



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 DE FIN DE GRADO**

**ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETAS DE FATIGA EN ALEACIÓN  
DE ALUMINIO 7050, CALIDAD T7451. GENERADOR DE ENSAYOS DE  
AMPLITUD CONSTANTE.**

**Grado en Ingeniería Mecánica**

**Autor:** NOEMÍ ORTEGA SUÁREZ

**Tutor:** JOSÉ ALBERTO MARTÍN ROMERO

MÁLAGA, 1 de septiembre de 2023



UNIVERSIDAD  
DE MÁLAGA

Ecuación de crecimiento de grietas de fatiga en  
aleación de aluminio 7050, calidad T7451.  
Generador de ensayos de amplitud constante.

---





## ***Agradecimientos***

A mi querida familia, padres y hermanos, sin vosotros nada de esto hubiera sido posible. Gracias por el apoyo económico, pero sobre todo por el apoyo moral en los momentos de más dificultad en mi carrera, que no han sido pocos. Sin vuestra confianza en mí todo hubiera sido más difícil.

A mi pareja, gracias por haberme acompañado en toda esta etapa, por creer en mí, aunque hasta yo me diera por vencida. No pude tener mejor compañero que tú.

Y, sobre todo, a mi tutor, José Alberto, por convertirse en el gran pilar de este proyecto y transmitirme tantos conocimientos convirtiendo esto en un trabajo de calidad. Su paciencia y dedicación me han permitido crecer como estudiante y futura profesional.

Con cariño y gratitud,

Noemí.



## **OBJETO**

El presente Trabajo de Fin de Grado: “ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETAS DE FATIGA EN ALEACIÓN DE ALUMINIO 7050, CALIDAD T7451. GENERADOR DE ENSAYOS DE AMPLITUD CONSTANTE.” tiene como objetivo principal la exposición de los avances alcanzados a lo largo del curso en el ámbito de estudio de la aleación de aluminio 7050. Específicamente, se focaliza en la creación de una herramienta que muestre la estimación de la ecuación de crecimiento de grietas en probetas sometidas a cargas de amplitud constante, basándose únicamente en dos parámetros de entrada para el material en cuestión: el espesor de la probeta y el régimen de carga.

Este desarrollo se erige como una herramienta de gran utilidad en el campo del diseño de componentes sujetos a fatiga mecánica, ya que permite determinar y prever el comportamiento de cualquier elemento sin requerir la realización previa de ensayos costosos en términos de tiempo y recursos financieros.

Con el propósito de alcanzar este objetivo, se emprendió un proceso que involucró el estudio, el análisis y la identificación de los puntos singulares que definen las propiedades del material mencionado. La obtención de estos puntos resulta esencial, ya que permiten la posterior determinación de las rectas de Paris y zona umbral de la curva de fatiga correspondiente a diversas aleaciones de aluminio.

En el proceso de crecimiento de grieta en un material sometido a un proceso de fatiga, se pueden diferenciar 3 fases:

*Zona umbral.* En esta etapa inicial, se observa una aceleración pronunciada en la velocidad de crecimiento de la grieta.

*Zona intermedia.* Correspondiente a la llamada zona de Paris que se caracteriza por un crecimiento de grieta de tipo lineal.

*Zona final.* En esta última etapa el material vuelve a dejar de comportarse de forma lineal y se produce una aceleración en la velocidad de crecimiento hasta llegar a la rotura catastrófica del material.

## **PALABRAS CLAVE**

Paris 1, Paris 2, Fatiga mecánica, Mecánica de Fractura, Puntos Singulares, Predicción, Transición, Perfil de crecimiento, Pendiente, Caracterización, Grieta, Aluminio, Aleación, Registros, Zona Umbral, Ensayo, Deformación plana, Tensión plana, Generador de ensayos, Estimación.



## **ABSTRACT**

This final grade's project, titled " Fatigue crack growth equation in aluminum alloy 7050, quality T7451. Constant amplitude test generator," aims to present the advances achieved throughout the course in the field of studying aluminum alloy 7050. Specifically, it focuses on creating a tool that provides an estimation of the crack growth equation in specimens subjected to constant amplitude loads, based solely on two input parameters for the material in question: specimen thickness and loading regime.

This development serves as a highly valuable tool in the field of designing components subject to mechanical fatigue, as it allows for the determination and prediction of the behavior of any element without requiring costly preliminary tests in terms of time and financial resources.

To achieve this objective, a process was undertaken that involved studying, analyzing, and identifying the singular points that define the properties of the mentioned material. Obtaining these points is crucial as they enable the subsequent determination of the Paris lines and the threshold zone of the fatigue curve corresponding to various aluminum alloys.

In the crack growth process in a material subjected to fatigue, three phases can be differentiated:

- Threshold Zone: In this initial stage, a pronounced acceleration in crack growth velocity is observed.
- Intermediate Zone: Corresponding to the so-called Paris Zone, characterized by linear crack growth.
- Final Zone: In this last stage, the material ceases to behave linearly, and there is an acceleration in crack growth velocity until catastrophic material failure occurs.

## **KEYWORDS**

Paris 1, Paris 2, Mechanical fatigue, Fracture Mechanics, Singular Points, Prediction, Transition, Growth Profile, Slope, Characterization, Crack, Aluminum, Alloy, Records, Threshold Zone, Test, Plane Strain, Plane Stress, Testing Generator, Estimation.



UNIVERSIDAD  
DE MÁLAGA

Ecuación de crecimiento de grietas de fatiga en  
aleación de aluminio 7050, calidad T7451.  
Generador de ensayos de amplitud constante.

---



# ÍNDICE

## INDICE

<b>1. INTRODUCCIÓN A LA FATIGA</b>	<b>2</b>
1.1 PREÁMBULO	2
1.2 DEFINICIÓN Y TIPOS DE FATIGA	4
1.3 RECORRIDO HISTÓRICO	4
1.4 MÉTODOS DE DISEÑO TRADICIONALES Y ACTUALES	7
1.5 MECÁNICA DE FRACTURA	9
1.5.1 CAMPO DE TENSIONES PRÓXIMO AL VÉRTICE DE LA GRIETA. FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES (K)	9
1.5.2 TAMAÑO DE LA ZONA PLÁSTICA	13
1.6 IDENTIFICACIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETA. CARGAS CÍCLICAS, AMPLITUD CONSTANTE	17
1.6.1 MECANISMOS DE FORMACIÓN Y CRECIMIENTO DE GRIETA	19
1.6.2 PERFIL GENÉRICO DE CRECIMIENTO	24
1.6.3 PERFIL DE CRECIMIENTO PARA ALEACIONES DE ALUMINIO	26
1.7 EFECTO SECUENCIA	28
1.8 CIERRE DE GRIETA. MECANISMOS VINCULADOS AL COMPORTAMIENTO TRANSITORIO.	31
1.8.1 CIERRE DE GRIETA POR PLASTICIDAD	31
1.8.2 BIFURCACIÓN Y DEFLEXIÓN DE GRIETA	33
1.8.3 CIERRE DE GRIETA POR ÓXIDO	33
1.8.4 CIERRE DE GRIETA INDUCIDO POR RUGOSIDAD	34
1.9 FATIGA MECÁNICA EN MATERIALES METÁLICOS. (MODO I)	35
1.9.1 CAMPO EXPERIMENTAL Y DE DISEÑO	35
1.9.2 CAMPO DE ESTUDIO SOBRE EL PROCESO DE CRECIMIENTO DE GRIETA (MECANISMO DE FATIGA)	36
1.9.3 MÉTODOS NUMÉRICOS PARA EL CÁLCULO Y PREDICCIÓN	36
<b>2. MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA</b>	<b>38</b>
2.1.1 VARIABLE DIRECTORA Y VELOCIDADES DE CRECIMIENTO	38
2.1.2 CARACTERÍSTICAS DE TENSIÓN/DEFORMACIÓN EN EL FRENTE DE GRIETA COMO VARIABLE DIRECTORA	39
2.1.3 CIERRE DE GRIETA POR PLASTICIDAD – PICC	39
2.1.4 CIERRE DE GRIETA POR RUGOSIDAD – RRIC	40
2.1.5 MECANISMO MIXTO PICC–RICC COMO VARIABLE DIRECTORA	43
2.1.6 DOBLE VARIABLE DIRECTORA	43
2.1.7 CARACTERIZACIÓN DE VELOCIDADES DE CRECIMIENTO	44
2.1.8 MODELOS DE PREDICCIÓN ANALÍTICOS PARA CARGAS DE AMPLITUD VARIABLE	45
2.1.9 PREDICCIÓN SIN LA CONSIDERACIÓN DEL EFECTO SECUENCIA	47
2.1.10 MODELOS DE PREDICCIÓN EN BASE A LA PLASTIFICACIÓN DEL FRENTE DE GRIETA	47
2.1.11 MODELOS DE PREDICCIÓN	48
<b>3. LA FATIGA EN ALEACIONES DE ALUMINIO 7050</b>	<b>50</b>



<b>3.1</b>	<b>CARACTERÍSTICAS GENERALES DEL ALUMINIO</b>	<b>50</b>
<b>3.2</b>	<b>NOMENCLATURA DEL ALUMINIO</b>	<b>51</b>
<b>3.3</b>	<b>ALEACIÓN 7050</b>	<b>52</b>
<b><u>4. ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETAS DE FATIGA EN ALEACIÓN DE ALUMINIO 7050, CALIDAD T7451. GENERADOR DE ENSAYOS DE AMPLITUD CONSTANTE.</u></b>		<b><u>55</u></b>
<b>4.1</b>	<b>ANTECEDENTES</b>	<b>55</b>
<b>4.2</b>	<b>BASE DE DATOS INICIAL</b>	<b>56</b>
<b>4.3</b>	<b>NOMENCLATURA PARA LOS REGISTROS</b>	<b>60</b>
<b>4.4</b>	<b>HOMOGENEIZACIÓN DE LOS DATOS</b>	<b>61</b>
<b>4.5</b>	<b>ELABORACIÓN DE FICHAS INDIVIDUALES</b>	<b>62</b>
<b>4.6</b>	<b>REGISTROS UTILIZADOS</b>	<b>64</b>
<b>4.7</b>	<b>CÁLCULO DE LA PENDIENTE</b>	<b>68</b>
<b>4.8</b>	<b>PUNTOS SINGULARES</b>	<b>71</b>
4.8.1	HERRAMIENTA PARA EL POSICIONAMIENTO DE PARIS 1 Y PARIS 2	71
4.8.2	PENDIENTE Y PUNTO DE INFLEXIÓN	73
4.8.3	INICIO DE TRANSICIÓN	81
4.8.4	IDENTIFICACIÓN DEL INICIO DEL EFECTO ACELERADOR KC	88
4.8.5	REGISTRO COMPLETO. FICHA Y REPRESENTACIÓN GRÁFICA	91
<b>4.9</b>	<b>CONVERSIÓN A VALORES EFECTIVOS</b>	<b>92</b>
4.9.1	ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETA	92
4.9.2	DETERMINACIÓN DE LOS COEFICIENTES ALFA	95
<b>4.10</b>	<b>RECTA INFERIOR</b>	<b>102</b>
<b>4.11</b>	<b>DESAFECTACIÓN DE EFECTOS KC</b>	<b>105</b>
4.11.1	PROCESO DE DESAFECTACIÓN	105
4.11.2	EXPRESIÓN	109
<b>4.12</b>	<b>GENERADOR DE ENSAYOS</b>	<b>114</b>
4.12.1	PROCEDIMIENTO PARA LA ESTIMACIÓN DE VELOCIDAD DE CRECIMIENTO A PARTIR DEL ESPESOR Y EL RÉGIMEN DE CARGA	114
4.12.2	COMPARACIÓN DE ENSAYOS ESTIMADOS CON REGISTROS REALES	120
<b><u>5. CONCLUSIONES. VÍAS DE DESARROLLO FUTURO</u></b>		<b><u>126</u></b>
<b>5.1</b>	<b>CONCLUSIONES GENERALES</b>	<b>126</b>
<b>5.2</b>	<b>DESARROLLO FUTURO</b>	<b>126</b>
<b><u>6. BIBLIOGRAFÍA</u></b>		<b><u>128</u></b>
<b>6.1</b>	<b>TESIS Y TRABAJOS FIN DE GRADO</b>	<b>128</b>
<b>6.2</b>	<b>ARTÍCULOS</b>	<b>128</b>
<b>6.3</b>	<b>PÁGINAS WEB Y VÍDEOS</b>	<b>132</b>



---

**7. CÓDIGO FUENTE DEL PROGRAMA EN PYTHON**

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 DH Comet 1 BOAC G-ALYP, 1954.....	2
Figura 1.2 Esquema del ensayo de viga rotativa.....	5
Figura 1.3 Diagrama S/N para el acero. Por Hermenegildo Rodríguez Galbarro ( <a href="https://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn217.html">https://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn217.html</a> ) .....	5
Figura 1.4 Criterios principales para el estudio de fatiga.....	6
Figura 1.5 Variación de la amplitud de tensiones en función del número de ciclos. Representando la duración de cada etapa. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	7
Figura 1.6 Formas de apertura de grieta. A) Carga de tracción B) Carga cortante eje x C) Carga cortante eje z. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	10
Figura 1.7 Tensiones locales en las proximidades del vértice de grieta. [1.2] Muñoz Becerra, Martín. ....	11
Figura 1.8 Probetas de geometría a) CT b) M(T) o CCT y c) SSCH. [1.3] Rafael Zúñiga Gutiérrez .....	12
Figura 1.9 Efecto de la zona plástica no considerado. “Conceptos básicos de la fractura “por Raquel Serrano Lledó.....	14
Figura 1.10 Considerado el efecto de la zona plástica en el frente de grieta. “Conceptos básicos de la fractura “por Raquel Serrano Lledó .....	14
Figura 1.11 Deformación y Tensión plana en la zona plástica. “Conceptos básicos de la fractura “por Raquel Serrano Lledó .....	15
Figura 1.12 Variación de forma y tamaño en función del espesor de la zona plástica. “Conceptos básicos de la fractura “por Raquel Serrano Lledó .....	16
Figura 1.13 Zona plástica monotómica y cíclica. “Conceptos básicos de la fractura “por Raquel Serrano Lledó .	17
Figura 1.14 Longitud de grieta en función de Ciclos. “Conceptos básicos de la fractura “por Raquel Serrano Lledó .....	17
Figura 1.15 Crecimiento de longitud de grieta frente $\Delta K$ .....	19
Figura 1.16 Mecanismo propuesto por Wood para formación de grieta. [1.2] Muñoz Becerra, Martín. ....	20
Figura 1.17 Propagación de grieta.....	21
Figura 1.18 Esquema del proceso de plastificación y enromamiento del frente de grieta en la fase II. ....	22
Figura 1.19 Esquema de corte transversal. Proceso de propagación de la grieta. “Comparación y estudio de la fractura del cigüeñal de un motor de cuatro cilindros en línea”, Scientia et Technica Año XII, No 31, Agosto de 2006 UTP. ISSN 0122-1701.....	22
Figura 1.20 Apreciación de marcas de playa en una probeta. ( <a href="http://dualmetalurgia.com/">http://dualmetalurgia.com/</a> ).....	23
Figura 1.21 Estrías vistas desde el microscopio electrónico. ( <a href="http://dualmetalurgia.com/">http://dualmetalurgia.com/</a> ) .....	23
Figura 1.22 Etapas del crecimiento de la grieta.....	24

Figura 1.23 Desplazamiento de la curva frente a $\Delta K$ para varias R. ( <a href="https://www.monografias.com/trabajos82/crecimiento-grieta-fatiga-materiales-ingenieria/crecimiento-grieta-fatiga-materiales-ingenieria2">https://www.monografias.com/trabajos82/crecimiento-grieta-fatiga-materiales-ingenieria/crecimiento-grieta-fatiga-materiales-ingenieria2</a> ) .....	25
Figura 1.24 Senda de crecimiento de grieta para una aleación de aluminio. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	26
Figura 1.25 Aspecto superficial del material a través de las distintas etapas de crecimiento. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	28
Figura 1.26 Crecimiento de grieta tras la sobrecarga. [1.1] José Alberto Martín Romero.....	29
Figura 1.27 Progreso de la velocidad de crecimiento tras la sobrecarga. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	30
Figura 1.28 Velocidad de crecimiento para: a) cargas de amplitud constante, b) tras una sobrecarga, c) sobrecarga seguida de un ciclo de menor $K_{min}$ y d) tras un ciclo de menor $K_{min}$ . . [1.2] Muñoz Becerra, Martín. .....	30
Figura 1.29 Cierre de grieta por plasticidad. Estela plástica.....	32
Figura 1.30 Evolución de la estela plástica con el avance del crecimiento de grieta. . [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	32
Figura 1.31 Zona plástica creada por la sobrecarga. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	33
Figura 1.32 Cierre de grieta inducido por óxido. Por Belén Moreno, University Of Malaga. ( <a href="https://www.researchgate.net/figure/Figura-214-Cierre-de-grieta-inducido-por-oxido_fig6_43550100">https://www.researchgate.net/figure/Figura-214-Cierre-de-grieta-inducido-por-oxido_fig6_43550100</a> ) .....	34
Figura 1.33 Cierre de grieta por rugosidad. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	34
Figura 2.1 Diferencias entre $\Delta K$ y $\Delta K_{ef}$ . [1.3] Rafael Zúñiga Gutiérrez.....	38
Figura 2.2 Cierre de grieta parcial, "crack tip shielding". [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	40
Figura 2.3 Parámetros por Paris y Donald para el cálculo del factor de intensidad de tensiones.....	42
Figura 2.4 Métodos $2/\pi_0$ y $2/\pi$ . para la acotación de la variable directora. [1.3] Rafael Zúñiga Gutiérrez.....	43
Figura 2.5 Ejemplo de ecuación de crecimiento por una expresión única.....	45
Figura 3.1 AL 7050 como material para la ingeniería aeroespacial.....	52
Figura 4.1 Senda de crecimiento de [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	57
Figura 4.2 Obtención de datos en el programa NASGRO para la aleación 7050-T7451.....	58
Figura 4.3 Registros del artículo de Wang [42]. .....	59
Figura 4.4 Procedimiento de extracción de datos en PlotDigitalizer.....	59
Figura 4.5 $\Delta K_{aplicado}$ pasados a valores de $K_{max}$ . [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	61
Figura 4.6 Registro homogeneizado. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.....	62
Figura 4.7 Ficha individual .....	63
Figura 4.8 Conjunto de registros totales AL 7050 .....	64
Figura 4.9 Leyenda de Conjunto de registros totales .....	65
Figura 4.11 Registros T7451.....	66
Figura 4.10 Registros T7452.....	66
Figura 4.12 Registros T7651.....	67
Figura 4.13 Registros T76.....	67

---

Figura 4.14 Ejemplo de pendiente específica de un registro T651. ....	69
Figura 4.15 Cálculo de la pendiente mediante la ponderación de registros. ....	70
Figura 4.16 Pendiente calculada reflejada en el registro. ....	71
Figura 4.17 Herramienta posicionamiento de P1 y P2. ....	71
Figura 4.18 Registro íntegro. ....	72
Figura 4.19 Ajuste mediante el coeficiente de Paris 1 de la pendiente en el registro. ....	72
Figura 4.20 Registro con Paris 1 representado. ....	73
Figura 4.21 Identificación manual del punto de inflexión. ....	74
Figura 4.22 Herramienta para el ajuste de la pendiente de la recta de inflexión. ....	74
Figura 4.23 Nube de puntos de los valores de $K_{m\acute{a}x}$ de todos los PI frente a R. ....	75
Figura 4.25 Nube de puntos de los valores de velocidad de todos los PI frente a R. ....	75
Figura 4.24 Nube de puntos de los valores de pendiente de todos los PI frente a R. ....	75
Figura 4.26 Representación de la regresión calculada de la velocidad sobre su nube de puntos. ....	77
Figura 4.27 Representación de la regresión de la pendiente sobre su nube de puntos. ....	78
Figura 4.28 Coeficientes calculados para la regresión de $K_{max}$ ....	79
Figura 4.29 Representación de la regresión de $K_{m\acute{a}x}$ sobre su nube de puntos. ....	79
Figura 4.30 Estimación del PI sobre ensayo con información de zona umbral. ....	80
Figura 4.31 Estimación del PI sobre ensayo sin información de zona umbral. ....	81
Figura 4.32 Designación de velocidades de inicio de transición y final. (Incluidas en NASGRO y FASTRAN). [g] ..	83
Figura 4.33 Caso genérico de inicio de transición. ....	84
Figura 4.34 Nube de puntos de velocidades a los que se inicia la transición, en función de los espesores. T76 Y T7651. ....	86
Figura 4.35 Nube de puntos de velocidades a los que se inicia la transición, en función de los espesores. T7451	86
Figura 4.37 Regresiones Inicio de Transición. ....	87
Figura 4.36 Regresión lineal T7451. ....	87
Figura 4.38 Regresión lineal T76 y T7651. ....	87
Figura 4.39 Regresión lineal K crítico T7451. ....	89
Figura 4.40 Regresión lineal K crítico T651 y T76. ....	89
Figura 4.41 Inicio EFKC propio. ....	90
Figura 4.42. Inicio EFKC estimado. ....	90
Figura 4.43 Ficha y representación gráfica del registro junto con pendientes de Paris identificadas y puntos singulares. ....	91
Figura 4.44 Explicación gráfica del proceso de conversión de las rectas de Paris a Paris efectivo. ....	93
Figura 4.45 Desplazamiento originado por la conversión a valores efectivos en los datos de un registro. TFG Zúñiga [1.3]. ....	94
Figura 4.46 Representación todos los Paris efectivos. ....	96
Figura 4.47. Localización de coeficientes alfa $d_p$ y $t_p$ y C1 y C2 efectivos en la ficha individual. ....	97

---

<i>Figura 4.48 Tabla resumen con todos los valores necesarios para la elección de los valores de los coeficientes alfa.</i>	98
<i>Figura 4.49 Representación de todos los Paris 1 y 2 efectivos con la combinación elegida para los coeficientes alfa.</i>	99
<i>Figura 4.50 Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T76 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.</i>	100
<i>Figura 4.51 Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T7451 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.</i>	100
<i>Figura 4.52 Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T7651 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.</i>	101
<i>Figura 4.53 Herramienta creada para el posicionamiento de la recta inferior.</i>	102
<i>Figura 4.54 Representación recta inferior para calidad T7451.</i>	103
<i>Figura 4.55 Representación recta inferior para calidad T76.</i>	104
<i>Figura 4.56 Representación recta inferior para calidad T7651.</i>	104
<i>Figura 4.57 Representación recta inferior para calidades T76 y T7651.</i>	105
<i>Figura 4.58 Desviación en el perfil de velocidad debido a EFKC.</i>	106
<i>Figura 4.59 EFKC inicia en Paris 2.</i>	107
<i>Figura 4.60 EFKc inicia en Paris 1, desafectación.</i>	108
<i>Figura 4.61 EFKc inicia en Paris 1, desafectación en espesores de piezas de grandes magnitudes.</i>	108
<i>Figura 4.62 Comparativa en la variabilidad de velocidad.</i>	109
<i>Figura 4.63 Caracterización del efecto ponderador para T7451.</i>	111
<i>Figura 4.64 Agrupación de registros por su espesor. Valores medios.</i>	112
<i>Figura 4.65 Función "FKC" para 7050-T7451</i>	113
<i>Figura 4.66 Paris 1, Paris 2 y recta inferior a partir de sus valores efectivos.</i>	114
<i>Figura 4.67 Identificación del Punto de Inflexión. Corte con Paris 1 y recta inferior.</i>	115
<i>Figura 4.68 . Identificación del Inicio de Transición. Final de Transición (Inicio Paris 2)</i>	116
<i>Figura 4.69 . Proceso de chaflanado en caso particular.</i>	117
<i>Figura 4.70 Chaflán incorporado en el crecimiento de grieta</i>	117
<i>Figura 4.71 Afectación, inicio en P2</i>	118
<i>Figura 4.72 EFKc inicia en Paris 1, afectación.</i>	119
<i>Figura 4.73 Estimación de velocidad de crecimiento de grieta.</i>	120
<i>Figura 4.74 Interfaz FaGEN</i>	121
<i>Figura 4.75 Perfil de crecimiento estimado para 20/0.3R/T7451/C(T)</i>	121
<i>Figura 4.76 Comparativa del ensayo real con la predicción de crecimiento del registro 20/0.3R/T7451/C(T)...</i>	122
<i>Figura 4.77 Comparativa de ensayo real con la predicción de crecimiento. 508/-0.3R/T7451/M(T)</i>	123
<i>Figura 4.78 3.61/-0.23R/T7451 predicción de crecimiento generada.</i>	124



# CAPÍTULO I: INTRODUCCIÓN A LA FATIGA

## 1. INTRODUCCIÓN A LA FATIGA

### 1.1 PREÁMBULO

El 10 de enero de 1954, el vuelo 781 de British Overseas Airways Corporation de Havilland DH.106 Comet, registrado como G-ALYP, despegó desde el Aeropuerto de Roma-Ciampino en Roma. Sin embargo, alrededor de las 10:00 horas de ese día sufriría en pleno vuelo una fuerte descompresión que lo llevaría al colapso. Varios aviones de la serie Comet sufrieron en años anteriores y posteriores incidentes similares. Por un tiempo no se logró descifrar el fallo que los producía ya que aparentemente se cumplían con todos los protocolos de seguridad. En una simulación del accidente que tenía como objeto hallar la causa de éste, se probó que fue la descompresión de la cabina en la ventana del techo de la aeronave la que ocasionó el accidente. El fracaso fue resultado de la fatiga del metal causada por la repetida presurización y despresurización de la cabina del avión con cada vuelo.

En los años en los que se produjeron los accidentes de los aviones serie *Comet*, no se tenía un amplio conocimiento del fallo por fatiga. Lo que hizo quebrar las mentes de muchos ingenieros, ya que, al principio descartaron por completo que la cabina de despresurización hubiera fallado. Ésta había sido diseñada con unos coeficientes de seguridad altos que hacían impensable el fallo. Pese a ello, no se tuvo en cuenta que este tipo de fallo ocurre a niveles de tensión muy por debajo del límite de rotura del material, lo que, junto a su complejidad para predecirla, se convierte en una de las principales causas en fallos mecánicos. Si añadimos que en esa época no se tenían los conocimientos que hoy día, tenemos la respuesta al por qué de tantos accidentes ocurridos en esa época.



Figura 1.1 DH Comet 1 BOAC G-ALYP, 1954.

(R. A. Scholefield Collection)

Los componentes mecánicos que experimentan ciclos de cargas variables en el tiempo por fenómenos tales como: su propio uso, el viento, las mareas... pueden verse afectados por lo que se conoce como fatiga mecánica. Sometido a los esfuerzos mencionados, el material se verá afectado en una primera fase por microgrietas, las cuales irán progresando y cobrando en cada ciclo más importancia hasta llegar a la rotura del material de forma catastrófica. El número de ciclos que el material podrá soportar dependerá de diversos factores, como la concentración de tensiones (entallas), defectos y discontinuidades del material, tratamiento superficial, calidad del material, geometría del material, condiciones ambientales... Incluso dos ensayos que se hayan realizado bajo las mismas condiciones de dos probetas idénticas pueden variar en sus resultados. La variabilidad intrínseca del material hace que aparentemente en condiciones iguales obtengamos distintos resultados debido a la naturaleza aleatoria del daño y propagación de grietas. Es importante tener en cuenta que estos factores interactúan entre sí y pueden variar según el tipo de material, la aplicación y las condiciones específicas de carga. La comprensión de estos factores es crucial para prevenir fallos prematuros y mejorar la vida útil y la seguridad de los componentes sometidos a cargas cíclicas.

En la segunda mitad del siglo XIX, se empezó a saber de este fenómeno con la aparición del ferrocarril. Y desde entonces se ha dedicado mucho esfuerzo y atención en intentar conocer y predecir el comportamiento del material. No sólo es importante para la seguridad de las personas y los procesos, si no también, el desconocimiento en este tema acarrea la evitable sustitución de piezas fracturadas y el sobredimensionamiento en componentes mecánicos que se traduce en pérdidas económicas para las empresas. Aunque se haya avanzado mucho en este campo de conocimiento, los múltiples factores ya mencionados que afectan al suceso hacen que el estudio de fatiga en los materiales no sea algo sencillo para los ingenieros. Siguen abiertas numerosas líneas de investigación como: el desarrollo de nuevos métodos y técnicas de análisis para predecir el comportamiento de los materiales bajo cargas cíclicas, el estudio de los mecanismos de daño y propagación de grietas o el desarrollo de materiales más resistentes a la fatiga entre otros.

Una gran herramienta que nos hace posible estudiarlo son los numerosos ensayos que se han realizado sobre distintos materiales, probetas y espesores a lo largo de los años. En este trabajo en especial ha sido de vital importancia la gran base de datos que incorpora el programa NASGRO, datos de ensayos reales. Gracias a la gran densidad de información que proporciona, nos es posible buscar un modelo que represente el comportamiento general del material a partir simplemente de su espesor y régimen de carga.

Como conclusión de este preámbulo, quiero recalcar que el estudio de la fatiga mecánica es fundamental para mejorar la seguridad y confiabilidad de numerosas aplicaciones industriales, desde aviones y automóviles hasta puentes y dispositivos médicos, entre otros. Además, con el desarrollo de nuevos materiales y tecnologías, la investigación en fatiga

mecánica sigue siendo relevante y crucial para seguir avanzando en la ingeniería y en la ciencia de los materiales.

## 1.2 DEFINICIÓN Y TIPOS DE FATIGA

En el ámbito de la ingeniería, el concepto de fatiga se refiere a la fractura de un material causada por la repetición constante de tensiones o deformaciones que están por debajo de su límite de rotura. Este proceso implica la aparición y propagación de grietas en el material que eventualmente llevan al fallo de constituyente, habitualmente, de forma catastrófica.

Este fenómeno puede manifestarse de diversas maneras. Por ejemplo, puede deberse a fluctuaciones en la carga a la que está sometido el componente, lo que se conoce como **fatiga mecánica**. También puede ocurrir cuando el material está expuesto a altas temperaturas, en lo que se conoce como **creep-fatiga**. Además, hay casos en los que la fatiga se origina debido a la combinación de descargas cíclicas y temperaturas fluctuantes, lo que se denomina **fatiga termomecánica**.

Asimismo, ambientes químicamente agresivos pueden contribuir al fenómeno **corrosión-fatiga**. Por último, la fatiga también puede resultar de acciones repetitivas asociadas a contactos con rozamiento entre materiales, denominándose **fretting fatigue**.

En todos estos casos, el resultado es el mismo: la formación de grietas y la eventual rotura del material, lo que puede tener graves implicaciones para la integridad y el rendimiento de los componentes y estructuras en aplicaciones de ingeniería.

## 1.3 RECORRIDO HISTÓRICO

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

Posteriormente, en 1843, Rankine [2] identificó las características distintivas de la fractura por fatiga y señaló los riesgos de los concentradores de tensión en componentes de máquinas. La apariencia cristalina de la superficie de fractura llevó a la creencia de que la rotura por fatiga se debía a la cristalización de los metales debido a las vibraciones de los elementos en servicio.

Con el auge del ferrocarril, el interés en el estudio de la fatiga creció. Entre 1852 y 1870, Wöhler [3] llevó a cabo los primeros estudios sistemáticos de ensayos de flexión rotativa en ejes de ferrocarril. Observó que la resistencia de los ejes de acero sometidos a cargas cíclicas era significativamente menor que su resistencia estática.

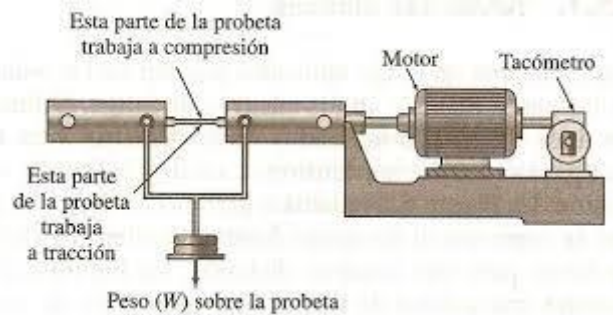


Figura 1.2 Esquema del ensayo de viga rotativa.

“Diseño y fabricación de una máquina para pruebas de fatiga por carga en voladizo”, por Jaime David Camacho Amado.

El trabajo de Wöhler permitió la caracterización del comportamiento a fatiga basado en las curvas de amplitud de tensiones frente al número de ciclos de carga hasta la rotura, introduciendo el concepto de límite de fatiga al demostrar que las aleaciones de hierro presentaban un límite de tensión por debajo del cual no se producía la rotura.

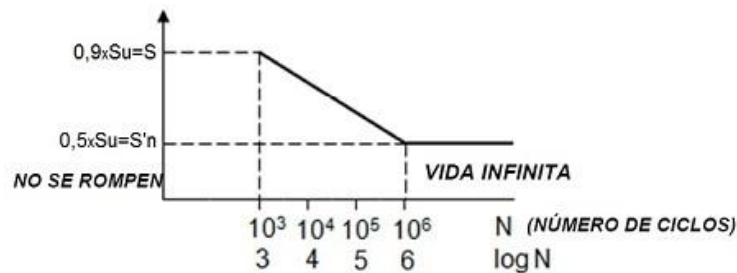


Figura 1.3 Diagrama S/N para el acero. Por Hermenegildo Rodríguez Galbarro (<https://ingemecanica.com/tutorialsemanal/tutorialn217.html>)

Posteriormente, en 1874, Gerber [4] proporcionó los primeros métodos para el diseño a fatiga con cálculos de vida a fatiga para diferentes niveles medios de la tensión cíclica. Luego, Goodman [5] y Soderberg [6] aportaron expresiones similares para abordar el problema. En 1886, Bauschinger [7] destacó que el límite elástico de metales sometidos a cargas cíclicas y el correspondiente a cargas estáticas podía ser diferente.

En 1903, Ewing [8] y Humfrey [9], utilizando el microscopio óptico, observaron la formación de líneas y bandas de deslizamiento que generaban microgrietas en el material.

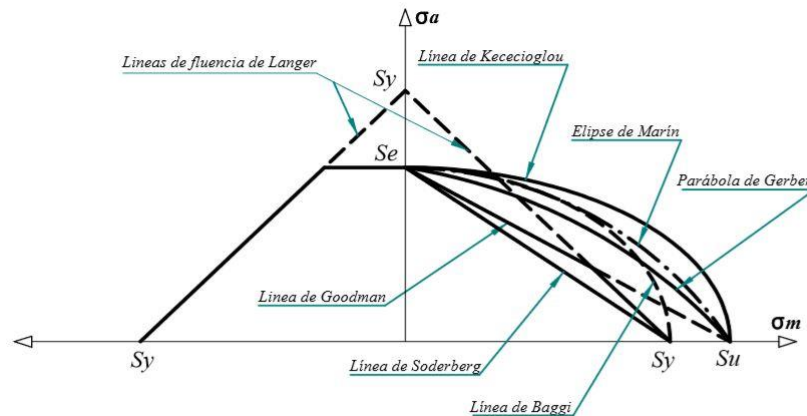


Figura 1.4 Criterios principales para el estudio de fatiga.  
[1.2] Muñoz Becerra, Martín.

A lo largo de la primera mitad del siglo XX, se realizaron investigaciones que relacionaron la resistencia a fatiga con la geometría y el tamaño de las piezas, el acabado superficial, las condiciones ambientales y la estructura metalográfica. Estos estudios permitieron el desarrollo de modelos de daño acumulado, como los de Palmgren [10] y Miner [11], para predecir el fallo por fatiga. Asimismo, se abordó el tratamiento cuantitativo de la fractura frágil con el análisis de tensiones de Inglis [12] y el concepto energético de Griffith [13].

En 1957, los trabajos de Irwin [14] mostraron que la amplitud de la singularidad frente a una grieta podía expresarse en términos del factor de intensidad de tensiones " $K$ ". Esto representó un avance significativo hacia la caracterización del fallo por fatiga. Posteriormente, Paris [15] y Erdogan [16] indicaron que el crecimiento de grieta por ciclo ( $da/dN$ ) podía relacionarse, bajo cargas de amplitud constante, con el rango del factor  $K$ , lo que contribuyó al estudio del crecimiento de grietas en fatiga.

En la década de los 60, Coffin [17] y Manson [18] establecieron que las deformaciones plásticas eran responsables del daño en el material y propusieron una relación empírica entre el número de inversiones de carga hasta rotura y la amplitud de la deformación plástica.

En esos años, también se desarrollaron modelos conceptuales y cuantitativos para obtener la resistencia de los materiales al crecimiento de grietas, así como para comprender los efectos de secuencia o de interacción debido a la irregularidad de la carga. Diversos trabajos experimentales demostraron que la aplicación de una sobrecarga originaba una velocidad de crecimiento en los ciclos posteriores a ella mucho menor que si no se aplicaba. Entre los modelos analíticos propuestos para contemplar dicho efecto destacan los aportados por Wheeler [19] y Willemborg [20].

En 1970, los resultados experimentales de Elber [21] mostraron que la grieta podía permanecer cerrada incluso bajo tensiones cíclicas de tracción debido a la plastificación producida en el borde de la grieta. Esta observación implicó que la velocidad de crecimiento

de la grieta debería determinarse no solo por el valor nominal del rango del factor  $K$ , sino también por un valor efectivo que tuviera en cuenta el cierre de grieta. Investigaciones adicionales sugieren que el cierre de grieta puede ser inducido por otros factores mecánicos, microestructurales y ambientales, actuando de manera aislada o combinada.

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

### 1.4 MÉTODOS DE DISEÑO TRADICIONALES Y ACTUALES

Conforme se ha ido avanzando en el conocimiento de la fatiga se han ido perfeccionando sus métodos de diseño. Pero siempre los objetivos principales han sido los mismos: en primer lugar, entender el fenómeno de la fatiga, y en segundo, proporcionar a los ingenieros un método de diseño fiable con el que trabajar. Al estudiar los daños que ocurren en materiales sometidos a fatiga, se pueden diferenciar tres etapas en su evolución:

- (1) iniciación o nucleación de grietas pequeñas,
- (2) crecimiento estable de dichas grietas, e
- (3) inestabilidad estructural que lleva al fallo catastrófico.

Sin embargo, solo se presta especial atención a las dos primeras etapas, ya que la última, el crecimiento inestable hasta la rotura suele tener un impacto insignificante en la vida total del componente.

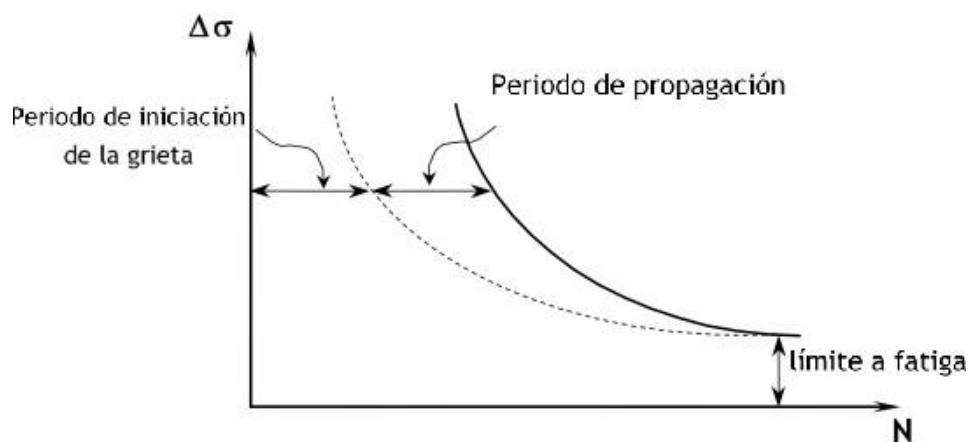


Figura 1.5 Variación de la amplitud de tensiones en función del número de ciclos. Representando la duración de cada etapa. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

En una primera fase de iniciación, las microgrietas crecen y se fusionan hasta formar grietas dominantes que, si siguen creciendo, pueden llevar a la rotura catastrófica.

Durante el cálculo de la vida a fatiga en la etapa de propagación de la grieta, se suele utilizar la mecánica de fractura, asumiendo que se conoce el tamaño inicial de la grieta. En componentes sin defectos, estos principios solo son aplicables para calcular la etapa de propagación. No obstante, para aquellos componentes reales que tienen desperfectos (como inclusiones, defectos porosos, imperfecciones en el acabado...), es posible asumir un tamaño inicial de grieta. Es importante destacar que uno de los mayores desafíos para definir el comportamiento es establecer la transición entre la etapa de iniciación y la de propagación.

La vida total de una pieza a fatiga se determina con el número de ciclos requeridos para iniciar la grieta y los ciclos necesarios para propagarla de manera estable hasta alcanzar su tamaño final. En la figura anterior se observa que, para variaciones de tensiones bajas, la mayor parte de la vida del componente se da en la etapa 1 de iniciación de grieta. Por otro lado, con unas variaciones más altas de tensión tendríamos el caso contrario, se vive en la zona de propagación.

Los enfoques tradicionales de diseño a fatiga describen la vida total considerando el rango de tensiones o deformaciones cíclicas. Aquellos procedimientos basados en las curvas de Wöhler (también llamadas curvas S-N) proporcionan resultados válidos cuando se calcula la vida para situaciones en las que tenemos un número infinito de ciclos o para un alto número de ellos, las tensiones son bajas y el material se deforma principalmente de forma elástica. Como mencioné antes y viendo en la gráfica, para esa situación nos encontraríamos en la etapa de iniciación de grieta. Las curvas de las que hablamos se obtienen mediante ensayos realizados en probetas pequeñas sin entallar, donde el material pasa su vida en la etapa de iniciación. Sin embargo, en el caso de la estructura del material real, esta etapa suele ser más corta debido a la presencia inicial de imperfecciones. Por lo que siguiendo esta metodología se podrían obtener un resultado de vida a fatiga mayor que lo que realmente es.

Por otro lado, los métodos basados en rangos de deformaciones son aplicables principalmente para la predicción cuando tenemos un bajo número de ciclos. Es relevante mencionar que estos métodos no diferencian entre las fases de nucleación y crecimiento de la grieta.

Los métodos predominantes para evaluar la vida útil bajo fatiga, distinguiendo entre la nucleación y el crecimiento, se fundamentan en abordar ambas etapas con criterios diferentes. En la fase de nucleación, se tienen en cuenta las tensiones o deformaciones generadas en la zona más solicitada de la pieza, mientras que para el crecimiento se emplea la mecánica de fractura. Un cálculo efectuado bajo estas circunstancias se acerca más a los fenómenos físicos que ocurren durante el proceso de fatiga, lo que potencialmente aumenta la probabilidad de obtener predicciones más confiables.

Uno de los métodos más destacados para calcular la vida en la etapa de nucleación es conocido como "método de las deformaciones locales". Este enfoque se fundamenta en determinar los niveles de tensión y deformación que se generan en la región del fondo de la entalla, calculados a partir de las tensiones nominales. Se asume que estas condiciones locales

pueden estar vinculadas con las curvas  $\epsilon$ -N obtenidas mediante ensayos en pequeñas probetas sin entallas, sometidas a cargas cíclicas de amplitud constante. En otras palabras, se aproxima que la vida de nucleación de un componente con entalla es similar a la vida total de una probeta lisa, siempre que ambas estén sometidas a la misma secuencia de tensiones y deformaciones presentes en el fondo del concentrador.

Los métodos modernos de diseño que emplean la mecánica de fractura se fundamentan en una filosofía de “tolerancia al daño”. La hipótesis esencial es que en todos los componentes estructurales se asume la presencia intrínseca de defectos, y la vida útil bajo fatiga se define como el número de ciclos necesarios para la propagación de una grieta dominante desde su tamaño inicial hasta alcanzar una magnitud crítica. En consecuencia, el diseño se centra no en impedir la generación de la grieta, sino en establecer hasta qué grado el defecto puede ser aceptado, o si, en cambio, es necesario reemplazar la pieza antes de que rompa de forma catastrófica.

## 1.5 MECÁNICA DE FRACTURA

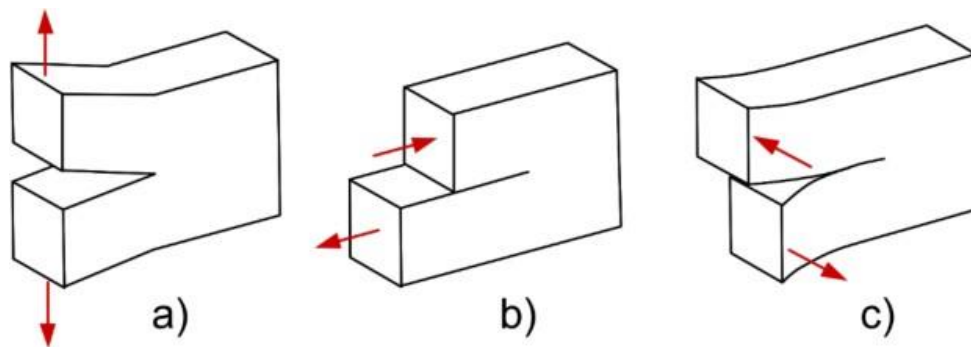
La mecánica de fractura es un campo perteneciente a la mecánica de sólidos deformables que se enfoca en investigar la estabilidad estructural de los materiales. Su principal objetivo es estudiar cómo se forman y propagan las grietas o defectos en dichos materiales, al mismo tiempo que analiza las condiciones de tensión que surgen debido a la concentración de tensiones provocada por esos defectos. Para comprender la aplicación de la teoría es necesario el estudio de tensiones alrededor del vértice.

### 1.5.1 CAMPO DE TENSIONES PRÓXIMO AL VÉRTICE DE LA GRIETA. FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES (K)

La Mecánica de Fractura Elástica Lineal (por sus siglas, MFEL) se utiliza para relacionar cómo las tensiones cercanas a una grieta se vinculan con las tensiones aplicadas remotamente al componente agrietado, así como el tamaño, forma y propiedades del material de la grieta. Este enfoque se fundamenta en la aplicación de la teoría de la elasticidad a cuerpos con grietas o defectos. Las hipótesis utilizadas en la elasticidad también se aplican en la MFEL, como pequeños desplazamientos, homogeneidad del material y la relación lineal entre tensiones y deformaciones. Sin embargo, en la realidad sabemos que el material no es homogéneo.

Para validar el uso de la hipótesis de homogeneidad, es esencial evaluar la relación entre el tamaño de la grieta y las dimensiones microestructurales del material. Al verificar que el tamaño de la grieta es considerablemente mayor que el de la microestructura, podemos justificar la aplicación de esta hipótesis y, por consiguiente, utilizar la mecánica de fractura durante la etapa de crecimiento de la grieta. En otras palabras, al tener una grieta mucho más grande (órdenes superiores) que las características microscópicas del material, es válido emplear la mecánica de fractura para estudiar el comportamiento de la grieta a medida que crece.

Según el estudio del material bajo estas hipótesis, se pueden diferenciar tres formas de progreso de grietas, las cuales dependen principalmente de la dirección de la carga que se esté aplicando. En la *Figura 1.6* podemos observar un esquema de la explicación. Generalmente el modo a) que corresponde a una carga de tracción es el que habitualmente se produce en roturas por fatiga siendo los modos con cargas cortantes menos frecuente. No obstante, se puede dar el caso de combinación de estos modos de desplazamiento de grieta.



*Figura 1.6 Formas de apertura de grieta. A) Carga de tracción B) Carga cortante eje x C) Carga cortante eje z. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.*

El análisis elástico para cualquiera de estas formas de apertura de grieta establece que las tensiones locales en las proximidades del vértice de grieta siguen la siguiente expresión:

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

Donde:

- $r$  y  $\theta$  las coordenadas cilíndricas de un punto cualquiera respecto al borde de la grieta.
- $K_I$ , factor de intensidad de tensiones en modo de apertura 1. Depende de la conformación de la grieta, sus dimensiones y el tipo de carga.

En la *Figura 1.7* se representan las tensiones locales en el borde de grieta.

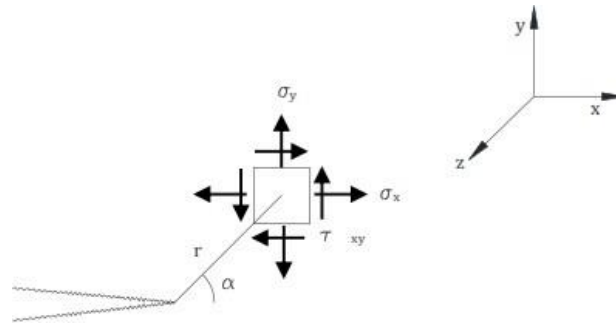


Figura 1.7 Tensiones locales en las proximidades del vértice de grieta. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

El factor de intensidad de tensiones,  $K_I$ , tiene como expresión:

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

Donde:

- $\sigma$ , tensión aplicada.
- $a$ , longitud de grieta.
- $f(a)$ , factor corrector dependiente de la geometría de la grieta y probeta.

Un ejemplo de este factor es el de la ecuación 1.3. Ha sido extraído de los libros de referencia bibliográficos y corresponde a una probeta de geometría "CT" (Figura 1.8).

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

Siendo  $\alpha = \frac{a}{W}$  siempre que se cumpla que  $\frac{a}{W} \geq 0.2$

La presencia de una singularidad en  $r = 0$  en las tensiones locales alrededor de la grieta resulta en tensiones infinitas cuando la distancia es nula. Cuando la tensión supera el límite elástico del material, éste empezará a deformarse plásticamente, y se formará una región plástica en las proximidades del borde de la grieta. Para que las hipótesis de la MFEL sigan siendo aplicables, es necesario que las dimensiones de la zona plástica sean pequeñas en comparación con las de grieta y el tamaño del componente agrietado en su totalidad.

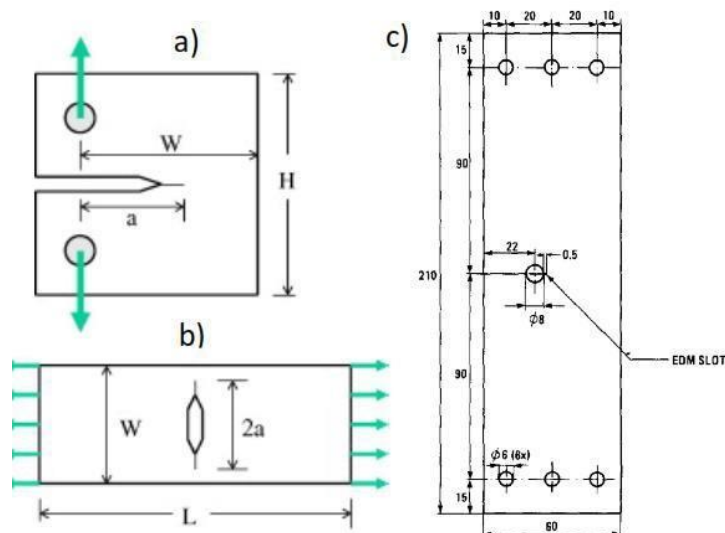


Figura 1.8 Probetas de geometría a) CT b) M(T) o CCT y c) SSCH. [1.3] Rafael Zúñiga Gutiérrez

Según la definición de Schijve [22], la "zona dominada por K" se refiere a una región donde el valor de K es un indicador significativo del campo de tensiones. En otras palabras, esta zona se encuentra lo suficientemente cerca del borde de la grieta para verse fuertemente influenciada por el efecto concentrador de la grieta, pero también lo suficientemente lejos para que los efectos de la deformación plástica tengan un impacto marginal en la distribución de tensiones que está representada por el valor de K.

