Universidad Politécnica de Madrid

Escuela Técnica Superior de Ingeniería Aeronáutica y del Espacio

**COMPORTAMIENTO EN TENACIDAD DE FRACTURA Y
PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN FUNCIÓN DEL
TRATAMIENTO TÉRMICO EN ALEACIONES DE
TITANIO DE APLICACIÓN AEROESPACIAL**

Tesis doctoral

Manuel José Viscasillas Morillo

Máster en Ingeniería de Materiales

2019

Departamento de Materiales y Producción Aeroespacial

Escuela Técnica Superior de Ingeniería Aeronáutica y del Espacio

**COMPORTAMIENTO EN TENACIDAD DE FRACTURA Y
PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN FUNCIÓN DEL
TRATAMIENTO TÉRMICO EN ALEACIONES DE
TITANIO DE APLICACIÓN AEROESPACIAL**

Manuel José Viscasillas Morillo

Máster en Ingeniería de Materiales

Directora: Nuria Martín Piris

Doctor Ingeniero Aeronáutico

2019

Agradecimientos

En estas líneas me gustaría agradecer a toda la gente que me ha ayudado o me ha dado la posibilidad de llevar a cabo y finalizar el largo proceso de terminar la tesis.

En primer lugar quiero agradecer a mis padres, por darme la posibilidad y los medios de poder llegar hasta aquí, con su apoyo incondicional y cariño. A mi hermana, por sus consejos y su voz de la experiencia.

También quiero agradecer a mi novia, ya que ha sido un apoyo fundamental cuando las cosas se ponían cuesta arriba, por sus motivaciones y consejos de perseverancia.

Me gustaría agradecer al Departamento de Materiales y Producción Aeroespacial la oportunidad de haber entrado como ayudante en el Laboratorio de Ensayo de Materiales, ya que sin esta oportunidad no habría realizado el doctorado.

Agradecer a Vega, ya que fue quien me dio la información para poder optar a la plaza, y durante todo el doctorado por estar ahí para cualquier contratiempo que surgiera, siempre ayudando en todo lo que podía. A Juan Manuel, por las horas de debates y discusiones sobre las posibilidades y diferentes opciones a seguir, por sus consejos y su conocimiento. A Chelo me gustaría darle las gracias por la ayuda en el plano docente, guiándome en los primeros pasos a la hora de dar las prácticas de laboratorio.

No me puedo olvidar de Curro, por la trayectoria pasada y por su predisposición a ayudarme ante cualquier contratiempo que surgiera, y brindándome la opción de irme a una estancia de investigación a la Universidad Tecnológica de Tampere aportándome sus conocidos. Dentro de la estancia, agradecer a Mikko Hokka el recibimiento, la paciencia y la amabilidad que me ofreció al estar allí en su Laboratorio Hopkinson, junto con su magnífico equipo compuesto por Ahmad, Guilherme y Naiara, que hicieron todo lo posible por ayudarme y amenizaron los días de estancia.

Unas personas muy importantes sin las que probablemente no hubiera sido posible realizar todos los ensayos y preparaciones metalográficas que ha habido en esta tesis son los técnicos de laboratorio. Arturo, Félix, Fernando y Luis, gracias por haber dedicado todo el tiempo al mecanizado, tratamiento y preparación de las probetas, así como la preparación de las máquinas, ya que sin vuestra ayuda esto habría sido imposible de hacer. Y lo más importante, fomentando el buen ambiente y amenizando los días.

Por último, me gustaría agradecer a Nuria, mi directora de tesis, la guía y el tema propuesto para desarrollar la tesis al gustarme todo lo relacionado con lo experimental, y haber podido aprender infinidad de cosas de diversos tipos de ensayos mecánicos.

Resumen

La aleación Ti-6Al-4V es la aleación de titanio más empleada en la industria aeroespacial. Al ser una aleación tipo alfa más beta, tiene posibilidad de modificar su microestructura mediante tratamientos térmicos, influyendo en las propiedades finales del material. A pesar de que se lleva estudiando muchos años, no existen estudios sistemáticos y con las mismas condiciones de las distintas microestructuras, por lo que este es el principal objetivo: Determinar la influencia de la microestructura en las propiedades relacionadas con la tolerancia al daño (tenacidad de fractura, tenacidad a impacto y crecimiento de grieta por fatiga) y tratar de encontrar el tratamiento térmico que aporte el óptimo de propiedades para su aplicación en la industria aeroespacial. Se han realizado tratamientos de recocido en zona de alfa más beta y en zona beta y tratamientos de solución y maduración y solución y sobremaduración. Añadido al estudio de las propiedades, se ha analizado el comportamiento a rotura de las distintas microestructuras para relacionar ambos aspectos.

Abstract

Ti-6Al-4V alloy is most used titanium alloy in the aerospace industry. It is an alpha plus beta alloy, so it has the possibility to modify its microstructure by the application of different heat treatments, changing the final properties of the material. Despite it has been studied for many years, there are no systematic studies where the same conditions are applied for the different microstructures, so this is the main objective: To determine the influence of the microstructure in the properties related with the damage tolerance criteria (fracture toughness, impact toughness and fatigue crack growth) and to try to find the heat treatment that produces the optimum of properties for its application in the aerospace industry. It has been done alpha plus beta and beta annealing, solution treatment and aging and solution treatment and overaging. In addition to the mechanical properties study, it has been observed the different fracture behaviours of the different microstructures in the scanning electron microscope to be able to relate both aspects.

Contenido

Capítulo 1.	INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS	1
Capítulo 2.	ESTADO DEL ARTE.....	3
2.1	El titanio y sus aleaciones	3
2.1.1	Introducción y propiedades	3
2.1.2	Clasificación de las aleaciones de titanio.....	3
2.1.3	Tratamientos térmicos	7
2.1.3.1	Tratamientos de recocido	7
2.1.3.2	Tratamientos de solución y maduración	11
2.1.4	Ti-6Al-4V	13
2.1.5	Antecedentes en los estudios sobre la aleación.....	14
2.2	Mecanismos de rotura	15
2.2.1	Roturas instantáneas.....	15
2.2.2	Roturas progresivas	18
Capítulo 3.	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	21
3.1	Mecanizado y tratamientos térmicos de las probetas	21
3.1.1	Mecanizado de las probetas	21
3.1.2	Tratamiento térmico de las probetas	23
3.2	Ensayos de tracción.....	25
3.2.1	Nomenclatura de las probetas	25
3.2.2	Normativa.....	26
3.2.2.1	Geometría y dimensiones	26
3.2.2.2	Puesta a punto del ensayo	27
3.2.2.3	Propiedades mecánicas calculadas.....	28
3.2.3	Equipos y condiciones de ensayo.....	29
3.3	Ensayos de dureza	29
3.3.1	Nomenclatura de las probetas	30
3.3.2	Normativa.....	30
3.3.2.1	Requisitos de las probetas	30
3.3.2.2	Procedimiento del ensayo	30
3.3.2.3	Cálculo de la dureza	31
3.3.3	Equipos.....	32

3.4	Ensayos de tenacidad de fractura K_{IC}	32
3.4.1	Nomenclatura de las probetas	32
3.4.2	Normativa.....	33
3.4.2.1	Geometría y dimensiones	33
3.4.2.2	Puesta a punto del ensayo	35
3.4.2.3	Control del tamaño de grieta mediante la técnica de ultrasonidos.....	36
3.4.2.4	Cálculos para la determinación de K_Q	37
3.4.2.5	Validación de K_Q como K_{IC}	39
3.5	Ensayos de tenacidad a impacto.....	41
3.5.1	Nomenclatura de las probetas	41
3.5.2	Normativa.....	43
3.5.2.1	Geometría y dimensiones	43
3.5.2.2	Procedimiento del ensayo	43
3.6	Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga FCG.....	46
3.6.1	Nomenclatura de las probetas	46
3.6.2	Normativa.....	46
3.6.2.1	Geometría y dimensiones	46
3.6.2.2	Descripción del ensayo	47
3.6.2.3	Requisitos del ensayo	48
3.6.2.4	Método visual para el control del tamaño de la grieta	49
3.6.2.5	Creación de la curva $da/dN - \Delta K$	51
3.6.2.6	Control de la propagación de grieta por la microestructura	53
3.7	Ensayos de tracción a alta velocidad de deformación.....	54
3.7.1	Nomenclatura de las probetas	54
3.7.2	Descripción del ensayo	55
3.7.3	Preparación del ensayo.....	57
3.7.3.1	Preparación de las probetas	57
3.7.3.2	Preparación ensayos a alta temperatura	57
3.7.4	Transformación de la señal eléctrica en tensión-deformación	60
3.8	Fractografía	64
Capítulo 4.	MATERIAL Y MICROESTRUCTURAS OBTENIDAS	67
4.1	Estado de entrega	67
4.2	Recocido en alfa más beta.....	69
4.3	Recocido en beta	71

4.4	Solución y maduración.....	72
4.5	Solución y sobremaduración	73
Capítulo 5.	RESULTADOS.....	75
5.1	Propiedades mecánicas a tracción.....	75
5.2	Dureza y conductividad eléctrica	78
5.3	Tenacidad de fractura.....	80
5.4	Tenacidad a impacto	82
5.5	Crecimiento de grieta por fatiga.....	89
5.6	Ensayos de tracción a alta velocidad de deformación.....	92
5.7	Fractografía	97
5.7.1	Ensayos de tracción.....	97
5.7.2	Ensayos de tenacidad a impacto.....	102
Capítulo 6.	DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS.....	107
6.1	Comparación del comportamiento global de la aleación	107
6.1.1	Estado de entrega	107
6.1.2	Recocido en alfa más beta.....	108
6.1.3	Recocido en beta	110
6.1.4	Solución y maduración.....	112
6.1.5	Solución y sobremaduración	112
6.2	Crecimiento de grieta por fatiga.....	114
6.3	Ensayos de tenacidad a impacto.....	115
6.4	Ensayos a alta velocidad de deformación	116
Capítulo 7.	CONCLUSIONES	119
Capítulo 8.	REFERENCIAS	123
Anexo A.	Ensayos de tracción.....	129
Anexo B.	Ensayos de tenacidad de fractura	167
Anexo C.	Ensayos de tenacidad a impacto.....	187
Anexo D.	Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga	219

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Cantidad de material necesaria que remover en función de la temperatura y el tiempo (Committee, 1991).....	24
Tabla 2. Tratamientos térmicos de las probetas de tracción, KIC y Hopkinson.	25
Tabla 3. Tratamientos térmicos de las probetas de FCG y de tenacidad a impacto.	25
Tabla 4. Identificación de los tratamientos térmicos en los ensayos de tracción.	26
Tabla 5. Fuerzas de ensayo (UNE-EN-ISO-6507).	31
Tabla 6. Numeración de los tratamientos térmicos de las probetas de tenacidad a impacto.	42
Tabla 7. Tratamientos térmicos de las probetas HSB.....	55
Tabla 8. Composición de los materiales empleados.....	67
Tabla 9. Resumen propiedades de tracción.	75
Tabla 11. Conductividades eléctricas de los distintos tratamientos térmicos.....	80
Tabla 12. Tenacidad de fractura en función del tratamiento y orientación.	80
Tabla 13. Parámetros de ajuste de comportamiento frente a la temperatura de la tenacidad a impacto.	89
Tabla 14. Pendientes ajustadas de la Ley de Paris.	91
Tabla 15. Longitud efectiva, real y efectividad de la grieta medida a partir de las micrografías.	91
Tabla 16. Comparación de propiedades a temperatura ambiente con distintas velocidades de deformación	92
Tabla 17. Propiedades mecánicas en función de la temperatura de ensayo a 500s^{-1}	93
Tabla 18. Resumen de propiedades del estado de entrega.	108
Tabla 19. Resumen de propiedades del recocido en alfa más beta a 940°C	110
Tabla 20. Resumen de propiedades del recocido en beta.	111
Tabla 21. Resumen de propiedades del tratamiento de solución y maduración.....	113
Tabla 22. Resumen de propiedades del tratamiento de solución y sobremaduración. ..	114

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Tipos de solución sólida en función de la diferencia de diámetros entre el titanio y otros elementos (Froes, 2015).	4
Figura 2. Diagrama beta-isomorfo con la clasificación de las aleaciones.....	6
Figura 3. Estructura de mill annealing.	8
Figura 4. Estructura laminar o Widmanstätten del recocido en beta.....	9
Figura 5. Estructura de un recocido dúplex.....	10
Figura 6. Estructura obtenida tras un recocido de recristalización.....	11
Figura 7. Microestructura de solución por encima de beta transus.	12
Figura 8. Modo I de rotura frágil con rotura (a) transgranular e (b) intergranular. Modo II de rotura frágil con rotura (c) transgranular e (d) intergranular. Modo III de rotura frágil con rotura (e) transgranular e (f) intergranular. Por último, rotura dúctil c	18
Figura 9. Distribución de los cortes en la plancha 1.....	22
Figura 10. Distribución del corte de las probetas en la plancha 2.	22
Figura 11. Dimensiones de la probeta de tracción (en mm).....	27
Figura 12. Esquema de la probeta compacta de K _{IC}	34
Figura 13. Mordazas para fijar la probeta compacta.	35
Figura 14. Sistema de medida por ultrasonidos para la longitud de grieta. Arriba colocación del palpador para medir la profundidad de la grieta, y abajo lectura de la posición del frente de la grieta.	37
Figura 15. Medidas necesarias para el cálculo de la longitud final de la grieta.	38
Figura 16. Registros típicos de la gráfica F-V extraídos de la norma UNE-EN-ISO 12737.	39
Figura 17. Orientaciones posibles de las probetas extraídas de la norma ASTM E23.....	42
Figura 18. Esquema y dimensiones de la probeta Charpy. Todas las medidas están en mm.	43
Figura 19. Ejemplo de medida de la energía absorbida mediante el método de medida de imagen.	45
Figura 20. Esquema de la probeta compacta de FCG.....	47
Figura 21. Montaje del sistema de toma de imágenes para el ensayo de crecimiento de grieta por fatiga.....	50
Figura 22. Imagen tomada durante un ensayo de crecimiento de grieta.	51
Figura 23. Esquema del sistema de ensayo de barras Hopkinson empleado (Hueto, 2016).	55
Figura 24. Esquema probetas de tracción para temperatura ambiente y alta temperatura del ensayo en barra Hopkinson.	56
Figura 25. Sistema de calentamiento por paso de corriente directa empleado (Hokka et al., 2014).....	58
Figura 26. Ejemplo de registro de temperatura con el osciloscopio.....	60
Figura 27. Señal eléctrica recortada registrada en el osciloscopio durante el ensayo.	61
Figura 28. Alineamiento de los pulsos incidente, reflejado y transmitido.	61
Figura 29. Transformación de la señal eléctrica en deformación.....	62
Figura 30. Fuerza con respecto al tiempo aplicada a las barras durante el ensayo.	63
Figura 31. Curva tensión-deformación verdadera con el ruido representado en rojo.	64
Figura 32. Estado de entrega de las planchas de 19mm de espesor.	68

Figura 33. Estado de entrega de la plancha de 3mm de espesor.	68
Figura 34. Tratamiento de recocido a 980°C y enfriamiento al aire.....	69
Figura 35. Tratamiento de recocido a 940°C y enfriamiento al aire.....	70
Figura 36. Tratamiento de recocido a 940°C y enfriamiento dentro del horno.	70
Figura 37. Tratamiento de recocido en beta con enfriamiento al aire.	71
Figura 38. Tratamiento de recocido en beta con enfriamiento dentro del horno.....	72
Figura 39. Tratamiento de solución y maduración.	73
Figura 40. Tratamiento de solución y sobremaduración.	74
Figura 41. Límite elástico convencional en función del tratamiento térmico y la orientación.	76
Figura 42. Resistencia mecánica a tracción en función del tratamiento térmico y la orientación.	77
Figura 43. Módulo elástico en función del tratamiento térmico y la orientación.....	77
Figura 44. Alargamiento porcentual a rotura en función del tratamiento y la orientación.....	78
Figura 45. Durezas HV 100 de las probetas de tenacidad de fractura.....	79
Figura 46. Durezas HV100 de las probetas de tenacidad a impacto.	79
Figura 47. Tenacidad de fractura en función del tratamiento térmico y de la orientación.....	82
Figura 48. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación LS.	83
Figura 49. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación LT.....	83
Figura 50. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación TL.....	84
Figura 51. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación TS.....	84
Figura 52. Tenacidad a impacto del estado de entrega en función de la orientación del ensayo.	86
Figura 53. Tenacidad a impacto del recocido en alfa y beta en función de la orientación del ensayo.	86
Figura 54. Tenacidad a impacto del recocido en beta en función de la orientación del ensayo.	87
Figura 55. Tenacidad a impacto del tratamiento de solución en función de la orientación del ensayo.	87
Figura 56. Tenacidad a impacto del tratamiento de solución y maduración en función de la orientación del ensayo.	88
Figura 57. Tenacidad a impacto del tratamiento de solución y sobremaduración en función de la orientación del ensayo.....	88
Figura 58. Tamaño de grieta frente al número ciclos de la probeta 4LT1.	90
Figura 59. Velocidad de crecimiento de grieta frente al factor de intensidad de tensiones de la probeta 4LT1.	90
Figura 60. Recorridos de grieta de la probeta 1TL3 (arriba) y 2LT3 (abajo).....	91
Figura 61. Gráficas de tracción del estado de entrega a diferentes temperaturas y 500s-1.94	
Figura 62. Gráficas de tracción del recocido en alfa más beta a diferentes temperaturas y 500s ⁻¹	95
Figura 63. Gráficas de tracción del recocido beta a diferentes temperaturas y 500s ⁻¹ . ..	95

Figura 64. Gráficas de tracción del tratamiento de solución y maduración a diferentes temperaturas y $500s^{-1}$	96
Figura 65. Gráficas de tracción del tratamiento de solución y sobremaduración a diferentes temperaturas y $500s^{-1}$	96
Figura 66. Rotura de la probeta 0L2.....	97
Figura 67. Rotura de la probeta 1L2.....	98
Figura 68. Rotura de tracción de la probeta 2L1.	99
Figura 69. Rotura de tracción de la probeta 3L2.	100
Figura 70. Rotura de la probeta 4L1.....	101
Figura 71. Rotura de la probeta 5T3.....	102
Figura 72. Roturas del estado de entrega a -25 (superior) y 200°C (inferior).	103
Figura 73. Roturas del recocido en beta a -25°C.	105
Figura 74. Ensayos a -25 (arriba) y 400°C (abajo) del tratamiento de solución y maduración.	106

Capítulo 1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

La industria aeroespacial requiere de materiales con gran resistencia, fiabilidad y buen comportamiento frente a la corrosión, pero que a su vez sean lo más ligeros posibles. El peso es el factor más limitante en el diseño de las aeronaves al influir en gran medida en todo el ciclo de costes. Por estas circunstancias, las aleaciones de titanio son muy utilizadas al satisfacer estas necesidades.

Dentro de todas las aleaciones de titanio existentes, la aleación Ti-6Al-4V es la más conocida, desarrollada y utilizada en la industria. No es la aleación de titanio con mejores propiedades mecánicas de todas las disponibles, pero su buen comportamiento general y su versatilidad a la hora de modificar sus propiedades mecánicas mediante la aplicación de diferentes tratamientos térmicos, la convierten en una elección satisfactoria para aplicaciones tanto estructurales como en las primeras etapas de los motores de turbina.

Una vez seleccionado el material, el tipo de mecanizado elegido para obtener las piezas finales para su aplicación también es determinante. Tradicionalmente, para las aplicaciones con fines estructurales únicamente se emplean materiales de forja posteriormente mecanizados, al poseer estos menores defectos internos y poseer mejores propiedades de tolerancia al daño. Como la tecnología evoluciona con el tiempo, se han desarrollado métodos de mecanizado por fabricación aditiva, teniendo sus ventajas y sus inconvenientes.

Las ventajas de la fabricación aditiva radican en la posibilidad de realizar piezas de geometrías complejas con un gran rendimiento del material. En productos de forja, muchas veces para obtener la pieza final se puede retirar hasta el 80% de material del volumen de partida. Por el contrario, al ser la fabricación aditiva realizada por sucesivas fusiones y solidificaciones de material, el acabado final de la pieza suele presentar porosidades y defectos que perjudican el comportamiento en tolerancia al daño.

De este modo, a pesar de ser un sistema de fabricación muy prometedor, todavía no se puede aplicar a piezas que tengan una cierta responsabilidad estructural. La mayor parte de los estudios relacionados con este proceso buscan una optimización de las condiciones del proceso para mejorar el comportamiento final de las piezas obtenidas y que se puedan

alcanzar valores en las propiedades de tolerancia al daño equiparables a las obtenidas tras un proceso de forja y mecanizado.

La fundamentación de la realización de esta tesis está orientada a estos principios. Se va a iniciar una línea de investigación de fabricación aditiva en metales y se quieren optimizar los parámetros de trabajo para obtener un buen acabado junto con las microestructuras deseadas. Como punto de partida, se necesita tener una base completa y fiable de las propiedades obtenidas con distintas microestructuras de forja, para poder comparar con los resultados que se obtengan del proceso de fabricación aditiva.

La importancia de este trabajo es la obtención de un estudio sistemático y riguroso de las diferentes microestructuras que se pueden obtener en la aleación Ti-6Al-4V de forja, relacionando a éstas con sus propiedades mecánicas más relevantes relacionadas con la tolerancia al daño.

A pesar de que esta aleación de titanio es la que más se ha investigado a lo largo de los años, este tipo de estudio sistemático no se ha realizado, ya que se pueden encontrar estudios que únicamente comparan ciertas propiedades o ciertos tratamientos térmicos, pero cuando se busca en la bibliografía, al ser de diferentes autores las condiciones de los ensayos cambian, dificultando su comparación entre sí.

Por esta dificultad en la comparación, el objetivo de esta tesis es crear una base de datos partiendo de un mismo lote de material, y realizar diferentes tipos de ensayos a las diferentes microestructuras para poder tener una visión global de las diferencias de comportamiento en función de la microestructura.

Para lograr este objetivo, se ensayarán diferentes tratamientos térmicos como el recocido en alfa más beta, el recocido beta o tratamientos de solución y maduración o sobremaduración en diferentes condiciones, destacando los ensayos de tenacidad de fractura, tenacidad a impacto y crecimiento de grieta por fatiga.

Para complementar la parte cuantitativa del comportamiento mecánico de las diferentes microestructuras, se analizará también los diferentes mecanismos de rotura predominantes en cada microestructura obtenida tras los tratamientos térmicos.

Capítulo 2. ESTADO DEL ARTE

2.1 El titanio y sus aleaciones

2.1.1 Introducción y propiedades

El titanio es una aleación ligera con una densidad intermedia entre el aluminio y el acero. Es el cuarto metal más abundante en la corteza terrestre con 0,6% en peso, pero su obtención es complicada (Welsch, Boyers y Collins, 1993). Esta dificultad de extracción repercute en el precio del material y limita su uso únicamente donde el dinero no es una restricción en el diseño.

Las principales características del titanio son su ya mencionada baja densidad, alta temperatura de fusión, bajo calor específico y la menor conductividad térmica de los metales industriales. También posee un bajo coeficiente de dilatación y es ligeramente paramagnético. Su comportamiento frente a la corrosión y su biocompatibilidad lo hace un material muy atractivo para desarrollar nuevas aplicaciones.

Otra característica importante del titanio es su alotropía, poseyendo distintas fases en función de la temperatura a la que se encuentre. A baja temperatura, la fase alfa con una estructura cristalina hexagonal compacta y a mayores temperaturas se transforma en fase beta cuya red cristalina es cúbica centrada en el cuerpo.

El titanio puro no tiene unas propiedades mecánicas elevadas comparadas con los aceros o superaleaciones de uso estructural. La ventaja que tiene con respecto a estas familias de aleaciones es su menor densidad, del orden de la mitad, y al alearse, las aleaciones de titanio son muy competitivas en cuanto a propiedades mecánicas específicas se refieren.

2.1.2 Clasificación de las aleaciones de titanio

El titanio posee gran capacidad para formar soluciones sólidas con otros elementos, pudiendo ser estas sustitucionales, con diferencias de diámetros de hasta el 20%, o por

inserción, cuando los elementos son de pequeño tamaño como el oxígeno, el carbono o el hidrógeno entre otros. En la Figura 1 aparece una relación de diferentes elementos de aleación con su diferencia de diámetro relativa y el tipo de solución sólida que forma con el titanio.

Figura 1. Tipos de solución sólida en función de la diferencia de diámetros entre el titanio y otros elementos (Froes, 2015).

La clasificación de las aleaciones de titanio viene determinada por el tipo de fase que está presente en la aleación. Existen tres tipos distintos de elementos de aleación:

- Estabilizadores de alfa

Se disuelven preferentemente en la fase alfa, subiendo la temperatura beta transus, y por norma general suelen tener menos de cuatro electrones en su capa de valencia. El elemento más importante de este tipo es el aluminio.

