



UNIVERSIDAD  
DE MÁLAGA



## ESCUELA DE INGENIERÍAS INDUSTRIALES

**Departamento:** Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación.

**Área de Conocimiento:** Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras.

# TRABAJO FIN DE GRADO

**ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETAS DE FATIGA EN  
ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075, CALIDAD T6. GENERADOR  
DE ENSAYOS DE AMPLITUD CONSTANTE.**

Grado en

**Ingeniería Mecánica**

Autor: JESÚS LUNAS GARCÍA.

Tutor: JOSÉ ALBERTO MARTÍN ROMERO.

MÁLAGA, septiembre de 2023



UNIVERSIDAD  
DE MÁLAGA

Ecuación de crecimiento de grietas de fatiga en aleación de aluminio 7075,  
calidad T6. Generador de ensayos de amplitud constante.





## AGRADECIMIENTOS

A mi familia por nunca faltarme nada. A mi novia por aguantarme cuando no me aguantaba ni yo. A mi tutor Alberto, el cual fue de gran ayuda en todos los aspectos y estuvo presente en todo momento que pudo. A mi abuelo por ser ingeniero sin título y sin saberlo. Este TFG fue posible gracias a todos vosotros.

Gracias a todos.



UNIVERSIDAD  
DE MÁLAGA

Ecuación de crecimiento de grietas de fatiga en aleación de aluminio 7075,  
calidad T6. Generador de ensayos de amplitud constante.



## OBJETO

El presente trabajo: “ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETAS DE FATIGA EN ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075, CALIDAD T6. GENERADOR DE ENSAYOS DE AMPLITUD CONSTANTE” está basado en el estudio, análisis y determinación de los puntos característicos propios del material mencionado. Con la obtención de dichos puntos se pueden determinar las tres zonas correspondientes de la curva de fatiga de diferentes tipos de aluminio.

Las tres zonas mencionadas del crecimiento de la grieta de un material a fatiga son las siguientes:

- Zona umbral: La grieta tiene un crecimiento caracterizado por una aceleración elevada.
- Zona central: Caracterizada por mostrar una velocidad de crecimiento lineal, también se conoce como “Zona de Paris”.
- Tercera etapa: La velocidad de crecimiento deja de ser lineal, crecimiento inestable.

Con los puntos característicos identificados, es posible averiguar una expresión matemática que permita obtener los puntos singulares de un ensayo sin necesidad de tener que localizarlos en su propio ensayo.

Para el estudio de la zona umbral se hará uso de lo que se conoce como el “Punto de Inflexión”, utilizado ya en estudios anteriores para aleaciones del 2024, 7050 y esta misma. La determinación de este punto permite relacionar la zona umbral y la zona lineal de Paris.

Este estudio está nutrido mediante numerosos registros de ensayos a fatiga originarios de la base de datos del programa NASGRO. El programa NASGRO fue desarrollado en 1986 en la NASA, la versión actual es 10.1 de 2022. En 2006 la Universidad de Málaga tuvo acceso a este programa y a gran variedad de ensayos y simulaciones con diversas opciones en sus parámetros.

## PALABRAS CLAVE

Fatiga mecánica, puntos singulares, Paris 1, Paris 2, zona umbral, estimación, predicción, transición, pendiente, caracterización, perfil de crecimiento, aleación, aluminio, ensayo, probeta, fractura mecánica, grieta.

## ABSTRACT

The present work, titled "FATIGUE CRACK GROWTH EQUATION IN ALUMINUM ALLOY 7075, T6 CONDITION. CONSTANT AMPLITUDE TESTING GENERATOR," is based on the study, analysis, and determination of characteristic points specific to the mentioned material. By obtaining these points, the three corresponding zones of the fatigue curve for different types of aluminum can be determined.

The three mentioned zones of crack growth in a fatigue material are as follows:

- **Threshold Zone:** The crack exhibits growth characterized by high acceleration.
- **Central Zone:** Characterized by exhibiting linear growth velocity, also known as the "Paris Zone."
- **Third Stage:** The growth velocity ceases to be linear, unstable growing.

With the identified characteristic points, it's possible to deduce a mathematical expression that allows obtaining the singular points of a test without the need to locate them in the actual test.

For the study of the threshold zone, what is known as the "Inflexion Point" will be used, which has already been utilized in previous studies for alloys such as 2024, 7050, and the same material. Determining this point allows correlating the threshold zone and the linear Paris zone.

This study is nourished by numerous fatigue test records from the NASGRO program's database. The NASGRO program was developed in 1986 at NASA, the current production *version* of *NASGRO* is 10.1 (released on August 25, 2022). In 2006, the University of Malaga gained access to this program and consequently to its extensive variety of tests and simulations with diverse parameter options.

## KEYWORDS

Mechanical fatigue, singular points, Paris Zone 1, Paris Zone 2, threshold zone, estimation, prediction, transition, slope, characterization, growth profile, alloy, aluminum, test, specimen, mechanical fracture, crack.



UNIVERSIDAD  
DE MÁLAGA

Ecuación de crecimiento de grietas de fatiga en aleación de aluminio 7075,  
calidad T6. Generador de ensayos de amplitud constante.



# ÍNDICE

## ÍNDICE DE CONTENIDOS

1. Introducción .....	2
1.1. CONCEPTO DE FATIGA .....	2
1.1.1. Tipos de fatiga .....	2
1.2. HISTORIA.....	3
1.3. MÉTODOS DE DISEÑO .....	5
1.4. CONCEPTOS BÁSICOS DE MECÁNICA DE FRACTURA.....	7
1.4.1. Factor de intensidad de tensiones K. Campo de tensiones presente en las proximidades del vértice de la grieta.....	7
1.4.2. Zona plástica.....	10
1.5. CARACTERIZACIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETA. CARGAS CÍCLICAS DE AMPLITUD CONSTANTE .....	14
1.5.1. Mecanismos de formación y crecimiento de la grieta .....	16
1.5.2. Perfil general de crecimiento de grieta.....	20
1.5.3. Aleaciones de aluminio. Perfil de crecimiento.....	22
1.6. EFECTO DE SECUENCIA.....	25
1.7. MECANISMOS CAUSANTES DEL CIERRE DE GRIETA .....	27
1.7.1. Cierre de grieta por plasticidad.....	27
1.7.2. Bifurcación de la grieta y deflexión .....	29
1.7.3. Cierre de grieta inducido por óxido.....	29
1.7.4. Cierre de grieta inducido por rugosidad .....	30
1.7.5. Condiciones específicas en el frente de grieta relacionadas con tensión/deformación.....	30
1.8. FATIGA MECÁNICA EN MATERIALES METÁLICOS (MODO I).....	31
1.8.1. Campo experimental y de diseño.....	31
1.8.2. Estudio del fenómeno de crecimiento o del mecanismo de fatiga .....	31
1.8.3. Métodos numéricos de cálculo/predicción .....	32
2. Modelos de crecimiento de grieta .....	34
2.1. INTRODUCCIÓN .....	34
2.2. FORMULACIÓN DE LAS VELOCIDADES DE CRECIMIENTO. VARIABLE DIRECTORA .....	34
2.2.1. Condiciones de tensión y/o deformación en el frente de grieta como variables directoras.....	35
2.2.2. Cierre de grieta inducido por plasticidad (PICC).....	36
2.2.3. Cierre de grieta inducido por rugosidad (RICC).....	37
2.2.4. Variable directora en un mecanismo mixto PICC-RICC .....	40



2.2.5	Doble variable directora .....	40
2.2.6	Velocidades de crecimiento.....	41
2.2.7	Modelos analíticos a partir de métodos de predicción de crecimiento en ensayos sometidos a cargas de amplitud variable .....	42
2.2.8	Predicciones de modelos que no consideran el efecto de secuencia .....	43
2.2.9	Predicciones de modelos basados en la plastificación del frente de grieta 44	
2.2.10	Predicciones de modelos basados en el cierre de grieta .....	44
2.3	COMPARACIÓN CUALITATIVA. MODELOS DE PREDICCIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETA. ....	45
2.4	MODELO “STRIP YIELD”. PROGRAMA FASTER-II/98 .....	46
3.	La fatiga en aleaciones de aluminio 7075 .....	54
3.1	GENERALIDADES .....	54
3.2	NOMENCLATURA USADA .....	55
3.3	PROPIEDADES Y APLICACIONES.....	56
4.	Ecuación de crecimiento de grietas de fatiga en aleación de aluminio 7075, calidad T6. Generador de ensayos de amplitud constante. ....	60
4.1	ANTECEDENTES Y OBJETIVOS .....	60
4.2	DATOS DE PARTIDA .....	61
4.3	NOMENCLATURA PARA LOS ENSAYOS .....	64
4.4	HOMOGENEIZACIÓN DE DATOS .....	65
4.5	CREACIÓN DE FICHAS INDIVIDUALIZADAS PARA CADA REGISTRO 66	
4.6	EVALUACIÓN DE REGISTROS .....	68
4.7	DETERMINACIÓN PENDIENTE DE PARIS .....	71
4.8	PUNTOS SINGULARES .....	74
4.8.1	Posicionamiento rectas de Paris (1 y 2).....	74
4.8.2	Punto de inflexión.....	76
4.8.3	Transición de Paris 1 a Paris 2.....	83
4.8.4	Determinación efectos $K_c$ .....	90
4.8.5	Representación completa de fichas y registros.....	92
4.9	CONVERSIÓN A VALORS EFECTIVOS .....	93
4.9.1	Ecuación de crecimiento de grieta.....	94
4.1.1	Determinación de los coeficientes alfa.....	96
4.2	DETERMINACIÓN DE RECTA INFERIOR .....	104
4.3	DESAFECTACIÓN DE EFECTOS DE $K_C$ .....	106



4.3.1	Expresión .....	110
4.4	GENERACIÓN DE REGISTROS .....	115
4.4.1	Posicionamiento de Paris 1, Paris 2 y recta inferior en valores de $K_{max}$ .	115
4.12.2	Pendiente y punto de inflexión .....	116
4.12.3	Inicio de transición .....	117
4.12.4	Afectación de EFKC.....	119
4.12.5	Comparaciones de registros reales con la generación de crecimiento estimada 120	
5.	Conclusiones generales y desarrollo futuro .....	125
5.1	CONCLUSIONES GENERALES.....	125
5.1	DESARROLLO FUTURO .....	125
6.	Código de Python.....	127
7.	Bibliografía.....	146

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1. Esquema de máquina de ensayo de viga rotativa. Camacho [42].	3
Figura 1.2. Curva S-N. Adaptado de Diagrama S-N para el acero, por Hermenegildo Rodríguez Galbarro, Ingemecánica ( <a href="https://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn217.html">https://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn217.html</a> ).	3
Figura 1.3. Criterios para predicción de vida a fatiga. Muñoz [43].	4
Figura 1.4 Variación de la vida de un material en función de la amplitud de tensiones cíclicas. Cargas de amplitud constante. Zúñiga [44].	6
Figura 1.5. Posibles modos de apertura de grieta. Fernández de Rucoba [45].	7
Figura 1.6. Tensiones locales en el entorno de la grieta. Zúñiga [44].	8
Figura 1.7 Geometría de probetas: a) C(T), b) M(T) y c) SSCH. Zúñiga [44].	9
Figura 1.8. Frente de grieta con y sin la consideración de efecto de la zona plástica. Suárez [46].	11
Figura 1.9. Forma de las zonas de deformación plana y tensión plana, por David Roylance, LibreTexts ( <a href="https://n9.cl/frfsl">https://n9.cl/frfsl</a> ).	11
Figura 1.10. Tamaño y forma de la zona plástica en función del espesor. Zúñiga [44].	12
Figura 1.11. Comparación tamaño zonas plásticas cíclica y monotónica. Muñoz [43].	13
Figura 1.12. Longitud de grieta frente a número de ciclos. Muñoz [43].	14
Figura 1.13. Mecanismo de iniciación de grieta según el modelo de Wood. Joa [47].	17
Figura 1.14. (a) Fase de nucleación de una grieta y (b) Fases de propagación de la grieta: con A: etapa 1, B: etapa 2 y C: etapa 3. Joa [47].	17
Figura 1.15. Modelo de crecimiento de grietas a fatiga de Laird.	18
Figura 1.16. Superficie de fractura de un eje sometido a fatiga donde se aprecian las marcas de playa. Valdés [48].	19
Figura 1.17. Fractografía electrónica que muestra estrías de fatiga en una aleación de aluminio. Muñoz [43].	19
Figura 1.18. Diferentes zonas de crecimiento de grieta. Muñoz [43].	20
Figura 1.19. Representación de cómo el valor R desplaza la curva de crecimiento. Muñoz [43].	21
Figura 1.20. Senda de crecimiento de grietas en aleaciones de aluminio. Zúñiga [44].	23
Figura 1.21. Estado de la zona de fractura según la zona de crecimiento en la que se encuentre. Muñoz [43].	24
Figura 1.22. Retardo en el crecimiento de grieta producido por una sobrecarga. Zúñiga [44].	25
Figura 1.23. Salto de velocidad de crecimiento de grieta producido por una sobrecarga. Moreno [49].	26
Figura 1.24. Comportamiento de la velocidad de crecimiento para: a) Cargas de amplitud constante, b) Tras aplicación de sobrecarga, c) Tras aplicación de sobrecarga seguida de una carga menor, d) Tras aplicación de un ciclo menor. Muñoz [43].	26
Figura 1.25. Estela plástica debida al crecimiento de grieta. Zúñiga [44].	27
Figura 1.26. Zona plástica creada por la sobrecarga. Zúñiga [44].	28
Figura 1.27. Cierre de grieta inducido por óxido. Moreno [49].	29
Figura 1.28. Cierre de grieta inducido por rugosidad. Muñoz [43].	30
Figura 2.1. Comparación valores $\Delta K$ y $\Delta K_{ef}$ . Muñoz [43].	35
Figura 2.2. Efecto “crack tip shielding” de Chen en $\Delta K$ , $\Delta K_{ef}$ y $\Delta K_{ef}$ -modificado. Zúñiga [44].	37

Figura 2.3. Magnitudes definidas por Paris y Donald necesarias para el cálculo del factor de intensidad de tensiones. Muñoz [43].	39
Figura 2.4. Acotación de la variable directora de Donald mediante métodos $2/\pi$ y $2/\pi_0$ . Zúñiga [44].	39
Figura 2.5. Ecuaciones de comportamiento definidas por expresión única. Existe un tramo central lineal definido por C1 y C2 asintotizado en las proximidades de la zona umbral y de $K_c$ . Muñoz [43].	41
Figura 2.6. Comparación de distintos modelos de predicción de crecimiento de grieta a fatiga. Zúñiga [44].	45
Figura 2.7. Resolución de los problemas elásticos según el modelo de Dugdale. Moreno [49].	47
Figura 2.8. Zona elástica (A) y zona plástica (B) consideradas en el modelo. Zúñiga [44].	48
Figura 2.9. Discretización de la zona plástica en el frente de grieta. Zúñiga [44].	48
Figura 2.10. Zona de frente de grieta y estela plásticas discretizadas. Comportamiento ante $S_{m\acute{a}x}$ y $S_{m\acute{i}n}$ . Zúñiga [44].	49
Figura 2.11. Secuencia de cargas durante el cálculo de $S_{op}$ entre actualizaciones.	50
Figura 2.12. Cálculo y actualización de las tensiones de cierre, diagrama de flujo.	51
Figura 3.1. Acción del proceso de envejecimiento sobre la dureza y resistencia de una aleación de aluminio. Muñoz [43].	57
Figura 4.1. Representación de las rectas de Paris 1 (deformación plana) y Paris 2 (tensión plana. Zúñiga [44].	62
Figura 4.2. Opciones seleccionadas para la obtención de registros en el programa NASGRO.	63
Figura 4.3. Dos de las probetas utilizadas en los registros seleccionados. Zúñiga [44].	64
Figura 4.4. Valores convertidos de $\Delta K_{aplicado}$ a $K_{m\acute{a}x}$ .	65
Figura 4.5. Datos homogeneizados sobre no homogeneizados.	66
Figura 4.6. Ficha individual.	67
Figura 4.7. Todos los registros.	69
Figura 4.8. Todos los registros de la calidad T6.	70
Figura 4.9. Todos los registros de la calidad T651.	70
Figura 4.10. Búsqueda de registros con espesores medios-altos y valores de R bajos.	72
Figura 4.11. Pendiente seleccionada para Paris.	73
Figura 4.12. Registro ejemplo para el posicionamiento de una de las rectas de Paris.	74
Figura 4.13. Recta de Paris 2 flotante sobre registro.	75
Figura 4.14. Recta de Paris 2 completamente posicionada sobre el registro.	75
Figura 4.15. Herramienta para posicionar las rectas de Paris 1 y 2.	76
Figura 4.16. Identificación manual del punto de inflexión.	76
Figura 4.17. Herramienta para el ajuste de la pendiente de la recta de inflexión a la gráfica.	77
Figura 4.18. Nube de puntos de los valores de $K_{m\acute{a}x}$ de todos los P.I. frente a R.	77
Figura 4.19. Nube de puntos de los valores de velocidad de todos los P.I. frente a R.	78
Figura 4.20. Nube de puntos de los valores de pendiente de todos los P.I. frente a R.	78
Figura 4.21. Representación de la regresión calculada de la velocidad sobre su nube de puntos.	79
Figura 4.22. Representación de la regresión de la pendiente sobre su nube de puntos.	80
Figura 4.23. Representación de la regresión de $K_{m\acute{a}x}$ sobre su nube de puntos.	82

Figura 4.24. Estimación del P.I. sobre ensayo con información de la zona umbral.....	82
Figura 4.25. Estimación del P.I. sobre ensayo sin información de la zona umbral.....	83
Figura 4.26. Identificación de velocidades de inicio y finde transición incluidas en los programas NASGRO y FASTRAN, aplicado a aleación de aluminio 7075-T7351. Newman [33].	85
Figura 4.27. Caso general en la identificación del punto de transición.....	86
Figura 4.28. Caso I.T. tras $K_c$ .....	87
Figura 4.29. Caso I.T. sin Paris 1.....	88
Figura 4.30. Nube de puntos de las velocidades de los puntos de inicio de transición para calidades T6 y T651.....	88
Figura 4.31. Representación de la regresión de inicio de transición sobre su respectiva nube de puntos.....	90
Figura 4.32. Nube de puntos de los valores de $K_{max}$ de todos los puntos de inicio de efectos $K_c$ en función del espesor.....	91
Figura 4.33. Representación de la regresión del punto de inicio de efectos $K_c$ sobre su respectiva nube de puntos.....	92
Figura 4.34. Representación completa de ficha y gráfica de registro.....	93
Figura 4.35. Explicación gráfica del proceso de conversión de las rectas de Paris a Paris efectivo.....	95
Figura 4.36. Desplazamiento originado por la conversión a valores efectivos en los datos de un registro. Zúñiga [44].	96
Figura 4.37. Representación todos los Paris efectivos.....	98
Figura 4.38. Localización de coeficientes alfa $d_p$ y $t_p$ y $C_1$ y $C_2$ efectivos en la ficha individual.....	99
Figura 4.39. Herramienta para obtener valores de $C_1$ y $C_2$ de las fichas.....	99
Figura 4.40. Tabla recopilatoria de todos los valores de $C_1$ y $C_2$ según el coeficiente alfa aplicado.....	100
Figura 4.41. Medias geométricas individuales para cada valor de alfa.....	100
Figura 4.42. Desviaciones típicas finales para cada valor de alfa.....	100
Figura 4.43. Desviaciones estándar geométricas para cada valor de alfa.....	100
Figura 4.44. Tabla resumen con todos los datos necesarios para la elección de los valores de los coeficientes alfa.....	101
Figura 4.45. Representación de todos los Paris 1 y 2 efectivos con la combinación elegida para los coeficientes alfa.....	102
Figura 4.46. Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T6 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.....	102
Figura 4.47. Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T651 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.....	103
Figura 4.48. Herramienta creada para el posicionamiento de la recta inferior.....	104
Figura 4.49. Representación recta de inflexión para calidad T6.....	105
Figura 4.50. Representación recta de inflexión para calidad T651.....	105
Figura 4.51. Representación recta de inflexión para ambas calidades.....	106
Figura 4.52. Incremento de velocidades desde la velocidad teórica.....	107
Figura 4.53. Efectos de $K_c$ dados durante la etapa de Paris 2.....	108
Figura 4.54. Efectos de $K_c$ durante el proceso de transición de Paris 1 a Paris 2.....	109
Figura 4.55. Efectos de $K_c$ durante la etapa de Paris 1.....	109
Figura 4.56. Comparación distintas afectaciones para registros diferentes.....	110

Figura 4.57. Registros disponibles para la caracterización del efecto en la calidad T6. .....	111
Figura 4.58. Valores medios en función del espesor, agrupación de registros por espesores.....	112
Figura 4.59. Función asociada a cada espesor.....	113
Figura 4.60. Registros disponibles para la caracterización del efecto en la calidad T651. .....	114
Figura 4.61. Comparación función FKC para espesor T6.....	115
Figura 4.62. Posicionamiento a partir de valores efectivos de Paris 1, Paris 2 y recta inferior. ....	116
Figura 4.63. Estimación de la pendiente y Punto de Inflexión. Inicio de Paris 1.....	116
Figura 4.64. Punto de inicio de transición hasta inicio de Paris 2 (final de transición). .....	117
Figura 4.65. Proceso de chaflanado para caso particular. I. ....	118
Figura 4.66. Proceso de chaflanado para caso particular. II.....	118
Figura 4.67. $K_c$ inicia en Paris 2. ....	119
Figura 4.68. $K_c$ inicia en Paris 1. ....	119
Figura 4.69. Estimación de velocidad de crecimiento de grieta. ....	120
Figura 4.70. Interfaz programa Python.....	121
Figura 4.71. Interfaz del programa con el registro generado y mostrando distintas opciones de archivo. ....	121
Figura 4.72. Generación de registros vs registro real. I.....	122
Figura 4.73. Generación de registros vs registro real. II. ....	122
Figura 4.74. Generación de senda de crecimiento sin previo registro real.....	123



## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 3.1. Designación de la aleación en función de su aleante. Muñoz [43].	55
Tabla 3.2. Composición de aleaciones de aluminio para distintas calidades.	56
Tabla 4.1. Registros obtenidos de NASGRO.	63
Tabla 4.2. Número de registros evaluados.	68
Tabla 4.3. Número de registros finales.	69
Tabla 4.4. Pendientes asociadas a cada valor de relación de tensiones.	72
Tabla 4.5. Coeficientes calculados para la regresión de la velocidad.	79
Tabla 4.6. Coeficientes calculados para la regresión de la pendiente.	80
Tabla 4.7. Coeficientes calculados para la regresión de $K_{m\acute{a}x}$ .	81
Tabla 4.8. Valores de los coeficientes de la regresión del inicio de transición.	89
Tabla 4.9. Valores de los coeficientes de la regresión del punto de inicio de efectos $K_c$ .	91
Tabla 4.10. Valores de coeficientes C para cada calidad junto con su pendiente.	103
Tabla 4.11. Pendiente y coeficiente $C_{eff}$ necesarios para la definición de la recta de inflexión en valores efectivos.	104
Tabla 4.12. Tabla resumen con coeficientes de la expresión “FKC”.	113



# 1. INTRODUCCIÓN

# 1. Introducción

## 1.1. CONCEPTO DE FATIGA

Los componentes mecánicos o piezas sujetas a cargas cíclicas repetitivas o variables experimentan fatiga mecánica, lo que reduce su resistencia mecánica a medida que ocurre un número específico de ciclos. La cantidad de ciclos que el material puede soportar depende de factores como la presencia de entallas, irregularidades, pequeñas grietas, la geometría del material, entre otros. En la rotura por fatiga, es común que los materiales fallen con esfuerzos por debajo de su límite de fluencia, lo que significa que el fallo puede ocurrir mucho antes que con una carga estática.

A pesar de los avances significativos en el estudio de la fatiga, todavía existen muchos aspectos desconocidos que influyen en este proceso. Debido a la naturaleza prolongada de los ensayos de fatiga y a su sensibilidad, los resultados pueden variar incluso en condiciones aparentemente idénticas. Esta variabilidad demanda una cantidad considerable de ensayos para establecer una base confiable. En el ámbito empresarial, esto es crucial ya que la sustitución de piezas en máquinas o estructuras es costosa. Además, el sobredimensionamiento de las piezas para prevenir la fatiga incrementa aún más los costos. Herramientas como el programa NASGRO permiten acceder a una base de datos que posibilita modelar diversas aleaciones, facilitando la selección de materiales adecuados para procesos de fabricación.

La carga aplicada a la probeta durante los ensayos es un factor crítico que afecta directamente los resultados. Por lo general, en la vida útil de los materiales, las cargas no serán cíclicas y de amplitud constante.

Un enfoque de gran interés radica en combinar información de diferentes materiales, tipos de probetas, grosores y condiciones de ensayo para modelar un comportamiento general. Con este enfoque, al conocer algunos parámetros, sería posible prever y estimar el comportamiento de un material específico sin necesidad de realizar ensayos exhaustivos. Esto no solo ahorraría recursos y tiempo, sino que también impulsaría el progreso en la investigación y desarrollo del comportamiento de los materiales ante la fatiga.

### 1.1.1. Tipos de fatiga

El proceso de fatiga se inicia con la formación y propagación de fisuras en el material, que eventualmente conduce a su rotura debido a la pérdida de capacidad de carga.

Esta falla puede ser causada por cargas cíclicas en variación (fatiga mecánica), la fricción entre materiales en contacto (fretting), la corrosión, las fluctuaciones de temperatura que resultan en creep fatiga o la interacción de temperatura y fatiga mecánica conocida como fatiga termomecánica.

## 1.2. HISTORIA

La comprensión de la fatiga tuvo sus raíces en el siglo XIX, con los primeros estudios de Albert [1] en 1829 que involucraban la aplicación repetida de cargas y descargas en cadenas de elevadores.

Posteriormente, en 1843, Rankine [2] distinguió las características singulares de la fractura por fatiga y advirtió sobre los concentradores de tensión presentes en componentes de maquinaria. La apariencia cristalina en las superficies de fractura llevó a la noción inicial de que la fatiga derivaba de la cristalización de los metales a raíz de vibraciones.

El auge del sector ferroviario generó un mayor interés en el fenómeno, lo cual impulsó a Wöhler a realizar investigaciones exhaustivas entre 1852 y 1870, enfocándose en ejes ferroviarios sometidos a flexión rotativa. Las observaciones realizadas por Wöhler [3] establecieron que la resistencia de los ejes de acero decrecía significativamente bajo cargas cíclicas en comparación con su resistencia estática.

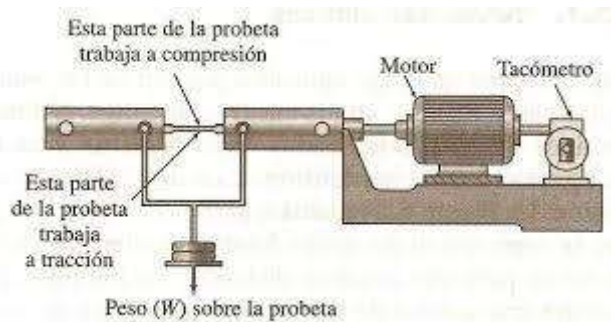


Figura 1.1. Esquema de máquina de ensayo de viga rotativa. Camacho [42].

Su trabajo marcó un hito al proporcionar una caracterización del comportamiento ante la fatiga mediante el análisis de las curvas que relacionan la amplitud de tensiones con el recuento de ciclos hasta llegar a la rotura. Además, fue pionero en presentar el concepto de límite de fatiga al evidenciar que las aleaciones de hierro presentaban un nivel de tensión por debajo del cual no se manifestaba el colapso.

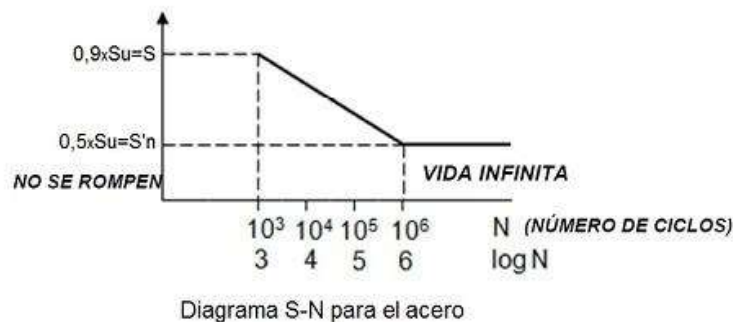


Figura 1.2. Curva S-N. Adaptado de Diagrama S-N para el acero, por Hermenegildo Rodríguez Galbarro, Ingemecánica (<https://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn217.html>).

Tras los primeros descubrimientos, el campo atrajo la atención de otros investigadores, como Gerber [4], quien propuso el primer método para diseñar elementos mecánicos capaces de soportar la fatiga a diferentes niveles de tensión. Posteriormente, Goodman [5] y Soderberg [6] refinaron este método con expresiones más detalladas.

Bauschinger [7], en 1886, realizó una distinción crucial entre el límite elástico de metales bajo cargas estáticas y el límite elástico bajo fatiga.

Estas contribuciones han conducido a la formación de diversos criterios para el diseño ante la fatiga, algunos más prudentes que otros.

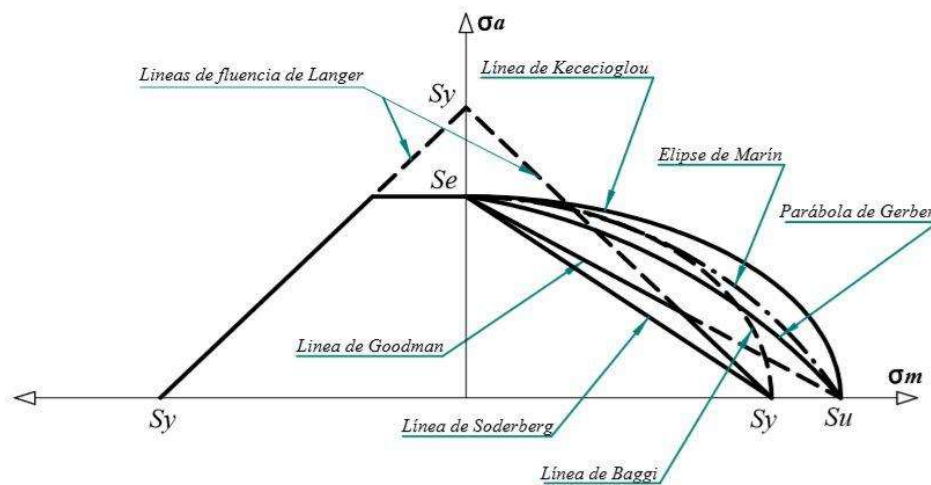


Figura 1.3. Criterios para predicción de vida a fatiga. Muñoz [43].

Ewing [8] y Humfrey [9], en 1903, emplearon el microscopio óptico para llevar a cabo observaciones que detectaron la formación de líneas y bandas de deslizamiento. Estos procesos culminaban en la creación de microgrietas en el material.

A lo largo de la primera mitad del siglo XX, se efectuaron investigaciones que establecieron correlaciones entre la resistencia a la fatiga y varios factores, tales como la geometría y dimensiones de las piezas, la calidad de la superficie acabada, las condiciones ambientales y la estructura metalográfica. Estos estudios dieron lugar al desarrollo de modelos de acumulación de daño que tenían la capacidad de prever fallos originados por fatiga. Ejemplos notables de tales modelos son los elaborados por Palmgren [10] y Miner [11]. Paralelamente, durante este mismo período, se realizó un análisis cuantitativo del fenómeno de la fractura frágil. Esto se llevó a cabo a través de los análisis de tensiones propuestos por Inglis [12] y el enfoque basado en la energía presentado por Griffith [13].

En 1957, Irwin [14] llevó a cabo investigaciones que demostraron que la magnitud de la singularidad de tensiones en la proximidad de una grieta podía ser expresada mediante el factor de intensidad de tensiones  $K$ . Este avance significativo marcó un progreso importante en la caracterización de los fallos debidos a fatiga. Posteriormente, Paris [15] y Erdogan [16] establecieron una relación entre el incremento de longitud de una grieta por ciclo,  $da/dN$ , y la variación del factor de intensidad de tensiones,  $\Delta K$ , bajo cargas de amplitud constante.

En la década de los 60, Coffin [17] y Manson [18] propusieron que las deformaciones plásticas eran las responsables de los daños en el material. Formularon una relación empírica que vinculaba el número de ciclos de carga hasta el punto de rotura con la magnitud de la deformación plástica.

Durante este periodo, se desarrollaron modelos conceptuales y cuantitativos con el propósito de evaluar la resistencia de los materiales al crecimiento de grietas. Simultáneamente, creció el interés en comprender los efectos de la secuencia o interacción, resultantes de las irregularidades en las cargas aplicadas. Investigaciones experimentales demostraron que la aplicación de sobrecargas resulta en una tasa de crecimiento mucho menor en los ciclos subsiguientes, en comparación con el crecimiento que ocurriría en ausencia de sobrecargas. Entre los modelos analíticos notables para abordar este fenómeno se encuentran los propuestos por Wheeler [19] y Willemborg [20].

En el año 1970, Elber [21] realizó experimentos que demostraron la posibilidad de que las grietas permanecieran cerradas incluso bajo tensiones cíclicas de tracción, debido al fenómeno de plastificación en el borde de la grieta. Este descubrimiento llevó a la conclusión de que la velocidad de crecimiento de una grieta no podía ser determinada exclusivamente por el valor nominal del rango del factor de intensidad de tensiones, sino que debía considerarse un valor efectivo que incorporara el cierre de la grieta. Investigaciones ulteriores han señalado que diversos factores, tanto de índole mecánica como microestructural y ambiental, pueden inducir el cierre de la grieta, ya sea de forma independiente o combinada.

A partir de ese momento, los avances tecnológicos en maquinaria y en los métodos de detección y medición de grietas, en conjunto con los progresos en la Mecánica de Fractura tanto en sus formulaciones elásticas lineales como elasto-plásticas, el incremento en la comprensión del gradiente de tensiones y deformaciones en el frente de la grieta, y el acceso a herramientas informáticas más avanzadas, han conducido a un significativo desarrollo y a una mayor confiabilidad en la estimación de la vida útil por fatiga de componentes mecánicos.

### 1.3. MÉTODOS DE DISEÑO

Los enfoques de diseño para la fatiga tienen como objetivo fundamental simplificar el proceso de diseño para ingenieros encargados de crear componentes o elementos estructurales expuestos a condiciones de fatiga. En consecuencia, estos métodos se centran especialmente en las primeras etapas de la fatiga, que comprenden (1) la formación inicial o nucleación de grietas y (2) el crecimiento continuo de estas grietas. Dado que la etapa final de crecimiento inestable es breve, suele ignorarse debido a su falta de relevancia.

Durante la etapa de crecimiento estable, el diseño para la fatiga se basa en los principios de la mecánica de fractura. Por lo tanto, es esencial tener un conocimiento preciso del tamaño inicial de la grieta para realizar una estimación precisa. Una de las dificultades más significativas radica en definir la transición que ocurre entre la fase de iniciación y la fase de propagación de la grieta.

La vida útil que un material puede soportar ante la fatiga se define como la cantidad de ciclos que el material puede resistir antes de que aparezca la primera grieta, y la cantidad

de ciclos necesarios para que la grieta se propague completamente. Se observa que, para amplitudes de tensión bajas, la mayor parte de la vida útil del material está dominada por la etapa inicial de iniciación, mientras que, para amplitudes mayores, la duración de la vida útil del material está determinada por la fase de propagación de la grieta.

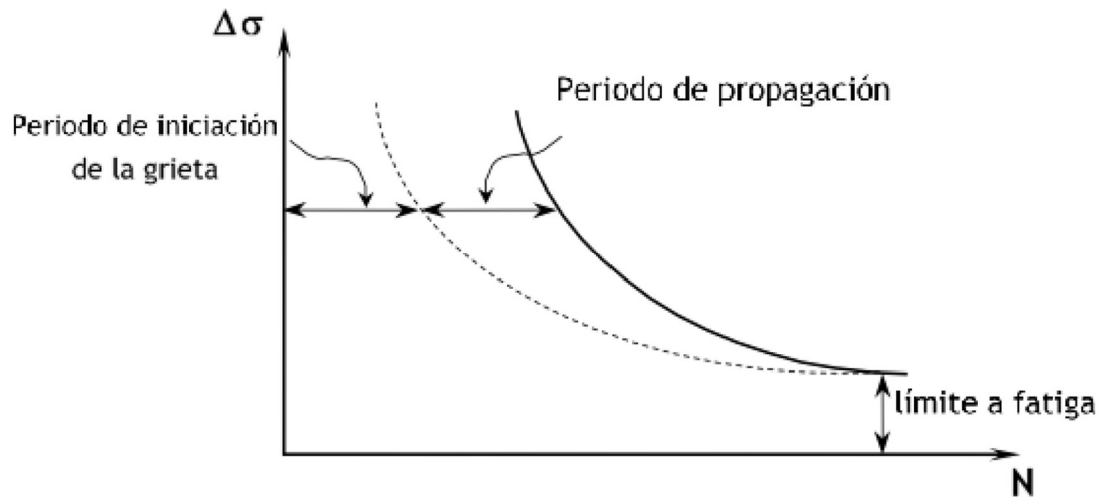


Figura 1.4 Variación de la vida de un material en función de la amplitud de tensiones cíclicas. Cargas de amplitud constante. Zúñiga [44].

En un principio, los enfoques para caracterizar la vida útil del material se basaban en las tensiones o deformaciones totales acumuladas a lo largo de los ciclos. No obstante, para predecir de manera más precisa, se emplean las curvas de Wöhler, también conocidas como curvas S-N, en cálculos de vida infinita (un gran número de ciclos) en situaciones donde las tensiones son bajas y prevalece la etapa de iniciación. Sin embargo, estas predicciones pueden alejarse de la realidad, ya que, en condiciones normales, las piezas están mayormente expuestas a la etapa de crecimiento sostenido de la grieta en lugar de la etapa de iniciación, la cual es más corta en duración.

Por esta razón, los métodos más confiables hacen una distinción entre la etapa de nucleación y la de crecimiento sostenido de la grieta, aplicando criterios distintos según la etapa que se esté considerando en el diseño. Durante la primera etapa, se tienen en cuenta las tensiones y deformaciones presentes en la zona de máxima sollicitación. En contraste, en la segunda etapa, se recurre a la mecánica de fractura para el análisis. Esto da lugar a un modelo más preciso y ajustado a los procesos físicos que ocurren en el material sometido a fatiga.

Uno de los métodos ampliamente utilizados en el diseño durante la etapa de nucleación es el método de las deformaciones locales. Este enfoque implica determinar los rangos de deformación y tensión en el fondo de la entalla, y relacionar esas condiciones locales con las curvas  $\epsilon$ - $N$  obtenidas de probetas pequeñas ensayadas con cargas de amplitud constante y sin entallas. De esta manera, es posible estimar la vida útil de una probeta con entalla utilizando los resultados de otras probetas sin entalla sometidas a las mismas tensiones.

En relación a la segunda etapa, debido a la existencia de imperfecciones en los materiales, la vida útil se ve afectada, ya que la aparición de grietas resulta inevitable. En este

contexto, el enfoque no es diseñar para evitar completamente las grietas, sino para que estas no alcancen una longitud que pueda ocasionar un fallo catastrófico. Así, se busca la posibilidad de reemplazar la pieza antes de que se produzca dicho fallo.

## 1.4. CONCEPTOS BÁSICOS DE MECÁNICA DE FRACTURA

### 1.4.1. Factor de intensidad de tensiones $K$ . Campo de tensiones presente en las proximidades del vértice de la grieta.

La Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL) se emplea para establecer una relación entre la magnitud de las tensiones y su distribución en las inmediaciones de una grieta. Esto guarda relación con las tensiones aplicadas en zonas alejadas del componente que presenta la grieta, así como con el tamaño y la forma inherentes de la grieta, y las propiedades del material. Esta aproximación tiene sus raíces en la aplicación de la teoría de la elasticidad en cuerpos que cuentan con defectos o grietas. Es relevante destacar que las suposiciones utilizadas en la teoría de la elasticidad también están intrínsecamente presentes en la MFEL, incluyendo la consideración de desplazamientos pequeños y una relación lineal entre tensiones y deformaciones.

Sin embargo, la hipótesis fundamental que impone una restricción al tipo de grieta que puede ser analizada es la homogeneidad del material. Para que sea posible considerar que el medio en el cual se propaga una grieta es continuo y homogéneo, el tamaño de dicha grieta debe ser considerablemente mayor que la dimensión característica de la microestructura del material. Esta condición justifica la aplicación de la mecánica de la fractura únicamente en el régimen de crecimiento de las grietas, en el cual el tamaño de la grieta es sustancial en comparación con la estructura interna del material.

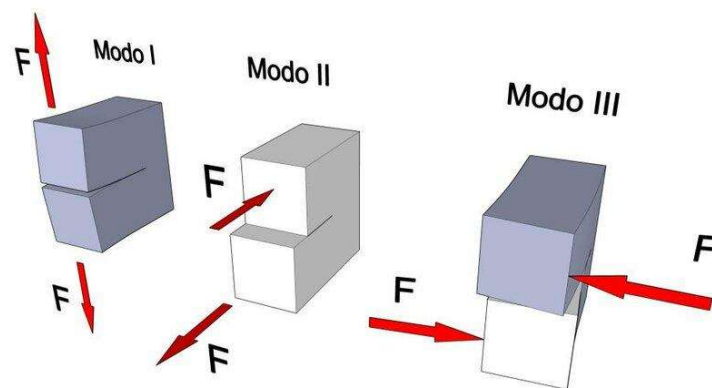


Figura 1.5. Posibles modos de apertura de grieta. Fernández de Rucoba [45].

En el análisis de sólidos con comportamiento elástico y lineal, es una práctica común distinguir tres modos fundamentales de desplazamiento en una grieta. La determinación de estos modos depende de la dirección en la que se aplica la carga en relación con el plano de la grieta. Estos modos se identifican como modo I, modo II y modo III, tal como se ilustra en la Figura 1.5. Los casos de fractura inducidos por los modos de cortante (modo II y modo III) son relativamente poco comunes. Por lo general, es el modo I, que implica tensiones de tracción, el que desempeña un papel preponderante en la mayoría de las fracturas, sobre todo en fenómenos de fatiga. No obstante, existen situaciones en las

que pueden manifestarse simultáneamente varios modos de desplazamiento, siendo habituales las combinaciones entre el modo I y el modo III.

En cualquiera de estos modos, el análisis elástico demuestra que las tensiones locales en las proximidades de la grieta siguen, de manera general, la siguiente expresión:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \dots \quad (1.1)$$

donde  $r$  y  $\theta$  representan las coordenadas cilíndricas en un punto en relación al borde de la grieta (consulte la Figura 1.6). Además,  $K_I$  denota el factor de intensidad de tensiones en el modo I, que refleja la magnitud de las tensiones locales en las inmediaciones del fondo de la grieta.

El factor de intensidad de tensiones,  $K_I$ , está influenciado por diversos factores, incluyendo el tipo de cargas aplicadas, el tamaño y la forma de la grieta, así como las condiciones geométricas de contorno. En términos generales, se expresa de la siguiente manera:

$$K_I = f(a) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.2)$$

donde  $\sigma$  representa la tensión aplicada remotamente al componente,  $a$  corresponde a la longitud de la grieta, y  $f(a)$  es un factor de corrección que está condicionado por la geometría tanto de la probeta como de la grieta.

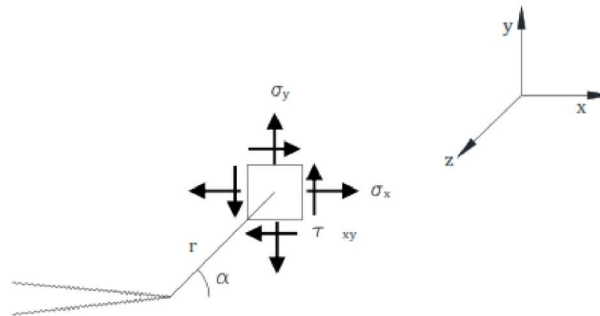


Figura 1.6. Tensiones locales en el entorno de la grieta. Zúñiga [44].

Existen distintos tipos de probetas de ensayo, siendo las más comunes la probeta de tracción compacta (C(T)), la probeta de flexión con entalla (M(T) o CCT) y la probeta de tensión constante con entalla superficial (SSCH).

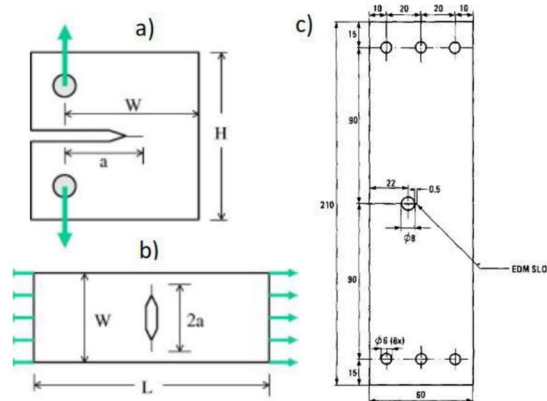


Figura 1.7 Geometría de probetas: a) C(T), b) M(T) y c) SSCH. Zúñiga [44].

Para una probeta de tipo CT, se ha verificado experimentalmente que el valor del factor de intensidad de tensiones en modo I ( $K_I$ ) se puede expresar de la siguiente manera:

$$K_I = \frac{P(2 + \alpha)}{B\sqrt{W}(1 - \alpha)^2} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (1.3)$$

Con  $\alpha = \frac{a}{W}$  siempre y cuando  $\frac{a}{W} \geq 0.2$

En un caso particular donde  $r=0$ , se generan tensiones infinitas en el borde de la grieta, lo cual es físicamente imposible. En esta situación, el material experimentará plastificación una vez que la tensión supere su límite elástico. Esto dará lugar a la formación de una zona plástica en el borde de la grieta. Sin embargo, en el marco de las hipótesis de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL), mientras el tamaño de esta zona plástica no sea excesivamente grande en comparación con el tamaño de la grieta, las suposiciones continúan siendo válidas.

De acuerdo con Schijve [22], la zona donde el factor de intensidad de tensiones ( $K$ ) actúa como un indicador del campo de tensiones, como es el caso en los bordes de una grieta con altas concentraciones de tensiones y una distancia lo suficientemente grande como para no considerar los efectos de deformación plástica, se conoce como la "zona dominada por  $K$ ". En base a esta afirmación, si bien la aplicación de  $K$  en el análisis de fatiga no explica completamente el proceso, sí simplifica significativamente las predicciones y se aproxima de manera considerable a una solución real.

### 1.4.2. Zona plástica

Es posible realizar una primera aproximación al tamaño de la zona plástica al examinar la tensión  $\sigma_y$  en la línea de la grieta ( $\theta=0$ ), bajo la premisa de que la zona plastificada está delimitada por  $\sigma_y = \sigma_e$ .

Basándonos en la suposición de que el material es de tipo elasto-plástico perfecto y que nos encontramos en condiciones de tensión plana, podemos derivar la siguiente expresión:

$$\sigma_y(\theta = 0) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (1.4)$$

Esto permite calcular el radio plástico de la siguiente manera:

$$\sigma_e = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p}} \rightarrow r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (1.5)$$

Esta expresión se deriva bajo la suposición de que la zona plástica no tiene ningún efecto en el material ni en su distribución de tensiones. Sin embargo, en situaciones reales, esta suposición no es válida, ya que la zona plástica sí influye en el comportamiento del material y en la distribución de tensiones. Como resultado, el tamaño del radio plástico se ve aumentado.

Las nuevas expresiones que toman en cuenta esta influencia son las siguientes:

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

Dugdale [23] propuso un enfoque que se acerca significativamente a una representación realista.

$$r_y = \frac{\pi}{8} \left( \frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (1.7)$$

A continuación, se presenta una comparación que ilustra las diferencias entre tener en cuenta la presencia de la zona plástica y no hacerlo, y cómo esto afecta la distribución de tensiones.

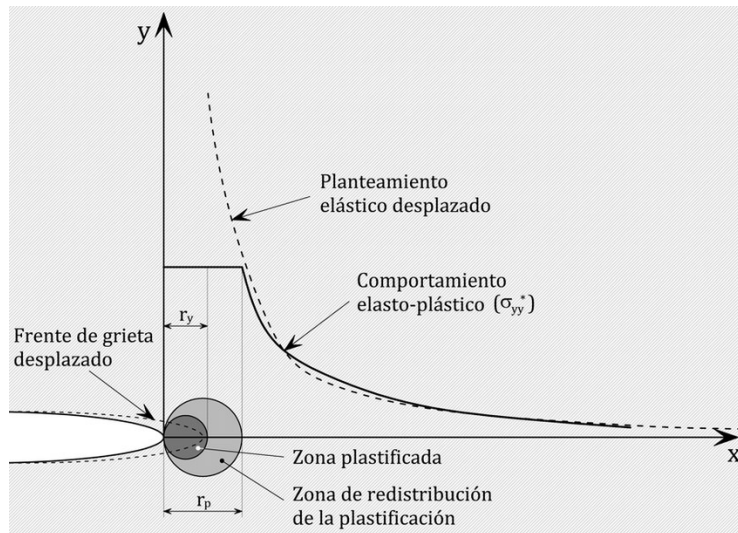


Figura 1.8. Frente de grieta con y sin la consideración de efecto de la zona plástica. Suárez [46].

Para determinar la configuración de la zona plástica, es esencial comprender la distribución de tensiones en relación al ángulo  $\theta$ . Mediante la aplicación del criterio de plastificación de Von Mises, es posible obtener la forma de la zona plástica que se muestra en la Figura 1.9.

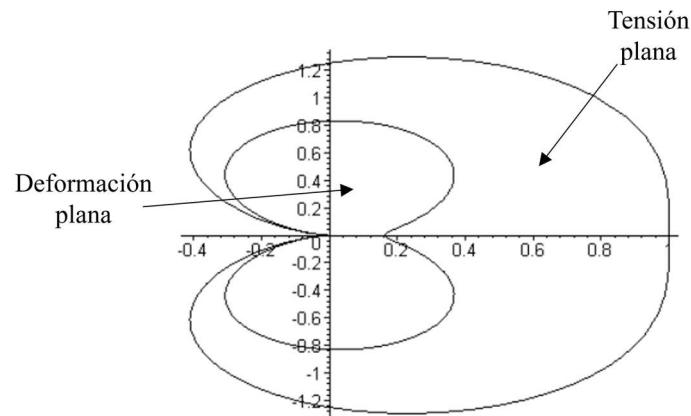


Figura 1.9. Forma de las zonas de deformación plana y tensión plana, por David Roylance, LibreTexts (<https://n9.cl/frfsl>).

Las expresiones previas para el tamaño de la zona plástica han sido derivadas considerando un estado de tensión plana. El campo de tensiones en el modo I, descrito en términos de las tensiones principales ( $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  y  $\sigma_3$ ), satisface las siguientes relaciones:

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

( 1.8 )

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

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

La utilización del criterio de Von Mises, en el contexto de una deformación plana con  $\theta = 0$ , señala el punto de inicio de la plastificación cuando:

$$(\sigma_1 - 2\nu\sigma_1)^2 + (2\nu\sigma_1 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_e \rightarrow \sigma_1 = \frac{1}{1 - 2\nu}\sigma_e \quad (1.9)$$

Si se asume un coeficiente de Poisson  $\nu = 1/3$ , lo que indica que la plastificación se presenta cuando  $\sigma_1 = 3\sigma_e$ , se puede afirmar que el factor de restricción es 3. En esta aproximación inicial, el tamaño de la zona plástica en el caso de deformación plana equivale a aproximadamente una novena parte del tamaño correspondiente en el caso de tensión plana. En resumen, la expresión se simplifica a:

$$r_y = 2r_p \quad ; \quad r_y = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_I}{\alpha\sigma_e} \right)^2 \quad (1.10)$$

Cuando se consideran valores de  $\alpha = 1$  para tensión plana y  $\alpha = 3$  para deformación plana, se observa que, para probetas con espesor reducido, el campo de tensiones en la superficie refleja condiciones de tensión plana. A medida que el espesor aumenta, la triaxialidad también aumenta, lo que conduce a una aproximación al estado de deformación plana. No obstante, el valor de  $\alpha = 3$  podría subestimar el tamaño de la zona plástica en una probeta de espesor finito.

En este contexto, Irwin [14] propuso un valor intermedio,  $\alpha = 1.73$ , que busca compensar la subestimación del tamaño de la zona plástica en probetas con espesor reducido y que también tenga en cuenta el aumento de triaxialidad en probetas más gruesas.

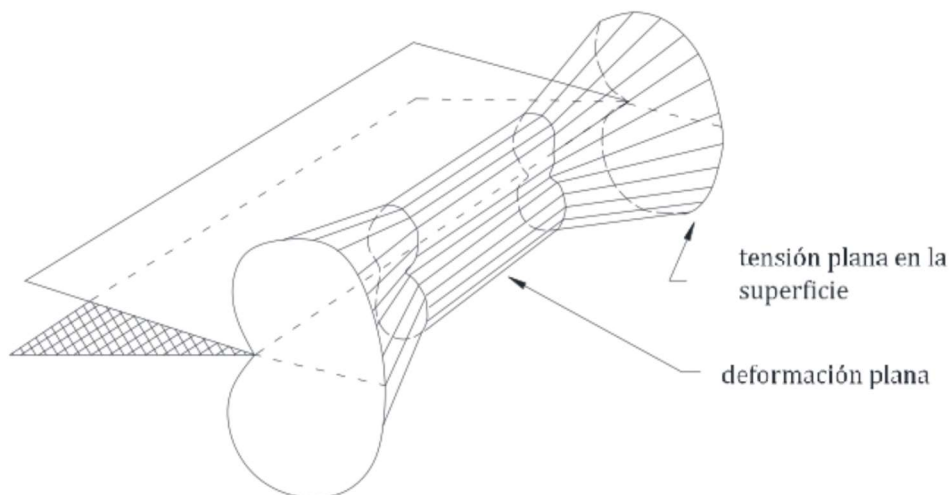


Figura 1.10. Tamaño y forma de la zona plástica en función del espesor. Zúñiga [44].

La descripción previamente expuesta de la zona plástica se aplica en el contexto de un cuerpo sometido a cargas de tracción. No obstante, dado que el proceso de fatiga se desarrolla bajo la aplicación de cargas cíclicas, es esencial considerar el comportamiento del material durante los ciclos de descarga. En esta fase, se desarrolla un flujo plástico en dirección opuesta, lo que conlleva a la generación de tensiones residuales de compresión. Como resultado, emerge una nueva región de material con deformación plástica, conocida como la “zona plástica cíclica”. Se estima que el tamaño de esta zona es aproximadamente una cuarta parte del tamaño de la zona plástica observada en cargas monotónicas, tal como se representa en la Figura 1.11.

