. 3. 35.	Relación entre desviación estándar de vida estimada y experimental	131
Fig. 3. 36.	Vidas normalizadas	134
Fig. 3. 37.	Evolución de las velocidades de crecimiento obtenidas experimentalmente y por simulación en NASGRO para la historia de carga CH25-11.	135
Fig. 3. 38.	Comparación de efectos en la curva a – N de ensayo y simulación de los efectos de una sobrecarga para $\alpha = 2.85$. Skorupa [11].	137
Fig. 3. 39.	Comparación de la evolución de ΔK normalizado con α para modelos CCL y VCL, y la ecuación de Newman. Skorupa [11].	138
Fig. 4. 1.	Desplazamiento en ΔK_{eff} propuesto por Moreno para considerando mecanismos de cierre alternativos al PICC desde FASTRAN.	144
Fig. 4. 2.	Registros para R 0.1 y 0.5 en probetas CT, espesores 4 y 12 mm. y Al 2024-T351. Zonas de inicio y fin de transición en T4R0.1.	145

Fig. 4. 3.	Posibles evoluciones en el mecanismo de crecimiento partiendo de crecimiento plano: crecimiento con simple o doble labio de cortadura [23] .	145
Fig. 4. 4.	Curva de crecimiento de grieta a fatiga bajo A.C. de Al 2024-T351 [7].	148
Fig. 4. 5.	Registros para R 0.1 y 0.5 en probetas CT, espesores 4 y 12 mm y Al 2024-T351. Zonas de inicio y fin de transición compartidas para T4.	149
Fig. 4. 6.	ΔK frente a da/dN para CT y CCT en Al D16Cz [24] .	152
Fig. 4. 7.	ΔK_{eff} para Al 7075-T351 [18]	153
Fig. 4. 8.	ΔK_{eff} para Al 2024-T351 con espesores de 3, 6 y 14 mm. [20] .	154
Fig. 4. 9.	Uso de datos de crecimiento del Al 2024-T3 para completar la curva de crecimiento del Al D16 [25] .	154
Fig. 4. 10.	Datos de partida de registros Al 2024-T351	159
Fig. 4. 11.	Datos de partida de registros Al 2024-T3	159
Fig. 4. 12.	Curva de crecimiento genérica para Al 2024-T351.	162
Fig. 4. 13.	Ajuste de curva de crecimiento con factor de restricción constante, no considerando transición de estados [27] .	163
Fig. 4. 14.	Composición de la curva de crecimiento en valores efectivos.	166
Fig. 4. 15.	Ficha del registro 9.5mm R=0.1, CT Al 2024-T351	168
Fig. 4. 16.	Ficha del registro 4.57mm R=0.1, MT Al 2024-T351	169
Fig. 4. 17.	Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. $n=3.05$. 2024-T351	174
Fig. 4. 18.	Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. $n=3.05$. (incluyendo corrección - método $2/\pi$). 2024-T351.	174
Fig. 4. 19.	Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. ($n=3.05$). 2024-T3	175
Fig. 4. 20.	Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. ($n=3.05$). (incluyendo corrección - método $2/\pi$. 2024-T3	175
Fig. 4. 21.	Posiciones Finales de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (incluyendo corrección - método $2/\pi$). CT 2024-T351 ($n=2.906$)	177
Fig. 4. 22.	Posiciones Finales de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (incluyendo corrección - método $2/\pi$). CCT 2024-T351 ($n=2.906$)	177
Fig. 4. 23.	Posiciones Finales de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (incluyendo corrección - método $2/\pi$). CCT 2024-T3 ($n=2.906$)	178
Fig. 4. 24.	Diversas geometrías de probeta y ambos Aluminios con R=0.1	179
Fig. 4. 25.	Diversas geometrías de probeta y ambos Aluminios con R=0.5	180

Fig. 4. 26.	<i>Relación da/dN –Espesor para el inicio de Paris-1</i>	181
Fig. 4. 27.	<i>Relación $K_{M\acute{a}x}$ –Espesor para el inicio de Paris-1</i>	181
Fig. 4. 28.	<i>Relación(da/dN)/(1-R)–Espesor para el inicio de Transición.</i>	182
Fig. 4. 29.	<i>Relación $K_{m\acute{a}x}$ - Espesor para el inicio de Transición.</i>	183
Fig. 4. 30.	<i>Relación da/dN – Radio Plástico para el inicio de Transición</i>	183
Fig. 4. 31.	<i>Relación Radio Plástico – Espesor para el Inicio de Transición</i>	183
Fig. 4. 32.	<i>Relación da/dN – Log(Radio Plástico)/Log(Espesor) para Inicio de Transición.</i>	183
Fig. 4. 33.	<i>Relación da/dN – Espesor para Inicio de Transición</i>	184
Fig. 4. 34.	<i>Relación $K_{m\acute{a}x}$- Espesor para Inicio de Paris-2</i>	186
Fig. 4. 35.	<i>Relación da/dN- Espesor para Inicio de Paris-2</i>	187
Fig. 4. 36.	<i>Efectivos según deformación plana. 2024-T351. $C(T)$.</i>	188
Fig. 4. 37.	<i>Efectivos según deformación plana. 2024-T351. $M(T)$.</i>	189
Fig. 4. 38.	<i>Efectivos según deformación plana. 2024-T3. $M(T)$.</i>	189
Fig. 4. 39.	<i>Ficha de registro 6.35 R0.4 CT 2024-T351.</i>	190
Fig. 4. 40.	<i>Relación $K_{m\acute{a}x}$ -- Espesor para P.I.</i>	191
Fig. 4. 41.	<i>Relación da/dN- Espesor para P.I.</i>	191
Fig. 4. 42.	<i>Relación da/dN- R para P.I.</i>	192
Fig. 4. 43.	<i>Relación Pendiente P.I. - R</i>	192
Fig. 4. 44.	<i>Relación K_{max}-R para P.I.</i>	193
Fig. 4. 45.	<i>Inicio de efectos de K_c en función del espesor.</i>	194
Fig. 4. 46.	<i>Evolución FCK según espesores y Parámetros de FKC 2024-T351 $C(T)$</i>	196
Fig. 4. 47.	<i>Velocidades de crecimiento efectivas – desafectadas FKC. 2024-T351 $C(T)$</i>	197
Fig. 4. 48.	<i>Evolución FCK según espesores y Parámetros de FKC 2024-T351 $M(T)$</i>	197
Fig. 4. 49.	<i>Veloc. de crecimiento efectivas –desafectadas FKC.2024-T351.$M(T)$</i>	198
Fig. 4. 50.	<i>Evolución FCK según espesores y Parámetros de FKC 2024-T3 $M(T)$</i>	198
Fig. 4. 51.	<i>Veloc. de crecimiento efectivas – desafectadas FKC.2024-T3 $M(T)$</i>	199
Fig. 5. 1.	<i>Desarrollo de simple o dobles labios de cortantes (shear-mode) desde crecimiento plano (tensile-mode) en la transición de tensión a deformación plana[5]</i>	206
Fig. 5. 2.	<i>Capacidad de predicción a amplitud constante por parte de los modelos CCL y VCL. Skorupa [1].</i>	208
Fig. 5. 3.	<i>Valores efectivos-normalizados de K en función de R para los modelos CCL y VCL . Skorupa [1].</i>	210

Fig. 5. 4. Valores efectivos-normalizados de K en función de R obtenido desde simulaciones FASTRAN para condiciones similares a las ensayadas por Skorupa. En negro los valores de FASTRAN, en rojo los transformados mediante el método $2/\pi$ _ 210

Índice de tablas

Tabla 2. 1.	Comparativa de modelos de predicción de crecimiento de grieta a fatiga	74
Tabla 3. 1.	Parámetros que definen la forma de $S(\sigma)$	120
Tabla 3. 2.	Parámetros estadísticos de la vida a fatiga en cada serie de ensayos.	121
Tabla 3. 3.	Parámetros de la ecuación NASGRO	123
Tabla 3. 4.	Ley de crecimiento $da/dN - \Delta K_{ef}$ propuesta	125
Tabla 3. 5.	Parámetros estadísticos de los resultados experimentales y simulados	132
Tabla 3. 6.	Varianzas de $\log N_c$, $\log N_s$ y $\log N_{cs}$	133
Tabla 3. 7.	Varianzas de $\log N_s$ obtenidas de los resultados simulados	134
Tabla 4. 1.	Nomenclatura empleada para designar los registros.	158
Tabla 4. 2.	Características básicas del conjunto de probetas tratadas.	160
Tabla 4. 3.	Sector de la tabla general de registros correspondiente a CT T351.	167
Tabla 4. 4.	Sector del cuadro de pendientes de probetas CT, Al 2024-T351.	172
Tabla 4. 5.	Valores del coeficiente “C1” para materiales y probetas.	178
Tabla 4. 6.	Valores de K de inicio de efectos de K_c (MPa(mm) ^{1/2}).	194
Tabla 4. 7.	Parámetros de FKC para 2024-T351 C(T)	196
Tabla 4. 8.	Parámetros de FKC para 2024-T3 M(T)	198



UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

MOTIVACIÓN Y OBJETIVOS DE LA TESIS

Motivación

La aplicación de acciones variables sobre elementos de sistemas mecánicos o estructurales puede dar lugar a la aparición de pequeñas grietas en el material, que muy frecuentemente progresan en su crecimiento a través de una, cada vez menor, sección resistente del elemento. El final de este proceso, denominado “fatiga de los materiales”, resulta evidente, la rotura del elemento, lo que no son tan claros son los motivos de la aparición de esas grietas, las circunstancias en las que progresan o no la microgrietas creadas, los distintos mecanismos de crecimiento que puedan presentarse a lo largo del proceso de crecimiento, etc.

Son muchos los factores que contribuyen a que las dudas que rodean a la fatiga persistan; los efectos de una inevitable heterogeneidad del material en las primeras etapas de nacimiento y formación de las microgrietas, la acentuada sensibilidad del fenómeno a la elaboración, tratamientos y mecanizados del material, las características del régimen de cargas, la geometría del elemento, la temperatura, la humedad, etc.

Igualmente son elevadísimos los costes que conlleva para la sociedad el fenómeno de fatiga, no ya por los daños de las roturas provocadas, sino por el sobredimensionado sistemático al que obligan en el diseño de elementos. Esto es lo que justifica los esfuerzos que vienen realizándose por avanzar en el conocimiento de los fundamentos y modelos explicativos de la fatiga, en la elaboración de programas y modelos de crecimiento que permitan estimar la evolución de las grietas en crecimiento, y en la caracterización del comportamiento de grieta.

De los numerosos modelos numéricos desarrollados, debe ser destacado el “Strip Yield Model” de Newman [2] presentado en 1981 e implementado en el programa FASTRAN-II [3] que establece los fundamentos y algoritmos de cálculo de algunos de los modelos más extendidos en uso en la actualidad: los modelos de crecimiento del programa NASGRO [4] y las actualizaciones del FASTRAN-II.

El programa NASGRO es desarrollado en 1986 en la NASA convirtiéndose en la década de los 90 en un esfuerzo conjunto de las agencias espaciales NASA y ESA. En 1998 se comercializa sin restricciones, incorporando dos modelos alternativos de crecimiento de grieta evolucionados desde el FASTRAN y que, aun manteniendo un núcleo común, se diferencian entre sí tanto en conceptos como en procedimientos, pudiendo dar lugar a sensibles variaciones en las predicciones. Cada modelo es predominantemente el empleado por una agencia espacial y sus contratistas en las sucesivas versiones hasta el actual NASGRO 7.

Desde que fuera tomado como referencia básica para los modelos del programa NASGRO Newman ha incorporado ligeras actualizaciones al FASTRAN-II, siendo igualmente publicadas varias modificaciones de otros autores.

Son muy numerosas las referencias sobre la aplicación y evaluación de estos modelos Strip Yield al haber sido las últimas dos décadas los más extensamente aplicados, algunas críticas, pero la mayor parte de ellas positivas; consistiendo en la aplicación de alguna de las opciones de simulación a una geometría y espesor concretos y bajo un determinado régimen de cargas.

En 2007, Skorupa [64] lleva a cabo una evaluación de las utilidades que incluye el programa Nasgro, probando las distintas opciones que ofrece en la definición de los datos de entrada, con y sin uso de las bases de datos de materiales que incorpora, y muy completa en la simulación, sobre ambos modelos decrecimiento, de regímenes de cargas a amplitud constante (A.C.) y a amplitud variable (A.V.), pero limitada en la simulación de regímenes aleatorios. En sus conclusiones es muy crítica en la valoración global que hace sobre la fiabilidad en las predicciones del programa Nasgro, especialmente con la capacidad de los modelos para reproducir los efectos de sobrecargas y con la ambigüedad en la definición del procedimiento para seleccionar los valores de los parámetros que quedando a elección del usuario, condicionan en gran medida los resultados.

La respuesta al estudio de Skorupa la aportan Yamada [6] y Ziegler [7] desde el programa FASTRAN-II, al que se le podrían aplicar íntegramente las carencias expuestas por Skorupa al Nasgro. Yamada y Ziegler exponen argumentos que ponen en valor las capacidades de predicción del conjunto de modelos Strip Yield, aunque no simulan una de las dos probetas empleadas por Skorupa de muy

bajo espesor y comportamiento en crecimiento de difícil caracterización mediante el programa FASTRAN. También trazan un procedimiento para seleccionar los valores de los parámetros a elección del usuario, pero siguen dejando una parte relevante de las decisiones externas al programa sin referencias.

En este contexto, puede resultar de interés la realización de un análisis conjunto de los trabajos de Skorupa y Yamada-Ziegler, completando la comparativa en prestaciones del trabajo original bajo régimen de cargas aleatorio. Quedan pendientes los estudios en los que apreciar en qué medida pueden ser más acertados los distintos criterios seguidos por ambos modelos.

Los esfuerzos llevados a cabo en la caracterización del comportamiento de grieta han proporcionado una extensa base de datos correspondientes a ensayos de fatiga en distintos materiales, pero dada la sensibilidad del fenómeno a tan elevado número de factores, el número de registros de que se dispone sobre unas condiciones de ensayo concretas puede resultar insuficiente para la caracterización del material. La variabilidad que muestra en su comportamiento la grietas de fatiga hace aún más preciso un elevado número de ensayos para este propósito.

En los últimos años, similitudes en el comportamiento de distintas geometrías de un mismo material han llevado a, puntualmente, emplear datos de distinto origen para completar la información de comportamiento referente a una geometría. En este sentido, las experiencias o análisis que muestren la posibilidad de cruzar datos correspondientes a distintos materiales, espesores y probetas sería de interés por el efecto multiplicador que tendría sobre la base de datos del comportamiento de materiales a fatiga.

Descripción de Objetivos de esta Tesis.

Bajo el título “Análisis comparativo de modelos Strip Yield en crecimiento de grietas por fatiga aleatoria” la presente tesis tiene sus objetivos definidos en dos bloques complementarios:

- Evaluación de la aplicabilidad de los modelos Strip Yield a aleaciones de Aluminio 2024-T3 y T351 y comparativa de prestaciones en

capacidad predictiva de crecimiento de grietas por fatiga de los modelos CCL y VCL incluidos en el programa NASGRO ante regímenes de cargas de amplitud constante, variable y aleatoria.

- Estudio de los conceptos básicos en los que existen diferencias entre ambos modelos y que los caracterizan.

Para dar cumplimiento al primer bloque se analizarán los trabajos de Skorupa y Yamada - Ziegler sobre las prestaciones y limitaciones de los modelos Strip Yield incorporados en el programa NASGRO y el FASTRAN-II.

Con el fin de completar el exhaustivo estudio de Skorupa en la comparativa de prestaciones entre los modelos de crecimiento del programa NASGRO en amplitud constante y variable, será significativamente ampliada la correspondiente a regímenes de carga aleatoria mediante la simulación de un conjunto de cuatro registros aleatorios seleccionados con muy diferentes funciones densidad espectral y ensayados por Moreno [44] a dos niveles de tensión.

Respecto al bloque de objetivos definidos sobre el estudio de los conceptos básicos diferenciados de los modelos CCL y VCL, serán dos los objetivos definidos:

- Desde el análisis conjunto de datos de amplitud constante de aluminios 2024-T3 y T351 evaluar la diferente elección que hacen los modelos de la variable que determina las condiciones de inicio y fin del proceso de transición desde deformación a tensión plana en el frente de grieta.
- Partiendo de los registros a amplitud constante y empleando el programa Fastran-II aportar experiencias desde las que valorar la elección que hacen los modelos de Nasgro en cuanto a los valores de los factores de constricción.

Ambos objetivos van a requerir de la elaboración de herramientas de trabajo para el procesado e interpretación de los registros de amplitud constante disponibles. Para el primero será preciso establecer un conjunto de puntos singulares a lo largo de la vida competa a fatiga de las probetas para identificar sobre qué transiciones o zonas de ese crecimiento es posible emplear valores o referencias de datos correspondientes a distintos materiales y probetas.

Verificar la viabilidad del uso de datos procedentes de distintas probetas, espesores y materiales para la determinación de las velocidades de crecimiento de grieta en unas condiciones de ensayo concretas es un objetivo adicional de esta tesis.

Para el segundo objetivo indicado, partiendo de los cuadros de puntos singulares obtenidos para cada material, probeta y espesor en el apartado anterior, la herramienta a desarrollar será una expresión del crecimiento a amplitud constante que contemple el espesor de la probeta para estas aleaciones. La comprobación de la validez de las expresiones propuestas se realizará en simulaciones con una adaptación del programa Fastran-II y sobre un amplio conjunto de registros de amplitud constante. Del contraste de las tensiones de apertura que procesan los modelos de Nasgro y las del programa Fastran adaptado al efecto se extraerán conclusiones referentes a los factores de constricción considerados por cada modelo, al ser estos los que provocan las diferencias en los niveles de apertura.

La obtención de ecuaciones de crecimiento que contemplen el espesor de probeta para los materiales y geometrías disponibles, y aplicable a modelos de crecimiento distintos al S.Y.M. de Newman es igualmente planteada como objetivo de esta tesis.

Descripción de contenidos de la tesis.

Los contenidos de esta tesis son presentados sobre cinco capítulos; estos son:

Capítulo 1: “*Introducción*”. Sus contenidos parten de la definición de fatiga y la revisión histórica, se introduce la mecánica de fractura y la caracterización del

crecimiento de grieta así como los efectos de secuencia ante cargas variables. Finalmente se expone el estado del arte en la forma de los campos de estudio.

Capítulo 2: “*Modelos de crecimiento de grieta*”. Se expone el concepto de variable directora del crecimiento en función del mecanismo de cierre de grieta que considere, haciéndose una revisión sobre los métodos de predicción de crecimiento de grietas bajo cargas de amplitud variable. Cierra el capítulo la exposición del Strip Yield Model de Newman.

Capítulo 3: “*Análisis comparativo de los modelos S.Y. incorporados en Nasgro: Prestaciones*”. Se describen los modelos CCL y VCL y se aporta sinopsis del estudio de Skorupa y la réplica de Yamada, analizándose ambas aportaciones. Los ensayos y simulaciones realizados en la UMA para completar la comparación de las prestaciones de ambos modelos son descritos, y discutidos los resultados obtenidos. Termina este capítulo con conclusiones referentes a las capacidades predictivas de los modelos Strip Yield incluidos en Nasgro.

Capítulo 4: “*Diferencias conceptuales entre modelos. Ecuación de crecimiento*”. En este capítulo se estudian y evalúan los conceptos fundamentales en los que existen diferencias entre ambos modelos. Para este propósito y justificando su propuesta en un primer epígrafe de antecedentes, dos herramientas van a ser incorporadas: el uso conjunto de registros de dos aleaciones en todas sus geometrías, espesores y relación de tensiones “R” y el planteamiento de una ecuación de crecimiento aplicable a todos los espesores de una misma geometría y material.

Capítulo 5: “*Conclusiones generales y desarrollo futuro*”. En este capítulo se recopilan y comentan, ya desde una visión global, las conclusiones expuestas en los capítulos 3 y 4. Como desarrollo futuro se indican las líneas de trabajo que podrían dar continuidad al trabajo realizado.

1. INTRODUCCIÓN

Definido el concepto de fatiga, sirven los primeros epígrafes del capítulo de introducción: “revisión histórica” y “evolución en los métodos de diseño de componentes a fatiga”, para realizar una mejor descripción del fenómeno desde el conocimiento que se ha tenido de él a lo largo del tiempo, recogiendo las principales experiencias y aportaciones acontecidas desde su descubrimiento y mostrándose la evolución en el enfoque desde el que se ha realizado el diseño de componentes.

Siendo la Mecánica de Fractura la parte de la Mecánica de Sólidos Deformables dedicada al estudio del comportamiento mecánico de materiales que incorporan grietas o defectos, el epígrafe “conceptos básicos de la Mecánica de Fractura aplicados al comportamiento a Fatiga” centrará su atención en una introducción muy básica del factor de intensidad de tensiones y su capacidad para evaluar mediante expresiones simples el tamaño de la zona plástica en el frente de grieta, conceptos desde los cuales se plantea la actual “caracterización del crecimiento de grietas por fatiga en procesos de amplitud constante”.

El siguiente epígrafe sirve para mostrar la evidencia empírica de los “efectos de secuencia” en procesos de cargas variables y la alteración en la senda del crecimiento de grieta que conllevan. Las explicaciones más aceptadas y contrastadas empíricamente, que pueden justificar las aceleraciones y retardos en el crecimiento asociados a estos efectos de secuencia, son presentadas como “mecanismos asociados con el comportamiento transitorio”.

Finalmente, el estado del arte es expuesto desde una relación de los contenidos y objetivos de los distintos “campos de estudio en fatiga mecánica (MODO - I) en materiales metálicos”.

1.1. Revisión histórica

La fatiga en materiales se define como el fenómeno de rotura en un material debido a la acción repetida de cargas o desplazamientos impuestos que generan tensiones por debajo de su límite de rotura. El fallo del componente es el resultado de un proceso formación y crecimiento de grietas surgidas en concentradores de tensión macro o microscópicos, que progresan a través del material hasta producir el fallo o rotura, generalmente de forma catastrófica. Las tipologías que puede presentar el fenómeno dependen de las condiciones ambientales o de carga: cuando es debido a fluctuaciones de la carga a la que está sometido el componente (fatiga mecánica), si es sometido además a altas temperaturas (creep-fatiga) o bajo la acción combinada de cargas cíclicas y temperaturas también fluctuantes (fatiga termomecánica), en ambientes químicamente agresivos (corrosión-fatiga) o acciones fluctuantes asociadas a contactos con rozamiento entre materiales (fretting fatigue). En todos los casos los valores extremos de las cargas cíclicas son considerablemente menores que las cargas calculadas como seguras en base a análisis estáticos.

El fenómeno de fatiga fue descubierto a principios del siglo XIX, desarrollándose en 1829 los primeros ensayos de cargas y descargas sucesivas sobre eslabones de cadenas de elevadores por Albert [1].

En 1843, Rankine [2] reconoció las características distintivas de la fractura por fatiga e hizo notar el peligro de los concentradores de tensión en los componentes de máquinas. Dado el aspecto cristalino de la superficie de fractura la rotura por fatiga se atribuyó a una cristalización de los metales debido a las vibraciones de los elementos en servicio.

El auge del ferrocarril hizo crecer el interés en el estudio del fenómeno y así, Wöhler [3] realizó entre 1852 y 1870 los primeros estudios sistemáticos en ensayos de flexión rotativa sobre ejes de ferrocarril. Observó que la resistencia de los ejes de acero sometidos a cargas cíclicas era apreciablemente menor que su resistencia estática. Su trabajo permitió la caracterización del

comportamiento a fatiga en base a las curvas de amplitud de tensiones frente a número de ciclos de carga hasta la rotura, incorporando el concepto de límite de fatiga al comprobar que las aleaciones de hierro presentaban un límite de tensión por debajo del cual no se producía la rotura.

Los primeros métodos para el diseño a fatiga fueron aportados en 1874 por Gerber [4][4] con cálculos de vida a fatiga para diferentes niveles medios de la tensión cíclica. En 1886 Bauschinger hizo notar que el límite elástico de metales sometidos a cargas cíclicas y el correspondiente a cargas estáticas podía ser diferente.

Ewing y Humfrey (1903) empleando el microscopio óptico observaron la formación de líneas y bandas de deslizamiento que desembocaban en la formación de microgrietas en el material.

Las investigaciones desarrolladas durante la primera mitad del siglo XX, que relacionaron la resistencia a fatiga con la geometría y tamaño de las piezas, el acabado superficial, las condiciones ambientales, la estructura metalográfica, etc., permitieron el desarrollo de modelos de daño acumulado para predecir el fallo por fatiga como los de Palmgren [5] y Miner [6]. En este mismo periodo, con el análisis de tensiones de Inglis [9] y el concepto energético de Griffith [10] se aborda el tratamiento cuantitativo de la fractura frágil

Los trabajos de Irwin [11], ya en 1957, mostraron que la amplitud de la singularidad en tensiones delante de una grieta podía ser expresada en términos de una cantidad conocida como factor de intensidad de tensiones - " K ", lo que supuso un avance significativo hacia la caracterización del fallo por fatiga y permitió a Paris [12] y Erdogan [13] indicar que el incremento de longitud de grieta por ciclo, da/dN , podía relacionarse bajo cargas de amplitud constante con el rango del factor de intensidad de tensiones, ΔK .

En la década de los 60 Coffin [7] y Manson [8] establecieron que las deformaciones plásticas son las responsables del daño en el material y propusieron una relación empírica entre el número de inversiones de carga hasta rotura y la amplitud de la deformación plástica.

En esos años fueron desarrollados modelos conceptuales y cuantitativos para obtener la resistencia de los materiales al crecimiento de grietas. Junto con estos estudios, creció el interés por comprender los efectos de secuencia o de interacción debido a la irregularidad de la carga. Diversos trabajos experimentales demostraron que la aplicación de una sobrecarga origina una velocidad de crecimiento en los ciclos posteriores a ella mucho menor que la que se produce si no se aplica. Entre los modelos analíticos propuestos para contemplar dicho efecto son destacables los aportados por Wheeler y Willemborg [[16],[17]].

Ya en 1970, los resultados experimentales de Elber [[14],[15]] mostraron que la grieta puede permanecer cerrada incluso estando sometida a tensiones cíclicas de tracción debido a la plastificación producida en el borde de la grieta. Esta observación implicaba que la velocidad de crecimiento de grieta debería venir determinada no por el valor nominal del rango del factor de intensidad de tensiones sino por un valor efectivo que tuviese en cuenta el cierre. Investigaciones adicionales sugieren que el cierre de grieta puede ser inducido por otros factores mecánicos, microestructurales y ambientales, actuando de manera aislada o combinada.

Desde entonces, las innovaciones técnicas en las maquinarias y medios de detección y medición de grietas, el desarrollo de la Mecánica de Fractura elástica lineal y la elasto-plástica, el mejor conocimiento del gradiente de tensiones y deformaciones en el frente de grieta, y los medios informáticos disponibles, han permitido un gran desarrollo y aumento de la fiabilidad en los cálculo de la vida a fatiga de elementos mecánicos.

1.2. Métodos clásicos de diseño y filosofía actual.

De las observaciones físicas sobre el proceso de daño que se produce en materiales expuestos a fatiga pueden distinguirse tres etapas: (a) iniciación o nucleación de grieta, (b) crecimiento estable e (c) inestabilidad estructural hasta el fallo catastrófico. De ellas únicamente se presta atención a las dos

primeras dado que la última, crecimiento inestable hasta la rotura, generalmente implica un porcentaje insignificante sobre el total de vida de la pieza.

La etapa de iniciación corresponde al crecimiento y coalescencia de microgrietas hasta formar grietas dominantes que, caso de seguir progresando en el crecimiento, pueden conducir al fallo catastrófico del componente.

En el cálculo de la vida a fatiga durante la etapa de propagación de la grieta, como ya se ha mencionado, suele hacerse uso de los principios de la mecánica de fractura. Para que dichos principios sean aplicables se requiere un tamaño inicial de grieta conocido, de ahí que en componentes libres de defectos sólo sean aplicables para el cálculo de la etapa de propagación. Sin embargo, en componentes reales en los que existen imperfecciones o defectos previos (como la presencia de poros en las soldaduras, defectos de fundición, inclusiones, etc...) sí puede ser asumido un tamaño inicial de grieta.

Es necesario hacer notar que uno de los mayores obstáculos para el desarrollo de los modelos de predicción de vida es definir la transición entre iniciación y propagación. Desde el punto de vista de los micromecanismos que originan el proceso tiende a adoptarse la nucleación de defectos de tamaño micrométrico, en bandas de deslizamiento o límites de grano, como la grieta del estado inicial de fallo por fatiga. Por otra parte, desde el punto de vista práctico en ingeniería tiende a relacionarse la nucleación, y el tamaño inicial de grieta usado para diseño, con el límite de resolución del equipo de detección de las mismas (generalmente del orden de fracciones de milímetro).

La vida total a fatiga de un componente se define como la suma del número de ciclos necesarios para iniciar la grieta y el necesario para propagarla de forma estable hasta un tamaño final. En la Fig.1.1. se representa la variación típica de la amplitud de tensiones cíclicas frente al número de ciclos hasta rotura obtenidos con cargas de amplitud constante para un material que presenta límite de fatiga. Para amplitudes de tensión bajas, el 90 % de la vida del componente se debe a la etapa de iniciación, mientras que para amplitudes altas la mayor parte de la vida es agotada en la propagación de la grieta.

Los métodos clásicos de diseño a fatiga caracterizan la vida total en base al rango de tensiones o deformaciones (plásticas o totales) cíclicas. Los métodos basados en las curvas de Wöhler (curvas S-N) dan resultados aceptables para el cálculo a vida infinita o alto número de ciclos, situaciones donde los niveles de tensión son bajos y la deformación del material es principalmente elástica. En este caso la mayor parte de la vida corresponde al periodo de iniciación de la grieta. Los ensayos para la obtención de las curvas se realizan con probetas pequeñas sin entallas donde la mayor parte de la vida se consume en la etapa de iniciación de una grieta dominante. Debido a esto, los resultados obtenidos pueden conducir a predicciones de vida mucho mayores que las obtenidas en el caso de una estructura real, donde la etapa de iniciación de la grieta es a menudo muy corta debido a la existencia previa de defectos. Los métodos basados en los rangos de deformaciones tienen aplicación fundamentalmente al cálculo a bajo número de ciclos. Es importante señalar que dichos métodos no distinguen entre las etapas de nucleación y crecimiento.

Los métodos más utilizados para estimar la vida a fatiga distinguiendo entre nucleación y crecimiento se basan en considerar las dos etapas con criterios distintos: la nucleación considerando las tensiones o deformaciones producidas en la zona de máxima sollicitación del componente y el crecimiento haciendo uso de la mecánica de fractura. De esta forma se considera que los procesos son controlados por distintos parámetros. Un cálculo realizado en estas condiciones, se aproxima más a los fenómenos físicos que ocurren durante el proceso de fatiga, ofreciendo en principio mayor posibilidad de obtener predicciones más seguras.

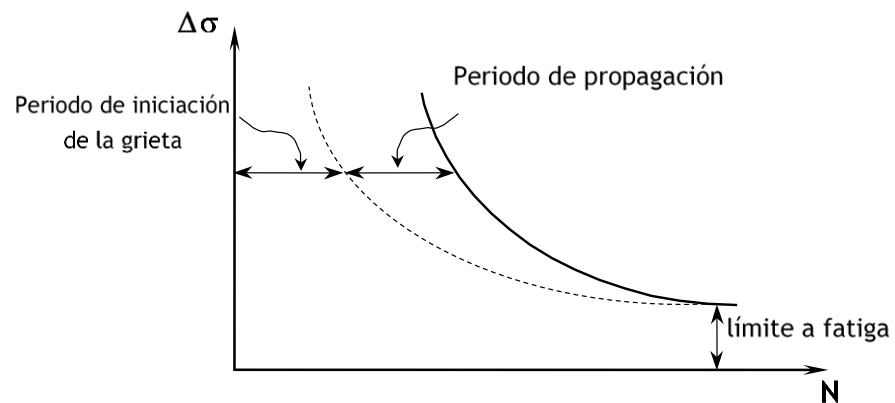


Fig. 1. 1. Variación de la amplitud de tensiones cíclicas frente al número de ciclos hasta rotura obtenidos con cargas de amplitud constante.

De entre los métodos más utilizados para calcular la vida en la etapa de nucleación es de destacar el método de las deformaciones locales. Este método se basa en la determinación de los rangos de tensión y deformación que se producen en el fondo de la entalla, calculados estos a partir de las tensiones nominales. Se supone que estas condiciones locales se pueden relacionar con las curvas ε -N obtenidas con pequeñas probetas sin entallar mediante ensayos con cargas cíclicas de amplitud constante. Es decir, se estima que la vida de nucleación de un componente con entalla, es la misma que la vida total de una probeta lisa, sometida ésta a la misma historia de tensiones y deformaciones que las existentes en el fondo del concentrador.

En el cálculo de la vida a fatiga durante la etapa de propagación de la grieta, como ya se ha mencionado, suele hacerse uso de los principios de la mecánica de fractura. Para que dichos principios sean aplicables se requiere un tamaño inicial de grieta conocido, de ahí que en componentes libres de defectos sólo sean aplicables para el cálculo de la etapa de propagación. Sin embargo, en componentes reales en los que existen imperfecciones o defectos previos (como la presencia de poros en las soldaduras, defectos de fundición, inclusiones, etc...) sí puede ser asumido un tamaño inicial de grieta.

Los métodos actuales de diseño que hacen uso de la mecánica de fractura se basan en una filosofía de tolerancia al daño. La premisa básica es que en todos los componentes ingenieriles se supone inherente la presencia de defectos, la vida útil a fatiga se define entonces como el número de ciclos necesarios para la propagación de una grieta dominante desde un tamaño inicial hasta una dimensión crítica. El diseño se basa pues, no en evitar la aparición de la grieta, sino en definir hasta cuando el defecto puede ser tolerado o por el contrario es necesario reemplazar el componente antes del fallo catastrófico.

1.3. Conceptos básicos de la mecánica de fractura

El primer paso en la aplicación de la teoría de la mecánica de la fractura para la caracterización del crecimiento de grietas es el estudio del campo de tensiones alrededor del vértice de la grieta.

1.3.1. El campo de tensiones en las proximidades del vértice de grieta. El factor de intensidad de tensiones K .

Los principios de la mecánica de la fractura elástica lineal (MFEL) son usados para relacionar la magnitud de las tensiones y su distribución cerca de la grieta con las tensiones remotas aplicadas al componente agrietado, el tamaño y forma de la grieta y las propiedades del material. El estudio se basa en la aplicación de la teoría de la elasticidad a cuerpos con grietas o defectos. Las hipótesis usadas en elasticidad son también inherentes en la MFEL: pequeños desplazamientos y linealidad entre tensiones y deformaciones. Pero la hipótesis principal que introduce intrínsecamente una restricción al tipo de grieta aplicable es la de homogeneidad del material. En efecto, para poder considerar que el medio en el que se propaga una grieta es continuo y homogéneo, el tamaño de dicha grieta debe ser varios órdenes de magnitud superior a la dimensión microestructural característica, lo que justifica la aplicación de la mecánica de la fractura sólo en el régimen de crecimiento de grietas.

Generalmente en el estudio del sólido con comportamiento elástico y lineal se distinguen tres modos básicos de desplazamientos en la grieta, que dependen

de la dirección de aplicación de la carga con respecto al plano de ésta, denominados modo I, modo II y modo III y que se representan en la Fig. 1.6. Los casos de fracturas producidos por los modos cortantes (II y III) son relativamente poco frecuentes, siendo generalmente el caso I de tracción el modo por el que se producen la mayoría de las roturas, particularmente en fenómenos de fatiga. No obstante, algunas veces se presentan varios modos conjuntamente, generalmente el I y III.

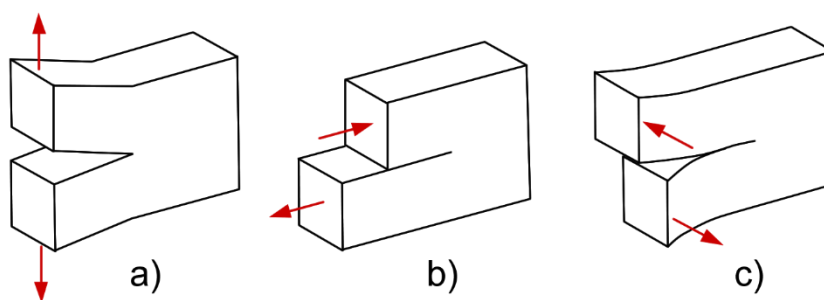


Fig. 1. 2. Modos de apertura de grieta: a) modo I, b) modo II y c) modo III.

Para cualquiera de estos modos, el análisis elástico muestra que las tensiones locales en el entorno de la grieta responden de forma general a la expresión:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \dots \quad (1.2)$$

donde r y θ son las coordenadas cilíndricas en un punto con respecto al borde de la grieta (ver Fig 1.3.) y K_I es el factor de intensidad de tensiones en modo I, indicador de la magnitud de las tensiones locales en el entorno del fondo de la grieta..

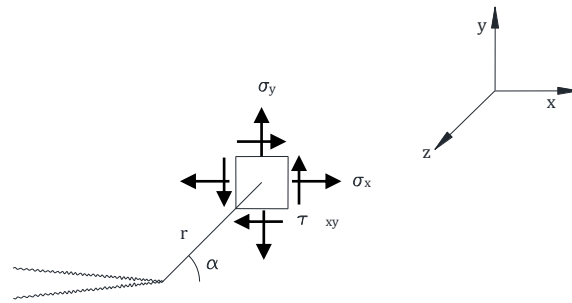
El factor de intensidad de tensiones, K_I , depende del tipo de cargas, el tamaño y forma de la grieta y de las condiciones de contorno geométricas, que de forma general se suele expresar como:

$$K_I = f(a) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.3)$$

donde σ es la tensión remota aplicada al componente, a es la longitud de la grieta y $f(a)$ es un factor de corrección que depende de la geometría de la probeta y de la grieta.

Fig. 1. 3. Tensiones locales en el entorno de la grieta

El factor de intensidad de tensiones ha sido obtenido para una amplia variedad



de problemas y su valor está disponible en handbooks. La expresión del factor de intensidad de tensiones para la probeta tipo CT que se muestra en la Fig. 1.4. [18], es:

$$K_I = \frac{P(2 + \alpha)}{B\sqrt{W}(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (1.4)$$

Donde $\alpha = \frac{a}{W}$, expresión válida para $\frac{a}{W} \geq 0.2$

La singularidad para $r = 0$ existente en las tensiones locales en el entorno de la grieta conduce a tensiones infinitas a distancia nula. Dado que los materiales deforman plásticamente cuando el valor de tensión excede del límite elástico, se formará una zona plástica cerca del borde de grieta. Las hipótesis de la MFEL

seguirán siendo válidas sólo si el tamaño de la zona plástica es pequeño comparado con las dimensiones de la grieta y el resto del componente agrietado.

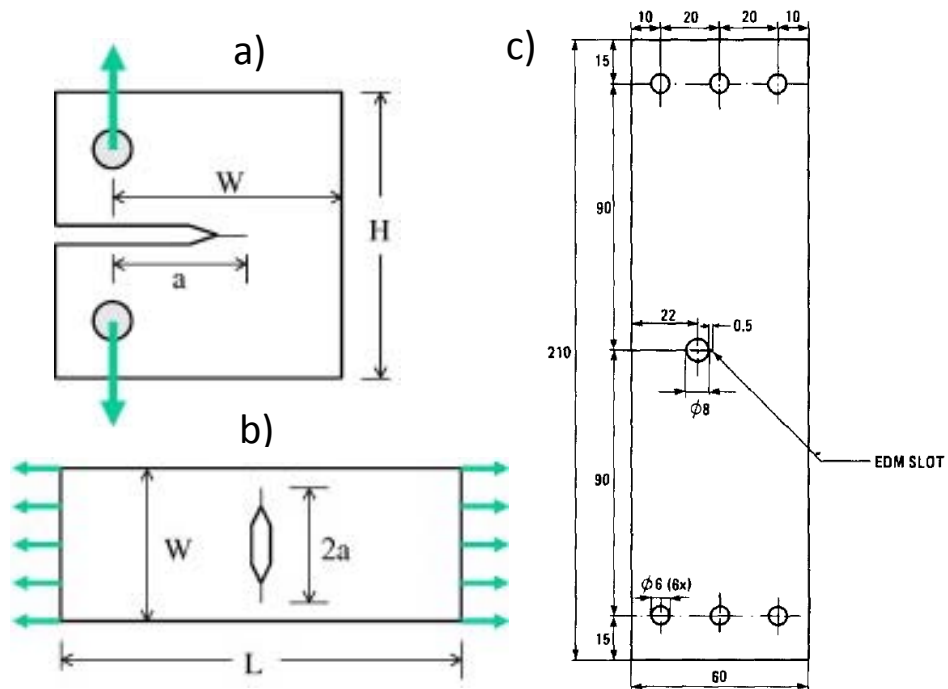


Fig. 1. 4. Geometría de las probetas: a) CT, b) M(T) o CCT y c) SSCH.

Siempre que pueda aceptarse que el anterior campo asintótico de tensiones domina alrededor del vértice de la grieta, en una región grande comparada con la dimensión microestructural característica del material, podrá considerarse que la distribución local de tensiones está unívocamente caracterizada por el factor de intensidad de tensiones K .

La “zona dominada por K ” es, según criterio de Schijve [23] [23] aquella donde K tiene pleno sentido como indicador o reflejo del campo de tensiones; es decir,

a distancias suficientemente próximas al borde de grieta para ser fuertemente afectadas por el efecto concentrador, y a una distancia suficientemente grande como para que sean marginales los efectos de la deformación plástica sobre la distribución de tensiones que describe K.

Los principales motivos de la extensión de K en los estudios de fatiga son: el elevado grado de correlación con el crecimiento en un ciclo de carga y la relativa simplicidad de su formulación y determinación. Schijve [[23] [24]] reconoce ambas virtudes pero siempre ha sido muy cauto indicando que K no explica el proceso pero es el mejor instrumento disponible para la predicción de crecimiento de grietas por fatiga aplicando el argumento de la aproximación por similitud: de unas mismas condiciones (K y Ambiente) actuando sobre un mismo sistema (mismo material en frente de grieta) provocará mismos efectos.

1.3.2. El tamaño de la zona plástica

Una primera aproximación al tamaño de la zona plástica puede obtenerse, para una grieta solicitada en modo I si se analiza la tensión σ_y en la línea de la grieta ($\theta=0$), asumiendo que la zona plastificada estará determinada por $\sigma_y = \sigma_e$ (límite elástico, Fig. 1.5.)

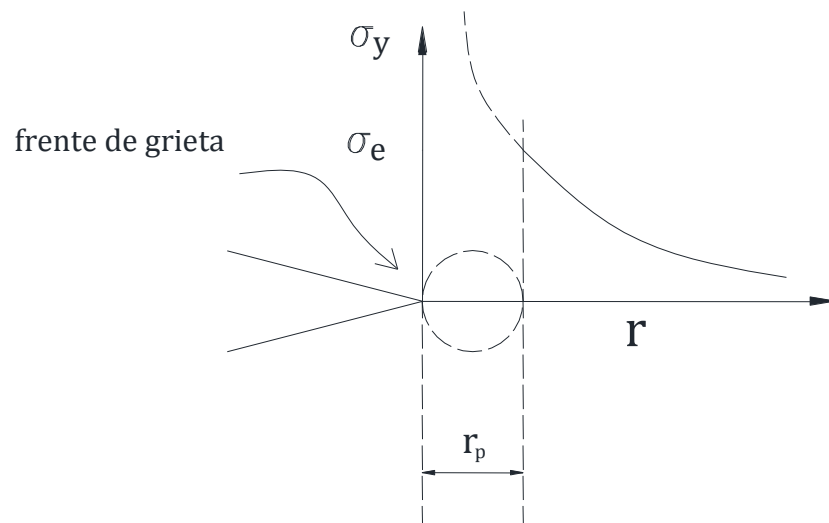


Fig. 1. 5. *Plastificación en el frente de grieta*

Considerando un material con comportamiento elásto-plástico perfecto y en condiciones de tensión plana, se tendrá:

$$\sigma_y(\theta = 0) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (1.5)$$

el radio plástico, r_p , vendrá dado por

$$\sigma_e = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p}} \Rightarrow r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (1.6)$$

Esta expresión ha sido obtenida considerando que la zona deformada plásticamente no influye en el resto del material. Sin embargo, esta fluencia produce una redistribución de las tensiones (Fig. 1.6.), aumentando como consecuencia el radio plástico.

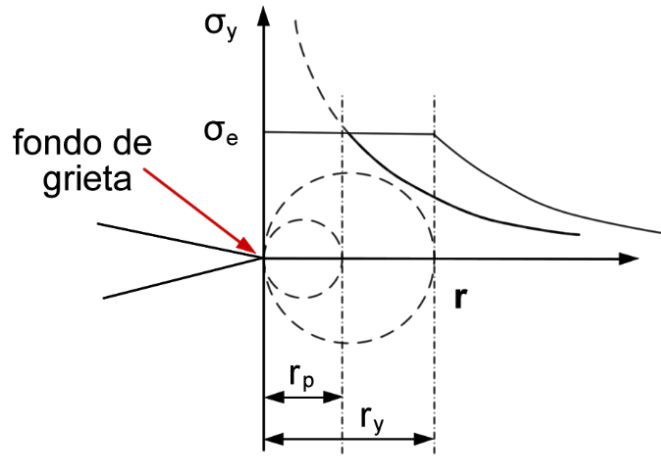


Fig. 1. 6. Radio plástico considerando la redistribución de tensiones.

Teniendo en cuenta esta consideración, existen en la literatura diversas correcciones o estimaciones del tamaño de la zona plástica, entre las que cabe destacar la propuesta por Irwin[11]:

$$r_y = 2 r_p \quad r_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (1.7)$$

Dugdale[19], propone una expresión muy aproximada dada por:

$$r_y = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (1.8)$$

Para determinar la forma de la zona plástica es necesario conocer la distribución de tensiones en función del ángulo θ . Haciendo uso del criterio de plastificación de Von Mises se obtiene la forma representada en la Fig. 1.7.

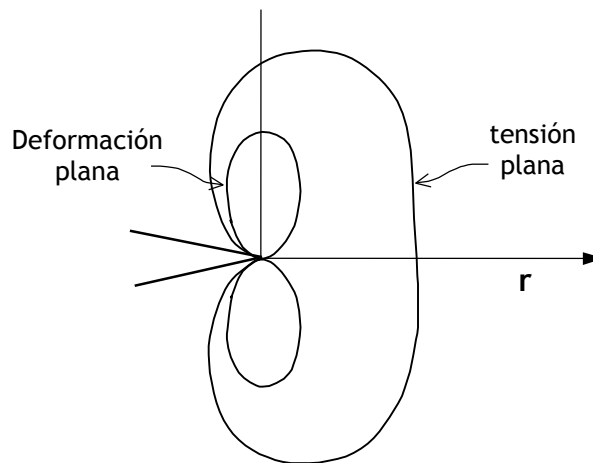


Fig. 1. 7. Forma de la zona plástica

Las anteriores expresiones para el tamaño de la zona plástica han sido obtenidas para un estado de tensión plana. El campo de tensiones en modo I descrito en términos de las tensiones principales cumple las siguientes relaciones para σ_1 , σ_2 , y σ_3 :

$$\sigma_2 = \sigma_1 \left(\frac{1 - \sin(\theta/2)}{1 + \sin(\theta/2)} \right)$$

$$\sigma_3 = 0 \quad \text{para tensión plana}$$

$$\sigma_3 = \nu(\sigma_1 + \sigma_2) = \frac{2\nu\sigma_1}{1 + \sin(\theta/2)} \quad \text{para deformación plana} \quad (1.9)$$

La aplicación del criterio de Von Mises, para $\theta = 0$ en condiciones de deformación plana lleva a que la plastificación se produce cuando:

$$(\sigma_1 - 2\nu\sigma_1)^2 + (2\nu\sigma_1 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_e^2 \Rightarrow \sigma_1 = \frac{1}{1-2\nu}\sigma_e \quad (1.10)$$

Asumiendo un valor de $\nu = 1/3$ significa que la plastificación se produce para un valor de $\sigma_1 = 3\sigma_e$, se dice entonces que el factor de constricción es 3. En primera

aproximación se obtiene entonces que el tamaño de la zona plástica en deformación plana es una novena parte el correspondiente a tensión plana, esto es:

$$r_y = 2 r_p \quad r_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\alpha \sigma_e} \right)^2 \quad (1.11)$$

con $\alpha=1$ para tensión plana y $\alpha=3$ en deformación plana.

Para probetas de espesor finito, puesto que en las superficies libres no existen tensiones en la dirección del espesor, el dicho campo de tensiones en la superficie se corresponde con condiciones de tensión plana. A lo largo del espesor hay un aumento del grado de triaxialidad que aproxima el estado de tensiones a las condiciones de deformación plana. Esta variación del tamaño y forma de la zona plástica con el espesor de la probeta queda reflejado en la Fig. 1.8. El valor obtenido con $\alpha=3$ puede subestimar el tamaño de la zona plástica en una probeta de espesor finito si se tiene en cuenta que en la superficie debido al estado de tensión plana el tamaño de zona plástica será nueve veces mayor. Por esta razón Irwin propone un valor intermedio del coeficiente de constricción de $\alpha=1.73$.

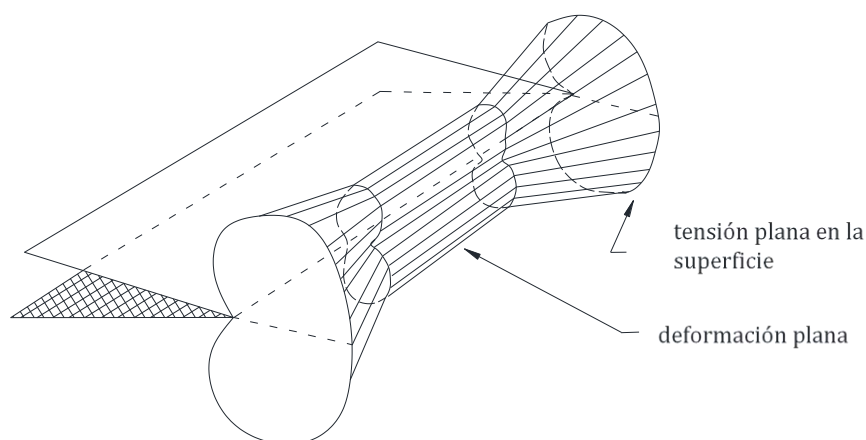


Fig. 1. 8. Variación del tamaño y forma de la zona plástica con el espesor.

La zona plástica vista hasta ahora se refiere al caso de un cuerpo sometido a una carga de tracción. Sin embargo, ya que el proceso de fatiga tiene lugar bajo la aplicación de cargas cíclicas, es necesario considerar el comportamiento del material en la descarga. Al producirse ésta se origina un flujo plástico en sentido contrario creando como consecuencia unas tensiones residuales de compresión, y por tanto, habrá una nueva zona de material deformada plásticamente. A esta zona se la conoce como zona plástica cíclica y su tamaño es aproximadamente una cuarta parte del correspondiente a la zona plástica monótona (Fig. 1.9.)

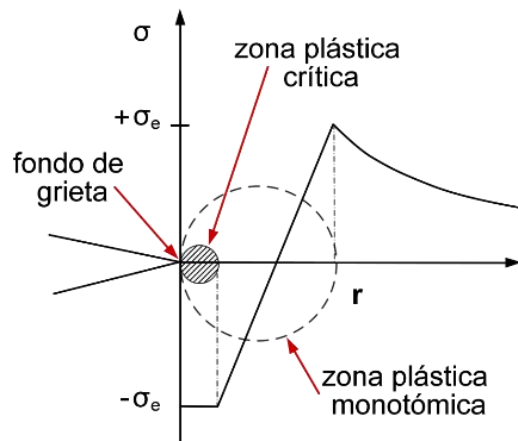


Fig. 1. 9. Tamaño de la zona plástica cíclica frente a la monótona

En general, el tamaño de la zona plástica establece la condición bajo la cual dominan campos tensionales lineales, es decir, la solución está bien definida en términos del factor de intensidad de tensiones.

1.4. Caracterización del crecimiento de grieta. Cargas cíclicas de amplitud constante

La velocidad de crecimiento de grietas sometidas a cargas cíclicas de amplitud constante se expresa en incrementos de longitud de grieta por ciclo, da/dN . Los

valores de da/dN , para diferentes condiciones de carga, se determinan experimentalmente a partir de los cambios de longitud de grieta tras un cierto número de ciclos. Cuando el rango de tensiones aplicadas es constante, generalmente la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta con el número de ciclos, Fig 1.10.

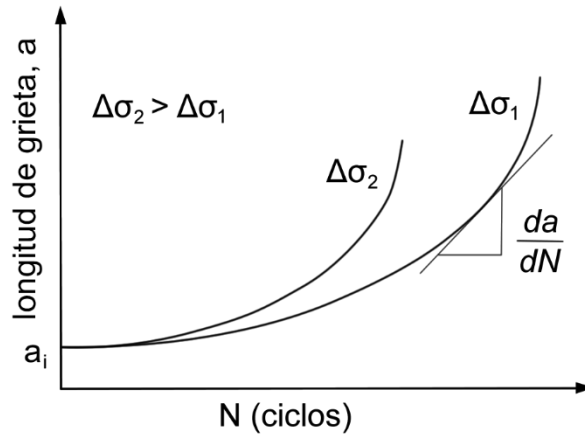


Fig. 1. 10. Evolución de la longitud de grieta frente al número de ciclos

Uno de los objetivos del diseño a fatiga es el desarrollo de métodos fiables de caracterización de la velocidad de crecimiento de grieta, en base a un apropiado parámetro de carga capaz de cuantificar la resistencia intrínseca del material al crecimiento del defecto para diferentes condiciones de tensión aplicada y geometrías de probeta y grieta. Hasta la década de los 60 muchos estudios experimentales condujeron a leyes de caracterización de la velocidad de crecimiento basadas en la longitud de grieta o en el rango de tensiones aplicadas $\Delta\sigma$:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot a \quad \text{o} \quad \frac{da}{dN} = C(\Delta\sigma)^m a^n \quad (1.12)$$

donde C, m y n son constantes determinadas experimentalmente.

El avance de la mecánica de fractura permitió la aparición de métodos más exactos. Cuando las tensiones aplicadas al componente son pequeñas de manera que la deformación plástica por delante del borde de grieta es una perturbación menor al restante campo elástico, las soluciones de la mecánica de la fractura elástica lineal proporcionan una descripción adecuada para la fractura por fatiga. Paris [13] sugirió que para variaciones cíclicas del campo de tensiones aplicado, la caracterización de la velocidad de crecimiento de grieta podría basarse en el rango del factor de intensidad de tensiones calculado en base a la MFEL.

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (1.13)$$

Donde K_{max} y K_{min} son los valores máximo y mínimo respectivamente del factor de intensidad de tensiones durante un ciclo de tensión, que dependen de la geometría de la probeta y la longitud de grieta. En el caso más simple de una probeta con grieta central:

$$\begin{aligned} K_{max} &= Y\sigma_{max}\sqrt{\pi a} & K_{min} &= Y\sigma_{min}\sqrt{\pi a} \\ \Delta K &= Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} & \Delta\sigma &= \sigma_{max} - \sigma_{min} \end{aligned} \quad (1.14)$$

donde Y es un factor geométrico que depende de la relación entre la longitud de grieta, a , y el ancho de la probeta, W , y σ_{max} y σ_{min} son los valores máximo y mínimo respectivamente del ciclo de tensión. Paris mostró que la velocidad de crecimiento podía relacionarse con ΔK a través de la siguiente ley:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1.15)$$

donde C y m son constantes, cuyo valor está influido por muchas variables como la microestructura del material, la frecuencia de carga, condiciones ambientales y la relación de carga R , definida como $\sigma_{min}/\sigma_{max} = K_{min}/K_{max}$.

Esta relación, también conocida como ley de Paris, representa una variación lineal entre el $\log da/dN$ y $\log \Delta K$, que se corresponde con el crecimiento estable de la grieta solamente en una parte de la curva total de resistencia al

crecimiento del material, para el rango intermedio de valores de ΔK . Para valores extremos de ΔK , tanto por encima de ese rango intermedio como por debajo, la velocidad de crecimiento aumenta rápidamente con el valor de ΔK .

1.4.1. Perfil de crecimiento genérico.

Para la mayoría de los materiales, la variación de da/dN frente a ΔK exhibe un comportamiento como el que se representa en la Fig.1.15 en escala logarítmica, en la que pueden identificarse tres zonas de crecimiento: la región I o de umbral, la región II o intermedia y la región III de rápida propagación.

Zona I.

La propagación de grieta en régimen I está relacionada principalmente con procesos de fractura no continuos, donde el incremento de longitud de grieta en un ciclo es inferior a 10^{-6} mm/ciclo. La velocidad de crecimiento aumenta muy rápidamente con ΔK desde valores muy bajos, asociados con la existencia de un rango de factor de intensidad de tensiones umbral ΔK_{th} por debajo del cual la grieta no crece o la velocidad de crecimiento es indetectable.

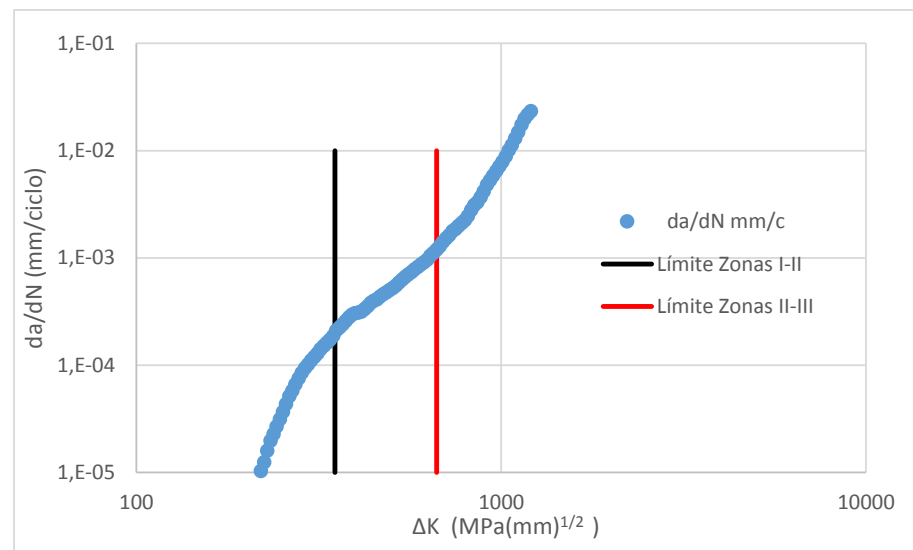


Fig. 1. 11. Ritmo de crecimiento de grieta frente a ΔK

Zona II.