- Estabilizadores de beta

Son elementos de aleación que se disuelven preferentemente en la fase beta, disminuyendo la temperatura beta transus cuanto mayor cantidad de aleantes se añade. Por norma general, son metales de transición con más de cuatro electrones en la capa de valencia. En función del elemento de aleación, tienden a formar dos diagramas distintos, el beta-isomorfo y el beta-eutectoide. La diferencia se encuentra en que en el primero, a partir de un porcentaje de aleante, la fase beta es estable a todas las temperaturas, desapareciendo el cambio alotrópico, y en el segundo aparece una reacción eutectoide entre el titanio y un compuesto intermetálico o solución sólida muy rica en aleante. En función de la velocidad de reacción eutectoide, si la velocidad es lenta, salvo para enfriamientos excesivamente lentos se comportan como si tuvieran un diagrama beta-isomorfo. Este es el caso del molibdeno, el vanadio y el cromo entre otros.

- Elementos neutros

Estos elementos de aleación se disuelven por igual en las fases alfa y beta, por lo que prácticamente no afectan a la temperatura beta transus. Estos elementos tienen cuatro electrones de valencia, al igual que el titanio, y los más destacados de este grupo son el estaño y el circonio.

En función de la cantidad y variación de los elementos de aleación empleados en el material, se pueden obtener cinco tipos distintos de familias de aleaciones. Para facilitar su clasificación, se suele emplear el porcentaje de aluminio y molibdeno equivalente, ya que son los elementos alfégeno y betágeno más característicos. (Collings, 1988; Polmear, 2006)

$$(\%Al_{eq}) = (\%Al) + 0,33(\%Sn) + 0,17(\%Zr) + 10[(\%O) + (\%C) + 2(\%Ni)]$$

$$(\%Mo_{eq}) = (\%Mo) + 0,67(\%V) + 0,44(\%W) + 0,28(\%Nb) + 0,22(\%Ta) + 1,6(\%Cr) + 1,25(\%Ni) + 1,7(\%Mn) + 1,7(\%Co) + 2,9(\%Fe)$$

Si se representa el diagrama del tipo beta-isomorfo del Ti-Nb, con el porcentaje de molibdeno equivalente, permite clasificar las aleaciones en alfa, casi alfa, alfa más beta, casi beta y beta, cuando se obtiene un molibdeno equivalente superior al 30%.

La Figura 2 muestra un diagrama beta-isomorfo con las zonas delimitadas para cada familia de aleación.

Figura 2. Diagrama beta-isomorfo con la clasificación de las aleaciones.

Las aleaciones alfa son aquellas aleaciones que a temperatura ambiente y en condiciones de equilibrio solo poseen fase alfa.

Las aleaciones alfa más beta, englobando a las casi alfa y a las casi beta, son aquellas aleaciones que, a temperatura ambiente, sus estructuras de equilibrio están formadas por una mezcla de fases de alfa y beta. Si este tipo de aleaciones son enfriadas rápidamente desde una temperatura donde aparezca la fase beta, se obtendrán estructuras martensíticas. Las aleaciones casi alfa y casi beta, al tener una gran cantidad de una fase y muy poca de la otra, los tratamientos térmicos son menos efectivos.

Por último, las aleaciones beta, están subdivididas en dos grupos: las beta-metaestables, que se obtienen transformando una cierta cantidad de alfa en fase beta metaestable por enfriamiento rápido desde zona beta, y las aleaciones beta-estables, que a temperatura ambiente están formadas exclusivamente por fase beta.

2.1.3 Tratamientos térmicos

En función del conjunto de propiedades que se busque, existen dos grandes grupos de tratamientos térmicos. Estos son los tratamientos de recocido y los tratamientos de solución y maduración.

2.1.3.1 *Tratamientos de recocido*

Estos tratamientos lo que buscan fundamentalmente es modificar la morfología y distribución de las fases alfa y beta. Se suele aplicar a aleaciones con poca fase beta a temperatura ambiente.

a) Mill-Annealing (MA)

Este proceso consta de dos etapas. Primero se realiza una deformación plástica en caliente en zona alfa más beta, y posteriormente se le da un recocido a una temperatura más baja para relajar las posibles tensiones residuales producidas durante la primera etapa.

Al finalizar el proceso, los granos de las fases alfa y beta pueden estar más o menos recristalizados, en función de las variables (temperatura, cantidad de deformación, velocidad de enfriamiento) empleadas durante el tratamiento en zona alfa más beta.

Este tratamiento es muy aplicado en las aleaciones alfa+beta al ser sencillo de realizar y fundamentalmente económico. En la Figura 3 aparece la microestructura resultante de este proceso. Como se puede observar, las zonas más claras se corresponden a granos con fase alfa con pequeñas zonas muy finas de fase beta en los bordes.

Figura 3. Estructura de mill annealing.

b) Recocido en beta

El objetivo del recocido en beta consiste en obtener una microestructura completamente laminar de fase alfa. Se consigue calentando hasta una temperatura ligeramente superior a beta transus para evitar un crecimiento de grano excesivo de beta, enfriando de manera controlada. La velocidad de enfriamiento es muy importante debido a que influirá mucho en las propiedades mecánicas finales del material.

La estructura final obtenida consiste en placas de alfa situadas en los antiguos bordes de beta y conjuntos de placas de alfa, con una lámina de fase beta entre cada placa, formando colonias dentro de los antiguos granos de beta. La Figura 4 muestra un ejemplo de esta microestructura.

Figura 4. Estructura laminar o Widmanstätten del recocido en beta.

El tamaño y espesor de las placas de alfa viene determinado por la velocidad de enfriamiento. Cuanto más lento sea el enfriamiento, mayor espesor y tamaño tendrán las placas. Con placas de alfa más pequeñas y delgadas se mejora el límite elástico, la plasticidad y el comportamiento frente a la nucleación de la grieta, pero se ven empeoradas la tenacidad de fractura y la velocidad de crecimiento de grieta en fatiga.

c) Recocido dúplex (Recocido en alfa más beta)

El recocido dúplex busca obtener una microestructura bimodal compuesta por granos de alfa primaria junto con granos de beta transformada tras el enfriamiento. De este modo, se obtiene una estructura de granos de alfa que no han sido modificados durante el tratamiento térmico, y los granos de beta durante el enfriamiento se transforman en una estructura de alfa laminar. La Figura 5 muestra un ejemplo de esta microestructura.

Figura 5. Estructura de un recocido dúplex.

El calentamiento se da en la región alfa más beta, habiendo menor cantidad de alfa primaria cuanto más se aproxime la temperatura a la beta transus, y se enfría de manera controlada.

Este tratamiento aporta un mayor límite elástico, plasticidad y comportamiento a iniciación de grieta en fatiga, pero empeora la tenacidad de fractura y la velocidad de crecimiento de grieta en fatiga con respecto a la estructura laminar.

d) Recocido de recristalización

Este recocido busca una microestructura de granos equiaxiales con pequeños cristales de beta situados en los bordes de grano de alfa, borrando cualquier textura previa que pudiera tener el material.

El tratamiento se realiza en zona alfa más beta, pero el enfriamiento debe ser extremadamente lento. Durante el enfriamiento, los cristales de alfa primaria van creciendo a expensas de los de beta existentes, debido a que al ir disminuyendo la temperatura, la cantidad de beta estable se va reduciendo. En la Figura 6 aparece un ejemplo de esta estructura.

Figura 6. Estructura obtenida tras un recocido de recristalización.

Este recocido proporciona buenas propiedades a tracción junto con tolerancia al daño. Cuanto más fina sea la estructura obtenida, mejor límite elástico, plasticidad y nucleación de grieta por fatiga se consigue, pero empeora la tenacidad de fractura y la velocidad de crecimiento de grieta en fatiga.

2.1.3.2 Tratamientos de solución y maduración

El tratamiento de solución busca, tras obtener la transformación total o parcial de alfa en beta durante el calentamiento, impedir que la fase beta se transforme de nuevo en alfa durante el enfriamiento. Para conseguirlo, es necesario realizar un enfriamiento lo suficientemente rápido.

Tras este enfriamiento, la fase beta se puede haber transformado en martensita o haber quedado retenida, con una composición correspondiente a la que tenía a alta temperatura. En función de la composición de la aleación, puede ser posible tener una estructura completamente martensítica, o si no se obtendrá una mezcla entre martensita y fase beta retenida.

En función de la temperatura de tratamiento, dependiendo de si se calienta en campo alfa más beta o por encima de beta transus, se puede obtener alfa primaria junto con martensita o todo martensita. La Figura 7 muestra una solución realizada por encima de la beta transus, obteniendo únicamente martensita y beta retenida.

Figura 7. Microestructura de solución por encima de beta transus.

La martensita endurece la aleación, pero no produce tanto incremento de propiedades como en el caso del temple de los aceros.

Tras la solución, es necesario aplicar el tratamiento de maduración, cuyo objetivo es descomponer la martensita o la beta retenida obtenidas durante la solución.

La descomposición de la martensita durante la maduración vuelve a producir fase alfa y beta, formando precipitados de beta en los bordes de las agujas de martensita. Esta descomposición no produce unos cambios de propiedades mecánicas significativas.

Por otro lado, la beta retenida también se descompone durante la maduración. Se suele dar el tratamiento a temperaturas superiores a 500°C para evitar la aparición de la fase ω que aumenta la dureza junto con una gran pérdida de tenacidad.

De este modo, la descomposición de la beta metaestable o beta retenida se produce formándose cristales de alfa dentro de los granos de beta. Si hay una gran cantidad de beta metaestable en la aleación, al descomponerse producirá un importante aumento en la dureza, límite elástico y resistencia de la aleación.

En cuanto a propiedades mecánicas, el tratamiento de solución y maduración es el que proporciona mayores niveles de dureza, límite elástico y resistencia, pero penaliza la plasticidad y la tenacidad.

Este tratamiento no es aplicado en mayor medida debido a que en las aleaciones más empleadas tampoco mejora en exceso las propiedades mecánicas y el enfriamiento de la solución precisa de velocidades de enfriamiento difíciles de alcanzar.

2.1.4 Ti-6Al-4V

La aleación de titanio 6Al-4V es la aleación de titanio más utilizada en el mundo. Se desarrolló en la década de 1940 y a principios del siglo XXI, su producción era de más del 50% de todas las aleaciones de titanio (Welsch, Boyer y Collings, 1993).

Es una aleación del tipo alfa más beta, siendo tratable térmicamente y con una temperatura de trabajo de hasta 300°C.

En función de la aplicación que vaya a desempeñar la pieza, es necesario adaptar la microestructura porque las diferencias en distintas propiedades mecánicas son notables.

Las aplicaciones fundamentales de esta aleación se encasillan en la industria aeroespacial, aunque en los últimos años su uso se está extendiendo también al ámbito de la medicina en forma de implantes y prótesis. También tiene aplicación en la industria química y automovilística.

La posibilidad de tener distintos procesos de trabajar el metal con las nuevas tecnologías, abre un nuevo mundo de posibilidades. La tecnología de polvos y la fabricación aditiva están aumentando su campo de desarrollo, pero cuando se trata de aplicaciones con una necesidad estructural, todavía no se pueden aplicar estas técnicas y se recurre a los productos de forja.

En la industria aeroespacial, las principales aplicaciones de esta aleación se encuentran en zonas estructurales y en zonas de los motores donde las temperaturas no superen los 300-350°C. En la industria militar, el uso de este material aumenta al ser las especificaciones requeridas mayores que en la industria civil. Las propiedades requeridas para estas aplicaciones son la resistencia mecánica, a la fatiga, a la propagación de grietas, elevada tenacidad de fractura y resistencia a la corrosión junto con un buen comportamiento a fluencia (Inagaki, 2014).

2.1.5 Antecedentes en los estudios sobre la aleación

Diversos estudios como los de Plaza, Zapirain e Irisarri (1994) y Shunmugavel, Polishetty y Littlefair (2015) confirman la anisotropía de propiedades en aleaciones de titanio de forja, siendo las propiedades en la orientación transversal larga superiores a las obtenidas en la dirección longitudinal.

Los tratamientos térmicos pueden modificar en gran medida las propiedades mecánicas de la aleación. Centrándose en el comportamiento de crecimiento de grieta por fatiga, varios investigadores como Lütjering (1998), Nalla *et al.* (2002) y Cvijovic-Alagic *et al.* (2014) coinciden en que el recocido en beta es el que mejor se comporta, destacando la importancia del tamaño de las placas de fase alfa en su comportamiento. Fan *et al.* (2014) justifican el buen comportamiento frente a grieta de la estructura de cesta por el mayor recorrido que tiene que hacer la grieta para progresar a lo largo del material.

Por otro lado, cuando se trabaja con microestructuras dúplex, combinando granos de alfa equiaxial con placas de alfa rodeadas de beta, cuanto menor cantidad de alfa equiaxial haya, mejor será su comportamiento frente a esta propiedad (Zhou *et al.*, 2017). Según Ivanova *et al.* (2002), el inicio de la grieta se produce preferentemente en los granos de alfa equiaxial, por lo que la cantidad de alfa primaria en el material es determinante en el comportamiento a fatiga. Korsunsky *et al.* (2009) por otra parte publicó que el crecimiento de grieta está regido fundamentalmente por los campos de deformaciones locales en la punta de la grieta.

Peters y Lütjering (2001) demostraron que el comportamiento del Ti-6Al-4V en grietas pequeñas o grandes no afecta a la tenacidad de fractura.

En cuanto a la capacidad de absorber energía frente a impactos, Meyer *et al.* (2008) escribe que la estructura dúplex tiene menor límite elástico pero es capaz de absorber más energía que estructuras de precipitación con mayores límites elásticos. El aumento de la temperatura en la tenacidad implica una mayor tenacidad, reduciendo la superficie de rotura frágil medida en los ensayos de tenacidad a impacto. Por otra parte, a pesar de presentar macroscópicamente comportamiento frágil, el micromecanismo de rotura es mayoritariamente dúctil (Muiruri *et al.* (2018)).

Este comportamiento descrito a nivel microscópico es respaldado por Venkatesh, Chen y Bhole (2009) y Wanying *et al.* (2017) que proponen que el mecanismo mayoritario de rotura es el de nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos junto con alguna zona de clivaje. Verleysen y Peirs (2017) indican que la velocidad de deformación durante el ensayo no modifica el mecanismo de rotura dúctil.

En el otro extremo, con un comportamiento más frágil se encuentra la estructura laminar al producirse la rotura intergranular por deslizamiento de bordes de grano de fase beta (Gil *et al.* 2001).

2.2 Mecanismos de rotura

Dependiendo del tipo de material y de las condiciones a las que éste esté sometido puede romper de distintas maneras. La primera gran diferenciación sería distinguir entre el tiempo que tarda en llevarse a cabo la rotura final del material. De este modo, se podrían clasificar como roturas instantáneas y roturas progresivas.

2.2.1 Roturas instantáneas

Las roturas instantáneas engloban todas aquellas roturas que, estando el material a unas determinadas condiciones de servicio, se producen de manera súbita, sin que se aprecie un proceso macroscópico de rotura previo, apreciándose deformación plástica previa en la pieza o no.

En función del tipo de rotura instantánea, se clasifican en roturas dúctiles o roturas frágiles. Las roturas dúctiles son aquellas donde el fallo se va produciendo con una cierta deformación plástica (a nivel microscópico o macroscópico) y con absorción de

gran cantidad de energía antes de romper. Por otra parte, la rotura frágil se produce sin deformación plástica apreciable y con poca cantidad de energía absorbida.

El comportamiento dúctil o frágil del material depende de diversos factores como el tipo de enlace atómico y red cristalina, el tamaño de grano, el nivel y estado de tensiones aplicado, la velocidad de carga o de deformación y de la temperatura.

Los micromecanismos de una rotura dúctil consisten en la nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos. Estos microvacíos se nuclean principalmente en inclusiones o en partículas más duras que la matriz. Cuando se deforma la matriz, estas partículas hacen de freno a las dislocaciones dificultando su movimiento y concentrando las tensiones a su alrededor, produciendo o bien la rotura de la fase o el despegue de la matriz por la intercara. Al aumentar la deformación plástica, los microvacíos crecen de tamaño a la vez que se forman otros nuevos, y se van acumulando varias cavidades de un cierto tamaño, por coalescencia se van rompiendo los tabiques intermedios favoreciendo la rotura final del material.

En el comportamiento frágil, hay varios micromecanismos de fractura, asociados a tres modos distintos.

- El modo I se desarrolla en materiales que tienen grietas o defectos previos al servicio en su interior, produciendo zonas con fuertes concentraciones locales de tensiones. De este modo, con bajas tensiones exteriores, se pueden alcanzar las tensiones necesarias para que la grieta se propague.

En este modo, se pueden dar dos tipos diferentes de recorridos de la grieta. En el primero la grieta va creciendo a través de descohesionar planos cristalográficos, denominada rotura transcristalina o clivaje, y en el segundo la grieta va progresando por los bordes de grano, siendo ésta denominada rotura intercristalina.

En ambas roturas, la intercristalina y la transcristalina, el comportamiento del material es muy frágil, sin prácticamente absorción de energía y con tensiones medias inferiores al límite elástico.

- El modo II es un poco más conservador, ya que asume que el material no posee grietas o defectos iniciales lo suficientemente grandes para que sean dañinos. Por este motivo, la grieta debe nuclearse antes de que se produzca la rotura.

La tensión exterior aplicada sobre el material produce el movimiento de dislocaciones por los sistemas de deslizamiento preferentes de los granos, y esto produce la nucleación de microgrietas del orden del tamaño de grano por la incompatibilidad de deformación en los bordes de grano.

En este caso, se dan tres procesos sucesivos. Primero se produce una deformación plástica local a escala granular. Se nuclea la grieta por la incompatibilidad de sistemas de deslizamientos en el borde de grano. Finalmente, se desarrolla la propagación catastrófica de la grieta. En este modo de rotura hay una muy pequeña deformación plástica, por lo que el comportamiento sigue siendo frágil.

- El modo III de rotura frágil es el que mayor plasticidad posee de los tres. En el material se nuclean muchas microgrietas que tienen el límite elástico macroscópico más bajo que las tensiones necesarias para propagar estas microgrietas.

La fractura final es de carácter frágil, ya que las microgrietas crecen y coalescen mediante descohesiones transcristalinas o intergranulares con poca deformación plástica global en el material con baja absorción de energía en el proceso.

La Figura 8 muestra un resumen gráfico con los mecanismos de rotura frágiles y dúctiles descritos anteriormente.

Figura 8. Modo I de rotura frágil con rotura (a) transgranular e (b) intergranular. Modo II de rotura frágil con rotura (c) transgranular e (d) intergranular. Modo III de rotura frágil con rotura (e) transgranular e (f) intergranular. Por último, rotura dúctil (g)

2.2.2 Roturas progresivas

Las roturas progresivas son aquellas donde el material sufre un daño gradual durante el servicio, hasta que las condiciones del deterioro provocan el fallo final de la pieza. Estos procesos pueden ser detectados y evaluados antes de que se produzca la rotura definitiva de la pieza.

Los tipos más comunes de este tipo de roturas se dan en la corrosión bajo tensiones, la fatiga, la fluencia y en la fragilización por hidrógeno o por metales.

Se va a hacer especial hincapié en la propagación catastrófica de grietas ya que es uno de los temas de estudio fundamentales.

La fatiga o la corrosión bajo tensiones dan origen a grietas que crecen con el tiempo. Al aumentar el tamaño de la grieta a , las tensiones en la punta de la grieta aumentan

con la relación del factor de intensidad de tensiones K . Al alcanzarse la tenacidad de fractura del material K_C , la propagación de la grieta se produce catastróficamente.

$$K = \sigma \cdot Y \sqrt{\pi \cdot a}$$

Si la grieta se propaga por la nucleación y coalescencia de microvacíos que se van produciendo delante de ella, la tenacidad de fractura será más elevada que si se propaga por descohesión de planos cristalinos producidos por la nucleación y coalescencia de microgrietas delante del borde de la grieta.

Si un material posee una alta plasticidad, se puede producir una deformación plástica en borde de grieta quedando ésta redondeada, reduciendo la agresividad del frente de grieta y mejorando la tenacidad.

Capítulo 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describen todos los ensayos y las técnicas empleadas para obtener los resultados deseados.

3.1 Mecanizado y tratamientos térmicos de las probetas

3.1.1 Mecanizado de las probetas

El material empleado para el mecanizado de las probetas de los diferentes ensayos fueron tres planchas de 20mm de espesor de diferentes tamaños y otra plancha de 3 mm de espesor.

El primer paso del mecanizado consistió en realizar unos cortes mediante chorro de agua para poder generar bloques con un tamaño que fuesen posible mecanizar con las herramientas disponibles en el laboratorio. La distribución de los cortes fundamentales realizados por chorro de agua se muestra en las Figura 9 y Figura 10, identificadas por ser las líneas en negrita del trazado. Dentro de cada bloque más pequeño se identifica para qué tipo de ensayo estaba destinado, siendo “KIC” para las de tenacidad de fractura y “PG” para las de crecimiento de grieta por fatiga.

Una vez se obtuvieron los bloques fundamentales, mediante una sierra de cinta se hicieron los cortes transversales ajustando las medidas para evitar tener que eliminar excesivo material hasta las dimensiones finales de las piezas.

Para las probetas de tracción, los bloques obtenidos se cilindraban en el torno y se trataban térmicamente. Posteriormente se mecanizaban en el torno a su geometría final.

Figura 9. Distribución de los cortes en la plancha 1.

Figura 10. Distribución del corte de las probetas en la plancha 2.

Las probetas de tenacidad de fractura y de crecimiento de grieta por fatiga se mecanizaron de maneras similares. El primer paso a realizar era reducir el espesor de los bloques hasta tener un milímetro de más que las dimensiones finales en el torno. Se trataban térmicamente las probetas y se procedía del mismo modo con el torno a ajustar las dimensiones finales de la pieza en cuestión. A continuación se realizaban los taladros para poder fijar las probetas a las mordazas durante el ensayo y, finalmente, se procedía a realizar la entalla en forma de chevron. El chevron se realizaba en tres pasos: el primero consistía en realizar un canal con la fresa con una profundidad igual al inicio del chevron; el segundo y el tercer paso consistían en fresar la probeta con una inclinación determinada de modo que se pudiera obtener el plano inclinado del chevron, cada paso en un sentido y así obtener el chevron final.

Con la geometría final de la probeta ya mecanizada, se le pegaba y remachaba un par de cuchillas de aluminio a los extremos del chevron para que durante el ensayo se le pueda acoplar el extensómetro a las probetas.

Para las probetas de tenacidad a impacto Charpy, se siguió un procedimiento similar. Primero se cortaron por chorro de agua bloques que fuesen manejables en el torno para reducir su espesor hasta un milímetro más del final, se les dio el tratamiento térmico correspondiente y se enviaron a cortar por chorro de agua para obtener los prismas de base cuadrada con las dimensiones finales. El último paso consistió en hacer las entallas en forma de V en función de la orientación deseada para cada probeta mediante una fresa.

Las probetas para los ensayos de tracción a alta velocidad de deformación en barra Hopkinson se mecanizaron a partir de la plancha de 3mm de espesor. Se envió la plancha a cortar por láser ya con las geometrías finales de las probetas, y una vez ya separadas de la plancha, se trataron térmicamente. Como paso final, se les redujo el espesor en el torno hasta llegar a los 2mm necesarios para que cupieran en las barras para el ensayo.

3.1.2 Tratamiento térmico de las probetas

Debido a que el titanio tiene una gran afinidad por el oxígeno a altas temperaturas, y debido a su difusión se forma la indeseable capa alfa en la superficie, los tratamientos térmicos se realizaron en horno de vacío salvo cuando por la temperatura alcanzada no suponía riesgo de aparición de una excesiva capa alfa. En la Tabla 1 aparece la mínima cantidad de material a remover necesaria por superficie en función de la temperatura y tiempo aplicados en un

horno con atmósfera oxidante. Únicamente se muestran las temperaturas que se van a utilizar para la aplicación de los tratamientos térmicos.

Tabla 1. Cantidad de material necesaria que remover en función de la temperatura y el tiempo (Committee, 1991).

Temperatura de tratamiento °C	Tiempo a la temperatura h	Mínimo espesor a eliminar por superficie (a) mm
480-593	≤12	0,005
649-704	≤1	0,013
	1-8	0,02
	8-12	0,025
705-760	≤1	0,025
	1-4	0,036
	4-8	0,038
	8-12	0,043
927-954	≤0,5	0,097
	0,5-1	0,107
	1-2	0,122
955-982	≤0,5	0,114
	0,5-1	0,137
	1-2	0,16
983-1010	≤0,5	0,145
	0,5-1	0,178
	1-2	0,216
1011-1038	≤0,5	0,178
	0,5-1	0,229
	1-2	0,292

(a) Los valores son genéricos; estos valores pueden cambiar con el tipo de aleación.

