

# UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE VALÈNCIA

Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales



## TESIS DOCTORAL

---

Estudio del comportamiento por crecimiento de grieta de aleaciones fabricadas por adición mediante haz de electrones.

---

*Presentado por:* Rubén Niñerola González  
*Dirigido por:* Dr. D. Eugenio Giner Maravilla

Valencia, 14 de noviembre de 2021



# TESIS DOCTORAL

Estudio del comportamiento por crecimiento de grieta de  
aleaciones fabricadas por adición mediante  
haz de electrones.

*Presentado por:* Rubén Niñerola González  
*Dirigido por:* Dr. D. Eugenio Giner Maravilla

## TRIBUNAL CALIFICADOR

**PRESIDENTE:** Dra. Dña. María Henar Miguélez Garrido  
**VOCAL:** Dr. D. Manuel Alejandro Yáñez Santana  
**SECRETARIO:** Dr. D. José Díaz Álvarez

Valencia, 14 de noviembre de 2021



*Para Vega, por su brillante y continua curiosidad por las cosas.  
Para Asier, por su inmensa y constante imaginación.  
y como no podía ser de otra forma, para Neus,  
por lo bien que recorreremos los caminos juntos.*

## **AGRADECIMIENTO**

En primer lugar, quiero agradecer a mi tutor de doctorado Eugenio Giner, por darme la oportunidad de presentar esta tesis, que comenzó sin hijos y en un puesto de trabajo de actividad normal. Con el paso del tiempo y haciendo la investigación tuve a las dos creaciones más importantes de mi vida, mis hijos. Realizar una investigación de este calado a nivel individual, mientras se está trabajando en la empresa privada es un auténtico reto. Gracias a la ayuda y comprensión de Eugenio, y a todo lo aprendido con él, ha sido posible superar este desafío.

Agradecer también la ayuda prestada por todas las personas del departamento que han estado ahí cuando las he necesitado, a Fede por las luchas en las conexiones en remoto en mitad de una pandemia y a Abel y Javier Sanfeliu por la ayuda en las configuraciones de la máquina de ensayos.

Por último, agradecer el día a día de mi familia que marca el ritmo de mi esfuerzo, perseverancia y tenacidad en cada una de las cosas que hago en mi vida.

## RESUMEN

Los procesos convencionales de transformación de materiales requieren afrontar nuevos retos que se presentan en la actual sociedad industrial como es la propia sostenibilidad medioambiental. De la misma forma, los productos fabricados en el futuro deberán cumplir ciertos requisitos medioambientales, como la reciclabilidad de la materia prima utilizada. Dentro de este contexto la fabricación de productos mediante técnicas tridimensionales como la fabricación aditiva, permite utilizar únicamente el material necesario que se requiere para un producto completo.

Dichas técnicas de fabricación son las solicitadas por el sector aeronáutico, entre otros, que requiere de unos valores de calidad muy exigentes. Dentro de estos ensayos, el estudio del comportamiento del material ante crecimiento de grieta es de gran importancia. Mediante este tipo de fabricación se obtiene un producto en estado casi final a través de la adición de capas de alrededor de 100 micras, que da como resultado una orientación de grano metalúrgico preferente y diferente a la misma aleación fabricada por forja convencional.

Los fenómenos ocurridos durante la fabricación pueden dar lugar a defectos como grietas o porosidades que disminuyen las capacidades resistentes, por lo que un estudio para predecir la vida del componente es importante. Dentro de los procesos de fabricación aditiva nos encontramos con la fabricación por haz de electrones, que consigue calidades de material casi con porosidad nula, por lo que empresas del sector aeronáutico o médico consideran esta técnica como de gran fiabilidad.

El trabajo desarrollado en esta tesis se basa en el estudio de aleaciones de titanio fabricadas mediante fabricación aditiva por haz de electrones. En concreto, el estudio se centra en el comportamiento a tenacidad a la fractura para relacionarlo con las características microestructurales más relevantes. Los análisis llevados a cabo consideran diversas orientaciones que tienen lugar en la bandeja de fabricación, realizándose ensayos mecánicos tanto estáticos como dinámicos.

Una segunda parte de la tesis se basa en el modelado mediante elementos finitos extendido, XFEM, que se desarrolla como alternativa a los métodos tradicionales de mallado. En el XFEM una aproximación de elementos finitos se construye de forma que sea capaz de representar funciones de enriquecimiento dentro de los elementos mediante grados de libertad adicionales. Un punto crítico en el proceso de cálculo mediante elementos finitos es el proceso de mallado. La precisión obtenida en la aproximación depende del tamaño de los elementos de la malla. Por tanto, el cálculo con precisión en puntos importantes

como la zona cercana a grieta exige una malla con un tamaño de elemento muy pequeño. Con la técnica XFEM se alcanza una mayor precisión mediante un proceso de enriquecimiento de extremo de grieta.

Los resultados que ofrece la herramienta XFEM se comparan con los obtenidos experimentalmente con componentes fabricados mediante impresión 3D. Esta comparativa se lleva a cabo sobre diversas geometrías con la presencia de agujeros, de tal forma que se ha podido predecir el crecimiento de grieta que tiene lugar en materiales por impresión 3D. De la misma forma, se llevan a cabo comparativas de piezas con geometría compleja, para validar el modelo desarrollado.



## ABSTRACT

Conventional material transformation processes require facing new challenges that arise in today's industrial society, such as environmental sustainability. Similarly, products manufactured in the future must meet certain environmental requirements, such as the recyclability of the raw material used. Within this context, the manufacture of products using 3D technology such as additive manufacturing, allows using only the necessary material that is required for a complete product.

These manufacturing techniques are requested by the aeronautical sector, which requires very demanding quality values. Within these tests, the study of the behavior of the material through crack growth is of great importance. By means of this manufacturing technology, a product is obtained in an almost final state through the addition of layers of about 100 microns, which results in a preferential metallurgical grain orientation and different from the same alloy manufactured by conventional methods.

The phenomena occurring during manufacturing can lead to defects such as cracks or porosities that can reduce the strength capabilities, so a study to predict the life of the component is important. Within the additive manufacturing processes we find the electron beam manufacturing which achieves material qualities with almost zero porosity. As a consequence, companies in the aeronautical or medical sector have concluded this technique as very reliable.

The work developed in this thesis is based on the study of titanium alloys manufactured by electron beam additive manufacturing. More precisely, the work is focused on the fracture toughness behavior in order to relate it to the most relevant microstructural characteristics. The analyses carried out consider different orientations and positions that take place in the fabrication tray, performing both static and dynamic mechanical tests.

A second part of the thesis is based on the application of the extended finite element method, XFEM, which is developed as an alternative to conventional finite element method. In XFEM a finite element approximation is constructed in such a way that it is able to represent functions within the elements. A critical point in the calculation process in the finite element method is the meshing process. The accuracy obtained in the approximation depends on the size of the elements of the mesh. Therefore, accurate computation at important points such as the near-crack zone requires the use of a mesh with a very small element size. With the XFEM technique, we achieve this accuracy by means of an enrichment process.

The results provided by the XFEM tool are compared with those obtained experimentally with respect to components manufactured by 3D printing. This comparison is carried out on different geometries with the presence of holes, in such a way that it has been possible to predict the crack growth that takes place in 3D printed materials. In the same way, comparisons of parts with complex geometry are carried out to validate the developed model.

## RESUM

Els processos convencionals de transformació de materials requereixen afrontar nous reptes que es presenten en l'actual societat industrial com és la pròpia sostenibilitat mediambiental. De la mateixa forma, els productes fabricats en el futur hauran de complir certs requisits mediambientals, com el reciclatge de la matèria primera. Dins d'aquest context, la fabricació de productes mitjançant tecnologia 3D com la fabricació additiva, permet usar només el material necessari que es requereix per a un producte complet.

Aquestes tècniques de fabricació són les sol·licitades pel sector aeronàutic que requereix d'uns valors de qualitat molt exigents. Dins d'aquests assajos, l'estudi del comportament del material a través de creixement de clivella és vital. Mitjançant aquesta mena de fabricació s'obté un producte en estat quasi final a través de l'addició de capes d'alçària al voltant de 100 micres, que dona com a resultat una orientació de gra metal·lúrgic preferent i diferent al mateix però fabricat convencionalment.

Els fenòmens ocorreguts durant la fabricació poden donar lloc a defectes com a clivelles o porositats que poden disminuir les capacitats resistents, per la qual cosa un estudi per a predir la vida del material és important. Dins dels processos de fabricació additiva ens trobem amb la fabricació per feix d'electrons la qual aconsegueix qualitats de material quasi amb porositat nul·la, per la qual cosa empreses del sector aeronàutic i mèdic han conclòs a aquesta tècnica com la més fiable.

El treball desenvolupat en aquesta tesi es basa en l'estudi d'aliatges de titani fabricades mitjançant fabricació additiva per feix d'electrons, principalment el seu comportament a la tenacitat a la fractura per a relacionar-ho amb les característiques microestructurals més rellevants. Les anàlisis dutes a terme se centren en diverses orientacions que tenen lloc en la plataforma de fabricació, realitzant-se assajos mecànics tant estàtics com dinàmics.

Una segona part de la tesi es basa en el modelatge mitjançant elements finits estesos, XFEM, que es desenvolupa com a alternativa als mètodes lliures de malla. En el XFEM una aproximació d'elements finits es construeix de manera que siga capaç de representar funcions (enriquiment) dins dels elements. Un punt crític en el procés de càlcul en qual-sevol mètode que usa una malla és el procés d'emmallat. La precisió obtinguda en l'aproximació depén de la grandària dels elements de malla. Per tant, el càlcul amb precisió en punts importants, com la zona pròxima a clivella, exigeix l'ús d'una malla amb una grandària d'element molt xicoteta. Amb la tècnica XFEM aconseguim aqueixa precisió mitjançant un procés de enriquiment.