En la región II la variación es esencialmente lineal y corresponde a la zona que puede ser ajustada bastante bien por la ley de Paris. Dicha expresión, sin embargo, no tiene en cuenta el efecto de la tensión media, ni el comportamiento asintótico de las curvas para los valores extremos de ΔK . En consecuencia dicha ley se ajusta bastante bien sólo en la zona de ΔK medios, mostrando ciertas desviaciones en los extremos de la curva.

Zona III.

En la zona III correspondiente a altos valores de ΔK la velocidad de crecimiento aumenta rápidamente causando la fractura total del componente. Esta se produce cuando el valor máximo del factor de intensidad de tensiones ($K_{\max}$) alcanza un cierto valor crítico K_{IC} . En deformación plana dicho valor crítico K_{IC} , denominado tenacidad a fractura, es una característica del material y

representa el máximo factor de intensidad de tensiones que una grieta puede soportar bajo carga estática antes de propagarse inestablemente.

Partiendo de la expresión de Paris surgen numerosos modelos que tratan de incorporar el comportamiento de la grieta en las regiones I y III. Probado el efecto de la tensión media sobre el crecimiento de grieta, dichas expresiones lo incluyen mediante la relación de cargas, R .

Forman [20] considera tanto el efecto de las tensiones medias como el comportamiento asintótico de la curva para valores de ΔK próximos a K_c :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R)\Delta K_c - \Delta K} \quad (1.16)$$

Smith [21] refleja los resultados de ensayos en las regiones I y II de la curva de propagación de grieta teniendo en cuenta el comportamiento en la región próxima al umbral:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad (1.17)$$

Combinando ambas, se plantean expresiones:

$$\frac{da}{dN} = C \frac{(\Delta K - \Delta K_{th})^m}{(1-R)K_c - K_{max}} \quad (1.18)$$

muy similares, en el perfil de crecimiento que desarrollan, a las recogidas en el programa Nasgro.

1.4.2. Perfil de crecimiento para aleaciones de aluminio Al 2024 T3 y T351.

Son muchas las aleaciones de aluminio que presentan una senda en las velocidades de crecimiento en ensayos a amplitud constante con doble

concavidad antes de alcanzar la zona de crecimiento que responde a la ley de Paris, a diferencia de la simple mostrada en la Fig. 1.11. El perfil que se comenta es el correspondiente a la Fig. 1.12. en la que un registro genérico ha sido artificialmente elaborado para comentar el comportamiento en velocidades de un ensayo desde la zona de umbrales hasta la zona de inestabilidad y rotura.

Una explicación a este comportamiento, fundada en análisis fractográficos y que permite comentar la actividad de las variables directoras del crecimiento en cada etapa, la aporta Wanhill [55] en un estudio sobre aleaciones 2024-T3 y T351 que supone una referencia básica.

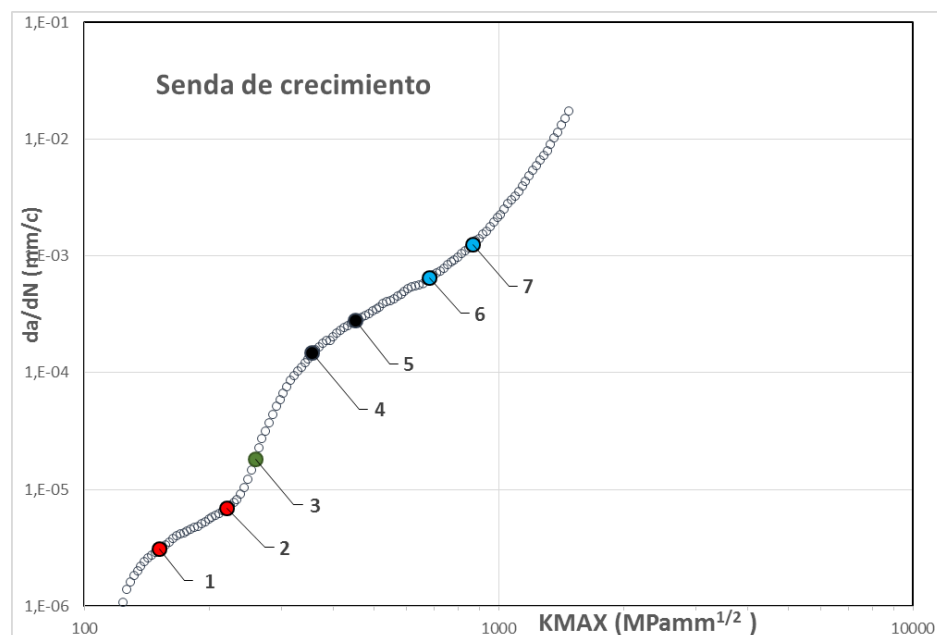


Fig. 1. 12. Senda de velocidades de crecimiento de aleación de aluminio sobre la totalidad de la vida. (Registro artificialmente elaborado con fines descriptivos).

Las características de cada zona de crecimiento son:

Zona umbral - 1: Las bandas de deslizamiento que surgen en el vértice de grieta tienden a concentrarse en un plano dominante dando lugar a una fractura

localizada casi plana y que atraviesa el grano. La presencia de dispersoides constituyen fuertes barreras a la actividad de unas bandas de deslizamiento que ven impedido su crecimiento plano, justificando así que la velocidad de crecimiento presente una fuerte sensibilidad a ΔK en esta etapa. La apariencia de la superficie fracturada es polifacética, alternando zonas de caras corrugadas con otras caras planas. La topografía de la fractura muestra rugosidad y deflexiones en la senda de crecimiento de la grieta crecientes con el crecimiento.

Zona 1 - 2: Tramo de aceleración constante (lineal en su representación logarítmica). Las dimensiones de la zona plástica cíclica superan las distancias medias en el plano entre dispersores con lo que se convierten en barreras salvables en su trayectoria de crecimiento mediante la activación de nuevas bandas de deslizamiento. El debilitamiento de estas barreras hace menos sensible al crecimiento a los valores de ΔK , justificándose así la menor pendiente en este tramo de la curva de crecimiento. Salvo aisladas caras planas predominan caras corrugadas en una topografía de fractura muy rugosa y con marcadas deflexiones en la senda de crecimiento de la grieta.

Zona 2 - 4: Zona de muy acentuada aceleración en el crecimiento en la que las zonas plásticas cíclicas son significativamente mayores que el tamaño de subgrano y las celdas de dislocaciones. Las dislocaciones se acumulan sobre líneas de deslizamiento concretas, suficientemente intensas para penetrar en los bordes de subgrano y en las paredes de las celdas de deslizamiento. El vértice de grieta tiende a hacerse menos afilado, mostrando una mayor superficie frontal sobre la que desarrollar múltiples líneas de deslizamiento, provocando un paulatino cambio en la superficie fracturada que pasa de un predominio de caras corrugadas a las homogéneas estrías de fatiga, disminuyendo la rugosidad y la deflexión de grieta. Esta mayor homogeneidad en el mecanismo de crecimiento aumenta bruscamente la sensibilidad del crecimiento a ΔK .

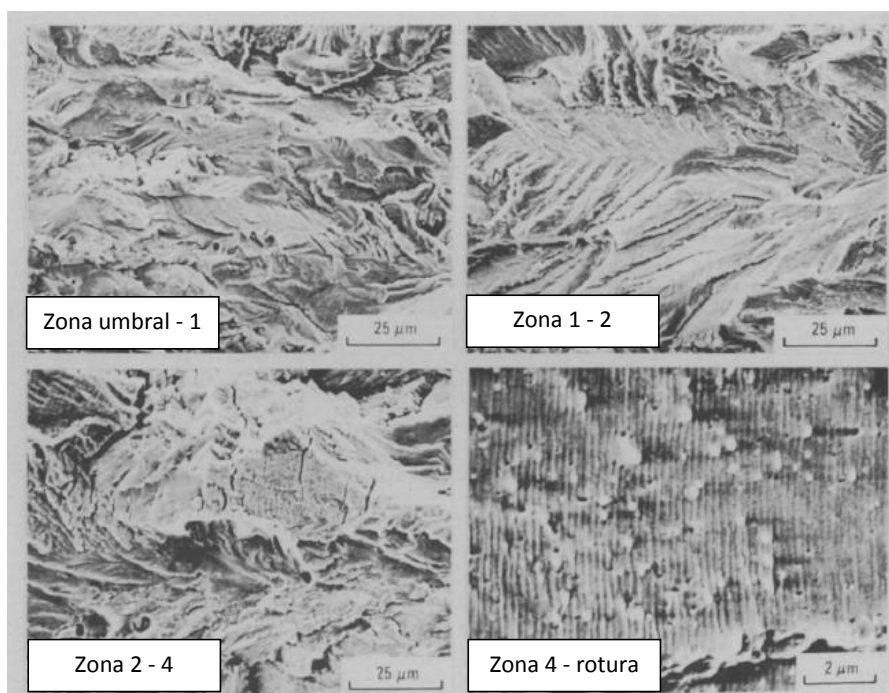


Fig. 1. 13. *Aspecto de la superficie fractura en las distintas etapas de crecimiento. [55].*

Zona 4 - rotura: La homogeneidad en el mecanismo de crecimiento se ha extendido por el frente de grieta y la superficie fracturada es marcadamente estriada. Hasta alcanzar el punto 4 es preciso un grupo de ciclos para provocar cada avance de grieta, a partir de ese punto pueden producirse avances cada ciclo. El inicio de esta zona coincide con el comportamiento lineal de Paris y el comportamiento en la senda de crecimiento lo entiende controlado por el valor efectivo de ΔK (concepto desarrollado en epígrafe 1.9.1.).

En esta zona, y no tratado por Wanhill al estar orientado su trabajo a las etapas previas al comportamiento de Paris, se producen cambios relevantes en el crecimiento de grieta. El estado de tensiones en el vértice de grieta transita de un estado de deformación plana a tensión plana, y los efectos del cambio se reflejan en una desaceleración temporal en las velocidades de crecimiento y en la progresión desde las superficies laterales del frente de grieta hacia el interior

de un cambio en el tipo de crecimiento, pasando de crecimiento plano a crecimiento inclinado definidos por labios de cortadura simple o doble.

Tanto Yamada [63] como Kranenburg [64] reconocen que no necesariamente progresarán estos labios de cortadura a la par que cambia el estado de tensiones y el comportamiento en crecimiento, y aportan como factores adicionales que pueden condicionar su aparición las tensiones medias y las frecuencias de aplicación de cargas del ensayo respectivamente.

1.5. Efectos de secuencia

Una revisión histórica muy completa sobre los efectos de secuencia son los artículos de Skorupa [[25] [26]] que nos sirven de referencia básica para este epígrafe. El efecto de la secuencia de cargas sobre el crecimiento de grietas fue puesto de manifiesto en la década de los 60. Diversos trabajos experimentales demostraron que la aplicación de una sobrecarga origina una disminución de la velocidad de crecimiento en los ciclos posteriores, este fenómeno se conoce como retardo. En determinadas condiciones, la sobrecarga puede incluso llegar a detener la grieta parando completamente su crecimiento.

La Fig.1.14. muestra esquemáticamente el comportamiento de una grieta después de una sobrecarga. La Fig.1.15. representa un esquema de la evolución de la velocidad de crecimiento después de una sobrecarga. Esta velocidad no alcanza el valor mínimo inmediatamente después de la sobrecarga sino que se modifica progresivamente a medida que la grieta sigue avanzando. La distancia, que la grieta crece a través de la zona plástica producida por la sobrecarga hasta alcanzar el mínimo, se denomina distancia de retardo. El valor de esta distancia está próximo al 25% del tamaño de la zona plástica producida por la sobrecarga. Una vez alcanzado el mínimo, la velocidad de crecimiento comienza a aumentar hasta estabilizarse en el valor previo a la sobrecarga. La distancia sobre la que se producen los efectos transitorios de la sobrecarga Δa^* , hasta estabilizarse la velocidad de crecimiento, depende de diversos factores, entre los que se incluyen: estado de tensiones, ΔK , R , r_{OL} , microestructura del material y condiciones ambientales.

La extensión de crecimiento sobre la que afecta la sobrecarga, Δa^* , es mayor en los casos en que se desarrollan zonas plásticas grandes, tales como en materiales de bajo límite elástico o en probetas de pequeño espesor. Incluso, en una probeta de determinado espesor, dicha longitud puede ser menor en el centro, donde predominan condiciones de deformación plana que en la superficie, donde el estado es de tensión plana.

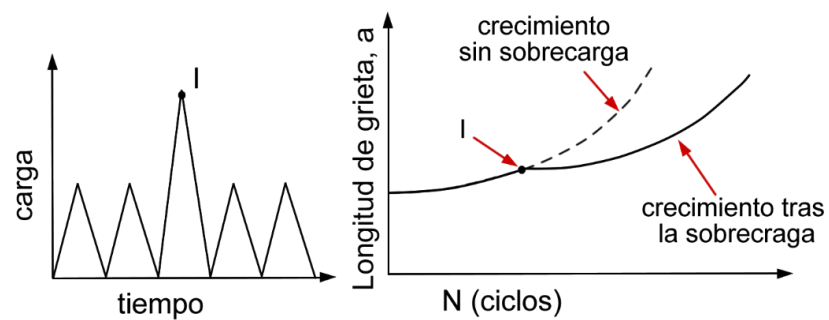


Fig. 1. 14. Retardo en el crecimiento de grieta producido tras la sobrecarga.

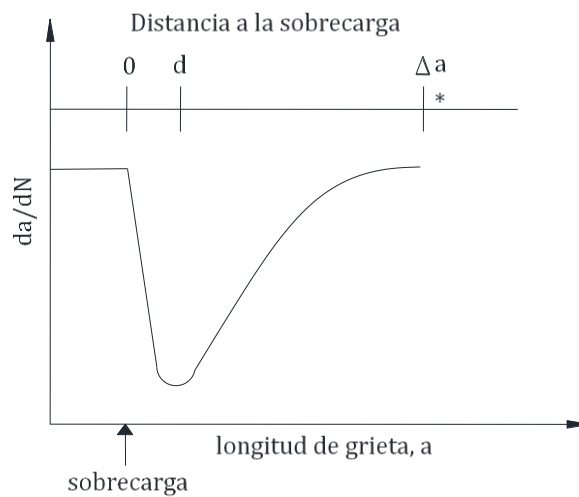


Fig. 1. 15. Evolución de la velocidad de crecimiento de la grieta tras la sobrecarga.

Cuando durante un proceso de carga de amplitud constante se aplica un ciclo de menor carga mínima, se produce el efecto contrario: la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta. Este efecto de aceleración es menor que el de retardo producido por una sobrecarga, dependiendo su importancia del valor de la carga aplicada. Igualmente, se ha comprobado que la aplicación de una carga de este tipo inmediatamente después de una sobrecarga reduce el efecto de ésta, en mayor o menor medida dependiendo de los valores de cargas, mientras que inmediatamente antes de una sobrecarga puede no tener influencia o reducir el retardo que ésta produce. Estos efectos se representan en la Fig.1.16.

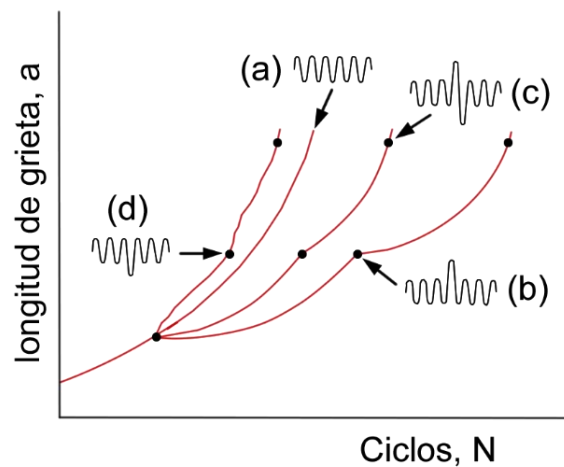


Fig. 1. 16. Evolución de la velocidad de crecimiento de la grieta a) para cargas de amplitud constante, b) tras una sobrecarga, c) sobrecarga seguida de un ciclo de menor K_{min} y d) tras la aplicación de un ciclo de menor K_{min} .

En secuencias de bloques de carga, si después de un bloque de ciclos de carga de amplitud constante se aplica otro de menor amplitud, se produce un efecto de retardo muy similar al generado por varias sobrecargas consecutivas. Cuando los bloques de carga tienen igual valor máximo pero distinto valor mínimo, el efecto de secuencia es menor que el producido cuando lo que varía es el máximo. Dependerá de los valores de ΔK y de los mínimos de ambos bloques.

Cuando las cargas del primer bloque son menores que las del segundo, el efecto es el contrario, produciéndose durante los primeros ciclos del segundo bloque una velocidad de crecimiento mayor de la que ocurre con las mismas cargas y amplitud constante. La aceleración del crecimiento de la grieta se estabiliza rápidamente en comparación con los casos de efecto de retardo, volviendo la velocidad de crecimiento a los valores correspondientes a cargas de amplitud constante.

Aunque este planteamiento puede parecer cerrado, y la Fig. 1.16. suficientemente clarificadora, registros de carga tan simples como el ensayado por triplicado por Skorupa [62] sobre aleación de aluminio D16Cz (muy similar al 2024-T3), consistente en la aplicación periódica de una sobrecarga seguida de un valle que supone una infracarga, dentro de un registro de amplitud constante puede dar lugar a vidas mayores que una secuencia valle (infracarga) - pico (sobrecarga) en el mismo registro de amplitud constante, no pudieron ser explicados por Skorupa ni por Yamada [63] en el estudio de los mismos registros.

1.6. Mecanismos asociados con el comportamiento transitorio

Desde que se observó la existencia del efecto de secuencia, se han propuesto diversos mecanismos como responsables del mismo. Su descripción y discusión sobre la importancia de cada uno de ellos en la producción del efecto de secuencia puede verse en la bibliografía [[25] [26] [15]]. A continuación se describen brevemente los que más afectan en el caso de materiales metálicos.

1.6.1. Cierre de grieta inducido por plasticidad.

Elber [15] introdujo el concepto de cierre de grieta para explicar ciertas anomalías en el comportamiento de una grieta sin carga. Una grieta ideal en el material (corte perfecto de espesor cero) permanece cerrada solamente con carga cero o cargas de compresión. Sin embargo, Elber observó experimentalmente que las grietas producidas por fatiga cierran durante la descarga antes de llegar a ser nula la tensión. Esta diferencia de comportamiento la explica considerando la plastificación que se produce delante del frente de grieta durante el proceso de fatiga. Cuando la grieta crece, el frente va dejando tras de sí una zona con deformaciones residuales,

correspondiente al material alrededor de la grieta que ha deformación plástica durante crecimientos previos de la grieta. La estela de material deformado actúa como una cuña, generando tensiones residuales de compresión sobre la grieta que logran cerrarla antes de que la tensión se anule, e impide que se abra hasta que se venza el efecto de estas tensiones residuales.

Elber, considerando que sólo puede producirse propagación de la grieta durante la parte del ciclo de carga en que la grieta está completamente abierta, propuso el empleo de la tensión de apertura (S_{op}) como valor de referencia para definir el rango de tensiones efectivo y en base a él un rango efectivo del factor de intensidad de tensiones:

$$\begin{aligned}\Delta S_{ef} &= S_{\max} - S_{op} \\ \Delta K_{ef} &= K_{\max} - K_{op}\end{aligned}\quad (1.18)$$

Al producirse una sobrecarga durante un proceso de carga con amplitud constante, justo delante del borde de la grieta se genera una zona plástica mayor con deformaciones plásticas residuales de tracción mayores (Fig. 1.17). Cuando la grieta crece a través de esta zona plástica con mayores deformaciones acumuladas, se generan mayores presiones entre las superficies de la grieta, aumentando S_{op} con la consiguiente disminución de la velocidad de crecimiento. Igualmente, entre dos bloques de carga, al producirse un cambio de amplitud de los ciclos se produce un cambio no instantáneo de las tensiones de cierre que permite explicar, al menos en parte, los efectos de secuencia producidos.

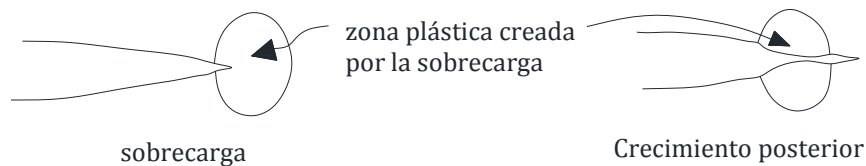


Fig. 1. 17. Esquema de la zona plástica creada por la sobrecarga

Aunque este mecanismo no permite explicar toda la variedad de comportamiento producido con distintos materiales, condiciones ambientales, niveles y tipos de carga y longitudes de grieta, sí puede decirse que el cierre de grieta producido por plasticidad es considerado el principal causante de los efectos de secuencia producidos en metales [[14][16]].

El efecto de otros mecanismos considerados a continuación será apreciable básicamente con valores de ΔK bajos siendo difícil cuantificar sus efectos, si bien existen modelos que consideran poco significativo el cierre por plastificación frente a otros mecanismos explicativos de los efectos de secuencia [27] [27]

1.6.2. Bifurcación y deflexión de la grieta.

En algunas aleaciones metálicas con tendencia a deformación por acumulación de dislocaciones en planos de deslizamiento, durante una sobrecarga e inmediatamente después de ella puede producirse la bifurcación o deflexión de la grieta, volviendo posteriormente, después de cierto avance, a la dirección de propagación previa a la sobrecarga. La variación de orientación de la grieta y el avance a lo largo de una trayectoria inclinada hace que el crecimiento se produzca en modo mixto produciéndose una reducción del factor de intensidad de tensiones, que justificaría este mecanismo como causante del efecto de secuencia. Sin embargo, se ha comprobado experimentalmente que, mientras unas veces se detecta retardo durante el avance de la grieta con trayectoria inclinada otras; se produce una aceleración, comenzando el retardo una vez que vuelve a la trayectoria original. En este último caso, no está clara la razón por la que, habiéndose producido una reducción del factor de intensidad de tensiones se produce una aceleración en el crecimiento de la grieta.

Fleck [16][16] a partir del análisis de diversos resultados experimentales obtenidos por él mismo y otros autores, llega a la conclusión que este fenómeno no es una causa dominante de retardo cuando los valores de ΔK son altos. Con niveles bajos de ΔK , sí se produce deflexión de la grieta, ésta puede ser una de las causas de retardo conjuntamente con otros mecanismos.

1.6.3. Cierre de grieta inducido por óxido.

La observación de ciertas anomalías en el crecimiento de las grietas en determinados ambientes con valores de ΔK próximos al umbral de crecimiento, llevó a plantear la posibilidad de que se produjera un efecto de cierre de grieta debido a la oxidación de las superficies de la misma. En efecto, la presencia de una atmósfera corrosiva produce la oxidación de las nuevas superficies generadas durante el crecimiento de la grieta (Fig. 1.18). Con valores de ΔK próximos al umbral de crecimiento, la apertura de la grieta en modo mixto, la rugosidad de las superficies y el cierre de grieta inducido por plasticidad producen una continua rotura y nueva formación de la capa de óxido mediante un mecanismo de fretting. Las partículas desprendidas de óxido producen un efecto de cuña, aumentando el factor de intensidad de tensiones al que se produce el cierre K_{cl} , reduciendo el valor de ΔK_{eff} , reduciendo en consecuencia la velocidad de crecimiento.

El cierre de grieta inducido por óxido se ve potenciado en determinadas condiciones, como son: ambientes oxidantes, pequeños valores de R y ΔK , superficies de grieta rugosas, bajo límite elástico del material y cualquier otra que potencie la oxidación, contacto y deslizamiento entre las superficies. Su efecto sobre la tensión de cierre y la velocidad de crecimiento de la grieta es importante para valores de ΔK próximos al umbral y pequeños valores de R , donde es mayor el cierre producido y menor la parte de ésta debida a la plasticidad; además, cualquier variación de K_{op} tiene mayor influencia sobre da/dN . Por ello, su efecto sobre la vida a fatiga, normalmente sólo es significativo con estas condiciones de carga.

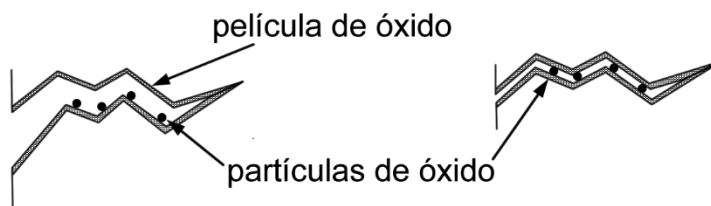


Fig. 1. 18. Cierre de grieta inducido por óxido.

En cuanto al efecto de secuencia producido por este mecanismo, sólo se presenta adicionalmente a otros que hagan descender la velocidad de crecimiento a valores próximos al umbral después de una sobrecarga. En estos casos, al producirse la sobrecarga, la disminución de ΔK_{eff} a valores próximos al umbral ΔK_{th} , activa los mecanismos de crecimiento que incrementan el valor del cierre inducido por óxido.

1.6.4. Cierre de grieta inducido por rugosidad.

Con niveles bajos de tensión, como ocurre con niveles próximos al umbral, la zona plástica tiene dimensiones menores que una dimensión microestructural característica, por ejemplo, el tamaño de grano. En estas condiciones, el crecimiento de grieta se produce a lo largo de un solo sistema de deslizamiento, típico de crecimiento de grietas pequeñas (estado I de crecimiento de grieta por fatiga). Esta forma de crecimiento da origen a una morfología altamente irregular que, conjuntamente con el desplazamiento de las superficies de la grieta en modo II y el desajuste entre las irregularidades de las superficies (Fig. 1.19), da origen a un aumento del valor de K correspondiente al cierre (K_{cl}).

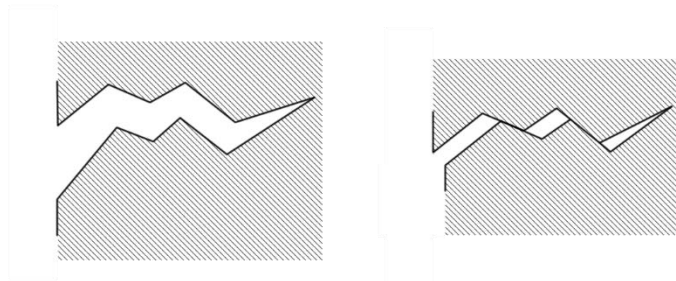


Fig. 1. 19. Cierre de grieta inducido por rugosidad.

Entre los factores que potencian el cierre inducido por rugosidad pueden citarse: zona plástica menor que el tamaño de grano, que induce mecanismos de crecimiento por deslizamiento en un solo sistema; tamaño grande de grano y

microestructura con tendencia a producir deslizamiento en un solo plano, lo que generará mayores asperezas; y deflexiones frecuentes, provocadas por bordes de grano, partículas de segunda fase o cambios bruscos de carga.

Este tipo de cierre de grieta, como en el caso del inducido por óxido, puede influir apreciablemente en el efecto de secuencia cuando una sobrecarga haga descender la velocidad de crecimiento a valores próximos al umbral. Entonces, se activan los mecanismos de crecimiento que incrementan el valor del cierre inducido por rugosidad de la superficie de la grieta, además de hacer mayor su valor en relación al total de las tensiones de cierre.

1.6.5. Condiciones tensión/deformación específicas delante del frente de grieta

Pero el cierre de grieta no es la única fuente de modelos explicativos de los efectos de secuencia. Otras posibles causas las encontramos en el material situado delante del frente de grieta, en el que la presencia de tensiones residuales de compresión, ya sea en la zona plástica total o en la plástica cíclica, podría justificar los efectos de retardo.

5.1. Campos de estudio en fatiga mecánica (MODO - I) en materiales metálicos

El fenómeno de fatiga mecánica en materiales metálicos bajo esfuerzos Modo-I es investigado desde múltiples frentes. Por un lado está la necesidad de proporcionar al ingeniero un método práctico de diseño y por otro la búsqueda de un mejor conocimiento del propio fenómeno, con distintos objetivos parciales y en los que se emplean herramientas muy distintas; no obstante, la interrelación entre ellos es tan marcada que no es fácil hacer una clasificación de los mismos. Con el único objetivo de ubicar los temas tratados en el presente

trabajo podemos plantear una clasificación simple que agrupa estos frentes en campos de estudio, podría ser:

- campo experimental y de diseño.
- Campo de proceso.
- Campo numérico.

1.1.1. Campo experimental y de diseño.

El diseño de componentes a fatiga y el campo experimental son dos ámbitos estrechamente ligados. Las actividades desarrolladas en estos campos son:

* *Diseño de componentes sujetos a fatiga*: sin duda la actividad cumbre desde el punto de vista industrial; es el receptor último de los avances en el resto de actividades, orientando y condicionando en gran medida las investigaciones en ellas (tipo de registros de carga, materiales, geometría, etc.).

* *Diseño y realización de ensayos genéricos de vida*: amplio campo en el que incluimos

- Elaboración de las historias reales de carga (amplitud variable) o generación de registros (aleatoria).

- Definición de condiciones de ensayo (geometrías, ambientales, frecuencias, referencias de inicio y fin de ensayo, etc.), de la información a extraer, instrumentación precisa, calibrado y condiciones de lectura de datos, etc.

- Procesado de datos: primer análisis de representatividad de lecturas y posibles filtrados.

- Análisis de resultados: evaluación de la calidad de los datos en dispersiones, comportamientos irregulares achacables a ensayo y no filtrados, etc.

- Análisis de piezas fracturadas o dañadas.

* *Diseño y realización de ensayos específicos*: ensayos con un fin distinto al registro del crecimiento. Destacar

- Ensayos de umbral.
- Ensayos de K_{IC} / K_{IC} .
- Experimentos con finalidad muy concreta: comprobaciones referentes a comportamiento, de efectos de secuencia, etc.
- Experimentos de medición de K_o : valor del factor de intensidad de tensiones por encima del cual se produce crecimiento, su significado físico dependerá de a quien considere el modelo causa última del cierre (plasticidad, rugosidad, mixto,...).

1.1.2. Campo de estudio del proceso de crecimiento o del propio mecanismo de fatiga.

En este campo se encuentran quienes estudian el propio proceso o mecanismo de propagación como quienes explican el comportamiento del crecimiento apoyándose en variables correlacionadas con el mecanismo real de propagación.

* Estudios a nivel microestructural o cristalino: intentan afrontar el proceso real de formación y propagación de grietas por fatiga. Centrando su atención en el vértice de grieta, elaboran modelos / mecanismos explicativos del crecimiento, generalmente en términos estadísticos.

* Mecánica de Fractura: estudia los campos de tensiones y deformaciones en el entorno de grietas y concentradores, la propagación inestable de grietas y el crecimiento de grietas en procesos de fatiga. En el crecimiento de grietas por fatiga centra su atención en explicar el comportamiento del crecimiento medido, su evolución, en términos de la variable indicadora, generalmente K (MFEL). De esta variable indicadora suele extraerse una fuerza/variable directora del crecimiento ($\Delta K_{efectivo}$) en base a la cual caracterizar la velocidad de crecimiento, en primer lugar para amplitud constante y finalmente, exigiéndole capacidad explicativa de los efectos de secuencia, en amplitud variable.

1.1.3. Métodos numéricos de cálculo / predicción.

Suelen emplearse como herramienta que confirme la validez o capacidad explicativa de una variable directora del crecimiento establecida sobre K o variables relacionadas (por ejemplo, radios plásticos). La validación del modelo y de la variable directora vendrá dada por la coherencia en los resultados parciales de simulación, la sensibilidad a actuación de sobrecargas, la calidad de predicción de vidas (parciales o de evolución y finales) y, finalmente las predicciones a amplitud variable o aleatoria.

Ha venido siendo práctica común evaluarlos por la capacidad de colapsar en una banda estrecha todos los datos de distinto R , entendiéndose que, de conseguirlo, la variable directora es explicativa, en tanto que un valor de la variable tendría asociado un único valor de crecimiento.

Entre los métodos numéricos encontramos métodos deterministas (ciclo a ciclo, o por bloques de carga) y métodos estadísticos (sobre todo el registro), aunque existen modelos con simulaciones ciclo a ciclo en los que se toman variables aleatorias en el comportamiento del material.

Dentro de los deterministas, los basados en elementos finitos son los más extendidos. La identificación del modelo vendrá dada, en primer lugar, por la elección de la variable directora del crecimiento, ya sea esta cierre de grieta inducido por plasticidad ($\Delta K_{\text{efectivo}} = K_{\text{max}} - K_{\text{apertura}}$), cierre de grieta inducido por rugosidad ($\Delta K_{\text{efectivo}} = K_{\text{max}} - K_{\text{min_corregido}}$), deformaciones y tensiones residuales en el frente de grieta (negando absolutamente efectos de cierre), etc. La complejidad del modelo dependerá de las simplificaciones de la realidad que adopte: modelo plano/3D, frente de grieta recto/curvo, comportamiento del material estático/cíclico, características de la superficie de secciones fracturadas en el vértice, etc.

Referencias bibliográficas

[1]Albert W.A.J, Uber treibseile am harz. Archiv fur Mineralogie, Georgnosie Bergbau und Huttenkunde 10, pp. 215-234, 1837.

[2]Rankine W. J., On the cause of the unexpected breakage of the journal of railway axles and on the means of preventing such accidents by observing the law of continuity in their construction, Institution of Civil Engineers, Minutes of Proceedings, Vol 2, pp. 105-108, 1843.

[3]Wohler A., Test to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles, Engineering 11, pp. 199, 1871.

[4]Gerber W., Bestimmung der zulossigen spannungen in eisen constructionen, Z. Bayer Arch. Ing. Ver. 6 , 1874

[5]Palmgren A., Durability of ball bearin, ADVDI. Col 68, No.14, 1924.

[6]Miner M. A., Cumulative Damage in Fatigue, Trans. ASME, J. of Appl. Mech., Vol. 67, pp.159, 1945.

[7]Manson S. S., Discussion of experimental support for generalized equation predicting low cycle fatigue, Trans. ASME, J. Basic. Engr., Vol. 84, No. 4, pp. 537, 1962.

- [8]Coffin L. F., Experimental support for generalized equation predicting low cycle fatigue, Trans. ASME, J. Basic. Engr., Vol 84, No. 4, pp. 537, 1962.
- [9]Inglis C. E., Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners, Transactions of the Institute of Naval Architects, 55, pp.219-241, 1913.
- [10]Griffith A. A., The phenomena of rupture and flow in solids, Trans. R. Soc. (Lond.), Vol. A 221, pp. 163, 1920.
- [11]Irwin G. R., Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, Trans. ASME, J. Appl. Mech., Vol.24, pp. 136, 1957.
- [12]Paris P. C., The growth of fatigue cracks due to variations in load, Ph. D. Thesis, Leigh University, 1962.
- [13]Paris P. C. and Erdogan F., A critical analysis of crack propagation law, Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol. 85, No. 4, pp. 528, 1963.
- [14]Elber W., Fatigue crack closure under cyclic tension, engng. Fract. Mech. 2, pp. 37-45, 1970.
- [15]Elber W., The significance of fatigue crack closure in damage tolerance in aircraft structures, Special Technical Publication 486, ASTM, Philadelphia, pp. 230-242, 1971.
- [16]Wheeler O.E., Journal of basic engineering Vol. 94, pp. 181-186, 1972.
- [17]Willemborg J., Engle F.M., Wood H.A., A crack growth retardation model using an effective stress intensity concept, WPAFB-TM-71-1. 1971.
- [18]ASTM E647-91 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.
- [19]Dugdale D. S., Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 8, No. 2, pp. 100-104, 1960.
- [20] Forman R. G., Kearney V. E. and Engle R. M., Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures, J. Bas. Engng. 89, pp. 459-464, 1967.

- [21] Smith I.F.C. and Smith R. A., Fatigue crack growth in a fillet joint, Eng. Fract. Mech., 18, pp. 861-869, 1983.
- [22] Schijve J., Some formulas for crack opening stress level, Engng. Frature Mech. 14, pp. 461-465, 1981.
- [23] Schijve, J. 2003. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. Review article. International Journal of Fatigue 25 (2003) 679-702.
- [24] Schijve, J. 1978. Four lectures on fatigue crack growth. Engineering fracture mechanics, vol. II pp 167-221, Pergamon press, 1978.
- [25] Skorupa, M., 1999, Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading-a literature review. Part-II: qualitative interpretation. Fatigue Fract Engng Struct 22, 905-926.
- [26] Skorupa, M., 1998, Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading-a literature review. Part-II qualitative interpretation. Part-I: empirical trends. Fatigue Fract Engng Struct 21, 987-1006.
- [27] Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., 1999, Service load fatigue damage- a historical perspective. International Journal of fatigue 21, S35-46.
- [28] ASTM E 1049-85, Standard Practices for Cycle Counting in Fatigue Analysis, 1985.
- [29] Schijve J., The Significance of Flight-Simulation Fatigue Tests, Report LR-466, Delft University of Technology, The Netherlands, 1985.
- [30] Ellyin, F., 1997, Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction. Ed. Chapman & Hall.
- [31] Chang J. B., Round-robin Crack Growth Prediction on Center Cracked tension Specimen under Random Spectrum Loading, Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading, J. B. Chang and C. M. Hudson, Eds., ASTM STP 748, pp 4-40, 1981.

- [32] Ward-Close C.M., Blom A.F. and Ritchie R.O., Mechanisms Associated with Transient Fatigue Crack Growth Under Variable-Amplitude Loading: an Experimental and Numerical Study, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 32, pp. 613-638, 1989.
- [33] Fleck N. A., Influence of Stress State on Crack Growth Retardation, *Basic Questions in Fatigue: Volume I*, J. T. Fong and R. J. Fields, Eds., ASTM STP 924, p. 157-183, 1988.
- [34] Newman J.C., A Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading, *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading*, J. B. Chang and C. M. Hudson (Eds.), ASTM STP 748, pp 53-84, 1981.
- [35] McClung R.C. and Sehitoglu H., On the Finite Element Analysis of Fatigue Crack Closure, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 33, pp. 237-272, 1989.
- [36] Chermahini R.G., Shivakumar K.N., Newman J.C. and Blom A.F., Three-dimensional Aspects of Plasticity Induced Fatigue Crack Closure, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 34, pp. 393-402, 1989.
- [37] De Koning A.U., A Simple Crack Closure Model for Prediction of Fatigue Crack Growth Rates Under Variable Amplitude Loading, NLR MP 8006 U, 1980.
- [38] Ibsø J. B. and Agerskov H., An analytical Model for Fatigue Life Prediction Based on Fracture Mechanics and Crack Closure, *J. Construct. Steel Res.*, Vol. 37, No. 3, pp. 229-261, 1996.
- [39] Zapatero J. and Domínguez J., A Statistical Approach to Fatigue Life Predictions under Random Loading, *Int. J. Fatigue*, Vol. 12, pp. 107-114, 1990.
- [40] Veers P. S., Winterstein R., Nelson D.V. and Cornell C.A., Variable- Amplitude Load Models for fatigue Damage Crack Growth, *Development of Fatigue Loading Spectra*, J.M. Potter and R.T. Watanabe, Eds., ASTM STP 1006, pp 172-197, 1989.
- [41] Tucker L., Bussa S., The SAE Cumulative Fatigue Damage Test Program, R. M. Wetzel (Ed.), *Fatigue Under Complex Loading: Analysis and Experiments*, pp. 1-53, 1977.

- [42] Moreno, B. Variabilidad en el crecimiento de grietas por Fatiga bajo Cargas Aleatorias, Tesis Doctoral, Universidad de Málaga, 2002.
- [43] Newman Jr JC. A crack-closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading. In: Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading, ASTM STP, vol. 748. 1981. p.53-84.
- [44] Newman Jr JC. FASTRAN II - A fatigue crack growth structural analysis program. NASA TM 104159, 1992.
- [45] Lapetra,C., Mayo,J., Domínguez,J.. The randomness of fatigue crack growth under constant-amplitude loads. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., vol. 17, pp. 589-600, 1996.
- [46] Moreno,B., Martin,A.,Lopez-Crespo,P., Zapatero,J., Dominguez, J., On the use of NASGRO software to estimate fatigue crack growth under variable amplitude loading in aluminium alloy 2024-T351. 7th International Conference on Material and Component Performance under Variable Amplitude Loading, VAL 2015
- [47] NASGRO Reference Manual (version 6.02), NASA Johnson Space Center and Southwest Research Institute; 2010
- [48] Shercliff, H.R., Fleck, N.A. “Effect of specimen geometry on fatigue crack growth in plane strain - I. Constant amplitude response”. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 13, No. 3, pp. 287-296, 1990.
- [49] Keith Donald, FTA, and Mark James, Alcoa, Private Communication, 2009.
- [50] Forman R. G., Kearney V. E.,Engle, R. M., Numerical Analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures, J. Bas. Engng, 89, pp. 459-464, 1967.
- [51] Martín, A. “El uso del modelo de simulación Strip Yield Model propuesto por Newman para el cálculo de crecimiento de grietas por fatiga”. Proyecto fin de carrera, ETSII Málaga, 2004.

- [52] Donald, J.K., Paris, P.C., "An evaluation of ΔK_{eff} estimation procedures on 6061-T6 and 2024-73 aluminium alloys. International Journal of Fatigue, vol. 19, S47-S57, 1999.
- [53] Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., "Service load fatigue damage- a historical perspective. International Journal of fatigue 21, S35-S46, 1999.
- [54] Schijve, J. Significance of fatigue cracks in micro-range and macro-range. In: Fatigue crack propagation, ASTM STP 415. Philadelphia (PA): American Society for Testing and Materials; 1967. p. 415-59.
- [55] Wanhill, R.J.H., Low Stress Intensity Fatigue Crack Growth in 2024-T3 and T351. Engineering Fracture Mechanics, vol. 30, N°. 2, pp. 233-260, 1988.
- [56] G.R. Yoder, L.A. Cooley, T.W. Crooker, On microstructural control of near-threshold fatigue crack growth in 7000-series aluminium alloys. NRL Memorandum Report 4787, Naval Research Laboratory, Washington, DC (April 1982).
- [57] R.J. Stofanak, R. W. Hertzberg, J. Leupp, R. Jaccard, On the cyclic behavior of cast and extruded aluminium alloys. Part B: fractography. Engng Fracture Mech. 17, 541-554 (1983).
- [58] Forth, S.C., Johnston, W.M., Seshadri, B.R.. "The effect of the laboratory specimen on fatigue crack growth rate". Proceedings of the 16th European Conference of Fracture, Alexandroupolis, Greece, July 3-7, 2006.
- [59] Newman, J.C., Brot, A., Matias, C. Crack-growth calculations in 7075-T7351 aluminium alloy under various load spectra using an improved crack-closure model. Engineering Fracture Mechanics 71 (2004) 2347-2363.
- [60] Newman Jr JC. A crack-opening stress equation for fatigue crack growth. Int J Fract 1984; 24: R 131-5.
- [61] Mc Master, F.J., Smith, D.J., Predictions of fatigue crack growth in aluminium alloy 2024-T351 using constraint factors. International Journal of fatigue 23 (2001) S93-S101.

[62] Skorupa, M., Machniewicz, T., Schijve, J., Skorupa, A. Application of the strip-yield model from the NASGRO software to predict fatigue crack growth in aluminium alloys under constant and variable amplitude loading. *Engineering Fracture Mechanics* 74 (2007) 291-313.

[63] Yamada, Y., Ziegler, B., Newman, J.C. Application of strip-yield model to predict crack growth under variable-amplitude and spectrum loading- part1: Compact specimens. *Engineering fracture mechanics* 78 (2011) 2597-2608.

[64] C. van Kranenburg, Fatigue crack growth in aluminium alloys. Ph. Thesis. Technische Universiteit Delft. ISBN 978-90-9025170-7 (2010)

2. MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA

En este capítulo se profundizará en los campos de la fatiga relacionados con el presente trabajo y que proporcionan las bases teóricas y experimentales sobre las que se fundamentan nuestras propuestas.

Los distintos enfoques con los que se plantean las fuerzas directoras del crecimiento de grieta (variables que determinan el crecimiento) son comentados, centrando especialmente nuestra atención en aquellas relacionados con el cierre de grieta.

A modo de revisión histórica y guiados por las exposiciones de Newman[25] y Shijve [26] , se trazan algunos de los modelos que permiten reproducir el comportamiento del material ante sollicitaciones cíclicas y la aplicación de los mismos considerando el proceso de carga previsto. Esto último puede hacerse mediante la simulación ciclo a ciclo del proceso de fatiga, hasta que se produzca el fallo, o de una forma global, a partir de la definición estadística del proceso de carga, determinando la vida esperada del elemento y, dependiendo del modelo estadístico, su distribución.

El modelo Strip Yield propuesto por Newman es desarrollado y comentado: sus características, simplificaciones de las que parte, prestaciones y diagrama de flujo del programa.

2.1. Variable/fuerza directora del crecimiento. Formulación de velocidades de crecimiento.

La expresión de la variable directora del crecimiento suele coincidir sean cuales sean los fundamentos que la sustentan, y corresponde a la forma ya presentada para el cierre de grieta por plasticidad (PICC):

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_o \quad (2.1)$$

En la que se ha sustituido K_{op} por el neutro K_o . K_o es el factor de intensidad de tensiones a partir del cual el K_{max} del ciclo comienza a provocar daño en forma de crecimiento.

En la actualidad aún no está cerrado el debate sobre qué mecanismos son los que controlan los efectos de secuencia y, si bien se ha limitado el número de los considerados principales posibles causantes, no hay consenso sobre si actúan aisladamente, conjuntamente o, según qué zonas, de manera aislada o combinada.

Los mecanismos de mayor aceptación actualmente son tres, dos relacionados con el cierre de grieta y otro con las tensiones y deformaciones locales delante del frente de grieta. Vamos a ver a continuación la formulación de la variable directora para cada uno de ellos, actuando aisladamente como único justificante de efectos de secuencia.

2.1.1. Condiciones tensión / deformación delante del frente de grieta como variable directora.

El número de autores que no conceden al cierre de grieta un papel clave en el crecimiento de grietas sigue siendo representativo. Suelen necesitar dos variables directoras para reflejar las condiciones específicas de tensión y deformación en el vértice de grieta, empleando generalmente K_{max} y ΔK .

Es recogida aquí las líneas generales de una de las propuestas al entender que hace evidente la disparidad de criterios en el esencial aspecto de la variable directora; también es interesante esta propuesta por emplear, para la variable directora, la misma estructura que se incluye en el mecanismo de cierre y por las relaciones finales a las que llega.

La confirmación experimental de las predicciones de modelos numéricos referentes a la presencia de tensiones residuales de compresión delante del vértice de grieta en el momento de alcanzar condiciones de apertura (aplicada S_{op}), ha llevado a algunos autores a plantear que el nivel de tensiones preciso para provocar crecimiento debe ser superior a S_{op} .

Skorupa [7] comenta los trabajos en los que, del análisis de datos de valores de carga frente a desplazamientos de apertura del vértice de grieta, se concluye que para provocar deformaciones plásticas en el vértice de grieta debe aplicarse una carga S_0 , mayor que S_{op} . Desde el factor de intensidad de tensiones asociado a esa tensión de inicio de plastificaciones (K_0) elabora su variable directora (2.1)

La relación lineal que encuentran entre el ΔK_{ef} que define y la dimensión de la zona plástica inversa (ω), correlacionada con la velocidad de crecimiento, da solidez a su variable directora.

2.1.2. Cierre de Grieta Inducido por Plasticidad.

Es el mecanismo más extendido y chequeado como explicativo de los efectos de secuencia, consolidándose experimentalmente y por la capacidad de predicción de los modelos en él basados como la principal causa de estos efectos.

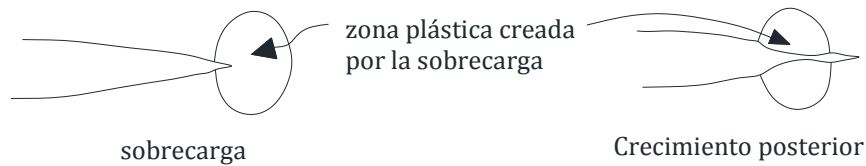


Fig. 2.1. Cierre de grieta inducido por plasticidad (PICC).

La variable directora es $\Delta K_{ef} = K_{max} - K_0$; donde K_0 es el factor de intensidad de tensiones asociado a la tensión de apertura. Caso de que $K_{min} > K_0$, $\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{min}$. La variable pretende ser plenamente explicativa, por lo que un valor de ΔK_{ef} debe implicar una velocidad de crecimiento, indistintamente de R y espesor de probeta. La relevancia del modelo ha dado lugar a toda una serie de técnicas de medición de S_{ap} , incluso normalizadas por ASTM.

La evaluación de K_0 la realiza desde el cálculo del factor de intensidad de tensiones que provoca la estela plástica en el vértice de grieta a S_{min} , igualando $(K_0 - K_{min}) = K_{estela\ plástica\ a\ S_{min}}$.

En procesos de amplitud constante y R no excesivamente altos, el vértice de grieta permanece cerrado a S_{min} ; al ser zona de alta deformación plástica, casi inmediatamente se comienza el ramal de descarga del ciclo ambas superficies recién fracturadas entran en contacto corrigiendo parcialmente los alargamientos sufridos conforme se acerca a S_{min} .

Las principales críticas que recibe el PICC como mecanismo explicativo único son:

en situaciones de deformación plana (lo más frecuente en pequeñas grietas sujetas a fatiga), Vasudevan insiste en la imposibilidad de la generación de estela plástica al no ser viable la aportación de material a esa zona desde una contracción transversal.

Bowles mediante réplicas plásticas de la apertura de grieta en la zona de deformación plana concluye que el vértice de grieta permanece abierto, sin contacto entre superficies fracturadas. Los modelos PICC son incapaces de contemplar esta situación en amplitud constante; en variable, como por ejemplo vértice en ensayos de umbral con ΔK decreciente [4], si lo serán.

Paris [2] cuestiona el origen del cierre por plastificación del vértice al apreciar persistencia de niveles de cierre aún bajo cargas inversas, con marcado contacto entre superficies, situación en la que deberían desaparecer esas deformaciones locales.

Las respuestas en retardo ante sobrecargas de tracción son sobreestimadas por estos modelos basados en PICC. La causa parece encontrarse en una sobreestimación del valor de cierre, incapaz de ser justificada desde este mecanismo actuando de manera aislada.

Vasudevan

[3] destaca la incapacidad del modelo de cierre para justificar el efecto de K_{max} (para R en las que no existe cierre) sobre las velocidades de crecimiento.

La réplica al a) viene dada por series de ensayos realizados para tal fin [12] sobre dos series de probetas sujetas a fatiga en dos niveles de ΔK (alto y bajo), con medición de apertura, se analizó la evolución del K_{op} cuando distintos espesores de capa superficial lateral eran eliminados de las probetas (Fig. 2.2). Tal como era previsible, para los ensayos de alto ΔK , los K_{op} disminuían sensiblemente cuando se eliminaban las capas más próximas a laterales, donde estados asimilables a tensión plana hacían participar estas zonas en la mayor parte del cierre total. Sin embargo, a cierto nivel de espesor retirado, K_{op} se mantiene indiferente a mayores mecanizados.

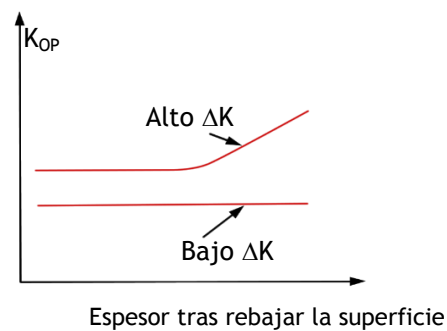


Fig. 2.2. *Evolución de los niveles de apertura frente al mecanizado superficial.*

Siempre queda cierto valor de cierre/apertura sea cual sea el espesor retirado, lo que viene a confirmar las plastificaciones de estela en deformación plana. Estos ensayos resultan mucho más evidentes en aceros que en aleaciones de aluminio.

Admitida la réplica a a) por los ensayos a alto ΔK , surge una duda originada de la comparación de comportamientos entre los ensayos a alto y bajo ΔK . ¿es distinta la participación de las superficies libres en el cierre por plastificación cuando los niveles de ΔK son bajos?, ¿acaso no existen las condiciones tensión plana - deformación plana que tomamos como evidentes en el ensayo anterior?.

La respuesta a estas cuestiones puede encontrarse en un mecanismo de cierre alternativo, capaz de dar réplica a los puntos b), c) y d); este mecanismo de cierre es el cierre inducido por rugosidad.

2.1.3. Cierre de grieta inducido por rugosidad (RICC).

Las causas de activación del mecanismo de cierre de grieta inducido por rugosidad y las observaciones experimentales que sustentan al RICC como única variable directora explicativa del proceso de crecimiento en amplitud constante y de los efectos de secuencia son expuestas en este epígrafe.

Kujawski [5] indica que en condiciones próximas a umbral el crecimiento está asociado a avances de la grieta sobre planos inclinados respecto al Modo-I de carga, dando lugar a una superficie de fractura muy irregular. Igualmente en zonas de bajas velocidades de crecimiento, si no se llegan a invertir completamente los desplazamientos de cortadura del frente de grieta en el ciclo, como puede ocurrir por sobrecargas (cierre de grieta por rugosidad) o interacciones físico-químicas con el ambiente (cierre de grieta por corrosión), se producen desacoples entre las irregulares caras de forma que, en la descarga, las superficies con irregularidades desacopladas entran en contacto entre si impidiendo el cierre total de grieta al actuar como cuñas; el vértice de grieta bajo este mecanismo permanece abierto (tal como experimentó Bowles). En la zona de crecimiento de Paris predomina un crecimiento continuo en el que, si bien puede darse este tipo de efectos, es mucho menos pronunciado.

Suresh [6] recoge como efectos generadores de retardo por sobrecarga la bifurcación de grieta y las tensiones residuales de compresión, que pueden acentuarse al activarse desplazamientos en Modo-II y el RICC que conllevan.

La crítica de Paris al PICC referente a la persistencia de cierre aún bajo carga inversa tiene su origen en las experiencias con grandes sobrecargas de compresión. Teóricamente el mecanismo de rugosidad parece más adecuado para justificar este comportamiento que el PICC, ya que la irregularidad superficial dificulta la eliminación del cierre. El análisis de piezas fracturadas avala finalmente el RICC al apreciarse en las piezas los efectos de una gran abrasión entre superficies [7] La consideración del RICC en estudios con aleaciones de aluminio resulta especialmente interesante dado que en ellas el RICC se manifiesta claramente.

Tanto el PICC como el RICC son mecanismos de cierre, provocan el cierre de la grieta en la descarga antes de llegar al valle del ciclo. La diferencia entre ellos la encontramos, además de en la cantidad de material precisa para alimentar cada mecanismo (que en el caso de RICC podría considerarse nula con lo que evitaría cualquier crítica respecto a su actividad en deformación plana), en que en amplitud constante en el PICC la grieta se encuentre cerrada a S_{min} , mientras

que en RICC permanece abierta. Esta diferencia es expresable en términos de distancia del vértice a la cual aparece la “cuña” de material.

La presencia de material más allá de la línea ideal de superficie fracturada y que da lugar a grieta abierta a S_{min} se conoce como “crack tip shielding”, protección de frente de grieta o cierre parcial de grieta.

Los primeros trabajos sistemáticos sobre el cierre parcial de grieta incluyendo la formulación de una variable directora son realizados por Chen [[8] [9]]En la Fig. 2.3 se esquematiza el planteamiento de Chen; el gráfico viene dado en desplazamientos de apertura del vértice de grieta (CTOD) frente al nivel de carga expresado en forma de K para un proceso a amplitud constante. La curva de trazo grueso (marcada como “fatigue crack”) pone en relación K y CTOD siguiendo el ramal de carga del ciclo, pasando por el valor $K_{op}-\delta_{op}$ fruto de la aplicación del “compliance offset method” (ASTM E647: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates”), mostrando relación lineal tras él. Los rangos ΔK y ΔK_{ef} (en la formulación de Elber: $K_{max}-K_{op}$) son pues

conocidos.

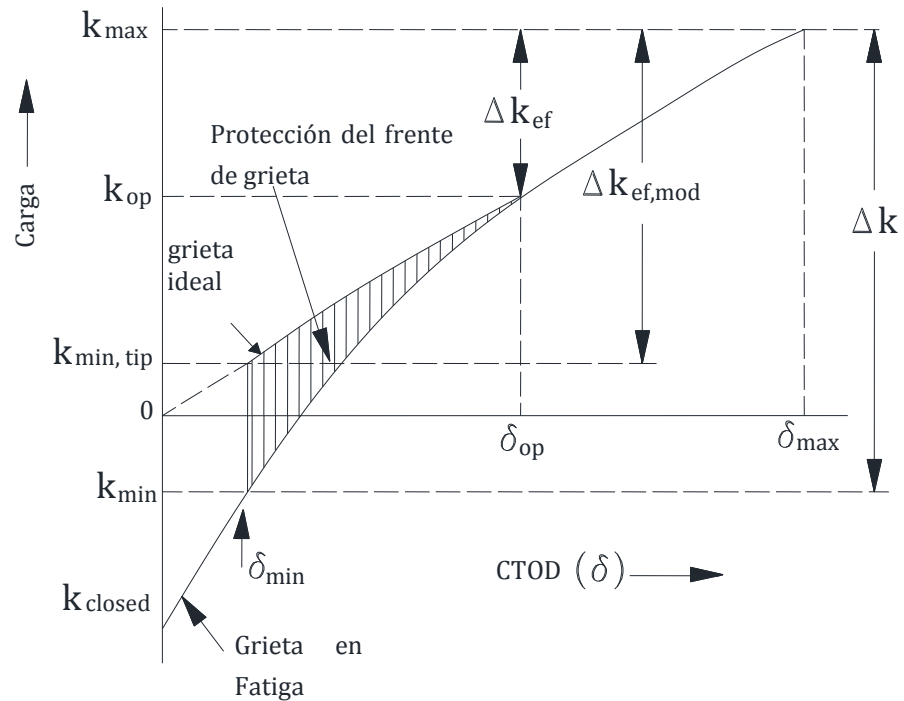


Fig. 2.3. Comparación de ΔK , ΔK_{ef} , y $\Delta K_{\text{ef-modificada}}$ por efecto "crack tip shielding" según Chen.

Chen hace ver que el factor de intensidad de tensiones que a $K_{\min}$ percibe el vértice de grieta no es $K_{\min}$; al encontrarse a ese nivel abierta la grieta, el vértice está sufriendo unos desplazamientos CTOD de valor $\delta_{\min}$ que, para una grieta que no tuviese esa rugosidad protectora (y que experimentaría un comportamiento lineal desde el origen), requeriría un K de valor $K_{\min, \text{tip}}$. Desde ese valor equivalente para el vértice de grieta en la imposición de desplazamiento Chen formula su variable directora:

$$\Delta K_{\text{ef, mod}} = K_{\max} - K_{\min, \text{tip}} \quad (2.2)$$

Chen concluye que $\Delta K_{ef,mod}$ es mucho más apropiado como variable directora que la de Elber para la zona umbral, a la que considera muy expuesta a rugosidad superficial. Sugiere igualmente que sobre esta variable directora el umbral es único y característico del material ($\Delta K_{ef,mod,th}$).