La extensión de K en los estudios de fatiga se debe principalmente a dos motivos fundamentales: su alta correlación con el crecimiento de grietas durante un ciclo de carga y su relativa simplicidad en términos de formulación y cálculo. Schijve [22] reconoce ambas ventajas, pero siempre ha sido cauteloso al señalar que K no explica el proceso en sí mismo. No obstante, lo considera el mejor recurso disponible para predecir el crecimiento de grietas por fatiga, utilizando el argumento de la aproximación por similitud: cuando se aplican condiciones similares (misma K y ambiente) a un sistema idéntico (mismo material en el frente de la grieta), se provocarán efectos similares. En resumen, K es una herramienta valiosa para predecir el crecimiento de grietas por fatiga debido a su relación cercana con el fenómeno, aunque no provea una explicación detallada del proceso en sí.

### 1.5.2 TAMAÑO DE LA ZONA PLÁSTICA

Se puede realizar una aproximación inicial de la zona plástica al analizar la tensión  $\sigma_y$  en la línea de la grieta ( $\theta=0$ ), considerando que la zona plastificada está determinada por  $\sigma_y = \sigma_e$ . Bajo la premisa de que el material presenta un comportamiento elasto-plástico perfecto y en un escenario de tensión plana, es posible obtener la expresión siguiente:

Basándonos en la premisa de que el material exhibe comportamiento elasto-plástico ideal y considerando el escenario de tensión plana, podemos deducir la siguiente formulación:

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

De este modo, es factible 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 ecuación se deriva bajo la suposición de que la región plástica no ejerce influencia sobre las propiedades del material ni sobre su patrón de tensiones. No obstante, en una situación real, esta premisa se desvanece, dado que la zona plástica sí ejerce un efecto, resultando en un incremento del radio plástico. De esta manera, las fórmulas revisadas adquieren la siguiente forma:

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

Dugdale [23], propuso en su estudio una aproximación que se asemejaba bastante a un caso real.

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

A continuación, se presenta una comparación entre la consideración de la región plástica y su omisión, ilustrando cómo influye en la distribución de tensiones.

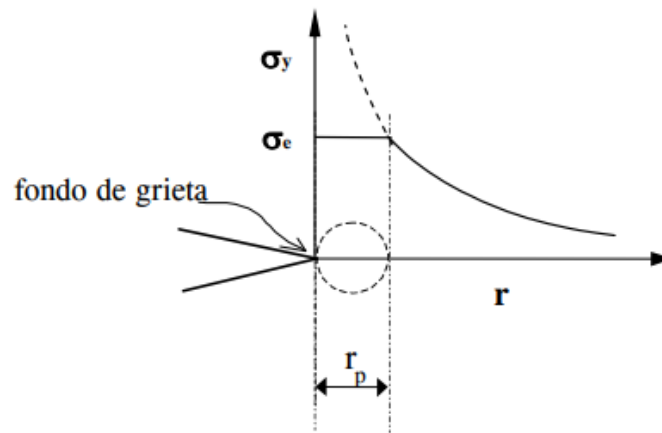


Figura 1.9 Efecto de la zona plástica no considerado. "Conceptos básicos de la fractura" por Raquel Serrano Lledó

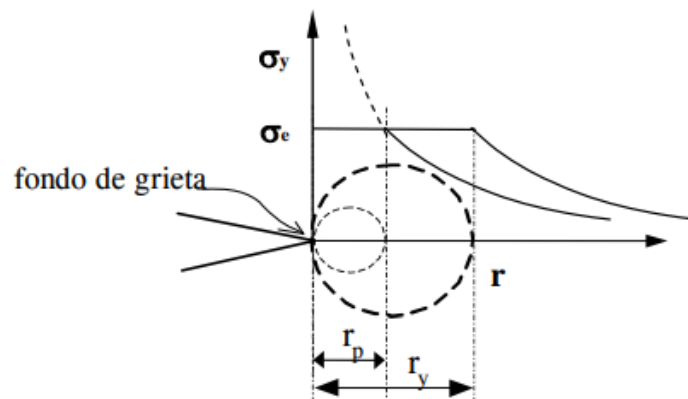


Figura 1.10 Considerado el efecto de la zona plástica en el frente de grieta. "Conceptos básicos de la fractura" por Raquel Serrano Lledó

La delimitación de la región plástica se logra al examinar la distribución de tensiones en relación con el ángulo  $\theta$ , empleando los criterios de plastificación desarrollados por Von Mises. La representación de la zona plástica tomará la forma que se presenta a continuación:

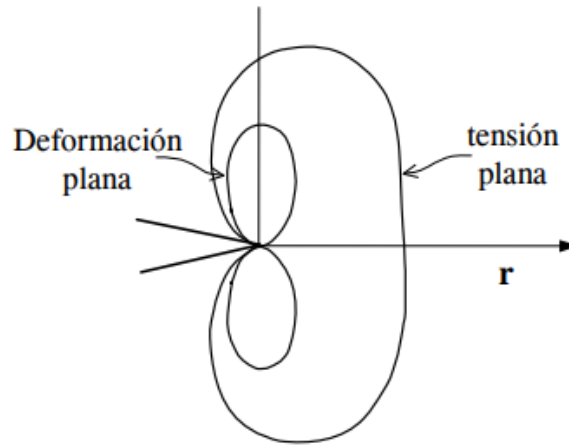


Figura 1.11 Deformación y Tensión plana en la zona plástica. "Conceptos básicos de la fractura" por Raquel Serrano Lledó

Para calcular los valores de las tensiones principales  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  y  $\sigma_3$  del campo de tensiones en el modo I, se utilizan las siguientes formulaciones:

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

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

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

La plastificación ocurrirá conforme a la aplicación del criterio de Von Mises cuando  $\theta = 0$  en una situación de deformación plana:

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

Si se toma en cuenta un coeficiente de Poisson  $\nu = 1/3$ , esto sugiere que la plastificación ocurre cuando  $\sigma_1$  alcanza  $3 \sigma_e$ . En consecuencia, el factor de constricción adquiere un valor de 3. Como resultado, se deduce que la magnitud de la deformación plana corresponde a una novena parte del valor de la tensión plana:

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

Considerando valores de  $\alpha = 1$  para la situación de tensión plana y  $\alpha = 3$  en el caso de deformación plana.

En probetas con espesores finitos, el campo de tensiones en la superficie exhibe condiciones de tensión plana. A medida que el espesor aumenta, se observa un incremento en la triaxialidad, lo cual induce una aproximación hacia un estado de deformación plana. Sin embargo, el valor obtenido para  $\alpha = 3$  podría subestimar la extensión de la zona plástica en una probeta con espesor finito. En respuesta a esta inquietud, Irwin [14] propuso un valor de  $\alpha = 1.73$ , que se posiciona como un término intermedio entre ambos valores.

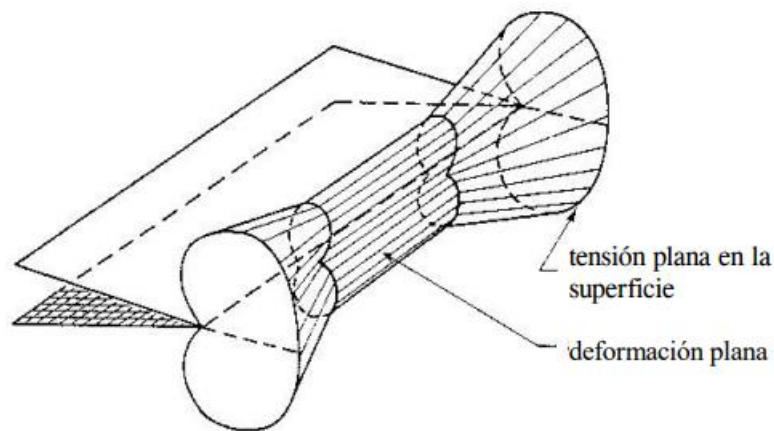


Figura 1.12 Variación de forma y tamaño en función del espesor de la zona plástica. "Conceptos básicos de la fractura" por Raquel Serrano Lledó

Es esencial considerar igualmente la respuesta del material durante la descarga, dado que estamos inmersos en un proceso caracterizado por tensiones cíclicas. En el momento de la descarga, se desencadena un flujo plástico en dirección opuesta, generando tensiones residuales que ejercen una compresión sobre la región. Surge entonces una nueva área plástica designada como "zona plástica cíclica", con dimensiones equivalentes a la cuarta parte de la zona plástica en un contexto monótono.

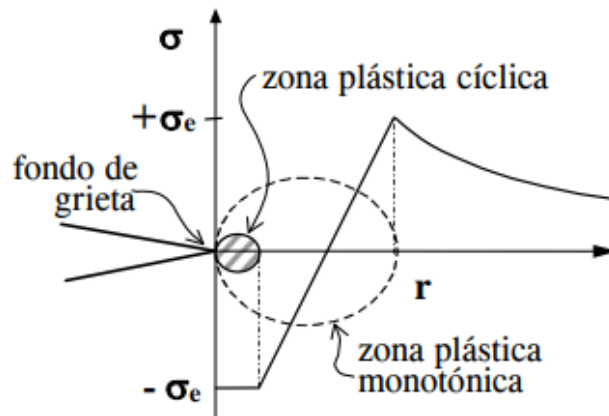


Figura 1.13 Zona plástica monotónica y cíclica. "Conceptos básicos de la fractura"  
"por Raquel Serrano Lledó

## 1.6 IDENTIFICACIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETA. CARGAS CÍCLICAS, AMPLITUD CONSTANTE

En cada ciclo, la grieta experimentará un aumento en su dimensión, que se medirá en incrementos de longitud por ciclo o  $da/dN$ . La velocidad de crecimiento en diferentes condiciones de carga se determina experimentalmente al medir el cambio en la longitud de la grieta después de una serie de ciclos.

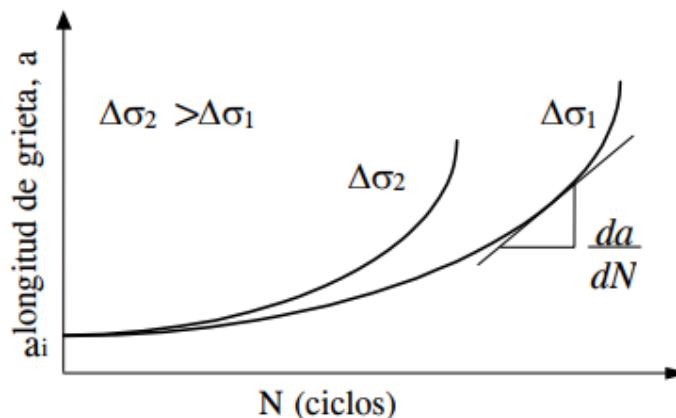


Figura 1.14 Longitud de grieta en función de Ciclos. "Conceptos básicos de la fractura"  
"por Raquel Serrano Lledó

Durante la década de los 60, investigaciones experimentales condujeron al desarrollo de leyes para estimar la velocidad de propagación de la grieta basándose en la longitud de la misma o en el intervalo de tensiones aplicado,  $\Delta\sigma$ :

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

C, m y n son constantes halladas de forma experimental.

Con el paso del tiempo, los avances en la mecánica de la fractura perfeccionaron la evaluación de la velocidad. En este sentido, Paris [15] propuso que para cambios cíclicos en el campo de tensiones aplicadas, la determinación de la velocidad de propagación de la grieta se fundamenta en el cálculo del factor de intensidad de tensiones, el cual se calcula con base en la MFEL.

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

Kmax y Kmin representan los valores máximos y mínimos del factor de intensidad de tensiones, respectivamente. Estos valores, a su vez, están influenciados por la longitud de la grieta y la configuración geométrica de la muestra utilizada.

Supongamos un caso de probeta simple y grieta central:

$$K_{max} = Y\sigma_{max} \sqrt{\pi a} \quad K_{min} = Y\sigma_{min} \sqrt{\pi a} \quad (1.13)$$

$$\Delta K = Y\Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad \Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$$

Donde:

- a, longitud de grieta.
- W, ancho de probeta.
- Y, factor geométrico que depende de los parámetros a y w.
- $\sigma_{max}$  y  $\sigma_{min}$ , valores máximos y mínimos de tensión en el ciclo.

Paris también estableció una relación con  $\Delta K$ :

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

“C” y “m” son constantes calculadas en función de la frecuencia del ciclo, factores ambientales y régimen de carga “R”:

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

La ecuación 1.14 es conocida como la Ley de Paris, una formulación que refleja una relación lineal entre el logaritmo de  $da/dN$  y el logaritmo de  $\Delta K$ . Esta ley caracteriza el crecimiento sostenido de la grieta en una forma lineal, presentando una rápida aceleración en su velocidad para valores extremadamente bajos o altos de  $\Delta K$ . En la mayoría de los materiales, la variación de  $da/dN$  en función de  $\Delta K$  exhibe un comportamiento similar al ilustrado en la figura 1.12 en una escala logarítmica. En esta representación, es discernible la presencia de tres áreas distintas de propagación o regiones: la región de umbral, la región II, también conocida como la región de Paris, y la región III que denota un crecimiento veloz de propagación. Más adelante se profundizará en estas etapas.

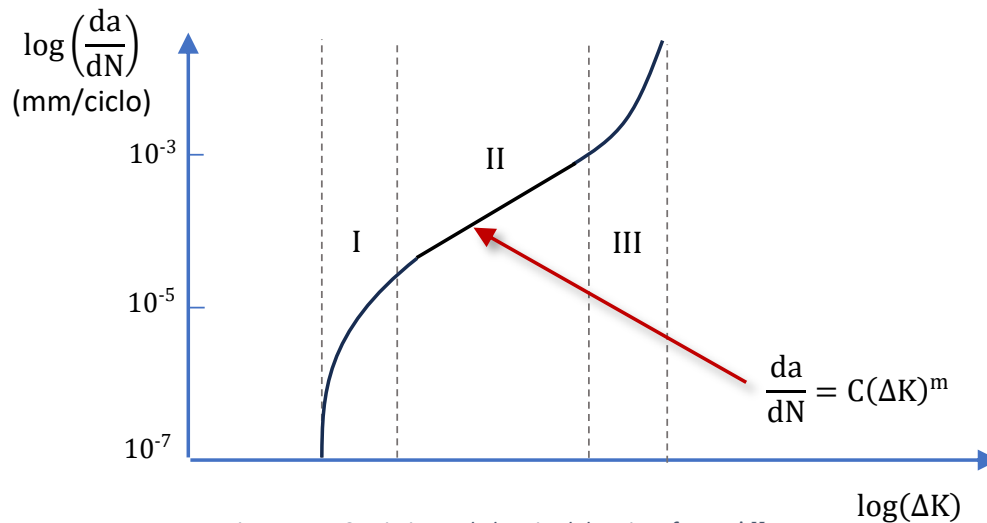


Figura 1.15 Crecimiento de longitud de grieta frente  $\Delta K$

### 1.6.1 MECANISMOS DE FORMACIÓN Y CRECIMIENTO DE GRIETA

Podríamos establecer la definición de vida a fatiga,  $N_f$ , como la combinación del total de ciclos que la muestra resiste durante la etapa de generación inicial de la grieta,  $N_i$ , y aquellos ciclos requeridos para que la grieta se propague,  $N_p$ :

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

Las grietas comúnmente emergen inicialmente en la superficie debido a la acumulación de deformación plástica en áreas donde existen concentraciones de tensiones, como chaveteros o rayas superficiales. En esencia, la geometría del material ejerce una influencia directa sobre la concentración de tensiones.

En el caso de materiales policristalinos, en los cuales los planos de las partículas presentan una disposición aleatoria, las grietas tienden a surgir en la orientación que resulta menos favorable. Precisamente, esta orientación se caracteriza por situar los planos en proximidad máxima a la dirección de la máxima tensión cortante.

Conforme el número de ciclos aumenta, emergen nuevos planos desfavorables debido al desplazamiento de las dislocaciones que se ajustan a las nuevas deformaciones plásticas.

En consecuencia, se origina una región de deslizamiento que progresivamente concentra un mayor número de planos, generando extrusiones en la superficie de la grieta. Estas extrusiones son resultado de los desplazamientos cíclicos que engendran pequeñas prominencias en la superficie de la pieza.

Las imperfecciones de la superficie forman en el material puntos entrantes de tensión que desencadenan la creación de grietas. Éstas, se propagan en concordancia con los planos de deslizamiento y en dirección paralela al plano que presenta la máxima tensión cortante como se puede apreciar en la figura 1.16.

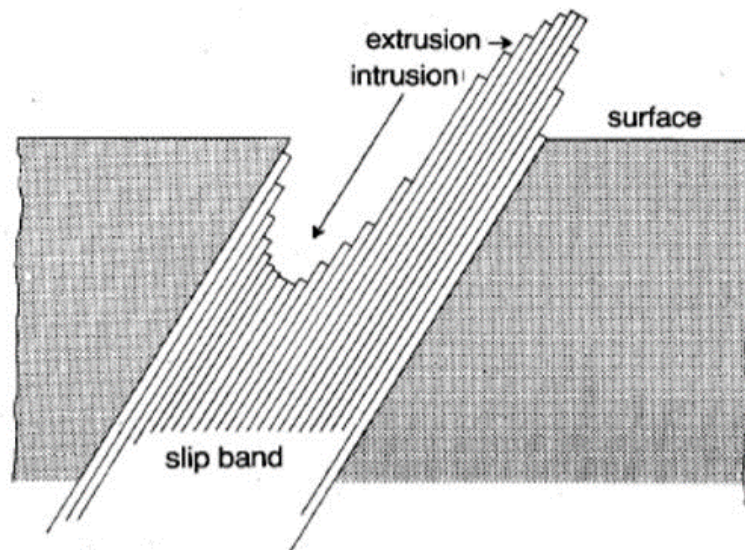


Figura 1.16 Mecanismo propuesto por Wood para formación de grieta. [1.2]  
Muñoz Becerra, Martín.

Después de la nucleación, la grieta se propaga de forma gradual, esta es la "etapa 1" de crecimiento. La duración de esta primera fase puede variar según el tipo de muestra y el nivel de tensiones aplicadas. En situaciones con tensiones elevadas, las irregularidades favorecen la aceleración de esta etapa, reduciendo su duración. En los metales con estructura policristalina, en esta etapa, las fisuras se extienden únicamente a través de varios granos.

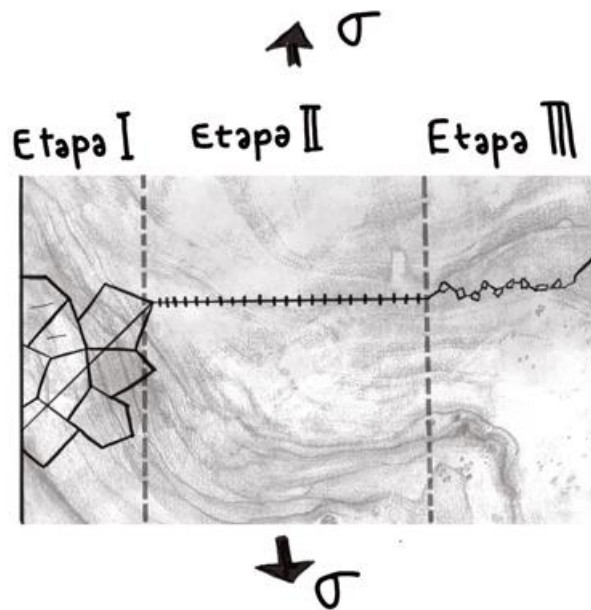


Figura 1.17 Propagación de grieta.

Tras concluir la "etapa 1", sigue la fase de propagación, también conocida como "etapa 2", en la cual la velocidad de crecimiento de la grieta experimenta un incremento notable. Un aspecto fundamental de esta etapa radica en que se verifica un cambio en la dirección de propagación de la fisura, que eventualmente se orienta perpendicularmente a la dirección de la tensión aplicada. Laird [27] formuló un modelo de propagación de grieta para la etapa II, fundamentado en el enroscamiento del frente de grieta. Si el campo de tensiones en el frente de grieta experimenta esfuerzos de compresión y ocasiona un cierre parcial, esto conlleva a una propagación incremental de la fisura en cada ciclo. Al inicio del ciclo de tensión, el extremo de la fisura adopta una forma similar a la de una doble entalla afilada (a). Al aplicar la tensión (b), la deformación se concentra en cada entalla, posicionada a  $45^\circ$  respecto al plano de la grieta, lo que provoca su aumento en el ancho y en la extensión de la punta de grieta (c). Durante la compresión, se invierte la dirección de la deformación en la punta de la grieta (d), hasta completar el ciclo y obtener una entalla con dos puntas de grieta (e). De esta manera, la grieta progresa minúsculamente en cada ciclo, hasta que alcanza una longitud crítica que resulta en el agotamiento de la capacidad de soporte y la rotura catastrófica (proceso esquematizado en la figura 1.18).

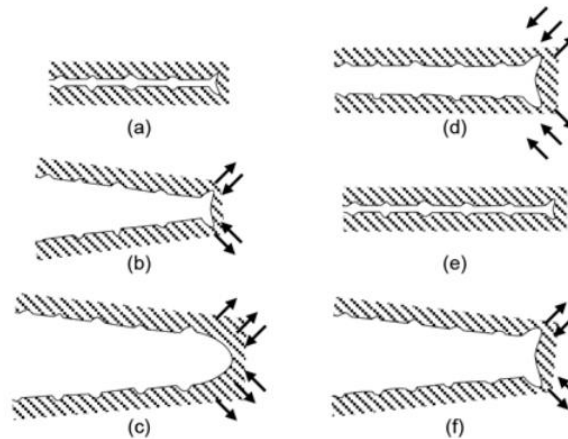


Figura 1.18 Esquema del proceso de plastificación y enromamiento del frente de grieta en la fase II.  
"Modelos de crecimiento de grietas por fatiga" por A. A. Andrade, W. A. Mosquera y L. V. Vanegas

Al examinar la superficie de fractura de la grieta en su etapa 2, se pueden distinguir claramente dos tipos de marcas, identificadas como "marcas de playa" y "estrías". Estas marcas poseen características distintivas y señalan la posición de la grieta en un ciclo particular. Ambas exhiben una disposición en forma de líneas concéntricas que se expanden desde los puntos de inicio de la grieta. Las marcas de playa pueden ser percibidas a simple vista, mientras que las estrías requieren la utilización de un microscopio para su observación. Cada marca de playa denota un avance en la propagación de la grieta.

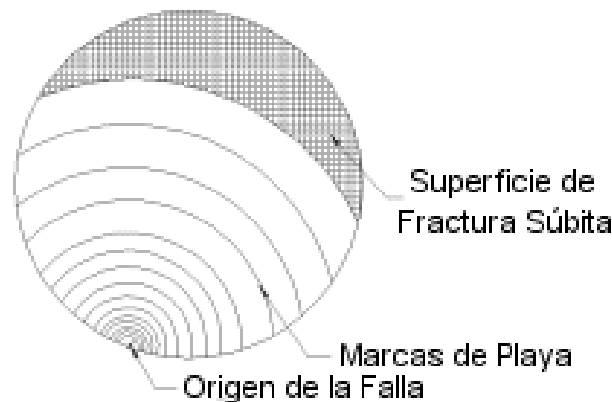


Figura 1.19 Esquema de corte transversal. Proceso de propagación de la grieta.  
"Comparación y estudio de la fractura del cigüeñal de un motor de cuatro cilindros en línea", Scientia et Technica Año XII, No 31, Agosto de 2006 UTP. ISSN 0122-1701

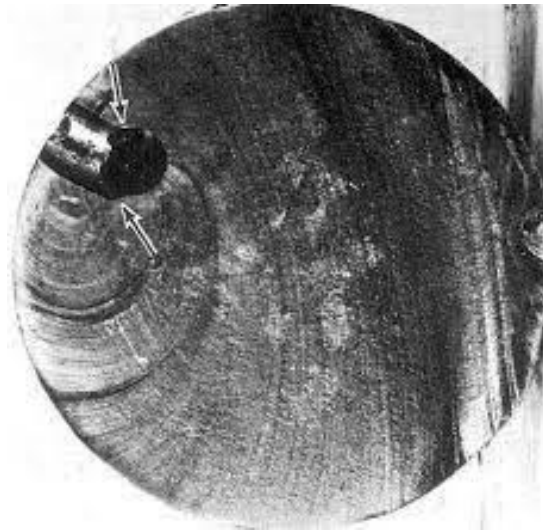


Figura 1.20 Apreciación de marcas de playa en una probeta. (<http://dualmetalurgia.com/>)

Gracias a estos patrones podemos averiguar si una fractura fue ocasionada debido a fatiga ya que se puede inferir a través de la observación de la presencia de marcas de playa y/o estrías en la superficie de fractura. Sin embargo, es crucial notar que la región que sufre una fractura frágil (en ausencia de deformación plástica) o dúctil (en presencia de deformación plástica) no exhibirá estas características en su superficie de ruptura. En consecuencia, se debe discriminar entre dos regiones de fractura: la vinculada a fatiga y la asociada a la fractura súbita. (Figura 1.19)

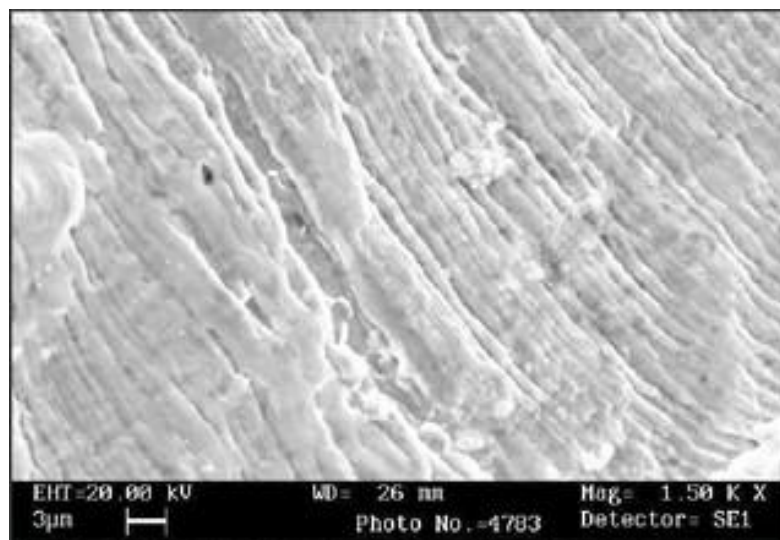


Figura 1.21 Estrías vistas desde el microscopio electrónico. (<http://dualmetalurgia.com/>)

## 1.6.2 PERFIL GENÉRICO DE CRECIMIENTO

En la mayoría de los materiales, la relación entre la variación de  $da/dN$  y  $\Delta K$  muestra un comportamiento que se asemeja al representado en la Figura 1.22 en una escala logarítmica. En esta representación, como se mencionó anteriormente se pueden distinguir tres áreas de crecimiento claramente definidas: la región I, situada en proximidad al umbral, la región II, que se encuentra en una posición intermedia, y la región III, correspondiente a una propagación rápida de la grieta.

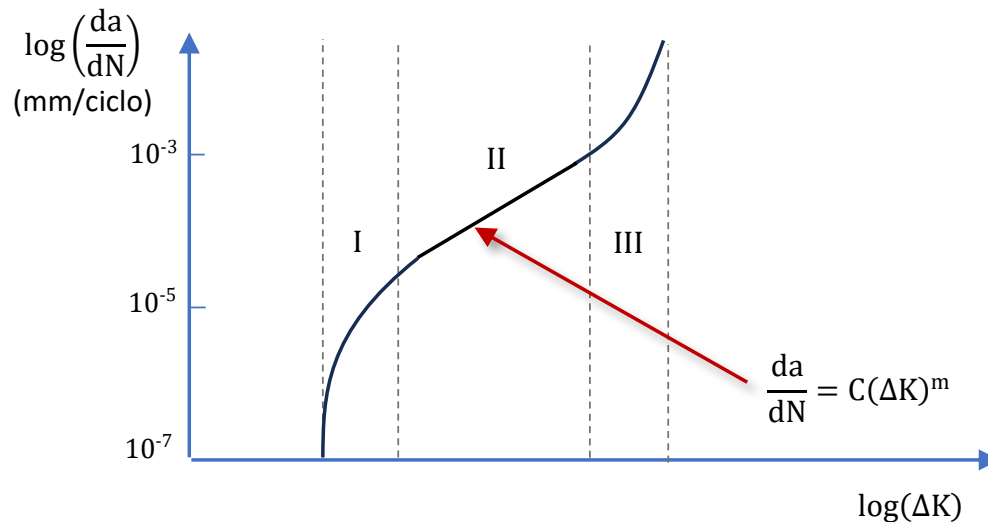


Figura 1.22 Etapas del crecimiento de la grieta.

### ► ZONA I

La propagación de la grieta en la región I está primordialmente vinculada a procesos de fractura que no se manifiestan de manera continua, en los cuales el incremento de longitud de la grieta en un ciclo es menor a  $10^{-6}$  mm/ciclo. La velocidad de crecimiento experimenta un aumento considerable desde valores muy bajos de  $\Delta K$ . Estos valores bajos están asociados con la existencia de un rango umbral del factor de intensidad de tensiones ( $\Delta K_{th}$ ), por debajo del cual la grieta no crece o su velocidad de propagación es prácticamente indetectable.

### ► ZONA II

En la región II, la variación se manifiesta en su mayoría de manera lineal y se alinea con la zona que puede ser adecuadamente modelada por la Ley de Paris. No obstante, esta formulación no incorpora el impacto de la tensión media, ni considera el comportamiento asintótico que se presenta en los extremos de las curvas para los valores extremos de  $\Delta K$ . En consecuencia, esta ley se ajusta con precisión principalmente en la zona intermedia de valores de  $\Delta K$ , mostrando ciertas desviaciones en los extremos de la curva.

### ► ZONA III

Por último, se encuentra la sección terminal de la curva, que se asocia con el crecimiento inestable y rápido de la grieta hasta su fractura. Este período surge cuando el valor máximo de tensiones ( $K_{max}$ ) alcanza un umbral crítico denominado " $K_c$ ". En el contexto de deformación plana, el valor crítico " $K_{IC}$ " o tenacidad a la fractura, constituye el factor de intensidad de tensiones capaz de mantener una grieta en equilibrio bajo una carga estática, evitando así su propagación inestable.

A lo largo de los años, se ha buscado integrar en una sola expresión tanto el comportamiento lineal como el asintótico, lo cual ha dado lugar a la introducción de la relación de cargas  $R$ . En su mayoría, los ensayos se han efectuado con amplitud constante y un valor de  $R$  igual a 0. Sin embargo, al variar el valor de  $R$ , la curva se desplaza lateralmente; a medida que  $R$  aumenta, la velocidad de crecimiento también se incrementa, y viceversa.

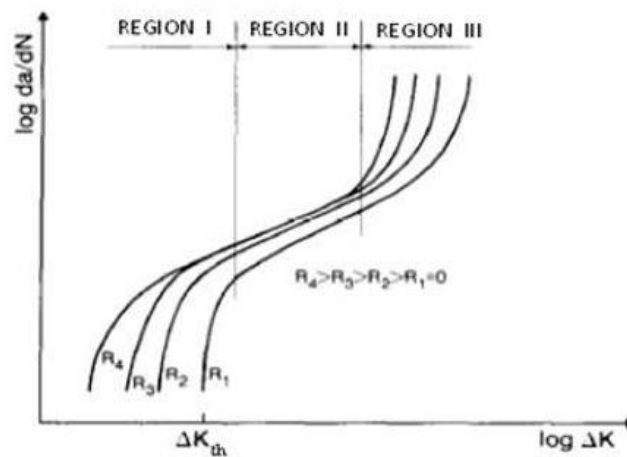


Figura 1.23 Desplazamiento de la curva frente a  $\Delta K$  para varias  $R$ .  
(<https://www.monografias.com/trabajos82/crecimiento-grieta-fatiga-materiales-ingenieria/crecimiento-grieta-fatiga-materiales-ingenieria2>)

La formulación propuesta por Forman [26] se destaca por su consideración del comportamiento asintótico de la curva en proximidad a los valores de  $\Delta K$  cercanos a  $K_c$ :

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

Smith [27] propuso una expresión que considera las asíntotas, pero en este caso específicamente para la región umbral.

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

Por último, se ha procurado consolidar ambas formulaciones en una única expresión, la cual guarda una notable similitud con las utilizadas en el programa NASGRO.

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

### 1.6.3 PERFIL DE CRECIMIENTO PARA ALEACIONES DE ALUMINIO

Las aleaciones de aluminio exhiben curvas de crecimiento con características diferentes a las presentadas previamente para las aleaciones de acero. Estas curvas de aluminio se caracterizan por presentar una doble concavidad antes de ingresar a la región de crecimiento estable, también conocida como la región de Paris. Wanhill [28] proporciona una explicación para este comportamiento en un estudio que aborda las aleaciones 2024-T3 y T351.

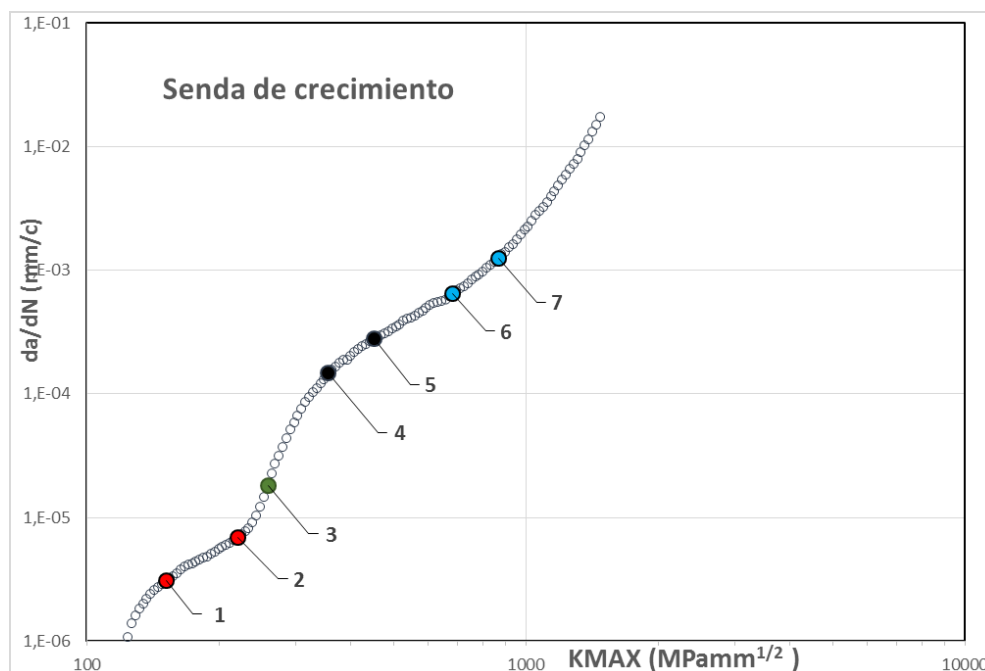


Figura 1.24 Senda de crecimiento de grieta para una aleación de aluminio. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

---

Características de la senda de crecimiento:

○ **ZONA UMBRAL – 1**

Las bandas de deslizamiento en el borde de la grieta tienden a concentrarse en un plano dominante, generando una fractura prácticamente plana que atraviesa el grano. La presencia de dispersores actúa como obstáculos para estas bandas de deslizamiento, limitando la propagación planar. Durante esta fase, el crecimiento exhibe una marcada sensibilidad hacia  $\Delta K$ . La superficie de la fractura revela zonas onduladas y zonas lisas.

○ **ZONA 1 – 2**

En esta fase, se manifiesta un aumento constante y lineal en una escala logarítmica. Durante este período, las dimensiones de la región plástica exceden las distancias medias entre los dispersores, transformándolos en obstáculos que pueden ser superados. Por ende, la influencia de  $\Delta K$  en la velocidad se atenúa. En este contexto, se aprecia la existencia de superficies corrugadas, aunque predominan las superficies planas.

○ **ZONA 2 – 4**

En esta región, se manifiesta un incremento pronunciado en la velocidad de crecimiento de la grieta, en la cual las zonas plásticas superan el tamaño del subgrano y las dislocaciones. Las dislocaciones tienden a acumularse a lo largo de líneas específicas de deslizamiento, permitiéndoles penetrar el subgrano. El frente de grieta se aprecia menos afilado y su superficie frontal se amplía, promoviendo la formación de múltiples líneas de deslizamiento. En este proceso, se observa una transición de superficies corrugadas a estrías de fatiga homogéneas, lo que genera una marcada sensibilidad al crecimiento con relación a  $\Delta K$ .

○ **ZONA 4 – ROTURA**

La homogeneidad en el mecanismo de crecimiento se ha extendido por el frente de grieta y la superficie fracturada es notablemente estriada. Hasta alcanzar el punto 4, se requiere un grupo de ciclos para provocar cada avance de grieta, a partir de ese punto pueden producirse avances cada ciclo. El comienzo de esta fase coincide con el comportamiento lineal de Paris, mientras que la dinámica de propagación se encuentra regida por el valor efectivo de  $\Delta K$ .

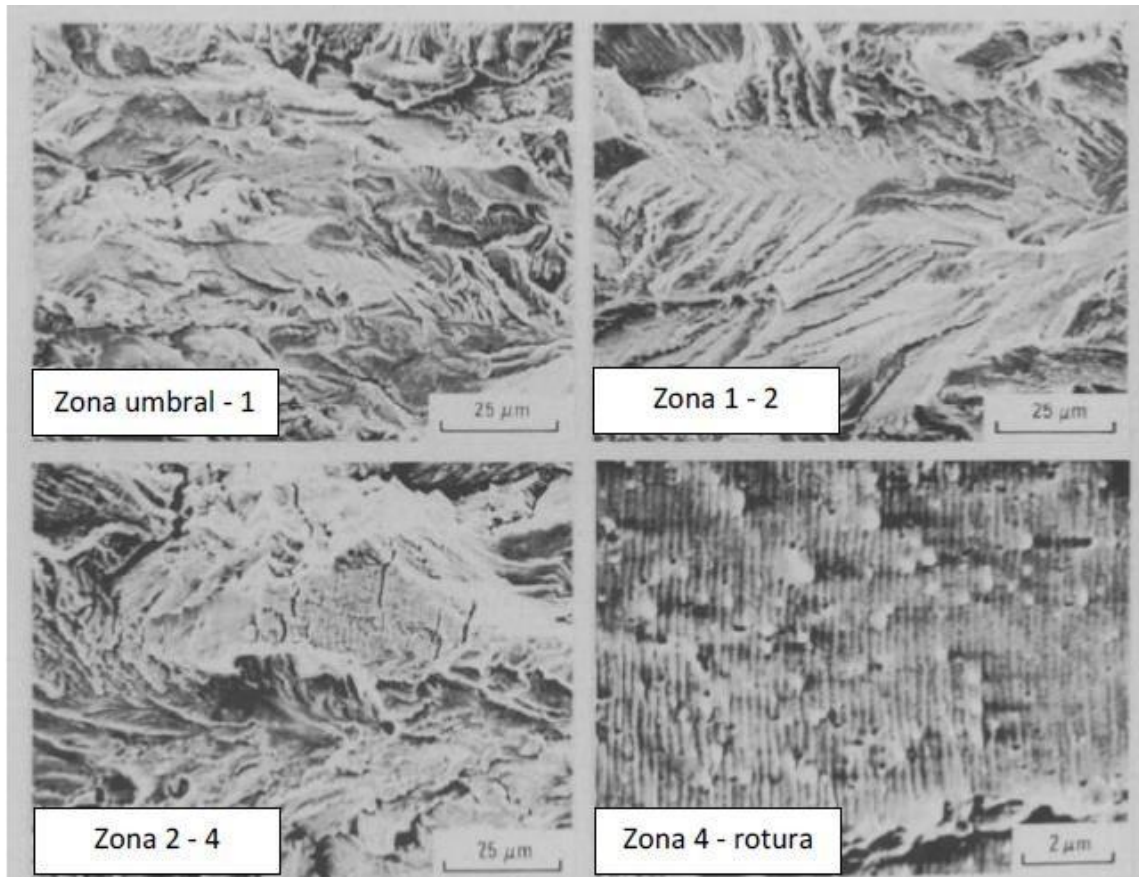


Figura 1.25 Aspecto superficial del material a través de las distintas etapas de crecimiento. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

Esta zona no fue objeto de estudio por parte de Wanhill [28] ya que su investigación se centró en la etapa previa a Paris. Sin embargo, es en esta fase donde ocurren transformaciones significativas en la grieta. La condición tensional en la punta de la grieta experimenta una transición de tensión plana a deformación plana, lo que conlleva a una desaceleración temporal en las velocidades de crecimiento, evolucionando de las superficies laterales hacia el interior. Esto resulta en un cambio de crecimiento plano a un crecimiento inclinado, caracterizado por labios de cortadura simples o dobles.

Autores como Yamada [29] y Kranenburg [30] reconocen que la progresión de estos labios de cortadura no siempre coincide con los cambios en el estado de tensiones y el comportamiento de crecimiento. Subrayan que las tensiones medias y las frecuencias de aplicación de cargas en el ensayo son factores que influyen en su aparición.

## 1.7 EFECTO SECUENCIA

Un análisis detallado sobre los efectos de secuencia es presentado en los artículos de Skorupa [31], los cuales constituyen nuestra fuente de referencia fundamental en este apartado. El

impacto de la secuencia de cargas en el crecimiento de grietas fue destacado en la década de los 60. Varios estudios experimentales evidenciaron que la aplicación de una carga adicional genera una reducción en la velocidad de crecimiento durante los ciclos posteriores; este fenómeno se conoce como retardo. En condiciones específicas, la carga adicional puede incluso detener la propagación de la grieta, llegando a paralizar por completo su crecimiento.

Ocurre debido a que la desaceleración en la velocidad de crecimiento no se manifiesta de inmediato en el ciclo sucesivo, sino que se adapta de manera gradual a medida que la grieta avanza. El término "distancia de retardo" describe el avance de la grieta dentro de la zona plástica, originado por la aplicación de la sobrecarga; esta distancia equivale aproximadamente al 25% del tamaño de la zona plástica. Una vez que la velocidad se disminuye al mínimo, ocurre una recuperación gradual hasta alcanzar el valor previo a la aplicación de la sobrecarga. Los factores  $\Delta K$ ,  $R$  y  $rOL$  tienen un impacto en la extensión en la cual se manifiestan los efectos transitorios de la sobrecarga, identificados como " $\Delta a^*$ ," antes de que la velocidad de crecimiento recupere su estabilidad. En las siguientes dos figuras podemos observar el fenómeno.

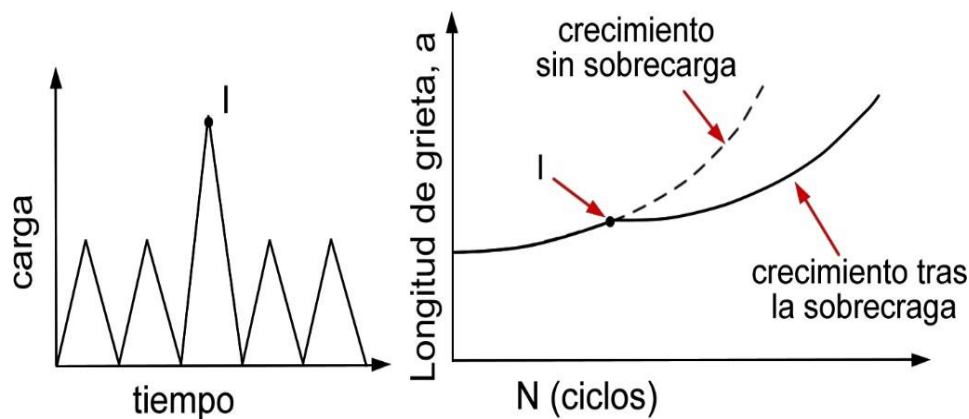


Figura 1.26 Crecimiento de grieta tras la sobrecarga. [1.1] José Alberto Martín Romero.

En situaciones donde se generan extensiones plásticas significativas, el valor de " $\Delta a^*$ " tiende a aumentar. Este fenómeno se observa en materiales con espesores reducidos y límites elásticos bajos.

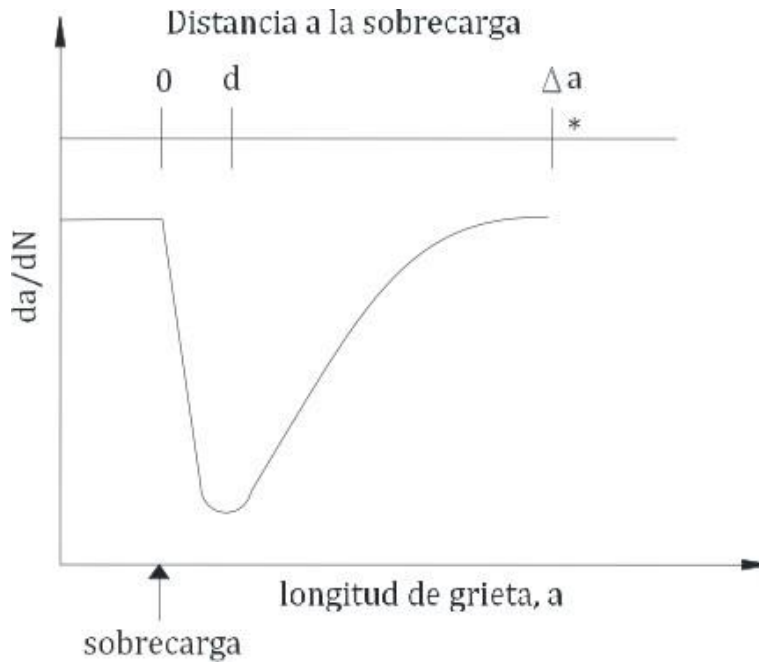


Figura 1.27 Progreso de la velocidad de crecimiento tras la sobrecarga. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

En una situación opuesta, cuando se introduce una carga de menor magnitud en lugar de una sobrecarga, se observa que la velocidad de crecimiento aumenta en los ciclos subsiguientes, aunque a un nivel inferior al observado en el caso de una sobrecarga. De hecho, se ha constatado que, si se aplica una disminución en la carga justo después de una sobrecarga, se disminuye el impacto de esta última; sin embargo, si la disminución de la carga se lleva a cabo antes de la sobrecarga, su efecto no es comparable de la misma manera.

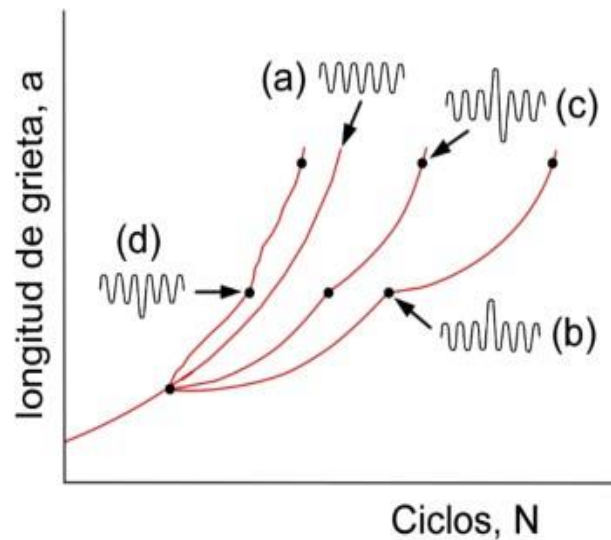


Figura 1.28 Velocidad de crecimiento para: a) cargas de amplitud constante, b) tras una sobrecarga, c) sobrecarga seguida de un ciclo de menor  $K_{min}$  y d) tras un ciclo de menor  $K_{min}$ . [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

Se observa un fenómeno similar cuando se emplean secuencias de bloques de carga. Si se aplican ciclos de carga con amplitud constante, seguidos por un conjunto de ciclos con menor amplitud de carga, se genera una disminución en la velocidad de crecimiento que guarda similitud con la observada en el caso de aplicar múltiples sobrecargas consecutivas. Si bien los bloques de carga poseen el mismo valor máximo pero diferente mínimo, el impacto del efecto secuencia es menor que cuando varía el valor máximo de carga entre los bloques.

Cuando las cargas en el segundo bloque son inferiores a las del primer bloque, se produce un incremento en la velocidad de crecimiento durante el segundo bloque.

Skorupa [31] llevó a cabo experimentos que abordaron precisamente este fenómeno en la aleación de aluminio D16Cz, parecida al 2024-T3. En sus ensayos, aplicó sobrecargas de manera periódica, seguidas de una carga menor. Como resultado, se observó la posibilidad de alcanzar vidas útiles mayores en comparación con el caso contrario, en el que se efectúa una disminución de carga seguida por una sobrecarga.

## **1.8 CIERRE DE GRIETA. MECANISMOS VINCULADOS AL COMPORTAMIENTO TRANSITORIO.**

Desde que se descubrió el efecto secuencia, se han formulado múltiples mecanismos como posibles causantes de esta manifestación. La exposición y el análisis de la relevancia de cada uno de estos mecanismos en el comienzo del efecto de secuencia se pueden consultar en las fuentes bibliográficas. A continuación, se presenta una descripción de aquellos mecanismos que ejercen una influencia destacada en el contexto de materiales metálicos.

### **1.8.1 CIERRE DE GRIETA POR PLASTICIDAD**

El concepto fue presentado por Elber [21] con el propósito de aclarar las peculiaridades que surgen en el efecto secuencia. En el caso de una grieta ideal (corte de espesor nulo) su cierre es viable solo si la superficie no experimenta tensiones o estas son de compresión. Sin embargo, mediante ensayos experimentales de fatiga, Elber observó que las grietas comenzaban a cerrarse durante la fase de descarga, antes de que la tensión se anulase por completo. La explicación propuesta para este fenómeno se basa en la plastificación del extremo de la grieta; al avanzar, la grieta deja detrás de sí una zona con deformaciones residuales, originadas por crecimientos previos de la grieta. Este fenómeno sugiere que después de la propagación de la grieta, las tensiones residuales ejercen una influencia que provoca el cierre de la grieta antes de que la tensión alcance el valor nulo.

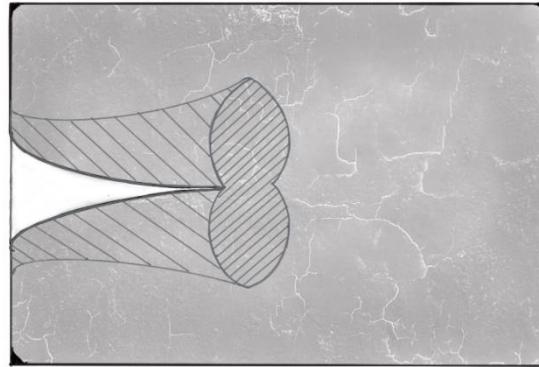


Figura 1.29 Cierre de grieta por plasticidad. Estela plástica.