Els resultats que ens ofereix l'eina XFEM es comparen amb els obtinguts en màquina d'assaig respecte a materials fabricats mitjançant impressió 3D. Aquesta comparativa es duu a terme sobre diverses geometries amb la presència de forats, de tal forma que s'ha pogut predir el creixement de clivella que té lloc en materials per impressió 3D. De la mateixa forma, es duen a terme comparatives de peces amb geometria complexa, per a validar el model desenvolupat.

# ÍNDICE

Capítulo 1.	Estado del arte y objetivos	1
1.1.	El titanio y sus aleaciones.	2
1.2.	Clasificación de las aleaciones de titanio.	3
1.3.	Metalurgia del Ti6Al4V.	8
1.4.	Propiedades mecánicas dinámicas y microestructura laminar.	12
1.5.	Transformación martensítica del Ti6Al4V durante la fabricación aditiva.	15
1.6.	La fabricación aditiva como proceso industrial.	18
1.7.	Ventajas y desventajas de la fabricación aditiva.	21
1.8.	Calidad del material fundido.	23
1.9.	Microestructura producida mediante EBM.	24
1.10.	Tenacidad y crecimiento de grieta en la FA.	26
1.11.	Mecánica de la fractura elástico lineal (MFEL).	32
1.11.1.	Balance energético de Griffith.	33
1.11.2.	Concentrador de tensiones como defecto.	34
1.11.3.	Campo elástico en el entorno cercano a la grieta.	36
1.11.4.	La integral de contorno J.	38
1.11.5.	Relación de K y J en la mecánica de fractura elástico lineal.	40
1.12.	Crecimiento de grieta en función del factor de intensidad de tensiones. Ley de París.	41
1.13.	Método de los elementos finitos extendidos (XFEM).	43
1.13.1.	Planteamiento del XFEM.	44
1.13.2.	Planteamiento e implementación del XFEM.	46
1.14.	Objetivos de la tesis.	49
Capítulo 2.	Métodos experimentales y de caracterización de materiales	50
2.1.	Materiales para la investigación.	51
2.2.	Fabricación aditiva mediante haz de electrones.	51
2.3.	Proceso térmico durante la fabricación.	54

2.4.	Fabricación de las probetas de ensayo.	55
2.5.	Análisis químico.	59
2.6.	Microscopía.	61
2.6.1.	Microscopía óptica.	61
2.6.2.	Microscopía electrónica de barrido.	63
2.7.	Ensayos mecánicos.	65
2.7.1.	Ensayo a tracción.	65
2.7.2.	Tenacidad a la fractura.	67
2.7.3.	Crecimiento de grieta.	68
2.7.4.	Ensayos de dureza.	71
Capítulo 3.	Plan experimental	73
3.1.	Introducción.	74
3.2.	Dimensiones de probetas CT.	74
3.3.	Nomenclatura de las probetas CT ensayadas.	75
3.4.	Tenacidad a la fractura. Estudio respecto a la localización en el eje Z.	80
3.5.	Ensayo de Dureza. Estudio respecto a la localización en el eje Z.	82
3.6.	Ensayo de tracción.	83
3.7.	Análisis químico.	83
3.8.	Análisis microestructural.	83
3.9.	XFEM. Validación y orientación.	84
3.10.	Resumen del plan experimental.	84
Capítulo 4.	Resultados	86
4.1.	Caracterización microestructural.	87
4.2.	Ensayos mecánicos.	95
4.2.1.	Ensayo de dureza.	95
4.2.2.	Ensayo de tracción.	99
4.2.3.	Tenacidad a la fractura.	109
4.2.4.	Curvas da/dN.	127

4.3.	Fractografía.	134
4.4.	Análisis químico.	139
4.5.	Análisis XFEM sobre piezas de fabricación aditiva.	141
4.5.1.	Validación del método XFEM.	141
4.5.2.	Geometrías con agujeros mediante XEFM.	147
4.5.3.	Comparativa XFEM con resultados experimentales.	153
4.6.	Comparativa de XFEM en geometrías complejas con ensayos experimentales.	158
Capítulo 5.	Conclusiones	161
5.1.	Conclusiones.	162
5.2.	Trabajos futuros	164
Capítulo 6.	Bibliografía	166
Anexos		180

# IMÁGENES

Imagen 1-1. Clasificación Estructura típica con agujas en forma de cesta, y croquis de la contracción que tiene lugar en la transformación de una estructura BCC a HCP.	3
Imagen 1-2. Clasificación de las aleaciones de titanio según la concentración de estabilizadores $\beta$ .	3
Imagen 1-3. Diagrama de fases tridimensional de clasificación de las aleaciones de titanio.	4
Imagen 1-4. Tipos de diagrama de fases en base a la concentración de elementos de aleación. Arriba izquierda y derecha: Estabilizador $\alpha$ y Neutro. Abajo izquierda y derecha: Estabilizadores $\beta$ isomorfo y Estabilizadores $\beta$ -eutectoide.	5
Imagen 1-5. Ruta de procesado de una microestructura laminar.	9
Imagen 1-6. Efecto de la velocidad de enfriamiento desde la fase $\beta$ en estructuras laminares para la aleación Ti-6242. (a) 1°C/min (b) 100°C/min (c) 8000°C/min (Lütjering y Williams 2007).	9
Imagen 1-7. Ruta de procesado de una microestructura bimodal. Similar para la obtención de la microestructura equiaxial (Lütjering y Williams 2007).	10
Imagen 1-8. Microestructura bimodal de una aleación IMI 834 enfriada a diferentes velocidades desde la fase $\beta$ mediante la ruta I del proceso. (a) bimodal I, baja velocidad de enfriamiento, (b) bimodal II, alta velocidad de enfriamiento (Lütjering y Williams 2007).	10
Imagen 1-9. Típica microestructura equiaxial de la aleación Ti-6242 enfriada lentamente desde temperaturas de recristalización bimodal (Lütjering y Williams 2007).	11
Imagen 1-10. Ruta de procesado de una microestructura equiaxial $\alpha+\beta$ recristalizada a baja temperatura.	11
Imagen 1-11. Efecto de la velocidad de enfriamiento desde la fase $\beta$ en cuanto al límite elástico y a la ductilidad de una microestructura laminar (Lütjering y Williams 2007).	13
Imagen 1-12. Propagación de grieta por fatiga en una estructura laminar con diferentes velocidades de enfriamiento desde la fase $\beta$ . Estructura laminar gruesa (1°C/min) y fina (8000°C/min) de la aleación Ti-6Al-4V (Lütjering y Williams 2007).	14
Imagen 1-13. Configuración local de dos zonas adyacentes con distintas orientaciones cristalográficas y las diferentes orientaciones que pueden tener lugar, expresado de forma esquemática (Lütjering y Williams 2007).	15
Imagen 1-14. Imagen donde se aprecian las dislocaciones y las maclas en una aleación Ti6Al4V después de un templado desde 1050°, izq. Microscopio óptico, der. Microscopio electrónico de transmisión.	16
Imagen 1-15. Imagen donde se aprecian los bordes de grano alfa formados en las aleaciones Ti6Al4V.	17
Imagen 1-16. Esquemas de las principales tecnologías de fabricación aditiva. Diseñados por Dassault Systèmes.	20
Imagen 1-17. Imagen donde se observa el borde de grano $\alpha$ y el grano $\beta$ primario columnar en un corte metalográfico longitudinal al grano columnar.	25
Imagen 1-18. Imagen donde se observa una colonia $\alpha$ en el interior del grano $\beta$ primario en un corte metalográfico de la transversal del grano columnar.	25
Imagen 1-19. Posicionamiento de las probetas CT en la investigación de (Cain et al. 2015), con la tecnología SLM.	30
Imagen 1-20. Curvas da/dN vs $\Delta K$ de la investigación llevada a cabo por (Jiao et al. 2017).	31
Imagen 1-21. Vista esquemática de la propagación de grietas en las direcciones (a) horizontal y (b) vertical, que muestra las interacciones con los bordes de grano $\beta$ columnar y las capas de fabricación.	32
Imagen de (Galarraga et al. 2017).	32
Imagen 1-22. Croquis de defecto elíptico sobre placa.	35
Imagen 1-23. Sistema de coordenadas cartesianas y polares utilizado en entorno del extremo de grieta.	36
Imagen 1-24. Representación de los modos de apertura de grieta.	37