Si se admite esta variable directora como explicativa también de efectos de secuencia es fácil justificar la diferencia de comportamiento que incluimos como crítica a PICC (Fig. 2.1); la sobrecarga activa RICC y, aunque el valor de cierre sea bien predicho, el rango efectivo de K es mayor que el de Elber y, por tanto, los efectos de secuencia son menos marcados.

Con planteamiento muy parecido y admitiendo como único mecanismo el RICC, Donald y Paris [[10] [11]] aportan varias expresiones de variables directrices que acotan el valor que ellos toman por “cierto” y que surgen del “modelo de cierre parcial de grieta” que es expuesto a continuación.

En la Fig. 2.4 superior se ve la grieta parcialmente cerrada por causa de la rugosidad de las superficies fracturadas. Esta “realidad” la modelizan como una cuña rígida de semialtura “h” y activa a distancia “d” del vértice en la Fig. 2.4 intermedia; aquí la grieta está en condiciones exactas de apertura, dando lugar la S remota aplicada a un desplazamiento superficial a distancia “d” del vértice igual a la semialtura “h”. Si se supone apertura del vértice de tipo parabólico, el valor de K de apertura será:

$$K_{op} = \frac{E * h}{2} * \sqrt{\frac{\pi}{2 * d}} \quad (2.3)$$

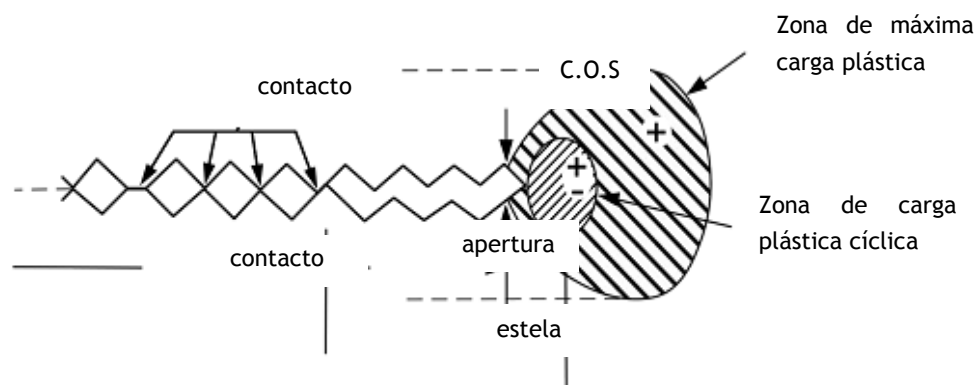


Fig. 2.4. *Modelo de contacto por rugosidad con vértice de grieta abierto*

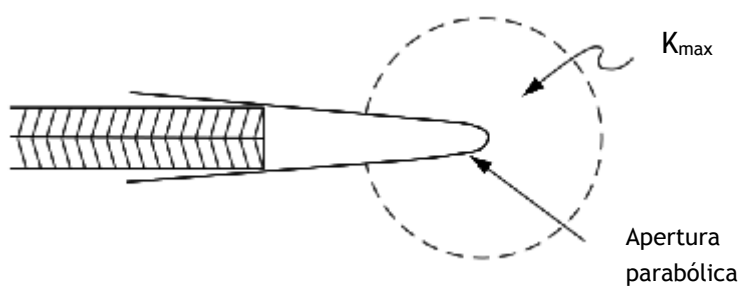


Fig. 2.5. *K_{max} cuando se produce la apertura en el camino de grieta capaz de salvar la cuña que supone la rugosidad.*

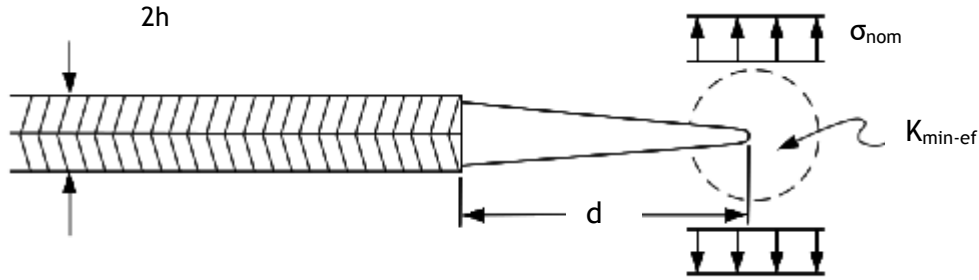


Fig. 2.6. Condiciones en las que se determina el K asociado a S_{min} en el vértice y que sirve de referencia para establecer el valor efectivo.

Más complejo es establecer el K que genera en el vértice la presencia de esa cuña rígida cuando la tensión es S_{min} (Fig. 2.4 inferior), resolviéndolo mediante superposición de dos problemas: K originado por la cuña como desplazamiento impuesto en la superficie a distancia “ d ”, y el K originado por la tensión remota S_{min} ; el $K_{min,ef}$ o equivalente es:

$$K_{min,ef} = \frac{E * h}{\sqrt{2 * \pi * d}} + \sigma_{nominal} * \sqrt{\frac{\pi * d}{2}}; \quad (2.4)$$

Sustituyendo aquí la expresión de K_{op} :

$$K_{min,ef} = \frac{2}{\pi} * K_{op} + \sigma_{nominal} * \sqrt{\frac{\pi * d}{2}} \quad (2.5)$$

y la variable directora queda:

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - \frac{2}{\pi} * K_{op} - \sigma_{nominal} * \sqrt{\frac{\pi * d}{2}} \quad (2.6)$$

esta variable directora la acota mediante variables de fácil obtención, como cota inferior define el método $2/\pi_0$, y como superior el $2/\pi$. Para ambos métodos

se da la expresión original de ΔK_{ef} , y las derivadas de él: K_0 (como factor de intensidad de tensiones a partir del cual se produce crecimiento) y “q” (relación K_0/K_{max}).

Método 2/ π_0 :

$$\begin{aligned}\Delta K_{ef} &\leq \Delta K_{2/\pi_0} = K_{max} - \frac{2}{\pi} * K_{op}; \\ K_0 &\geq K_{0(2/\pi_0)} = \frac{2}{\pi} * K_{op}; \\ q_0 &\geq q_{0(2/\pi_0)} = \frac{2}{\pi} * q_{op}\end{aligned}\tag{2.7}$$

Método 2/ π :

$$\begin{aligned}\Delta K_{ef} &\geq \Delta K_{\frac{2}{\pi}} = K_{max} - \frac{2}{\pi} K_{op} - \left(1 - \frac{2}{\pi}\right) \\ K_0 &\leq K_{0(\frac{2}{\pi})} = \frac{2}{\pi} K_{op} + \left(1 - \frac{2}{\pi}\right) K_{min} \\ q &\leq q_{0(\frac{2}{\pi})} = \frac{2}{\pi} q_{op} + \left(1 - \frac{2}{\pi}\right) R\end{aligned}\tag{2.8}$$

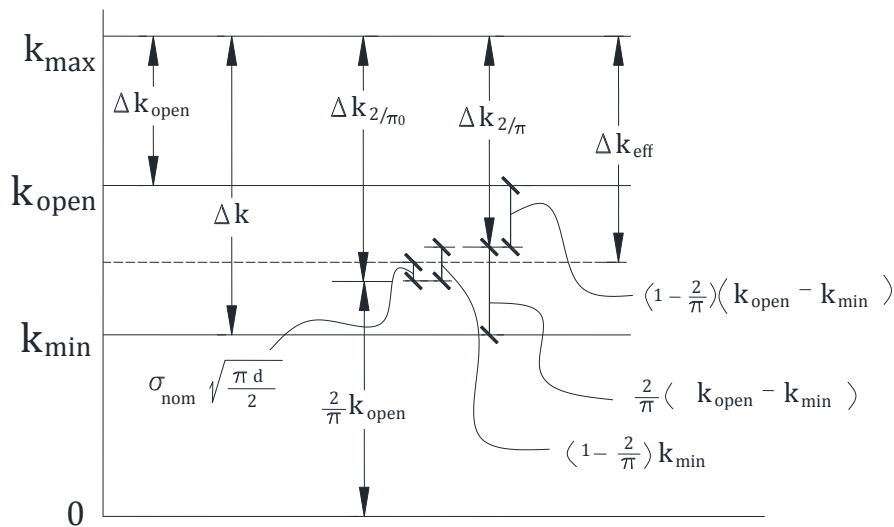


Fig. 2.7. Acotación de la variable directora de Donald mediante los métodos $2/\pi$ y $2/\pi_0$.

Las principales críticas que recibe el PICC como mecanismo explicativo único son:

Las conclusiones a extraer de los ensayos de Telesman son muy críticas con la idea de RICC como mecanismo único, especialmente para valores de $K_{\max}$ y ΔK elevados. La Fig. 2.2, que es empleada para la defensa del PICC en deformación plana, en los ensayos a alto ΔK tendría una marcada y repentina dependencia del estado de tensiones, lo cual no parece razonable.

Otro ensayo de Telesman consistió en la eliminación del camino recorrido por la grieta en su avance (Fig. 2.8.). Para bajos niveles de ΔK , el mecanizado progresivo a distancias del vértice inferiores a 4mm da lugar a una sistemática bajada de los niveles de cierre, lo cual encaja perfectamente con las representaciones que se han expuesto del RICC (zona final de grieta abierta y

una zona ancha de contacto superficial). Sin embargo, para altos niveles de ΔK , no se aprecian alteraciones de cierre aún llevando el mecanizado hasta 0.33mm del frente. Esta última situación sería propia del PICC, con una estela plástica activa en las proximidades del vértice que se ve suavizada con el crecimiento de la grieta.

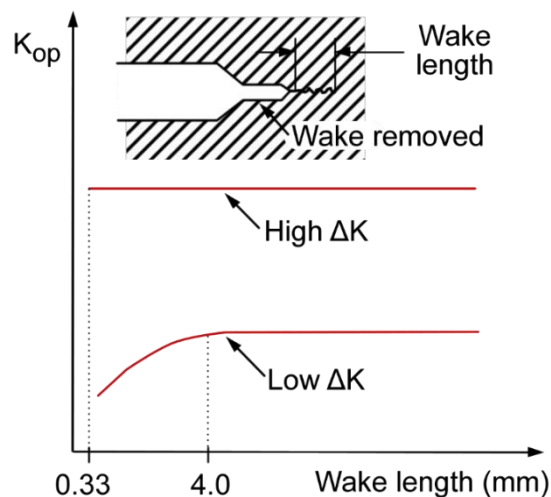


Fig. 2.8. Ensayo de Telesman de mecanización del recorrido de la grieta y sus efectos sobre los niveles de apertura.

En el ensayo mostrado en la Fig. 2.1 de comparación entre predicciones de PICC y retardos reales, que servían para justificar el RICC, las mediciones que se realizaron sobre punto de contacto inicial entre superficies concluían en que este tenía lugar a distancias inferiores a 0.5mm, lo cual es más propio de un mecanismo PICC.

Al igual que hemos comentado que experimentalmente se han podido comprobar los efectos de rugosidad (abrasión entre superficies), son muchos los casos y materiales en los que, ante fuertes sobrecargas y muy marcados retardos, no es apreciable lo que debiera ser evidente. El PICC, con una plastificación inversa mucho menos agresiva, si responde al análisis de superficies fracturadas.

2.1.4. Variable directora sobre mecanismo mixto PICC-RICC.

Las posturas extremas (mecanismo único explicativo) tienden ante las evidencias empíricas a suavizarse, llegándose parece que finalmente a un cierto consenso en la existencia de una variable directora (ΔK_{ef}) definida sobre un K_0 controlado por un mecanismo RICC en situaciones de deformación plana y bajos ΔK , y por un mecanismo PICC para zonas de evolución lineal en las velocidades (zona Paris) y ΔK superiores.

La comentada evolución de planteamientos de los defensores de mecanismo único puede quedar resumida:

Paris y Donald, defensores del RICC plenamente explicativo ante la concordancia de sus planteamientos con las mediciones de valores efectivos de K mediante el método ACR (que veremos en próximo apartado), detectan que las mediciones del método ACR son incompletas. Por diseño, el ACR es plenamente capaz de recoger el RICC, pero muestra carencias para reflejar fielmente el PICC que les complete el modelo y haga posible el colapso de velocidades de crecimiento para distintas R (situación que consideran de validación del método).

Proponen una variable directora mixta cruzando medición ACR y K_{op} . Requiere la introducción de un valor externo al que denominan K_{base} que es el valor de K_{max} en el que el cierre pasa a ser controlado por PICC.

$$\Delta K_{ef} = \Delta K_{ACR} - \left(\frac{K_{max}}{K_{base}} \right) * (\Delta K_{ACR} - \Delta K_{op});$$

$$para : K_{max} \geq K_{base} \rightarrow \Delta K_{ef} = \Delta K_{op} \quad (2.9)$$

Kujawski [5] cruza método $2/\pi$ de Donald con K_{op} en forma parecida a la mixta de Paris, pero la transición entre mecanismos no es lineal sino exponencial e introduce como variable el valor de $K_{max,th}$ de cada R . Los resultados que obtiene (si el objetivo es el colapso de curvas) son realmente buenos para uno de los

aluminios empleados en esta tesis, si bien sólo trabaja con dos R; con otros materiales y un mayor número de registros a colapsar, empeoran. En el siguiente epígrafe se abundará sobre este trabajo.

2.1.5. Doble variable directora.

Krenn y Morris contrastan similitudes y diferencias entre los modelos básicos de variable directora:

los modelos basados en $K_{\max}$: modelos de dos variables directoras ($K_{\max}$ y ΔK). La dependencia que tiene el crecimiento respecto a $K_{\max}$ la explican por las tensiones internas presentes delante del frente de grieta.

los modelos basados en cierre de grieta: modelos de variable directora única (ΔK_{ef}). Demostrado que “q” ($K_0/K_{\max}$) es función de R y $K_{\max}$ [17] se asume que los efectos que tenga $K_{\max}$ sobre el crecimiento ya son contemplados por la variable ΔK_{ef} .

Es la aceptación de variable directora única en modelos de cierre de grieta el justificación de tomar el colapso de las distintas curvas de crecimiento (en representación $da/dN - \Delta K_{ef}$) como prueba de la calidad de un método o modelo al evaluar K_0 .

Al comentar modelos basados en cierre de grieta, valoran muy positivamente lo que entienden como una manera de cruzar mecanismos RICC y PICC por parte de Paris-Donald [10] . Para salvar los defectos de colapso de las curvas de velocidades de crecimiento de distintas R, Paris-Donald incluyen una corrección en su variable directora:

$$\Delta K_{ef} = A * (\Delta K_{ef(*)})^{(1-n)} * (K_{\max})^n \quad (2.10)$$

donde “n” es el “exponente de sensibilidad a $K_{\max}$ normalizado”, es característico del material y toma valores entre 0.1 y 0.25. En este análisis “A”

toma valor 1. $\Delta K_{ef(*)}$ es el valor efectivo proporcionado por el método de estimación que se emplee (ACR, $2/\pi_0$, K_{op} , ...). La incorporación de K_{max} a la variable directora es justificada por los autores e interpretada por Krenn de distinta forma.

Paris-Donald, asumiendo una correcta medición de valores de cierre en $\Delta K_{ef(*)}$, justifican la inclusión del término de sensibilidad a K_{max} por “efectos de segundo orden sobre los efectos de R”. Consiste en una corrección de la variable directora que les proporciona colapso de curvas sobre un rango de velocidades de crecimiento casi completo.

Para Krenn [14] [14] , que lee la ecuación de la forma:

$$\Delta K_{ef} = A * (\Delta K_{ef(ACR)})^{(1-n)} * (K_{max})^n = A * \frac{\Delta K_{ef(ACR)}}{(1 - R_{ef(ACR)})^n} \quad (2.11)$$

la inclusión del término de sensibilidad a K_{max} es un procedimiento que permite completar las mediciones de PICC que el método ACR es incapaz de detectar. Con la apropiada elección de “n” se conseguirá mejorar el colapso en las curvas de crecimiento, lo que a su juicio indica que el nuevo ΔK_{ef} recoge fielmente todo el cierre de grieta.

Con el planteamiento Paris-Donald se está incorporando explícitamente una segunda variable directora (K_{max}) en el modelo de cierre original de Elber (definido como uniparamétrico: $\Delta K_{ef} = K_{max} - K_0$); las curvas de crecimiento, en representación $da/dN - \Delta K_{ef}$, no tienen que colapsarse ya que los efectos de K_{max} darán lugar a pequeñas diferencias que son eliminadas cuando se trabaja con la nueva “variable directora conjunta”.

Resulta interesante comprobar como de manera no explícita son varios los autores que incluyen en modelos de cierre esta segunda variable. Así, Kujawski [5] al introducir su variable directora modificada incluye también K_{max} :

$$\Delta K_{ef} = K_{\max} - K_{op} * \left[1 + \left(\frac{2}{\pi} - 1 \right) * \exp \left\{ - \left(\frac{K_{\max}}{K_{\max,th}} - 1 \right) \right\} \right] \quad (2.12)$$

Otros autores [[15] [16]] recurren la inclusión de $K_{\max}$ como nueva variable directora al afrontar modelos basados en el strip-yield model capaces de contemplar diversos espesores de probeta (desde una geometría de probeta única) o diversas geometrías de probetas (manteniendo espesor). En estos casos debemos hacer notar que el modelo de partida ya incluía una variable adicional relacionada con $K_{\max}$; es la factor de constricción α que comentaremos al exponer el strip-yield model.

2.1.6. Formulación de las velocidades de crecimiento.

Hay dos maneras básicas de acometer la formulación de la velocidad de crecimiento: mediante una expresión única y válida desde zona de umbral a zona afectada por K_c , o mediante un conjunto de tramos lineales que se adapten a la senda de crecimiento de datos de ensayos, ya sea en valores aplicados o efectivos de K .

Las ecuaciones en expresión única son similares a las expuestas en el capítulo I, con la salvedad de que suele sustituirse ΔK por ΔK_{ef} . En general responden a una estructura de ley lineal con correcciones asintóticas en zona umbral y zona de aproximación a K_c (ver Fig. 2.9.).

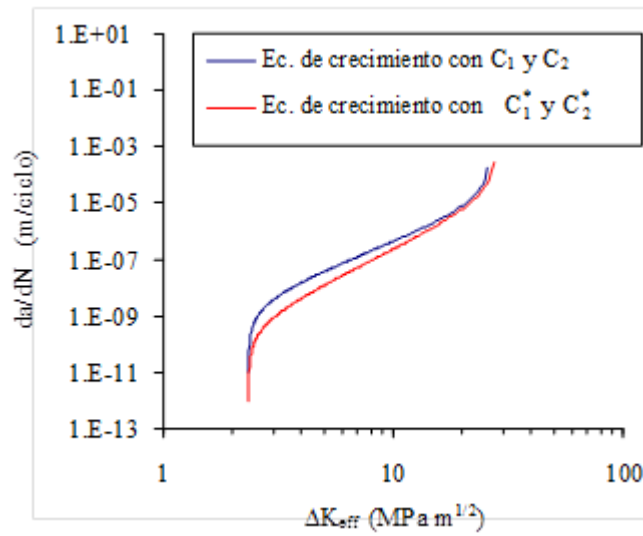


Fig. 2.9. Ejemplos de ecuaciones definidas por expresión única. Un tramo lineal central definido por C_1 y C_2 es forzado a comportamiento asintótico en las aproximaciones a umbral y a K_c .

Las velocidades formuladas desde tramos lineales suelen adaptarse a la senda de crecimiento, con sus comportamientos asintóticos, mediante un número suficiente de segmentos. Como variante menos habitual, estos tramos pueden servir de base para la aplicación sobre ellos de factores de corrección que generen el comportamiento asintótico (Newman [17]). Ambas variantes son expuestas en la Fig. 2.10.

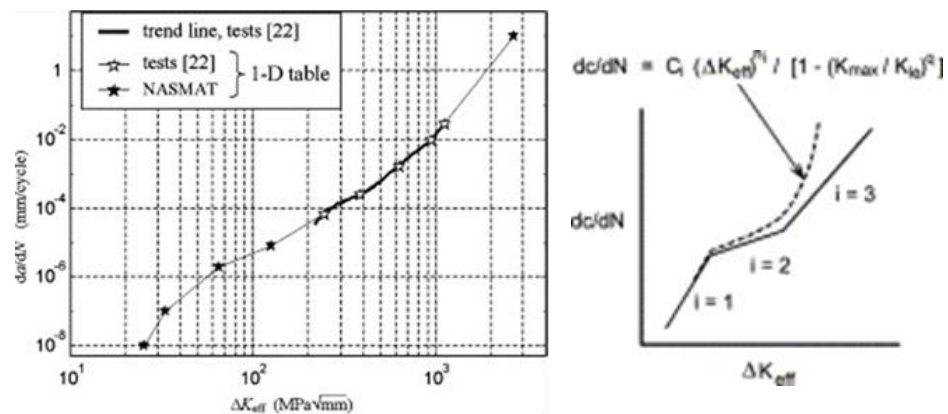


Fig. 2.10. Ejemplos de ecuaciones definidas por tramos lineales simples (Skorupa [20] [20]) y tramos lineales con ponderación K_c (Newman[19])

La adopción de una expresión única tiene como ventajas:

- Facilitan su aplicación a métodos numéricos de simulación.
- Son explicativas al percibirse los distintos efectos sobre las tres zonas de crecimiento con mayor claridad.
- Responden a un procedimiento objetivo de optimización.
- Incluyen con facilidad los efectos asintóticos con lo que una expresión de valores efectivos que incluya el efecto de las tensiones medias está generando un perfil distinto para cada R, adaptándose mejor en estas zonas.

La facilidad de elaboración de sendas de crecimiento por tramos ajustados independientemente hace que sea más utilizado en las referencias. No obstante, es preciso indicar que la selección de los límites de tramos debería responder a

algún criterio preestablecido, no siendo habitual hallar comentarios o justificaciones.

La formulación por tramos lineales tiene como ventajas:

- No presentan el problema de las ecuaciones únicas en el ajuste de parámetros, siendo característica la presencia de infinidad de mínimos locales en una zona, fomentada por la correlación entre algunos de los parámetros a ajustar.
- La calidad del ajuste será mejor que en una representación por ecuación en toda la zona no afectada por asíntotas.
- Suele proporcionar mejores predicciones.
- En el caso de aleaciones de aluminio, con doble concavidad en la zona umbral, se adaptan a una senda que las ecuaciones tradicionales no pueden representar adecuadamente.
- En la variante de tramos lineales con ponderación externa para incluir el efecto de aproximación a K_{IC} , son capaces de generar distintas curvas de crecimiento para cada R.

2.1.7. Modelos analíticos. Métodos de predicción de crecimiento bajo cargas de amplitud variable

En la bibliografía pueden encontrarse numerosos modelos analíticos o métodos de predicción del crecimiento de grietas por fatiga que intentan tener en cuenta los efectos de interacción debidos a la variabilidad de las cargas. Generalmente basados en conceptos de la mecánica de la fractura elástica lineal pueden ser agrupados:

- Modelos basados en la plastificación del frente de grieta:

Asumen que los efectos de interacción de la carga (efecto de retardo) tienen lugar debido a la gran zona plástica desarrollada durante la sobrecarga. Los efectos permanecen activos hasta que la zona plástica desarrollada por los siguientes ciclos sobrepase la zona plástica de la sobrecarga en su crecimiento.

- Modelos basados en el cierre de grieta:

Asumen que los efectos de aceleración y retardo están causados por el cierre de grieta. Variaciones en el régimen de cargas el provocan cambios en los valores de tensión de apertura y, por consiguiente, en el factor de intensidad de tensiones efectivo (ΔK_{ef}) y en la velocidad en los ciclos posteriores.

- Modelos estadísticos:

Relacionan la velocidad de crecimiento con un ΔK efectivo, como ΔK_{rms} , parámetro estadístico que es característico de la función de densidad de probabilidad de la historia de cargas. En cuanto a las predicciones, para determinar la evolución de una grieta es preciso establecer una serie de datos de partida, tales como condiciones de carga, tipo de material, geometría de la grieta, etc. Conocidos estos datos habrá que seleccionar una ley de crecimiento de grieta, expresada en general como:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, \dots) \quad (2.13)$$

El número de ciclos necesarios para provocar el crecimiento de la grieta, de la longitud inicial a_0 hasta una longitud a_f es determinado mediante:

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R, \dots)} \quad (2.14)$$

- Modelos ciclo a ciclo:

Calculando incremento de grieta que se produce en cada ciclo, suman los sucesivos incrementos obteniendo la evolución a -N. En estos modelos se pueden agrupar diferenciando según consideren o no efectos de secuencia.

Los programas de análisis ciclo a ciclo incluyen una serie de pasos o módulos, respondiendo generalmente al siguiente esquema:

1. Definición de geometría del elemento y longitud inicial de grieta a_0 .
2. Determinación, para la geometría considerada, de la función $f(a)$ que permitirá determinar K , en función de la longitud de grieta y de la tensión nominal S :

$$K = f(a) S \sqrt{\pi a} \quad (1.2)$$

Puede ser determinada por puntos ó analíticamente. Incluirá subrutinas de cálculo, librería de funciones para distintas geometrías ó permitirá acceso a método numérico - método de los elementos finitos, por ejemplo- para el cálculo de distintos puntos de la función.

3. Definición de ley de crecimiento $\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, \dots)$ (2.13) y modelo de retardo.

4. Definición de los parámetros del modelo de crecimiento, por ejemplo K_c , K_{th} , el exponente o constantes de la ecuación de crecimiento, etc, y los del modelo de retardo, si se aplica.

5. Obtención de la historia de tensiones. Incluirá en caso necesario una subrutina para contar ciclos a partir de historias de carga suministradas y para generación ciclo a ciclo de la señal a considerar en el análisis. La salida de esta subrutina serán los distintos valores de S_{min} y S_{max} a aplicar secuencialmente al modelo de crecimiento.

6. Determinación de K_{max} y ΔK a partir de $f(a)$, la longitud de grieta, ΔS y S_{max} .

7. Aplicación del modelo de retardo si este fuese necesario, incluyendo cálculo ciclo a ciclo de los parámetros del modelo propios a la ecuación de crecimiento.

8. Determinación del incremento de longitud producido en cada ciclo en función de los parámetros calculados.

$$\Delta a_i = \left. \frac{da}{dN} \right|_i \quad (2.15)$$

y cálculo de la nueva longitud:

$$a_i = a_{i-1} + \Delta a_i = a_{i-1} + \left. \frac{da}{dN} \right|_i \quad (2.16)$$

9. Comprobación de que $a_i < a_f$ y vuelta al punto 5 para continuar el proceso.

Proceso que puede considerarse general para cualquier método de predicción. Los elementos diferenciadores entre métodos estarán en: el método adoptado para considerar los efectos de secuencia, las leyes de crecimiento empleadas (asociadas a veces directamente al método de consideración del efecto de secuencia), el método de contar ciclos (puede no incluirse ninguno admitiendo directamente una secuencia de picos y valles) o la determinación de $f(a)$ (a veces obtenido directamente de una tabla de valores entre los que interpolar).

2.1.8. Predicciones de modelos sin consideración del efecto de secuencia

De los métodos de análisis de crecimiento el más simple es el de acumulación lineal sin consideración del efecto de secuencia. En ese caso debe emplearse un método de contar ciclos, por ejemplo rain-flow, y organizada la secuencia de ciclos a aplicar, solo habrá que determinar ciclo a ciclo $K_{Máx}$ y $K_{Mín}$ y el incremento de longitud producido en el ciclo $(da/dN)_i$, en el orden mostrado en la Fig. 2.11.

Estos métodos que no incluyen los efectos de interacción de las cargas tienden a producir resultados conservativos en general, con vidas de crecimiento menores

que las obtenidas experimentalmente. Cuando las historias de carga producen efectos de secuencia poco importantes, los resultados suelen ser suficientemente aproximados en comparación con los de modelos que si incluyen dichos efectos y normalmente, más conservativos. Si los efectos de secuencia producidos por la historia de carga son importantes, las duraciones predichas pueden ser bastante distintas a las reales: menores, si el efecto predominante es retardo, que es lo usual; y mayores, si existen sobrecargas importantes de compresión que produzcan un efecto de aceleración más acusado que el de retardo generado por las de tracción, lo que es mucho menos frecuente.

2.1.9. Predicciones de modelos basados en la plastificación del frente de grieta.

Se basan en relacionar la velocidad de crecimiento de la grieta bajo cargas de amplitud variable con la interacción de las zonas plásticas desarrolladas en el frente de la grieta. Entre ellos destacan, por ser los más utilizados y base de otros muchos, los propuestos por Wheeler [18] y Willemborg [19] . A partir de ellos se han desarrollado otros más sofisticados.

2.1.10. Predicciones de modelos basados en el cierre de grieta

Estos modelos consideran el concepto del cierre de grieta para determinar la magnitud del retardo producido por una sobrecarga. Proponen una ecuación de

crecimiento del tipo: $\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{ef})$ en la que la determinación de ΔK_{ef} se basa

en obtener las tensiones de cierre mediante ecuaciones empíricas basadas en valores experimentales, obtenidos a partir de ensayos de amplitud constante y de ensayos con una sobrecarga y con bloques de ellas, realizados para cada material. Un ejemplo de aproximación al valor de S_{op} producido por cargas de amplitud

constante es la propuesta por Elber [30] para aluminio 2024-T3 con coeficientes de asimetría R entre -0.1 y 0.7:

$$S_{op} = (0.5 + 0.1R + 0.4R^2)S_{max} \quad (2.19)$$

o la propuesta por Schijve para este mismo material [24]

$$S_{op} = (0.45 + 0.2R + 0.25R^2 + 0.1R^3)S_{max} \quad (2.20)$$

Existen diversos modelos que incluyen procedimientos numéricos más complicados para determinación de la tensión de cierre de grieta ciclo a ciclo, con cargas de amplitud variable [[11] [7]].

Existen varios programas para el análisis del crecimiento de grietas mediante métodos basados en el concepto de cierre de grieta. Unos emplean modelos empíricos para determinar la tensión de apertura en cada ciclo, mientras otros hacen uso de alguna de las distintas variantes del Strip Yield Model (modelo que comentaremos detalladamente en el siguiente capítulo). Pueden ser programas más o menos completos de análisis del crecimiento, formados por los módulos indicados en la Fig. 2.11, incluyendo el tratamiento de las historias de carga con generación ciclo a ciclo de la historia de tensiones, o no lo incluyen y deben recibirla como dato ciclo a ciclo. El uso de estos métodos elimina la necesidad de aplicación de un método de contar ciclos. Además tienen la ventaja, respecto a los basados en tensiones residuales, de necesitar un número menor de parámetros a definir experimentalmente.

Las leyes de crecimiento empleadas pueden ser de cualquier tipo, bien sea una relación da/dN definida por puntos en función de ΔK_{eff} , con interpolación lineal entre los puntos definidos, la propuesta por Elber [30]

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^n \quad (2.21)$$

o más complicada, como la propuesta por Newman:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \Delta K_{eff}^{C_2} \frac{1 - \left(\frac{\Delta K_0}{\Delta K_{eff}} \right)^2}{1 - \left(\frac{K_{max}}{C_5} \right)^2} \quad (2.22)$$

donde

$$\Delta K_o = C_3 \left(1 - C_4 \frac{S_o}{S_{max}} \right) \quad (2.23)$$

En los métodos basados en modelos empíricos, además de una expresión para la tensión de apertura del tipo de las propuestas por de Koning dependientes de las tensiones extremas producidas en cada ciclo y los precedentes, es necesario definir la evolución de la tensión cuando la grieta crece dentro de la zona plástica.

Si la historia de carga tiende a producir una tensión de apertura aproximadamente constante durante el crecimiento de la grieta y el incremento de longitud entre sobrecargas es bastante menor que el tamaño de la zona plástica producida por la sobrecarga, la ley de evolución de la tensión de apertura con el avance de la grieta dentro de la zona plástica tiene poco efecto en el resultado. En ese caso, la precisión de la ley definida no es crítica.

Las expresiones de las tensiones de apertura en función de los valores máximos y mínimos de los ciclos se obtienen normalmente a partir de ensayos con cargas de amplitud constante o de simulación algún método analítico o numérico, por ejemplo, el método de los elementos finitos.

2.2. Comparación cualitativa de los modelos de predicción de crecimiento de grieta a fatiga.

Entre las evaluaciones en revisión histórica realizadas por diversos autores, como Newman [25] y Schijve [26] destacamos las aportadas por Machniewicz y Khan [27]. La revisión de Khan, que Schijve suscribe, incluye un cuadro comparativo sobre capacidades o prestaciones de los diversos modelos muy ilustrativo. No pretende en su exposición indicar cuál puede ser el más adecuado, si no de mostrar en una simple tabla cómo los distintos modelos presentados han ido completando las carencias de los anteriores. Así, desde el modelo estadístico de la “Raíz cuadrática media” (RMS) incapaz de contemplar efecto de secuencia alguno, llega a los modelos “Strip-Yield”.

Resulta de especial interés para la exposición del presente trabajo resaltar la manera en que califica este tipo de modelos, dado que en el capítulo 3 se hará referencia a este análisis. Los únicos aspectos en los que detecta carencias en este tipo de modelos son:

- Regímenes de cargas que incorporen múltiples sobrecargas.
- Efectos del espesor, que considera no adecuadamente contemplados.

En comentario posterior sobre este tipo de modelos critica la arbitrariedad en el uso del factor de constricción al que califica de “parámetro de ajuste”. No obstante, lo evalúa muy positivamente.

DESCRIPCIÓN [TIPO DE MODELO]	FUNDAMENTO FÍSICO	SOBRECARGA AISLADA	SOBRECARGA MÚLTIPLE	INTERACCIÓN DE SOBRECARGA	INFRACARGA AISLADA	INFRACARGA MÚLTIPLE	RETARDO DESFASADO	TRUNCADO DE CARGAS ALTAS	ACCELERACIÓN DE GRIETA	FRENADO DE GRIETA	TRANSICIÓN TENSION PLANA- DEFORMACIÓN PLANA	
											EFFECTO DEL ESPESOR	RETRASO MÁS ALLÁ DE LA ZONA ELÁSTICA
Modelos de Análisis Global												
Modelo RMS	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Modelos de acumulación de Daño Lineal	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Modelos de zona elástica	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Modelo Wheeler	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Modelo Willenborg	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+	-	-
Modelos Willenborg modificados	-	+	-	-	-	-	-	-	+	+	-	-
Modelos de cierre de grieta												
Modelo ONERA	+	+	+	+	+	-	-	+	+	+	+	+
Modelo CORPUS	+	+	+	+	+	-	-	+	+	+	+	-
Modelo PREFFAS	+	+	-	-	+	-	-	+	+	+	-	-
Modelos SY	+	+	+	+	+	-	+	+	+	+	-	+
	+	+	+	+	+	-	+	+	+	+	-	+
+= SATISFACTORIO/BUENO -= NO CONSIDERADO/MALO												

Tabla 2.1. Comparativa de modelos de predicción de crecimiento de grieta a fatiga

2.3. Strip yield model. Programa: fastran-II/98.

Ficha técnica: programa para análisis de crecimiento de grietas.

- modelo PICC / basado en modelo de grieta de Dugdale-modificado.
- Ciclo a ciclo. (responde al diagrama de flujo de la Fig.2.12.).
- Modelo plano simplificado que considera el espesor exclusivamente en sus efectos sobre estado de tensiones en vértice de grieta mediante el parámetro " α ".
- Discretización de entalla, grieta y zona plástica mediante elementos-barra rígido-plásticos perfectos.
- el endurecimiento cíclico del material es simplificado y considerado.
- Ley de crecimiento: Elber corregida por Kc y Kth, o tabla de datos.

El modelo de cierre de grieta y predicción del crecimiento de grietas por fatiga en el que se ha basado este trabajo ha sido desarrollado por Newman [22] e implementado en el programa FASTRAN II

A continuación se describe brevemente el procedimiento empleado por este método.

El modelo de cierre se basa en el modelo de grieta de Dugdale modificado para tener en cuenta las deformaciones plásticas residuales a lo largo de los bordes de la grieta en la estela plástica creada en el avance de la misma.

El tamaño de la zona plástica y el desplazamiento de las superficies de la grieta se obtiene numéricamente resolviendo dos problemas elásticos (Fig. 2.14):

- una grieta ficticia de longitud $a+\rho$, donde ρ es la longitud de la región plástica, sometida a la tensión nominal remota
- una tensión uniforme $-\sigma^*$ aplicada a la superficie correspondiente a la zona plástica, es decir, a lo largo de la longitud ρ , y que actuaría para mantener la grieta cerrada.

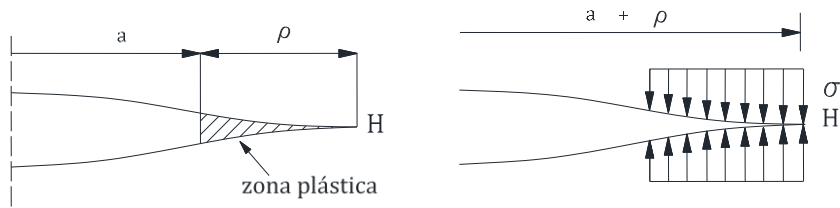


Fig. 2.11. Problemas elásticos resueltos en el modelo de Dugdale.

Newman propone que el tamaño de zona plástica es:

$$\rho = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_{max}}{\alpha \sigma_0} \right) \quad (2.24.a)$$

con

$$\sigma_0 = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_u}{2} \quad (2.24.b)$$

donde σ_{ys} es el límite elástico, σ_u es la tensión de rotura, σ_0 es el límite elástico corregido por endurecimiento cíclico, y α es el “factor de constricción”, un coeficiente para diferenciar los estados de tensión. Para estados de tensión plana $\alpha=1$, $\alpha=1.73$ para la condición de deformación plana de Irwin y $\alpha = 3$ para deformación plana.

Considerando el comportamiento plástico del material y el estado de tensiones, Newman propone un valor para la tensión efectiva de fluencia, σ^* :

$$\sigma^* = \alpha \sigma_0 \quad (2.25)$$

Este modelo exige el conocimiento de una solución de K_I y de los desplazamientos para la geometría y longitud de grieta objeto de estudio, ante las dos hipótesis de carga indicadas. Para algunas geometrías se

conocen soluciones analíticas, en otro caso se usan soluciones aproximadas.

Comparando la grieta real con la ideal del modelo de Dugdale, la longitud $L(x)$ (Fig.2.15) se supone que corresponde al alargamiento total del material situado en la línea vertical correspondiente a la coordenada x . Cuando la grieta crece, el alargamiento residual total del material, a una distancia $x < a$, una vez que el borde de la grieta ha pasado, es $L_c(x_i)$.



Fig. 2.12. Zonas elástica (A) y plástica (B) consideradas en el modelo..

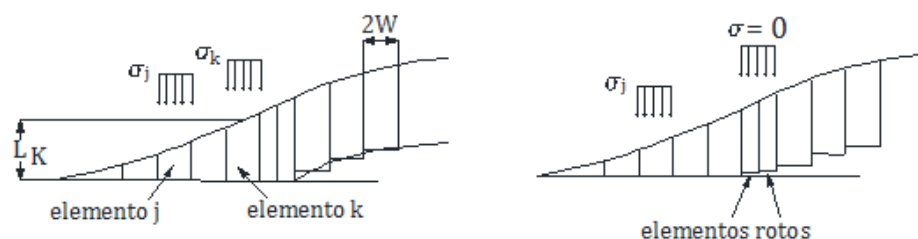


Fig. 2.13. Discretización de la zona plástica en el frente de la grieta.

El estudio numérico distingue dos zonas en el material: una de comportamiento elástico, fuera de la línea de la grieta de Dugdale (A en la Fig. 2.16.); y otra, de comportamiento rígido plástico perfecto (B). Ambas zonas se discretizan con elementos-barra que pueden alargarse o acortarse plásticamente en función de las tensiones producidas en cada ciclo. El ancho de los elementos-barra de la zona plastificada y no fracturada es creciente desde el borde según porcentajes respecto a la zona plástica tabulados. El ancho de los elementos correspondientes a zonas de entalla o zonas fracturadas suele ser creciente desde el borde de

grieta, produciéndose fusiones de elementos-barra cuando su número es superior a $30 + n^\circ$ de elementos en que se discretiza la entalla. (Fig. 2.17.6).

Las leyes de crecimiento con las que trabaja el programa pueden ser de dos tipos:

- tabla de datos $da/dN - \Delta K_{eff}$, con interpolación lineal entre los puntos definidos según ecuación de Elber [30]

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_{eff}^n \quad (2.26)$$

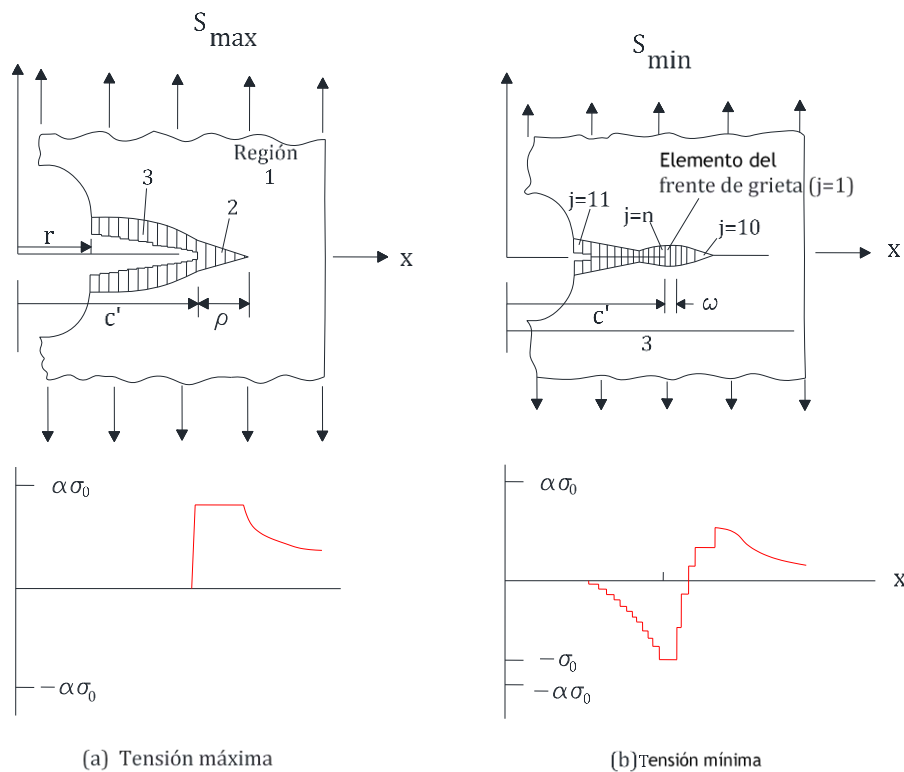


Fig. 2.14. Discretización de estela plástica, y zona plástica de frente de grieta en elementos-barra. Comportamiento ante $S_{máx}$ y $S_{mín}$.

- ecuación de crecimiento sobre toda la horquilla de posibles valores de crecimiento, de la forma:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \Delta K_{eff}^{C_2} \frac{1 - \left(\frac{\Delta K_0}{\Delta K_{eff}} \right)^2}{1 - \left(\frac{K_{max}}{C_5} \right)^{C_6}} \quad (2.27.a)$$

donde

$$\Delta K_0 = C_3 \left(1 - C_4 \frac{S_o}{S_{max}} \right) \quad (2.27.b)$$

Los métodos basados en el Strip Yield Model son los que producen generalmente mejores resultados y necesitan menor número de parámetros y funciones a determinar experimentalmente. Además, sin nuevos parámetros, permiten obtener buenas aproximaciones del crecimiento de grietas cortas. Sin embargo tienen dos inconvenientes en relación a los otros procedimientos citados: es necesario conocer previamente las funciones de influencia entre distintas cotas de las tensiones de los elementos barra y las tensiones remotas, para la geometría de probeta de la que se trate, lo que no ocurre en muchos casos; y el tiempo de cálculo ciclo a ciclo de la evolución de la tensión de apertura hace lento el análisis. El primer problema va resolviéndose progresivamente con el desarrollo de aproximaciones para nuevos casos, siendo actualmente posible la solución de variadas geometrías y formas de carga.

Por otro lado, es conocido que la tensión de apertura producida por una sobrecarga varía muy poco en los ciclos de menor amplitud siguientes a ésta, mientras la grieta va creciendo por la zona plástica creada. Para disminuir el tiempo de cálculo, puede emplearse un procedimiento en el que se sumen los incrementos de longitud cada ciclo, pero no se determine la tensión de apertura más que cada cierto número de ciclos o incremento de longitud. El error en las predicciones es pequeño si el cálculo y actualización de las tensiones de apertura se hace para un crecimiento de grieta entre el 1 y el 5% del tamaño de la zona plástica creada.

El proceso seguido entre una actualización y otra puede esquematizarse como se indica en la Fig. 2.20. Después de un ciclo de cálculo de la tensión de apertura, se conocen S_{op} , las longitudes de los elementos L_i , el tamaño de zona plástica, etc. Conocida S_{op} , y las tensiones máxima y mínima de cada ciclo, puede determinarse el incremento de longitud Δa_i producido en cada uno y el incremento Δa^* producido desde la última actualización. Durante esos ciclos se almacenan los valores de la máxima tensión producida S_{max} , la mínima tensión producida entre todos los ciclos previos al de la máxima tensión (S_{minb}) y la mínima posterior a la máxima almacenada (S_{mina}). Alcanzado el valor límite para la actualización Δa_{lim}^* , se aplica el proceso de cálculo de las tensiones de cierre en la forma mostrada en la Fig. 2.21. Los números entre paréntesis en los bloques del esquema corresponden con los pasos indicados en el apartado 2.5.2.

A veces, el número de ciclos necesarios para hacer crecer la grieta tal porcentaje es muy alto. Para evitar en estos casos que una sobrecarga producida en uno de los ciclos siguientes a una actualización de la tensión de apertura no se tenga en cuenta hasta la siguiente actualización muchos ciclos después, puede ponerse también un límite al número de ciclos máximo entre actualizaciones.

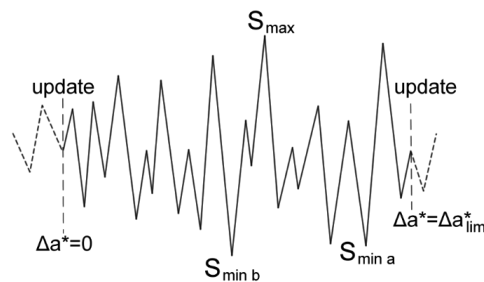


Fig. 2.15. Secuencia de cargas en el cálculo de S_{op} entre una actualización y otra.

El proceso completo de simulación del comportamiento y cálculo de las tensiones de cierre, para cada incremento de longitud de la grieta, es el siguiente:

A . Determinación del tamaño de zona plástica, haciendo que no exista singularidad en el punto H al superponer los estados representados en la Fig. 2.15.(en H la suma de K de ambos problemas elementales debe anularse).

Discretización de la nueva zona plástica promediando la cota de estela de los elementos antiguos para la fijación de los nuevos.

Cálculo de los valores de S_j (tensiones en elementos-barra) y de Y_j (cota vertical característica del elemento barra).

B.Aplicación del crecimiento. Calculado el incremento de grieta total producido en el bloque de ciclos, se añade a la longitud original.

C. Cálculo de la nueva zona plástica asociada a S_{max} aplicada sobre la nueva longitud de grieta.

D.Discretización de la nueva zona plástica promediando la cota de estela de los elementos antiguos para la fijación de los nuevos.

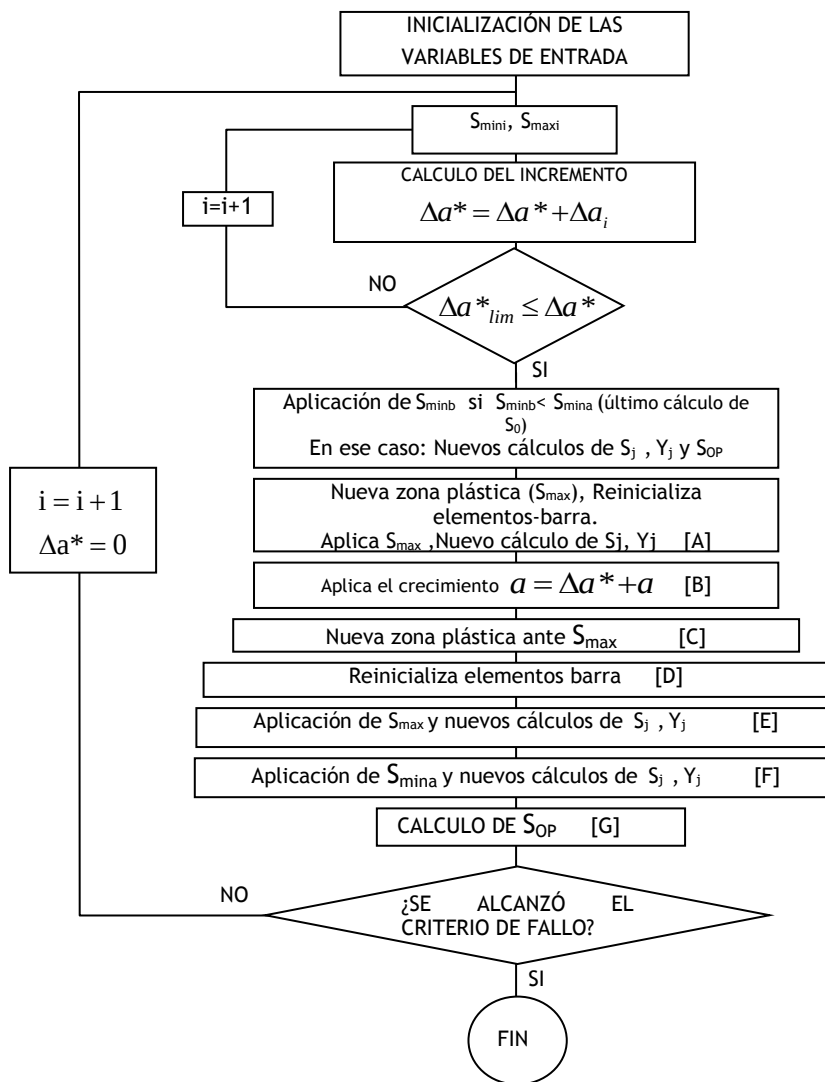


Fig. 2.16. Diagrama de flujo para el cálculo y actualización de las tensiones de cierre.

E. Aplicación de S_{max} a la nueva zona plástica, cálculo de los valores de S_j (tensiones en elementos-barra) y de Y_j (cota vertical característica del elemento barra).

F. Aplicación de S_{mina} , cálculo de los valores de S_j (tensiones en elementos-barra) y de Y_j (cota vertical característica del elemento barra).

Cálculo de la tensión de apertura de la grieta (S_{op}). Es la tensión que produce la separación del último par de puntos. Se obtiene desde el factor de intensidad de tensiones provocado por las tensiones de contacto a S_{min} ; siendo la tensión nominal que, restándole S_{min} , genera un factor de intensidad de tensiones igual al de contacto.

Caso de que la S_{minb} del nuevo bloque de ciclos del que se acaba de calcular el crecimiento tuviese valor inferior a la S_{mina} del último bloque de ciclos será preciso recalcular la S_{op} , previa aplicación de S_{minb} a la discretización de zona plástica activa (que coincide con la que se aplicó S_{mina} del bloque anterior).

En todo el proceso indicado, se han hecho varias simplificaciones, además de las propias del modelo de Dugdale.

Una es la consideración de comportamiento rígido perfectamente plástico en la zona discretizada del material. La consideración de comportamiento rígido durante el régimen elástico es razonable, ya que en el resto del material del espécimen se está considerando comportamiento elástico, y la longitud de los elementos discretizados es despreciable.

Otra simplificación realizada es la suposición de estado monodimensional de tensiones en todos los elementos en que se ha discretizado la zona B de la Fig. 2.17. Con objeto de distinguir estados de tensión plana, deformación plana, o intermedios, se ha modificado la tensión de fluencia mediante el parámetro multiplicador " α ". Este coeficiente debe ser distinto en tracción que en compresión ya que la singularidad, con un gran gradiente de tensión, ocurre en el primer caso, pero no en el segundo. Con niveles bajos y medios de tensión, α será próximo a 3 en tracción y a 1 en compresión. En cualquier caso, el uso de estos valores de α no deja de ser una simplificación que, además, no distingue el comportamiento de la zona central del elemento, más próximo a deformación plana, del comportamiento de la superficie, resultando habitual encontrar valores de 1 a 1.2 para tensión plana y de 1.73 a 2.3 para deformación plana.

Este modelo permite determinar la tensión de apertura S_{op} con cualquier longitud de grieta y después de cualquier ciclo del proceso de carga.

Referencias bibliográficas

- [1] Bowles, C.Q., 1978, The role of environment, frequency and shape during fatigue crack growth in aluminum alloys. Doctoral dissertation, Delf university, 1978.
- [2] Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., 1999 Service load fatigue damage- a historical perspective. *International Journal of fatigue* 21 (1999). S35-S46.
- [3] Vasudevan, A.K., Sadananda, K., Louat, N. A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomena. *Mater Sci Eng A* 1994; A188: 1-22.
- [4] Newman, J.C., 1983. A non linear fracture mechanics approach to the growth of small cracks. In: *Behaviour of short cracks in airframe materials*, AGARD CP-328; 1983, p. 6.1-6.26.
- [5] Kujawski, D. 2001. Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminium alloys. *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 95-102.
- [6] Suresh, S., 1983, Micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads. *Engng. Fracture Mech.* 18, 577-593.
- [7] Skorupa, M., 1998, Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading-a literature review. Part-II qualitative interpretation. Part-I: empirical trends. *Fatigue Fract Engng Struct* 21, 987-1006.
- [8] Chen, D.L., Weiss, B., Stickler, R., 1992, Effect of stress ratio and loading condition on the fatigue threshold. *Int. J. Fatigue* 14, 325-329.
- [9] Chen, D.L., Weiss, B., Stickler, R., 1994, The effective fatigue threshold: significance of the loading cycle below the crack opening load. *Int. J. Fatigue* 16, 315-320.

- [10] Donald, J.K., Paris, P.C., 1999, An evaluation of ΔK_{eff} estimation procedures on 6061-T6 and 2024-T3 aluminum alloys. *International Journal of Fatigue* vol. 19, S47-S57, 1999.
- [11] Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., 1999 Service load fatigue damage- a historical perspective. *International Journal of fatigue* 21 (1999). S35-S46.
- [12] Telesman, J., Fisher, D., 1988, Influence of fatigue crack wake length and state of stress on crack closure. In: *Mechanics of fatigue crack closure*, ASTM STP 982, pp 568-582.
- [13] Newman, J.C., 1998. An evaluation of the plasticity-induced crack-closure concept and measurement methods. NASA TM 208430; 1998.
- [14] Krenn, C.R., Morris, J.W., 1999, Then compatibility of crack closure and K_{max} dependent models of fatigue crack growth. In. *J. Fatigue* 21, S147-S155. 1999.
- [15] Chang, T., Guo, W., 1999, A model for the through-thickness fatigue crack closure, *Eng. Fract. Mech.* 64, 59-65. 1999.
- [16] Kim, J.H., Lee, S.B., 2000, Fatigue crack opening stress based on the strip-yield model, *Theoretical and applied fracture mechanics* 34, 73-84, 2000.
- [17] Hudak, S. J., Davidson, D.L., 1988, The dependence of crack closure on fatigue loading variables, In: Newman JC, Elber W, editors. *Mechanics of fatigue crack closure: STP 982*. Philadelphia (PA): ASTM, 1988:121-38.
- [18] Donald, J.K., 1997, Introducing the compliance ratio concept for determining effective stress intensity, *Int. J. Fatigue* vol 19, Supp. No. 1, pp, S191-S195, 1997.
- [19] Newman, J., Brot, A., Matias, C., Crack-growth calculations in 7075-T7351 aluminum alloy under various load spectra using an improved crack-closure model, *Engineering Fracture Mechanics* 71 (2004) 2347-2363.
- [20] Skorupa, M., Machniewicz, T., Schijve, J., Skorupa, A. Application of the strip-yield model from the NASGRO software to predict fatigue crack growth in

aluminium alloys under constant and variable amplitude loading. *Engineering Fracture Mechanics* 74 (2007) 291-313.

[21] Newman J. C. Jr, FASTRAN II-A Fatigue Crack Growth Structural Analysis Program, NASA Tech. Memorandum 104159, NASA Langley Research Center, Hampton VA, 1992.

[22] Newman J.C., A Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading, *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading*, J. B. Chang and C. M. Hudson (Eds.), ASTM STP 748, pp 53-84, 1981

[23] Lapetra, C., Mayo, J., Domínguez, J. The randomness of fatigue Crack Growth under Constant-amplitude loads. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, vol. 17, pp. 589-600, 1996.

[24] Moreno, B., 2002, Tesis Doctoral: "Variabilidad del crecimiento de grietas por fatiga bajo cargas aleatorias", UMA 2002.

[25] Newman J. C. Jr., The Merging of Fatigue and Fracture Mechanics Concepts: A Historical Perspective, *Fatigue and Fracture Mechanics*, vol 28, ASTM STP 1321, pp. 1-49, 1997.

[26] Schijve, J, Fatigue of structures and material in the 20th century and the state of the art. *International Journal of fatigue*. Vol. 25, issue 8, pp 679-702. 2003

[27] Khan, S. U., Alderliesten, R. C., Schijve, J. and Benedictus, R. On the fatigue crack growth prediction under variable amplitude loading. *In Computational and Experimental Analysis of Damaged Materials (Edited by D. G. Pavlou), Transworld Research Network, Kerala , India , pp. 77-105. (2007)*

[28] Wheeler O.E., *Journal of basic engineering* Vol. 94, pp. 181-186, 1972.

[29] Willemborg J., Engle F.M., Wood H.A., A crack growth retardation model using an effective stress intensity concept, WPAFB-TM-71-1. 1971.

[30]Elber W., The significance of fatigue crack closure in damage tolerance in aircraft structures, Special Technical Publication 486, ASTM, Philadelphia, pp. 230-242, 1971.



UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

3. ANÁLISIS COMPARATIVO DE LOS MODELOS STRIP-YIELD IMPLEMENTADOS EN NASGRO: PRESTACIONES.

Los resultados que aquí se presentan incluyen la comunicación al congreso internacional: *3rd International Conference on Material and Component Performance under Variable Amplitude Loading* [1] , y la publicación en la revista *International Journal of Fatigue* [2] ; en estos trabajos se contrasta la capacidad de los modelos de Nasgro para estimar la vida a fatiga, y la variabilidad, comparando los resultados obtenidos por simulación con datos experimentales de crecimiento de grieta por fatiga bajo diferentes cargas aleatorias, correspondientes a procesos estacionarios gaussianos sobre probetas tipo CT de la aleación Al2024-T351.