Se realizó una calibración del horno de vacío empleado y se emplearon los mismos criterios para la realización de los tratamientos térmicos:

- Se introducían las piezas a tratar dentro del horno.
- Se activaba la bomba de vacío estando el horno en frío hasta obtener un vacío de alrededor de 5×10^{-3} mbar. La bomba de vacío estaba funcionando durante todo el tiempo de tratamiento.
- Se aplicaba una rampa de calentamiento de $10^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ hasta llegar a la temperatura deseada.
- Se esperaba el tiempo de permanencia a la temperatura deseada.
- En función del enfriamiento requerido, se apagaba el horno dejando la bomba de vacío encendida, se rompía el vacío con argón y se sacaban las piezas a enfriar al aire o se enfriaban rápidamente en agua con agitación en una cuba colocada justo al lado

del horno para minimizar el tiempo de las piezas al aire y conseguir una mayor velocidad de enfriamiento.

Los tratamientos de estabilizado y las maduraciones se dieron en un horno de atmósfera oxidante debido a que las temperaturas ya no eran críticas para una excesiva formación de capa alfa. En estos casos, las piezas eran introducidas una vez la temperatura se había alcanzado en el horno. Al no ser los enfriamientos críticos en esta etapa, en algunos casos se sacaron las piezas del horno para enfriar al aire y en otros se apagaba el horno con las probetas en su interior, debido a que el enfriamiento dentro de estos hornos no era excesivamente lento.

A continuación, en la Tabla 2y Tabla 3 se resumen las temperaturas, tiempos de permanencia y medios de enfriamiento empleados para los diferentes tratamientos térmicos, separados por los tipos de ensayo.

Tabla 2. Tratamientos térmicos de las probetas de tracción, KIC y Hopkinson.

Tratamiento térmico	T ₁ (°C)	t ₁ (h)	Enf 1	T ₂ (°C)	T ₂ (h)	Enf. 2
Recocido alfa+beta 940	940	1	Aire	675	4	Aire
Recocido alfa+beta 980	980	1	Aire	675	4	Aire
Recocido beta	1025	0.5	Aire	730	2	Aire
Solución y maduración	940	1	Agua	540	4	Aire
Solución y sobremaduración	940	1	Agua	675	4	Aire

Tabla 3. Tratamientos térmicos de las probetas de FCG y de tenacidad a impacto.

Tratamiento térmico	T ₁ (°C)	t ₁ (h)	Enf 1	T ₂ (°C)	T ₂ (h)	Enf. 2
Recocido alfa+beta	940	1.5	Horno	675	4	Horno
Recocido beta	1025	0.5	Horno	730	2	Horno
Solución y maduración	940	1.5	Agua	540	4	Horno
Solución y sobremaduración	940	1.5	Agua	675	4	Horno

3.2 Ensayos de tracción

Se han realizado un total de 36 ensayos de tracción divididos en seis tratamientos térmicos y dos orientaciones, habiendo tres probetas por condición.

3.2.1 Nomenclatura de las probetas

Para la identificación las probetas, se decidió emplear un código de tres cifras, indicando:

- El primer número identifica el tratamiento térmico, pudiendo tomar valores de 0 a 5.

- La letra central se corresponde con la orientación en la que se ha mecanizado la probeta, siendo “L” para la orientación longitudinal y “T” para la transversal.
- Por último el tercer dígito se corresponde con el número de probeta con las mismas características.

Como ejemplo, la probeta “1L2” se correspondería con el tratamiento térmico 1, mecanizada en la orientación longitudinal y siendo la segunda probeta de ese lote.

A continuación, la Tabla 4 muestra los diferentes tratamientos térmicos realizados con su número asignado.

Tabla 4. Identificación de los tratamientos térmicos en los ensayos de tracción.

Código	Tratamiento térmico
0	Estado de entrega Mill Annealing
1	Recocido en $\alpha+\beta$ a 940°C
2	Recocido en $\alpha+\beta$ a 980°C
3	Recocido en β
4	Solución y maduración (STA)
5	Solución y sobremaduración (STOA)

3.2.2 Normativa

Los ensayos se realizaron siguiendo la normativa UNE-EN-ISO-6892-1:2016 con título “Materiales metálicos. Ensayo de tracción Parte 1: Método de ensayo a temperatura ambiente” y se siguieron las pautas básicas del ensayo que se encuentran resumidas a continuación.

3.2.2.1 Geometría y dimensiones

Se decidió que la forma de la probeta para realizar el ensayo de tracción fuese cilíndrica, siguiendo las proporciones establecidas por la norma, manteniendo la constante $k = 5,65$. La Figura 11 muestra el plano con las dimensiones de la probeta empleada para los ensayos.

Figura 11. Dimensiones de la probeta de tracción (en mm).

3.2.2.2 Puesta a punto del ensayo

Antes de comenzar con los ensayos, fue necesario alinear las mordazas de la máquina de ensayos universal de forma que estuvieran perfectamente alineadas en el eje vertical, debido a que un mal alineamiento afectaría a la uniaxialidad del ensayo.

Para poder medir el alargamiento porcentual a rotura “A”, se marcaron las marcas de referencia en la longitud calibrada de la probeta siguiendo la ecuación 1, y redondeando el valor obtenido al múltiplo más próximo de 5 sin que la diferencia exceda el 10% de la longitud calculada. Debido a que la longitud calibrada era mayor a la longitud inicial entre marcas, se pintaron dos parejas de marcas, cada una de estas partiendo de uno de los extremos de la longitud calibrada para poder tener toda la longitud calibrada registrada cuando se produzca la rotura.

$$L_0 = 5,65\sqrt{S_0} \quad (1)$$

Antes de sujetar las probetas con las mordazas es importante restablecer la fuerza aplicada por la máquina de ensayos a cero, para evitar que se introduzcan errores en el canal de medida de fuerza arrastrados durante todo el ensayo.

Una vez realizado el cero en fuerzas y estar las mordazas sujetando a la probeta, se le colocó el extensómetro a la probeta para poder registrar la extensión durante el ensayo, y ya se podría realizar el ensayo mediante control de desplazamiento.

3.2.2.3 *Propiedades mecánicas calculadas*

Los ensayos de tracción permiten calcular una serie de propiedades mecánicas, aunque las más destacadas son cuatro: resistencia mecánica (R_m), límite elástico convencional ($R_{p0.2}$), módulo elástico o de Young (E) y alargamiento porcentual a rotura (A).

- La resistencia mecánica a tracción se define como la tensión máxima que soporta un material antes de romperse. En la gráfica tensión-deformación se considera la tensión máxima registrada durante el ensayo, y se expresa en MPa.
- El límite elástico convencional es definido como la tensión a la que el material se ha deformado plásticamente un 0,2% de deformación. Para calcular esta propiedad, en la gráfica tensión-deformación se realiza una recta paralela al tramo elástico lineal partiendo de 0.2% de deformación, y donde corte a la curva, será la tensión correspondiente al límite elástico convencional. Se expresa también en MPa.
- El módulo elástico o módulo de Young es la pendiente del tramo elástico lineal. También es la constante de proporcionalidad de la Ley de Hooke (ecuación 2). Para calcularlo existen varios procedimientos. Se toman dos puntos del tramo elástico lineal sin ser el punto (0,0) de la gráfica ni estar muy próximo a donde se empieza a curvar la gráfica, y se calcula la pendiente (ecuación 3); otro método para calcularlo consiste en realizar mediante un programa de cálculo, una regresión lineal mostrando la ecuación resultante. El módulo elástico es adimensional, pero para mantener la coherencia en las unidades debe llevar unidades de tensión, expresado en GPa.

$$\sigma = E\varepsilon \quad (2)$$

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \quad (3)$$

- El alargamiento porcentual a rotura indica el tanto por ciento que se ha deformado la pieza en la dirección de aplicación de la carga durante el ensayo de tracción hasta la rotura. Para calcularlo es necesario realizar las marcas iniciales sobre la longitud calibrada con la distancia calculada en la ecuación 1 y, una vez terminado el ensayo con la probeta ya rota, se vuelven a juntar los trozos de la probeta haciendo buena unión y se mide la distancia final entre marcas. Hay una limitación a la hora de calcular esta propiedad, y es que la rotura de la pieza se tiene que producir dentro de la pareja de marcas, si rompe por fuera de estas marcas, la medida no será válida. Al ser un cálculo

porcentual, se calcula de la forma (4), siendo L_0 la longitud inicial entre las marcas y L_u la longitud final entre marcas.

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100 \quad (4)$$

3.2.3 Equipos y condiciones de ensayo

Para la realización de los ensayos, se empleó una máquina de ensayos universal MTS modelo 810 con una célula de carga de 100kN junto con unas mordazas hidráulicas de agarre para probetas cilíndricas.

Para la medición de la extensión se empleó un extensómetro MTS modelo 632.25C-20 con una longitud base calibrada de 50mm, y para controlar y registrar los datos del ensayo se empleó un módulo de control de Servosis.

Una vez la probeta estaba fijada por las mordazas y con el extensómetro acoplado, el ensayo se realizaba mediante control de desplazamiento en dos tramos distintos. Ambas rampas de subida eran lineales, la primera con una velocidad de desplazamiento del cabezal móvil a 1mm/min y una vez había recorrido 2,5mm se incrementaba la velocidad de desplazamiento a 2mm/min. El cambio de velocidad se estableció para que se diera siempre bajo comportamiento plástico de la aleación.

Cuando la probeta rompía, el propio equipo detectaba la rotura y paraba el ensayo. Después se exportaba el archivo a un fichero de valores separado por comas (CSV) y se trabajaban los datos con el programa Microsoft Excel para obtener las propiedades mecánicas mencionadas de cada probeta.

3.3 Ensayos de dureza

Durante la realización de la tesis se han realizado dos series de mediciones de dureza. Dureza macroscópica empleando el sistema de dureza Vickers con una aplicación de carga de 100kg y por otra parte se han realizado mediciones de dureza a escala microscópica con la técnica de Vickers pero aplicando una carga de 100g.

3.3.1 Nomenclatura de las probetas

En este caso, se aprovecharon probetas de otros tipos de ensayo ya ensayadas para medir la dureza en las caras laterales de las mismas, por lo que la nomenclatura empleada para identificar cada probeta es la misma que la empleada en el ensayo previo. Estas probetas se corresponden con ensayos de tenacidad a impacto y de tenacidad de fractura.

3.3.2 Normativa

La realización de las medidas de dureza se llevaron a cabo siguiendo las directrices de la norma UNE-EN-ISO-6507-1:2005 titulada “Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers Parte 1: Método de ensayo”.

3.3.2.1 Requisitos de las probetas

Para la correcta realización de las medidas, las probetas a ensayar necesitan cumplir una serie de requisitos:

- Ambas caras de la pieza deben ser lisas y paralelas entre sí, para asegurar un correcto apoyo y una buena distribución de la carga en el momento de hacer la indentación.
- La superficie de la pieza a ensayar debe ser uniforme, libre de oxidación y materias extrañas, así como de lubri
- Se debe evitar modificar la dureza superficial de la pieza durante la preparación para el ensayo, evitando un calentamiento o acritud excesivos.
- En el caso de los ensayos de microdureza, la pieza necesita una preparación metalográfica previa para poder elegir la fase o grano que se quiere analizar.

3.3.2.2 Procedimiento del ensayo

Para realizar el ensayo de manera correcta, es necesario seleccionar la carga aplicada durante el mismo para favorecer una correcta medición de la huella posterior. Una aplicación de carga demasiado pequeña supondrá una huella muy pequeña con poca resolución para su posterior medida, y una carga excesiva supondrá una huella demasiado grande que exceda

el campo de visión del equipo óptico de medida. Una lista con las posibles cargas a aplicar durante el ensayo se muestra en la Tabla 5.

Tabla 5. Fuerzas de ensayo (UNE-EN-ISO-6507).

Ensayo de dureza, ¹⁾		Ensayo de dureza de baja carga		Ensayo de microdureza, ²⁾	
Símbolo	Valor nominal de dureza de la carga de ensayo, F N	Símbolo	Valor nominal de dureza de la carga de ensayo, F N	Símbolo	Valor nominal de dureza de la carga de ensayo, F N
HV 5	49,03	HV 0,2	1,961	HV 0,01	0,098 07
HV 10	98,07	HV 0,3	2,942	HV 0,015	0,147 1
HV 20	196,1	HV 0,5	4,903	HV 0,02	0,196 1
HV 30	294,2	HV 1	9,807	HV 0,025	0,245 2
HV 50	490,3	HV 2	19,61	HV 0,05	0,490 3
HV 100	980,7	HV 3	29,42	HV 0,1	0,980 7

1) Pueden aplicarse cargas nominales de ensayo superiores a 980,7 N.

2) Las cargas de ensayo se recomiendan para el ensayo de microdureza.

Una vez seleccionada la carga, la probeta se coloca en un soporte rígido limpio y libre de elementos extraños que puedan dificultar el correcto apoyo de la pieza sobre el soporte.

Se coloca el indentador de diamante con forma de pirámide recta de base cuadrada en contacto con la probeta y se aplica una precarga manual de 10kg de fuerza. Una vez alcanzado este valor, se libera el resto de la carga hasta completar los 100kg mediante un sistema de poleas, que aplican la carga en un tiempo de 8 segundos. Una vez aplicada la carga en su totalidad, se retira en orden inverso las cargas aplicadas, primero las poleas y posteriormente se termina de retirar la carga manualmente.

3.3.2.3 Cálculo de la dureza

Se traslada la pieza del durómetro al sistema óptico de medida, y se enfoca la huella para determinar el tamaño de sus diagonales. En este caso, el software empleado tiene dos opciones de medida. Si la huella puede ser dispuesta con los vértices orientados en vertical y horizontal, el propio programa calcula la dureza al encuadrar los vértices de la huella a cuatro líneas. Si la imagen de la huella es demasiado grande y sólo se pueden enfocar dos vértices opuestos de la huella en la misma imagen, se mide la distancia de un segmento y se repite el proceso para la otra diagonal.

La geometría del penetrador viene fijada por la norma, por lo que el ángulo de las caras de la pirámide es de 136° y permite calcular la dureza a partir de la ecuación 5, siendo F la fuerza aplicada en el ensayo en kgf y d la media aritmética de las diagonales de la huella expresada en mm.

$$HV = 0,102 \frac{2F \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{d^2} \quad (5)$$

Para expresar las medidas de dureza obtenidas, se sigue el siguiente código mostrado en el ejemplo “350HV100”, donde *HV* indica que se está midiendo con el sistema de dureza Vickers, “350” es el valor de dureza medida y “100” es la carga que se ha aplicado durante el ensayo en kgf. Una ventaja que tiene el sistema de medida Vickers frente a otras escalas es que, aunque se empleen distintas cargas en los ensayos, los valores de dureza obtenidos son comparables entre sí.

Las medidas de dureza suelen tener una cierta dispersión de resultados, por lo que es necesario realizar varias medidas para poder obtener un valor medio representativo. Para medir varias huellas en la misma pieza, es necesario tener en cuenta el endurecimiento por acritud producido al realizar las huellas, por lo que se debe dejar un espacio de al menos tres diagonales medias con respecto a los bordes de la pieza y de seis con respecto a otra huella realizada.

3.3.3 Equipos

La dureza Vickers a escala macroscópica se ha medido empleando un durómetro Centaur RB2 para hacer la huella y un sistema óptico de lupa acoplado a un ordenador con el programa Kappa® para medir las huellas.

Las microdurezas se han realizado en un microdurómetro Leitz con una cámara analógica acoplada para poder obtener la imagen de medida a través del programa Kappa® también.

3.4 Ensayos de tenacidad de fractura K_{IC}

Se han ensayado 36 probetas de tenacidad de fractura correspondientes a dos orientaciones distintas y seis tratamientos térmicos, habiendo 3 probetas de cada tratamiento y orientación.

3.4.1 Nomenclatura de las probetas

El código de identificación de las probetas de tenacidad de fractura es similar al empleado en las probetas de tracción, sólo que incluye una segunda letra debido a las distintas direcciones de propagación de la grieta. En este caso, el código es de cuatro cifras:

- El primer número identifica el tratamiento térmico correspondiente, variando de 0 a 5.
- La primera de las letras se corresponde con la dirección en la que se van a aplicar las cargas durante el ensayo, siendo “L” para la orientación longitudinal y “T” para la transversal.
- La segunda letra hace referencia a la dirección de propagación de la grieta, siendo “L” para la propagación en la longitudinal y “T” cuando la propagación sea en la transversal larga.
- El último dígito corresponde con el orden de una misma serie, siendo sus posibles valores 1, 2 o 3.

Para ejemplificar la nomenclatura, la probeta “2TL3” indicaría que es la tercera probeta del tratamiento térmico 2, aplicando la carga en la dirección transversal larga y propagando la grieta en la dirección longitudinal.

Los tratamientos térmicos aplicados a estas probetas coinciden con los mencionados en la tabla XX de la sección 4.2.1.

3.4.2 Normativa

La normativa seguida para la realización de los ensayos de tenacidad de fractura fue la UNE-EN-ISO 12737-2010 titulada “Determinación de la resistencia a la fractura por deformación plana”. Los procedimientos, condiciones y criterios que exige la norma para realizar los ensayos se resumen a continuación.

3.4.2.1 Geometría y dimensiones

La geometría de las probetas de tenacidad viene delimitada por la relación de formas entre el espesor de la pieza B y el ancho efectivo W . Esta relación tiene que estar comprendida entre 2 y 4, siendo éste el primer criterio a cumplir para que el ensayo se considere válido (6). En este caso se consideró el valor nominal de 2.

$$2 \leq \frac{W}{B} \leq 4 \quad (6)$$

Como el título de la norma indica, el ensayo se debe realizar en condiciones de deformación plana. Para asegurarse de que las dimensiones de la pieza permitan trabajar en estas condiciones, es necesario que el espesor de la probeta B , la longitud de la grieta a y la longitud del ligamento ($W-a$) sean mayores a un cierto valor calculado en la ecuación 7, siendo $R_{p0,2}$ el límite elástico convencional del material a la temperatura que se va a llevar a cabo el ensayo.

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{R_{p0,2}} \right)^2 \quad (7)$$

Una vez comprobado que se cumplen estos requisitos, en la Figura 12 se puede observar las proporciones que debe tener la probeta compacta de tenacidad de fractura, geometría elegida para estos ensayos.

Figura 12. Esquema de la probeta compacta de K_{IC} .

La entalla puede ser realizada de diferentes maneras, pero la elegida en este caso es el chevron. La función del chevron es concentrar las tensiones en su vértice para favorecer la iniciación y la orientación de la pregrieta de fatiga.

Una vez la probeta es mecanizada, se le acoplan dos cuchillas de aluminio mediante unión adhesiva y remachada para poder acoplar un extensómetro que permita tomar los datos de la apertura de la boca de la grieta (*CMOD* en inglés).

3.4.2.2 Puesta a punto del ensayo

El ensayo de tenacidad de fractura consta de dos etapas: la primera consiste en generar una grieta por fatiga hasta un determinado tamaño, y la segunda es realizar un ensayo a tracción hasta rotura una vez la grieta ha alcanzado el tamaño deseado.

Para realizar este tipo de ensayo en las probetas compactas, es necesario añadir unos fijadores especiales a las mordazas de la máquina de ensayos universal como los que se muestran en la Figura 13.

Figura 13. Mordazas para fijar la probeta compacta.

Debido a la geometría de la probeta, el preagrietamiento por fatiga únicamente se puede realizar aplicando cargas cíclicas de tracción-tracción, ya que si se empleara la compresión ambas mordazas chocarían entre sí. Se define una función sinusoidal en el control de la máquina realizando un control por carga de una carga media de 4.3kN y una oscilación de ± 3.7 kN.

Para determinar el tamaño de la grieta durante el ensayo se emplearon dos métodos distintos. El primero mediante el extensómetro, midiendo la apertura de la boca de la grieta, y el segundo mediante la aplicación de la técnica no destructiva de inspección por ultrasonidos. Esta técnica resultó ser muy útil e inmediata y finalmente se decidió por guiarse únicamente por los ultrasonidos aunque las medidas del extensómetro se siguieron registrando en todos los ensayos.

Una vez la grieta alcanzaba entre 0,45 y 0,55 veces W , el tamaño de la grieta se considera suficiente para poder pasar a la segunda etapa y realizar el ensayo de tracción.

Al parar el ensayo de fatiga, siempre quedaba una cierta carga residual aplicada a la probeta, por lo que esta se restauraba a cero manualmente y se reiniciaban los registros para registrar en un gráfico nuevo únicamente la parte del ensayo de tracción. Se cargaba la pieza con una rampa de velocidad de carga constante de 0,401kN/s hasta rotura y una vez rompía la probeta, se pasaba a realizar los cálculos, que se explicarán en la sección 3.4.2.4.

3.4.2.3 Control del tamaño de grieta mediante la técnica de ultrasonidos

La técnica no destructiva de ultrasonidos es muy útil para inspeccionar piezas macizas para detectar defectos o discontinuidades. El principio de funcionamiento básico consiste en que un cristal piezoeléctrico contenido en un palpador emita un haz de ultrasonidos a través de la pieza, y el sonido se propagará hasta que llegue a un cambio de medio (fin de superficie). Al llegar a ese cambio de medio, se producirá una cierta transmisión del haz de ultrasonidos al nuevo medio y al mismo tiempo se producirá una reflexión del haz. Si esa reflexión del haz vuelve a llegar al palpador, este recogerá su señal y dará una indicación en el osciloscopio.

Ese tiempo que tarda el pulso del haz en recorrer la distancia al cambio de medio y volver, una vez conocida la velocidad de propagación del sonido del material examinado, se puede transformar en longitud y, de este modo, conocer la distancia a la que se encuentra el defecto o cambio de medio.

A pesar de que esta técnica está pensada para analizar las piezas en el sentido transversal del defecto para optimizar su capacidad de detección, trabajos realizados por Antoranz (2012) confirman que se puede detectar el frente de propagación de la grieta con una orientación paralela al haz de ultrasonidos. De este modo, al medir con los ultrasonidos lo que se obtiene

es la longitud del ligamento sano ($W-a$), e indirectamente el tamaño instantáneo de la grieta a .

Una ventaja que tiene esta técnica es que se puede emplear mientras el ensayo se está llevando a cabo, por lo que no hace falta parar el ensayo para poder medir, y gracias a las opciones del osciloscopio puedes poner marcadores en la pantalla para saber en qué punto se tiene que parar la etapa de agrietamiento por fatiga. Algunos ejemplos de la aplicación de esta técnica aparecen en la Figura 14.

Figura 14. Sistema de medida por ultrasonidos para la longitud de grieta. Arriba colocación del palpador para medir la profundidad de la grieta, y abajo lectura de la posición del frente de la grieta.

3.4.2.4 Cálculos para la determinación de K_Q

Para calcular el valor de tenacidad de fractura aparente K_Q es necesario realizar una serie de medidas en la probeta una vez rota, y trabajar con el gráfico obtenido del ensayo de tracción.

Para medir la longitud de la grieta efectiva del ensayo a , hay que medir en cinco posiciones distintas de la probeta, como indica la Figura 15. Como se puede apreciar, las medidas se corresponden al plano medio del espesor de la pieza a_1 , al 25 y 75% del espesor a_2 y a_3 respectivamente, y finalmente en los extremos de la pieza a_4 y a_5 . Con los tres valores centrales se calcula el valor medio de la longitud de la grieta a , y éste será el valor empleado para el cálculo de K_Q .

Figura 15. Medidas necesarias para el cálculo de la longitud final de la grieta.

Otro valor necesario para calcular K_Q es la fuerza F_Q que se obtiene a partir del gráfico del ensayo de tracción.

Se representan en el eje de ordenadas la fuerza instantánea F y en el de abscisas la apertura del extensómetro V . Una vez representada, se calcula la pendiente del tramo elástico y se traza una recta con un 95% de la pendiente obtenida, hasta que corte con la gráfica del ensayo. La Figura 16 ejemplifica los tres tipos de comportamiento que se puede obtener en el ensayo de tracción y qué punto de la gráfica corresponde a F_Q en cada caso. F_Q es el valor máximo registrado a la izquierda de F_5 , siendo este valor el punto de corte de la curva con la recta trazada con un 95% de pendiente.

Figura 16. Registros típicos de la gráfica F-V extraídos de la norma UNE-EN-ISO 12737.

Determinados a y F_Q , ya se puede calcular el valor de K_Q con la ecuación 8. B y W son las dimensiones características de la probeta y deben ser expresadas en cm, el tamaño de grieta a también en cm y la fuerza F_Q en kN, de tal modo que K_Q tenga unidades de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

$$K_Q = \frac{F_Q}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (8)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left(2 + \frac{a}{W}\right) \cdot \frac{0,866 + 4,64 \frac{a}{W} - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a}{W}\right)^4}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}}$$

3.4.2.5 Validación de K_Q como K_{IC}

Una vez se ha calculado el valor de K_Q , es necesario comprobar que se cumplen todos los criterios que exige la norma para verificar que se está determinando la tenacidad de fractura correcta y que no se está sobreestimando su valor. De este modo, en el momento que haya uno solo de estos criterios que no se cumpla, ya no se podrá considerar el valor obtenido del ensayo como K_{IC} .