Imagen 1-25. Esquema de una entalla en un dominio 2D representando el camino $\Gamma$ que contiene en su interior el fondo de entalla $\Gamma_t$ .	39
Imagen 1-26. Representación de una entalla en un dominio 2D representando el camino cerrado $\Gamma^* = \Gamma_1 + \Gamma_2 + \Gamma_3 + \Gamma_4$ .	40
Imagen 1-27. Curva típica $da/dN$ presente en los materiales metálicos.	42
Imagen 1-28. Ejemplo de malla de elementos finitos, en donde se muestran los elementos adaptados a la grieta.	43
Imagen 1-29. Ejemplo de enriquecimiento XFEM, en donde se aprecian los nodos enriquecidos azules de los extremos de grieta y los nodos rojos enriquecidos mediante la función de Heaviside en la que se produce la intersección de la grieta y los elementos.	46
Imagen 1-30. Subdivisión de los elementos intersectados por la grieta para la integración numérica.	46
Imagen 2-1. Esquema e interior de la máquina de fabricación aditiva mediante haz de electrones ©Arcam.	53
Imagen 2-2. Fotografía tomada momentos después de la apertura de puertas de la máquina donde se puede apreciar el lecho de polvo, dentro del cual se encuentran las muestras fabricadas. A partir de este instante comienza la salida de la bandeja de fabricación.	55
Imagen 2-3. Fotografía en la que se muestra el momento de salida de la bandeja de fabricación previa a la limpieza de las muestras.	55
Imagen 2-4. Simulación y muestras fabricadas durante la primera bandeja de fabricación donde se puede observar las muestras en la posición horizontal acumuladas en el eje Z. En la imagen de la izquierda se representan los soportes cilíndricos que se emplean para sustentar el polvo en posteriores capas.	56
Imagen 2-5. Posición y orientación durante la segunda bandeja de fabricación donde se pueden observar las muestras en la posición vertical yz y zy.	57
Imagen 2-6. Simulación y fabricación de la segunda bandeja de fabricación donde se pueden observar las muestras en la posición vertical.	57
Imagen 2-7. Posición y orientación durante la tercera bandeja de fabricación donde se pueden observar las muestras en la posición vertical y horizontales.	58
Imagen 2-8. Imagen donde se muestra la disposición de una de las bandejas de fabricación donde se puede apreciar el polvo sobre las probetas junto con los soportes.	59
Imagen 2-9. Equipos empleados para la preparación de las muestras previa a la inspección en microscopio óptico.	62
Imagen 2-10. Fotografía donde se muestra el microscopio empleado durante las inspecciones.	62
Imagen 2-11. Croquis de la medición del diámetro equivalente.	63
Imagen 2-12. Microscopio presente en las instalaciones del servicio de microscopía electrónica de la Universitat Politècnica de València.	64
Imagen 2-13. Croquis de la nomenclatura de las dimensiones de las probetas de tracción empleadas según UNE EN ISO 6892-1. $L_0 = 15mm$ ; $d_0 = 3mm$ ; $S_0 = 7 mm^2$ ; $LC = 30mm$ ; $Lt = 95mm$ .	65
Imagen 2-14. Máquina empleada durante el estudio. sistema de sujeción del extensómetro para medir el avance de grieta. Extensómetro empleado durante el estudio.	68
Imagen 2-15. Ejemplo de curva $a$ vs $N$ del acero AISI 4340 para diferentes cargas aplicadas.	69
Imagen 2-16. Definición de términos para el crecimiento de grieta y el factor de intensidad de tensiones.	69
Imagen 2-17. Geometría del penetrador y huella a medir tras la indentación.	71
Imagen 2-18. Equipo DuraScan G50 empleado en la presente tesis.	72
Imagen 3-1. Croquis de las dimensiones de las muestras empleadas durante el estudio.	75
Imagen 3-2. Croquis de la plataforma de construcción establecida en la norma ISO/ASTM 52921 para establecer localización y orientación.	76
Imagen 3-3. Designaciones empleadas en las distintas normativas.	76

Imagen 3-4. Croquis representativo de los ejes.	77
Imagen 3-5. Croquis representativo de las orientaciones de las probetas y designaciones empleadas.	78
Imagen 3-6. Croquis representativo de las orientaciones de las probetas y designaciones empleadas.	79
Imagen 3-7. Croquis representativo de las nomenclaturas y posiciones de las muestras ensayadas correspondientes a la aleación Ti6Al4V.	80
Imagen 3-8. Croquis representativo de las nomenclaturas y posiciones de las muestras ensayadas correspondientes a la aleación Ti6Al4V-ELI (14 muestras). Fueron empleadas 6 muestras restantes en la validación de la simulación mediante XFEM.	80
Imagen 3-9. Croquis de la distribución de las muestras horizontales con el objeto de estudiar si existe una influencia clara con la posición con respecto al eje Z.	81
Imagen 3-10. Esquema del plan experimental de la presente tesis	85
Imagen 4-1. Imágenes de la microestructura, a x50, x500 y x1000 aumentos, donde se puede ver los granos columnares desde un punto de vista transversal (izq.) y desde un punto de vista longitudinal (der.). Se indica con una flecha el borde de grano $\alpha$ entre granos columnares.	89
Imagen 4-2. Imágenes de los métodos de medida empleados para medir las características microestructurales.	91
Imagen 4-3. Croquis de la zona de medida metalográfica P1 y P3.	91
Imagen 4-4. Comparativa de borde de grano $\alpha$ , ancho de grano columnar $\beta$ primario, tamaños de las colonias $\alpha$ y distancia entre placas $\alpha$ , en las distintas posiciones y para los dos materiales estudiados.	92
Imagen 4-5. (a) Líneas de dureza en la zona central (C), en una zona lateral (L1), y en la otra zona lateral (L2) para la muestra de 24mm. (b) Línea de dureza central para la muestra de 12mm.	96
Imagen 4-6. Evolución de las durezas llevadas a cabo sobre una muestra de la aleación Ti6Al4V y sobre Ti6Al4V ELI. Líneas de dureza en la zona central (C), en una zona lateral (L1), y en la otra zona lateral (L2).	96
Imagen 4-7. Líneas de tendencia que tienen lugar en los materiales analizados en la presente tesis con respecto a la dureza. Líneas de dureza en la zona central (C), en una zona lateral (L1), y en la otra zona lateral (L2).	98
Imagen 4-8. Evolución de las durezas llevadas a cabo sobre dos muestras de la aleación Ti6Al4V ELI de diferentes espesores, en la parte central de la pieza (C).	98
Imagen 4-9. Se muestran las probetas de tracción tras los ensayos. De izquierda a derecha las muestras son a) H1-Ti64; b) H2-Ti64; c) H3-Ti64; d) H1-Ti64 ELI; e) H2-Ti64 ELI; f) H3-Ti64 ELI; g) V1-Ti64; h) V2-Ti64; i) V3-Ti64; j) V1-Ti64 ELI; k) V2-Ti64 ELI; l) V3-Ti64 ELI.	102
Imagen 4-10. Curvas tensión deformación de las muestras fabricadas con una orientación horizontal, es decir, paralela a las capas de fabricación.	103
Imagen 4-11. Curvas tensión deformación de las muestras fabricadas con una orientación vertical, paralela al haz láser.	103
Imagen 4-12. Comparativa de las aleaciones Ti6Al4V y Ti6Al4V-ELI, fabricadas tanto en orientación vertical como horizontal.	104
Imagen 4-13. Comparativa de las dos orientaciones para una misma aleación. Lote de probetas preparado en la misma bandeja de fabricación para cada aleación.	105
Imagen 4-14. Comparativa de las aleaciones estudiadas y sus posiciones en relación a sus propiedades a tracción.	106
Imagen 4-15. Comparativa del alargamiento producido en los ensayos de tracción para las aleaciones estudiadas y sus orientaciones.	107
Imagen 4-16. Variación del módulo de elasticidad de cada una de las aleaciones y las dos orientaciones de fabricación (vertical y horizontal).	108
Imagen 4-17. Longitudes de grieta registradas frente al número de ciclos para las muestras en posición horizontal XY.	112
Imagen 4-18. Longitudes de grieta registradas frente al número de ciclos para muestras en posición YZ.	113

Imagen 4-19. Longitudes de grieta registradas frente al número de ciclos para las muestras en posición ZY.	113
Imagen 4-20. Fotografía donde se muestra la secuencia del ensayo de tenacidad a la fractura para la muestra x-y_09.	114
Imagen 4-21. Fotografía de las muestras ensayadas (a)x-y_05; (b)x-y_04; (c)x-y_07; (d)x-y_01; (e)x-y_02; (f)x-y_03; (g)x-y_06.	115
Imagen 4-22. Fotografía de las muestras ensayadas (a)z-y_01; (b)z-y_02; (c)z-y_03; (d)z-y_04; (e)z-y_05; (f)y-z_04; (g)y-z_05.	115
Imagen 4-23. Fotografía de las muestras ensayadas (a) z-y45_01; (b) z-y45_02; (c) z-y45_03; (d) z-y45_04.	115
Imagen 4-24. Fotografía de las muestras ensayadas (a) y-z_01; (b) y-z_02; (c) y-z_03.	116
Imagen 4-25. Fotografía de las muestras ensayadas (a) x-y_08; (b) x-y_09; (c) x-y_10; (d) x-y_11.	116
Imagen 4-26. Fotografía de las muestras ensayadas (a) z-y45_05; (b) y-z_08; (c) y-z_07; (d) y-z_06.	116
Imagen 4-27. Principales tipos de curvas que pueden aparecer en el ensayo de fuerza-desplazamiento para obtener el valor de $P_Q$ (ASTM E399 - 17 2017).	117
Imagen 4-28. Gráfica fuerza-desplazamiento para obtener la tenacidad a la fractura en las orientaciones xy.	119
Imagen 4-29. Gráfica fuerza-desplazamiento para obtener el factor de intensidad de tensiones en las orientaciones YZ.	120
Imagen 4-30. Gráfica fuerza-desplazamiento para obtener el factor de intensidad de tensiones en las orientaciones ZY.	120
Imagen 4-31. Evolución de la tenacidad a la fractura con respecto a la altura de fabricación de muestras en posición XY.	121
Imagen 4-32. Valores de tenacidad a la fractura con respecto a la orientación.	123
Imagen 4-33. Posición de la pregrieta con respecto a la bandeja de fabricación.	123
Imagen 4-34. Valores de tenacidad a la fractura con respecto a la orientación, para probetas cercanas a la base de fabricación.	125
Imagen 4-35. Montaje de una de las probetas CT durante la realización del ensayo donde se muestran las mordazas y la grieta generada.	127
Imagen 4-36. Representación gráfica de cómo el plano de grieta atraviesa los granos cristalográficos columnares y las capas de fabricación en las tres configuraciones estudiadas en esta tesis.	128
Imagen 4-37. Curvas completas obtenidas de los diferentes ensayos $da/dN$ vs $\Delta K$ .	130
Imagen 4-38. Curvas $da/dN$ vs $\Delta K$ de las muestras XY, ZY e YZ superpuestas, tanto para la aleación Ti6Al4V como Ti6Al4V ELI.	131
Imagen 4-39. Esquema del recorrido del plano de grieta con respecto a los granos columnares según diversas investigaciones (Galarraga et al. 2017; Li et al. 2021).	133
Imagen 4-40. Imágenes de las muestras tras la fractura mediante microscopio estereoscópico. (a) ZY; (b) ZY45 (c) XY; (d) YZ. Las flechas rojas indican la dirección de los granos columnares, que coincide con el patrón observable.	134
Imagen 4-41. Análisis de la zona de pregrieta y de la zona del ensayo de fractura de las muestras YZ.	135
Imagen 4-42. Análisis de la zona de pregrieta y de la zona de fractura de las muestras XY.	136
Imagen 4-43. Análisis de fractura a través de FESEM en la zona de pregrieta de (a) XY y (b) ZY45.	137
Imagen 4-44. Análisis de fractura en la zona de la pregrieta de las muestras (a)(b) ZY y (c)(d) YZ.	138
Imagen 4-45. Análisis de fractura en la zona de fractura final de la muestra ZY.	139
Imagen 4-46. Imagen de la muestra YZ donde se aprecian algunos poros en la zona de rotura del ensayo de tenacidad.	139