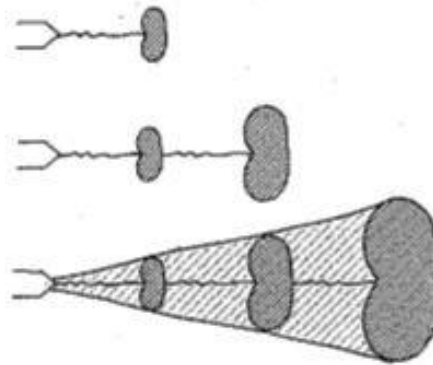


Figura 1.30 Evolución de la estela plástica con el avance del crecimiento de grieta. . [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

Tomando en cuenta que la grieta únicamente puede extenderse durante la fase del ciclo en la cual se encuentra abierta completamente, Elber propuso emplear la tensión de apertura  $\sigma_{op}$  como punto de referencia para establecer el intervalo efectivo de tensiones y para calcular el factor de intensidad de tensiones utilizando dicho valor.

$$\Delta\sigma_{ef} = \sigma_{max} - \sigma_{op}$$

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{op}$$

( 1.20 )

Cuando se presenta una sobrecarga de amplitud constante previa al extremo de la grieta, se origina una región plástica caracterizada por deformaciones plásticas residuales más acentuadas. Con el avance de la grieta a través de esta área plástica, emergen mayores fuerzas entre las superficies de la grieta, generando un incremento en el valor de  $\sigma_{op}$ . Como

consecuencia de este fenómeno, se verifica una reducción en la velocidad de propagación de la grieta.

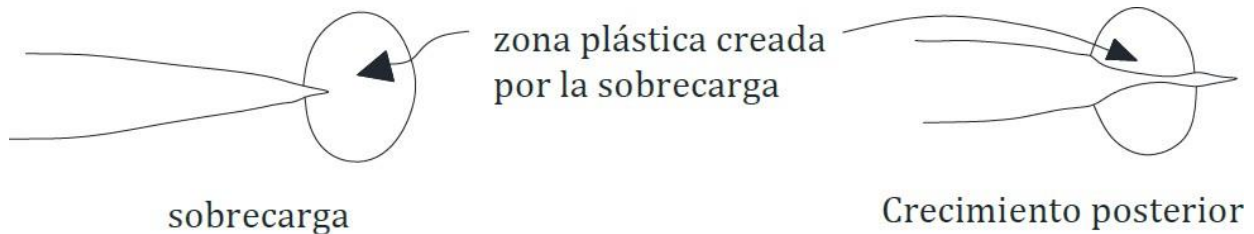


Figura 1.31 Zona plástica creada por la sobrecarga. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

Esto nos proporciona una explicación coherente para comprender el fenómeno de cierre de grieta que se origina debido a la plasticidad generada por una sobrecarga. Sin embargo, es importante señalar que, si bien este mecanismo contribuye a esclarecer este aspecto, no logra abordar todas las particularidades y anomalías presentes en el comportamiento de los materiales metálicos.

### 1.8.2 BIFURCACIÓN Y DEFLEXIÓN DE GRIETA

En ciertas aleaciones metálicas, es posible que ocurra una acumulación de dislocaciones en los planos de deslizamiento durante y después de la aplicación de una sobrecarga. Este fenómeno puede dar lugar a una bifurcación o desviación momentánea de la dirección de la grieta, que posteriormente retorna a su trayectoria original previa a la sobrecarga. Estudios experimentales han demostrado que en algunos casos esta bifurcación puede resultar en un retardo en la propagación de la grieta, mientras que en otros casos puede ocasionar una aceleración en el proceso de propagación. Es importante notar que, en ciertas circunstancias, la ocurrencia del retardo puede manifestarse después de que la grieta haya retomado su dirección original.

Mediante el análisis exhaustivo de diversos resultados experimentales provenientes de su propia investigación y la de otros investigadores, Fleck [32] llega a la conclusión de que este fenómeno no ejerce un papel dominante en el retardo de la propagación de la grieta cuando los valores de  $\Delta K$  son considerables. No obstante, en situaciones donde  $\Delta K$  es reducido, se evidencia la ocurrencia de una deflexión de la grieta, lo cual podría ser una de las causas de retardo en conjunto con otros mecanismos.

### 1.8.3 CIERRE DE GRIETA POR ÓXIDO

El cierre de grieta por óxido adquiere relevancia en ambientes corrosivos en los cuales la superficie de la grieta puede experimentar oxidación debido a la exposición a la atmósfera. Esta oxidación anormal podría tener un impacto en la propagación de la grieta de manera desviada. En situaciones en las que el valor de  $\Delta K$  se aproxima al umbral de crecimiento y se

dan condiciones de pequeños valores de  $R$ , se manifiesta tanto la apertura de la grieta en un modo mixto como el cierre de esta por efectos de plasticidad. Esta dinámica conlleva a una rotura continua y a la formación recurrente de una capa de óxido a través de un mecanismo de fretting. Como consecuencia, se origina una desaceleración en la velocidad de propagación de la grieta, ya que se instaura un efecto cuña que incrementa el factor de intensidad de tensiones  $K_{cl}$  y simultáneamente reduce  $\Delta K_{eff}$ .

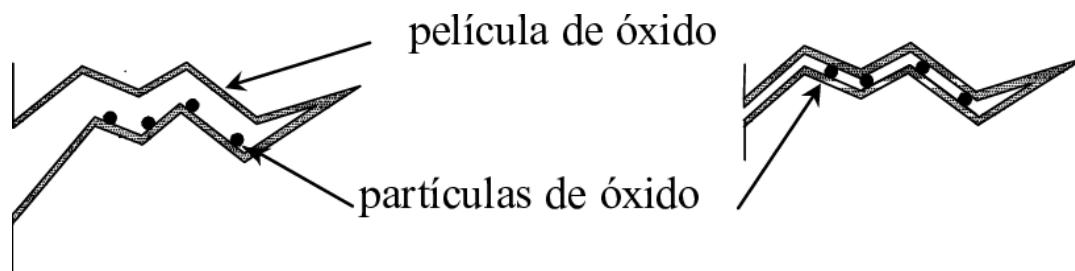


Figura 1.32 Cierre de grieta inducido por óxido. Por Belén Moreno, University Of Malaga.  
([https://www.researchgate.net/figure/Figura-214-Cierre-de-grieta-inducido-por-oxido\\_fig6\\_43550100](https://www.researchgate.net/figure/Figura-214-Cierre-de-grieta-inducido-por-oxido_fig6_43550100))

#### 1.8.4 CIERRE DE GRIETA INDUCIDO POR RUGOSIDAD

En situaciones en las que los valores se aproximan al umbral y las tensiones son de baja magnitud, la dimensión de la zona plástica se vuelve inferior al tamaño de grano. En este contexto, el crecimiento de la grieta ocurre a lo largo de un único sistema de deslizamiento, originando irregularidades en su trayectoria. Estas irregularidades, en combinación con los desplazamientos característicos de la zona II, contribuyen al aumento del valor del factor de intensidad de tensiones asociado al cierre de la grieta, es decir,  $K_{cl}$ . Diversos factores pueden influir en este fenómeno, como un tamaño de grano considerablemente grande que podría resultar en asperezas más pronunciadas, variaciones abruptas en la carga que conduzcan a

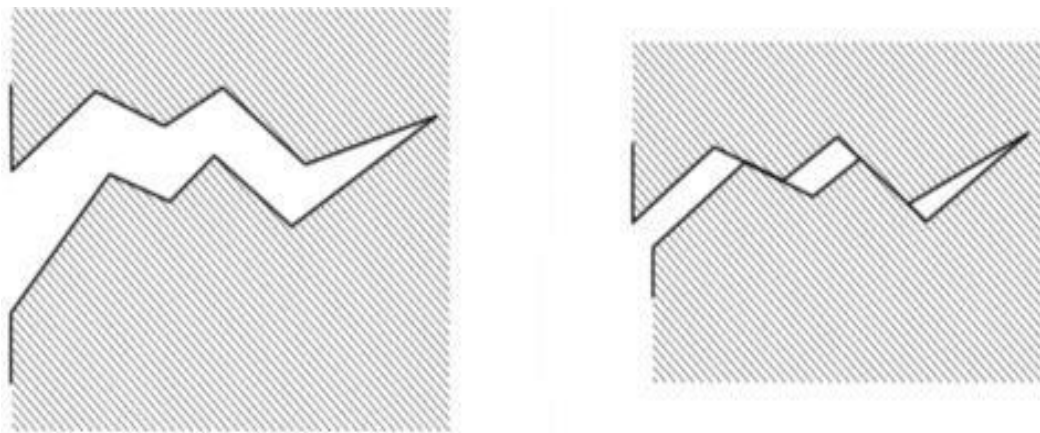


Figura 1.33 Cierre de grieta por rugosidad. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

deflexiones y la existencia de una zona plástica que exceda las dimensiones del tamaño de grano.

Con respecto al efecto de secuencia, este fenómeno puede desempeñar un papel influyente en dicho efecto, especialmente cuando una sobrecarga induce una disminución en la velocidad de crecimiento cercana al umbral.

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

El modo I de apertura de grieta se investiga desde distintos campos de aplicación. Se busca ampliar los conocimientos que tenemos sobre el fenómeno en sí y por otro lado proporcionar al ingeniero métodos de diseños fiables. Por eso se ha diferenciado en 3 campos de estudio en este apartado: experimental y diseño, proceso de crecimiento de grieta, y numérico.

### 1.9.1 CAMPO EXPERIMENTAL Y DE DISEÑO

#### ❖ *Diseño de componentes sujetos a fatiga.*

En el ámbito industrial se caracteriza por su importancia debido a la gran utilidad en piezas sujetas al fenómeno. Es en la industria dónde se aprecian los avances tecnológicos del estudio de la fatiga mecánica.

#### ❖ *Ejecución de ensayos genéricos de vida.*

- Generación de registros en amplitud aleatoria o realización de historias reales de carga en amplitud variable.
- Tratamiento de datos con filtrado y representación gráfica.
- Análisis y evaluación de resultados considerando aspectos como calidad, dispersión e irregularidades.
- Establecimiento de las condiciones de ensayo, incluyendo la geometría de la probeta, instrumentación, calibración y registro de datos.
- Investigación y análisis de componentes fracturados.

#### ❖ *Ejecución de ensayos específicos*

Se realizan ensayos con objetivos diferentes al registro del crecimiento de grietas, entre los que destacan:

- Ensayos de umbral de crecimiento de grieta.

- Ensayos para determinar la tenacidad a la fractura ( $K_{Ic}$  /  $K_{Ic}$ ).
- Experimentos específicos dirigidos a verificar ciertos comportamientos, como los efectos de secuencia.
- Experimentos destinados a medir el valor defactor de intensidad de tensiones,  $K_0$ .

### 1.9.2 CAMPO DE ESTUDIO SOBRE EL PROCESO DE CRECIMIENTO DE GRIETA (MECANISMO DE FATIGA)

En esta sección se engloban las investigaciones relacionadas con la propagación de la grieta y el análisis de los mecanismos que subyacen en dicho proceso.

**Investigaciones a nivel microestructural o cristalino:** buscan abordar el genuino proceso de formación y expansión de grietas por fatiga. Con un enfoque específico en el punto de inicio de la grieta, generan modelos o mecanismos que arrojan luz sobre el crecimiento.

**Mecánica de Fractura:** se dedica al análisis de los campos de tensiones y deformaciones en la proximidad de grietas y elementos concentradores, la propagación inestable de grietas y el desarrollo de grietas en procesos de fatiga. Se centra en explicar el comportamiento observado en términos de una variable representativa, comúnmente  $K$  (Factor de Intensidad de Tensiones en la Punta de Grieta). A partir de esta variable, se suele derivar una magnitud indicativa del crecimiento ( $\Delta K$  efectivo), que sirve como base para caracterizar la velocidad de expansión.

### 1.9.3 MÉTODOS NUMÉRICOS PARA EL CÁLCULO Y PREDICCIÓN

La utilidad principal de estos enfoques radica en la confirmación de la idoneidad de una variable directora relacionada con  $K$ . Para que el modelo sea considerado válido, es esencial que los resultados de simulación sean coherentes, que demuestre sensibilidad ante sobrecargas, logre predecir la vida útil y ofrezca pronósticos precisos en situaciones de amplitud variable. Dentro de los métodos numéricos, se distinguen los enfoques deterministas, que operan ciclo a ciclo o mediante el análisis por bloques de carga. Además, se encuentran los métodos estadísticos, en los cuales destaca especialmente el enfoque basado en registros.

Dentro del conjunto de métodos deterministas, se recurre principalmente a predicciones basadas en el uso de elementos finitos, cuya complejidad se establece en función de las simplificaciones aplicadas en las primeras etapas del análisis. Para llevar a cabo estos estudios, se debe seleccionar cuidadosamente una variable directora de crecimiento. Esta variable puede ser, por ejemplo, el cierre de grieta ocasionado por la rugosidad superficial ( $\Delta K_{\text{efectivo}} = K_{\text{max}} - K_{\text{min\_corregido}}$ ) o el cierre de grieta originado por la deformación plástica ( $\Delta K_{\text{efectivo}} = K_{\text{max}} - K_{\text{apertura}}$ ), entre otras opciones.



## **CAPÍTULO II: MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA**

## 2. MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA

En este capítulo se llevará a cabo un análisis profundo de los aspectos relacionados con la fatiga presentes en el ámbito de la labor actual, los cuales constituyen los fundamentos teóricos y experimentales sobre los cuales se sustentan este trabajo. Los estudios realizados por Newman [33] y Schijve [22] han proporcionado una serie de modelos que son capaces de capturar el comportamiento de los materiales y anticipar su vida útil en presencia de cargas cíclicas. Un ejemplo de ello es el modelo Strip Yield desarrollado por Newman.

Para llevar a cabo este tipo de análisis, es posible emplear enfoques que evalúen el material ciclo a ciclo a lo largo del proceso de fatiga o realizar un análisis global utilizando métodos estadísticos. De esta manera, es posible estimar la vida en servicio del material.

### 2.1.1 VARIABLE DIRECTORA Y VELOCIDADES DE CRECIMIENTO

La expresión de la variable directora del crecimiento suele mantenerse constante independientemente de los fundamentos en los que se basa. En este sentido, suele adoptar la forma previamente presentada para el cierre de grieta por plasticidad (PICC):

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

Se ha reemplazado  $K_{op}$  por  $K_0$ , donde  $K_0$  representa el factor de intensidad de tensiones en el cual ocurre el crecimiento. Dado que no existe un consenso ni un acuerdo general sobre los mecanismos que influyen en el efecto de secuencia, los mecanismos más aceptados están vinculados al cierre de grieta y a las deformaciones y tensiones en la región delante del frente de la grieta.

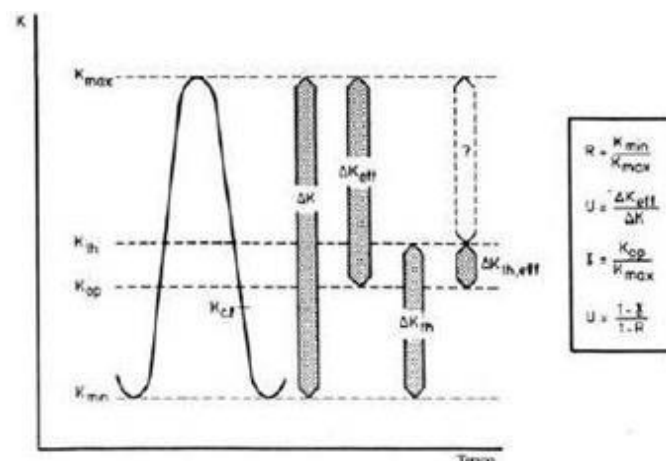


Figura 2.1 Diferencias entre  $\Delta K$  y  $\Delta K_{ef}$ . [1.3] Rafael Zúñiga Gutiérrez.

### 2.1.2 CARACTERÍSTICAS DE TENSIÓN/DEFORMACIÓN EN EL FRENTE DE GRIETA COMO VARIABLE DIRECTORA

A través de experimentos se ha validado la existencia de tensiones residuales que ejercen compresión en el vértice de la grieta justo antes de que alcance su apertura,  $\sigma_{op}$ . Este hallazgo ha llevado a la conclusión de que se requiere un nivel de tensiones mayor para lograr la apertura de la grieta.

Skorupa [31] discute investigaciones en las cuales se ha analizado la relación entre los valores de carga y los desplazamientos de apertura en el vértice de la grieta. A partir de estos análisis, se llega a la conclusión de que es necesario aplicar una carga  $S_0$  mayor que  $S_{OP}$  para inducir deformaciones plásticas en el vértice de la grieta. Basándose en el factor de intensidad de tensiones relacionado con este umbral de plastificación ( $K_0$ ), Skorupa desarrolla su variable directora. La relación lineal establecida por Skorupa entre la variable que define,  $\Delta K_{ef}$ , y la dimensión inversa de la zona plástica ( $\omega$ ), que está relacionada con la velocidad de crecimiento, confiere solidez a su elección de variable directora.

### 2.1.3 CIERRA DE GRIETA POR PLASTICIDAD – PICC

Se trata del enfoque más ampliamente adoptado para explicar el fenómeno del efecto de secuencia. La variable directora se corresponde con la siguiente expresión:

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_0 \quad (2.2)$$

Siendo  $K_0$  el factor de intensidad de tensiones relacionado con la tensión de apertura, la variable directora  $\Delta K_{ef}$  debe proporcionar un valor de velocidad asociado a ella, independientemente del valor de R o del espesor de la probeta.

En situaciones donde prevalecen procesos de amplitud constante y R no alcanza niveles excesivamente altos, el vértice de la grieta se mantiene cerrado hasta llegar a  $\sigma_{min}$ . En esta área de alta deformación plástica, el ciclo inmediatamente inicia su fase de descarga, y las superficies recién fracturadas entran en contacto, corrigiendo parcialmente las extensiones experimentadas a medida que se acerca a  $\sigma_{min}$ . Las principales críticas al mecanismo PICC son:

- Vasudevan [34] argumenta que en situaciones donde se presenta deformación plana, no se origina una estela plástica dado que no se aporta material a la zona a partir de una contracción transversal.
- Bowles [35] llega a la conclusión de que el vértice de la grieta permanece abierto, sin que las superficies fracturadas entren en contacto. Los modelos PICC no pueden explicar esta situación en condiciones de amplitud constante, pero pueden hacerlo en situaciones variables, como en el caso de ensayos de umbral con  $\Delta K$  decreciente.

- Paris [15] resalta que incluso en presencia de cargas inversas, las tensiones de cierre y el contacto superficial deberían eliminar las deformaciones locales del método.
- El modelo PICC tiende a sobreestimar las respuestas de retardo ante sobrecargas, posiblemente debido a una exageración en el valor de cierre, el cual no puede ser plenamente justificado desde este mecanismo actuando de manera independiente.

#### 2.1.4 CIERRE DE GRIETA POR RUGOSIDAD – RRICC

Este enfoque busca abordar y fundamentar lo que el modelo PICC no puede explicar. Según el autor Kujawski [36], cuando el crecimiento de la grieta se encuentra en proximidad de la región umbral, está relacionado con planos inclinados en relación con el Modo I de carga, lo cual genera asperezas en la superficie de fractura. El enfoque del mecanismo RICC puede ofrecer una mejor justificación para el comportamiento mencionado por Paris [15] en la sección previa, ya que la presencia de asperezas en la superficie dificulta la eliminación del cierre.

Esta observación ha sido evidenciada en numerosos ensayos, donde se ha constatado una notoria abrasión entre las superficies.

La distinción principal entre el PICC y el RICC radica en que, bajo amplitud constante, en el primero la grieta se cierra para  $\sigma_{min}$ , mientras que en el mecanismo RICC permanece abierta. Además, en el contexto del RICC, no se requiere el aporte de material, a diferencia del PICC. El proceso por el cual la grieta se mantiene en posición abierta, debido a la presencia de material más allá de la línea de fractura en la punta de la grieta, se conoce como "crack tip shielding" o cierre de grieta parcial.

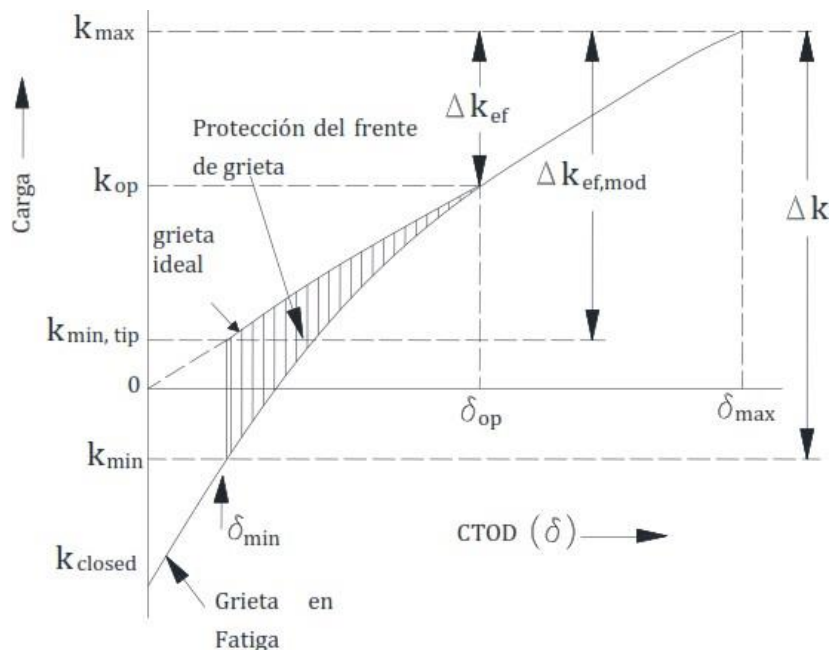


Figura 2.2 Cierre de grieta parcial, "crack tip shielding". [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

Chen [37] fue pionero en investigar este aspecto. La figura 2.3 ilustra la apertura del vértice de la grieta para un proceso de carga de amplitud constante. La relación entre  $K$  y los desplazamientos de apertura en el vértice de la grieta (CTOD) se representa mediante una curva que pasa por el punto  $(\delta_{op}, K_{op})$ , a partir del cual se comporta de manera lineal. Talesman [38] plantea objeciones al modelo RICC al argumentar que valores elevados de " $K_{max}$ " y " $\Delta K$ " resultarían en una excesiva dependencia del estado tensional, lo cual parece poco razonable.

A la hora de definir a la variable directora se presentan ciertas diferencias:

- Según Chen, el factor de intensidad de tensiones percibido por el vértice no corresponde a  $K_{min}$ . Debido a que la grieta está abierta a ese nivel, el vértice experimenta desplazamientos CTOD con un valor de  $\delta_{min}$ . Para una grieta sin la rugosidad protectora (que tendría un comportamiento lineal desde el origen), estos desplazamientos requerirían un valor de factor de intensidad de tensiones  $K_{min,tip}$ . A partir de este valor equivalente para el vértice de la grieta en la imposición de desplazamiento, Chen [37] formula su variable directora:

$$\Delta K_{ef,mod} = K_{max} - K_{min,tip} \quad (2.3)$$

- $K_{min,tip}$  Factor de intensidad de tensiones de grieta, en el caso de no poseer una rugosidad que la proteja.

Chen [37] llega a la conclusión de que  $\Delta K_{ef,mod}$  es una variable directora mucho más adecuada que la propuesta por Elber [21] para la zona umbral, ya que esta última es altamente susceptible a las influencias de la rugosidad superficial.

- Paris [15] y Donald [39] también respaldan la teoría del RICC como el único mecanismo relevante. Proponen un modelo en el cual la grieta experimenta un cierre parcial debido a la rugosidad presente entre las superficies de la fractura. Además, suponen que la apertura del vértice de la grieta sigue un patrón parabólico:

$$K_{op} = \frac{E \cdot h}{2} \cdot \sqrt{\frac{\pi}{2 \cdot d}} \quad (2.4)$$

Quedando finalmente la variable directora:

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - \frac{2}{\pi} K_{op} - \sigma_{nominal} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot d}{2}} \quad (2.5)$$

- $h$ , semialtura de la cuña.
- $d$ , distancia a la que se activa la cuña respecto al vértice
- $\sigma_{nominal}$ : tensión remota.
- $K_{op}$ , Factor de intensidad de tensiones afectado por el cierre parcial de grieta.

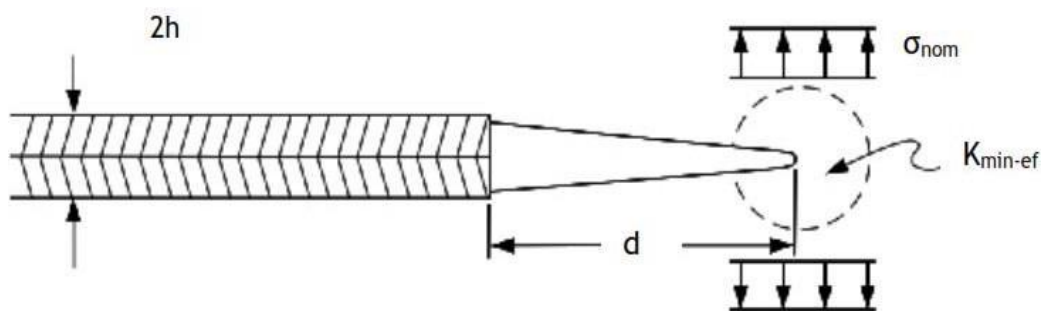


Figura 2.3 Parámetros por Paris y Donald para el cálculo del factor de intensidad de tensiones.

Las fórmulas propuestas por Donald para las variables directoras que delimitan el valor que él considera "cierto", establecen límites tanto superiores como inferiores, lo que en última instancia define el modelo de cierre parcial de grieta.

Límite superior (Método  $2/\pi_0$ ):

$$\Delta K_{ef} \leq \Delta K_{\frac{2}{\pi_0}} = K_{max} - \frac{2}{\pi} \cdot K_{op} \quad (2.6)$$

Límite inferior (Método  $2/\pi$ ):

$$\Delta K_{ef} \geq \Delta K_{\frac{2}{\pi}} = K_{max} - \frac{2}{\pi} \cdot K_{op} - \left(1 - \frac{2}{\pi}\right) \quad (2.7)$$

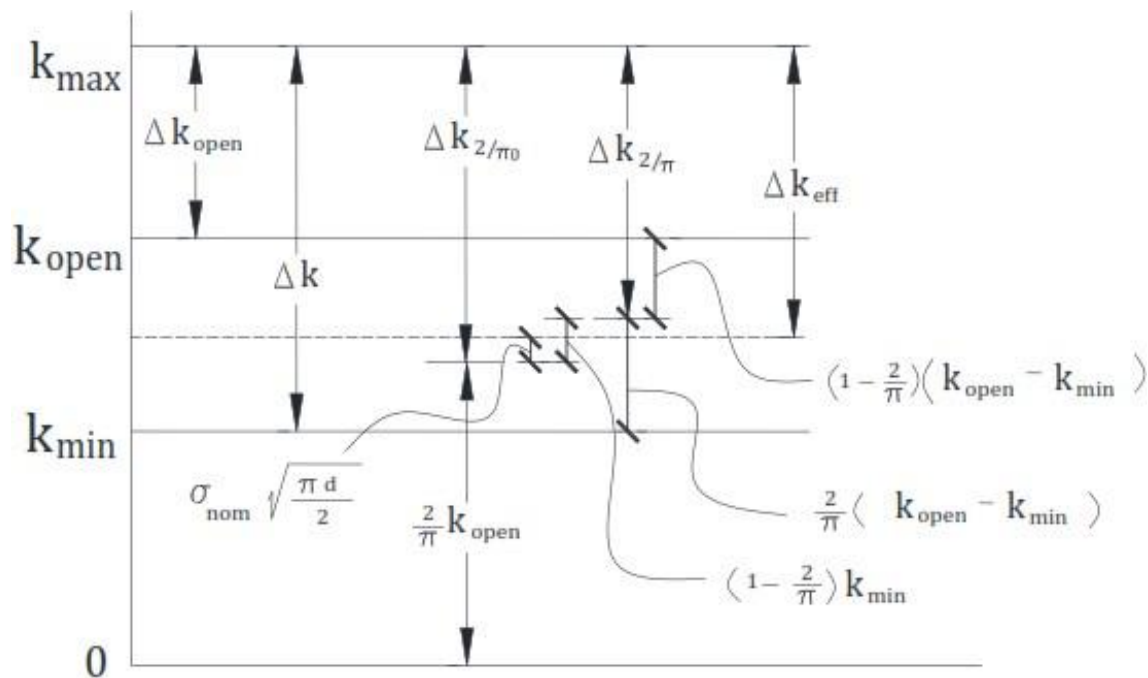


Figura 2.4 Métodos  $2/\pi_0$  y  $2/\pi$ . para la acotación de la variable directora. [1.3] Rafael Zúñiga Gutiérrez.

### 2.1.5 MECANISMO MIXTO PICC-RICC COMO VARIABLE DIRECTORA

Dado que en ciertos escenarios uno de los dos mecanismos previamente delineados parece predominar sobre el otro, se ha intentado combinar ambas perspectivas. Esto se debe a la existencia de una variable directora  $\Delta K_{eff}$  que, en situaciones de deformación plana y bajas magnitudes de  $\Delta K$ , es influenciada por el mecanismo RICC. Por otro lado, en la región de velocidades de crecimiento lineales (zona Paris) y valores elevados de  $\Delta K$ , esta variable directora se ve influida por el mecanismo PICC.

El mecanismo RICC es el predominante en la región umbral, mientras que, a partir de la zona de Paris en adelante, es el mecanismo PICC el que regula el comportamiento.

Paris y Donald realizaron una combinación para obtener una variable directora que considerara ambos comportamientos.

### 2.1.6 DOBLE VARIABLE DIRECTORA

Las investigaciones de Krenn [40] y Morris [41] destacan las similitudes y diferencias entre ambos modelos de variable directora:

- Modelos fundamentados en  $K_{max}$ : utilizan dos variables directoras,  $K_{max}$  y  $\Delta K$ . Estas variables se emplean para describir la relación entre el crecimiento de grietas y el valor máximo de intensidad de tensiones,  $K_{max}$ .
- Modelo de cierre de grieta: se caracterizan por hacer uso de una única variable directora, denominada  $\Delta K_{eff}$ . En estos modelos, los efectos del valor máximo de

intensidad de tensiones,  $K_{max}$ , en el crecimiento de la grieta ya están incorporados en la variable directora  $\Delta K_{ef}$ .

En el modelo de cierre de grieta, la elección de una sola variable directora encuentra su justificación en el fenómeno de convergencia observado en las diversas curvas de crecimiento. Este colapso de las curvas se considera como una evidencia de la solidez del enfoque. Sin embargo, con el propósito de abordar esta convergencia, Donald y Paris introdujeron una corrección a la variable directora.

$$\Delta K_{ef} = A \cdot (\Delta K_{ef(*)})^{(1-n)} \cdot (K_{max})^n \quad (2.8)$$

- $n$ : Exponente normalizado de sensibilidad.
- $K_{max}$ : característico de cada material. [0.1-0.5]

Si se asume una correcta medición de los valores de cierre en  $\Delta K_{ef(*)}$ , la incorporación del término de sensibilidad a  $K_{max}$  se justifica debido a los efectos de segundo orden que influyen en los efectos de  $R$ . El investigador Krenn respalda la incorporación de este término de sensibilidad a  $K_{max}$  como válida para lograr una conclusión satisfactoria en las mediciones del PICC. Al atribuir un valor adecuado a "n", se busca mejorar la convergencia en las curvas de crecimiento.

### 2.1.7 CARACTERIZACIÓN DE VELOCIDADES DE CRECIMIENTO

La velocidad de propagación puede ser caracterizada a través de una expresión singular que sea válida desde el umbral hasta la región influenciada por  $K_c$ . Alternativamente, también es posible emplear una serie de segmentos lineales que se ajusten a la trayectoria de crecimiento derivada de ensayos experimentales. La configuración de la curva presentará un perfil de tramos lineales en la región intermedia, y en los extremos (umbral y región de  $K_c$ ) adoptará una forma asintótica.

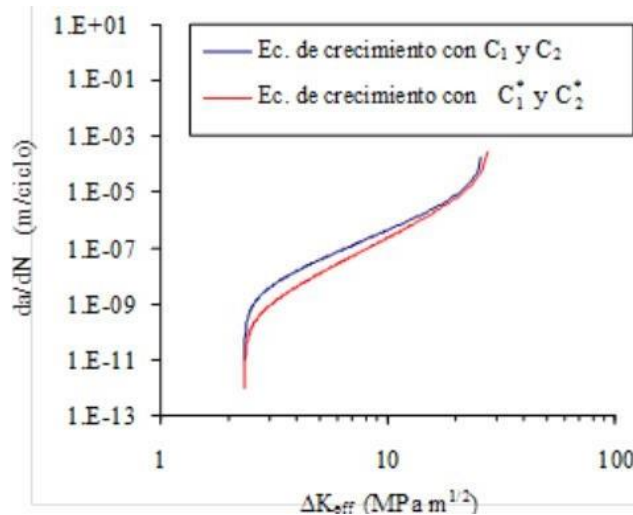


Figura 2.5 Ejemplo de ecuación de crecimiento por una expresión única.

En lo que respecta a las ventajas derivadas de la adopción de una única formulación, se destacan las siguientes:

- Simplifica la aplicación de métodos numéricos para la simulación.
- Posibilita una comprensión más clara del comportamiento en las tres regiones de propagación.
- Captura de manera precisa el comportamiento asintótico y sus repercusiones, generando un perfil diferenciado para cada valor de R.

Por otra parte, adoptar tramos lineales tiene ventajas como:

- La calidad del ajuste será superior en comparación con una representación basada en una sola ecuación en toda la región no influenciada por las asíntotas.
- Tiende a brindar predicciones más precisas.
- En el caso de aleaciones de aluminio, que muestran una doble curvatura en la región de umbral, estas expresiones se adaptan de manera adecuada a un patrón que las ecuaciones convencionales no pueden representar de manera precisa.

### 2.1.8 MODELOS DE PREDICCIÓN ANALÍTICOS PARA CARGAS DE AMPLITUD VARIABLE

- ▶ Modelos de plastificación del cierre de grieta.  
Sostienen que la ralentización en la velocidad de crecimiento se origina a raíz de la formación de una región plástica inducida por la sobrecarga. Este retraso persistirá hasta que los ciclos subsiguientes logren superar dicha zona plástica engendrada por la sobrecarga
- ▶ Modelos basados en el cierre de grieta.

Estos modelos fundamentan el fenómeno de ralentización en la propagación en el concepto del cierre de grieta, el cual se manifiesta como resultado de una modificación en el patrón de cargas que impacta de manera directa en el factor de intensidad de tensiones  $\Delta K_{ef}$  y en la subsiguiente tasa de crecimiento.

► Modelos estadísticos.

En esta instancia, la velocidad de decrecimiento está vinculada tanto a un  $\Delta K$  efectivo como a un parámetro estadístico derivado de la función de densidad de probabilidad de la historia de cargas. Es crucial establecer una serie de datos iniciales (condiciones de carga, características del material, geometría de la pieza, etc.) y, a partir de estos, desarrollar una relación que describa la progresión de la grieta:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, \dots) \quad (2.9)$$

Y para determinar el número de ciclos, se recurre a la utilización de la expresión 2.10, la cual se encuentra limitada por los valores extremos de la longitud de grieta inicial y final ( $a_o$  y  $a_f$ ):

$$N = \int_{a_o}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R, \dots)} \quad (2.10)$$

► Modelos ciclo a ciclo.

Al calcular el incremento de la grieta que se produce en cada ciclo, se procede a sumar los incrementos sucesivos para obtener la evolución total hasta -N. En estos modelos, es posible categorizarlos en grupos distintos, basándose en si incorporan o no los efectos de secuencia.

1. Definir la longitud de grieta y la geometría.
2. Se procede a obtener  $f(a)$  a partir la geometría y a calcular el factor de intensidad de tensiones,  $K$ , en relación con dicha geometría y la tensión nominal  $S$ :

$$K = f(a) \cdot S \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2.11)$$

3. Definición de la ley de crecimiento y modelo retardo.

4. Se lleva a cabo la determinación de los parámetros de crecimiento, así como del modelo de retardo:  $K_c$ , exponentes y constantes relevantes para la formulación del proceso de propagación de grieta.
5. Se crea una subrutina para obtener los valores de  $\sigma_{\max}$  y  $\sigma_{\min}$  con el objetivo de conocer la historia de tensiones.
6. Determinación de  $K_{\max}$  y  $\Delta K$  a partir de  $f(a)$ , la longitud de grieta,  $\Delta\sigma$  y  $\sigma_{\max}$ .
7. En caso de ser preciso, ejecutar el modelo retardo.
8. Determinación en cada ciclo del incremento de longitud:

$$\Delta a_i = \frac{da}{dN} \Big|_i \quad (2.12)$$

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

### 2.1.9 PREDICCIÓN SIN LA CONSIDERACIÓN DEL EFECTO SECUENCIA

El método más básico para las predicciones de crecimiento es aquel que prescinde de la consideración del efecto de secuencia en el análisis. Se emplea una técnica denominada "rain-flow" que implica el conteo de ciclos y la organización de su secuencia. Para llevar a cabo este proceso, se requiere calcular tanto el valor máximo de intensidad de tensiones ( $K_{\text{Máx}}$ ) como el valor mínimo ( $K_{\text{Mín}}$ ) en cada ciclo, además del incremento de longitud ( $da/dN$ ) que se produce en dicho ciclo.

Dado que este método no tiene en cuenta las interacciones entre las cargas, se caracteriza por ser conservador, lo que implica que predice vidas útiles más cortas de las que realmente ocurren en situaciones donde el efecto de secuencia sea significativo. Sin embargo, en casos donde la influencia del efecto secuencia sea limitado, se proporcionarán estimaciones cercanas a la realidad.

### 2.1.10 MODELOS DE PREDICCIÓN EN BASE A LA PLASTIFICACIÓN DEL FRENTE DE GRIETA

Estos modelos establecen una conexión entre la tasa de propagación de la grieta bajo cargas de amplitud variable y la interacción con las regiones plásticas que emergen en el frente de la grieta. Los modelos fundamentales que han servido como base para el desarrollo de otros en esta área son los propuestos por Wheeler [19] y Willemborg [20].

---

### 2.1.11 MODELOS DE PREDICCIÓN

El retardo observado después de una sobrecarga encuentra su explicación en el contexto del cierre de grieta, el cual se ajusta a una expresión de la forma  $\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{ef})$ . Esta ecuación incorpora términos derivados de datos obtenidos en ensayos experimentales.

Existe una variedad de programas diseñados para llevar a cabo el análisis del crecimiento de grietas utilizando enfoques fundamentados en el concepto de cierre de grieta. Algunos de estos programas emplean modelos empíricos para calcular la tensión de apertura en cada ciclo. Otros hacen uso de las diferentes variantes del modelo Strip Yield, considerando la generación de historias de tensión ciclo a ciclo o recibiendo estas historias como datos, según el caso. Estos métodos evitan la necesidad de aplicar técnicas de conteo de ciclos, además de requerir un número menor de parámetros para su definición en comparación con los modelos basados en tensiones residuales.

Si las tensiones de apertura mantienen aproximadamente una constancia durante la propagación de la grieta debido a la historia de cargas, y el aumento en la longitud entre las sobrecargas es considerablemente menor que las dimensiones de la zona plástica originada por dichas sobrecargas, la formulación que describe cómo varía la tensión de apertura a medida que la grieta avanza dentro de la zona plástica tiene un impacto limitado en los resultados. Por lo tanto, la precisión de la ley definida no resulta crucial.

Las expresiones que relacionan las tensiones de apertura con los valores máximos y mínimos de los ciclos suelen ser derivadas a partir de ensayos bajo cargas de amplitud constante o mediante la simulación de algún método analítico o numérico, como el método de elementos finitos, por ejemplo.



# **CAPÍTULO III: LA FATIGA EN ALEACIONES DE ALUMINIO 7050**

### 3. LA FATIGA EN ALEACIONES DE ALUMINIO 7050

#### 3.1 CARACTERÍSTICAS GENERALES DEL ALUMINIO

El aluminio constituye un elemento metálico cuya representación en la tabla periódica se realiza mediante el símbolo 'Al'. Es asimismo el tercer componente más abundante en la corteza terrestre, representando un 8% de su composición total en diversos compuestos. La identificación y aislamiento de este metal se atribuyen al físico danés H. C. Oersted, quien logró este hito en el año 1825. En la actualidad, el aluminio se erige como el metal de mayor empleo por la humanidad, compartiendo este estatus junto al hierro.

Este elemento ostenta presencia en la mayoría de las formaciones rocosas y en la anatomía de los seres vivos. Aunque, paradójicamente, no se encuentra en su forma pura en la naturaleza, sino amalgamado en una pluralidad de silicatos y minerales.

Distinguido por su excepcional utilidad y su amplio empleo en el ámbito industrial, el aluminio se beneficia de sus características de liviandad, maleabilidad y extensa durabilidad, además de exhibir una marcada resistencia a la corrosión. Su aplicación abarca un vasto espectro de aleaciones, las cuales son empleadas para manufacturar una amplia diversidad de utensilios, envases y componentes de maquinaria de variada índole.

**Propiedades físicas.** El aluminio se distingue por ser un metal no ferromagnético, que presenta una densidad excepcionalmente baja. Estas cualidades lo convierten en una opción óptima para una multitud de aplicaciones industriales, como la fabricación de envases, incluyendo latas, y paneles. Posee un punto de fusión notablemente bajo, marcado en 660 °C, y exhibe una gran suavidad y maleabilidad.

Propiedades físicas	
Densidad	2.7 g/cm <sup>3</sup>
Tª de Fusión	660 °C
Tª de ebullición	2467 °C
Conductividad térmica	238W/m · K

Tabla 1 Propiedades físicas del aluminio.

**Obtención.** El método más convencional para adquirir aluminio es a través del proceso de extracción a partir de la bauxita, un mineral que se encuentra en abundancia en nuestro planeta. No obstante, este procedimiento requiere un consumo considerable de energía eléctrica, lo que resulta en costos significativos. A pesar de ello, el producto resultante es un material sumamente funcional, duradero debido a su resistencia a la corrosión, y con un proceso de reciclaje económicamente viable. Todos estos factores contribuyen a mantener su precio en una constante y a consolidarlo como un elemento de gran valía económica.

## 3.2 NOMENCLATURA DEL ALUMINIO

Las aleaciones del aluminio se identifican:

<b>Serie 1000.</b>	<b>Casi puro. Alrededor de 99% de aluminio.</b>
<b>Serie 2000.</b>	Aleaciones con cobre.
<b>Serie 3000.</b>	Aleaciones con manganeso.
<b>Serie 4000.</b>	Aleaciones con silicio.
<b>Serie 5000.</b>	Aleaciones con magnesio.
<b>Serie 6000.</b>	Aleaciones con magnesio y silicio.
<b>Serie 7000.</b>	Aleaciones con zinc.
<b>Serie 8000.</b>	Aleaciones con otros elementos metálicos y no metálicos.

*Tabla 2 Series aluminio.*

El resto de los dígitos que designan a la aleación denotan el grado de pureza correspondiente. A los primeros cuatro dígitos, es común incluir una letra que señala el tipo de tratamiento al que ha sido sometida la aleación, ya sea térmico o mecánico. La letra más recurrente es la "T", que indica un proceso de endurecimiento mediante tratamientos térmicos. A continuación, se detallan algunas de las designaciones más frecuentes para este tipo de procesos:

- T1: Enfriado a partir de una fase de fabricación realizada a elevada temperatura y envejecido de manera natural.
- T2: Enfriado desde un proceso de fabricación llevado a cabo a alta temperatura, seguido de trabajo en frío y envejecimiento de forma natural.
- T3: Tratamiento de solución térmica, acompañado de trabajo en frío y envejecimiento hasta alcanzar una condición estable.
- T4: Tratamiento de solución térmica y envejecimiento hasta lograr una condición estable. Es parecido a T3, pero sin incluir el proceso de trabajo en frío.
- T5: Enfriado a partir de un proceso de fabricación a alta temperatura y envejecido artificialmente.
- T6: Tratamiento de solución térmica y envejecimiento artificial. Se utiliza para productos que, tras ser conformados a altas temperaturas, no se endurecen en frío, sino que experimentan envejecimiento artificial.
- T7: Tratamiento de solución térmica y envejecimiento completo para lograr estabilización.
- T8: Tratamiento térmico mediante disolución, seguido de trabajo en frío y envejecimiento artificial.
- T9: Tratamiento de solución térmica, envejecimiento artificial y trabajo en frío.

- T10: Enfriado a partir de un proceso de fabricación a alta temperatura, sometido a trabajo en frío y envejecido artificialmente hasta alcanzar una condición estable.

Además, cabe mencionar otras designaciones:

- F: Se refiere al estado original. Representa el material en su condición inmediata tras el proceso de fabricación.
- O: Indica el estado recocido. Esta designación se aplica a materiales con forma o a fundiciones que han pasado por un proceso de recocido completo.
- W: Es empleada para aleaciones que, tras un tratamiento térmico, mantienen una estructura inestable y experimentan envejecimiento natural.
- H: Se relaciona con el estado de acritud. Se aplica a los materiales que han sido fortalecidos a través de procesos de deformación.

### 3.3 ALEACIÓN 7050

El aluminio 7050 es una aleación tratada térmicamente con grandes propiedades mecánicas y de alta tenacidad a la fractura. Es popular entre la industria aeroespacial, el aluminio 7050 ofrece buena resistencia al agrietamiento por estrés y corrosión y alta resistencia a temperaturas bajo cero.

La placa de aleación de aluminio 7050 está disponible mayoritariamente en dos temperamentos.

T7651) combina la fuerza más alta con una buena resistencia a la corrosión por exfoliación y una resistencia SCC promedio.

T7451) proporciona una mejor resistencia SCC y una excelente resistencia a la exfoliación a niveles de fuerza ligeramente más bajos

Algunas de las aplicaciones pueden ser: marcos de fuselaje, piezas de aviones varias o mamparos.



Figura 3.1 AL 7050 como material para la ingeniería aeroespacial.

La aleación de aluminio 7050 deriva de la base de la aleación 7075 de aluminio. Para incrementar la resistencia, se aumenta el contenido de zinc (Zn), cobre (Cu) y la relación entre cobre y magnesio (Cu / Mg). Además, se introduce zirconio (Zr) en lugar de cromo (Cr) para abordar el desafío de la sensibilidad al enfriamiento y para suprimir la recristalización. Esta aleación ostenta una resistencia elevada y una tenacidad ante la fractura, además de exhibir un rendimiento óptimo en términos de resistencia a la corrosión por estrés.

Elemento	Al	Cu	Mg	Zn	Zr
Composición química	89%	2.30%	2.30%	6.20%	0.12%

Propiedades mecánicas del Aluminio 7050	
Fuerza tensil	515 MPa
Límite elástico	455 MPa
Resistencia a la fatiga	240 MPa
Módulo elástico	70-80 MPa
Coefficiente de Poisson	0.33
Elongación	11%



**CAPÍTULO IV:  
ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE  
GRIETAS DE FATIGA DE  
ALUMINIO 7050, CALIDAD T7451.  
GENERADOR DE ENSAYOS DE  
AMPLITUD CONSTANTE.**

## 4. ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETAS DE FATIGA EN ALEACIÓN DE ALUMINIO 7050, CALIDAD T7451. GENERADOR DE ENSAYOS DE AMPLITUD CONSTANTE.

### 4.1 ANTECEDENTES

La base de este proyecto ha sido fundamentalmente: la Tesis Doctoral “Análisis Comparativo de Modelos Strip-Yield en Crecimiento de Grietas por Fatiga Aleatoria” realizada por José Alberto Martín Romero; y los Trabajos de Fin de Grado:

- “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.” por 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 7050 (base de datos del programa NASGRO) ” de Rafael Zúñiga Gutiérrez.

Además, es importante destacar que este proyecto ha sido llevado a cabo en colaboración con otros dos compañeros de la Escuela de Ingenierías Industriales: Jesús Lunas García e Irene Rodríguez Calero. El proyecto se ha fundamentado en la cooperación para la recopilación de datos, su estandarización, análisis de registros y la generación de ensayos; finalmente, cada alumno se ha especializado en la aleación de aluminio específica que presenta.

El antecedente más directo es el TFG de Muñoz al tratar la misma aleación. En este trabajo Muñoz incluyó modificaciones en el procedimiento general que están siendo aplicadas a los trabajos realizados en la actualidad, pero no pudo completar el análisis ante la carencia de datos en la etapa de aceleración del crecimiento por aproximación a  $K_{Ic}$ . Tampoco disponía de datos en la cuantía deseable para la zona umbral, aunque llegando a las proximidades del punto de inflexión el número era suficiente.

Los objetivos planteados para este TFG son:

- Completar las carencias de datos en las zonas de fuerte aceleración y próxima al umbral. Los 9 registros aportados por Wang [42] deberán ser tratados para su incorporación a la base de datos previa. Incorporados estos registros deberán ser probadas las estimaciones previas sobre los puntos singulares obtenidos de estos nuevos. Incorporar los datos a las regresiones de ajuste.
- El procedimiento para la definición de los valores para los factores de constricción en deformación plana y tensión plana adoptado por Muñoz está siendo aplicado a las aleaciones 2024-T3/T351 y 7075-T6/T651; procedimiento que llevó a la adopción de valores de “ $\alpha$ ” de 1.15 y 1.73. En este trabajo se desea evaluar si modificar la desviación estándar por la desviación geométrica como instrumento para evaluar la confluencia en valores efectivos de los distintos registros implica cambios en la selección de valores para “ $\alpha$ ”.

- Con objeto de completar el trabajo de Muñoz se desea obtener la función del efecto acelerador para la aleación 7050-T7451. Las expresiones a emplear para esta función serán las simplificadas y obtenidas desde los propios datos de los registros. Disponiendo de estas funciones se entenderá terminado el estudio sobre la aleación.
- Desarrollo de una herramienta informática de fácil manejo y que proporcione estimaciones sobre datos de crecimiento en valores  $K_{\max} - da/dN$  en amplitud constante de toda la senda de crecimiento en archivos exportables.

## 4.2 BASE DE DATOS INICIAL

Con el objetivo de caracterizar el patrón de crecimiento de la aleación de aluminio 7050 sin depender del régimen de carga (R), el tipo de probeta o su espesor, y sin necesidad de llevar a cabo ensayos individuales para cada caso, Martín en su proyecto realizó un proceso de análisis de datos extraídos de la base de datos del programa NASGRO.

Aunque se ha estudiado la ley de comportamiento para las calidades T7451, T7452, T651 y T76, a la hora de llevar a cabo la generación de registros se ha realizado únicamente para T7451 ya que en el resto de las calidades no se tenía suficiente información sobre los datos en la zona final de los registros.

Para realizar un estudio del crecimiento de grieta más riguroso se optó por la incorporación de nuevos registros que incorporaran información sobre zonas de las que se tenían pocos datos. En el caso de la calidad T7451, se precisaba estudiar con más exactitud la zona final del ensayo, afectada por el efecto ponderador. Con este motivo, se han añadido 9 ensayos a los registros que teníamos. Éstos, han sido extraídos y digitalizados del artículo: “Experimental investigation of overload effects on fatigue crack growth behaviour of 7050-T7451 aluminium alloy” por Hongxun Wang [43].

Para lograr esta caracterización, se han localizado los puntos singulares en el perfil empleando la Ley de Paris. Luego, se han identificado los puntos ubicados en la región umbral. Aunque ambos procesos se basan en un tratamiento de datos común, se han ejecutado utilizando herramientas distintas.