En términos generales, el tamaño de la zona plástica establece la condición en la cual predominan los campos de tensiones lineales, lo que significa que la solución se encuentra definida de manera sólida en función del factor de intensidad de tensiones.

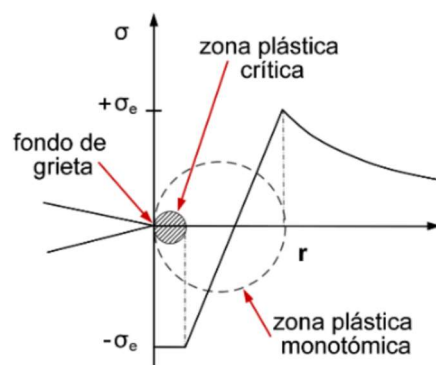


Figura 1.11. Comparación tamaño zonas plásticas cíclica y monotónica. Muñoz [43].

## 1.5. CARACTERIZACIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETA. CARGAS CÍCLICAS DE AMPLITUD CONSTANTE

La tasa de crecimiento de grietas bajo cargas cíclicas de amplitud constante se mide en términos de los incrementos de longitud de la grieta por ciclo, denominados  $da/dN$ . Estos valores de  $da/dN$ , para diversas condiciones de carga, se obtienen a través de experimentos que registran los cambios en la longitud de la grieta después de un cierto número de ciclos. En situaciones donde el rango de tensiones aplicadas se mantiene constante, es habitual observar que la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta a medida que avanza el número de ciclos.

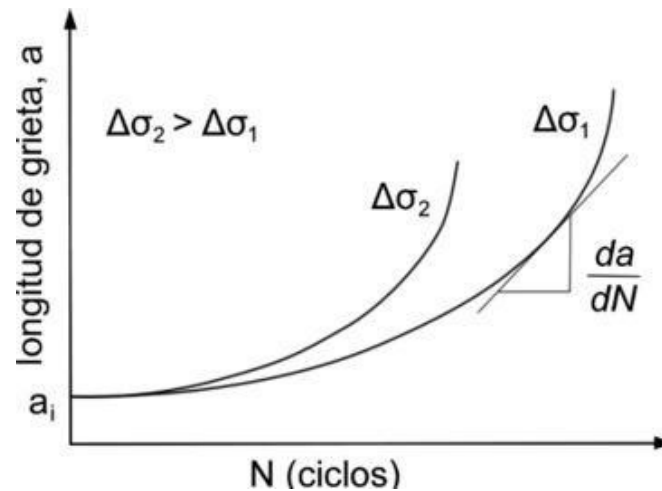


Figura 1.12. Longitud de grieta frente a número de ciclos. Muñoz [43].

Durante los años 60, estudios experimentales llevaron a la formulación de leyes que permiten calcular la velocidad de crecimiento de grietas basándose en la longitud de la grieta o en el rango de tensiones utilizado  $\Delta\sigma$ .

$$\frac{da}{dN} = C \cdot a \quad \text{ó} \quad \frac{da}{dN} = C(\Delta\sigma)^m a^n \quad (1.11)$$

donde C, m y n son constante determinadas experimentalmente.

Después, los progresos en el ámbito de la mecánica de fractura jugaron un papel fundamental en la mejora de la precisión en la evaluación de la velocidad de propagación de grietas. En este sentido, Paris [15] propuso que, en el caso de variaciones cíclicas en el campo de tensiones aplicado, la velocidad de crecimiento de la grieta podría ser calculada empleando el factor de intensidad de tensiones determinado mediante la aplicación de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL).

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad ( 1.12 )$$

En este contexto,  $K_{max}$  y  $K_{min}$  denotan los valores máximos y mínimos del factor de intensidad de tensiones, respectivamente. Estos valores, a su vez, se ven afectados por la longitud de la grieta y la geometría inherente a la probeta.

En el caso de una disposición elemental que abarca una probeta con una grieta central:

$$\begin{aligned} K_{max} &= Y \sigma_{max} \sqrt{\pi a} & K_{min} &= Y \sigma_{min} \sqrt{\pi a} \\ \Delta K &= Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} & \Delta \sigma &= \sigma_{max} - \sigma_{min} \end{aligned} \quad ( 1.13 )$$

En esta relación, "a" representa la longitud de la grieta, "w" denota el ancho de la probeta y "Y" es un factor geométrico que depende de los valores de "a" y "w". Las tensiones máximas y mínimas en el ciclo se designan como  $\sigma_{max}$  y  $\sigma_{min}$ , respectivamente. Paris también estableció una conexión entre la velocidad de crecimiento de la grieta,  $da/dN$ , y el incremento de factor de intensidad de tensiones,  $\Delta K$ , mediante la siguiente ecuación:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad ( 1.14 )$$

Donde "C" y "m" son constantes determinadas en función de factores como la frecuencia de la carga, condiciones ambientales y la relación de carga "R", definida por:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad ( 1.15 )$$

Esta ecuación 1.14, conocida como la ley de Paris, establece una relación lineal entre el logaritmo de  $da/dN$  y el logaritmo de  $\Delta K$ . Representa el crecimiento estable de la grieta de manera lineal. Para valores bajos o altos de  $\Delta K$ , la velocidad de crecimiento aumenta rápidamente. En la mayoría de los materiales, la variación de  $da/dN$  con respecto a  $\Delta K$  muestra un comportamiento como se ilustra en la Figura 1.10 en una escala logarítmica. En esta figura, se pueden identificar tres regiones distintas de crecimiento: la región umbral, la región II o región de Paris y la región III de propagación rápida de la grieta.

### 1.5.1. Mecanismos de formación y crecimiento de la grieta

El proceso de fractura debido a la fatiga se desglosa en tres etapas previamente mencionadas: la iniciación de la grieta, donde una grieta de pequeñas dimensiones se forma en una zona de alta concentración de tensiones; la propagación de la grieta, en la cual esta fisura se extiende de manera gradual y generalmente en una dirección perpendicular a la aplicación cíclica de la carga; y finalmente, la fractura completa, que ocurre de manera rápida una vez que la grieta alcanza un tamaño crítico. La vida útil en términos de fatiga, representada como  $N_f$ , consiste en el número total de ciclos hasta que la fractura acontece. Esta puede descomponerse en dos componentes: el número de ciclos necesarios para la iniciación de la grieta,  $N_i$ , y el número de ciclos requeridos para la propagación de la misma,  $N_p$ :

$$N_f = N_i + N_p \quad (1.16)$$

El origen de las fisuras suele localizarse en la superficie del material debido a la acumulación de deformación plástica en zonas con concentraciones de tensión, como ranuras o marcas superficiales. En este contexto, la geometría del material juega un papel fundamental en la generación de tales concentraciones.

En los materiales policristalinos, donde los planos de partículas están dispuestos aleatoriamente, las fisuras se desarrollan preferentemente en la orientación más desfavorable, donde los planos se encuentran más cercanos a la dirección de máxima tensión cortante.

Conforme los ciclos se suceden, emergen nuevas orientaciones desfavorables debido al deslizamiento de dislocaciones que acomodan las deformaciones plásticas adicionales. Esto conlleva a la formación de una banda de deslizamiento que acumula planos sucesivos, dando lugar a protuberancias en la superficie de la fisura. Estas protuberancias se generan a raíz de los deslizamientos cíclicos y provocan pequeñas elevaciones en la superficie de la pieza.

Las irregularidades resultantes en la superficie generan puntos de concentración en el material, lo cual incita a la formación de fisuras en dichas áreas. Estas fisuras tienden a propagarse en paralelo a los planos de deslizamiento, siguiendo la misma dirección que el plano de máxima tensión cortante.

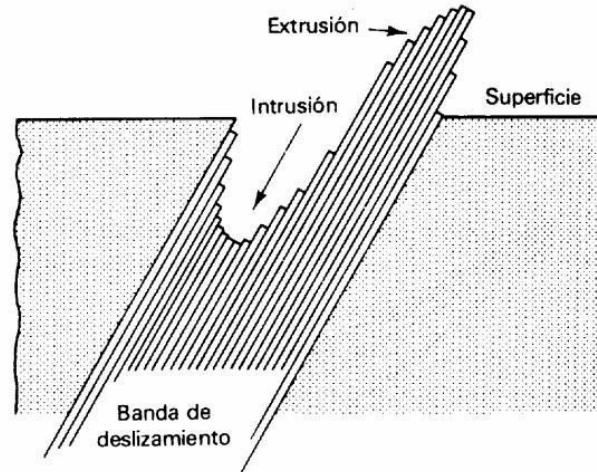


Figura 1.13. Mecanismo de iniciación de grieta según el modelo de Wood. Joa [47].

Una vez que se ha iniciado una grieta, su propagación ocurre de manera gradual. En los materiales policristalinos, este proceso de propagación tiene lugar a lo largo de planos cristalográficos con una alta tensión de cizalladura, lo que se denomina como la "etapa 1" de propagación de la grieta. La duración de esta etapa puede variar dependiendo de las tensiones aplicadas y la geometría de la muestra. En situaciones donde las tensiones son elevadas o existen concentradores de tensión, es probable que la etapa 1 sea de corta duración.

En los materiales policristalinos, durante esta etapa, las grietas tienden a extenderse solo a través de varios granos. La superficie de fractura que se forma en esta etapa presenta un aspecto plano y carece de detalles significativos.

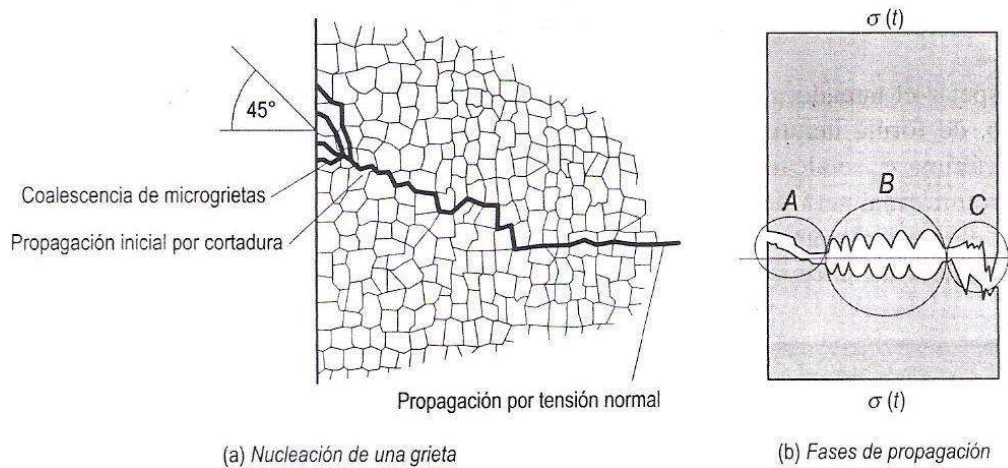


Figura 1.14. (a) Fase de nucleación de una grieta y (b) Fases de propagación de la grieta: con A: etapa 1, B: etapa 2 y C: etapa 3. Joa [47].

Después de la etapa 1, emerge la etapa de propagación conocida como "etapa 2", en la que la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta de manera significativa. Uno de los aspectos más notables de esta etapa es el cambio en la dirección de propagación de la grieta, que eventualmente se alinea de manera perpendicular a la tensión aplicada.

La teoría presentada por Laird [24] describe que el crecimiento de la grieta durante esta etapa se desarrolla a través de un proceso repetitivo de estrechamiento y ensanchamiento de la punta de la grieta. Al inicio del ciclo de tensión, la punta de la grieta adopta una configuración similar a una doble entalla afilada (a). Con la aplicación de la tensión (b), la deformación se concentra en cada una de las entallas, formando un ángulo de 45 grados con respecto al plano de la grieta, lo que da lugar a un incremento en el ancho de la punta de la grieta (c). Durante la fase de compresión, la dirección de deformación en la punta de la grieta se invierte (d), hasta que el ciclo se completa y se forma una entalla con dos extremos de grieta (e). De esta manera, la grieta avanza una pequeña cantidad en cada ciclo, hasta que alcanza una longitud crítica que provoca la pérdida de capacidad de carga y, finalmente, la fractura total (ver Figura 1.17).

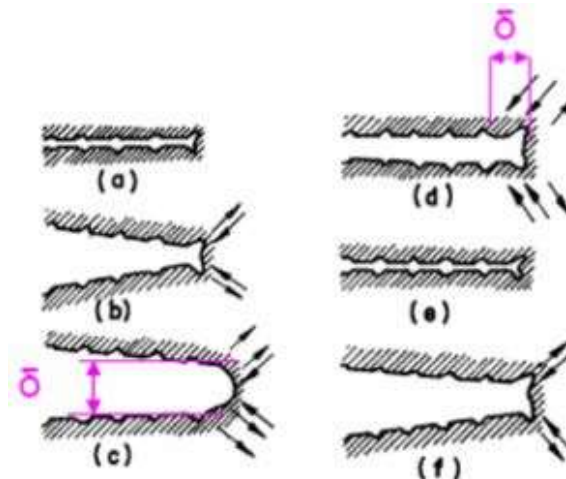


Figura 1.15. Modelo de crecimiento de grietas a fatiga de Laird.

La etapa 2 de propagación de la grieta da lugar a una región en la superficie de fractura que se caracteriza por dos características notables: las marcas de playa y las estrías. Ambos rasgos proporcionan información sobre la ubicación del extremo de la grieta en momentos específicos y adoptan la forma de crestas concéntricas que se extienden desde los puntos de inicio de las grietas. Estas características a menudo tienen una apariencia circular o semicircular. Las marcas de playa son visibles a simple vista y presentan dimensiones macroscópicas. Se encuentran en componentes que experimentan interrupciones en la propagación durante la etapa 2 de crecimiento de la grieta. Cada banda de marca de playa representa un intervalo de tiempo en el cual tuvo lugar la propagación de la grieta.

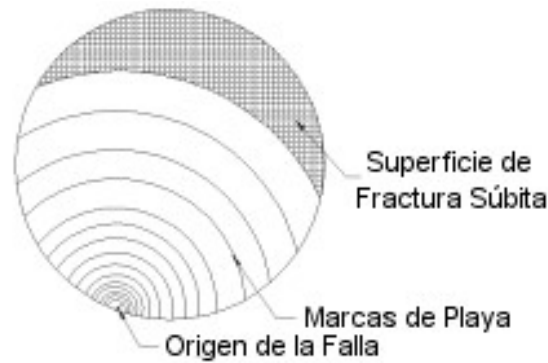


Figura 1.16. Superficie de fractura de un eje sometido a fatiga donde se aprecian las marcas de playa. Valdés [48].

Las estrías de fatiga son características de tamaño microscópico que se vuelven evidentes al observar una muestra a través de un microscopio electrónico. En la figura siguiente, se puede apreciar una fractografía que ilustra estas estrías. La hipótesis plantea que cada una de estas estrías representa la distancia que el frente de la grieta avanza durante un ciclo de carga. Importante notar que la amplitud de estas estrías aumenta en correspondencia con el intervalo de tensión aplicado.



Figura 1.17. Fractografía electrónica que muestra estrías de fatiga en una aleación de aluminio. Muñoz [43].

A pesar de la apariencia superficial similar en la región de fractura, las estrías y las marcas de playa exhiben diferencias notables en cuanto a su tamaño y origen. Es importante mencionar que dentro de una única marca de playa es posible encontrar múltiples estrías, lo que enfatiza su distinción.

En ocasiones, la causa fundamental de la fractura puede ser identificada mediante una inspección minuciosa de las superficies de rotura. La presencia de marcas de playa y/o estrías en la superficie fracturada confirma que la falla se debió a fatiga. No obstante, la falta de estas características no excluye la posibilidad de que la fractura haya sido ocasionada por fatiga. Es relevante destacar que ni las marcas de playa ni las estrías se forman en la región de fractura rápida.

En cuanto a la naturaleza de la fractura final, esta puede presentar características tanto dúctiles como frágiles. La presencia de evidencia de deformación plástica en la zona de fractura indica un modo de fractura dúctil, mientras que su ausencia sugiere un comportamiento frágil.

### 1.5.2. Perfil general de crecimiento de grieta

En la mayoría de los materiales, se observa un comportamiento típico en la relación entre la tasa de crecimiento de grietas ( $da/dN$ ) y el factor de intensidad de tensiones ( $\Delta K$ ), como se muestra en la Figura 1.18 utilizando una escala logarítmica. En esta representación gráfica, es posible distinguir tres regiones distintas de crecimiento de la grieta: la Región I, que se sitúa cerca del umbral de crecimiento; la Región II, que ocupa un punto intermedio; y la Región III, que corresponde a la fase de propagación rápida de la grieta.

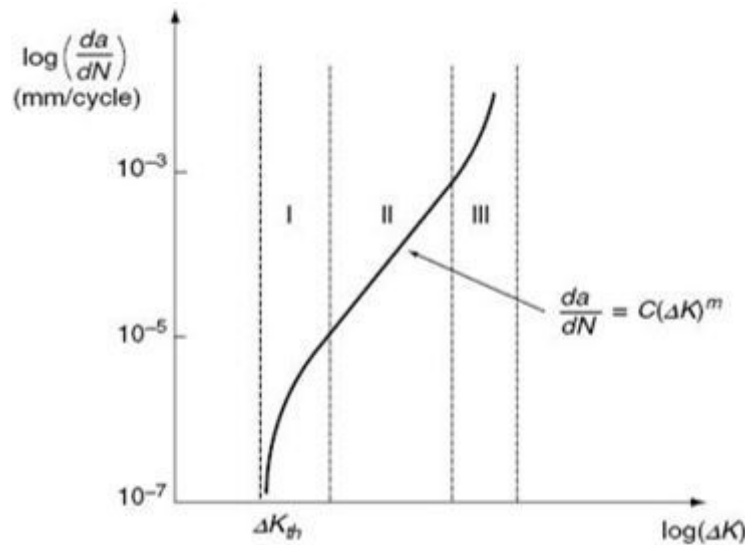


Figura 1.18. Diferentes zonas de crecimiento de grieta. Muñoz [43].

- **Zona I**

En esta fase inicial, el proceso de propagación de la grieta está influido por un mecanismo de fractura discontinua, donde la longitud de la grieta aumenta en pequeños incrementos del orden de  $10^{-6}$  mm por cada ciclo. La tasa de crecimiento de la grieta es altamente sensible a valores bajos de  $\Delta K$ . Existe un umbral crítico de intensidad de tensiones, conocido como  $\Delta K_{th}$ , más allá del cual el crecimiento de la grieta es mínimo o incluso prácticamente nulo.

- **Zona II**

En la Región II, la velocidad de crecimiento de la grieta varía de manera lineal y sigue de cerca la ley de Paris, especialmente en niveles de tensiones intermedios. Sin embargo, en los extremos de los niveles de tensión, la relación muestra una asíntota que no se considera en la expresión de Paris.

• **Zona III**

La última etapa de la curva corresponde al crecimiento final inestable y rápido de la grieta hasta su fractura total. Este proceso se desencadena cuando el valor máximo de las tensiones ( $K_{max}$ ) alcanza un valor crítico conocido como " $K_c$ ". En el contexto de la deformación plana, este valor crítico, denominado  $K_{IC}$  o tenacidad a la fractura, representa la intensidad de tensiones capaz de detener el crecimiento de una grieta bajo una carga estática, evitando la propagación inestable.

Diversos enfoques empíricos y semiempíricos más elaborados que la ley de Paris han sido desarrollados con el propósito de abordar de manera más completa el comportamiento asintótico en las zonas I y III. Estos modelos buscan integrar de manera más precisa la influencia de la tensión media en el crecimiento de la grieta, y para lograrlo, se emplea la relación de cargas,  $R$ .

Aunque la mayoría de los ensayos se llevan a cabo con cargas de amplitud constante y un valor de  $R=0$ , se ha comprobado que, al variar el valor de  $R$ , se desencadena un desplazamiento en la curva característica. En consonancia con este cambio, al incrementar el valor de  $R$ , también se acelera la velocidad de crecimiento de la grieta, y viceversa. La Figura 1.19 proporciona una visualización clara de este fenómeno, demostrando cómo las curvas tienden a converger en la región próxima al umbral de crecimiento.

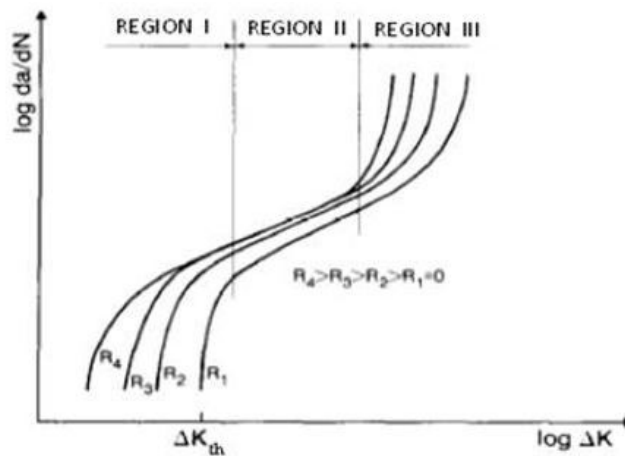


Figura 1.19. Representación de cómo el valor  $R$  desplaza la curva de crecimiento. Muñoz [43].

El trabajo realizado por Forman [26] presenta una expresión que busca considerar las asíntotas presentes en la curva de crecimiento cuando los valores de  $\Delta K$  se acercan a  $K_c$ :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1 - R)\Delta K_c - \Delta K} \quad (1.17)$$

En su investigación, Smith [27] propuso una expresión que abordaba las asíntotas, centrándose específicamente en la zona umbral:

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

Finalmente, se ha buscado consolidar ambas expresiones en una sola ecuación, que presenta similitudes con las utilizadas en el programa NASGRO.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K - \Delta K_{th})^m}{(1 - R)K_c - K_{max}} \quad (1.19)$$

### 1.5.3. Aleaciones de aluminio. Perfil de crecimiento

Es común observar en muchas aleaciones de aluminio un comportamiento complejo durante ensayos a amplitud constante. Este comportamiento se caracteriza por un patrón de velocidades de crecimiento con una forma de doble concavidad antes de alcanzar la región de crecimiento que sigue la ley de Paris. Esto contrasta con el patrón más simple ilustrado en la Figura 1.16. Una representación de este comportamiento más complejo se muestra en la Figura 1.20, donde se ha generado un perfil de crecimiento artificial para visualizar cómo se desarrolla desde la región de umbrales hasta la fase de inestabilidad y fractura.

Una explicación detallada de este fenómeno, respaldada por análisis fractográficos que permiten examinar cómo influyen las variables que controlan el crecimiento en cada etapa, ha sido proporcionada por Wanhill [28]. Su estudio, llevado a cabo en aleaciones 2024-T3 y T351, se considera una referencia fundamental en este ámbito.

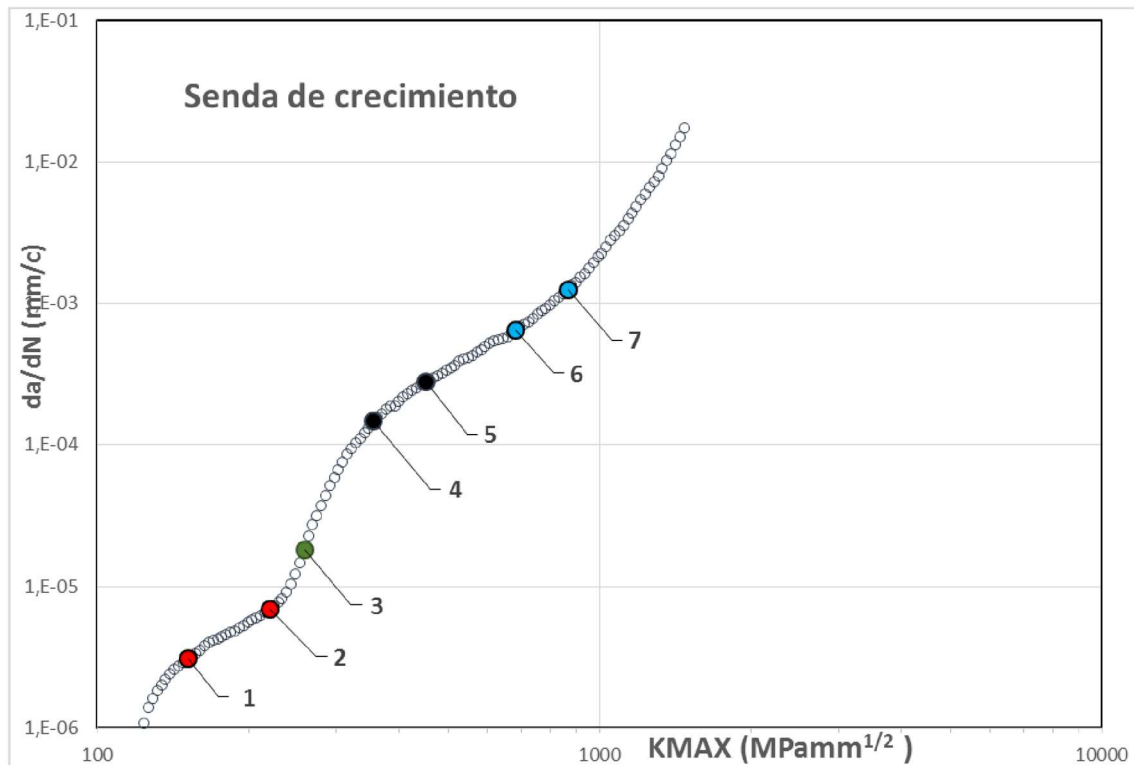


Figura 1.20. Senda de crecimiento de grietas en aleaciones de aluminio. Zúñiga [44].

Las distintas zonas de crecimiento presentan características específicas:

- **Zona Umbral - 1:** En esta etapa, las bandas de deslizamiento que emergen en el vértice de la grieta tienden a concentrarse en un plano dominante, lo que resulta en una fractura localizada casi plana que atraviesa el grano. La presencia de dispersoides actúa como barreras que limitan el crecimiento plano de las bandas de deslizamiento, lo que contribuye a la alta sensibilidad del crecimiento a  $\Delta K$  en esta fase. La superficie fracturada muestra una apariencia polifacética, alternando entre zonas corrugadas y planas. La topografía de la fractura exhibe rugosidad y deflexiones en la senda de crecimiento de la grieta, las cuales aumentan con el crecimiento.
- **Zona 1 - 2:** En esta región, se observa un tramo de aceleración constante (lineal en escala logarítmica). Las dimensiones de la zona plástica cíclica superan las distancias promedio entre los dispersoides, lo que permite que nuevas bandas de deslizamiento superen estas barreras. Esta debilitación de las barreras reduce la sensibilidad del crecimiento a los valores de  $\Delta K$ , lo que resulta en una menor pendiente en esta parte de la curva de crecimiento. En la topografía de la fractura, predominan las caras corrugadas con algunas caras planas, y se observan marcadas deflexiones en la senda de crecimiento de la grieta.
- **Zona 2 - 4:** En esta zona de fuerte aceleración de crecimiento, las zonas plásticas cíclicas son significativamente más grandes que el tamaño de subgrano y las celdas de dislocaciones. Las dislocaciones se acumulan en líneas de deslizamiento específicas, lo suficientemente intensas como para penetrar en los bordes de subgrano y en las paredes de las celdas de deslizamiento. El vértice de la grieta se torna menos agudo, lo que permite el desarrollo de múltiples líneas de deslizamiento en su superficie frontal. Esto conduce a un cambio gradual en la superficie fracturada, pasando de predominar las caras corrugadas a las

homogéneas estrías de fatiga. La rugosidad y deflexión de la grieta disminuyen. La homogeneidad en el mecanismo de crecimiento aumenta bruscamente la sensibilidad del crecimiento a  $\Delta K$ .

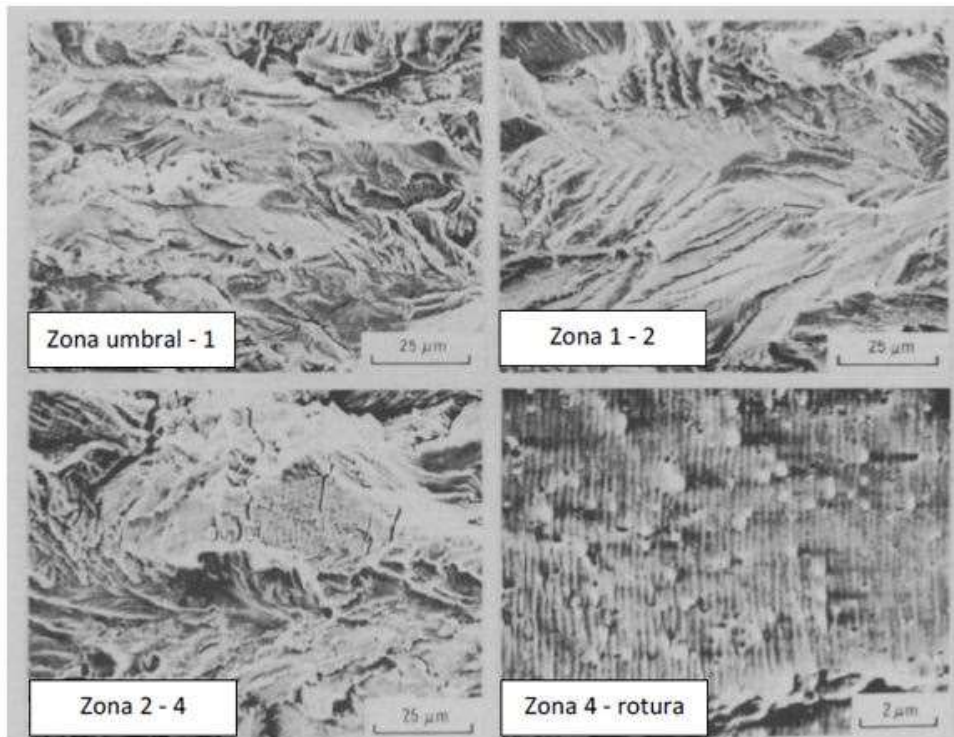


Figura 1.21. Estado de la zona de fractura según la zona de crecimiento en la que se encuentre. Muñoz [43].

- **Zona 4 - Rotura:** En esta fase final, la homogeneidad en el mecanismo de crecimiento se extiende por el frente de la grieta, y la superficie fracturada muestra estrías notables. Hasta llegar al punto 4, se necesita un conjunto de ciclos para avanzar la grieta, y a partir de ese punto, los avances pueden ocurrir en cada ciclo. Esta zona coincide con el comportamiento lineal de Paris, y el crecimiento se regula por el valor efectivo de  $\Delta K$ .

Cabe mencionar que, en esta etapa, el estado de tensiones en el vértice de la grieta cambia de deformación plana a tensión plana. Esto provoca una desaceleración temporal en las velocidades de crecimiento y un cambio en el tipo de crecimiento. No obstante, este cambio en el mecanismo de crecimiento no fue abordado por Wanhill [28], ya que su enfoque se centraba en etapas anteriores al comportamiento de Paris. Tanto Yamada [29] como Kranenburg [30] han reconocido que la progresión de estos labios de cortadura no siempre se correlaciona directamente con el cambio en el estado de tensiones y el comportamiento de crecimiento. Además, han señalado factores adicionales que podrían influir en su aparición, como las tensiones medias y las frecuencias de aplicación de las cargas en el ensayo.

## 1.6. EFECTO DE SECUENCIA

La información presentada en esta sección se basa en los artículos de Skorupa [31], los cuales proporcionan un análisis histórico exhaustivo acerca del efecto de la secuencia en la propagación de grietas. Durante la década de los años 60, se introdujo el concepto de la secuencia, el cual juega un papel relevante en el proceso de crecimiento de grietas. Diversos estudios evidenciaron que la aplicación de sobrecargas conlleva una disminución en la velocidad de crecimiento en los ciclos subsiguientes, fenómeno conocido como retardo, llegando incluso en algunas ocasiones a detener por completo el avance de la grieta.

A continuación, se presentan dos ilustraciones que ejemplifican este fenómeno. Cabe resaltar que la reducción en la velocidad de crecimiento no es inmediata en el ciclo inmediatamente posterior a la aplicación de sobrecarga. En su lugar, esta disminución ocurre de manera gradual a medida que la grieta sigue propagándose. El término "distancia de retardo" se refiere a la longitud que la grieta avanza a través de la zona plástica generada por la sobrecarga. En términos aproximados, esta distancia de retardo equivale al 25% del tamaño de la zona plástica. Una vez que la velocidad de crecimiento llega a su mínimo, empieza a incrementarse nuevamente hasta alcanzar el valor que tenía antes de la sobrecarga. Los factores que influyen en la magnitud de la distancia en la cual se observan los efectos transitorios de la sobrecarga, denominados como " $\Delta a^*$ ," incluyen  $\Delta K$ ,  $R$  y  $r_{OL}$ . Estos factores determinan el alcance de la distancia de retardo hasta que la velocidad de crecimiento se estabiliza.

Es esencial resaltar que en situaciones donde se generan zonas plásticas de mayor tamaño, la distancia " $\Delta a^*$ " también se incrementa. Este fenómeno es particularmente evidente en materiales con espesores reducidos y límites elásticos bajos.

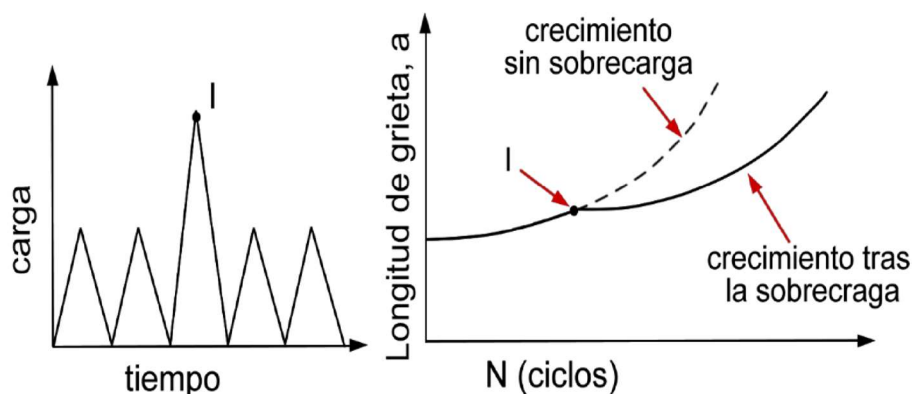


Figura 1.22. Retardo en el crecimiento de grieta producido por una sobrecarga. Zúñiga [44].

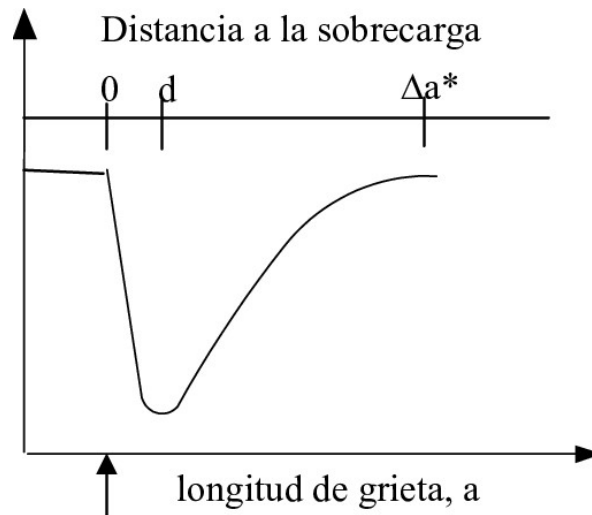


Figura 1.23. Salto de velocidad de crecimiento de grieta producido por una sobrecarga. Moreno [49].

En circunstancias contrarias, es decir, cuando en lugar de aplicar una sobrecarga se introduce una carga menor, se observa un incremento en la velocidad de crecimiento en los ciclos siguientes, aunque a un nivel inferior en comparación con el caso de las sobrecargas. Además, se ha constatado que, si se introduce una disminución en la carga justo después de una sobrecarga, se amortigua el impacto de esta última. Sin embargo, si dicha disminución se aplica antes de la sobrecarga, no genera el mismo efecto de mitigación.

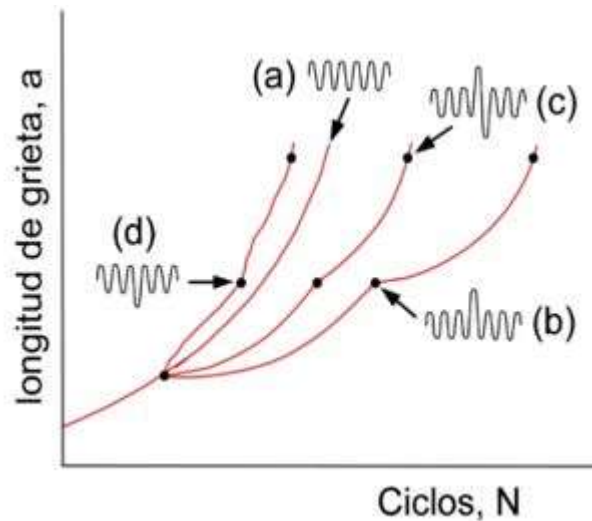


Figura 1.24. Comportamiento de la velocidad de crecimiento para: a) Cargas de amplitud constante, b) Tras aplicación de sobrecarga, c) Tras aplicación de sobrecarga seguida de una carga menor, d) Tras aplicación de un ciclo menor. Muñoz [43].

Se observa un fenómeno similar cuando se emplean secuencias de bloques de carga. Cuando se implementan ciclos de carga con amplitud constante seguidos inmediatamente por ciclos con menor amplitud de carga, se produce una disminución en la velocidad de crecimiento que es comparable a la que se experimenta con varias sobrecargas consecutivas. Si los bloques de carga tienen el mismo valor máximo pero diferentes valores mínimos, el efecto de secuencia es menos pronunciado que cuando varía el valor máximo.

En el caso de que las cargas del segundo bloque sean menores que las del primer bloque, se genera un aumento en la velocidad de crecimiento durante el segundo bloque. Skorupa [31] realizó investigaciones sobre este fenómeno en la aleación de aluminio D16Cz (similar al 2024-T3), aplicando sobrecargas de forma periódica, seguidas de ciclos con cargas menores. Estos estudios demostraron que esta secuencia específica puede resultar en vidas útiles más prolongadas en comparación con el enfoque inverso, es decir, cuando se aplican primero cargas menores y luego sobrecargas.

### 1.7. MECANISMOS CAUSANTES DEL CIERRE DE GRIETA

Desde que se identificó el fenómeno del efecto de secuencia, se han propuesto varios mecanismos como posibles responsables de este efecto. Los detalles completos y el análisis de la importancia de cada uno de estos mecanismos en la generación del efecto de secuencia se encuentran en la literatura especializada. A continuación, se presenta una breve descripción de los mecanismos que tienen un impacto significativo en el caso de materiales metálicos.

#### 1.7.1. Cierre de grieta por plasticidad

El concepto de "cierre de grieta", introducido por Elber [21], ha sido propuesto para dar cuenta de ciertas peculiaridades en el comportamiento de grietas en ausencia de carga. En términos generales, una grieta ideal en un material (definida como una discontinuidad perfecta con espesor nulo) tiende a permanecer cerrada bajo condiciones de carga nula o compresión. No obstante, Elber [21] observó a través de experimentos que las grietas generadas por fatiga exhiben un proceso de cierre durante la fase de descarga, antes de que la tensión alcance el valor de cero.

La explicación para esta discrepancia radica en el fenómeno de plastificación que acontece frente al frente de la grieta durante el proceso de fatiga. Conforme la grieta se propaga, deja una zona con deformaciones residuales en su estela, afectando al material circundante que ha experimentado previamente deformación plástica durante ciclos de crecimiento anteriores.

Esta región de material deformado funciona de manera análoga a una cuña, dando origen a tensiones residuales de compresión en la grieta. Estas tensiones residuales tienen la capacidad de cerrar la grieta antes de que la tensión se reduzca completamente, lo cual impide la apertura de la grieta hasta que se superen los efectos de estas tensiones residuales.

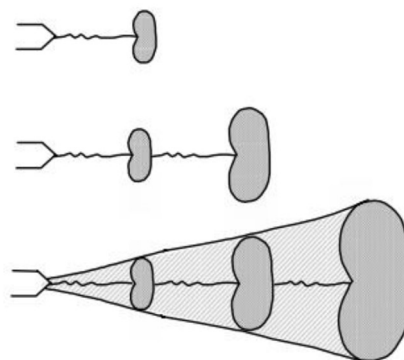


Figura 1.25. Estela plástica debida al crecimiento de grieta. Zúñiga [44].

Elber [21] identificó que la propagación de una grieta únicamente puede ocurrir durante la fase del ciclo de carga en la cual la grieta se encuentra completamente abierta. En este contexto, Elber introdujo la noción de la tensión de apertura ( $S_{op}$ ) como un valor de referencia para delimitar el rango de tensiones efectivas. A partir de esta premisa, propuso la definición de un rango efectivo para el factor de intensidad de tensiones:

$$\begin{aligned}\Delta\sigma_{ef} &= \sigma_{max} - \sigma_{op} \\ \Delta K_{ef} &= K_{max} - K_{op}\end{aligned}\quad (1.20)$$

Cuando ocurre una sobrecarga en un proceso de carga a amplitud constante, justo en la zona inmediata al frente de la grieta se genera una región plástica más extensa, acompañada de deformaciones plásticas residuales en tracción más pronunciadas (Figura 1.26). A medida que la grieta avanza a través de esta región plástica con mayores deformaciones acumuladas, se incrementan las presiones entre las superficies de la grieta. Esto provoca un aumento en la tensión de apertura ( $S_{op}$ ) y, como resultado, una disminución en la velocidad de crecimiento de la grieta. Además, cuando la grieta se propaga a través de esta región plástica, se experimentan mayores presiones entre las superficies de la grieta, lo que lleva a un aumento en la tensión de apertura ( $S_{op}$ ) y, por ende, a una disminución en la velocidad de crecimiento.

De manera similar, entre dos bloques de carga, si se produce un cambio en la amplitud de los ciclos, se genera un cambio no instantáneo en las tensiones de cierre. Este fenómeno puede explicar, al menos en parte, los efectos de secuencia observados.

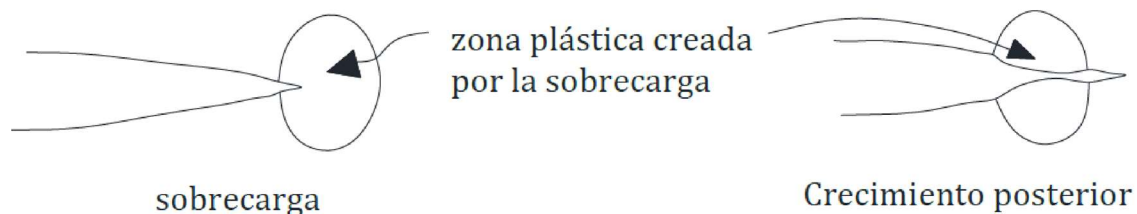


Figura 1.26. Zona plástica creada por la sobrecarga. Zúñiga [44].

Aunque este mecanismo no puede abarcar toda la variedad de comportamientos observados en distintos materiales, condiciones ambientales, niveles y tipos de carga, y longitudes de grieta, sí se considera que el cierre de la grieta debido a la plasticidad es el factor principal detrás de los efectos de secuencia que ocurren en metales.

La influencia de otros mecanismos, que exploraremos a continuación, tiende a ser más notoria en situaciones con valores bajos de  $\Delta K$ . Sin embargo, cuantificar con precisión sus efectos puede ser complicado. Es relevante mencionar que existen modelos que sugieren que el cierre debido a la plasticidad podría ser menos influyente en comparación con otros mecanismos propuestos para explicar los efectos de secuencia.

### 1.7.2. Bifurcación de la grieta y deflexión

En algunas aleaciones metálicas, se observa una tendencia a la acumulación de dislocaciones en planos de deslizamiento. Durante y después de experimentar una sobrecarga, es posible que se produzca una bifurcación o desviación en la dirección de la grieta. Esta desviación puede ser temporal y, con el tiempo, la grieta puede volver a su dirección original anterior a la sobrecarga. La observación experimental ha demostrado que este fenómeno puede dar lugar a veces a un retardo en la propagación de la grieta, mientras que en otras ocasiones puede conducir a una aceleración, con el retardo ocurriendo después de que la grieta haya retornado a su dirección original.

A través de diversos estudios experimentales, Fleck [32] llegó a la conclusión de que, para valores elevados de  $\Delta K$ , este fenómeno no es una causa sostenible de retardo en la propagación de la grieta. Sin embargo, en el caso de niveles bajos de  $\Delta K$ , la desviación de la grieta puede influir en el retardo, y este mecanismo puede interactuar con otros para generar efectos más complejos.

### 1.7.3. Cierre de grieta inducido por óxido

Este fenómeno se manifiesta con mayor relevancia en entornos corrosivos donde la atmósfera puede ocasionar la oxidación de la superficie de la grieta, lo que a su vez puede impactar en su crecimiento de manera inusual. En situaciones en las que el valor de  $\Delta K$  se aproxima al umbral de crecimiento y se presentan valores bajos de  $R$ , se generan condiciones de apertura y cierre de la grieta en un modo mixto, combinando el cierre por plasticidad. Esta interacción conlleva a un proceso continuo de rotura y a la formación recurrente de capas de óxido a través de un mecanismo de fretting.

En este contexto, se origina una disminución en la velocidad de crecimiento de la grieta, ya que se produce un efecto de cuña que incrementa el factor de intensidad de tensiones  $K_c$  y simultáneamente reduce el valor de  $\Delta K$  efectivo ( $\Delta K_{eff}$ ). Este comportamiento resulta en un frenado en la tasa de crecimiento de la grieta, debido a la influencia combinada de estos factores que actúan de manera sinérgica en el proceso de propagación de la grieta.

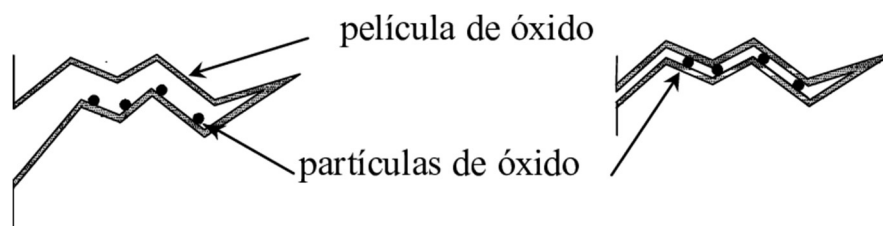


Figura 1.27. Cierre de grieta inducido por óxido. Moreno [49].

#### 1.7.4. Cierre de grieta inducido por rugosidad

En situaciones donde las tensiones son relativamente bajas, como en niveles cercanos al umbral, la zona plástica adquiere dimensiones inferiores a características microestructurales, como el tamaño de grano. En tales condiciones, el crecimiento de la grieta se desarrolla a lo largo de un único sistema de deslizamiento, propio del crecimiento de fisuras pequeñas (conocido como estado I de crecimiento de grietas por fatiga). Este tipo de crecimiento conduce a una morfología altamente irregular que, combinada con el desplazamiento de las superficies de la grieta en modo II y el desajuste entre las irregularidades superficiales (Figura 1.28), da lugar a un aumento en el valor de  $K$  característico del cierre ( $K_{cl}$ ).

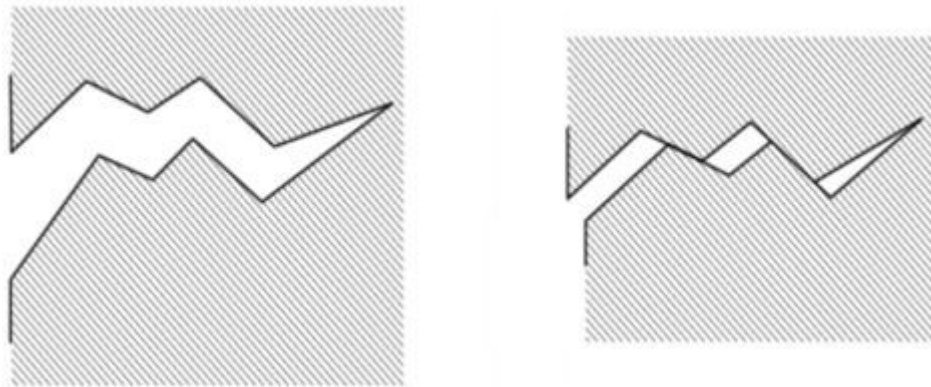


Figura 1.28. Cierre de grieta inducido por rugosidad. Muñoz [43].

Diversos factores amplifican el cierre inducido por la rugosidad de la superficie. Estos incluyen situaciones en las que la zona plástica es menor que el tamaño del grano, lo que impulsa mecanismos de crecimiento a través de un solo sistema de deslizamiento; gran tamaño de grano y microestructura que propicia el deslizamiento en un único plano, aumentando las irregularidades; y la presencia frecuente de deflexiones generadas por bordes de grano, partículas de segunda fase o cambios bruscos de carga.

Este tipo particular de cierre de grieta, similar al inducido por óxido, puede ejercer una influencia significativa en el efecto de secuencia cuando una sobrecarga provoca una disminución en la velocidad de crecimiento cercana al umbral. En este escenario, se activan mecanismos de crecimiento que incrementan el valor del cierre causado por la rugosidad en la superficie de la grieta. Además, este valor aumenta en relación con el conjunto total de tensiones de cierre.

#### 1.7.5. Condiciones específicas en el frente de grieta relacionadas con tensión/deformación

El cierre de grieta no agota las fuentes de modelos explicativos para los efectos de secuencia. Otras posibles causas pueden hallarse en el material adyacente al frente de la grieta, donde la existencia de tensiones residuales de compresión, ya sea en la zona plástica total o en la plástica cíclica, podría proporcionar una explicación para los efectos de retardo observados.

## 1.8. FATIGA MECÁNICA EN MATERIALES METÁLICOS (MODO I)

El fenómeno de fatiga mecánica en materiales metálicos bajo esfuerzos en Modo I ha sido objeto de investigación desde diversas perspectivas. Por un lado, está la necesidad de proporcionar a los ingenieros un método práctico de diseño y, por otro lado, se busca obtener un mayor conocimiento del propio fenómeno con distintos objetivos parciales y utilizando diversas herramientas. A pesar de que estos enfoques están interrelacionados, resulta complicado realizar una clasificación exhaustiva. Con el fin de situar los temas tratados en este trabajo, es posible plantear una clasificación sencilla que agrupe estos frentes en diferentes campos de estudio la cual se desarrollará a continuación.

### 1.8.1. Campo experimental y de diseño

Tanto el campo experimental como el diseño a fatiga son áreas relacionadas dentro del estudio de la fatiga mecánica en materiales metálicos. A continuación, se presentan algunos de los frentes de investigación en estos campos:

- **Diseño de componentes sujetos a fatiga:** Este es un ámbito de gran interés en la industria, donde se destacan los avances realizados en la comprensión y aplicación de la fatiga en el diseño de componentes.
- **Realización de ensayos de vida:** En este frente se incluyen actividades como la generación de registros de carga (ya sea amplitud aleatoria o amplitud variable) y la obtención de historias de carga reales. Además, implica el procesamiento de datos mediante filtrado y representación, así como la evaluación de resultados en términos de calidad, dispersión y anomalías. También se aborda la definición de condiciones de ensayo, la geometría de las probetas, la instrumentación, el calibrado y la lectura de datos. El estudio y análisis de piezas fracturadas también son componentes clave en esta área.
- **Realización de ensayos concretos:** Estos ensayos se enfocan en objetivos específicos que van más allá del estudio del crecimiento de grietas. Esto puede incluir la verificación de los efectos de secuencia, la medición del factor de intensidad de tensiones  $K_0$ , el análisis de la zona umbral y la relación entre  $K_c$  y  $K_{IC}$ .

### 1.8.2. Estudio del fenómeno de crecimiento o del mecanismo de fatiga

Este segmento abarca los estudios sobre la propagación de grietas y los mecanismos que la generan. Estos estudios se llevan a cabo en diferentes enfoques:

- **A nivel microestructural:** En esta perspectiva, se desarrollan modelos de crecimiento que buscan explicar el fenómeno de propagación desde una óptica estadística y a nivel microscópico, con un enfoque específico en el vértice de la grieta. Aquí se profundiza en cómo los aspectos microestructurales influyen en el proceso de propagación de la grieta.
- **Mecánica de fractura:** Este enfoque se centra en el estudio de la propagación de grietas en su etapa inestable final. Se realiza un análisis exhaustivo de la variable indicadora  $K$  (MFEL) a partir de la cual se deriva el  $\Delta K_{\text{efectivo}}$ . Este valor es fundamental para modelizar la velocidad de crecimiento de grietas, tanto en situaciones de amplitud constante como variable. En esta área se abordan las relaciones cruciales entre los factores de intensidad de tensiones y la velocidad de crecimiento de las grietas, permitiendo la predicción y modelización del proceso.

### 1.8.3. Métodos numéricos de cálculo/predicción

Los métodos de análisis de propagación de grietas tienen como objetivo confirmar la validez de una variable directora relacionada con el Factor de Intensidad de Tensiones (K). Para que un modelo sea considerado válido, se requiere una coherencia entre los resultados de simulación, la respuesta a sobrecargas, las predicciones de vida y las estimaciones para amplitudes de carga aleatorias.

En este contexto, existen diversas aproximaciones numéricas que pueden ser utilizadas, tanto métodos deterministas como estadísticos. Dentro de los métodos deterministas, los enfoques basados en elementos finitos son ampliamente empleados. La complejidad de estos métodos dependerá de las simplificaciones realizadas durante el análisis. Una etapa crucial en el estudio es la selección de una variable directora de crecimiento, la cual puede ser, por ejemplo, el cierre de grieta por rugosidad ( $\Delta K_{\text{efectivo}} = K_{\text{max}} - K_{\text{min\_corregido}}$ ) o el cierre de grieta debido a la plastificación ( $\Delta K_{\text{efectivo}} = K_{\text{max}} - K_{\text{apertura}}$ ), entre otras opciones.

En los métodos deterministas, los análisis pueden llevarse a cabo en bloques de carga o ciclo a ciclo, y están enfocados en prever el comportamiento de propagación de grietas. Por otro lado, los métodos estadísticos también se emplean para abordar esta problemática y consideran la variabilidad intrínseca de los materiales y cargas involucradas en el proceso. En última instancia, el uso de estos métodos proporciona una herramienta fundamental para el diseño y la evaluación de componentes sujetos a fatiga.



## 2. MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA

## 2. Modelos de crecimiento de grieta

### 2.1 INTRODUCCIÓN

En este capítulo, se profundizará en los aspectos de la fatiga que están directamente relacionados con el presente estudio, los cuales proporcionan los fundamentos teóricos y experimentales en los que se basan nuestras propuestas.