Imagen 4-47. Diseño de la probeta 2D tipo <i>compact test</i> empleada para la validación del cálculo mediante XFEM.	141
Imagen 4-48. Factor de intensidad de tensiones con respecto a distintas longitudes de grieta, calculado según (ASTM E399 - 17 2017).	143
Imagen 4-49. Distintas mallas para el cálculo con XFEM con diferentes tamaños de elemento (a) tamaño 1; (b) tamaño 0,5 y (c) tamaño 0,25 (mm).	144
Imagen 4-50. Campos de tensiones en los tres modelos. (a) tamaño 1; (b) tamaño 0,5 y (c) tamaño 0,25 mm.	144
Imagen 4-51. Factores de intensidad de tensiones vs $a/W$ para los tres modelos de XFEM, de tamaño de elemento de 1, 0,5 y 0,25 mm y el resultado proporcionado por la norma ASTM E399 para la geometría de la probeta CT.	146
Imagen 4-52. Croquis de las ubicaciones de los agujeros incluidos en los modelos de elementos finitos.	148
Imagen 4-53. Croquis de posición de la muestra con un agujero, con distintas ubicaciones del agujero.	148
Imagen 4-54. Croquis de posición de la muestra con dos agujeros, con distintas ubicaciones del segundo agujero, manteniendo fijo el primero.	149
Imagen 4-55. Representación del recorrido de grieta con un agujero obtenido a través de las simulaciones con XFEM y con tamaño de elemento de 0,5 y 0,25 mm.	150
Imagen 4-56. Representación del recorrido de grieta con dos agujeros obtenidos a través de las simulaciones con XFEM, con tamaño de elemento de 0,5 y 0,25 mm.	151
Imagen 4-57. Resultados del factor de intensidad de tensiones, para distintas ubicaciones del agujero. La figura de la derecha muestra un detalle ampliado de la figura de la izquierda.	152
Imagen 4-58. Resultados del factor de intensidad de tensiones, para modelos con dos agujeros, para distintas ubicaciones del segundo agujero.	152
Imagen 4-59. Evolución del factor de intensidad de tensiones en Modo II para todas las configuraciones estudiadas mediante XFEM, tanto con un agujero como con dos agujeros.	153
Imagen 4-60. Imagen de las probetas con uno y dos agujeros mecanizados para su ensayo.	154
Imagen 4-61. Vista del recorrido de grieta sobre las muestras con un agujero posicionado a 5,2mm en la horizontal con respecto al inicio de grieta, y 12mm con respecto a la vertical del inicio de grieta. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.	155
Imagen 4-62. Vista del recorrido de grieta sobre las muestras con dos agujeros posicionados a 5,2mm y 24,2mm en la horizontal con respecto al inicio de grieta, y 12mm y 1mm con respecto a la vertical del inicio de grieta. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.	155
Imagen 4-63. Comparativa del resultado mediante XFEM y el obtenido en máquina de ensayos en probetas con un agujero. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.	156
Imagen 4-64. Comparativa del resultado mediante XFEM y el obtenido en máquina de ensayos en probetas con dos agujeros. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.	156
Imagen 4-65. Vista del recorrido de grieta sobre la muestra ZY con tres agujeros. Comparativa del resultado mediante XFEM y el obtenido en máquina de ensayos.	157
Imagen 4-66. Vista de la muestra fabricada mediante métodos convencionales con la geometría propuesta.	159
Imagen 4-67. Vista del resultado del camino de grieta tras el estudio XFEM.	159
Imagen 4-68. Vista del resultado del frente de grieta tras el estudio XFEM superpuesto con las imágenes de las probetas tras los ensayos mecánicos. Muestra realizada mediante FA (izq.), y mediante métodos tradicionales (der.).	160

# TABLAS

Tabla 1.1. Elementos de aleación y sus efectos en las aleaciones de titanio.....	4
Tabla 1.2. Propiedades mecánicas de algunas aleaciones de titanio.....	7
Tabla 1.3. Sistemas de fabricación aditiva y características (Frazier 2014).....	21
Tabla 1.4. Valores de resistencia mecánica relacionadas con la aleación Ti6Al4V de diversas normativas.....	27
Tabla 1.5. Valores de resistencia mecánica para la aleación Ti6Al4V según normativa para la fabricación mediante PBF (Power Bed Fusion).....	27
Tabla 1.6. Valores de resistencia mecánica para la aleación Ti6Al4V encontrados en la bibliografía de ensayo de tracción, según orientaciones, tecnología usada y tratamiento térmico. Límite elástico (Rp0.2); Resistencia a la tracción (Rm); Elongación a rotura (A).....	28
Tabla 1.7. Valores de tenacidad la fractura de diversa bibliografía para la aleación Ti6Al4V según la tecnología de fabricación aditiva.....	29
Tabla 2.1. Parámetros de fabricación.....	54
Tabla 2.2. Valores indicados en las normas de referencia del material.....	60
Tabla 4.1. Relación de las características microestructurales. Relación entre los valores medidos en posición P3 y P1.....	93
Tabla 4.2. Valores obtenidos del borde de grano $\alpha$ , ancho de grano columnar $\beta$ primario, tamaños de las colonias $\alpha$ y distancia entre placas $\alpha$ , en las distintas posiciones y para los dos materiales estudiados.....	94
Tabla 4.3. Valores medios de dureza obtenidos.....	97
Tabla 4.4. Probetas empleadas para el ensayo a tracción de los materiales estudiados en las dos direcciones seleccionadas.....	101
Tabla 4.5. Resultados obtenidos del ensayo de tracción.....	105
Tabla 4.6. Módulos de elasticidad calculados a través de los datos del ensayo de tracción.....	108
Tabla 4.7. Ensayos de las muestras XY.....	110
Tabla 4.8. Ensayos de las muestras YZ.....	111
Tabla 4.9. Ensayos de las muestras ZY.....	111
Tabla 4.10. Resultados del factor de intensidad de tensiones de las muestras ensayadas.....	118
Tabla 4.11. Resultados de tenacidad a la fractura en las muestras cercanas a la base de la plataforma de fabricación.....	124
Tabla 4.12. Valores obtenidos del ensayo da/dN.....	129
Tabla 4.13. Tabla resumen de los resultados obtenidos de las curvas en el régimen de Paris de las orientaciones ensayadas.....	132
Tabla 4.14. Valores obtenidos del análisis químico realizado para la aleación Ti6Al4V en tres muestras distribuidas en altura respecto a la bandeja de fabricación.....	140
Tabla 4.15. Valores obtenidos del análisis químico realizado para la aleación Ti6Al4V ELI en tres muestras distribuidas en altura respecto a la bandeja de fabricación.....	140
Tabla 4.16. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante la Ecuación 4.3 y Ecuación 4.4 según las fórmulas propuestas en la norma ASTM E399.....	143
Tabla 4.17. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante XFEM para un tamaño de elemento de 1,0 mm.....	145
Tabla 4.18. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante XFEM con un tamaño de elemento de 0,5 mm.....	145
Tabla 4.19. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante XFEM con un tamaño de elemento de 0,25 mm.....	146
Tabla 4.20. Designación de las probetas con la presencia de agujeros en las muestras CT para comparar con los resultados obtenidos en los análisis XFEM.....	154
Tabla 4.21. Designación de la probeta con la presencia de 3 agujeros.....	157
Tabla 4.22. Designación de la probeta con geometría compleja.....	159