En apartados anteriores se mencionó como la senda de crecimiento se caracterizaba por tener un tramo lineal de crecimiento (4-5) que correspondía a Paris 1 y seguidamente sufrir una disminución de velocidad hacia el segundo tramo lineal en zona de tensiones planas, Paris 2 (tramo 5-6). Esto ocurre debido al incremento en las tensiones de apertura, lo que provoca la transición de la deformación plana a la tensión plana en la grieta. Más allá del punto 7, se inicia una aceleración gradual y constante, impulsada por el efecto ponderador de KIC, que finalmente conduce a la rotura catastrófica del material.

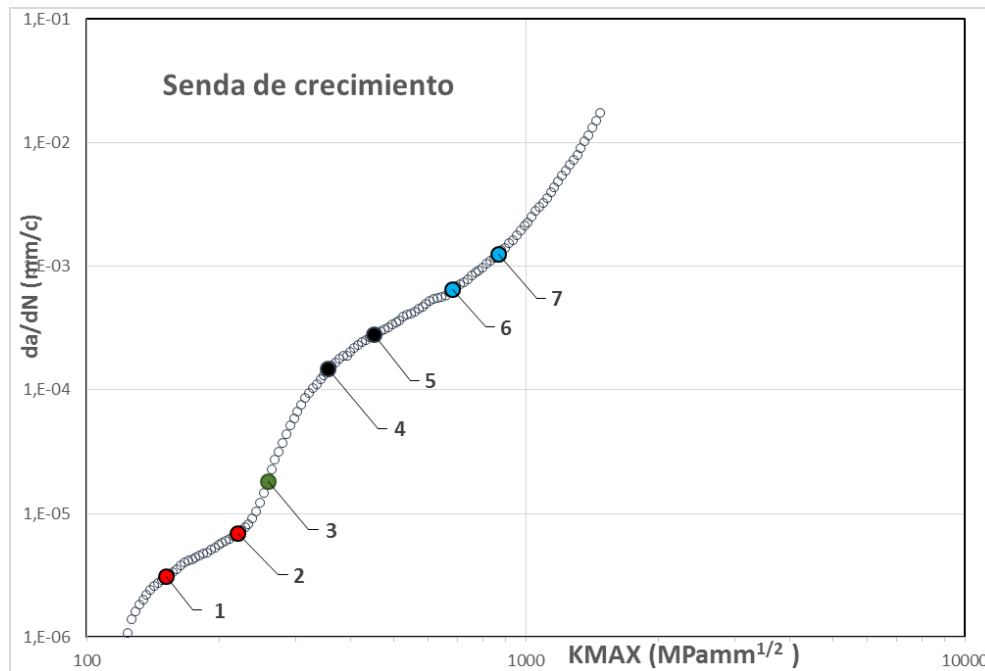


Figura 4.1 Senda de crecimiento de [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

Para identificar los puntos clave en la zona umbral (1-2-3), es esencial centrarse en la identificación del "punto de inflexión", punto 3. Éste desempeña un papel crítico, ya que está vinculado a una velocidad de crecimiento específica, un valor de Kmax y su respectiva pendiente. El punto de inflexión señala el punto en el cual la curva de crecimiento se desvía de su fase de aceleración, después de haber abandonado la trayectoria inicial de la recta inferior (puntos 1-2), y comienza a ajustarse a las condiciones estables de crecimiento que corresponden a la recta de Paris. Este tramo es notablemente inestable, ya que marca una transición en el mecanismo de crecimiento. Se pasa de un proceso controlado por la rugosidad a uno controlado por la plasticidad.

Buscar un patrón distintivo tanto en el comportamiento del punto de inflexión como en la identificación de puntos singulares en los tramos de aceleración constante sería fundamental para desarrollar una predicción del crecimiento de grietas sin necesidad de realizar ensayos, basándose únicamente en la geometría de la pieza, los espesores y la carga aplicada.

Para llevar a cabo la caracterización de todos los puntos y rectas mencionados anteriormente, es esencial contar con una gran base de datos de registros. La mayor parte de los registros han sido extraídos de la base del programa NASGRO, a continuación, se muestra una captura de ejemplo de la interfaz, apreciándose las numerosas opciones que incorpora para una gran cantidad de aleaciones de distintos metales.

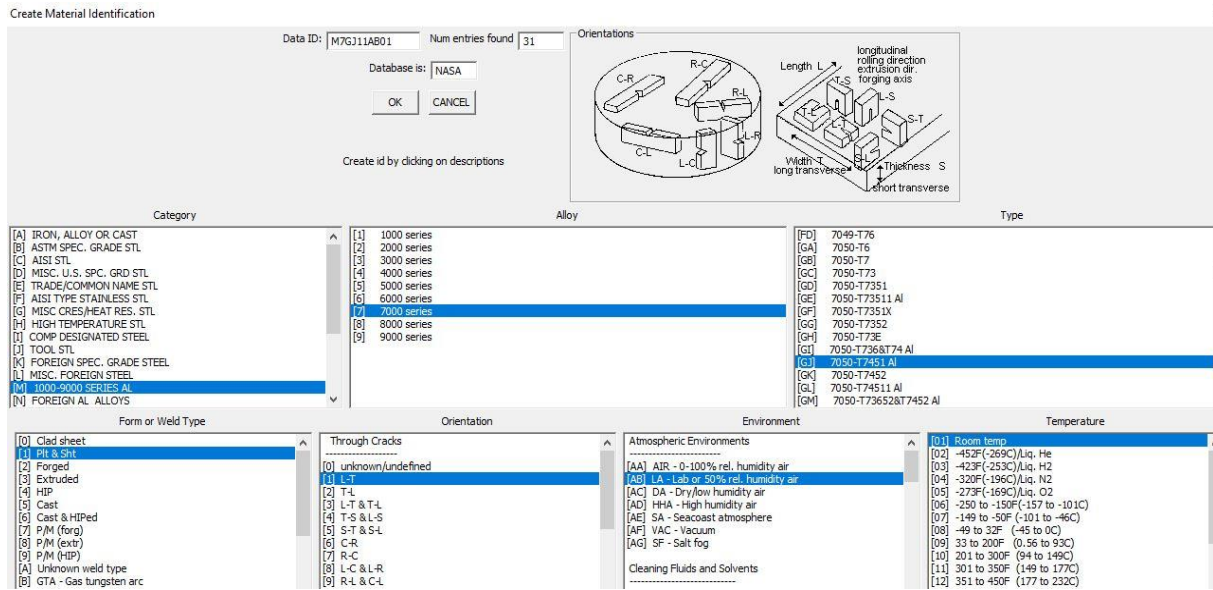


Figura 4.2 Obtención de datos en el programa NASGRO para la aleación 7050-T7451.

Además, como se mencionó previamente, se han incorporado 9 registros adicionales. Estos datos se extrajeron del artículo de Wang [42] utilizando el programa PlotDigitalizer. Esta herramienta permitió la extracción de datos a partir de una captura de imagen y los convirtió en un formato manejable, específicamente en formato .csv, para su posterior análisis.

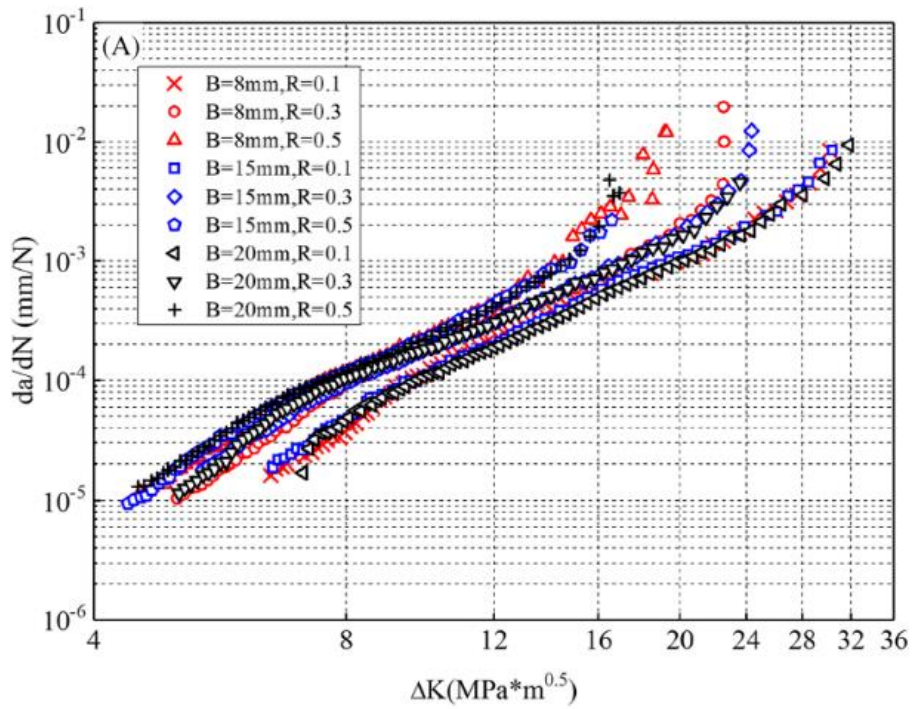


Figura 4.3 Registros del artículo de Wang [42].

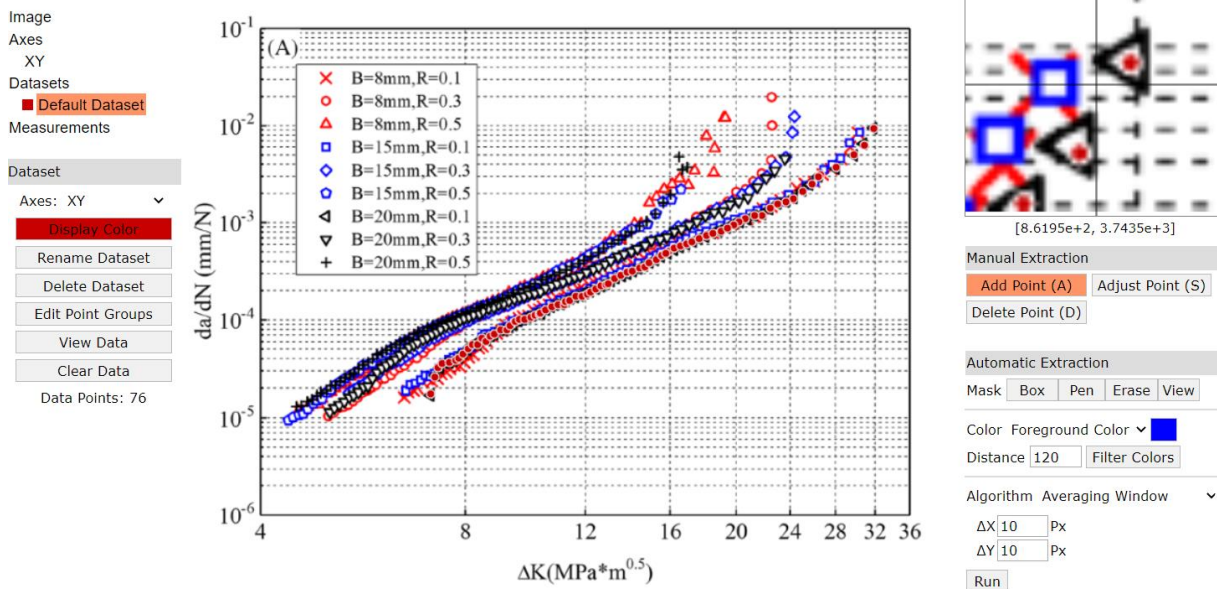


Figura 4.4 Procedimiento de extracción de datos en PlotDigitalizer.

Tras un alineamiento preciso de los ejes en la imagen, se procede a realizar la selección de los datos en la imagen. Para finalmente, generar desde el programa un archivo formato .CSV con los pares de datos  $\Delta K - da/dn$ . El recuento total de registros se visualiza en la siguiente tabla:

CALIDAD AL 7050	REGISTROS DE NASGRO	REGISTROS DE WANG [43]
T7451	31	9
T7452	6	0
T76	10	0
T7651	25	0

Tabla 3 Registros utilizados en el proyecto.

El tipo de probeta de los registros utilizados son los siguientes 4:

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

Con un total de 81 registros que han participado en el estudio de la ecuación de crecimiento de grietas en fatiga, queda justificada la consistencia proporcionada al trabajo.

### 4.3 NOMENCLATURA PARA LOS REGISTROS

Para la correcta organización de los datos y para facilitar el trabajo de su estudio se empleó una designación en común para todos los registros. El objetivo era que recogiera las características principales e identificativas de cada uno para llevar así un orden y hacer más amena su búsqueda en la gran cantidad de ensayos.

Su designación queda de la siguiente forma: X/Y/Z/K

X: Es el espesor de la probeta en unidades de milímetros.

Y: Es el régimen de carga del registro.

Z: Calidad de la aleación.

K: Tipo de probeta.

A veces ha ocurrido que nos hemos encontrado con la coincidencia de que dos registros compartían la misma identificación. En estos casos se ha empleado la terminación A, B, C, D... para su diferenciación.

Como ejemplo, la identificación de 12/0.3R/7050-T7451/C(T), correspondería a un ensayo en una probeta de 12 mm de espesor, un régimen de carga de 0,3, calidad de T451 y el tipo de probeta C(T).

## 4.4 HOMOGENEIZACIÓN DE LOS DATOS

Tantos los de la base de datos NASGRO como los extraídos del artículo de Wang [42] requieren un proceso de reacondicionamiento para garantizar la viabilidad en la comparación de datos. De lo contrario, podrían surgir situaciones en las que un mismo valor de coordenada en el eje X tenga múltiples valores en el eje Y.

Este procedimiento implica la clasificación de los registros de manera ascendente, basándose en los valores de  $\Delta K_{aplicado}$ . Luego, estos valores se convierten en  $K_{max}$  utilizando las siguientes fórmulas:

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

$$R = \frac{K_{min}}{K_{max}}$$

( 4.1 )

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

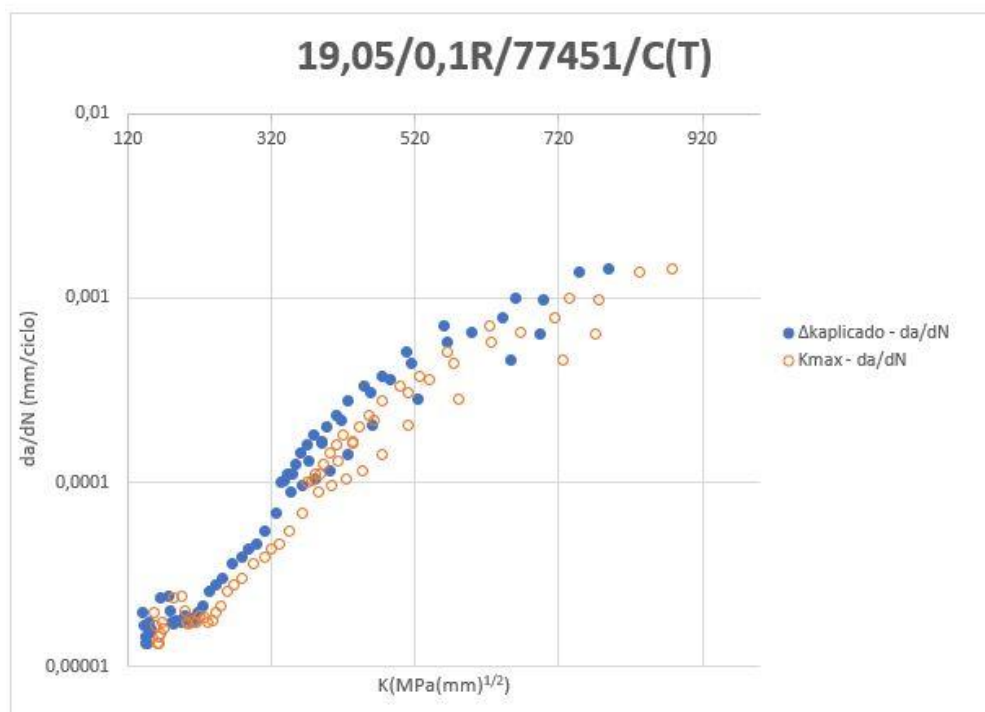


Figura 4.5  $\Delta K_{aplicado}$  pasados a valores de  $K_{max}$ . [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

Luego de obtener todos los registros con valores de  $K_{max}$ , se procedió a realizar la homogeneización de datos con interpolación logarítmica a intervalos de K con un factor de valor 1,02. Esto se hizo comenzando desde un valor inicial de  $100 \text{ MPa}(\text{mm})^{1/2}$  y aplicándolo a los registros en mm/ciclo para la velocidad de crecimiento por ciclo y en  $\text{MPa}(\text{mm})^{1/2}$  para los factores de intensidad de tensión. Este proceso se llevó a cabo con el fin de evitar la duplicación de valores de datos. Para algunos casos, se redujo el valor inicial de  $100 \text{ MPa}(\text{mm})^{1/2}$  para asegurar la inclusión de todos los puntos de los ensayos.

Se puede apreciar que el registro gana en claridad y manejabilidad a la hora de su estudio tras este tratamiento de datos.

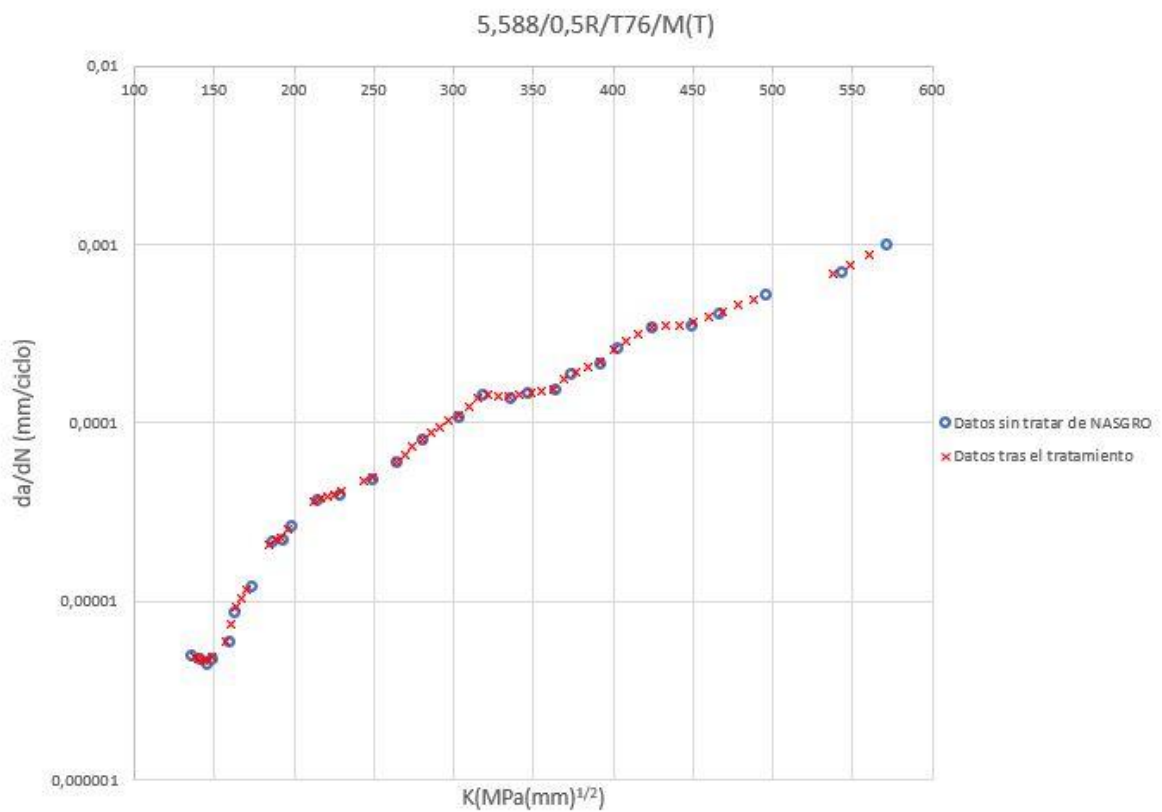


Figura 4.6 Registro homogeneizado. [1.2] Muñoz Becerra, Martín.

## 4.5 ELABORACIÓN DE FICHAS INDIVIDUALES

Tras someter a todos los registros al tratamiento de homogeneización ya están en condiciones de ser comparados entre unos y otros. El siguiente paso es la creación de fichas individuales de cada registro con el fin de la identificación de las rectas de Paris 1 y Paris 2 y de los Puntos Singulares del registro. Estas fichas se han generado en un archivo de Excel, en el que además del posicionamiento de las rectas y sus puntos de interés se han llevado a cabo los cálculos de

regresión, determinación de valores efectivos globales, y procesos de desafectación, entre otros análisis. A continuación, un ejemplo de la ficha individual de un registro:

25,4	Pen Paris	2,65757505	da/dN=CK^n	NOMINALES	EFFECTIVOS	inicio P-2	Kcr
0,30	Pen Trans	1,2500	C(P1)	1,36E-11	5,29E-11	274,542	724,464612
T7451	Sig0	499,776	C(P2)	0,00E+00	0,00E+00	1,34E-04	0,00045367
C(T)	0,175		0		0,47		Kcr-estim
1,73	Paris 1		Paris 2		Transición		
1,15	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	
Kmax	10	10000	10,00	10000,00	210,00	480,00	I.T.
da/dN	6,19E-09	5,82E-01	0,00E+00	0,00E+00	9,88E-05	2,78E-04	
P.I.	Pen P.I.	6,2	Ref Paris I-II		Ref Transic		
407,9549	364,803443	456,210608	10	10000	210	480	estimada
4,29E-05	2,15E-05	8,59E-05	3,54E-08	3,32E+00	2,10E-04	5,91E-04	570,91
	C(P.I.)	2,80E-21	Smax-C(T)	13,191	C(I.T.)	1,24E-07	3,45E-04
0,38625301	0,0077115	-0,2197825	0,82581796	q0 dp R>0	0,39992126	q0 dp R<0	0,2473691
0,49975127	0,0087984	0,00830094	0,48314939	q0 tp R>0	0,45667108	q0 tp R<0	0,31983192
EFFECTI-P1	6,00078736	6000,78736	0	0	EFFECTI-P2		
	6,19E-09	5,82E-01	0,00E+00	0,00E+00			2,286
	C(P1)	5,29E-11	C(P2)				
Recta infer	119,509	154,598				738,954	407,9549
	5,95E-06	9,25E-06				2,20E-03	4,29E-05

Figura 4.7 Ficha individual

- 1) Características principales de la probeta, por orden: Espesor, régimen de carga, calidad, probeta, alfa deformación plana y alfa tensión plana.
- 2) Pendiente del tramo lineal de Paris para el conjunto de datos determinado en apartados siguientes.
- 3) Coordenadas del Punto de inflexión y el valor de la pendiente de la recta que lo contiene.
- 4) Herramienta para posicionar Paris 1 y Paris 2.
- 5) Herramienta para posicionar la recta de transición.
- 6) Conversión de Paris 1 y Paris 2 a sus valores efectivos.
- 7) Coordenadas del punto donde comienza el efecto Kc.

Gracias a que todos los datos de las fichas se encuentran referenciados en el Excel, cualquier cambio en algún punto singular repercutirá en todo el documento. Esto facilita en gran medida que las variaciones o modificaciones que se realicen tanto a la hora de corregir fallos, identificación de puntos nuevos... se reflejen en todo el archivo.

Es destacable que no todos los registros han participado en igual medida para cada proceso. Algunos han tenido más influencia en la caracterización de la zona umbral, otros en la identificación de Paris y otros en la obtención de los puntos singulares.

## 4.6 REGISTROS UTILIZADOS

Se expone ahora los registros que han participado en el estudio:

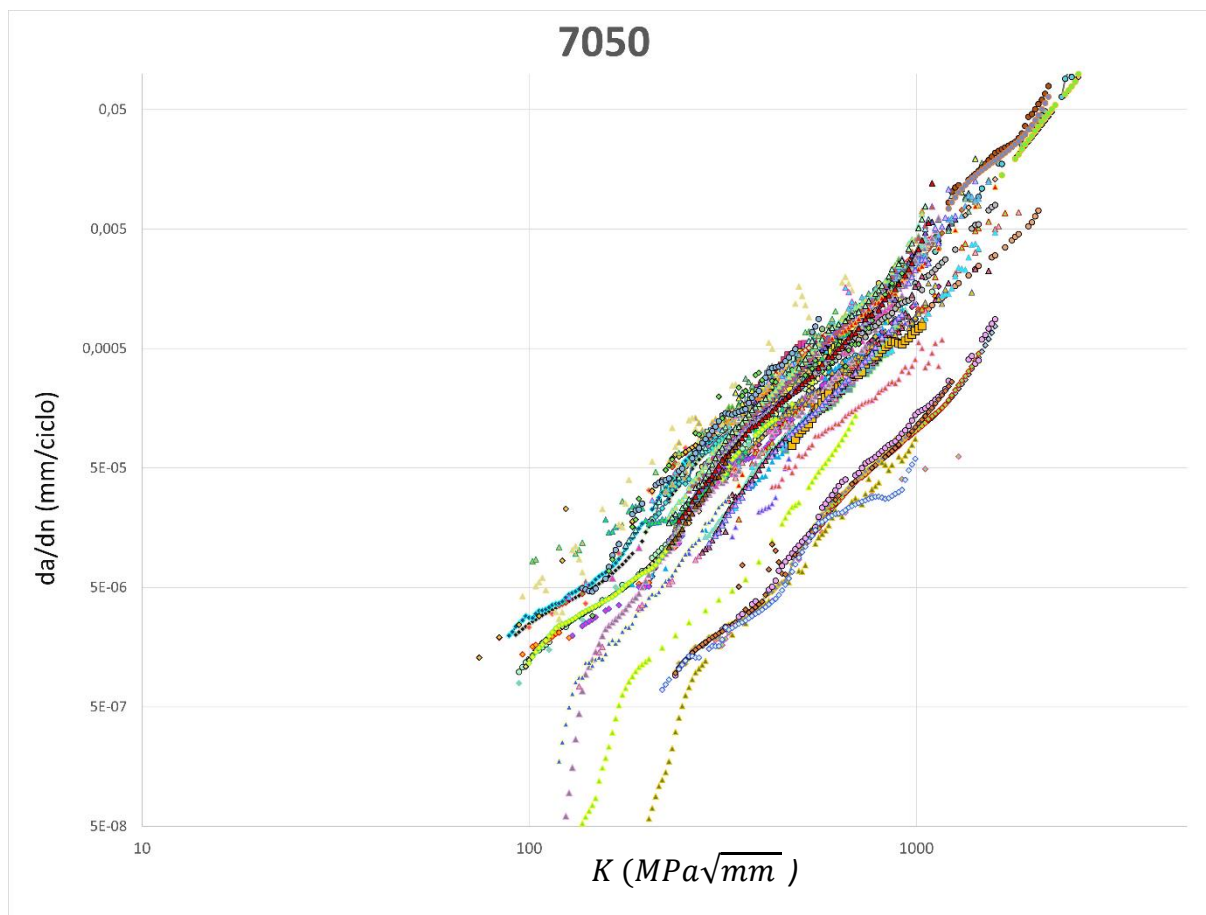


Figura 4.8 Conjunto de registros totales AL 7050

▲ 19.05 / 0.1R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 25A / 0.1R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 19.05 / 0.08R / 7050-T7451 / C(T)
▲ 25A / 0.3R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 25A / 0.5R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 4.648 / -0.3R / 7050-T7451 / M(T)
▲ 4.648 / 0.05R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 4.648 / 0.5R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 9.906 / -0.3R / 7050-T7451 / CCP
▲ 9.906 / 0.05R / 7050-T7451 / CCP	▲ 9.906 / 0.5R / 7050-T7451 / CCP	▲ 9.906 / -0.3R / 7050-T7451 / M(T)
▲ 9.906 / 0.05R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 9.906 / 0.5R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 5.08 / -0.3R / 7050-T7451 / M(T)
▲ 5.08 / 0.05R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 5.08 / 0.5R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 25A / 0.05R / 7050-T7451 / SE(BT)
▲ 25A / 0.25R / 7050-T7451 / SE(BT)	▲ 25A / 0.5R / 7050-T7451 / SE(BT)	▲ 12.7 / 0.1R / 7050-T7451 / C(T)
▲ 12.7 / 0.4R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 12.7 / 0.7R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 12.7 / 0.8R / 7050-T7451 / C(T)
▲ 6.35 / 0.05R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 6.35 / -1R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 6.35 / -0.66R / 7050-T7451 / M(T)
▲ 6.35 / -0.33R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 6.35 / 0R / 7050-T7451 / M(T)	▲ 6.35 / 0.55R / 7050-T7451 / M(T)
▲ 6.35 / 0.02R / 7050-T7451 / M(T)	■ 25A / 0.08R / 7050-T7452 / M(T)	■ 25A / 0.3R / 7050-T7452 / M(T)
■ 25A / 0.5R / 7050-T7452 / M(T)	■ 25A / 0.08R / 7050-T7452 / M(T)	■ 25A / 0.3R / 7050-T7452 / M(T)
■ 25A / 0.5R / 7050-T7452 / M(T)	● 2.286 / 0R / 7050-T76 / M(T)	● 2.286 / 0.33R / 7050-T76 / M(T)
● 3.175 / 0.33R / 7050-T76 / M(T)	● 5.88 / 0.05R / 7050-T76 / M(T)	● 5.88 / 0.275R / 7050-T76 / M(T)
● 5.88 / 0.5R / 7050-T76 / M(T)	● 6.35 / -1R / 7050-T76 / M(T)	● 6.35 / 0.05R / 7050-T76 / M(T)
● 6.35 / 0.4R / 7050-T76 / M(T)	● 6.35 / 0.8R / 7050-T76 / M(T)	◆ 31.75 / 0.02R / 7050-T7651 / M(T)
● 5.08 / -1R / 7050-T7651 / M(T)	◆ 5.08 / 0.05R / 7050-T7651 / M(T)	→ 6.35 / 0.1R / 7050-T7651 / C(T)
◆ 6.35 / 0.4R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 6.35 / 0.8R / 7050-T7651 / C(T)	→ 12.7 / 0.05R / 7050-T7651 / C(T)
◆ 12.7 / 0.4R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 12.7 / 0.8R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 19.05 / 0.05R / 7050-T7651 / C(T)
◆ 6.35 / 0.4R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 6.35 / 0.8R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 5.08 / 0.05R / 7050-T7651 / M(T)
◆ 6.274 / 0.05R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 6.274 / 0.4R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 6.274 / 0.8R / 7050-T7651 / C(T)
◆ 5.08 / 0.05R / 7050-T7651 / M(T)	◆ 12.7 / 0.05R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 12.7 / 0.4R / 7050-T7651 / C(T)
◆ 12.7 / 0.8R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 6.35 / 0.05R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 6.35 / 0.4R / 7050-T7651 / C(T)
◆ 5.08 / 0.05R / 7050-T7651 / M(T)	◆ 6.35 / 0.4R / 7050-T7651 / C(T)	◆ 6.35 / 0.05R / 7050-T7651 / C(T)
▲ 20 / 0.1R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 20 / 0.3R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 20 / 0.5R / 7050-T7451 / C(T)
▲ 15 / 0.1R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 15 / 0.3R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 15 / 0.5R / 7050-T7451 / C(T)
▲ 8 / 0.1R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 8 / 0.3R / 7050-T7451 / C(T)	▲ 8 / 0.5R / 7050-T7451 / C(T)

Figura 4.9 Leyenda de Conjunto de registros totales

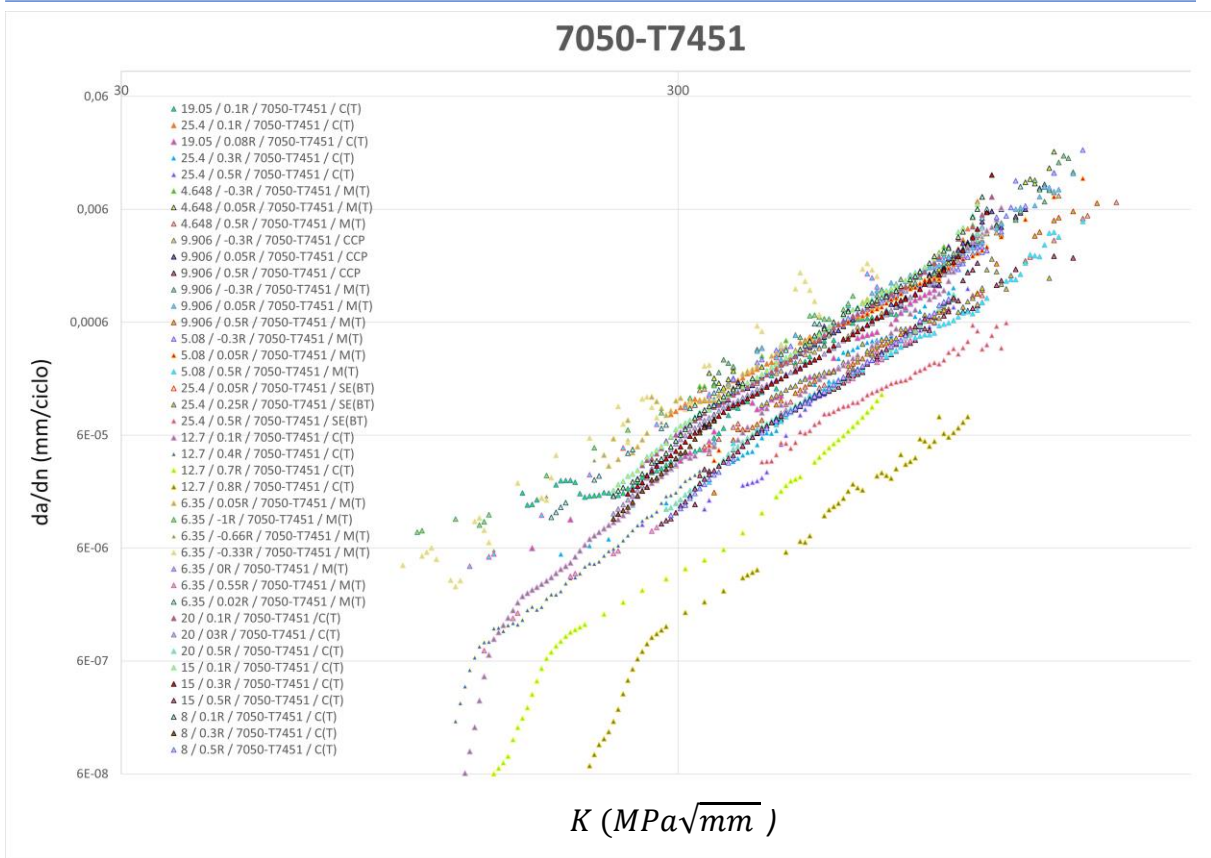


Figura 4.11 Registros T7451

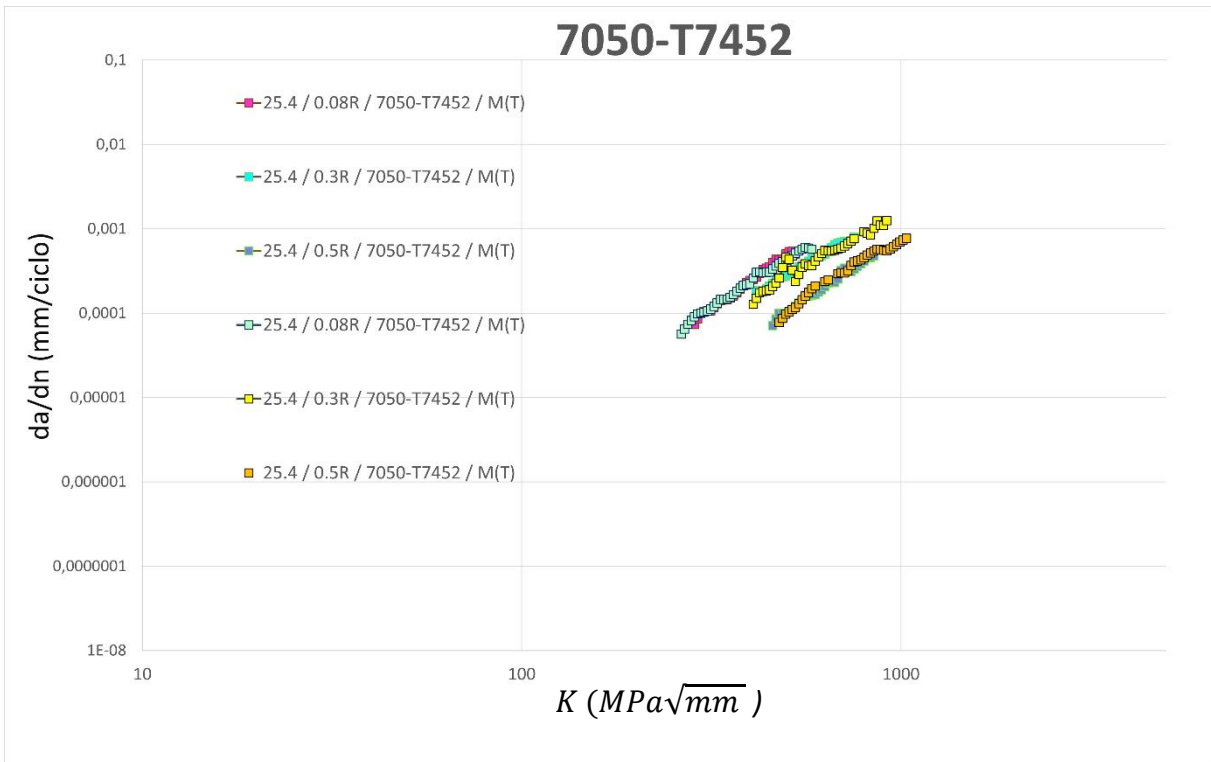


Figura 4.10 Registros T7452

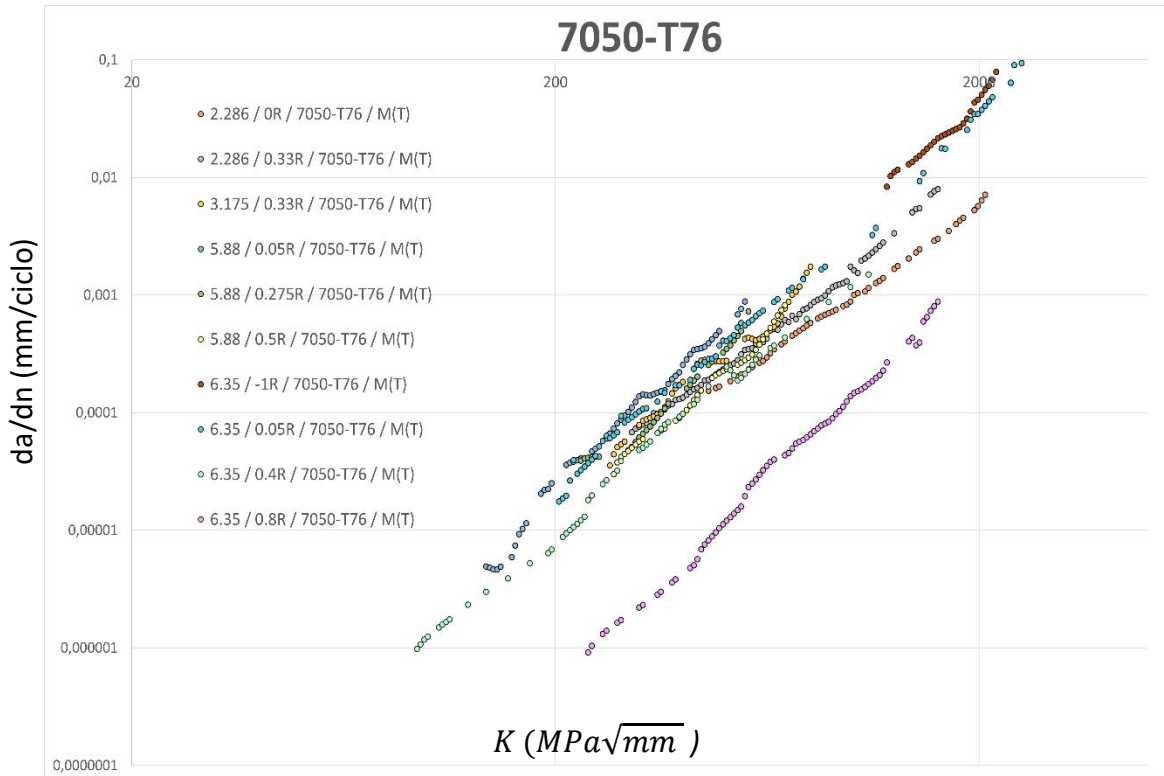


Figura 4.13 Registros T76

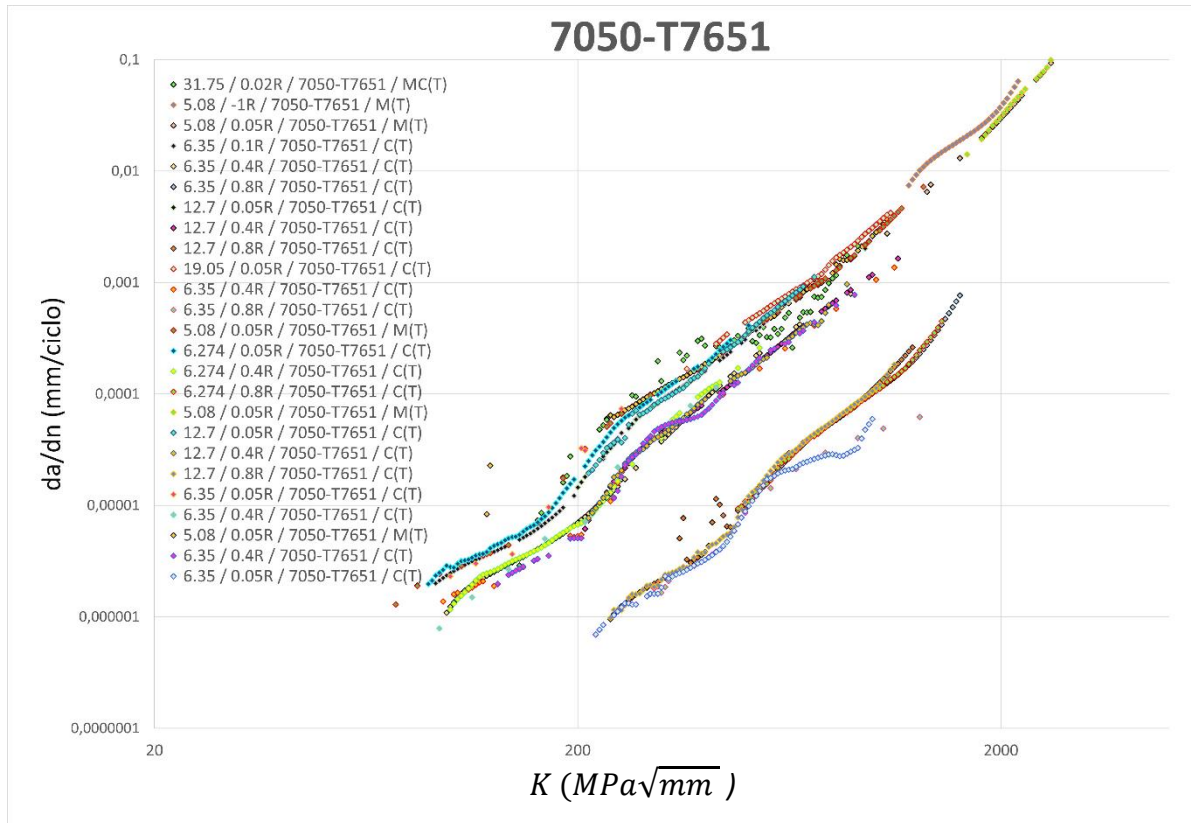


Figura 4.12 Registros T7651.

## 4.7 CÁLCULO DE LA PENDIENTE

Después de haber creado fichas individuales y desarrollado la representación de cada registro, se procedió a establecer el elemento central de este estudio, la pendiente. Este elemento es el punto de partida para el resto de puntos singulares y las pendientes de Paris 1 y Paris 2. Es relevante recordar que la pendiente en Paris 1 y Paris 2 es la misma, y refleja el crecimiento constante de la grieta en situaciones de deformación plana y de tensión plan, respectivamente.

El objetivo es obtener una pendiente universal que sea aplicable a todos los ensayos, independientemente de la calidad del material; es decir, una pendiente que sea válida tanto para T7451, T7452, T76 y T7651. A pesar de que la pendiente en Paris 1 y Paris 2 es la misma, se ha optado por determinarla específicamente para Paris 1 y luego extenderla a Paris 2. Esta elección se basa en la facilidad de identificar Paris 1 a simple vista en comparación con Paris 2, ya que existe un proceso de transición entre ambas etapas. Además, es importante mencionar que la mayoría de los registros solo presentan datos relacionados con Paris 1, lo que nos proporciona una base de datos más sólida en términos de cantidad de información disponible.

Para determinar la pendiente, se ha llevado a cabo una cuidadosa selección de registros en los cuales la presencia de Paris 1 es clara para evitar errores debidos al efecto KIC o a la transición entre Paris 1 y Paris 2. Estos registros se caracterizan por tener un espesor significativo, generalmente superior a los 6 mm, asegurando así que nos encontramos en una condición de deformación plana, ya que es conocido que la transición se retrasa a medida que el espesor aumenta. Además, es crucial que los valores de R sean menores o iguales a 0.3, ya que valores más elevados pueden influir en la pendiente, haciéndola un poco más pronunciada debido a la presencia de KIC, lo que podría generar interpretaciones incorrectas y afectar la pendiente global. Tal como se mencionó previamente, los valores altos de R desplazarían el perfil de velocidades hacia la derecha, mientras que los valores bajos lo harían hacia la izquierda.

En investigaciones previas, en concreto en estudios relacionados con la familia 7075 realizados por Rafael Zúñiga [1.3], se llevaron a cabo análisis que distinguían las pendientes en función de las diferentes calidades del material. Se designó una pendiente diferente para las calidades T6 y T651, y otra para las calidades T73 y T7351. Esto se basó en observaciones visuales que apuntaban posibles variaciones en las pendientes según la calidad del material. Sin embargo, en este proyecto se siguió el modelo de proceder que realizó Martín [1.3]. En aras de alcanzar una caracterización más general y una visión global, se decidió utilizar una única pendiente para todas las calidades. Se pudo observar que ésta se ajustaba de manera óptima a todas las calidades, sin necesidad de recurrir a múltiples pendientes según la calidad del material.

Para designar una pendiente global, se procedió a establecer primero la pendiente de manera individual para cada registro, siempre y cuando cumpliera con los requisitos mencionados en términos de espesor y valor de R. Una vez determinada la pendiente para cada registro, se implementó un sistema de ponderación para asignar a cada uno de ellos un nivel de influencia

adecuado en el proceso global. Esto resultó en valores de ponderación variando entre 0 y 1, donde "0" se reservó para los registros que no formaron parte del proceso de obtención de la pendiente y "1" para aquellos que sí contribuyeron. Finalmente, se realizó un cálculo de la media geométrica utilizando los registros ponderados, dando como resultado una pendiente general que abarca todos los casos. Destacar que este proceso es iterativo en su naturaleza. Dado que se trata de una pendiente determinada de manera subjetiva a través de la observación de gráficas, pueden producirse errores. Por lo tanto, una vez que se obtiene la pendiente global, es necesario verificar si se ajusta a la mayoría de los registros, incluso aquellos que quedaron excluidos en este proceso debido a la falta de cumplimiento de los criterios de R y espesor. Si se encuentra que la pendiente global no se ajusta adecuadamente, se debe realizar un reajuste de las pendientes individuales que afectan la pendiente global.

Al usar la herramienta de Excel se facilita enormemente esta tarea ya que, al referenciar los datos de las pendientes, cualquier cambio repercute en la pendiente global calculada.

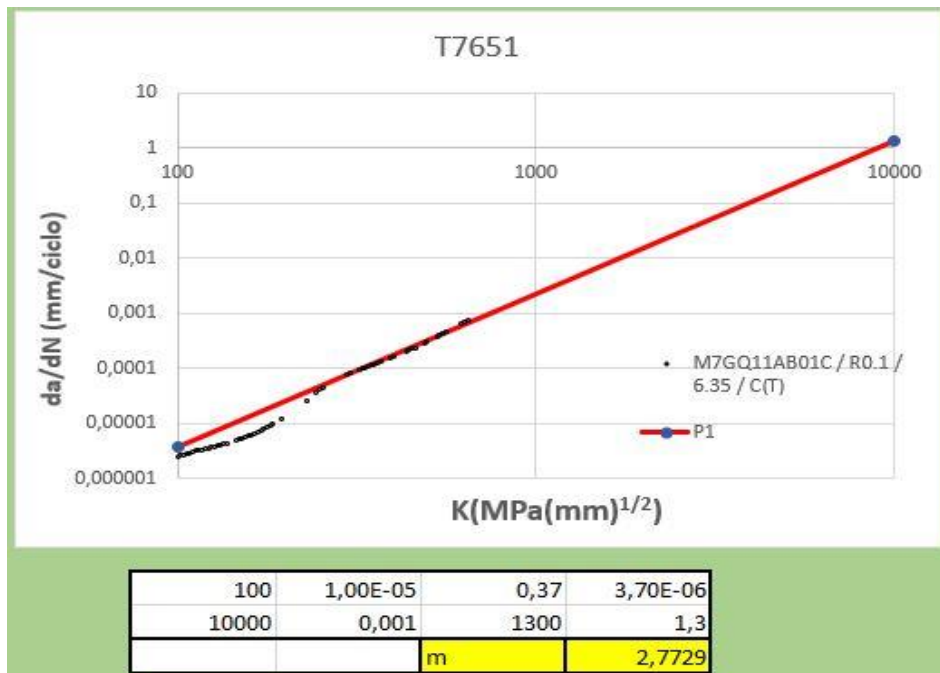


Figura 4.14 Ejemplo de pendiente específica de un registro T651.

PENDIENTES	PONDERACION	elevado	multiplicado acumulado					
2,5000	0,4	1,4427	1,4427					
2,6109	1	2,6109	3,76678035					
2,5000	0,7	1,8991	7,153660118					
2,4375	0,7	1,8658	13,34729809					
2,6399	1	2,6399	35,23580381					
2,7832	1	2,7832	98,0673103					
2,6410	0,4	1,4747	144,621162					
2,4211	0,7	1,8570	268,5570668					
2,5835	1	2,5835	693,8101835					
2,4508	0,4	1,4313	993,026313					
3,0000	1	3,0000	2979,078939					
2,5935	0	1,0000	2979,078939					
2,6013	0,4	1,4658	4366,729641	suma total	32,8			
2,6118	0,4	1,4682	6411,054585			PENDIENTE BUENA	2,657575	
2,2657	0	1,0000	6411,054585	multiplicacion	8,38E+13			
2,7236	0,4	1,4930	9571,620394					
2,6344	0,7	1,9701	18856,68226					
2,6479	1	2,6479	49929,67709					
2,7841	1	2,7841	139009,257					
2,5723	0,4	1,4593	202850,0714					
2,7910	0	1,0000	202850,0714					
2,8151	0	1,0000	202850,0714					
2,1739	0	1,0000	202850,0714					
2,7729	1	2,7729	562477,0426					
2,8363	1	2,8363	1595365,185					
2,5132	1	2,5132	4009415,099					
2,7171	1	2,7171	10893885,9					
2,8371	0,7	2,0750	22604359,33					
2,2657	0	1,0000	22604359,33					
suma	17,3							

Figura 4.15 Cálculo de la pendiente mediante la ponderación de registros.