Se explorarán distintos enfoques que consideran las fuerzas conductoras del crecimiento de grietas, es decir, las variables que determinan cómo una grieta se propaga. En particular, se prestará especial atención a los enfoques que se centran en el fenómeno de cierre de grieta.

Para contextualizar este análisis, se realizará una revisión histórica siguiendo las exposiciones presentadas por expertos como Newman [33] y Schijve [22]. Se examinarán algunos de los modelos que permiten representar el comportamiento de los materiales sometidos a cargas cíclicas, y se explorará cómo estos modelos pueden aplicarse considerando el proceso de carga previsto. Esta aplicación puede llevarse a cabo mediante la simulación ciclo a ciclo del proceso de fatiga hasta que se produzca el fallo, o bien de manera global, mediante la definición estadística del proceso de carga. Esto último permite determinar la vida útil esperada del componente y, dependiendo del modelo estadístico utilizado, también su distribución de probabilidad.

Dentro de los enfoques analizados, se abordará de manera detallada el modelo Strip Yield propuesto por Newman [33]. Se describirán sus características fundamentales, las simplificaciones en las que se basa, su rendimiento y se presentará un diagrama de flujo que resume el procedimiento del programa asociado a este modelo.

### 2.2 FORMULACIÓN DE LAS VELOCIDADES DE CRECIMIENTO. VARIABLE DIRECTORA

La expresión de la variable directora responsable del cierre de grieta por plasticidad (PICC) es:

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

En esta ecuación, se ha reemplazado " $K_{op}$ " por " $K_0$ ", siendo este último el factor de intensidad de tensiones en el cual se produce el crecimiento de la grieta.

Debido a la falta de consenso y a la ausencia de una opinión generalizada acerca de los mecanismos que afectan al efecto de secuencia, los enfoques más aceptados se centran en relación con el cierre de la grieta y las deformaciones y tensiones presentes en la zona delante del frente de la grieta.

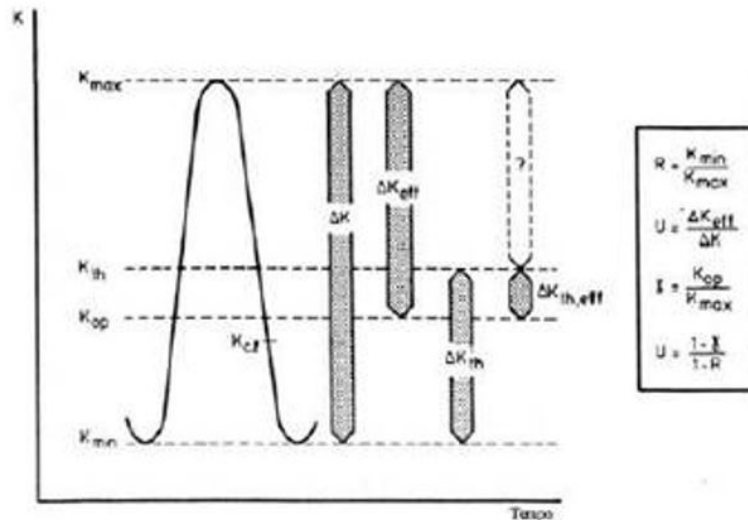


Figura 2.1. Comparación valores  $\Delta K$  y  $\Delta K_{ef}$ . Muñoz [43].

### 2.2.1 Condiciones de tensión y/o deformación en el frente de grieta como variables directoras

El número de investigadores que no atribuyen al cierre de grieta un papel fundamental en el crecimiento de las grietas sigue siendo significativo. Estos enfoques suelen requerir dos variables directrices para abordar las condiciones específicas de tensión y deformación en el vértice de la grieta, utilizando con frecuencia  $K_{max}$  y  $\Delta K$ .

A continuación, se presenta una síntesis de una de las propuestas, que pone de manifiesto la disparidad de opiniones en relación con la variable directriz. Además, se destaca el interés de esta propuesta al utilizar la misma estructura para la variable directriz que se emplea en el mecanismo de cierre, así como las conclusiones a las que llega.

La confirmación experimental de las predicciones de modelos numéricos que sugieren la existencia de tensiones residuales de compresión en el frente de la grieta en el momento en que se alcanzan condiciones de apertura (aplicando  $S_{op}$ ), ha llevado a algunos autores a argumentar que el nivel de tensiones necesario para inducir el crecimiento debe ser mayor que  $S_{op}$ .

Skorupa [31] aborda los estudios en los que se analizan los datos de los valores de carga frente a los desplazamientos de apertura en el vértice de la grieta. A partir de estos análisis, se concluye que, para inducir deformaciones plásticas en el vértice de la grieta, se requiere una carga  $S_0$  que sea mayor que  $S_{op}$ . A partir del factor de intensidad de tensiones asociado con esa tensión de inicio de plastificación ( $K_0$ ), desarrolla su propia variable directriz (2.1). La relación lineal que Skorupa [31] establece entre el  $\Delta K_{ef}$  que define y la inversa de la dimensión de la zona plástica ( $\omega$ ), que está correlacionada con la velocidad de crecimiento, refuerza la fundamentación de su variable directriz.

### 2.2.2 Cierre de grieta inducido por plasticidad (PICC)

El cierre de grieta por plasticidad (PICC) se ha consolidado como el mecanismo más ampliamente aceptado y validado para explicar los efectos de secuencia. Su respaldo experimental y la capacidad predictiva de los modelos basados en él lo han posicionado como la principal causa de estos efectos. En este mecanismo, la variable directora utilizada es  $\Delta K_{ef} = K_{max} - K_0$ , donde  $K_0$  es el factor de intensidad de tensiones asociado a la tensión de apertura. Cuando  $K_{min} > K_0$ , la variable se expresa como  $\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{min}$ . La finalidad de esta variable es ofrecer una explicación holística, de manera que un valor de  $\Delta K_{ef}$  implique una velocidad de crecimiento independientemente de los valores de  $R$  y el espesor de la probeta. La relevancia de este modelo ha estimulado el desarrollo de diversas técnicas normalizadas por ASTM para medir  $S_{op}$ .

La evaluación de  $K_0$  se lleva a cabo calculando el factor de intensidad de tensiones inducido por la zona plástica en el vértice de la grieta hasta alcanzar  $S_{min}$ , lo que resulta en la igualdad  $(K_0 - K_{min}) = K_{estela\ plástica\ a\ S_{min}}$ . En procesos con amplitud constante y  $R$  no excesivamente altos, el vértice de la grieta permanece cerrado a  $S_{min}$ . Debido a que es una zona de alta deformación plástica, las superficies recién fracturadas se ponen en contacto casi inmediatamente cuando inicia el ramal de descarga del ciclo, corrigiendo parcialmente los alargamientos que han ocurrido a medida que se acerca a  $S_{min}$ .

A pesar de su amplia aceptación, el PICC enfrenta críticas como mecanismo explicativo único:

- En situaciones de deformación plana (común en grietas pequeñas sometidas a fatiga), Vasudevan [34] argumenta que es inviable generar una estela plástica debido a la falta de material que aporte a esa zona desde una contracción transversal.
- Bowles [35] concluye que el vértice de la grieta permanece abierto, sin contacto entre las superficies fracturadas. Los modelos basados en el PICC no pueden abordar esta situación en condiciones de amplitud constante, aunque podrían hacerlo en condiciones de amplitud variable, como en ensayos de umbral con  $\Delta K$  decreciente.
- Paris [15] cuestiona el origen del cierre debido a la plastificación del vértice, ya que observa niveles persistentes de cierre incluso bajo cargas inversas, con un marcado contacto entre las superficies. Según su argumento, en esta situación deberían desaparecer esas deformaciones locales.
- El PICC tiende a sobrestimar las respuestas en retardo frente a las sobrecargas, lo que podría deberse a una posible sobreestimación del valor de cierre. Sin embargo, esto no puede justificarse únicamente desde este mecanismo actuando de manera aislada.

### 2.2.3 Cierre de grieta inducido por rugosidad (RICC)

El mecanismo denominado "Cierre de Grieta Inducido por Rugosidad" (RICC) aborda aspectos que el PICC no puede explicar. Según el autor Kujawski [36], cuando el crecimiento de la grieta se encuentra cerca de la zona umbral, está vinculado a planos inclinados respecto al Modo I de carga, lo que genera irregularidades en la superficie de fractura.

El RICC ofrece una mejor justificación para el comportamiento mencionado por Paris [15] en la sección anterior, ya que las irregularidades superficiales dificultan la eliminación del cierre. Esto se ha observado en numerosos ensayos donde se evidencia una marcada abrasión entre las superficies de fractura.

La principal diferencia entre el PICC y el RICC radica en que, en condiciones de amplitud constante, la grieta permanece cerrada para " $\sigma_{\min}$ " en el PICC, mientras que en el mecanismo RICC, la grieta permanece abierta. Además, en el RICC no se requiere la aportación de material como en el PICC.

El fenómeno por el cual la grieta permanece abierta debido a la presencia de material más allá de la línea de la superficie de fractura se conoce como "crack tip shielding" o cierre parcial de grieta. Este mecanismo brinda una perspectiva diferente sobre cómo las irregularidades en la superficie de fractura pueden influir en el comportamiento del crecimiento de la grieta y el cierre.

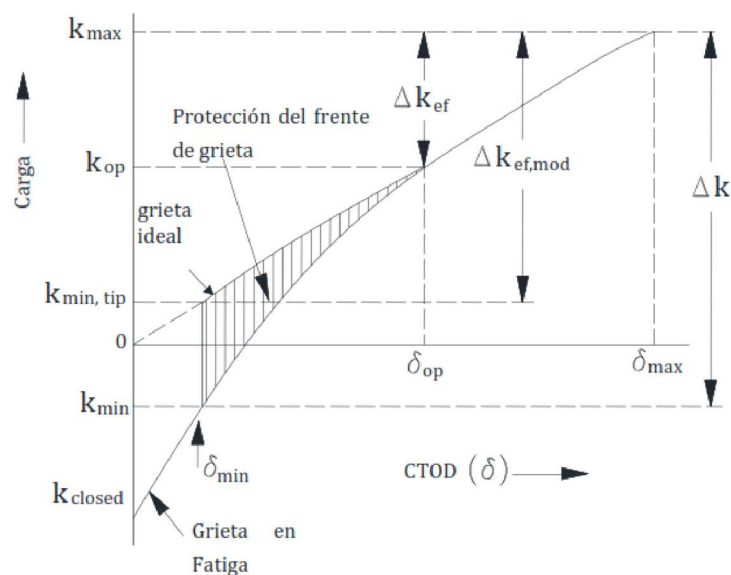


Figura 2.2. Efecto "crack tip shielding" de Chen en  $\Delta K$ ,  $\Delta K_{ef}$  y  $\Delta K_{ef-modificado}$ . Zúñiga [44].

Chen [37] fue pionero en llevar a cabo investigaciones en este campo. En la figura 2.2 se ilustra la apertura del extremo de la grieta para un proceso con una carga de amplitud constante. La relación entre  $K$  y los desplazamientos de apertura del extremo de la grieta (CTOD) se representa mediante una curva que pasa por el punto  $(\delta_{op}, K_{op})$  y luego muestra un comportamiento lineal.

Talesman [38] ha planteado discrepancias con el modelo RICC, argumentando que valores elevados de " $K_{max}$ " y " $\Delta K$ " podrían dar lugar a una fuerte dependencia del estado de tensiones, lo cual no parece ser razonable.

En comparación con el caso anterior, la definición de la variable fundamental presenta diferencias:

- El factor de intensidad de tensiones percibido por el extremo de la grieta no es " $K_{min}$ " según Chen. Esto se debe a que el extremo de la grieta experimenta desplazamientos CTOD de valor " $\delta_{min}$ ", lo que requiere un valor de " $K_{min,tip}$ " para  $K$ . Por lo tanto, la variable fundamental según Chen es:

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

$K_{min,tip}$  se refiere al valor de la intensidad de tensiones en la grieta cuando no está protegida por rugosidad.

El uso de " $\Delta K_{ef,mod}$ " como variable directora representa una mejora significativa en comparación con la propuesta de Elber, especialmente en la zona umbral. Además, el umbral se considera único y es una característica intrínseca del material.

- Por otro lado, Paris [15] y Donald [39] también respaldan el mecanismo RICC como el principal. Estos autores proponen un modelo en el que la grieta está parcialmente cerrada debido a la rugosidad entre las superficies fracturadas. En su modelo, suponen que la apertura del vértice sigue un patrón parabólico.

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

Donde:

- $h$ : semialtura de la cuña.
- $d$ : distancia a la que se activa la cuña respecto al vértice.
- $\sigma_{nominal}$ : tensión remota.

Por lo que quedaría:

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - \frac{2}{\pi} K_{op} - \sigma_{nominal} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot d}{2}} \quad (2.4)$$

En la ecuación,  $K_{op}$  se refiere al valor del factor de intensidad de tensiones de apertura modificado por el cierre parcial de la grieta. Este cierre parcial se representa como una cuña rígida con "h" como semialtura y que actúa a una distancia "d" desde el vértice de la grieta.

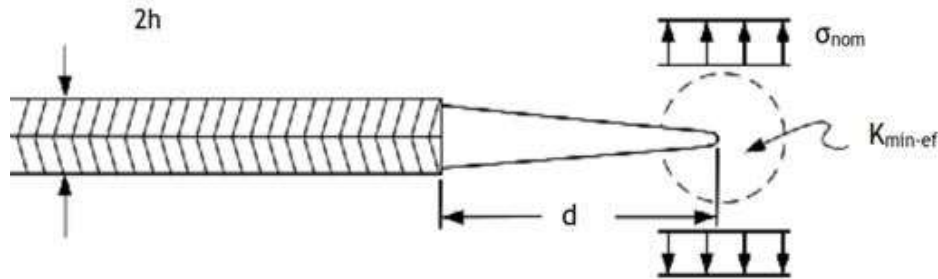


Figura 2.3. Magnitudes definidas por Paris y Donald necesarias para el cálculo del factor de intensidad de tensiones. Muñoz [43].

Las fórmulas presentadas por Donald para las variables directrices que delimitan su enfoque "cierto" establecen límites superiores e inferiores que caracterizan el modelo de cierre parcial de la grieta.

Límite superior (Método  $2/\pi_0$ ):

$$\Delta K_{ef} \leq \Delta K_{\frac{2}{\pi_0}} = K_{max} - \frac{2}{\pi} \cdot K_{op} \tag{2.5}$$

Límite inferior (Método  $2/\pi$ ):

$$\Delta K_{ef} \geq \Delta K_{\frac{2}{\pi}} = K_{max} - \frac{2}{\pi} \cdot K_{op} - \left(1 - \frac{2}{\pi}\right) \tag{2.6}$$

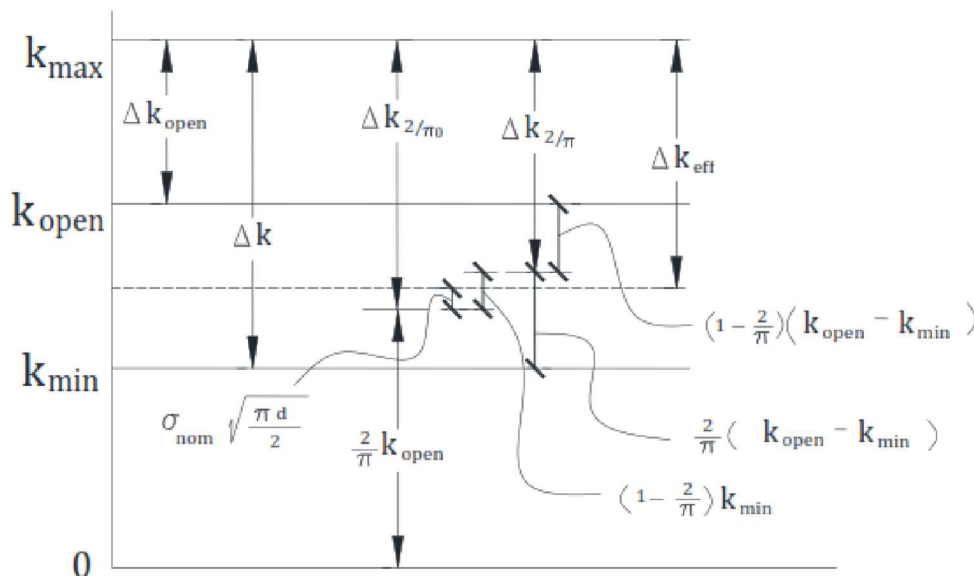


Figura 2.4. Acotación de la variable directora de Donald mediante métodos  $2/\pi$  y  $2/\pi_0$ . Zúñiga [44].

#### 2.2.4 Variable directora en un mecanismo mixto PICC-RICC

Las posiciones extremas que respaldan un único mecanismo explicativo están disminuyendo su fuerza a medida que surgen pruebas empíricas. En última instancia, parece haber un consenso en torno a la existencia de una variable directriz ( $\Delta K_{ef}$ ) definida en función de un  $K_0$  controlado por el mecanismo de Cierre de Grieta Inducido por Rugosidad (RICC) en situaciones de deformación plana y bajos valores de  $\Delta K$ . Por otro lado, el mecanismo de Cierre de Grieta por Plasticidad (PICC) parece ser más predominante en zonas de evolución lineal de velocidades (zona Paris) y valores de  $\Delta K$  más altos.

Las teorías que sostenían una única variable directriz para explicar el mecanismo de crecimiento de la grieta están comenzando a considerar la posibilidad de combinar ambos mecanismos, el PICC y el RICC. En esta perspectiva combinada, el mecanismo RICC tendría un papel dominante en la zona umbral de crecimiento debido a la mayor prominencia de la rugosidad. Por otro lado, el mecanismo PICC influiría desde la zona de Paris hasta la fractura.

Autores como Paris [15] y Donald [39] han realizado una combinación de las variables directrices inicialmente definidas para tener en cuenta ambos comportamientos. Además, Kujawski [36] ha integrado el método  $2/\pi$  de Donald con  $K_{op}$ , introduciendo el valor de  $K_{max,th}$  de cada material, como una variable. Cabe destacar que la transición entre mecanismos no es lineal, sino exponencial.

#### 2.2.5 Doble variable directora

Krenn [40] y Morris [41] exploran las diferencias y similitudes entre los enfoques clave de las variables directrices:

- Modelos basados en  $K_{max}$ : emplean dos variables directrices ( $K_{max}$  y  $\Delta K$ ). La conexión del crecimiento con  $K_{max}$  se atribuye a las tensiones internas presentes en el frente de la grieta.
- Modelos basados en el cierre de la grieta: utilizan una única variable directriz ( $\Delta K_{ef}$ ). Se supone que los efectos de  $K_{max}$  en el crecimiento ya están considerados en la variable  $\Delta K_{ef}$ .

La adopción de una única variable directriz en los modelos basados en el cierre de la grieta justifica la utilización del colapso de varias curvas de crecimiento como un criterio para evaluar la eficacia de un método o modelo al estimar  $K_0$ .

Cuando se abordan los modelos basados en el cierre de la grieta, subrayan de manera positiva lo que consideran una forma de combinar los mecanismos PICC y RICC propuesta por Paris y Donald. Para abordar las limitaciones del colapso de curvas de crecimiento de diferentes materiales, Paris y Donald introducen una corrección en su variable directriz:

$$\Delta K_{ef} = A \cdot (\Delta K_{ef(*)})^{(1-n)} \cdot (K_{max})^n \quad (2.7)$$

La variable "n", conocida como el "exponente de sensibilidad a  $K_{max}$  normalizado", es una característica intrínseca del material y suele oscilar en el rango de 0,1 a 0,25.

En el enfoque propuesto por Paris [15] y Donald [39], se introdujo la variable de sensibilidad a  $K_{max}$ , asumiendo mediciones precisas de los valores de cierre en  $\Delta K_{ef(*)}$ . Esta inclusión se justifica por los "efectos de segundo orden sobre los efectos de R". La adición de este término permite obtener la convergencia de las curvas de crecimiento en una amplia gama de velocidades.

Krenn [40], por su parte, argumenta que la incorporación de la sensibilidad a  $K_{max}$  complementa las mediciones del cierre de la grieta por plasticidad. Al ajustar cuidadosamente el valor de "n", es posible mejorar la uniformidad en las curvas de crecimiento, lo que sugiere que la nueva variable  $\Delta K_{ef}$  captura de manera precisa el comportamiento del cierre de la grieta.

En el marco presentado por Paris [15] y Donald [39], se introduce explícitamente una segunda variable directriz ( $K_{max}$ ) en el modelo original de cierre propuesto por Elber ( $\Delta K_{ef} = K_{max} - K_0$ ). Como resultado, las curvas de crecimiento, representadas por  $da/dN - \Delta K_{ef}$ , ya no requieren una convergencia completa, dado que los efectos de  $K_{max}$  generan pequeñas variaciones que se compensan al trabajar con la "variable directriz conjunta".

Es interesante notar que varios autores, de manera implícita, han incorporado esta segunda variable en sus modelos de cierre.

### 2.2.6 Velocidades de crecimiento

La velocidad de crecimiento puede ser modelada utilizando una única expresión que sea válida desde el umbral hasta la región influenciada por  $K_c$ . Otra opción es utilizar tramos lineales que se ajusten a los datos experimentales. En este enfoque, la forma de la curva sería lineal en la región intermedia y asintótica en los extremos (umbral y zona de  $K_c$ ).

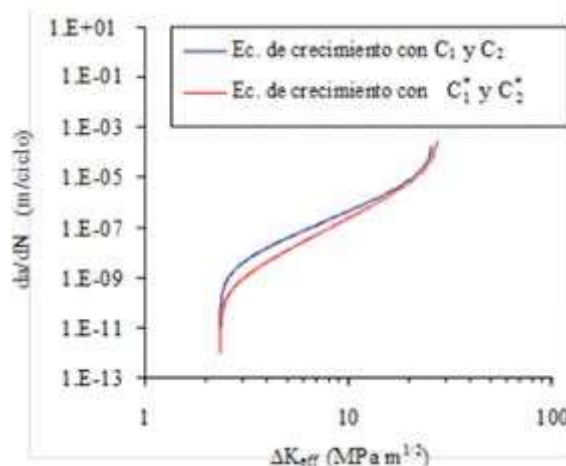


Figura 2.5. Ecuaciones de comportamiento definidas por expresión única. Existe un tramo central lineal definido por  $C_1$  y  $C_2$  asintotizado en las proximidades de la zona umbral y de  $K_c$ . Muñoz [43].

En relación a las ventajas de adoptar una única expresión para representar la velocidad de crecimiento, se pueden destacar:

- Simplifica la implementación de métodos numéricos utilizados en la simulación.
- Proporciona una comprensión más nítida del comportamiento en las tres regiones de crecimiento.
- Captura de manera precisa el comportamiento asintótico y sus implicaciones, generando perfiles diferenciados para cada valor de R.

Por otro lado, las ventajas de optar por segmentos lineales son:

- Suelen brindar predicciones más precisas en la mayoría de los casos.
- Se adaptan especialmente bien a la forma de doble concavidad presente en algunas aleaciones de aluminio.
- Permiten generar curvas de crecimiento específicas para distintos valores de R.
- Presentan un mejor ajuste al considerar las características asintóticas de la curva de crecimiento.

#### 2.2.7 Modelos analíticos a partir de métodos de predicción de crecimiento en ensayos sometidos a cargas de amplitud variable

- **Modelos de Plastificación del Cierre de Grieta**  
Estos modelos sostienen que el retardo en el crecimiento se origina en la zona plástica inducida por una sobrecarga. Este retardo persistirá hasta que los ciclos subsiguientes logren superar la zona plástica ocasionada por la sobrecarga.
- **Modelos Basados en el Cierre de Grieta**  
En estos modelos, el fenómeno de retardo se fundamenta en el cierre de la grieta. Este cierre ocurre debido a cambios en el régimen de cargas que impactan directamente en el factor de intensidad de tensiones  $\Delta K_{ef}$  y, por ende, en la velocidad posterior de crecimiento.
- **Modelos Estadísticos**  
En este enfoque, la velocidad de crecimiento está relacionada con un  $\Delta K$  efectivo y un parámetro estadístico derivado de la función de densidad de probabilidad de la historia de cargas. Se requiere la especificación de datos iniciales (condiciones de carga, material, geometría de la grieta, etc.) y, a partir de ellos, se formula una relación que describe el crecimiento de la grieta.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, \dots) \quad (2.8)$$

Para determinar el número de ciclos, se utiliza la expresión 2.9, que se encuentra limitada por los valores de la longitud inicial y final de la grieta ( $a_0$  y  $a_f$ ).

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R, \dots)} \quad (2.9)$$

- **Modelos ciclo a ciclo**

Estos modelos calculan el crecimiento de la grieta al medir el aumento en cada ciclo. Para lograrlo, se deben seguir una serie de pasos secuenciales de manera precisa.

1. Definir la longitud inicial de la grieta y la geometría.
2. Calcular  $f(a)$  para la geometría predefinida y determinar  $K$  en función de la geometría y la tensión nominal  $S$ :

$$K = f(a) \cdot S \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2.10)$$

3. Definición del modelo de retardo y la formulación de la ley de crecimiento (según la expresión 2.8).
4. Establecimiento de los parámetros relacionados con el aumento de la grieta y la estrategia de retardo: valores como  $K_c$ , exponentes u otras constantes...
5. Generación de la historia de tensiones mediante la creación de una subrutina que genere los valores correspondientes de  $\sigma_{\max}$  y  $\sigma_{\min}$ .
6. Cálculo de  $K_{\max}$  y  $\Delta K$  usando  $f(a)$ , la longitud de la grieta,  $\Delta\sigma$  y  $\sigma_{\max}$ .
7. Implementación del modelo de retardo si se considera necesario.
8. Determinación del incremento en la longitud de la grieta:

$$\Delta a_i = \left. \frac{da}{dN} \right|_i \quad (2.11)$$

9. Comprobación de que  $a_i < a_f$ , si es así, vuelta al punto 5.

### 2.2.8 Predicciones de modelos que no consideran el efecto de secuencia

Uno de los métodos más sencillos para analizar el crecimiento de grietas es el enfoque de acumulación lineal, que no toma en cuenta los efectos de secuencia. En este método, se utiliza una técnica como el método rain-flow para contar los ciclos y, una vez que se ha organizado la secuencia de ciclos a aplicar, se calculan ciclo a ciclo los valores de  $K_{\max}$  y  $K_{\min}$ , así como el aumento de longitud producido en el ciclo ( $da/dN$ ).

Estos métodos, que no consideran las interacciones entre las cargas, tienden a generar resultados conservadores en general, con vidas de crecimiento estimadas más cortas que las observadas experimentalmente. Cuando las historias de carga generan efectos de secuencia poco significativos, los resultados suelen ser lo suficientemente aproximados en comparación con los modelos que sí incorporan esos efectos, y en general son más conservadores. Sin embargo, cuando los efectos de secuencia debidos a la historia de carga son significativos, las predicciones de duración pueden diferir notablemente de la realidad. Esto puede llevar a estimaciones más cortas si el efecto predominante es el de

retardo, que es lo más común, o a estimaciones más largas si hay sobrecargas importantes de compresión que generan un efecto de aceleración más marcado que el efecto de retardo causado por las cargas de tracción, aunque esta última situación es menos común.

### 2.2.9 Predicciones de modelos basados en la plastificación del frente de grieta

Estos enfoques buscan establecer una correlación entre la velocidad de crecimiento de la grieta en condiciones de carga con amplitud variable y la interacción de las zonas plásticas que se forman en el frente de la grieta. Entre estos métodos, destacan las propuestas presentadas por Wheeler [19] y Willemborg [20], las cuales gozan de un amplio uso y han servido como fundamentos para el desarrollo de enfoques más avanzados en este campo.

### 2.2.10 Predicciones de modelos basados en el cierre de grieta

Para evaluar el retardo causado por una sobrecarga, estos enfoques incorporan el concepto de cierre de grieta. Utilizan una ecuación de crecimiento expresada como  $\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{ef})$ , donde el factor de intensidad de tensiones efectivo se determina a partir de las tensiones de cierre. Este cálculo se fundamenta en ecuaciones empíricas respaldadas por datos experimentales provenientes de pruebas que involucran amplitudes constantes, sobrecargas y sus combinaciones.

En el análisis del crecimiento de grietas con enfoques basados en el cierre de grieta, se cuentan con varios programas disponibles. Algunos de ellos emplean modelos empíricos para calcular la tensión de apertura en cada ciclo, mientras que otros incorporan variantes del modelo Strip Yield, considerando o no historias de tensiones generadas ciclo a ciclo a partir de las cargas aplicadas. Estos métodos eliminan la necesidad de contar ciclos y requieren menos parámetros en comparación con los modelos basados en tensiones residuales.

Cuando las tensiones de apertura se mantienen relativamente constantes durante el proceso de crecimiento de la grieta debido a la historia de cargas, y la longitud que aumenta entre las sobrecargas es notablemente menor que el tamaño de la zona plástica que resulta de la sobrecarga, la manera en que las tensiones de apertura cambian a medida que la grieta avanza en la zona plástica tiene un impacto limitado en los resultados. En consecuencia, la precisión de la ley que describe esta evolución no es de vital importancia.

Las fórmulas que relacionan las tensiones de apertura con los valores máximos y mínimos de los ciclos se derivan comúnmente a partir de pruebas que emplean cargas de amplitud constante o mediante la simulación de métodos analíticos o numéricos, como el método de elementos finitos. Estas aproximaciones permiten modelar y calcular con exactitud las tensiones de apertura en función de las condiciones de carga y la geometría específica.

### 2.3 COMPARACIÓN CUALITATIVA. MODELOS DE PREDICCIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETA.

Dentro de las evaluaciones históricas realizadas por diversos autores, como Newman [33] y Schijve [22], se resaltan las contribuciones significativas de Machniewicz [42] y Khan [43]. La revisión elaborada por Khan [43], que cuenta con el respaldo de Schijve [22], presenta una comparativa detallada que pone de relieve las capacidades y peculiaridades de varios modelos. El propósito fundamental de esta exposición no radica en determinar cuál modelo es el más adecuado, sino más bien en ofrecer a través de una tabla cómo los diversos enfoques propuestos han ido abordando las limitaciones de las propuestas anteriores. Este análisis abarca desde el modelo estadístico de la "Raíz cuadrática media" (RMS), que no puede considerar efectos de secuencia, hasta los modelos "Strip-Yield" y otras propuestas más avanzadas.

DESCRIPCIÓN [TIPO DE MODELO]	FUNDAMENTO FÍSICO	SOBRECARGA AISLADA	SOBRECARGA MÚLTIPLE	INTERACCIÓN DE SOBRECARGA	INFRACARGA AISLADA	INFRACARGA MÚLTIPLE	RETARDO DESFASADO	TRUNCADO DE CARGAS ALTAS	ACELERACIÓN DE GRIETA	FRENADO DE GRIETA	TRANSICIÓN TENSIÓN 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					

Figura 2.6. Comparación de distintos modelos de predicción de crecimiento de grieta a fatiga. Zúñiga [44].

## 2.4 MODELO “STRIP YIELD”. PROGRAMA FASTRAN-II/98

Características del Programa para el Análisis de Crecimiento de Grietas:

- Modelo PICC: Basado en una adaptación modificada del modelo de grieta de Dugdale [23].
- Enfoque Ciclo a Ciclo.
- Modelo plano simplificado: Considera el espesor exclusivamente en sus efectos sobre el estado de tensiones en el vértice de la grieta mediante el parámetro " $\alpha$ ".
- Discretización de estructuras: Utiliza elementos-barra rígido-plásticos perfectos para la representación de entallas, grietas y zonas plásticas.
- Consideración del endurecimiento cíclico: Se simplifica y se tiene en cuenta.
- Ley de crecimiento: Utiliza la Ley de Crecimiento de Elber [21], ajustada por los valores de  $K_c$  y  $K_{th}$ , o bien se permite la entrada de datos a partir de una tabla.

El enfoque y la predicción del crecimiento de grietas por fatiga se basan en el trabajo desarrollado por Newman [33] y se implementa en el programa FASTRAN II.

A continuación, se proporciona un resumen breve del procedimiento empleado por este método.

El modelo de cierre de grieta se basa en una adaptación del modelo de grieta propuesto por Dugdale [23], el cual ha sido modificado para incorporar las deformaciones plásticas residuales que surgen a lo largo de los bordes de la grieta, especialmente en la región plástica que se forma durante el avance de la grieta.

La determinación del tamaño de la zona plástica y el desplazamiento de las superficies de la grieta se lleva a cabo mediante la resolución numérica de dos problemas elásticos:

- Se simula una grieta ficticia con longitud  $a + \rho$ , donde  $\rho$  representa la longitud de la región plástica. En esta simulación, la grieta ficticia está sometida a la tensión nominal remota.
- Se aplica una tensión uniforme  $-\sigma^*$  en la superficie correspondiente a la zona plástica, que se extiende a lo largo de la longitud  $\rho$ . Esta tensión simulada tiene el propósito de mantener la grieta cerrada.

Estos dos problemas elásticos son esenciales para calcular de manera numérica tanto el tamaño de la zona plástica como el desplazamiento de las superficies de la grieta dentro del marco del modelo de cierre de grieta.

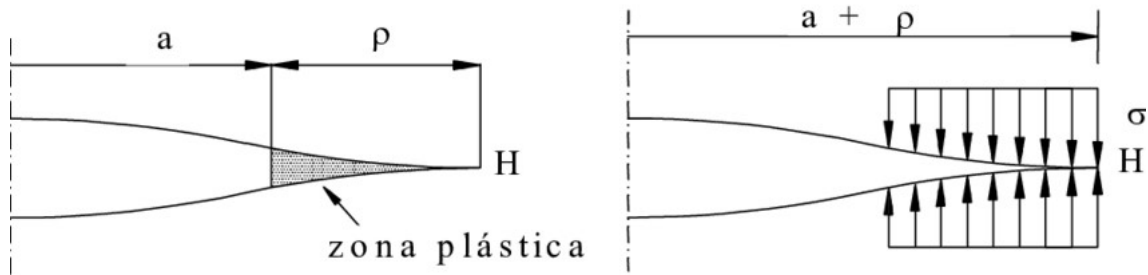


Figura 2.7. Resolución de los problemas elásticos según el modelo de Dugdale. Moreno [49].

En la obra de Newman [33], se plantea que el tamaño de la zona plástica está definido por:

$$\rho = \frac{\pi}{8} \cdot \left( \frac{K_{max}}{\alpha \cdot \sigma_o} \right) \quad (2.12)$$

con

$$\sigma = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_u}{2} \quad (2.13)$$

Donde  $\sigma_{ys}$  representa el límite elástico del material,  $\sigma_u$  es la tensión de rotura,  $\sigma_o$  es el límite elástico corregido debido al endurecimiento cíclico, y  $\alpha$  se refiere al "factor de constricción", un coeficiente utilizado para diferenciar entre distintos estados de tensión. En el caso de estados de tensión plana, el valor de  $\alpha$  es 1, mientras que para la condición de deformación plana de acuerdo con Irwin [14],  $\alpha$  se establece en 1.73, y en situaciones de deformación plana,  $\alpha$  adopta un valor de 3.

Al considerar el comportamiento plástico del material y el estado de tensiones, Newman [33] propone un valor para la tensión efectiva de fluencia, representada como  $\sigma^*$ :

$$\sigma^* = \alpha \cdot \sigma_o \quad (2.14)$$

Este planteamiento requiere el conocimiento de una solución de  $K_I$  y los desplazamientos asociados a la geometría y longitud de la grieta en cuestión, bajo las dos suposiciones de carga mencionadas. En situaciones donde se disponen de soluciones analíticas para ciertas geometrías, estas son empleadas, y en otros casos se recurre a soluciones aproximadas.

Al comparar la grieta real con la representación idealizada del modelo propuesto por Dugdale [23], la longitud  $L(x)$  se considera como el alargamiento total del material ubicado en la línea vertical correspondiente a la coordenada  $x$ . Conforme la grieta avanza, el alargamiento residual total del material a una distancia  $x < a$ , una vez que el borde de la grieta ha pasado, se denota como  $L_c(x)$ .

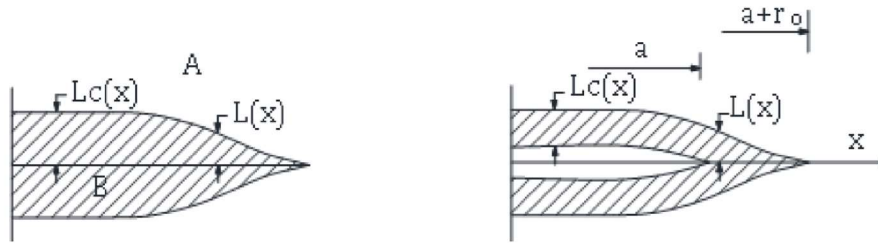


Figura 2.8. Zona elástica (A) y zona plástica (B) consideradas en el modelo. Zúñiga [44].

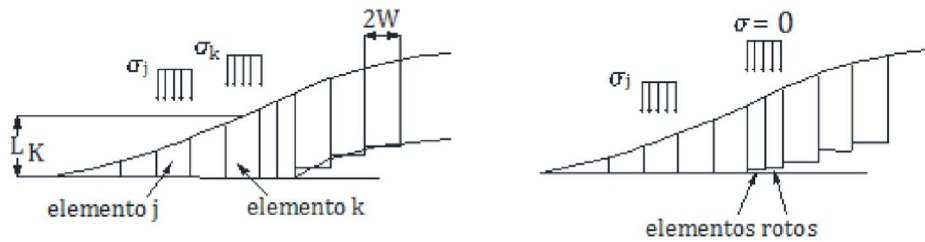


Figura 2.9. Discretización de la zona plástica en el frente de grieta. Zúñiga [44].

En el análisis numérico, se identifican dos zonas distintas en el material: un área elástica que se extiende fuera de la línea propuesta por Dugdale [23] (denominada "A" en la Figura 2.8), y otra región que presenta un comportamiento rígido plástico perfecto (denominada "B"). Estas dos zonas se dividen en elementos-barra, los cuales pueden experimentar deformaciones plásticas de alargamiento o acortamiento según las tensiones generadas en cada ciclo de carga. El ancho de los elementos-barra en la zona plastificada y no fracturada aumenta gradualmente desde el borde, en relación a los porcentajes tabulados de la zona plástica. Además, en las áreas de entalla o fracturadas, el ancho de los elementos también aumenta desde el borde de la grieta. Cuando el número de elementos supera los 30 más el número de elementos en que se discretiza la entalla, puede ocurrir la fusión de elementos-barra.

Dentro del programa, se utilizan dos tipos de leyes de crecimiento:

- Tabla de datos  $da/dN - \Delta K_{eff}$ , con interpolación lineal entre los puntos definidos conforme a la ecuación de Elber [21].

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{eff}^n \quad (2.15)$$

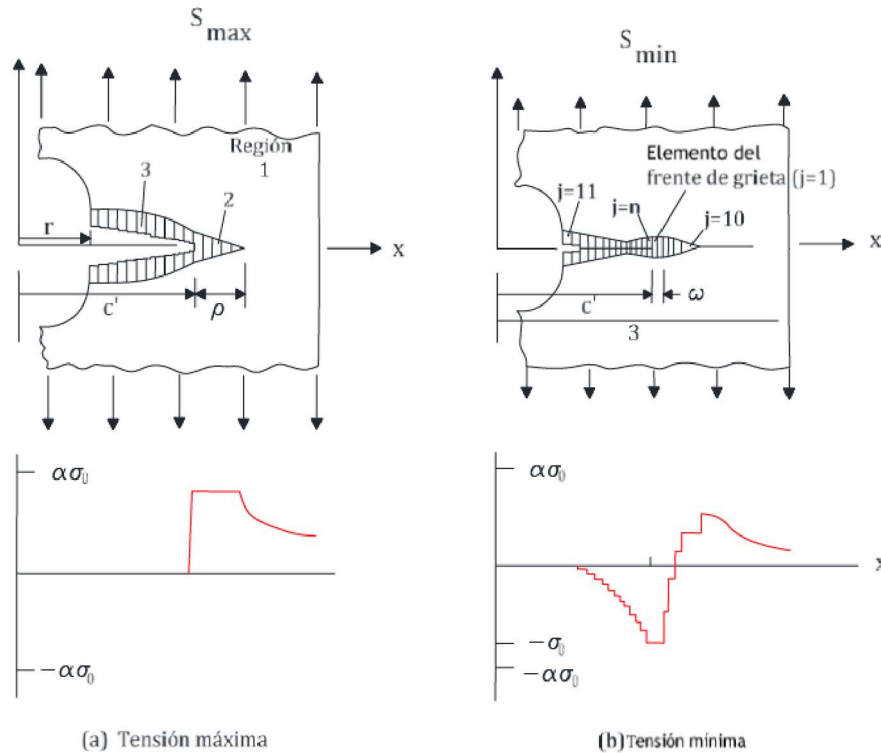


Figura 2.10. Zona de frente de grieta y estela plásticas discretizadas. Comportamiento ante  $S_{m\acute{a}x}$  y  $S_{m\acute{i}n}$ . Zúñiga [44].

Ecuación de crecimiento que abarca toda la gama de posibles valores de crecimiento, en la forma:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \cdot \Delta K_{eff}^{C_2} \cdot \frac{1 - \left(\frac{\Delta K_0}{\Delta K_{eff}}\right)^2}{1 - \left(\frac{K_{max}}{C_5}\right)^{C_6}} \quad (2.16)$$

donde

$$\Delta K_0 = C_3 \cdot \left(1 - C_4 \cdot \frac{S_0}{S_{max}}\right) \quad (2.17)$$

Los enfoques basados en el Modelo Strip Yield suelen arrojar resultados más precisos y requieren menos parámetros y funciones que deben determinarse experimentalmente. Además, sin necesidad de incorporar nuevos parámetros, estos métodos pueden proporcionar estimaciones sólidas del crecimiento de grietas en etapas iniciales. Sin embargo, presentan dos desventajas comparativas en relación con otros métodos previamente mencionados: en primer lugar, se necesita conocer con antelación las funciones que relacionan las tensiones de los elementos-barra con las tensiones remotas, específicamente para la geometría particular de la muestra, lo que no siempre está disponible en muchos casos; en segundo lugar, el cálculo ciclo a ciclo para determinar la evolución de la tensión de apertura puede ralentizar el análisis. La primera limitación ha ido siendo abordada gradualmente mediante el desarrollo de aproximaciones para nuevas situaciones, lo que en la actualidad permite abordar una amplia variedad de geometrías y tipos de carga.

Además, es importante señalar que la tensión de apertura generada por una sobrecarga experimenta variaciones mínimas en los ciclos subsiguientes de menor amplitud, a medida que la grieta progresa a través de la zona plástica creada. Con el propósito de optimizar el proceso de cálculo, es viable utilizar un enfoque en el cual los incrementos en la longitud de la grieta se acumulan en cada ciclo, mientras que la determinación de la tensión de apertura se lleva a cabo únicamente después de cierto número de ciclos o de un incremento específico en la longitud. Los errores en las predicciones resultan despreciables si los cálculos y las actualizaciones de las tensiones de apertura se realizan durante un crecimiento de la grieta que oscile entre el 1% y el 5% del tamaño de la zona plástica generada.

Luego de completar un ciclo de cálculo de la tensión de apertura, se adquieren valores conocidos como  $S_{op}$  (tensión de apertura), las longitudes de los elementos  $L_i$  y el tamaño de la zona plástica. Utilizando  $S_{op}$ , así como las tensiones máxima y mínima en cada ciclo, es viable calcular el aumento en la longitud  $\Delta a_i$  que se experimenta en cada ciclo, junto con el incremento global  $\Delta a^*$  desde la última actualización. Durante este conjunto de ciclos, se registran y guardan los valores de la tensión máxima  $S_{max}$  generada, la tensión mínima entre todos los ciclos anteriores al que alcanza la tensión máxima ( $S_{minb}$ ), y la tensión mínima registrada posterior a la tensión máxima ( $S_{mina}$ ).

Una vez que se alcanza el valor límite predefinido para la actualización ( $\Delta a^*_{lim}$ ), se pone en marcha el procedimiento de cálculo de las tensiones de cierre. En ocasiones, el número de ciclos requeridos para que la grieta crezca hasta cierto porcentaje puede ser considerable. Con el fin de evitar que una sobrecarga ocurrida en uno de los ciclos posteriores a una actualización de la tensión de apertura no se considere hasta la siguiente actualización, la cual puede ocurrir muchos ciclos después, es factible establecer un límite máximo al número de ciclos entre actualizaciones.

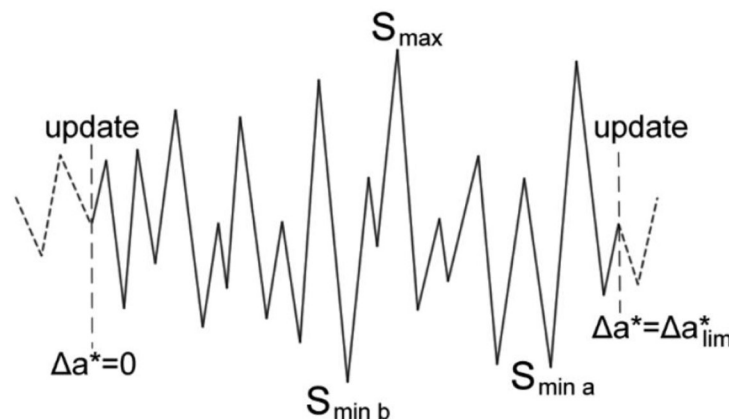


Figura 2.11. Secuencia de cargas durante el cálculo de  $S_{op}$  entre actualizaciones.

Este es el proceso de simulación del comportamiento y cálculo de las tensiones de cierre para cada incremento de longitud de la grieta:

- A. Inicia determinando el tamaño de la zona plástica, asegurando la ausencia de singularidades en el punto H al superponer los estados representados en la Figura 2.12. En el punto H, la suma de los valores de K de ambos problemas elementales debe anularse.

- Posteriormente, discretiza la nueva zona plástica mediante la toma de promedios de las cotas de estela de los elementos previos para establecer los nuevos valores.
- B. Realiza la aplicación del crecimiento. El aumento total en la longitud de la grieta, calculado para el bloque de ciclos, se suma a la longitud original.
  - C. Calcula la nueva zona plástica asociada a la máxima tensión ( $S_{max}$ ), aplicada en función de la recién obtenida longitud de la grieta.
  - D. Nuevamente, lleva a cabo la discretización de la zona plástica actualizada al promediar las cotas de estela de los elementos anteriores para definir los nuevos valores.
  - E. Aplica la máxima tensión ( $S_{max}$ ) a la nueva zona plástica y procede a calcular los valores de las tensiones en los elementos-barra ( $S_j$ ) y las cotas verticales características de los elementos-barra ( $Y_j$ ).
  - F. Implementa la aplicación de la tensión mínima ( $S_{mina}$ ) y realiza nuevos cálculos de las tensiones en los elementos-barra ( $S_j$ ) y las cotas verticales características de los elementos-barra ( $Y_j$ ).

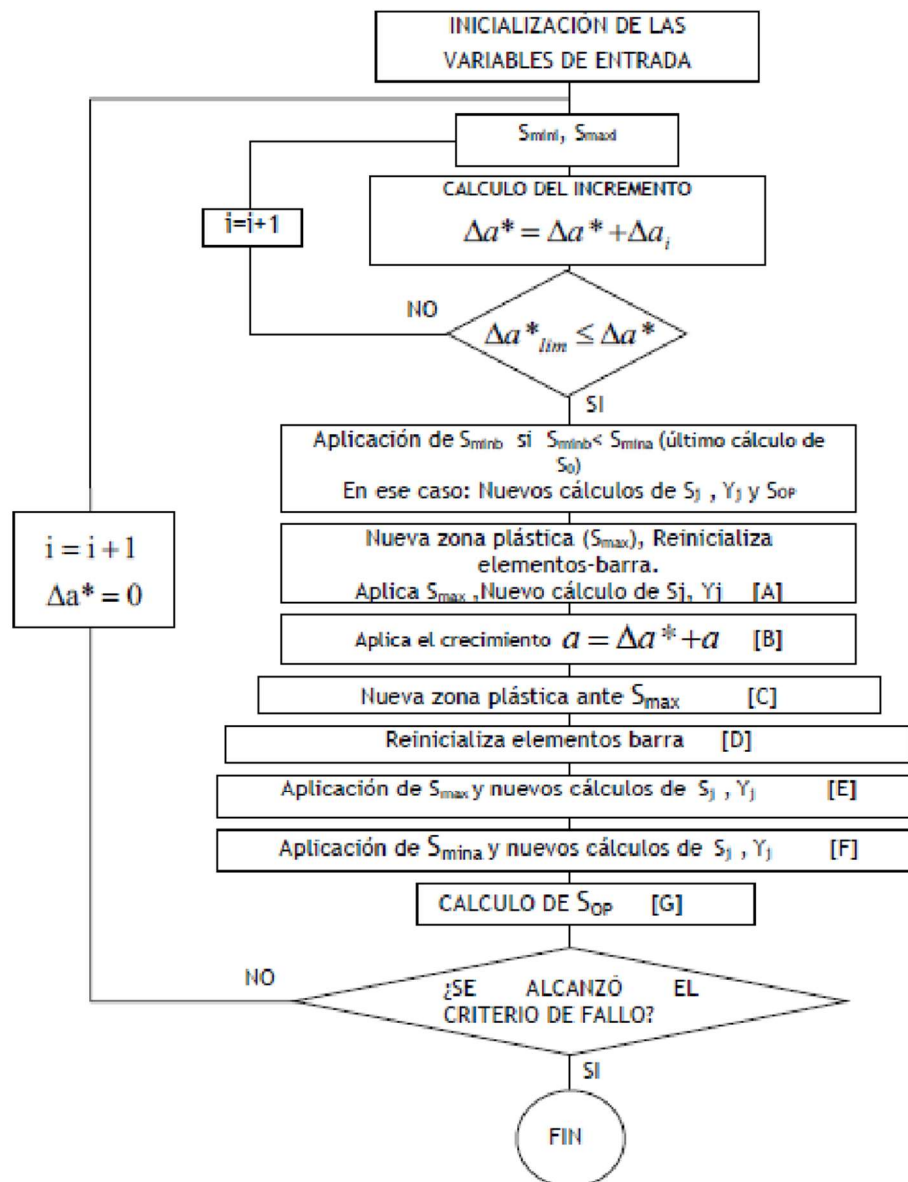


Figura 2.12. Cálculo y actualización de las tensiones de cierre, diagrama de flujo.

Cálculo de la tensión de apertura de la grieta ( $S_{op}$ ): Esta magnitud corresponde a la fuerza que induce la separación de los extremos de la grieta. Su determinación proviene del factor de intensidad de tensiones derivado de las tensiones de contacto hasta alcanzar  $S_{min}$ , que denota la tensión mínima. Es esencial que la tensión nominal, al reducir  $S_{min}$ , engendre un factor de intensidad de tensiones idéntico al producido por las tensiones de contacto.

En situaciones donde el valor de  $S_{minb}$  en el nuevo bloque de ciclos, sujeto al cálculo del crecimiento de la grieta, resulte menor que el valor de  $S_{mina}$  del bloque de ciclos previo, será necesario recalcular la  $S_{op}$ . Para ello, se aplicará primero la tensión mínima  $S_{minb}$  a la discretización de la zona plástica activa (coincidente con la utilizada en el bloque anterior para  $S_{mina}$ ).

Cabe mencionar que, durante todo este proceso descrito, se han incorporado diversas simplificaciones, además de aquellas inherentes al propio modelo de Dugdale.

Una de las simplificaciones empleadas involucra considerar un comportamiento rígido y completamente plástico en la zona discretizada del material. Esta asunción se justifica al tomar en cuenta que en el resto del espécimen se está modelando un comportamiento elástico y las dimensiones de los elementos discretizados son insignificantes.

Otra simplificación se refiere a la suposición de un estado unidimensional de tensiones en todos los elementos que conforman la zona "B" de la Figura 2.8. Para poder diferenciar entre estados de tensión plana, deformación plana y situaciones intermedias, se ha incorporado el coeficiente multiplicador " $\alpha$ " para ajustar el valor de la tensión de fluencia. La elección de este coeficiente varía entre tracción y compresión, debido a que la singularidad con un marcado gradiente de tensiones se presenta en el primer caso, pero no en el segundo. Para niveles bajos y medios de tensión,  $\alpha$  tiende a aproximarse a 3 en tracción y a 1 en compresión. Sin embargo, es relevante señalar que esta elección de  $\alpha$  es una simplificación, y además no considera la distinción entre el comportamiento de la zona central del elemento, más cercana a una deformación plana, y la superficie, conduciendo a valores usuales de 1 a 1.2 para tensiones planas y de 1.73 a 2.3 para deformación plana.

Este modelo proporciona la capacidad de calcular la tensión de apertura  $S_{op}$  para cualquier longitud de grieta y después de cualquier ciclo de carga en el proceso.



# 3. FATIGA EN ALEACIONES DE ALUMINIO 7075

### 3. La fatiga en aleaciones de aluminio 7075

#### 3.1 GENERALIDADES

El aluminio destaca como uno de los elementos más abundantes en la corteza terrestre y, dentro de los metales no férricos, es ampliamente utilizado en diversas industrias. En épocas pasadas, su valor era significativamente más alto que en la actualidad, llegando incluso a superar a metales preciosos como el oro y la plata. Esto se debía a que la obtención del aluminio requería una cantidad considerable de energía. No obstante, con el perfeccionamiento de los métodos para extraer óxido de aluminio de la bauxita, su producción se globalizó de manera efectiva.

En la contemporaneidad, las técnicas avanzadas de reciclaje del aluminio desempeñan un papel esencial al reducir hasta en un 90 % el consumo energético en su proceso de manufactura. El aluminio en su estado puro presenta propiedades mecánicas limitadas y una baja dureza. No obstante, cuando se añaden ciertos elementos aleantes, sus propiedades experimentan mejoras notables. La combinación de estas propiedades mejoradas junto con su baja densidad convierte al aluminio en uno de los materiales compuestos más solicitados en la industria aeronáutica.

En cuanto a sus características metalográficas, las aleaciones de aluminio presentan una estructura cristalina con una distribución cúbica centrada en las caras, que no experimenta cambios alotrópicos. Esto implica una plasticidad intrínsecamente alta en estas aleaciones, la cual puede variar según los elementos aleantes utilizados y los tratamientos termomecánicos a los que se someta el aluminio. Los tratamientos termomecánicos introducen partículas de una segunda fase en la matriz del material. Estos precipitados actúan bloqueando y restringiendo el movimiento de las dislocaciones, lo que reduce la capacidad de deformación plástica del aluminio. No obstante, este proceso también contribuye al aumento de la resistencia del material. Combinando esta característica con la inherente baja densidad del aluminio, se obtienen aleaciones que presentan una resistencia mecánica significativa, comparada incluso con la del acero.