De los numerosos modelos numéricos de cierre de grieta inducido por plasticidad para la determinación de las tensiones de apertura desarrollados debe ser destacado el “Strip Yield Model” de Newman [15] presentado en 1981 e implementado en los programas Fastran y Fastran-II [16] que establecen los fundamentos y algoritmos de cálculo de los modelos Strip Yield más extendidos en uso en la actualidad: los modelos de crecimiento del programa Nasgro [3] y las actualizaciones del Fastran-II.

El programa Nasgro es desarrollado en 1986 en la NASA convirtiéndose en la década de los 90 en un esfuerzo conjunto de las agencias espaciales NASA y ESA. En 1998 se comercializa sin restricciones, incorporando dos modelos alternativos de crecimiento de grieta evolucionados desde el Fastran y que se diferencian entre sí tanto en la evaluación que hacen de los factores de constricción y su

evolución dentro de la zona plástica como en la determinación de la zona de transición de estados de deformación a tensión plana en el frente de grieta; dada la sensibilidad de los modelos Strip Yield al valor del factor de constricción estas diferencias pueden dar lugar a sensibles variaciones en las predicciones. Cada modelo es predominantemente el empleado por una agencia espacial y sus contratistas en las sucesivas versiones hasta el actual Nasgro 7.

Son muy numerosas las referencias sobre la aplicación y evaluación de estos modelos Strip Yield al haber sido las últimas dos décadas los más extensamente aplicados, algunas críticas, pero la mayor parte de ellas positivas, consistiendo en la aplicación de alguna de las opciones de simulación a una geometría y espesor concretos y bajo regímenes de carga en amplitud variable o aleatoria; en estas aplicaciones los datos de crecimiento de amplitud constante en valores efectivos suelen ser aportados externamente, especialmente en los casos en los que no se dispone de registros correspondientes a esa probeta y espesor en la base de datos del Nasgro.

La carencia de evaluaciones sistemáticas y completas sobre las capacidades predictivas del programa en sus dos modelos SYM animó a Skorupa [10] a diseñar y ejecutar un plan de ensayos y simulaciones que aportase una visión global del programa en su aplicación a crecimiento de grietas de Fatiga en Modo-I. El conjunto de test es exigente, analizando exhaustivamente las prestaciones de ambos modelos sobre dos materiales en probetas M(T), cada uno con un espesor, empleando las distintas opciones de introducción de las velocidades de crecimiento que ofrece el programa, simulando registros de amplitud constante desde valores efectivos obtenidos o desde los aportados por el programa, aplicando numerosos registros de amplitud variable a varios niveles de tensión y, finalmente, ensayando un único registro aleatorio standard (miniFALSTAFF) a varios niveles de tensión. Incorpora una comparativa entre las capacidades de predicción y comenta los valores que estima que precisa cada modelo de crecimiento del programa en las variables a definir por el usuario. En sus conclusiones es muy crítica en la valoración global que hace sobre la fiabilidad en las predicciones del programa Nasgro, especialmente con la capacidad de los modelos para reproducir los efectos de retardo por sobrecargas y con la ambigüedad en la definición del procedimiento para seleccionar los valores de referencia del factor de restricción para tensión y deformación planas.

La respuesta al estudio de Skorupa la aportan Yamada [11] y Ziegler [12] desde el programa FASTRAN-II, al que se le podrían aplicar íntegramente las carencias

expuestas por Skorupa. Yamada y Ziegler exponen argumentos que ponen en valor las capacidades de predicción del conjunto de modelos Strip Yield, pero no aportan soluciones a la carencia de un protocolo para el establecimiento del factor de restricción y evitan simular una probeta empleada por Skorupa de muy bajo espesor y comportamiento en crecimiento de difícil caracterización mediante el programa Fastran.

En este capítulo son presentados y evaluados en sus prestaciones de cálculo los modelos Strip-Yield implementados en el programa Nasgro. El estudio comparativo realizado por Skorupa y replicado por Yamada y Ziegler, es completado con los trabajos realizados en la UMA sobre el comportamiento de ambos modelos ante cargas aleatorias. Desde una visión conjunta tanto de los distintos diseños de los ensayos que realizan para su posterior simulación, como de los procedimientos que emplean para determinar los parámetros a introducir en los modelos se extraerán conclusiones generales sobre sus prestaciones.

Los dos SYM del programa Nasgro son presentados en el epígrafe 3.1. Los ensayos, simulaciones y conclusiones aportados por Skorupa, Yamada - Ziegler, y Moreno [2] se incluyen en los epígrafes 3.2., 3.3. y 3.4., respectivamente.

En el epígrafe 3.5 se dedica a la valoración conjunta de los trabajos expuestos, así como a las conclusiones de la misma.

3.1. Modelos Strip-Yield implementados en NASGRO.

Como se ha comentado en capítulos previos los modelos actuales SYM se basan en el modelo original de Dugdale pero modificado para dejar el material deformado plásticamente en la estela de la grieta. En estos modelos se asume que toda la deformación plástica está contenida en torno a la línea de la grieta en una estrecha región. El material dentro de esa región está representado por una serie de elementos de barra perfectamente rígidos de ancho finito. Fuera de esta franja, en el continuo elástico, el material es perfectamente elástico. Las tensiones y deformaciones de la franja se resuelven usando métodos numéricos, considerando las condiciones de compatibilidad a lo largo de la superficie de la grieta. La tensión de apertura de grieta (σ_{op}) para un ciclo de carga dado se determina a partir de la distribución de tensiones de contacto. El

modelo original de Dugdale se definió sólo para láminas delgadas, es decir, en condiciones de tensión plana. Para dar cabida a un estado más general de tensiones, los modelos SYM utilizan el concepto de factores de constricción. Diferentes concepciones y variaciones de los factores de constricción han sido propuestas y el propio software Nasgro incluye dos de ellas, cuyos características específicas y diferencias se detallan a continuación.

Para poder estimar el crecimiento de grietas es necesario obtener a partir de datos de ensayos con cargas de amplitud constante, de la base de datos del programa Nasgro o aportados por el propio usuario, la velocidad de crecimiento en función del factor de intensidad de tensiones efectivo, es decir, la relación $da/dN - \Delta K_{ef}$.

La relación $da/dN - \Delta K_{ef}$ puede describirse de dos maneras diferentes: como una ecuación o en una forma discreta como una tabla. La ventaja de utilizar la primera opción es que Nasgro incluye el módulo de software “Nasmat” para almacenar y ajustar los datos experimentales a una ecuación de velocidad de crecimiento de grieta llamada la ecuación Nasgro:

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \Delta K \right) \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_c} \right)^q} \quad (3.1)$$

donde C, n, p y q, son los parámetros del material que es necesario ajustar, R es la relación de carga, ΔK_{ef} y ΔK_{th} los rangos del factor de intensidad de tensiones efectivo y umbral, y K_{max} , K_{op} y K_c son los factores de intensidad de tensiones máximo, de apertura de grieta y crítico, respectivamente. La función f es $f = K_{op}/K_{max}$.

Este módulo, Nasmat, permite ajustar la ecuación $da/dN - \Delta K$ a un grupo de datos de ensayo de amplitud constante. Para evaluar la función f en este módulo se utiliza la función de apertura de grieta definida por Newman [6]. Esta función depende del factor de constricción, α , que es tratado como una constante en el ajuste de los datos de crecimiento.

Modelo CCL.

El primer modelo, denominado *constant constraint-loss option model* (CCL), es muy similar al modelo de Newman implementado en Fastran.

En este modelo, el factor de constricción a tracción α es constante en los elementos de la zona plástica y su valor depende del estado de tensiones, siendo sus valores extremos los correspondientes a deformación y tensión planas.

Esta disminución del factor de constricción se basa en la observación de que las grietas inicialmente crecen en un plano normal pero progresan finalmente hacia un plano inclinado (Fig. 3.1). Newman propone que la transición de un modo de crecimiento a otro se produce cuando el tamaño de la zona plástica cíclica (calculado a partir de ΔK_{ef}) alcanza un porcentaje del espesor de la probeta según la relación:

$$(\Delta K_{ef})_T = \mu \sigma_0 \sqrt{B} \quad (3.2)$$

Donde μ es el coeficiente de proporcionalidad σ_0 , es la tensión de fluencia (media entre límite elástico y resistencia a tracción), B es el espesor de la probeta y $(\Delta K_{ef})_T$ es el factor de intensidad de tensiones efectivo en la transición. Newman encuentra que un valor de 0,5 para μ es adecuado para una amplia gama de materiales dentro de una banda de dispersión de $\pm 20\%$.

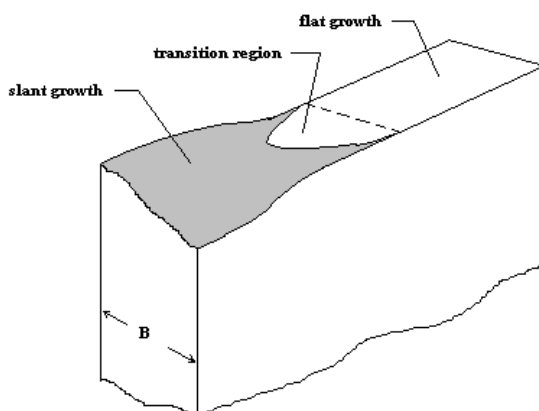


Fig. 3. 1. Modos de crecimiento [3] .

El valor del factor de constricción no varía bruscamente, sino que hay una zona de transición cuya extensión se estima conservadoramente en 1 ó 1.5 décadas de velocidad (Fig. 3.2). Los factores de constricción a compresión se asumen de valor 1 en todos los materiales, tanto en la zona plástica por delante del frente de grieta como en la estela plástica dejada por detrás en su crecimiento.

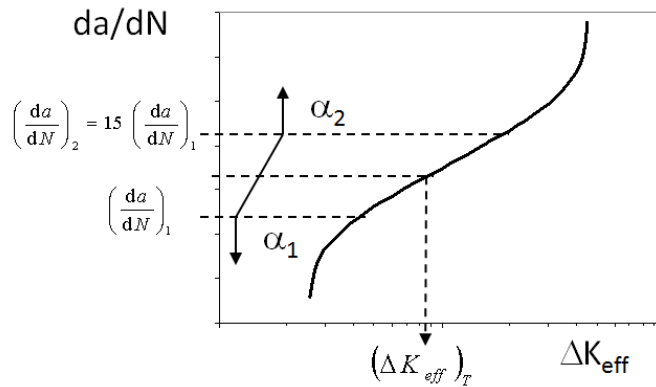


Fig. 3.2. Zona de transición y variación del factor de constricción

3.1.1. Modelo VCL.

En el segundo modelo, denominado *variable constraint-loss model* (VCL), el factor de constricción a tracción varía a lo largo de los elementos de la zona plástica de acuerdo con una expresión parabólica (Fig. 3.3). Dicho valor disminuye desde su valor en la punta de la grieta (α_{tip}) hasta un valor correspondiente a un estado de tensión plana considerado 1.15 en el extremo de la zona plástica.

Una disminución del factor de constricción es pues también considerada en este modelo, pero a diferencia del modelo anterior, el valor del factor de constricción en el frente de la grieta, α_{tip} , se calcula a partir de la relación entre el tamaño de la zona plástica y el espesor de la probeta. Esto relaciona la pérdida o disminución del factor de constricción con K_{max} , mientras que en el modelo CCL está relacionada con ΔK_{eff} . Los factores de constricción a compresión en la zona plástica y en la estela se consideran constantes, y sus valores vienen dados por $\alpha_{tip}/\alpha_{new}$ y $1/\alpha_{new}$, respectivamente, donde el parámetro de material α_{new} debe ser elegido por el usuario.

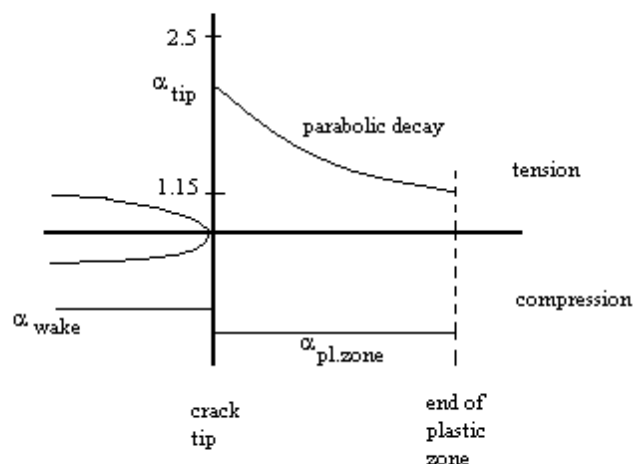


Fig. 3.3. Variación del factor de constricción en el modelo VCL .

3.2. Ensayos y simulaciones realizados por Skorupa.

M. Skorupa [10] , T. Machniewicz, J. Schijve y A. Skorupa presentaron en 2007 un amplio estudio sobre el manejo y prestaciones del programa Nasgro en las predicciones de crecimiento de grietas de fatiga en Modo I, centrando su atención en los SYM que incorpora.

3.2.1. Material y ensayos.

Las aleaciones de aluminio elegidos para la simulación fueron: Al 2024-T3 y la aleación rusa D16CzATWH, ambas con geometría M(T) y espesores de 2 y 4 mm, respectivamente. Los regímenes de carga seleccionados fueron:

Para la aleación D16Cz (probetas M(T) de 4 mm)

- 5 ensayos de amplitud constante
- 1 ensayo de sobrecarga simple.
- 1 ensayo de amplitud variable para cada tipo (ver Fig. 3.4.)

- 3 ensayos de cargas aleatorias del tipo estandarizado miniFALSTAFF a distintos niveles de $S_{M\acute{a}x}$.

Para Al 2024-T3 (Probetas M(T) de 2 mm)

- 12 ensayos de amplitud constante, 6 de ellos con $R < 0$, 3 con $R = 0$ y 3 con $R > 0$. Los niveles de tensión máxima ($S_{M\acute{a}x} / \sigma_0$) variaban de 0.27 a 0.45.
- 4 ensayos de amplitud variable tipo I, con dos niveles de infracarga y dos cadencias de repetición.
- 8 ensayos de amplitud variable tipo II, con dos niveles de infracarga y sobrecarga y dos cadencias de repetición.

En todos los ensayos de amplitud variable, la R de referencia ($S_{Min} / S_{M\acute{a}x}$ de la Fig. 3.4.), es de 0.33, aplicando $S_{M\acute{a}x}$ y S_{Min} de 120 y 40 MPa respectivamente.

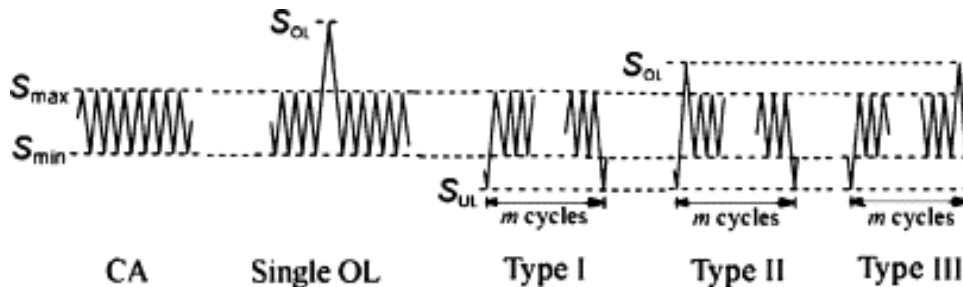


Fig. 3.4. Perfil de los ensayos de amplitud constante y variable simulados por Skorupa.[10].

3.2.2. Leyes de crecimiento.

La aleación D16 no está incluida en la base de datos del Nasgro. Al no disponer de un conjunto de parámetros recomendados para la ecuación de crecimiento (3.1.) decide realizar el ajuste de los datos de crecimiento mediante el módulo “matgui” del programa que, con la aportación de datos de ensayos por el usuario, propone parámetros para la ecuación. Las aproximaciones de las curvas de crecimiento ofrecidas por el módulo “matgui” las considera insatisfactorias en la opción de selección automática de parámetros si se incluyen “C” y “n”, que determinan la recta base de la ecuación y donde “n” es la pendiente.

Opta por partir de una estimación previa de estos parámetros de la ecuación y procede a asignar valores al factor de constricción con objeto de reflejar adecuadamente los efectos de R; efectos que juzga sobre las representaciones

que le ofrece el programa de las curvas de ajuste de cada R y los datos de ensayos (ver Fig. 3.5.).

Los valores del factor de constricción que precisa emplear para reproducir las curvas aceptablemente son superiores a 2.2 para deformación plana, decidiendo adoptar como referencia este valor y 2.85. El valor de $\alpha = 2.85$ lo toma al ser con el que mejor ajuste consigue para el registro de amplitud constante $R=0.33$, que es la base desde la cual genera los test de amplitud variable mediante la inserción de sobrecargas e infracargas con una determinada cadencia; los ensayos de amplitud variable con ambos modelos serán simulados con $\alpha = 2.85$. Una imagen de los ajustes alcanzados para amplitud constante es mostrada en la Fig. 3.5.

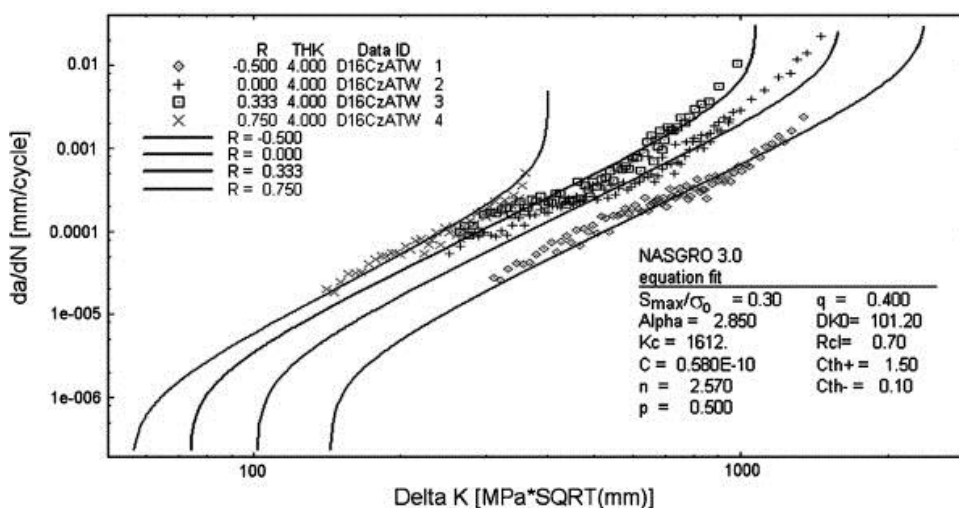


Fig. 3.5. Ajuste de datos de crecimiento mediante la ecuación de Nasgro. Skorupa [10].

Igualmente, realiza simulaciones introduciendo las velocidades de crecimiento en la opción de entrada desde tabla (tramos lineales); con valores estimados de tensiones de apertura, que obtiene con las expresiones de Newman[6], transforma los datos de ΔK de aplicados a efectivos, y sobre ellos traza los

tramos de crecimiento. En la Fig. 3.6. son expuestos los datos en valores efectivos que obtiene con $\alpha=2$, valor que sigue las recomendaciones de Nasgro para estos materiales, y en la Fig. 3.7.a., partiendo de los anteriores, muestra el perfil de valores de crecimiento empleados para el aluminio D16.

No obstante, contrastando datos de A.C. y simulaciones, estima alcanzar un mejor ajuste general introduciendo en las simulaciones como valores del factor de constricción: 2.85 para CCL y 2 para VCL, sobre la ecuación de crecimiento ya expuesta. En este proceso de “ensayo-error” de selección del factor de constricción mediante simulaciones a A.C. encuentra un comportamiento inestable en la respuesta de la tensión de apertura para el modelo CCL en la zona final del intervalo de velocidades que controla la transición de deformación a tensión plana (Fig. 3.7.b.), inestabilidad no presente en las simulaciones con el modelo VCL (Fig. 3.7.c.).

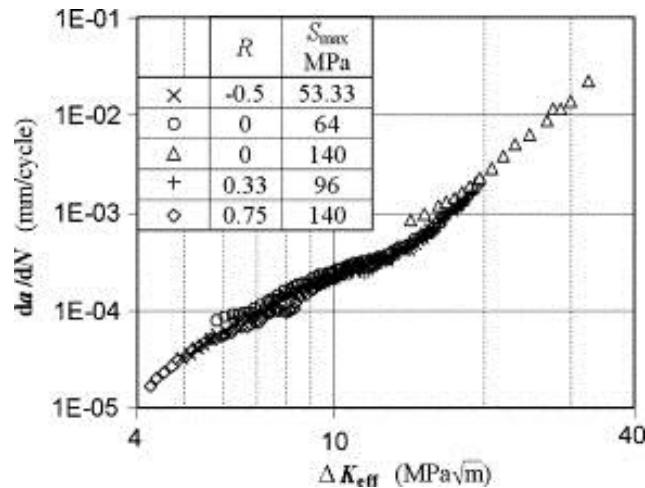


Fig. 3. 6. a) Valores efectivos de crecimiento obtenidos desde la expresión de Newman con $\alpha=2$ para el aluminio D16. Skorupa.[10] .

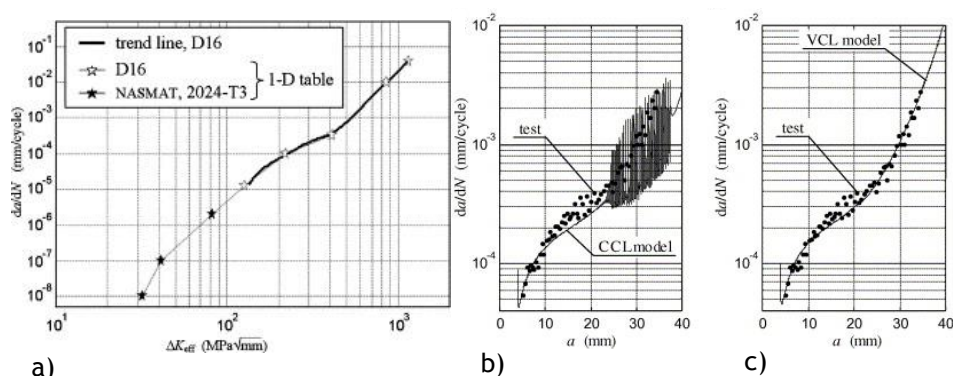


Fig. 3.7. a) Ecuación por tramos lineales introducido para el aluminio D16, b) Inestabilidades en la simulación de A.C. con modelo CCL y c) Simulación de A.C. con modelo VCL. Skorupa.[10].

De la aleación AL 2024-T3 el programa dispone de conjuntos de parámetros recomendados para la ecuación de crecimiento (3.1.) en la base de datos de materiales (NASMAT); al aplicarlos, las predicciones de velocidad de crecimiento son muy conservadoras, no realizando prueba alguna más sobre ellas.

Skorupa indica que, dada la experiencia con la aleación D16, opta por simular velocidades de crecimiento únicamente desde tabla, no realizando simulación alguna desde ecuación. Los datos de crecimiento de la tabla, que darán lugar a un perfil de velocidades de crecimiento de tramos rectos (Fig. 3.8.a.), los obtiene del ajuste de los datos de ensayo transformados a valores efectivos mediante la expresión de Newman con $\alpha = 2$ y $(S_{M\acute{a}x}/\sigma_0) = 0.3$.

Al igual que ocurre en el D16, la simulación CCL en A.C. con velocidades desde tabla muestra inestabilidades en la zona de transición de deformación a tensión plana, dado el reducido espesor de la probeta (2 mm), la transición se presenta al inicio del ensayo condicionando las predicciones de velocidad de crecimiento del modelo CCL de tal forma que, según Skorupa, lo inhabilita para el estudio de regímenes de cargas de amplitud variable, si bien sí completa las simulaciones en A.C.

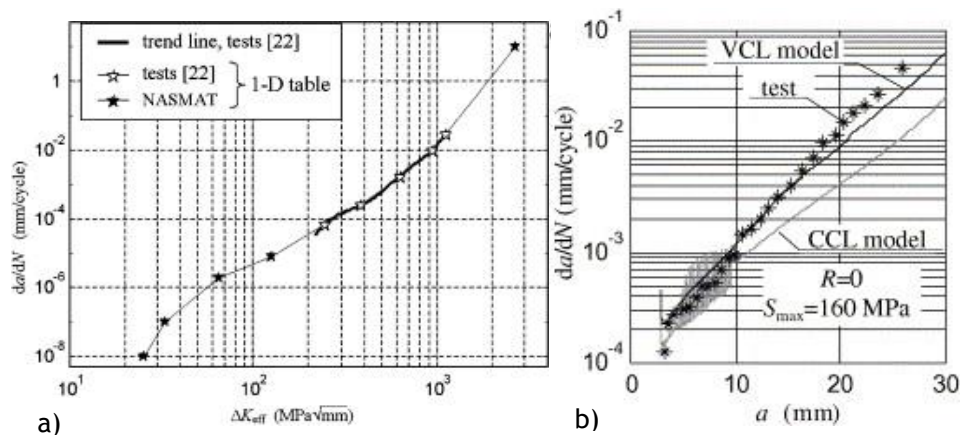


Fig. 3. 8. a) Valores efectivos de crecimiento obtenidos desde la expresión de Newman con $\alpha=2$ para Al 2024-T3 (espesor 2 mm), y b) Simulaciones de A.C. con datos de crecimiento desde tabla.. Skorupa.[10] .

El valor del factor de constricción para las simulaciones en A.C. en el modelo CCL es 2, y desestima acometer pruebas de mejora en el ajuste dada la poca fiabilidad que encuentra en y tras la zona de transición.

Para el modelo VCL, tanto para A.C. como para amplitud variable, prueba con distintos factores de constricción buscando un adecuado ajuste global; como referente de la calidad del ajuste toma las vidas (curvas $a - N$) y las velocidades de crecimiento ($da/dN - a$). Finalmente toma un valor de $\alpha = 1.5$. (ver Fig. 3.9.).

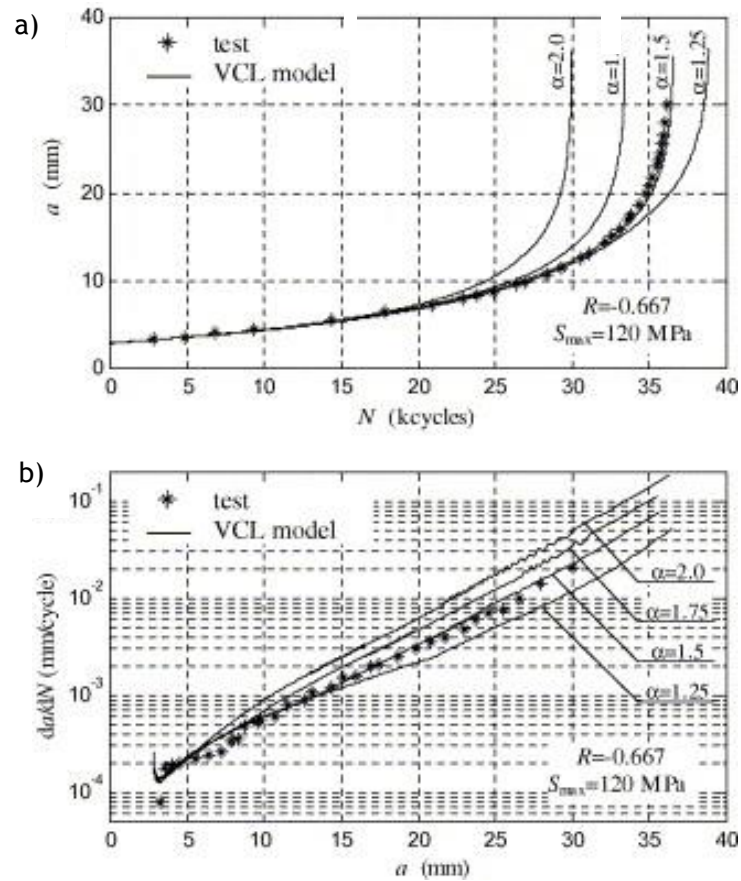


Fig. 3.9. Simulaciones para la selección de α en el modelo VCL para C.A. y $R = -0.67$ en AL 2024-T3: a) Comparación de estimaciones de vida con las de ensayo, y b) Estimaciones de velocidades de crecimiento en función de α . Skorupa.[10]

3.2.3. Resultados.

Las simulaciones sobre la aleación D16, en ensayos a A.C. con datos de crecimiento aportados mediante la ecuación de Nasgro son recogidos en la Fig. 3.10. y arrojan resultados no conservadores, especialmente en el modelo CCL. Esta tendencia la explica mediante las carencias en la caracterización del crecimiento en la zona inicial de ensayo (ver Fig. 3.11.).

En ambos modelos se consiguen mejores resultados desde un factor de constricción 2.85.

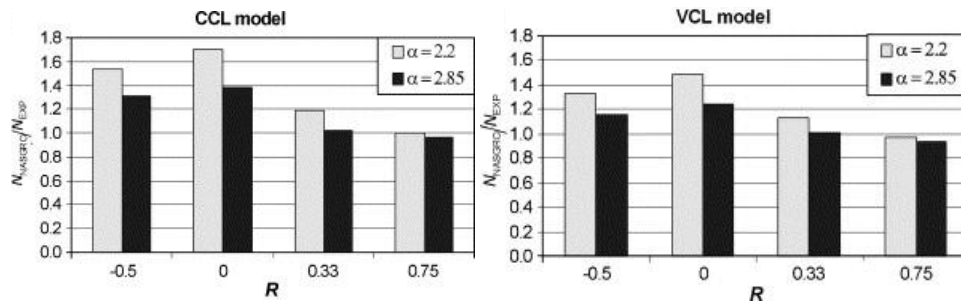


Fig. 3.10. Predicciones de vida con Nasgro / Vida de ensayos a A.C. en aleación D16, con los modelos CCL y VCL. Velocidades definidas mediante ecuación. Skorupa [10] .

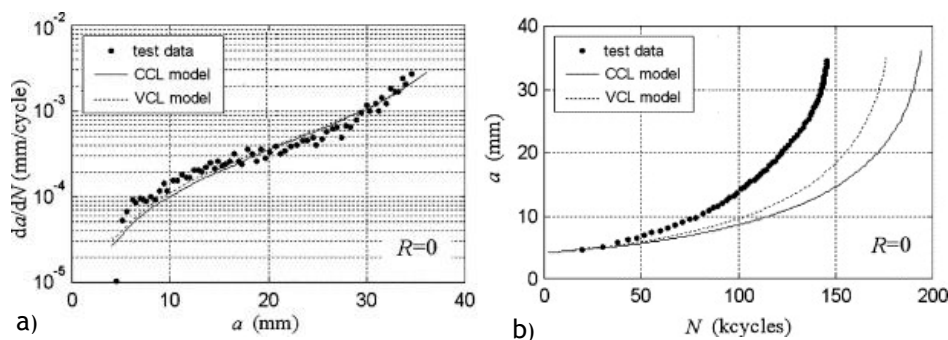


Fig. 3.11. Comparación entre resultados de ensayos a A.C.y predicciones para D16 con velocidad de crecimiento definida mediante ecuación: a) velocidades de crecimiento, y b) curvas a/N . Skorupa.[10] .

La simulación de amplitud variable con definición de velocidades de crecimiento mediante la ecuación (3.1.) y coeficiente de constricción $\alpha = 2.85$, proporciona resultados conservadores dentro de la horquilla de aceptación convencional, encontrándose la relación $N_{\text{NASGRO}} / N_{\text{TEST}}$ en valores de 0.67 a 1 para el modelo CCL; el modelo VCL, también con predicciones conservativas muestra mejores resultados (Ver Fig. 3.12.).

Finalmente, con definición de velocidades de crecimiento desde ecuación, simula la secuencia de cargas de miniFALSTAFF a tres niveles de $S_{\text{Máx}}$. En la comparación gráfica entre predicciones y ensayos de velocidades de crecimiento de la Fig. 3.13., ya se anticipan resultados de estimación de vida conservadores (ver Fig. 3.14.), destacando Skorupa la capacidad del modelo VCL para considerar los efectos de $S_{\text{Máx}}$, dada la estabilidad en las predicciones $N_{\text{NASGRO}} / N_{\text{ENSAYO}}$ para los distintos niveles de tensión.

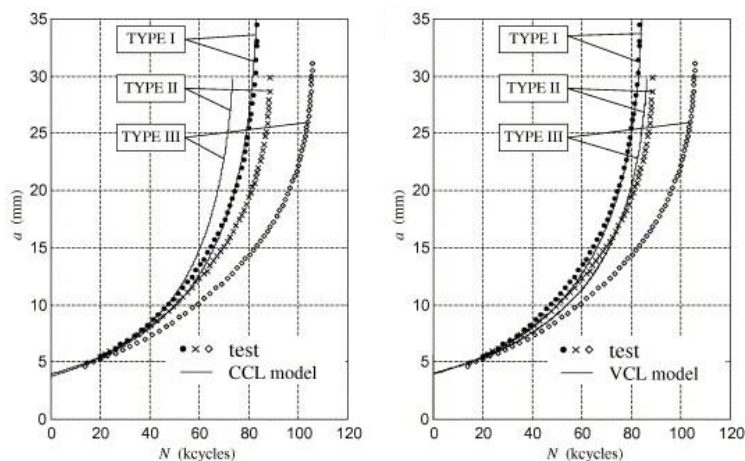


Fig. 3.12. Comparación entre curvas a/N de ensayos y de simulaciones con modelos CCL y VCL para los tres tipos de test de amplitud variable en D16. Velocidades de crecimiento definidas mediante ecuación. Skorupa.[10]

Las simulaciones de A.C. de la aleación D16 con introducción de las velocidades de crecimiento mediante tabla han incluido como factores de restricción 2.85 para el modelo CCL y 2 para el VCL. Los datos de la tabla de velocidades son obtenidos en un ajuste sobre los datos de crecimiento de ensayo convertidos a valores efectivos mediante las expresiones de Newman y un factor de restricción $\alpha = 2$. Los resultados se muestran en la Fig. 3.15. Mejorando las predicciones correspondientes a velocidades de crecimiento desde ecuación, Skorupa los valora positivamente, (Fig. 3.7.),

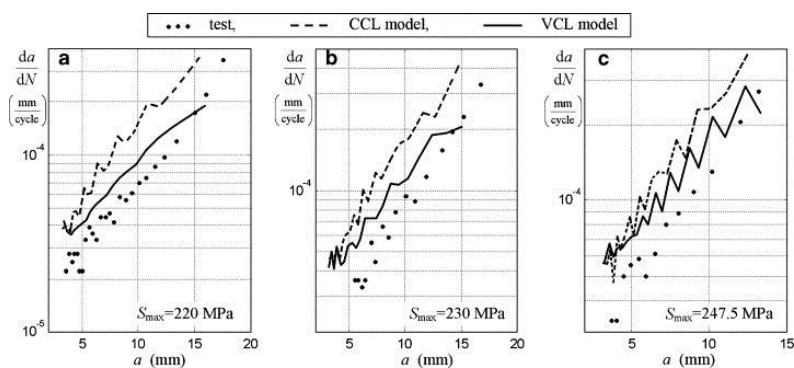


Fig. 3.13. Comparación entre velocidades de crecimiento promediadas ensayadas y predichas bajo secuencia de cargas de miniFALSTAFF para aleación D 16 con definición de velocidades por ecuación. Skorupa.[10].

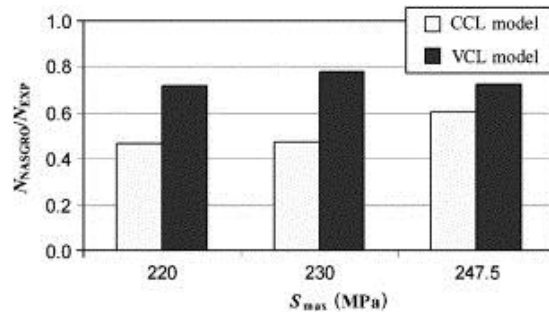


Fig. 3. 14. Estimaciones de vida con Nasgro / Vida registrada ante secuencia miniFALSTAFF en aleación D16, modelos CCL y VCL. Velocidades definidas mediante ecuación. Skorupa [10]

En la Fig. 3.15. expone las estimaciones de vida para A.C. Dada la mejor capacidad predictiva en el modelo VCL y el hecho de incorporar un factor de constricción más realista, decide simular amplitud variable sólo con VCL.

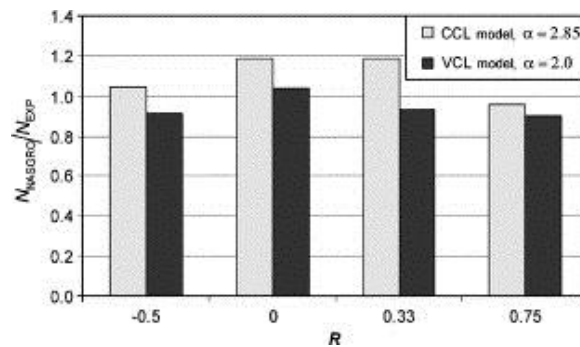


Fig. 3. 15. Estimaciones de vida con Nasgro / Vida de ensayos a A.C. en aleación D16, modelos CCL y VCL. Velocidades definidas desde tabla. Skorupa [10].

Las simulaciones de A.V. y secuencia de cargas miniFALSTAFF con VCL y velocidades desde tabla aportan predicciones aún más conservativas que en el caso de velocidades dadas por ecuación, siendo esta tendencia más acusada en el registro miniFALSTAFF en el que la relación de predicción / ensayo se sitúa en 0.57.

En la aleación AL 2024-T3 sólo simula con velocidades de crecimiento aportadas desde tabla, y emplea el modelo CCL únicamente en las simulaciones de A.C. con $\alpha = 2$, mientras que el modelo VCL lo emplea tanto para A.C. como para A.V. con $\alpha = 1.5$.

Los resultados de las simulaciones de ambos modelos en A.C., para un número de R ($S_{\text{Mín}} / S_{\text{Máx}}$) superior al empleado con la aleación D16 y tres niveles de tensión son recogidos en la Fig. 3.16.

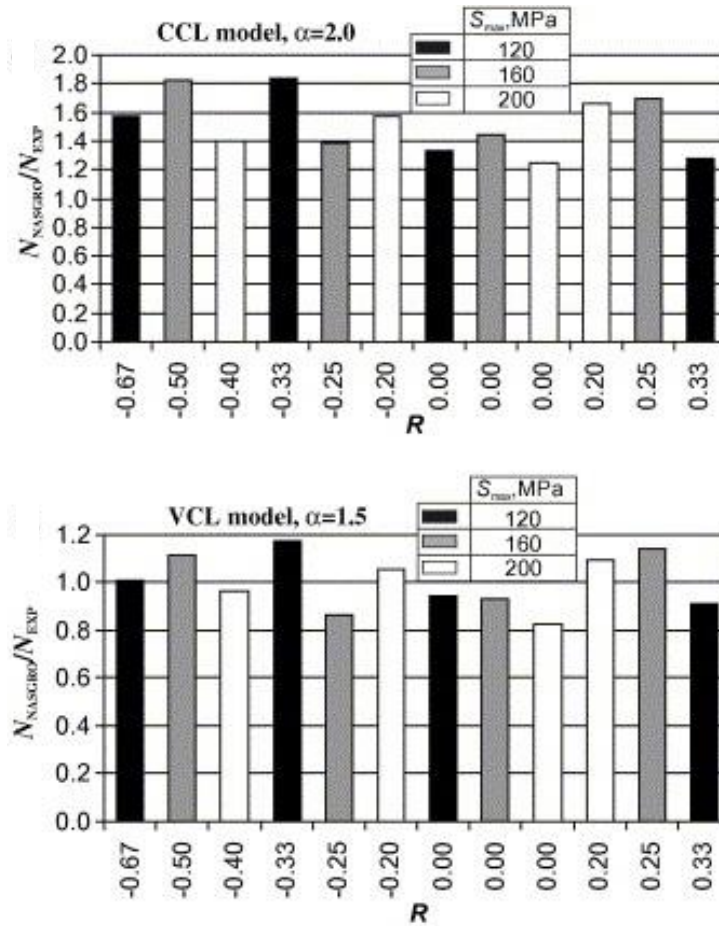


Fig. 3.16. Estimaciones de vida con Nasgro / Vida de ensayos a A.C. en aleación 2024-T3, con los modelos CCL y VCL. Velocidades definidas mediante tabla. Skorupa [10].

Las predicciones con el modelo CCL son claramente no conservadoras, mientras que las del modelo VCL son ligeramente conservadoras y acordes a lo esperado en base al perfil de velocidades de crecimiento reflejado en la Fig. 3.9.b.

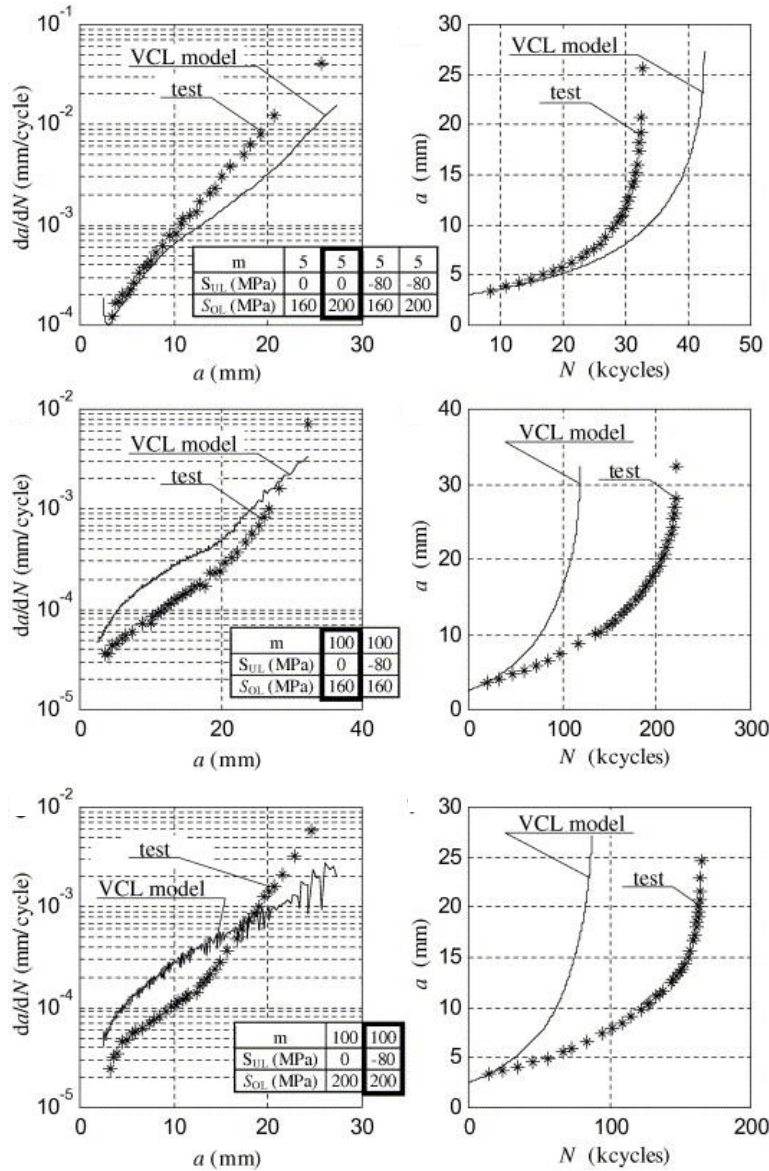


Fig. 3.17. Comparación frente a ensayos de A.V. tipo II de simulaciones con modelo VCL, tanto en vida final como en velocidades de crecimiento. Datos de velocidad aportados por tabla. AL 2024-T3. Skorupa [10]

En A.V. las simulaciones desde el modelo VCL exhiben muy limitada capacidad para reproducir el conjunto de ensayos; así en la Fig. 3.17. Skorupa selecciona varias comparativas simulación / ensayo de test de A.V. tipo II, en las que, además de encontrar predicciones muy conservadoras junto a otras no

conservadoras evaluando la vida total, tampoco los perfiles de velocidades de crecimiento predichos adaptan sus evoluciones a las de ensayos.

Sobre la totalidad de las simulaciones de A.V. desde el modelo VCL con velocidades de crecimiento aportadas desde tabla, realiza una comparativa con otros modelos de predicción de crecimiento de grieta por fatiga: el modelo CORPUS y el modelo CORPUS-modificado. Los resultados son recogidos en la Fig. 3.18.; en cada ensayo se indica el periodo de retorno de la sobrecarga ("m") y los niveles de la misma (S_{OL} y S_{UL} en MPa).

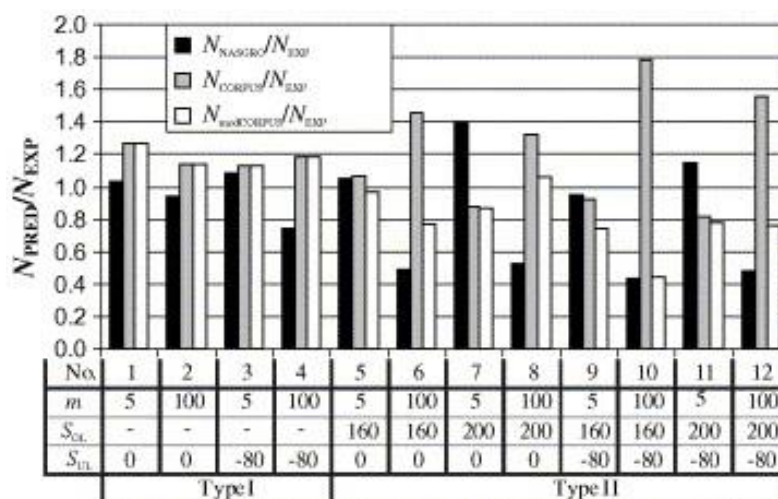


Fig. 3. 18. Comparación frente a ensayos de A.V. tipo II de simulaciones con modelo VCL, tanto en vida final como en velocidades de crecimiento. Datos de velocidad aportados por tabla. AL 2024-T3. Skorupa [10]

3.2.4. Conclusiones que expone Skorupa.

En una valoración global muy crítica con los modelos SYM del Nasgro, ante los que pone en valor modelos semi-empíricos como el CORPUS, realiza observaciones referentes al conjunto del programa y a diferencias entre modelos.

Conclusiones referentes al conjunto del programa Nasgro:

- Los efectos de sobrecargas aisladas son infravalorados, en sus efectos de retardo, por ambos modelos. Igualmente, cargas de A.V. con sobrecargas de periodo de retorno superior a 10 ciclos, ven infravalorados sus retardos, aumentando el carácter conservador de las predicciones conforme aumenta el periodo de retardo.
- Asociado al punto anterior, la infravaloración que hace de los efectos de secuencia cuestiona su utilidad ante registros aleatorios de banda ancha en los que las escasas sobrecargas pueden verse seguidas de amplios periodos de ciclos de picos muy inferiores.
- Las predicciones desde velocidades de crecimiento aportadas por tabla lleva a mejores predicciones que las generadas con velocidades de crecimiento por ecuación tanto para cargas A.C. como A.V., mientras que ante cargas aleatorias, las predicciones con velocidades desde tablas resultan demasiado conservadoras.
- La falta de un protocolo cerrado para la determinación de los parámetros de la ecuación hace poco fiable la introducción de datos del material desde la propia base de datos del Nasgro.
- Un aparentemente “óptimo” ajuste de los datos de velocidad de crecimiento en A.C. mediante el valor del factor de constricción, como recomienda el programa, no garantiza predicciones satisfactorias ante otros regímenes de carga y pueden llevar a seleccionar valores de factor de constricción muy alejados de los recomendados.

Conclusiones referentes a comparación entre modelos:

- Las simulaciones sobre registros aleatorios son conservadoras, especialmente para el modelo CCL. El modelo VCL parece contemplar mejor los efectos del nivel de tensión.
- El modelo VCL proporciona mucha mayor capacidad para considerar los efectos de R en A.C. debido a una más apropiada concepción del factor de constricción.
- El modelo VCL, al menos en el caso de velocidades dadas por ecuación, hacen mejores estimaciones que el modelo CCL al afrontar cargas da A.V.

3.3. Ensayos y simulaciones realizados por Yamada / Ziegler.

La respuesta al estudio de Skorupa la aportan Yamada [11] , Ziegler [12] y Newman en publicaciones conjuntas. Dado que las carencias que expone en su valoración sobre los modelos de Nasgro es extensible al programa FASTRAN-II, es desde este programa desde el cual dan la réplica a Skorupa y exponen argumentos que ponen en valor las capacidades de predicción del conjunto de modelos Strip Yield derivados del Fastran II.

Limitan su estudio a la aleación D16Cz, no analizando el 2024-T3. Con objeto de acreditar las capacidades predictivas del programa Fastran II estructuran sus simulaciones en dos etapas: en una primera, partiendo de probetas C(T) procedentes de las mismas probetas ensayadas por Skorupa, someterán a situaciones de carga similares a estas probetas y contrastarán con las predicciones desde Fastran, en la segunda, simularán las probetas M(T) originales con las elecciones de factor de constricción y ecuaciones de crecimiento que estiman adecuadas para el ensayo, justificando y corrigiendo las deficiencias del modelo CCL en las predicciones ante cargas aleatorias.

3.3.1. Material y ensayos.

Toman como datos de comportamiento en ensayos los obtenidos por Skorupa sobre probetas M(T) y, al disponer de restos de material de esos ensayos, elaboran probetas C(T) de 4 mm de espesor (Fig. 3.19.).

Los ensayos y simulaciones que realiza sobre probetas C(T) son: A.C. con $R = 0.1, 0.33$ y 0.75 , sobrecarga aislada y dos registros aleatorios miniFALSTAFF+ a niveles de carga de 1.8 y 2.8 KN.

Las simulaciones que realiza sobre probetas M(T) son: A.C. con $R = -0.5, 0.33, 0.75$, dos ensayos a niveles de tensión distinta con $R = 0$, sobrecarga aislada, los tres tipos de registros de A.V. ensayados en el trabajo de referencia y registro aleatorio miniFALSTAFF.

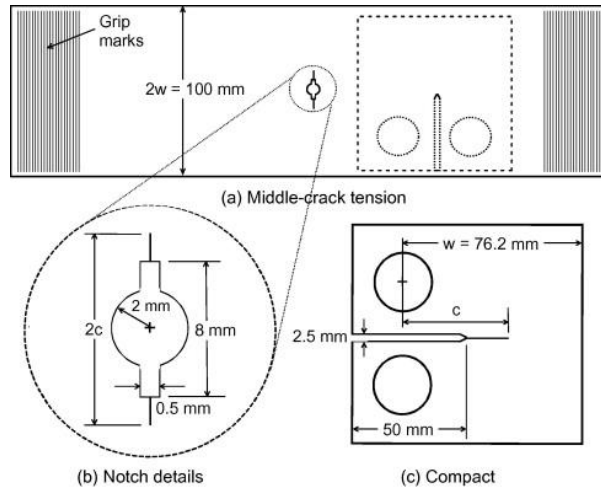


Fig. 3.19. Extracción de probeta C(T) desde probeta M(T) de aleación D16.
Detalle de la entalla practicada sobre probeta M(T) en los ensayos originales. Ziegler [12].

3.3.2. Leyes de crecimiento.

La ecuación de crecimiento que emplean es común para ambas geometrías, siendo obtenida de manera independiente para cada probeta partiendo de los ensayos de amplitud constante recogidos en la Fig. 3.20. La expresión que emplean es una relación multilínea con ponderaciones de umbral y Kc:

$$\frac{dc}{dN} = C_{1,i} (\Delta K_{ef})^{C_{2,i}} \frac{\left[1 - \left(\frac{\Delta K_0}{\Delta K_{ef}} \right)^p \right]}{\left[1 - \left(\frac{K_{Max}}{K_{Ic}} \right)^q \right]} \quad (3.3)$$

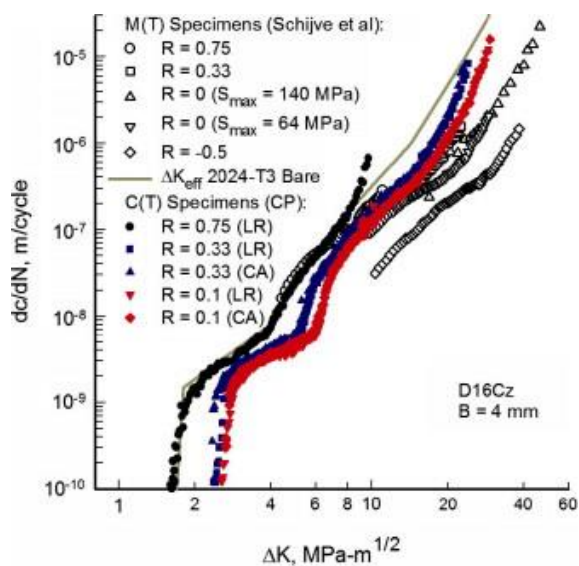


Fig. 3. 20. Datos de crecimiento a A.C. para probetas C(T) y M(T) de aleación D16. Ziegler [12].

En la aplicación de la ecuación de crecimiento por tramos al material D16, optan por no considerar el efecto umbral fijando $\Delta K_0 = 0$, y fijan el exponente del efecto exponencial de fractura $q = 4$; junto a esto incluyen tabla con datos de crecimiento en extremo de tramo.

Al igual que Skorupa, para la conversión de los datos de ensayo a valores efectivos emplean la ecuación de Newman [6] de estimación de tensión de apertura, sin embargo, Ziegler discrimina la zona del registro que va a participar en el ajuste, tomando datos de velocidades de crecimiento inferiores a $1e-7$, velocidad que estima de inicio de transición en base a la orientación que le proporciona la ecuación (3.2) aplicada sobre el registro R = 0.75.

Asume que el registro con R = 0.75 está libre de cierre al permanecer la grieta abierta a S_{Min} , con lo cual los valores de ΔK aplicados y efectivos coincidirán para este registro. Dado que la conversión de valores ΔK aplicados a efectivos entiende que consiste en un mero desplazamiento del conjunto de datos, puede hacer estimaciones del valor del factor de corrección o conversión, que se expresa como " U " = $(1-q) / (1-R)$, donde " q " es la R eficaz ($S_{apertura} / S_{Máx}$), de tal forma que: $\Delta K_{ef} = U * \Delta K_{aplicado}$.

Para una determinada velocidad de crecimiento, el cociente entre el valor de ΔK en el registro $R = 0.75$ y el correspondiente a otro registro aporta el valor de “U” que ajustaría a ese dato. Tomando conjuntos de datos de cada registro elabora las horquillas de “q” que ajustan ese registro en la zona de bajas velocidades de crecimiento. En la Fig. 3.21. se muestran los distintos puntos medios de “q”, indicado como $P_o/P_{\max}$, que solicita cada registro “R”. Las líneas continuas son los perfiles de evolución q - R para niveles de tensión ($S_{\max} / S_0$) muy bajos, mostrándose únicamente como referencia.

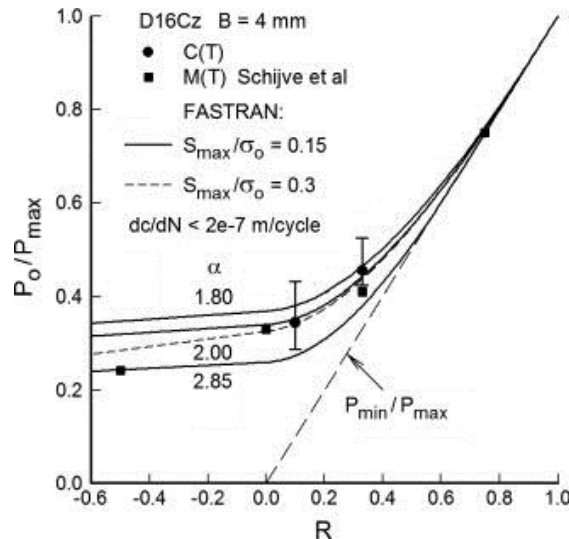
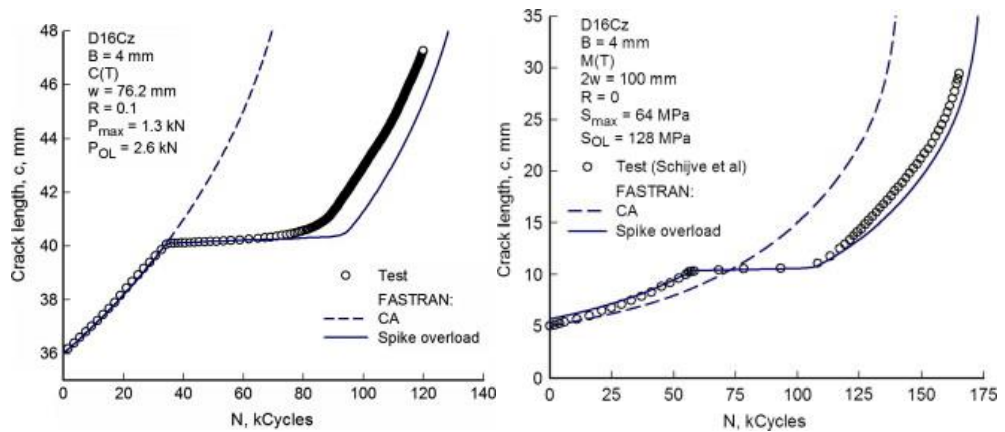
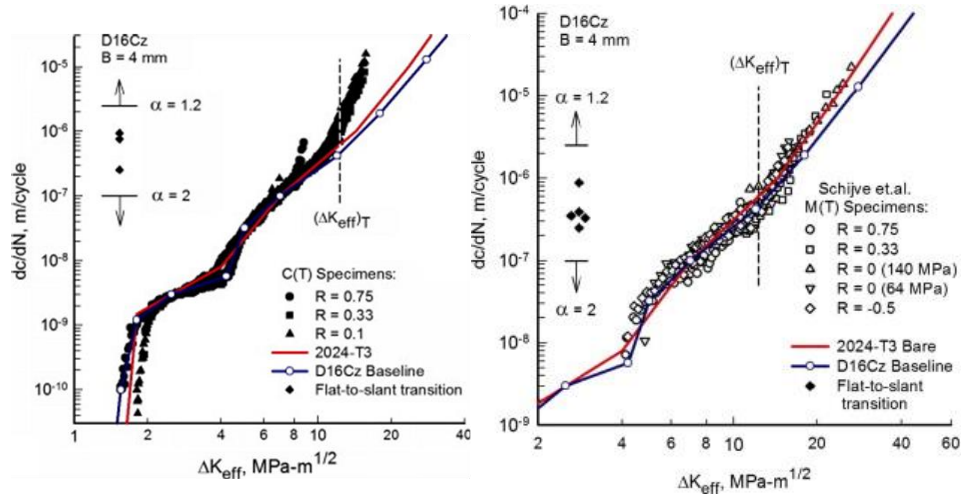


Fig. 3. 21. Procedimiento para establecer el valor del factor de constricción preliminar. Probetas C(T) y M(T) de aleación D16. Ziegler [12]

En esta gráfica, la selección del factor de constricción provisional se hace incorporando, para el nivel de tensión ($S_{\max} / S_0$) del ensayo, distintas relaciones q - R según las ecuaciones de Newman; en la Fig.3.21. es la línea de trazos correspondiente a $\alpha = 2$ y ($S_{\max} / S_0$) = 0.3 la que mejor se adapta a los círculos en negrita que representan registros de diferentes R.