## GLOSARIO DE TÉRMINOS

- BCC: Body Centered Cubic, 2, 3, 15, 16  
BJ: Binder jetting, 19  
CDLP: Continuous digital light processing, 19  
CP: Commercially Pure, 6  
CT: Compact tension specimen, 30, 56, 64, 74, 75, 77, 82, 84, 90, 91, 127, 141, 147, 154  
DED: Directed energy deposition, 19, 20  
*DLP: Digital light projector*, 19  
DMLS: Direct metal laser sintering, 19, 21  
DoD: Drop on demand, 19  
EBAM: Electron beam additive manufacturing, 19, 21  
EBM: Electron beam melting, 17, 19, 21, 24, 28, 29, 31, 121  
EFG: Element free-galerkin, 44  
ELI: Extra Low Interstitials, 6  
FA: Fabricación Aditiva, 2, 17, 18, 25, 84, 99, 140, 164, *Véase*  
FCG: fatigue crack growth, 13  
FDM: Fuse deposition modelling, 19  
FESEM: Field Emission Scanning Electron microscope, 134, 136, 137; Field Emission Scanning Electron Microscope, 64  
FIT: Factor de intensidad de tensiones, 37, 38, 151, 152, 153  
HCP: Hexagonal Close Packed, 2, 3, 15, 16  
HIP: Hot isostatic pressing, 28  
LC: Laser consolidation, 21  
LENS: Laser engineered net shaping, 19, 21  
*LOF: Lack Of Fusion. Véase*  
LOM: Lamination object manufacturing, 19  
MEB: Microscopio electrónico de barrido, 63  
MEF: Método de los elementos finitos, 32, 145  
MFEL: Mecánica de la fractura elástico lineal, 32, 38, 43, 46, 141  
MJ: Material jetting, 19  
MJF: Multi jet fusion, 19  
MPa: Megapascals, 6  
NPJ: Nanoparticle jetting, 19  
PBD: Powder Bed Fusion. *Véase, Véase*  
PBF: Powder bed fusion, 19, 27, 28  
PTA: Plasma transferred arc, 21  
PUFEM: Partition of unity finite element method, 43  
Rm: Resistencia a tracción, 28, 65, 100  
SLM: Selective laser melting, 17, 19, 21, 28, 29, 30  
SLS: Selective laser sintering, 19  
XFEM: Método de los elementos finitos extendido, 7, 8, 11, 12, 32, 46, 48, 79, 80, 84, 141, 143, 144, 145, 146, 147, 148, 151, 153, 154, 156, 157, 158, 164, 197, 198, 199, 200, 201, 202, 203, 204, 205, 206  
 $\alpha_{GB}$ : Borde de grano alfa, 17  
 $\alpha_m$ : Martensita masiva, 15  
 $\Delta P$ : Incremento de carga, 110, 111, 112, 113, 127, 128, 129, 154, 157, 159

# **Capítulo 1. Estado del arte y objetivos**

### 1.1. El titanio y sus aleaciones.

El titanio se descubrió en 1791 por el clérigo y mineralogista inglés William Gregor (Leonard Trengrove M. A. B. D. M. Sc 1972). Posteriormente el químico Martin Klaproth (Imam, Froes, y Housley 2010) aisló el óxido de titanio y lo denominó, como ahora lo conocemos, por los titanes de la mitología griega. Fue muy posterior, alrededor de 1940 cuando se desarrolló la aleación más famosa de este elemento por parte de los Estados Unidos para uso militar, pasándose a denominar en su forma más común, Ti6Al4V. Si en algo se caracterizan las aleaciones de titanio es por su alta resistencia específica y sus excelentes propiedades frente a la corrosión lo que le convierte en una aleación especial que explica su uso masivo tanto en aplicaciones biomédicas como en aplicaciones aeroespaciales.

Como todas las aleaciones cristalinas, el titanio puede transformarse en diversas estructuras, sin embargo, cada una de ellas es estable en ciertos rangos de temperatura, lo que denominamos las transformaciones alotrópicas, siendo la temperatura que se denomina *beta transus*, aquella en la cual comienzan a producirse dichas transformaciones. El titanio puro cristaliza a bajas temperaturas en una estructura hexagonal compacta (Hexagonal Close Packed; HCP) la cual se denomina comúnmente como titanio  $\alpha$ . Sin embargo, a altas temperaturas, la estructura que se genera de forma estable es cúbica centrada en cuerpo (Body Centered Cubic; BCC) y es comúnmente conocida como titanio  $\beta$ . La existencia de dos fases en distintos rangos de temperatura dota al material de una amplia variedad de propiedades según su condición o estado final. La existencia de una red cristalina HCP le otorga al material de una singular anisotropía desde el punto de vista mecánico, lo que conlleva una diferencia significativa de hasta un 30% si comparamos las propiedades en diversos sentidos con respecto al plano basal. La estructura HCP disminuye la facilidad de conformado y por lo tanto la deformación plástica en comparación con el cúbico centrado en caras (Face Centered Cubic; FCC) y el BCC. Es este fenómeno es que nos explica la limitada deformación del titanio  $\alpha$  en comparación con el titanio  $\beta$ .

La transformación llevada a cabo desde una estructura BCC, como es la fase  $\beta$ , hasta una estructura HCP, como es la fase  $\alpha$ , produce un distanciamiento entre planos basales, por lo que se genera una distorsión atómica y tiene como consecuencia un ligero aumento de volumen producido en la temperatura de transformación, la denominada *beta transus*. Este fenómeno origina en la microestructura una forma peculiar de fases orientadas en forma de agujas alargadas, similares a la forma que tienen los tejidos de cesta, es lo que se suele citar como *basket-weave structure*, y es un tipo de microestructura que vamos a ver a menudo en la presente tesis debido a las transformaciones que tienen lugar en la fabricación aditiva, FA.



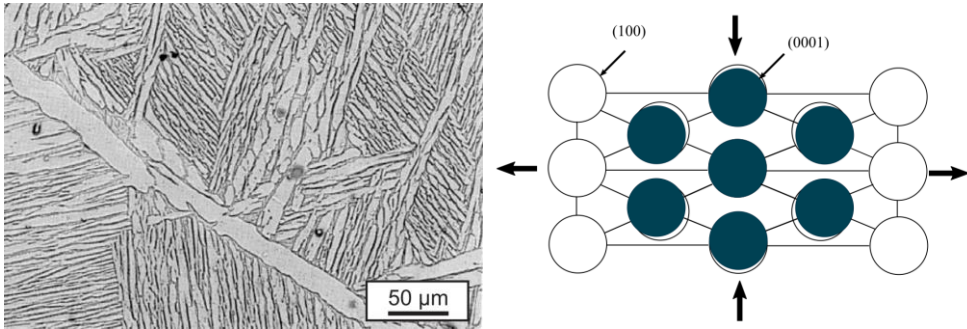


Imagen 1-1. Clasificación Estructura típica con agujas en forma de cesta, y croquis de la contracción que tiene lugar en la transformación de una estructura BCC a HCP.

## 1.2. Clasificación de las aleaciones de titanio.

Como ocurre con otras muchas aleaciones, las de titanio pueden distinguirse en base a las distintas fases que presenta la microestructura, pero a diferencia de otras, las de titanio están fuertemente influidas por los elementos de aleación y dentro de cada grupo, por los diversos tratamientos térmicos que pueden llevarse a cabo.

Las aleaciones de titanio pueden clasificarse comúnmente en tres grandes grupos en base al contenido de elementos de aleaciones,  $\alpha$ ,  $\alpha+\beta$  y  $\beta$ , aunque se suelen incluir también las denominadas aleaciones cuasi- $\alpha$  y las  $\beta$  metaestables, todas ellas influidas fuertemente por la temperatura  $\beta$ -*transus*. Dependiendo de la influencia de la temperatura  $\beta$ -*transus*, los elementos de aleaciones se clasifican como neutros, estabilizadores  $\alpha$  o estabilizadores  $\beta$ . Los estabilizadores  $\alpha$  extienden la  $\beta$ -*transus* a temperaturas superiores, mientras que los estabilizadores  $\beta$ , disminuyen esta temperatura como se puede ver en la Imagen 1-2.

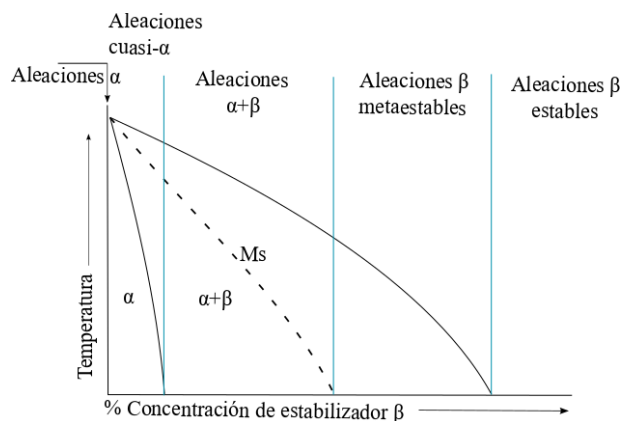


Imagen 1-2. Clasificación de las aleaciones de titanio según la concentración de estabilizadores  $\beta$ .

Dentro de los estabilizadores  $\alpha$ , el aluminio es el elemento más importante de todos los posibles aleantes, seguido de otros estabilizadores intersticiales como son el oxígeno, el nitrógeno y el carbono. Debido al incremento de la temperatura  $\beta$ -*transus* de estos elementos, los estabilizadores  $\alpha$  desarrollan la fase  $\alpha+\beta$ , por lo que los podemos subdividir en elementos  $\beta$  isomorfos o  $\beta$  eutécticos, siendo los isomorfos los más importantes debido a su facilidad de solubilidad en el titanio. Por el contrario, los elementos  $\beta$  eutécticos pueden liderar la formación de intermetálicos. En otro lugar se encuentran los elementos neutros, los cuales tienen una gran influencia en las fases  $\alpha+\beta$  (Donachie 2000).

Tabla 1.1. Elementos de aleación y sus efectos en las aleaciones de titanio.

Efecto	Elementos aleantes
Estabilizadores $\alpha$	Al, Ga; intersticial: N, O, C
Estabilizadores $\beta$ -isomorfo	Mo, V, Nb, W, Ta
Estabilizadores $\beta$ -eutectoide	Cu, Mn, Cr, Fe, Ni, Co, Si; intersticial: H
Neutros	Zr, Sn

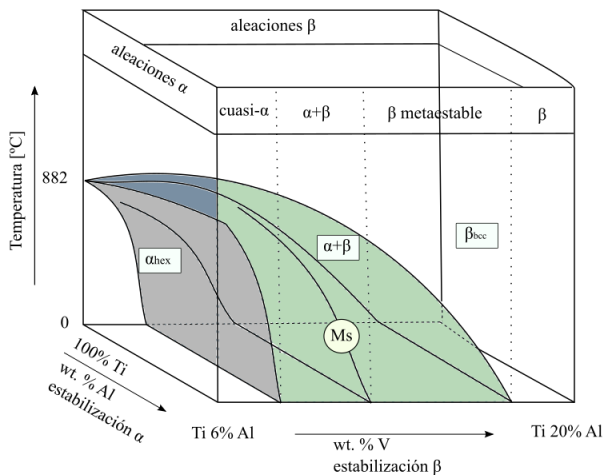


Imagen 1-3. Diagrama de fases tridimensional de clasificación de las aleaciones de titanio.