En lo que respecta a la corrosión, el aluminio se muestra vulnerable a la acción del oxígeno presente en el aire, lo que lleva a la formación natural de una capa de óxido en su superficie. Esta capa, conocida como alúmina (óxido de aluminio -  $Al_2O_3$ ), puede en ciertas circunstancias brindar una protección parcial al aluminio subyacente al actuar como una especie de escudo contra futuras oxidaciones. En esta condición, el aluminio muestra una aceptable resistencia a la corrosión en ambientes ácidos, aunque puede ser susceptible a la degradación en medios alcalinos.

La formación de la capa de óxido puede ocurrir en diversos contextos ambientales; no obstante, es posible mejorar las características de estas capas superficiales mediante un proceso conocido como anodización, donde se promueve su crecimiento artificial. Es importante señalar que las aleaciones de aluminio sometidas a tratamientos térmicos suelen presentar una menor resistencia a la corrosión en comparación con el aluminio sin aleantes o aquel que no ha sido sometido a tratamientos. Este fenómeno ha impulsado la elección de tales aleaciones en aplicaciones aeroespaciales, donde la resistencia mecánica tiende a ser de mayor relevancia, relegando la corrosión a un factor de menor importancia.

### 3.2 NOMENCLATURA USADA

La clasificación utilizada para identificar las diversas aleaciones de aluminio sigue una estructura estandarizada por la "Aluminium Association", la cual se compone de cuatro dígitos. El primer dígito establece el tipo de aleación en función del elemento principal que se utiliza como aleante.

Familia de aluminio	Designación
Aluminio puro, 99% mínimo	1xxx
Aluminio-Cobre	2xxx
Aluminio-Manganeso	3xxx
Aluminio-Silicio	4xxx
Aluminio-Magnesio	5xxx
Aluminio-Magnesio-Silicio	6xxx
Aluminio-Zinc	7xxx
Otros elementos, Al-Sn, etc.	8xxx

Tabla 3.1. Designación de la aleación en función de su aleante. Muñoz [43].

La designación empleada para los diferentes tipos de aluminio sigue un sistema de cuatro dígitos. El primer dígito identifica la aleación según el elemento principal utilizado. Los dígitos restantes brindan información sobre la aleación específica o el grado de pureza.

Tras estos primeros cuatro dígitos, a menudo se añade una letra para indicar el tipo de tratamiento al que se sometió la aleación. La letra más común es "T," que representa un endurecimiento mediante procesos térmicos:

- **T1:** Enfriado después de la fabricación a alta temperatura y envejecido naturalmente.
- **T2:** Enfriado después de la fabricación a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido naturalmente.
- **T3:** Tratamiento térmico de solución, trabajado en frío y envejecido para estabilización.
- **T4:** Tratamiento térmico de solución y envejecimiento hasta la estabilización. Similar a T3, pero sin trabajo en frío.
- **T5:** Enfriado después de la fabricación a alta temperatura y envejecido mediante tratamiento artificial.
- **T6:** Tratamiento térmico de solución y envejecimiento artificial. Este término se aplica a productos que, tras un proceso de conformado a alta temperatura, no experimentan endurecimiento en frío, sino que son sometidos a envejecimiento artificial.
- **T7:** Tratamiento térmico de solución y envejecimiento para lograr completa estabilización.
- **T8:** Tratamiento térmico de solución, seguido de trabajo en frío y envejecimiento artificial.
- **T9:** Tratamiento térmico de solución, envejecimiento artificial y trabajo en frío.
- **T10:** Enfriado después de la fabricación a alta temperatura, trabajo en frío y envejecimiento artificial hasta alcanzar una condición sustancialmente estable.

Además, se encuentran otras designaciones:

- **F:** Estado de fabricación. Representa el material en su estado original tras el proceso de fabricación.
- **O:** Recocido. Aplicado a materiales conformados o fundidos que han pasado por un recocido completo.
- **W:** Tratamiento térmico. Se refiere a las aleaciones que, después de ser sometidas a un tratamiento térmico, mantienen una estructura inestable y sufren envejecimiento natural.
- **H:** Estado endurecido. Utilizado para los materiales que han sido endurecidos por deformación.

### 3.3 PROPIEDADES Y APLICACIONES

Las aleaciones de aluminio más utilizadas en la industria aeroespacial son las pertenecientes a la serie 2000, conocidas por su tenacidad, y las de la serie 7000, que se destacan por su alta resistencia mecánica. La elección de estas aleaciones en la industria aeroespacial se basa en sus propiedades microestructurales y físico-mecánicas. Precisamente, las series de aluminios mencionadas son las que se emplean en el desarrollo de este proyecto.

La aleación 7075 se posiciona como una de las aleaciones más sólidas dentro del ámbito de la ingeniería en general. Las características metalográficas inherentes a este tipo de aluminio justifican de manera contundente sus propiedades mecánicas excepcionales. Gracias a sus valores notoriamente elevados de resistencia y su baja densidad, esta aleación se convierte en una elección recurrente para componentes estructurales sometidos a cargas considerables, al mismo tiempo que demandan resistencia a la corrosión. Asimismo, se utiliza como sustituto de los aceros en la creación de estas estructuras, aprovechando las ventajas que ofrece en términos de menor peso, rigidez específica y una alta relación entre su resistencia y peso.

Debido a su elevado límite elástico, la aleación 7075 se destaca como una opción altamente adecuada para piezas que experimentan grandes fatigas. Es ampliamente utilizada en diversas aplicaciones, como la fabricación de troqueles, moldes de soplado, matrices, maquinaria, herramientas, armamento, blindajes, industria automotriz, piezas estampadas, tornillería, bastones de esquí, accesorios ortopédicos, cañas de pesca, arcos y flechas, raquetas de tenis, remaches y hasta en aplicaciones nucleares.

En el ámbito comercial, esta aleación es conocida como “zicral” y ocupa una posición prominente en la serie 7000. Su composición incluye principalmente zinc (5% - 6%), seguido de magnesio (2% - 3%) y cobre (1,2% - 2%) ...

	Zinc	Magnesio	Cobre	Hierro	Silicio	Manganeso	Cromo	Otros
<b>Aleación 7075</b>	5,1%- 6,1%	2,1%- 2,9%	1,2%- 2%	0,5%	0,4%	0,3%	0,18%- 0,28%	0,4%

Tabla 3.2. Composición de aleaciones de aluminio para distintas calidades.

La aleación puede ser sometida a un tratamiento térmico en dos etapas. En primer lugar, se lleva a cabo un proceso de temple que resulta en la formación de una solución sólida saturada. Posteriormente, se procede a un envejecimiento, ya sea de forma natural o artificial. Este envejecimiento tiene como objetivo provocar la precipitación de determinados compuestos en la matriz del metal. Estos compuestos actúan como obstáculos para las dislocaciones, lo que a su vez mejora significativamente las propiedades mecánicas y la resistencia del material.

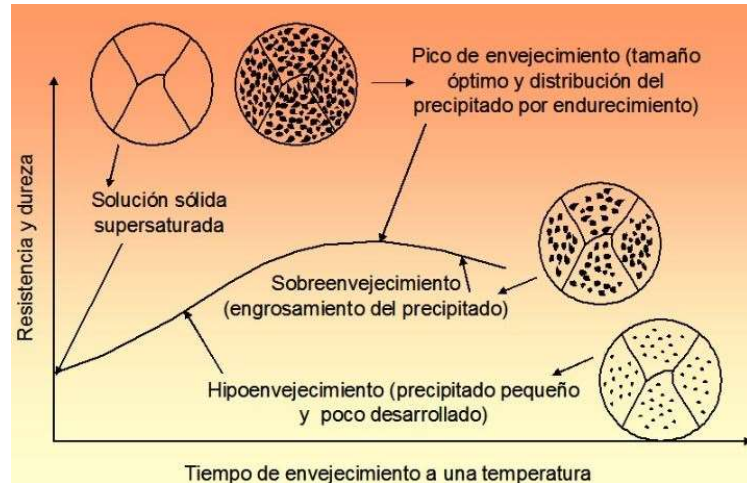


Figura 3.1. Acción del proceso de envejecimiento sobre la dureza y resistencia de una aleación de aluminio. Muñoz [43].

### Aluminio 7075-T6

La aleación de aluminio 7075-T6 se origina a partir de la aleación base de aluminio 7075 y se somete a un tratamiento térmico seguido de un envejecimiento artificial. En este proceso, después de una etapa de conformado a alta temperatura, no se lleva a cabo un endurecimiento en frío, sino que se procede a un envejecimiento artificial.

Específicamente en el caso de la aleación de aluminio 7075-T6, el envejecimiento artificial se realiza en un horno a una temperatura aproximada de 120°C. Durante este proceso, se generan precipitados en la solución sólida, siendo el compuesto intermetálico  $MgZn_2$  uno de los principales responsables de este fenómeno. La inclusión de magnesio y zinc en la aleación permite lograr una alta densidad de estos elementos en la matriz de aluminio debido a su buena solubilidad en él. Este proceso conlleva un aumento sustancial en la dureza del material en comparación con su estado inicial. Cabe mencionar que en muchas aleaciones se observa una evolución microestructural similar durante este tipo de procedimientos.

Las propiedades mecánicas más notables de la aleación 7075-T6 engloban su módulo de elasticidad, límite elástico, resistencia a la tracción y tenacidad a la fractura a temperatura ambiente. Las aleaciones fundamentadas en los elementos aluminio, zinc, magnesio y cobre exhiben valores aproximados de 600 MPa en términos de resistencia y alrededor de 500 MPa en cuanto al límite elástico. La incorporación de zinc y magnesio desempeña un rol fundamental en el incremento de la resistencia del material. Por su parte, el cobre contribuye a mejorar la respuesta ante la corrosión que se desencadena en situaciones de tensión.

### Aluminio 7075-T651

Esta aleación se destaca como una de las más sobresalientes entre los distintos tipos de aluminio. Su evolución ha permitido su aplicación en áreas previamente dominadas por el acero. En particular, se emplea en sectores como armamento, industria automotriz, fabricación de tornillos, producción de bastones de esquí, cañas de pesca, flechas, moldes de soplado y componentes estampados para actividades de montañismo en general.

El proceso de tratamiento térmico implica los siguientes pasos:

1. **Solución a alta temperatura:** El material se calienta a  $465^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$  para entrar en estado de solución.
2. **Templado en agua fría:** Se enfría rápidamente sumergiéndolo en agua a temperatura ambiente ( $40^{\circ}\text{C}$  máximo).
3. **Envejecimiento artificial:** Se realiza el envejecimiento en estado T6 durante 12 a 16 horas a una temperatura de  $135^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ .
4. **Recocido:** Se lleva a cabo un recocido de 30 minutos a 2 horas a una temperatura entre  $375^{\circ}\text{C}$  y  $410^{\circ}\text{C}$ , seguido de un enfriamiento lento.
5. **Forjado:** Se somete al material a una temperatura entre  $400^{\circ}\text{C}$  y  $450^{\circ}\text{C}$ , siendo recomendados  $430^{\circ}\text{C}$ .



# 4. ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETAS DE FATIGA EN ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075, CALIDAD T6. GENERADOR DE ENSAYOS DE AMPLITUD CONSTANTE

## 4. Ecuación de crecimiento de grietas de fatiga en aleación de aluminio 7075, calidad T6. Generador de ensayos de amplitud constante.

### 4.1 ANTECEDENTES Y OBJETIVOS

Este proyecto se apoya en dos tesis doctorales y dos TFGs previos para el desarrollo del mismo. Las tesis mencionadas son “Análisis comparativo de Modelos Strip-Yield en Crecimiento de Grietas por Fatiga Aleatoria” por José Alberto Martín Moreno y “Variabilidad en el crecimiento de grietas por fatiga bajo cargas aleatorias” de María Belén Moreno Morales.

Más tarde llegaron los dos proyectos de fin de grado realizados por Rafael Zúñiga Gutiérrez y Martín Muñoz Becerra “Estudio, análisis y determinación de los puntos singulares del perfil de velocidad de crecimiento de grietas a fatiga en la aleación de aluminio 7075 (base de datos del programa NASGRO)” y “Efectos del estado de tensiones en el frente de grieta de fatiga modo-I bajo amplitud constante en aluminios Al 7050-T76/T7651/T7451. Análisis de su evolución”, respectivamente, los cuales fueron un paso más allá y mejoraron el análisis realizado en términos generales.

Este proyecto es fruto de un trabajo coordinado junto con dos alumnas y compañeras más, Noemí Ortega Suárez e Irene Rodríguez Calero, con quienes existió un trasvase de información muy útil y, en ocasiones, muy importante para el correcto análisis y para el desarrollo de conclusiones de las respectivas aleaciones estudiadas por cada uno.

Al tratarse en este TFG la misma aleación de aluminio que en el trabajo de Zúñiga, este tiene un papel importante en el desarrollo de este nuevo análisis. Uno de los métodos usados para la obtención de mejores resultados fue la agregación de nuevos registros a los ya trabajados por Zúñiga, con la intención de obtener mayor información en torno a la zona umbral. Estos registros se adquirieron de diversos artículos de autores como Newman [34], Masuda [50] y Sun [51].

Como objetivos del presente trabajo se plantearon:

- Búsqueda de fuentes adicionales de registros A.C.  
La inclusión de los registros de Newman [33], Masuda [50] y Sun [51], proporciona información adicional y suficiente para mejorar las apreciaciones sobre zona umbral, confirmar estimaciones de pendientes y chequear las estimaciones sobre zona de transición. Su inclusión en el conjunto de fichas tratadas obliga a revisar globalmente las identificaciones de puntos singulares.
- La definición de valores para el factor de constricción “ $\alpha$ ” para los estados de deformación y tensión plana deberá ser revisado con objeto de, aun manteniendo un único valor para toda la aleación, adaptarlo a la consecución de la mejor confluencia del conjunto de registros en A.C. y no imponer los valores teóricos de 1.0 y 1.73 que se mantenía en el trabajo de Zúñiga.
- En lo referente al efecto acelerador del crecimiento al aproximarse a valores  $K_{Ic}$ , el conjunto de expresiones empleado debe ser simplificado en el número de parámetros y debe incluirse un cambio conceptual en la cuantificación de dichos efectos. Los efectos serán evaluados directamente sobre los datos de ensayo en vez de sobre la ley de comportamiento general aplicada al registro.

Con objeto de facilitar la aplicabilidad de los resultados se desea desarrollar una herramienta informática con claras interfaces y que proporcione archivos exportables de las estimaciones de crecimiento en la totalidad del ensayo a A.C.

## 4.2 DATOS DE PARTIDA

El objetivo primordial de este proyecto consiste en caracterizar el crecimiento de grietas sin depender del régimen de carga (R), el grosor de la muestra o el tipo de probeta. Esto se logra sin necesidad de realizar ensayos específicos para determinar los puntos singulares del material. El proyecto se divide en dos enfoques fundamentales:

1. La identificación de los puntos singulares en el perfil de velocidad de crecimiento lineal, ajustándolos a la Ley de Paris.
2. La identificación de puntos característicos en la zona umbral.

Ambas vertientes emplean herramientas diferentes, aunque comparten un tratamiento común de los datos. La capacidad de identificar estos puntos de referencia tiene una gran relevancia en el diseño de componentes mecánicos. Esto se traduce en una herramienta valiosa para predecir el comportamiento de los materiales, lo que a su vez permite evitar el sobredimensionamiento de piezas, lo que podría aumentar significativamente el costo del producto.

Este proyecto pretende mejorar la calidad de la predicción en las calidades T6 y T651 realizada por Zúñiga para la aleación 7075 y abrir una puerta a una futura mejora de las calidades T73 y T7351 ya estudiadas por Zúñiga en su trabajo.

El comportamiento de los materiales de aluminio muestra una secuencia característica en su curva de crecimiento de grietas. Inicialmente, se observa un tramo lineal de deformación plana (conocido como Paris 1) que abarca los puntos 4 y 5. Luego, este tramo experimenta una ligera disminución de la aceleración hasta que se estabiliza, manteniendo la misma pendiente en un segundo tramo lineal de tensión plana (Paris 2) que se extiende desde los puntos 6 hasta 7. Esta transición en el comportamiento se debe al aumento de las tensiones de apertura en el frente de la grieta, lo que lleva al material desde un estado de deformación plana hacia un estado cercano a la tensión plana.

Después de esta estabilización en el tramo de tensión plana, se comienza a observar el efecto de la resistencia a la fractura  $K_{IC}$ , que se manifiesta en forma de aceleración en la tasa de crecimiento de la grieta. Esta aceleración conduce eventualmente a la fractura final del material.

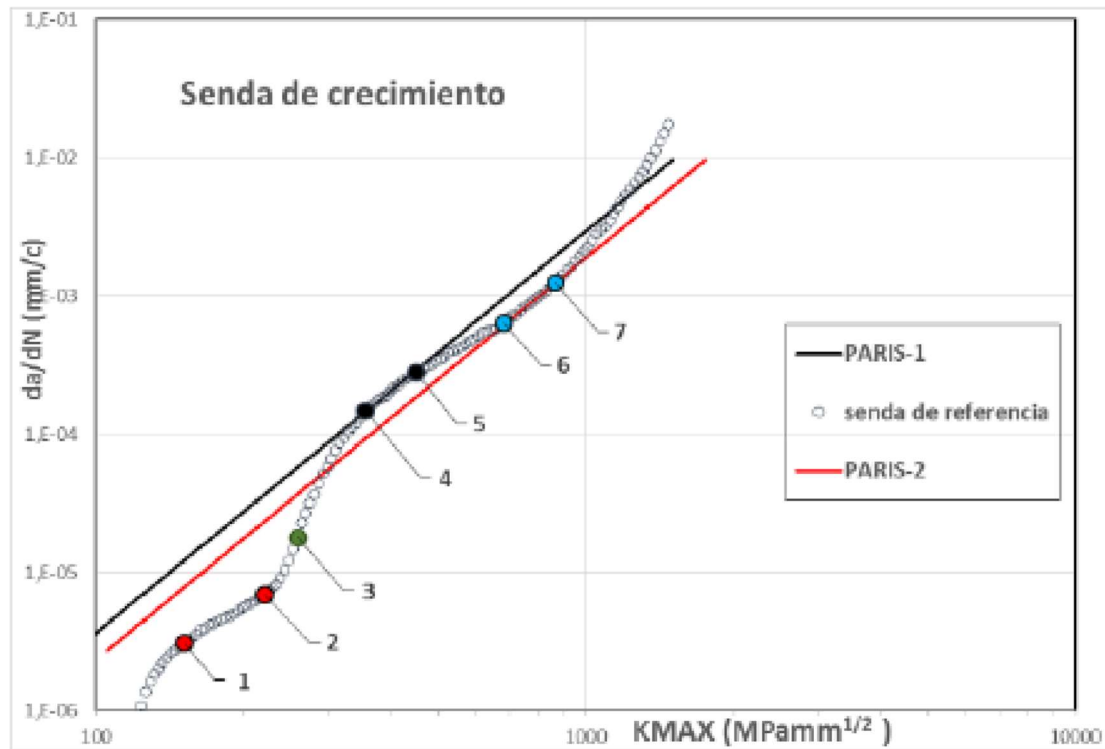


Figura 4.1. Representación de las rectas de Paris 1 (deformación plana) y Paris 2 (tensión plana. Zúñiga [44].

La identificación del punto de inflexión (punto 3) en la zona umbral (1-2-3) es fundamental para caracterizar el comportamiento de la grieta. Este punto se asocia a una velocidad de crecimiento específica, un valor de  $K_{max}$  y la pendiente de la curva. El punto de inflexión es el lugar donde la curva de crecimiento cambia su aceleración después de salir de la recta inferior (puntos 1-2) y comienza a ajustarse a las condiciones estacionarias de crecimiento que corresponden al tramo de Paris.

Esta zona umbral es altamente inestable, ya que implica un cambio en el mecanismo de crecimiento de la grieta. En el punto de inflexión, el proceso de crecimiento deja de estar controlado por la rugosidad y pasa a estar controlado por la plasticidad del material. Es decir, se produce un cambio en la forma en que la grieta se propaga, lo que es esencial para comprender y predecir el comportamiento de la grieta en condiciones de fatiga.

La búsqueda de patrones en la evolución del punto de inflexión y la identificación de puntos singulares en los tramos de aceleración constante son esenciales para desarrollar un método de predicción del crecimiento de grietas sin necesidad de realizar ensayos extensos. Este enfoque permitiría predecir cómo se propagaría una grieta en un material específico a partir de información sobre geometrías, espesores y cargas aplicadas. Esto sería valioso para el diseño de componentes mecánicos, evitando el sobredimensionamiento y reduciendo los costos de producción.

La creación de esta herramienta predictiva exige la realización de múltiples pruebas en diversas muestras para acumular datos fidedignos. Sin embargo, por restricciones económicas y temporales, se optó por la utilización del software NASGRO. Este programa cuenta con una amplia variedad de funcionalidades, destacando su vasta base de datos que alberga resultados de ensayos a amplitud constante para una variedad de

materiales bajo distintas condiciones: temperatura, humedad, diseño de muestra, dirección de propagación de la fisura y grosor de la misma.

En 2006, la Universidad de Málaga adquirió acceso a NASGRO, lo que potenció la capacidad de modelado y simulación. Adicionalmente, permitió integrar al repositorio del software datos referentes al comportamiento de materiales, específicamente en áreas de velocidad lineal y umbral.

Todas las probetas utilizadas en este estudio son placas y láminas clasificadas según NASGRO. Los ensayos se realizaron en condiciones de laboratorio para temperatura y humedad, y las piezas se extrajeron con orientación L-T.

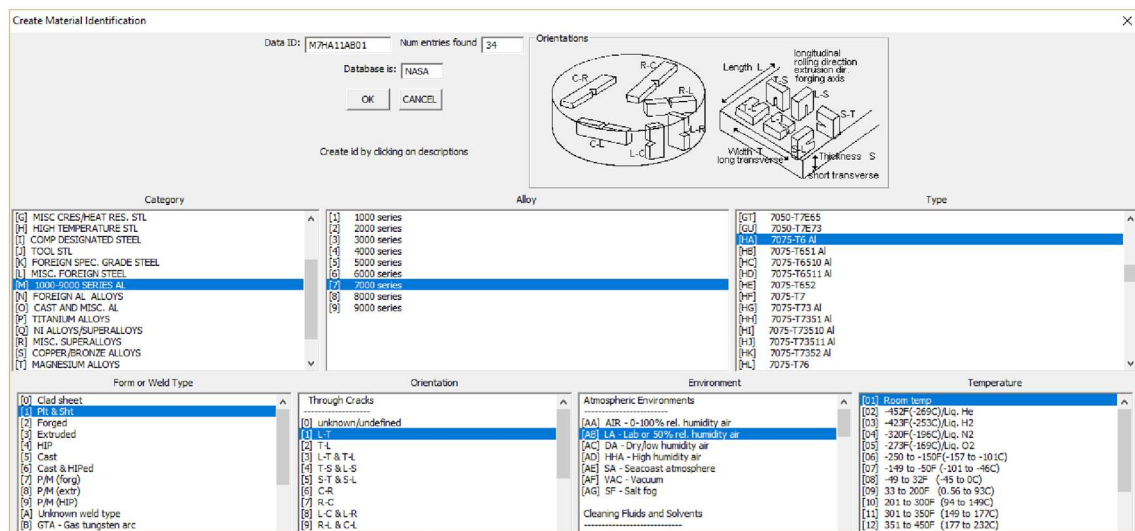


Figura 4.2. Opciones seleccionadas para la obtención de registros en el programa NASGRO.

Se seleccionaron aleaciones y calidades de acuerdo con la base de datos NASGRO que ofreciera la mayor cantidad de ensayos disponibles para obtener información confiable. Se buscó que estos ensayos fueran lo más completos posible, es decir, que proporcionaran datos tanto en la zona umbral como en la de velocidad lineal. Además, se buscó diversidad en términos de espesores, tipos de probetas y relaciones de tensión máxima y mínima (R) para caracterizar adecuadamente el comportamiento en la zona umbral.

Las dificultades encontradas al afrontar el trabajo provienen de la ausencia de suficientes registros para abarcar el rango de valores de "R" adecuadamente, ya que la mayoría de los registros se sitúan entre los valores de  $0,1 \leq R \leq 0,5$ .

Tras la búsqueda comentada, se decidió realizar el presente estudio sobre la aleación de aluminio 7075 con las calidades T6, T651. A continuación, se muestra el número de registros inicial que el programa NASGRO facilitaba para cada calidad.

ALEACIÓN 7075	Nº DE REGISTROS
Calidad T6	34
Calidad T651	21
<b>TOTAL</b>	<b>55</b>

Tabla 4.1. Registros obtenidos de NASGRO.

Las probetas disponibles son 4 y son las siguientes:

- C(T) – Compact Tension (Ranura en el lateral).
- CCT – Central Crack Tension o M(T) – Middle Crack Tension (Ranura central).
- SEB
- STIFF M(T)

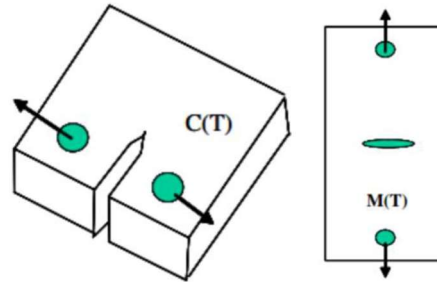


Figura 4.3. Dos de las probetas utilizadas en los registros seleccionados. Zúñiga [44].

### 4.3 NOMENCLATURA PARA LOS ENSAYOS

Los registros analizados abarcan diversas variables, como el espesor, la relación entre las tensiones máximas y mínimas (R), la calidad y el tipo de probeta. Dada la considerable cantidad de registros, se optó por emplear una nomenclatura específica para organizarlos eficazmente y agilizar su búsqueda. La nomenclatura utilizada para identificar los registros se compone de la siguiente manera:  $X_1/X_2/X_3/X_4$

- $X_1$ : Espesor de la probeta (mm).
- $X_2$ : Relación entre las tensiones máximas y mínimas (R).
- $X_3$ : Calidad.
- $X_4$ : Tipo de probeta.

Poniéndolo en práctica, para un registro de espesor 6,35 mm,  $R= 0,7$ , calidad T6 y realizado en una probeta M(T), según la nomenclatura descrita se designaría así: 6,3/0,7R/T6/M(T).

Si se diera el caso en el que todos los campos de la nomenclatura coincidieran se añadiría una letra “A”, “B”, “C”, ... al final para distinguir los registros.

#### 4.4 HOMOGENEIZACIÓN DE DATOS

La información obtenida de la base de datos de NASGRO requiere un proceso de preparación para asegurar que los datos sean comparables y coherentes. Esto es esencial para evitar la existencia de múltiples valores en el eje vertical para un mismo valor en el eje horizontal.

El proceso de preparación implica organizar los registros en orden ascendente según el valor de  $\Delta K_{\text{aplicado}}$ . Luego, estos registros se transforman en valores de  $K_{\text{max}}$  mediante la siguiente fórmula:

$$\Delta K_a = K_{\text{max}} - K_{\text{min}} = K_{\text{max}} \cdot (1 - R) \quad (4.1)$$

con

$$R = \frac{K_{\text{min}}}{K_{\text{max}}} \quad (4.2)$$

$$K_{\text{max}} = \frac{\Delta K_a}{(1 - R)}$$

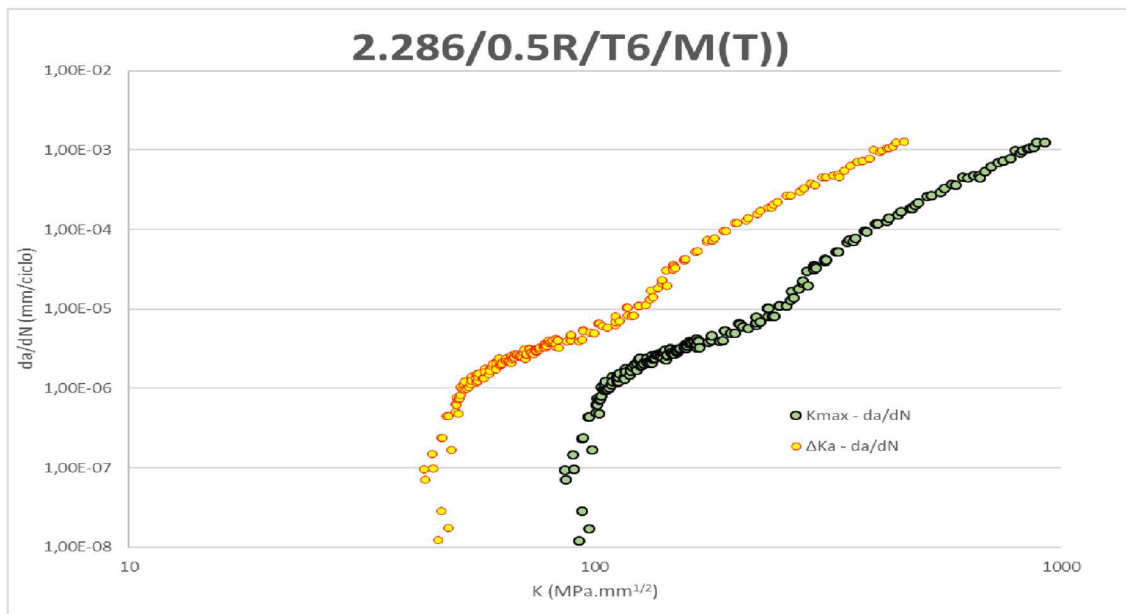


Figura 4.4. Valores convertidos de  $\Delta K_{\text{aplicado}}$  a  $K_{\text{max}}$ .

Luego de la conversión de todos los registros a valores de  $K_{\text{max}}$ , se procede a homogeneizar los datos mediante una interpolación logarítmica en intervalos pequeños utilizando un factor de incremento de 1,02. Esta interpolación comienza en  $100 \text{ MPa}(\text{mm})^{1/2}$  (aunque en algunos registros se inicia desde valores inferiores). El resultado de este proceso es la obtención de curvas suavizadas que servirán como base para el análisis de los puntos singulares.

Este tratamiento de los datos mejora significativamente la calidad de las curvas y las prepara de manera óptima para llevar a cabo un estudio detallado de los puntos singulares en el comportamiento de la propagación de grietas.

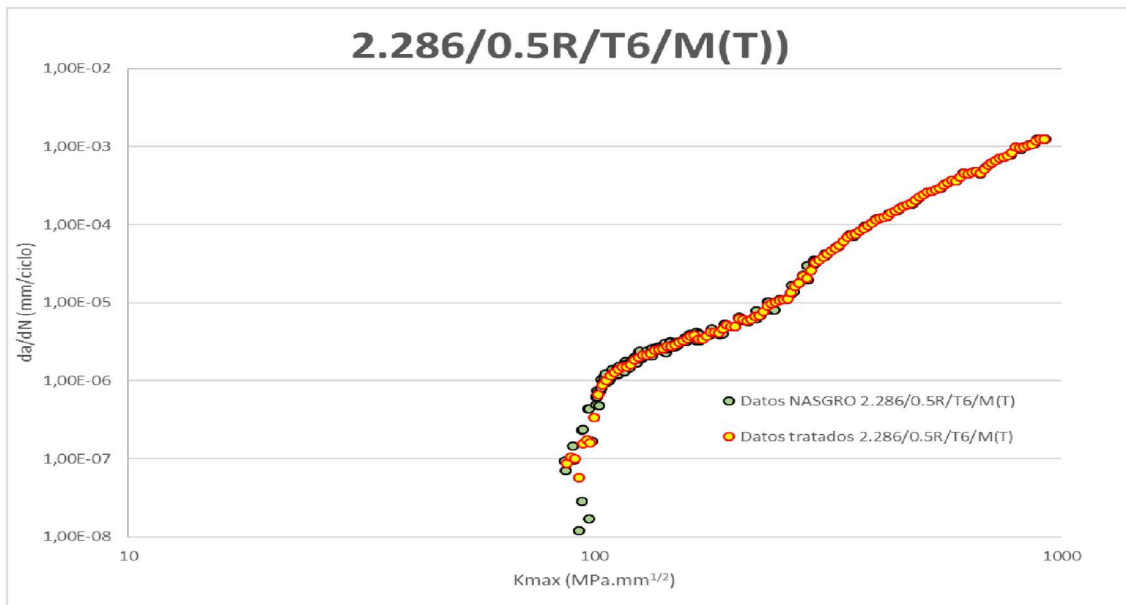


Figura 4.5. Datos homogeneizados sobre no homogeneizados.

#### 4.5 CREACIÓN DE FICHAS INDIVIDUALIZADAS PARA CADA REGISTRO

Después de obtener los datos homogeneizados, se procede al cálculo de las pendientes de Paris y a la identificación de los puntos característicos esenciales para la comparación entre distintos registros. Este proceso se lleva a cabo mediante la creación de representaciones gráficas individuales para cada registro ( $K_{max} - da/dN$ ) utilizando una herramienta especialmente desarrollada en Excel. Esta herramienta automatiza la recopilación de todos los puntos característicos de cada registro, facilitando el análisis comparativo.



## 4.6 EVALUACIÓN DE REGISTROS

Después de crear fichas individuales para cada registro, se llevó a cabo una evaluación de aquellos registros que mostraban un comportamiento anómalo y que podrían influir en los resultados finales. Una de las premisas clave del proyecto era conservar todos los ensayos, ya que una mayor variedad de datos podría respaldar de manera más sólida los resultados obtenidos. Por lo tanto, a pesar de que algunos registros parecían no aportar información significativa en un principio, se mantuvieron en el estudio. Estos registros, aunque no proporcionaron datos relevantes para la determinación de la pendiente, pudieron ser útiles para identificar el punto de inflexión o respaldar la elección de la pendiente apropiada.

Tras varias revisiones y análisis, el número de registros se redujo de 55 a 44.

ALEACIÓN 7075	Nº DE REGISTROS INICIALES	Nº DE REGISTROS COMPROBADOS
Calidad T6	34	32
Calidad T651	21	12
TOTAL	<b>55</b>	<b>44</b>

*Tabla 4.2. Número de registros evaluados.*

Algunos ejemplos de causa de la eliminación de registros son:

1. Errores en el registro en NASGRO, no accesibles en la base de datos.
2. Alta dispersión de datos tanto en la zona umbral como en la zona de pendiente constante.
3. Registros repetidos con los mismos parámetros.
4. Registros con un espesor de 0 mm.
5. Velocidades de crecimiento fuera de orden.

Estas eliminaciones se realizaron para garantizar la calidad y coherencia de los datos utilizados en el estudio.

Como se comentó anteriormente, a parte de estos registros de NASGRO, se implementaron nuevos registros digitalizados de artículos científicos de Newman [33], Masuda [56] y Sun [51]. Una vez digitalizados y comprobados, se consideran válidos para implementar junto con los demás registros, ya que tienen una calidad referente a la búsqueda de puntos singulares en la zona umbral muy buena. Estos registros permitirán realizar un análisis de la zona umbral más preciso que solo con los datos de NASGRO. En concreto se añadieron 8 registros nuevos a la calidad T6 y 4 nuevos a la calidad T651, por lo que recuento de registros final queda de la siguiente forma:

ALEACIÓN 7075	Nº DE REGISTROS INICIALES	Nº DE REGISTROS COMPROBADOS	Nº DE REGISTROS FINALES
Calidad T6	34	32	40
Calidad T651	21	12	16
<b>TOTAL</b>	<b>55</b>	<b>44</b>	<b>56</b>

Tabla 4.3. Número de registros finales.

A continuación, aparecen imágenes de los registros empleados de forma conjunta y separados por calidades:

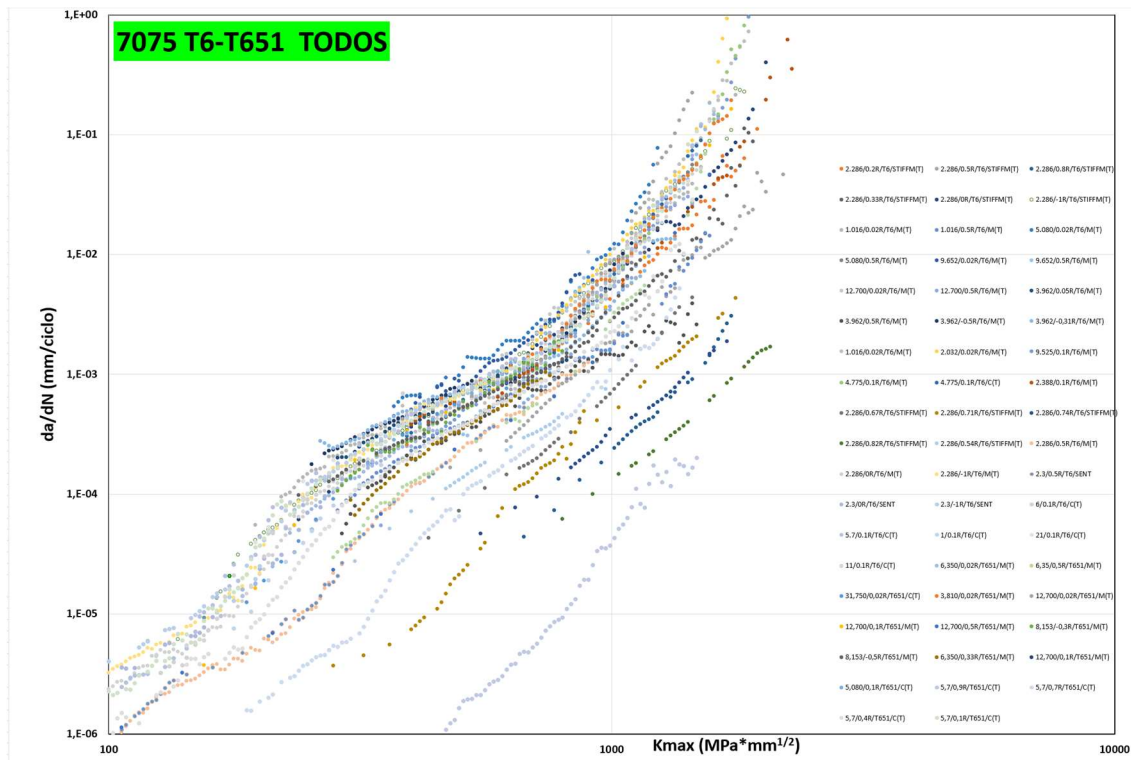


Figura 4.7. Todos los registros.

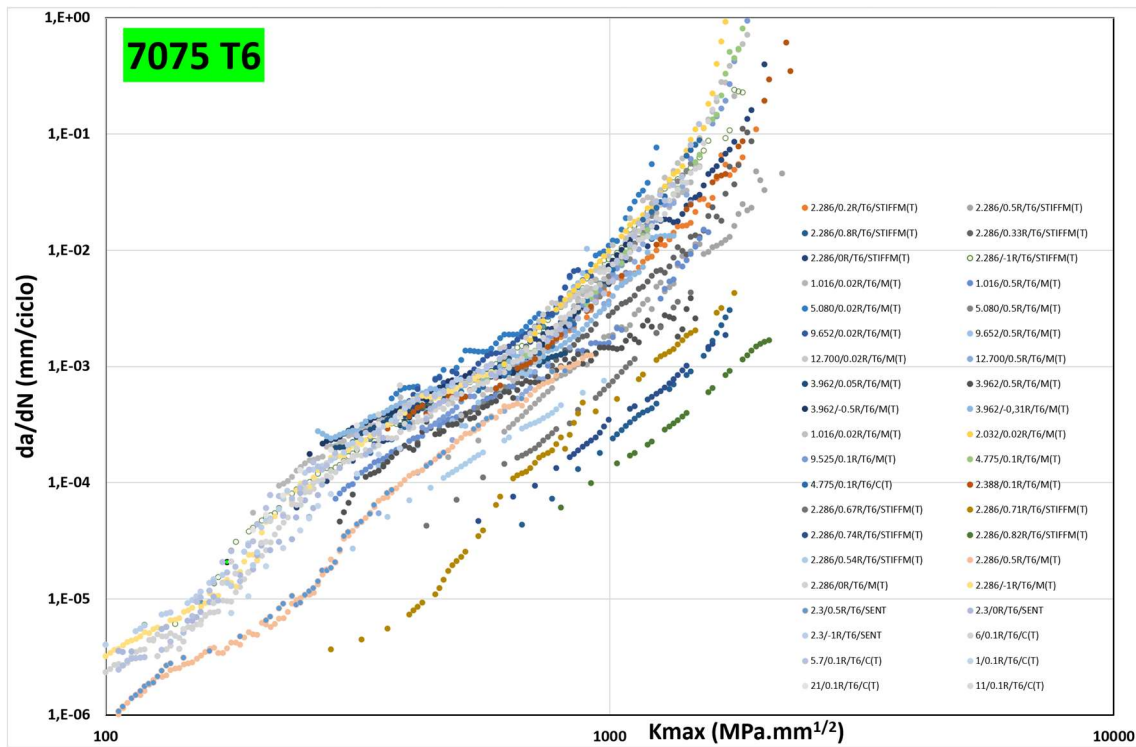


Figura 4.8. Todos los registros de la calidad T6.

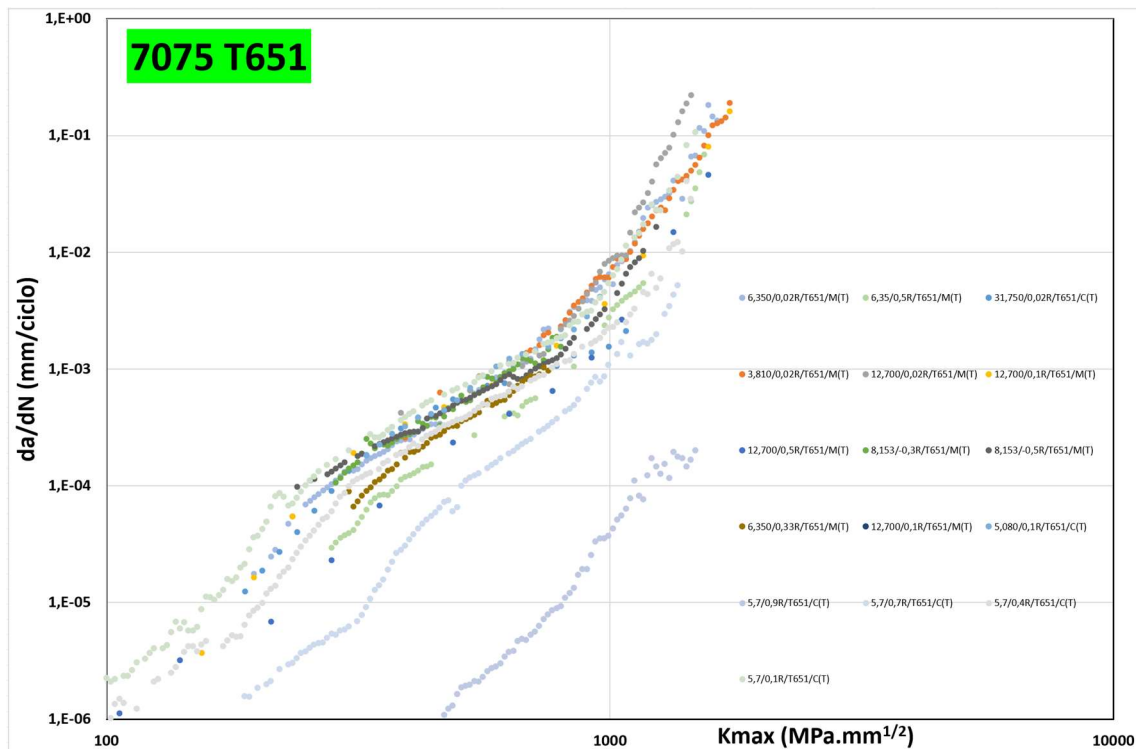


Figura 4.9. Todos los registros de la calidad T651.

#### 4.7 DETERMINACIÓN PENDIENTE DE PARIS

Luego de crear fichas individuales para cada registro, se procedió a determinar la pendiente de Paris 1 (deformación plana) y su equivalente Paris 2 (tensión plana). Una vez se determinen las pendientes, se podrán posicionar con precisión sobre la zona central de los registros empleados e identificar el punto de inicio de transición.

El objetivo es seleccionar una pendiente genérica que pueda aplicarse a ensayos de calidades similares (T6-T651). Para determinar esta pendiente, se buscan registros que presenten una relación de carga ( $R$ ) baja (inferior a  $0,1R$ ) en probetas con espesores medianos o altos (entre 4 y 8 mm). La selección de esta pendiente se basa en la exclusión de registros con valores de  $R$  superiores a 0,5, ya que estos registros tienden a mostrar pendientes ligeramente mayores debido a diferencias en su comportamiento al acercarse a  $K_c$ . Estas diferencias se atribuyen más a la suavidad en la transición desde la zona umbral hacia Paris 1 que a un comportamiento substancialmente diferente.

Se decidió descartar la realización de un ajuste de pendientes que discriminara entre diferentes materiales y tipos de probetas. Esto se debe a que se observaron diferencias mínimas en el tramo de Paris 1 entre estos grupos de registros. En su lugar, se optó por ajustar la pendiente que mejor representara el comportamiento de los registros CT y CCT.

Un parámetro importante a tener en cuenta, basado en la investigación de Martin, es que el perfil de velocidades se desplaza hacia la izquierda o hacia la derecha en función del factor  $R$  o la relación de tensiones. Cuanto mayor sea el valor de  $R$ , más a la derecha se encuentra el perfil. Además, se sabe que el proceso de transición desde la deformación plana a la tensión plana se retrasa en probetas de mayor espesor. Por lo tanto, se buscó utilizar probetas con un espesor medio o grande para asegurar que estuvieran en un estado de deformación plana, ya que la grieta tarda más en llegar a la periferia de la superficie en estas probetas.

Inicialmente, se consideró que las calidades T6 y T651 deberían operar bajo la misma pendiente. Para lograr esto, se realizó una búsqueda de registros de ambas calidades que presentaran una relación de tensiones ( $R$ ) baja, es decir, inferior a 0,1, y que fueran probetas de espesor medio o alto, en el rango de 4 a 8 mm.

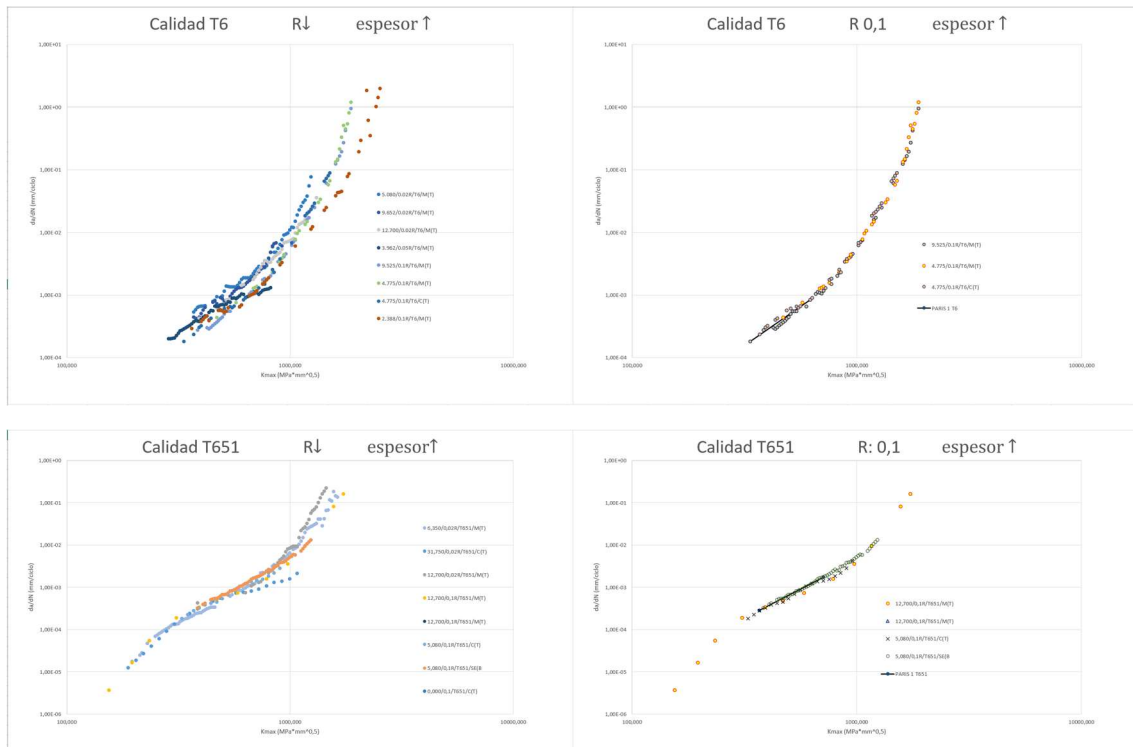


Figura 4.10. Búsqueda de registros con espesores medios-altos y valores de R bajos.

Afortunadamente, se encontraron registros para estas calidades que cumplieran con los requisitos de espesor medio-alto y una relación de tensiones (R) baja, específicamente R igual o menor a 0,1. La razón detrás de buscar ensayos con estas características radica en la expectativa de que en tales registros se pueda observar claramente la región de Paris 1 (deformación plana) sin que se vean afectados por los efectos de la transición de Paris 1 a Paris 2. Sin embargo, para asegurar la fiabilidad en la determinación de la pendiente, se realizaron comprobaciones adicionales considerando registros con diferentes valores de R.

Es importante destacar que la determinación de la pendiente es una parte crítica de este trabajo, ya que una vez definida, se utilizará para identificar los puntos singulares y, por lo tanto, permitirá estimar con mayor precisión el comportamiento a fatiga de las aleaciones de aluminio. Por lo tanto, este aspecto es fundamental, ya que servirá como la base sobre la cual se construirá el resto del proyecto.

ALEACIÓN 7075	R 0,1	R 0,02	R 0,5	R NEGATIVA
Calidad T6	2,5292	2,5489	2,5742	2,3494
Calidad T651	2,5063	2,5774	2,5899	2,3769

Tabla 4.4. Pendientes asociadas a cada valor de relación de tensiones.

A pesar de evaluar la pendiente necesaria en registros con valores de R más altos, se reconocen las posibles influencias de los efectos de transición en tales ensayos, lo que podría distorsionar la pendiente característica de Paris 1. En vista de las pequeñas discrepancias en las pendientes, se ha decidido priorizar los ensayos con R igual o menor a 0,1 y R igual o menor a 0,02. Los registros con R igual o mayor a 0,5 y R negativos se utilizarán principalmente para verificar la pendiente obtenida.

Jesús Lunas García.  
Grado en Ingeniería Mecánica.

Finalmente, después de dar preferencia a los valores de R igual o menor a 0,1 y R igual o menor a 0,02, se ha seleccionado la pendiente derivada de los registros con R igual o menor a 0,02 en la calidad T6 como la pendiente de referencia. Esta elección se basa en los siguientes motivos:

- Disponibilidad de un número adecuado de registros que respaldan la confiabilidad de la pendiente.
- La pendiente obtenida es ligeramente superior a la obtenida para R igual o menor a 0,1, significativamente superior a la de los registros con R negativos y ligeramente inferior a la de los registros con R igual o mayor a 0,5. En resumen, parece adaptarse adecuadamente a todos los valores de R sin presentar diferencias notables.

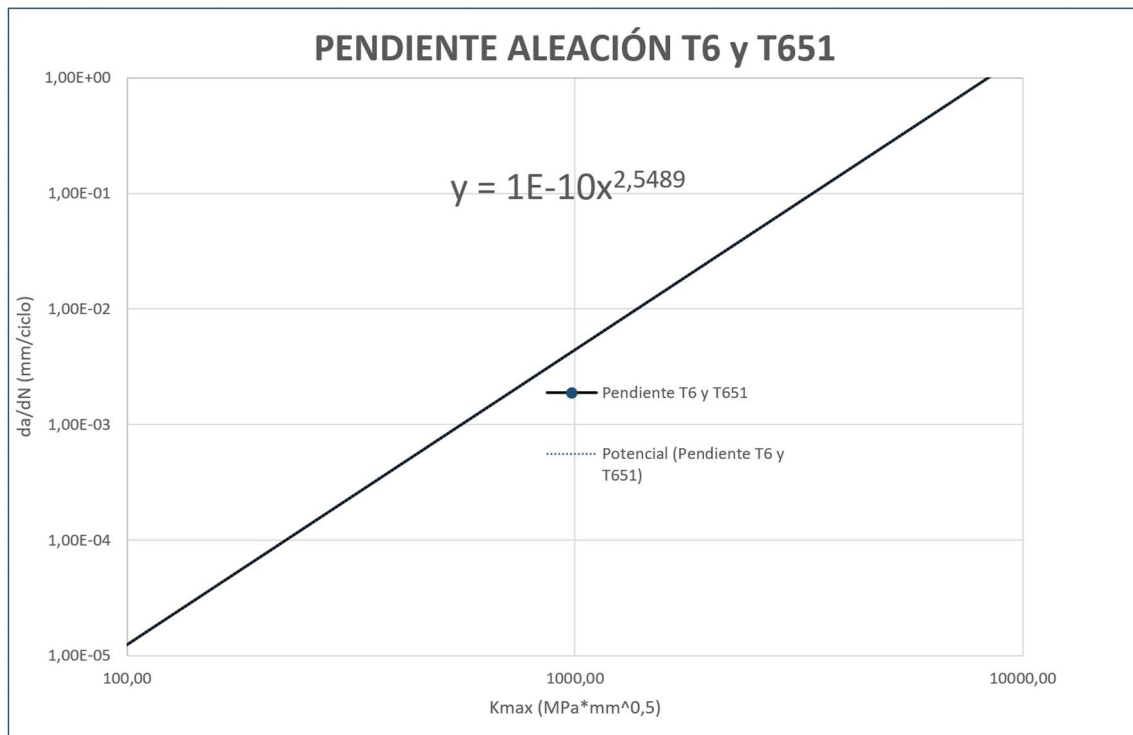


Figura 4.11. Pendiente seleccionada para Paris.

## 4.8 PUNTOS SINGULARES

### 4.8.1 Posicionamiento rectas de Paris (1 y 2)

Una vez que la pendiente está definida, procedemos a identificar los diferentes segmentos y puntos característicos en el perfil de velocidad. Utilizamos una herramienta en Excel similar a la que se utilizó para determinar la pendiente genérica, pero en este caso, ajustamos la línea de Paris 1 y/o Paris 2 (si corresponde) a cada registro con una pendiente previamente conocida. Nuestro objetivo es colocarnos en la zona de crecimiento lineal (la zona de Paris) y, a continuación, marcar el punto de inicio de la transición de Paris 1 a Paris 2 (si el registro presenta ambos Paris). Este punto coincide con el abandono de la zona lineal de crecimiento.