Los datos de crecimiento para ambas probetas en valores efectivos una vez han sido corregidos por el factor “U” son incluidos en la Fig. 3.21. Es sobre este grupo de datos donde, para caracterizar el comportamiento del material, se establecen los distintos tramos de crecimiento. Como se comenta en la ecuación (3.3), estos tramos incluyen ponderaciones por efecto de proximidad a K_c con lo que, en su representación, bien pueden quedar por debajo de los datos de

crecimiento. Ziegler y Yamada no aportan información adicional sobre el proceso de ajuste en lo referente a criterios en la selección de tramos.



El valor final del factor de constricción no lo establecen hasta la realización de pruebas de sensibilidad del modelo a sobrecarga puntual; estas pruebas definidas, tanto en las características del proceso de preagrietado como en los niveles de carga respecto al valor máximo de tensión en el preagrietado, así como los parámetros a introducir en el modelo para la simulación: la propia ecuación obtenida, $B = 1$ (este parámetro es el factor de constricción de compresión en el programa Fastran), y el factor de constricción α .

Los valores de α que toma son: $\alpha = 2$ para deformación plana (velocidades de crecimiento inferiores a $1e-7$ m/ciclo), $= 1.2$ para estado de tensión plana en el frente de grieta (velocidades superiores a $2.5 e-6$ m/ciclo) y evolución lineal $\alpha - \log (da/dN)$ para valores de velocidad intermedios.

Del análisis completo del estudio de Skorupa, justifican los pobres resultados con el modelo CCL desde una inadecuada selección del factor de constricción y la propia ecuación de crecimiento, sin embargo, las marcadamente conservadoras predicciones ante carga aleatoria no podían ser justificadas únicamente en base a estos argumentos.

Es la propia geometría de la entalla de la probeta la que les permite detectar y corregir la modelización que hace Fastran de la probeta. Basándose en experiencias de Wanhill y Newman respecto al comportamiento transitorio hasta la estabilización de las velocidades de crecimiento de grietas iniciadas desde una entalla visible, en el que Newman detectó velocidades muy inferiores a las predecibles en una modelización convencional.

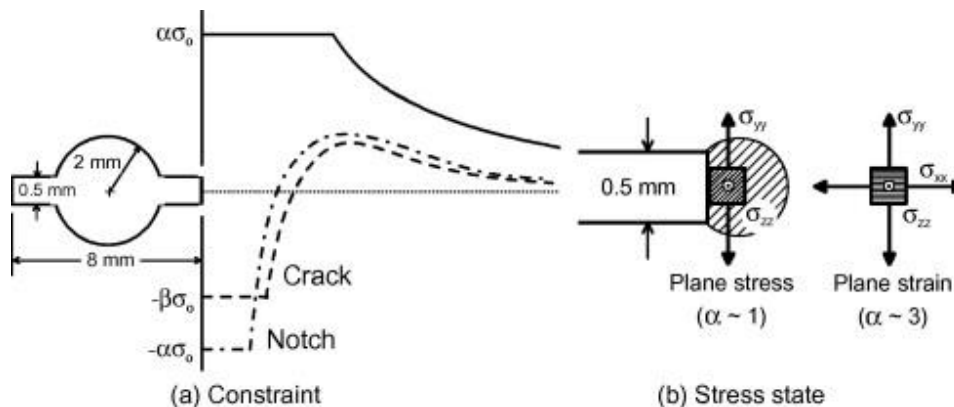


Fig. 3. 24. Correcciones al factor de constricción de compresión " β " en el transitorio hasta la estabilización del crecimiento de grietas que emanan de entalla visible. Ziegler [12].

Con el fin de simular el transitorio en grietas que parten de entalla visible (no de grieta fruto de proceso de preagrietado), deciden incluir dos modificaciones al procedimiento convencional de aplicación del Fastran para aumentar rápidamente las tensiones de cierre en una geometría sin estela plástica:

- Asignan un valor de $\beta = 2$ al factor de constricción de compresión, con lo que aumentan las tensiones de cierre y, por tanto, disminuyen las velocidades de crecimiento. Aceptan valores del factor de constricción a compresión propios a los asignados al de tracción (ver Fig. 3.24.).
- En el frente de la entalla visible asignan un factor de constricción propio a tensión plana, generando mayores plastificaciones que posibilitarán la rápida creación de la estela plástica propia a crecimiento “estabilizado”.

No especifican ni la evolución ni la profundidad de grieta en la que este transitorio estaría presente. Admiten que las correcciones introducidas requieren estudios adicionales pero aportan resultados de simulaciones acordes a los ensayos.

3.3.3. Resultados.

Los resultados de simulaciones en probetas C(T) correspondientes a cargas A.C. y a los registros aleatorios miniFALSTAFF+ son aportados de forma gráfica (ver Fig. 3.25.).

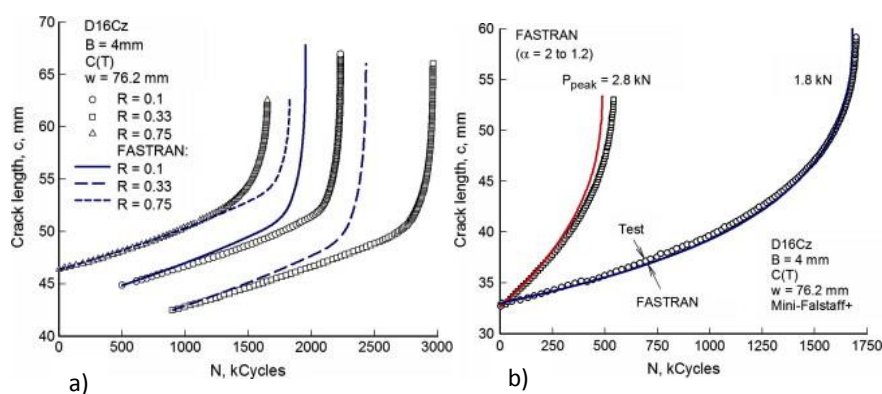


Fig. 3. 25. Comparación predicciones / ensayos de vidas a-N en probeta C(T) - D16: a) Cargas A.C., y b) Registro aleatorio miniFALSTAF+. Ziegler [12] .

En la Fig.3.25.a. Ziegler expone los resultados en A.C. para probetas C(T), las diferencias en la capacidad predictiva respecto al estudio de referencia las justifica en la selección del factor de constricción que, con un valor de 2.85 en el caso de Skorupa, hace insensible al modelo a los efectos de secuencia. El ajuste en las predicciones es muy aceptable, todas ellas en un margen del 25%.

Las mayores discrepancias, encontradas en el registro con $R = 0.33$ lo justifica por la aparición de doble labio de cortadura en la superficie de la pieza fracturada, lo que introduciría mayores niveles de cierre de grieta.

En la Fig. 3.25.b. Ziegler contrasta las simulaciones ante registro aleatorio miniFALSTAFF+ con los ensayos que realiza a dos niveles de tensión. La capacidad predictiva es realmente buena, encontrándose ambas simulaciones en un margen del 10% en vida final y con una destacable adecuación en la curva de vida.

En las probetas M(T), junto a la simulación del ensayo de sobrecarga aislada que permite a Yamada fijar el factor de constricción en un valor $\alpha = 2$, simula cargas de A.C. y de A.V. (ante los mismos tipos de bloques que incluía Skorupa en su estudio), y registros aleatorios miniFALSTAFF a tres niveles de tensión.

Las simulaciones a A.C. son incluidas en la Fig. 3.26.a. en la que las curvas de vida han sido desplazadas para poder visualizar la evolución conjunta. Las simulaciones se encuentran en un margen de la vida final del 20%, no apreciándose irregularidades en las adecuaciones de las curvas de simulaciones respecto a las de ensayo. Las simulaciones a A.V., Fig. 3.26.b., cuyo registro de cargas se apoya en uno de A.C. con $R = 0.33$, exhiben un comportamiento bastante conservador al predecir vidas un 30 % inferiores a las de ensayo, lo que Yamada justifica haciendo referencia a los labios de cortadura que en el ya comentado ensayo con $R = 0.33$ encontró Ziegler sobre probetas C(T); el incremento en las tensiones de cierre que conllevan justificarían las mayores vidas en ensayo.

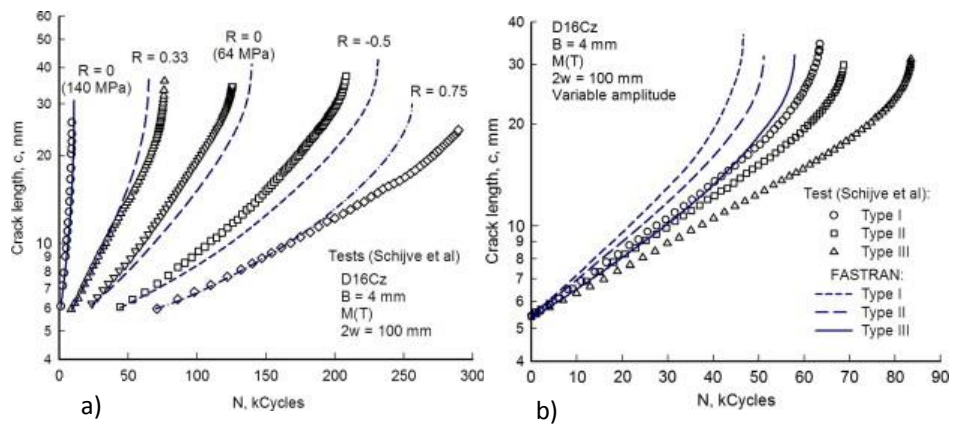


Fig. 3. 26. Comparación predicciones / ensayos de vidas a-N en probeta C(T) - D16: a) Cargas A.C., y b) Cargas A.V. Yamada [11]

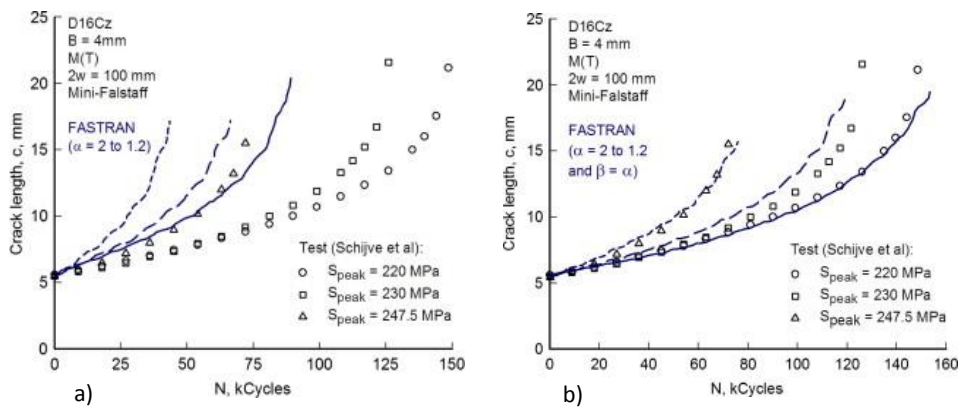


Fig. 3. 27. Comparación predicciones / ensayos con registro miniFALSTAFF. Vidas a-N en probeta C(T) - D16: a) Modelo original, y b) Modelo modificado. Yamada [11]

La Fig. 3.27. compara las predicciones sobre el registro aleatorio miniFALSTAFF, sin y con la inclusión en el modelo de la modificación que considera la

singularidad de grieta que nace desde entalla, con su inclusión las predicciones notables tanto en vida final como en evolución.

3.3.4. Conclusiones que exponen Yamada / Ziegler.

- Debido al propio diseño de los ensayos un porcentaje muy representativo de la vida de las probetas acontece en el “régimen de pérdida de constricción” (zona de transición).
- Los datos de crecimiento para las probetas C(T) y M(T) son prácticamente coincidentes en toda la vida de la probeta.
- Para altas R, especialmente $R = 0.33$, aparece doble labio de cortadura en las probetas C(T), lo que puede justificar predicciones conservativas.
- La adecuada selección de los factores de constricción convierte al SYM en una herramienta precisa para evaluar los efectos de secuencia muy presentes en test de sobrecargas y registros aleatorios.
- Las predicciones sobre probetas C(T) lleva a horquillas del 10%, mientras que para la M(T) esta se eleva al 25%.
- La geometría de la entalla puede afectar a las predicciones sobre las probetas M(T) sobre las que simuló Skorupa. Esta anomalía en el comportamiento, inducida externamente, es salvada en los registros de A.C. comenzando los ensayos con una dimensión ligeramente mayor de grieta, y en los aleatorios mediante una modificación al modelo incluyendo un transitorio en el que se corrigen tanto los factores de constricción de tracción como los de compresión.

3.4. Ensayos y simulaciones realizados por Moreno.

3.4.1. Material y ensayos.

Con el fin de evaluar los modelos implementados en Nasgro se han utilizado resultados experimentales de ensayos de crecimiento de grietas bajo cargas aleatorias obtenidos en probetas CT de aleación de aluminio 2024-T351, con 50 mm de ancho y 12 mm de espesor [5]. Todas las muestras fueron cortadas en la dirección TL de la misma placa y se fabricaron de acuerdo con la norma ASTM E-647. En todos los ensayos, la longitud de la grieta se monitorizó haciendo uso de la técnica de caída de potencial por corriente alterna (ACPD).

Los ensayos se llevaron a cabo usando historias de carga correspondientes a cuatro procesos aleatorios gaussianos estacionarios que se caracterizaron por diferentes formas de la función de densidad espectral, $S(\omega)$, de las cargas. La Tabla 3.1 muestra los valores de los parámetros que definen las cuatro funciones, designadas A, B, C y D, así como, el parámetro irregularidad, ε , que es una medida del ancho de banda del proceso aleatorio. La Fig. 3.28.a muestra la forma de las funciones de densidad espectral utilizadas.

Type	H/h	ω_1	ω_2	ω_3	ω_4	ε
A	6.67	5	15	80	130	0.64
B	2	5	25	30	60	0.70
C	2	10	20	25	75	0.77
D	-	7	27	-	-	0.85

Tabla 3. 1. Parámetros que definen la forma de $S(\omega)$

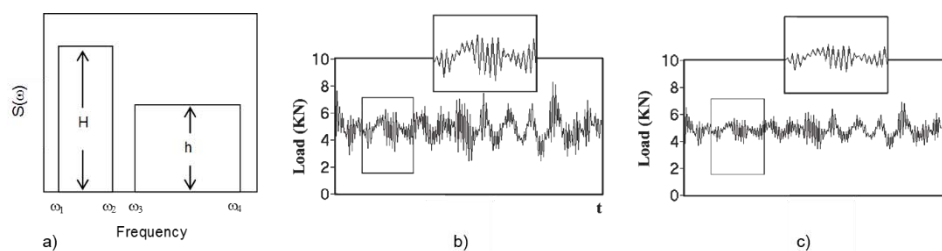


Fig. 3.28. (a) Forma de las funciones de densidad espectral; (b) Secuencia de picos y valles del proceso AH; (c) Secuencia de picos y valles del proceso AL

Así mismo, fueron elegidos dos niveles de carga diferentes, representados por la raíz media cuadrática de los procesos aleatorios (el área bajo la curva $S(\omega)$). Los dos niveles de carga (designados L (nivel bajo) y H (nivel alto)) y las cuatro funciones de densidad espectral se utilizaron para definir siete procesos aleatorios gaussianos estacionarios con media cero, posteriormente, se añadió una carga constante (4.850 N) para evitar cargas de compresión. Para cada proceso aleatorio se generaron veinte historias de carga aleatoria diferentes de 25.000 ciclos. Las Fig. 3.28b y 3.28c muestra la secuencia de picos-valles para los procesos de AH y AL.

Cada historia de carga generada se aplicó a una probeta diferente y se aplicó de forma repetida hasta alcanzar la longitud final de grieta establecida en 25.3 mm. Las curvas de crecimiento de grieta ($a-N$) se obtuvieron durante la realización de los ensayos. Cada historia de carga será de ahora en adelante designada por el código X-Y_Z, donde X será A, B, C o D, dependiendo del ancho de banda del proceso de carga aleatoria, Y representa el nivel de carga (L bajo o H alto) y Z representa el número de orden de la historia dentro del grupo de ensayos. Más detalles de los ensayos y el proceso de generación de las historias de carga se pueden encontrar en el presente documento [5] .

La Tabla 3.2 muestra los parámetros estadísticos: media (μ), desviación estándar (σ) y el coeficiente de variación ($COV=\sigma/\mu$) de la vida a fatiga en cada serie de ensayos.

Serie	Vida media (ciclos)	desviación estándar (ciclos)	COV
A-H	277,151	13,377	0.048
B-H	197,114	7,686	0.039
C-H	168,287	5,124	0.030
D-H	146,981	5,363	0.036
A-L	1,163,986	35,447	0.030
C-L	690,667	17,715	0.026
D-L	589,569	24,525	0.042

Tabla 3. 2. *Parámetros estadísticos de la vida a fatiga en cada serie de ensayos.*

3.4.2. Leyes de crecimiento.

Con el propósito de obtener datos de crecimiento a amplitud constante se realizaron ensayos con el mismo material y geometría de probetas a distintas relaciones de carga $R = S_{\text{máx}} / S_{\text{mín}}$. Se realizaron tres ensayos para cada una de las cuatro relaciones de carga seleccionadas: $R = 0.1, 0.3, 0.5$ y 0.7 . Se aplicó una carga senoidal de amplitud constante desde una longitud inicial de 10.6 mm, que corresponde a la profundidad de la entalla, hasta una longitud final anterior a la fractura. La longitud de grieta fue monitorizada desde los 12 mm para asegurar una grieta inicial generada por fatiga y durante el ensayo se obtuvieron las curvas $a-N$. Las velocidades de crecimiento de grieta se calcularon de acuerdo a la norma ASTM E647. La Fig. 3.29. muestra los valores de velocidad de crecimiento frente al rango del factor de intensidad de tensiones, da/dN versus ΔK , obtenidos a partir de las curvas $a-N$ como resultado de los ensayos.

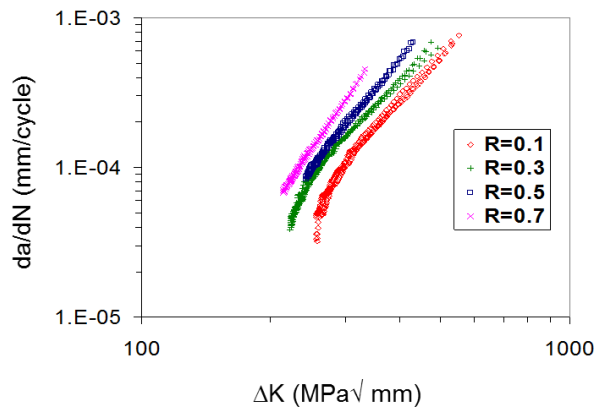


Fig. 3. 29. *Velocidades de crecimiento de los ensayos de amplitud constante*

En estudios previos, se realizaron diferentes ajustes con el módulo NASMAT con el fin de estudiar la influencia de todos los parámetros en la ley de velocidad de crecimiento y por lo tanto en las predicciones de vida [7]. Los ajustes se realizaron variando los exponentes p y q , el conjunto de ensayos de amplitud constante (para diferentes relaciones de carga, R) a los que se ajusta la ecuación Nasgro y los valores del factor de constricción α . La primera conclusión de ese análisis fue que, como cabía esperar, el parámetro de mayor influencia es el factor de constricción utilizado en el ajuste, por lo que la selección del valor apropiado es muy importante. También se concluyó que el uso del módulo NASMAT para seleccionar dicho valor no es fácil porque un aparentemente buen ajuste a un conjunto de datos de amplitud constante se puede obtener para un rango de valores de α y, sin embargo, no garantiza una buena estimación de vida. Además, el programa no proporciona ninguna herramienta para evaluar y por tanto discriminar el mejor ajuste. En segundo lugar, el ajuste de la ecuación a los diversos grupos de ensayo con diferentes relaciones de carga (R) da lugar a marcadas variaciones en los parámetros ajustados. A pesar de esto, se obtuvieron razonables predicciones de vida en el crecimiento de grietas bajo carga aleatoria para el proceso CH analizado y fue posible obtener diferentes conjuntos de parámetros (C , n , p y q) con los que la evaluación de crecimiento de la grieta era muy bueno.

En base a estos resultados, en este análisis NASMAT se ha utilizado como una herramienta para buscar el conjunto de parámetros que proporcionan el mejor ajuste. Los resultados obtenidos corresponden a un valor del factor de constricción $\alpha=2$ en concordancia con el estado de deformación plana que se

puede asumir para la geometría de la probeta. La eficiencia del ajuste se determina mediante la comparación de los datos experimentales con los resultados estimados (con la opción VCL) para las historias de carga del proceso CH con la vida a fatiga más corta y más larga, CH-09 y CH-11, respectivamente. Estas historias de carga son las que presentan el máximo y mínimo efecto de retardo debido a las sobrecargas que para el proceso CH corresponden de los registros de carga aleatoria 9 y 11. Una estimación precisa del crecimiento de la grieta o la vida fatiga, es decir, en definitiva de la curva $a-N$ en estos dos casos garantizará buenas estimaciones en el resto de procesos e historias de carga. El conjunto de parámetros de la ecuación Nasgro obtenido con este procedimiento se muestra en la Tabla 3.3. Los resultados obtenidos por simulación con los parámetros de la Tabla 3.3 para los siete procesos de carga considerados y ambas opciones SYM en Nasgro (CCL y VCL) se presentan en la sección de resultados.

C	N	p	q	ΔK_0	Cth+	Cth-	Rcl	Alpha	$S_{\max}/\sigma_o$
1.74E-11	2.824	0.5	0.5	124.86	2.5	0.10	0.70	2.00	0.30

Tabla 3. 3. *Parámetros de la ecuación NASGRO*

Un punto débil, en la caracterización previa de las propiedades del material, es que los datos de amplitud constante utilizados corresponden a un estrecho rango de velocidades de crecimiento. Sin embargo, para hacer predicciones de vida, especialmente bajo cargas de amplitud variable o aleatorias, la relación $da/dN - \Delta K_{ef}$ debe obtenerse en el máximo intervalo de velocidades, o rango de ΔK_{ef} desde la región del umbral hasta la fractura. Con el fin de mejorar este punto, y por lo tanto, la caracterización del comportamiento de material, se han utilizado para generar una curva $da/dN - \Delta K_{ef}$ los resultados obtenidos por Donald and James [17] para el mismo material, probetas tipo CT y espesor similar de probeta. Además de estos datos, también se ha considerado en este análisis la relación $da/dN - \Delta K_{ef}$ para la aleación Al2024-T3 incluida en la base de datos de propiedades del propio software Nasgro.

La Fig. 3.30.a muestra las curvas $da/dN - \Delta K$ obtenidas por Donald and James para dos relaciones de carga $R=0.1$ y $R=0.7$. Dicha figura muestra también superpuestas las curvas de la Fig. 3.29. para esos mismos valores de R y puede observarse que existe gran concordancia entre ambos conjuntos de datos. La forma de estas curvas muestra también una relación no lineal $da/dN - \Delta K$, y por lo tanto no puede ser correctamente representada por la ecuación Nasgro que no puede reproducir esta tendencia. Los datos de la Fig. 3.30.a se pueden convertir en curvas $da/dN - \Delta K_{ef}$ utilizando la función de apertura de grieta definida por Newman o función f . La Fig. 3.30b muestra los datos obtenidos asumiendo un factor de constricción $\alpha = 2$ y $S_{max} / \sigma_0 = 0.1$. Esta figura muestra también la curva de la base de datos de material de Nasgro, poniendo de manifiesto que coincide con un ajuste a los datos de Donald and James. También se observa una buena correlación para los datos de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en un amplio rango de velocidades excepto cerca del régimen de umbral. En ese régimen, los resultados en probetas compactas se determinaron mediante el uso de un procedimiento de reducción de carga, se ha demostrado que el procedimiento de reducción de la carga puede inducir a umbrales más altos debido a un mayor efecto del cierre de grieta.

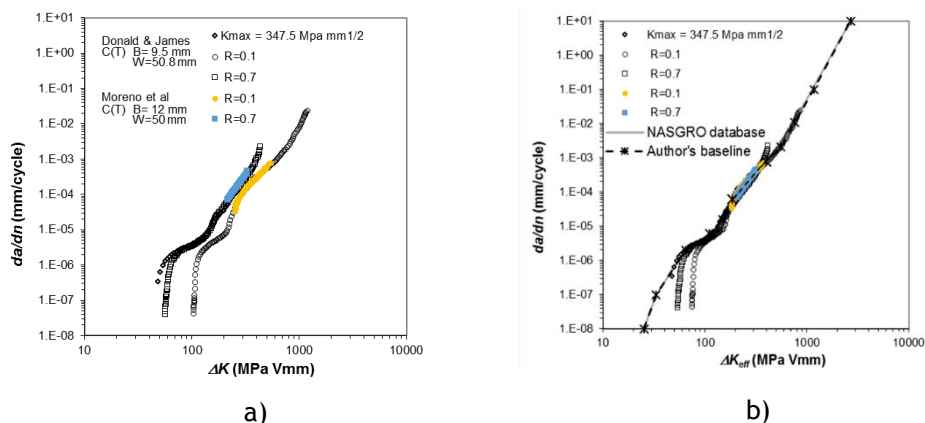


Fig. 3.30. (a) velocidades de crecimiento frente al factor de intensidad de tensiones, (b) velocidades de crecimiento frente al factor de intensidad de tensiones efectivo

En este trabajo se propone una nueva relación $da/dN - \Delta K_{ef}$, listada en la tabla 3.4, que corresponde al ajuste de los datos de la Fig. 3.30.b., convertidos en $da/dN - \Delta K_{ef}$, en el rango de velocidades disponible y coincidiendo fuera de ese

rango con la curva de la base de datos Nasgro. Un detalle de ambas curvas se muestra en la siguiente sección.

ΔK_{ef} (MPa m ^{1/2})	da/dN (mm/ciclo)	ΔK_{ef} (MPa m ^{1/2})	da/dN (mm/ciclo)
25.30	1.00E-08	215.00	6.00E-05
33.20	1.00E-07	557.00	2.10E-03
64.83	2.00E-06	764.00	1.10E-02
110.00	8.00E-06	1170.00	1.00E-01
140.00	1.70E-05	2687.00	1.00E+01

Tabla 3. 4. Ley de crecimiento $da/dN - \Delta K_{ef}$ propuesta

3.4.3. Resultados y discusión.

Los modelos SYM, CCL y VCL, implementados en Nasgro se han utilizado para predecir el crecimiento de grietas de fatiga bajo cargas de amplitud constante y aleatoria. El cálculo realizado incluye dos descripciones de la ley de crecimiento de grietas: los parámetros de la ecuación Nasgro y la forma discreta como curva $da/dN - \Delta K_{ef}$. Para la forma discreta se han utilizado dos curvas diferentes: la curva de la base de datos Nasgro y la propuesta en la Tabla 3.4. Se han realizado un número total de 840 simulaciones para obtener los resultados correspondientes a los procesos bajo carga aleatoria. Estos resultados corresponden a las veinte historias de carga para cada uno de los siete procesos aleatorios, con las opciones de ambos modelos SYM: el modelo CCL y VCL, y con las tres leyes de crecimiento descritas en la sección previa.

Para la opción CCL, se ha establecido un factor de constricción a tracción $\alpha = 2$ correspondiente al estado de deformación plana que puede asumirse para este material y espesor de probeta. Este valor de α también es consistente con el

correspondiente valor utilizado en los procedimientos de ajuste de las curvas $da/dN - \Delta K_{ef}$. El factor de intensidad de tensiones efectivo en la transición es $(\Delta K_{ef})_T = 710 \text{ MPa mm}^{1/2}$ según la ecuación (3.1). La extensión de la región de transición se ha estimado en una década de velocidad, a partir de una velocidad inicial $da/dN = 0.9E-2 \text{ mm / ciclo}$.

Para la opción VCL, se ha establecido un valor del factor de constricción $\alpha_{new} = 2$ en base a que los resultados de los análisis previos [7] mostraron que dicho parámetro tiene muy poca influencia, dado que se obtuvieron diferencias insignificantes variando α_{new} entre 1 y 3.

De acuerdo con los criterios comúnmente aplicados para la evaluación de las estimaciones de vida, se ha obtenido la relación entre la vida estimada por simulación (N_{NASGRO}) y la vida obtenida experimentalmente (N_{exp}). Los resultados se resumen en la Fig. 3.31, para la carga aleatoria este valor corresponde al valor medio de las veinte historias de carga de cada proceso. El código de color significa: azul oscuro (gris oscuro en la versión en blanco y negro) para los resultados obtenidos mediante el modelo SYM denominado CCL y naranja claro (gris claro en la versión en blanco y negro) para los resultados obtenidos mediante el modelo SYM denominado VCL. Los resultados obtenidos con diferentes leyes de crecimiento de grietas se distinguen por una trama diferente.

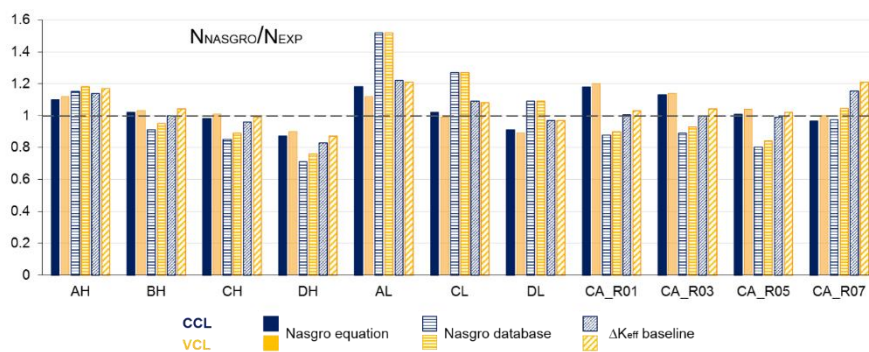


Fig. 3.31. Relación entre la vida estimada y la experimental

A la vista de los resultados, se puede destacar que ambos modelos predicen vidas de fatiga muy similares y que todas las leyes de crecimiento aquí consideradas permiten obtener razonables y aceptables predicciones.

Los similares resultados obtenidos para ambos modelos se pueden explicar de la siguiente manera. Para la opción CCL, el análisis realizado muestra que el rango del factor de intensidad de tensiones efectivo en régimen superior al de transición, $(\Delta K_{ef})_T$, no se alcanza en los procesos aquí considerados. Por lo tanto, el modelo CCL esencialmente utiliza un factor de constricción constante $\alpha = 2$ correspondiente al estado de deformación plana. Para la opción VCL, el valor calculado del factor de constricción a tracción en la punta de la grieta (α_{tip}) es esencialmente constante y de acuerdo con un estado de deformación plana debido a que el espesor de la probeta es bastante mayor que la zona plástica.

Para la carga de amplitud constante los mejores resultados corresponden a los obtenidos mediante el uso de la relación propuesta en la Tabla 3.4, que mejoran los resultados obtenidos mediante el uso de la ley de la base de datos Nasgro. Los resultados obtenidos mediante el uso de la ecuación Nasgro son buenos para valores altos de R y no tanto para los valores bajos.

Para los procesos aleatorios de alto nivel de carga, todas las opciones permiten obtener buenas y similares predicciones. En general, las relaciones N_{NASGRO}/N_{exp} más cercanas a la unidad corresponden con las obtenidas mediante el uso de la ecuación Nasgro, esto es una consecuencia del procedimiento de ajuste utilizado. Debe tenerse en cuenta que el ajuste de esta ley se obtuvo por un procedimiento iterativo de prueba-error cuya eficacia se determinó mediante la comparación de los resultados simulados y de ensayo en los procesos de carga aleatoria. La relación $da/dN - \Delta K_{ef}$ aquí propuesta mejora los resultados obtenidos con la relación de la base de datos Nasgro. Las Fig. 3.32.a-d muestran las curvas $a-N$ obtenidas experimentalmente y por simulación, con los modelos CCL y VCL, utilizando la relación $da/dN - \Delta K_{ef}$ de la Tabla 3.4 para las historias de carga que proporcionan las vidas más largas y más cortas de los procesos AH, CH y DH.

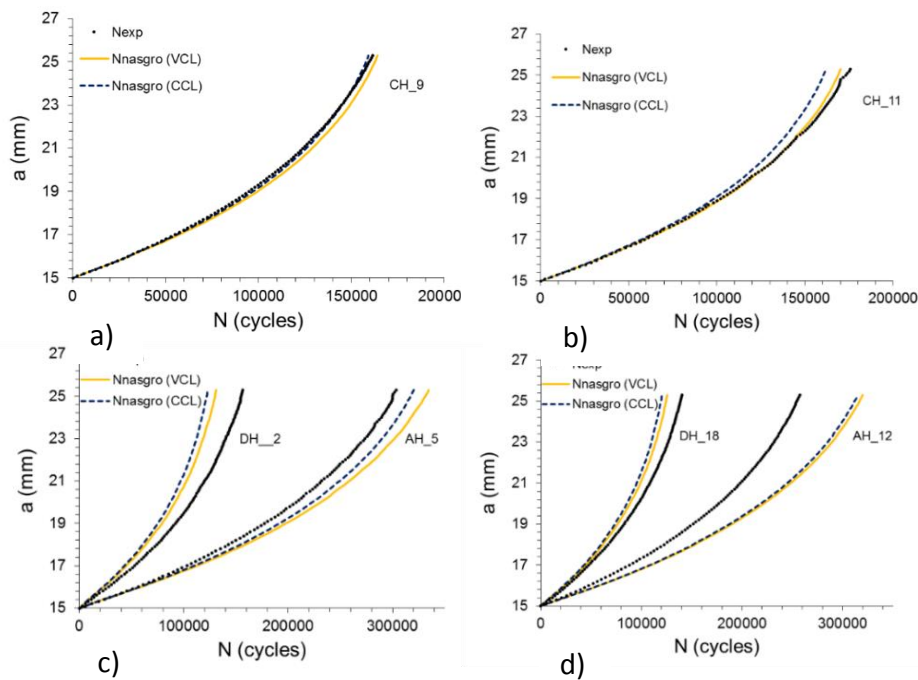


Fig. 3.32. Curvas a - N obtenidas experimentalmente y por simulación para diferentes historias de carga en los procesos de alto nivel de carga.

Los similares resultados obtenidos por el uso de cualquiera de las tres leyes de crecimiento consideradas se pueden explicar analizando las Fig. 3.32.a y 3.32.b. La Fig. 3.32.a y 3.32.b representan la evolución de la velocidad de crecimiento de la grieta calculada a partir de los datos de ensayo de las historias de carga de proceso de CH con las vidas más larga y más corta, CH-09 y CH-11, respectivamente, que son los que presentan los máximos y mínimos efectos de retardo debido a las sobrecargas. La Fig. 3.32b muestra un detalle de las curvas $da/dN - \Delta K_{ef}$ consideradas. Para los procesos de nivel alto, procesos H, más del 90% de los rangos de carga producen rangos del factor de intensidad de tensiones entre $\Delta K=70 \text{ MPa mm}^{1/2}$ para la longitud de grieta inicial y $\Delta K=420 \text{ MPa mm}^{1/2}$ para la longitud final grieta. Teniendo en cuenta este intervalo de valores de ΔK y transformándolos a ΔK_{ef} , a partir de la Fig. 3.32.b, se puede estimar un rango de velocidades de crecimiento entre $3.0E-5$ a $2.0E-4 \text{ mm/ciclo}$. Como puede observarse en la Fig. 3.33.b, todas las curvas en esta región alcanzan valores muy próximos lo que justifica los similares resultados obtenidos mediante el uso de cualquiera de ellas.

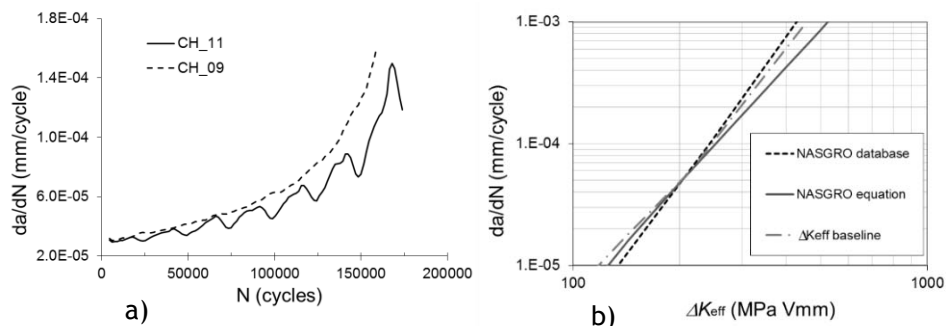


Fig. 3.33. (a) Evolución de la velocidad de crecimiento en ensayo para dos historias de carga del proceso CH; (b) Detalle de las curvas da/dN - ΔK_{eff}

Para los procesos de bajo nivel de carga, las predicciones no son tan buenas y tienden a ser no conservadoras. Para estos procesos, la mayoría de los rangos de carga producen rangos del factor de intensidad de tensiones entre 30 y 250 $\text{MPa mm}^{1/2}$. Este rango de valores es ΔK cae en el régimen del umbral, donde la incertidumbre de las velocidades de crecimiento es alta (ver Fig. 3.30.). Las Fig. 3.33.a y b muestran las curvas a - N obtenidas experimentalmente y por simulación, con el modelo VCL, utilizando la curva de crecimiento de la Tabla 3.4 para las historias de carga que proporcionan la vida más corta de los procesos AL, CL y DL.

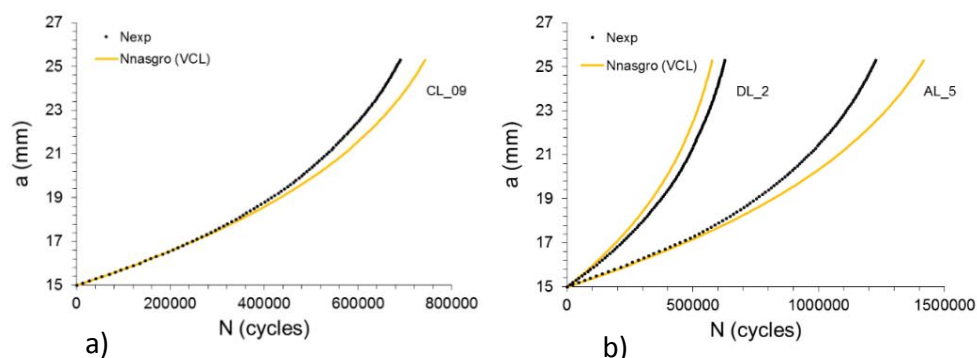


Fig. 3.34. Curvas a - N obtenidas experimentalmente y por simulación para diferentes historias de carga en los procesos de bajo nivel de carga.

El análisis previo y los resultados en la Fig. 3.35 se centran en las predicciones de la vida a fatiga en base al valor medio para todas las historias de carga

aleatoria, no obstante no sólo ese valor medio sino también la variabilidad de los resultados es importante. Para evaluar la variabilidad de los resultados predichos, se ha obtenido la relación entre la desviación estándar de las vidas estimadas, es decir, las obtenidas mediante simulación (σ_{NASGRO}), y la desviación estándar obtenida experimentalmente (σ_{EXP}). Los resultados de $\sigma_{\text{NASGRO}}/\sigma_{\text{EXP}}$ se resumen en la Fig. 3.35, donde se han omitido intencionadamente para una mejor comprensión los resultados obtenidos mediante el uso de la curva de crecimiento de la base de datos Nasgro. El significado del código de color y la textura es el mismo que en la Fig. 3.31.

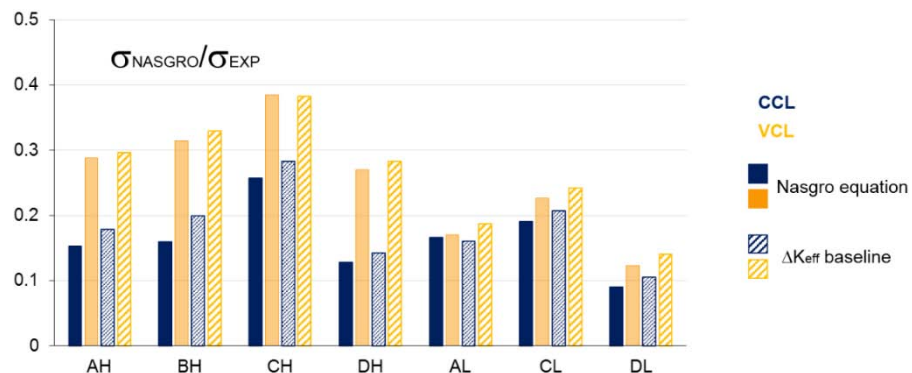


Fig. 3. 35. Relación entre desviación estándar de vida estimada y experimental

Ahora los resultados en la Fig. 3.35 revelan algunas diferencias entre los modelos CCL y VCL, mostrando que la desviación estándar de la vida estimada es significativamente menor para el modelo CCL, especialmente para los procesos de alto nivel de carga.

Considerando que los efectos de la fabricación, procedimiento de ensayo y los factores ambientales son poco significativos o despreciables, la variabilidad de la vida experimental será debida a la aleatoriedad inherente a las propiedades del material y a la propia carga. Con el fin de distinguir qué parte de la variabilidad depende de un factor o el otro, se han considerado otras tres series o grupos de ensayos [4] . El primero de ellos consta de 30 ensayos llevados a cabo con diferentes historias de carga representativas del proceso CH en este caso con 5.000 ciclos de cada una, esta serie se denominará CH5 en adelante. La serie de ensayos denominada hasta el momento CH con historias de carga de

25.000 ciclos, a partir de ahora, se designa CH25 con el fin de distinguirla de la serie CH5. Las otras dos series consideradas corresponden a ensayos realizados utilizando la misma historia de carga en todos los ensayos del grupo, con el fin de analizar los efectos de la aleatoriedad en las propiedades del material. Estas series son designadas CH5* and CH25*. La Tabla 3.5 muestra los parámetros estadísticos: media (μ) y desviación estándar (σ), de la vida a fatiga para cada serie obtenidos experimentalmente y por simulación. Los resultados simulados se han obtenido con la ley de crecimiento de la Tabla 3.4 con las dos opciones, CCL y VCL, de modelos SYM en Nasgro.

Serie	Experimental		Simulación			
	μ	σ	VCL		CCL	
	(cycles)	(cycles)	μ (cycles)	σ (cycles)	μ (cycles)	σ (cycles)
C-H5	169,978	15,272	180,095	8,167	172,808	4,812
C-H5*	170,792	3,874	179,148	-	171,783	-
C-H25	168,287	5,124	166,674	1,947	160,675	1,441
C-H25*	162,301	4,347	162,761	-	157,777	-

Tabla 3. 5. *Parámetros estadísticos de los resultados experimentales y simulados*

A partir del análisis de los resultados de las series CH5, CH5 *, CH25 y CH25 *, puede estimarse la influencia de aleatoriedad del material y la carga a partir de la varianza de la siguiente manera [4] :

$$Var[\log N_{cs}] = Var[\log N_c] + Var[\log N_s] \quad (3.3)$$

Donde N_{cs} es la vida a fatiga que depende o es función de la aleatoriedad del material y la carga, N_c es la vida función solamente de la aleatoriedad del

material y N_s es la vida como función solamente de la aleatoriedad de la carga. La varianza de la variable $\log N_c$ se determinó a partir de los resultados de las series de ensayos CH5* y CH25*, dado que en todos esos ensayos se utilizó el mismo registro de carga y por tanto la variabilidad de resultados se debió a la aleatoriedad de las propiedades del material. La varianza de la variable $\log N_{cs}$ se determinó a partir de los resultados de las series de ensayos CH5 y CH25, dado que en ellos se utilizó un registro de carga distinto en cada ensayo y por tanto la variabilidad de resultados se debió a la aleatoriedad de las cargas y de las propiedades del material. Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 3.6.

	CH5/CH5*	CH25/CH25*
Var[log N_{cs}]	1.07 E-3	1.33 E-4
Var[log N_c]	9.62 E-5	9.83 E-5
Var[log N_s]	9.76 E-4	3.47 E-5

Tabla 3. 6. *Varianzas de log N_c , log N_s y log N_{cs}*

Se puede observar que el sumando que representa la variabilidad debida a la aleatoriedad de las propiedades del material (Var [log N_c]) es muy similar en ambos casos. Sin embargo, el sumando que representa la variabilidad debida a la aleatoriedad de las cargas (Var [log N_s]) es mayor para la serie con historias de carga más cortas. Esto es una consecuencia de los efectos de retardo producidos por los picos máximos de la historia de carga que se repite cada 5000 ciclos para la serie CH5 o 25.000 ciclos para la serie CH25. Se encontró una correlación más alta entre los picos máximos de la historia de carga y la vida de fatiga para la serie CH5 que para la CH25 [9] . Este hecho también se puede observar en la Fig. 3.36 que muestra los resultados experimentales y simulados para la serie CH5 y CH25. Esta figura muestra la vida de fatiga de cada una de las veinte historias de carga, en este caso se representa el valor de vida dividido por el valor medio para comparar solamente la variabilidad o dispersión de resultados, este valor se ha denominado la vida normalizada. Para la serie CH5, los resultados simulados reproducen claramente la tendencia de los ensayos debido a que la contribución de la carga a la variabilidad es mucho mayor que la contribución del material. Para la serie CH25, los resultados simulados no

reproducen de forma clara la tendencia de los resultados de ensayo debido a que la contribución de la carga a la variabilidad es menor que la del material.

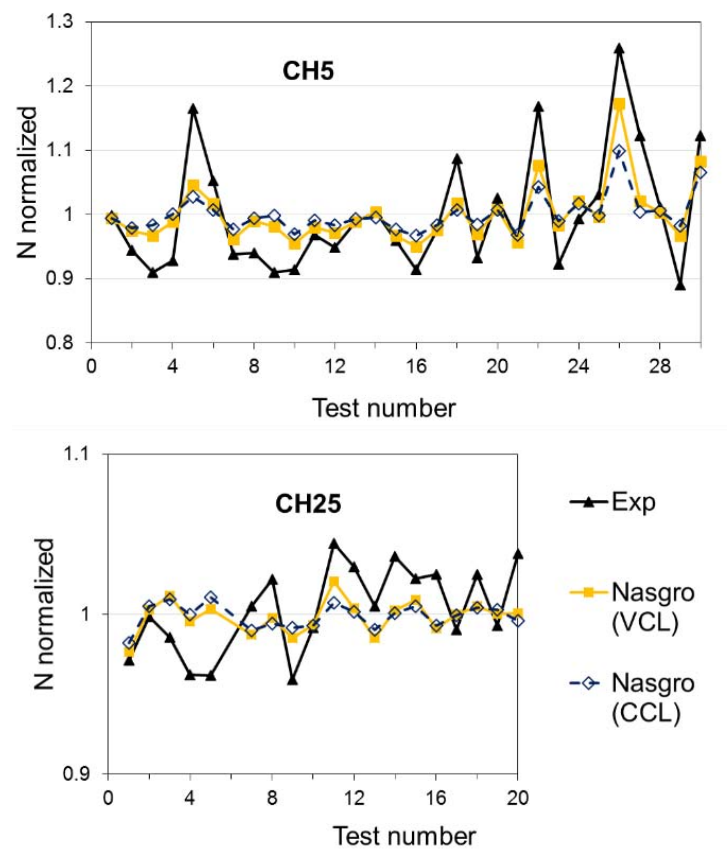


Fig. 3. 36. *Vidas normalizadas*

Las vidas obtenidas por simulación lógicamente representan N_s porque son función únicamente de la aleatoriedad de la carga. Para evaluar qué modelo, CCL o VCL, proporciona una mejor estimación de la variabilidad, se ha obtenido el valor de $\text{Var}[\log N_s]$ donde N_s corresponde a las vidas obtenidas por simulación con ambos modelos. Los resultados se muestran en la Tabla 3.7.

	CH5	CH25
Var[log N_s] VCL model	3.69 E-4	2.70 E-5
Var[log N_s] CCL model	1.44 E-4	1.59 E-5

Tabla 3. 7. Varianzas de log N_s obtenidas de los resultados simulados

De la comparación de resultados en las Tablas 3.6 y 3.7 se puede concluir que ambos modelos subestiman la variabilidad debido a la aleatoriedad de las cargas, pero el modelo VCL proporciona una mejor estimación. Este hecho también se pone de manifiesto en la Fig.3.37 en la que se compara la evolución de las velocidades de crecimiento de la grieta calculadas a partir de las curvas a - N obtenidas experimentalmente y por simulación en Nasgro usando el modelo VCL con la curva $da/dN - \Delta K_{ef}$ de la Tabla 3.4. Se puede observar que los resultados simulados con el modelo VCL siguen la evolución de la velocidad de crecimiento y reflejan los efectos de retardo de las sobrecargas, pero no obstante, dicho efecto se subestima a medida que la grieta crece produciendo velocidades mayores que las experimentales cuando la grieta es larga.

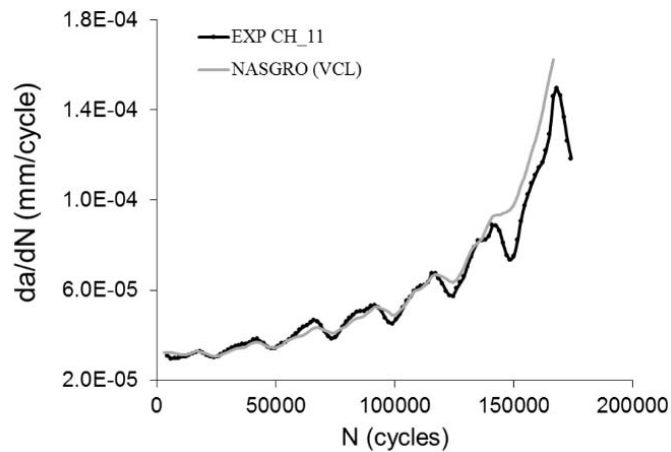


Fig. 3. 37. Evolución de las velocidades de crecimiento obtenidas experimentalmente y por simulación en NASGRO para la historia de carga CH25-11.

Para el resto de procesos de carga de nivel alto se obtienen valores similares a los correspondientes al proceso CH, tanto del parámetro Var [log N_{CS}] obtenido a partir de los resultados experimentales como del parámetro Var [log N_S] obtenido a partir de los resultados de simulación. Este hecho, los resultados en la Fig. 3.37 y la gran similitud de los procesos sugiere que la conclusión anterior se puede extender a los procesos AH, BH y DH. Para los procesos de bajo nivel de carga, serían necesarios datos de ensayo adicionales obtenidos usando la misma historia de carga.

3.4.4. Conclusiones

Las principales conclusiones a destacar de este estudio se resumen en:

- Los dos modelos y leyes de crecimiento aquí considerados permiten obtener una buena estimación de los resultados experimentales con los resultados obtenidos por simulación con Nasgro.
- Los resultados obtenidos para los modelos, CCL y VCL, son muy similares.
- Los mejores resultados, con N_{NASGRO} / N_{exp} entre 0,87 y 1,18, se corresponden con los obtenidos usando la ecuación Nasgro, pero esto es una consecuencia del procedimiento de ajuste utilizado.
- La ley de crecimiento o relación $da/dN-\Delta K_{ef}$ propuesta en la tabla 3.4 mejora los resultados obtenidos usando la base de datos del NASGRO. La relación N_{NASGRO}/N_{exp} está entre 0,82 y 1,22 para la ley propuesta, mientras que usando la base de datos Nasgro, N_{NASGRO}/N_{exp} está entre 0,71 y 1,52.
- Ambos modelos, CCL y VCL, subestiman la variabilidad debido a la aleatoriedad de las cargas, pero el modelo VCL proporciona una mejor estimación.

3.5. Valoración conjunta de ensayos y simulaciones. Conclusiones.

El diseño de los ensayos que realiza Skorupa es muy exigente, tanto en la selección de las probetas como en los regímenes de cargas:

- Los espesores que emplea desarrollan plenamente la transición de estados no en las últimas etapas de la vida de la probeta, sino en una etapa intermedia (caso de la probeta de 4 mm) o incluso antes de llegar a desarrollar comportamiento lineal según Paris (probeta de 2 mm). Este comportamiento en la probeta más esbelta dificulta en gran medida su caracterización por los procedimientos habituales.
- El porcentaje de registros con $R < 0$ en el 2024 es superior a la mitad, junto a un nivel de tensión moderadamente elevado (0.3), resultará especialmente exigente sobre la capacidad de los modelos para considerar sus efectos sobre fuertes diferencias entre los valores de “q” de tensión plana y deformación plana.
- También en los ensayos variables la mitad son de infracarga. En este tipo de ensayos es al que Shijve indicaba, en su revisión de modelos de cálculo a fatiga, que los SYM no aportaban estimaciones aceptables.

Respecto a las utilidades que aporta el programa, coinciden Skorupa y Moreno en la dificultad que supone extraer un ajuste aceptable desde el propio programa Nasgro. Los resultados que obtienen son bien distintos debido a la gran diferencia en los valores asignados al factor de constricción. Hay coincidencia en que las mejores estimaciones se consiguen con una entrada de la ecuación de crecimiento mediante tabla. En este sentido, Ziegler emplea una herramienta más versátil mediante ajustes multilineales con consideración de exponente para la zona asintótica Kcese exponente lo fija en un valor igual 4 para todos los registros.

De la comparativa entre modelos que realiza Skorupa, parece extraerse que los modelos VCL consiguen mejores resultados que los CCL, en prácticamente todos los contextos. Esta conclusión debe ser matizada desde la propia respuesta que aportan Ziegler y Yamada. La elección de un factor de constricción en base a un ajuste “óptimo” de la curva de crecimiento en A.C. es muy ambigua; por un lado existe la posibilidad de presencia de mínimos locales, por otro, realiza un criterio en base a consideración de deformación plana en toda la vida lo que no es en absoluto cierto dados los

espesores de pieza que habían elegido. El trato que le da a el Modelo VCL es más razonable en cuanto a los valores que le asigna a ese factor de constricción ambiguo que emplea el VCL, y es que, aunque como muestra la Fig. 3.38., un valor de factor de constricción de VCL inadecuado (en el ejemplo toma 2.85) anula la sensibilidad del modelo a los efectos de secuencia, el modelo VCL es menos sensible a variaciones en ese valor aportado externamente que el modelo CCL, como indica Moreno.

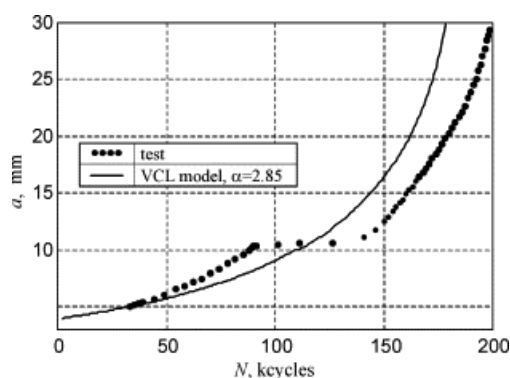


Fig. 3.38. Comparación de efectos en la curva $a - N$ de ensayo y simulación de los efectos de una sobrecarga para $\alpha = 2.85$. Skorupa [11].

- Falta de un protocolo claro para la selección de los valores del factor de constricción, así lo exponen Skorupa y Moreno. Si bien Moreno adopta el valor de 2 recomendado, Skorupa lo estima y adopta un valor poco habitual. Ziegler sí expone un procedimiento estructurado y claro para la “primera” selección del factor de constricción, al igual que hacen Moreno y Skorupa basado en el uso de las ecuaciones de Newman, pero siguiendo un procedimiento sistemático en el que sólo considera el ajuste de datos correspondiente a etapas de baja velocidad, ya que sólo en estas puede tener cierta seguridad de encontrar el estado de deformación plana con el que hace el ajuste.
- El ensayo de confirmación de selección de factor de constricción, también lo define con claridad, aunque no indica las medidas a seguir en escenarios en los que los resultados no fuesen favorables.
- Tanto Skorupa como Moreno y Ziegler emplean para la estimación del factor de constricción las ecuaciones de Newman. Los valores que aporta esta respecto a los propios a una simulación con el modelo

completo son ciertamente ajustados, pero son sólo una aproximación. Skorupa y Ziegler emplean estas ecuaciones con un dudoso factor de constricción propio a deformación plana. No es el caso de Moreno cuyas probetas de 12 mm no entraban en transición.

- Inadecuado el uso de la ecuación de Newman para la determinación de valores efectivos con el modelo VCL. Esta ecuación fue diseñada para el modelo CCL que, al emplear distinta variable directora, predecirá velocidades superiores y menores vidas. En la Fig. 3.39. se representan los valores de ΔK normalizado en función de R para ambos modelos y la predicha mediante la ecuación de Newman. Las predicciones sistemáticamente inferiores de vida que obtiene Skorupa en el uso del VCL se aprecia en las figuras: Fig. 3.10., Fig. 3.15., Fig. 3.16.

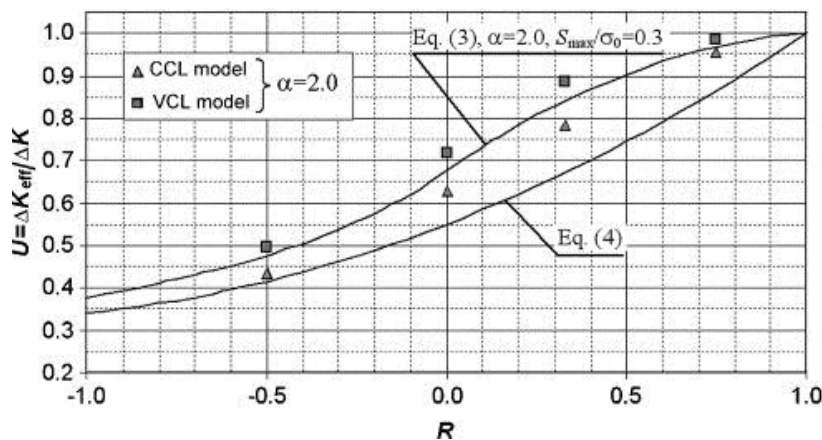


Fig. 3.39. Comparación de la evolución de ΔK normalizado con α para modelos CCL y VCL, y la ecuación de Newman. Skorupa [11].

- Parece inadecuado el uso de una misma ecuación de crecimiento para dos tipos de probetas distintas: M(T) y C(T). Las ecuaciones de Newman estaban diseñadas para su modelo, aproximadamente el CCL, no debiendo ser aplicable al VCL. Los valores de "q", los valores de ΔK_{ef} no son universales, cada variable directora posicionará las curvas de crecimiento en valores efectivos en distinta posición, y eso les ocurre a los modelos CCL y VCL. Esto puede justificar los resultados sistemáticamente no conservadores en el modelo CCL respecto al VCL.