En cuanto a los elementos estabilizadores  $\beta$ , estos pueden distinguirse en aquellos que dan lugar a una  $\beta$  isomorfa, o a una  $\beta$  eutéctico, como se puede ver en los diagramas de la Imagen 1-4. El elemento más frecuente del tipo  $\beta$  isomorfo es el V, el Mo y el Nb, y suficientes cantidades de estos elementos pueden hacer estabilizar la fase  $\beta$  a temperatura ambiente. En cuanto a los elementos  $\beta$  eutécticos, el Cr, Fe y Si son los más frecuentes en las aleaciones de titanio, mientras que elementos como el Ni, Cu, Mn, W, Pb y Bi

están limitados en el uso. Mencionar que el hidrogeno que viene de estos elementos formadores de  $\beta$  eutectoides, y que una baja temperatura del eutectoide de 300°C en combinación con la alta difusión del hidrogeno puede liderar un afino de la microestructura y por lo tanto pueden aparecer fenómenos hidrogenación. Es por ello que se limita el máximo contenido de hidrogeno en las aleaciones de forma estricta alrededor de los 125-150 ppm debido a una posible fragilización por hidrogeno.

Por otro lado, hay algunos elementos como el Zr, Hf y Sn los cuales se comportan de forma más neutra debido a que disminuyen ligeramente la temperatura de transformación  $\alpha/\beta$  y posteriormente la incrementan de nuevo con mayores concentraciones.

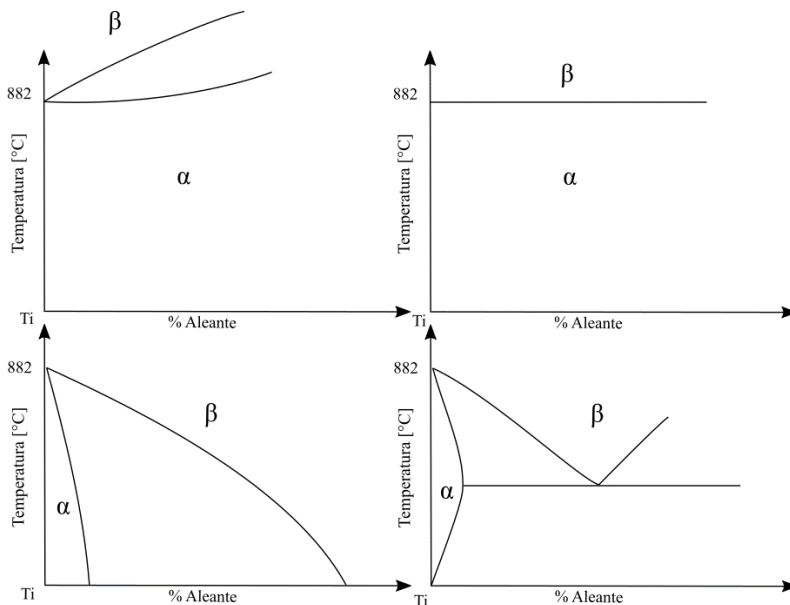


Imagen 1-4. Tipos de diagrama de fases en base a la concentración de elementos de aleación. Arriba izquierda y derecha: Estabilizador  $\alpha$  y Neutro. Abajo izquierda y derecha: Estabilizadores  $\beta$  isomorfo y Estabilizadores  $\beta$ -eutectoide.

Todo esto hace que podamos encontrarnos en el mercado con aleaciones de titanio tipo  $\alpha$ ,  $\alpha+\beta$  y  $\beta$ .

**Aleaciones tipo  $\alpha$ .** Dentro de este grupo de aleaciones nos encontramos con aquellas que se encuentran poco aleadas, las más puras o aquellas que tienen elementos alfégenos, como por ejemplo la aleación Ti-5Al-2.5Sn o Ti8Al1V1Mo. En ellas nos encontramos una fase  $\alpha$  estabilizada a temperatura ambiente. Poseen una estructura equiaxial de granos  $\alpha$  con unos tamaños de grano relativamente pequeños. Un tratamiento de templado desde una fase  $\beta$  superior o primaria supone la formación de una estructura martensítica,  $\alpha'$ , mientras que con un enfriamiento lento supone la formación de una estructura Widmanstätten de láminas  $\alpha$ .

Estas aleaciones están caracterizadas por una buena resistencia, tenacidad y soldabilidad, además se comportan bien en ambientes criogénicos. En cambio, no pueden endurecerse por diversos tratamientos térmicos debido a la estabilización de la fase  $\alpha$ , pero si pueden endurecerse mediante acritud seguido de tratamientos de recocido para el control del tamaño de grano o endurecimiento por solución como ocurre con las aleaciones tipo comercial puro (Commercially Pure; CP) con el contenido de oxígeno. Estas aleaciones en ocasiones tienen pequeñas concentraciones de elementos estabilizadores  $\beta$ , pasando a denominarse aleaciones *near-alpha*, en las que pueden aparecer cambios microestructurales similares a las de tipo  $\alpha+\beta$ , pero con un comportamiento mecánico más cercano a las aleaciones  $\alpha$ . Por último, indicar que tienen un comportamiento excelente a temperaturas entre 500 y 500°C, y por lo tanto una muy buena resistencia a fluencia.

**Aleaciones tipo  $\alpha+\beta$ .** Las más comunes que nos podemos encontrar en el mercado. Contienen una mezcla de estabilizadores  $\alpha$  y  $\beta$ , por lo que combinan la resistencia de las aleaciones  $\alpha$  y la ductilidad de las aleaciones  $\beta$ . Poseen una gran variedad de tipos de microestructuras debido a los diversos tratamientos térmicos que pueden llevarse a cabo, incluso tratamientos termomecánicos. Este tipo de aleaciones son estructuralmente muy estables por debajo de los 450°C, pueden ser endurecidas por acritud y pueden ser soldables siempre que se haga con precaución. La aleación típica y más conocida de este tipo es la Ti6Al4V. Mención especial al tipo Ti6Al4V tipo ELI (Extra Low Interstitials) el cual tiene una alta resistencia a la tenacidad a la fractura debido a su bajo nivel de oxígeno.

**Aleaciones tipo  $\beta$ .** Este tipo de aleaciones son las menos estables de las tres, pero también son industrialmente interesantes debido a su enorme resistencia, pudiendo alcanzar alrededor de los 1400 MPa de resistencia a la tracción. Son aleaciones que tienen muy buen comportamiento a la tenacidad a la fractura. Algunas de ellas son las aleaciones Ti-10V-2Fe-3Al o Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn.

ESTADO DEL ARTE Y OBJETIVOS

Tabla 1.2. Propiedades mecánicas de algunas aleaciones de titanio.

Aleación	Composición	T <sub>β</sub>	Módulo de elasticidad [GPa]	Límite elástico [MPa]	Resistencia a tracción [MPa]	K <sub>IC</sub> [MPa m <sup>1/2</sup> ]
<b>Aleaciones α</b>						
Alta pureza	99.98 Ti	882	100-145	140	235	-
Grado 1	0.2Fe, 0.18O	890	-	170-310	>240	-
Grado 4	0.5Fe, 0.40O	950	100-120	480-655	>550	-
Grado 6	Ti-5Al-2.5Sn	1040	109	827	861	70
<b>Aleaciones α+β</b>						
Ti-6-4	Ti-6Al-4V	995	100-140	800-1100	900-1200	33-110
Ti-6-6-2	Ti-6Al-6V-2Sn	945	110-117	950-1050	1000-1100	30-70
Ti-6-2-4-6	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	940	114	1000-1100	1100-1200	30-60
Ti-17	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	890	112	1050	1100-1250	30-80
<b>Aleaciones β</b>						
SP 700	Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe	900	110	900	960	60-90
Beta III	Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn	760	83-103	800-1200	900-1300	50-100
Ti-10-2-3	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	800	110	1000-1200	1000-1400	30-100

De forma general podemos indicar que las aleaciones tipo α poseen una resistencia moderada en comparación con las α+β o aleaciones β, las cuales pueden ser endurecidas a diversos niveles de resistencia. Las aleaciones metaestables β poseen altos niveles de resistencia en detrimento de su baja ductilidad, pero si se evita posibles envejecimientos por precipitación pueden alcanzar unos niveles de ductilidad similares a las α y α+β (Froes 2015).

En cuanto a la tenacidad a la fractura, las aleaciones de titanio son altamente dependientes de la microestructura presente a pesar de no tener una correlación clara entre todos los tipos de aleación. En particular, una microestructura gruesa y laminar puede mostrar mayores niveles de resistencia a la tenacidad a la fractura frente a una estructura fina o equiaxial. Este puede explicarse debido a la habilidad de la microestructura de desviar la

propagación de la grieta hacia las diferentes orientaciones de las diversas laminas halladas en la microestructura. Esto origina un frente de grieta grueso que consume una energía extra para la propagación de la grieta (Lütjering y Williams 2007).

### 1.3. Metalurgia del Ti6Al4V.

Esta aleación se encuentra dentro del rango de aleaciones tipo  $\alpha+\beta$ , con un 6% de aluminio que es considerado como uno de los elementos alfégenos, y un 4 % de vanadio, considerado como estabilizador de la fase  $\beta$ . Lo que obtenemos en esta aleación a temperatura ambiente es principalmente una gran cantidad de fase  $\alpha$  con un contenido reducido de fase  $\beta$ . Dependiendo de la velocidad de enfriamiento y de la temperatura primaria inicial podemos encontrarnos con diversos microconstituyentes y diversas microestructuras, de las cuales principalmente podemos diferenciar tres tipos de microestructuras, la laminar, la equiaxial y la bimodal (Leyens y Peters 2003).