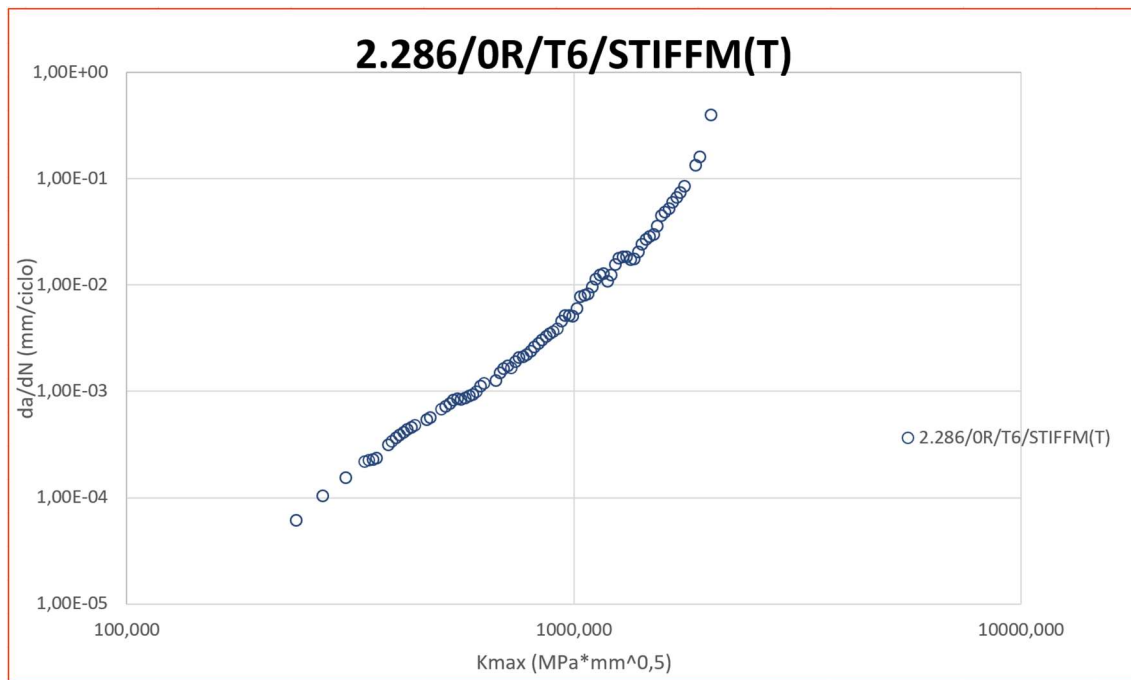


Figura 4.12. Registro ejemplo para el posicionamiento de una de las rectas de Paris.

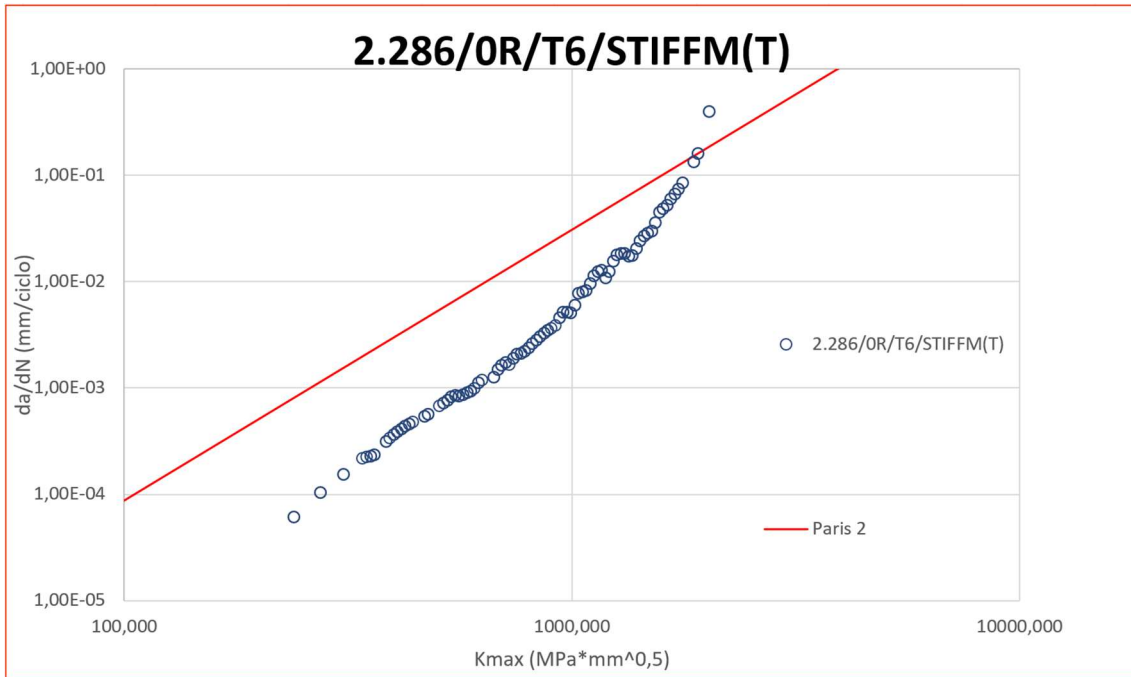


Figura 4.13. Recta de Paris 2 flotante sobre registro.

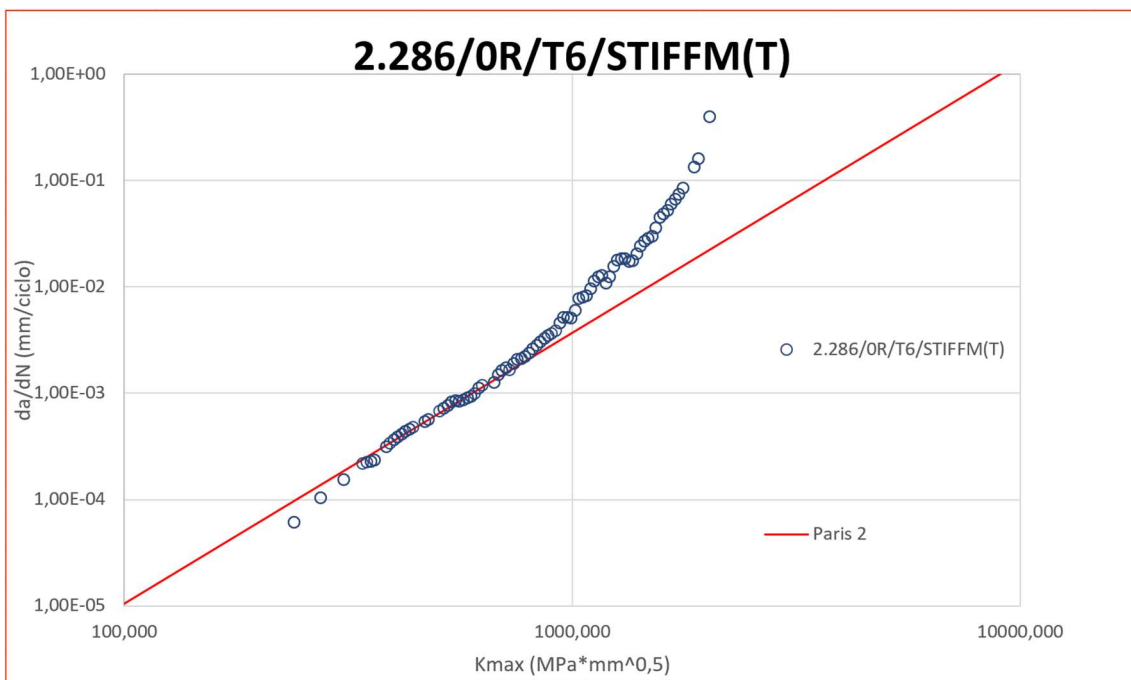


Figura 4.14. Recta de Paris 2 completamente posicionada sobre el registro.

Este proceso se repite para todos los registros y para ambas rectas de Paris (si es que tiene las dos). La herramienta mencionada anteriormente para realizar el ajuste funciona mediante la variación de un coeficiente, cuyo valor permite que la línea se desplace verticalmente hasta ajustarse al tramo lineal.

Coeficiente para Paris 1		Coeficiente para Paris 2	
0		0,84	
Paris 1		Paris 2	
Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2
10	10000	10,00	10000,00
0,00E+00	0,00E+00	2,97E-08	1,32E+00

Figura 4.15. Herramienta para posicionar las rectas de Paris 1 y 2.

#### 4.8.2 Punto de inflexión

La identificación del punto de inflexión es de suma importancia ya que permite caracterizar gran parte de la zona umbral, una zona en la que la aplicación de conceptos exclusivamente PICC es cuestionable. Se entiende por identificación la determinación de sus valores de  $K_{m\acute{a}x}$ , velocidad y la pendiente de recta.

Las apreciaciones de Schijve [22] sobre la senda de crecimiento y la coincidencia de cambios en el perfil asociados a una horquilla de velocidades de crecimiento independientemente de geometría, R y espesor ha sido ampliamente reforzada por los planteamientos de cierre de grieta PICC y el uso de valores efectivos como fuerza directora del crecimiento. En la zona próxima a umbral, antes de desarrollarse el crecimiento según comportamiento de Paris, también se producen alteraciones en la senda de crecimiento confirmadas por Wanhill [28]. Al llegar a la zona del punto de inflexión en el proceso de crecimiento, se produce un cambio paulatino de velocidad debido a cambios en el mecanismo de crecimiento de grieta que pasa de estar controlado por rugosidad en la recta inferior a controlado por plasticidad llegados a la recta de Paris.

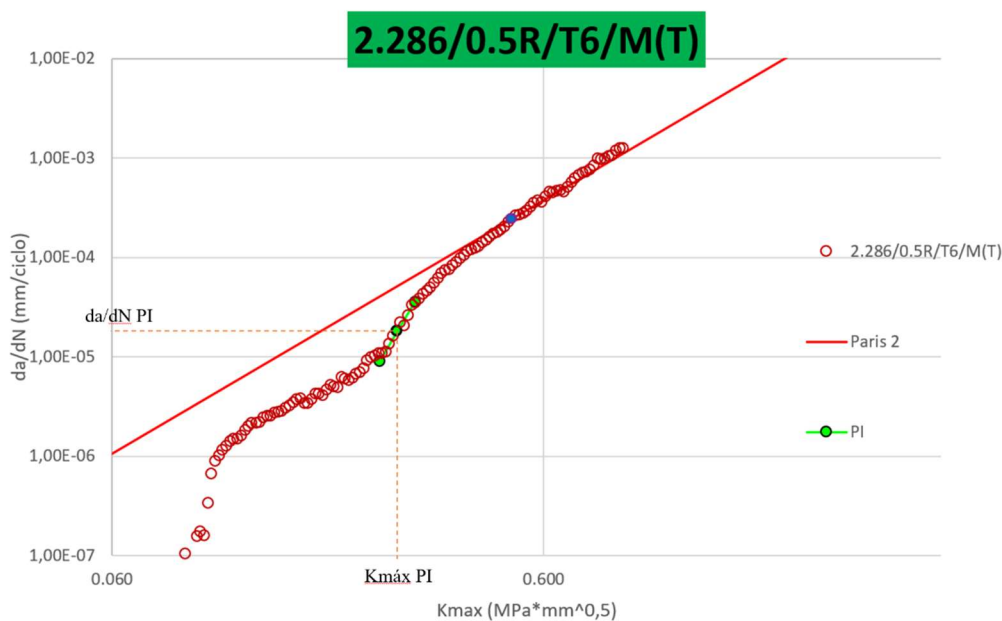


Figura 4.16. Identificación manual del punto de inflexión.

Al situar el punto de inflexión, además posicionarlo según su valor de  $K_{m\acute{a}x}$  y velocidad, también es necesario definir su pendiente. Esto se hará gracias a una herramienta creada en Excel, la cual permite ver de forma gráfica cómo varía la inclinación de la recta de inflexión para así asignar la pendiente más adecuada a cada registro.

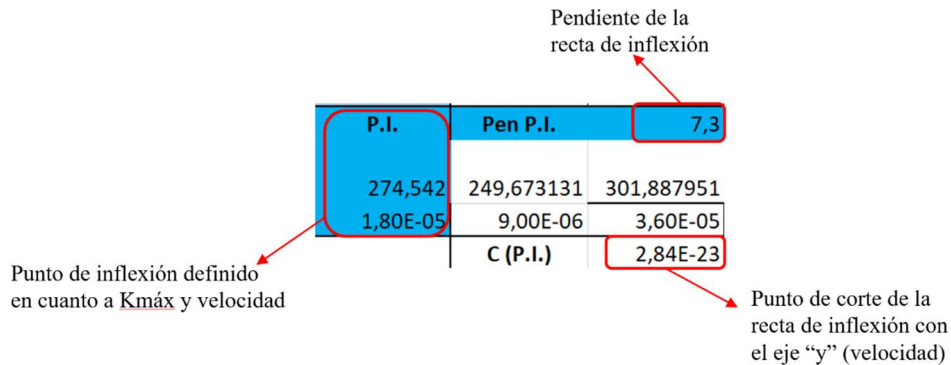


Figura 4.17. Herramienta para el ajuste de la pendiente de la recta de inflexión a la gráfica.

Una vez hecho este procedimiento en todos los registros donde es posible identificar el punto de inflexión se representan los valores de  $K_{m\acute{a}x}$ , velocidad y pendiente de cada uno de los puntos de inflexión identificados con respecto a R.

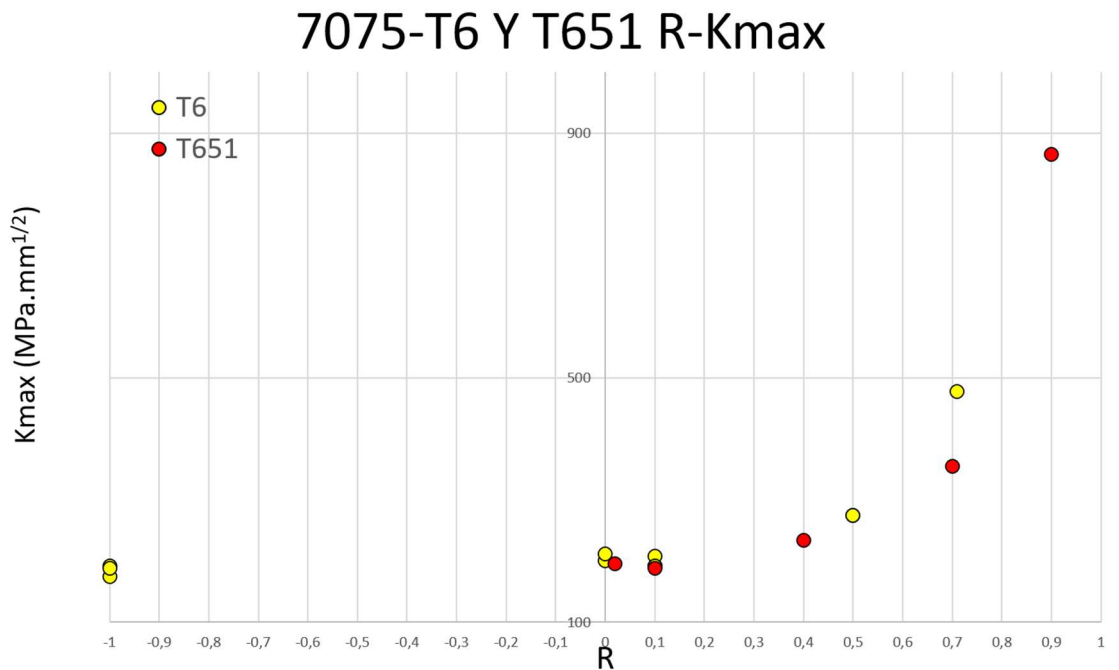


Figura 4.18. Nube de puntos de los valores de  $K_{m\acute{a}x}$  de todos los P.I. frente a R.

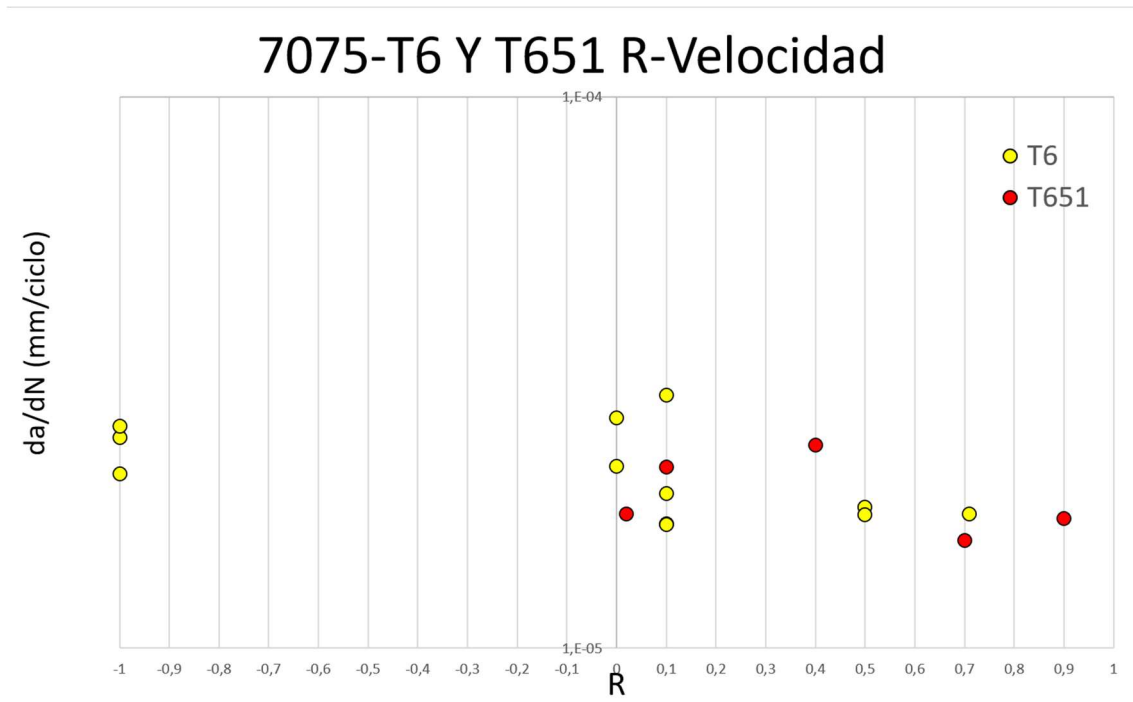


Figura 4.19. Nube de puntos de los valores de velocidad de todos los P.I. frente a R.

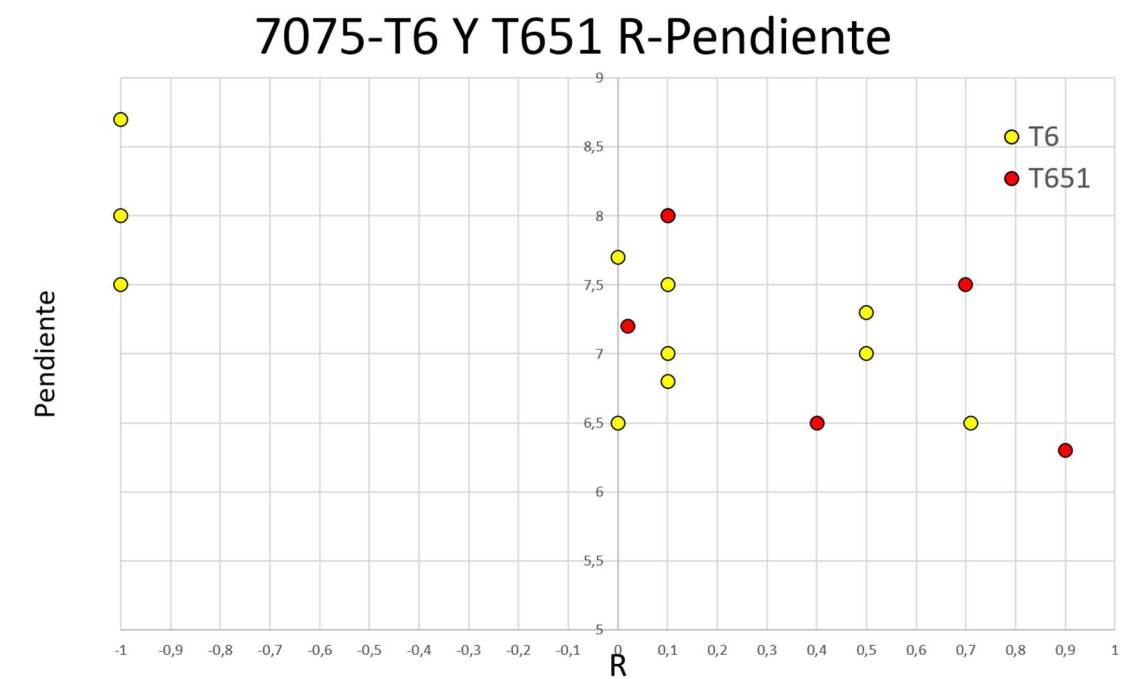


Figura 4.20. Nube de puntos de los valores de pendiente de todos los P.I. frente a R.

Como era esperable después de haber tenido presentes los trabajos de Rafael Zúñiga y Martín Muñoz, se observa una tendencia lineal para velocidad y pendiente frente a R y una tendencia exponencial para  $K_{m\acute{a}x}$  frente a R, del cual se hablará más adelante.

Se ha considerado oportuno realizar las regresiones englobando ambas calidades, ya que este método dio buenos resultados en trabajos anteriores, además de que se puede observar que los datos se complementan de tal forma que harán que se calculen unas regresiones más sólidas.

Jesús Lunas García.  
Grado en Ingeniería Mecánica.

#### 4.8.2.1 Regresión Velocidad-R

Como se ha comentado antes, la velocidad del punto de inflexión guarda una relación lineal frente a R, por lo que será necesario aplicar una regresión lineal sobre logaritmos. La función que se obtendrá será de tipo exponencial:

$$y = C \cdot e^{n \cdot R} \quad (4.3)$$

Donde:

y: Corresponde en este caso a la velocidad.

R: Relación de tensiones.

C y n: Constantes del ajuste.

Si desarrollamos con logaritmos queda de forma:

$$\ln y = \ln C + \ln e^{n \cdot R} \rightarrow \ln y = \ln C + n \cdot R \quad (4.4)$$

Gracias a esta expresión se obtiene la regresión lineal para la gráfica Velocidad-R:

ALEACIÓN	Potencial	
	$C_v$	$n_v$
<b>7075 T6-T651</b>	2,03427E-5	-7,3673234E-2

Tabla 4.5. Coeficientes calculados para la regresión de la velocidad.

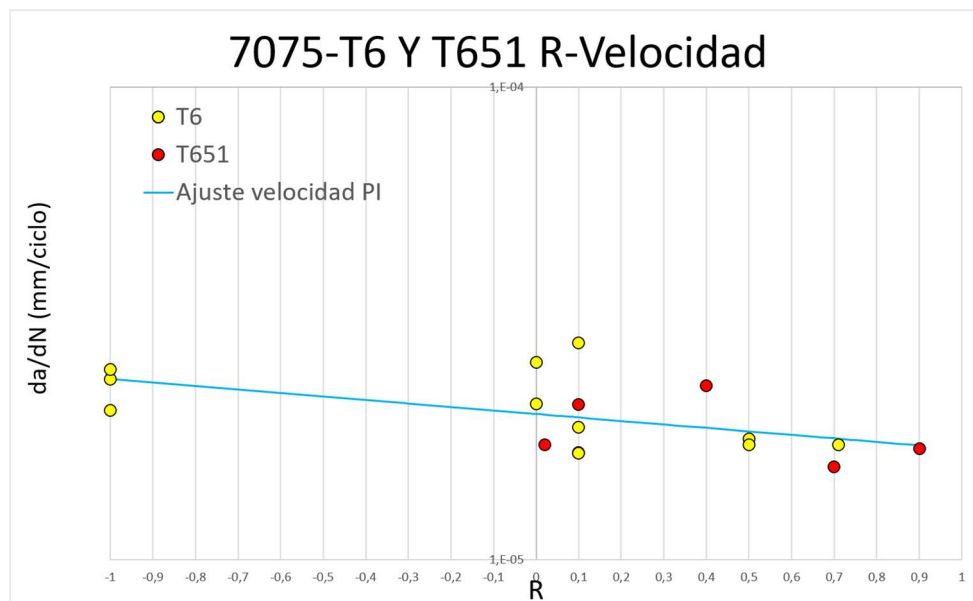


Figura 4.21. Representación de la regresión calculada de la velocidad sobre su nube de puntos.

#### 4.8.2.2 Regresión Pendiente-R

En este caso, es suficiente con realizar una regresión lineal, ya que no es necesario poner los valores de pendiente en escala logarítmica en el eje “y”:

$$m = -n_p \cdot R + C_p \quad (4.5)$$

Donde:

$m$ : Es la pendiente.

$R$ : Es la relación de tensiones.

$n_p$  y  $C_p$ : Son constantes propias del ajuste.

El ajuste quedaría de la siguiente forma:

ALEACIÓN	Pendiente = $-n_p \cdot R + C_p$	
	$C_p$	$n_p$
<b>7075 T6-T651</b>	7,341763069	0,739611161

Tabla 4.6. Coeficientes calculados para la regresión de la pendiente.

### 7075-T6 Y T651 R-Pendiente

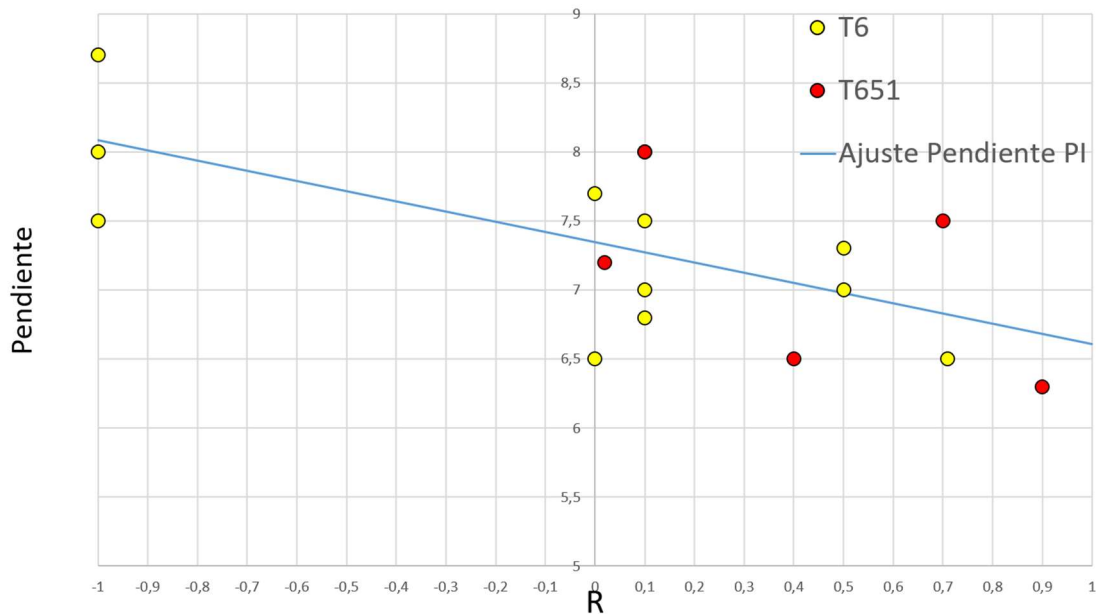


Figura 4.22. Representación de la regresión de la pendiente sobre su nube de puntos.

#### 4.8.2.3 Regresión $K_{m\acute{a}x}$ -R

Siendo este el caso diferente que se trabajará, se puede apreciar fácilmente que no es una regresión de tipo lineal. En este caso, se optará por una expresión de tipo potencial:

$$K_{m\acute{a}x} = a \cdot 10^{\frac{b \cdot R}{(1-R)^n}} \quad (4.6)$$

Donde:

$a$  y  $b$ : Son constantes propias del ajuste.

$n$ : Es un parámetro que permite asintotizar más o menos los extremos.

$R$ : Es la relación de tensiones.

Esta expresión se adapta perfectamente a la nube de puntos obtenida anteriormente, sin embargo, esta expresión no es la definitiva, debido a que dejarla así provocaría singularidades indeseadas. Para solucionar esto, se obliga a que en algún punto final la curva parabólica asintótica se convierta en lineal, con la intención de evitar valores infinitos para valores de  $R$  altos. La solución elegida fue hacer el ajuste lineal a partir de un valor de  $0,85R$ , esto significa que para valores de  $R$  menores a  $0,85$  la curva respondería a la expresión potencial antes mostrada, mientras que para valores de  $R$  mayores a  $0,85$  tendrá la siguiente expresión:

$$K_{m\acute{a}x} = K_{RL} \cdot 10^{(R-0,85) \cdot m} \quad (4.7)$$

Donde:

$R$ : Es la relación de tensiones.

$K_{RL}$  y  $m$ : Son constantes propias del ajuste.

ALEACIÓN	$-1 \leq R \leq 0,85$		$R \geq 0,85$	
	$K_{max} = a \cdot 10^{\frac{b \cdot R}{(1-R)^{0,4}}}$		$K_{max} = K_{RL} \cdot 10^{(R-0,6) \cdot m}$	
	$a$	$b$	$K_{RL}$	$m$
<b>7075 T6-T651</b>	205,612869	0,11851873	592,380073	2,99158136

Tabla 4.7. Coeficientes calculados para la regresión de  $K_{m\acute{a}x}$ .

## 7075-T6 Y T651 R-Kmax

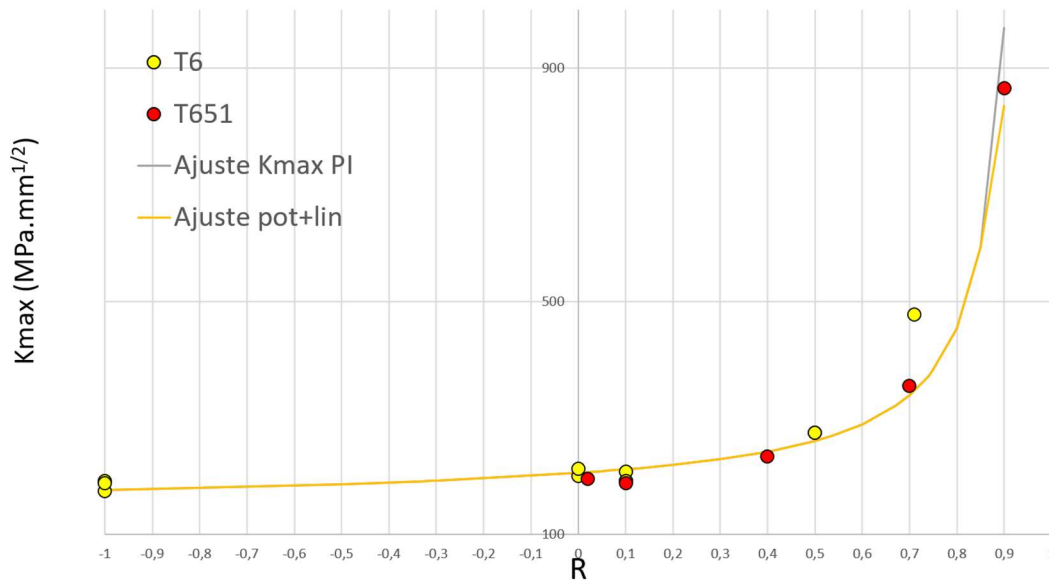


Figura 4.23. Representación de la regresión de  $K_{m\acute{a}x}$  sobre su nube de puntos.

### 4.8.2.4 Ejemplo de aplicación

Con las tres expresiones anteriores más el valor de R de un ensayo es posible generar la zona de inflexión, a continuación, se hace esta generación en un ensayo real para comprobar la fiabilidad de estas regresiones.

Se eligió el registro **2,286/0,5R/7075-T6/M(T)**:

Velocidad: 1,86884E-05

$K_{m\acute{a}x}$ : 260,7515152

Pendiente: 6,97782511

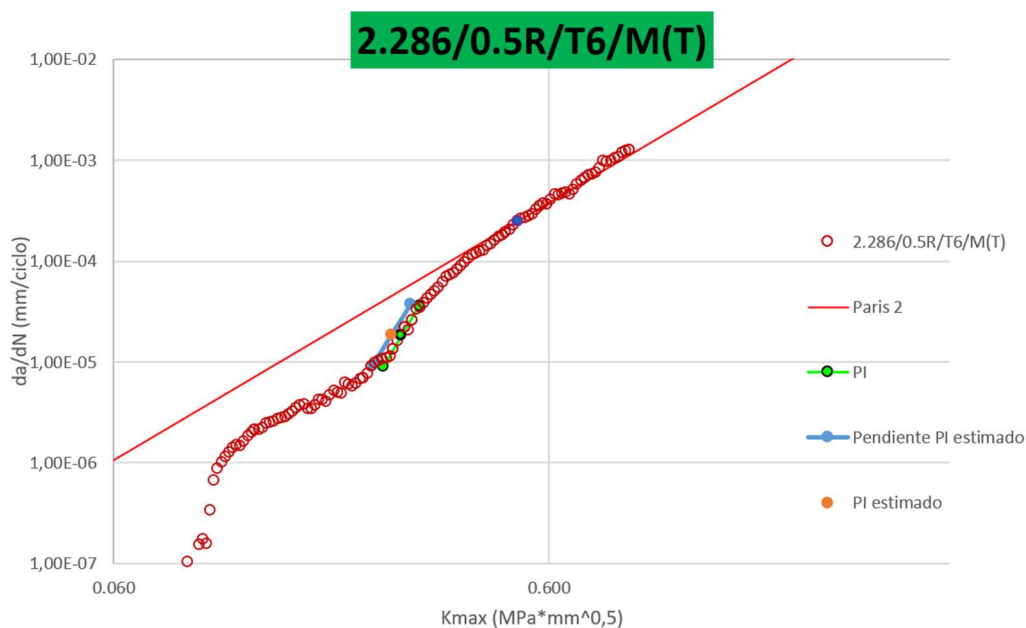


Figura 4.24. Estimación del P.I. sobre ensayo con información de la zona umbral.

Jesús Lunas García.  
Grado en Ingeniería Mecánica.

Se podría decir que la caracterización es bastante fiel a la realidad, ahora veamos que ocurre en un registro del que no se tiene ningún tipo de información de su zona umbral. Se eligió el registro **6,35/0,33R/7075-T651/M(T)**

Velocidad: 1,92E-05

$K_{m\acute{a}x}$ : 232,772659

Pendiente: 7,103559007

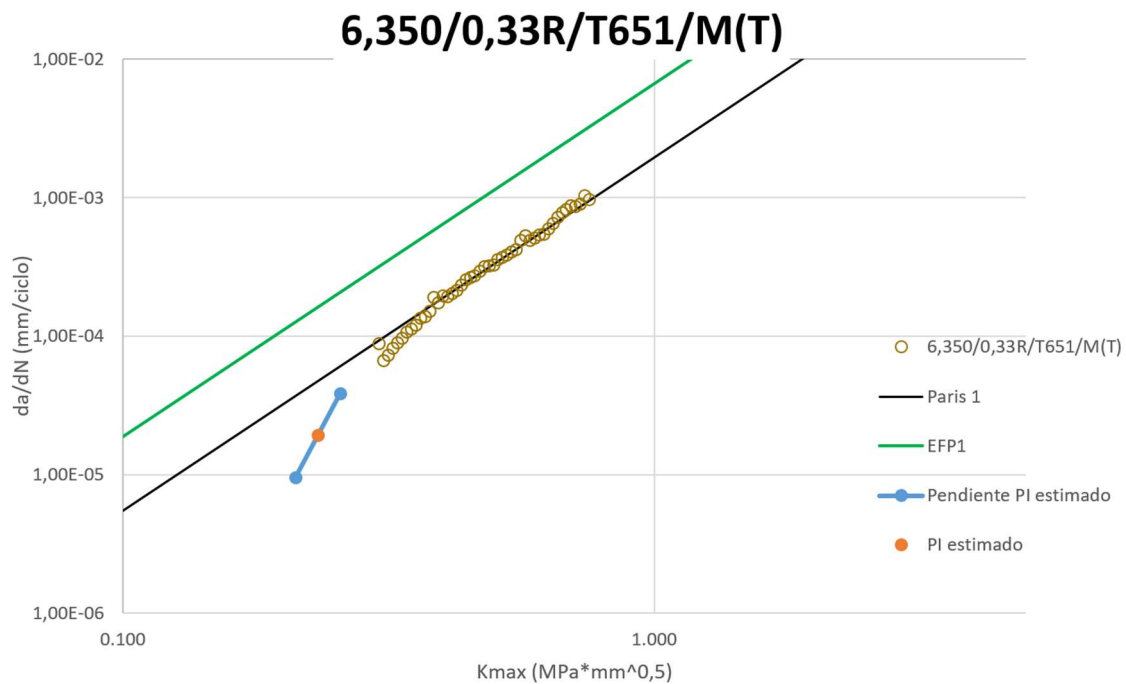


Figura 4.25. Estimación del P.I. sobre ensayo sin información de la zona umbral.

Viendo los resultados, es perfectamente posible que el punto de inflexión y la recta de inflexión se encuentren en esos valores de velocidades y  $K_{m\acute{a}x}$ , por lo que la herramienta funciona, cumple su finalidad perfectamente, que era ser capaz de identificar y posicionar puntos de inflexión en ensayos en los que no hay datos suficientes para identificarlos de forma manual.

#### 4.8.3 Transición de Paris 1 a Paris 2

Tal como se indicó en el capítulo 2 referente a modelos de crecimiento, Newman [33] introdujo el concepto de “factor de constricción  $\alpha$ ” con objeto de adaptar la tensión de fluencia en el frente de grieta al estado tensional en el mismo, permitiendo aplicar el modelo bidimensional de Newman (tensión plana) a contextos muy diferentes. En una grieta con un frente grieta recto perpendicular a la superficie de del material, se presupone un estado de tensión plana en la superficie libre y próximo a deformación plana en la línea de frente de grieta más alejada de la superficie. Los valores teóricos extremos para el valor de constricción son “ $\alpha= 1$ ” para tensión plana y, para deformación plana, desde el “ $\alpha= 3$ ” hasta la corrección de Irwin [14] con “ $\alpha= 1.73$ ”; la justificación de los valores adoptados para  $\alpha$  en este trabajo serán justificados en el epígrafe referente a selección de los factores de constricción.

La utilidad del uso del factor de constricción radica en la posibilidad de identificar de manera simple un estado de tensiones único para todo el frente de grieta, sin

consideraciones a su variabilidad a lo largo del mismo, permitiendo el empleo de modelos 2D (como el Strip Yield Model) para afrontar una realidad triaxial.

La variabilidad del factor de constricción descrita a lo largo de la línea del frente de grieta también afecta a la propia evolución del estado de tensiones de toda la zona del frente de grieta conforme la grieta crece durante el ensayo; mientras la grieta es pequeña y los valores de  $K_{m\acute{a}x}$  son reducidos, las deformaciones plásticas asociadas al ciclo de carga serán mínimas comparadas con las restricciones del medio 3D que lo rodea, debiendo asumir condiciones de deformación plástica. Cuando, en etapas posteriores del ensayo la grieta ha progresado, los niveles de  $K_{m\acute{a}x}$  provocados por una misma tensión remota ( $S_{m\acute{a}x}$ ) serán muy superiores y las deformaciones plásticas asociadas llegan a ser de un orden similar al propio espesor de la probeta, caso en el que debe considerarse un estado de tensión plana en el frente de grieta.

El establecimiento del factor de constricción como identificador del estado de tensiones en el vértice de grieta ha sido uno de los aspectos más discutidos en el análisis y modelización de crecimiento de grietas por fatiga junto con la valoración de los efectos reales del cierre de grieta. Son numerosos los modelos que adoptan un valor de  $\alpha$  constante en todo el proceso, otros asumen valores constantes extremos y una etapa de transición aproximadamente lineal y, finalmente, otros toman valores de  $\alpha$  variable en todo el proceso.

Las condiciones del frente de grieta en las que suele ser considerada la transición de estado de deformación plana a tensión plana han sido relacionadas con diferentes valores de  $da/dN$  [22],  $\Delta k_{eff}$  [33][52] o la relación radio plástico-espesor [54].

En el enfoque de los programas NASGRO y FASTRAN, se aplica un procedimiento mixto basado en la correlación  $da/dN$  y  $\Delta k_{eff}$ , y en el que en función del espesor se identifica un valor de  $\Delta k_{eff}$  de transición y la velocidad de crecimiento asociada al mismo; tomando una horquilla de 1 a 2 décadas en la velocidad de crecimiento asociada marca las velocidades de crecimiento a las que se les supone condición de tensión o deformación plana con los valores de  $\alpha$  tomados por el modelo. En la figura 33 se muestra un ejemplo de aplicación de este procedimiento por Newman [33] para una aleación de aluminio 7075-T7351.

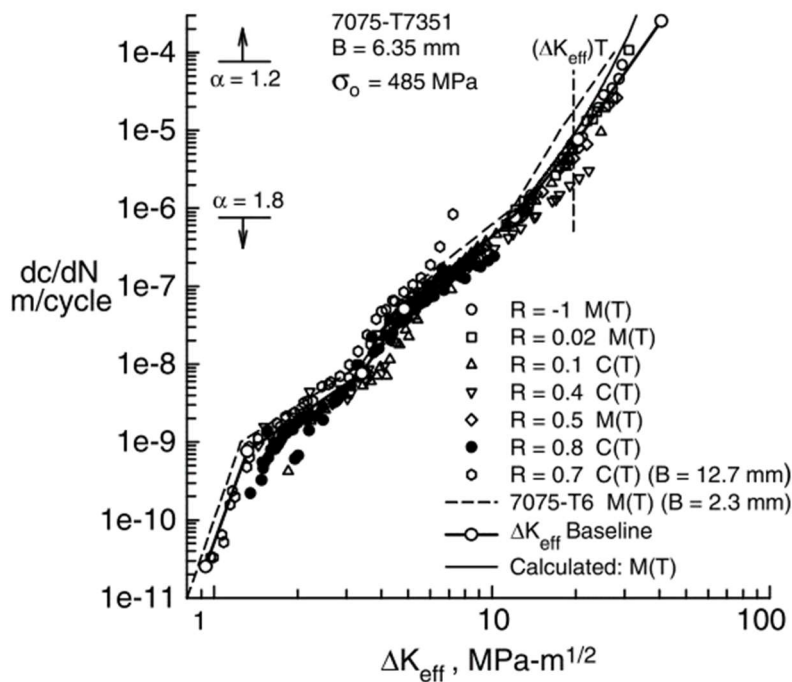


Figura 4.26. Identificación de velocidades de inicio y finde transición incluidas en los programas NASGRO y FASTRAN, aplicado a aleación de aluminio 7075-T7351. Newman [33].

En el presente trabajo la definición de las condiciones de inicio de transición se realiza siguiendo el procedimiento seguido por Martín [53], Zúñiga [44] y Muñoz [43] para las aleaciones 2024, 7075 y 7050 respectivamente. Al identificar una misma pendiente en el proceso de transición para todas las calidades, geometrías y espesores de una misma aleación, es posible seleccionar la velocidad de crecimiento a la que comienza el proceso, suponiendo la bifurcación en crecimiento de la ley de Paris en deformación plana siguiendo la pendiente de transición y hasta alcanzar la ley de crecimiento en tensión plana.

Todo el proceso se realiza en una representación de cada ensayo en  $da/dN$  frente a  $K_{max}$ . El posicionamiento de las leyes de Paris en deformación plana y tensión plana sobre el registro facilita la identificación del punto de bifurcación en el que se aplica la pendiente de transición.

La correlación existente entre las velocidades de inicio de transición y los espesores para todas las calidades, geometrías y espesores dentro de una misma aleación proporciona la expresión que facilita su estimación para cualquier otro ensayo.

Antes de empezar con el proceso de cálculo de la regresión para el inicio de transición se hablará del proceso de identificación. Existen 3 situaciones en las que se puede identificar el punto de inicio de transición y que sea un dato viable para incluir en el cálculo de la regresión:

1. **Caso general:** Este caso es el más extendido y el más sencillo de identificar, se trata de observar un cambio de velocidad en el crecimiento de la grieta. Esta pasaría de tener una velocidad de crecimiento propia de la zona de Paris 1, a una menor, también constante y propia de lo que se denomina “Pendiente de

transición”. Esta zona de transición dura hasta la intersección con Paris 2 donde vuelve a recuperar la velocidad original de Paris 1.

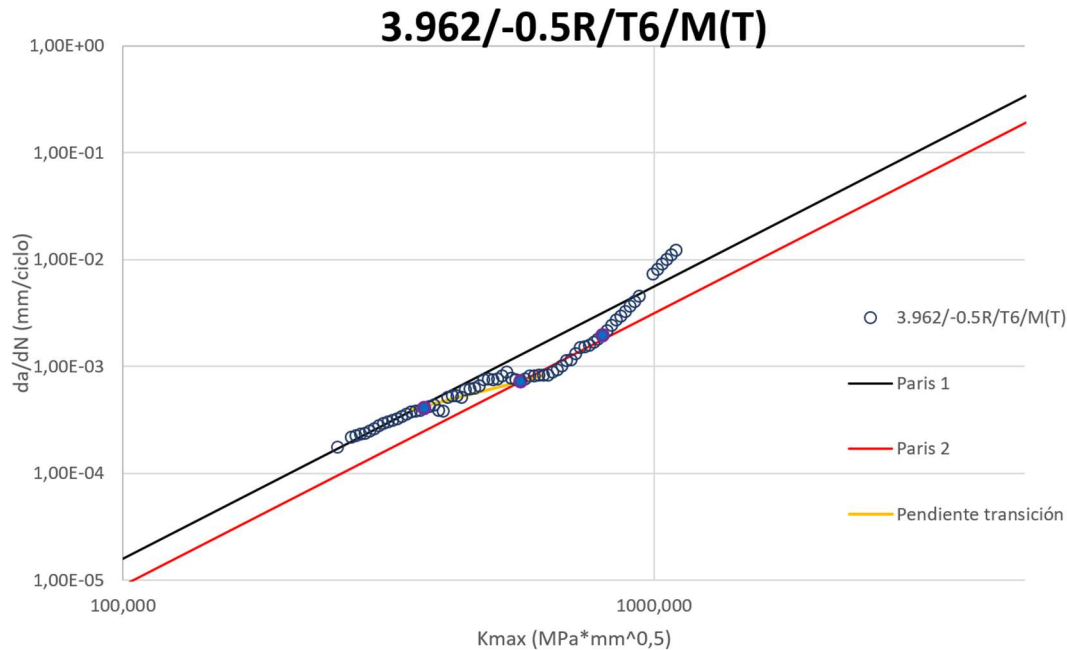


Figura 4.27. Caso general en la identificación del punto de transición.

2. **Inicio de transición después de inicio de efectos  $K_c$ :** Este caso se suele dar cuando tenemos espesores que van desde valores medios a grandes, es decir, desde unos 5 mm hasta aproximadamente los 10/12 mm, en espesores mayores no se puede observar este fenómeno debido a que como se verá más adelante, la velocidad a la que se da el inicio de transición aumenta con el espesor de la probeta, por lo que llegados cierto valor de espesor, la probeta rompe antes de que se pueda dar el fenómeno de transición.

Tampoco se puede dar en espesor demasiado pequeños debido a que es necesario que el registro alcance el estado de Paris 1 y tenga un inicio de efectos  $K_c$  prematuro, de forma que el inicio de transición se de ya en ese estado de aceleración asintótica. Este punto se puede identificar gracias a que, durante el crecimiento exponencial de la velocidad de crecimiento de grieta, se puede observar cierto punto en el cual la aceleración sufre una desaceleración considerable, se acopla un poco a la velocidad propia de la pendiente de transición y sigue su curso exponencial.

Para este caso, el punto que nos interesaría sería el correspondiente a la recta de Paris 1, ya que sabemos que el inicio de transición se encuentra siempre sobre Paris 1, por lo que se proyectaría verticalmente el punto marcado en el registro sobre la recta de Paris desafectando así el dato de los efectos de inicio de  $K_c$  y siendo este dato el que se usará próximamente para calcular la regresión.

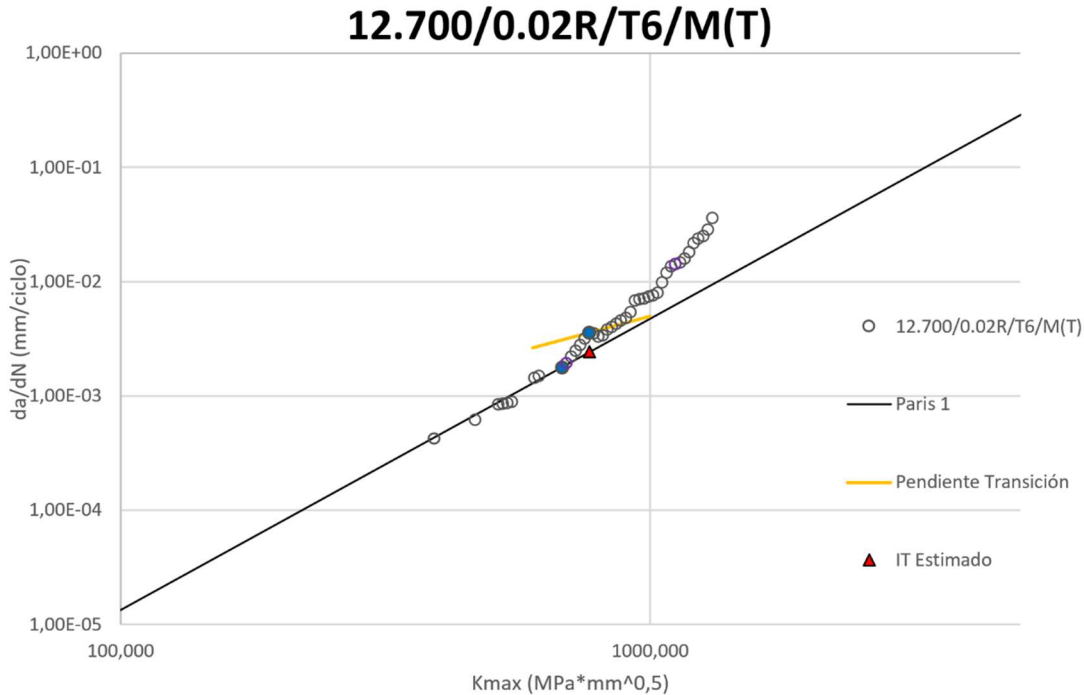


Figura 4.28. Caso I.T. tras  $K_c$ .

- Inicio de transición en ensayo sin Paris 1 observable:** Este último caso se da en espesores muy pequeños, aproximadamente por debajo de espesor de 2,5 mm. En estos espesores tan pequeños, la grieta es incapaz de alcanzar el estado tensional propio de Paris 1 y transiciona directamente desde la zona umbral a Paris 2. En estos casos es imposible identificar sobre los datos del ensayo el punto de inicio de transición, por lo que se realiza una estimación muy precisa para obtener este punto. Lo que se hará será posicionar la pendiente de transición en un punto perteneciente a Paris 2 en el que se observe un completo establecimiento de la velocidad de crecimiento de grieta. A continuación, se prolongará la recta de inflexión de modo que, en el punto de intersección de estas dos rectas, tengamos definido el punto de inicio de transición, el cual se considerará como propio del ensayo y se tendrá en cuenta para el cálculo de la regresión.

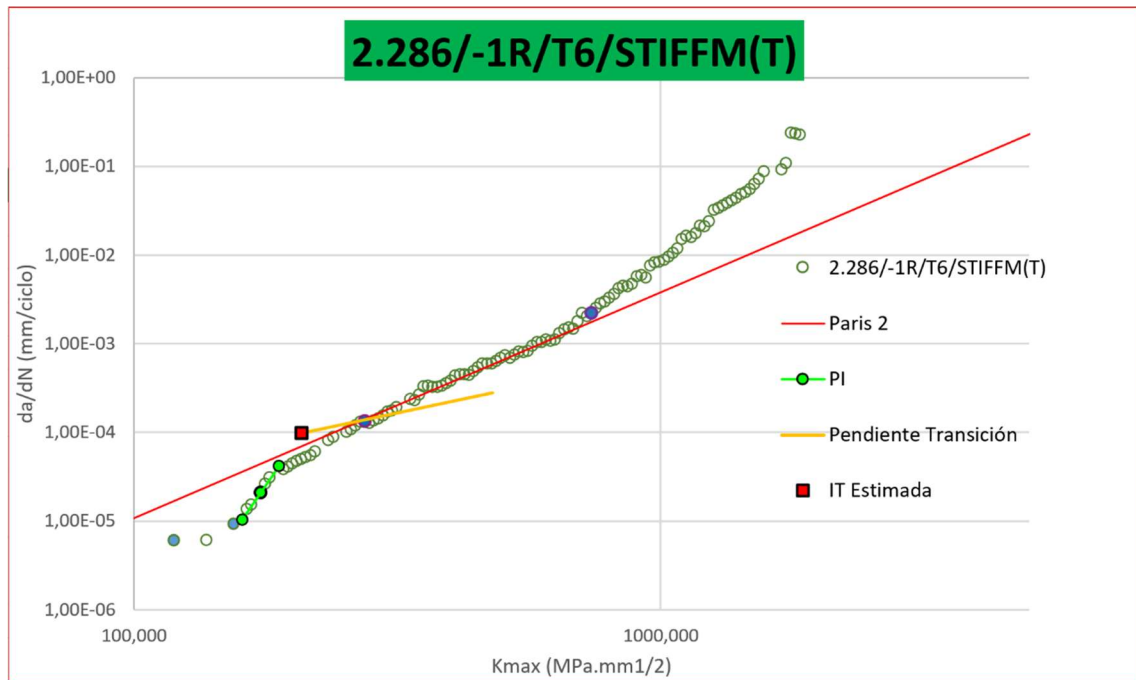


Figura 4.29. Caso I.T. sin Paris 1.

**Procedimiento:**

Primeramente y como de costumbre, se procede a representar en una gráfica todos los puntos de inicio de transición detectados en los registros que lo permitían para poder decidir qué tipo de expresión se ha de calcular.