Pendiente P1 y P2 = 2,657575

La ponderación se ha realizado teniendo en cuenta la calidad de cada registro. Se ha dado mayor peso a los registros que contaban con un número significativo de puntos y cuya representación del perfil de velocidades se consideraba aceptable, evitando así la presencia de puntos "suelos o flotantes". Estos últimos podrían indicar problemas en la medición del ensayo y, por lo tanto, se les asignó un peso menor en el proceso de ponderación.

El valor de la pendiente será fijo para todo el estudio de crecimiento de grieta y a partir de él se designarán los puntos singulares del perfil de crecimiento.

En la figura 4.16 se puede apreciar el resultado. La pendiente calculada se ajusta perfectamente al perfil de crecimiento en el tramo lineal de Paris 1.

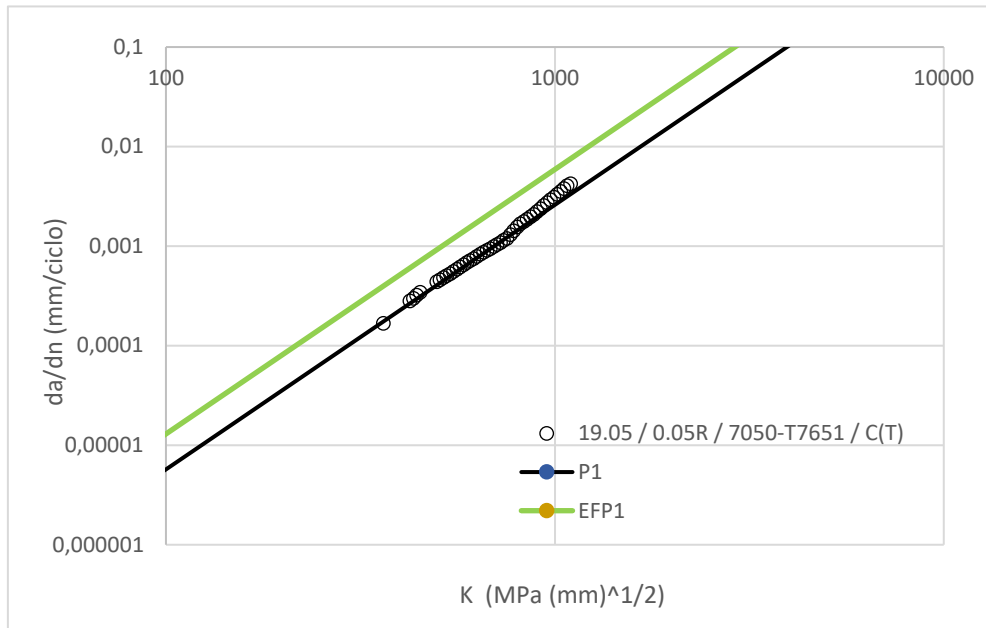


Figura 4.16 Pendiente calculada reflejada en el registro.

## 4.8 PUNTOS SINGULARES

### 4.8.1 HERRAMIENTA PARA EL POSICIONAMIENTO DE PARIS 1 Y PARIS 2

Una vez que la pendiente ha sido establecida, es posible identificar los puntos singulares en el registro. Se procede a alinear la recta de Paris 1 y/o Paris 2 (si está presente) en cada registro. Para lograr esto, se utiliza una herramienta en Excel similar a la utilizada previamente para determinar la pendiente global, con la diferencia de que en este caso "ajustamos" la recta sobre cada registro utilizando la pendiente establecida. El objetivo es posicionar la recta en la zona correspondiente a Paris, y a continuación, identificar el punto de inicio de la transición de la recta de Paris 1 a Paris 2 (para aquellos registros que presenten Paris 2). En esta fase de crecimiento el material experimentaba su transición a la zona de tensión plana abandonando la zona de crecimiento lineal en deformación plana.

Coeficiente de Paris 1		Coeficiente de Paris 2	
0,3		0,21	
<b>Paris 1</b>		<b>Paris 2</b>	
Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2
10	10000	10,00	10000,00
1,06E-08	9,97E-01	7,43E-09	6,98E-01

Figura 4.17 Herramienta posicionamiento de P1 y P2.

Con la herramienta se procede de la siguiente forma. Partimos de los datos de un registro.

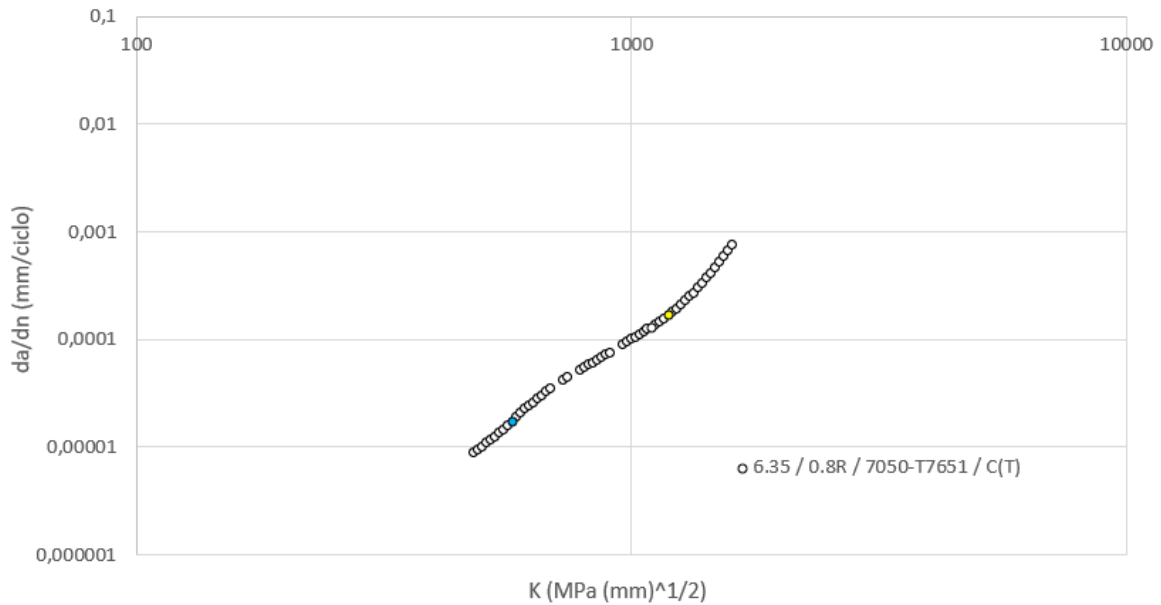


Figura 4.18 Registro íntegro.

La herramienta nos permitirá “descolgar” la pendiente establecida aumentando o disminuyendo el coeficiente de Paris. En este caso el espesor es alto, sabemos que se está presentando en el tramo lineal de Paris 1.

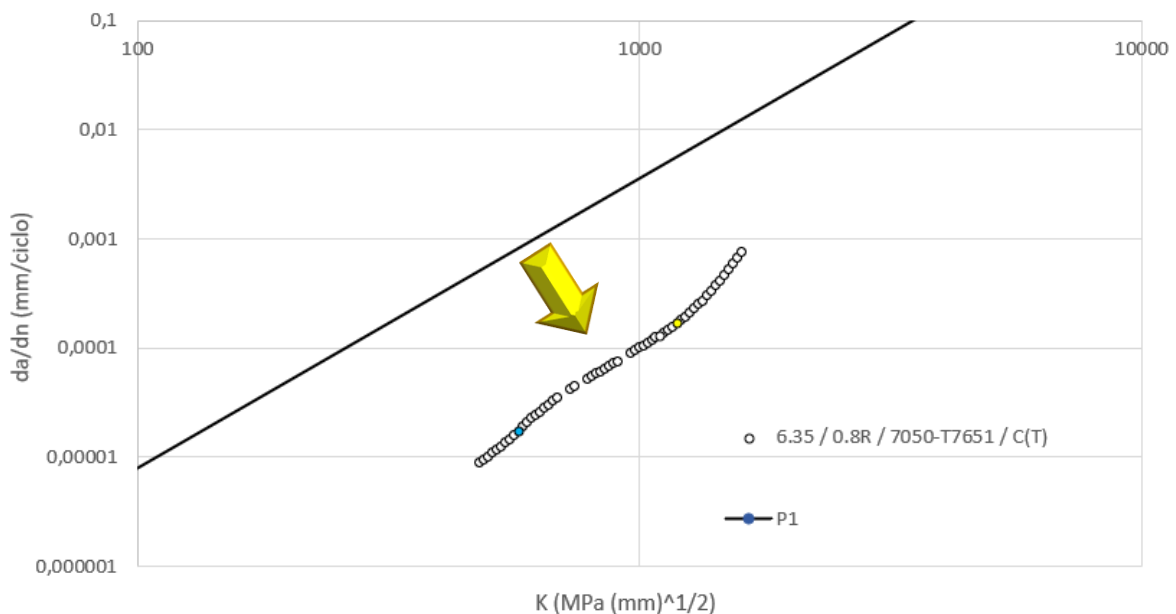


Figura 4.19 Ajuste mediante el coeficiente de Paris 1 de la pendiente en el registro.

Para este ensayo se ha establecido el coeficiente de Paris en 0,014 que era el que más se adaptaba al registro.

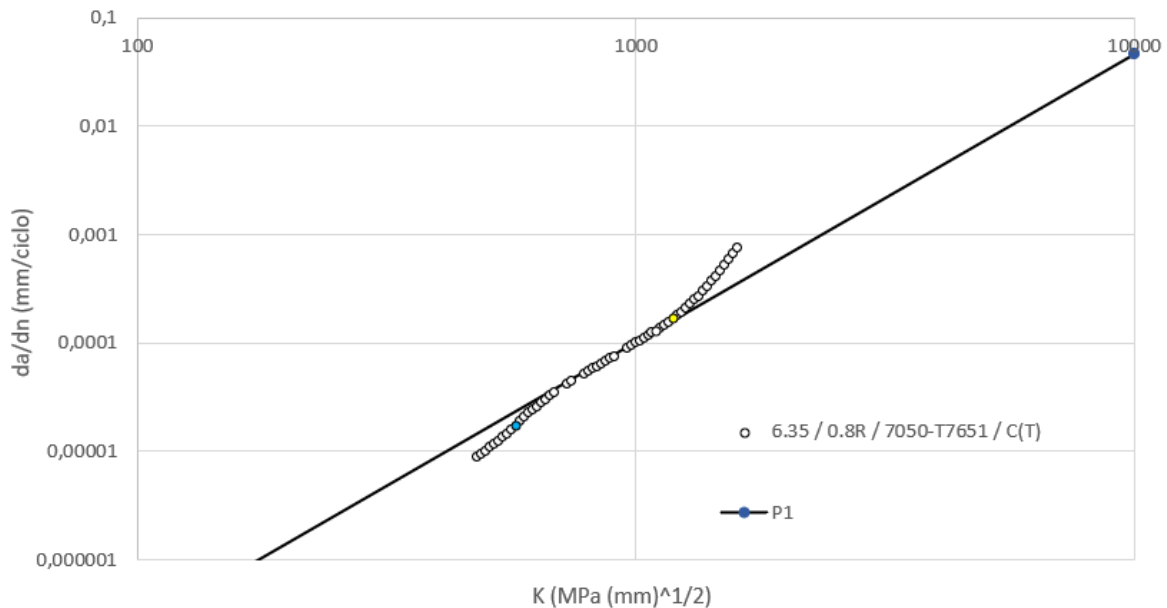


Figura 4.20 Registro con Paris 1 representado.

Este procedimiento se haría para todos los registros del archivo y en el caso de que se visualizara también con Paris 2.

#### 4.8.2 PENDIENTE Y PUNTO DE INFLEXIÓN

La identificación del punto de inflexión reviste una importancia de primer orden, dado que permite caracterizar una porción significativa de la región umbral. En esta zona, la aplicación exclusiva del mecanismo PICC plantea interrogantes. Por "identificación," entendemos la determinación de parámetros clave, tales como  $K_{max}$ , velocidad y pendiente de la curva.

Las observaciones de Schijve [22] acerca de la evolución del crecimiento de grietas y la coincidencia de cambios en el perfil, independientemente de factores como la geometría, el radio (R) y el espesor, han sido ampliamente respaldadas por los enfoques de cierre de grieta en el contexto del PICC y la utilización de valores efectivos como factores determinantes del crecimiento. En la proximidad al umbral, antes de que el crecimiento siga el comportamiento de la ley de Paris, también se manifiestan perturbaciones en la trayectoria del crecimiento, corroboradas por las investigaciones de Wanhill [28]. Cuando se alcanza la región del punto de inflexión en el proceso de crecimiento, se produce una transición gradual en la velocidad del mismo. Este cambio se atribuye a modificaciones en el mecanismo de crecimiento de la grieta, que evoluciona desde estar influenciado principalmente por la rugosidad en la fase inicial hacia un predominio de la plasticidad al llegar a la fase característica de la ley de Paris.

Se ha notado que los valores de  $K_{m\acute{a}x}$ , velocidad y pendiente están directamente relacionados exclusivamente con la relación de cargas (R). Por lo tanto, se llevará a cabo un cálculo de los ajustes correspondientes de manera consecuente para abordar esta dependencia.

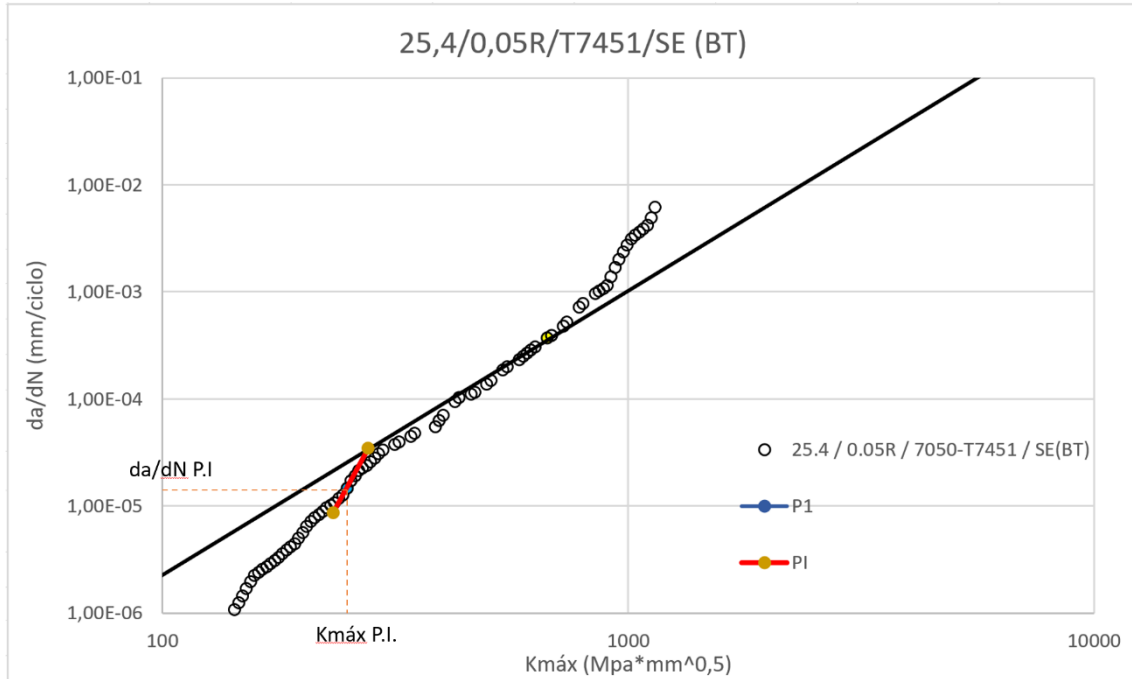


Figura 4.21 Identificación manual del punto de inflexión.

Para ubicar el punto de inflexión y determinar su valor de  $K_{max}$  y velocidad, es esencial también definir su pendiente. Esta tarea se lleva a cabo mediante una herramienta diseñada en Excel, que proporciona una representación gráfica de la variación de la inclinación de la línea de inflexión. De esta manera, se puede asignar la pendiente más apropiada a cada registro de manera precisa y eficiente.

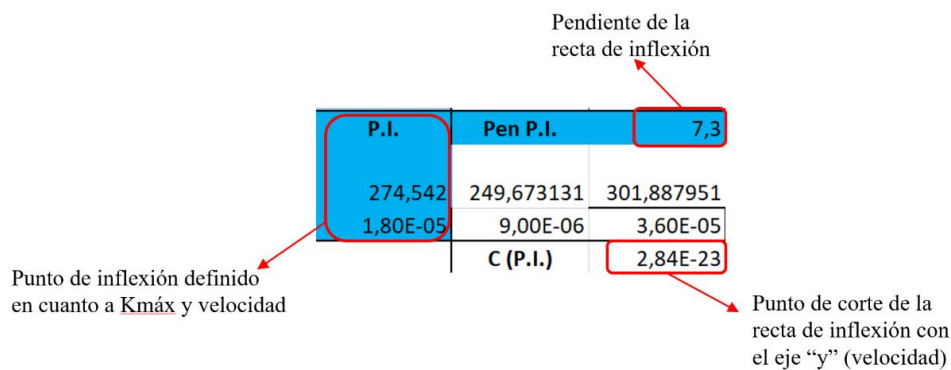


Figura 4.22 Herramienta para el ajuste de la pendiente de la recta de inflexión.

Una vez que se ha completado este procedimiento en todos los registros donde es posible identificar el punto de inflexión, se procede a representar los valores de  $K_{max}$ , velocidad y pendiente de cada uno de los puntos de inflexión identificados en función de la variable R.

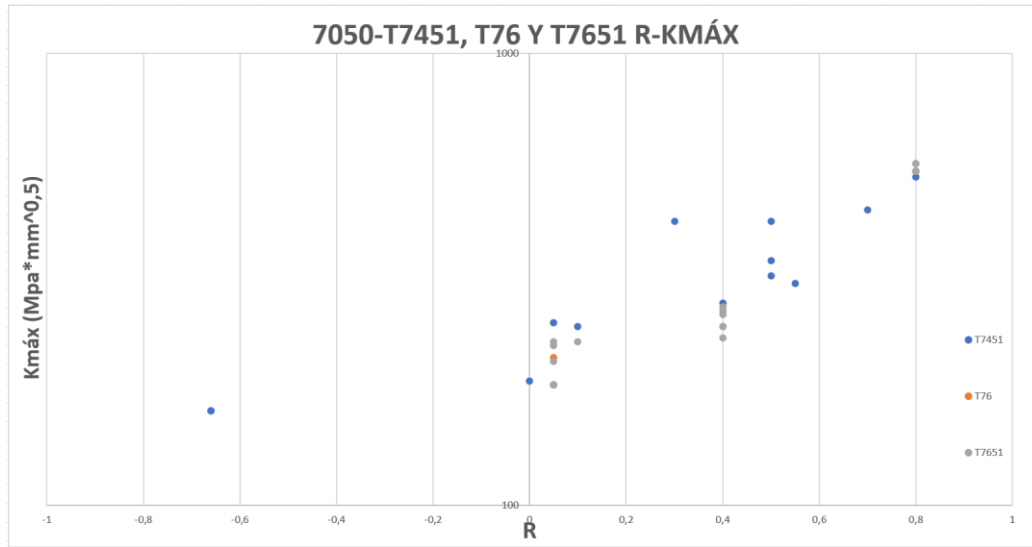


Figura 4.23 Nube de puntos de los valores de  $K_{máx}$  de todos los PI frente a R

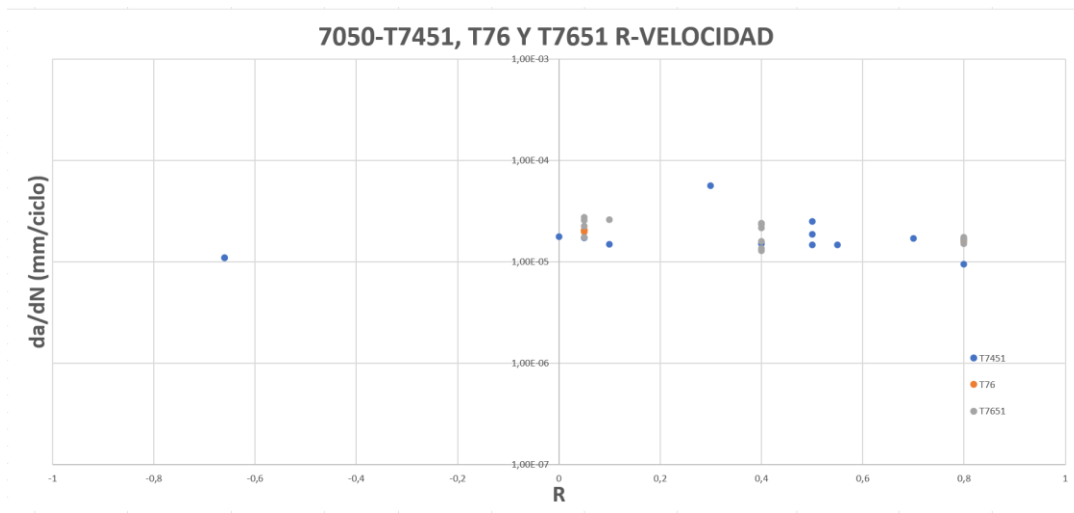


Figura 4.25 Nube de puntos de los valores de velocidad de todos los PI frente a R.

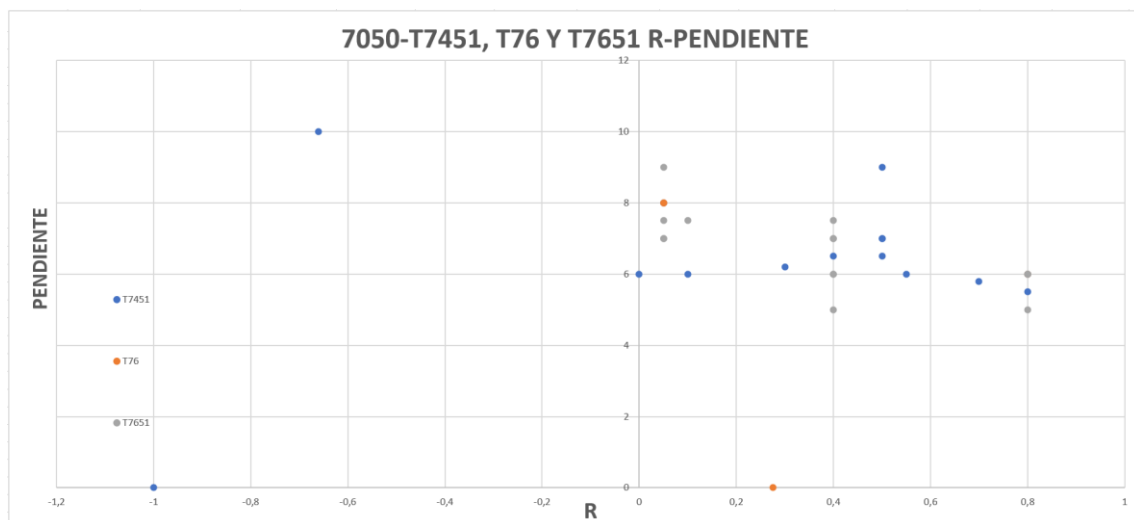


Figura 4.24 Nube de puntos de los valores de pendiente de todos los PI frente a R.

Tal como se anticipó, siguiendo la revisión de las investigaciones previas de Zúñiga [1.3] y Muñoz [1.2], se ha observado una relación lineal en los casos de velocidad y pendiente con respecto a la variable R. Por otro lado, se ha identificado una tendencia exponencial en el caso de  $K_{máx}$  en función de R, la cual será abordada con mayor profundidad en secciones posteriores.

Con el objetivo de obtener resultados sólidos y congruentes, se ha decidido llevar a cabo análisis de regresión que incluyan todas las calidades posibles. Esta elección se basa en la efectividad demostrada de este enfoque en investigaciones previas, y en la complementariedad de los datos, lo cual fortalece las regresiones resultantes.

### Velocidad frente a R

Como se mencionó previamente, se ha observado que la velocidad del punto de inflexión muestra una relación lineal con respecto a la variable R. Para abordar esta relación, se procederá a realizar una regresión lineal sobre logaritmos. Se espera que la función resultante se asemeje a una función exponencial.

$$y = C \cdot e^{n \cdot R}$$

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:

$$\ln y = \ln C + \ln e^{n \cdot R} \rightarrow \ln y = \ln C + n \cdot R$$

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

ALEACIÓN	Potencial	
	$C_v$	$n_v$
7050 T7451-T76- T7651	1,93145E-5	-6,414E-2

Tabla 4 Coeficientes calculados para la regresión de la velocidad

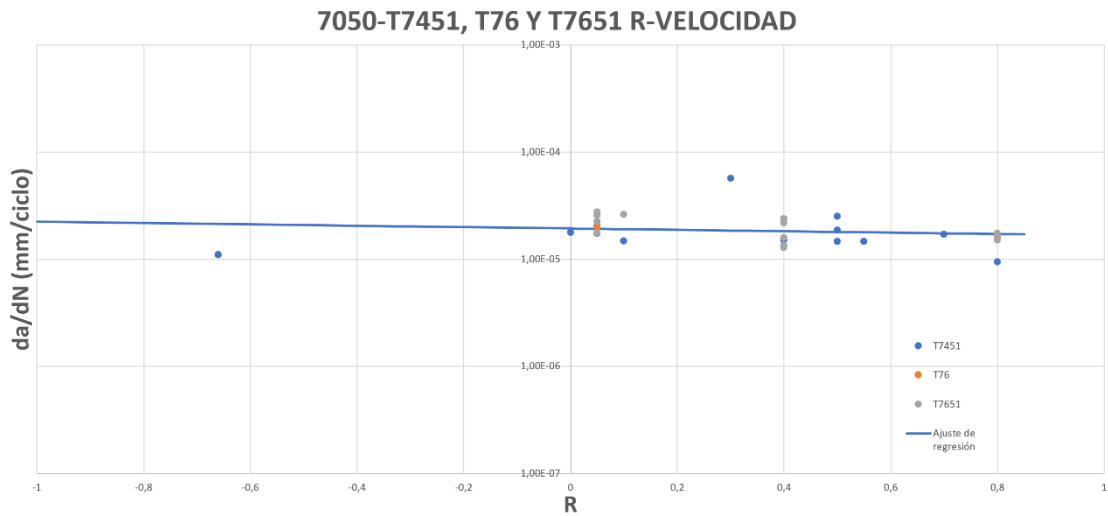


Figura 4.26 Representación de la regresión calculada de la velocidad sobre su nube de puntos.

### Pendiente frente a R

en este caso, se realizará una regresión lineal sin necesidad de representar los valores de la pendiente en una escala logarítmica en el eje "y".

$$m = -n_p \cdot R + C_p$$

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>7050 T7451-T76-T7651</b>	7,65871766	2,393138358

Tabla 5 Coeficientes calculados para la regresión de la pendiente.

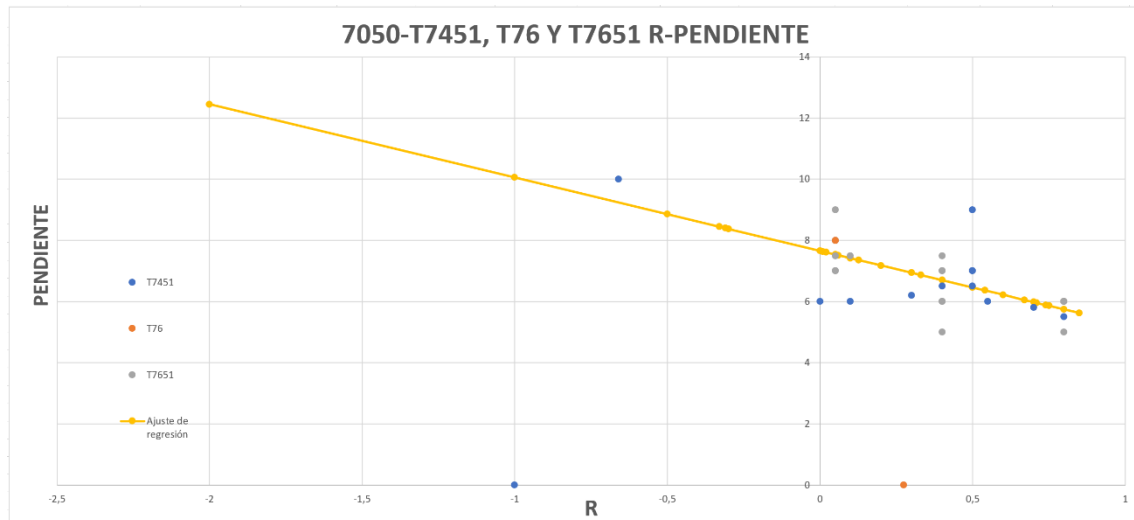


Figura 4.27 Representación de la regresión de la pendiente sobre su nube de puntos.

### **$K_{m\acute{a}x}$ frente a $R$**

En este caso particular, se puede observar claramente que la relación no sigue un patrón lineal. Por lo tanto, se optará por utilizar una expresión de tipo potencial para modelar esta relación.

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

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 ajusta de manera óptima a la nube de puntos obtenida previamente. Sin embargo, es importante señalar que esta no es la expresión definitiva, ya que dejarla sin modificaciones podría dar lugar a singularidades no deseadas. Para abordar esta cuestión, se ha decidido forzar que, en algún punto específico, la curva parabólica asintótica se transforme en una línea recta, con el propósito de evitar valores infinitos en el caso de  $R$  elevados.

La solución adoptada consiste en realizar el ajuste lineal a partir de un valor de  $0,7R$ . Esto significa que, para valores de  $R$  inferiores a  $0,7$ , la curva seguirá la expresión potencial previamente mencionada, mientras que para valores de  $R$  superiores a  $0,7$ , seguirá la siguiente expresión:

$$K_{m\acute{a}x} = K_{RL} \cdot 10^{(R-0,7) \cdot m}$$

Donde:

$R$ : Es la relación de tensiones.

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

ALEACIÓN	$-1 \leq R \leq 0,7$		$R \geq 0,7$	
	$K_{max} = a \cdot 10^{\frac{b \cdot R}{(1-R)^{0,5}}}$		$K_{max} = K_{RL} \cdot 10^{(R-0,7) \cdot m}$	
	$a$	$b$	$K_{RL}$	$m$
<b>7050 T7451-T76-T7651</b>	213,1800912	0,23599958	426,9319552	0,93356101

Figura 4.28 Coeficientes calculados para la regresión de  $K_{max}$

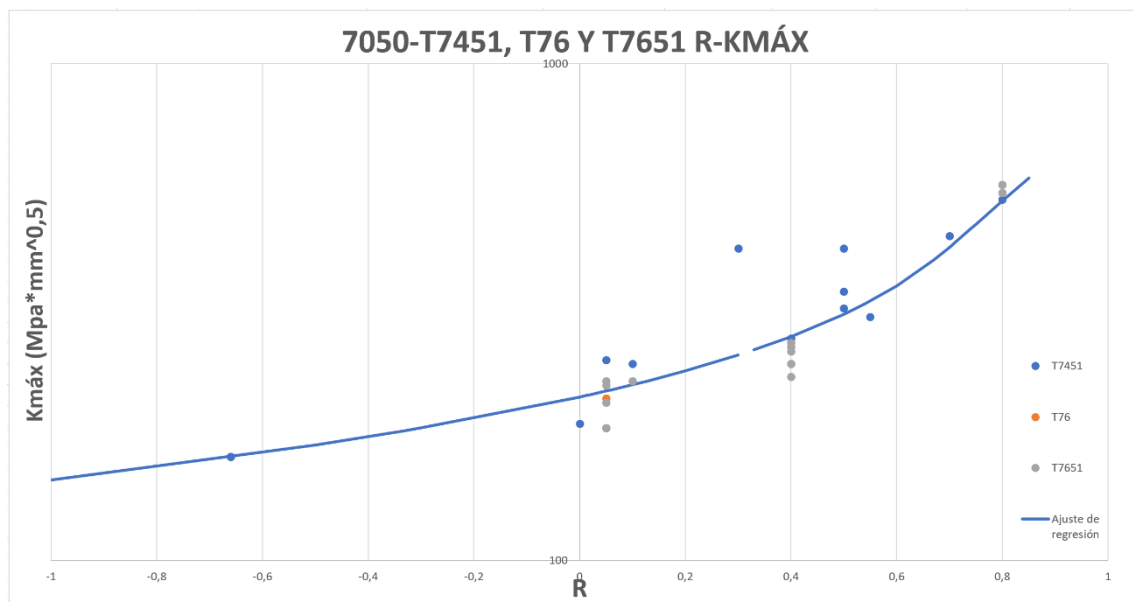


Figura 4.29 Representación de la regresión de  $K_{m\acute{a}x}$  sobre su nube de puntos.

### Ejemplo de aplicación

Con las tres expresiones previamente mencionadas y el valor de R de un ensayo, es factible generar la zona de inflexión. A continuación, se llevará a cabo la generación en un ensayo real con el fin de comprobar la confiabilidad de estas regresiones.

Se eligió el registro **12,7/0,7R/7050-T7451/C(T)**:

Velocidad: 1,74E-05

$K_{m\acute{a}x}$ : 426,931955

Pendiente: 5,98352081

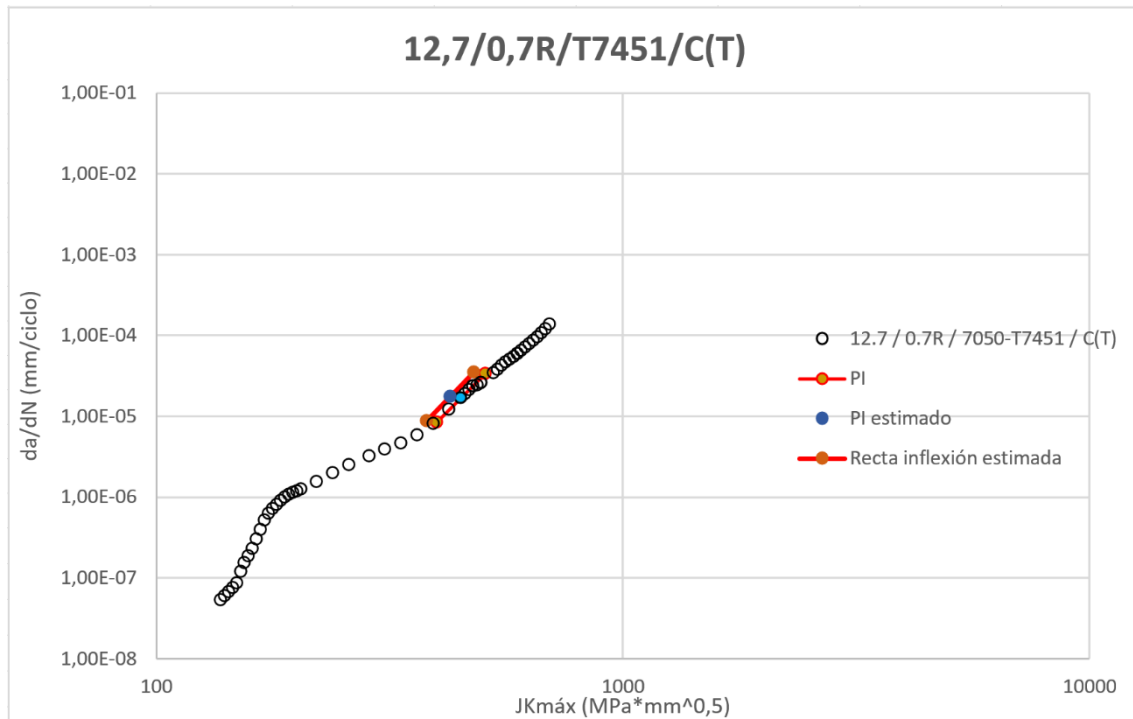


Figura 4.30 Estimación del PI sobre ensayo con información de zona umbral.

Se podría afirmar que la caracterización es bastante representativa de la realidad. Ahora bien, para evaluar la efectividad de este enfoque, procedamos a analizar un registro del cual no se dispone de ninguna información respecto a su zona umbral. Se eligió el registro **9,906/0,05R/7050-T7451/CCP**

Velocidad: 1,92E-05

$K_{m\acute{a}x}$ : 219,206368

Pendiente: 7,53906074

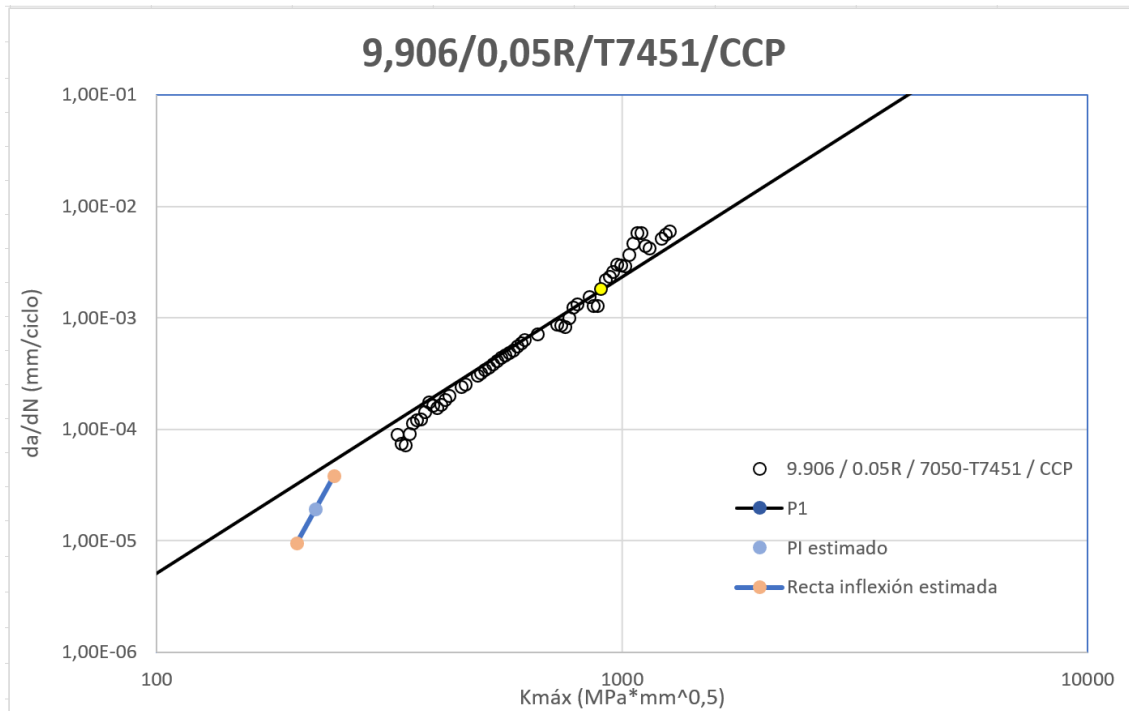


Figura 4.31 Estimación del PI sobre ensayo sin información de zona umbral.

Tras analizar los resultados, es evidente que es perfectamente plausible que el punto de inflexión y la recta de inflexión se encuentren en los valores de velocidades y  $K_{max}$  obtenidos. Esto confirma que la herramienta cumple su propósito de manera efectiva, que es la capacidad de identificar y ubicar puntos de inflexión en ensayos donde no existe información suficiente para realizar esta identificación de forma manual.

### 4.8.3 INICIO DE TRANSICIÓN

De acuerdo con lo expuesto en el capítulo 2, dedicado a los modelos de crecimiento, se menciona la contribución de Newman [33], quien introdujo el concepto del "factor de constricción  $\alpha$ " con el propósito de ajustar la tensión de fluencia en la zona de propagación de la grieta al estado tensional presente en ese punto. Esta adaptación posibilita la aplicación del modelo bidimensional de Newman, que considera tensiones planas, en escenarios muy diversos. Cuando se trata de una grieta con un frente recto que se encuentra en ángulo recto con la superficie del material, se considera que en la superficie libre prevalece un estado de tensión plana, mientras que cerca del frente de la grieta, ubicado más alejado de la superficie, se aproxima a una deformación plana. Los valores extremos en términos teóricos para el parámetro de constricción  $\alpha$  son los siguientes: " $\alpha=1$ " en el caso de tensión plana, mientras que en el caso de deformación plana, los valores oscilan desde " $\alpha=3$ " hasta la corrección propuesta por Irwin [14] que establece " $\alpha=1.73$ ". La justificación de la elección de estos valores específicos para  $\alpha$  en este estudio será detallada en el apartado dedicado a la selección de los factores de constricción. (Apartado 4.9)

El valor de emplear el factor de constricción reside en la capacidad de identificar de forma sencilla un estado de tensiones uniforme en todo el frente de la grieta, sin tener en cuenta su variabilidad a lo largo de este.

La variabilidad del factor de constricción a lo largo de la línea del frente de la grieta ejerce una influencia significativa en la evolución del estado de tensiones en toda la región del frente de la grieta a medida que esta se expande durante el ensayo. Cuando la grieta es pequeña y los valores de  $K_{max}$  son bajos, las deformaciones plásticas generadas por el ciclo de carga son insignificantes en comparación con las restricciones impuestas por el entorno tridimensional circundante. En este contexto, es necesario considerar condiciones de deformación plástica. A medida que el ensayo avanza y la grieta progresa en etapas posteriores, los niveles de  $K_{max}$  generados por una misma tensión remota ( $S_{max}$ ) se incrementarán considerablemente. Además, las deformaciones plásticas asociadas pueden llegar a ser del mismo orden de magnitud que el propio espesor de la muestra. En tales circunstancias, es necesario considerar un estado de tensión plana en el frente de la grieta.

La determinación del factor de constricción como un indicador del estado de tensiones en el vértice de la grieta ha sido objeto de intensos debates en el análisis y la modelización de la propagación de grietas, al igual que la discusión sobre efectos reales que conciernen al cierre de la grieta. Debido a esto, una amplia variedad de modelos ha sido desarrollada: algunos mantienen un valor constante para  $\alpha$  durante todo el proceso, otros optan por valores extremos constantes y una etapa de transición lineal, y finalmente, hay modelos que incorporan valores de  $\alpha$  distintos a lo largo de todo el crecimiento.

Normalmente en las situaciones en las que se considera la transición del estado de deformación plana a tensión plana han sido asociadas a diversos valores de  $da/dN$  [14],  $\Delta K_{eff}$  [33][43], o la relación entre el radio plástico-espesor [44].

Los programas NASGRO y FASTRAN, emplean un procedimiento combinado que se basa en la correlación entre  $da/dN$  y  $\Delta K_{eff}$ . Dependiendo del espesor, se determina un valor de  $\Delta K_{eff}$  de transición y se vincula con la velocidad de crecimiento correspondiente. Luego, se define un rango de velocidades de crecimiento de 1 a 2 décadas en las que se supone que se cumplen las condiciones de tensión o deformación plana, utilizando los valores de  $\alpha$  proporcionados.

Una aplicación del procedimiento seguido por Newman se muestra en la siguiente figura para una aleación 7075-T7351.

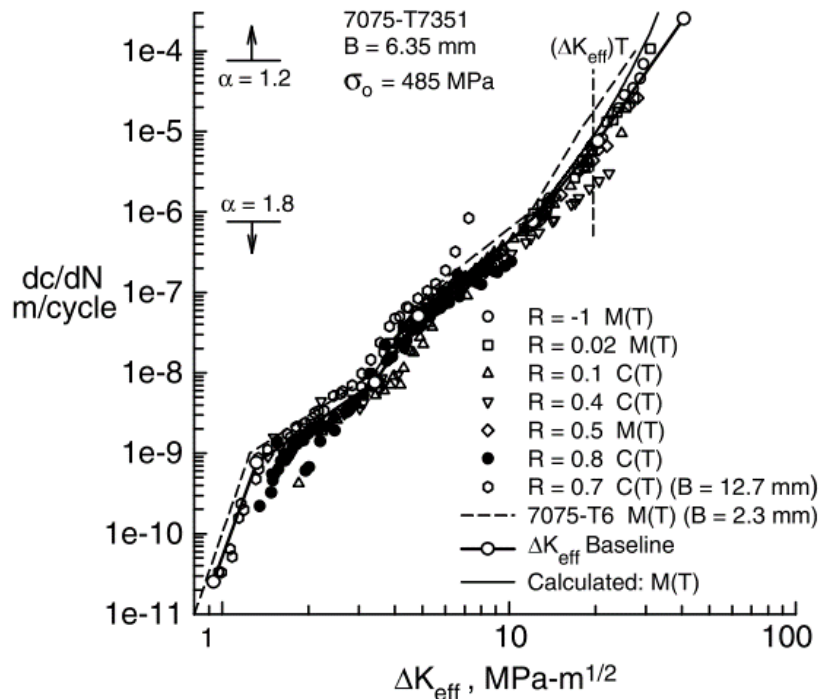


Figura 4.32 Designación de velocidades de inicio de transición y final. (Incluidas en NASGRO y FASTRAN). [g]

En este estudio, se adopta el enfoque seguido previamente por Martín [1.1], Rafa [1.3] y Muñoz [1.2] para las aleaciones 2024, 7075 y 7050, respectivamente, con el fin de definir las condiciones iniciales de transición. Mediante la identificación de una pendiente común en el proceso de transición para todas las calidades, geometrías y espesores dentro de una misma aleación, es factible seleccionar la velocidad de crecimiento en la cual se inicia este proceso. Se asume que la ley de Paris en deformación plana comienza siguiendo esta pendiente de transición y continúa hasta alcanzar la ley de crecimiento en tensión plana.

El procedimiento se desarrolla utilizando una representación gráfica de cada ensayo, donde se grafica  $da/dN$  en función de  $K_{max}$ . La colocación de las rectas de Paris correspondientes a deformación plana y tensión plana en este registro gráfico simplifica la identificación del punto de bifurcación, donde se aplica la pendiente de transición. La conexión entre las velocidades de inicio de transición y los espesores, válida para todas las calidades, geometrías y espesores dentro de una misma aleación, da lugar a una expresión que simplifica la determinación de estas velocidades en cualquier otro ensayo.

Antes de profundizar en el proceso de cálculo de la regresión para el inicio de la transición, es necesario abordar el proceso de identificación del punto en cuestión. Se presentan tres casos en los que es posible identificar el punto de inicio de la transición y considerarlo como un dato válido para incorporar en el cálculo de la regresión:

### 1) Caso genérico

Esta situación es la más común y se caracteriza por un cambio notable en la velocidad de crecimiento de la grieta. Inicialmente, la grieta presenta una velocidad de crecimiento típica de la zona de Paris 1. Luego, esta velocidad disminuye y se mantiene constante, correspondiente a lo que se conoce como la "Pendiente de transición". Esta fase de transición perdura hasta que se intersecta con la curva de Paris 2, momento en el cual la velocidad de crecimiento recupera su valor original de la zona de Paris 1.

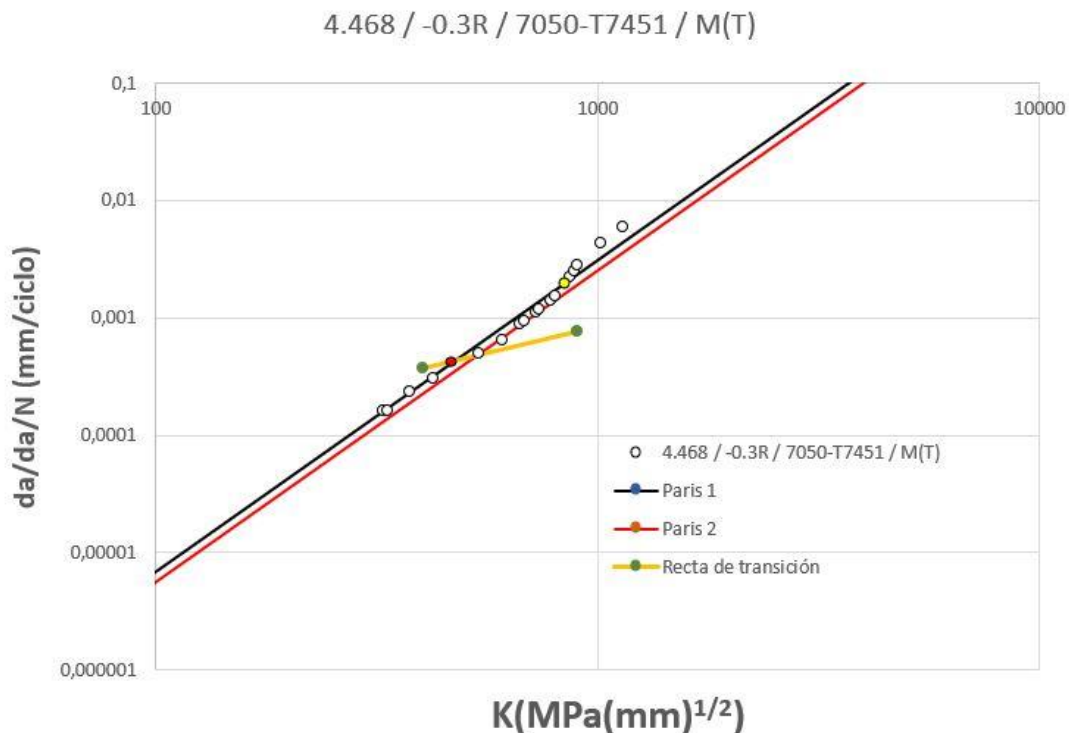


Figura 4.33 Caso genérico de inicio de transición

### 2) Inicio de transición después del efecto KC

Este caso es común cuando los espesores oscilan entre valores moderados y grandes, es decir, desde alrededor de 5 mm hasta aproximadamente 10/12 mm. En espesores mayores, este fenómeno no se manifiesta, ya que, como se explicará posteriormente, la velocidad de inicio de la transición aumenta con el espesor de la probeta. En consecuencia, cuando el espesor alcanza cierto valor crítico, la probeta se fractura antes de que pueda ocurrir el fenómeno de transición. Por otro lado, este fenómeno tampoco se presenta en espesores demasiado pequeños. Para que el inicio de transición ocurra, es necesario que el registro alcance el estado de Paris 1 y que se produzca un inicio prematuro de los efectos Kc. De esta manera, el inicio de la transición tiene lugar mientras la grieta aún se encuentra en ese estado de aceleración asintótica. En espesores muy reducidos, estas condiciones no se cumplen y, por lo tanto, el fenómeno de transición no se manifiesta. Este punto puede identificarse

gracias a que, durante la fase de crecimiento exponencial de la velocidad de la grieta, se observa un momento en el que la aceleración experimenta una desaceleración significativa. En este punto, la velocidad de crecimiento se alinea en cierta medida con la velocidad propia de la pendiente de transición y continúa su curso exponencial. En este escenario, el punto de interés correspondería a la curva de Paris 1, dado que tenemos conocimiento de que el inicio de la transición siempre se encuentra en esta curva. Por lo tanto, se proyectaría verticalmente el punto marcado en el registro hasta la curva de Paris 1, eliminando así la contribución de los efectos de inicio de Kc. Este dato proyectado será el que se utilizará posteriormente en el cálculo de la regresión.