**Microestructura laminar.** Esta estructura se obtiene mediante un recocido en la zona de la recrystalización de la fase  $\beta$ , es por ello que en ocasiones se denomina estructura  $\beta$  recocida. Esta zona de recrystalización tiene lugar en la fase III de la Imagen 1-5. El paso previo de forja o deformación puede llevarse a cabo tanto en la zona de fase  $\beta$ , como en la zona de fase  $\alpha+\beta$ . La temperatura de recrystalización suele ser alrededor de los 30-50°C de la temperatura de transición, o *beta transus*, de tal forma que se pueda controlar el tamaño de grano y que este no crezca demasiado. Como resultado se obtiene un tamaño de grano  $\beta$  con una estructura completamente laminar de alrededor de las 600 $\mu\text{m}$ .

El parámetro más importante de este procesado es la velocidad de enfriamiento en la etapa de recrystalización ya que determina las características como el tamaño de las placas  $\alpha$ , el tamaño de las colonias  $\alpha$ , y el espesor de la fase  $\alpha$  en borde de grano  $\beta$ . Todas estas características decrecen cuando se aumenta la velocidad de enfriamiento como se puede ver en la Imagen 1-6.

El espesor de las placas  $\alpha$  decrece drásticamente desde aproximadamente 5 $\mu\text{m}$  con enfriamiento lento, y en cambio alcanza hasta 0.5 $\mu\text{m}$  con un enfriamiento superior a 100°C/min. Por el contrario, el tamaño de colonia  $\alpha$ , puede ser tan grande como la mitad del tamaño  $\beta$  primario en un enfriamiento lento, como por ejemplo 300 $\mu\text{m}$ , pudiendo pasar a 100 $\mu\text{m}$  con un enfriamiento a 100°C/min.

Por otro lado, indicar que la fase  $\alpha$  que nos encontramos en el borde de grano  $\beta$  se puede ver claramente en distintas velocidades de enfriamiento, y por lo tanto siempre está presente. Con enfriamientos lentos la capa que nos encontramos en el borde de las colonias  $\alpha$  tiene un espesor similar al que nos encontramos en la capa continua  $\alpha$  de borde de grano  $\beta$ .

Todos estos fenómenos térmicos tienen lugar de la misma forma en las aleaciones procesadas mediante fabricación aditiva, con la salvedad que en este tipo de procesos la velocidad la consideramos rápida por el propio proceso de fabricación.

Finalmente en la etapa IV de la Imagen 1-5 la temperatura a la que se realiza este paso determina la presencia de un endurecimiento por precipitación de las fases  $Ti_3Al$  o si por el contrario este fenómeno no tiene lugar, por lo que la temperatura cobra mayor importancia que el tiempo de permanencia.

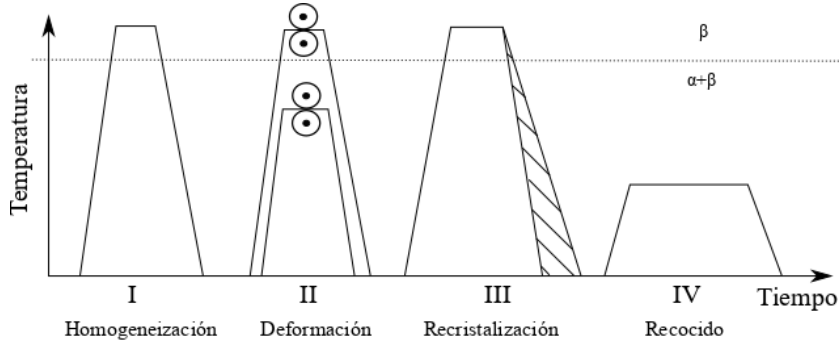


Imagen 1-5. Ruta de procesamiento de una microestructura laminar.

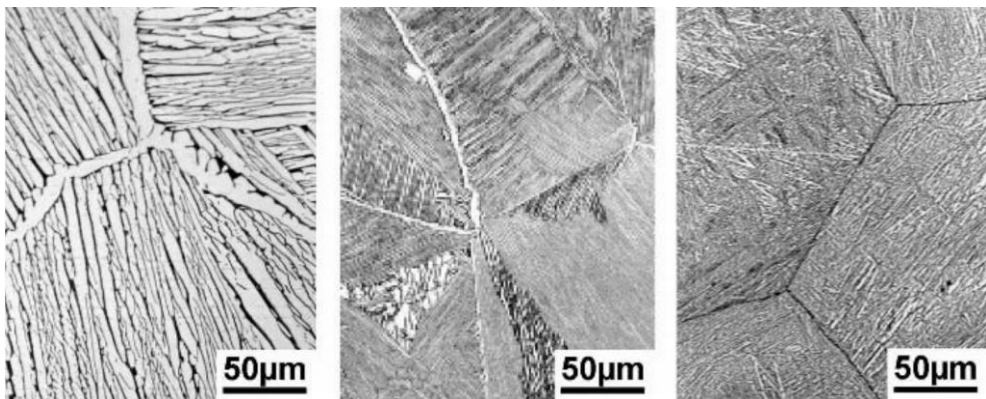


Imagen 1-6. Efecto de la velocidad de enfriamiento desde la fase  $\beta$  en estructuras laminares para la aleación Ti-6242. (a)  $1^\circ C/min$  (b)  $100^\circ C/min$  (c)  $8000^\circ C/min$  (Lütjering y Williams 2007).

**Microestructura Bimodal.** La formación de esta microestructura viene determinada por un procesamiento indica en la Imagen 1-7. Como se puede ver en esta ocasión se produce el proceso de deformación siempre en la región de fase  $\alpha+\beta$  de la misma forma que la etapa de recristalización. Un parámetro clave dentro de este procesamiento es la etapa de enfriamiento de la homogeneización desde la fase  $\beta$ , ya que esta velocidad determinara el tamaño del  $\alpha$  laminar.

En el proceso de deformación, donde la estructura se deforma plásticamente, se pretende deformar la fase con la mayor energía posible para que se puedan introducir suficiente

energía almacenada en forma de dislocaciones y para posteriormente pasar a la fase de recristalización.

En la etapa de recocido de recristalización el parámetro más importante es la temperatura, la cual determina el volumen de fase primaria  $\alpha$  recristalizada ( $\alpha_p$ ). El tamaño de esta fase junto con el volumen global define las características más importantes de esta estructura. En este tipo de estructuras la velocidad de enfriamiento en la etapa de recristalización influirá en el ancho de las laminas  $\alpha$ , con una velocidad de enfriamiento de entre 30-600°C/min el tamaño de la colonia  $\alpha$  será aproximadamente igual al tamaño de grano  $\beta$ , mientras que con velocidades de enfriamiento más lento la cantidad de  $\alpha_p$  incrementará produciéndose la tercera posible microestructura, la equiaxial.

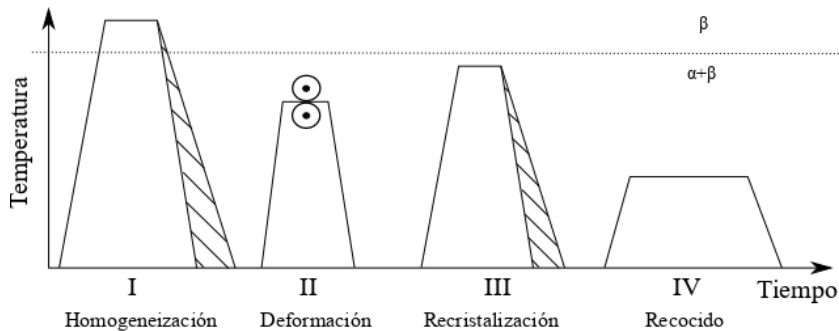


Imagen 1-7. Ruta de procesamiento de una microestructura bimodal. Similar para la obtención de la microestructura equiaxial (Lütjering y Williams 2007).

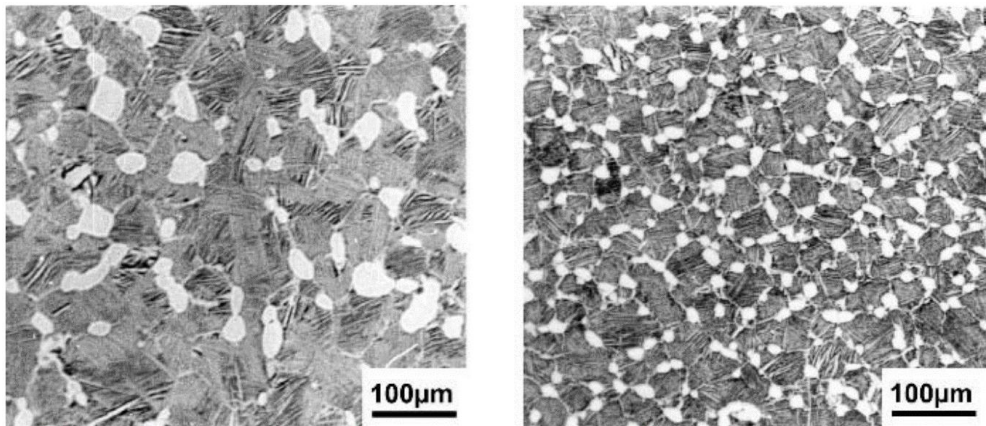


Imagen 1-8. Microestructura bimodal de una aleación IMI 834 enfriada a diferentes velocidades desde la fase  $\beta$  mediante la ruta I del proceso. (a) bimodal I, baja velocidad de enfriamiento, (b) bimodal II, alta velocidad de enfriamiento (Lütjering y Williams 2007).