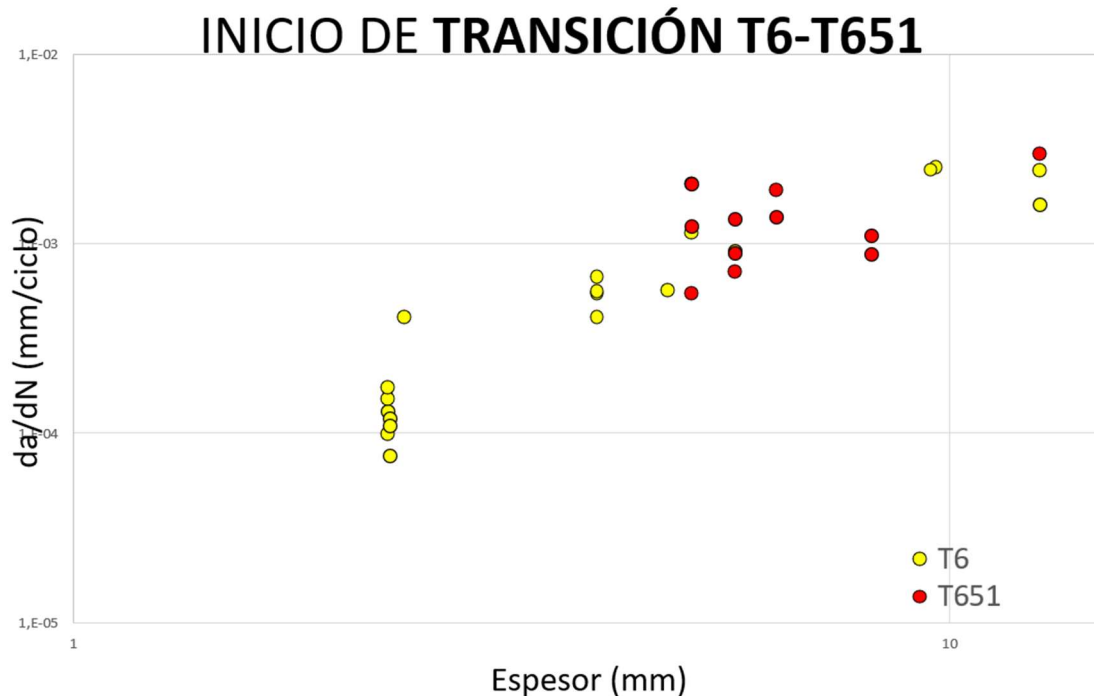


Figura 4.30. Nube de puntos de las velocidades de los puntos de inicio de transición para calidades T6 y T651.

Tal y como se puede apreciar, todo apunta a que la regresión que se calcule será de tipo lineal, también podemos observar que fue un acierto englobar ambas calidades, ya que encajan perfectamente la una con la otra.

Se hará un ajuste por mínimos cuadrados a partir de la siguiente expresión:

$$y = V \cdot T^C \quad (4.8)$$

Donde:

$y$ : Es la velocidad de inicio de transición.

$T$ : Es el espesor de la probeta.

$V$  y  $C$ : Son constantes propias del ajuste que hacen mínimo el error.

Al aplicar el ajuste por mínimos cuadrados:

$$\ln y = \ln V + \ln T^C \rightarrow \ln y = \ln V + C \cdot \ln T \quad (4.9)$$

ALEACIÓN	Inicio Transición $y = V_{\text{tran}} \cdot T^{C_{\text{tran}}}$	
	$V_{\text{tran}}$	$C_{\text{tran}}$
7075 T6-T651	4,02E-5	1,77300161

Tabla 4.8. Valores de los coeficientes de la regresión del inicio de transición.

## INICIO DE TRANSICIÓN AL 7075-T6 y T651

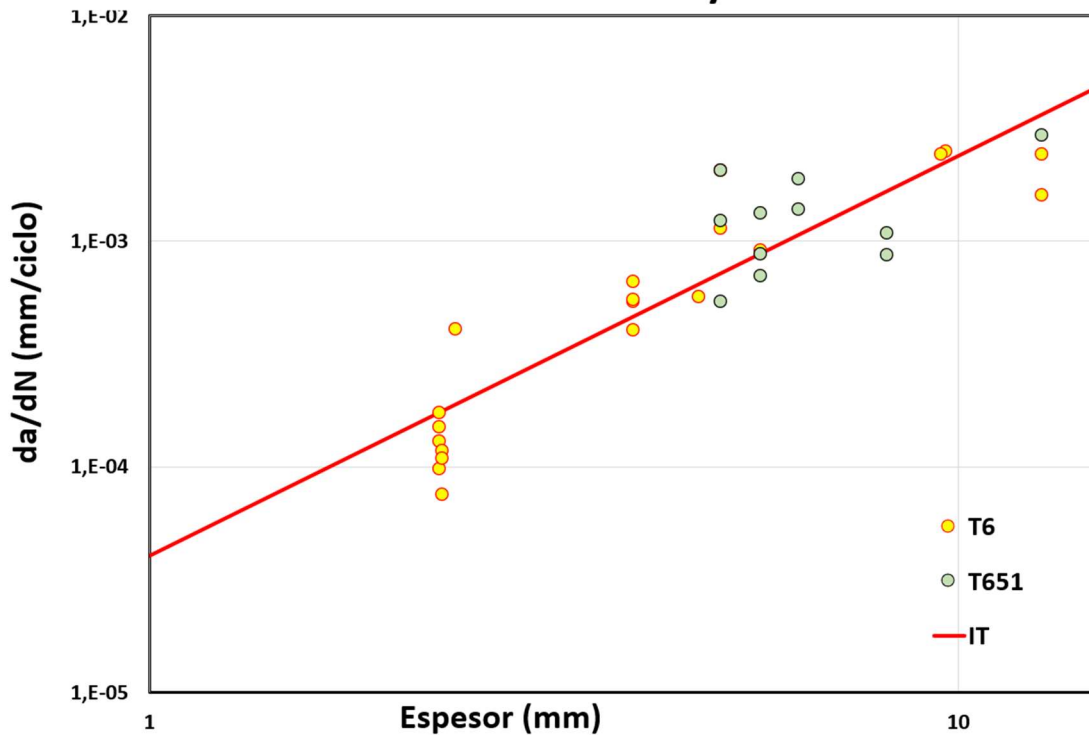


Figura 4.31. Representación de la regresión de inicio de transición sobre su respectiva nube de puntos.

Por último, se debe obtener una pendiente única válida para ambas calidades. El proceso seguido es similar al que se usó para el cálculo de la pendiente de Paris 1, gracias a una herramienta implementada en las fichas individuales de cada registro es posible posicionar la recta de transición de cada registro. Con estos valores de pendiente se hará una media geométrica de ellos y se obtendrá la pendiente única. El valor de pendiente elegido es de **1,25**, se ha seleccionado el mismo valor que el tomado en el trabajo de R. Zúñiga “Estudio, análisis y determinación de los puntos singulares del perfil de velocidad de crecimiento de grietas a fatiga en la aleación de aluminio 7075 (base de datos del programa NASGRO)” debido a que se ha considerado un resultado muy fiable y competente.

### 4.8.4 Determinación efectos $K_c$

La aproximación de los valores de  $K_{max}$  a la tenacidad a fractura cíclica " $K_c$ " se manifiesta como una fuerte aceleración sostenida hasta la rotura final de la pieza.

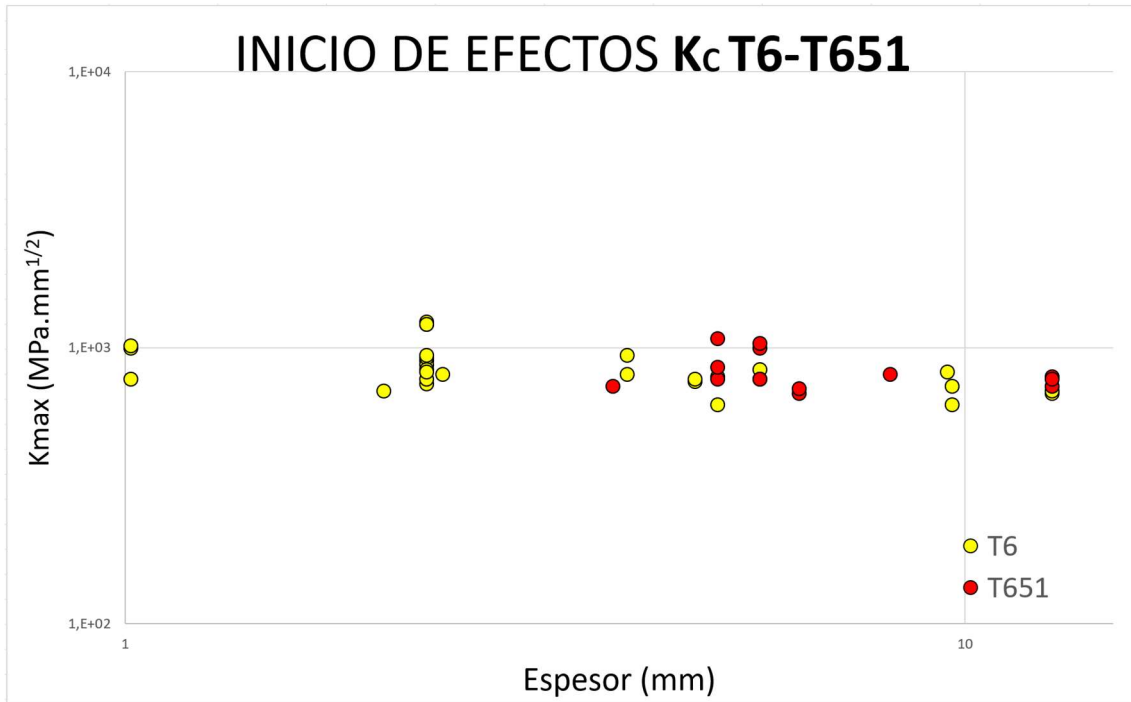


Figura 4.32. Nube de puntos de los valores de  $K_{max}$  de todos los puntos de inicio de efectos  $K_c$  en función del espesor.

En este caso, se aprecia una tendencia lineal decreciente conforme aumenta el espesor. Se volverá a aplicar una regresión lineal sobre logaritmos, con la que se obtienen los siguientes coeficientes:

ALEACIÓN	Inicio Transición $y = K_c \cdot T^{C_{K_c}}$	
	$K_c$	$C_{K_c}$
7075 T6-T651	969,133511	-0,1115279

Tabla 4.9. Valores de los coeficientes de la regresión del punto de inicio de efectos  $K_c$ .

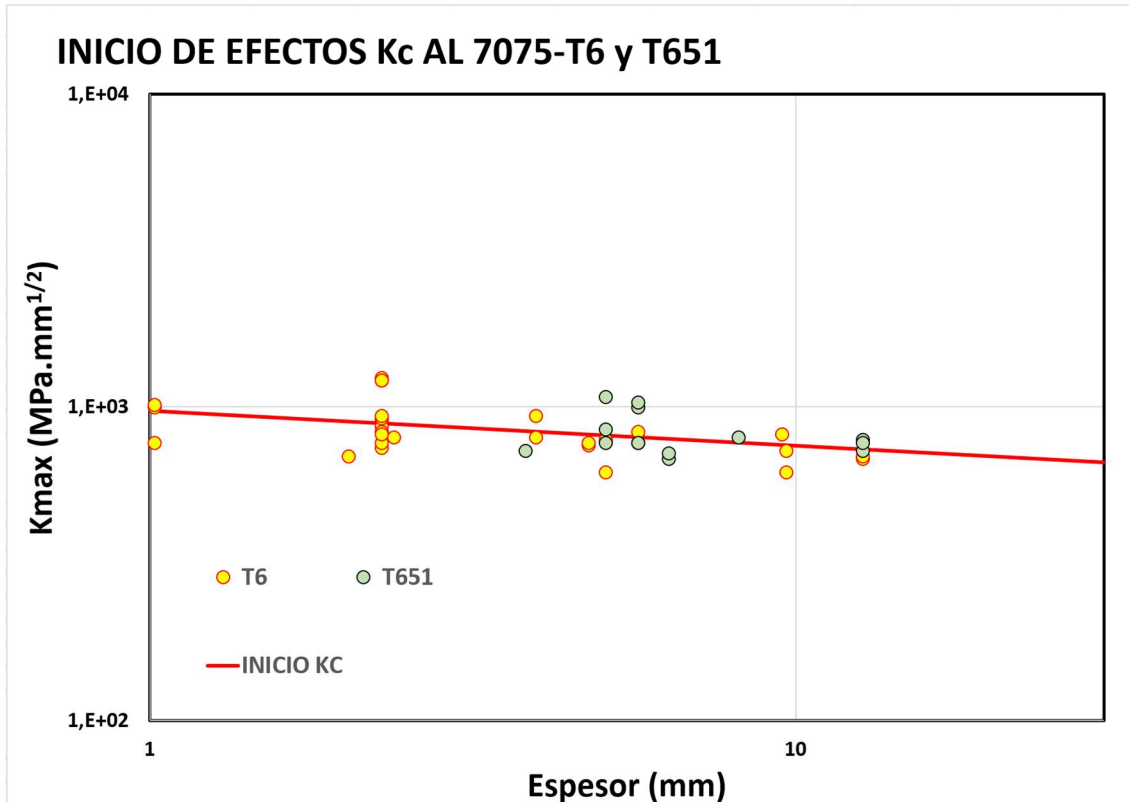


Figura 4.33. Representación de la regresión del punto de inicio de efectos  $K_c$  sobre su respectiva nube de puntos.

La estimación primera que se hizo era correcta, la regresión lineal decreciente se acopla bastante bien a los datos que se tienen. Esta regresión devuelve el valor de  $K_{max}$  de la posición del punto de inicio de efectos  $K_c$ , al cual le corresponderá una velocidad propia de Paris 1, recta de transición o Paris 2 en función de que este se presente antes, durante, o después de la transición, respectivamente.

#### 4.8.5 Representación completa de fichas y registros

Después de haber identificado todos los puntos singulares de los registros, se muestra una imagen de lo que sería una ficha completa junto con su respectiva gráfica del registro con todos los puntos singulares identificables marcados.

5,7 0,10 T6 C(T) 1,73 1,1	Pen Paris	2,5489	da/dN=CK <sup>n</sup>	NOMINALES	EFFECTIVOS	inicio P-2	Kcr
	Pen Trans	1,2500	C(P1)	9,80E-11	2,33E-10		832,182
	Sig0	549,732	C(P2)	7,70E-11	2,45E-10		2,29E-03
	0,98		0,77		3,75		Kcr-estim
	Paris 1		Paris 2		Transición		789,331199
	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	
Kmax	10	10000	10,00	10000,00	450,00	850,00	I.T.
da/dN	3,47E-08	1,54E+00	2,73E-08	1,21E+00	7,89E-04	1,75E-03	549,054
P.I.	Pen P.I.		Ref Paris I-II		Ref Transic		9,12E-04
192,223	176,269268	209,620668	10	10000	450	850	I.T.-estimada
2,87E-05	1,44E-05	5,75E-05	3,54E-08	1,57E+00	2,10E-04	4,66E-04	0,00
	C (P.I.)	1,54E-23	Smax-M(T)	27,544	C (I.T.)	3,80E-07	
0,38575309	0,01463875	-0,2138551	0,81346322	q0 dp R>0	0,28789053	q0 dp R<0	0,246509982
0,51006042	0,01687989	0,03700072	0,43605898	q0 tp R>0	0,36492677	q0 tp R<0	0,325789159
EFFECTI-P1	7,12109473	7121,09473	6,35073226	6350,73226	EFFECTI-P2		
	3,47E-08	1,54E+00	2,73E-08	1,21E+00			
Recta infer							

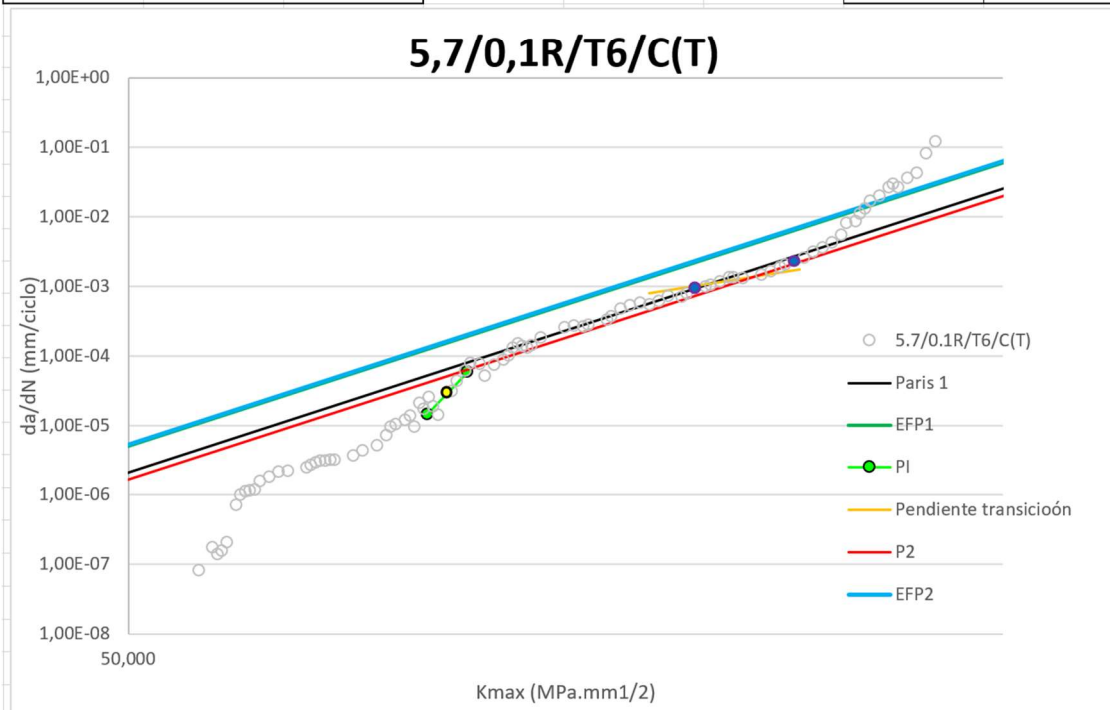


Figura 4.34. Representación completa de ficha y gráfica de registro.

#### 4.9 CONVERSIÓN A VALORS EFECTIVOS

Una vez que se disponen de los valores de las constantes en las expresiones para determinar los puntos singulares, se procede a calcular estos valores en términos efectivos. Para ello, se emplean las funciones de apertura de grieta para cierres de grieta inducido por plasticidad desarrolladas por Newman [33] y, para establecer las líneas base se utiliza el método  $2/\pi$  propuesto por Paris y Donald [39].

De acuerdo con las investigaciones llevadas a cabo por Wanhill [28], tanto la región del punto de inflexión como la región de Paris se ven influenciadas por  $\Delta K_{eff}$ . En la región

del punto de inflexión, la variable principal es la zona plástica cíclica, mientras que en la región de Paris es la zona plástica monótona.

Este enfoque sugiere que para condiciones específicas de temperatura, frecuencia y niveles de tensión en relación a  $\sigma_0$ , el comportamiento de un material se define mediante una curva de valores efectivos, donde cada valor de  $\Delta K_{\text{eff}}$  se corresponde con una velocidad de crecimiento única.

El propósito fundamental de esta conversión es lograr una caracterización más precisa del comportamiento de probetas con diversos grosores y relaciones de carga. La conversión de valores de crecimiento en términos de  $K_{\text{máx}}$  a valores en términos efectivos permitirá la elección de la ley de comportamiento única en términos efectivos propia a la aleación; desde esos valores efectivos, en la conversión inversa a valores de  $K_{\text{máx}}$  se podrán estimar los comportamientos del material ante cualquier geometría, espesor y régimen de cargas. Esto permite anticipar y comparar distintos registros para un análisis más detallado. Contar con una herramienta capaz de predecir el comportamiento de un material en situaciones con diferentes grosores y relaciones de carga, sin la necesidad de llevar a cabo ensayos, es deseable en el diseño de componentes mecánicos.

#### 4.9.1 Ecuación de crecimiento de grieta

En secciones anteriores, se exploraron diversas teorías relacionadas con la variable directora que determina el crecimiento de las grietas. La aproximación considerada en este trabajo combina dos mecanismos de cierre de grieta: el cierre debido a la plasticidad (PICC) en el enfoque desarrollado por Newman y el cierre debido a la rugosidad superficial (RICC) en sus efectos de protección del frente de grieta (crack tip shielding) según el procedimiento desarrollado por Paris y Donald. La afectación de ambos mecanismos de cierre presenta distinta intensidad según la etapa de crecimiento, siendo el RICC determinante en las primeras etapas de crecimiento y el PICC en las etapas asociadas a crecimiento estable en el que el comportamiento según la ley de Paris se manifiesta. El cambio de PICC a RICC como mecanismo de cierre predominante ocurre en el punto de inflexión como sugiere, entre otros, los trabajos de Wanhill [28].

La transición entre los estados tensionales en el frente de la grieta, desde la deformación plana hasta la tensión plana, resulta en una disminución en el coeficiente de constricción en relación con las deformaciones. Esto a su vez aumenta los niveles de tensión de apertura, lo que conlleva a una disminución en la velocidad de crecimiento de la grieta al estar sujetos a inferiores nivel de  $\Delta K_{\text{eff}}$ . Cuando se lleva a cabo la conversión a valores efectivos de  $\Delta K$ , las curvas de los registros tienden a converger en las zonas que no son afectadas por crecimientos inestables asintóticos (aproximación a  $K_{\text{IC}}$ ) y la zona umbral antes de alcanzar el crecimiento estable asociado a la ley de Paris.

Este proceso de conversión implica multiplicar el valor de  $K$  de cada dato por un factor  $(1-q)$ , donde "q" refleja la relación entre la tensión de apertura normalizada ( $\sigma_{\text{ap}}$ ) y la tensión máxima ( $\sigma_{\text{máx}}$ ). El valor de "q" es definido por las funciones de apertura de grieta para cierres de grieta inducido por plasticidad desarrolladas por Newman, dependiendo de las propiedades mecánicas de cada material y de la relación de cargas  $R$ . Las regiones de Paris 1 (crecimiento según la ley de Paris bajo condiciones de deformación plana en el frente de grieta) y Paris 2 (crecimiento según la ley de Paris bajo condiciones de tensión plana en el frente de grieta) son desplazadas en diferente medida como consecuencia de

los diferentes niveles de cierre de grieta ante distintos factores de constricción en deformación plana en el caso de Paris 1 y en tensión plana en el caso de Paris 2. En ambas regiones se mantendrá la pendiente original de crecimiento estable del material. Por lo tanto, los valores de "q" serán distintos para cada registro y diferencian entre deformación y tensión plana.

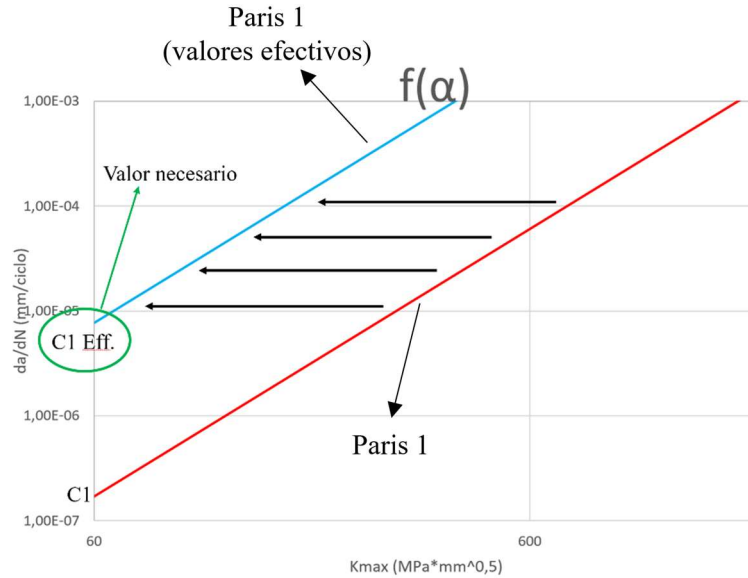


Figura 4.35. Explicación gráfica del proceso de conversión de las rectas de Paris a Paris efectivo.

En la figura 4.24, se puede apreciar un desplazamiento en las curvas correspondientes a Paris 1 y Paris 2, manteniendo su pendiente constante. En su conversión a valores efectivos debería obtenerse convergencia entre las rectas efectivas de Paris 1 y Paris 2.

El objetivo principal de este enfoque es llevar a cabo la conversión previamente explicada en todos los registros disponibles. Esto permitirá obtener una representación efectiva global de la ley de Paris para cada calidad de material y, en consecuencia, caracterizar el comportamiento de esta región adoptando como  $C1_{eff}$  el valor más representativo de los tramos rectos convertidos a efectivos del conjunto de registros.

A continuación, se presenta un ejemplo de un registro en el cual los valores originales de  $K_{max}$  se han transformado en valores efectivos ( $K_{efectivos}$ ):

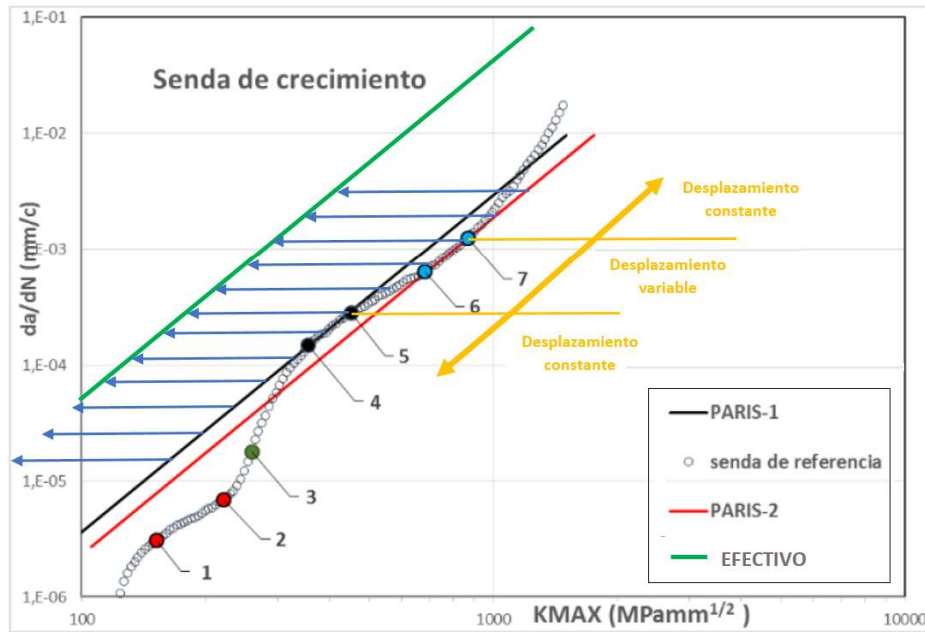


Figura 4.36. Desplazamiento originado por la conversión a valores efectivos en los datos de un registro. Zúñiga [44].

En la figura superior se puede apreciar el desplazamiento del que se ha hablado hacia la izquierda, pero esta vez en cada uno de los puntos que conforman un registro. En esa figura, 4-5 es el tramo de comportamiento según P1, en la conversión a valores efectivos, desde el inicio de ensayo hasta el punto 5 son trasladados según el “q” de deformación plana corregido por Paris-Donald. Del punto 6 en adelante se supone alcanzado el estado de tensión plana en el frente de grieta. Los tramos 4-5 y 6-7, P1 y P2, al ser convertidos en valores efectivos facilitan la ley de comportamiento de la aleación.

#### 4.1.1 Determinación de los coeficientes alfa

Se ha comentado en el punto anterior que la conversión a valores efectivos del factor de intensidad de tensiones está fuertemente relacionado con los factores de constricción correspondiente al estado de tensiones en el frente de grieta. Partiendo de la teoría bidimensional de Dugdale [23] sobre la plasticidad del frente de grieta, que elaboró para un espesor mínimo y consideraba en estrictas condiciones de tensión plana, Newman [33] desarrolló el primer modelo “Strip yield” incluyendo el “cierre de grieta” y el factor de constricción que le permitía afrontar la triaxialidad desde modelos planos. La corrección de Irwin [14] al coeficiente “ $\alpha$ ” para deformación plana a valor de 1.73 ha sido igualmente referencia en numerosos modelos.

La elección de los “ $\alpha$ ” ha venido quedando al libre criterio del calculista siendo fijados sus valores para cada análisis. El manual de NASGRO [52] en su modelo equivalente al FASTRAN recomienda como valores para deformación plana de 1.5 a 2 para aleaciones de aluminio, 2.0 para aleaciones de acero y superiores a 2.5 para aleaciones de titanio; mientras que recomienda un valor único de 1.2 como valor de “ $\alpha$ ” en tensión plana. El manual NASGRO para su modelo VCL aconseja valores de 2.35 para deformación plana y 1.15 para tensión plana.

La relevancia de la selección de valores de “ $\alpha$ ” no es menor; además de facilitar ajustar la confluencia de los registros en valores efectivos, es empleada para corregir carencias

de sensibilidad en el modelo o limitaciones en la evaluación de cambios en el factor de constricción ante procesos de carga variable con repetidas sobrecargas, incluso es empleada en “sintonizaciones” por ensayo error para convertir modelos SY en aceptables herramientas de predicción ante materiales que desarrollan cierres de grieta diferentes del PICC [55] [29].

Son numerosos los autores [31] [56] que consideran que son necesarias modificaciones tanto en el procedimiento de calibración del modelo SY como en el propio concepto de factor de constricción; en este sentido han sido presentados modelos que mejoran la determinación de la zona de transición incorporando [57] o no [55] nuevos parámetros de constricción.

Los trabajos declarados como antecedentes del presente [53] [44] [43] plantean, para distintas aleaciones, procedimientos que determinan la zona de transición en función exclusivamente del espesor y emplea valores únicos para los factores de constricción en deformación y tensión plana. En los primeros trabajos [53] [44] se emplearon valores teóricos: para deformación plana “ $\alpha = 1.73$ ”, y para tensión plana “ $\alpha = 1.0$ ”. En el trabajo de Muñoz [43] se corrigieron los valores teóricos en función de mejorar la confluencia de todos los ensayos disponibles del material, adoptando como factor de constricción en tensión plana “ $\alpha = 1.15$ ”.

En el trabajo aquí expuesto, la decisión sobre qué valores de factores de constricción se tomarán finalmente se hará desde los coeficientes C1 y C2, que hacen referencia al corte de las rectas de Paris 1 y 2, respectivamente, con el eje “y”. Al cambiar estos coeficientes alfa, la dispersión entre los distintos coeficientes C1 y C2 cambiarán también, por lo que se buscará la mejor solución.

A partir de estos coeficientes C1 y C2 se obtienen sus valores efectivos en función de estos coeficientes alfa que se buscan determinar. El paso a valores efectivos produce un desplazamiento hacia la izquierda, a continuación, se puede observar una gráfica con todos los Paris efectivos representados junto con sus respectivos registros:

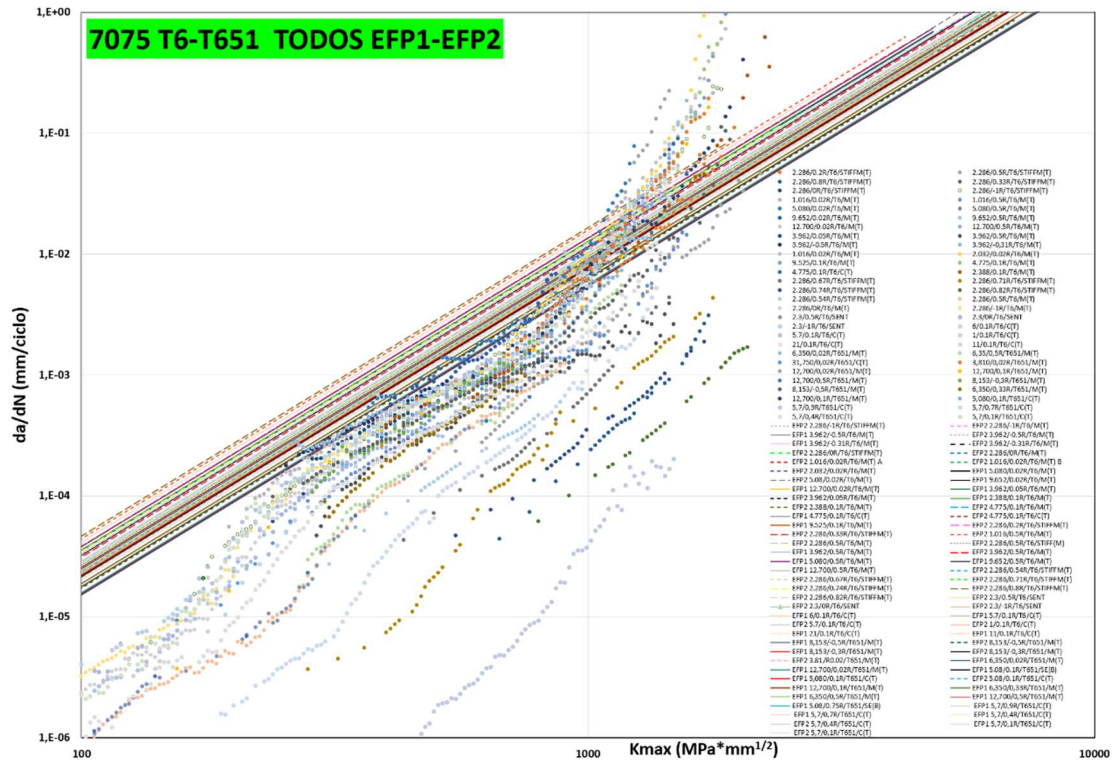


Figura 4.37. Representación todos los Paris efectivos.

### Procedimiento:

Inicialmente, se decidió asignar una ponderación a cada ensayo con la cual se evalúa:

1. La densidad de datos que aporta el ensayo en cuestión, poca densidad de datos provoca que el posicionamiento de las rectas de Paris sea más complicado.
2. Que el ensayo tenga una estela de datos limpia, es decir, que los distintos puntos que conformaban el registro sigan un crecimiento lineal, sin perturbaciones que provoquen dudas a la hora de apoyar las rectas de Paris en los registros.

Esta ponderación varía desde los valores de 0 a 1. Cabe recalcar que se exigió más calidad a las rectas de Paris 1 que a las de Paris 2 para que recibieran la misma ponderación, esto es debido a que la recta de Paris 1 es mucho más clara y común de ver. Sin duda, es una herramienta subjetiva, pero a su vez, proporciona un mayor nivel de rigurosidad al estudio por las razones ya mencionadas.

Asignada la ponderación, se realizó la recopilación de distintos valores de C1 y C2 de las rectas de Paris efectivas 1 y 2 con todos los distintos valores de alfa de deformación plana y alfa de tensión plana que se quisieron estudiar. Esto es posible gracias a la existencia de unas fichas individualizadas para cada ensayo en las que se pueden variar los valores de alfa de deformación y tensión plana y obtener los valores de C1 y C2 efectivos asociados para cada uno de ellos.

Alfa deformación plana y Alfa tensión plana

C1 y C2 efectivos

3,962	Pen Paris	2,5489	da/dN=CK^n	NOMINALES	EFFECTIVOS		Kcr
-0,50	Pen Trans	1,2500	C(P1)	1,26E-10	2,17E-10		799,867
T6	Sig0	549,732	C(P2)	7,08E-11	1,80E-10		1,94E-03
M(T)		1,26		0,708		1,9	Kcr-estim
2,3	Paris 1		Paris 2		Transición		829,52238
1,2	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	
Kmax	10	10000	10,00	10000,00	350,00	620,00	I.T.
da/dN	4,46E-08	1,98E+00	2,51E-08	1,11E+00	4,00E-04	8,16E-04	369,497
P.I.	Pen P.I.		Ref Paris I-II		Ref Transic		0,000405
			10	10000	350	620	estimada
			3,54E-08	1,57E+00	2,10E-04	4,30E-04	#iDIV/O!
	C (P.I.)		Smax-M(T)	23,672	C (I.T.)		2,64E-07
0,30719407	0,01083861	-0,3747733	1,05674058	q0 dp R>0	0,20843468	q0 dp R<0	0,19211579
0,48806796	0,01420172	-0,0096624	0,50739269	q0 tp R>0	0,20602602	q0 tp R<0	0,30619317
EFFECTI-P1	8,07884214	8078,84214	6,93806829	6938,06829	EFFECTI-P2		
	4,46E-08	1,98E+00	2,51E-08	1,11E+00			2,286
Recta infer							738,954
							0
							2,20E-03
							0,00E+00

Figura 4.38. Localización de coeficientes alfa dp y tp y C1 y C2 efectivos en la ficha individual.

		T6		C1	C2
Pond. Paris 1	Pond. Paris 2				
	1	2.286/-1R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,15E-10	
0,75	0,75	3.962/-0.5R/T6/M(T)	2,17E-10	1,80E-10	
0,75	0,5	3.962/0.31R/T6/M(T)	2,21E-10	1,83E-10	
	1	2.286/OR/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,17E-10	
	0,75	2.286/-1R/T6/M(T)	0,00E+00	2,25E-10	
	1	2.286/OR/T6/M(T)	0,00E+00	1,90E-10	
	0,25	1.016/0.02R/T6/M(T)A	0,00E+00	1,93E-10	
	0,75	1.016/0.02R/T6/M(T)B	0,00E+00	2,66E-10	
	0,5	2.032/0.02R/T6/M(T)	0,00E+00	2,08E-10	
0,5	0,75	5.080/0.02R/T6/M(T)	2,59E-10	3,08E-10	
0,5		9.652/0.02R/T6/M(T)	2,07E-10	0,00E+00	
0,25		12.700/0.02R/T6/M(T)	1,91E-10	0,00E+00	
	0,5	3.962/0.05R/T6/M(T)	2,01E-10	1,70E-10	
0,25	0,75	4.388/0.1R/T6/M(T)	1,92E-10	1,98E-10	
	0,5	4.775/0.1R/T6/M(T)	0,00E+00	2,29E-10	
0,25	0,75	4.775/0.1R/T6/C(T)	1,71E-10	1,94E-10	
0,25		9.525/0.1R/T6/M(T)	1,51E-10	0,00E+00	
	0,5	2.286/0.2R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,65E-10	
	1	2.286/0.33R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,49E-10	
	0,5	1.016/0.5R/T6/M(T)	0,00E+00	3,55E-10	
	1	2.286/0.5R/T6/M(T)	0,00E+00	2,80E-10	
	0,5	2.286/0.5R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,84E-10	
0,5	0,25	3.962/0.5R/T6/M(T)	2,80E-10	3,07E-10	
0,25		5.080/0.5R/T6/M(T)	3,05E-10	0,00E+00	
0,25		9.652/0.5R/T6/M(T)	2,85E-10	0,00E+00	
0,25		12.700/0.5R/T6/M(T)	2,25E-10	0,00E+00	
	1	2.286/0.54R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,00E-10	
	0,5	2.286/0.67R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,64E-10	
	0	2.286/0.7R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,62E-10	
	0,5	2.286/0.71R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,90E-10	
	0,25	2.286/0.74R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,81E-10	
	0,25	2.286/0.8R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	3,73E-10	
	0,5	2.286/0.82R/T6/STIFFM(T)	0,00E+00	2,92E-10	
	0,75	2.3/0.5R/T6/SENT	0,00E+00	2,69E-10	
	1	2.3/0R/T6/SENT	0,00E+00	1,94E-10	
	1	2.3/-1R/T6/SENT	0,00E+00	2,32E-10	
0		6/0.1R/T6/C(T)	1,81E-10	0,00E+00	
0,75	0,75	5.7/0.1R/T6/C(T)	1,97E-10	2,23E-10	
	0,75	1/0.1R/T6/C(T)	0,00E+00	1,63E-10	
0		21/0.1R/T6/C(T)	2,11E-10	0,00E+00	
0,25		11/0.1R/T6/C(T)	1,51E-10	0,00E+00	

Figura 4.39. Herramienta para obtener valores de C1 y C2 de las fichas

Para recopilar todos los valores de C1 y C2 de las fichas se creó una herramienta en Excel en la que se puede ver con claridad la ponderación asignada a cada registro, el nombre del registro y los valores de C1 y C2 para los valores de alfa que estén indicados en ese momento en las fichas.

Luego, todos los valores de C1 y C2 para cada valor de alfa se recogieron en una tabla para facilitar el cálculo primero de la media geométrica y después de la desviación típica, con estos dos datos se pretende obtener un número adimensional que permita evaluar correctamente la capacidad de los C1 y C2 dividiendo la desviación típica entre la media geométrica.

T6						
	C1 alfa 1,73	C1 alfa 1,9	C1 alfa 2	C1 alfa 2,1	C1 alfa 2,2	C1 alfa 2,3
3.962/-0.5R/T6/M(T)	2,55E-10	2,41E-10	2,34E-10	2,28E-10	2,22E-10	2,17E-10
3.962/-0.31R/T6/M(T)	2,60E-10	2,46E-10	2,39E-10	2,32E-10	2,27E-10	2,21E-10
5.080/0.02R/T6/M(T)	3,05E-10	2,88189E-10	2,79528E-10	2,7179E-10	2,6488E-10	2,5874E-10
9.652/0.02R/T6/M(T)	2,44E-10	2,30551E-10	2,23623E-10	2,1743E-10	2,119E-10	2,0699E-10
12.700/0.02R/T6/M(T)	2,25E-10	2,12664E-10	2,06273E-10	2,0056E-10	1,9546E-10	1,9093E-10
3.962/0.05R/T6/M(T)	2,37E-10	2,23726E-10	2,16934E-10	2,1086E-10	2,0545E-10	2,0064E-10
2.388/0.1R/T6/M(T)	2,27E-10	2,13933E-10	2,07373E-10	2,0151E-10	1,9629E-10	1,9164E-10
4.775/0.1R/T6/C(T)	2,02E-10	1,90636E-10	1,8479E-10	1,7957E-10	1,7491E-10	1,7077E-10
9.525/0.1R/T6/M(T)	1,79E-10	1,68907E-10	1,63727E-10	1,591E-10	1,5498E-10	1,5131E-10
3.962/0.5R/T6/M(T)	3,21E-10	3,06303E-10	2,98673E-10	2,9179E-10	2,8561E-10	2,8007E-10
5.080/0.5R/T6/M(T)	3,49E-10	3,3246E-10	3,24945E-10	3,1746E-10	3,1073E-10	3,0471E-10
9.652/0.5R/T6/M(T)	3,27E-10	3,11975E-10	3,04204E-10	2,972E-10	2,909E-10	2,8526E-10
12.700/0.5R/T6/M(T)	2,58E-10	2,46035E-10	2,39906E-10	2,3438E-10	2,2941E-10	2,2497E-10
6/0,1R/T6/C(T)	2,14E-10	2,01613E-10	1,9543E-10	1,8991E-10	1,8498E-10	1,8061E-10
5,7/0,1R/T6/C(T)	2,33E-10	2,19534E-10	2,12802E-10	2,0679E-10	2,0143E-10	1,9666E-10
21/0,1R/T6/C(T)	2,49E-10	2,35215E-10	2,28002E-10	2,2156E-10	2,1581E-10	2,1071E-10
11/0,1R/T6/C(T)	1,78E-10	1,68011E-10	1,62859E-10	1,5826E-10	1,5415E-10	1,5051E-10

Figura 4.40. Tabla recopilatoria de todos los valores de C1 y C2 según el coeficiente alfa aplicado.

Productorio	1,59867E-65	1,09611E-65	8,97592E-66	7,46734E-66	6,30828E-66	5,40918E-66	7,91E-200	2,72E-200	2,21E-200	1,81E-200	1,63E-200	9,97E-201
Media geom	2,51511E-10	2,37834E-10	2,30897E-10	2,24688E-10	2,19143E-10	2,14207E-10	2,54E-10	2,41E-10	2,39E-10	2,37E-10	2,35E-10	2,30E-10

Figura 4.41. Medias geométricas individuales para cada valor de alfa.

Media ponderada	2,55E-10	2,41E-10	2,34E-10	2,28E-10	2,22E-10	2,17E-10	2,58E-10	2,46E-10	2,43E-10	2,41E-10	2,40E-10	2,34E-10
Nº ponderaciones	15	15	15	15	15	15	31	31	31	31	31	31
Desv típica	4,32E-11	4,18E-11	4,10E-11	4,03E-11	3,97E-11	3,91E-11	4,94E-11	4,84E-11	4,82E-11	4,80E-11	4,79E-11	4,75E-11

Figura 4.42. Desviaciones típicas finales para cada valor de alfa.

Estos resultados de media geométrica y desviación típica son individuales para cada valor de alfa de tensión plana o deformación plana, faltaría calcularlas juntando los datos de C1 y C2 para cada combinación posible. Al hacer esto se observó que las mejores combinaciones de valores para los coeficientes alfa eran 1,73-1 para la calidad T6 y 1,9-1 para la calidad T651. No contentos con estos resultados se realizó una evaluación diferente, en este caso utilizando la desviación estándar geométrica, ya que esta aportaría un grado de precisión mayor.

Sumatorio	1,79E-01	1,85E-01	1,89E-01	1,92E-01	1,95E-01	1,98E-01	6,97E-01	7,36E-01	7,44E-01	7,52E-01	7,56E-01	7,76E-01
Desv. Geométrica	1,176640768	1,180186362	1,182050473	1,183757684	1,185313386	1,186722559	1,201153629	1,207286568	1,208508319	1,209726832	1,210334683	1,21335703

Figura 4.43. Desviaciones estándar geométricas para cada valor de alfa.

En este punto, se volvieron a juntar los valores de C1 y C2 para cada combinación posible. La ventaja de esta evaluación es que, aparte de ser más precisa que la anterior basada en la desviación típica, esta no necesita realizar una división posterior, ya que la desviación estándar geométrica proporciona ya de por sí un número adimensional que permite hacer el estudio de los coeficientes alfa de forma directa. Se volvieron a recoger los resultados en una tabla para facilitar la comparación de valores:

alfa DP	alfa TP	T6	P1	P2	P1 y P2	T651	P1	P2	P1 y P2
1,73	1	Media geométrica	2,5151E-10	2,5393E-10	2,5334E-10	Media geométrica	1,9934E-10	2,2504E-10	2,0596E-10
		Desv. Est. Geom.	1,17664077	1,20115363	1,19541088	Desv. Est. Geom.	1,28295798	1,2824015	1,29019778
	1,1	T6	P1	P2	P1 y P2	T651	P1	P2	P1 y P2
		Media geométrica	2,5151E-10	2,4121E-10	2,437E-10	Media geométrica	1,9934E-10	2,1276E-10	2,0287E-10
	1,12	Desv. Est. Geom.	1,17664077	1,20728657	1,20115831	Desv. Est. Geom.	1,28295798	1,28319335	1,28516525
		T6	P1	P2	P1 y P2	T651	P1	P2	P1 y P2
	1,14	Media geométrica	2,5151E-10	2,3883E-10	2,4188E-10	Media geométrica	1,9934E-10	2,1047E-10	2,0228E-10
		Desv. Est. Geom.	1,17664077	1,20850832	1,20266164	Desv. Est. Geom.	1,28295798	1,28334211	1,2845539
	1,15	T6	P1	P2	P1 y P2	T651	P1	P2	P1 y P2
		Media geométrica	2,5151E-10	2,365E-10	2,401E-10	Media geométrica	1,9934E-10	2,0824E-10	2,017E-10
	1,2	Desv. Est. Geom.	1,17664077	1,20972683	1,20426716	Desv. Est. Geom.	1,28295798	1,28348789	1,28406497
		T6	P1	P2	P1 y P2	T651	P1	P2	P1 y P2
	1,2	Media geométrica	2,5151E-10	2,3536E-10	2,3922E-10	Media geométrica	1,9934E-10	2,0714E-10	2,0141E-10
		Desv. Est. Geom.	1,17664077	1,21033468	1,20510623	Desv. Est. Geom.	1,28295798	1,28355968	1,28386515
	1,2	T6	P1	P2	P1 y P2	T651	P1	P2	P1 y P2
		Media geométrica	2,5151E-10	2,2982E-10	2,3497E-10	Media geométrica	1,9934E-10	2,0184E-10	2,0001E-10
	1,2	Desv. Est. Geom.	1,17664077	1,21335703	1,20963349	Desv. Est. Geom.	1,28295798	1,28390807	1,28329245

Figura 4.44. Tabla resumen con todos los datos necesarios para la elección de los valores de los coeficientes alfa.

Al comprobar qué combinación de valores de alfa daban una mejor compacidad de las rectas de Paris efectivas llegamos a las siguientes conclusiones: para la calidad T6 la mejor combinación de valores es 1,73-1, mientras que para la calidad T651 es 1,73-1,2.

El problema que se presenta ahora es establecer una combinación de valores de coeficientes alfa válido para ambas calidades, ya que lo que se busca en este trabajo es englobar en la medida de lo posible ambas calidades para obtener un producto más versátil. Parece claro que el coeficiente alfa de deformación plana tendrá un valor de 1,73, ya que da los mejores resultados en ambas calidades, por lo que el estudio se centrará en la elección del coeficiente alfa de tensión plana, para el cual habrá que elegir un valor entre 1 y 1,2. Volviendo a la tabla se observa un buen candidato, el valor 1,1, empezando por la calidad T6: se observa una compacidad empeorada con respecto al valor de 1 aproximadamente de 6 milésimas tanto para Paris 2 de forma aislada como para la combinación de Paris 1 y Paris 2, por otro lado, con respecto al valor de 1,2 hay una mejoría de 6 y 7 milésimas respectivamente para Paris 2 de forma aislada y para la combinación de Paris 1 y Paris 2, por lo que, aparte de tener una desmejora prácticamente despreciable con respecto al valor de 1, esta se compensa con la mejoría que se obtiene al elegir el valor de 1,1 con respecto a la opción de 1,2. Para la calidad T651 ocurre exactamente lo mismo: se produce un empeoramiento de la compacidad con respecto al valor de 1,2 de 6 diezmilésimas para Paris 2 y de 2 milésimas para la combinación de Paris 1 y Paris 2, en contraparte y con respecto a la opción de que alfa tenga un valor de 1, se produce una mejoría de agrupamiento de 1 milésima para Paris 1 y de 5 milésimas para la combinación de Paris 1 y Paris 2.

Debido a que con la elección de la combinación 1,73-1,1 se compensan las pérdidas para la calidad T6 y para la calidad T651 se gana más que se pierde, la decisión final es que la combinación finalmente elegida para aplicar a los ensayos es la de **1,73-1,1**.

A continuación, se representarán varias gráficas donde se pueda apreciar la compactación de las rectas de Paris efectivos:

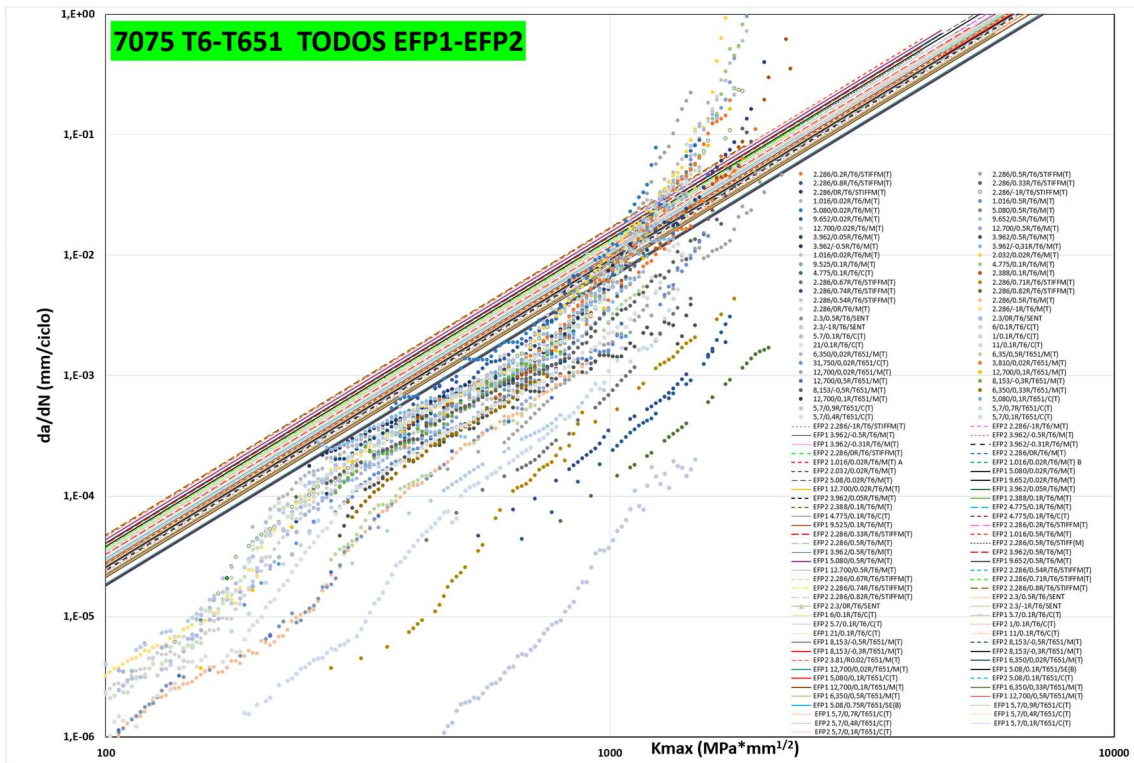


Figura 4.45. Representación de todos los Paris 1 y 2 efectivos con la combinación elegida para los coeficientes alfa.

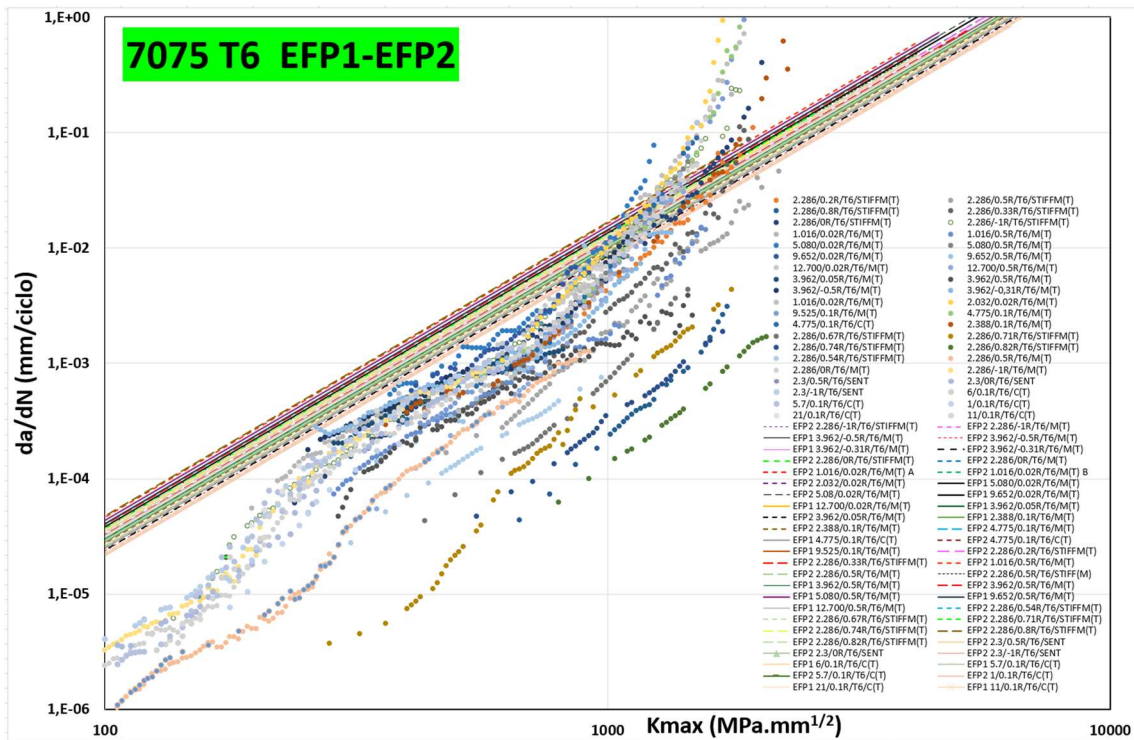


Figura 4.46. Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T6 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.