- La relación entre el ancho efectivo y el espesor de la probeta debe estar comprendida entre 2 y 4.

$$2 \leq \frac{W}{B} \leq 4$$

- Las dimensiones a , B y $(W-a)$ deben ser mayores a un cierto valor para asegurar que se está ensayando en condiciones de deformación plana.

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{R_{p0,2}} \right)^2$$

- A la hora de realizar el preagrietamiento por fatiga, la relación de la tensión cíclica mínima y la máxima (R) debe estar comprendida entre -1 y 0,1.

$$-1 \leq R \leq 0,1$$

- El factor de intensidad de tensiones máximo durante el preagrietamiento por fatiga no debe exceder el 80% de K_Q . Para el último 2,5% del crecimiento de a , este valor no debe exceder el 60%. Sustituyendo en las ecuaciones, este requisito equivale a que durante el agrietamiento la fuerza máxima de los ciclos de carga (F_{maxf}) no alcance el 80 o 60% de F_Q , respectivamente.

$$F_{maxf} \leq 0,6F_Q$$

- La longitud de grieta tras la etapa de preagrietamiento por fatiga del ensayo debe estar comprendida entre 0,45 y 0,55 veces W .
- Para evitar efectos indeseados en el crecimiento de grieta, es necesario comprobar que el frente de grieta se propaga de manera uniforme. Si el frente de grieta está demasiado curvado, significará que el ensayo no se ha realizado bajo las condiciones de deformación plana.

De este modo, las medidas realizadas sobre la pieza ya rota de la longitud de la grieta deben cumplir las siguientes relaciones:

$$0,9a \leq a_1, a_2, a_3 \leq 1,1a$$

$$0,85a \leq a_4, a_5 \leq 1,15a$$

$$|a_4 - a_5| \leq 0,1a$$

- El plano de propagación de la grieta no puede desviarse más de 10° respecto del plano medio de la probeta.
- Durante el ensayo de tracción es necesario que el aumento de intensidad de tensiones de entre 0,5 y 3 MPa $\sqrt{m}$. Se calcula a partir de la velocidad de carga aplicada con la siguiente expresión.

$$\frac{\Delta K}{\Delta t} = \frac{\Delta F / \Delta t}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)$$

Esta expresión es la equivalente a la ecuación TT pero en función del tiempo, por lo que el término $f\left(\frac{a}{W}\right)$ se calcula con los mismos coeficientes.

- En cuanto a la representación de la curva F - V , la pendiente del tramo elástico debe estar representada con un valor comprendido entre 0,85 y 1,5.
- Por último, el valor de carga máxima obtenido durante el ensayo de tracción no puede ser superior al 10% de F_Q .

3.5 Ensayos de tenacidad a impacto

Se han llevado a cabo ensayos de tenacidad a impacto en el péndulo Charpy de diversos tratamientos térmicos y orientaciones.

3.5.1 Nomenclatura de las probetas

Las probetas Charpy siguen una nomenclatura similar a la empleada en las probetas de tenacidad de fractura. De este modo, las probetas se identifican por cuatro caracteres:

- El primer número indica el tratamiento térmico aplicado, de 0 a 4.
- La primera de las letras se caracteriza por la orientación principal que tiene la parte longitudinal de la pieza, siendo “T” para la orientación transversal larga y “L” para la dirección de laminación de la forja (longitudinal).
- La segunda letra delimita la dirección de propagación de la rotura, alineándose esta con el plano de la entalla en “V” mecanizada. Se encuentran tres posibilidades, “L” para la entalla en dirección longitudinal, “T” para la transversal larga y “S” para la

transversal corta. Para aclarar las orientaciones, un esquema se encuentra en la Figura 17.

- Por último, el último valor de la nomenclatura indica el número de probeta de la misma serie.

FIG. A5.1 Fracture Planes Along Principal Axes

Figura 17. Orientaciones posibles de las probetas extraídas de la norma ASTM E23.

Como ejemplo de designación, la probeta “3LS5” sería la quinta probeta de la serie con el tratamiento térmico 3, con la orientación principal en la longitudinal y con la entalla en la dirección transversal corta.

Los tratamientos térmicos aplicados a estas probetas vienen definidos en la Tabla 6.

Tabla 6. Numeración de los tratamientos térmicos de las probetas de tenacidad a impacto.

Código	Tratamiento térmico
0	Estado de entrega
1	Recocido en $\alpha+\beta$ a 940°C
2	Recocido en β
3	Solución y maduración (STA)
4	Solución y sobremaduración (STOA)
X	Solución

3.5.2 Normativa

El ensayo de flexión por choque con péndulo Charpy se llevaron a cabo siguiendo el estándar americano ASTM E23 del 2007, titulado “Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials”.

3.5.2.1 Geometría y dimensiones

La geometría especificada por la normativa es un prisma de base cuadrada de 10mm de lado con una longitud de 55mm. En su parte media tiene una entalla en forma de “V” con una profundidad de 2mm. Estas medidas están representadas en la Figura 18.

Figura 18. Esquema y dimensiones de la probeta Charpy. Todas las medidas están en mm.

3.5.2.2 Procedimiento del ensayo

El ensayo de flexión por choque con péndulo Charpy tiene un procedimiento sencillo. El ensayo consiste en elevar un péndulo que acaba en una maza con una geometría similar a una “C” que pesa 15kg a una determinada altura, colocar la pieza a ensayar en los soportes y liberar el péndulo para hacer el ensayo.

Hay que tener ciertas consideraciones a la hora de realizar el ensayo, como que los soportes donde apoyar la probeta estén bien centrados para que cuando el péndulo impacte contra la pieza, la zona de contacto esté alineada con la zona entallada de la probeta.

Otra hipótesis que se asume es que durante el ensayo no se está teniendo en cuenta la pérdida de energía debida al rozamiento. Al ser el ensayo en la primera bajada del péndulo, esta hipótesis es acertada y si se realiza el ensayo sin probeta, se puede ver que el medidor de energía absorbida durante el ensayo es exactamente 0.

La manera de calcular la energía absorbida por la probeta durante el ensayo consiste en realizar una diferencia de energías potenciales. La energía que pierda el péndulo durante su primer ciclo se considera la energía absorbida por la probeta. Para conocer este valor, al tratarse de un péndulo analógico, el equipo tiene una regla calibrada en unidades de kgf, y asociada a ella hay un testigo que se mueve solidariamente al péndulo, de modo que cuando el péndulo llegue a su máximo valor, el testigo indicará ese valor máximo. La resolución que tiene el péndulo con este sistema es de 0,5kgf, o lo que es lo mismo, 4,9J. Para convertir los valores de kilogramo fuerza a julios se empleó el valor de la gravedad como $9,801\text{ms}^{-2}$.

Aprovechando que la expresión de la energía potencial es lineal, se acopló una cámara al péndulo Charpy de manera que pudiera enfocar la regla de medida de energías perfectamente perpendicular al testigo y fotografiar el resultado. Posteriormente, con el software de edición de imagen Gimp2® se trazaban unas líneas de referencia para que la prolongación de la medida del testigo cortara a la escala, y con el software ImageJ® se procedió a medir la energía exacta del ensayo. Este proceso se muestra en la Figura 19, y gracias a este método la resolución de medida se mejoró de 4,9J a 0,1J.

Para los ensayos realizados a temperaturas distintas a la ambiente, se preparó una probeta patrón con un taladro desde una de sus caras hasta el centro de la pieza para poder introducirle un termopar y controlar así las temperaturas y desarrollar el método de calentamiento o enfriamiento necesario.

Figura 19. Ejemplo de medida de la energía absorbida mediante el método de medida de imagen.

Los ensayos a -25°C se consiguieron realizar sumergiendo las probetas en una solución de alcohol dentro de un congelador. Este medio estaba a su vez dentro de un recipiente térmicamente aislado, por lo que aunque se sacara el recipiente un cierto tiempo, la temperatura interior no variaría hasta pasado bastante tiempo, asegurando la temperatura deseada durante los ensayos.

Por otra parte, para los ensayos de 200 y 400°C se empleó un horno. Se introdujo la probeta patrón con el termopar tipo K en su interior y se fue ajustando la temperatura de modo que la pieza tuviera 5 y 10°C de más, respectivamente. Como el titanio tiene muy baja conductividad térmica, con esos márgenes de temperatura era suficiente para compensar el enfriamiento por mover la pieza desde el horno al péndulo Charpy, procedimiento que no tardaba más de 10 segundos.

De este modo, se realizaron todos los ensayos de tenacidad a impacto y la norma tiene un requisito que indica que si el valor de tenacidad excede el 80% de la energía total del ensayo, esto se debe mencionar ya que puede haber errores en la medida debido a factores como la disminución de la velocidad de deformación a lo largo del ensayo, variando las propiedades.

3.6 Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga FCG

Se han realizado 30 ensayos de crecimiento de grieta por fatiga divididos en cinco tratamientos térmicos y dos orientaciones distintas, habiendo tres probetas por condición.

3.6.1 Nomenclatura de las probetas

La identificación de las probetas de crecimiento de grieta por fatiga es la misma que la empleada en las probetas de tenacidad de fractura (sección 3.4.1), con la única variación en la cantidad de tratamientos térmicos que son ensayados.

De este modo, como ejemplo de nomenclatura, la probeta “4LT1” se correspondería con la primera probeta de la serie del tratamiento térmico 4, con aplicación de la carga en dirección longitudinal y propagación de la grieta en la dirección transversal larga.

Los tratamientos térmicos aplicados a las probetas de crecimiento de grieta por fatiga son los mismos que los mencionados en la Tabla 3 de la sección 3.5.1 de los ensayos de tenacidad a impacto.

3.6.2 Normativa

Para la realización de los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga se empleó como guía la normativa americana ASTM E647-11 titulada “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates”.

3.6.2.1 Geometría y dimensiones

Para estos ensayos se decidió emplear la geometría de la probeta compacta, siendo similar en planta a la empleada en los ensayos de tenacidad de fractura. La principal diferencia de ambas probetas viene definida por la relación que debe haber entre el ancho efectivo W y el espesor de la probeta B . Para tenacidad de fractura tiene que estar entre 2 y 4, y para crecimiento de grieta por fatiga debe estar comprendido entre 4 y 20. Para optimizar el aprovechamiento de material, se empleó una relación de W/B de 4,75.

Los planos de las probetas con sus dimensiones fundamentales están descritos en la Figura 20. Para la geometría de la entalla se eligió el chevron al igual que en las probetas de tenacidad de fractura.

3.6.2.2 Descripción del ensayo

El objetivo del ensayo de crecimiento de grieta por fatiga es conseguir una cuantificación de la velocidad de crecimiento de grieta da/dN referenciado a la variación del factor de intensidad de tensiones ΔK .

Figura 20. Esquema de la probeta compacta de FCG.

Para lograr este objetivo, la probeta es sometida a cargas cíclicas de modo que se genere una grieta, y a partir de un cierto tamaño se considera el ensayo a propagación. Esto es debido a que, en los primeros impases, el comportamiento de la grieta se puede ver influenciado por la geometría o por efectos del mecanizado.

Existen diferentes métodos de ensayo para el cálculo de este comportamiento, habiendo tres grandes grupos en función de la evolución del factor de intensidad de tensiones durante el ensayo (Abellán, 2014).

- Ensayos con K decreciente: Se emplea para velocidades de crecimiento de grieta muy pequeñas, menores a $10^{-8} \text{m} \cdot \text{ciclo}^{-1}$. El ensayo comienza con valores de carga y ΔK mayores y se van reduciendo durante el ensayo.
- Ensayos con gradiente de K constante: Es un tipo específico de ensayo de K decreciente, pero por su particularidad se pueden considerar a parte. Las ventajas que tienen este tipo de ensayos es la reducción en el tiempo de ensayo, se consigue que

los valores obtenidos sean independientes a la geometría de la pieza y se pueden obtener gran cantidad de datos sin necesitar excesivos incrementos de carga.

- Ensayos con K creciente: Son ensayos que se realizan con velocidades de crecimiento de grieta superiores a $10^{-8}\text{m}\cdot\text{ciclo}^{-1}$. Suele ser el método más empleado y la principal ventaja que tiene es que se pueden realizar los ensayos con amplitud de carga constante. Este es el método elegido para la realización de los ensayos.

Los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga son ensayos que poseen una cierta dispersión de resultados por los diversos factores que afectan al ensayo. Estos pueden ser diferencias microestructurales, tensiones internas, cambios en la geometría, aplicación de la carga no homogénea, etc. De este modo, en ensayos con K creciente la velocidad de crecimiento de grieta puede ser de un factor 2 para el mismo material de partida (Clark Jr y Hudak Jr, 1975). Para tener un cierto abanico de resultados, se decidió realizar tres probetas por condición.

3.6.2.3 *Requisitos del ensayo*

Al igual que el ensayo de tenacidad de fractura, hay unos ciertos requisitos que se deben cumplir para que el ensayo se considere correcto y sus medidas válidas.

Con respecto a las dimensiones de la probeta, es necesario que el tamaño del ligamento efectivo durante el ensayo sea mayor a una relación, para asegurarse de que se está trabajando siempre en régimen elástico, ecuación 9.

$$(W - a) \geq \left(\frac{4}{\pi}\right) \cdot \left(\frac{K_{\max}}{R_{p0,2}}\right)^2 \quad (9)$$

A la hora de realizar la pregrieta de fatiga es importante tener ciertos aspectos en cuenta. Hay que conseguir una grieta aguda y con el frente lo más recto posible, para evitar que el mecanizado y otros procesos influyeran al crecimiento de grieta durante el ensayo. Estos efectos se consideran minimizados cuando el tamaño de la grieta crecida por fatiga alcanza el valor de la ecuación 10, siendo a_n la longitud desde los ejes del taladro hasta la punta del chevron y el segundo término el tamaño crecido por fatiga de la grieta.

$$a_0 \geq a_n + \max \left\{ \begin{matrix} 0,1B \\ W/16 \\ 1mm \end{matrix} \right\} \quad (10)$$

Para controlar el crecimiento de la grieta durante el ensayo es necesario aplicar al menos dos técnicas distintas. En este caso, se emplearon la técnica del control de la apertura de la boca de la grieta (CMOD) con un extensómetro y un método gráfico desarrollado en el siguiente punto.

Para el método gráfico es necesario medir ambas caras de la pieza para comprobar que el crecimiento es homogéneo, permitiendo una diferencia de longitud entre ellas de $0,25W$. Si la grieta pierde la orientación del plano medio de la pieza en más de 20° durante más de $0,1W$, se considera que el ensayo es inválido y los datos obtenidos no pueden ser tenidos en consideración, y si la desviación es entre 10 y 20° , debe ser mencionado en el informe de resultados.

Como el ensayo de crecimiento de grieta se realiza mediante la técnica de amplitud de carga constante, se decidió que las cargas aplicadas para el preagrietamiento fuesen las mismas que realizadas durante el ensayo, siendo las mismas que las utilizadas en la etapa de agrietamiento del ensayo de tenacidad de fractura.

3.6.2.4 Método visual para el control del tamaño de la grieta

El control del crecimiento de la grieta de manera visual supuso un problema y se probaron diversos métodos hasta lograr uno que fuese efectivo.

Al principio se intentó fotografiar la probeta estando esta lijada con lija de grano de 600 perpendicular a la dirección de propagación de la grieta, pero las cámaras no tenían la resolución suficiente para contrastar la grieta del fondo de la pieza.

Posteriormente, se probó aplicando un líquido penetrante rojo en la punta del chevron y que según fuese aumentando la grieta, por capilaridad, el líquido penetrante fuera indicando el camino de la grieta. Tampoco se obtuvieron buenos resultados de este modo.

La siguiente prueba fue aplicando una fina capa de revelador sobre la superficie de la pieza, y se distinguía la grieta con un cierto contraste, pero al ser las fotografías tomadas durante el proceso del ensayo, se necesitaba tener la suerte de que en el momento de tomar la imagen coincidiera que la probeta tuviera una cierta carga residual para tener la grieta más abierta y mejorar la detección. También se descartó este método.

Finalmente, se decidió emplear líquido penetrante fluorescente de inmersión junto con dos lámparas de luz negra para dar contraste. Este sistema resultó ser el que mejor contraste daba y en el que se podían medir las imágenes con buena resolución.

En la Figura 21 se puede ver el montaje realizado de las cámaras y las lámparas para poder tomar las imágenes durante el ensayo. Se colocó una cartulina acoplada a la probeta a modo de biombo para evitar que la luz emitida por la lámpara del lado opuesto produjera ruido en la cámara del otro lado.

Figura 21. Montaje del sistema de toma de imágenes para el ensayo de crecimiento de grieta por fatiga.

El siguiente contratiempo que se tuvo era el cómo tomar las imágenes para ensayos que de media duraban 2-3 horas. Grabar un vídeo con esas duraciones con alta calidad de imagen suponía tener ficheros de vídeo demasiado grandes y difíciles de manejar por las cámaras empleadas. Por este motivo, se buscó un software que tomara imágenes programadas con un contador de tiempo llamado 24/7 Timelapse®. Este programa permitía elegir la frecuencia de toma de imágenes, y para evitar saturar la memoria de los dispositivos se iban reduciendo los intervalos de toma de imagen según avanzaba el ensayo.

- Para la etapa de iniciación de la grieta se ponía un intervalo de tiempo de 10 minutos entre imagen e imagen.
- Una vez iniciada la grieta, en función del tratamiento térmico, el tiempo entre imágenes era reducido a 2 o 5 minutos. Cuando la grieta llevaba ya un cierto tamaño se reducía el intervalo a 30-45 segundos.
- Para el final del ensayo, cuando la grieta estaba cerca de propagar catastróficamente se empleaba un intervalo de toma de imágenes de entre 5 y 10 segundos.

Como los sistemas de adquisición de imágenes eran independientes al sistema de control de la máquina de ensayos, las imágenes se vinculaban al número de ciclos que llevaba el ensayo en ese momento por la hora. Se tomaba la hora inicial del ensayo y se realizaba la diferencia de tiempo entre la hora de la imagen y la del inicio del ensayo. De este modo, la desviación entre las medidas del extensómetro y las realizadas en las imágenes son mínimas.

La medida de las imágenes se realizaba una vez terminado el ensayo usando el software ImageJ® y los valores obtenidos en cada imagen eran apuntados en una hoja de Excel. En la Figura 22 aparece un ejemplo de imagen obtenida durante el ensayo.

Figura 22. Imagen tomada durante un ensayo de crecimiento de grieta.

3.6.2.5 Creación de la curva $da/dN - \Delta K$

Para poder construir la curva de velocidad de crecimiento de grieta frente a la diferencia del factor de concentración de tensiones, es necesario realizar ciertos cálculos previos.

Lo primero de todo, se necesitan los valores de los parámetros básicos de las medidas de la pieza B y W y la carga máxima $P_{máx}$ y mínima $P_{mín}$ aplicadas durante el ensayo. Como los ensayos se realizan con amplitud de carga constante estos parámetros son constantes.

Lo siguiente importante a realizar es relacionar el tiempo de ensayo con los ciclos. Para los cálculos a partir de las imágenes se realiza a base de calcular la diferencia entre la hora de la imagen tomada con respecto a la del inicio del ensayo, y como la frecuencia del ensayo es de 10Hz, se obtiene el número de ciclos.

Para los datos del extensómetro, el programa exporta 1024 puntos de la duración del total del ensayo junto con el tiempo total que ha tardado el ensayo. De este modo, es posible obtener a cuántos ciclos equivale cada uno de esos 1024 puntos extraídos del ensayo.

El siguiente paso es obtener el tamaño de grieta en cada momento. Este paso es inmediato en el método gráfico, ya que se mide en cada imagen la longitud del ligamento ($W-a$) y de ahí se obtiene el tamaño de la grieta. Para los datos obtenidos del extensómetro, se toma el canal del valor medio del extensómetro y se transforma la apertura de la boca de la grieta en longitud de grieta.

A continuación, se calcula el parámetro α que consiste en la proporción que hay entre a y W , para poder introducir ese valor en la siguiente ecuación:

$$K = \frac{P}{B} \cdot \sqrt{\frac{\pi}{W}} \cdot \left(16,7\alpha^{\frac{1}{2}} - 104,7\alpha^{\frac{3}{2}} + 369,9\alpha^{\frac{5}{2}} - 573,8\alpha^{\frac{7}{2}} + 360,5\alpha^{\frac{9}{2}} \right) \cdot 10^{-6} \quad (11)$$

Donde $K_{máx}$ se calcularía introduciendo el valor de $P_{máx}$ y K_{min} con P_{min} . Las unidades en las que se expresa este resultado son MPa·√m, por lo que P se introduce en newtons y B y W en metros.

Para el cálculo de la velocidad de crecimiento de grieta da/dN se emplea la siguiente expresión:

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (12)$$

Con todos los valores calculados, se procede a representar la gráfica da/dN frente a ΔK con ejes en escala logarítmica para favorecer su representación.

Una vez representada la gráfica, se calcula el exponente correspondiente al tramo II de la gráfica que se aproxima a un comportamiento lineal si se representan los ejes en escala logarítmica. Existen varios modelos distintos para tratar de parametrizar el comportamiento en crecimiento de grieta (Andrade, Mosquera y Vanegas, 2015), pero el elegido es la Ley de

Paris (Paris y Erdogan, 1963) que modeliza el comportamiento en forma de ecuación exponencial.

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (13)$$

De este modo, calculando el exponente m de la Ley de Paris para cada tratamiento y orientación se puede comparar el comportamiento del crecimiento de grieta de manera cuantitativa.

3.6.2.6 Control de la propagación de grieta por la microestructura

Como se observó que los resultados eran relativamente repetitivos, se decidió cambiar la metodología para el tercer ensayo de cada condición.

La idea fundamental era realizar una preparación metalográfica del plano medio de la probeta por donde iba a crecer la grieta durante el ensayo.

De este modo, se lijó una de las caras de la probeta con lijas de carburo de silicio con tamaño de partícula descendiente hasta llegar a la lija de 600.

Una vez lijadas las probetas, se procedió a realizar un pulido electrolítico con una máscara rectangular con una longitud suficiente para que la grieta tuviera espacio para crecer lo suficiente.

Por último, se atacó a la probeta con la disolución de Krolls para resaltar la microestructura.

Estos ensayos se controlaron también mediante imagen, pero en este caso únicamente se tomaron imágenes a la cara preparada metalográficamente sin aplicar líquidos penetrantes fluorescentes.

La gran diferencia de esta metodología de ensayo frente a la mencionada anteriormente consistía en que estas probetas no eran ensayadas hasta la rotura. El ensayo se paraba un poco antes de que comenzara la propagación catastrófica de la grieta para así evitar que se separaran en ambas mitades la pieza. De este modo, una vez acabado el ensayo, era posible fotografiar la superficie completa de la probeta en el microscopio óptico a 200 aumentos, y realizar una serie de fotos que registraran toda la longitud de la grieta.

Una vez las imágenes fueron tomadas, se unieron en un único fichero gráfico con toda la longitud de la grieta con el software Inkscape®, desde el inicio del chevron en la superficie de la probeta hasta el extremo final de la grieta.

Después de tener la imagen panorámica, se procedió a medir dos distancias distintas. La primera, designada “longitud efectiva de grieta” a_e , comprendía la distancia lineal entre el inicio y el final de la grieta. Por otra parte, la “longitud real de grieta” a_r , consistía en la distancia total recorrida por la grieta, medida a partir de la suma de muchos segmentos consecutivos respetando el recorrido de la grieta. La eficiencia de grieta será la proporción que existe entre la distancia efectiva y la distancia real recorrida de la grieta.

Con estas dos medidas se puede estimar qué tan bien se comporta un tratamiento térmico frente al crecimiento de grieta, así como el camino preferido para propagar la grieta por unas fases u otras.

3.7 Ensayos de tracción a alta velocidad de deformación

Se realizaron ensayos de tracción a alta velocidad de deformación en distintos tratamientos térmicos y a distintas temperaturas. Para este tipo de ensayo se decidió únicamente ensayar una orientación debido a su complejidad y a la falta de tiempo al ser estos ensayos llevados a cabo durante una estancia en la Universidad Tecnológica de Tampere.

3.7.1 Nomenclatura de las probetas

Las probetas se nombraron siguiendo un código similar a los empleados en los demás ensayos, en este caso consistía de tres dígitos.

- El primer dígito se corresponde con el tratamiento térmico aplicado, pudiendo tomar desde 0 a 4.
- La segunda letra indica si es una probeta de temperatura ambiente “R” o de alta temperatura “T”.
- Por último, el tercer dígito consiste en el número de probeta dentro de las mismas condiciones.

De este modo, por ejemplo, la probeta “2T4” se correspondería con la cuarta probeta del tratamiento térmico 2 de los ensayos a alta temperatura. En la Tabla 7 se muestran los diferentes tratamientos térmicos aplicados junto a su código identificativo.

Tabla 7. Tratamientos térmicos de las probetas HSB.