Referencias bibliográficas

- [1] On the use of NASGRO software to estimate fatigue crack growth under variable amplitude loading in aluminium alloy 2024-T351, B. Moreno, A. Martin, P. Lopez-Crespo, J. Zapatero, J. Dominguez, *Procedia Engineering* 101, pp. 302-311, 2015.
- [2] Estimations of fatigue life and variability under random loading in aluminium Al-2024T351 using strip yield models from NASGRO, B. Moreno, A. Martin, P. Lopez-Crespo, J. Zapatero, J. Dominguez, *International Journal of Fatigue*, In Press.
- [3] NASGRO 6.0, Reference Manual (version 6.02, September 2010), Fracture mechanics and fatigue crack growth analysis software, NASA Johnson Space Center and Southwest Research Institute; 2010.
- [4] Moreno B, Zapatero J, Domínguez J. An experimental analysis of fatigue crack growth under random loading. *International Journal of Fatigue*. 2003, 25:597-608.
- [5] Moreno B, Variabilidad en el crecimiento de grietas por fatiga bajo cargas aleatorias, Tesis Doctoral, Universidad de Málaga, 2002.
- [6] Newman JCJ. A crack opening stress equation for fatigue crack growth. *International Journal of Fracture*. 1984, 24(3):R131-R135.
- [7] Moreno B, Zapatero J, Lopez-Crespo P, Dominguez J. On the application of the strip-yield model from NASGRO and FASTRAN software for fatigue crack growth under variable amplitude loading. *Proceedings of 2nd International Conference on Material and Component Performance under Variable Amplitude Loading*. Darmstadt, Germany; 2009.

- [8] Newman JC, Phillips EP, Swain MH. Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory and a crack-closure model. Proceedings of FAA-NASA Symposium on the Continued Airworthiness of Aircraft Structures, DOT/FAA/AR-97/2, p 331-356; July 1997.
- [9] Zapatero J, Moreno B, Gonzalez-Herrera A, Domínguez J. Numerical and experimental analysis of the fatigue crack growth under random loading. International Journal of Fatigue. 2005, 27:878-89.
- [10] Skorupa, M., Machniewicz, T., Schijve, J., Skorupa, A. Application of the strip-yield model from the NASGRO software to predict fatigue crack growth in aluminium alloys under constant and variable amplitude loading. Engineering Fracture Mechanics 74 (2007) 291-313.
- [11] Yamada, Y., Ziegler, B., Newman, J.C. Application of strip-yield model to predict crack growth under variable-amplitude and spectrum loading- part1: Compact specimens. Engineering fracture mechanics 78 (2011) 2597-2608.
- [12] Ziegler, B., Yamada, Y., Newman, J.C., Application of a strip-yield model to predict crack growth under variable-amplitude and spectrum loading - part 2: Middle-crack-tension specimens. Engineering Fracture Mechanics 78 (2011), 2609-2619.
- [13] Machniewicz, T., Fatigue crack growth prediction models for metallic materials. Part I: Overview of prediction concepts, Fatigue and Fracture of Materials and Structures 36, 293-307. 2012.
- [14] Machniewicz, T., Fatigue crack growth prediction models for metallic materials. Part II: Strip Yield Model - choices and decisions, Fatigue and Fracture of Materials and Structures 36, 361-373. 2012.
- [15] Newman Jr JC. A crack-closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading. In: Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading, ASTM STP, vol. 748. 1981. p.53-84.
- [16] Newman Jr JC. FASTRAN II - A fatigue crack growth structural analysis program. NASA TM 104159, 1992.
- [17] Keith Donald, FTA, and Mark James, Alcoa, Private Communication, 2009.

4. DIFERENCIAS CONCEPTUALES ENTRE MODELOS. ECUACIÓN DE CRECIMIENTO.

En este capítulo, los conceptos fundamentales para los que los modelos incluidos en Nasgro emplean tratamientos alternativos son estudiados y valoradas sus diferencias mediante la aplicación de dos instrumentos de trabajo que van a ser contrastados:

- Identificación, desde datos experimentales, de los parámetros de crecimiento de materiales, espesores y geometrías no coincidentes que pueden ser empleados para predecir comportamiento de geometrías y condiciones de ensayo de las que se carece de información.
- Ecuaciones de crecimiento de grieta de fatiga bajo amplitud constante que incluya los efectos de espesor.

En el epígrafe “*antecedentes propios y generales*” se pone en contexto la elección de estos instrumentos.

Descritas las características de los datos de ensayo de A.C. de partida se establecen los puntos singulares a identificar sobre toda la extensión de las curvas de velocidades de crecimiento, tomándose en cada registro los datos concretos de crecimiento correspondientes a cada punto singular. El análisis conjunto de los puntos singulares de los registros de las dos aleaciones empleadas en todas sus geometrías, espesores y “R” muestra la viabilidad del uso conjunto de registros tan dispares en la determinación de las velocidades de crecimiento de un registro concreto y ofrece argumentos con los que valorar los criterios adoptados por ambos modelos para la transición.

Seleccionadas las zonas de crecimiento lineal de Paris de cada registro se establece una pendiente común a ambos materiales; obtenidas de simulaciones con Fastran los valores efectivos para las rectas base del conjunto de registros se decide considerar la rugosidad como mecanismo adicional de cierre de grieta mediante el método $2/\pi$, facilitando la elección de la recta base de cada material y geometría.

Finalmente, la inclusión de las correcciones al crecimiento en las zonas umbral y próximas a K_c lleva a las expresiones de las ecuaciones de crecimiento propias a cada material y geometría. Estas ecuaciones serán contrastadas mediante su capacidad para reproducir las velocidades del conjunto de registros de amplitud constante de partida en valores de $K_{aplicado}$, comparándolas con las ofrecidas por el programa Nasgro. En esta comparación se incluyen los valores de “q” procesados por el modelo de Fastran modificado y los de Nasgro, información desde la cual se comentan los factores de constricción adoptados por los modelos CCL y VCL.

Los últimos epígrafes del capítulo se dedican a indicaras modificaciones que ha sido preciso incluir en el programa Fastran, y a la capacidad que ofrece la ecuación de crecimiento propuesta para generar registros de A.C.

4.1. Antecedentes propios y generales.

Son antecedentes propios aquellos factores que han motivado e influido en la definición de los objetivos de este trabajo: experiencias previas y medios de los que se dispone para su realización. Son antecedentes generales el conjunto de referencias bibliográficas y comunicaciones que fundamentan o justifican su planteamiento.

4.1.1. Antecedentes propios

Los trabajos realizados por Moreno [1] y presentados en 2002 permitieron ampliar los estudios que se venían realizando sobre fatiga en el Departamento de Ingeniería Civil, Materiales y Fabricación de la UMA. Los ensayos realizados

sobre probetas CT sobre 4 y 12 mm de espesor, en amplitud constante y sobre 4 registros aleatorios bajo 2 niveles de carga proporcionaron un conjunto de datos estructurados que permitieron, profundizar en los estudios coordinados por el profesor Zapatero sobre la variabilidad en el comportamiento a fatiga ante registros aleatorios y aportaban una herramienta adicional con la que contrastar las simulaciones realizadas desde el S.Y.M. de Newman implementado en el programa FASTRAN [2] [3]].

Los datos de amplitud constante, completados con el registro aportado por Lapetra [4] para $R=0.2$ en la probeta de 12 mm de espesor, fueron empleados para la determinación de las velocidades de crecimiento con las que realizar las simulaciones en FASTRAN y analizar los efectos de la adopción de distintos valores en el factor de constricción “ α ” así como de las velocidades de crecimiento a las que se producía esta transición.

En ese mismo trabajo, Moreno plantea modificar los valores de ΔK_{eff} en las velocidades de crecimiento optimizadas desde las tensiones de apertura normalizadas que proporciona el programa FASTRAN con objeto de considerar otros mecanismos de cierre de grieta que puedan estar presentes y no sean contemplados por el S.Y.M. Los datos de vida de los ensayos aleatorios, comentados en el capítulo anterior al servirnos para la comparativa que realizadas entre los modelos CCL y VCL del programa NASGRO [6] , fueron tomados como referencia para corregir mediante un desplazamiento externo los valores de ΔK_{eff} a adoptar en las ecuaciones de crecimiento a amplitud constante con objeto de hacer constar que el PICC puede no ser el único mecanismo de cierre presente en los ensayos. El desplazamiento daba lugar a un cambio en el perfil de la ecuación de crecimiento en valores efectivos en la forma en que se muestra en la Fig. 4.1. dando lugar a una mejora notable en las predicciones.

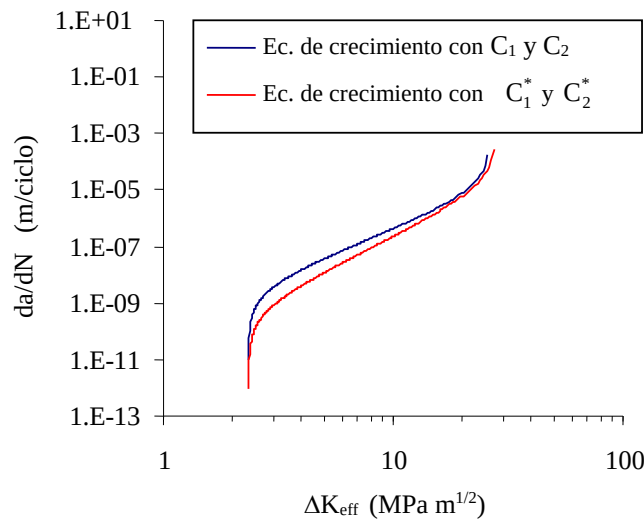


Fig. 4. 1. Desplazamiento en ΔK_{eff} propuesto por Moreno para considerando mecanismos de cierre alternativos al PICC desde FASTRAN.

Una característica de las probetas CT en Al 2024-T351, frente a otras probetas igualmente normalizadas como la CCT, es el amplio recorrido que aparentemente presenta en el desarrollo de la transición de estados de deformación plana a tensión plana. Como se muestra en la Fig. 4.2., los registros de espesor 4 mm para $R=0.1$ y 0.5 dan muestras de pérdida de la senda de comportamiento lineal correspondiente a la zona de Paris, alejándose del trazo marcado por las probetas de 12 mm.; la desaceleración del crecimiento suele justificarse por la disminución en las restricciones a las deformaciones que conlleva el cambio en el estado de tensiones, incrementando los efectos de cierre de grieta. En el análisis de probetas fracturadas es común encontrar en esa zona alteraciones en el tipo de crecimiento de la grieta, pasando de mecanismo de crecimiento plano a otro inclinado con un simple labio de cortadura o doble labio (Fig. 4.3.); no obstante, es muy frecuente encontrar ese mismo cambio de comportamiento en las velocidades de crecimiento bajo amplitud constante sin que se aprecien variaciones en la superficie de la probeta fracturada [24] .

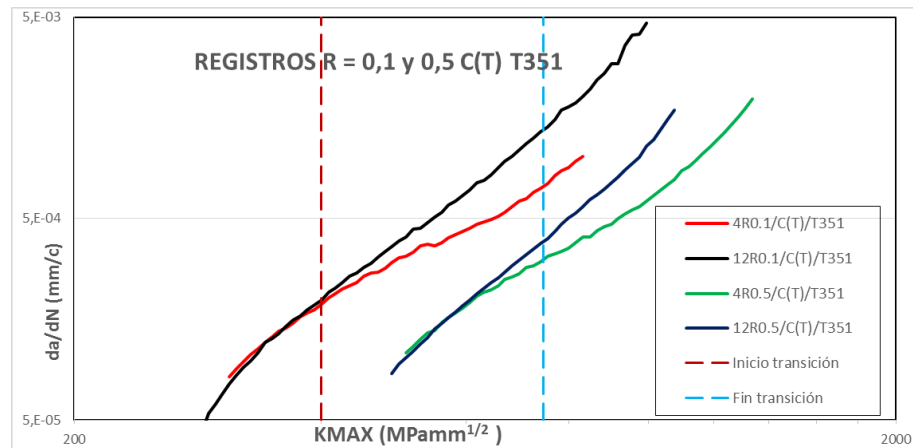


Fig. 4. 2. Registros para $R = 0.1$ y 0.5 en probetas CT, espesores 4 y 12 mm. y Al 2024-T351. Zonas de inicio y fin de transición en T4R0.1.

Habituados al manejo del SYM de Newman y compartiendo sus planteamientos en la opción de coeficiente de constricción variable, que en términos de $\Delta K_{\text{aplicado}}$ implica la presencia de una zona de transición entre dos tramos que responden a la expresión de Paris, se prestó especial atención a mejorar la definición de los límites del proceso de transición que, en la Fig 4.2., sobre la vida de una probeta CT de Al 2024-T351, espesor 4 mm y $R = 0.1$ corresponde al tramo de curva limitado por los trazos discontinuos de inicio y fin de transición.

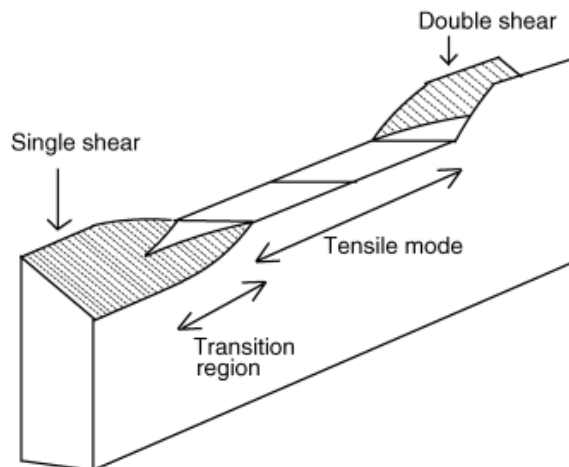


Fig. 4. 3. Posibles evoluciones en el mecanismo de crecimiento partiendo de crecimiento plano: crecimiento con simple o doble labio de cortadura [23] .

Con el propósito de incluir los efectos de la rugosidad en el modelo Strip Yield de Fastran, Martín [10] implementó para los datos de ensayo disponibles el año 2004 una modificación al código que transformaba los valores de ΔK_{eff} a $\Delta K_{2/\pi}$ mediante el procedimiento planteado por Donald y Paris en publicaciones conjuntas [[11] [12]], adaptando a tal fin el modelo de FASTRAN-II.

El interés que tienen los planteamientos de Paris y Donald radica en que en un modelo muy sencillo, que ya ha sido expuesto en los epígrafes 2.1.3. y 2.1.4., consiguen mejorar el agrupamiento de las zonas de crecimiento en valores efectivos próximas a umbral en aleaciones de aluminio, en las que la senda de crecimiento presenta marcadas separaciones.

El desarrollo que hace Kujawski [26] de este modelo, afectando de la transformación a la zona umbral para, progresivamente, anular sus efectos al aproximarse a la zona de crecimiento de Paris, consigue un agrupamiento completo en toda la vida de la probeta para varios ensayos a distintas R en aluminios 2024-T3, 6013-T651, 2324-T39 y 7055-T7511. Este agrupamiento completo vendría a indicar que, en unos valores efectivos combinados PICC-RICC, el cierre de grieta controla todo el proceso. Con los registros de ensayos disponibles en la UMA en aquel momento, se desestimó emplear el método de Kujawski debido a que no alcanzaba el agrupamiento de registros en valores efectivos pretendido al emplear un número superior de registros y a que, manteniendo la estructura original de Paris-Donald del método $2/\pi$, el agrupamiento global del conjunto de registros mejoraba.

La variable directora elegida para el proceso de transición de deformación a tensión plana fue el tamaño relativo de la zona plástica monótona del ciclo respecto al espesor de probeta; esta es la variable directora más intuitiva y, de hecho, es introducida en el programa NASGRO en el modelo VCL; sin embargo, como mostraremos a lo largo del capítulo, puede no ser la más adecuada.

El acceso al programa NASGRO desde 2006 supuso incrementar la disponibilidad de modelos de simulación y, simultáneamente, incorporaba en sus bases de datos información del comportamiento de materiales en la zona umbral. Adicionalmente, Donald [8] [8] [8] [8] [8] [8] [8] también proporcionó un grupo de registros CT con un desarrollo completo de vida para espesores de 9.5 mm.

4.1.2. Antecedentes generales.

El trabajo contenido en esta tesis no puede ser considerado estrictamente novedoso, todo lo aquí expuesto ha sido previamente planteado explícita o implícitamente por otros autores y, en ocasiones, aplicado. Es preciso, en los distintos aspectos tratados, referenciar las decisiones y procedimientos adoptados.

a) Antecedentes referentes al análisis de los datos de crecimiento.

Como ha sido expuesto en la motivación y objetivos de la tesis, una parte de la misma lo constituye el análisis de datos de ensayos a amplitud constante de un amplio grupo de registros correspondientes a materiales, probetas y espesores distintos. En este análisis se debe establecer si es posible extraer información sobre el comportamiento en crecimiento para un material, probeta y espesor desde el comportamiento mostrado por otro ensayo de distintas características, mostrando que algunos de los puntos singulares que controlan el crecimiento coinciden o muestran correlación en sus valores.

Las ventajas del uso conjunto de registros son claras y numerosas:

- Podría disponerse de un número de fuentes sobre los que definir comportamiento de componentes muy superior al actual.
- En casos como el de series de ensayos sobre probetas CT, que por su geometría no soportan adecuadamente R próximas a cero o negativas, verían completado su informe de comportamiento desde probetas tipo CCT que admiten esas condiciones de ensayo.
- Los datos de crecimiento identificables como puntos singulares no serían establecidos desde un único punto de un registro sino que habrían sido sustentados por un grupo de ensayos; dada la variabilidad en respuestas en procesos de fatiga, la consolidación de estos valores de referencia es muy deseable.
- Cuadros completos de puntos singulares de materiales proporcionarían información muy útil a efectos de valorar qué modelo de los

implementados en NASGRO afronta de manera más adecuada el periodo de transición entre estados de tensiones.

La identificación de los puntos singulares o de transición entre las distintas etapas de las curvas de crecimiento para varias R de un mismo material, incluso en diferentes geometrías de probeta desde las velocidades de crecimiento no es una idea novedosa, son muchas las referencias que se darán y que, llevándolo a la práctica posteriormente en mayor o menor medida, ya lo han planteado; a continuación se recogen algunas de ellas.

Es comúnmente aceptado que es Schijve [13] es quien indica que en las aleaciones de aluminio la transición entre estados de tensión, en el entorno del punto marcado como $T4$ de la Fig. 4.4., tiene lugar para muy diversas R ($S_{\text{Min}}/S_{\text{Máx}}$) a valores de velocidad de crecimiento muy similares para un mismo espesor de probeta. Así, en la Fig. 4.5. y sobre ensayos realizados en la UMA, los puntos extremos de transición para $R = 0.1$ en espesor de 4 mm. y probeta CT de Al 2024-T351 prácticamente coinciden con los correspondientes al registro con $R = 0.5$ sobre el mismo tipo de probeta.

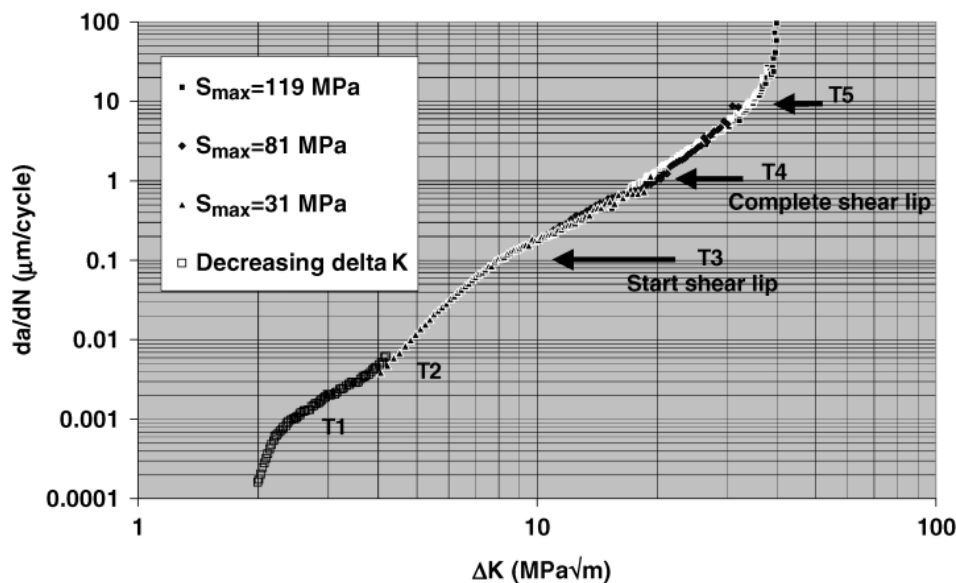


Fig. 4. 4. Curva de crecimiento de grieta a fatiga bajo A.C. de Al 2024-T351 [7].

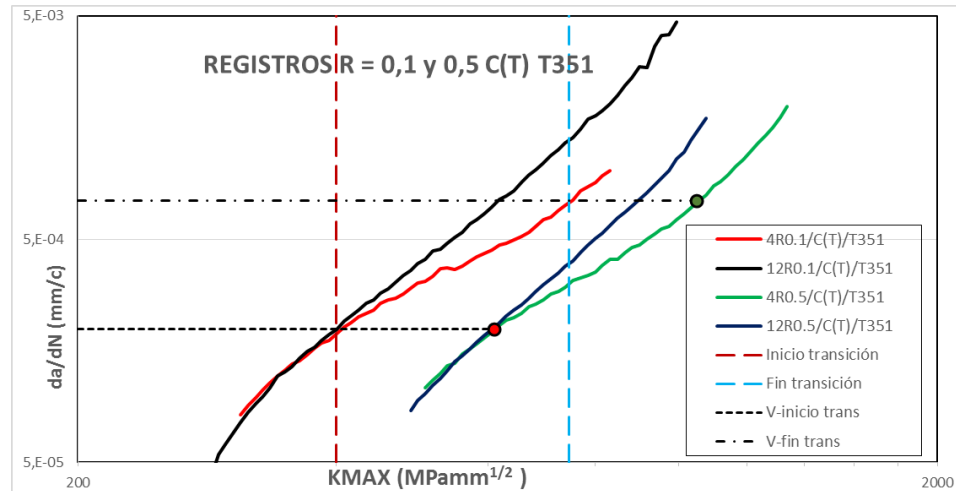


Fig. 4. 5. Registros para R 0.1 y 0.5 en probetas CT, espesores 4 y 12 mm y Al 2024-T351. Zonas de inicio y fin de transición compartidas para T4.

La puesta en práctica más próxima de esta observación la realiza Newman en sus distintas versiones del programa FASTRAN; en la opción de variación del factor de constricción que ofrece el programa esta es controlada desde unas velocidades de crecimiento a amplitud constante de inicio y fin de transición, pudiendo establecerse externamente tanto los valores de velocidad de transición como los valores de inicio y fin del factor de constricción. El programa NASGRO igualmente incluye en el modelo CCL como variable directora del proceso de transición la posibilidad de definir dos velocidades de crecimiento de referencia.

Sin duda alguna, es el trabajo de Wanhill [14] el que en mayor medida anticipa esta tesis. Wanhill centra su atención principalmente en la zona de bajos niveles de ΔK , pero acaba haciendo un análisis completo de la curva de crecimiento. Intenta resolver las discrepancias planteadas respecto a la variable directora de cada una de las transiciones: Yoder [15] señalaba que las transiciones aparecen cuando la zona plástica cíclica de deformación plana alcanza valores iguales a dimensiones microestructurales características del material para aleaciones de aluminio de la serie 7000, mientras que Stofanak [16], respecto a la transición T1, indicaba que esta viene controlada por la deformación plástica monótona.

Los ensayos sobre Al 2024-T3 y T351 Wanhill los llevó a cabo mediante probetas CCT y SSCH. Estas SSCH - agujero simple no centrado (de elaboración propia) le servían para los ensayos a ΔK -decreciente al ser mostrar muy poca sensibilidad en K ante variaciones de longitud de grieta, mientras que empleaba las CCT para los ensayos a ΔK -creciente.

Sobre estos aluminios, precisamente los que son objeto de esta tesis, concluyó que tanto para T1 como T2 de la Fig. 4.5. la variable directora es la zona plástica cíclica al alcanzar dimensiones microestructurales concretas, mientras que para T3 puede ser la zona plástica monótona al llegar a valores del orden de la dimensión de grano cristalino; en cualquier caso indica que las tres transiciones parecen ser controladas por ΔK_{eff} .

Asumiendo conceptos de cierre de grieta, para unas condiciones dadas de frecuencia, temperatura, niveles de tensión respecto a S_0 , y tipo de probeta, el comportamiento de un material vendrá determinado por una única curva en valores efectivos, donde cada valor de ΔK_{eff} tiene asociada una única velocidad de crecimiento, las observaciones de Wanhill indican que las velocidades de crecimiento observables en los ensayos a $\Delta K_{aplicada}$ están controlando estas transiciones.

Newman, en numerosos artículos y recogido en el manual del programa NASGRO, aporta un valor de ΔK_{ef} al que sitúa en el centro del tramo de transición y desde el que recomienda se elijan las velocidades de inicio y fin de transición:

$$(\Delta K_{eff})_T = 0.5 \sigma_0 T^{1/2} \quad (4.1)$$

En esta expresión propone que la transición ocurre cuando la zona plástica alcanza un determinado porcentaje del espesor de la probeta, incidiendo en que la zona plástica con la que guarda relación ΔK_{ef} es la zona plástica cíclica, no la monótona.

Como puede apreciarse, las discrepancias sobre la variable directora de las transiciones, no ya sólo la correspondiente al cambio en el estado de tensiones, no será baladí y es la misma diferencia existente entre los modelos CCL y VCL presentes en el programa Nasgro y que se analizan en este trabajo comparándolos con el procedimiento alternativo que a continuación será propuesto.

Los artículos que comparan distintas probetas en análisis de la sensibilidad del crecimiento de grietas a las diferentes geometrías suelen destacar las diferencias existentes entre ambas y muy especialmente en la zona de umbrales, asumiendo la capacidad de $K_{Máx}$ de salvar las diferencias entre geometrías una vez alcanzadas condiciones estacionarias en el proceso de crecimiento. Así lo indica Shercliff [7] viendo los efectos de la geometría de probeta sobre el crecimiento de grietas por fatiga en deformación plana, al comparar una CCT con un elemento plano flectado concluye que, salvados los efectos del umbral, las velocidades de crecimiento y la respuesta en cierre de grieta son independientes de la geometría.

Forth [17] mostrando el comportamiento de probetas CCT y CT en las zonas de umbrales, tanto en ensayos de reducción de carga a R constante y a $K_{Máx}$ constante, también refleja muy ligeras diferencias entre las curvas de crecimiento entre ambas probetas fuera de valores de umbral, asignando mayores velocidades a las probetas CCT.

Es Wanhill [14] quien en mayor medida incita al estudio conjunto de diferentes probetas y materiales al indicar, comparando el comportamiento en amplitud constante de los mismos materiales empleados en este trabajo, que el comportamiento en toda la zona de Paris de probetas CT, CCT y SSCH es difícilmente diferenciable para un mismo R , incluso aprecia muchas similitudes al observar el comportamiento de ambos materiales.

Yamada [24] contrasta el comportamiento de probetas de Al C16Cz CT y CCT y espesor 4 mm., en valores aplicados de ΔK , concluyendo que su comportamiento es casi coincidente salvo para valores en los que K se aproxima a K_c . Fig. 4.6.

Incluso, para completar los datos de probetas de Al 7075-T7351 de 6.35 mm. CT, Newman [18] emplea algunas probetas CCT (Fig. 4.7.), para $R = -1, 0.02$ y 0.5 sobre el mismo espesor, y una probeta de 12.7 mm CT. En la misma imagen incluye la línea base (en valores efectivos) de una probeta CCT de menor espesor (2.3 mm.) de Al 7075-T6 y valora positivamente el grado de aproximación entre ambas líneas base. En la figura se aprecian los límites del factor de constricción y los valores de velocidad de crecimiento a los que están asociados.

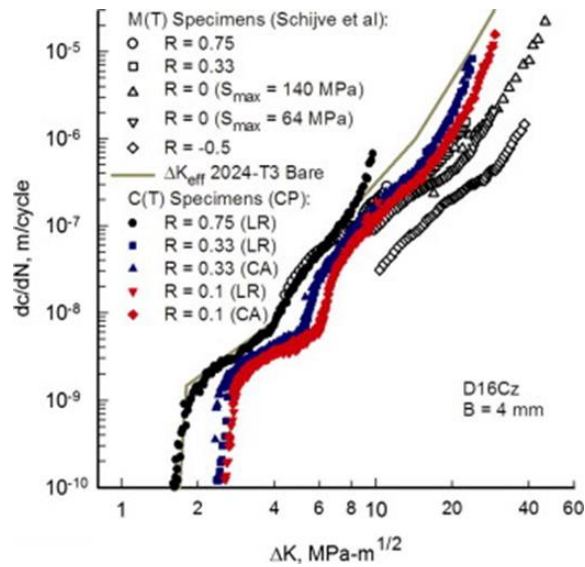
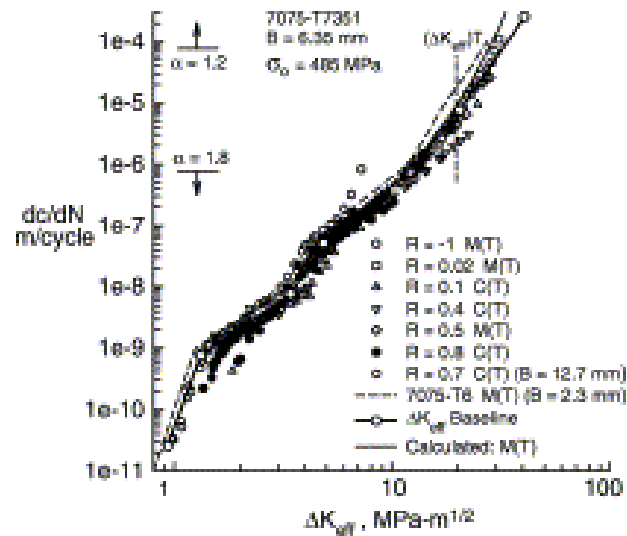
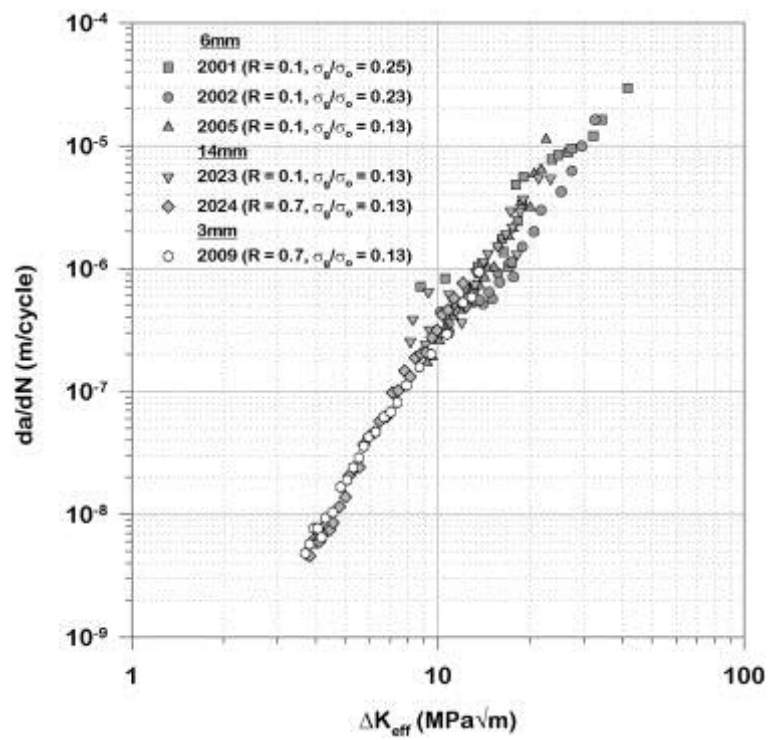


Fig. 4. 6. ΔK frente a da/dN para CT y CCT en Al D16Cz [24] .

Es interesante este tratamiento pues incorpora en un mismo estudio varios tipos de probetas e incluso incorpora algunas de distinto espesor para caracterizar el comportamiento de una concreta. Siguiendo sus propias indicaciones, Newman [19] recurre a un procedimiento de ensayo-error para establecer los valores extremos del valor de constricción tomando como referencia para la elección el colapso de las distintas curvas de crecimiento en valores efectivos.

McMaster [20] , desde modelos SYM y sobre placas de Al 2024-T351 con agujero central y preagrietado a ambos lados, observa la respuesta de tres espesores diferentes (3, 6 y 14 mm) en ensayos uniaxiales a R de 0.1 y 0.7 con el fin de establecer una evolución en la transición del factor de constricción alternativa a la adoptada por el programa FASTRAN. Los distintos espesores los lleva a valores efectivos ajustando los valores extremos o de referencia del factor de constricción mediante métodos de ensayo-error comparando vidas estimadas y vidas experimentales. En la conversión a valores efectivos de los registros tratados por McMaster son volcados conjuntamente sin discriminación de espesor o R Fig. 4.8.

Fig. 4. 7. ΔK_{eff} para Al 7075-T351 [18]Fig. 4. 8. ΔK_{eff} para Al 2024-T351 con espesores de 3, 6 y 14 mm. [20] .

La evolución del valor del factor de constricción entre esos valores extremos ya adoptados la expone como una función relacionada con una relación entre el tamaño de la zona plástica monótona y el espesor de la probeta. Estas funciones fueron introducidas al código FASTRAN modificando las subrutinas dedicadas a la determinación de “ α ”.

También es posible encontrar, aunque en menor medida, referencias en las que se emplean materiales distintos aunque con comportamiento a fatiga muy similar para completar la curva de crecimiento de un material; así Skorupa [25] con objeto de completar la ecuación de crecimiento en valores efectivos del aluminio ruso D16CzATWH emplea el muy similar 2024-T3 (Fig. 4.9.).

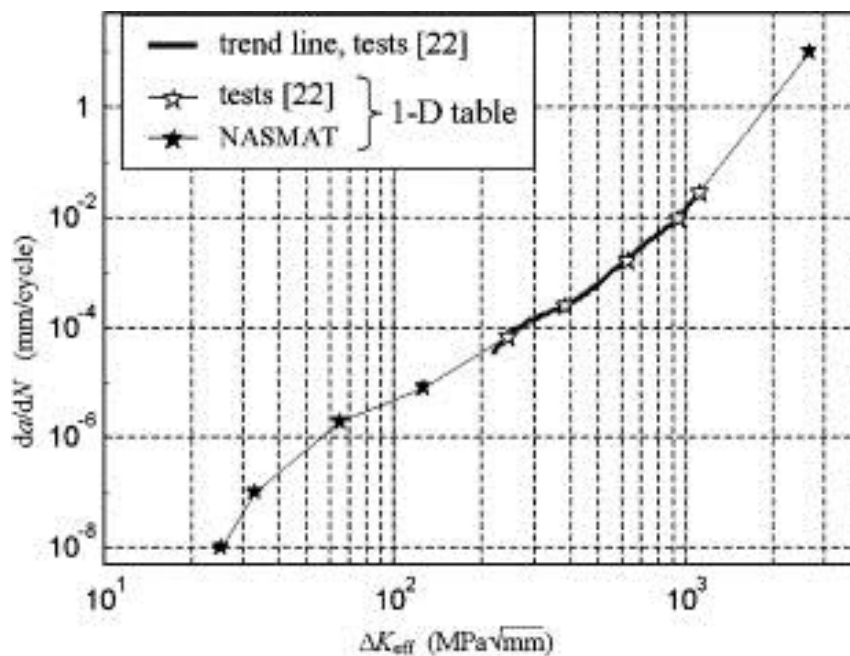


Fig. 4. 9. Uso de datos de crecimiento del Al 2024-T3 para completar la curva de crecimiento del Al D16 [25].

En todas estas referencias los autores han empleado datos correspondientes a diferentes geometrías o materiales a efectos de completar la información de los registros disponibles, o simplemente el autor ha querido demostrar la estrecha similitud de comportamientos entre ambos; junto a las observaciones Shijve y Wanhill han dirigido el enfoque del estudio que aquí se expone.

B) Antecedentes referentes al uso de un modelo PICC y RICC desde Fastran.

Desde que Chen [29] expone el concepto de “protección del vértice de grieta” y la necesidad de incrementar el rango de K en la variable directora, por debajo de los valores de cierre de grieta, han sido numerosos los métodos elaborados que intentan recoger este efecto.

Siendo preciso corregir las mediciones realizadas sobre cierre de grieta, surgen mecanismos de “cierre parcial de grieta” que cuantificaban estos efectos asignando un relevante papel a la rugosidad; entre ellos el planteado por Donald [30] como “método $2/\pi$ ”.

Siendo la herramienta más precisa para evaluar los valores de cierre de grieta en aquellos momentos al SYM de Fastran, surgen modelos, como el de Kim [31] que adaptan los valores de cierre generados por Fastran mediante modelos de aspereza.

Son varios los autores, como Paris [32] y Kujawski [33], que expresan las ventajas que podría conllevar la inclusión de métodos como el “ $2/\pi$ ” de Donald en el programa Fastran.

El método “ $2/\pi$ ” de Donald ha sido incluido en el programa en esta tesis junto a numerosas modificaciones adicionales al Fastran-II, pero en ningún caso puede suponerse un modelo nuevo pues mantiene inalterado su núcleo esencial, la determinación de tensiones de cierre y todo el proceso de crecimiento.

4.2. Materiales, probetas y datos de crecimiento.

Partiendo de los registros de ensayos elaborados en la Universidad de Málaga y de la base de datos completa de registros de ensayos a amplitud constante del programa Nasgro sobre aleaciones de aluminio 2024-T3 y T351, en probetas cortadas en dirección T-L, condiciones ambientales de laboratorio y de todas las

geometrías y espesores disponibles en la UMA, se desea comprobar en qué medida es posible un uso conjunto de los mismos a efecto de identificar las pendientes de crecimiento y los puntos singulares de las ecuaciones de crecimiento a fatiga.

La posibilidad de cruzar datos correspondientes a distintos materiales, espesores y probetas, permitiría no sólo completar los cuadros de pendientes y puntos singulares de cada uno de ellos, sino hacerlo en muchos casos desde valores promediados. Esta información facilitará el establecimiento de ecuaciones de crecimiento válidas para todos los espesores y relación de tensiones de una probeta y material. Igualmente, los puntos singulares referentes a inicio y fin de la transición de deformación plana a tensión plana servirán para destacar qué modelo de crecimiento de los incluidos en el programa Nasgro define con mayor exactitud ese proceso.

La disponibilidad de una herramienta que permita predecir la evolución del crecimiento de grieta a fatiga bajo amplitud constante para geometrías con espesores de los que no se dispone de datos de ensayo resulta útil tanto en el diseño de componentes mecánicos como para realizar pruebas en modelos de fatiga sobre un conjunto amplio de regímenes de carga y geometrías. En simulaciones desde el programa de origen, una adaptación del modelo Fastran de Newman, supondría disponer de un generador de registros de amplitud constante. Su utilidad sería mayor si, como se desea, es fácilmente incorporable a cualquier modelo que opere con tensiones de apertura.

Objetivos en cuanto a producto final: las expresiones de crecimiento deberán ser versátiles, aplicables o implementables sobre distintos modelos más allá del SYM.

Los obstáculos que aparecen al acometer la elaboración de una ecuación de crecimiento en amplitud constante que considere el espesor son básicamente:

- No disponibilidad de los registros A.C. necesarios para cubrir la horquilla de espesores y “R” adecuadamente.
- La dificultad que representa identificar las distintas etapas en la senda de crecimiento y sus variables directoras desde valores próximos a umbral hasta la rotura, especialmente en aleaciones de aluminio por su doble concavidad antes de alcanzar la zona de crecimiento que responde a la ley de Paris.

- El número de parámetros a introducir en las simulaciones debe ser lo más reducido posible, aún a costa de mermar ligeramente la calidad de las estimaciones, facilitando su manejo.

Todas las probetas empleadas en este estudio corresponden a la clasificación de Nasgro de placas y láminas, se han ensayado en condiciones de temperatura y humedad propias a laboratorio y la extracción de la pieza corresponde a una orientación L-T. Se dispone de información casi completa respecto a las frecuencias de aplicación de carga pero no así sobre los niveles de tensión relativos, lo que obligará a chequear antes de la admisión todos los ensayos por si se aprecian diferencias significativas en la posición de los tramos de Paris propios a la alteración de los niveles de cierre. Tampoco se dispone de información cristalográfica sobre las probetas ensayadas.

Respecto al tipo de probetas que a emplear y las singularidades que puede mostrar cada una de ellas no es encontrada en la bibliografía aportación que lleve a desestimar a priori ninguna para el estudio. Junto a las probetas generadas en la UMA, las aportadas por Lapetra y las de Donald-James, las probetas de las que se dispone de información volcando la base de datos del programa NASGRO son:

- CT- compact tension.
- CCT- central crack tension o MT- middle crack tensión.
- SSCH- agujero simple no centrado con EDM SLOT en el agujero sobre el lateral de mayor dimensión. (Wanhill).

Los datos de los registros disponibles tanto para el Al 2024-T351 como para el T3 son homogeneizados en unidades, mm/ciclo para las velocidades de crecimiento y $\text{MPa}(\text{mm})^{1/2}$ para los factores de intensidad de tensión. La representación a lo largo del trabajo se realizará desde $K_{\text{Máx}}$, en vez del habitual $\Delta K_{\text{aplicado}}$, al resultar más cómodo en el tratamiento que les va a ser aplicado. Con objeto de poder comparar datos y evitar duplicidad de datos de crecimiento para un mismo valor del factor de intensidad de tensiones se toman datos por

interpolación logarítmica a intervalos de K de un factor 1.02, partiendo de un valor mínimo inicial de $100 \text{ MPa(mm)}^{1/2}$.

Para posibilitar la determinación de los coeficientes, parámetros o leyes de comportamiento por tramo es imprescindible disponer de un número de datos lo más amplio posible que justifiquen las elecciones y decisiones que se adopten. Dados los antecedentes generales expuestos, en lo que afecta a las aleaciones de aluminio 2024-T3 y T-351, y lo comentado sobre el similar comportamiento de probetas CT y CCT en la mayor parte de la vida a fatiga, van a ser empleados todos los datos disponibles por la UMA:

Datos propios : 2024-T351 probetas CT.

Datos suministrados por Lapetra y Donald-James sobre 2024-T351

NASGRO:

- Aluminio 2024-T351: todos los registros CT, CCT y SETHole (Wanhill).
- Aluminio 2024-T3: todos los registros CT, CCT y SETHole.

En las Fig 4.10 y 4.11 son mostrados, en coordenadas logarítmicas los distintos registros para Al 2024-T351 como para el T3 respectivamente. La nomenclatura empleada para la identificación de los mismos ha sido (como ejemplos):

REGISTRO	DENOMINACIÓN 1	DENOMINACIÓN 2
Espesor 12 mm, R=0.1, T-351, CT	12R0.1/C(T)/T351	12R1C5
Espesor 6.35 mm, R=0.33, T-351, CT	6.35R0.33/C(T)/T351	635R33C5
Espesor 4.95 mm, R=-0.5, T-3,CCT	4.95R-0.5/M(T)/T3	495R-5M3
Espesor 2.29 mm, R=-2, T3, Hole	2.29R-2/HOLE/T3	229-2RH3
Espesor 4.95 mm, R=-0.31, CCT, T3	4.95R-0.31/M(T)/T3	495R-31C3

Tabla 4. 1. Nomenclatura empleada para designar los registros.

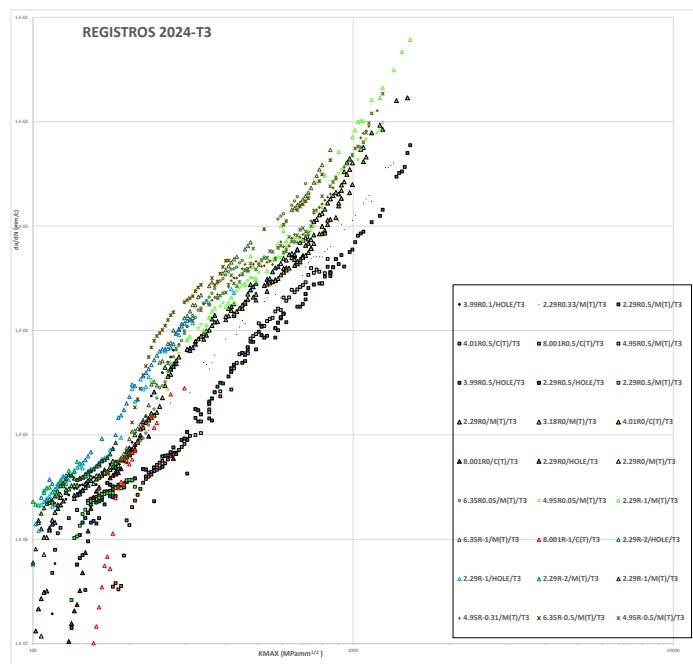
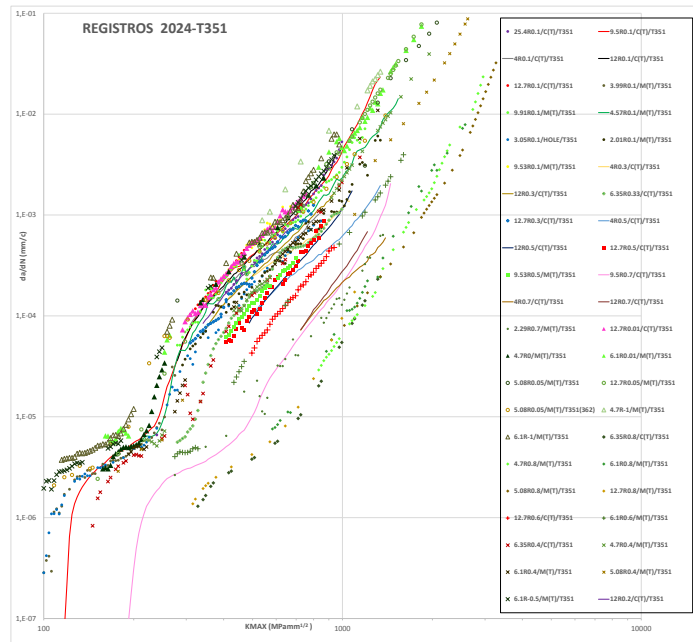


Fig. 4. 11. Datos de partida de registros Al 2024-T3

En los primeros análisis comparativos de datos se opta por no rechazar ningún registro por comportamiento “atípico”, únicamente se decide:

- No contemplar el registro de espesor 4.06 mm, R=0, CT en Al T3 debido a la dispersión en sus datos, imposibilitando tratamiento alguno.
- No contemplar el registro de espesor 5.08 mm, R=0.05, CCT y Al T351 al aportar datos exclusivamente de zona de crecimiento inestable y con desfases respecto a registros bajo similares condiciones de ensayo.
- Los registros correspondientes a la referencia C121, de espesor 6.35 mm, R=-1, -0.5 y 0.05, CCT y Al T3, presenta desfase horizontal (probablemente debido a un nivel de tensiones muy diferente al del resto de registros), no obstante el perfil de la curva de crecimiento se estima que puede aportar información en forma de velocidades de crecimiento, por lo que se decide dejar, aunque no participará en los ajustes de la posición de la recta de Paris.
- El registro de espesor 6.35mm R=0.33, CT y calidad T351, presentaba una evidente discontinuidad que se ha corregido disminuyendo los valores de K en el tramo inferior del registro $98 \text{ MPa}(\text{mm})^{1/2}$, esta curva no participará en ajustes que impliquen K, pero si en los de velocidades.

Con esto, el número y tipo de registros tratados son indicados en la Tabla 4.2.

Aluminio	Probeta	Rango de R	Rango de Espesores	Nº de probetas
2024-T351	CT	0.01 a 0.8	4mm - 25.4mm	20
2024-T351	CCT	-1 a 0.8	2.01mm - 12.7mm	21
2024-T351	HOLE	0.1	3.05mm	1
2024-T3	CT	-1 a 0.5	4.01mm a 8mm	5
2024-T3	CCT	-2 a 0.7	2.29mm a 6.35mm	18
2024-T3	HOLE	-2 a 0.5	2.29mm a 3.99mm	6

Tabla 4. 2. Características básicas del conjunto de probetas tratadas.

4.3. Variable directora del crecimiento.

Los modelos S.Y., y entre ellos los de Nasgro y el Fastran, suelen adoptar un enfoque PICC puro a la hora de decidir la variable directora del crecimiento en toda la vida a fatiga de la pieza, $\Delta K_{ef} = K_{Máx} - K_{Apertura}$. En esta tesis, y continuando lo comentado en antecedentes propios (4.1.1.) y el capítulo 2, se tomará una variable conjunta PICC - RICC. Esta variable responde a una expresión muy similar a la PICC: $\Delta K_{ef} = K_{Máx} - K_0$, justificándose la elección en base al comportamiento de crecimiento.

Es en mayor medida en la zona de crecimiento próxima a valores umbrales donde, aun avalado por numerosas referencias de aplicación de modelos como Fastran y Nasgro, frente a un amplio número de probetas, materiales y espesores, el PICC ha sido cuestionado como modelo único explicativo. En esta zona, con distinto mecanismo de crecimiento, la inclusión de correctores sobre los valores de apertura calculados desde el PICC con el fin de considerar los efectos del cierre parcial de grieta (Donald [28]) sobre las deformaciones cíclicas en el frente de grieta puede ayudar al establecimiento de los parámetros de la ecuación de crecimiento en umbrales.

Cuando Paris [12] propuso esta variable directora, cierre de grieta de Fastran corregido por métodos de Donald, no planteaba un nuevo modelo, sólo proponía desde un enfoque eminentemente práctico o instrumental, que si ya existía una herramienta en el mercado capaz de estimar niveles de apertura con aceptable precisión, podría incorporársele la misma corrección que a las mediciones de cierre en laboratorio para determinar ΔK_0 desde ΔK_{ef} con objeto de considerar el cierre parcial de grieta y con él, las plastificaciones que acontecen con la grieta cerrada. No debe interpretarse como un modelo conjunto en el que a las plastificaciones de la estela plástica de Newman se le incorporan unos incrementos de longitud en los elementos de la estela o bien, son considerados dos veces sus efectos. La construcción y manejo de esta variable es realmente cómoda si se parte de valores de cierre de grieta.

4.4. Ecuación de crecimiento.

En este epígrafe se describirá el comportamiento en los tramos a considerar y las características básicas de la ecuación. Desde el punto de vista del PICC, la transición de estados de tensiones en el frente de grieta, de deformación plana a tensión plana, supone una reducción en el coeficiente de restricción a las deformaciones y, por tanto, un incremento en los niveles de tensión de apertura y la consiguiente desaceleración en su crecimiento. La identificación de los puntos de transición y qué factores los determinan deberá ser establecido desde la observación del conjunto de datos disponibles, ver Fig. 4.12.

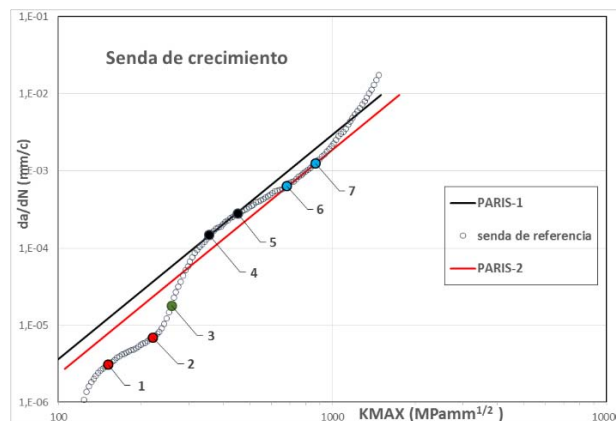


Fig. 4. 12. Curva de crecimiento genérica para Al 2024-T351.

Para los materiales con espesores intermedios la senda de crecimiento abandona la zona de comportamiento lineal de Paris en deformación plana (Paris-1) y transita en tramo de menores aceleraciones motivadas por el aumento de las tensiones de apertura hacia otra zona de estabilización en el crecimiento con la misma pendiente que el tramo Paris-1; este segundo tramo (Paris-2), corresponde al crecimiento en las condiciones del frente de grieta son muy próximas a tensión plana (ver Fig. 4.12. : el inicio de Paris-1 en deformación plana es indicado como punto “4”, y el inicio de la transición como punto “5”). Entre los puntos “5” y “6” la transición de estados provoca la pérdida de pendiente en el crecimiento para, a partir de “6” alcanzar la rotura bajo condiciones de tensión plana. El punto “7”, identifica proximidad al factor de intensidad de tensiones con aceleración inestable hasta la rotura. No considerar la transición en el análisis de crecimiento da lugar a infravaloraciones del crecimiento en la zona de Paris-1 y a sobrevaloraciones en Paris -2, como se muestra en la Fig. 4.13.

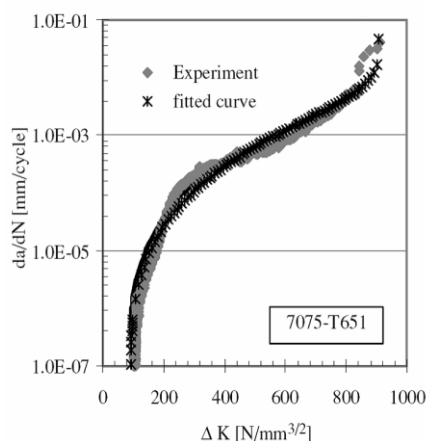


Fig. 4. 13. Ajuste de curva de crecimiento con factor de restricción constante, no considerando transición de estados [27] .

Una de las virtudes principales de los modelos de cierre de grieta consiste en que, en la conversión a valores efectivos de ΔK , todas las curvas de crecimiento tienden a confluir, al menos en las zonas no afectadas por inestabilidades (K_C) o cambio en el mecanismo de crecimiento (zona anterior al punto “4”). Partiendo de una representación de la curva de crecimiento desde $K_{M\acute{a}x}$, la conversión a valores efectivos consiste en multiplicar el valor de K de cada dato de crecimiento por el factor $(1-q)$, donde “ q ” es la “tensión de apertura normalizada” ($S_{Ap}/S_{M\acute{a}x}$); lo que dará lugar a una traslación de magnitud variable para cada dato de la curva de crecimiento.

Fastran identifica prácticamente con el mismo valor de q todo el tramo inferior a 5, y también valor casi constante para la zona superior a “6” con lo que la curva efectiva tendrá de 4 a 7 un tramo recto. Respecto a la zona superior de la curva de crecimiento, identificada como “7” en la Fig 4.12, será imprescindible la consideración de los efectos de aceleración del proceso de crecimiento en su aproximación a la tenacidad a fractura cíclica, K_C . Estos efectos de aceleración han sido considerados en las expresiones de crecimiento desde Forman [9] un simple coeficiente de ponderación que podía afectar a la totalidad de la vida acelerando sus efectos en la zona final (expresión de Forman y la incluidas en el FASTRAN-II y NASGRO) o bien un coeficiente únicamente presente en la etapa final de crecimiento (enfoque por el que se ha optado y que es el inherente a las definiciones de velocidades de crecimiento por tramos rectos desde ΔK_{eff}).

Respecto a las zonas inferiores de la curva de crecimiento, en el tramo de vida que parte de valores umbrales hasta llegar al punto marcado como “2” en la Fig 4.12 se aprecia un tramo recto previo a Paris-1. En esta zona, alejada de la habitualmente empleada en simulaciones, el comportamiento se decide recoger mediante la envolvente conservadora de las velocidades para los distintos registros en valores efectivos de ΔK . La posibilidad de determinar la posición del punto “3” de la Fig. 4.12., tanto en valores de ΔK , velocidad y ángulo con el que es transitado por la curva de crecimiento, es la que hace viable enlazar los tramos inferiores de umbral con el tramo Paris-1. La identificación de este punto “3”, punto de inflexión de la senda de crecimiento, permitirá disponer de ecuaciones de crecimiento independientes de Fastran-II para su concreción.

La velocidad de crecimiento para las aleaciones AL 2024-T351 en probetas C(T) y M(T), y para AL 2024-T3 en probetas M(T) se obtiene de las siguientes expresiones: (unidades: da/dN (mm/ciclo); K, ΔK_0 MPa.(mm)^{1/2})

$$\frac{da}{dN} = C_2(\Delta K_0)^{n_2} \quad \Delta K_0 < \Delta K_A$$

$$\frac{da}{dN} = C_3(\Delta K_0)^{n_3} \quad \Delta K_A \leq \Delta K_0 \leq \Delta K_B$$

$$\frac{da}{dN} = C_1(\Delta K_0)^{n_1} \quad \Delta K_B < \Delta K_0$$

Pendiente en el Punto de Inflexión (PI):

- 2024-T3 M(T): $n_3 = 12.1726 - 6.614.R$
- 2024-T351 C(T) y M(T): $n_3 = 18.7455 - 13.7036.R$

ΔK_{PI} (ΔK del punto de inflexión): es único y su valor se obtiene de:

$$\Delta K_{PI} = 178,1438 \cdot 10^{(-0.134.R^2)}$$

V_{PI} (Velocidad del punto de inflexión): es único, y su valor se obtiene de:

$$V_{PI} = (1.749 \cdot 10^{-5}) \cdot 10^{(-0.07279.R)}$$

$$C_3 = \frac{V_{PI}}{\Delta K_{PI}^{n_3}}$$

$$K_B = e^{\left\{ \frac{1}{(n_3 - n_1)} * LN\left(\frac{C_1}{C_3}\right) \right\}}$$

$$K_A = e^{\left\{ \frac{1}{(n_3 - n_2)} * LN\left(\frac{C_2}{C_3}\right) \right\}}$$

Rectas inferiores . Zona umbral

C5	M5	M3
C2 = 1,177e-8	C2 = 5,761e-8	C2 = 2,292e-8
n2 = 1,24	n2 = 0,933	n2 = 1,112

El procedimiento de elaboración en predicción, de un registro a A.C., consta de las siguientes etapas:

- 1) Conocido el material, probeta, R y espesor, se dispone de toda la información precisa para elaborar el registro a A.C., comenzando el proceso trazando la recta inferior de umbrales y la recta Paris 1 en efectivos. Se calculan según las expresiones aportadas los puntos de inflexión y se trazan rectas desde ese punto y con su pendiente hasta la intersección con las anteriores.
- 2) Desde el programa Fastran II adaptado o desde las ecuaciones de Newman, se calculan los valores de “q” correspondientes a Deformación y tensión plana. Con la corrección de estos valores de “q” a valores de “q₀” según el método 2/π, se deshace la conversión a valores efectivos dividiendo los valores de K de todos los datos por (1-q₀), surgiendo una traslación de rectas inferiores y de Paris que en todos los R<0.7 estarán duplicadas (Paris-1 deformación plana y Paris-2 -tensión plana). Desde la intersección de la velocidad de inicio de transición hasta la velocidad de inicio Paris-2 con las rectas de crecimiento en valores ya de ΔK_{Aplicado}, se traza la recta de transformación o cambio de estado de tensión en el frente de grieta.
- 3) El efecto de K_c, que vendrá dado por las expresiones de epígrafe 4.9 según material y probeta, se ponderan las velocidades de crecimiento en los datos que superen el valor de “K_c” (inicio de efectos de aceleración asintótica).
- 4) Se traza la predicción de registro. En la Fig.4.14. se ha realizado la predicción para los registros de 9.5 mm en probeta C(T), AL 2024-T351 y R = 0.1 y 0.7.