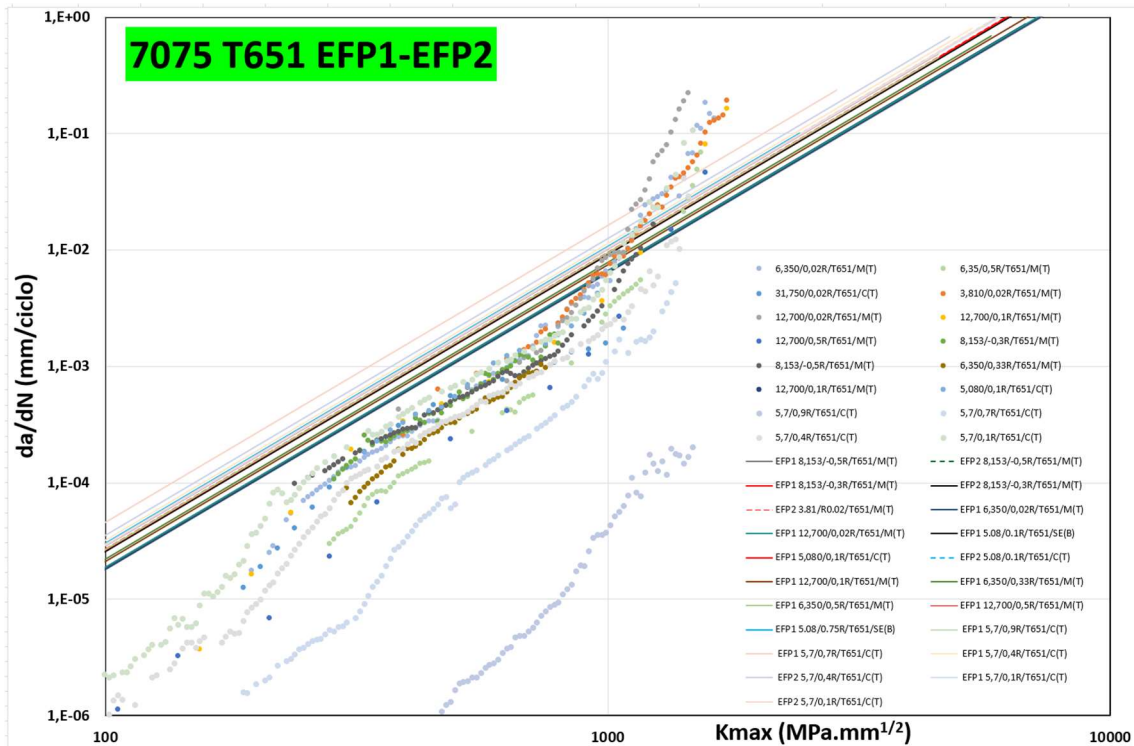


Figura 4.47. Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T651 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.

Teniendo ya todos los valores de C definitivos, es decir, habiéndole aplicado ya a cada registro los valores elegidos para los coeficientes de constricción, quedaría totalmente definida la zona de Paris. Esto permite obtener un único coeficiente C por calidad para el posicionamiento de la recta de Paris efectiva, la cual comparte pendiente con Paris 1 y Paris 2.

Calidad	C <sub>eff</sub>	Pendiente
T6	2,43697E-10	2,5488968
T651	2,02868E-10	2,5488968

Tabla 4.10. Valores de coeficientes C para cada calidad junto con su pendiente.

Gracias a esto es posible replicar cualquier registro únicamente conociendo su R. El proceso a seguir sería el mismo explicado con anterioridad, pero a la inversa, es decir, pasando de valores eficaces a valores nominales. Para ello habría que multiplicar el valor de C<sub>eff</sub> por (1-q) elevado a la pendiente, teniendo en cuenta que “q” cambia dependiendo de si la conversión se haga según deformación plana o tensión plana, o lo que es lo mismo, se obtendrá un coeficiente C para Paris 1 y otro para Paris 2.

$$C_{max} = C_{ef} \cdot (1 - q) \tag{4.10}$$

## 4.2 DETERMINACIÓN DE RECTA INFERIOR

En este punto, se vuelve necesario establecer una envolvente de crecimiento que corresponda a los tramos rectos iniciales de las curvas de crecimiento una vez que los valores de  $\Delta K$  se han convertido en efectivos. Este proceso se divide en dos etapas:

1. En la primera etapa, todos los datos del registro se ajustan desde los valores de  $K_{max}$  a  $\Delta K_0$ , de acuerdo con la cantidad apropiada para los puntos que se encuentran por debajo del inicio de la transición. Este ajuste se realiza utilizando un factor de corrección "q" calculado por FASTRAN específicamente para ese ensayo en la condición de deformación plana ( $\alpha=1,73$ ).
2. En la segunda etapa, se efectúa la corrección de los datos que se encuentran por encima del punto de inicio de Paris 2, que corresponde a la zona asumida de crecimiento en tensión plana. Durante esta etapa, los puntos en la zona de transición se desplazan en cuantías intermedias en función de la relación entre la velocidad del punto y los valores límite de velocidad para la transición. Esta etapa se lleva a cabo en último lugar debido a la posibilidad de que el punto se vea influenciado por efectos cercanos a  $K_c$ , lo que podría afectar a las velocidades, aunque no debería tener un impacto en la evolución del factor de constricción.

Para posicionar las rectas inferiores, se utilizó una herramienta similar a las utilizadas hasta ahora:

T7075 T6			
	P.Inferior	Pendiente	
K efect	80	55,00106109	116,3613915
da/dN	3,92E-06	1,96E-06	7,84E-06
		C efect	1,18E-09

Pendiente  
recta inferior

Coeficiente C  
de la recta inferior

Figura 4.48. Herramienta creada para el posicionamiento de la recta inferior.

Con esto se obtienen la pendiente y el coeficiente  $C_{eff}$  necesarios para definir la recta de inflexión. Adicionalmente, se realizó el mismo proceso agrupando ambas calidades, pero de cara a la generación de registros se utilizarán los valores respectivos a cada calidad para mayor precisión.

Calidad	$C_{eff}$	Pendiente
T6	1,13E-09	1,85
T651	1,17E-09	1,9
Ambas	1,18E-09	1,85

Tabla 4.11. Pendiente y coeficiente  $C_{eff}$  necesarios para la definición de la recta de inflexión en valores efectivos.

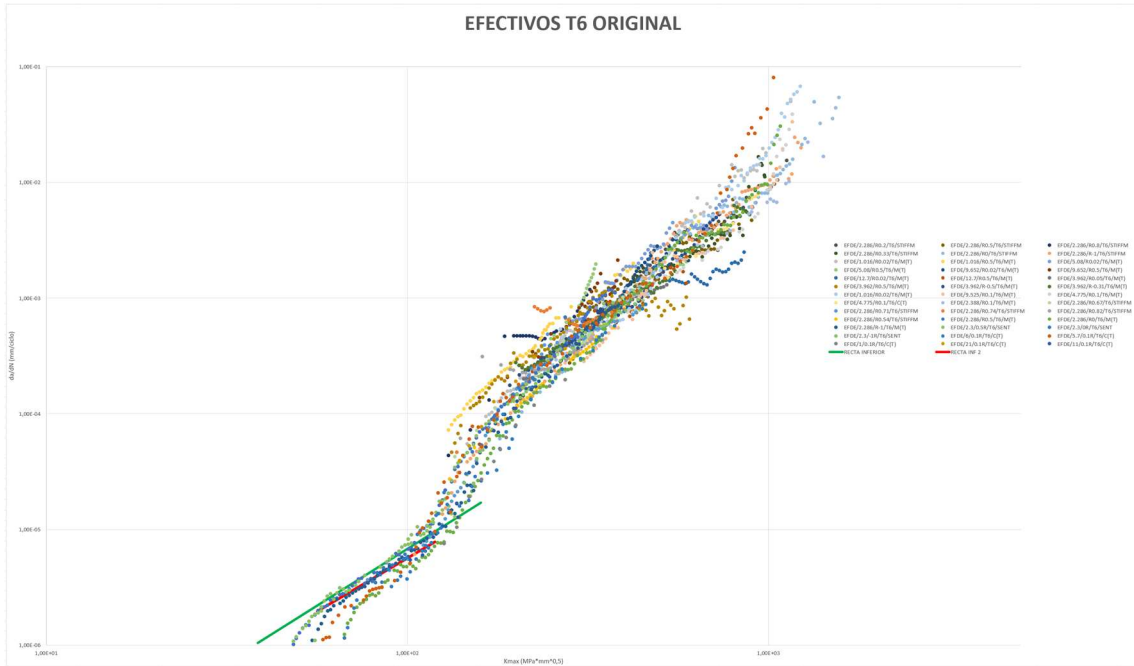


Figura 4.49. Representación recta de inflexión para calidad T6.

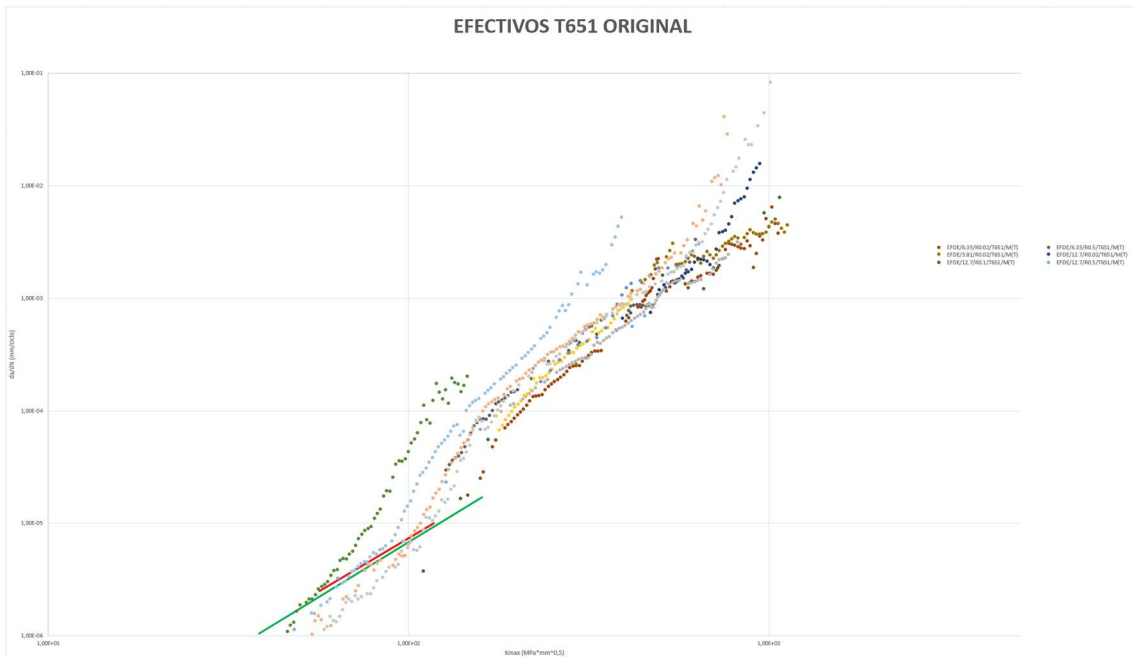


Figura 4.50. Representación recta de inflexión para calidad T651.

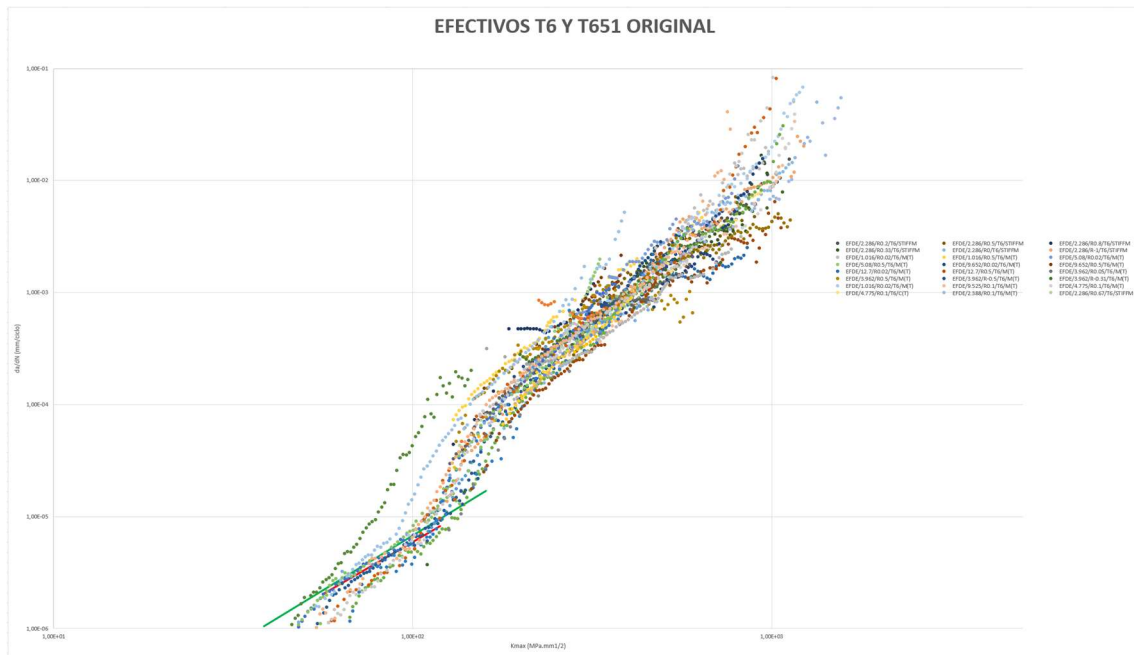


Figura 4.51. Representación recta de inflexión para ambas calidades.

### 4.3 DESAFECTACIÓN DE EFECTOS DE $K_c$

La posible presencia de efectos aceleradores en el crecimiento por proximidad a  $K_c$  obliga a desafectar las velocidades registradas para la conversión de la curva a valores efectivos de  $K$ . Para ello, es necesario definir el perfil de aceleración en todos los puntos en los que  $K_{max}$  supere el valor crítico de inicio del efecto. Además, el enfoque adoptado busca, como principal objetivo, caracterizar el efecto  $K_c$  con el propósito de prever la aceleración en cualquier probeta, sin importar las particularidades específicas de la misma.

Previamente, algunos autores contemplan los efectos de  $K_c$  en las ecuaciones de propagación de la grieta. La propuesta de Forman [26] lo introduce como un coeficiente de ponderación de carácter asintótico que ajusta la pendiente de crecimiento en función del exponente que se le asigne. Esta expresión permite reproducir con una precisión aceptable el comportamiento a valores elevados de  $R$ .

Para el caso que nos ocupa, el efecto en el crecimiento de la grieta se ha definido desde otro enfoque. El método empleado utiliza segmentos lineales para cuantificar la variación de la velocidad de crecimiento en aquellos puntos que se desvían de la trayectoria lineal teórica. El procedimiento se basa en evaluar la diferencia de velocidades del registro para un mismo valor de  $K_{max}$  conforme aumenta el efecto en el avance de la grieta.

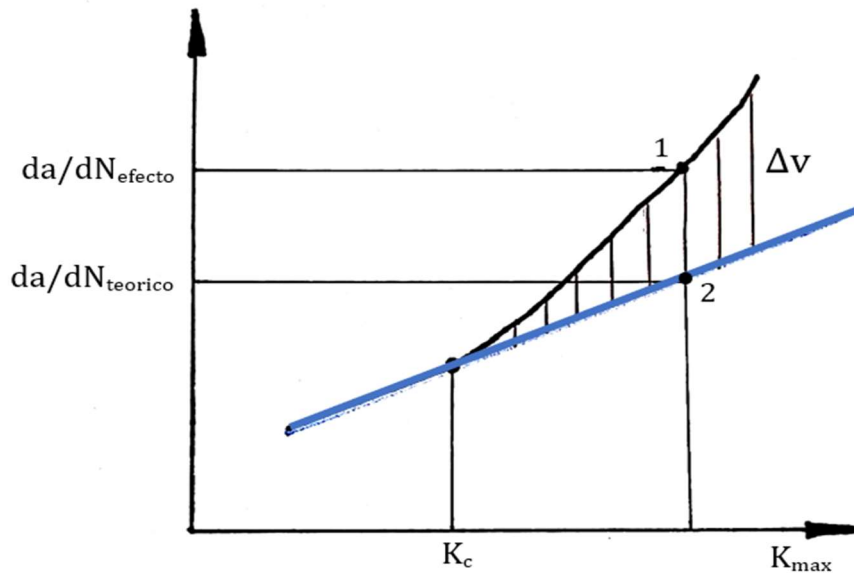


Figura 4.52. Incremento de velocidades desde la velocidad teórica.

Sin embargo, definir la variación en un segmento, tomando como única referencia la recta lineal de Paris, podría limitar la capacidad de reproducir el efecto en ensayos que compartan este enfoque como se da en registros con alta R o bajo T. La opción que se contempla es trabajar con varios tramos y sus respectivas referencias teóricas, evaluando así las velocidades de crecimiento. Este planteamiento permite adaptarse a las características específicas del registro, lo que resulta en un análisis más detallado del efecto posteriormente. Esto es especialmente útil en materiales con patrones de crecimiento de grietas en forma de "doble onda".

En general, en función del comportamiento de la grieta y los puntos singulares de los registros disponibles se distinguen tres posibles casos a los que se les aplica un tratamiento diferente. Estos son:

## 1. Efecto en Paris 2

El efecto entra en juego una vez que la grieta alcanza la segunda zona lineal controlada por la Ley de Paris, correspondiente al estado de tensión plana. En este punto, se evalúa cómo cambia la velocidad de crecimiento de la grieta en comparación con la línea denominada como "Paris 2". Esta recta refleja la trayectoria que el registro sigue antes de que el efecto se haga evidente. Para calcular la velocidad teórica, se utiliza la fórmula de Paris, tomando en cuenta la pendiente característica del material y la ubicación de la línea en el gráfico de cada registro, posicionada previamente. El valor crítico de  $K_c$  marca el inicio del efecto y coincide con el punto en el que se cruza con la línea de referencia.

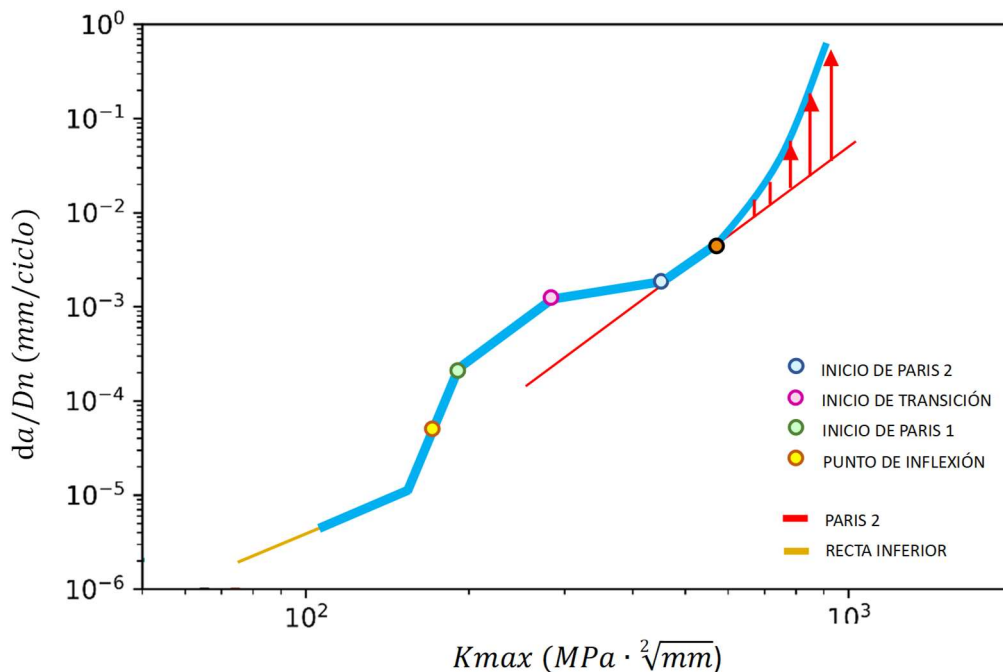


Figura 4.53. Efectos de  $K_c$  dados durante la etapa de Paris 2.

## 2. Efecto en Transición

El comienzo de efecto se da durante la fase de transición de la grieta, entre los dos estados de crecimiento lineal. En este caso el valor de  $K_c$  pertenece a la recta de transición correspondiente al registro. En primer lugar, la evaluación de velocidades se hace en comparando el perfil de crecimiento con la recta mencionada. Una vez alcanzado el punto denominado como  $K_{P2}$ , que representa el inicio de comportamiento respecto a Paris 2, se toma esta como referencia. Algunas muestras se fracturan antes de alcanzar la zona de crecimiento correspondiente a la región de Paris, lo que reduce su análisis a un solo tramo.

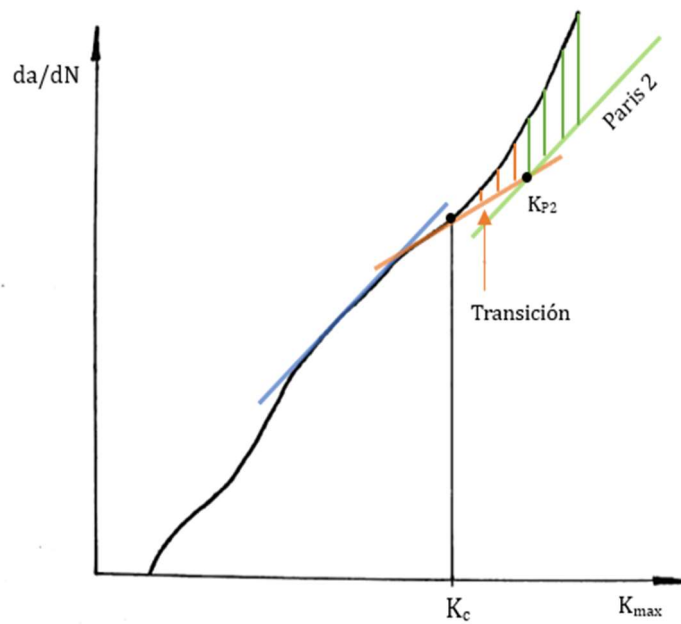


Figura 4.54. Efectos de  $K_c$  durante el proceso de transición de Paris 1 a Paris 2.

### 3. Efecto en Paris 1

La aceleración en el crecimiento de la grieta inicia en la primera zona de Paris. A partir del punto de inicio de efecto, la comparación se efectúa de manera similar al caso previo, pero con la distinción de tres tramos correspondientes a Paris 1, Transición y Paris 2. Los valores  $K_{IT}$  y  $K_{P2}$ , que marcan el cambio de referencia, son estimaciones derivadas de las características del registro.

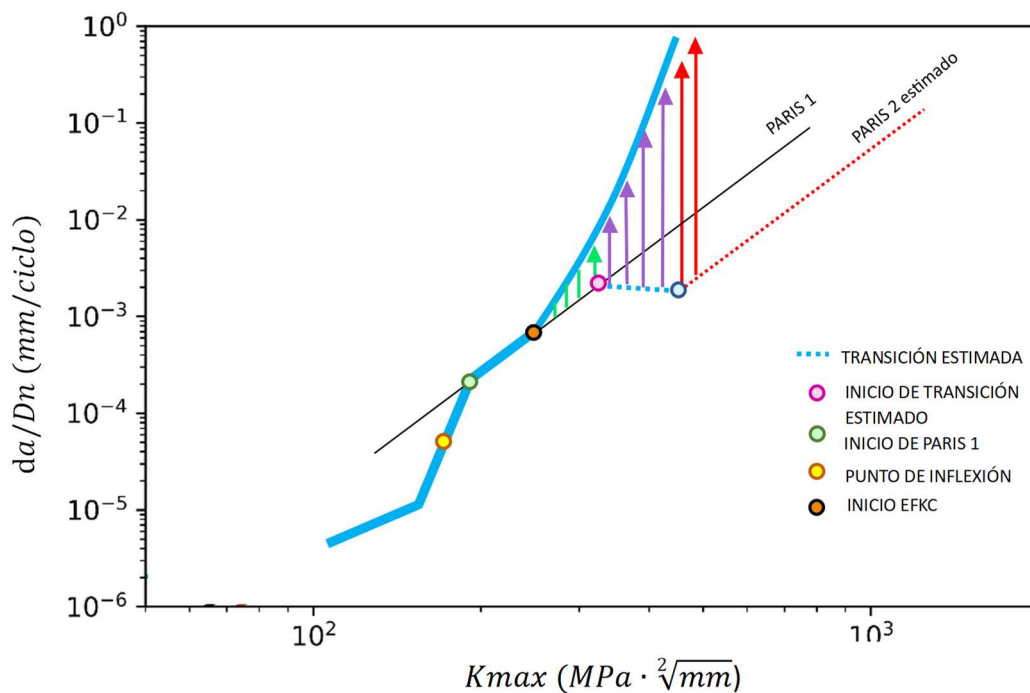


Figura 4.55. Efectos de  $K_c$  durante la etapa de Paris 1.

Este tratamiento se ha aplicado a los registros donde se ha definido gráficamente el valor propio de  $K_c$ , que finalmente serán la referencia para derivar la expresión relativa al efecto  $K_c$  en el aluminio, específicamente en la familia 7075 tratada. Aquellos ensayos en los que se ha estimado el valor de inicio de efecto no serán considerados en este proceso.

#### 4.3.1 Expresión

El tratamiento aplicado al conjunto de los datos disponibles busca establecer un comportamiento generalizado que unifique el crecimiento de grietas bajo el influjo del efecto, independientemente del valor de  $K$  en el que comencemos la aceleración en cada ensayo. En este sentido, se ha representado la afectación de todos los ensayos según aumenta el factor de intensidades respecto  $K_c$ , lo que no solo ha permitido visualizar de manera efectiva la evolución de las grietas una vez iniciado el efecto, sino que también ha proporcionado una base sólida para comparar y analizar patrones presentes. Un ejemplo gráfico (Figura 4.56) revela que el registro A muestra una mayor variación de velocidad respecto al registro B, sugiriendo así una mayor afectación a medida que la grieta progresa.

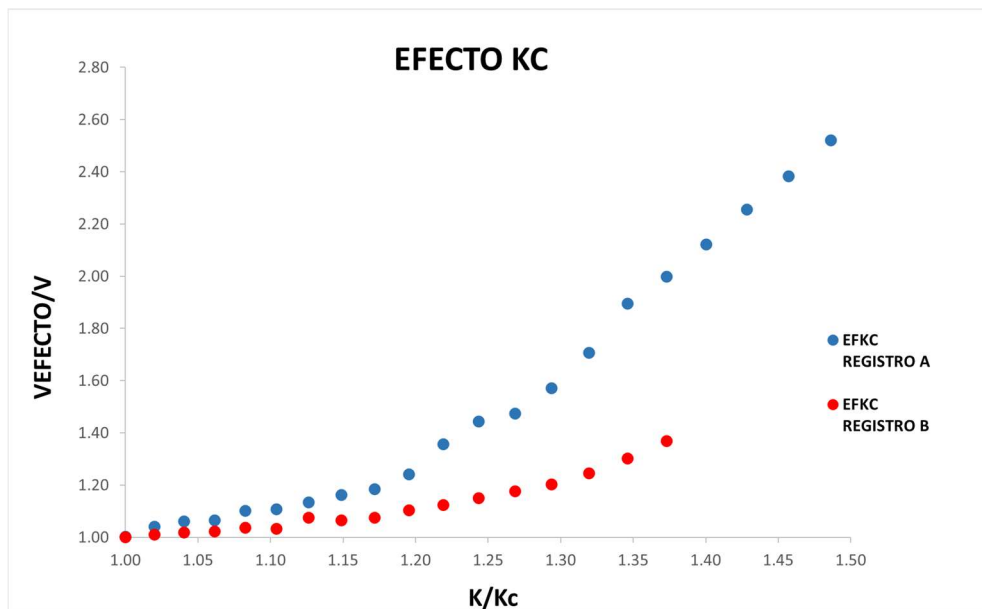


Figura 4.56. Comparación distintas afectaciones para registros diferentes.

El proceso para definir la función de desafectación se basa en el ajuste por experimentación y observación a partir de las muestras disponibles y su representación, previamente mencionada.

Para identificar los factores que influyen en la afectación de  $K_c$ , se ha planteado un análisis en las correlaciones de las principales variables que caracterizan un registro con el efecto: el material, la geometría de la probeta, el espesor de la muestra y la relación de carga aplicada. Partimos de la premisa de que, en aquellos ensayos que comparten las mismas propiedades, las consecuencias del efecto  $K_c$  serán idénticas.

Estudios previos relacionados con este proyecto [44] [53] han señalado al espesor como una variable de control significativa en el crecimiento de la grieta a elevados valores de  $K_{max}$ , descartando la posible influencia que pueda tener el valor de  $R$  en la sucesión del efecto. Esta relación se manifiesta en las representaciones, que indican un incremento

generalizado en el efecto  $K_c$  a medida que crece el espesor de las probetas. Es por ello que, finalmente, se ha seleccionado el espesor ( $T$ ) como el parámetro dominante en la magnitud del efecto. Tras evaluar otras posibles correlaciones, se ha decidido realizar una distinción entre materiales y su calidad, aunque no según el tipo de probeta. De este modo podemos ofrecer una ecuación generalizada para cada calidad del aluminio, lo suficientemente adaptada a las características de cada una.

Resulta notable que la relación entre el efecto  $K_c$  y el aumento del espesor no sigue un patrón lineal, lo que introduce un nivel de complejidad en la comprensión del fenómeno. Por lo tanto, se han centrado los esfuerzos en analizar detenidamente esta no linealidad y ajustar la influencia del parámetro en la aceleración de los registros. Dado que se trata de un enfoque experimental, la importancia radica en la necesidad de garantizar que los datos utilizados sean de la máxima calidad y reflejen con precisión cómo el efecto  $K_c$  afecta al crecimiento de las grietas. Esto asegura que la expresión final sea sólida, y permita avanzar en la comprensión y aplicación de este fenómeno en distintas situaciones y materiales.

Para lograr este objetivo, hemos llevado a cabo un riguroso proceso de filtrado de datos que incluye el descarte de registros que presenten disconformidades o errores evidentes, así como aquellos que no aporten información insuficiente. Sin embargo, es fundamental abordar la posibilidad de que algunos registros válidos no sigan el patrón observado en la mayoría de los casos. Esto podría deberse a diversas condiciones del ensayo que pueden alterar los datos registrados, como variaciones en las condiciones ambientales o en la geometría de la probeta. Además, la selección del punto de inicio de  $K_c$  y los posibles errores en el tratamiento de datos, especialmente en lo que respecta al cálculo de velocidades por tramos y al posicionamiento de las líneas de referencia, como la línea de París 1, en el registro, también pueden influir en la discrepancia de la curva representada. Esta variabilidad se manifiesta con mayor énfasis en registros con relaciones de carga ( $R$ ) elevadas, donde las condiciones de ensayo pueden ser más extremas.

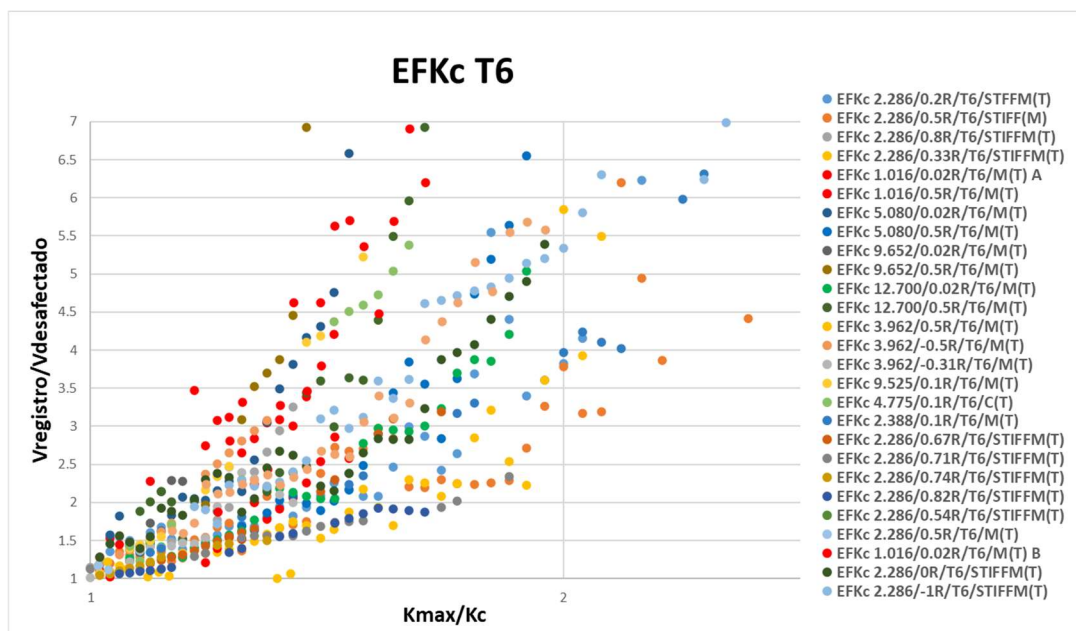


Figura 4.57. Registros disponibles para la caracterización del efecto en la calidad T6.

Como solución a esta complejidad, se ha optado por agrupar el comportamiento del efecto  $K_c$  en función de las curvas de valor medio de la variación de velocidades por espesores. De esta forma, en lugar de centrar el ajuste en el comportamiento particular de cada registro, se da prioridad a la tendencia general que sigue cada grupo, minimizando el efecto de las disconformidades. Este enfoque nos permite identificar patrones generales que ayudan a comprender el fenómeno en su conjunto y a desarrollar una expresión que refleje el efecto  $K_c$  en el crecimiento de grietas. En la Figura 4.57, se aprecia como los valores en el inicio del efecto se alejan ligeramente del origen, lo que inicialmente puede afectar a la distribución de las curvas. Esto se debe a la naturaleza de los registros y al tratamiento aplicado.

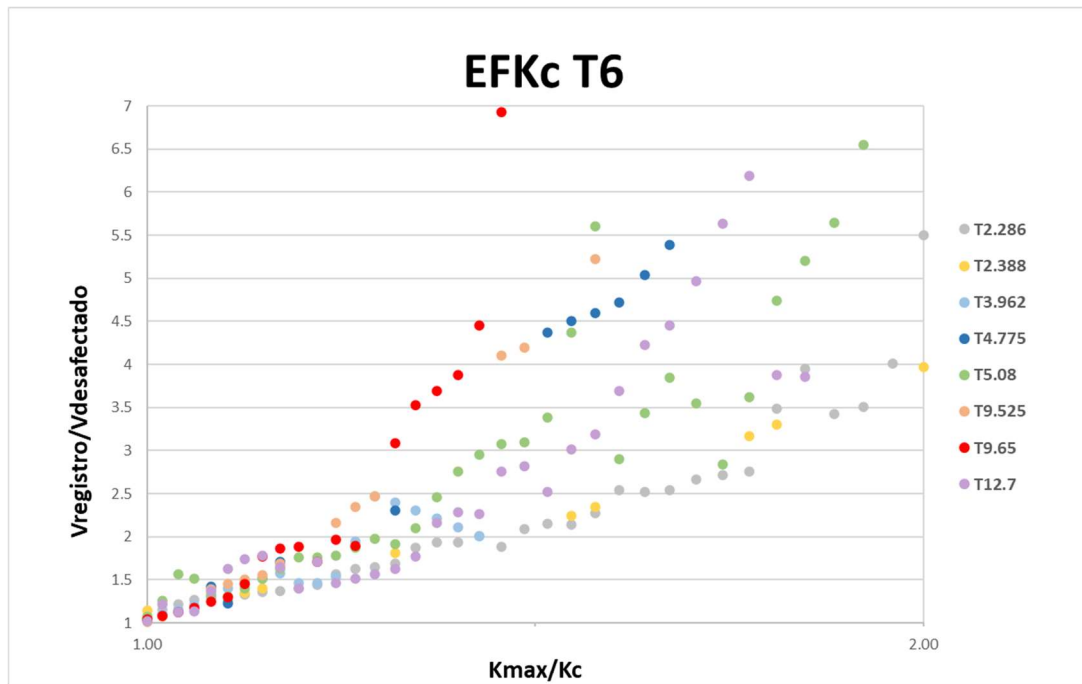


Figura 4.58. Valores medios en función del espesor, agrupación de registros por espesores.

La expresión experimental “FKC” resultante, relativa al efecto, se define mediante una función exponencial de cuatro coeficientes adaptada a cada grupo material-probeta. La forma fue definida en un principio para la familia 2024, aunque para todos los casos se sigue la siguiente estructura:

$$FKC = e^{[(aT^b) \cdot (x-1)^{\frac{c}{T-1}+d}]} \quad (4.11)$$

Donde “x” y “T” asumen el papel de variables independientes en la función. El parámetro “x” hace referencia a la variación del factor de intensidad con respecto al valor umbral ( $K/K_c$ ), mientras que “T” refleja el espesor de la probeta. Es importante resaltar que esta función tiene validez cuando el valor de “x” supera la unidad, lo que indica que se han iniciado el efecto en el registro.

Los valores de las constantes “a”, “b”, “c” y “d” son el resultado del ajuste experimental específico para cada grupo. Estos coeficientes permiten definir la tendencia y aceleración de la curvatura y establecer la relación adecuada con la variable principal dentro de una

misma calidad. Una vez adaptados y calibrados los coeficientes mediante este proceso de tanteo, queda comprobada la aplicación de la expresión "FKC" a la familia 7075. Los valores específicos para dichos coeficientes, que permiten caracterizar el efecto en la calidad T6 son:

		A	B	C	D
AL 7075	T6	0,935	0,67	1,05	1

Tabla 4.12. Tabla resumen con coeficientes de la expresión "FKC".

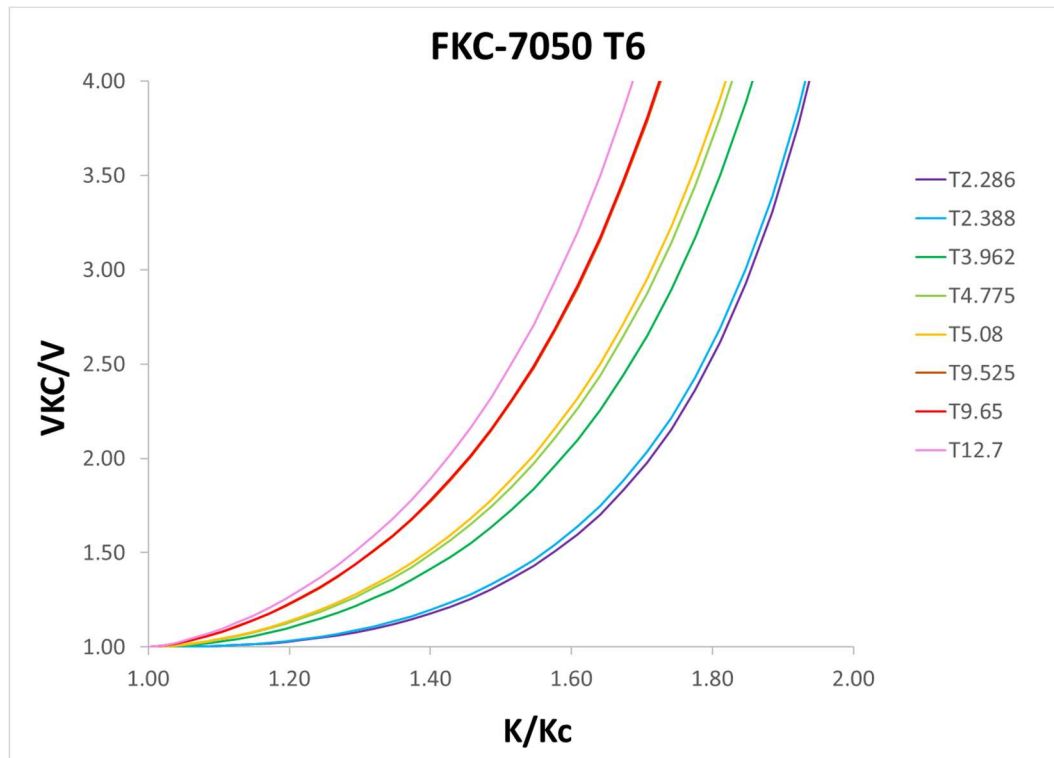


Figura 4.59. Función asociada a cada espesor.

La gráfica muestra la función asociada a cada espesor disponible en la calidad T6. Es evidente que a medida que el espesor de la probeta aumenta, se observa una aceleración más pronunciada en la curvatura y por tanto mayor afectación. Para valores elevados de  $K/K_c$ , las curvas tienden a converger, aunque esta tendencia no presenta un problema relevante dado que, a esos niveles, la probeta habría alcanzado su punto de rotura. Esto demuestra que la expresión está enfocada a la representación del comportamiento inicial del fenómeno, perdiendo su efectividad a medida que avanza debido a que el crecimiento de cada probeta se vuelve irregular e impredecible, dificultando la definición de un comportamiento uniforme.

También es relevante señalar que se han excluido los registros de espesores cercanos a la unidad ya que, para estos valores, la expresión no logra describir adecuadamente el efecto. De hecho, para probetas con un grosor inferior al milímetro, la función no es válida.

La mayoría de los registros disponibles de la calidad T651 no presentan efecto. La muestra para realizar la estimación de los coeficientes es muy reducida, menor a 10 ensayos. Además, algunos apenas presentan datos relativos a la afectación, como se aprecia en la representación para los espesores 12,7 y 5,08. Esto dificulta la función

“FKC” en este caso sea verdaderamente representativa y aplicable a otras probetas de la misma calidad.

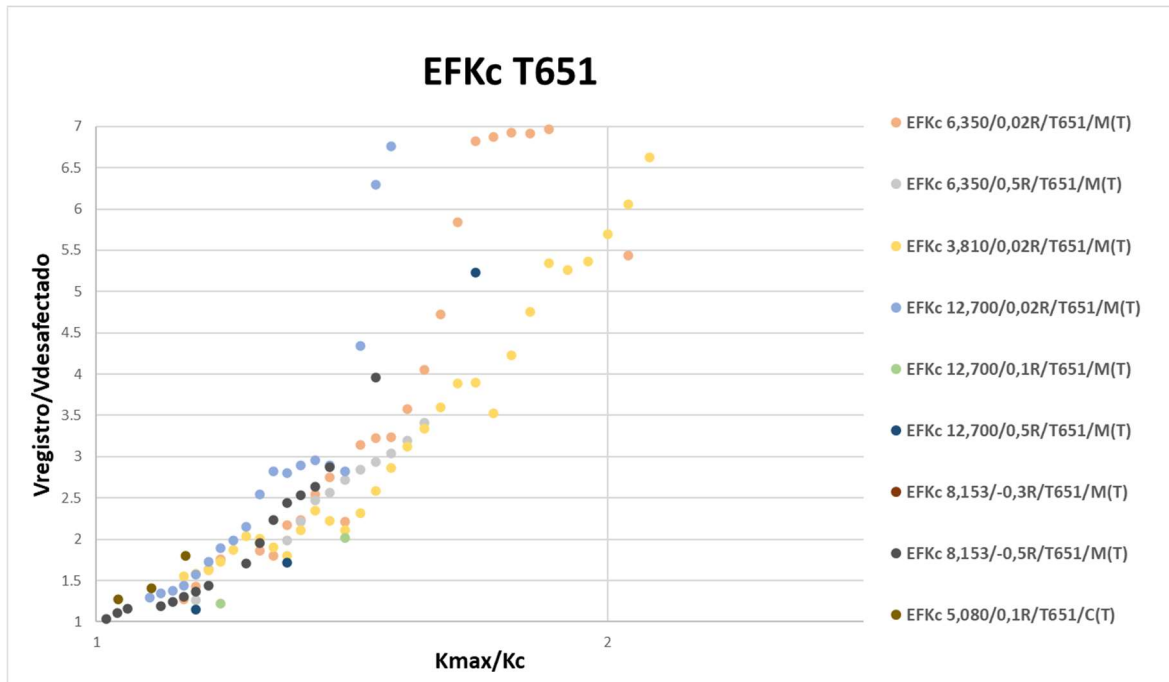


Figura 4.60. Registros disponibles para la caracterización del efecto en la calidad T651.

La función propuesta por Zúñiga [44], aplicada al mismo material y calidades, sigue la siguiente forma:

$$FKC = e^{\left[\frac{Z}{x} \ln(x) + R(x-1) + E(x-1)^2\right]} \quad (4.12)$$

Donde Z, R y E son coeficientes propios de cada espesor y calidad y x corresponde al valor de K/K<sub>C</sub>. Si realizamos una comparación con la nueva función FKC (referencia ecuación) propuesta para caracterizar el efecto, podemos destacar dos aspectos:

- La función FKC actual establece una relación directa con la variación de espesor, consiguiendo una ecuación más genérica aplicable a probetas de las que no se tengan registros. Para el caso de expresión era necesario calcular experimentalmente los tres coeficientes correspondientes para cada T.
- Se ha suprimido el término logarítmico que permite reflejar una doble curvatura a lo largo del efecto. Se ha considerado que la concavidad de la curva al inicio que presentan algunos registros (no todos), es probablemente resultado del tratamiento realizado a los datos y la selección manual de K<sub>C</sub> por lo que no es relevante en el comportamiento general.
- En la representación gráfica, mostrada en la Figura 4.61, se aprecia como la aceleración en el caso de Zúñiga es mucho más brusca y para espesores pequeños

no se respetan las relaciones. Con la nueva expresión sí consigue reflejar el comportamiento de estos espesores siguiendo la tendencia ascendente. Una vez superado el inicio del efecto, para valores de  $K/K_c$  superiores a 1.6, ambas expresiones siguen el mismo comportamiento asintótico, descartando los espesores pequeños ya mencionados.

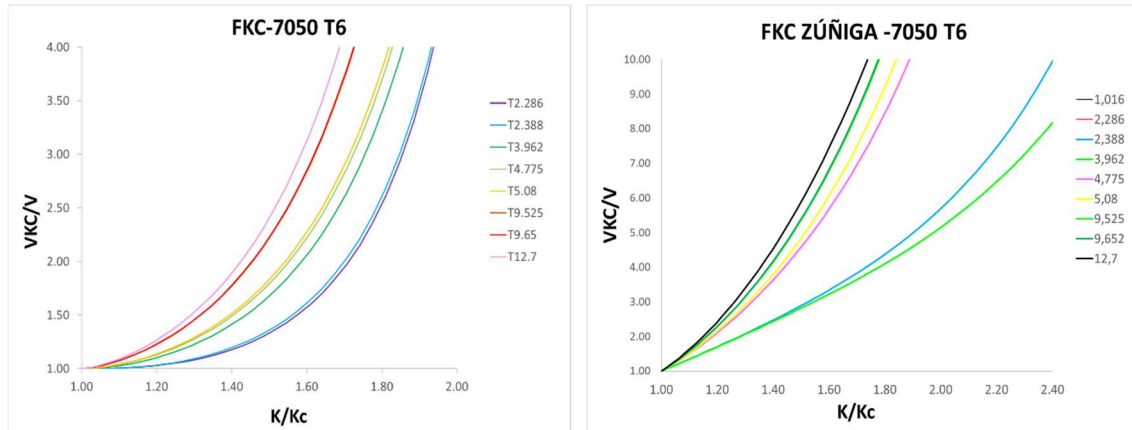


Figura 4.61. Comparación función FKC para espesor T6.

#### 4.4 GENERACIÓN DE REGISTROS

Dentro del análisis del crecimiento de grieta, se reconocen los puntos críticos que rigen la manera en la que el material se comporta durante este proceso. Estos puntos singulares son esenciales para prever cómo evolucionará el fenómeno en función de factores como la calidad del material, el espesor (T) y el régimen de carga (R) aplicado. En las siguientes líneas se explica la serie de pasos a emprender para predecir la ley de comportamiento tomando como punto de partida las rectas de Paris e inferior en valores efectivos.

##### 4.4.1 Posicionamiento de Paris 1, Paris 2 y recta inferior en valores de $K_{max}$ .

En etapas previas, se ha establecido una pendiente "m" que caracteriza los segmentos de comportamiento lineal de la aleación, y se ha definido el valor de C1 para valores efectivos. La recta es intrínseca al material y presenta la misma inclinación para cada calidad. Con el fin de efectuar el posicionamiento en términos de valores de  $K_{max}$ , aplicamos las ecuaciones de Newman, para el cálculo de la relación de tensiones efectivas ( $q$ ), y luego ajustamos estos valores a términos corregidos ( $q_0$ ) mediante el método  $2/\pi$  propuesto por Donald y Paris.

Seguidamente, procedemos a dividir todos los valores de K para todos los datos entre  $(1-q_0)$ . Para Paris 1 y la recta inferior de umbrales, aplicamos  $q_0$  correspondiente a deformación plana, mientras que para Paris 2, tomamos  $q_0$  correspondiente a tensión plana. Este proceso resulta en un desplazamiento hacia la derecha, tal como se puede observar en la figura \*\*.

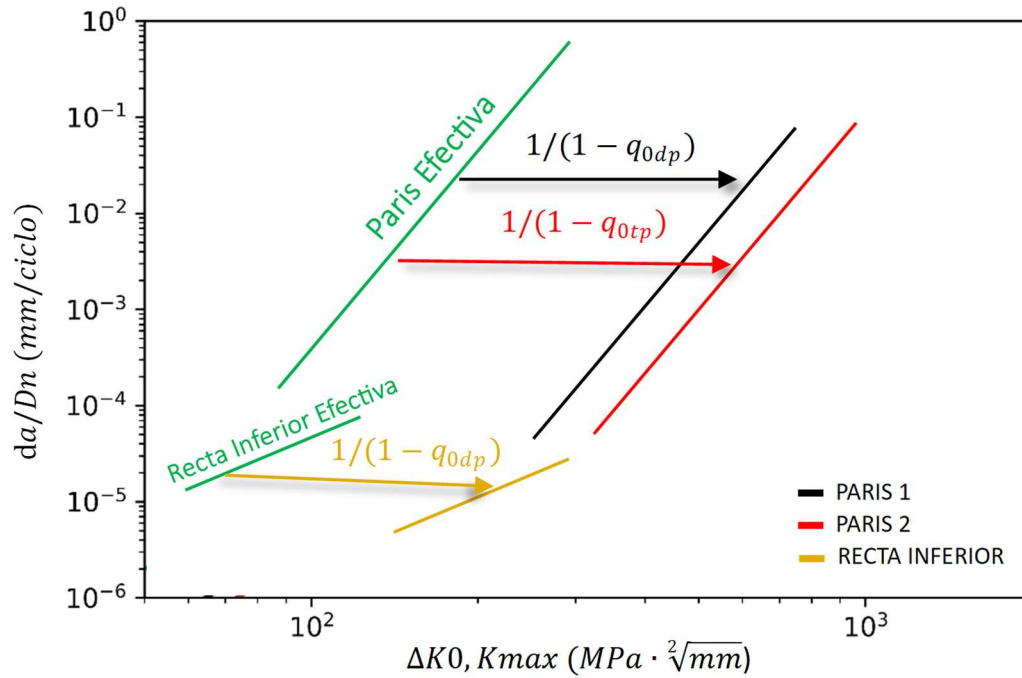


Figura 4.62. Posicionamiento a partir de valores efectivos de Paris 1, Paris 2 y recta inferior.

#### 4.12.2 Pendiente y punto de inflexión

Con las regresiones calculadas en apartados previos es estimada la pendiente y el punto de inflexión. Establecida la recta se traza su corte con la recta inferior y con Paris 1, quedando definido el inicio de Paris 1 (Figura \*\*).

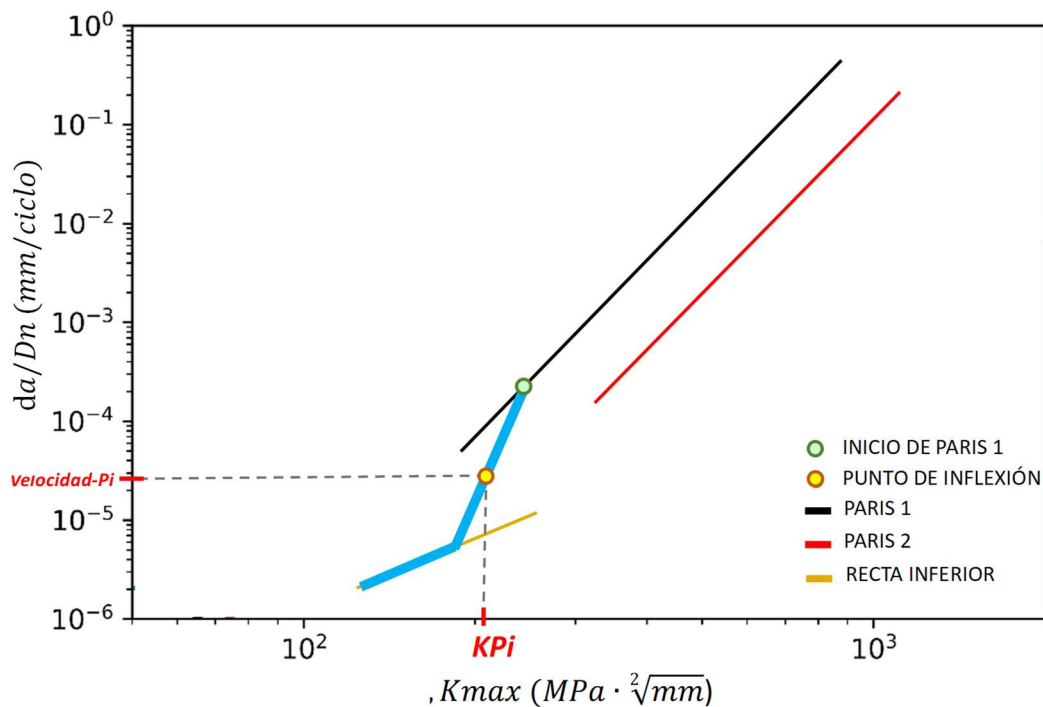


Figura 4.63. Estimación de la pendiente y Punto de Inflexión. Inicio de Paris 1.