Código	Tratamiento térmico
0	Estado de entrega
1	Recocido en $\alpha+\beta$
2	Recocido en β
3	Solución y maduración (STA)
4	Solución y sobremaduración

3.7.2 Descripción del ensayo

El ensayo de tracción en barra Hopkinson es un ensayo dinámico que consiste en medir la propagación de las ondas producidas por un impacto, transformando esas señales eléctricas en fuerzas y desplazamientos.

El dispositivo empleado está representado en la Figura 23, donde se puede apreciar que la probeta está situada entre dos barras metálicas de gran longitud, y en la barra incidente está acoplado el proyectil. En ambas barras a una distancia determinada están pegadas formando medio puente de Wheatstone dos galgas extensométricas perfectamente enfrentadas en la longitudinal de la barra, y estas a su vez están conectadas a un osciloscopio que recogerá la señal durante el ensayo.

Figura 23. Esquema del sistema de ensayo de barras Hopkinson empleado (Hueto, 2016).

La probeta tiene que estar fijada a las barras para que las ondas producidas por el impacto se puedan transmitir a lo largo de todo el sistema. Existen varios métodos de fijación de las probetas a las barras como el roscado o la unión adhesiva, siendo este segundo método el elegido. Este método de fijación es más lento que el roscado pero tiene la ventaja de disminuir el ruido eléctrico en las posteriores medidas (Hueto *et al.*, 29017). Se decidió este método debido a que las barras que disponen en el laboratorio de la Universidad Tecnológica de Tampere son entalladas, específicas para probetas planas de tracción. Como se realizaron ensayos a temperatura ambiente y temperatura elevada, en la Figura 24 están los diseños de los dos tipos de probeta. La diferencia fundamental es la pestaña extra de material que tienen las probetas para alta temperatura debido a que en esa zona es donde se tiene que acoplar el sistema de calentamiento.

Figura 24. Esquema probetas de tracción para temperatura ambiente y alta temperatura del ensayo en barra Hopkinson.

Una vez se tiene la probeta fijada a las barras, se carga el proyectil tubular en la barra incidente y se carga el tanque presurizado a la presión designada para el ensayo.

El osciloscopio es puesto en modo ensayo poniendo el disparador en preparado, y una vez detecte el cambio de señal producido por el desplazamiento del proyectil tomará los datos de las barras incidente y transmitida. Posteriormente estos datos se envían al ordenador para poder trabajar con ellos y mediante un código de Matlab se transforman las señales de la barra incidente y transmitida en tensiones y deformaciones verdaderas. Todos los cálculos que se llevan a cabo dentro del código están explicados en la sección 3.7.4.

3.7.3 Preparación del ensayo

3.7.3.1 Preparación de las probetas

Como las probetas van a ser pegadas a las barras, es necesario lijar bien las superficies que van a estar en contacto con las barras para favorecer una mejor unión con el adhesivo.

Algunas probetas tenían un espesor demasiado distinto a las hendiduras de la barra, y al haber un gran volumen de adhesivo en las intercaras, el pegamento no se curaba completamente y a la hora de realizar el ensayo la pieza se despegaba de las barras en lugar de ser sometida a la tracción. Para favorecer un mejor agarre de las probetas, a las probetas con un espesor mucho menor al de la hendidura se les pegó suplementos de latón con espesor de 0,05 o 0,1mm para minimizar el volumen de pegamento necesario y favorecer su completo curado.

Para los ensayos a alta temperatura era necesario soldar un termopar a la probeta antes del ensayo para poder controlar la temperatura durante el mismo. El termopar tipo K se soldaba en el centro de la longitud calibrada de la probeta y para evitar que el termopar estuviese sometido a cargas externas se fijaba al borde de la pieza mediante una chapita de acero inoxidable. Ambos procesos se realizaban mediante la técnica de soldadura por puntos.

3.7.3.2 Preparación ensayos a alta temperatura

El ensayo a alta temperatura incluye un elemento más al desarrollo del ensayo. Para poder controlar la temperatura del ensayo, un termopar era soldado a la pieza como se describe en el punto anterior, y este termopar iba conectado a un segundo osciloscopio que registraba la temperatura.

El sistema de calentamiento de la pieza se realizaba mediante aplicación de corriente continua a través de la pieza mediante cuatro electrodos que se sujetaban a las pestañas de las piezas de alta temperatura. En la Figura 25 aparece el sistema de calentamiento

Figura 25. Sistema de calentamiento por paso de corriente directa empleado (Hokka et al., 2014).

El sistema constaba de un grupo de presión que permitía subir o bajar y abrir o cerrar los electrodos, de modo que el principio fundamental era aplicar el paso de corriente a la pieza justo antes del ensayo y antes de que el proyectil impactara los electrodos se soltaban y bajaban para evitar retener la pieza y variar los resultados del ensayo al retener a la probeta con los electrodos.

La ventaja de este método de calentamiento es que, al ser tan localizado por pasar la corriente entre los electrodos y la zona central de la pieza, se evita que el adhesivo se degrade por efecto de la temperatura, manteniendo las buenas propiedades mecánicas para poder realizar el ensayo.

Para realizar el ensayo a una determinada temperatura, era necesario calibrar cada probeta. El procedimiento era el siguiente:

- Primero, antes de fijar la probeta a las barras, se comprobaba que el contacto de los electrodos con la pieza era bueno ya que si el contacto no era lo suficientemente bueno, en el momento de calentar el osciloscopio registraba un cortocircuito en la temperatura.
- Una vez que el contacto era satisfactorio, se fijaba la probeta a las barras mediante el adhesivo Loctite 480, y se esperaba a su completo curado.
- Con los parámetros de intensidad de corriente y voltaje predefinidos en el transformador de soldadura, se empleaban tiempos muy pequeños de calentamiento

sobre la pieza para ir registrando las temperaturas obtenidas. Tras dos o tres medidas distintas, se trazaba una recta de calibración que sirviera de guía para temperaturas superiores.

- Ya conocido el tiempo necesario para llegar a la temperatura deseada, se procedía a realizar el ensayo. Los tiempos de calentamiento eran muy cortos, siempre inferiores a un segundo.

Otro factor que había que tener en cuenta durante el ensayo era que había que introducirle un retraso al osciloscopio principal debido a que por el elevado paso de corriente producido durante el calentamiento, éste se activaba sin haber dado la orden de disparo.

Para saber la temperatura final a la que se había realizado el ensayo, se paraba el osciloscopio encargado de registrar la temperatura y se medía con las puertas. Un ejemplo de este proceso se encuentra en la Figura 26. En la zona inferior del osciloscopio hay un detalle de los datos registrados, y como se puede observar hay una discontinuidad que coincide con el tiempo de calentamiento, una subida brusca de la temperatura y posteriormente una pérdida de señal. Esta pérdida de señal se debía a que la probeta durante el ensayo se rompía y se perdía el contacto de ambas uniones del termopar con la probeta.

Figura 26. Ejemplo de registro de temperatura con el osciloscopio.

3.7.4 Transformación de la señal eléctrica en tensión-deformación

El osciloscopio registraba la señal recogida por los puentes de Wheatstone colocados en cada barra, donde estaban situadas las bandas extensométricas.

Un código desarrollado en Matlab® transformaba la señal eléctrica registrada por el osciloscopio en tensión y deformación verdaderas. A continuación, se describen brevemente los pasos que seguía el código:

- El primer paso consistía en recortar la señal a sólo los primeros pulsos para aliviar la cantidad de datos que se manejaban. En la Figura 27 aparecen las señales de la barra incidente en color azul y la barra transmitida en color rojo. La barra incidente tiene dos regiones de interés, la onda incidente, que se corresponde con la parte positiva de la curva, y la onda reflejada que es la parte negativa de la curva, y la primera parte positiva de la curva roja se corresponde con la onda transmitida.

Figura 27. Señal eléctrica recortada registrada en el osciloscopio durante el ensayo.

- Con estas tres ondas, la incidente, la reflejada y la transmitida, se procederá a alinearlas en el tiempo (Figura 28).

Figura 28. Alineamiento de los pulsos incidente, reflejado y transmitido.

- Al alinear los pulsos, se transforman las señales eléctricas en deformación mediante la relación que tienen las bandas extensométricas entre la variación de su resistencia eléctrica y la deformación producida. Se le aplica un filtro para reducir el ruido eléctrico. En la Figura 29 aparece desglosada la deformación de cada onda junto con la corrección.

Figura 29. Transformación de la señal eléctrica en deformación.

- A partir de las deformaciones obtenidas, empleando la velocidad de propagación de las ondas en las barras se puede obtener la velocidad de deformación del ensayo. Para la barra incidente, que tiene dos ondas (incidente y reflejada) se calcula a partir de su diferencia, y la velocidad de deformación del ensayo se considera la diferencia de velocidades de deformación en ambas barras.

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (14)$$

$$V_1 = c \cdot (e_i - e_r) \quad (15)$$

$$V_2 = c \cdot e_t \quad (16)$$

$$V_{def} = \frac{V_1 - V_2}{L_0} \quad (17)$$

Donde c es la velocidad de propagación de ondas para el material de la barra, e_i , e_r y e_t son las deformaciones calculadas anteriormente incidente, reflejada y transmitida, y por último L_0 es la longitud base de la probeta.

- Conocida la velocidad de deformación durante el ensayo, se integra con respecto al tiempo para calcular la deformación total del ensayo. Con esto se obtiene la deformación ingenieril que se produce en la probeta y, posteriormente, se calculan

las fuerzas que se han producido en cada barra durante el ensayo. En la Figura 30 se muestra la representación de la fuerza frente al tiempo de las dos barras. Como se puede apreciar, al ser las ondas incidente y reflejada muy similares en magnitud pero de signo opuesto, las medidas de la barra 1 no son aplicables para la medida de la fuerza. De este modo, la tensión ingenieril se calculará a partir de la barra 2

$$F_1 = A \cdot E \cdot (e_i + e_r) \quad (18)$$

$$F_2 = A \cdot E \cdot e_t \quad (19)$$

$$s = \frac{F_2}{A_s} \quad (20)$$

Para estos cálculos, A es la sección de las barras, E el módulo elástico y A_s es la sección de la probeta.

Figura 30. Fuerza con respecto al tiempo aplicada a las barras durante el ensayo.

- Finalmente se transforma la tensión y la deformación ingenieriles en tensión y deformación verdaderas y se representan en el mismo gráfico (Figura 31).

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (21)$$

$$\sigma = s \cdot (1 + e) \quad (22)$$

Figura 31. Curva tensión-deformación verdadera con el ruido representado en rojo.

Para poder tratar los datos de una manera más sencilla, una vez acabado de correr el código, se exportaban los datos a un fichero Excel.

3.8 Fractografía

Una vez los ensayos fueron terminados, se analizaron sus superficies de rotura para estudiar qué mecanismos de rotura se producían durante el ensayo en cada tratamiento térmico.

Se llevaron a cabo dos escalas distintas de análisis, comenzando con una inspección a nivel macro con una lupa de hasta 50 aumentos, y posteriormente se introdujeron en el microscopio electrónico de barrido para poder observar los micromecanismos de rotura.

Estos procesos se realizaron de manera sistemática para tratar a todas las probetas de la misma manera y que luego resultara más sencillo comparar unas imágenes con otras.

Las macrográficas se realizaron de manera que toda la superficie de rotura de la probeta pudiera ser fotografiada en una misma toma, teniendo así una vista general.

Por otra parte, en el microscopio electrónico de barrido se capturaron imágenes a distintos aumentos para poder evaluar campos más generales o más específicos según lo observado. Se empleaba siempre una distancia de trabajo relativamente constante y se partía de magnificaciones pequeñas de 50 a 100 aumentos hasta capturas a 1000-3000 aumentos.

Todas las probetas eran introducidas con la misma disposición en el microscopio y el proceso de observación se realizaba siempre en el mismo orden, desde la zona inferior de la vista hacia la superior, realizando barridos horizontales para evaluar el comportamiento general y comprobar si existía alguna zona con otro comportamiento diferente.

Capítulo 4. MATERIAL Y MICROESTRUCTURAS OBTENIDAS

La realización de la parte experimental de la tesis se desarrolló empleando dos lotes de Titanio 6Al-4V, siendo uno de estos lotes tres planchas con un espesor de 19mm y otra lámina de 3mm de espesor con los que se realizaron los ensayos de tracción en barra Hopkinson. Las composiciones de ambos materiales se presentan en la Tabla 8. La composición de las planchas de 19mm de espesor se obtuvo mediante la técnica de espectrometría de fluorescencia de rayos X a través de un encargo realizado al INTA.

Tabla 8. Composición de los materiales empleados.

mm.	%Al	%V	%Fe	%C	%N	%H	%O	%Ti
3	6,00	4,10	0,12	0,01	0,004	0,004	0,1	Bal.
19	6,30	4,0	0,18	s/c	s/c	s/c	s/c	Bal.

4.1 Estado de entrega

El estado de entrega de ambos lotes de material es mostrado en las Figura 32y Figura 33 donde se muestra la microestructura de partida.

Como se puede apreciar, la microestructura presenta una orientación preferentemente longitudinal por el proceso de forja realizado para conformar la plancha. Fundamentalmente son granos de fase alfa con una cierta cantidad de beta en sus bordes.

Figura 32. Estado de entrega de las planchas de 19mm de espesor.

Figura 33. Estado de entrega de la plancha de 3mm de espesor.

4.2 Recocido en alfa más beta

El recocido en alfa más beta se realizó a dos temperaturas distintas, 940 y 980°C, y a 940°C se enfrió a dos velocidades distintas, dentro del horno y al aire. Las distintas microestructuras obtenidas se presentan en las Figura 34, Figura 35 y Figura 36.

Figura 34. Tratamiento de recocido a 980°C y enfriamiento al aire.

Comparando las imágenes de los recocidos a 940 y 980°C enfriados al aire, se puede observar que sigue apareciendo la preferencia de orientación en la dirección longitudinal, y no se aprecia una excesiva diferencia de cantidad de alfa primaria entre ambas temperaturas. Esto es debido a la baja conductividad térmica que poseen las aleaciones de titanio, y al ser un enfriamiento lento, esa diferencia de temperatura prácticamente no influye en la diferente proporción de fases presentes a temperatura ambiente.

Figura 35. Tratamiento de recocido a 940°C y enfriamiento al aire.

Figura 36. Tratamiento de recocido a 940°C y enfriamiento dentro del horno.

Si se comparan los enfriamientos al aire y al horno de los recocidos a 940°C, se puede observar un cambio en la microestructura referente en la fase beta. En ambos casos aparecen

gran cantidad de granos de alfa, lo que cambia es lo que se correspondería con la fase beta en el calentamiento. Enfriando al aire, la velocidad de enfriamiento es mayor y se generan durante el enfriamiento láminas de alfa rodeadas de beta. Por el contrario, con el enfriamiento dentro del horno, al ser el enfriamiento más lento permite la evolución de la microestructura y obtener una fase alfa más equiaxial con menos zonas de placas de alfa rodeadas por beta.

4.3 Recocido en beta

El recocido en beta se realizó a 1025°C, unos 30°C por encima de la temperatura beta transus para evitar tener un crecimiento de grano excesivo durante el calentamiento, y al igual que el recocido en alfa más beta de 940°C, se realizaron dos enfriamientos distintos, al aire y dentro del horno. La Figura 37 y la Figura 38 muestran las diferencias derivadas de la velocidad de enfriamiento. Como se puede apreciar, con enfriamientos más lentos se obtienen placas de alfa con un mayor tamaño.

Figura 37. Tratamiento de recocido en beta con enfriamiento al aire.

Figura 38. Tratamiento de recocido en beta con enfriamiento dentro del horno.

A diferencia de los otros tratamientos, en el recocido en beta, al superar la beta transus se produce una recrystalización del material y ya no se aprecia la direccionalidad producida por el proceso de forja.

Las diferentes velocidades de enfriamiento producen cambios en la forma y tamaño de las láminas de fase alfa, siendo mucho más grandes y gruesas cuanto más lento es el enfriamiento. Se puede apreciar también que en los bordes de beta en el calentamiento, se produce una placa de fase alfa por todo el perímetro.

4.4 Solución y maduración

El tratamiento de solución se realizó manteniendo la temperatura de los recocidos en alfa más beta, a 940°C, con enfriamiento brusco en agua con agitación. Posteriormente, se aplicó la maduración a 540°C para evitar la formación de la fase omega y que perjudicara el comportamiento de la aleación. La Figura 39 presenta la microestructura obtenida tras el tratamiento completo.

Figura 39. Tratamiento de solución y maduración.

Como en todos los tratamientos por debajo de la beta transus, se sigue teniendo un recuerdo de la microestructura obtenida por el proceso de forja y sigue habiendo granos alargados de alfa orientados en la dirección longitudinal.

4.5 Solución y sobremaduración

El tratamiento solución y sobremaduración intenta optimizar ciertas propiedades con respecto al tratamiento de solución y maduración. El principal objetivo es el de mejorar el comportamiento plástico y la tenacidad de fractura, a costa de disminuir la resistencia mecánica y límite elástico.

En este caso, el tratamiento de solución se realizó en las mismas condiciones que el mencionado en el apartado anterior, pero en vez de calentar posteriormente a 540°C, se calentó a 675°C. Este aumento en la temperatura favorece la descomposición de la martensita y la beta metaestable en mayor medida, obteniendo cristales de alfa en el interior de los granos de beta con mayor tamaño que si se diera una maduración.

La Figura 40 pone de manifiesto esta diferencia, mostrando el mayor contraste en el interior de los granos de martensita y beta metaestable revenidos con respecto a los de la Figura 39.

Figura 40. Tratamiento de solución y sobremaduración.

Capítulo 5. RESULTADOS

En este capítulo se muestran los principales resultados resumidos de todos los ensayos realizados. Los resultados obtenidos ensayo a ensayo se encuentran en los distintos anexos.

5.1 Propiedades mecánicas a tracción

Los ensayos de tracción se realizaron con control de desplazamiento en dos etapas consecutivas.

El primer tramo del ensayo se realizaba a $1\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ hasta que las mordazas se desplazaban 2,5mm y después de eso la velocidad de desplazamiento se duplicaba a $2\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ hasta la rotura final.

Al realizar ese cambio de velocidad de ensayo, en las curvas obtenidas hay un ligero escalón justo en la zona de transición, pero se realizó de tal manera que no afectara al cálculo de las propiedades elásticas.

Las principales propiedades mecánicas calculadas son la resistencia mecánica R_m , el límite elástico convencional $R_{p0,2}$, el módulo elástico o de Young E y el alargamiento porcentual a rotura A .

Los valores mostrados en la Tabla 9 se corresponden a los valores medios calculados de todos los ensayos que reunían las mismas condiciones junto con su desviación típica. Para que la comparativa sea más visual, las Figura 41 a Figura 44 tienen los gráficos de barras con cada propiedad comparadas por orientación y tratamiento térmico.

Tabla 9. Resumen propiedades de tracción.

	E (GPa)		A (%)		Rp0,2 (MPa)		Rm (MPa)	
	$\bar{x}$	σ	$\bar{x}$	σ	$\bar{x}$	σ	$\bar{x}$	σ
0L	115	1,53	13,12	1,81	878	6,03	927	7,23
0T	137	1,53	10,32	0,88	1009	4,16	1074	4,51
1L	113	1,73	10,11	1,70	872	1,00	938	2,08
1T	134	4,58	11,27	1,03	1000	2,52	1067	3,06
2L	117	2,31	9,63	0,67	884	10,44	964	9,07
2T	128	1,15	9,63	2,92	970	6,00	1045	8,89
3L	122	0,58	4,80	1,30	917	12,66	993	14,57

	E (GPa)		A (%)		Rp0,2 (MPa)		Rm (MPa)	
	$\bar{x}$	σ	$\bar{x}$	σ	$\bar{x}$	σ	$\bar{x}$	σ
3T	117	2,52	5,05	0,99	917	3,46	1018	24,58
4L	121	1,53	9,63	1,22	1077	14,84	1148	23,29
4T	132	1,16	10,00	4,08	1167	31,51	1240	37,55
5L	122	1,53	12,15	0,46	979	20,03	1037	25,06
5T	141	2,52	15,26	0,71	1084	16,25	1156	19,97

Como se puede apreciar, las probetas con orientación transversal tienden a tener unas mejores propiedades mecánicas de tracción que las mecanizadas en dirección longitudinal.

Figura 41. Límite elástico convencional en función del tratamiento térmico y la orientación.

Figura 42. Resistencia mecánica a tracción en función del tratamiento térmico y la orientación.

Figura 43. Módulo elástico en función del tratamiento térmico y la orientación.

Figura 44. Alargamiento porcentual a rotura en función del tratamiento y la orientación.

5.2 Dureza y conductividad eléctrica

Las medidas de dureza se realizaron sobre las probetas de tenacidad a impacto y de tenacidad de fractura, teniendo en cuenta las orientaciones durante los ensayos.

Las durezas obtenidas tras las medidas en las probetas de tenacidad de fractura están resumidas en la Figura 45, siendo el valor medio y la desviación típica mostradas por tratamiento térmico. Las medidas se realizaron sobre el plano LT de las piezas, al ser el único que mantenía las dos caras paralelas tras el ensayo de tenacidad de fractura.

Figura 45. Durezas HV 100 de las probetas de tenacidad de fractura.

Al realizar las medidas en las probetas de tenacidad de impacto, se pudieron medir en distintas orientaciones de las piezas, por lo que se realizaron durezas en los tres planos posibles. La Figura 46 muestra los valores medios y sus desviaciones típicas obtenidas.

Figura 46. Durezas HV100 de las probetas de tenacidad a impacto.

Por otra parte, se midieron las conductividades eléctricas de cada tratamiento térmico, y sus valores se reflejan en la Tabla 11.

Tabla 10. Conductividades eléctricas de los distintos tratamientos térmicos.

Tratamiento Térmico	Conductividad (MS/m)
Entrega	0,54
Recocido $\alpha+\beta$ 940°C	0,52
Recocido $\alpha+\beta$ 980°C	0,52
Recocido β 1025°C	0,52
Solución y maduración	0,52
Solución y sobremaduración	0,52

5.3 Tenacidad de fractura

Los ensayos de tenacidad de fractura se realizaron siguiendo todos el mismo procedimiento y con los mismo parámetros de ensayo.

Estos parámetros consistieron en aplicar una carga media de tracción de 4,3kN junto con una función sinusoidal de amplitud 3,7kN, produciendo en la primera etapa del creciendo la grieta con una frecuencia de 10Hz.

Una vez la grieta alcanzaba aproximadamente el valor de 0,5W controlado por los ultrasonidos, se detenían las cargas cíclicas y se descargaba la probeta para proceder a realizar el ensayo de tracción final. Esta etapa se realizaba con una rampa de carga lineal que aumentaba $0,401\text{kN}\cdot\text{s}^{-1}$ hasta la rotura.

El resumen de los valores medios obtenidos se muestra en la Tabla 12, indicando qué ensayos cumplieron todos los criterios de la normativa UNE-EN-ISO 12737, reflejando el valor como K_{IC} , y los ensayos que no cumplieron todos los criterios como K_Q .

Tabla 11. Tenacidad de fractura en función del tratamiento y orientación.

T.T.	K_Q (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K_{IC} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	T.T.	K_Q (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	K_{IC} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
0LT	59	---	0TL	54	54
1LT	57	---	1TL	65	65
2LT	66	66	2TL	76	76
3LT	92	---	3TL	89	---

T.T.	K_Q (MPa√m)	K_{IC} (MPa√m)	T.T.	K_Q (MPa√m)	K_{IC} (MPa√m)
4LT	54	54	4TL	54	55
5LT	57	57	5TL	60	60

Los criterios que no se han podido validar durante los ensayos han sido fundamentalmente dos:

- La relación entre $F_{máx}$ y F_Q excedía el 10%.
- En el ensayo 4TL3 hubo un problema de crecimiento desigual, teniendo un frente de grieta curvado que excedía la tolerancia de la medida de la grieta frente al valor medio, siendo inferior la medida de a_4 a $0,85a$.
- Por último, todas las probetas ensayadas con el tratamiento de recocido en beta incumplieron el dimensionamiento del espesor con respecto a la expresión (WW) para asegurar que el ensayo se produce en condiciones de deformación plana. A priori ya se sabía que esta condición no se iba a cumplir pero el espesor de las probetas estaba restringido por el espesor del material disponible para estos ensayos.

Como resumen visual, la Figura 47 muestra en un diagrama de barras los valores medios de tenacidad de fractura obtenidos tras los ensayos. Las barras con colores sólidos se corresponden con valores de K_{IC} y las barras rayadas indican que no se cumplieron todas las condiciones y, por lo tanto, son valores de K_Q .

Figura 47. Tenacidad de fractura en función del tratamiento térmico y de la orientación.

5.4 Tenacidad a impacto

Los ensayos de tenacidad a impacto mediante choque por flexión en el péndulo Charpy dieron los siguientes resultados. Para favorecer la comparación, se representan figuras donde se encuentran recogidas las distintas orientaciones para un mismo tratamiento térmico y por otro lado, con una misma orientación los distintos tratamientos térmicos.