### **3) Inicio de transición sin Paris 1 perceptible.**

Este último caso se presenta en espesores extremadamente reducidos, generalmente por debajo de los 2 milímetros. En espesores tan diminutos, la grieta no puede llegar al estado tensional característico de Paris 1 y, en su lugar, hace una transición directa desde la zona umbral hacia Paris 2. En estas situaciones, es imposible designar un punto de inicio de la transición directamente a partir de los datos del ensayo. Por lo tanto, se requiere una estimación lo suficientemente sustentada para determinar este punto.

En esta situación, se procederá a situar la pendiente de transición en un punto que se encuentre dentro de la recta de Paris 2, donde se haya observado una estabilización total de la velocidad de crecimiento de la grieta. Seguidamente, se extenderá la línea de inflexión de tal manera que en el punto donde se crucen estas dos líneas se defina claramente el punto de inicio de la transición. Este punto (corte de recta de inflexión con Paris 1) se considerará como parte integral del ensayo y se utilizará en el cálculo de la regresión.

Aunque en los registros de la calidad 7050 no se ha presentado este caso en particular, tenemos referencias de los trabajos de Zúñiga [1.3] y Martín [1.1] en los que se evidencia los buenos resultados de aplicar este procedimiento para la designación del punto inicio de transición.

### **Procedimiento para el cálculo de las regresiones.**

Como es habitual, en primer lugar, se procede a representar en un gráfico todos los puntos de inicio de transición identificados en los registros en los que esto fue posible. Esto se hace con el propósito de determinar qué tipo de ajuste se debe aplicar.

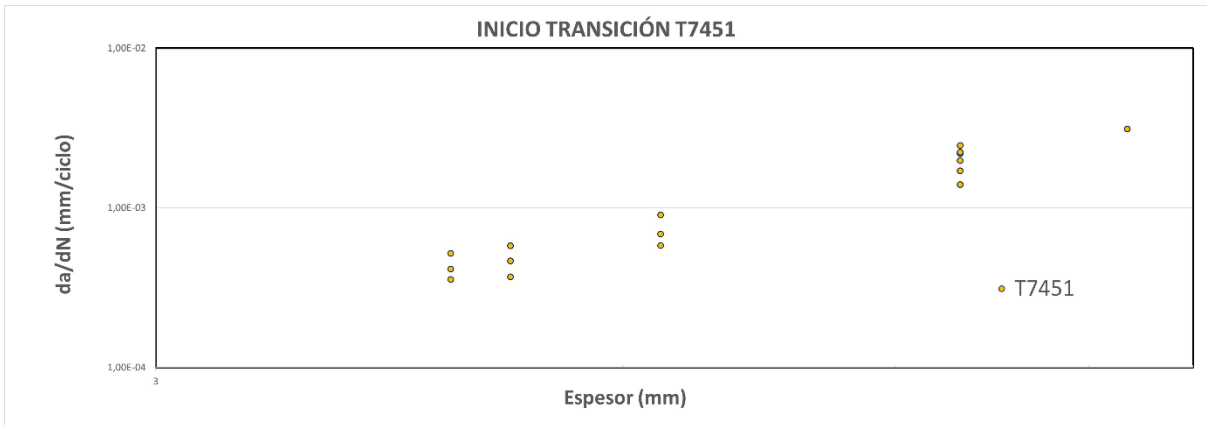


Figura 4.35 Nube de puntos de velocidades a los que se inicia la transición, en función de los espesores. T7451

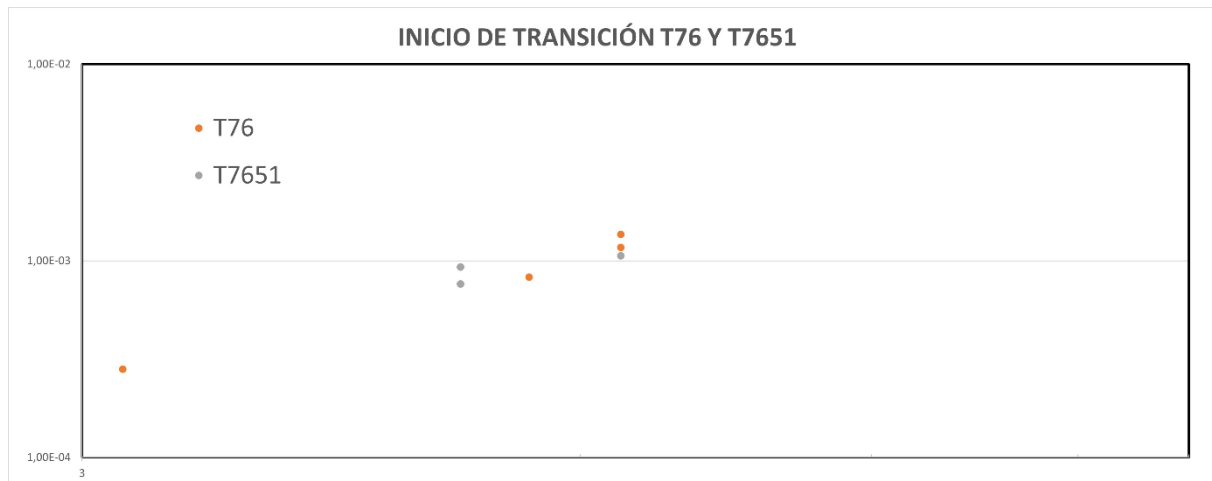


Figura 4.34 Nube de puntos de velocidades a los que se inicia la transición, en función de los espesores. T76 Y T7651

Como se puede observar claramente, todo indica que la regresión que se calculará será de naturaleza lineal:

$$y = V \cdot T^C$$

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:

$$\ln y = \ln V + \ln T^C \rightarrow \ln y = \ln V + C \cdot \ln T$$

ALEACIÓN	Inicio Transición $y = V_{tran} \cdot T^{C_{tran}}$	
	$V_{tran}$	$C_{tran}$
7050 T7451	2E-5	2,0779
7050 T76-T7651	3E-5	2,0428

Figura 4.37 Regresiones Inicio de Transición

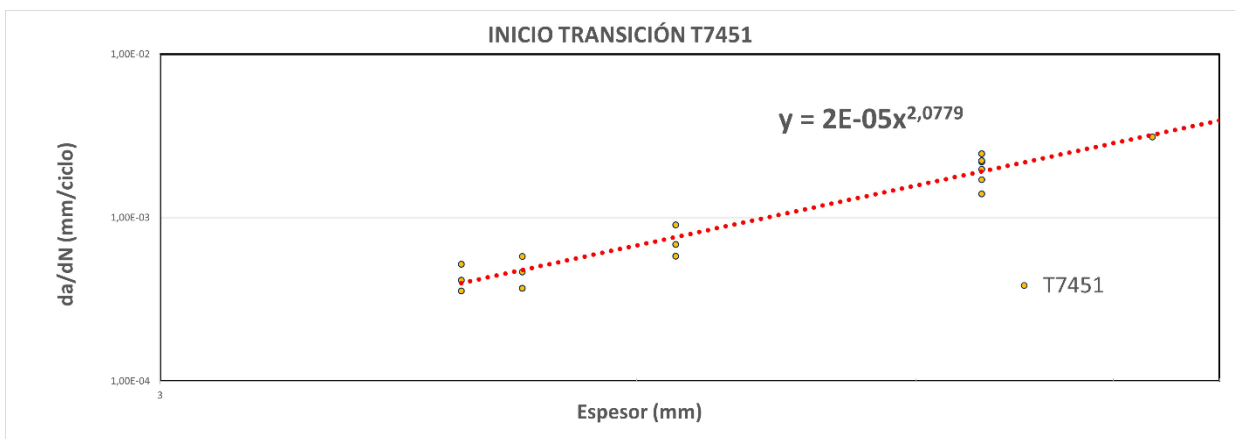


Figura 4.36 Regresión lineal T7451

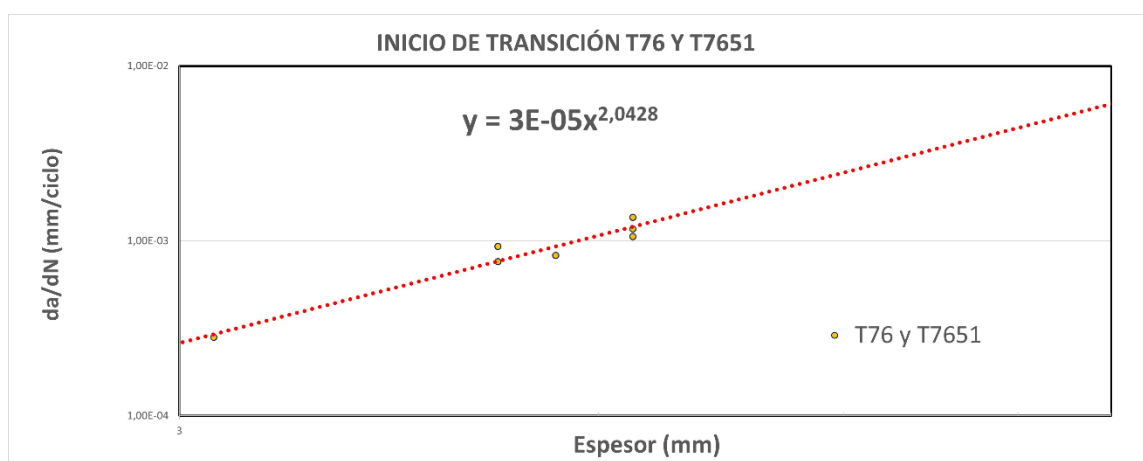


Figura 4.38 Regresión lineal T76 y T7651

Para finalizar, es necesario obtener una única pendiente que sea aceptable en calidades las calidades estudiadas. Mediante una herramienta implementada en las fichas individuales de cada registro, se posiciona la recta de transición de cada registro. Con estos valores de pendiente se calcula una media geométrica de ellos, y se obtiene así la pendiente única. El valor de pendiente seleccionado es de **1,25**, que coincide con el valor utilizado en el trabajo de Muñoz [1.2]. Se ha optado por este valor debido a que se considera un resultado altamente confiable.

#### **4.8.4 IDENTIFICACIÓN DEL INICIO DEL EFECTO ACELERADOR KC**

Cuando el valor de  $K_{max}$  se acerca al valor de la tenacidad a la fractura cíclica del material (KIC), se produce una aceleración en la última fase de crecimiento de la grieta, que se manifiesta de manera asintótica.

El perfil de velocidad de los registros exhibe tres regiones bien definidas. En la primera zona, se evidencia un crecimiento de la grieta que es inestable, marcando la adaptación al mecanismo de crecimiento lineal de Paris. La segunda zona, denominada Zona II, corresponde al crecimiento lineal de la grieta, en la que se ubican las rectas de Paris 1 y 2, y marca la transición entre las fases. Finalmente, en la Zona III, se observa un retorno al crecimiento inestable de la grieta, ya que esta ha alcanzado dimensiones que afectan la capacidad de carga del material, como se ha mencionado en secciones previas.

La Zona III se sitúa en la etapa final, justo antes de la fractura de la probeta, por ello se considera una región de extrema inestabilidad.

Tras identificar en todos los registros el inicio de  $K$  al que se comenzaban a dar los efectos KIC, se realizó un ajuste por regresión lineal en función del espesor. Para la calidad T7452 no se pudo realizar debido a la ausencia de datos en la parte final de los registros para esta calidad. A continuación, se adjuntan los ajustes. Ambos tienen una tendencia lineal decreciente con el espesor de la probeta. Se decidió separar las calidades T76 y T7651 de la T7451 ya que separándolas se observaba menos dispersión de los datos.

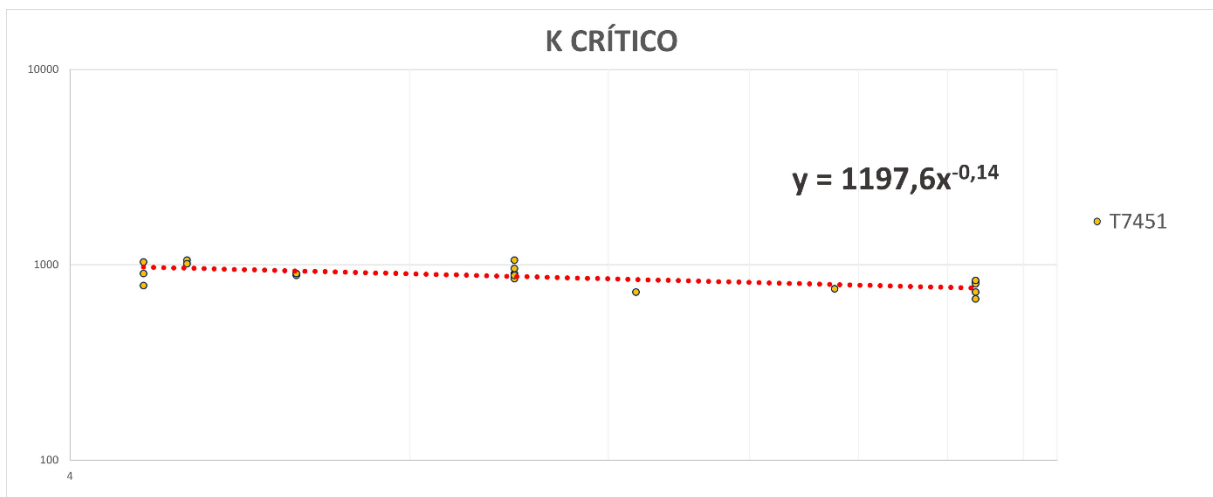


Figura 4.39 Regresión lineal K crítico T7451.

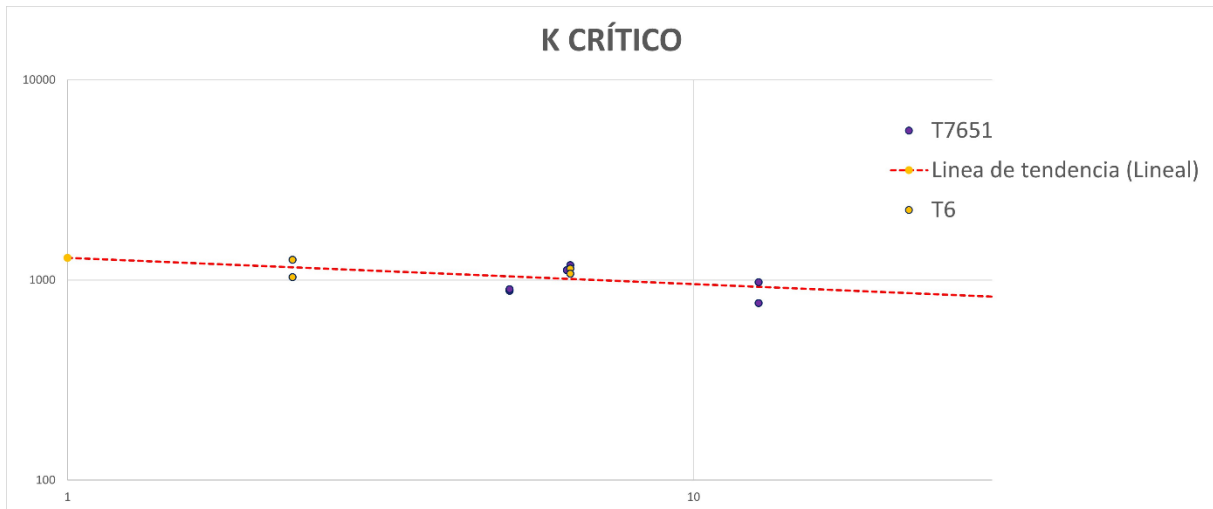


Figura 4.40 Regresión lineal K crítico T651 y T76.

Ahora comparamos el inicio de efectos KC propio al registro con el dato en Kmax que nos marca la estimación.

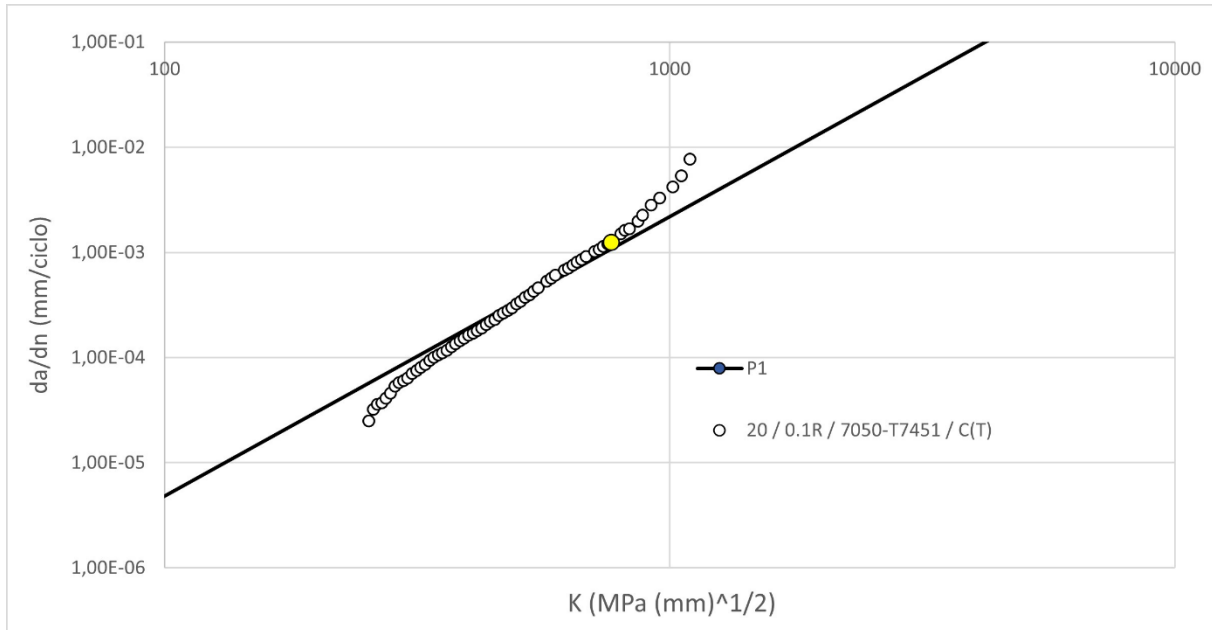


Figura 4.41 Inicio EFKC propio.

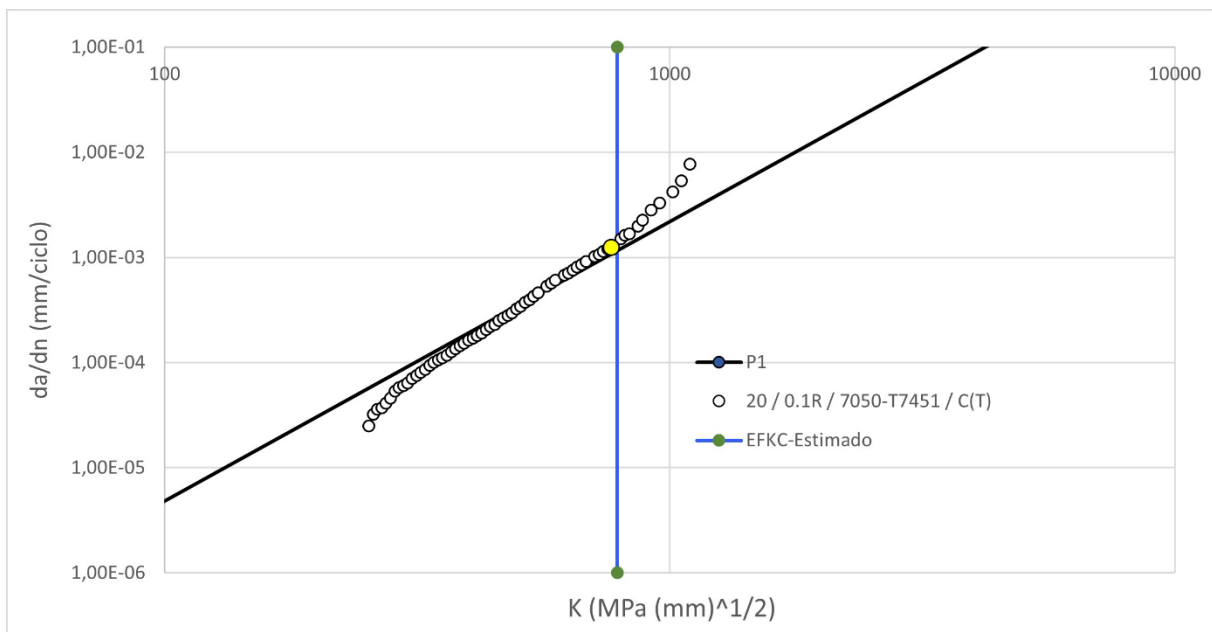


Figura 4.42. Inicio EFKC estimado.

El inicio del efecto ponderador propio se estableció para  $768,8076 \text{ MPa}(\text{mm})^{1/2}$  (marcado en amarillo) y el dato estimado se sitúa en  $787,349558 \text{ MPa}(\text{mm})^{1/2}$ . La notable proximidad entre estos datos fortalece la confiabilidad de los resultados obtenidos.

#### 4.8.5 REGISTRO COMPLETO. FICHA Y REPRESENTACIÓN GRÁFICA

<b>12,7</b> <b>0,1</b> <b>T7451</b> <b>C(T)</b> <b>1,73</b> <b>1,15</b>	<b>Pen Paris</b>	2,65757505	da/dN=CK <sup>n</sup>		NOMINALES	EFFECTIVOS	inicio P-2	Kcr
	<b>Pen Trans</b>	1,2500	<b>C(P1)</b>		1,30E-11	3,20E-11	274,542	724,464612
	<b>Sig0</b>	499,776	<b>C(P2)</b>		0,00E+00	0,00E+00	1,34E-04	0,00048253
		0,167	0		0,47		<b>Kcr-estim</b>	
		<b>Paris 1</b>		<b>Paris 2</b>		<b>Transición</b>		839,033433
	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2		
<b>Kmax</b>	10	10000	10,00	10000,00	210,00	480,00	<b>I.T.</b>	
<b>da/dN</b>	5,91E-09	5,55E-01	0,00E+00	0,00E+00	9,88E-05	2,78E-04	1014,425	
<b>P.I.</b>	<b>Pen P.I.</b>		Ref Paris I-II		Ref Transic		3,12E-03	
248,661	221,531766	279,112536	10	10000	210	480	<b>estimada</b>	
1,48E-05	7,40E-06	2,96E-05	3,54E-08	3,32E+00	2,10E-04	5,91E-04	1552,74	
	<b>C (P.I.)</b>		<b>Smax-C(T)</b>		<b>C (I.T.)</b>		3,93E-03	
		6,26E-20	9,710		1,24E-07			
0,38634098	0,00567638	-0,22164167	0,82962432	q0 dp R>0	0,28779215	q0 dp R<0	0,24631368	
0,49992249	0,00647643	0,00632142	0,48727965	q0 tp R>0	0,35811702	q0 tp R<0	0,31867285	
<b>EFFECTI-P1</b>	7,12207849	7122,07849	0	0	<b>EFFECTI-P2</b>			
	5,91E-09	5,55E-01	0,00E+00	0,00E+00			2,286	
	<b>C(P1)</b>	3,20E-11	<b>C(P2)</b>					
<b>Recta infer</b>	119,509	154,598			738,954		248,661	
	5,95E-06	9,25E-06			2,20E-03		1,48E-05	

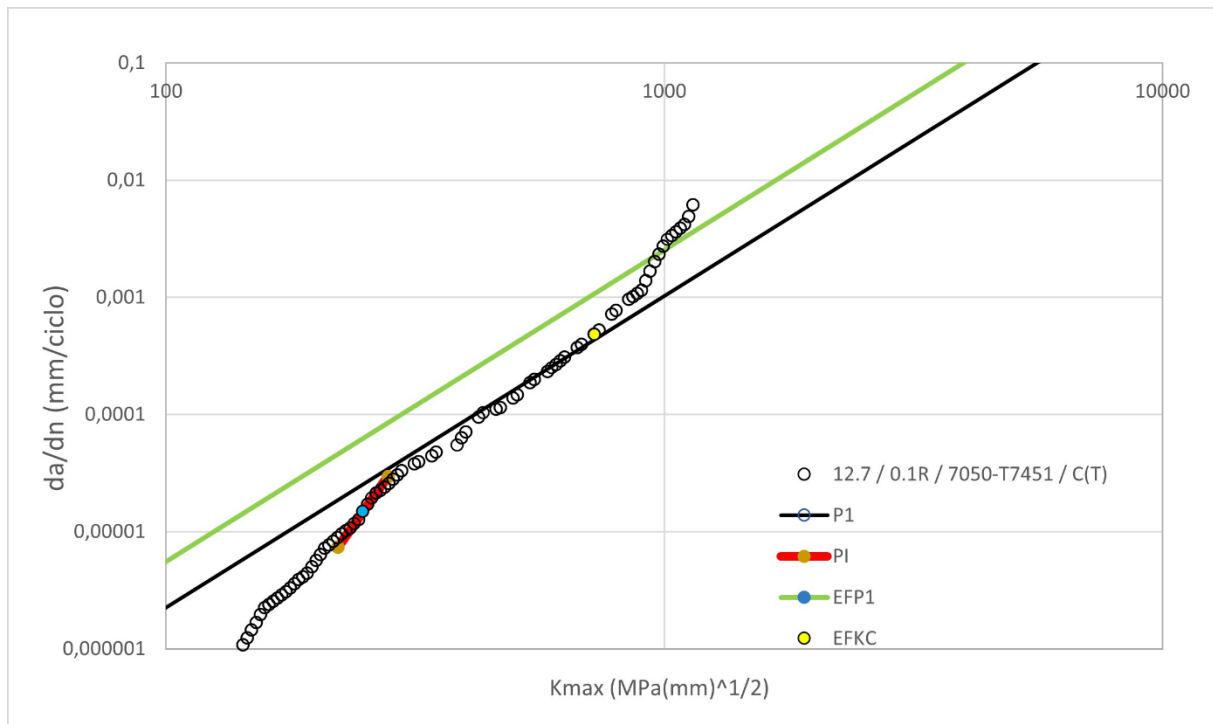


Figura 4.43 Ficha y representación gráfica del registro junto con pendientes de Paris identificadas y puntos singulares.

## 4.9 CONVERSIÓN A VALORES EFECTIVOS

Una vez se cuentan con los valores de las constantes en las expresiones utilizadas para determinar los puntos singulares, se procede a calcular estos valores en términos efectivos. Para llevar a cabo esta conversión, se utilizan las funciones de apertura de grieta diseñadas para cierres de grieta inducidos por plasticidad, tal como fueron desarrolladas por Newman [33]. Además, para establecer las líneas base necesarias en este proceso, se recurre al método  $2/\pi$  propuesto por Paris y Donald [39].

Según los hallazgos de las investigaciones realizadas por Wanhill [28], se ha constatado que tanto la región correspondiente al punto de inflexión como la región de Paris se ven influenciadas por el parámetro  $\Delta K_{eff}$ . En la región del punto de inflexión, la variable de mayor relevancia es la zona plástica cíclica, mientras que, en la región de Paris, la zona plástica monótona desempeña un papel crucial en este contexto.

Este enfoque sugiere que, en condiciones específicas de temperatura, frecuencia y niveles de tensión relativos a  $\sigma_0$ , el comportamiento de un material puede ser caracterizado mediante una curva de valores efectivos. En esta curva, cada valor de  $\Delta K_{eff}$  se asocia con una velocidad de crecimiento única.

El objetivo primordial de este proceso de conversión radica en lograr una caracterización más precisa del comportamiento de probetas que varían en términos de grosores y relaciones de carga. La conversión de los valores de crecimiento en términos de  $K_{m\acute{a}x}$  a valores en términos efectivos posibilitará la selección de una ley de comportamiento única específica para la aleación en cuestión en términos efectivos. A partir de estos valores efectivos, en una conversión inversa a valores de  $K_{m\acute{a}x}$ , se pueden estimar los comportamientos del material en respuesta a distintas geometrías, espesores y regímenes de cargas. Esto proporciona la capacidad de anticipar y comparar diversos registros para realizar un análisis más minucioso. La disponibilidad de una herramienta capaz de prever el comportamiento de un material en circunstancias que involucran diferentes grosores y relaciones de carga, sin la necesidad de llevar a cabo ensayos, representa un valor significativo en el diseño de componentes mecánicos.

### 4.9.1 ECUACIÓN DE CRECIMIENTO DE GRIETA

En apartados anteriores, se han examinado diversas teorías relacionadas con la variable principal que influye en el crecimiento de las grietas. En este trabajo, se ha adoptado un enfoque que combina dos mecanismos de cierre de grieta: el cierre debido a la plasticidad (PICC) según lo propuesto en la metodología desarrollada por Newman, y el cierre originado por la rugosidad superficial (RICC) en sus efectos protectores en el frente de la grieta (conocido como "crack tip shielding") de acuerdo al procedimiento desarrollado por Paris y Donald. La influencia de ambos mecanismos de cierre varía en intensidad según la etapa de crecimiento de la grieta. Es importante destacar que el RICC juega un papel determinante en las primeras etapas del crecimiento de la grieta, mientras que el PICC cobra protagonismo en las etapas asociadas con un crecimiento estable, en las cuales se manifiesta el comportamiento de

acuerdo con la ley de Paris. El cambio de predominancia del mecanismo de cierre de PICC a RICC tiene lugar en el punto de inflexión, como lo sugieren, entre otros, los estudios realizados por Wanhill [28].

La transición de estados tensionales en el frente de la grieta, desde la deformación plana hasta la tensión plana, resulta en una disminución del coeficiente de restricción en relación con las deformaciones. Este cambio, a su vez, conduce a un aumento en los niveles de tensión de apertura, lo que resulta en una reducción en la velocidad de crecimiento de la grieta, ya que está sujeta a niveles más bajos de  $\Delta K_{eff}$ . Cuando se realiza la conversión a valores efectivos de  $\Delta K$ , se observa que las curvas de los registros tienden a converger en las regiones que no se ven afectadas por crecimientos inestables asintóticos (aproximación a KIC) y en la zona umbral, antes de llegar al crecimiento estable asociado con la ley de Paris.

Este proceso de conversión implica multiplicar el valor de  $K$  de cada dato por un factor  $(1-q)$ , en el cual "q" refleja la relación entre la tensión de apertura normalizada ( $\sigma_{ap}$ ) y la tensión máxima ( $\sigma_{max}$ ). La determinación de este valor "q" se basa en las funciones de apertura de grieta destinadas a modelar el cierre de la grieta inducido por plasticidad, las cuales fueron desarrolladas por Newman. La precisión de "q" depende de las propiedades mecánicas específicas de cada material y de la relación de cargas  $R$ . En relación a las regiones de Paris 1 (que corresponden al crecimiento según la ley de Paris bajo condiciones de deformación plana en el frente de la grieta) y Paris 2 (que se refieren al crecimiento según la ley de Paris bajo condiciones de tensión plana en el frente de la grieta), se observa que experimentan desplazamientos de forma diferente debido a las variaciones en los niveles de cierre de grieta provocados por diferentes factores de restricción. En el caso de Paris 1, estos factores de restricción están relacionados con la deformación plana, mientras que en Paris 2, están asociados con la tensión plana. Es importante destacar que, a pesar de estos desplazamientos, en ambas regiones se mantiene la pendiente original de crecimiento estable del material. Como resultado, los valores de "q" serán distintos para cada conjunto de datos y reflejarán las diferencias entre las condiciones de deformación plana y tensión plana.

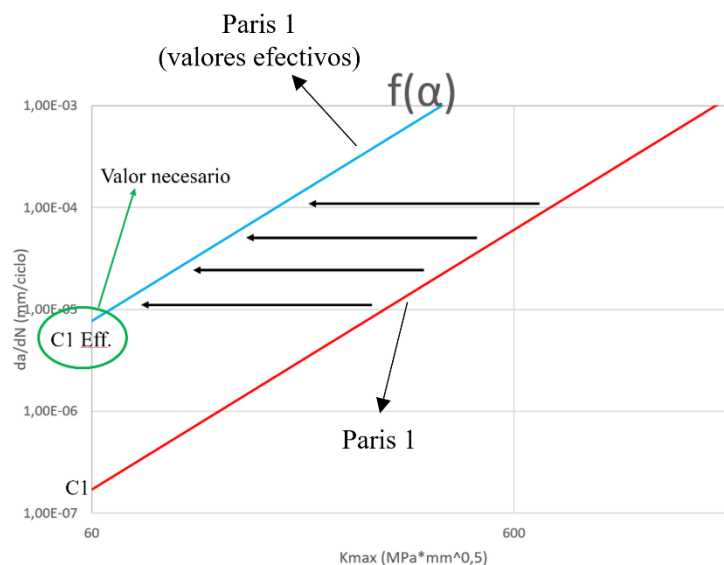


Figura 4.44 Explicación gráfica del proceso de conversión de las rectas de Paris a Paris efectivo.

En la figura 4.44, se evidencia un desplazamiento en las curvas correspondientes a Paris 1 y Paris 2, mientras que la pendiente de ambas se mantiene constante. La conversión a valores efectivos tiene como objetivo lograr una convergencia entre las rectas efectivas de Paris 1 y Paris 2.

El propósito fundamental de este enfoque radica en aplicar la conversión previamente descrita a todos los registros disponibles. Esto permitirá obtener una representación efectiva integral de la ley de Paris para cada calidad de material y, como consecuencia, caracterizar el comportamiento de esta región. Se seleccionará el valor más representativo de  $C1_{eff}$  a partir de los segmentos rectos convertidos a efectivos en los diversos 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 ( $K_{efectivos}$ ):

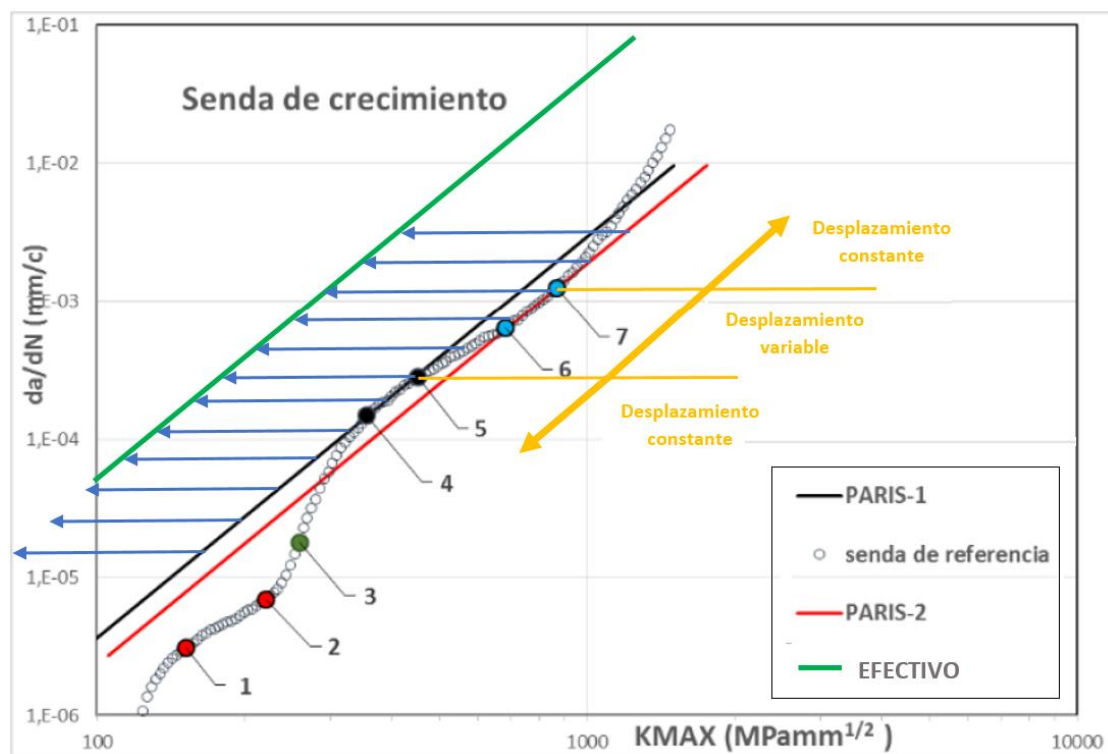


Figura 4.45 Desplazamiento originado por la conversión a valores efectivos en los datos de un registro. TFG Zúñiga [1.3].

En la figura superior, se observa el desplazamiento hacia la izquierda, presente en cada uno de los puntos que componen un registro. En esta representación, el tramo que comprende desde el punto 4 hasta el punto 5 refleja el comportamiento de acuerdo con P1. Durante la conversión a valores efectivos, se ajustan estos puntos desde el inicio del ensayo hasta el punto 5, utilizando el valor de "q" correspondiente a la deformación plana, el cual ha sido corregido según el método propuesto por Paris-Donald. A partir del punto 6 en adelante, se supone que se ha alcanzado el estado de tensión plana en el frente de la grieta. La conversión de los tramos 4-5 y 6-7, correspondientes a P1 y P2, desempeña un papel esencial en la caracterización de la ley de comportamiento de la aleación.

#### 4.9.2 DETERMINACIÓN DE LOS COEFICIENTES ALFA

En el punto anterior, se exploró la conversión de los factores de intensidad de tensiones a valores efectivos, resaltando su estrecha vinculación con los factores de constricción asociados al estado de tensiones en el frente de la grieta. Este proceso se fundamenta en la teoría bidimensional de Dugdale [23], que se enfocó en la plasticidad en el frente de la grieta y se originó inicialmente para espesores mínimos bajo estrictas condiciones de tensión plana. A partir de esta teoría, Newman [33] desarrolló el primer modelo denominado "Strip yield", el cual incorporó tanto el concepto de "cierre de grieta" como el factor de constricción, lo que permitió abordar la triaxialidad desde enfoques planos. Es esencial destacar que la corrección propuesta por Irwin [14] para el coeficiente " $\alpha$ ", al establecerlo en un valor de 1.73 en el contexto de la deformación plana, ha sido una influencia significativa en numerosos modelos y en la consideración de este fenómeno.

La selección de los coeficientes " $\alpha$ " ha estado históricamente a discreción del analista, con valores establecidos específicamente para cada análisis. En el manual de NASGRO [45], en su versión equivalente a FASTRAN, se sugieren valores para la deformación plana que oscilan entre 1.5 y 2 para aleaciones de aluminio, un valor de 2.0 para aleaciones de acero y valores superiores a 2.5 para aleaciones de titanio. En cuanto a la tensión plana, el manual recomienda un valor único de 1.2 para el coeficiente " $\alpha$ ". Por otro lado, el manual de NASGRO para su modelo VCL aconseja valores de 2.35 para la deformación plana y 1.15 para la tensión plana como recomendaciones en este contexto específico.

La selección de los valores para el coeficiente " $\alpha$ " es un aspecto de gran relevancia en esta área de estudio. No solo contribuye a la convergencia efectiva de los registros en valores efectivos, sino que también desempeña un papel crucial en la corrección de deficiencias de sensibilidad en el modelo y en la superación de limitaciones al evaluar cambios en el factor de constricción en situaciones de carga variable con repetidas sobrecargas. Además, este coeficiente se utiliza en ocasiones en procesos de "ajuste" mediante ensayos empíricos para adaptar modelos SY (Strip Yield) y hacerlos aptos para predecir el comportamiento de materiales que exhiben cierres de grieta diferentes al PICC [45] [29].

Varios investigadores Skorupa [31], Khan [46], entre ellos, se han manifestado en favor de introducir modificaciones tanto en el proceso de calibración del modelo SY como en el propio concepto del factor de constricción. En este contexto, se han propuesto modelos que buscan mejorar la precisión en la determinación de la zona de transición, algunos de los cuales incorporan Machniewicz [47] nuevos parámetros de constricción, mientras que otros optan por no hacerlo [45]. Estas propuestas representan un esfuerzo por avanzar en la comprensión y la precisión de la evaluación de los factores de constricción en el contexto de la mecánica de fractura.

En trabajos previos Martín [1.1], Zúñiga [1.3] y Muñoz [1.2] relacionados con este tema, se han propuesto procedimientos para determinar la zona de transición en diversas aleaciones. Estos procedimientos se basan únicamente en el espesor y utilizan valores únicos para los factores de constricción en situaciones de deformación y tensión plana. Inicialmente, se

emplearon valores teóricos, estableciendo " $\alpha = 1.73$ " para la deformación plana y " $\alpha = 1.0$ " para la tensión plana en los primeros estudios Martín [1.1], Zúñiga [1.3]. Posteriormente, en el trabajo de Muñoz [1.2], se ajustaron estos valores teóricos para mejorar la concordancia entre los ensayos disponibles, adoptando " $\alpha = 1.15$ " como factor de constricción en tensión plana. Estas investigaciones representan esfuerzos para perfeccionar la determinación de la zona de transición y los factores de constricción, considerando diversas aleaciones.

En el presente estudio, la determinación de los valores de los factores de constricción se basará en los coeficientes C1 y C2, que representan los puntos donde las rectas de Paris 1 y 2 cortan el eje "y", respectivamente. Al ajustar estos coeficientes alfa, se influirá en la variabilidad observada entre los distintos valores de C1 y C2. Por tanto, se buscará encontrar la mejor solución al considerar estos factores para lograr una convergencia óptima entre los datos.

Desde estos coeficientes C1 y C2 se obtienen sus valores efectivos en función de los coeficientes alfa que se buscan determinar. El proceso de conversión a valores efectivos provoca un desplazamiento hacia la izquierda en los datos. A continuación, se presenta un gráfico que representa todos los valores efectivos de Paris junto con sus respectivos registros originales:

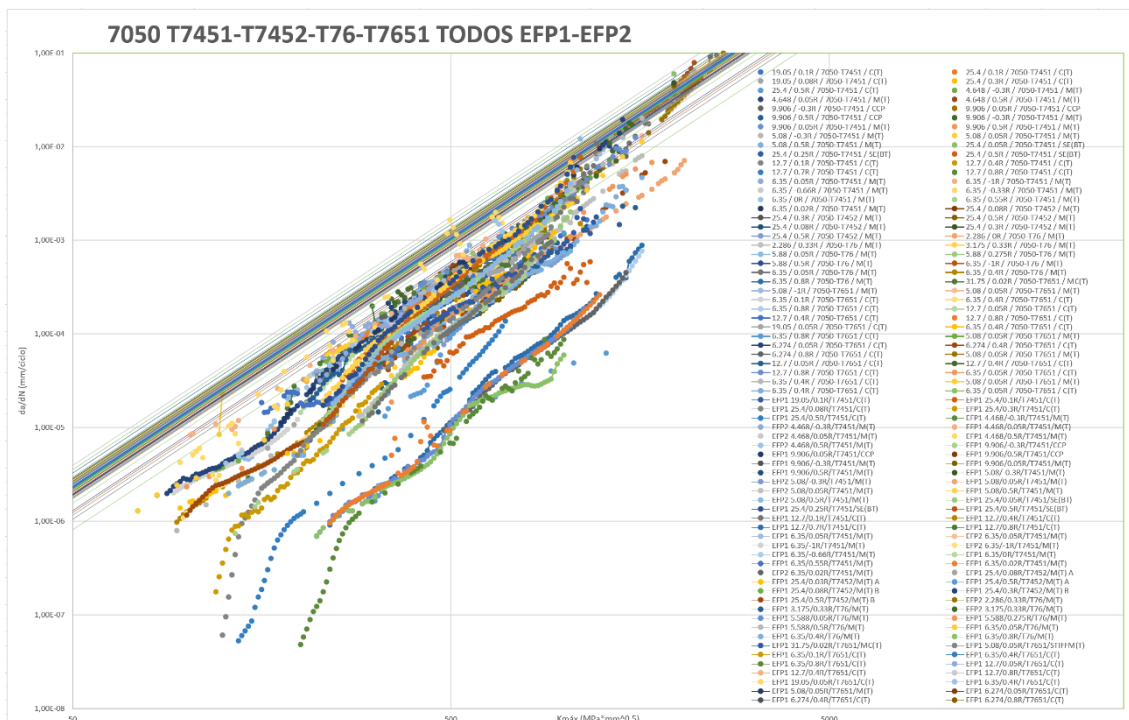


Figura 4.46 Representación todos los Paris efectivos.

**Procedimiento:**

Para comenzar, 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					
6,35 -1,00 T7451 M(T)	Pen Paris	2,65757505	da/dN=CK^n	NOMINALES	EFFECTIVOS	inicio P-2	Kcr
	Pen Trans	1,2500	C(P1)	3,66E-11	7,53E-11	274,542	
	Sig0	499,776	C(P2)	2,73E-11	7,27E-11	1,34E-04	
		0,47		0,35		0,47	Kcr-estim
1,73 1,15	Paris 1		Paris 2		Transición		924,535232
	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	Punto 1	Punto 2	
Kmax	10	10000	10,00	10000,00	210,00	480,00	I.T.
da/dN	1,66E-08	1,56E+00	1,24E-08	1,16E+00	9,88E-05	2,78E-04	517,386
P.I.	Pen P.I.		Ref Paris I-II		Ref Transic		6,85E-04
	#iDIV/0!	#iDIV/0!	10	10000	210	480	estimada
	0,00E+00	0,00E+00	3,54E-08	3,32E+00	2,10E-04	5,91E-04	611,84
	C (P.I.)	#iNUM!	Smax-M(T)	21,521	C (I.T.)	1,24E-07	9,31E-04
0,38593394	0,01258131	-0,2155508	0,81703557	q0 dp R>0	0,53166838	q0 dp R<0	0,23768367
0,49913035	0,01435459	0,01261529	0,47389978	q0 tp R>0	0,23890046	q0 tp R<0	0,30861784
EFFECTI-P1	7,62316332	7623,16332	6,91382158	6913,82158	EFFECTI-P2		
	1,66E-08	1,56E+00	1,24E-08	1,16E+00			2,286
	C(P1)	7,53E-11	C(P2)	7,27E-11			
Recta infer	119,509	154,598				738,954	0
	5,95E-06	9,25E-06				2,20E-03	0,00E+00

Figura 4.47 . Localización de coeficientes alfa dp y tp y C1 y C2 efectivos en la ficha individual.

Con estos valores de coeficientes C se procedió a realizar el cálculo de la media geométrica y de la desviación típica, con estos dos datos se pretende obtener un número adimensional que permita evaluar correctamente la compacidad de los C1 y C2 dividiendo la desviación típica entre la media geométrica.

El cálculo de este número adimensional fruto de la división entre la desviación típica y la media geométrica se hizo tanto para cada valor de alfa de forma individual, como para cada combinación de pares de valores de alfa posibles (unión de datos C1 y C2). Los resultados se recopilaron todos en una tabla para su mejor evaluación y comparación.

alfa DP	alfa TP		P1	P2	P1 y P2		P1	P2	P1 y P2
1,73	1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	7,0972E-11	8,7119E-11	7,2706E-11	Media Geométrica	5,784E-11	7,9365E-11	6,2467E-11
		Desviación Típica	6,2282E-12	1,9339E-12	5,5271E-12	Desviación Típica	1,4688E-11	6,0345E-12	1,5583E-11
		Desv / Med.Geom	0,08775604	0,02219829	0,07602009	Desv / Med.Geom	0,25393774	0,07603536	0,24946255
1,9	1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	6,7234E-11	8,7119E-11	6,9314E-11	Media Geométrica	5,4686E-11	7,9365E-11	5,9872E-11
		Desviación Típica	6,2949E-12	1,9339E-12	5,8989E-12	Desviación Típica	1,4048E-11	6,0345E-12	1,5969E-11
		Desv / Med.Geom	0,0936266	0,02219829	0,08510354	Desv / Med.Geom	0,25688962	0,07603536	0,26671722
2	1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	6,5334E-11	8,7119E-11	6,7581E-11	Media Geométrica	5,3087E-11	7,9365E-11	5,8542E-11
		Desviación Típica	6,3375E-12	1,9339E-12	6,1193E-12	Desviación Típica	1,3726E-11	6,0345E-12	1,6216E-11
		Desv / Med.Geom	0,09700127	0,02219829	0,09054756	Desv / Med.Geom	0,25854996	0,07603536	0,27699493
2,1	1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	6,363E-11	8,7119E-11	6,6022E-11	Media Geométrica	5,1655E-11	7,9365E-11	5,7343E-11
		Desviación Típica	6,3792E-12	1,9339E-12	6,3322E-12	Desviación Típica	1,3437E-11	6,0345E-12	1,6464E-11
		Desv / Med.Geom	0,10025396	0,02219829	0,09591043	Desv / Med.Geom	0,26013763	0,07603536	0,28712073
2,2	1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	6,2106E-11	8,7119E-11	6,4624E-11	Media Geométrica	5,0376E-11	7,9365E-11	5,6265E-11
		Desviación Típica	6,4184E-12	1,9339E-12	6,5336E-12	Desviación Típica	1,318E-11	6,0345E-12	1,6707E-11
		Desv / Med.Geom	0,10334631	0,02219829	0,10110093	Desv / Med.Geom	0,26164133	0,07603536	0,29693657
2,3	1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	6,0748E-11	8,7119E-11	6,3374E-11	Media Geométrica	4,9237E-11	7,9365E-11	5,53E-11
		Desviación Típica	6,4544E-12	1,9339E-12	6,7208E-12	Desviación Típica	1,2952E-11	6,0345E-12	1,6939E-11
		Desv / Med.Geom	0,10624881	0,02219829	0,1060485	Desv / Med.Geom	0,26305124	0,07603536	0,30631293
1,73	1,1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	7,0972E-11	8,2318E-11	7,2228E-11	Media Geométrica	5,784E-11	7,4991E-11	6,1611E-11
		Desviación Típica	6,2282E-12	2,0921E-12	5,291E-12	Desviación Típica	1,4688E-11	6,0764E-12	1,4634E-11
		Desv / Med.Geom	0,08775604	0,0254147	0,07325418	Desv / Med.Geom	0,25393774	0,08102818	0,23751791
1,9	1,1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	6,7234E-11	8,2318E-11	6,8859E-11	Media Geométrica	5,4686E-11	7,4991E-11	5,9052E-11
		Desviación Típica	6,2949E-12	2,0921E-12	5,5578E-12	Desviación Típica	1,4048E-11	6,0764E-12	1,4866E-11
		Desv / Med.Geom	0,0936266	0,0254147	0,08071298	Desv / Med.Geom	0,25688962	0,08102818	0,25174223
2	1,1	T7050	P1	P2	P1 y P2	T7451	P1	P2	P1 y P2
		Media Geométrica	6,5334E-11	8,2318E-11	6,7137E-11	Media Geométrica	5,3087E-11	7,4991E-11	5,774E-11
		Desviación Típica	6,3375E-12	2,0921E-12	5,7291E-12	Desviación Típica	1,3726E-11	6,0764E-12	1,5041E-11
		Desv / Med.Geom	0,09700127	0,0254147	0,08533432	Desv / Med.Geom	0,25854996	0,08102818	0,26049975

Figura 4.48 Tabla resumen con todos los valores necesarios para la elección de los valores de los coeficientes alfa.

Gracias a esta tabla, se pudo observar con facilidad que el valor 1,73 para el coeficiente de alfa de deformación plana era el que mejor agrupamiento ofrecía. Tener uno de los valores ya fijados facilita mucho la elección de la combinación a elegir, ya que solo quedaría por determinar una variable.

Siguiendo con el valor para alfa de tensión plana, la única calidad que tenía datos suficientes para poder ser evaluada fue la T7451, por lo que se estudió esta calidad y se creó a parte una columna con medias geométricas y desviaciones típicas agrupando todas las calidades. Con esto se observa que para la agrupación de todas las calidades el mejor valor sería de 1,18 y para la calidad T7451 sería de 1,23 para el estudio conjunto de C1 y C2, sin embargo, para el estudio individual de C2, se observa una clara tendencia hacia el valor 1 para alfa de tensión plana con una mayor dispersión para los valores previamente mencionados.