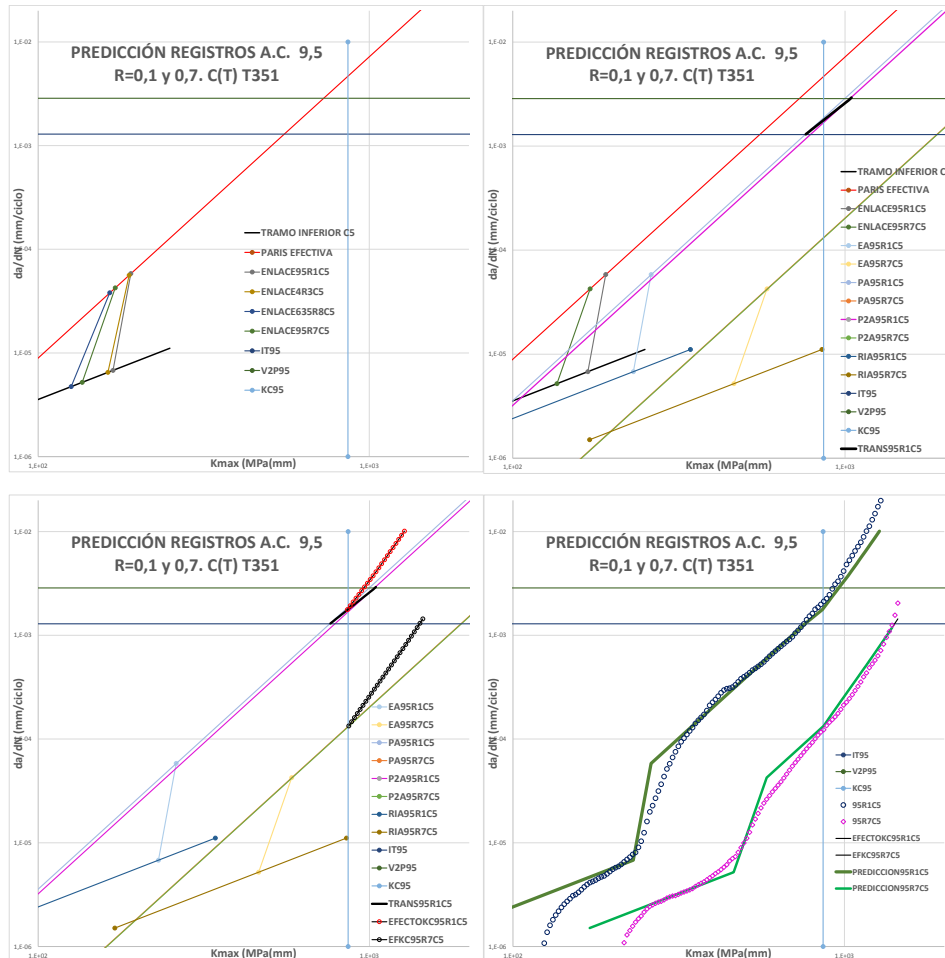


Fig. 4. 14. Composición de la curva de crecimiento en valores efectivos.

C1 y n_1 son aportados en el epígrafe 4.6.

4.5. Puntos Singulares de Crecimiento. Procedimiento de identificación.

Una vez tratados los registros, se procede a abrir ficha-gráfico individual en la que se volcará la selección de cada uno de los puntos singulares que en él sean detectados desde el comportamiento en el propio registro y avalados por comportamientos similares en registros con los que comparta características, ya sea material, espesor, geometría o R.

La identificación de los puntos de control tomados para recabar toda la información útil se comenta la tabla general de registros (Tabla 4.3.), en la que se han incorporado estos datos.

2024-T351	T351	T351	T351	T351
Refebre	B214	362	362	DONALD & JAMES -New
Product Form	UNK	1*PLT	1*PLT	UNK
Environment	LA	LA	LA	LA
Specimen	C(T)	C(T)	C(T)	C(T)
Orientation	L-T	L-T	L-T	L-T
T(mm)	25,40	6,35	6,35	9,50
W(mm)	64,8	50,8	50,8	50,8
Yield S.	379	393,001	393,001	374,04 362-C122
Ultimate S	468,8	467,465	467,465	460,92 362-C122
Frecuency	5,000E+00	3--15	3--15	NE
R	0,1	0,4	0,8	0,1
Kmax 10-7				117,166
Kmax 10-6		145,681		134,337
Kmax desaccel infe		154,598	348,186	140,024
da/dN desaccel infe		1,787E-06	1,656E-06	2,380E-06
KM ini.recta inf.		177,584		151,567
da/dN i.r.i.		3,230E-06		3,088E-06
KM min.recta inf.	239,005	184,759	416,114	170,698
da/dN min.r.i.	6,604E-06	3,479E-06	2,788E-06	4,134E-06
KM max r.i.	239,005	253,634	507,241	212,230
da/dN max.r.i.	6,604E-06	6,451E-06	3,940E-06	6,182E-06
KM fin r.i.		253,634		225,220
da/dN f.r.i.		6,451E-06		7,270E-06
Kmax aceler infer		309,179	594,313	234,319
da/dN aceler infer		1,083E-05	5,466E-06	8,062E-06
KM inflexión		341,358		253,634
da/dN inflexión		1,700E-05		1,603E-05
Pend P.I.		14,200		14,200
KM ini Paris	441,584	450,415		369,497
da/dN ini Paris	2,244E-04	1,176E-04		1,617E-04
KM min Paris	441,584	450,415	1098,047	459,424
da/dN min Paris	2,244E-04	1,176E-04	9,360E-05	3,165E-04
KM max Paris	724,465	643,304	1165,256	753,733
da/dN max Paris	1,075E-03	3,612E-04	1,277E-04	1,287E-03
KM inic transi				815,865
da/dN inic transi				1,620E-03
KM fin transi				
da/dN fin transi				
KM min TVC				
da/dN min TVC				
KM max TVC				
da/dN max TVC				
KM ini T2P				
da/dN ini T2P				
KM min T2P				
da/dN min T2P				
KM max T2P				
da/dN max T2P				
KM ini Kc	710,259		994,535	753,733
da/Dn ini Kc	9,669E-04		5,452E-05	1,287E-03
Kmax 10-2				1165,256
Pend 10-2				5,933

Tabla 4. 3. Sector de la tabla general de registros correspondiente a CT T351.

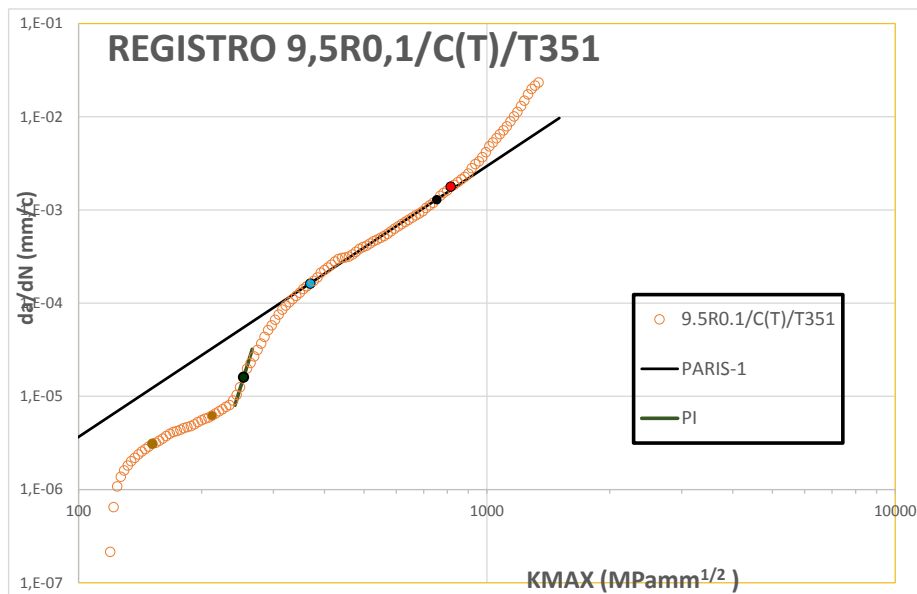


Fig. 4. 15. Ficha del registro 9.5mm R=0.1, CT Al 2024-T351

El siguiente dato que se estimó podría ser de utilidad fue el punto de inflexión, punto en el que la curva de crecimiento pierde la aceleración tras abandonar la recta inferior y comienza a adaptarse a las condiciones estacionarias de crecimiento correspondientes al tramo de crecimiento según Paris-1. En la Fig. 4.15 se introduce como un nudo verde oscuro y se acompaña de un segmento que permite identificar la pendiente en esa transición. Este punto estaría en las proximidades de la T2 (transición 2) que reconocían Shercliff y Wanhill. Es una zona de marcada inestabilidad en la que físicamente parece estar produciéndose el cambio entre proceso controlado por la rugosidad a la plasticidad.

El siguiente punto de control será el inicio del tramo lineal de Paris en deformación plana, siendo marcado con un círculo celeste.

La identificación del final de comportamiento lineal según Paris-1 al comenzar la transición de deformación a tensión plana es mostrado sobre el registro 4.57 R=0.1 en probeta CCT y AL T351 de la Fig 4.16. Esta probeta, de menor espesor que la anterior, presentará con mayor claridad estos efectos.

El final del primer tramo de Paris puede ser, bien la entrada en zona de afectación de los efectos de KC (aceleración sostenida hasta la rotura), o bien el inicio del proceso de transición que, llevando pares menores niveles del coeficiente de constricción, generan mayores niveles de cierre de grieta (incremento en la tensión de apertura). En la Fig 4.16 está indicado el punto (en color rojo) en el que se aprecia una pérdida de la senda de crecimiento según Paris-1 (tramo de recta negra) y comienza a adaptarse a la recta de crecimiento correspondiente Paris-2, zona de comportamiento lineal representada por una línea roja, el punto de inicio de Paris-2 es señalado con un círculo verde.

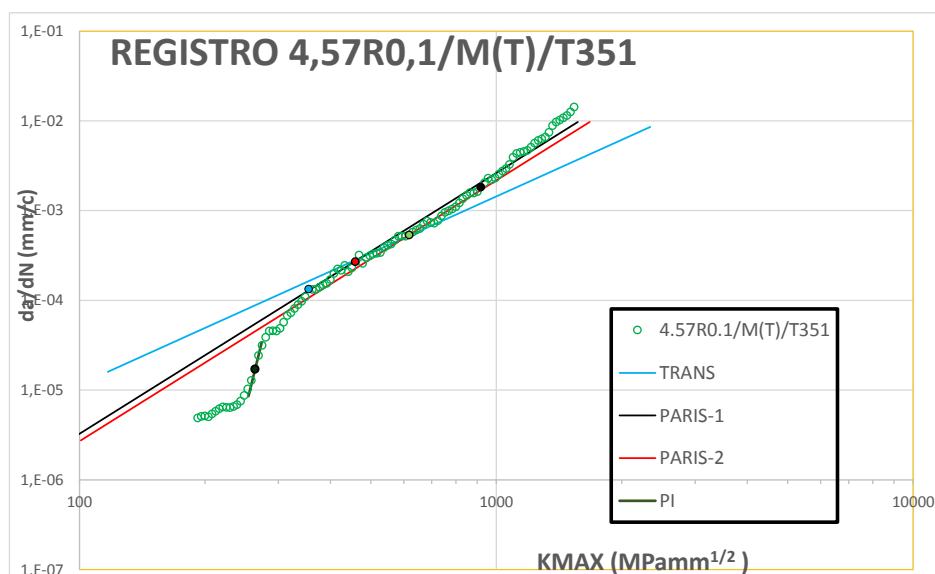


Fig. 4. 16. Ficha del registro 4.57mm R=0.1, MT Al 2024-T351

El curso a lo largo de la recta Paris-2 acaba con la entrada en la zona de afectación de K_c , marcada con un círculo negro en ambas gráficas. En la tabla general, se muestran como $K_{M\acute{a}x}$ de inicio de efectos de K_c .

Finalmente los límites de la recta marcada en celeste y que define con bastante precisión la senda a recorrer en el proceso de transición es registrada.

Todos estos puntos han sido tomados en el proceso, pero no todos los registros muestran actividad visible en todos ellos, en muchos casos los datos de los registros sólo informan de una parte de la vida.

Una vez realizado el proceso, de todos los puntos marcados únicamente son precisos:

- Posición ($K_{M\acute{a}x}$ y velocidad) y ángulo del punto de inflexión inferior del registro.
- Posición de inicio del tramo de Paris-1
- Posición del Inicio de Transición.
- Posición del inicio de Paris-2.
- Posición de inicio de efectos visibles de K_c .

Resulta imprescindible establecer un procedimiento para la selección conjunta de todos esos datos. El eje del proceso consiste en la determinación de las rectas de Paris-1 para cada uno de los registros. Dado que el objetivo final es la consecución de una única recta en valores efectivos que pueda corresponder a la totalidad de registros que han participado en el proceso, resulta evidente la importancia de esta etapa. La conversión de estos tramos rectos a valores efectivos para su visualización del estado final también se llevará a cabo en esta etapa.

La elección de la pendiente única de la recta base se realizará en varias etapas pues la adopción de una pendiente común podrá alterar los valores a incluir en el ajuste dentro de cada registro.

Una vez determinada la pendiente, esta es llevada a las fichas de cada registro y se procede a determinar los puntos en los que se aprecien variaciones respecto a su senda de crecimiento, ya sea por comienzo de la transición o por las aceleraciones propias al efecto de K_c .

En la zona de umbrales bastará con identificar la posición del “punto de inflexión” tanto en velocidades como en valores de $K_{M\acute{a}x}$, así como la pendiente en la transición.

Completada la selección, comenzará el proceso de evaluación del comportamiento de ambos materiales y geometrías.

4.6. Determinación de las pendientes. Coeficientes C1.

La elección de pendiente que pueda ser común a la totalidad de registros, ya sea AL T351 o T3, comienza con la toma de una primera pendiente de un R bajo sobre probetas de espesor medio-alto. Para la selección de la pendiente no se contará con la participación de registros con $R > 0.5$, al presentar pendientes ligeramente superiores que más que a efectos de aceleración por un comportamiento distinto en su aproximación a K_c deben ser atribuidos a una mayor suavidad en el proceso de aproximación a P1 desde la zona umbral.

La realización de un ajuste de las pendientes, discriminando entre materiales y probetas fue descartado dadas las mínimas diferencias entre ellos en el tramo de Paris-1, por lo que se decidió ajustar la pendiente que en mejor medida refleja el comportamiento de los registros CT y CCT, $R=0.1$ tanto para AL T3 como para T351.

Obtenida la misma se procedió a llevarla a cada una de las fichas de registros (con $R \leq 0.5$) para determinar el coeficiente “C” que se adaptara mejor a ese conjunto de datos. En cada registro se adoptaron los valores extremos en los que podría aparecer un comportamiento compatible con esa recta. Se ajustó la pendiente más adecuada a los datos comprendidos entre valores extremos para cada registro y se promedió entre todas las rectas que se habían aportado.

Como resultado de este primer ajuste del conjunto de ensayos se extrajo una Pendiente Promedio General: $n = 3.05$. Este valor fue llevado a cada ficha con objeto de fijar el coeficiente C de la recta que mejor permite aceptarla como pendiente propia del ensayo. Para estas tareas de aproximación se crearon los “cuadros de pendientes” para cada material y probeta.

La utilidad de estos cuadros, como el mostrado en la Tabla 4.4 es el que recogen de manera conjunta información sobre la posición de las rectas de Paris (coeficiente C a aplicar a la pendiente) en cada registro, los valores de $K_{Máx}$ sobre los que la curva sigue el comportamiento lineal y los valores de tensión

aplicada del ensayo. Desde este cuadro se fijó la posición de Paris-1 y 2 (tensión plana) sobre cada uno de los registros.

2024-T351 PROBETAS CT										
	4R1C5	4R3C5	4R5C5	4R7C5	12R1C5	12R3C5	12R5C5	12R7C5	12R2C5	635R33C5
R	0,1	0,3	0,5	0,7	0,1	0,3	0,5	0,7	0,2	0,33
Pendiente	2,9060	2,9060	2,9060	2,9060	2,9060	2,9060	2,9060	2,9060	2,9060	2,9060
C1-N simul	4,7900E-19	5,8681E-19	5,6250E-19	6,1727E-19	6,2964E-19	6,2472E-19	6,6185E-19	6,7166E-19	5,9444E-19	5,9620E-19
ALFA-DP	1,73	1,73	1,73	1,73	1,73	1,73	1,73	1,73	1,73	1,73
Ki,DP-datos	350	400	510	725	365	400	618	800	395	420
Kf,DP-datos	440	450	615	795	750	848	865	880	669	615
Ki,DP-N-dat	11068	12649	16128	22927	11542	12649	19543	25298	12491	13282
Kf,DP-N-dat	13914	14230	19448	25140	23717	26816	27354	27828	21156	19448
q-N (DP)	0,3674	0,4239	0,5293	0,7091	0,3665	0,4228	0,5305	0,7100	0,3891	0,4373
q-0 (DP)	0,2702	0,3789	0,5187	0,7058	0,2697	0,3782	0,5194	0,7063	0,3204	0,3983
(1-qN)/(1-R)	0,7029	0,8230	0,9413	0,9697	0,7039	0,8246	0,9390	0,9668	0,7636	0,8398
C1-N prop D	5,7821E-19	6,4588E-19	5,7629E-19	6,2859E-19	6,2983E-19	6,2448E-19	6,2039E-19	6,2837E-19	5,9823E-19	6,1043E-19
K1ef-prop-D	67,63	65,11	67,71	65,72	65,67	65,87	66,01	65,72	66,85	66,38
K2ef-prop-D	1124,31	1082,29	1125,59	1092,44	1091,70	1094,91	1097,39	1092,58	1111,21	1103,52
K1,M-AJ-P1	92,68	104,82	140,67	223,37	89,92	105,92	137,36	223,81	98,36	110,33
K2,M-AJ-P1	1540,66	1742,41	2338,50	3713,18	1494,81	1760,76	2283,48	3720,51	1635,12	1834,12
V1,PARIS-AJ	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06	2,75E-06
V2,PARIS-AJ	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03	9,70E-03
K1,PARIS ref	55,17	55,17	55,17	55,17	55,17	55,17	55,17	55,17	55,17	55,17
K2,PARIS ref	917,06	917,06	917,06	917,06	917,06	917,06	917,06	917,06	917,06	917,06
ALFA-TP	1	1	1							1
Ki,TP-datos	680	800	900							865
Kf,TP-datos	790	990	1075							994
Ki,TP-N-dat	21503	25298	28460							27354
Kf,TP-N-dat	24982	31307	33994							31433
q-N (TP)	0,4596	0,5029	0,5808							0,5248
q-0 (TP)	0,3289	0,4292	0,5515							0,4540
(1-qN)/(1-R)	0,6005	0,7102	0,8383							0,7093
C1-N prop T	4,7480E-19	5,1633E-19	5,3351E-19							5,5309E-19
K1ef-prop-T	72,38	70,32	69,53							68,67
K2ef-prop-T	1203,18	1168,96	1155,87							1141,62
K1,M-AJ-P2	107,85	123,19	155,02							125,78
K2,M-AJ-P2	1792,85	2047,80	2576,94							2090,90
K1,TRANSref	63,25	63,25	63,25	63,25						63,25
K2,TRANSref	1264,91	1264,91	1264,91	1264,91						1264,91
K1,TRANS-AJ	121,43	135,98	180,25	288,40						132,82
K2,TRANS-AJ	2428,63	2719,56	3605,00	5767,99						2656,31
V1,TR-AJ	1,59E-05	1,59E-05	1,59E-05	1,59E-05						1,59E-05
V2,TR-AJ	8,56E-03	8,56E-03	8,56E-03	8,56E-03						8,56E-03
SMAx-Kpa	8330	10830	14200	20800	8330	9330	14200	20800	7350	11335

Tabla 4. 4. Sector del cuadro de pendientes de probetas CT, Al 2024-T351.

Contienen la información precisa para realizar las simulaciones desde el programa FASTRAN, únicamente faltará incluir la geometría de la pieza. Dadas las diferentes unidades con las que trabaja el programa (m/ciclo y KPa.m^{1/2}), se muestran en la tabla también en unidades “N” (Sistema de unidades empleado por el programa Fastran de Newman). Las simulaciones sobre condiciones particulares de ensayo suministran las tensiones normalizadas de cierre, precisas para la transformación a valores efectivos. En las simulaciones se desactivaron absolutamente los efectos umbral y Kc y se promediaron los valores

de “qN” (tensiones normalizadas de Newman) para el tramo valores de $K_{M\max}$ seleccionado con anterioridad. El promedio es preciso realizarlo por las ligeras inestabilidades que presenta el programa FASTRAN en la evaluación de las tensiones de apertura.

Evaluar las posiciones del conjunto de tramos rectos de Paris en valores efectivos ya es posible, únicamente afectando el conjunto de datos del registro por un coeficiente $(1-qN)$ se obtiene una representación clara. Los resultados de este primer ajuste de pendiente y empleando las “qN” se exponen en la Fig 4.10. Si se compara la amplitud de la banda de datos en valores de $K_{Aplicado}$ con la anchura propuesta puede considerarse un avance en el fin último de controlar el proceso del conjunto de ensayos, pero esta banda resulta demasiado amplia para poder hacerlo con suficiente precisión. Finalmente, tendrá que adoptarse como ley de comportamiento única en valores efectivos un valor intermedio de esas rectas y la anchura de la misma no podría proporcionar adecuados comportamientos en la simulación en amplitud constante.

A la vista de estos primeros resultados se decide incorporar en el estudio la presencia de otros mecanismos de cierre que ayuden a un mejor del proceso. La mejora de la capacidad de predicción del programa FASTRAN mediante la inclusión de mecanismos correctores a los niveles de cierre normalizado que había detectado Moreno [1] , ya dio lugar al trabajo de Martin [10] en el que esta corrección se articulaba mediante el método $2/\pi$ propuesto por Donald y Paris [11] . El procedimiento de conversión de los valores de “qN” a “q₀” ha sido indicada en el capítulo 2.

La corrección de los valores de “qN” a “q₀” modifica en buena medida la anchura de las bandas de valores efectivos, como puede apreciarse en las gráficas de las Fig.4.11 y 4.12 para los aluminios T351 y T3 respectivamente.

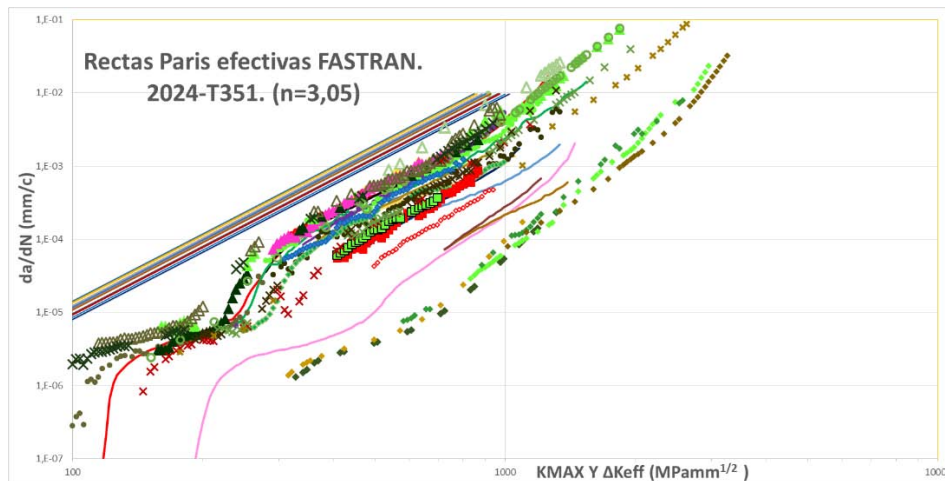


Fig. 4. 17. Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. n=3.05. 2024-T351

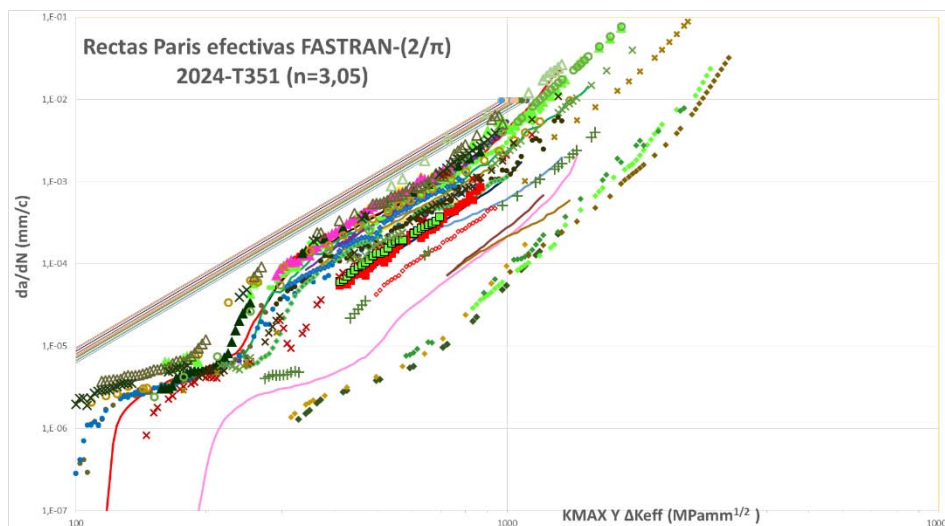


Fig. 4. 18. Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. n=3.05. (incluyendo corrección - método 2/π). 2024-T351.

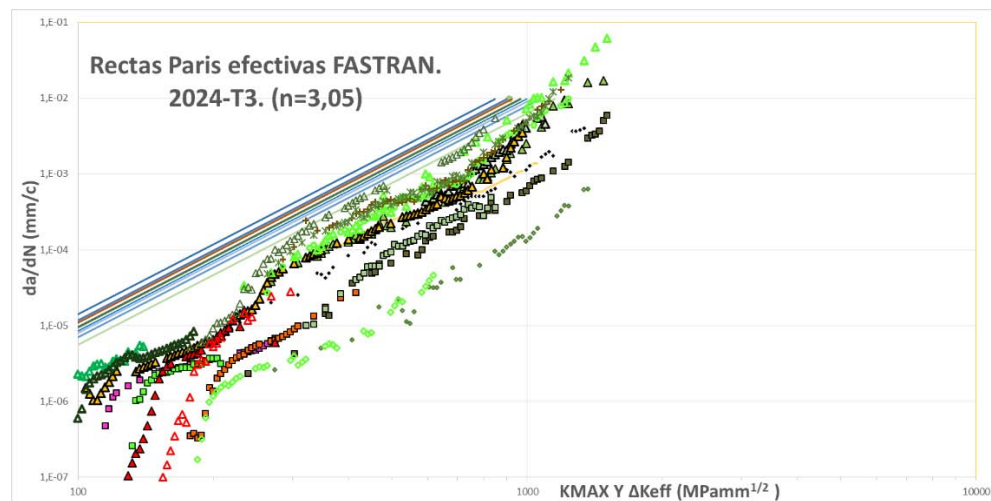


Fig. 4. 19. Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (n=3.05). 2024-T3

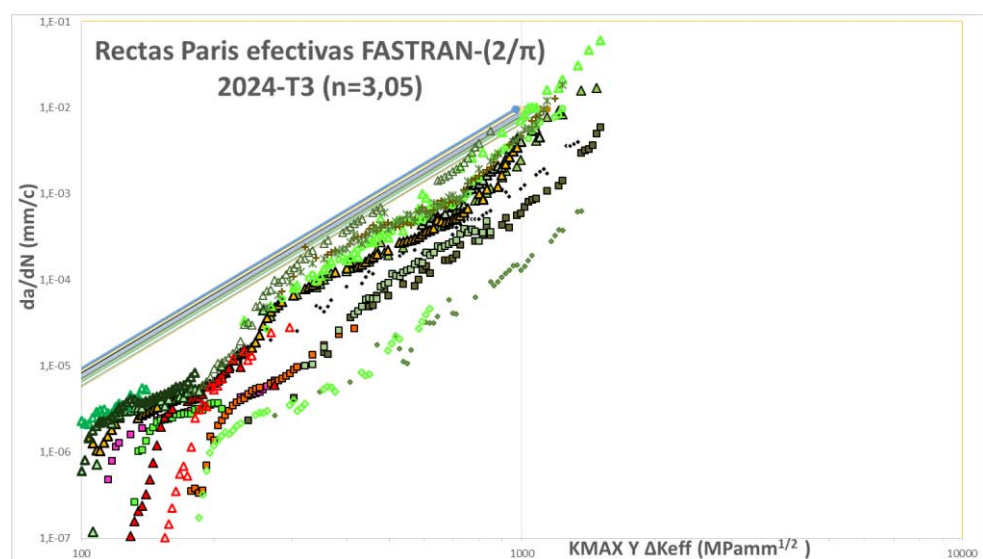


Fig. 4. 20. Posiciones de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (n=3.05). (incluyendo corrección - método 2/π. 2024-T3

Al introducir las pendientes promedio en las distintas fichas, modificando la pendiente propia de cada registro, los límites de la zona de comportamiento lineal varían. Pequeñas variaciones en la pendiente suponen la posible inclusión de nuevos datos a participar en el ajuste de pendiente, primero propio y luego común.

Repitiendo el proceso se llega a la que será la pendiente única común para ambos materiales: $n=2.906$. Los efectos sobre las posiciones de las rectas efectivas consiguen los niveles de agrupamiento suficientes para la elección de las “rectas base” sobre las que definir el comportamiento completo del material. Aunque sería deseable disponer de una única ley para cada aleación, los efectos de la probeta en forma de variación de valores de tensiones de cierre obligarían a una selección de recta base desde la que se perdería calidad en las predicciones de vida de los distintos ensayos.

Las Fig. 4.12, 4.13 y 4.14 muestran las posiciones de las rectas de Paris-1 para las probetas CT T351, CCT T351 y CCT-T3 desde los valores de tensiones de apertura normalizados proporcionados por FASTRAN y modificados para incluir los efectos de rugosidad mediante el método $2/\pi$.

De las probetas CT-T3, únicamente se disponía de un registro que llegase a desarrollar Paris-1, con lo que carece de sentido cualquier intento de caracterización. Aunque no sea posible su estudio, en cuanto a posicionamiento de la recta base en valores efectivos ni para esta geometría ni para las correspondientes a probetas HOLE de Wanhill, sus aportaciones de información en lo referente a puntos singulares serán consideradas.

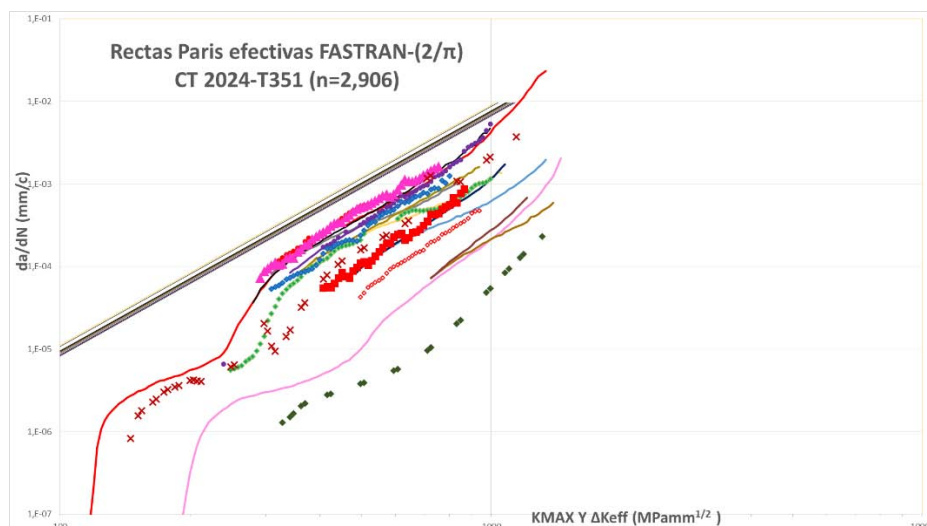


Fig. 4. 21. Posiciones Finales de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (incluyendo corrección - método $2/\pi$). CT 2024-T351 (n=2.906)

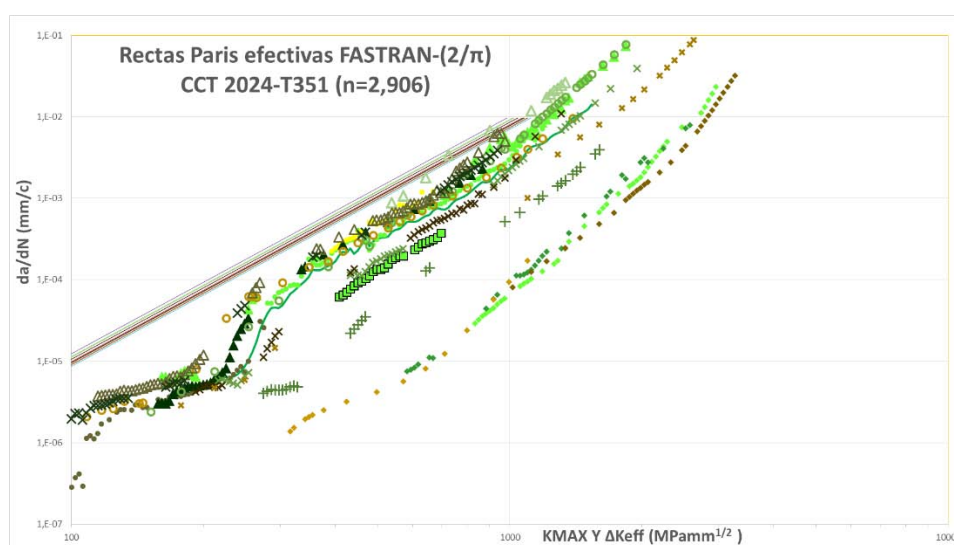


Fig. 4. 22. Posiciones Finales de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (incluyendo corrección - método $2/\pi$). CCT 2024-T351 (n=2.906)

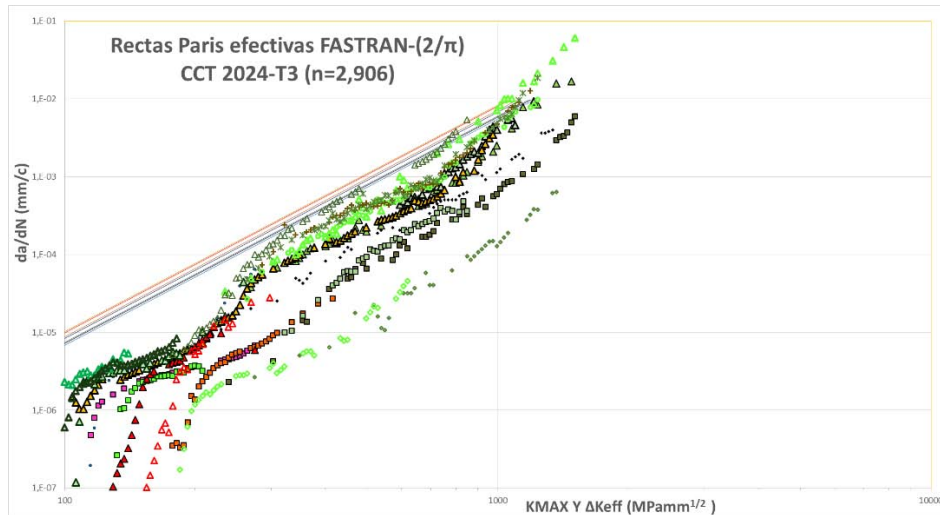


Fig. 4. 23. Posiciones Finales de las rectas Paris propuestas desde el programa FASTRAN. (incluyendo corrección - método $2/\pi$). CCT 2024-T3 (n=2.906)

Una vez definido el grupo de rectas que participará en la determinación de la Ley de Paris-1 propia a cada material y probeta se obtiene la recta común que define su comportamiento. Como valor de C1 se toma el valor medio.

Los valores obtenidos para el coeficiente C1 son:

	C- T351	M - T351	M - T3
Coeficiente C1	1.3792e-11	1.6005e-11	1.2532e-11

Tabla 4. 5. Valores del coeficiente “C1” para materiales y probetas.

4.7. Puntos singulares ligados a Paris-1 y Paris-2. Transición.

Desde las fichas de cada registro, una vez se les ha impuesto la pendiente común Paris-1, se procede a determinar los puntos singulares correspondientes a “Inicio de Transición” y los de “Inicio de Efectos Kc”.

La identificación de una pendiente común para el conjunto de materiales y geometrías podía ser previsible en base a la simple observación directa de conjuntos de registros con un mismo R, tal como se hace en las Fig. 4.23. y 4.24. En la Fig. 4.23. la comparación se lleva a cabo sobre probetas CT y CCT de Al T-351, las coincidencia de pendientes resulta clara y se aprecia como las velocidades en probetas CCT supera ligeramente a las CT. En el gráfico se ha incluido también una probeta HOLE que aporta información sobre umbrales y que sirve para apreciar la coincidencia con el registro CT de 9.5mm. en la zona en la que se presenta el “Punto de Inflexión”.

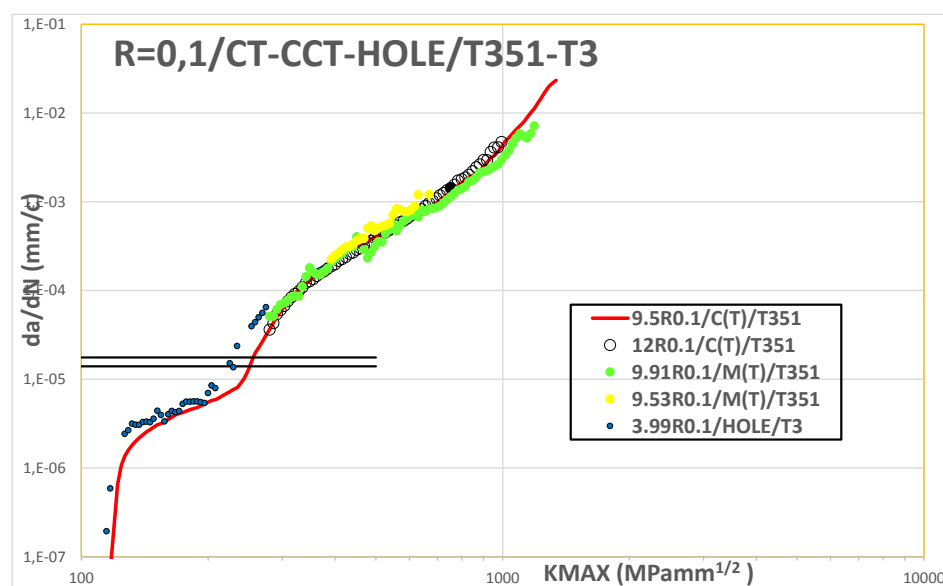


Fig. 4. 24. Diversas geometrías de probeta y ambos Aluminios con $R=0.1$

Igualmente, en la Fig. 4.24., ahora con $R=0.5$, se enfrentan todos los tipos de geometrías y materiales, pudiendo extraerse la misma impresión que en el caso anterior.

Finalmente, con la puesta en relación de los datos recopilados en la “Tabla General de Registros” se detectarán las posibles correlaciones que permitan un uso conjunto de los datos disponibles de todas las geometrías y materiales para

el fin último que es la obtención de ecuaciones de crecimiento en valores efectivos para cada material y geometría considerando R y espesor.

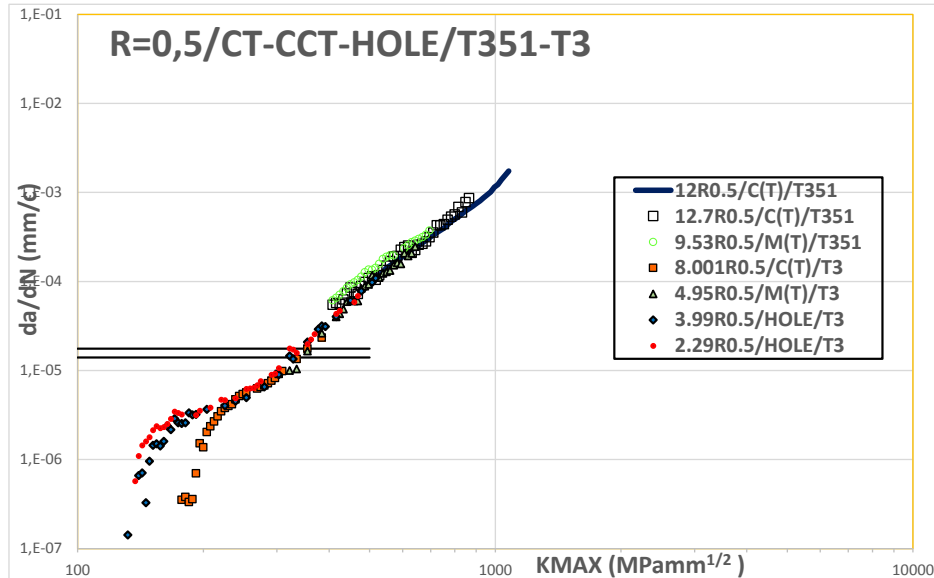


Fig. 4. 25. Diversas geometrías de probeta y ambos Aluminios con R=0.5

4.7.1. Inicio de PARIS-1

Entre las relaciones que pudieran determinar la posición del punto de inicio del comportamiento según Paris, la velocidad de crecimiento frente al espesor se muestra como la más sólida, la correlación es aceptable y no se aprecian diferencias de comportamiento entre distintas probetas o aleaciones de aluminio que obliguen a discriminar leyes de evolución.

Así, para ambos materiales y geometrías el inicio del comportamiento según la Ley de Paris en deformación plana queda definido:

Velocidad de Inicio Paris-1:

$$V_{p1} = 6.5063 \cdot 10^{-5} \cdot T^{0.3474} \quad (4.3)$$

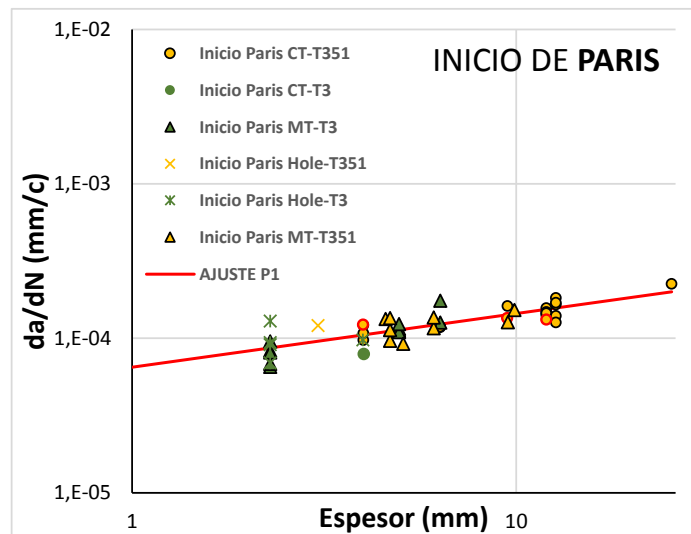


Fig. 4. 26. Relación da/dN -Espesor para el inicio de Paris-1

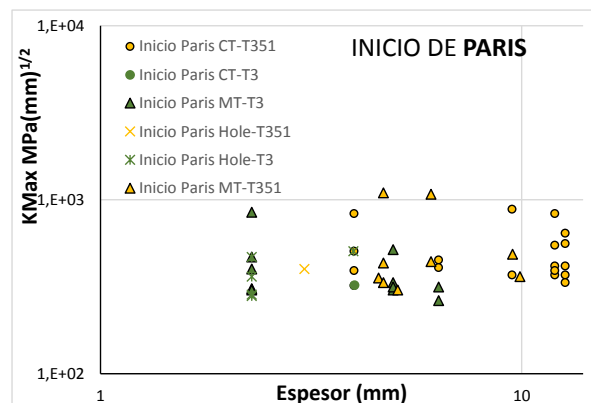


Fig. 4. 27. Relación $K_{Máx}$ -Espesor para el inicio de Paris-1

4.7.2. Inicio de Transición.

Este punto centra especialmente nuestro interés, si es validada la comparación entre geometrías y aleaciones se podrá evaluar qué alternativa de elección de variable directora de la transformación de deformación plana a tensión plana es más adecuada para su implementación en programas de simulación. Las relaciones estudiadas en este apartado han sido muy variadas, en las siguientes figuras son mostradas algunas de ellas.

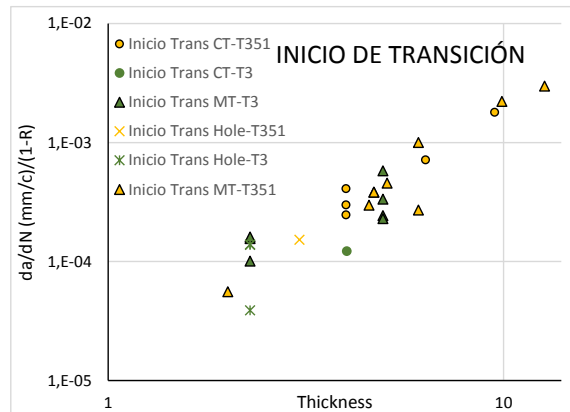


Fig. 4. 28. Relación $(da/dN) / (1-R)$ -Espesor para el inicio de Transición.

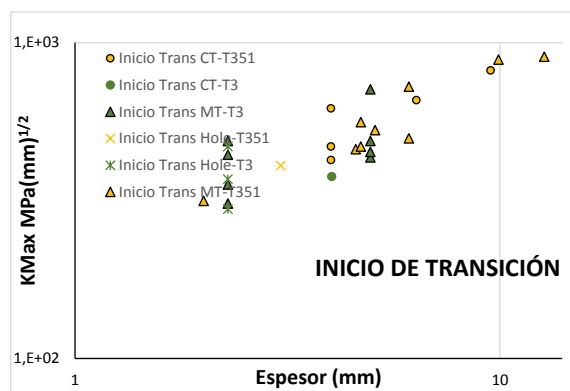


Fig. 4. 29. Relación $K_{\max}$ - Espesor para el inicio de Transición.

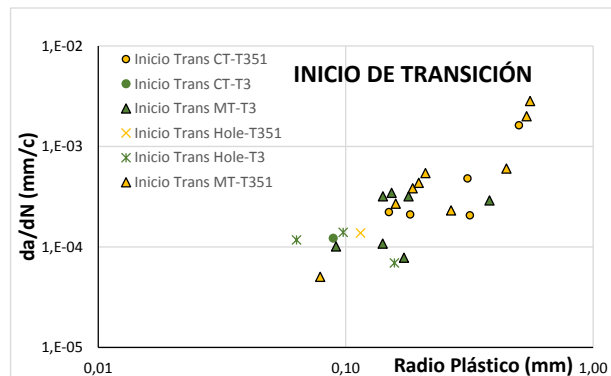


Fig. 4. 30. Relación da/dN - Radio Plástico para el inicio de Transición

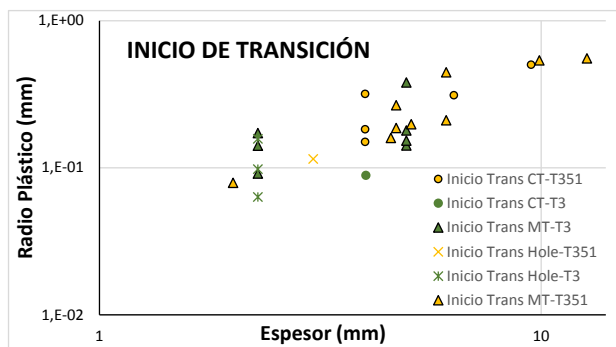


Fig. 4. 31. Relación Radio Plástico - Espesor para el Inicio de Transición

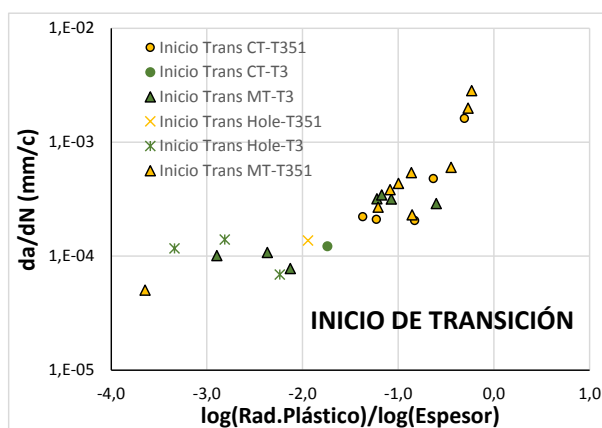


Fig. 4. 32. Relación da/dN - Log (Radio Plástico)/Log (Espesor) para Inicio de Transición.

La relación Radio Plástico - Espesor presenta adecuada correlación para la determinación del inicio de la transición (con coeficiente de correlación $r = 0.82$), habiendo sido obtenido el radio plástico según la expresión de Irwin con $\alpha = 1.73$ y tomando σ_0 en vez de σ_e . Desactivando las características del material, también se estudió la relación con $K_{\max}$, curiosamente subió la correlación muy ligeramente ($r = 0.83$).

La correlación obtenida en la relación da/dN - Espesor (Fig. 4.33.), con un coeficiente de correlación $r = 0.96$ resulta sorprendente. La validez del uso de distintas geometrías y aleaciones para la determinación de este punto singular es evidente. Los registros de aleación T3, en un ajuste aislado obtienen menor

pendiente que los correspondientes al T351, pero las diferencias son muy pequeñas y pueden estar condicionadas por la carencia de datos de T3 de espesores superiores a 6.35 mm y la abundancia de probetas de espesor 2.29 mm hace excesivo el peso relativo de ese espesor en el ajuste.

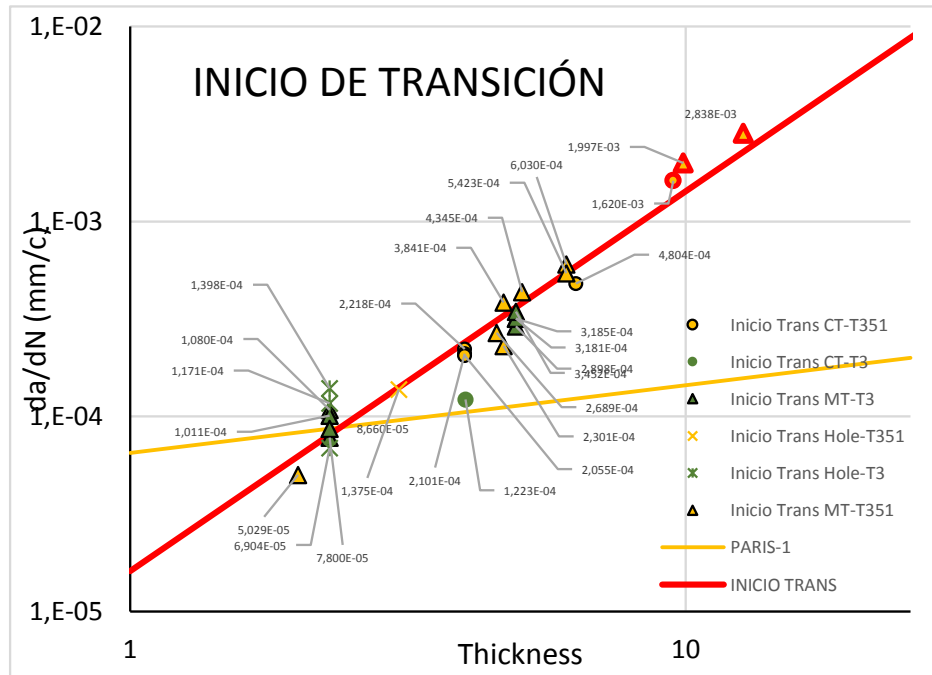


Fig. 4. 33. Relación da/dN - Espesor para Inicio de Transición

Las consecuencias de este comportamiento van más allá de la utilidad que pueda reportar desde el punto de vista de la determinación de la ecuación de crecimiento; el modelo VCL basa el comienzo de la transición en relaciones que pueden ser claramente mejorables siguiendo pautas similares a las que emplea el CCL, optando por un control por velocidades más que por un control sobre inicio de transición por radio plástico. En cualquier caso, de momento sólo se ha tomado información referente al inicio del proceso, el fin del mismo, que se ha tratado como coincidente con el inicio de Paris-2 será lo que cierre la horquilla de transiciones y permita valorar la adecuación de las magnitudes que emplea Nasgro en su modelo CCL.

La velocidad de crecimiento a la se inicia la transición queda desde el ajuste de la forma:

$$Vit = 1.6108 * 10^{-5} * T^{1.9471} \quad (4.4)$$

Donde T es el espesor de la probeta.

4.7.3. Inicio de Paris-2

Para el inicio de Paris-2 se han puesto en relación dos pares de variables: $K_{máx}$ -Espesor y da/dN -Espesor. La primera de ellas exhibe un nivel de correlación aparentemente aceptable, como toda relación en la que se incluya $K_{máx}$, debido a la relativamente estrecha banda de datos con la que participa en el proceso de crecimiento (un orden de magnitud frente a los 4 o 5 de la velocidad).

Nuevamente es la relación da/dN -Espesor la relación que en mayor medida puede servir para identificar con precisión ese punto. En este caso sí se aprecian diferencias muy claras entre los distintos grupos de datos considerados, requiriendo ajustes individuales las probetas CT-T351, CCT-T351 y la CCT-M3, ni las probetas tipo HOLE ni el único registro C-3 presentan número suficiente para hacer estimaciones de comportamiento común.

El ajuste del conjunto de datos sin diferenciar aleación ni geometría es representado en la Fig 4.28 mediante línea negra discontinua y su pendiente es ligeramente inferior a la igualmente representada de inicio de transición mediante trazo rojo. Debe ser resaltado el hecho de que no se ha identificado punto alguno correspondiente a espesores superiores a 6.35 mm., y que, de haberlo sido, adoptarían valores que compensarían esa menor inclinación. Con esta certeza y, desde las referencias que proporciona el programa FASTRAN en sus estimaciones sobre valores de tensión de cierre normalizada para estos materiales y probetas en los que mantiene unos valores relativos “q-deformación plana” / “q-tensión plana” prácticamente constantes con el espesor y con valores propios para cada geometría y aleación es por lo que se decide tomar como leyes de inicio de Paris-2 leyes con la misma pendiente que la mostrada por el conjunto de geometrías y materiales a nivel agregado para el inicio de transición pero con un desplazamiento igual al mostrado de promedio

por todos los datos de un mismo colectivo aleación-probeta. Con esto, son tres las leyes que fijan los valores de inicio de Paris-2.

La velocidad de crecimiento a la cual da comienzo el tramo de Paris-2 es:

Probetas CT-T351 $ViP2 = 3.5725 * 10^{-5} * T^{1.9471}$

Probetas CCT-T351 $ViP2 = 2.8618 * 10^{-5} * T^{1.9471}$

Probetas CT-T3 $ViP2 = 4.7572 * 10^{-5} * T^{1.9471}$

Probetas CCT-T3 $ViP2 = 3.1622 * 10^{-5} * T^{1.9471}$

Probetas Hole-T351 $ViP2 = 2.8935 * 10^{-5} * T^{1.9471}$

Probetas Hole-T3 $ViP2 = 3.1164 * 10^{-5} * T^{1.9471}$

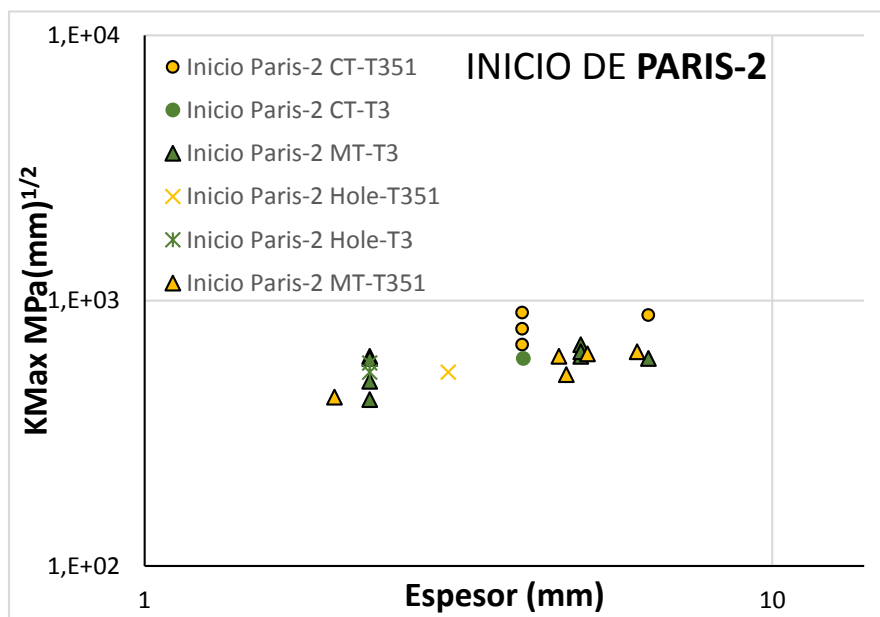


Fig. 4. 34. Relación $K_{máx}$ - Espesor para Inicio de Paris-2

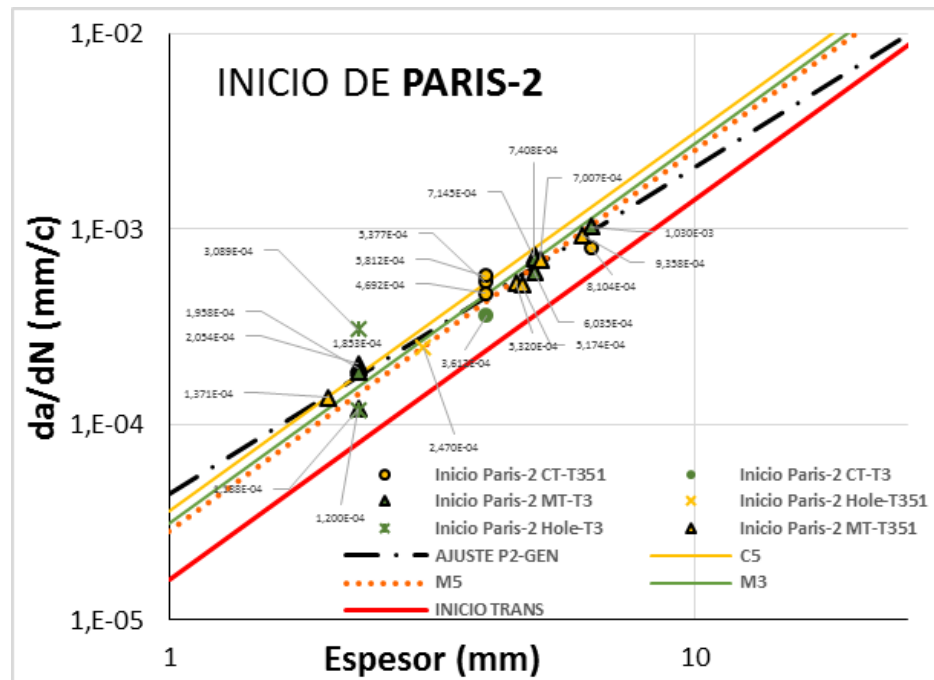


Fig. 4. 35. Relación da/dN - Espesor para Inicio de Paris-2

4.8. Puntos Singulares en Zona Próxima a Umbral.

Dado el comportamiento que presentan ambas aleaciones, con una amplia zona de crecimiento sin aceleraciones en la zona identificada comúnmente como “zona I” de crecimiento a fatiga, para obtener las herramientas que hagan posible identificar esta zona con la precisión deseada será suficiente con identificar la posición del “punto de inflexión” tanto en velocidades como en valores de $K_{Máx}$, así como la pendiente en la transición.