Como resumen y para favorecer la cuantificación, se trazaron líneas de tendencia en cada condición para poder comparar también numéricamente.

Las Figura 48 a Figura 51 representan la energía absorbida por el material para una determinada orientación en función del tratamiento térmico y las Figura 52 a Figura 57 muestran las tenacidades a impacto de cada tratamiento térmico en función de la orientación del ensayo con la temperatura.

Figura 48. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación LS.

Figura 49. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación LT.

Figura 50. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación TL.

Figura 51. Tenacidad a impacto de los distintos tratamientos térmicos con la temperatura en la orientación TS.

Como se puede apreciar en algunos de los tratamientos térmicos, al aumentar mucho la temperatura faltan los datos de 400°C. Esto es debido a que las probetas ensayadas tenían una tenacidad mayor que la capacidad energética del péndulo, que era de 150J. A partir de los 120J, según la normativa, las medidas obtenidas pueden ser ligeramente inferiores a los reales debido a que exceden el 80% de capacidad de la energía de la máquina, entrando otros

factores en el proceso de rotura, como por ejemplo una atenuación de la velocidad de deformación a lo largo del ensayo.

En las gráficas se pueden observar valores de energía mayores a los 150J mencionados anteriormente. Esto es debido a que la magnitud representada es la energía absorbida por unidad de superficie y no la energía total del ensayo.

Figura 52. Tenacidad a impacto del estado de entrega en función de la orientación del ensayo.

Figura 53. Tenacidad a impacto del recocido en alfa y beta en función de la orientación del ensayo.

Figura 54. Tenacidad a impacto del recocido en beta en función de la orientación del ensayo.

Figura 55. Tenacidad a impacto del tratamiento de solución en función de la orientación del ensayo.

Figura 56. Tenacidad a impacto del tratamiento de solución y maduración en función de la orientación del ensayo.

Figura 57. Tenacidad a impacto del tratamiento de solución y sobremaduración en función de la orientación del ensayo.

En las gráficas anteriores se puede observar que la orientación con mayor capacidad de absorción de energía es la LS, es decir, las probetas mecanizadas en la dirección longitudinal de la plancha con la entalla en la dirección transversal corta.

Tabla 12. Parámetros de ajuste de comportamiento frente a la temperatura de la tenacidad a impacto.

T.T.	Entrega		RAB940		RB	
	m	E _o	m	E _o	m	E _o
	J/°C·cm ²	J/cm ²	J/°C·cm ²	J/cm ²	J/°C·cm ²	J/cm ²
LS	0,335	59,8	0,253	73,6	0,069	64,3
LT	0,148	21,0	0,102	26,4	0,109	46,0
TL	0,212	19,6	0,160	27,0	0,076	39,9
TS	0,2707	33,1	0,267	37,9	0,080	55,7
T.T.	Solución		STA		STOA	
	m	E _o	m	E _o	m	E _o
	J/°C·cm ²	J/cm ²	J/°C·cm ²	J/cm ²	J/°C·cm ²	J/cm ²
LS	0,087	15,8	0,390	26,2	0,344	35,0
LT	0,284	21,0	0,152	21,6	0,131	19,8
TL	0,113	17,8	0,130	23,8	0,152	18,9
TS	0,135	13,7	0,207	20,5	0,259	22,4

En la Tabla 13 aparecen las pendientes m del incremento de la tenacidad a impacto con el aumento de la temperatura de cada tratamiento junto con su tenacidad correspondiente a 0°C (ordenada en el origen de la regresión lineal) denominada E_o .

5.5 Crecimiento de grieta por fatiga

Los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga se realizaron manteniendo los parámetros de la primera etapa de los ensayos de tenacidad de fractura. De este modo, se procedió a fatigar las probetas con una carga oscilante a una frecuencia de 10Hz con un rango de 0,6 a 8kN.

En función del tratamiento térmico y la orientación, la duración del ensayo podía variar desde un par de horas hasta once horas.

En la Figura 58 aparece un ejemplo de la curva de tamaño de grieta frente al número de ciclos y en la Figura 59 aparece la representación de la curva con la velocidad de crecimiento de grieta frente a la variación del factor de intensidad de tensiones de los tres métodos de medida empleados.

Figura 58. Tamaño de grieta frente al número ciclos de la probeta 4LT1.

Figura 59. Velocidad de crecimiento de grieta frente al factor de intensidad de tensiones de la probeta 4LT1.

Como se comprobó que las medidas de la longitud de la grieta eran coherentes empleando el método visual y el del extensómetro, se decidió realizar los cálculos a partir de los datos obtenidos del extensómetro para calcular la pendiente del tramo lineal de la curva y así poder ajustar los parámetros de la Ley de Paris.

La Tabla 14 muestra las pendientes obtenidas del tramo de propagación estable de la segunda etapa donde el comportamiento es prácticamente lineal.

Tabla 13. Pendientes ajustadas de la Ley de Paris.

Tratamiento térmico	LT		TL	
	m	σ	m	σ
Entrega	4,12	1,00	3,43	1,00
RAB940	3,88	0,72	2,76	0,37
RB	2,83	0,27	3,39	0,75
STA	5,07	0,92	4,61	1,09
STOA	3,58	0,24	2,86	0,07

Con respecto a los ensayos realizados con la preparación metalográfica para el seguimiento del crecimiento de la grieta por la microestructura, se han realizado dos mediciones distintas.

Una vez se tenía todo el recorrido de la grieta en una única imagen panorámica, se medía la distancia lineal desde el inicio exterior del chevron al final de la grieta, considerando esta medida como la longitud efectiva de grieta. Por otro lado, se midió mediante la sucesión de segmentos la distancia real recorrida por la grieta, siendo esta medida la longitud real de la grieta. En la Tabla 15 aparecen ambas medidas junto con la eficiencia de la grieta en tanto por ciento. Cuanto mayor sea la diferencia de ambas medidas, mejor comportamiento en propagación tendrá el material.

Tabla 14. Longitud efectiva, real y efectividad de la grieta medida a partir de las micrografías.

T.T	L _e (mm)	L _r (mm)	Efec. (%)	T.T.	L _e (mm)	L _r (mm)	Efec. (%)
0LT	11,26	14,08	25,05	0TL	11,84	14,56	22,99
1LT	11,67	14,51	24,41	1TL	12,93	15,47	19,63
2LT	16,76	27,16	62,02	2TL	15,99	21,16	32,32
3LT	15,63	18,79	20,17	3TL	13,37	15,70	17,42
4LT	15,11	18,71	23,84	4TL	13,54	16,50	21,86

La Figura 60 muestra algún ejemplo de las imágenes panorámicas ya unidas para poder realizar las medidas de la grieta. La longitud efectiva se ha medido trazando una línea recta de inicio a fin de la grieta, y la real se ha medido con un programa a partir de las imágenes transformadas en binarias.

Figura 60. Recorridos de grieta de la probeta 1TL3 (arriba) y 2LT3 (abajo).

5.6 Ensayos de tracción a alta velocidad de deformación

Los ensayos de tracción a alta velocidad de deformación realizados en la barra Hopkinson durante la estancia en la Universidad Tecnológica de Tampere arrojaron resultados dispares.

La idea inicial consistía en realizar ensayos a tres temperaturas y tres velocidades de deformación diferentes. Consistía en ensayar a temperatura ambiente, 200 y 400°C, y a una velocidad cuasiestática (10^{-3}s^{-1}) y dos en rango dinámico, a 500 y 1000 s^{-1} .

Tras realizar los ensayos y por un problema en la configuración de la máquina, los ensayos a 1000 s^{-1} no fueron correctos y se descartaron esos datos.

De este modo, finalmente sólo se muestran los resultados obtenidos de ensayar a temperatura ambiente a 10^{-3}s^{-1} y los ensayos dinámicos a 500 s^{-1} a temperatura ambiente, 200 y 400°C.

Al haber ensayos con condiciones diferentes, los resultados se han agrupado de manera que se facilite su comparación. Para extraer las propiedades mecánicas en los ensayos a temperaturas distintas a la ambiente, se han realizado los valores debido a la dispersión de temperaturas que se obtenía alrededor de la temperatura objetivo.

En las siguientes tablas se reflejan el límite elástico, resistencia mecánica a tracción y deformación máxima del ensayo. La Tabla 16 muestra la comparación de propiedades por tratamiento térmico a temperatura ambiente entre el ensayo cuasiestático y el dinámico a 500 s^{-1} .

Tabla 15. Comparación de propiedades a temperatura ambiente con distintas velocidades de deformación

T.T.	R_p (σ) (MPa)		R_m (σ) (MPa)		Máx. ε (σ)	
	10⁻³s⁻¹	500s⁻¹	10⁻³s⁻¹	500s⁻¹	10⁻³s⁻¹	500s⁻¹
0	984 (33,23)	1111 (13,44)	1111 (22,63)	1149 (9,90)	0,18 (0,01)	0,16 (0,00)
1	959 (1,41)	1095 (6,36)	1058 (2,83)	1145 (18,38)	0,13 (0,00)	0,13 (0,02)
2	895 (14,85)	1037 (28,99)	1026 (2,12)	1141 (24,04)	0,10 (0,01)	0,12 (0,00)
3	1151 (12,73)	1271 (45,25)	1269 (7,07)	1396 (14,14)	0,08 (0,02)	0,12 (0,00)
4	1043 (2,12)	1186 (21,92)	1155 (12,02)	1233 (3,54)	0,12 (0,00)	0,12 (0,01)

A continuación, la Tabla 17 recoge la variación de estas mismas tres propiedades de los ensayos realizados a alta velocidad de deformación en función de la temperatura del ensayo.

Las gráficas de las que se obtuvieron estos datos se extrajeron de las siguientes curvas (Figura 61 a Figura 65).

Tabla 16. Propiedades mecánicas en función de la temperatura de ensayo a 500s⁻¹

T.T.	T (°C)	R _p (MPa)	σ	R _m (MPa)	σ	Máx. e	σ
0	25	1111	13,44	1149	9,90	0,16	0,00
	168	928	3,54	974	19,09	0,20	0,01
	497	665	16,97	711	3,54	0,22	0,01
1	25	1096	6,36	1145	18,38	0,13	0,02
	201	927	9,90	946	12,73	0,21	0,01
	423	667		750		0,22	
2	25	1037	28,99	1141	24,04	0,12	0,00
	188	928	41,01	981	2,83	0,17	0,01
	391	662	18,38	780	7,07	0,20	0,01
3	25	1271	45,25	1396	14,14	0,12	0,00
	170	1120	2,12	1172	7,07	0,14	0,04
	379	876	9,90	948	21,21	0,18	0,02
4	25	1186	21,92	1233	3,54	0,12	0,01
	198	965	6,36	1011	14,14	0,18	0,00
	372	805	9,90	857	5,66	0,20	0,01

Estado de entrega

Figura 61. Gráficas de tracción del estado de entrega a diferentes temperaturas y 500s-1.

RAB940

Figura 62. Gráficas de tracción del recocido en alfa más beta a diferentes temperaturas y $500s^{-1}$.

RB

Figura 63. Gráficas de tracción del recocido beta a diferentes temperaturas y $500s^{-1}$.

STA

Figura 64. Gráficas de tracción del tratamiento de solución y maduración a diferentes temperaturas y 500s⁻¹.

STOA

Figura 65. Gráficas de tracción del tratamiento de solución y sobremaduración a diferentes temperaturas y 500s⁻¹.

5.7 Fractografía

5.7.1 Ensayos de tracción

Las muestras de los ensayos de tracción se introdujeron en el microscopio electrónico de barrido para poder observar los mecanismos de rotura que se desarrollaron durante los ensayos.

Como se puede observar en la Figura 66 a la Figura 71, se han seleccionado algunos campos de cada tratamiento para poder comparar entre ellos.

Figura 66. Rotura de la probeta 0L2.

El estado de entrega (Figura 66) tiene como mecanismo de rotura principal la nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos, generando una superficie de cúpulas, que en los bordes se ven más deformadas debido a las tensiones de cizalladura producidas en el exterior, y algún plano alargado que mostraba descohesión, teniendo esa superficie nulo relieve.

Figura 67. Rotura de la probeta 1L2.

El tratamiento de recocido en alfa más beta a 940°C (Figura 67) fundamentalmente rompe mediante el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos, pero se aprecian en mayor medida planos orientados de manera paralela a lo largo de la superficie con un comportamiento más frágil.

Estos planos con comportamiento más frágil se corresponden con granos alargados de fase alfa producidos durante el proceso de forja, sin haber sido recrystalizados durante el tratamiento térmico.

Figura 68. Rotura de tracción de la probeta 2L1.

Al igual que en el recocido a 940°C, en el recocido en alfa más beta a 980°C (Figura 68) muestra los mismos mecanismos, con igual presencia de los planos paralelos de fase alfa entre sí con el comportamiento más frágil.

Figura 69. Rotura de tracción de la probeta 3L2.

El recocido en beta a 1025°C (Figura 69) mostró un comportamiento distinto, debido a su estructura laminar. La fase alfa con estructura hexagonal compacta tiene menor capacidad de deformación que la fase beta que es cúbica centrada en el cuerpo, por lo que la deformación se produce fundamentalmente en las zonas de fase beta. Por este motivo, se aprecian planos muy alargados con muy pocas cúpulas que son las láminas de alfa, y en las zonas de fase beta se observan cúpulas con muy poco volumen al estar dispuestas entre láminas de alfa. De este modo, la rotura tiende a ser intergranular.

A diferencia de los otros tratamientos térmicos que tienen una temperatura inferior, el recocido en beta al superar la temperatura beta transus recrystaliza la microestructura, haciendo que desaparezcan los granos alargados de fase alfa producidos por el proceso de forja.

Figura 70. Rotura de la probeta 4L1.

El tratamiento de solución y maduración (Figura 70) muestra un comportamiento similar a los recocidos en campo alfa más beta. El mecanismo de rotura predominante es la nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos, generando un gran relieve.

Figura 71. Rotura de la probeta 5T3.

Similar al tratamiento de solución y maduración, el tratamiento de solución y sobremaduración (Figura 71) también tiene la nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos como el mecanismo principal de rotura, pero se siguen observando algunas zonas en las que aparecen los planos paralelos a la dirección de forja formados por granos de alfa con un comportamiento más frágil.

5.7.2 Ensayos de tenacidad a impacto

Se analizaron las roturas producidas durante los ensayos Charpy a diferentes temperaturas y se han seleccionado algunas zonas características de cada tratamiento para su mejor comparación. Las Figura 72 a Figura 74 muestran las superficies de fractura a distintas temperaturas de distintos tratamientos térmicos.

Figura 72. Roturas del estado de entrega a -25 (superior) y 200°C (inferior).

Los mecanismos de rotura de los ensayos Charpy son similares a los observados en los ensayos de tracción. Fundamentalmente se producen mecanismos de rotura dúctiles, con alguna zona con comportamiento más frágil.

La influencia de la temperatura en el comportamiento a rotura no es apreciable entre -25°C y temperatura ambiente, pero a partir de los 200°C y sobre todo a 400°C , sí que aparecen algunas diferencias. Como se puede ver en la Figura 72, al aumentar la temperatura se produce un aumento del relieve de la morfología, pero los mecanismos de rotura son iguales.

En el recocido en beta los mecanismos de rotura cambian ligeramente. Su estructura laminar de placas de alfa con beta repartida por los bordes modifica el comportamiento a rotura. A la hora de deformarse, la fase beta tiene mayores planos de deslizamiento que la fase alfa, localizándose la deformación en la fase beta.

Por este motivo, las placas de alfa tienden a descohesionarse produciéndose una rotura intergranular formando escalones como se ven en la imagen superior de la Figura 73. En el otro lado, cuando la fase beta se puede deformar, al estar esta fase entre láminas de alfa, su capacidad de deformación está restringida al plano, formando unas cúpulas con mucho menor volumen que en otros tratamientos (imagen inferior Figura 73).

Por último, cuando se ensaya a 400°C y el material incrementa la tenacidad hasta alcanzar prácticamente la energía máxima del ensayo, la probeta se comporta de manera distinta, como se muestra en la Figura 74. Comparando el ensayo a -25°C (superior) con el ensayo a 400°C (inferior), la energía necesaria para romper la segunda probeta es prácticamente la totalidad de la energía del ensayo, produciendo que no sea un ensayo con la misma velocidad de deformación a lo largo de todo el proceso, y se aprecian zonas de cúpulas como a temperaturas más bajas, pero lo más destacable es la gran cantidad de zona aplastada que hay.

Figura 73. Roturas del recocido en beta a -25°C.

Figura 74. Ensayos a -25 (arriba) y 400°C (abajo) del tratamiento de solución y maduración.

Capítulo 6. DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

6.1 Comparación del comportamiento global de la aleación

Una vez mostrados los resultados obtenidos de todos los ensayos realizados, se analizarán en conjunto las propiedades obtenidas para cada tratamiento térmico. Para facilitar este análisis, se han realizado tablas resumiendo todas las propiedades calculadas de cada tratamiento térmico, indicando el orden que ocupan dentro de los cinco tratamientos térmicos estudiados.

6.1.1 Estado de entrega

La Tabla 18 recoge todas las propiedades obtenidas en los distintos ensayos del estado de entrega. La microestructura compuesta fundamentalmente de granos de alfa con beta en los bordes de grano muy deformados en la dirección longitudinal confiere unas propiedades intermedias con respecto a los otros tratamientos térmicos.

Las propiedades en las que destaca el estado de entrega son en la capacidad de deformación al tener el alargamiento porcentual a rotura más elevado, pero en las propiedades relacionadas con la tolerancia al daño no es la microestructura más indicada.

Tabla 17. Resumen de propiedades del estado de entrega.

Propiedad	Orientación	$\bar{X}$	σ	#
Módulo elástico (GPa)	Longitudinal	115	1,53	3
	Transversal	137	1,53	2
Límite elástico (MPa)	Longitudinal	878	6,03	4
	Transversal	1009	4,16	3
Resistencia mecánica (MPa)	Longitudinal	927	7,23	3
	Transversal	1074	4,51	3
Alargamiento (%)	Longitudinal	13,12	1,81	1
	Transversal	10,32	0,88	3
Dureza (HV100)	s/o	321	14,67	3
C.eléctrica(MS/m)	s/o	0,54	s/c	1
KIC (KQ) (MPa $\sqrt{m}$)	LT	(59)	(2)	3
	TL	54	2,00	4
Ley Paris m (FCG)	LT	4,12	0,99	4
	TL	3,43	0,99	4
Eficiencia grieta (%)	LT	25,05		2
	TL	22,99		2
Tenacidad a 0°C (J/cm ²)	LS	59,8	s/c	2
	LT	21,0	s/c	4
	TL	19,6	s/c	4
	TS	38,1	s/c	3
Tenacidad – sensibilidad a T (J/(°C·cm ²))	LS	0,335	s/c	3
	LT	0,148	s/c	4
	TL	0,212	s/c	5
	TS	0,271	s/c	5

6.1.2 Recocido en alfa más beta

Las propiedades del recocido en alfa más beta están muy influenciadas por la temperatura de tratamiento. Cuanto más se aproxime a la beta transus, menor cantidad de alfa primaria

habrá en favor de una estructura más laminar, y viceversa, a temperaturas menores, mayor cantidad de alfa primaria y menor laminar.

Las propiedades recogidas en la Tabla 19 se corresponden a los ensayos realizados con la temperatura de tratamiento a 940°C, para facilitar la comparación con los tratamientos de solución y maduración y de solución y sobremaduración al tener la misma temperatura de calentamiento.

Esta microestructura formada por granos de alfa primaria y zonas de alfa laminar con beta en sus bordes sigue manteniendo un buen comportamiento plástico, con un alargamiento porcentual a rotura de los más altos de los distintos tratamientos, pero a su vez mejora el comportamiento en las propiedades de tolerancia al daño, fundamentalmente cuanto más alta sea la temperatura de tratamiento (menor cantidad de alfa primaria).

En cuanto a la comparación de propiedades variando la temperatura de tratamiento entre 940 y 980°C, las principales diferencias se encuentran en una ligera disminución en las propiedades de tracción a cambio de mejorar el comportamiento a tenacidad de fractura en algo más del 10%.

De este modo, para favorecer un mejor comportamiento en tolerancia al daño se recomienda dar tratamientos de recocido con temperaturas superiores para disminuir el contenido en alfa primaria, pero manteniendo la estructura dúplex.

Tabla 18. Resumen de propiedades del recocido en alfa más beta a 940°C.

Propiedad	Orientación	$\bar{X}$	σ	#
Módulo elástico (GPa)	Longitudinal	113	1,73	4
	Transversal	134	4,58	3
Límite elástico (MPa)	Longitudinal	872	1,00	5
	Transversal	1000	2,52	4
Resistencia mecánica (MPa)	Longitudinal	938	2,08	4
	Transversal	1067	3,06	4
Alargamiento (%)	Longitudinal	10,11	1,70	3
	Transversal	11,27	1,03	2
Dureza (HV100)	s/o	310	16,04	4
C.eléctrica(MS/m)	s/o	0,52	s/c	2
KIC (KQ) (MPa $\sqrt{m}$)	LT	(57)	3,47	2
	TL	65	1,81	2
Ley Paris m (FCG)	LT	3,88	0,72	3
	TL	2,76	0,37	1
Eficiencia grieta (%)	LT	24,41		3
	TL	19,64		4
Tenacidad a 0°C (J/cm ²)	LS	73,6	s/c	1
	LT	26,4	s/c	2
	TL	27	s/c	2
	TS	37,9	s/c	2
Tenacidad – sensibilidad a T (J/(°C·cm ²))	LS	0,253	s/c	2
	LT	0,102	s/c	1
	TL	0,16	s/c	4
	TS	0,267	s/c	4

6.1.3 Recocido en beta

El recocido en beta es el único de los tratamientos que no muestra una gran anisotropía en las propiedades, debido a que al superar la temperatura beta transus la microestructura queda recrystalizada y no se ve influenciada por el proceso de forja aplicado para conformar la plancha. Su microestructura tipo Widmanstätten formada de placas de alfa rodeadas de beta

le convierte en el tratamiento térmico con peor capacidad de deformación, además de tener el menor límite elástico y resistencia mecánica.

Tabla 19. Resumen de propiedades del recocido en beta.

Propiedad	Orientación	$\bar{X}$	σ	#
Módulo elástico (GPa)	Longitudinal	122	0,58	1
	Transversal	117	2,52	5
Límite elástico (MPa)	Longitudinal	917	12,66	3
	Transversal	917	3,46	5
Resistencia mecánica (MPa)	Longitudinal	993	14,57	5
	Transversal	1018	24,58	5
Alargamiento (%)	Longitudinal	4,80	0,99	5
	Transversal	5,05	1,22	5
Dureza (HV100)	s/o	301	14,70	5
C.eléctrica(MS/m)	s/o	0,52	s/c	2
KIC (KQ) (MPa$\sqrt{m}$)	LT	(92)	(7,53)	1
	TL	(89)	(6,21)	1
Ley Paris m (FCG)	LT	2,83	0,27	1
	TL	3,39	0,75	3
Eficiencia grieta (%)	LT	62,23		1
	TL	32,32		1
Tenacidad a 0°C (J/cm²)	LS	53,6	s/c	3
	LT	46,0	s/c	1
	TL	39,9	s/c	1
	TS	55,7	s/c	1
Tenacidad – sensibilidad a T (J/(°C·cm²))	LS	0,042	s/c	1
	LT	0,109	s/c	2
	TL	0,076	s/c	1
	TS	0,08	s/c	1

Por otra parte, en el comportamiento frente a la tolerancia al daño es la microestructura que mejor se comporta. En la Tabla 20 aparecen los valores obtenidos para el recocido en beta, siendo la pendiente de la Ley de Paris para la propagación de grieta en la fase II de fatiga y

la tenacidad de fractura las propiedades más destacadas que tiene. Además, si se comparan las distancias efectivas de grieta con respecto a la distancia real recorrida por la grieta se puede ver que es con diferencia la que mayor diferencia tiene entre ambos valores.

En cuanto a la influencia de la temperatura en la tenacidad a impacto, el recocido en beta es el que menos variación de propiedades muestra al variar la temperatura de todos los tratamientos.

6.1.4 Solución y maduración

El tratamiento de solución y maduración es el tratamiento térmico que mejores propiedades de resistencia obtiene, sin penalizar excesivamente la capacidad de deformación. Esta mezcla de propiedades se obtiene al tener una microestructura formada por granos de alfa y martensita revenida. Al darle la maduración, la martensita se reviene durante el tratamiento aumentando la capacidad de deformación de la aleación.

Sin embargo, es el tratamiento que peor comportamiento tiene frente a la tolerancia al daño. En la Tabla 21 se puede observar que es la microestructura que peor tenacidad de fractura y la que tiene el exponente de la Ley de Paris más elevado, lo que indica peor comportamiento a propagación de grieta.

6.1.5 Solución y sobremaduración

Por último, el tratamiento de solución y sobremaduración tiene un equilibrio de propiedades bastante interesante. En la Tabla 22 se muestran estas propiedades.