A vista de los resultados, se vio como mejor opción escoger un valor intermedio que mejorara la capacidad del conjunto de C1 y C2, pero no empeorara demasiado la de C2 de forma individual. De entre todos los valores llamó la atención el valor 1,15, ya que, para el caso del agrupamiento de todas las calidades proporcionaba una mejoría de unas 4 milésimas en el caso del estudio conjunto de C1 y C2 y unas 5 milésimas de empeoramiento para el caso del estudio individual de C2 y para el caso de la calidad T7451 proporcionaba una mejoría de 2

centésimas en el caso del estudio conjunto de C1 y C2 y menos de una centésima de empeoramiento para el estudio individual de C2.

Debido a que con la elección de la combinación 1,73-1,15 se compensan las pérdidas para la agrupación de todas las calidades y para la calidad T7451 se gana más que se pierde, la decisión final es que la combinación finalmente elegida para aplicar a los ensayos es la de **1,73-1,15**.

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

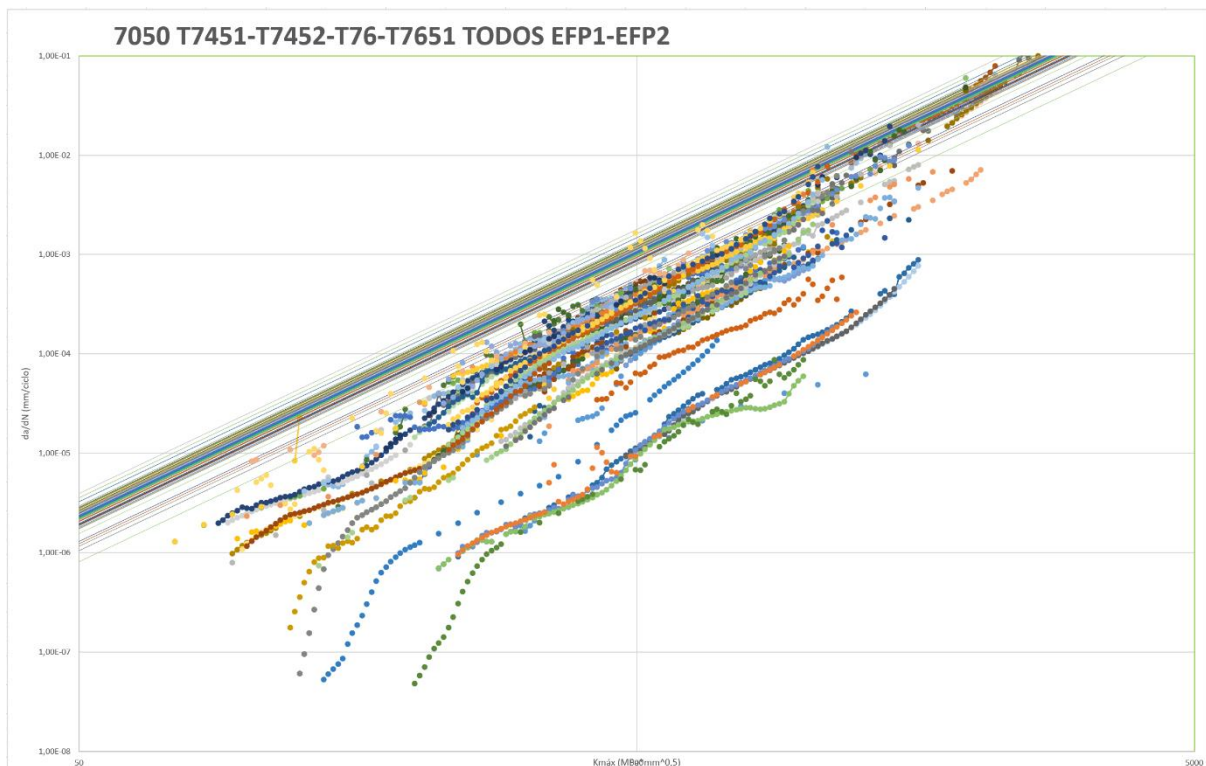


Figura 4.49 Representación de todos los Paris 1 y 2 efectivos con la combinación elegida para los coeficientes alfa.

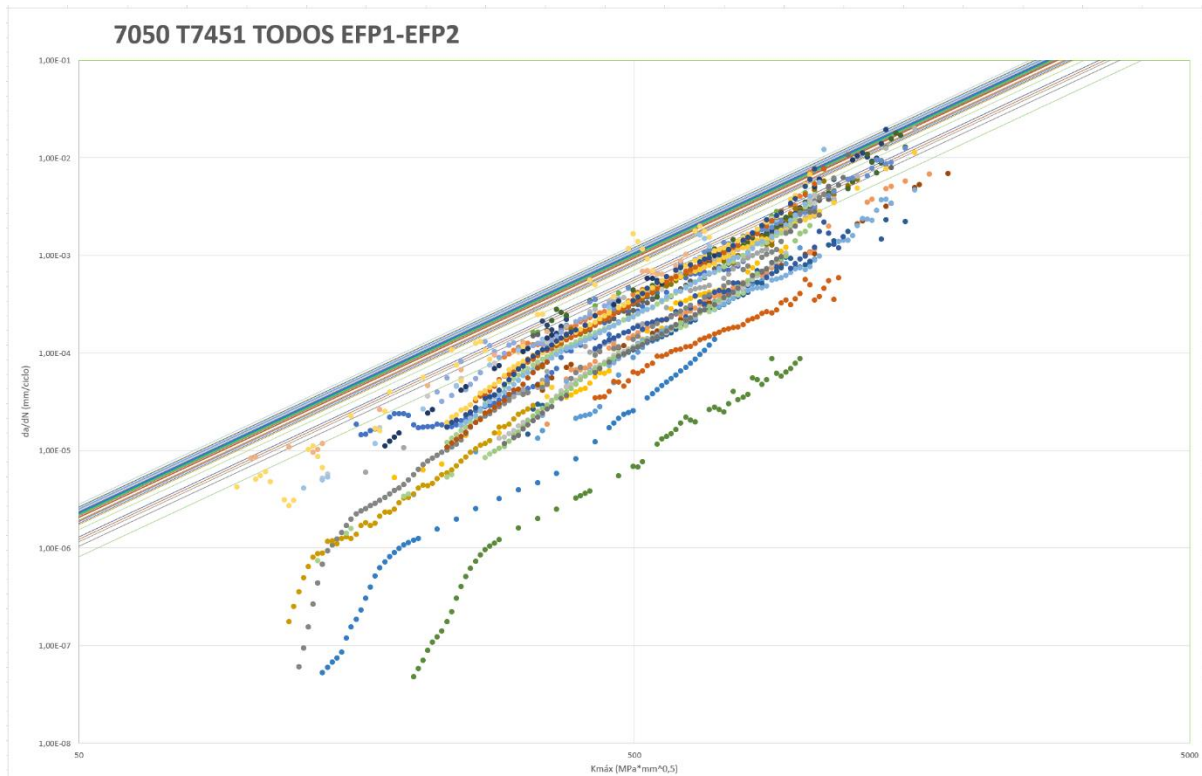


Figura 4.51 Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T7451 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.

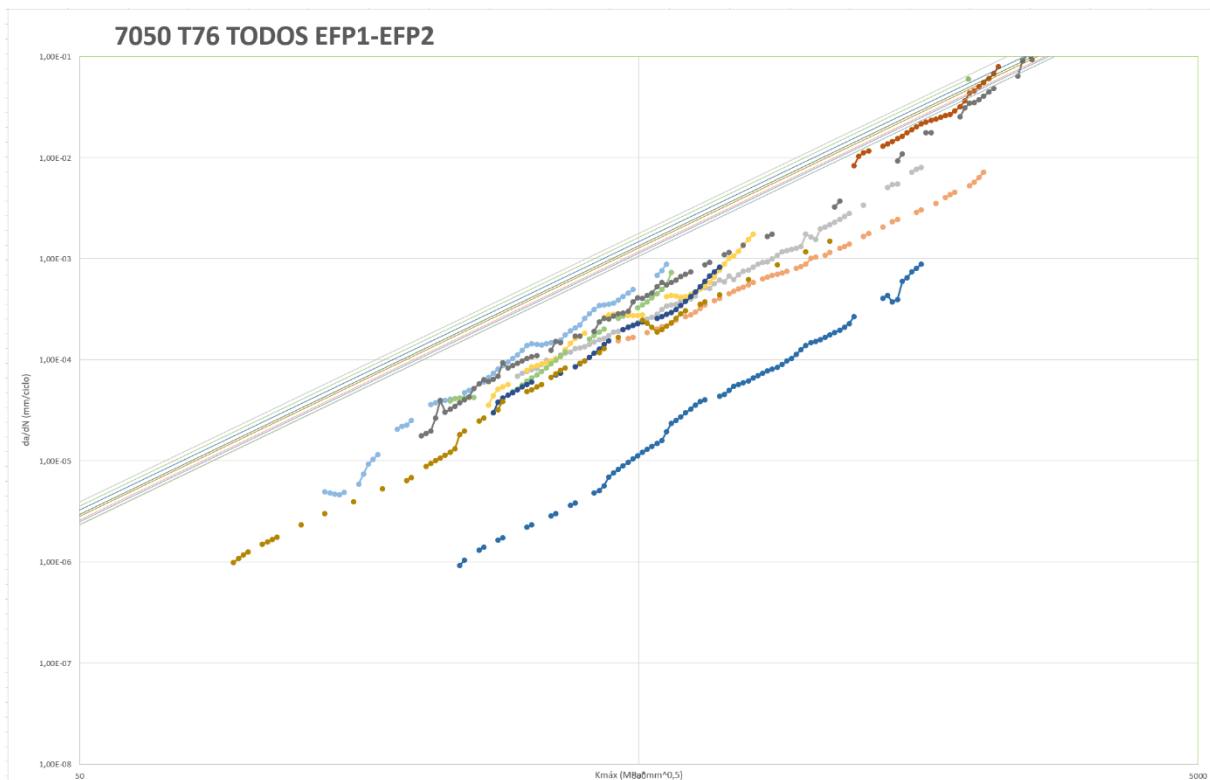


Figura 4.50 Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T76 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.

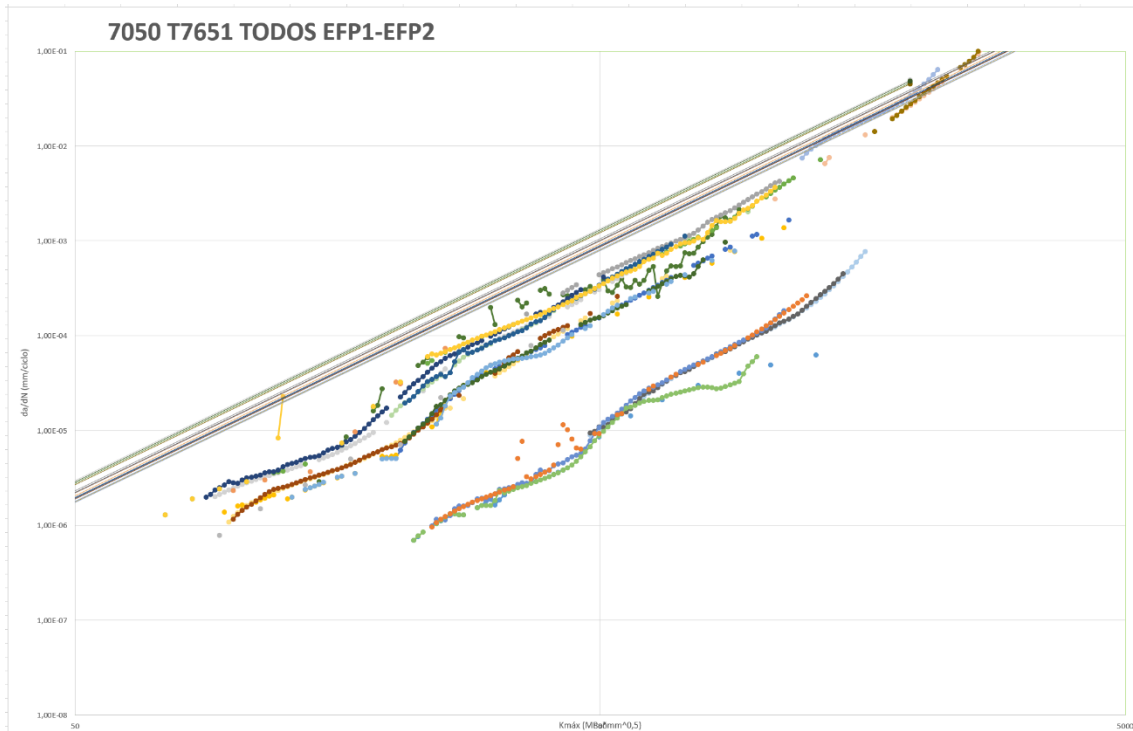


Figura 4.52 Representación de los Paris 1 y 2 efectivos correspondientes a la calidad T7651 con la combinación elegida para los coeficientes alfa.

Con los valores definitivos de C, es decir, después de haber aplicado los coeficientes de constricción elegidos a cada registro, la zona de Paris queda completamente definida. Esto posibilita la obtención de un único coeficiente C por calidad de material para la ubicación de la recta de Paris efectiva, la cual comparte la misma pendiente que Paris 1 y Paris 2.

Calidad	C <sub>eff</sub>	Pendiente
<b>T7451</b>	6,12E-11	2,6575
<b>T7452</b>	7,62801E-11	2,6575
<b>T76</b>	8,76361E-11	2,6575
<b>T7651</b>	6,56844E-11	2,6575

Tabla 6 Valores de coeficientes C para cada calidad junto con pendiente.

Gracias a esta metodología, se puede recrear cualquier registro con solo conocer su valor de R. El procedimiento a seguir sería el contrario al explicado previamente, es decir, pasar de valores efectivos a valores nominales. Para lograrlo, se multiplicaría el valor de C<sub>eff</sub> por (1-q) elevado a la pendiente, tomando en consideración que "q" varía dependiendo de si la conversión se realiza bajo deformación plana o tensión plana. Esto resultaría en la obtención de un coeficiente C tanto para Paris 1 como para Paris 2 en función de este proceso de conversión.

$$C_{max} = C_{ef} \cdot (1 - q) \quad (4.2)$$

#### 4.10 RECTA INFERIOR

En esta etapa, se debe establecer una envolvente de crecimiento que se ajuste a los tramos iniciales de las curvas de crecimiento una vez que los valores de  $\Delta K$  se han convertido en efectivos. Este proceso consta de dos fases:

1. En la primera fase, se ajustan todos los datos del registro, desde los valores de  $K_{max}$  hasta  $\Delta K_0$ , tomando en cuenta la cantidad necesaria para los puntos por debajo del inicio de la transición. Este ajuste se realiza mediante un factor de corrección "q" calculado por FASTRAN específicamente para ese ensayo bajo la condición de deformación plana ( $\alpha=1.73$ ).
2. En la segunda etapa del proceso, se lleva a cabo la corrección de los datos que se ubican por encima del punto de inicio de Paris 2, que corresponde a la región asumida de crecimiento en tensión plana. En este contexto, los puntos en la zona de transición se ajustan en intervalos específicos en relación a la velocidad del punto y los valores límite de velocidad para la transición. Es importante destacar que esta fase se ejecuta al final del proceso debido a la posibilidad de que el punto pueda verse influenciado por efectos cercanos a  $K_c$ , lo que podría afectar las velocidades, aunque en principio no debería impactar en la evolución del factor de constricción.

Para ubicar las rectas inferiores, se empleó una herramienta análoga a las utilizadas previamente:

T7451			
	P.Inferior	Pendiente	
K efect	100	64,84197733	154,2210835
da/dN	3,70E-06	1,85E-06	7,40E-06
		C efect	2,33E-09

Pendiente recta inferior  
  
 Coeficiente C de la recta inferior

Figura 4.53 Herramienta creada para el posicionamiento de la recta inferior.

Con esto, se logran obtener la pendiente y el coeficiente  $C_{eff}$ , elementos necesarios para definir la recta de inflexión. Además, se ha aplicado este proceso considerando de forma conjunta las calidades T76 y T7651, aunque al generar registros, se generarán solo para la calidad T7451 y se usarán los valores para esta calidad en específico debido a que se consideró falta de precisión para las demás calidades, la cual no se suplía al agruparlas como se ha hecho para dos de ellas.

Calidad	$C_{eff}$	Pendiente
T451	2,33E-09	1,6
T76	1,88E-09	1,7
T7651	3,15E-09	1,6
T76+T7651	3,05E-09	1,6

Tabla 7 Pendientes y coeficientes  $C_{eff}$  que permiten definir las rectas inferiores en valores efectivos.

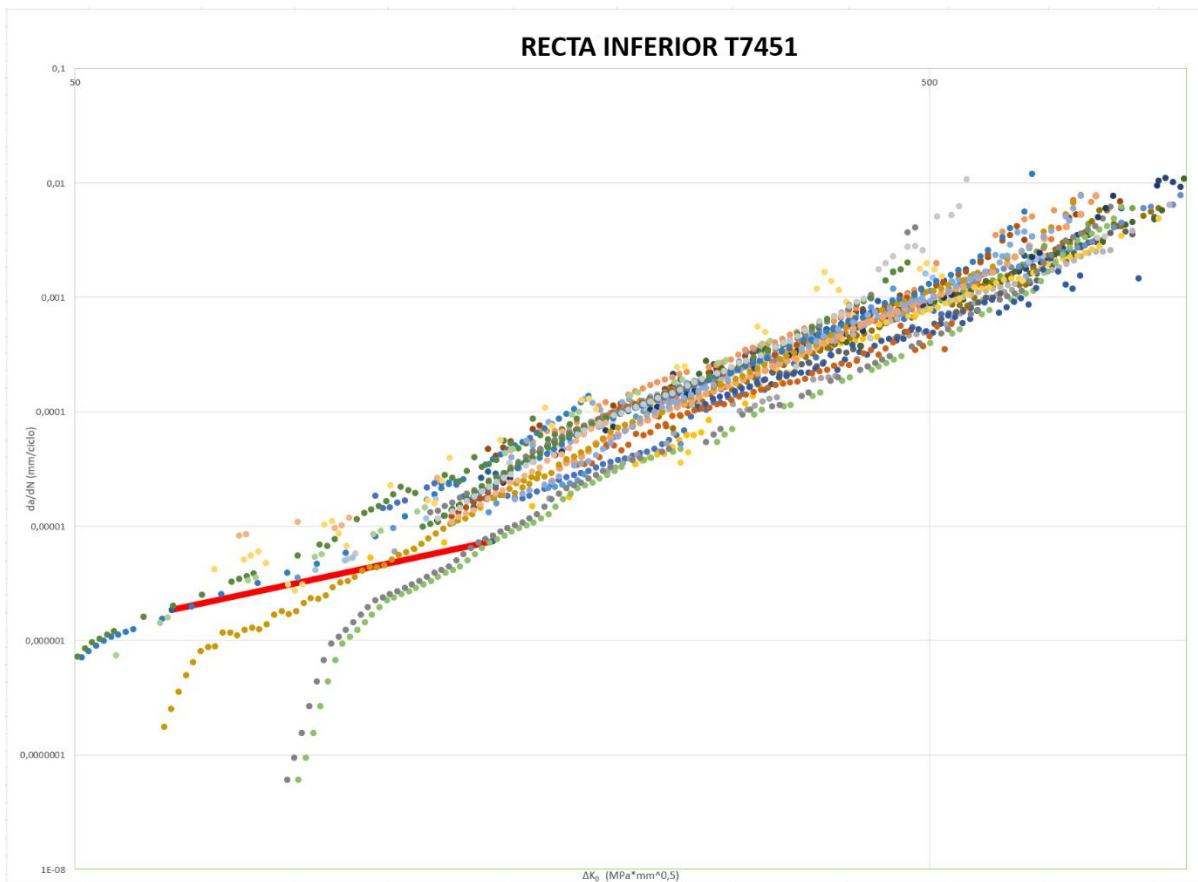


Figura 4.54 Representación recta inferior para calidad T7451.

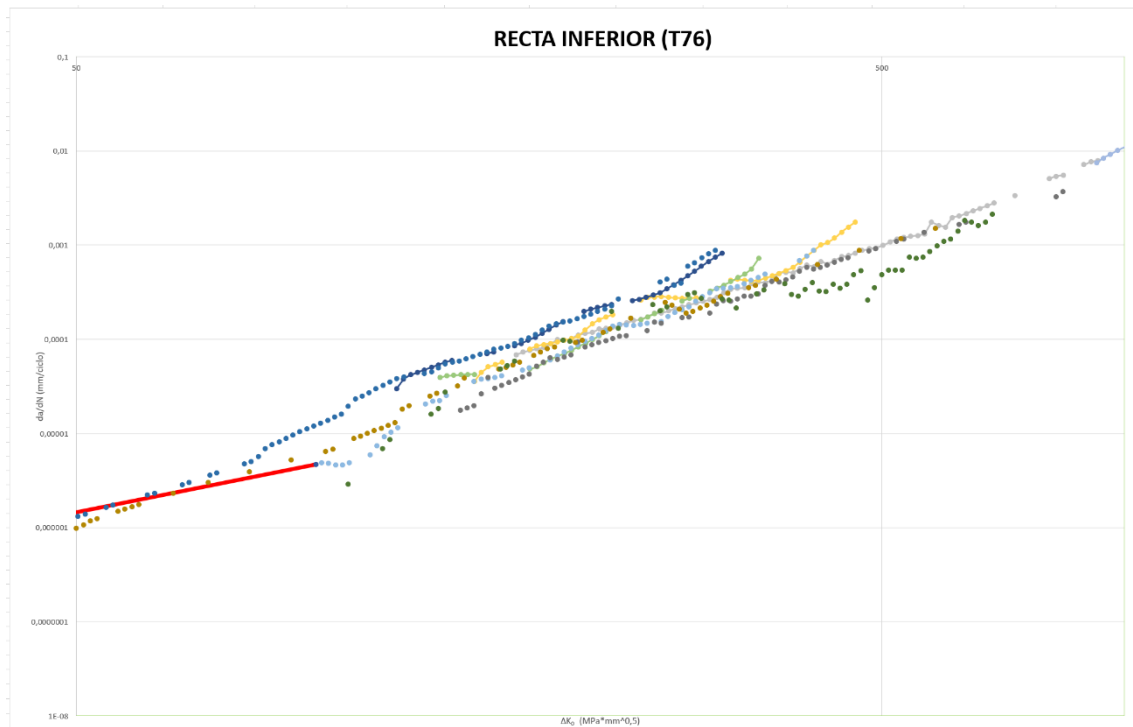


Figura 4.55 Representación recta inferior para calidad T76.

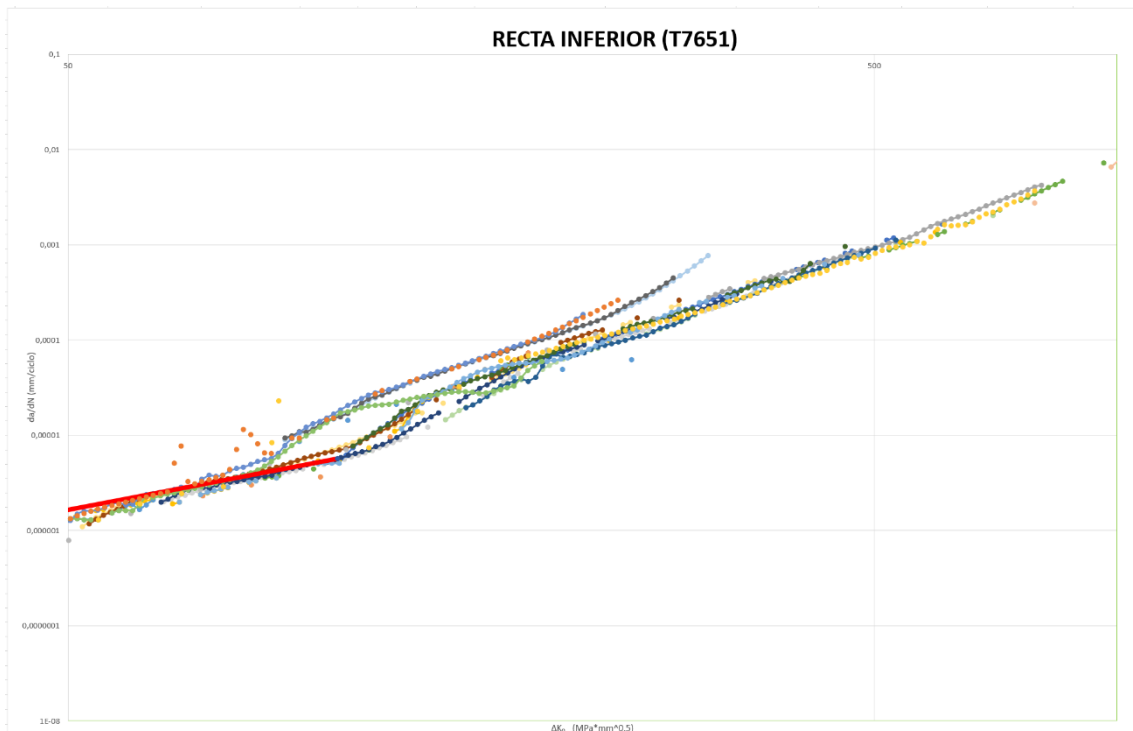


Figura 4.56 Representación recta inferior para calidad T7651.

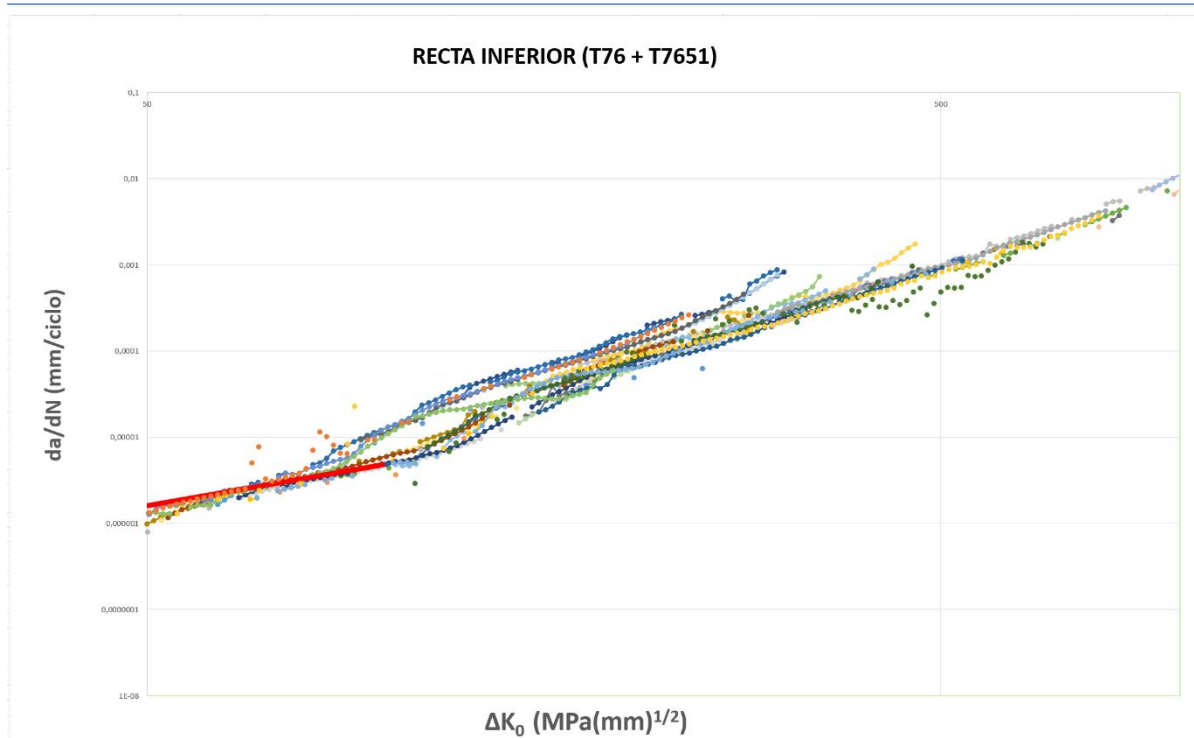


Figura 4.57 Representación recta inferior para calidades T76 y T7651.

## 4.11 DESAFECTACIÓN DE EFECTOS KC

### 4.11.1 PROCESO DE DESAFECTACIÓN

Existe la presencia de efectos aceleradores en el crecimiento de grietas debido a la proximidad a  $K_c$ . Esto requiere la corrección de los datos de velocidades (desafectación), de modo que la curva se ajuste a valores efectivos de  $K$ . Para lograrlo, se requiere definir el perfil de aceleración en todos los puntos en los que  $K_{max}$  supere el valor crítico de inicio del efecto. El objetivo de la caracterización del efecto  $K_c$  tiene la finalidad de anticipar el efecto acelerador en cualquier probeta, sin considerar las singularidades específicas de cada una.

Varios autores han incorporado los efectos de  $K_c$  en las ecuaciones que modelan la propagación de grieta. La propuesta presentada por Forman [9] introduce  $K_c$  como un coeficiente ponderador de carácter asintótico que adapta la pendiente de crecimiento en función del exponente asignado. Esta formulación permite una replicación precisa del comportamiento, sobre todo cuando se exploran valores elevados de  $R$ .

Se ha elegido un enfoque distinto para evaluar el impacto que tiene en el crecimiento de las grietas con el objetivo de alcanzar mejores resultados. El método utilizado se vale de segmentos lineales para medir la alteración en la velocidad de crecimiento en los puntos donde se aparta de la línea de crecimiento teórica. Con este procedimiento, logramos incorporar el comportamiento asintótico de la aceleración. Para ofrecer una comprensión más clara de este concepto, se presenta la Figura 4.58.

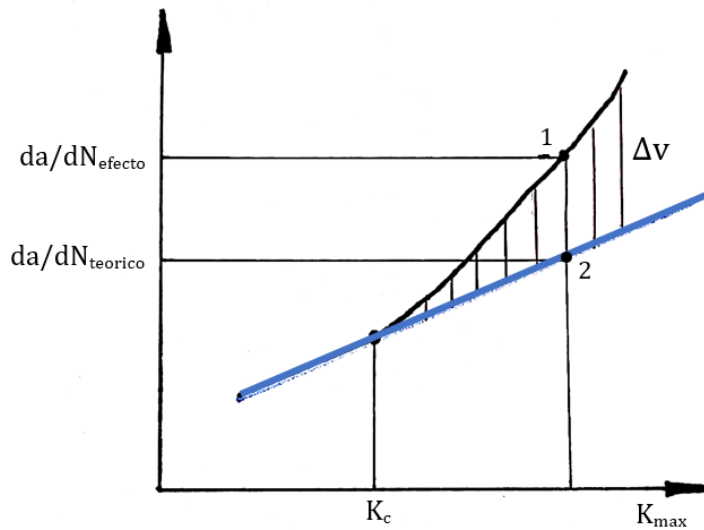


Figura 4.58 Desviación en el perfil de velocidad debido a EFKC

No obstante, limitar la variación a un único segmento, basándose exclusivamente en la recta lineal de Paris, podría restringir la capacidad de reproducir el efecto en ensayos que sigan este método, una situación que es común en registros con altos valores de  $R$  (relación de carga) o bajos valores de  $T$  (espesor). La opción que se considera es trabajar con múltiples segmentos y sus correspondientes referencias teóricas, lo que permitiría una evaluación más precisa de las velocidades de crecimiento. Este enfoque se adapta mejor a las particularidades específicas de cada registro, lo que se traduce en un análisis más detallado.

A continuación, se enumeran las tres posibles situaciones en las que puede comenzar el efecto  $KC$ , y el tratamiento individualizado que recibe cada uno.

### 1) Inicio en Paris 2.

Este sería el caso habitual en espesores pequeños y hasta 5 milímetros aproximadamente. El efecto en cuestión comienza a manifestarse una vez que la grieta llega a la segunda región lineal, que está definida por la Ley de Paris y corresponde al estado de tensión plana. En este momento, se procede a evaluar cómo varía la velocidad de crecimiento de la grieta en comparación con la línea de referencia denominada "Paris 2", que representa la trayectoria que el registro sigue antes de que el efecto se manifieste. (Figura 4.59)

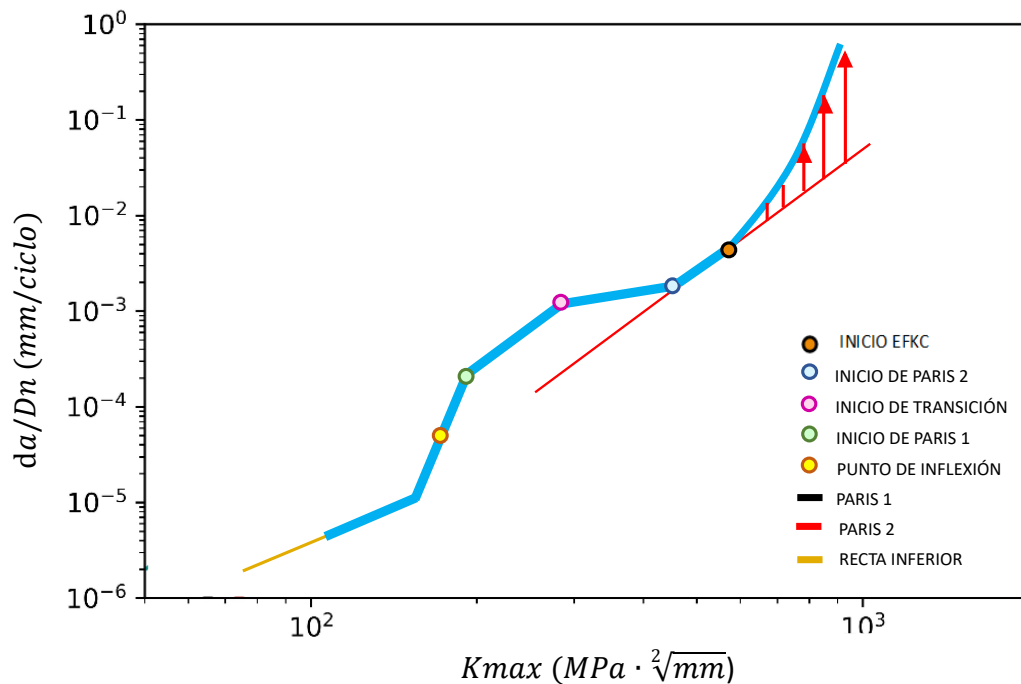


Figura 4.59 EFKC inicia en Paris 2.

## 2) Inicio en transición

Si el efecto ponderador comenzara en la recta de transición, la comparación se realizaría así: la velocidad del ensayo en ese punto entre su velocidad teórica en la recta de transición. Cuando se alcance el punto de final de transición o inicio de Paris 2, la referencia sería el tramo lineal de Paris 2. Aunque este caso no se ha dado en nuestros registros, el procedimiento ha sido implementado en el programa de generación de ensayos.

## 3) Inicio en Paris 1

La presente circunstancia resulta característica de dimensiones de considerables magnitudes, materializándose a partir de aproximadamente 6 milímetros. El espesor, en este contexto, es de tal envergadura que el efecto ponderador acontece antes de que la transición hacia Paris 2 pueda ser identificada. En tales instancias el procedimiento es el siguiente, con el comienzo del efecto ponderador, se procedería a dividir la velocidad del registro para cada dato por la velocidad teórica correspondiente a Paris 1. Una vez alcanzada la velocidad para el inicio de la transición, se continuaría hasta la culminación de dicha transición y, posteriormente, hasta el punto de llegada a Paris 2. (Figura 4.60)

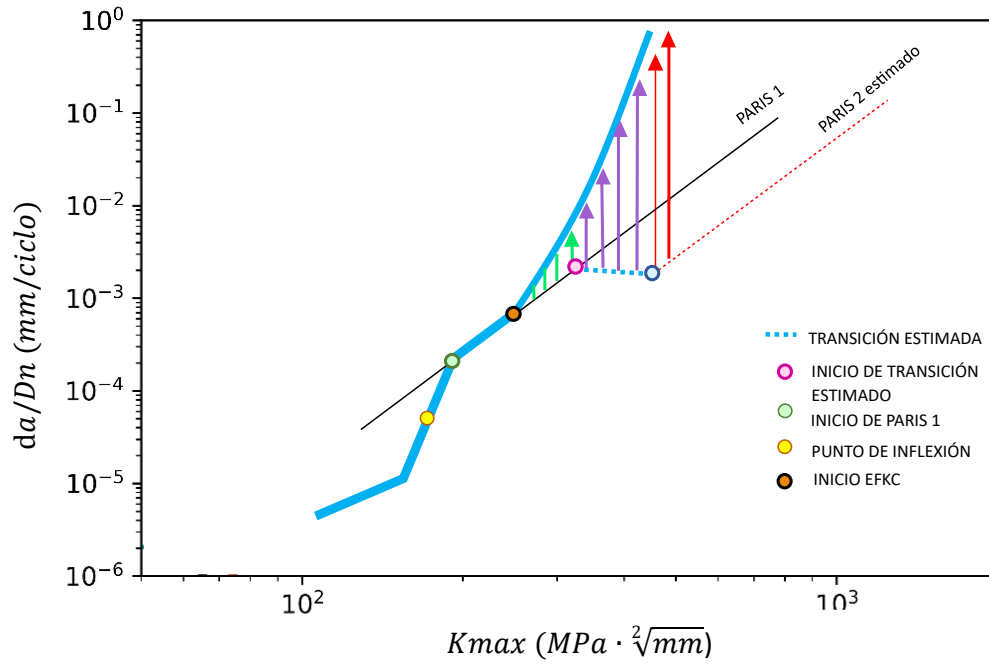


Figura 4.60 EFKc inicia en Paris 1, desafectación.

Además, existe la posibilidad de que el punto de transición estimado se halle a velocidades altas que no se alcanzaron durante el experimento. En tal escenario, se desafectaría directamente tomando de referencia Paris 1 (ver Figura 4.61).

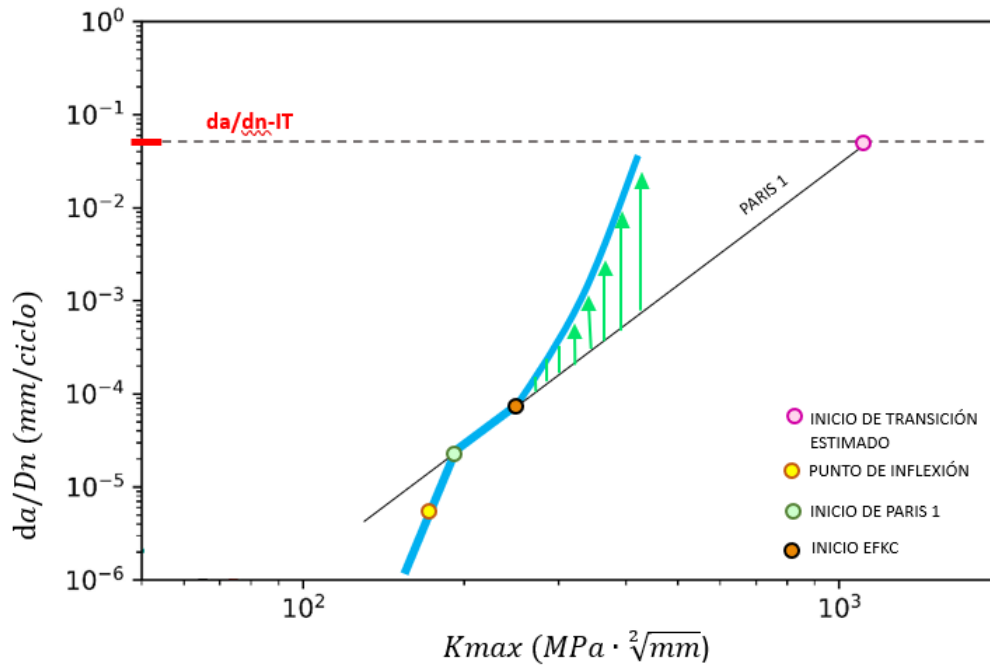


Figura 4.61 EFKc inicia en Paris 1, desafectación en espesores de piezas de grandes magnitudes.

Este enfoque se ha empleado en aquellos registros en los que se ha identificado gráficamente el valor característico de  $K_c$ , que servirá como punto de referencia para desarrollar la expresión relacionada con el efecto  $K_c$  en la aleación de aluminio, particularmente en la familia 7050. Los ensayos en los que se ha estimado el valor de inicio del efecto no serán incluidos en el proceso.

#### 4.11.2 EXPRESIÓN

El procedimiento empleado a la totalidad de las muestras disponibles persigue la instauración de un patrón general que unifique la propagación de grietas bajo la influencia del fenómeno, sin importar el valor inicial de  $K$  con el cual se inicie la aceleración en cada ensayo particular. En este contexto, se ha representado la influencia observada en todos los ensayos a medida que el factor de intensidades aumenta en relación con  $K_c$ . Este enfoque no solo ha permitido una efectiva visualización de la evolución de las grietas una vez que el efecto se pone en marcha, sino que también ha establecido una base sólida para la comparación y el análisis de patrones subyacentes. En la siguiente imagen se observa que el registro A exhibe una mayor variabilidad en la velocidad, lo que se traduce en una afectación mayor a medida que la grieta avanza en su desarrollo.

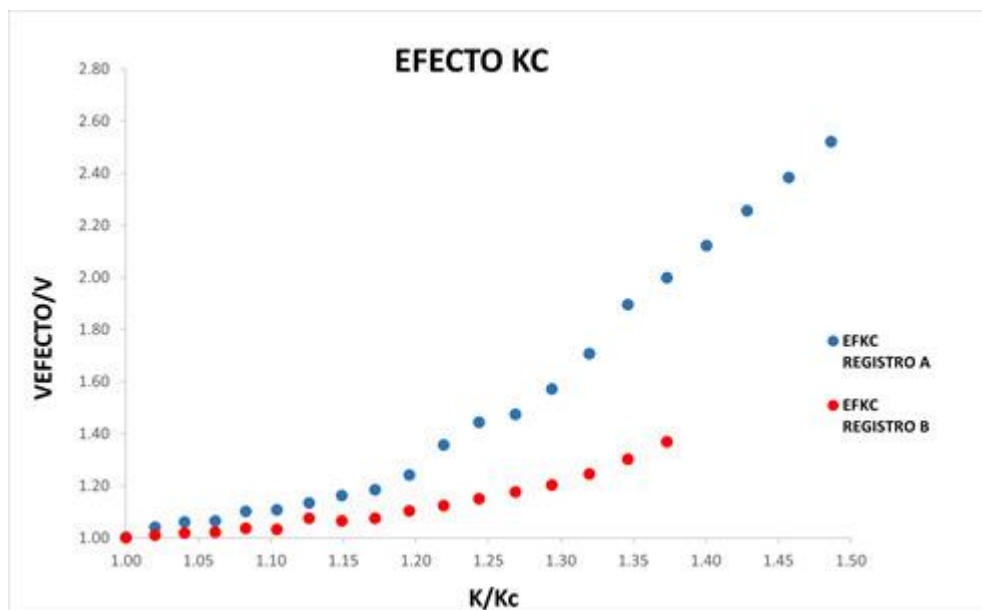


Figura 4.62 Comparativa en la variabilidad de velocidad.

El procedimiento destinado a determinar la función de desafectación se fundamenta en la calibración mediante un abordaje experimental y la observación de la representación de los datos disponibles.

Con el propósito de discernir los factores que inciden en la modificación de  $K_c$ , se ha concebido una investigación basada en el análisis de las correlaciones entre las variables fundamentales

que caracterizan un registro afectado por este fenómeno. Dichas variables engloban la naturaleza del material, las especificaciones geométricas de la probeta, el espesor de la muestra y la relación de carga. Partimos del supuesto de que en los ensayos que comparten similitudes en estas propiedades, las implicaciones del efecto  $K_c$  serán uniformes en su totalidad.

Investigaciones anteriores vinculadas a este proyecto, realizadas por José Alberto Martín [1.1] y Rafael Zúñiga [1.3], han destacado la relevancia del espesor como una variable de control significativa en la propagación de grieta cuando los valores de  $K_{max}$  son elevados. Estas investigaciones han descartado cualquier influencia que el valor de  $R$  pueda ejercer en el desarrollo del efecto. Esta asociación se evidencia en las representaciones gráficas, las cuales reflejan un incremento sistemático en el efecto  $K_c$  a medida que aumenta el espesor de las probetas. Es por esta razón que, en última instancia, se ha designado al espesor ( $T$ ) como el parámetro preponderante en la magnitud del efecto. Se ha optado por realizar una distinción basada en los materiales y su calidad, prescindiendo de la categorización por tipo de probeta. Así, podemos presentar ecuaciones adaptadas a las características específicas de cada nivel de calidad del aluminio.

Es destacable que la relación entre el efecto  $K_c$  y el incremento en el espesor no siga una tendencia lineal, lo que introduce un grado de complejidad en la caracterización del fenómeno. Por consiguiente, se ha focalizado la atención en un minucioso análisis de esta no linealidad y en la adaptación de la influencia del parámetro en la aceleración de los registros.

Con el fin de alcanzar esta meta, se llevó a cabo un exhaustivo proceso de depuración de datos que abarca la eliminación de registros que exhiban discrepancias o errores patentes, así como aquellos que carezcan de información sustancial. Además, se ha incorporado nuevos registros a la base de datos con el propósito de enriquecer la diversidad de muestras y asegurar que el conjunto de datos sea auténticamente representativo, aumentando tanto la variedad de espesores disponibles como la cantidad de estos. En la calidad T7451 se necesitaban registros que tuvieran información de precisamente esta etapa final de crecimiento. Con este fin se añadieron los registros mencionados, abarcando espesores de 8,15 y 20 milímetros. En estos ensayos se visualizaba una mayor cantidad de datos en la zona de crecimiento final, lo que ha resultado esencial para definir la función de desafectación.

No obstante, es necesario considerar la posibilidad de que algunos registros válidos puedan desviarse del patrón observado de los registros. Este fenómeno podría atribuirse a diversas condiciones de ensayo que podrían alterar los datos registrados, tales como fluctuaciones en las condiciones ambientales o variaciones en la geometría de la probeta. Además, la designación del punto inicial de  $K_c$  y posibles errores en el procesamiento de datos, ubicación de líneas de referencia... pueden contribuir a discrepancias en la representación de la curva. Esta variabilidad se manifiesta con mayor énfasis en registros con relaciones de carga ( $R$ ) elevadas, donde las condiciones de ensayo se caracterizan por ser más críticas.

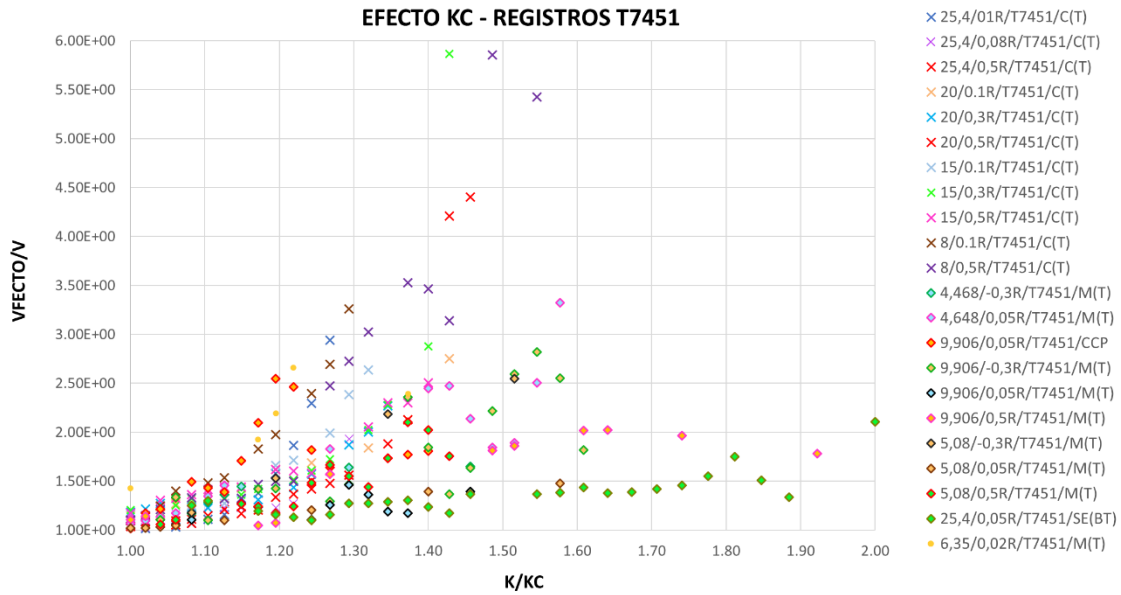


Figura 4.63 Caracterización del efecto ponderador para T7451.

Para abordar la situación se decidió agrupar el comportamiento del efecto Kc en función de las curvas que representen el valor promedio de la variación de velocidades diferenciando espesores. De esta manera, en lugar de enfocarnos en ajustar el comportamiento específico de cada registro, damos prioridad a la tendencia general seguida por cada conjunto, lo que reduce al mínimo el impacto de las anomalías o discrepancias individuales. Este enfoque nos capacita para reconocer patrones generales que contribuyen a una comprensión integral del fenómeno, permitiéndonos desarrollar una formulación que represente con precisión el efecto Kc en el proceso de propagación de la grieta. En la gráfica (4.63), se observa que los valores al comienzo del efecto muestran una ligera desviación del punto de origen, lo cual podría, en un primer momento, influir en la disposición de las curvas. Esta discrepancia se atribuye a las características inherentes de los registros y al proceso de tratamiento empleado.

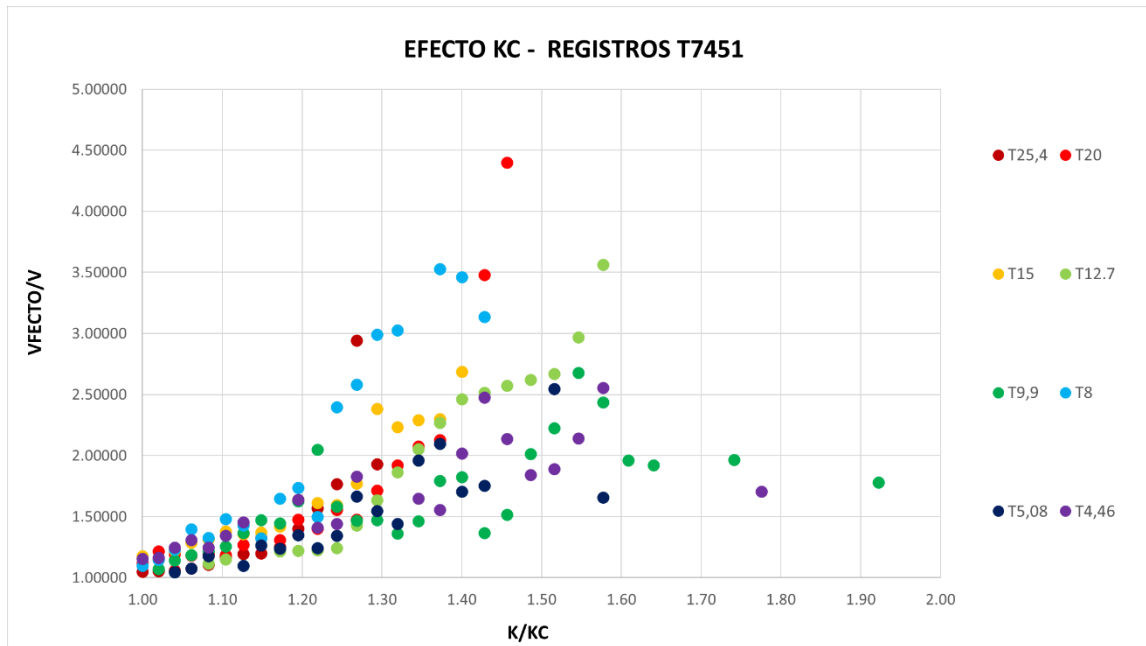


Figura 4.64 Agrupación de registros por su espesor. Valores medios.