En esta zona resulta preciso establecer la envolvente de crecimientos que corresponde a los tramos rectos inferiores de las curvas de crecimiento una vez pasados a valores efectivos los ΔK .

La transformación a valores efectivos se realiza en dos etapas:

- en una primera se traslada la totalidad de datos del registro desde valores de $K_{M\acute{a}x}$ a ΔK_0 en la cuantía que corresponde a todos los puntos inferiores al inicio de transición mediante la “q” que le calcula Fastran a ese ensayo en deformación plana ($\alpha = 1.73$).
- en la segunda, se corregirá la traslación de los datos por encima del punto de inicio Paris-2, es decir, la zona de crecimiento que se asume en tensión plana. En esta misma etapa, los puntos de la zona de transición son desplazados cuantías intermedias según la relación de la velocidad del punto con los valores límite de velocidad para la transición. Esta etapa será la última en llevarse a cabo al poder estar afectado el punto por los efectos de proximidad a K_c , con influencia sobre las velocidades que no debe afectar a la evolución del factor de constricción.

Los registros convertidos a valores efectivos según deformación plana son expuestos en las Fig. 4.37. (2024-T351 probeta C(T)), Fig. 4.38. (2024-T351 probeta M(T) y 4.39. (2024-T3 probeta M(T)).

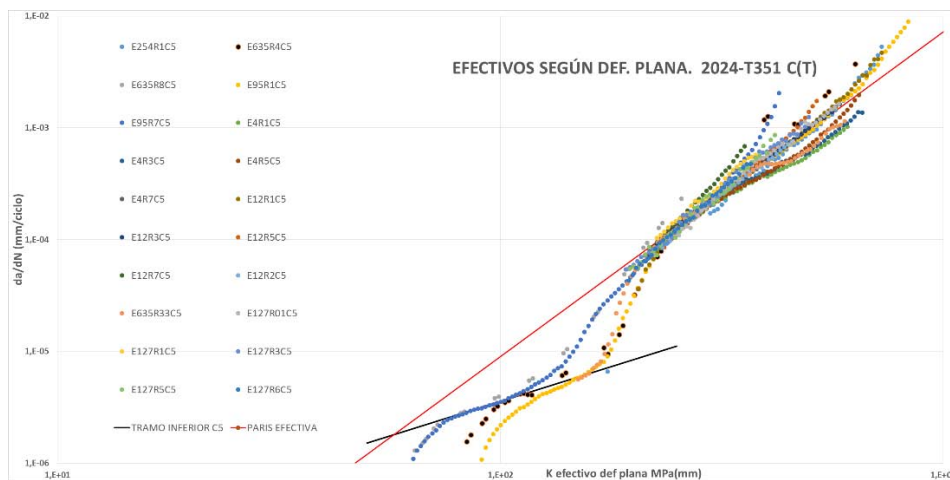


Fig. 4. 36. Efectivos según deformación plana. 2024-T351. C(T).

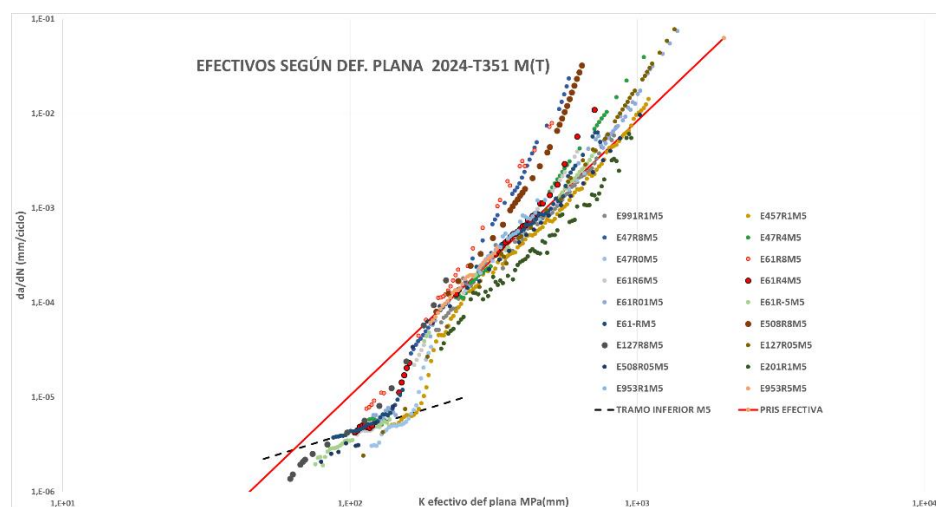


Fig. 4. 37. Efectivos según deformación plana. 2024-T351. M(T).

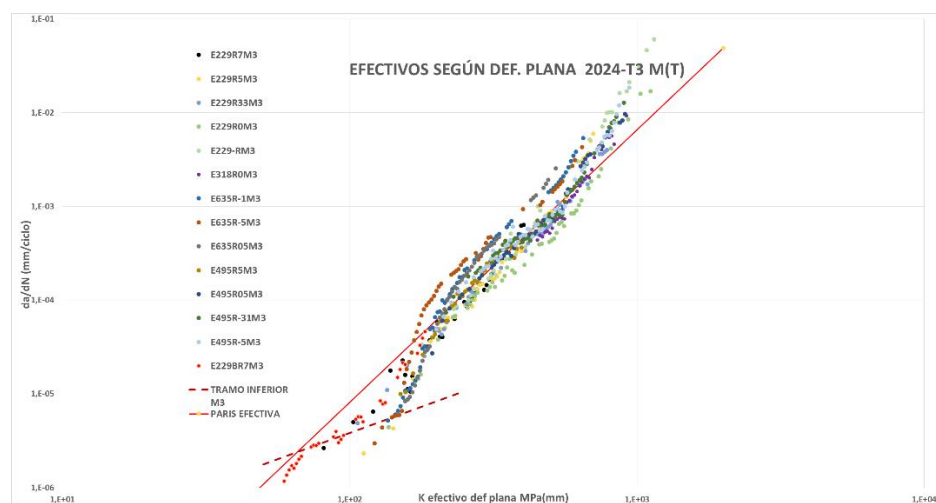


Fig. 4. 38. Efectivos según deformación plana. 2024-T3. M(T).

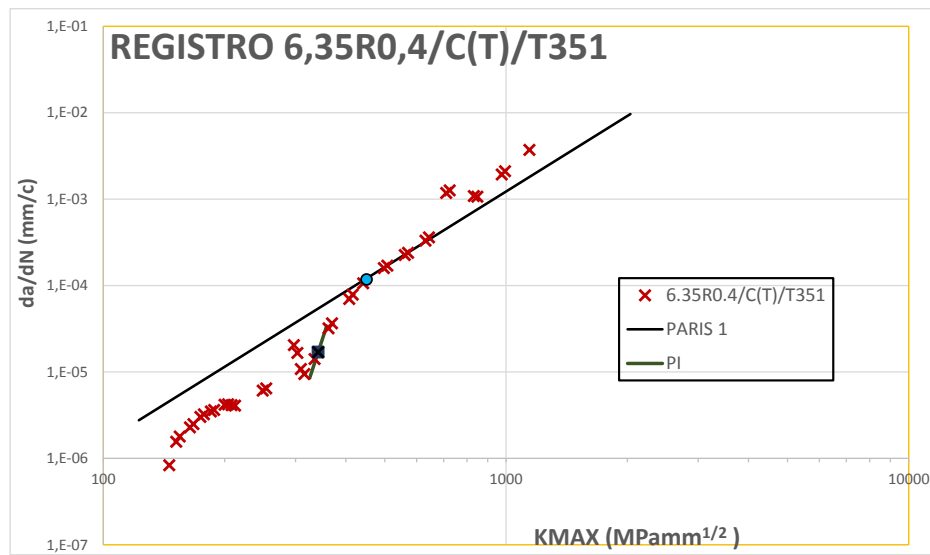


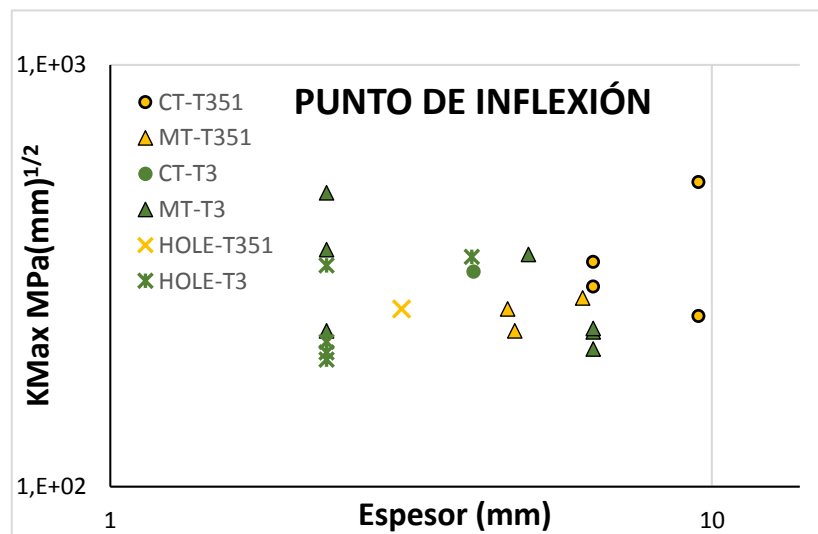
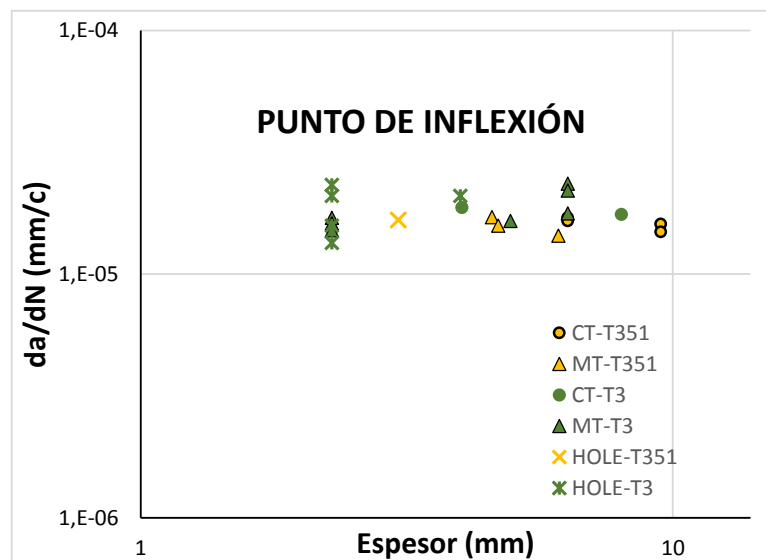
Fig. 4. 39. Ficha de registro 6.35 R0.4 CT 2024-T351.

La Fig. 4.39 contiene los datos correspondientes al registro de espesor 6.35 mm., $R=0.4$ en probeta CT y Al 2024-T351 se resalta la posición del Punto de Inflexión asignado y el hecho de haber sido preciso incorporarlo externamente; es uno de las escasas ocasiones en que se ha marcado un punto singular en una posición no definida por un dato original de ensayo, pero cualquier asignación a dato habría distorsionado la curvatura que muestra el conjunto.

El número total de datos correspondientes al “Punto de Inflexión” es de 21, en algunos registros resultaba muy clara la horquilla de valores de $K_{Máx}$ y velocidades de crecimiento en la que se presenta, no obstante no resultó imprescindible recurrir a ellos para definir con claridad el comportamiento en la zona.

4.8.1. Determinación de la posición del Punto de Inflexión en zona de umbrales.

Para la determinación de la posición del punto de inflexión se han estudiado posibles correlaciones con espesor (Fig. 4.40., Fig. 4.41.), sin embargo las adoptadas finalmente al permitir mejor identificación para todos los registros fueron: $da/dN - R$ (Fig. 4.42), $K_{Máx} - R$ (Fig. 4.44.) y pendiente del punto de inflexión - R (Fig. 4.43).

Fig. 4. 40. Relación $K_{m\acute{a}x}$ -- Espesor para P.I.Fig. 4. 41. Relación da/dN - Espesor para P.I.

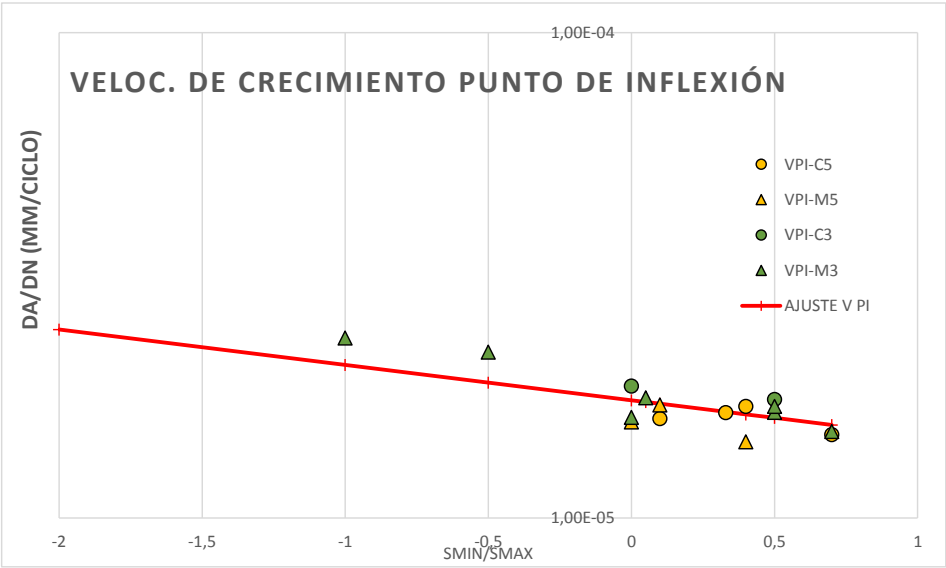


Fig. 4. 42. Relación da/dN - R para P.I.

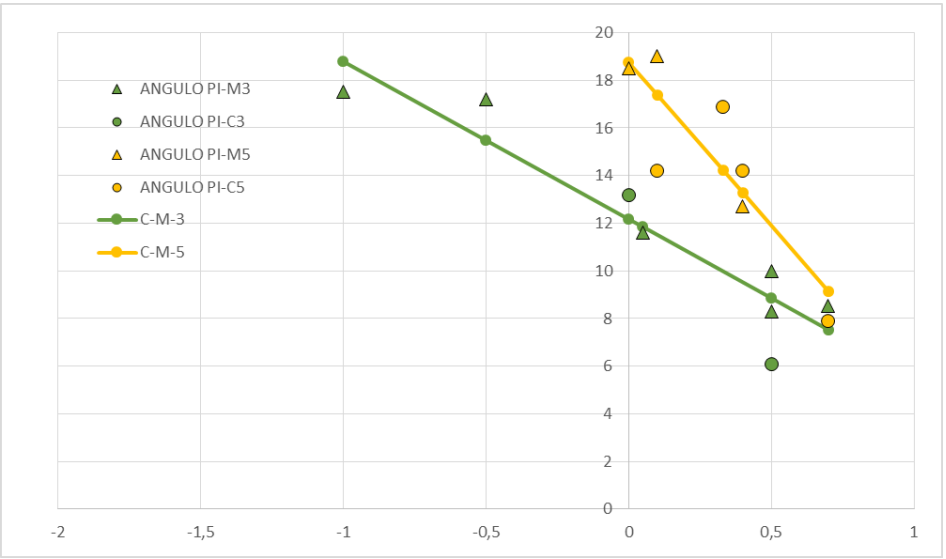


Fig. 4. 43. Relación Pendiente P.I. - R

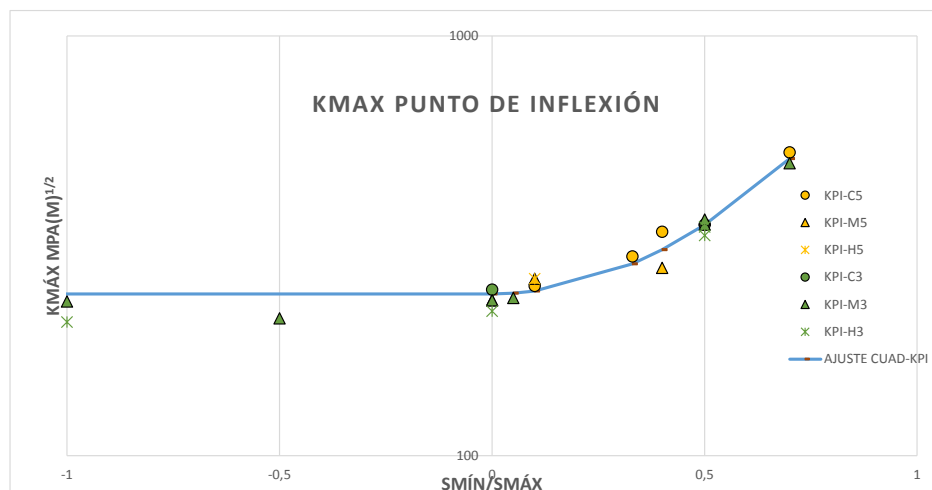


Fig. 4. 44. Relación K_{max} -R para P.I.

4.9. Determinación del efecto Kc.

La aproximación de los valores de $K_{Máx}$ a la tenacidad a fractura cíclica “Kc” se manifiesta mediante una fuerte aceleración sostenida hasta la rotura final de pieza. Como se ha comentado en los antecedentes generales de este capítulo y en el capítulo 2, los efectos de Kc han sido contemplados en las ecuaciones de crecimiento desde las expresiones de Forman [9] como un coeficiente de ponderación de carácter asintótico.

Para ecuaciones de crecimiento que de manera continua definen el comportamiento en toda la vida de la pieza, la inclusión de este coeficiente de ponderación modifica la pendiente de crecimiento en mayor o menor medida en función del exponente que se le asigne. Estas expresiones conllevan la posibilidad de reproducir con aceptable aproximación el comportamiento a elevados R.

Cuando las velocidades de crecimiento son introducidas por tramos lineales, cada vez más extendido, indirectamente se incorpora esta asíntota. Las ventajas de trabajar con velocidades de crecimiento en valores eficaces definidos por tramos son múltiples, especialmente para materiales que exhiben la doble onda

en el crecimiento. Sin embargo, la definición de un único ramal (como desviación de la recta base que responde a la ley de Paris) perjudicará la capacidad de reproducir los registros de amplitud constante y elevado R.

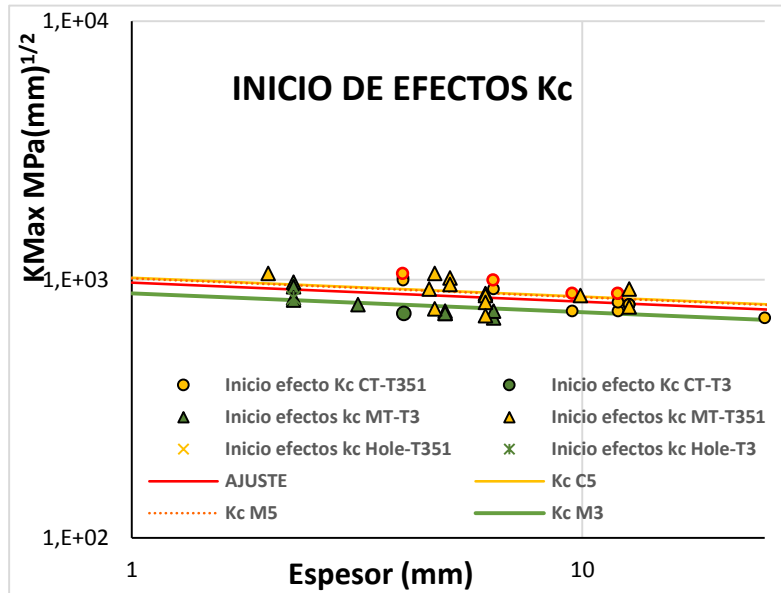


Fig. 4. 45. Inicio de efectos de Kc en función del espesor.

Probeta -Mat	Ks
C(T) T351	1016,42735
M(T) T351	1012,25224
C(T) T3	818,022348
M(T) T3	884,651182

Tabla 4. 6. Valores de K de inicio de efectos de Kc ($\text{MPa(mm)}^{1/2}$).

El valor Kc para cada probeta y espesor (T), se obtiene de:

$$Kc = Ks \cdot T^{1.9471}$$

Determinados los valores de $K_{Máx}$ a los cuales inician los efectos de la proximidad a Kc-real, se procede a corregir la traslación practicada con anterioridad de conversión a efectivos. Esta corrección solo afecta a aquellos datos cuya

velocidad de crecimiento es superior a la velocidad de inicio de transición. La posible presencia de efectos aceleradores en el crecimiento por proximidad a Kc obliga a desafectar de estas aceleraciones a aquellos datos cuyo $K_{Máx}$ supere el Kc que corresponda a la probeta y material.

Se deshace la anterior corrección común y se aplica la corrección propia a tensión plana o al valor intermedio, si se encuentra en zona de transición.

La afectación de Kc (efecto “FKC”), se ha planteado función del material, geometría y espesor. En este caso el ajuste se ha realizado por estimación desde la observación del desplazamiento de la totalidad de datos de crecimiento de cada conjunto de registros con un mismo espesor. La mejor adecuación a la recta de Paris por parte de valores de crecimiento desafectados de aceleraciones por efecto Kc es el criterio de aceptación del conjunto de parámetros de ajuste. Los desplazamientos únicamente afectan a aquellos valores cuyo $K_{Máx}$ supere el Kc correspondiente.

La función de desafección, “FKC”, se define mediante una función exponencial tres parámetros únicos para cada grupo material-probeta. Las expresiones, en todos los casos responden a la misma estructura:

- Un término logarítmico que corrige el brusco inicio del efecto ponderador, probablemente debido a detección del mismo con cierto desfase.
- Un término lineal que marca la tendencia básica de la función.
- Un término cuadrático que fuerza la aceleración propia a la asíntota.

Los valores asignados a estos tres parámetros sobre los tres conjuntos de registros deben ser del mismo orden y presentar misma evolución. Sus valores se definen por tramos lineales en función del espesor, habiéndose limitado el número de tramos a un máximo de 4, siendo generalmente de 3.

La función exponencial de FKC, operando con los parámetros de FKC propios a cada material es:

$$FKC = \exp \left\{ \left[\frac{Z_1}{K} \ln \frac{K}{Kc} \right] + \left[TEXP \cdot \left(\frac{K}{Kc} - 1 \right)^2 \right] + \left[ROT \cdot \left(\frac{K}{Kc} - 1 \right) \right] \right\}$$

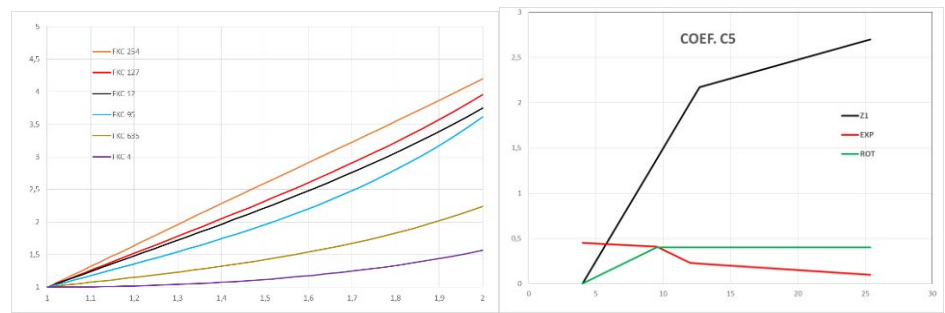


Fig. 4. 46. Evolución FKC según espesores y Parámetros de FKC 2024-T351 C(T)

COEFIC C5			
T	Z1	EXP	ROT
4	0	0,45	0
6,35	0,586	0,43291	0,17091
9,5	1,37184	0,41	0,4
12	1,9954	0,23	0,4
12,7	2,17	0,22321	0,4
25,4	2,7	0,1	0,4

Tabla 4. 7. Parámetros de FKC para 2024-T351 C(T)

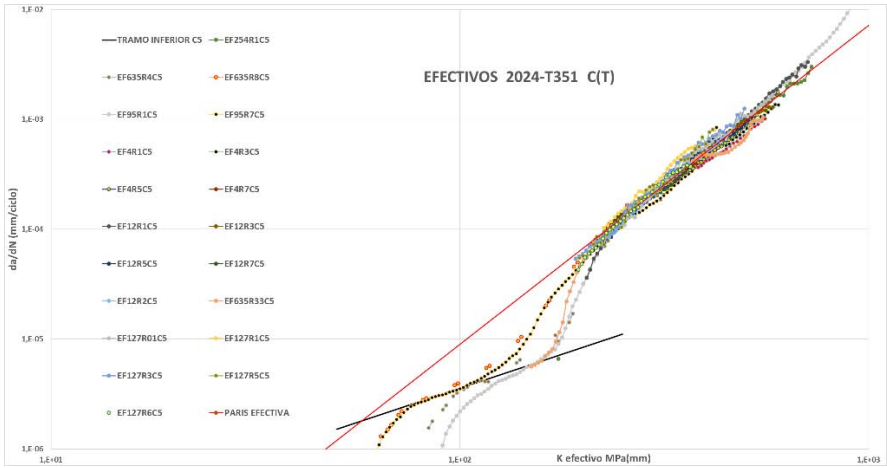
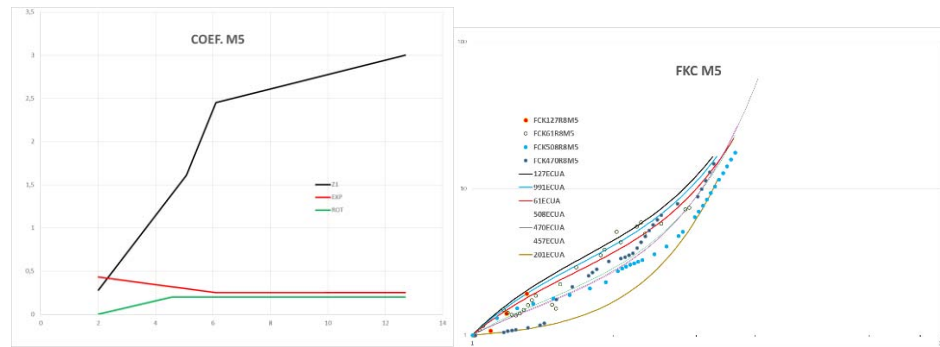


Fig. 4. 47. Velocidades de crecimiento efectivas - desafectadas FKC. 2024-T351 C(T)



COEFIC M5			
T	Z1	EXP	ROT
2,01	0,28	0,43	0
4,57	1,389	0,3173	0,2
4,7	1,44533	0,3116	0,2
5,08	1,61	0,2949	0,2
6,1	2,45	0,25	0,2
9,91	2,7675	0,25	0,2
12,7	3	0,25	0,2

Parámetros de FKC para 2024-T351 M(T)

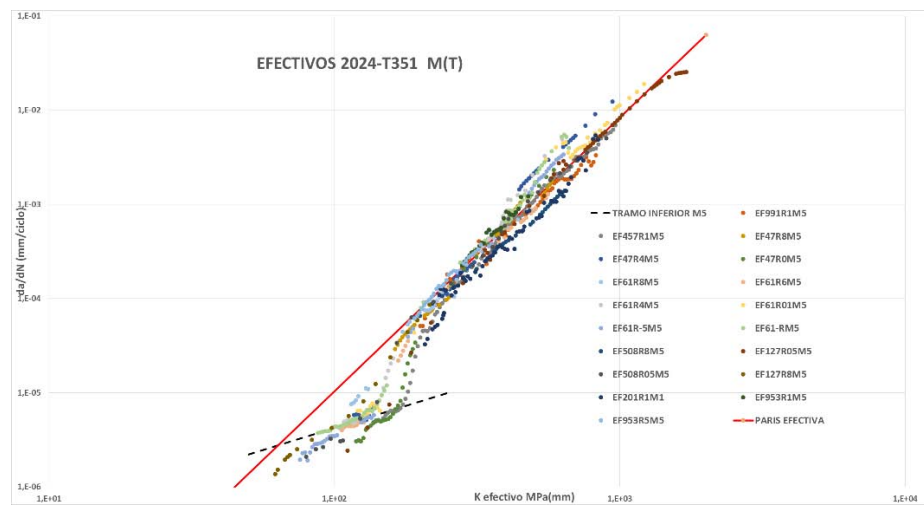


Fig. 4. 49. Veloc. de crecimiento efectivas -desafectadas FKC.2024-T351.M(T)

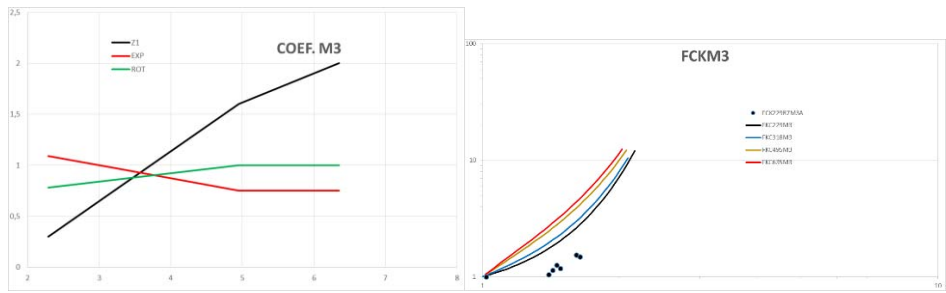


Fig. 4. 50. Evolución FCK según espesores y Parámetros de FKC 2024-T3 M(T)

COEFIC M3				
T	Z1	EXP	ROT	
2,29	0,3	1,09	0,78	
3,175	0,7324	0,9769	0,8532	
4,95	1,6	0,75	1	
6,35	2	0,75	1	

Tabla 4. 8. Parámetros de FKC para 2024-T3 M(T)

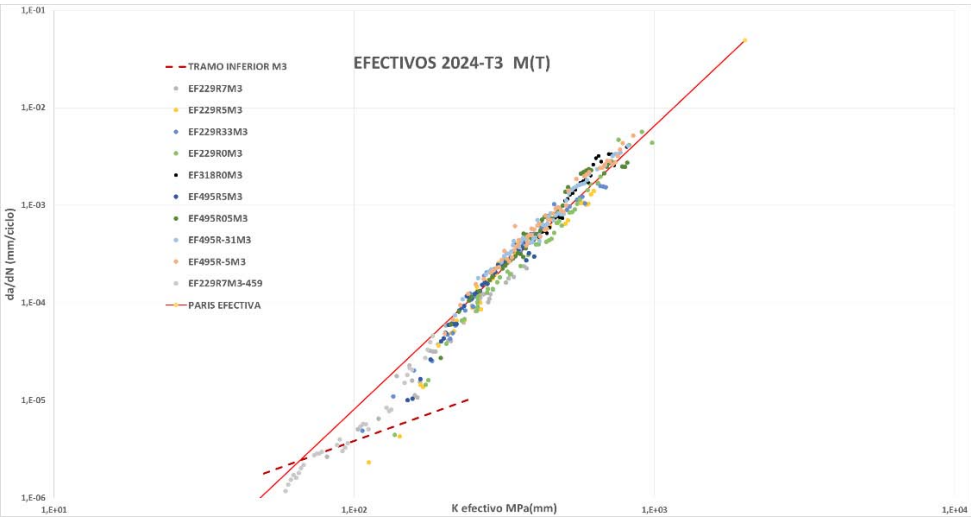


Fig. 4. 51. Veloc. de crecimiento efectivas - desafectadas FKC.2024-T3 M(T)

4.10. Modificaciones realizadas sobre el programa FASTRAN-II.

Las modificaciones practicadas al programa Fastran-II para su adaptación a la variable directora han sido:

- Introducción de corrector de ΔK_{ef} de Newman mediante el método $2/\pi$.
- Modificación de la ecuación de crecimiento, incluyendo la aquí propuesta.
- Corrección de la subrutina de cálculo del factor de constricción en zona de transición en función de la velocidad de crecimiento, desafectándola de los efectos de K_c .
- Predeterminación de los valores límites del factor de constricción para estos dos materiales así como de las velocidades de transición en función del espesor.

El núcleo del programa no ha sido alterado.

4.11. Generación de registros A.C. y simulaciones.

La generación de registros de amplitud constante desde la ecuación de crecimiento en valores efectivos puede realizarse directamente desde la ecuación propuesta, abarcando la práctica totalidad del ensayo a A.C. y definiendo tanto la zona de aproximación a Paris-1 como la zona de transición.

Más útil puede ser la posibilidad de generar registros en $\Delta K_{\text{Aplicado}}$. En este caso los procedimientos para generar el perfil de crecimiento son:

- Aplicando la expresión de Newman para la determinación del valor de “q” en función del factor de constricción, nivel de tensiones ($S_{\text{Máx}}/S_0$) aplicado en el ensayo a A.C., y la R del mismo.
- Desde el programa Fastran-II adaptado.

Caso de aplicar la ecuación de Newman, conocidos los valores de “q” de Newman y R, se deshace la conversión desde $\Delta K_{\text{Aplicado}}$ a ΔK_0 en las zonas delimitadas por las velocidades de transición. Predicciones desde valores de “q” obtenidos mediante las ecuaciones de Newman también arrojan buenos resultados. Comparativa con estudio similar se ve en el capítulo de conclusiones.

Los resultados aquí obtenidos, en los que la variable directora es el cierre de grieta en el enfoque de Newman pero en el que se han introducido correcciones con objeto de considerar la plastificaciones a niveles de tensión inferiores al cierre de grieta, han proporcionado resultados muy satisfactorios en los tipos de cargas a los que ha sido sometido, limitado a situaciones de A.C., aunque el número de ensayos de muy diversa procedencia, con lo negativo y positivo que pueda tener, hace pensar que puede ser acertado el enfoque con ekl que se ha afrontado el problema. Como se comenta en el capítulo de conclusiones, los valores de “q” que se procesan en el modelo VCL y los aquí empleados son extraordinariamente similares, incluso en mayor medida que las que se observan entre el modelo de Newman de Fastran-II disponible en la UMA y los del modelo CCL!. Con la experiencia aquí obtenida, respecto a los modelos del programa Nasgro, y en lo relativo al criterio con el que evalúan los factores de constricción y con ellos el cierre de grieta, la opinión que se emite aquí es que el modelo VCL, aun no adoptando el criterio de inicio y fin de transición tan acertadamente como el modelo CCL, sí emplea procedimientos en la valoración de los factores de constricción más acertados que los empleados por el modelo CCL.

Referencias bibliográficas

- [1] Moreno, B. Variabilidad en el crecimiento de grietas por Fatiga bajo Cargas Aleatorias, Tesis Doctoral, Universidad de Málaga, 2002.
- [2] Newman Jr JC. A crack-closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading. In: Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading, ASTM STP, vol. 748. 1981. p.53-84.
- [3] Newman Jr JC. FASTRAN II - A fatigue crack growth structural analysis program. NASA TM 104159, 1992.
- [4] Lapetra,C., Mayo,J., Domínguez,J.. The randomness of fatigue crack growth under constant-amplitude loads. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., vol. 17, pp. 589-600, 1996.
- [5] Moreno,B., Martin,A.,Lopez-Crespo,P., Zapatero,J., Dominguez, J., On the use of NASGRO software to estimate fatigue crack growth under variable amplitude loading in aluminium alloy 2024-T351. 7th International Conference on Material and Component Performance under Variable Amplitude Loading, VAL 2015
- [6] NASGRO Reference Manual (version 6.02), NASA Johnson Space Center and Southwest Research Institute; 2010
- [7] Shercliff, H.R., Fleck, N.A. "Effect of specimen geometry on fatigue crack growth in plane strain - I. Constant amplitude response". Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 13, No. 3, pp. 287-296, 1990.

- [8] Keith Donald, FTA, and Mark James, Alcoa, Private Communication, 2009.
- [9] Forman R. G., Kearney V. E., Engle, R. M., Numerical Analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures, J. Bas. Engng, 89, pp. 459-464, 1967.
- [10] Martín, A. "El uso del modelo de simulación Strip Yield Model propuesto por Newman para el cálculo de crecimiento de grietas por fatiga". Proyecto fin de carrera, ETSII Málaga, 2004.
- [11] Donald, J.K., Paris, P.C., "An evaluation of ΔK_{eff} estimation procedures on 6061-T6 and 2024-73 aluminium alloys. International Journal of Fatigue, vol. 19, S47-S57, 1999.
- [12] Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., "Service load fatigue damage- a historical perspective. International Journal of fatigue 21, S35-S46, 1999.
- [13] Schijve, J. Significance of fatigue cracks in micro-range and macro-range. In: Fatigue crack propagation, ASTM STP 415. Philadelphia (PA): American Society for Testing and Materials; 1967. p. 415-59.
- [14] Wanhill, R.J.H., Low Stress Intensity Fatigue Crack Growth in 2024-T3 and T351. Engineering Fracture Mechanics, vol. 30, N°. 2, pp. 233-260, 1988.
- [15] G.R. Yoder, L.A. Cooley, T.W. Crooker, On microstructural control of near-threshold fatigue crack growth in 7000-series aluminium alloys. NRL Memorandum Report 4787, Naval Research Laboratory, Washington, DC (April 1982).
- [16] R.J. Stofanak, R. W. Hertzberg, J. Leupp, R. Jaccard, On the cyclic behavior of cast and extruded aluminum alloys. Part B: fractography. Engng Fracture Mech. 17, 541-554 (1983).
- [17] Forth, S.C., Johnston, W.M., Seshadri, B.R.. "The effect of the laboratory specimen on fatigue crack growth rate". Proceedings of the 16th European Conference of Fracture, Alexandroupolis, Greece, July 3-7, 2006.
- [18] Newman, J.C., Brot, A., Matias, C. Crack-growth calculations in 7075-T7351 aluminum alloy under various load spectra using an improved crack-closure model. Engineering Fracture Mechanics 71 (2004) 2347-2363.
- [19] Newman Jr JC. A crack-opening stress equation for fatigue crack growth. Int J Fract 1984; 24: R 131-5.

- [20] Mc Master, F.J., Smith, D.J., Predictions of fatigue crack growth in aluminum alloy 2024-T351 using constraint factors. *International Journal of fatigue* 23, S1, pp. 93-101, 2001.
- [21] J.C. Newman, E.L. Anagnostou, D. Rusk. Fatigue and crack-growth analyses on 7075-T651 aluminum alloy coupons under constant- and variable-amplitude loading. *International Journal of Fatigue* 62 (2014) 133-143.
- [22] C. van Kranenburg, Fatigue crack growth in aluminum alloys. Ph. Thesis. Technische Universiteit Delft. ISBN 978-90-9025170-7 (2010)
- [23] Zudeima, J., Veer, F., C. van Kranenburg. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, volume 28, Issue 1-2, January 2005, Pages: 159-167.
- [24] Yamada, Y., Ziegler, B., Newman, J.C. Application of strip-yield model to predict crack growth under variable-amplitude and spectrum loading- part1: Compact specimens. *Engineering fracture mechanics* 78 (2011) 2597-2608.
- [25] Skorupa, M., Machniewicz, T., Schijve, J., Skorupa, A. Application of the strip-yield model from the NASGRO software to predict fatigue crack growth in aluminium alloys under constant and variable amplitude loading. *Engineering Fracture Mechanics* 74 (2007) 291-313.
- [26] Kujawski, D. 2001. Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminum alloys. *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 95-102.
- [27] Sander, M., Richard, H. A., Fatigue crack growth under variable amplitude loading Part II: analytical and numerical investigations. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 29 (4), 303-319, (2006).
- [28] Donald, K., Introducing the compliance ratio concept for determining effective stress intensity. *International Journal of Fatigue* vol. 19, Supp. No. 1, pp. S191-S195, 1997.

[29] Chen, D.L., Weiss, B., Stickler, R., Contribution of the cyclic loading portion below the opening load to fatigue crack growth. *Materials science and Engineering*. 1996, 208, 181-187.

[30] Donald, J.K., Paris, P.C., 1999, An evaluation of ΔK_{eff} estimation procedures on 6061-T6 and 2024-T3 aluminum alloys. *International Journal of Fatigue* vol. 19, S47-S57, 1999.

[31] J.H. Kim a, S.B. Lee, Behaviour of plasticity-induced crack closure and roughness-induced crack closure in aluminum alloy, *International Journal of Fatigue* 23 (2001) S247-S251.

[32] Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., 1999 Service load fatigue damage- a historical perspective. *International Journal of fatigue* 21 (1999). S35-S46.

[33] Kujawski, D., Utilization of partial crack closure for fatigue crack growth modelling, *Engineering Fracture Mechanics* 69 (2002) 1315-1324.

5. CONCLUSIONES GENERALES Y DESARROLLO FUTURO.

5.1 Introducción.

Aunque de manera independiente, en el capítulo 3 y 4 han sido expuestas conclusiones parciales en lo referente a las prestaciones de los modelos VCL y CCL y las dificultades que podía conllevar su uso por carencias de procedimientos quizá excesivamente abiertos a las decisiones del usuario, en el más amplio capítulo 4, y desde análisis básicamente empíricos, también se han podido extraer conclusiones referentes a los conceptos que diferencian a dos modelos con un núcleo común en conceptos básicos y algoritmos. En este capítulo se agregarán estas conclusiones en una visión más global. También se comentará las posibilidades de desarrollo de lo planteado en el capítulo 4 en cuanto a análisis de datos de ensayos y propuesta de ecuación de crecimiento.

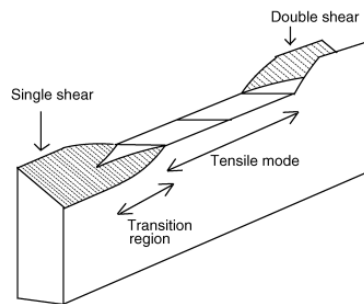


Fig. 5. 1. *Desarrollo de simple o dobles labios de cortantes (shear-mode) desde crecimiento plano (tensile-mode) en la transición de tensión a En la zona de umbrales, deformación plana[5]*

El grado de cumplimiento de los objetivos planteados para esta tesis es igualmente evaluado, planteando las líneas de trabajo futuras para salvar aquellos aspectos u objetivos no alcanzados plenamente así como algunas cuestiones no suficientemente expuestas en el capítulo anterior y que pueden suponer puertas abiertas a posteriores desarrollos.

5.2 Conclusiones generales

Con un primer objetivo definido como la comprobación de la viabilidad del estudio conjunto de probetas de geometrías diferentes desde sus velocidades de crecimiento, en principio para una misma aleación, en el capítulo 4 se ha comprobado que:

- Comparten una misma pendiente en el tramo de comportamiento lineal en deformación plana siguiendo la Ley de Paris. Se manifiesta, no obstante, un ligero desplazamiento en esa senda de crecimiento. Las diferencias pueden ser obviadas en una parte significativa de los puntos de control que se establecen para el análisis de un registro a A.C.
- Así, como se ha comentado en los “antecedentes generales” del capítulo anterior se ha comentado, salvando las diferencias asumidas propias a las zonas asintóticas pueden cruzarse bases de datos de diferentes registros (R), probetas e incluso materiales afines en toda la zona en la que el cierre de grieta por plasticidad determina el comportamiento. El análisis, eso sí, debe ser enfocado desde la variable directa indirecta, la velocidad de crecimiento, reflejo de la plasticidad cíclica.
- Aunque la correlación entre geometrías y materiales es elevada en las respuestas en algunos de los puntos esenciales para definir el comportamiento, la información deberá ser utilizada más con el fin de completar cuadros más que con el de asimilarlas completamente.

El control del proceso por velocidades permite determinar la posición del punto de inflexión en el perfil de crecimiento característico de estos materiales,

sirviendo este punto de enlace entre las dos ondas que caracterizan la vida total a fatiga en aluminios 2024-T351 y T3.

- Tanto el valor de $K_{\max}$ de ese punto de inflexión como como la pendiente en el mismo son controlados por la tensión media “R”, pero en el caso de las pendientes resulta preciso discriminar por material el comportamiento aunque aparentemente no por geometría.
- Las gráficas expuestas con los valores efectivos, son alentadoras desde el punto de vista en el que una confluencia podría ser una condición para validar una expresión de crecimiento efectiva acertada. No es este el planteamiento aquí defendido, si bien es cierto que el agrupamiento resultó vital para poder seleccionar con ciertas garantías una recta Paris-1 común, en la zona de umbrales se desestima cualquier tipo de transformación de la variable que tenga por fin únicamente la confluencia. El enfoque aquí es eminentemente práctico y si se consigue reproducir y controlar la evolución de los ensayos en un abanico de sendas de crecimiento se acepta esa apertura de ramales inferiores sin preocupación.
-
- En este trabajo, también se aporta la herramienta que permite generar registros de amplitud constante para probetas, espesores y R de los que, en conjunto no se dispone de información. Las predicciones de vida, no ya final sino en la evolución, son comparables a las aportadas desde en estudios para un único espesor.

Respecto a la comparativa en prestaciones de ambos modelos, al cual debe ser añadido el Fastran, han sido suficientemente comentadas en el capítulo 3.

Hay un factor que puede compensar esa a priori peor capacidad de predicción del VCL en zonas próximas a la transición y hacerle posible la consecución de mejores resultados que el modelo CCL tanto en amplitud constante (ver Tabla 5.1), como en los ensayos elaborados en la UMA. Su explicación puede venir desde los valores de tensión de apertura normalizada que emplea. Al utilizar la ecuación de Newman para modelos VCL, está realmente empleando ajustes propios a otra variable directora, dando lugar a predicciones más conservativas

para el modelo VCL. En las Fig. 5.2 y 5.3 se aprecian los valores de evolución del ΔK efectivo-normalizado, $(1-q) / (1-R)$, en función de R ; primero las aportadas por Skorupa [1] y debajo las calculadas por el autor mediante el programa FASTRAN para unas condiciones similares de carga, en puntos celestes y rojos de la Fig. 5.3., se reflejan los “U” con el método $2/\pi$, mientras con los negra y azul oscuro los del Fastran.

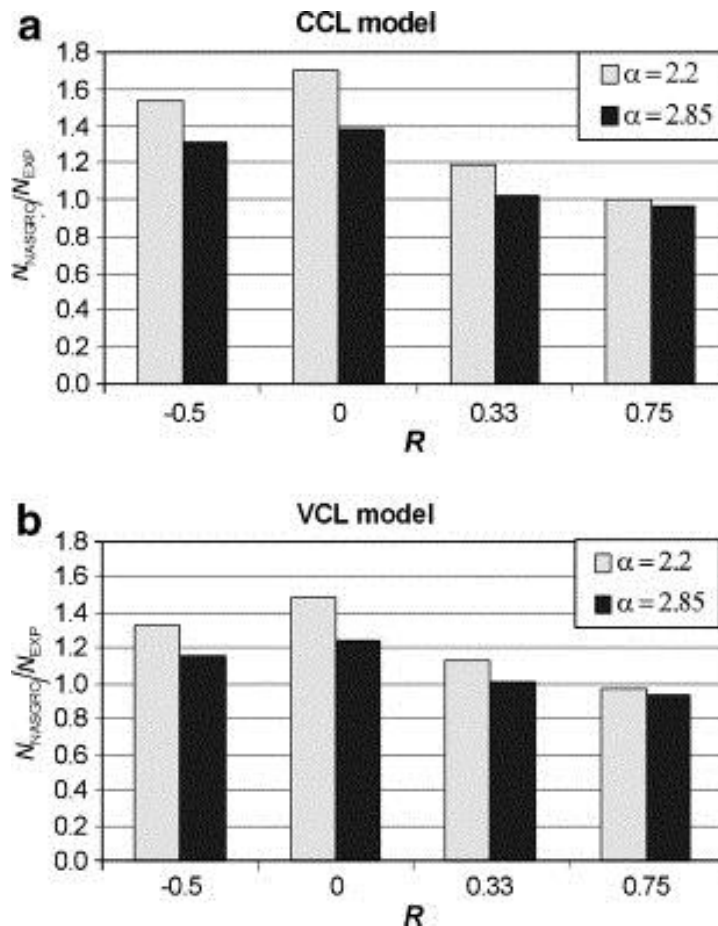


Fig. 5. 2. Capacidad de predicción a amplitud constante por parte de los modelos CCL y VCL. Skorupa [1].

En la Fig. 5.4., en línea continua negra están indicados los valores obtenidos desde FASTRAN para ΔK efectivo-normalizado y en rojo continuo los mismos

valores transformados mediante el método $2/\pi$, en esta ocasión para probetas C(T) 2024-T351. La coincidencia entre valores de FASTRAN y CCL era más que previsible, pero resulta más sorprendente la coincidencia de valores entre los valores de ΔK efectivo-normalizado con los que trabaja VCL y los derivados del método $2/\pi$.

Dado que en aluminios con perfil de crecimiento de doble onda, la rugosidad parece tener un papel relevante especialmente en la zona de umbrales, el método $2/\pi$ aquí realizado puede resultar más adecuado tal como se ha pretendido demostrar en la exposición de la presente tesis. Dada la coincidencia de comportamientos con el modelo VCL en las variables de trabajo, puede ser aquí donde el VCL consiga esa ventaja predictiva que se ha apreciado al igual que hacía Skorupa.

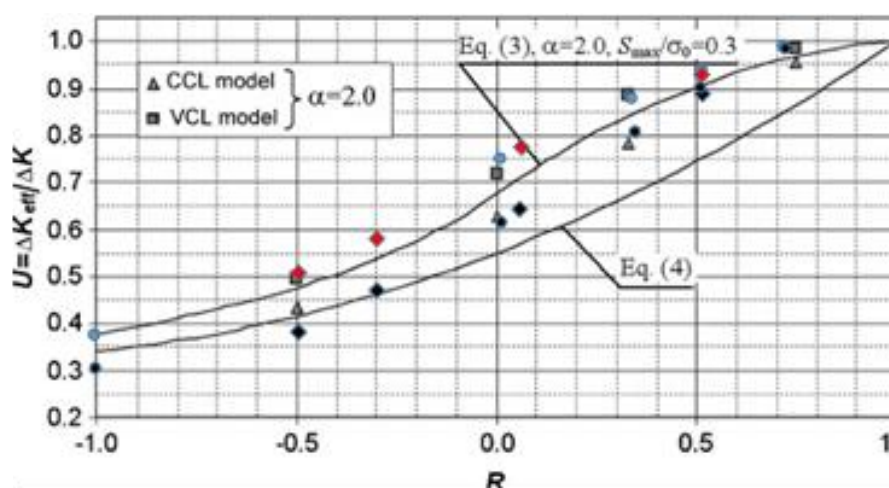


Fig. 5. 3. Valores efectivos-normalizados de K en función de R para los modelos CCL y VCL . Skorupa [1].

El objetivo de plantear un procedimiento que conduzca a una ecuación de crecimiento única para un tipo de probeta y aleación, indistintamente del espesor y “ R ”, también se ha cumplido, y las predicciones de los valores de los puntos singulares para valores intermedios de espesor de los que no hay

información han podido ser definidas simples, lineales en casi todos los casos, reduciendo el número de parámetros a introducir en simulaciones.

Finalmente, una ventaja adicional al trabajo realizado y no prevista, ha sido que debido al procedimiento seguido en la obtención de las ecuaciones de crecimiento, independiente en todo el proceso del programa FASTRAN salvo para la toma de referencias precisa para la determinación de los valores efectivos de la recta base definida por Paris-1, el resultado es una expresión de crecimiento de fácil implantación en programas de simulación de elementos finitos, de los que únicamente requiere información de la tensión de apertura promedio del ciclo y la K máxima aplicada, lo que, si se recurre a las ecuaciones de Newman aproximadas para determinar “q”, fácilmente se predice el comportamiento de probetas de las que no es imprescindible disponer de información previa.

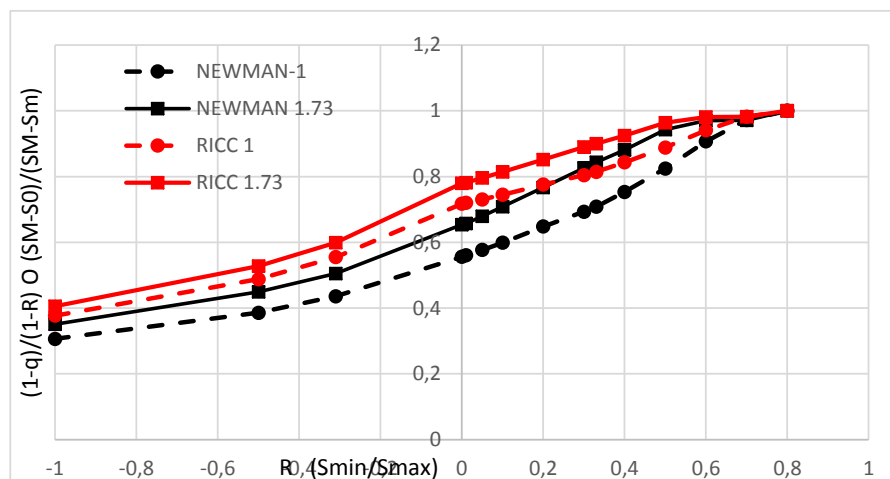


Fig. 5. 4. Valores efectivos-normalizados de K en función de R obtenido desde simulaciones FASTRAN para condiciones similares a las ensayadas por Skorupa. En negro los valores de FASTRAN, en rojo los transformados mediante el método $2/\pi$

5.1 Desarrollo futuro

A lo largo del texto, el autor ha indicado en repetidas ocasiones que no ha intervenido o alterado el núcleo de programa; esta decisión responde a un razonamiento muy simple. La capacidad de análisis que ha mostrado el SYM durante ya más de tres décadas, siendo en sí un modelo muy simple de la realidad que con la que opera, no debe ser entendida como un pleno acierto en la elección de la variable directora, la discretización y en los algoritmos numéricos con los que opera, más bien, debe verse como un valioso e ingenioso sistema muy equilibrado entre los defectos y excesos de rigidez que conlleva que con la incorporación de grados de libertad, fundamentalmente α y β (en el modelo original) ha sido capaz de adaptarse a nuevos problemas, geometrías y materiales a la par que evolucionaba más o menos afortunadamente con la inclusión de análisis elasto-plásticos, modificando la ecuación de crecimiento original, incorporando simulaciones de ensayos umbral. En muchas ocasiones, como la aquí comentada de Ziegler, Yamada y Newman, los autores exhiben un control de la herramienta, claridad de criterios y procedimientos dignas de mención. En otras ocasiones, a la mayoría de los modelos Strip Yield se les ha criticado la volatilidad del valor asignado al factor de constricción en una adaptación quizá subjetiva al problema que se estudie.

Conocidas sus grandes virtudes, los estudios emprendidos sobre el modelo y su forma de afrontar y compensar los problemas de secuencia, sobrecargas y regímenes aleatorios, sistemáticamente han encontrado la barrera que supone un parámetro α , reacio a ser fijado, que condiciona todo el comportamiento, “contaminando” la interpretación de resultados. En este trabajo, α queda anclado en una horquilla de valores 1 y 1.73. Estos valores no tienen que ser necesariamente los que se establezcan en un planteamiento posterior, en ese caso, la modificación de α a un valor en tensión plana de 1.15, determinaría el valor a considerar en deformación plana. Fijo α , queda abierta la posibilidad de analizar el resto de parámetros que incluye el Fastran-II, libres de “ruidos”.

Respecto a la respuesta del SYM a registros aleatorios, vistos los resultados en su aplicación por Skorupa y Ziegler-Yamada, en los que el registro estudiado quedaba en buena medida compensado tras haber mostrado anteriormente debilidades para estimar las cargas de A.V., bloques de registros aleatorios diversos, como el desarrollado por Moreno en la UMA suponen una herramienta valiosa para este tipo de análisis.

En la realización de la tesis han aparecido aspectos no contemplados en un principio y que podrían resultar de enorme utilidad al afrontar problemas similares o, si se plantea, extender el procedimiento a espesores de probeta inferiores; es el caso de la recta que parece definir la transformación desde deformación a tensión plana. Además, cuantificar su evolución desde $R=0.5$ hasta 0.7 permitiría independizarnos del uso de la determinación del factor de restricción según subrutinas implantadas en FASTRAN a las que aún tenemos que recurrir para conocer da/dN y el factor de constricción en puntos intermedios de transición.

La extensión del procedimiento expuesto a las series de aluminios 7075-T6, 7075-T651 o 7475-T761 pueden dar muestras de un comportamiento muy similar al expuesto desde el punto de vista de aplicación del procedimiento de determinación de la ecuación de crecimiento.

Referencias bibliográficas

- [1] M. Skorupa, T. Machniewicz, J. Schijve, A. Skorupa. Application of the strip-yield model from the NASGRO software to predict fatigue crack growth in aluminium alloys under constant and variable amplitude loading. *Engineering Fracture Mechanics* 74 (2007) 291-313.
- [2] Y. Yamada, B. Ziegler, J.C. Newman. Application of a strip-yield model to predict crack growth under variable-amplitude and spectrum loading - part 1: Compact specimens. *Engineering Fracture Mechanics* 78 (2011) 2597-2608.
- [3] B. Ziegler, Y. Yamada, J.C. Newman. Application of a strip-yield model to predict crack growth under variable-amplitude and spectrum loading - part 2: Middle-crack-tension specimens. *Engineering Fracture Mechanics* 78 (2011) 2609-2619.
- [4] J.C. Newman, E.L. Anagnostou, D. Rusk. Fatigue and crack-growth analyses on 7075-T651 aluminium alloy coupons under constant- and variable-amplitude loading. *International Journal of Fatigue* 62 (2014) 133-143.
- [5] J. Zuidema, F. Veer, C. van Kranenburg. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Volume 28, Issue 1-2, January 2005, Pages: 159-167.



UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