Al realizar la sobremaduración, se pierden ligeramente propiedades de resistencia a cambio de obtener una mejor capacidad de deformación. Añadido a estos cambios, se obtiene entre un 5 y un 10% más de tenacidad de fractura comparado con el tratamiento de solución y maduración, y en propagación de grieta se comporta relativamente bien al ser el segundo tratamiento térmico con el exponente de la Ley de Paris más bajo.

Tabla 20. Resumen de propiedades del tratamiento de solución y maduración.

Propiedad	Orientación	$\bar{X}$	σ	#
Módulo elástico (GPa)	Longitudinal	121	1,53	2
	Transversal	132	1,15	4
Límite elástico (MPa)	Longitudinal	1077	14,84	1
	Transversal	1167	31,51	1
Resistencia mecánica (MPa)	Longitudinal	1148	23,29	1
	Transversal	1240	37,55	1
Alargamiento (%)	Longitudinal	9,63	4,08	4
	Transversal	10,00	0,46	4
Dureza (HV100)	s/o	366	9,14	1
C.eléctrica(MS/m)	s/o	0,52	s/c	2
KIC (KQ) (MPa $\sqrt{m}$)	LT	54	2,33	5
	TL	55	0,08	5
Ley Paris m (FCG)	LT	5,07	0,92	5
	TL	4,61	1,09	5
Eficiencia grieta (%)	LT	20,17		5
	TL	17,42		5
Tenacidad a 0°C (J/cm ²)	LS	26,2	s/c	5
	LT	21,6	s/c	3
	TL	23,8	s/c	3
	TS	20,5	s/c	5
Tenacidad – sensibilidad a T (J/(°C·cm ²))	LS	0,390	s/c	5
	LT	0,152	s/c	5
	TL	0,130	s/c	2
	TS	0,207	s/c	2

A pesar de esta buena relación de propiedades, el tratamiento de solución y sobremaduración tiene un gran inconveniente. Al tener el titanio una conductividad térmica tan baja y este tratamiento requerir una velocidad de enfriamiento rápida, la aplicación de este tratamiento es poco viable en la práctica cuando se quiera aplicar a piezas de un tamaño considerable, ya que no se conseguirá tratar térmicamente por completo todo el volumen de la pieza.

Tabla 21. Resumen de propiedades del tratamiento de solución y sobremaduración.

Propiedad	Orientación	$\bar{X}$	Σ	#
Módulo elástico (GPa)	Longitudinal	122	1,53	1
	Transversal	141	2,52	1
Límite elástico (MPa)	Longitudinal	979	20,03	2
	Transversal	1084	16,26	2
Resistencia mecánica (MPa)	Longitudinal	1037	25,06	2
	Transversal	1156	19,97	2
Alargamiento (%)	Longitudinal	12,15	0,46	2
	Transversal	15,26	0,71	1
Dureza (HV100)	s/o	343	11,05	2
C.eléctrica(MS/m)	s/o	0,52	s/c	2
KIC (KQ) (MPa $\sqrt{m}$)	LT	57	4,12	4
	TL	60	2,75	3
Ley Paris m (FCG)	LT	3,58	0,24	2
	TL	2,86	0,07	2
Eficiencia grieta (%)	LT	23,84		4
	TL	21,86		3
Tenacidad a 0°C (J/cm ²)	LS	35,0	s/c	4
	LT	19,8	s/c	5
	TL	18,9	s/c	5
	TS	22,4	s/c	4
Tenacidad – sensibilidad a T (J/(°C·cm ²))	LS	0,344	s/c	4
	LT	0,131	s/c	3
	TL	0,152	s/c	3
	TS	0,259	s/c	3

6.2 Crecimiento de grieta por fatiga

El comportamiento cuantitativo del crecimiento de grieta se compara mediante el exponente de la Ley de Paris, siendo mejor el comportamiento cuanto menor sea este valor, puesto que la grieta crecerá a una menor velocidad con el paso de los ciclos del ensayo.

El tratamiento con mejor comportamiento frente al crecimiento de grieta es el recocido en beta, donde tanto el exponente de la Ley de Paris como la diferencia de distancias recorridas por la grieta es la mayor.

Esto se debe a que la grieta progresa fundamentalmente recorriendo los bordes de las placas de alfa, progresando mayoritariamente por la fase beta, aunque hay zonas de placas con mucho espesor que son atravesadas por la grieta. Este recorrido de altibajos desemboca en que para alcanzar la misma distancia lineal, se produzca un mayor recorrido de la grieta, mejorando el comportamiento a propagación.

Por el contrario, el resto de tratamientos presentan una propagación de grieta más lineal. Cabe destacar que las probetas que tienen orientación TL, con la propagación de la grieta en sentido longitudinal muestran mejor comportamiento a propagación que las probetas LT.

En general, la grieta casi nunca se propaga atravesando la fase alfa del material, progresando fundamentalmente por los bordes de grano. En alguna ocasión parece que puede atravesar el grano de alfa, pero únicamente cuando el tamaño de éste es pequeño. En tratamientos térmicos que tienen una mezcla de microestructuras, como el tratamiento de recocido en alfa más beta o el de solución y sobremaduración, a pesar de tener granos compuestos por placas de alfa rodeadas de beta, la grieta se propaga por el borde de estos.

6.3 Ensayos de tenacidad a impacto

Los ensayos de tenacidad a impacto muestran valores algo dispares. La orientación de la probeta influye notablemente en la cantidad de energía que absorbe el material, siendo la que mejor comportamiento tiene la orientación LS seguida de TS, por lo que se puede afirmar que al propagarse la grieta durante el impacto por la dirección de la transversal corta, consume una mayor energía que cuando se propaga en la dirección transversal larga o en la longitudinal.

Como las planchas de partida eran de 20mm, no se han podido realizar ensayos en la dirección S, por lo que no se puede comparar en esta orientación.

Si se compara el comportamiento frente a la temperatura, el recocido en beta es el que mayor estabilidad presenta, variando muy poco su capacidad de absorción de energía. El resto de

tratamientos se comportan de una manera similar, aumentando progresivamente la tenacidad a impacto según se aumenta la temperatura del ensayo.

Por otra parte, a pesar de que la fase alfa del titanio posee una red cristalina hexagonal compacta, al menos hasta -25°C no se aprecia una temperatura de transición dúctil frágil.

En los ensayos de tenacidad a impacto se ha añadido un tratamiento térmico adicional, la solución. Cuando se compara la solución con respecto a los tratamientos de solución y maduración y solución y maduración, se puede observar el impacto que supone realizar el tratamiento térmico posterior en la capacidad de absorción de energía. A temperatura ambiente no se aprecia una gran diferencia, pero cuando se aumenta la temperatura se puede llegar a duplicar la tenacidad. Esta diferencia en el comportamiento seguramente se deba a la estabilidad que le confiere la maduración o sobremaduración a la martensita, evitando que evolucione con la aplicación de temperatura.

Una vez ensayadas las probetas, se introdujeron en el microscopio electrónico de barrido para su análisis fractográfico. Exceptuando el recocido en beta, en el resto de tratamientos se observan cúpulas como mecanismo mayoritario, con unas ciertas zonas de comportamiento frágil correspondientes a granos alargados de fase alfa deformados por el proceso de forja.

En el recocido en beta este comportamiento cambia, ya que fundamentalmente la rotura se produce por deslizamiento o descohesión de las placas de alfa. Se puede observar que en las zonas ricas en beta aparecen cúpulas como mecanismo de rotura dúctil pero están muy deformadas, con menor volumen que en los otros tratamientos.

6.4 Ensayos a alta velocidad de deformación

Los ensayos realizados en la barra Hopkinson mostraron los resultados esperables. A temperatura ambiente, al aumentar la velocidad de deformación del ensayo, el material tiende a comportarse de una manera más resistente, aumentando los valores de límite elástico y resistencia mecánica. Por otra parte, en cuanto a la deformación máxima, los tratamientos térmicos muestran comportamientos similares a alta y baja velocidad de deformación. A temperatura ambiente no hay prácticamente diferencia en las cantidades de deformación,

Al observar la influencia de la temperatura a alta velocidad de deformación, se produce un ablandamiento del material junto con un incremento de la plasticidad. A diferencia de la tenacidad a impacto, no se aprecia una mayor o menor sensibilidad a la temperatura de las diferentes microestructuras. Tanto el límite elástico como la resistencia mecánica van disminuyendo con la temperatura de una manera prácticamente constante.

Al ser la temperatura mayor, el movimiento de dislocaciones es más sencillo por la presencia de energía térmica, por lo que al realizar el ensayo, las dislocaciones tienen más movilidad con tensiones menores. Esta es la explicación de la bajada de las propiedades de resistencia junto con el aumento de la plasticidad.

Otro comportamiento observado dentro de los ensayos de tracción en barra Hopkinson es la aparición del fenómeno de ablandamiento térmico. Este tipo de ensayo se produce en condiciones adiabáticas, produciendo un gran incremento de temperatura local en la zona de ensayo de las probetas. Este mecanismo entra en conflicto con el endurecimiento por acritud, compitiendo ambos sistemas entre sí. A temperatura ambiente no es muy apreciable, pero en el momento que se aumenta la temperatura de ensayo se aprecia la predominancia del ablandamiento térmico sobre el endurecimiento por acritud con la caída de la tensión verdadera en las curvas de tensión-deformación.

Capítulo 7. CONCLUSIONES

A pesar de no haber podido estudiar todos los tratamientos térmicos posibles para conocer a fondo el comportamiento que presenta cada microestructura frente a los diferentes ensayos mecánicos, se han obtenido las siguientes conclusiones de los tratamientos térmicos ensayados.

- Al ser el material un producto de forja, la textura producida durante el conformado de las planchas queda ligada a todos los tratamientos térmicos que empleen temperaturas inferiores a beta transus. Por este motivo, exceptuando el recocido en beta, el resto de tratamientos presenta una anisotropía con mejor comportamiento en la dirección transversal larga frente a la longitudinal.
- A la vista de los resultados obtenidos, el tratamiento de solución y sobremaduración sería el tratamiento térmico con un mejor conjunto general de propiedades, sólo siendo peor su comportamiento en cuanto a tenacidad se refiere. Sin embargo, al requerirse un enfriamiento rápido para lograr la solución, su aplicación estará limitada a piezas de pequeño espesor para asegurar que toda la microestructura de la pieza se transforma, debido a la mala conductividad térmica que posee el titanio.
- El mejor tratamiento térmico frente a la tolerancia al daño es el recocido en beta. Es el que mayor estabilidad térmica tiene, y en el comportamiento frente a grieta es sobresaliente, pero en cuanto a resistencia y capacidad de deformación no ofrece el óptimo de propiedades.
- El tratamiento de solución y maduración es el tratamiento térmico que mejores propiedades de resistencia aporta, sin comprometer en exceso la capacidad de deformación, pero no es recomendable su uso cuando se requieran aplicaciones con una buena tolerancia al daño.
- El recocido en alfa más beta está muy influenciado por la cantidad de alfa primaria que se obtenga tras el tratamiento. Cuanta menor cantidad de alfa primaria se obtenga

mejor comportamiento en tolerancia al daño, pero empeoran las propiedades de resistencia y la capacidad de deformación.

- En cuanto a la tenacidad a impacto, las orientaciones con mejor comportamiento son las que tengan la propagación de la grieta en la dirección transversal corta, siendo esta característica algo positivo ya que, por el diseño de las piezas suele ser donde mayor probabilidad de impacto se puede tener por la geometría de las planchas.
- De los ensayos de tracción dinámicos en barra Hopkinson se puede extraer la justificación de por qué la aleación Ti-6Al-4V tiene una temperatura de servicio de 300-350°C. En los ensayos a 400°C, el límite elástico y la resistencia mecánica han decaído casi un 50% con respecto a las propiedades obtenidas a temperatura ambiente.
- Los mecanismos de rotura observados en las diferentes muestras indican que no varían en función de la velocidad de deformación de los ensayos. Exceptuando en el recocido en beta, la rotura es mayoritariamente dúctil con el mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos, con alguna presencia de zonas frágiles que se pueden relacionar con las macrografías realizadas.
- El recocido en beta muestra un mecanismo de rotura de descohesión entre las placas, siendo capaz de deformarse plásticamente en las zonas más ricas en fase beta, donde se pueden apreciar cúpulas pero muy achatadas al estar entre dos placas de alfa.

Debido al término del periodo estipulado para realizar la tesis, no se han podido realizar todos los ensayos deseados.

Como líneas de trabajo futuro queda pendiente estudiar:

- La influencia del tamaño de las placas de beta en el comportamiento global de la aleación, realizando un tratamiento de recocido en beta con una temperatura ligeramente superior a beta transus.
- La influencia de la velocidad de enfriamiento en la obtención final de la fase alfa tras los recocidos en zona alfa más beta para cuantificar las transformaciones de fase alfa.

- Realización de EBSD para analizar la textura en los distintos tratamientos térmicos y poder modelizar el comportamiento de la microestructura con las propiedades mecánicas obtenidas.
- Buscar una relación mediante la medida en el microscopio electrónico de barrido de las estriaciones generadas durante el ensayo de crecimiento de grieta por fatiga en las probetas con los datos obtenidos experimentalmente de las curvas de crecimiento de grieta frente a la variación del factor de intensidad de tensiones.

-

Capítulo 8. REFERENCIAS

- Ahmed, T., & rack, H. (1998). Phase transformations during cooling in a+b titanium alloys. *Materials Science and Technology A*, 243(1-2), 206-211.
- Andrade, A., Mosquera, W., & Vanegas, L. (2015). Modelos de crecimiento de grieta por fatiga. *Entre Ciencia e Ingeniería*, 39-48.
- Antoranz, J. (Diciembre de 2012). Desarrollo de nuevos tratamientos térmicos para aleaciones avanzadas de interés aeroespacial. Universidad Politécnica de Madrid.
- Bantounas, I., Dye, D., & Lindley, T. (2009). The effect of grain orientation on fracture morphology during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V. *Acta materialia*, 57(12), 3584-3595.
- Borgioli, F., Galvanetto, E., Iozzelli, F., & Pradelli, G. (2005). Improvement of wear resistance of Ti-6Al-4V alloy by means of thermal oxidation. *Materials Letters*, 59(17), 2159-2162.
- Boyer, R. (1996). An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Materials Science and Technology A*, 213(1-2), 103-114.
- Brewer, W., Bird, R., & Wallace, T. (1998). Titanium alloys and processing for high speed aircraft. *Materials Science and Engineering A*, 243(1-2), 299-304.
- Cain, V., Thijs, L., Humbeeck, J. V., Hooreweder, B. V., & Knutsen, R. (2015). Crack propagation and fracture toughness of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 5, 68-76.
- Comittee, H. (1991). *ASM Handbook: Heat Treating*. ASM International.
- Cvijovic-Alagic, I., Gubeljak, N., M.Rakin, Cvijovic, Z., & Geric, K. (2014). Microstructural morphology effects on fracture resistance and crack tip strain distribution in Ti-6Al-4V alloy for othopedic implants. *Materials and Design*, 53, 870-880.
- Fan, J., Li, J., Kou, H., Hua, K., & Tang, B. (2014). The interrelationship of fracture toughness and microstructure in a new b titanium alloy Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al. *Materials Characterization*, 96, 93-99.
- Froes, F. (2015). *Titanium Physical Metallurgy Processing and Applications*. ASM International.
- Gavras, A., Chenelle, B., & Lados, D. (2010). Effects of microstructure on the fatigue crack growth behavior of light metals and design considerations. *Revista Matéria*, 15(2), 319-329.

- Gil, F. J., Ginebra, M., Manero, J., & Planell, J. (2001). Formation of α -Widmanstätten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy. *Journal of Alloys and Compounds*(329), 142-152.
- Hokka, M., Östman, K., Rämö, J., & Kuokkala, V.-T. (2014). High Temperature Tension HSB Device Based on Direct Electrical Heating. En *Dynamic Behavior of Materials, Volume 1* (págs. 227-233).
- Hrabe, N., White, R., & Lucon, E. (2019). Effects of internal porosity and crystallographic texture on Charpy absorbed energy of electron beam melting titanium alloy (Ti-6Al-4V). *Materials Science & Engineering A*, 742, 269-277.
- Hueto, F. (2016). High Temperature High Strain Rate Testing of Titanium by Direct Electric Heating Tension SHPB device.
- Hueto, F., Hokka, M., Sancho, R., Ramo, J., Östman, K., Gálvez, F., & Kuokkala, V.-T. (2017). High temperature Dynamic Tension Behavior of Titanium Tested with Two Different Methods. *Procedia Engineering*, 197, 130-139.
- Inagaki, I., Shirai, Y., Takechi, T., & Ariyasu, N. (2014). *Application and Features of Titanium for the Aerospace Industry*. Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report.
- Ivanova, S., Biederman, R., & Jr., R. S. (2002). Investigation of Fatigue Crack Initiation in Ti-6Al-4V During Tensile-Tensile Fatigue. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 11(2), 226-231.
- Jr, W. C., & Jr, S. H. (1975). Variability in Fatigue Crack Growth Rate Testing. *Journal of Testing and Evaluation*, 3(6), 454-476.
- Kobryn, P., & Semiatin, S. (2003). Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 135(2-3), 330-339.
- Korsunsky, A., Song, X., Belnoue, J., Jun, T., Hofmann, F., Matos, P. D., . . . Walsh, M. (2009). Crack tip deformation fields and fatigue crack growth rates in Ti-6Al-4V. *International Journal of Fatigue*, 31, 1771-1779.
- Lee, W., & Lin, C. (1998). Plastic deformation and fracture behaviour of Ti-6Al-4V alloy loaded with high strain rate under various temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 241, 48-59.
- Lee, Y., & Welsch, G. (1990). Young's modulus and damping of Ti-6Al-4V alloy as a function of heat treatment and oxygen concentration. *Materials Science and Engineering A*, 128(1), 77-89.
- Leyens, C., & Peters, M. (2003). *Titanium and Titanium Alloys Fundamentals and Applications*. Wiley-VCH.
- Lütjering, G. (1998). Influence of processing on microstructure and mechanical properties of α + β alloys. *Materials Science and Engineering A*(243), 32-45.

- Lütjering, G., & Williams, J. (2003). *Titanium Engineering Materials and Processing*. Springer.
- Meyer, L., Krüger, L., Sommer, K., Halle, T., & Hockauf, M. (2008). Dynamic strength and failure behavior of titanium alloy Ti-6Al-4V for a variation of heat treatments. *Mech Time-Depend Mater*(12), 237-247. doi:10.1007/s11043-008-9060-y
- Muiruri, A., Maringa, M., Preez, W. d., & Masu, L. (2018). Variation of impact toughness of as-built DMLS Ti6Al4V (ELI) specimens with temperature. *South African Journal of Industrial Engineering*, 29(3), 284-298.
- Mur, F., Rodriguez, D., & Planell, J. (1996). Influence of tempering temperature and time on the α' -Ti-6Al-4V martensite. *Journal of alloys and compounds*, 234(2), 289-289.
- Nalla, R., Boyce, B., Campbell, J., Peters, J., & Ritchie, R. (Marzo de 2002). Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue of Ti-6Al-4V : Bimodal vs. Lamellar structures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33A, 899-918.
- Niinomi, M., & Kobayashi, T. (1996). Fracture characteristics analysis related to the microstructures in titanium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 213, 16-24.
- Paris, P., & Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *J Fluids Eng*, 85(4), 528-533.
- Peters, J., & Lütjering, G. (Noviembre de 2001). Comparison of the Fatigue and Fracture of $\alpha+\beta$ and β Titanium Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A, 2805-2818.
- Plaza, L., Zapirain, F., & Irisarri, A. (1994). Efecto de la microestructura y orientación de la entalla sobre la tenacidad de una chapa de Ti-6Al-4V. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 221-228.
- Polmear, I., & Jhon, D. S. (2006). *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals*. Elsevier.
- Qiu, J., Feng, X., Ma, Y., Lei, J., Liu, Y., Huang, A., . . . Yang, R. (2016). Fatigue crack growth behavior of beta-annealed Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo (x=2,4 and 6) alloys: Influence of microstructure and stress ratio. *International Journal of Fatigue*, 83, 150-160.
- Rao, K. P., Angamuthu, K., & Srinivasan, P. B. (2008). Fracture toughness of electron beam welded Ti6Al4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 199, 185-192.
- Ritchie, R., Davidson, D., Boyce, B., Campbell, J., & Roder, O. (1999). High-cycle fatigue of Ti-6Al-4V. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 22, 621-631.
- Ronald, T., Hall, J., & Pierce, C. (1972). Usefulness of precracked charpy specimens for fracture toughness screening tests of titanium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 3(4), 813-818.

- Salama, M. (2001). Fatigue Crack Growth Behavior of Titanium Alloy Ti-6Al-4V and Weldment. *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, 123, 141-146.
- Schindler, H. (2018). Fracture toughness for engineering application: There is a need for more suitable testing standards. *Procedia Structural Integrity*, 13, 398-403.
- Semiatin, S., Knisley, S., Fagin, P., Barker, D., & Zhang, F. (2003). Microstructure evolution during alpha-beta heat treatment of Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(10), 2377-2386.
- Shunmugavel, M., Polishetty, A., & Littlefair, G. (2015). Microstructure and mechanical properties of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V cylindrical bars. *Procedia Technology*, 20, 231-236.
- Simonelli, M., Tse, Y., & Tuck, C. (2014). Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering A*, 616, 1-11.
- Stefansson, N., & Semiatin, S. (2003). Mechanism of globularization of Ti-6Al-4V during static heat treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(3), 691-698.
- Venkatesh, B., Chen, D., & Bhole, S. (2009). Effect of heat treatment on mechanical properties of Ti-6Al-4V ELI alloy. *Materials Science and Engineering A*(506), 117-124.
- Verleysen, P., & Peirs, J. (2017). Quasi-static and high strain rate fracture behaviour of Ti6Al4V. *International Journal of Impact Engineering*, 108, 370-388.
- Wang, Q., Ren, J., Wu, Y., Jiang, P., Li, J., Sun, Z., & Liu, X. (2019). Comparative study of crack growth behaviors of fully-lamellar and bo-lamellar Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 789, 249-255.
- Wang, X., & Shi, J. (2013). Validation of Johnson-Cook plasticity and damage model using impact experiment. *International Journal of Impact Engineering*, 60, 67-75.
- Wanying, L., Yuanhua, L., Yuhai, C., Taihe, S., & Singh, A. (2017). Effect of different heat treatments on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V titanium alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*, 46(3), 634-639.
- Welsch, G., Boyer, R., & Collings, E. (1993). *Materials Properties Handbook: Titanium and Alloys*. ASM International.
- Yang, X., Li, S., & Qi, H. (2014). Ti-6Al-4V welded joints via electron beam welding: Microstructure, fatigue properties and fracture behavior. *Materials Science & Engineering A*, 597, 225-231.
- Zeng, L., & Bieler, T. (2005). Effects of working heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α' , α'' and β phases in Ti-6-Al-4V wire. *Materials Science and Engineering A*, 392(1-2), 403-414.

- Zhou, H., Liu, H., Yi, D., Xiao, Y., Zhao, X., Wang, J., & Gao, Q. (2017). Effect of a phase on fatigue crack growth of Ti-6242 alloy. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 24, 811-822.
- Zhou, W., & Chew, K. (2003). Effect of welding on impact toughness of butt-joints in a titanium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 347, 180-185.

Anexo A. Ensayos de tracción

Este anexo muestra un resumen con las principales características de cada ensayo de tracción realizado. En cada tabla se indican las dimensiones iniciales de la probeta, el límite elástico convencional, la resistencia mecánica, el módulo elástico y el alargamiento porcentual a rotura, así como un par de vistas de la morfología de la rotura.

Ensayo	0L1		
d (mm)	9,08	S₀ (mm²)	64,75
R_{p0,2} (MPa)	877	R_m (MPa)	919
E (GPa)	115	A (%)	12,50

Ensayo	2L2		
d (mm)	9,12	S ₀ (mm ²)	65,33
R _{p0,2} (MPa)	872	R _m (MPa)	954
E (GPa)	116	A (%)	9,10

Ensayo	5L1		
d (mm)	8,91	S₀ (mm²)	62,35
R_{p0,2} (MPa)	978	R_m (MPa)	1035
E (GPa)	121	A (%)	11,78

Ensayo	5L2		
d (mm)	9,01	S_o (mm²)	63,76
R_{p0,2} (MPa)	960	R_m (MPa)	1013
E (GPa)	122	A (%)	12,00

Ensayo	5L3		
d (mm)	8,75	S₀ (mm²)	60,13
R_{p0,2} (MPa)	1000	R_m (MPa)	1063
E (GPa)	124	A (%)	12,67

Ensayo	5T1		
d (mm)	8,65	S₀ (mm²)	58,77
R_{p0,2} (MPa)	1078	R_m (MPa)	1151
E (GPa)	141	A (%)	14,44

Ensayo	5T2		
d (mm)	8,68	S₀ (mm²)	59,17
R_{p0,2} (MPa)	1102	R_m (MPa)	1178
E (GPa)	143	A (%)	15,56

Ensayo	5T3		
d (mm)	8,69	S₀ (mm²)	59,31
R_{p0,2} (MPa)	1071	R_m (MPa)	1139
E (GPa)	138	A (%)	15,78

Anexo B. Ensayos de tenacidad de fractura

En este anexo se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de tenacidad de fractura, describiendo las dimensiones de cada probeta y si han cumplido o no los criterios exigidos por la norma para validar el resultado obtenido como la tenacidad de fractura del material.