La función desafectación denominada "FKC", se formula como una función exponencial que incorpora cuatro coeficientes personalizados para cada grupo de material y probeta. Aunque originalmente se desarrolló para la familia AL-2024, esta estructura se aplica uniformemente a todos los casos de estudio de la siguiente manera:

$$FKC = e^{[(aT^b) \cdot (x-1)^{\left(\frac{c}{T-1} + d\right)}]} \quad (4.3)$$

Donde:

- x : variación del factor de intensidad en relación con su valor umbral (K/Kc).
- T : espesor en milímetros.
- a,b,c y d: parámetros específicos de la aleación.

Es esencial enfatizar que esta función es aplicable únicamente cuando el valor de "x" excede la unidad, lo cual denota que el efecto se ha sido desencadenado en el registro.

Como se ha indicado los parámetros "a", "b", "c" y "d" son fruto del ajuste experimental característico de cada calidad. Estos coeficientes posibilitan la determinación de la tendencia y la aceleración de la curva, así como el establecimiento de la relación apropiada con la variable principal dentro de una misma categoría de calidad. Una vez que los coeficientes han sido ajustados y calibrados mediante este procedimiento iterativo, se ha confirmado la aplicabilidad de la expresión "FKC" a la familia 7050. Los coeficientes son:

a	b	c	d
1.086	0.44	0.9	1.4

Tabla 8 Coeficientes FKc

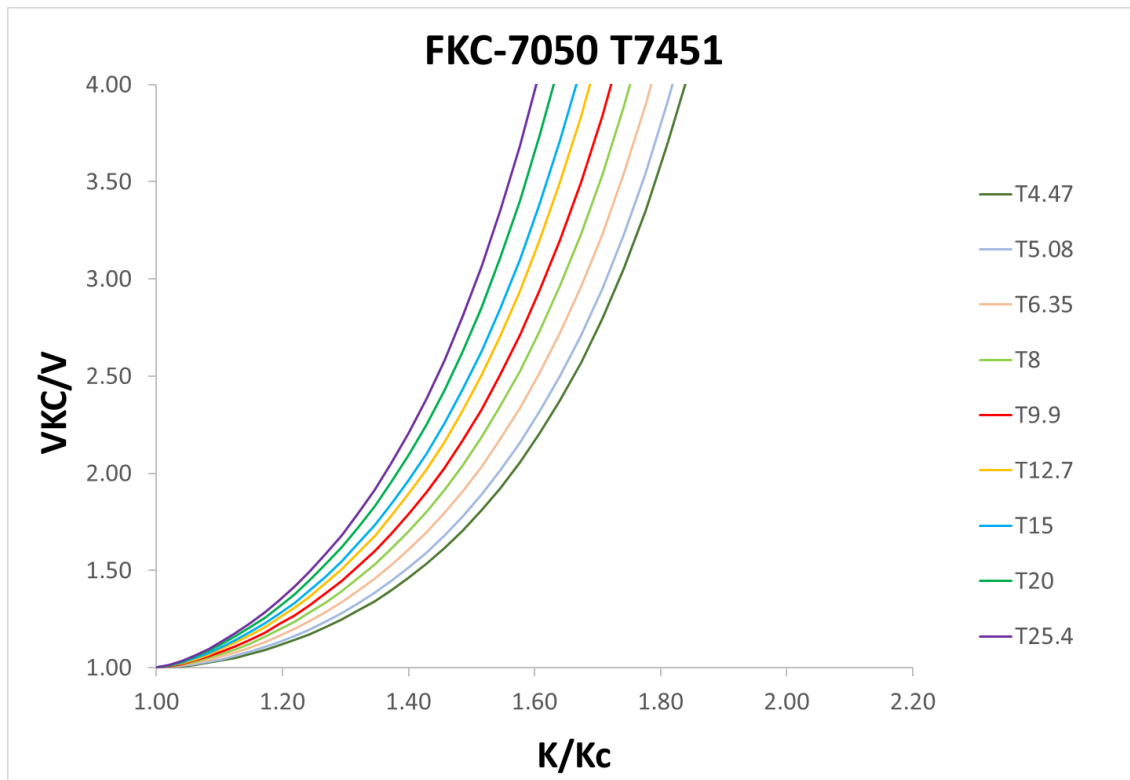


Figura 4.65 Función "FKc" para 7050-T7451

La gráfica exhibe la función correspondiente a cada espesor disponible en la calidad T7451. Se percibe que a medida que el espesor de la probeta se incrementa, se evidencia una aceleración más acentuada en la curva y, consecuentemente, una mayor incidencia del fenómeno de afectación.

Para valores elevados de  $K/K_c$ , se observa que las curvas presentan cierta convergencia. Sin embargo, esta tendencia no plantea un desafío sustancial, ya que, a tales niveles, la probeta habría llegado al punto de fractura. Esto pone de manifiesto que la expresión está específicamente diseñada para representar el comportamiento inicial del fenómeno, y su eficacia disminuye a medida que este avanza, ya que el crecimiento de cada probeta se vuelve impredecible en la etapa final de crecimiento, lo que conlleva dificultades en la determinación de un patrón uniforme de comportamiento.

## 4.12 GENERADOR DE ENSAYOS

### 4.12.1 PROCEDIMIENTO PARA LA ESTIMACIÓN DE VELOCIDAD DE CRECIMIENTO A PARTIR DEL ESPESOR Y EL RÉGIMEN DE CARGA

En el estudio del comportamiento del crecimiento de la grieta, se identifican los puntos singulares de la ley de comportamiento del material que permiten predecir la respuesta conocida la calidad, el espesor (T) y el régimen de carga (R). A continuación, se detalla el procedimiento a seguir para la estimación del crecimiento partiendo de Paris y recta inferior efectivos.

#### 1. Posicionamiento de recta inferior, Paris 1 y Paris 2 en valores de Kmax.

Anteriormente se ha establecido una pendiente 'm' para los tramos de comportamiento lineal de la aleación y se fijó el valor de C1 para valores efectivos. Ésta recta es propia al material y de igual pendiente para cada calidad de aleación. Para efectuar el posicionamiento en valores de Kmax aplicamos las ecuaciones de Newman para el cálculo de la relación de tensiones efectivas (q) y las pasamos a valores corregidos (q0) por el método 2/π de Donald y Paris. Se procede a dividir todos los valores de K de todos los datos por (1-q0). En el caso de Paris 1 y recta inferior de umbrales, q0 de deformación plana y para Paris 2, q0 de tensión plana. Esto resulta en una traslación hacia la derecha como se puede apreciar en la figura 4.66.

$$q = \frac{k_{aperturas}}{k_{max}}$$

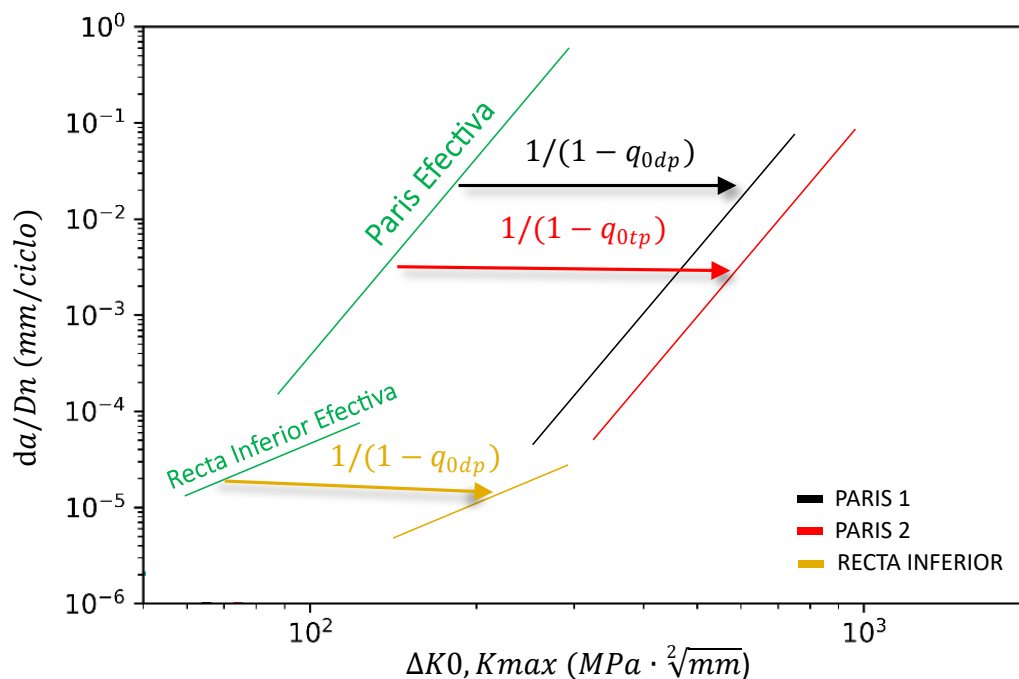


Figura 4.66 Paris 1, Paris 2 y recta inferior a partir de sus valores efectivos.

## 2. Pendiente y punto de inflexión.

Con las expresiones aportadas en el apartado \*\*\*se estiman el punto de inflexión y la pendiente de la recta que lo contiene. Definida, se procede a identificar su punto de corte con la recta umbral y con Paris 1, inicio de Paris 1 (Figura 4.67).

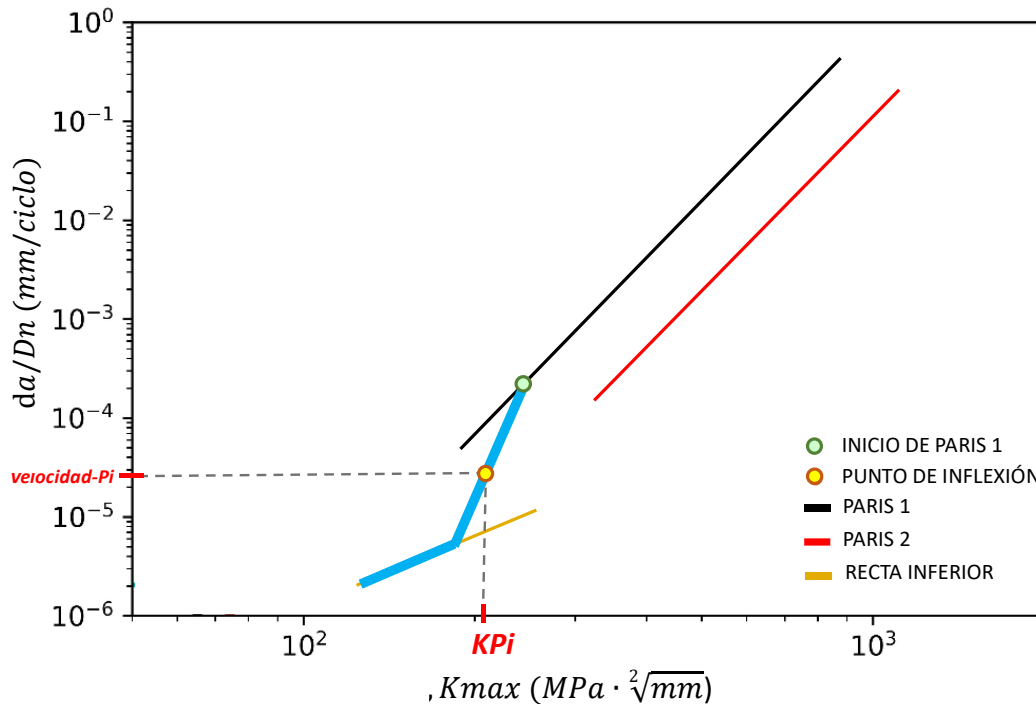


Figura 4.67 Identificación del Punto de Inflexión. Corte con Paris 1 y recta inferior.

## 3. Inicio de transición.

Utilizando las expresiones deducidas para el inicio de transición, y tomando en consideración el espesor de la pieza, determinamos la velocidad de crecimiento a la cual se desarrolla el cambio hacia la región de tensiones planas, Paris 2. Para un caso general, el punto de inicio se hallaría trazando la horizontal de la velocidad hasta su corte con Paris 1. El valor de la pendiente de transición es conocido e igual para todas las calidades en una misma aleación según se ha estudiado. Con estos datos podemos trazar el final del tránsito o inicio de Paris 2.

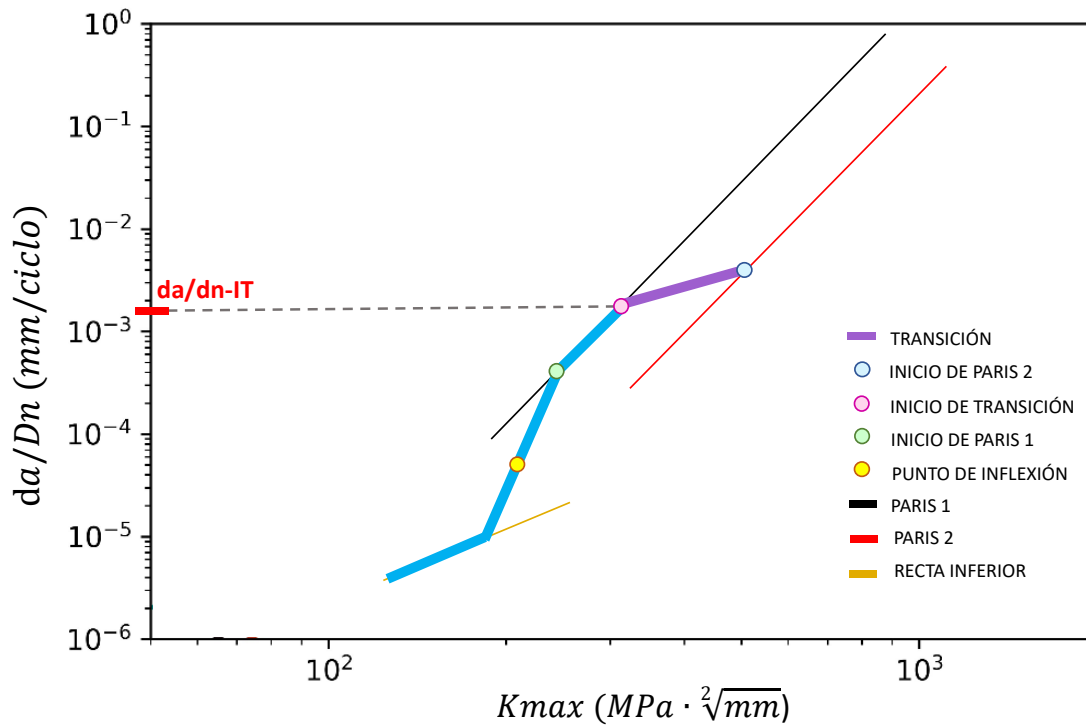


Figura 4.68 . Identificación del Inicio de Transición. Final de Transición (Inicio Paris 2)

Para el caso particular en el cual el proceso de propagación de grieta no logra alcanzar la región de crecimiento lineal de Paris 1, se designó el punto de intersección de la pendiente de inflexión con Paris 1 como el punto de inicio de la transición. A partir de éste, se lleva a cabo un chaflanado hasta llegar a dos tercios de la distancia hasta dicho punto, como se ilustra en las figuras 4.69 y 4.70.

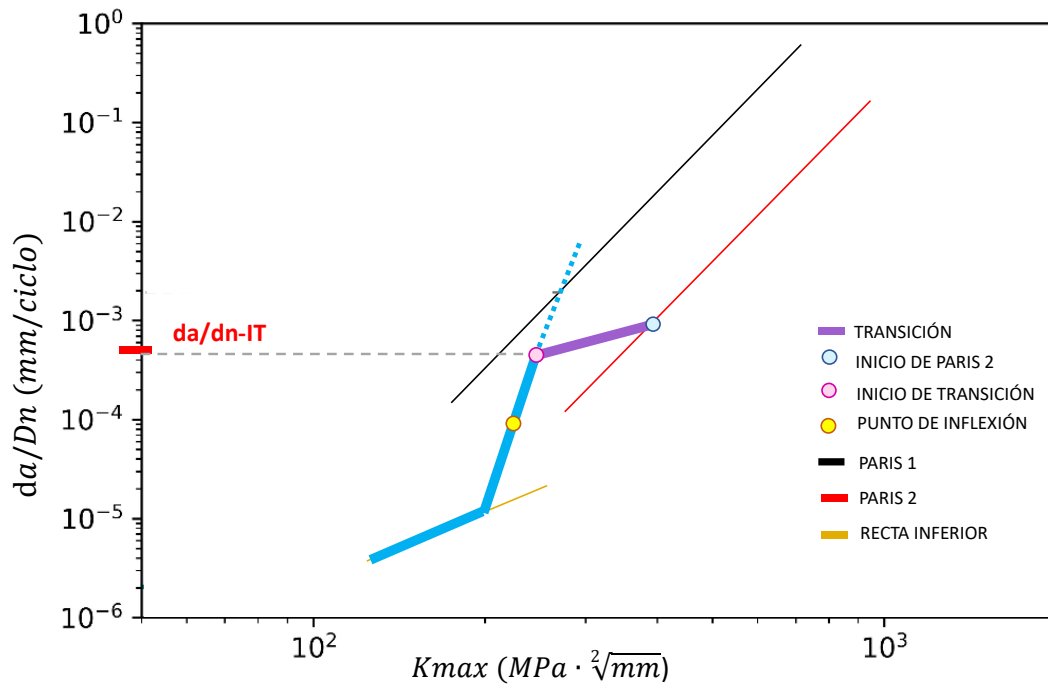


Figura 4.69 . Proceso de chaflanado en caso particular.

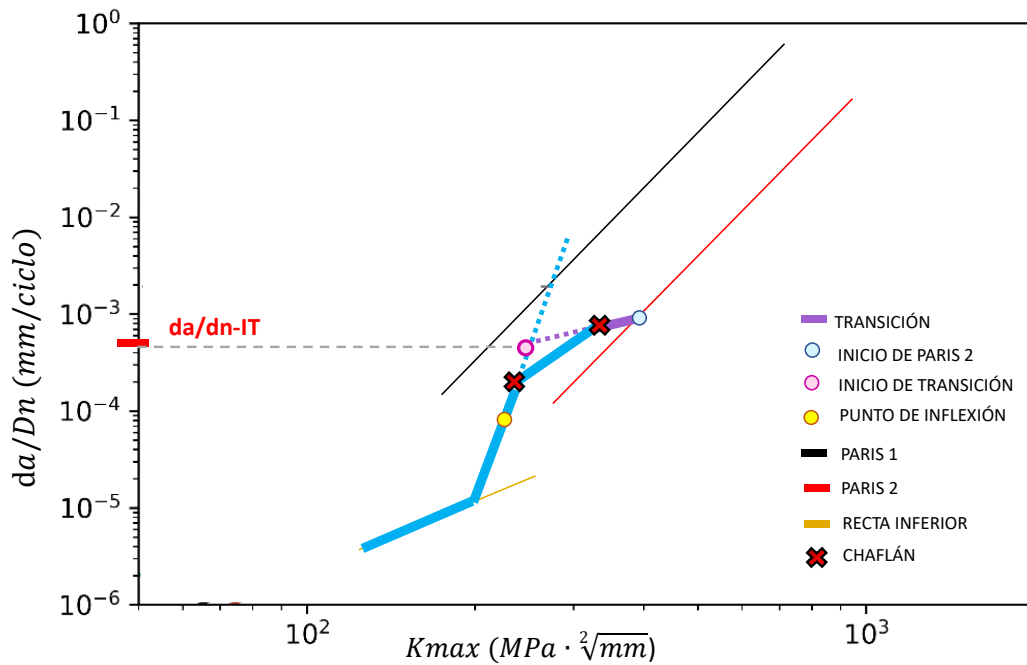


Figura 4.70 Chaflán incorporado en el crecimiento de grieta

#### 4. Afectación de KC.

Por último, con el espesor del ensayo se hallaría mediante regresiones nuevamente el  $k$  estimado al que comienza el crecimiento inestable de grieta al aproximarse a KC.

Para caracterizar la zona de afectación se ha optado por un tratamiento individualizado de los datos como se ha indicado en el apartado 4.11 Desafectación de efectos KC. Con la expresión “FKC” deducida, tenemos las herramientas para ponderar el perfil de crecimiento dependiendo de donde se sitúe el inicio del efecto acelerador: 1) inicio en Paris 2 (figura 4.71) Inicio en transición 3) Inicio en Paris 1 (figura 4.72)

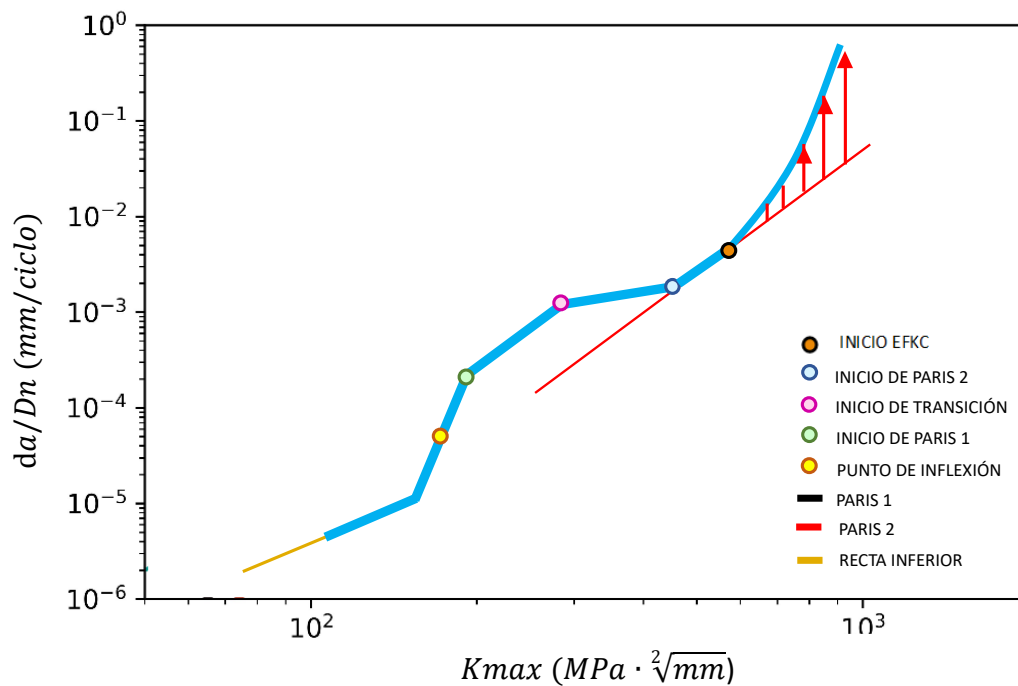


Figura 4.71 Afectación, inicio en P2

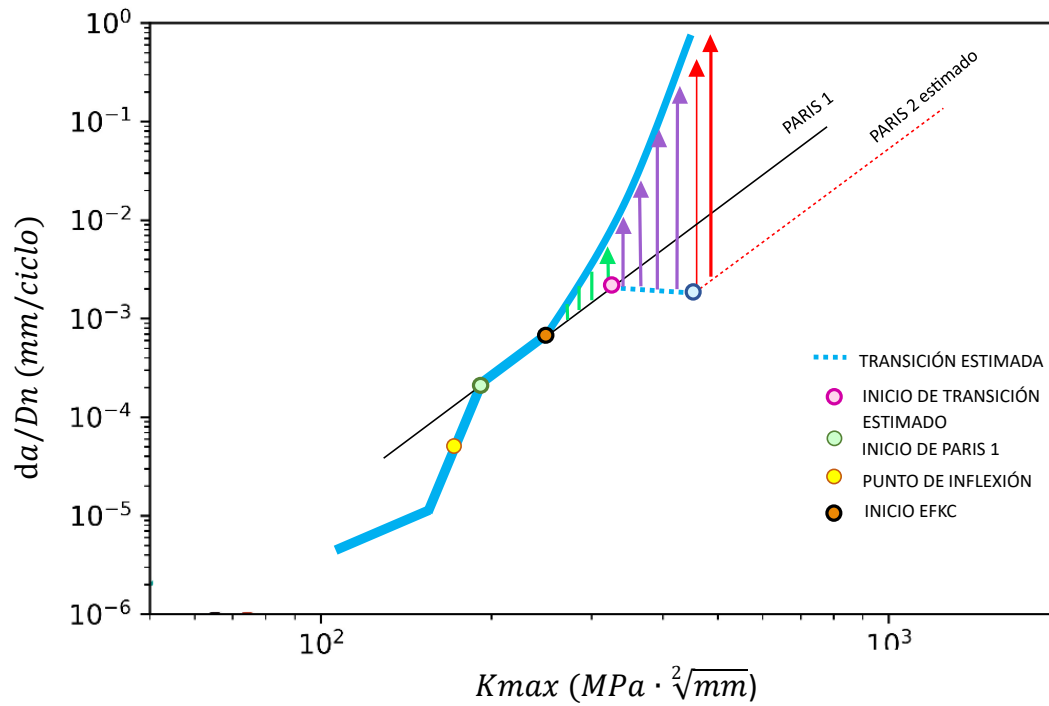


Figura 4.72 EFKc inicia en Paris 1, afectación.

Una vez realizada la afectación aplicando el efecto ponderador con la función FKC, el perfil de crecimiento del registro quedaría establecido de manera integral, abarcando desde su inicio hasta las condiciones de crecimiento inestable. (figura 4.73)

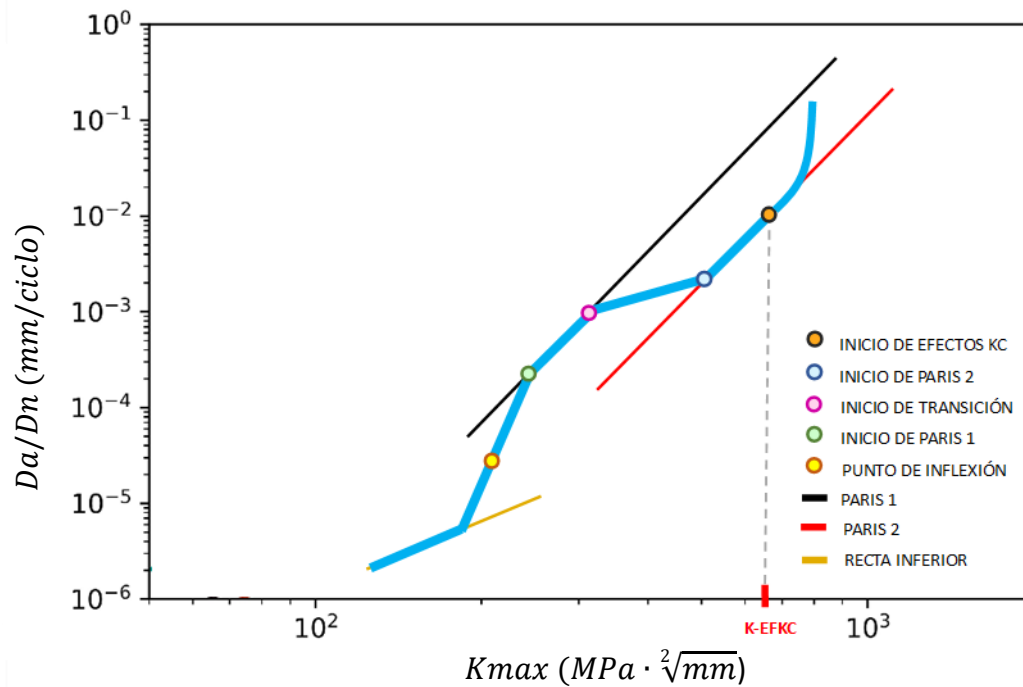


Figura 4.73 Estimación de velocidad de crecimiento de grieta.

#### 4.12.2 COMPARACIÓN DE ENSAYOS ESTIMADOS CON REGISTROS REALES

Todo el procedimiento descrito para la estimación del perfil de crecimiento fue implementado en el entorno de desarrollo, Spyder, Una herramienta de amplio alcance para la programación científica en el lenguaje Python. La interfaz gráfica bautizada con el nombre de FaGEN, presenta una ventana que interactúa con el usuario solicitando el ingreso de dos datos clave por medio del teclado: el valor del espesor en milímetros y el régimen de carga.



Figura 4.74 Interfaz FaGEN

Ahora se procederá a comparar algunos ejemplos de registros que tenemos en nuestra base de datos con los generados en el programa creado. Por ejemplo, el registro 20/0.3R/7050-T7451/C(T) tendría el siguiente perfil estimado:

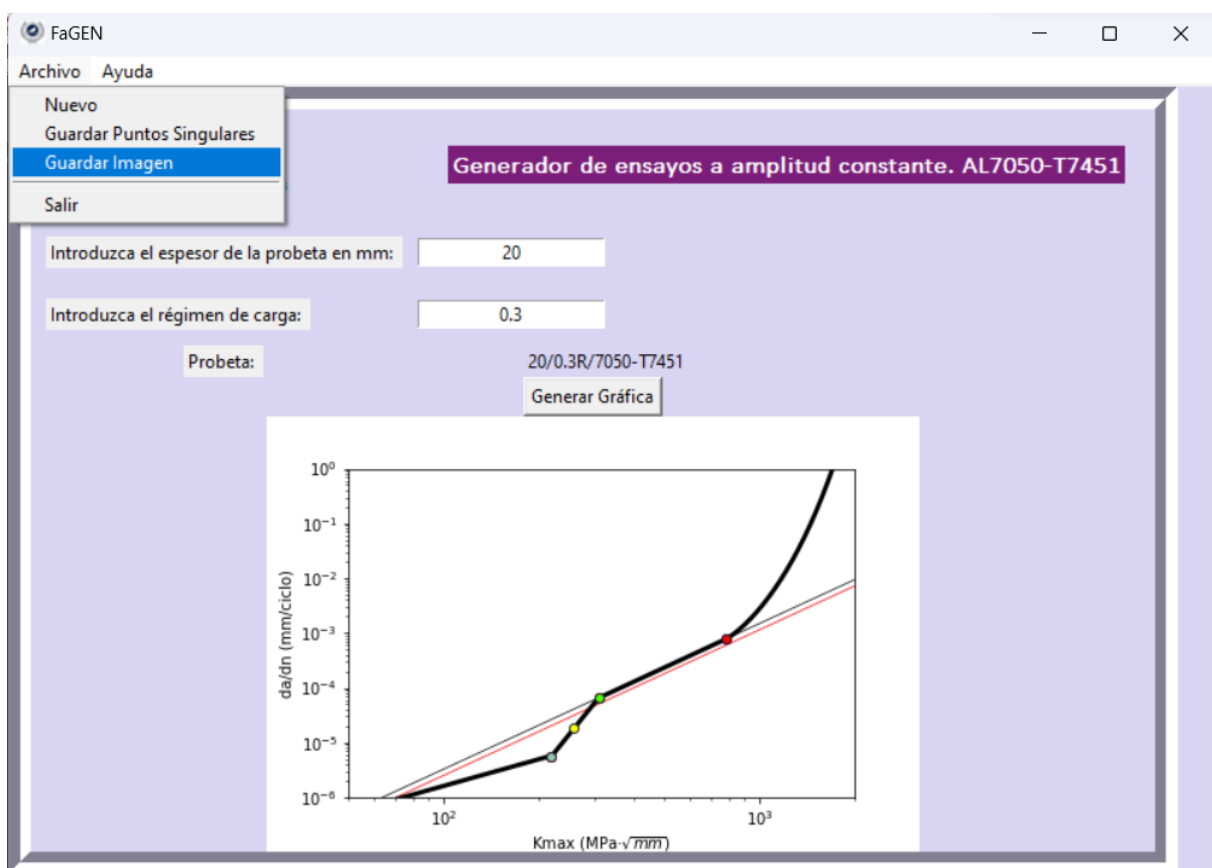


Figura 4.75 Perfil de crecimiento estimado para 20/0.3R/T7451/C(T)

En el programa se incorporó un menú que permitiera guardar la información relevante del ensayo generado como se puede ver en la figura 4.43. Se añadieron dos opciones que dos opciones: guardar un archivo en .PNG con una imagen de la gráfica generada y otra para guardar un .XLSX que almacenara los puntos singulares del perfil de crecimiento.

En la siguiente figura se representa la imagen generada en la que se visualiza los datos del ensayo real en comparativa con la predicción del registro.

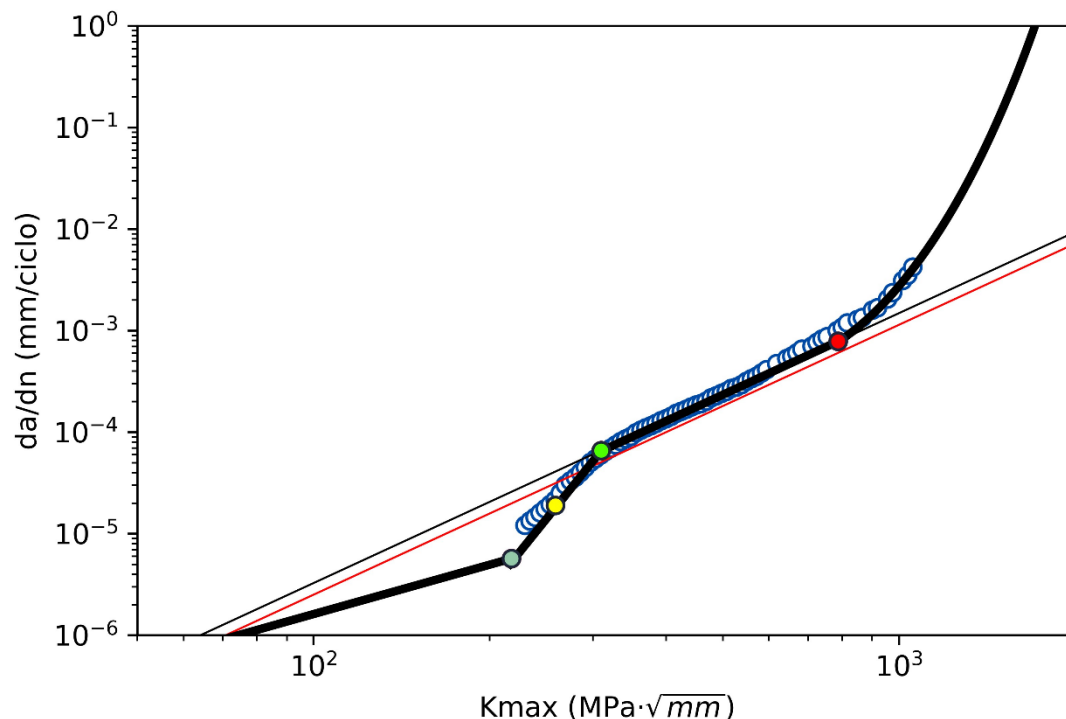


Figura 4.76 Comparativa del ensayo real con la predicción de crecimiento del registro 20/0.3R/T7451/C(T).

Se puede apreciar la proximidad y similitud de ambos perfiles de crecimiento sustentando los buenos resultados del estudio y análisis realizados. El perfil generado del ensayo se caracteriza por un espesor bastante grande (20 mm) lo que justifica que el inicio del efecto acelerador se situó en la zona de crecimiento lineal de Paris 1.

Ahora probaremos la herramienta con un registro en el que nos faltan datos de la zona de la pendiente de inflexión. El registro es 508/-0.3R/T7451/M(T).

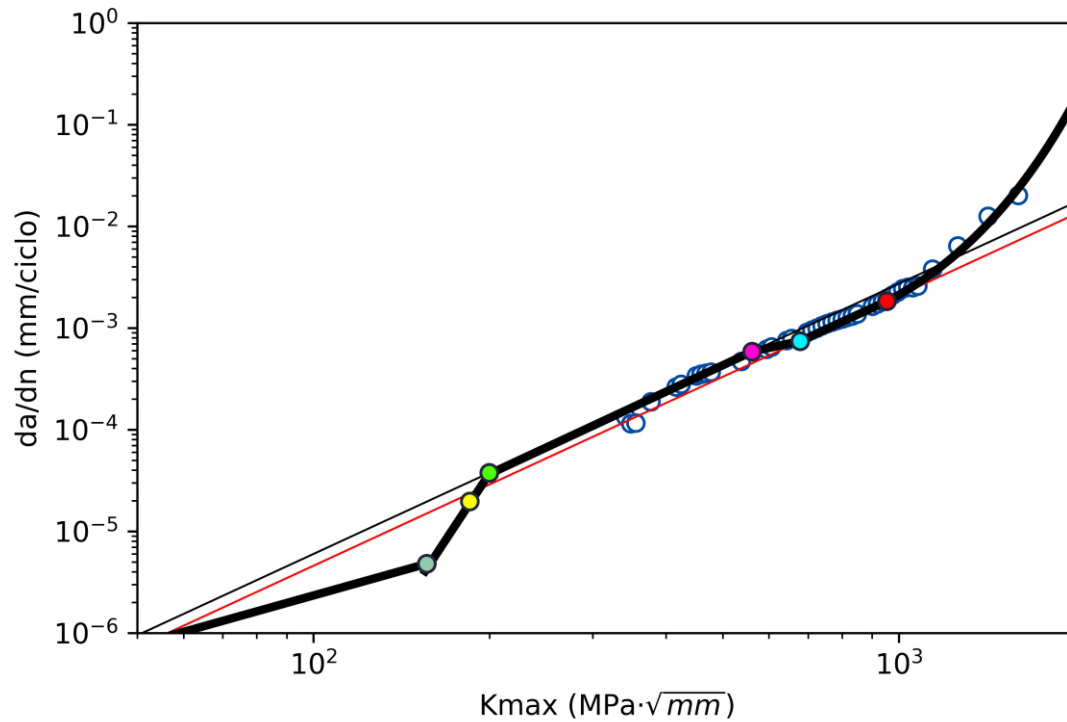


Figura 4.77 Comparativa de ensayo real con la predicción de crecimiento. 508/-0.3R/T7451/M(T)

El ajuste sigue siendo preciso y se puede apreciar una clara continuación de la tendencia de crecimiento en la estimación que coincide con el perfil del registro real. El registro generado se caracteriza por presentar la transición desde la zona regida por deformaciones planas a la regida por tensiones plana, Paris 2. El punto de inicio de transición marcado en fucsia coincide con el presentado en el registro.

Por último, se realizará una generación de un ensayo cualquiera del que no tenemos ningún dato en nuestra base. Será el 3.61/-0.23R/T7451:

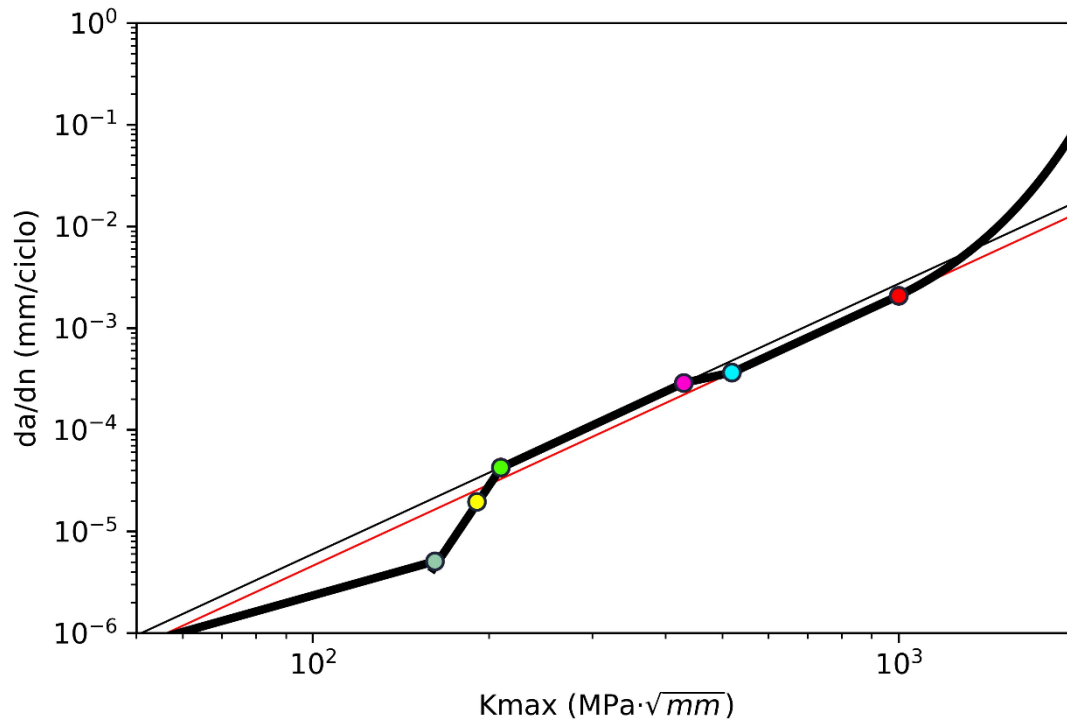
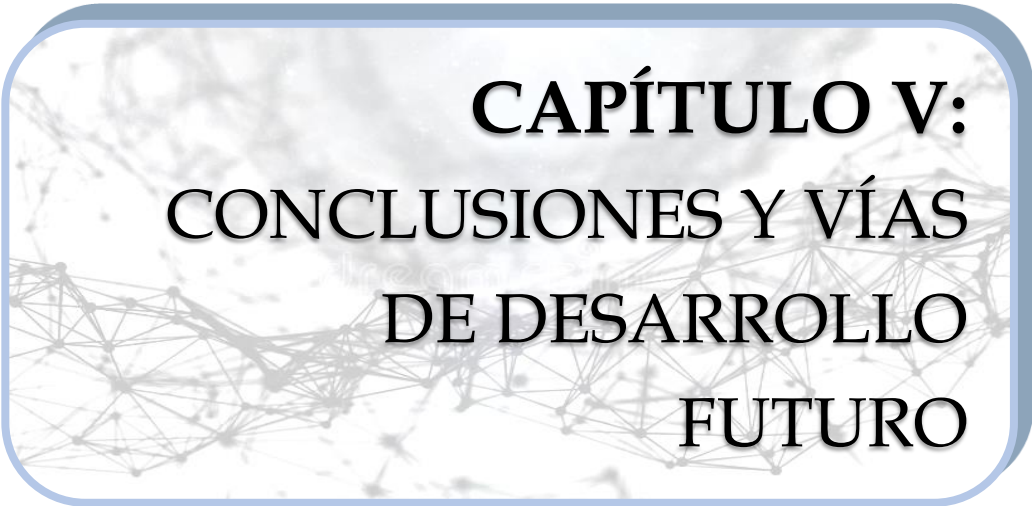


Figura 4.78 3.61/-0.23R/T7451 predicción de crecimiento generada.

Además, como se mencionó anteriormente, la interfaz creada permite guardar un archivo con los pares de puntos singulares del registro.

PUNTOS SINGULARES	Kmax (Mpa(mm) <sup>1/2</sup> )	da/dn (mm/ciclo)
Inicio Inflexión	161,59	5,08E-06
Punto de Inflexión	190,4601	1,96E-05
Final de Inflexión	209,38	4,27E-05
Inicio de Transición	429,638	0,000288
Final de Transición	519,4971	0,000365
Inicio EFKC	1000,601	0,002085

Tabla 9 Puntos singulares del perfil de crecimiento estimado.



# **CAPÍTULO V: CONCLUSIONES Y VÍAS DE DESARROLLO FUTURO**

---

## 5. CONCLUSIONES. VÍAS DE DESARROLLO FUTURO

### 5.1 CONCLUSIONES GENERALES

Con la incorporación de 9 registros para 7050-T7451 aportando información en aspectos del crecimiento de los que se carecía de información y ampliando las disponibilidades de datos en zonas con reducido número de datos, han sido chequeadas todas las funciones de regresión para la estimación de los puntos singulares en los que se apoya el procedimiento. Validados los ajustes previos, estos han sido corregidos incluyendo los nuevos datos en las regresiones de ajuste.

La inclusión de los nuevos registros y la consideración de la desviación geométrica como instrumento para evaluar la confluencia en valores efectivos de la totalidad de los registros no ha modificado los valores ya establecidos por Muñoz [1.2] para el cambio corrección de los valores de referencia para el factor de constricción “ $\alpha$ ” en tensión plana y deformación plana, manteniendo 1.15 y 1.73.

La función del efecto acelerador por aproximación a  $K_{Ic}$  para la aleación 7050-T7451 ha podido ser completada empleando las expresiones simplificadas sobre ponderaciones obtenidas desde los propios datos de los registros. Queda concluido el estudio del aluminio 7050-T7451 a falta de su incorporación a los programas de estimación de vida a fatiga.

La herramienta para la generación de registros a amplitud constante ha sido desarrollada, siendo puesta en práctica con los registros participantes en el estudio.

### 5.2 DESARROLLO FUTURO

Aun habiendo completado el estudio, es deseable la incorporación de nuevos registros para las zonas próxima a umbral y zona con crecimiento inestable por aproximación a  $K_{Ic}$ .

Sería interesante verificar la validez de las funciones de “Inicio de Transición” y de “Punto de Inflexión” para calidades T7452, T76 y T7651 de la aleación 7050. En diferentes aleaciones, estas funciones son únicas para las distintas calidades de una misma aleación; verificar dicho comportamiento puede abrir nuevas aplicaciones.



## CAPÍTULO VI: BIBLIOGRAFÍA

---

## 6. BIBLIOGRAFÍA

### 6.1 TESIS Y TRABAJOS FIN DE GRADO

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

[1.2] **Muñoz Becerra, Martín.** “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.”

[1.3] **Zúñiga Gutiérrez, Rafael** “Estudio, análisis y determinación de los puntos singulares del perfil de velocidad de crecimiento de grietas a fatiga en la aleación de aluminio 7050 (base de datos del programa NASGRO) ” Trabajo Fin de Grado, 2017

### 6.2 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. Tesis, 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.

[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.

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

[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 JC. A crack-opening stress equation for fatigue crack growth. *Int J Fract* 1984; 24: R 131-5.

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.

[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 Kmax dependent models of fatigue crack growth. In. J. Fatigue 21, S147-S155. 1999.

[42] **Wang**, Hongxun, Experimental investigation of overload effects on fatigue crack growth behaviour of 7050-T7451 aluminium alloy

[43] **NASGRO 6.0**, Reference Manual (version 6.02, September 2010), Fracture mechanics and fatigue crack growth analysis software, NASA Johnson Space Center and Southwest Research Institute, 2010

[44] **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.

[45] **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.

[46] **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).

[47] **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.

### 6.3 PÁGINAS WEB Y VÍDEOS

- ▶ BOAC flight 781 <https://www.youtube.com/watch?v=WWjaeFnE0pM>
- ▶ <https://www.aluaz.com/historia-y-generalidades>
- ▶ [https://www.google.com/search?q=dualmetalurgia&rlz=1C1UEAD\\_esES1034ES1034&oq=dualm&aqs=chrome.0.69i59j69i57j0i512l3j69i60l3.1199j0j7&sourceid=chrome&ie=UTF-8](https://www.google.com/search?q=dualmetalurgia&rlz=1C1UEAD_esES1034ES1034&oq=dualm&aqs=chrome.0.69i59j69i57j0i512l3j69i60l3.1199j0j7&sourceid=chrome&ie=UTF-8)
- ▶ <https://www.aviationaluminum.com/es/news/what-is-7050-aluminum/>
- ▶ <https://es.pride-machining.com/news/what-is-the-difference-between-7075-and-7050-a-38302586.html>
- ▶ <https://www.teknika4.com/es/aluminio-7050>



## **CAPÍTULO VII: CÓDIGO DEL PROGRAMA**

## 7. CÓDIGO FUENTE DEL PROGRAMA EN PYTHON

```
# -*- coding: utf-8 -*-
"""
Created on Wed Apr  5 12:57:07 2023

@author: noemi
"""
"""ALEACIÓN 7050-T7451 - Noemi"""
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 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.text3 = None
        self.text4 = None
        self.barra = None
        self.I1x = None
        self.I1y = None
        self.kmax_pi = None
        self.da_pi = None
        self.da_p1 = 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()

    def setup_ui(self):
        lbl1 = Label(miframe, text="Generador de ensayos a amplitud constante. AL7050-T7451",font=
#lbl1.place(x=200, y=10)
        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="#D8D4F2")

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')

self.ensayo=Label(miframe)
self.ensayo.grid(row=4, column=1, sticky='w', padx=70)
self.ensayo.config(bg ="#D8D4F2")

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)

#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_punto)
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.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 file:
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 fi
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("graf5.xlsx")
    self.ax.clear()
    if self.ax.lines:
        self.ax.cla()
    T = float(self.text3.get())
    R = float(self.text4.get())

%% constantes

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

n=2.6575
c1 = 6.12e-11

Vtrans = 2e-5
Ctrans = 2.0779

Kc = 1197.6
Ckc= -0.14

%% recta inflexion

Cp = 7.65871766
np = 2.393138358
a = 213.1800912
b = 0.23599958
Krl = 426.9319552
m = 0.93356101
Cv = 1.93145e-5
nv = -6.414e-2

%% RECTA INFERIOR EFECTIVA

CInf = 2.33454E-9
ninf = 1.6

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=499.776
if R>0:
```

```
s=6.848*exp(1.532*R)*(so/410.83)
if R<=0:
    s = 6.848*(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(1.15) # 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<=0.7:
        return a*10**((b*R)/((1-R)**0.5))
    if R>0.7:
        return Kr1*10**((R-0.7)*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=100
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 I
```

```
# 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
ytp2 = paris2(xtp2)

if YT<I2y:
    xt=I2x
    YT=I2y
    ct=YT/(xt**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, inic:
    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=numpy.linspace(xkc,2000,100) #para P2
ztransi =numpy.linspace(xt,xtp2,10)
zp1 = numpy.linspace(xkc,xt,50)
zp2 = numpy.linspace(xtp2,2000,100)

a = 1.086
b = 0.44
c = 0.9
d = 1.4

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

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 infle:

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

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 tr:
    self.ax.scatter(xcham1,ycham1,color='#4DFF00',edgecolor='#1D263B',zorder=5)
    self.ax.scatter(xcham2,ycham2,color='#4DFF00',edgecolor='#1D263B',zorder=5)# fin
    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(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',zorder=5)
```

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

self.ax.set_xlim(50,2000)
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, columnspan=2)
self.canvas.draw()
pass

def imprimir_seleccion(self):

    espesor = self.text3.get()
    carga = self.text4.get()
    self.ensayo.config(text=f"{espesor}/{carga}R/7050-T7451")
    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 = "#D8D4F2")
    #frame
    miframe = Frame(root,width =800,height =800)
    miframe.config(bg = "#D8D4F2",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()
```



Firmado:

Noemí Ortega Suárez

25617212L