#### 4.12.3 Inicio de transición

Mediante las ecuaciones deducidas para el punto de transición, y teniendo en cuenta el espesor, determinamos la velocidad a la cual se efectúa la transición hacia la región de tensiones planas, Paris 2. En un escenario genérico, el punto de inicio se identifica al trazar una línea horizontal desde la velocidad hasta el punto de intersección con Paris 1. La pendiente de transición (ya establecida en el apartado \*\*), es igual para todas las calidades dentro de una misma aleación. Con estos valores, somos capaces de dibujar el punto final de transición o inicio de Paris 2.

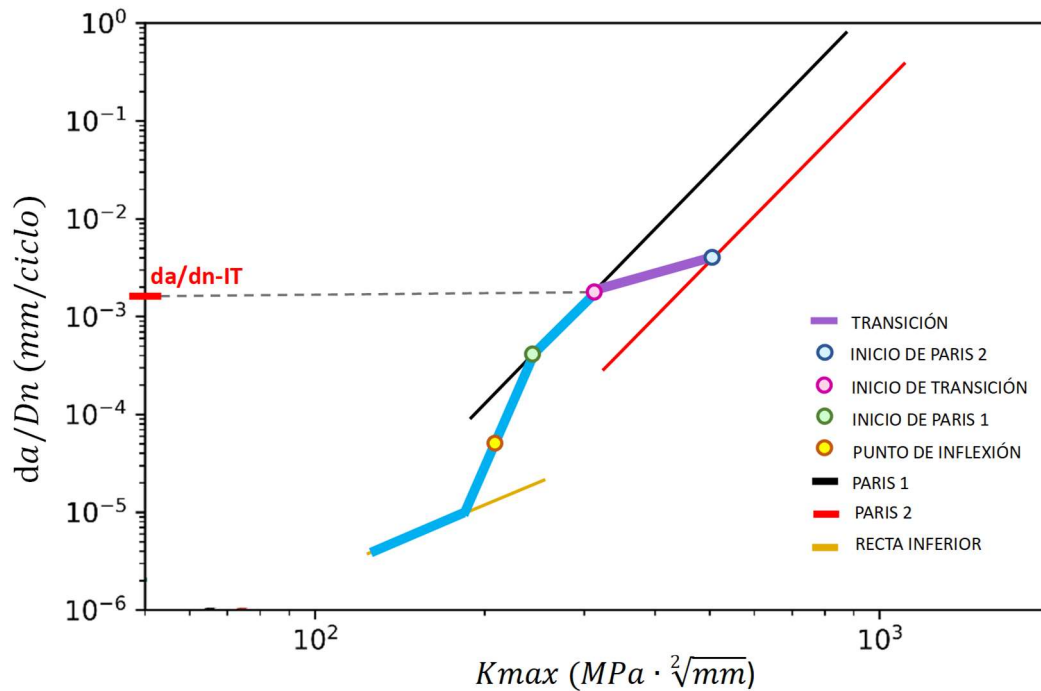


Figura 4.64. Punto de inicio de transición hasta inicio de Paris 2 (final de transición).

En situaciones específicas en las cuales el proceso de crecimiento de grieta no logra alcanzar la zona de crecimiento lineal de Paris 1, se ha determinado que el punto de inicio de la transición es la intersección de la pendiente de inflexión con Paris 1. A partir de este punto, se procede a realizar un chaflán que se extiende hasta dos tercios de la distancia hacia dicho punto, tal como se muestra en las figuras \*\* y \*\*.

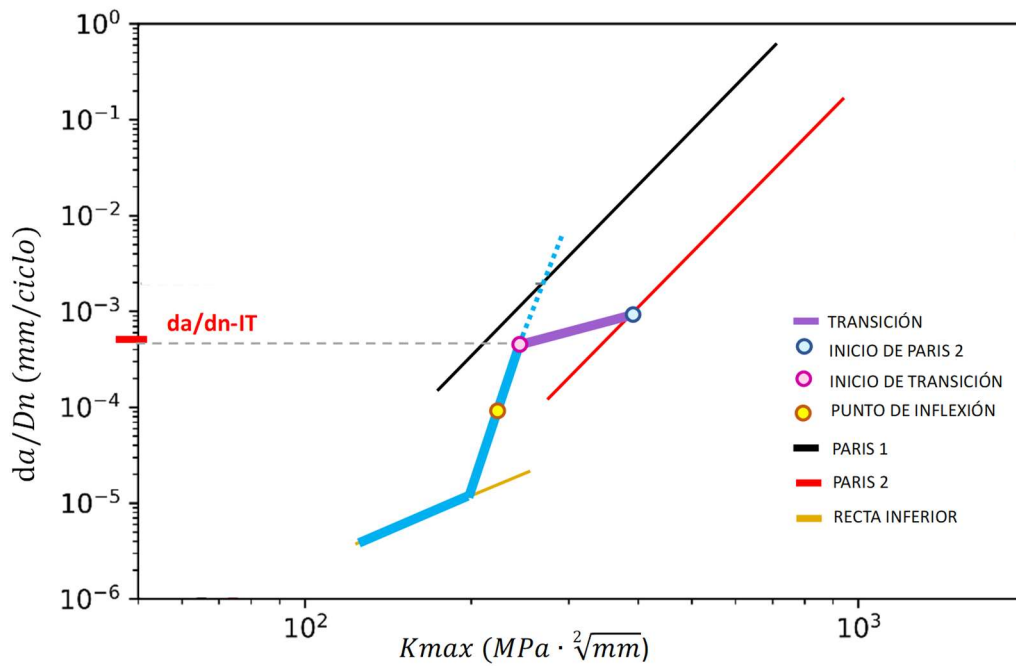


Figura 4.65. Proceso de chaflanado para caso particular. I.

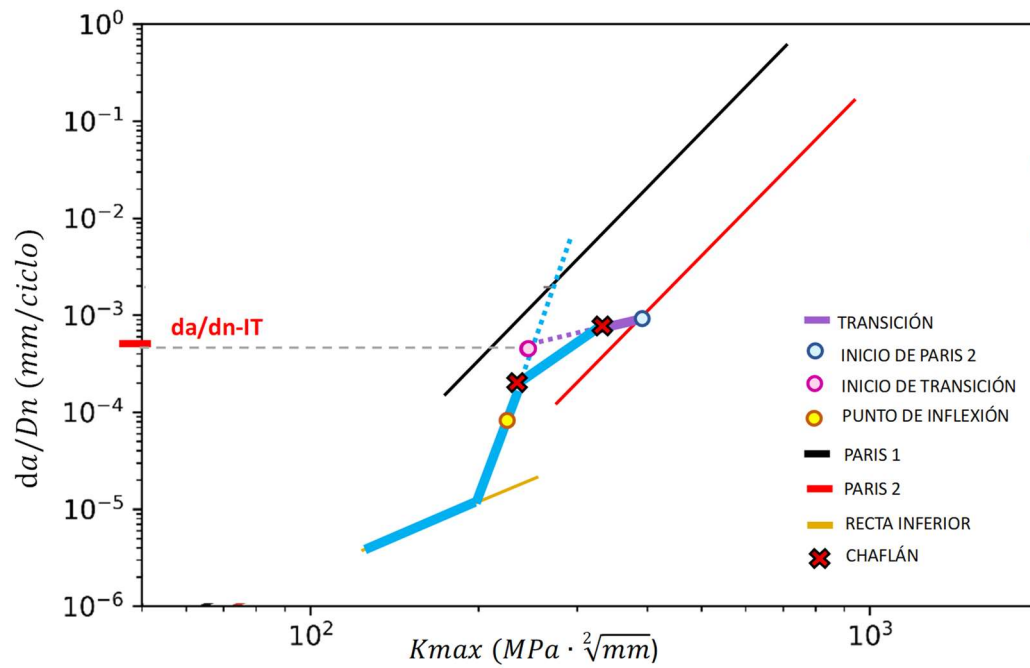


Figura 4.66. Proceso de chaflanado para caso particular. II.

#### 4.12.4 Afectación de EFKC

Finalmente, se determinaría a través de regresiones nuevamente la estimación del valor de "K" en el cual se inicia el crecimiento inestable de la grieta.

Para definir la zona de influencia, se ha optado por un abordaje individualizado de los datos, como se ha detallado en el punto 4.3. Con la expresión deducida del efecto ponderador se procede a afectar la función dependiendo de si el inicio en  $K_{max}$  de  $K_c$  se sitúa en Paris 2 (Figura 4.67), desde la transición o iniciando en Paris 1 en el caso de espesores mayores a 6 milímetros (Figura 4.68).

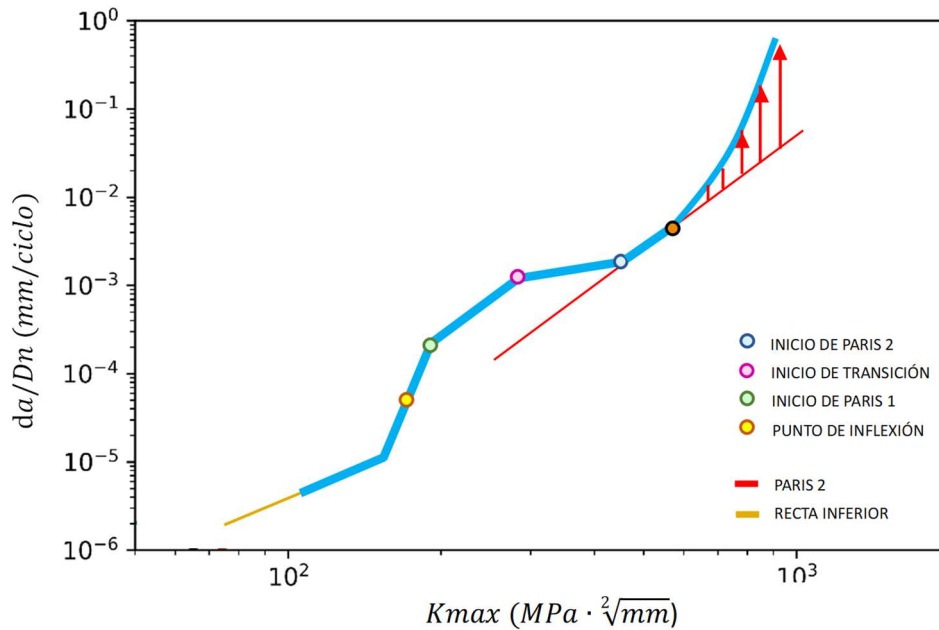


Figura 4.67.  $K_c$  inicia en Paris 2.

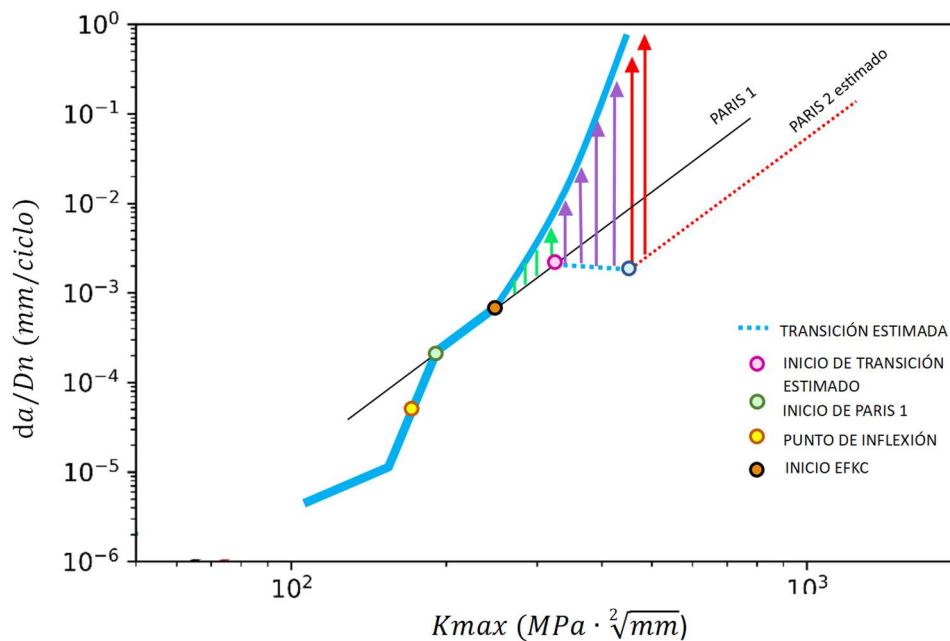


Figura 4.68.  $K_c$  inicia en Paris 1.

Una vez completada la ponderación de efectos, se establecería de manera completa el perfil de respuesta del registro, cubriendo desde su inicio hasta las fases de crecimiento inestable (ver Figura 4.69).

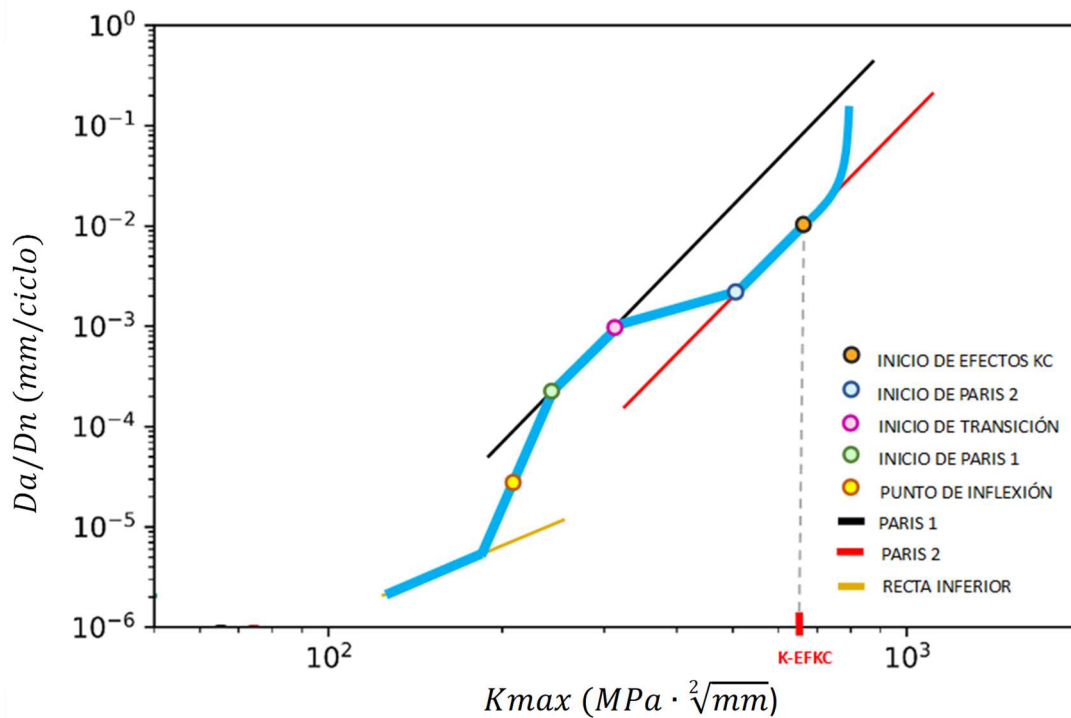


Figura 4.69. Estimación de velocidad de crecimiento de grieta.

#### 4.12.5 Comparaciones de registros reales con la generación de crecimiento estimada

El procedimiento fue implementado en Spyder, entorno de desarrollo multiplataforma de código libre para la programación científica en el lenguaje Python. (Código en apartado 6). En la interfaz gráfica creada, se presenta una ventana que pide al usuario dos datos de entrada por teclado, espesor y régimen de carga, y la selección de la calidad (T6 o T651).

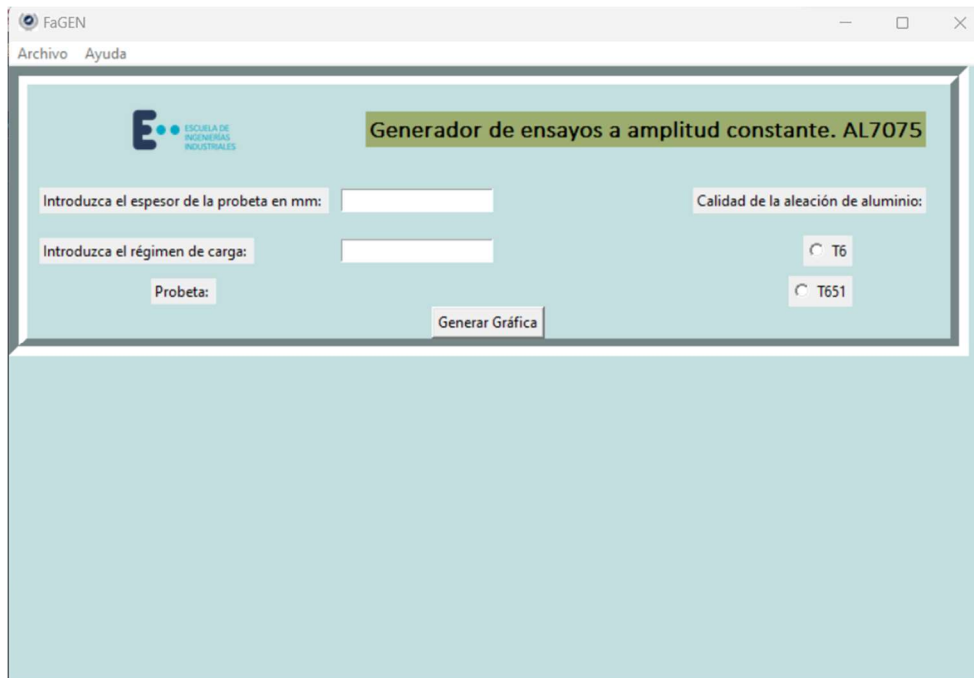


Figura 4.70. Interfaz programa Python.

Para el primer ejemplo, se introducirá un registro que ya se tiene en la base de datos: **2.286/0R/7075\_T6/M(T)**.

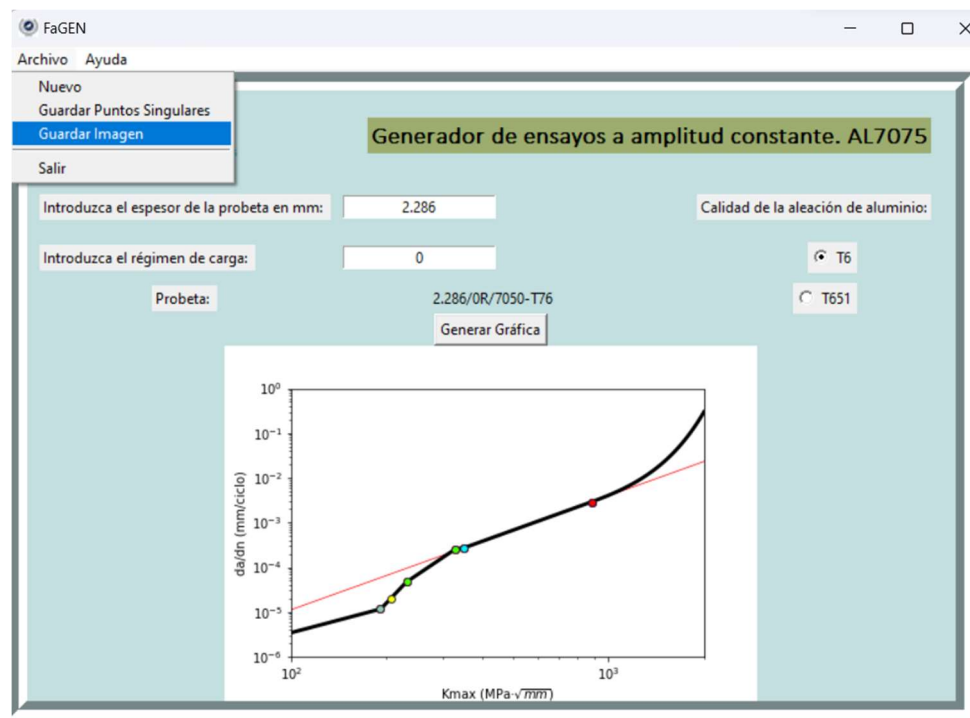


Figura 4.71. Interfaz del programa con el registro generado y mostrando distintas opciones de archivo.

Se incorporó a la interfaz un menú de selección para guardar información relevante generada del programa. En concreto, la creación de un archivo .PNG para el perfil de crecimiento estimado y la de un archivo .XLSX para guardar los puntos singulares del ensayo estimado. En la siguiente gráfica superponemos la curva de crecimiento estimada con los datos del registro real de nuestra base de datos.

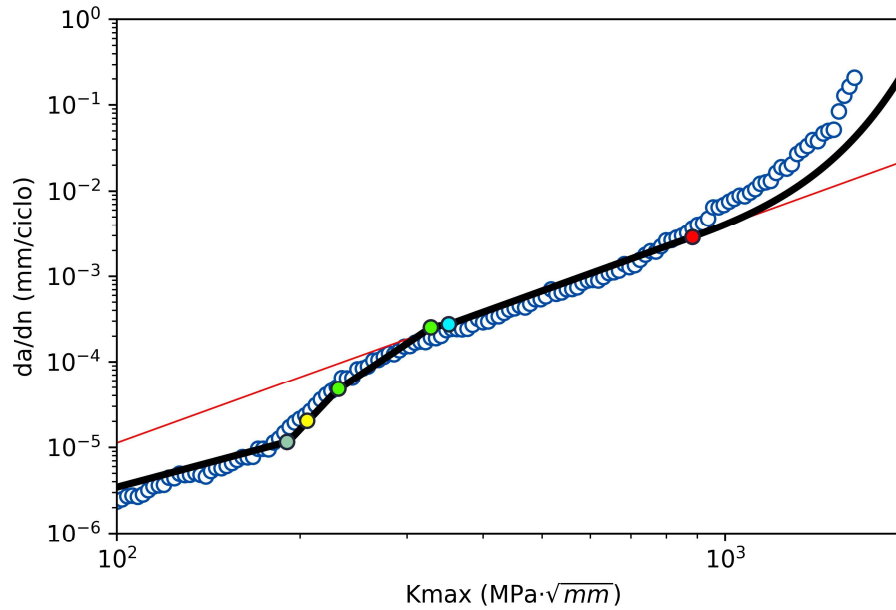


Figura 4.72. Generación de registros vs registro real. I.

Se puede ver como se ajusta con buenos resultados la estimación de crecimiento de grieta al ensayo real. Es un espesor relativamente pequeño por lo que se puede observar el chaflán realizado (puntos verdes) debido a que el inicio de transición no llega a alcanzar la zona de crecimiento lineal de Paris 1.

Ahora generaremos un ensayo de un registro en el que tenemos datos solo de cierta zona de crecimiento. En el registro **3.962/-0.5R/7075\_T6/M(T)** no se tenía información sobre la primera zona de crecimiento, sin embargo, gracias al programa podemos conocer el comportamiento del registro.

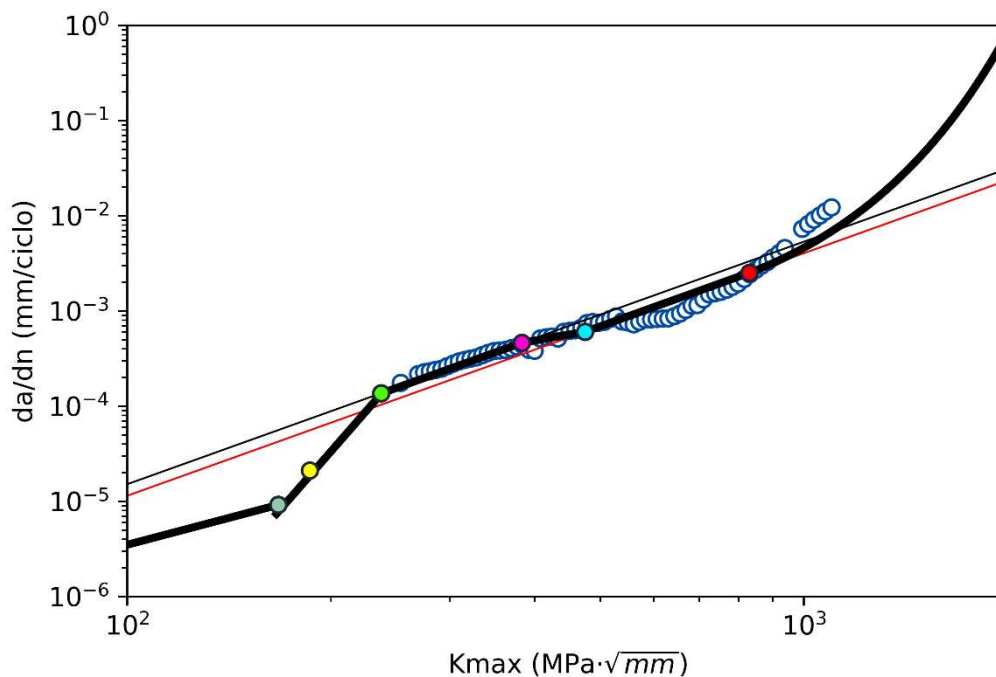


Figura 4.73. Generación de registros vs registro real. II.

Para cualquier registro del que queramos conocer su perfil de crecimiento de grieta, bastaría con introducir su espesor y modo de carga para saber su estimación de la curva de crecimiento. Por ejemplo, una probeta de 4.32 mm de espesor y una R de 0.4 para la calidad T6 tendría el siguiente perfil:

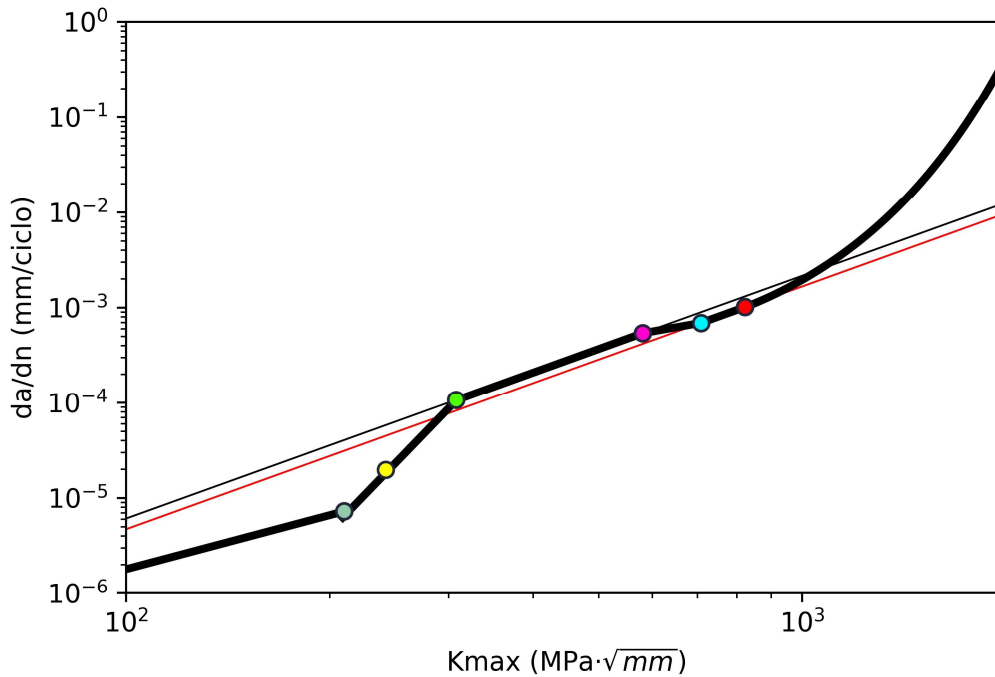


Figura 4.74. Generación de senda de crecimiento sin previo registro real.

Siendo los puntos singulares generados en el Excel:

PUNTOS SINGULARES	$K_{max}$ (Mpa*mm <sup>0,5</sup> )	da/dN (mm/ciclo)
Inicio de inflexión	210,25	7,25848E-06
Punto de inflexión	242,3199232	1,9752E-05
Final de inflexión	307,81	0,00010672
Inicio de transición	580,9569911	0,000538708
Final de transición	708,7425784	0,000690691
Inicio EFKC	823,2077717	0,001011616



# 5. CONCLUSIONES Y DESARROLLO FUTURO

## 5. Conclusiones generales y desarrollo futuro

### 5.1 CONCLUSIONES GENERALES

Con la incorporación de 8 registros para 7075-T6 y 4 de 7075-T651, aportando información en aspectos del crecimiento en los que era preciso y reforzando los criterios y asignaciones realizadas en trabajos anteriores, queda concluido el estudio del aluminio 7075-T6 a falta de su incorporación a los programas de estimación de vida a fatiga.

La corrección de los valores de referencia para el factor de constricción “ $\alpha$ ” ha mejorado ligeramente la confluencia de las distintas curvas de crecimiento.

Se ha modificado la medición de los factores del efecto acelerador por aproximación a  $K_{Ic}$  con lo que las funciones de ponderación han sido más simples y proporcionando mejores ajustes a la realidad del ensayo al ser reproducidos.

La herramienta de generación de registros ha sido desarrollada y puesta en práctica con los registros que han participado en el estudio; salvo casos particulares los resultados en cuanto a capacidad de reproducción han mejorado las herramientas disponibles al inicio del trabajo.

### 5.1 DESARROLLO FUTURO

Si bien la incorporación de nuevos registros siempre es deseable, en el caso de la aleación 7075-T651 resulta preciso para establecer los parámetros de la nueva función de afectación de los efectos de aproximación a  $K_{Ic}$ , bien definida para el 7075-T6.

Igualmente, para la aleación 7075-T651 sería preciso incorporar un mayor número de registros que proporcionen una recta inferior más representativa.



## 6. PYTHON

## 6. Código de Python

```
"""ALEACIÓN 7075 - Jesus"""

import numpy

import matplotlib.pyplot as plt

from scipy.optimize import fsolve

from math import cos,exp

import math

import tkinter as tk

from tkinter import *

from PIL import ImageTk, Image

from matplotlib.backends.backend_tkagg import FigureCanvasTkAgg

import csv

import pandas as pd

from tkinter import filedialog

pi=3.1416

class MiInterfazGrafica:

    def __init__(self, root):

        self.root = root

        self.fig, self.ax = plt.subplots()

        self.canvas = None

        self.varopcion = IntVar()

        self.text3 = None

        self.text4 = None

        self.barra = None

        self.I1x = None

        self.I1y = None

        self.kmax_pi = None
```

```
self.da_pi = None
self.I2x = None
self.I2y = None
self.xt = None
self.YT = None
self.xtp2 = None
self.ytp2 = None
self.xkc = None
self.ykc= None
self.setup_ui()
self.I0x = None
self.I0y = None
```

```
def setup_ui(self):
```

```
    lbl1 = Label(miframe, text="Generador de ensayos a
amplitud constante. AL7075",font=("Calibri light",14,
"bold"),fg="black",bg="#9DAD6F")
```

```
    lbl1.grid(row=0,column=1,padx=20)
```

```
    self.text3 = Entry(miframe)
```

```
    self.text3.grid(row=2,column=1,sticky='w')
```

```
    self.text3.config(justify="center")
```

```
    self.text3.bind("<Return>",
self.pasar_al_siguiete_entry)
```

```
    self.text4 = Entry(miframe)
```

```
    self.text4.grid(row=3,column=1,sticky='w')
```

```
    self.text4.config(justify="center")
```

```
lbl2 = Label(miframe, image = img)
lbl2.grid(row =0, column=0, padx=5, pady=10)
lbl2.config(justify="center", bg="#C3DFE0")

lbl3 =Label(miframe, text ="Introduzca el espesor de la
probeta en mm: ")
lbl3.grid(row=2, column=0, padx=10, pady=10, sticky='w')

lbl4 =Label(miframe, text ="Introduzca el régimen de
carga: ")
lbl4.grid(row=3, column=0, padx=10, pady=10, sticky = 'w')

lbl5 = Label(miframe, text = "Calidad de la aleación de
aluminio:")
lbl5.grid(row=2, column=1, sticky='e', padx=20)

self.ensayo=Label(miframe)
self.ensayo.grid(row=4, column=1, sticky='w', padx=70)
self.ensayo.config(bg ="#C3DFE0")

Label(miframe, text= "Probeta: ").grid(row=4, column=0)

generar_button = tk.Button(miframe, text="Generar
Gráfica", command=self.funciones)
generar_button.grid(row=5, column=0, colspan=2)

#checkboxbutton
varopcion=IntVar(miframe)

b1 = Radiobutton(miframe, text ="T6", variable=
self.varopcion, value=1)

b2 = Radiobutton(miframe, text ="T651", variable=
self.varopcion, value=2)
```

```
b1.grid(row=3, column=1, sticky='e', padx=80)
b2.grid(row=4, column=1, sticky='e', padx=80)

#menu
self.barra = tk.Menu(self.root)
self.root.config(menu = self.barra, width =300, height =
300)

self.archivo = tk.Menu(self.barra, tearoff=0)
self.archivo.add_command(label="Nuevo")
self.archivo.add_command(label="Guardar Puntos
Singulares",command = self.guardar_puntos)
self.archivo.add_command(label="Guardar Imagen",command
= self.guardar_imagen)
self.archivo.add_separator()
self.archivo.add_command(label="Salir")

self.ayuda = tk.Menu(self.barra, tearoff =0)
self.ayuda.add_command(label = "FaGEN Tutorial")
self.ayuda.add_command(label = "Sobre FaGEN")

self.barra.add_cascade(label="Archivo", menu =
self.archivo)
self.barra.add_cascade(label = "Ayuda",menu =
self.ayuda)

def pasar_al_siguiente_entry(self, event):
    self.text4.focus_set()

def guardar_imagen(self):
```

```
        file_path =
filedialog.asksaveasfilename(defaultextension=".png",
filetypes=[("PNG files", "*.png")])

        if file_path:
            self.fig.savefig(file_path, dpi=600, format="png")
            print("Imagen guardada en:", file_path)

def guardar_puntos(self):
    puntos_guardar = [
        ["PUNTOS SINGULARES", "Kmax", "da/dn"],
        ["Inicio Inflexión", self.I1x, self.I1y],
        ["Punto de Inflexión", self.kmax_pi, self.da_pi],
        ["Final de Inflexión", self.I2x, self.I2y],
        ["Inicio de Transición", self.xt, self.YT],
        ["Final de Transición", self.xtp2, self.ytp2],
        ["Inicio EFKC", self.xkc, self.ykc]
    ]

    file_path =
filedialog.asksaveasfilename(defaultextension=".xlsx",
filetypes=[("Excel files", "*.xlsx")])

    if file_path:
        df = pd.DataFrame(puntos_guardar)
        df.to_excel(file_path, index=False, header=None) #
Cambio en el argumento header
        print("Archivo guardado en:", file_path)

def generar_grafica(self):
    data = pd.read_excel("graf2.xlsx")
    self.ax.clear()

    if self.ax.lines:
        self.ax.cla()
```

```
T = float(self.text3.get())
R = float(self.text4.get())
if self.varopcion.get()==1:
    C="T6"
if self.varopcion.get()==2:
    C="T651"
```

```
#%% constantes
```

```
x=numpy.linspace(0,2000,100)
```

```
if C=="T6":
    n = 2.5489
    c1 = 2.43697e-10
```

```
if C=="T651":
    n=2.5489
    c1 = 2.02868e-10
```

```
Vtrans = 4.023837e-5
```

```
Ctrans = 1.7730
```

```
Kc = 969.13351
```

```
Ckc= -0.11152787
```

```
#%% recta inflexion
```

```
Cp=7.34763069
```

```
np=0.739611161
```



a=205.612869

b=0.11851873

Kr1 = 592.380073

m= 2.99158136

Cv = 2.03427e-5

nv = -7.3673234e-2

**### RECTA INFERIOR EFECTIVA**

**if C=="T6":**

    CInf=1.18187E-9

    ninf=1.85

**if C=="T651":**

    CInf=1.21087E-9

    ninf=1.9

**def inferior\_efectiva(x):**

**return** CInf\*x\*\*ninf

**### paris efectiva**

**def paris1e(x):**

**return** c1\*x\*\*n

**### Desde Efectivos, transformacion metodo 2pi. CALCULO  
DE Q0**

```
so=549.732

if R>0:
    s=17.691*exp(1.5146*R)*(so/410.83)

if R<=0:
    s = 17.691*(so/410.83)

sm=s/so

def coef(alf):
    A0 = (0.825 - (0.34*alf)+
(0.05*alf*alf))*(cos(pi*(sm/2)))**(1/alf)
    A1 = (0.415 -(0.071*alf))*(s/so)
    A3 = 2*A0+A1-1
    A2 = 1-A0-A1-A3
    if R>0:
        qo=(A0+A1*R+A2*R**2+A3*R**3)*(2/pi)+(1-(2/pi))*R
    if R<=0:
        qo=(A0+(A1*R))*(2/pi)
    return qo

q0dp=coef(1.73) # alfa deformación plana
q0tp=coef(1.1) # alfa tensión plana

def paris1(x):
    return paris1e(x*(1-q0dp))
def paris2(x):
    return paris1e(x*(1-q0tp))
def recta_inferior(x):
    return inferior_efectiva(x*(1-q0dp))
```

```
##% PUNTO INFLEXION
def kmaxpi(R):
    if R>=-1 and R<=0.85:
        return a*10**((b*R)/((1-R)**0.8))
    if R>0.85:
        return Kr1*10**((R-0.85)*m)

kmax_pi = kmaxpi(R)
p_i=-np*R+Cp

da_pi= Cv*exp(nv*R)

C_PI=da_pi/(kmax_pi**p_i)

def rectainflexion(x):
    return C_PI*x**p_i

I0x = 50

I0y = recta_inferior(I0x)
k=150
while k<1000:
    if recta_inferior(k)-rectainflexion(k)<1e-12:
        I1x = k
        break
    else:
        k=k+0.01

I1y = rectainflexion(I1x)
```

```
# Busco el punto de corte de la recta de inflexion con  
Paris 1, es decir, el inicio de Paris 1.
```

```
# Bucle while evaluando en x hasta que se cortan ambas  
funciones.
```

```
i=100
```

```
while i<2000:
```

```
    if paris1(i)-rectainflexion(i)<1e-12:
```

```
        I2x = i
```

```
        break
```

```
    else:
```

```
        i=i+0.01
```

```
I2y = rectainflexion(I2x) # coordenada en y del punto de  
corte
```

```
##% INICIO transicion,PARIS 2
```

```
YT=Vtrans*T**Ctrans # Velocidad de inicio de transición  
en base a las regresiones.
```

```
def Xtransicion(x):
```

```
    return paris1(x) -YT
```

```
xt =float(fsolve(Xtransicion,0))
```

```
ct=YT/(xt**1.25)
```

```
def recta_trans(x):
    return ct*x**1.25

den = ((xt*(1-q0dp))/(1-q0tp))**n # calculo c2 de paris2
c2 = YT/den
expo = (ct/c2)
expo_log = math.log10(expo)

xtp2 = pow(10,expo_log/(n - 1.25)) #punto en x que corta
ctrans a p2 es decir, inicio de paris 2 desde la recta de
transicion

ytp2 = paris2(xtp2)

if YT<=I2y:
    xt=I2x
    YT=I2y
    ct=YT/(xt**1.25)

def recta_trans(x):
    return ct*x**1.25

den = ((xt*(1-q0dp))/(1-q0tp))**n # calculo c2 de
paris2
c2 = YT/den
expo = (ct/c2)
expo_log = math.log10(expo)

xtp2 = pow(10,expo_log/(n - 1.25)) #punto en x que
corta ctrans a p2 es decir, inicio de paris 2 desde la recta de
transicion

ytp2 = paris2(xtp2)
```

```
# Calcular los puntos de chaflán
cham1 = (xt-kmax_pi)*1/3
cham2 = (xtp2-xt)*1/3

xcham1 = kmax_pi + cham1
xcham2 = xtp2 -cham2

ycham1 = rectainflexion(xcham1)
ycham2 = recta_trans(xcham2)

# Puntos para dibujar el chaflán
# Herramienta para trazar rectas entre dos pares de
puntos
def trazar_recta(p1, p2):
    x1, y1 = p1
    x2, y2 = p2
    m = (y2 - y1) / (x2 - x1)
    b = y1 - m * x1
    x_values = [x1-1, x2+1]
    y_values = [m*x+b for x in x_values]
    plt.plot(x_values, y_values,color='k',linewidth=3)
    plt.scatter(x1, y1, color='red')
    plt.scatter(x2, y2, color='red')

#%% Efectos KC
xkc = Kc*T**Ckc
if xkc>xtp2:
    ykc=paris2(xkc)
if xkc<=xtp2 and xkc>=xt:
    ykc=recta_trans(xkc)
```

```
if xkc<xt:
    ykc=paris1(xkc)

### Funcion desafectación
z=np.linspace(xkc,2000,100) #para P2
ztransi =np.linspace(xt,xtp2,10)
zp1 = np.linspace(xkc,xt,50)
zp2 = np.linspace(xtp2,2000,100)

a = 0.935
b = 0.67
c = 1.05
d = 1

y_valP2= numpy.exp((a*T**b)*((z/xkc)-1)**((c/(T-1))+d))

y_valP1= numpy.exp((a*T**b)*((zp1/xkc)-1)**((c/(T-1))+d))
y_valT= numpy.exp((a*T**b)*((ztransi/xkc)-1)**((c/(T-1))+d))
Y_VALE = numpy.exp((a*T**b)*((zp2/xkc)-1)**((c/(T-1))+d))

def ponderacionP2(z):
    return paris2(z)*y_valP2

def ponderacionP1(zp1):
    return paris1(zp1)*y_valP1
def ponderaciontransi(ztransi):
    return recta_trans(ztransi)*y_valT
def ponderacionfin(zp2):
```

```
return paris2(zp2)*Y_VALE
```

```
### GUARDAR CSV
```

```
self.I1x =I1x
```

```
self.I1y = I1y
```

```
self.I2x =I2x
```

```
self.I2y =I2y
```

```
self.xtp2=xtp2
```

```
self.ytp2=ytp2
```

```
self.xkc=xkc
```

```
self.ykc=ykc
```

```
self.xt = xt
```

```
self.YT = YT
```

```
self.kmax_pi = kmax_pi
```

```
self.da_pi = da_pi
```

```
### REPRESENTACION GRAFICAR
```

```
self.ax.plot(x,paris2(x),color='red',linewidth=0.7)
```

```
if YT>I2y:
```

```
    self.ax.plot(x,paris1(x),color='black',linewidth=0.7)
```

```
    trazar_recta([I1x,I1y],[I2x,I2y])
```

```
self.ax.scatter(I2x,I2y,color='#4DFF00',edgecolor='#1D263B'  
                ,zorder=5) # fin de inflexion
```

```
if YT>I2y and xkc>xt:
    trazar_recta([I2x,I2y],[xt,YT])
    trazar_recta([xt,YT],[xtp2,ytp2])

self.ax.scatter(xtp2,ytp2,color='#00F2FF',edgecolor='#1D263B',
               zorder=5) #final transición

self.ax.scatter(xt,YT,color='#FF00D0',edgecolor='#1D263B',
               zorder=5) #inicio transicion

if YT<=I2y:

    trazar_recta([I1x,I1y],[xcham1,ycham1])
    trazar_recta([xcham1,ycham1],[xcham2,ycham2])
    trazar_recta([xcham2,ycham2],[xtp2,ytp2])

self.ax.scatter(xtp2,ytp2,color='#00F2FF',edgecolor='#1D263B',
               zorder=5) #final transición

self.ax.scatter(xcham1,ycham1,color='#4DFF00',edgecolor='#1D263B',
               ',
               zorder=5)

self.ax.scatter(xcham2,ycham2,color='#4DFF00',edgecolor='#1D263B',
               ',
               zorder=5)# fin de inflexion
#plt.scatter(xtp2,ytp2,color='orange')
```

```
if xkc>xtp2:
    trazar_recta([xtp2,ytp2],[xkc,ykc])

self.ax.plot(z,ponderacionP2(z),color='k',linewidth=3)

if xkc<xt:

self.ax.plot(zp1,ponderacionP1(zp1),color='k',linewidth=3)

self.ax.plot(ztransi,ponderaciontransi(ztransi),color='k',
            linewidth=3)

self.ax.plot(zp2,ponderacionfin(zp2),color='k',linewidth=3)
    trazar_recta([I2x,I2y],[xkc,ykc])

    trazar_recta([I0x,I0y],[I1x,I1y])

    #PUNTOS SINGULARES
    #self.ax.scatter(data['x'],
data['y'],color='white',edgecolor='#004BA8')

self.ax.scatter(xkc,ykc,color='red',edgecolor='#1D263B',zorder=5
)

self.ax.scatter(kmax_pi,da_pi,color='#FFFF00',edgecolor='#1D263B
',zorder=5)

self.ax.scatter(I1x,I1y,color='#94C9A9',edgecolor='#1D263B',zord
er=5)

self.ax.scatter(xkc,ykc,color='purple')
```

```
self.ax.set_xlim(100,2000)
self.ax.set_ylim(10e-7,10e-1)

self.ax.set_xlabel('Kmax (MPa·$\sqrt{\text{mm}}$)')
self.ax.set_ylabel('da/dn (mm/ciclo)')
self.ax.set_xscale('log')
self.ax.set_yscale('log')

if self.canvas:
    self.canvas.get_tk_widget().destroy()
    self.canvas = FigureCanvasTkAgg(self.fig,
master=miframe)
    self.canvas.get_tk_widget().grid(row=6, colspan=2)
    self.canvas.draw()
pass

def imprimir_seleccion(self):
    seleccion=StringVar()
    if self.varopcion.get()==1:
        seleccion="T76"
    if self.varopcion.get()==2:
        seleccion="T7651"
    if self.varopcion.get()==3:
        seleccion="T7451"
    if self.varopcion.get()==4:
        seleccion="T7452"
    espesor = self.text3.get()
    carga = self.text4.get()
    self.ensayo.config(text=f"{espesor}/{carga}R/7050-
{seleccion}")
```

**pass**

```
def funciones(self):  
    self.generar_grafica()  
    self.imprimir_seleccion()  
  
    #%% APP  
    root = Tk()  
    root.title("FaGEN")  
    root.iconbitmap('logo.ico')  
    root.geometry('800x800+0+0')  
    root.resizable(height = True, width = True)  
    root.config(bg = "#C3DFE0")  
    #frame  
    miframe = Frame(root,width =800,height =800)  
    miframe.config(bg = "#C3DFE0",relief = "groove",bd =15)  
    miframe.grid(row=0,column=0)  
  
    image = Image.open("eii.png")  
    image = image.resize((100,50),Image.LANCZOS)  
    img = ImageTk.PhotoImage(image)  
  
    interfaz = MiInterfazGrafica(root)  
    root.mainloop()
```



# 7. BIBLIOGRAFÍA

## 7. Bibliografía

### TESIS DOCTORALES

[53] **Martín Romero, José Alberto.** “Análisis Comparativo de Modelos Strip-Yield en Crecimiento de Grietas por Fatiga Aleatoria” Tesis Doctoral, 2015.

### PROYECTOS FIN DE GRADO

[43] **Muñoz, M.**, Efectos del estado de tensiones en el frente de grieta de fatiga modo-I bajo amplitud constante en aluminios Al 7050-T76/T7651/T7451. Análisis de su evolución, 2019.

[44] **Zúñiga, R.**, Estudio, análisis y determinación de los puntos singulares del perfil de velocidad de crecimiento de grietas a fatiga en la aleación de aluminio 7075 (base de datos del programa NASGRO), 2017.

### MANUALES

[52] **NASGRO Reference Manual** (version 6.02), NASA Johnson Space Center and Southwest Research Institute; 2010.

### ARTÍCULOS

[1] **Albert W.A.J.**, Uber treibseile am harz. Archiv fur Mineralogie, Geognosie 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] **Wöhler 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] **Goodman.** The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum.

[6] **Soderberg.** Fretting fatigue crack initiation mechanism.

[7] **Bauschinger, Johann.** Fatigue life predictions including the Bauschinger effect.

[8] **Ewing,** Mixed mode fatigue crack growth.

[9] **Humfrey,** Mechanics of a fatigue crack nucleation mechanism.

[10] **Palmgren A.**, Durability of ball bearing, ADVDI. Col 68, No.14, 1924.

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

[12] **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.

[13] **Griffith** A. A., The phenomena of rupture and flow in solids, Trans. R. Soc. (Lond.), Vol. A 221, pp. 163, 1920.

[14] **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.

[15] **Paris** P. C., The growth of fatigue cracks due to variations in load, Ph. D. Thesis, Leigh University, 1962.

Paris P. C, Donald, J.K., P.C., "An evaluation of  $\Delta K_{eff}$  estimation procedures on 6061-T6 and 2024-73 aluminium alloys. International Journal of Fatigue, vol. 19, S47-S57, 1999.

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.

Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., 1999 Service load fatigue damage- a historical perspective. International Journal of fatigue 21 (1999). S35-S46.

[16] **Erdogan** and F Paris P. C, A critical analysis of crack propagation law, Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol. 85, No. 4, pp. 528, 1963.

[17] **Coffin** L. F., Experimental support for generalized equation predicting low cycle fatigue, Trans. ASME, J. Basic. Engr., Vol 84, No. 4, pp. 537, 1962.

[18] **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.

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

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

[21] **Elber** W., Fatigue crack closure under cyclic tension, engng. Fract. Mech. 2, pp. 37-45, 1970.

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

[22] **Schijve** J., Some formulas for crack opening stress level, Engng. Frature Mech. 14, pp. 461-465, 1981.

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.

Schijve, J. Four lectures on fatigue crack growth. Engineering fracture mechanics, vol. II pp 167-221, Pergamon press, 1978.

Schijve J., The Significance of Flight-Simulation Fatigue Tests, Report LR-466, Delft University of Technology, The Netherlands, 1985.

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.

[23] **Dugdale** D. S., Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 8, No. 2, pp. 100-104, 1960.

Dugdale D.S., Yielding of steel sheets containing clits. J Mech Phys Solids 8:100-4, 1960.

[24] **Laird** C, The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanisms of Fatigue Crack Propagation.

[25] **Broek**, The prediction of fatigue crack growth under flight-by-flight loading.

[26] **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.

[27] **Smith** I.F.C. and Smith R. A., Fatigue crack growth in a fillet joint, Eng. Fract. Mech., 18, pp. 861-869, 1983.

[28] **Wanhill**, R.J.H., Low Stress Intensity Fatigue Crack Growth in 2024-T3 and T351. Engineering Fracture Mechanics, vol. 30, Nº. 2, pp. 233-260, 1988.

[29] **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.

Yamada Y., Lacy T., Newman J.Jr., Smith B.L., Kumar B., Effects of crack closure on fatigue crack-growth predictions for 2024-T351 aluminum alloy panels under spectrum loading. International journal of fatigue 29, p.p. 1503-1509, 2007.

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

[31] **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 21 -22

Skorupa, M., Machniewiicz, 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.

[32] **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.

[33] **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.

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.

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.

Newman, Jr., J. C., "A Crack Opening Stress Equation for Fatigue Crack Growth," *International Journal of Fracture*, Vol. 24, No. 3, March 1984, pp. R131-R135.

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.

Newman, J.C., 1998. An evaluation of the plasticity-induced crack-closure concept and measurement methods. NASA TM 208430; 1998.

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

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.

Newman J. C. Jr., Anagnostou, E. L., Rusk, D., Fatigue and crack-growth analyses on 7075-T651 aluminium alloy coupons under constant- and variable-amplitude loading, vol 62, *International Journal of Fatigue*, pp 133-143, 2014.

[34] Vasudevan, A.K., Sadananda, K., Louat, N. A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomena. *Mater Sci Eng A* 1994; A188

[35] Bowles, C.Q., 1978, The role of environment, frequency and shape during fatigue crack growth in aluminum alloys. Doctoral dissertation, Delf university, 1978.

[36] 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.

[37] 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.

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.

[38] 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.

[39] Donald, J.K, FTA, and Mark James, Alcoa, Private Communication, 2009.

Donald, J.K., Paris, P.C., "An evaluation of  $\Delta K_{eff}$  estimation procedures on 6061-T6 and 2024-73 aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, vol. 19, S47-S57, 1999.

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.

[40] 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.

- [41] **Morris, J.W., Krenn, C.R.**, 1999, Then compatibility of crack closure and  $K_{max}$  dependent models of fatigue crack growth. In. *J. Fatigue* 21, S147-S155. 1999.
- [42] **Camacho, J.D.**, 2009, Diseño y fabricación de una máquina para pruebas de fatiga por carga en voladizo.
- [45] **Fernández de Rucoba, D.**, 2012, Optimización del diseño a fatiga de uniones soldadas a tope y su aplicación al dimensionamiento de soldaduras transversales de torres eólicas.
- [46] **Suárez, F.**, 2013, Estudio de la rotura en barras de acero. Aspectos experimentales y numéricos.
- [47] **Joa, C.**, 2010, Estudio del comportamiento a la fatiga de un acero estructural de tipo SAE 4340 templado y revenido, recubierto por una película de CrN obtenida por un proceso de deposición física en fase vapor asistido por plasma.
- [48] **Valdés, J. A., Coronado, J. J., García, J. I.**, Comparación y estudio de la fractura del cigüeñal de un motor de cuatro cilindros en línea, *Scientia et Technica* Año XII, No. 31, 2006.
- [49] **Moreno, B.**, 2011, Variabilidad en el crecimiento de grietas por fatiga bajo cargas aleatorias.
- [50] **Masuda, K., Ishihara, S., Okane, M.**, 2017, Experimental investigation of thickness effects on fatigue crack closure behavior in Al 7075-T6 alloy,
- [51] **Sun, L., Huang, Y., Huang, X.**, 2022, An Improved Unique Fatigue Crack Growth Rate Curve Model and Determination of the Model Shape Exponents, *Journal of Marine Science and Application*, vol. 21, pp. 104-115.
- [54] **Guo, W., Wang, C.H., Rose, L.R.F.**, The influence of cross-sectional thickness on fatigue crack growth. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Volume 22, Issue 5, pp. 437-444, 1999.
- [55] **Glancey, C. D., Stephens R.R.**, Fatigue crack growth and life predictions under variable amplitude loading for a cast and wrought aluminum alloy. *International Journal of Fatigue* 28 pp. 53–60, 2006.
- [56] **Khan, S. U., Alderliesten, R. C., Schijve, J. and Benedictus, R.** On the fatigue crack growth prediction under variable amplitude loading. In: *Computational & Experimental Analysis of Damage Materials* (Edited by D. G. Pavluo), Transworld Research Network, Kerala, 77–105. ISBN 978-81-7895-308-3, (2007).
- [57] **Machniewicz, T.**, Fatigue crack growth prediction models for metallic materials. Part II: Strip yield model – choices and decisions. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Volume 36, Issue 4, pp. 361-373, 2012.



Firmado:

Jesús Lunas García

79038300L