ENSAYO 0LT1	B (mm)	15,95	W (mm)	32,07
	a ₁ (mm)	16,83	a ₂ (mm)	16,69
	a ₃ (mm)	16,41	a ₄ (mm)	15,38
	a ₅ (mm)	15,91	a (mm)	16,64
	Ciclos	30047	F _{max} (kN)	20,239
	P _{max} (kN)	8,059	R	0,072
	P _{min} (kN)	0,583	R _{p0,2} (MPa)	878
	F _Q (kN)	17	K_Q (MPa√m)	61,02
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 0LT2	B (mm)	15,95	W (mm)	32,12
	a ₁ (mm)	15,94	a ₂ (mm)	15,53
	a ₃ (mm)	15,81	a ₄ (mm)	14,59
	a ₅ (mm)	14,99	a (mm)	15,76
	Ciclos	38025	F _{max} (kN)	20,553
	P _{max} (kN)	8,050	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,585	R _{p0,2} (MPa)	878
	F _Q (kN)	17,36	K_Q (MPa√m)	57,01
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 0LT3	B (mm)	16,08	W (mm)	32,09
	a ₁ (mm)	16,67	a ₂ (mm)	16,46
	a ₃ (mm)	16,37	a ₄ (mm)	15,73
	a ₅ (mm)	15,75	a (mm)	16,50
	Ciclos	33846	F _{max} (kN)	19,958
	P _{max} (kN)	8,041	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,586	R _{p0,2} (MPa)	878
	F _Q (kN)	17,08	K_Q (MPa√m)	59,87
	K_{IC} (MPa√m)	-----		
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 0TL1	B (mm)	15,94	W (mm)	32,10
	a ₁ (mm)	16,10	a ₂ (mm)	16,09
	a ₃ (mm)	16,30	a ₄ (mm)	15,47
	a ₅ (mm)	15,52	a (mm)	16,16
	Ciclos	17683	F _{max} (kN)	16,365
	P _{max} (kN)	8,056	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,601	R _{p0,2} (MPa)	1009
	F _Q (kN)	15,57	K_Q (MPa√m)	53,24
	K_{IC} (MPa√m)	53,24		
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 0TL2	B (mm)	16,00	W (mm)	32,03
	a ₁ (mm)	15,83	a ₂ (mm)	15,62
	a ₃ (mm)	16,00	a ₄ (mm)	14,77
	a ₅ (mm)	15,24	a (mm)	15,82
	Ciclos	21201	F _{max} (kN)	17,044
	P _{max} (kN)	8,044	R	0,072
	P _{min} (kN)	0,58	R _{p0,2} (MPa)	1009
	F _Q (kN)	16,16	K_Q (MPa√m)	53,49
	K_{IC} (MPa√m)		53,49	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 0TL3	B (mm)	16,07	W (mm)	32,05
	a ₁ (mm)	16,42	a ₂ (mm)	16,38
	a ₃ (mm)	16,47	a ₄ (mm)	15,13
	a ₅ (mm)	15,46	a (mm)	16,42
	Ciclos	20248	F _{max} (kN)	17,161
	P _{max} (kN)	8,050	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,598	R _{p0,2} (MPa)	1009
	F _Q (kN)	16,1	K_Q (MPa√m)	56,19
	K_{IC} (MPa√m)		56,19	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 1LT1	B (mm)	16,07	W (mm)	32,16
	a ₁ (mm)	16,20	a ₂ (mm)	16,60
	a ₃ (mm)	15,20	a ₄ (mm)	15,92
	a ₅ (mm)	14,34	a (mm)	16,00
	Ciclos	28647	F _{max} (kN)	19,414
	P _{max} (kN)	8,062	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,592	R _{p0,2} (MPa)	878
	F _Q (kN)	16,95	K_Q (MPa√m)	56,38
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 1LT2	B (mm)	16,16	W (mm)	32,11
	a ₁ (mm)	15,93	a ₂ (mm)	15,88
	a ₃ (mm)	15,57	a ₄ (mm)	15,08
	a ₅ (mm)	14,79	a (mm)	15,79
	Ciclos	34810	F _{max} (kN)	18,402
	P _{max} (kN)	8,032	R	0,072
	P _{min} (kN)	0,577	R _{p0,2} (MPa)	878
	F _Q (kN)	16,59	K_Q (MPa√m)	53,98
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 1LT3	B (mm)	16,03	W (mm)	32,16
	a ₁ (mm)	16,93	a ₂ (mm)	16,34
	a ₃ (mm)	17,00	a ₄ (mm)	15,29
	a ₅ (mm)	16,40	a (mm)	16,76
	Ciclos	33896	F _{max} (kN)	19,309
	P _{max} (kN)	8,029	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,583	R _{p0,2} (MPa)	878
	F _Q (kN)	17	K_Q (MPa√m)	61,03
	K_{IC} (MPa√m)	-----		
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 1TL1	B (mm)	16,00	W (mm)	32,11
	a ₁ (mm)	15,79	a ₂ (mm)	15,59
	a ₃ (mm)	15,79	a ₄ (mm)	14,79
	a ₅ (mm)	15,04	a (mm)	15,72
	Ciclos	22000	F _{max} (kN)	20,272
	P _{max} (kN)	8,050	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,592	R _{p0,2} (MPa)	1000
	F _Q (kN)	19,4	K_Q (MPa√m)	63,33
	K_{IC} (MPa√m)	63,33		
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 1TL2	B (mm)	15,98	W (mm)	31,98
	a ₁ (mm)	16,83	a ₂ (mm)	16,82
	a ₃ (mm)	17,05	a ₄ (mm)	15,62
	a ₅ (mm)	16,22	a (mm)	16,90
	Ciclos	21656	F _{max} (kN)	18,423
	P _{max} (kN)	8,062	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,592	R _{p0,2} (MPa)	1000
	F _Q (kN)	18	K_Q (MPa√m)	66,59
	K_{IC} (MPa√m)		66,59	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 1TL3	B (mm)	15,93	W (mm)	32,13
	a ₁ (mm)	16,56	a ₂ (mm)	16,38
	a ₃ (mm)	16,45	a ₄ (mm)	15,13
	a ₅ (mm)	15,66	a (mm)	16,46
	Ciclos	24221	F _{max} (kN)	20,170
	P _{max} (kN)	8,068	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,592	R _{p0,2} (MPa)	1000
	F _Q (kN)	18,86	K_Q (MPa√m)	66,31
	K_{IC} (MPa√m)		66,31	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 2LT1	B (mm)	15,93	W (mm)	32,15
	a ₁ (mm)	15,10	a ₂ (mm)	15,00
	a ₃ (mm)	14,78	a ₄ (mm)	13,71
	a ₅ (mm)	13,90	a (mm)	14,96
	Ciclos	32004	F _{max} (kN)	23,045
	P _{max} (kN)	8,044	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,592	R _{p0,2} (MPa)	884
	F _Q (kN)	21,05	K_Q (MPa√m)	64,20
	K_{IC} (MPa√m)		64,20	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 2LT2	B (mm)	15,93	W (mm)	32,15
	a ₁ (mm)	15,10	a ₂ (mm)	15,00
	a ₃ (mm)	14,78	a ₄ (mm)	13,71
	a ₅ (mm)	13,90	a (mm)	14,96
	Ciclos	32004	F _{max} (kN)	23,045
	P _{max} (kN)	8,044	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,592	R _{p0,2} (MPa)	884
	F _Q (kN)	21,05	K_Q (MPa√m)	64,20
	K_{IC} (MPa√m)		64,20	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 2LT3	B (mm)	15,80	W (mm)	32,05
	a ₁ (mm)	15,02	a ₂ (mm)	15,15
	a ₃ (mm)	14,71	a ₄ (mm)	13,24
	a ₅ (mm)	13,74	a (mm)	14,96
	Ciclos	31092	F _{max} (kN)	24,379
	P _{max} (kN)	8,062	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,604	R _{p0,2} (MPa)	884
	F _Q (kN)	20,85	K_Q (MPa√m)	64,48
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 2TL1	B (mm)	15,59	W (mm)	31,91
	a ₁ (mm)	16,31	a ₂ (mm)	16,71
	a ₃ (mm)	15,62	a ₄ (mm)	16,35
	a ₅ (mm)	14,46	a (mm)	16,21
	Ciclos	27003	F _{max} (kN)	22,892
	P _{max} (kN)	8,059	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,598	R _{p0,2} (MPa)	970
	F _Q (kN)	21,1	K_Q (MPa√m)	75,04
	K_{IC} (MPa√m)		75,04	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 2TL2	B (mm)	15,84	W (mm)	32,00
	a ₁ (mm)	16,45	a ₂ (mm)	16,35
	a ₃ (mm)	16,38	a ₄ (mm)	15,63
	a ₅ (mm)	15,53	a (mm)	16,39
	Ciclos	27008	F _{max} (kN)	22,991
	P _{max} (kN)	8,044	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,595	R _{p0,2} (MPa)	970
	F _Q (kN)	21,6	K_Q (MPa√m)	76,51
	K_{IC} (MPa√m)		76,51	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 2TL3	B (mm)	15,63	W (mm)	31,93
	a ₁ (mm)	16,10	a ₂ (mm)	16,08
	a ₃ (mm)	15,96	a ₄ (mm)	15,31
	a ₅ (mm)	15,10	a (mm)	16,05
	Ciclos	30999	F _{max} (kN)	23,419
	P _{max} (kN)	8,065	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,601	R _{p0,2} (MPa)	970
	F _Q (kN)	21,9	K_Q (MPa√m)	76,34
	K_{IC} (MPa√m)		76,34	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 3LT1	B (mm)	15,91	W (mm)	32,06
	a ₁ (mm)	16,94	a ₂ (mm)	15,91
	a ₃ (mm)	16,97	a ₄ (mm)	14,82
	a ₅ (mm)	15,67	a (mm)	16,61
	Ciclos	38567	F _{max} (kN)	32,584
	P _{max} (kN)	8,063	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,596	R _{p0,2} (MPa)	917
	F _Q (kN)	28	K_Q (MPa√m)	100,45
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 3LT2	B (mm)	15,95	W (mm)	32,14
	a ₁ (mm)	16,54	a ₂ (mm)	16,06
	a ₃ (mm)	15,64	a ₄ (mm)	14,90
	a ₅ (mm)	14,65	a (mm)	16,08
	Ciclos	46708	F _{max} (kN)	31,148
	P _{max} (kN)	8,071	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,607	R _{p0,2} (MPa)	917
	F _Q (kN)	26,60	K_Q (MPa√m)	89,94
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 3LT3	B (mm)	15,91	W (mm)	32,05
	a ₁ (mm)	15,66	a ₂ (mm)	14,97
	a ₃ (mm)	15,39	a ₄ (mm)	14,01
	a ₅ (mm)	14,73	a (mm)	15,34
	Ciclos	39608	F _{max} (kN)	32,725
	P _{max} (kN)	8,050	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,607	R _{p0,2} (MPa)	917
	F _Q (kN)	27	K_Q (MPa√m)	85,85
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 3TL1	B (mm)	15,90	W (mm)	32,18
	a ₁ (mm)	16,05	a ₂ (mm)	15,89
	a ₃ (mm)	15,30	a ₄ (mm)	15,20
	a ₅ (mm)	16,07	a (mm)	15,75
	Ciclos	127956	F _{max} (kN)	32,584
	P _{max} (kN)	8,080	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,607	R _{p0,2} (MPa)	917
	F _Q (kN)	29,4	K_Q (MPa√m)	96,38
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 3TL2	B (mm)	15,94	W (mm)	31,96
	a ₁ (mm)	15,65	a ₂ (mm)	15,04
	a ₃ (mm)	15,34	a ₄ (mm)	14,60
	a ₅ (mm)	15,52	a (mm)	15,34
	Ciclos	105687	F _{max} (kN)	29,662
	P _{max} (kN)	8,068	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,601	R _{p0,2} (MPa)	917
	F _Q (kN)	26,8	K_Q (MPa√m)	85,54
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 3TL3	B (mm)	15,91	W (mm)	32,22
	a ₁ (mm)	14,44	a ₂ (mm)	14,68
	a ₃ (mm)	14,91	a ₄ (mm)	14,81
	a ₅ (mm)	14,89	a (mm)	14,68
	Ciclos	59585	F _{max} (kN)	32,177
	P _{max} (kN)	8,050	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,589	R _{p0,2} (MPa)	917
	F _Q (kN)	28,9	K_Q (MPa√m)	85,72
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 4LT1	B (mm)	15,94	W (mm)	32,11
	a ₁ (mm)	16,63	a ₂ (mm)	15,95
	a ₃ (mm)	16,07	a ₄ (mm)	13,94
	a ₅ (mm)	14,07	a (mm)	16,22
	Ciclos	41499	F _{max} (kN)	15,719
	P _{max} (kN)	8,074	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,601	R _{p0,2} (MPa)	1077
	F _Q (kN)	14,95	K_Q (MPa√m)	51,5
	K_{IC} (MPa√m)		51,35	
	-1<R<0,1		-1<R<0,1	
	P _{max} <0,6F _Q		P _{max} <0,6F _Q	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹	
	F _{max} /F _Q <1,1		F _{max} /F _Q <1,1	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²	
	0,45W<a<0,55W		0,45W<a<0,55W	

ENSAYO 4LT2	B (mm)	15,91	W (mm)	32
	a ₁ (mm)	16,89	a ₂ (mm)	16,11
	a ₃ (mm)	16,14	a ₄ (mm)	14,35
	a ₅ (mm)	14,19	a (mm)	16,38
	Ciclos	34308	F _{max} (kN)	15,755
	P _{max} (kN)	8,056	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,607	R _{p0,2} (MPa)	1077
	F _Q (kN)	15,17	K_Q (MPa√m)	53,43
	K_{IC} (MPa√m)		53,43	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 4LT3	B (mm)	15,92	W (mm)	32,11
	a ₁ (mm)	16,55	a ₂ (mm)	16,60
	a ₃ (mm)	15,78	a ₄ (mm)	15,27
	a ₅ (mm)	13,90	a (mm)	16,31
	Ciclos	42001	F _{max} (kN)	17,517
	P _{max} (kN)	8,074	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,604	R _{p0,2} (MPa)	1077
	F _Q (kN)	16,14	K_Q (MPa√m)	56,01
	K_{IC} (MPa√m)		56,01	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 4TL1	B (mm)	15,96	W (mm)	32,04
	a ₁ (mm)	17,19	a ₂ (mm)	16,65
	a ₃ (mm)	16,22	a ₄ (mm)	14,73
	a ₅ (mm)	14,43	a (mm)	16,69
	Ciclos	25569	F _{max} (kN)	15,962
	P _{max} (kN)	8,074	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,595	R _{p0,2} (MPa)	1167
	F _Q (kN)	15,17	K_Q (MPa√m)	54,76
	K_{IC} (MPa√m)		54,76	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 4TL2	B (mm)	15,99	W (mm)	32,00
	a ₁ (mm)	16,99	a ₂ (mm)	16,65
	a ₃ (mm)	16,26	a ₄ (mm)	14,54
	a ₅ (mm)	14,30	a (mm)	16,63
	Ciclos	27000	F _{max} (kN)	16,144
	P _{max} (kN)	8,071	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,607	R _{p0,2} (MPa)	1167
	F _Q (kN)	15,27	K_Q (MPa√m)	54,87
	K_{IC} (MPa√m)		54,87	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 4TL3	B (mm)	16,01	W (mm)	32,06
	a ₁ (mm)	16,47	a ₂ (mm)	15,99
	a ₃ (mm)	16,18	a ₄ (mm)	13,60
	a ₅ (mm)	14,01	a (mm)	16,21
	Ciclos	26497	F _{max} (kN)	16,347
	P _{max} (kN)	8,062	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,598	R _{p0,2} (MPa)	1167
	F _Q (kN)	15,31	K_Q (MPa√m)	52,51
	K_{IC} (MPa√m)		-----	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 5LT1	B (mm)	15,91	W (mm)	32,06
	a ₁ (mm)	16,22	a ₂ (mm)	15,97
	a ₃ (mm)	15,90	a ₄ (mm)	15,02
	a ₅ (mm)	15,08	a (mm)	16,03
	Ciclos	38108	F _{max} (kN)	17,003
	P _{max} (kN)	8,059	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,604	R _{p0,2} (MPa)	979
	F _Q (kN)	15,87	K_Q (MPa√m)	53,81
	K_{IC} (MPa√m)		53,81	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 5LT3	B (mm)	15,94	W (mm)	32,07
	a ₁ (mm)	17,14	a ₂ (mm)	16,70
	a ₃ (mm)	17,34	a ₄ (mm)	15,47
	a ₅ (mm)	16,35	a (mm)	17,06
	Ciclos	35020	F _{max} (kN)	16,868
	P _{max} (kN)	8,059	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,604	R _{p0,2} (MPa)	979
	F _Q (kN)	15,92	K_Q (MPa√m)	59,64
	K_{IC} (MPa√m)		59,64	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 5TL1	B (mm)	16,00	W (mm)	32,00
	a ₁ (mm)	16,51	a ₂ (mm)	16,17
	a ₃ (mm)	16,62	a ₄ (mm)	14,91
	a ₅ (mm)	15,78	a (mm)	16,43
	Ciclos	27107	F _{max} (kN)	17,783
	P _{max} (kN)	8,065	R	0,075
	P _{min} (kN)	0,601	R _{p0,2} (MPa)	1084
	F _Q (kN)	16,93	K_Q (MPa√m)	59,60
	K_{IC} (MPa√m)		59,60	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 5TL2	B (mm)	16,00	W (mm)	32,00
	a ₁ (mm)	16,12	a ₂ (mm)	16,16
	a ₃ (mm)	16,04	a ₄ (mm)	15,15
	a ₅ (mm)	15,07	a (mm)	16,11
	Ciclos	32693	F _{max} (kN)	17,819
	P _{max} (kN)	8,071	R	0,073
	P _{min} (kN)	0,592	R _{p0,2} (MPa)	1084
	F _Q (kN)	16,93	K_Q (MPa√m)	57,65
	K_{IC} (MPa√m)		57,65	
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

ENSAYO 5TL3	B (mm)	16,03	W (mm)	32,05
	a ₁ (mm)	16,97	a ₂ (mm)	16,66
	a ₃ (mm)	16,84	a ₄ (mm)	15,54
	a ₅ (mm)	15,77	a (mm)	16,82
	Ciclos	33974	F _{max} (kN)	17,960
	P _{max} (kN)	8,065	R	0,074
	P _{min} (kN)	0,598	R _{p0,2} (MPa)	1084
	F _Q (kN)	17,32	K_Q (MPa√m)	63,07
	K_{IC} (MPa√m)	63,07		
	-1<R<0,1		0,9a<a ₁ <1,1a	
	P _{max} <0,6F _Q		0,9a<a ₂ <1,1a	
	0,5< $\dot{K}$ <3 MPa√m·s ⁻¹		0,9a<a ₃ <1,1a	
	F _{max} /F _Q <1,1		0,85a<a ₄ <1,15a	
	B,a>2,5(K _Q /R _{p0,2}) ²		0,85a<a ₅ <1,15a	
	0,45W<a<0,55W		Desviación grieta <10°	

Anexo C. Ensayos de tenacidad a impacto

En este anexo se muestran los resultados obtenidos de los distintos ensayos de tenacidad de impacto en función de la temperatura y de la orientación de cada tratamiento térmico. En las siguientes tablas se indican las temperaturas de ensayo así como la energía absorbida por cada probeta, junto con una macrografía de la superficie de rotura.

ENSAYO 0LS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	-25	47,8	59,0
	-25	41,9	51,4
	24	55,6	64,2
	24	40,1	49,0
	200	126,0	157,3
	200	101,9	121,9

ENSAYO 0LT	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	-25	14,6	16,6
	24	21,1	26,6
	24	18,1	23,6
	200	40,0	50,2
	400	66,4	80,1

ENSAYO 0TL	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	15,4	19,3
	24	18,3	23,1
	24	18,8	23,9
	200	42,5	55,3
	400	83,3	107,9

ENSAYO 0TS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	-25	22,4	28,1
	-25	18,2	22,7
	24	25,1	31,2
	24	24,7	30,8
	200	77,5	96,9

ENSAYO 0TS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	200	90,1	113,7
	400	80,7	98,9
	400	133,0	166,7

ENSAYO 1LS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm ²)	Superficie de fractura
	-25	44,9	58,2
	-25	53,7	65,9
	24	68,2	84,0
	28	58,5	72,5
	200	112,1	138,5

ENSAYO 1LS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	200	110,9	139,1
	400	135,5	167,7
	400	135,1	166,9

ENSAYO 1LT	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm ²)	Superficie de fractura
	-25	18,6	23,2
	-25	18,9	23,7
	24	21,5	26,7
	28	25,6	32,6
	200	35,3	45,3

ENSAYO 1LT (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	200	38,4	48,4
	400	54,0	68,6
	400	52,6	66,2

ENSAYO 1TL	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	-25	20,4	25,7
	24	21,5	27,6
	200	47,0	59,1
	400	72,6	91,2

ENSAYO 1TS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	23,5	29,7
	-25	23,3	29,5
	24	31,7	39,8
	28	34,7	43,2
	200	77,6	95,4

ENSAYO 1TS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	200	86,0	106,9
	400	115,0	143,7
	400	115,8	136,0

ENSAYO 2LS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	34,5	43,4
	-25	44,2	55,4
	24	41,9	51,7
	24	61,3	75,8
	200	53,1	69,7

ENSAYO 2LS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	200	55,7	68,6
	400	68,8	85,7
	400	70,0	90,6

ENSAYO 2LT	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	32,2	41,3
	24	38,5	50,3
	200	52,4	68,7
	400	70,4	88,9

ENSAYO 2TL	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm ²)	Superficie de fractura
	-25	25,5	32,1
	24	34,5	44,0
	24	34,2	43,6
	200	47,2	59,8
	400	53,6	67,3

ENSAYO 2TS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm ²)	Superficie de fractura
	-25	36,3	45,0
	-25	49,0	060,7
	24	44,5	55,2
	24	64,1	79,6
	200	94,5	116,8

ENSAYO 2TS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	200	59,9	74,7
	400	70,2	87,5
	400	62,0	76,7

ENSAYO 3LS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm ²)	Superficie de fractura
	-25	12,3	15,7
	-25	19,7	25,2
	24	23,7	28,9
	24	28,1	35,0
	200	89,8	110,0

ENSAYO 3LS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	200	78,4	95,2
	400	S/R	S/R

ENSAYO 3LT	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	-25	15,1	18,9
	24	24,0	31,0
	24	22,4	28,6
	200	34,6	42,5
	400	63,6	79,1

ENSAYO 3TL	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	-25	16,4	20,3
	24	20,8	26,3
	24	20,5	25,6
	200	35,3	43,9
	400	70,6	86,7

ENSAYO 3TS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	13,7	17,0
	-25	14,3	17,6
	24	26,2	32,0
	24	16,6	20,4
	200	44,1	54,5

ENSAYO 3TS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	200	47,4	58,3
	400	66,8	80,5
	400	105,3	132,3

ENSAYO 4LS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	23,0	30,0
	-25	22,2	28,3
	24	28,8	36,0
	24	32,0	39,0
	200	86,8	106,5

ENSAYO 4LS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	200	91,6	113,1
	400	130,4	167,5
	400	140,2	172,4

ENSAYO 4LT	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	14,7	18,0
	24	16,8	21,0
	200	37,7	46,5
	400	58,8	71,9

ENSAYO 4TL (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	-25	14,3	17,6
	24	17,0	21,0
	200	38,8	46,8
	400	66,5	81,3

ENSAYO 4TS	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm^2)	Superficie de fractura
	-25	15,4	19,3
	-25	17,7	22,1
	24	19,7	24,4
	28	17,2	22,3
	200	49,5	62,2

ENSAYO 4TS (CONTINUACIÓN)	T (°C)	E (J)	E/So (J/cm²)	Superficie de fractura
	200	70,3	87,4
	400	97,6	118,3
	400	103,6	134,8

Anexo D. Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga

En este anexo se presentan los resultados obtenidos en cada uno de los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga. En las siguientes páginas se muestran diferentes datos de cada probeta, como sus dimensiones, el número de ciclos total del ensayo, los parámetros de la Ley de Paris y dos gráficas distintas. La primera se corresponde con el tamaño de grieta frente al número de ciclos y la segunda es la de velocidad de crecimiento de grieta frente a la variación del factor de intensidad de tensiones. Ambas gráficas presentan tres series de datos, que corresponden a los datos tomados por la cámara 1 (S2), la cámara 2 (S7) y el extensómetro (EXT).