**Microestructura equiaxial.** Existen dos procesos de obtener la estructura equiaxial. En el primer caso la ruta de procesamiento es idéntica para la obtención de la microestructura



bimodal, con la diferencia de que en la etapa de recristalización la velocidad de enfriamiento es suficientemente lenta que hará que solo la  $\alpha_p$  crecerá y no se formarán las láminas  $\alpha$  en bordes de grano  $\beta$ . Esta formación da como resultado una microestructura equiaxial como la presente en la Imagen 1-9.

Otra posibilidad de obtener esta microestructura es mediante la ruta de procesamiento presentada en la Imagen 1-10. A diferencia del procesamiento mencionado anteriormente, en esta ocasión la temperatura de recristalización es menor. Esto origina que la fracción de volumen de equilibrio de la fase  $\alpha$  sea lo suficientemente alta para que solo se forme una estructura equiaxial.

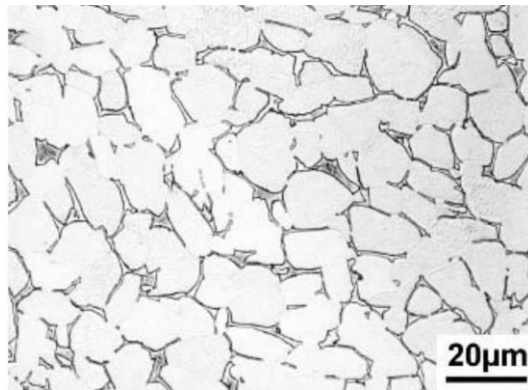


Imagen 1-9. Típica microestructura equiaxial de la aleación Ti-6242 enfriada lentamente desde temperaturas de recristalización bimodal (Lütjering y Williams 2007).

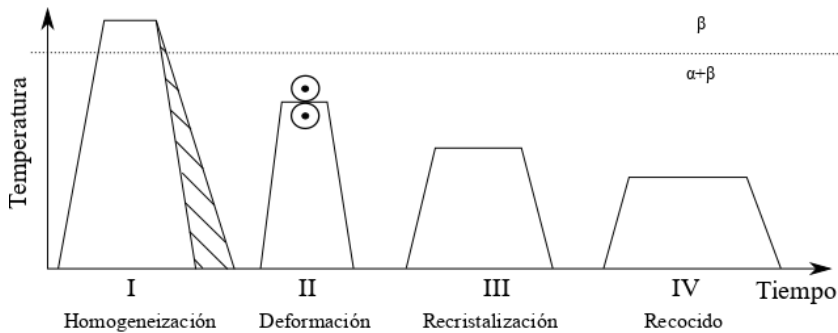


Imagen 1-10. Ruta de procesamiento de una microestructura equiaxial  $\alpha+\beta$  recristalizada a baja temperatura.

### 1.4. Propiedades mecánicas dinámicas y microestructura laminar.

Como hemos comentado la estructura laminar es similar a la que tiene lugar en los materiales fabricados mediante impresión 3D. Como ya hemos visto una microestructura laminar básica consiste en plaquetas separadas por láminas  $\alpha$  en una fase  $\beta$  retenida y dispuestas en colonias dentro del grano. En cada una de las colonias  $\alpha$ , las plaquetas están dispuestas en una disposición Widmanstätten, o lo que es lo mismo, en patrones alineados de manera similar a una armadura de cesta.

El parámetro más influyente que correlaciona la estructura cristalina laminar y las propiedades mecánicas es el tamaño de las colonias  $\alpha$ , que a la vez depende de la velocidad de enfriamiento que tiene lugar desde la temperatura de transición  $\beta$ . El tamaño de la colonia  $\alpha$  determina la longitud de las bandas de deslizamiento presentes en una microestructura donde conviven las láminas  $\alpha$  dentro de una matriz  $\beta$ , y son las que marcan la tendencia del material en cuanto a tener una mayor o menor resistencia mecánica, ya que marcan la resistencia al movimiento de dislocaciones. Es importante mencionar que estas bandas de deslizamiento pueden transferirse fácilmente a través de la interfase incoherente  $\alpha/\beta$  debido a que los sistemas de deslizamiento de cada fase son paralelos, por lo que los planos de deslizamiento pueden tener cierto movimiento más allá de las colonias. Existe una correlación entre la velocidad de enfriamiento y el tamaño de estas, con un incremento de la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de transición, la colonia  $\alpha$  tiende a reducirse y consecuentemente una disminución de la longitud de las bandas de deslizamiento y de ahí el aumento del límite elástico del material.

Como se puede ver en la Imagen 1-11 en las aleaciones tipo  $\alpha+\beta$ , cuando los incrementos de velocidad de enfriamiento son moderados, los cambios producidos en el límite elástico son de alrededor de 100MPa, pero una vez superada la velocidad de enfriamiento de 1000°C/min el incremento es mucho mayor debido al cambio microestructural de tipo martensítico. Una vez superado esa velocidad, los cambios producidos en las propiedades mecánicas pueden atribuirse a las distintas martensitas, más o menos finas, que se producen.

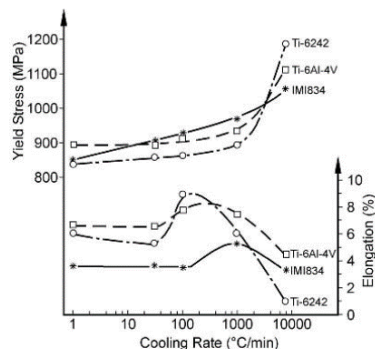


Imagen 1-11. Efecto de la velocidad de enfriamiento desde la fase  $\beta$  en cuanto al límite elástico y a la ductilidad de una microestructura laminar (Lütjering y Williams 2007).

De la misma forma si nos fijamos en la ductilidad de la aleación en base a la elongación, podemos ver que la ductilidad aumenta en un primer momento conforme aumenta la velocidad de enfriamiento, en concordancia con el efecto de disminución de las bandas de deslizamiento. Sin embargo, se puede ver que se alcanza un máximo posteriormente y luego se produce una disminución. Este cambio lo podemos observar en el tipo de fractura producida, mientras que a bajas velocidad de enfriamiento observamos las típicas coalescencias dúctiles transcristalinas, a velocidades superiores observamos fracturas intercristalinas alrededor de la continua capa  $\alpha$  del borde de grano  $\beta$ . El efecto de esta capa  $\alpha$  con respecto a la ductilidad está relacionado con la preferencia de deformación plástica de esta zona y por lo tanto el inicio de fractura en esta zona.

La resistencia a la fatiga de altos ciclo depende principalmente de la resistencia de movimientos de las dislocaciones y consecuentemente depende de la longitud de las bandas. (Yoder y Eylon 1979) hicieron especial énfasis en identificar como afecta el tamaño de la colonia  $\alpha$  con respecto al comportamiento a fatiga (fatigue crack growth, FCG). Durante la fatiga el agrietamiento es cada vez más sensible a la microestructura y está muy influenciado por las bandas, lo que da como resultado superficies de fractura con una morfología facetada y con bifurcaciones en las orientaciones, lo que se traduce en cambios del frente de grieta (Eylon y Bania 1978).

Como hemos comentado anteriormente se cree que en la microestructura laminar el tamaño de la colonia controla la longitud efectiva de las bandas de deslizamiento asumiendo que puede existir una fácil transición en las interfase  $\alpha/\beta$ . De acuerdo con esto, la velocidad de propagación de las microgrietas incrementará conforme incrementen la longitud de los planos de desplazamiento y los bordes de grano de las colonias serán los grandes obstáculos de la propagación. Diversos estudios posteriores indicaron que no solo el tamaño, sino que también las orientaciones de las colonias, y por lo tanto las alineación de las placas  $\alpha$ , son factores dominantes en el comportamiento FGC, dado que las bandas de deslizamiento que se desarrollan previamente a la grieta se encuentran están fuertemente influidas por la orientación microestructural (Ruppen et al. 1979) (Bania y Eylon 1978) (Sommer y Eylon 1983) (Eylon et al. 1976).

Sin embargo Ravichandran (Ravichandran 1991), concluyó que las placas  $\alpha$  son las que más influyen en el comportamiento FGC en una microestructura completamente laminar, mientras que en una microestructura Widmanstätten el tamaño de las colonias es el factor más influyente. (Choi, Lee, y Lee 1997) demostró además que independientemente de la influencia del tamaño de la colonia y los detalles microestructurales, el comportamiento en FGC puede reducirse por el efecto de la interfase  $\alpha/\beta$ . Es por ello que todas las investigaciones se han centrado en el estudio del tamaño tanto de la distancia de las placas  $\alpha$ , como el tamaño de las colonias.

En cuanto a la propagación de grietas, la tasa de enfriamiento desde la fase  $\beta$  tiene una gran influencia en cuanto a las pequeñas microgrietas que se inician en superficie. Se

puede ver el comportamiento del avance de grieta en la gráfica inferior comparando una estructura laminar gruesa (1°C/min de enfriamiento) y una estructura laminar fina (8000°C/min). Se puede ver que las microgrietas propagan mucho más rápido en la estructura laminar gruesa.

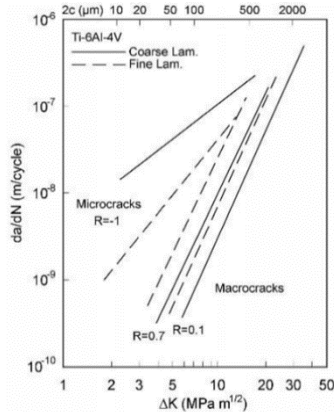


Imagen 1-12. Propagación de grieta por fatiga en una estructura laminar con diferentes velocidades de enfriamiento desde la fase  $\beta$ . Estructura laminar gruesa (1°C/min) y fina (8000°C/min) de la aleación Ti-6Al-4V (Lütjering y Williams 2007).

Los bordes de grano  $\beta$  y los presentes en las colonias son los principales obstáculos debido a que las microgrietas tienden a cambiar su dirección cuando atraviesan estas zonas. La densidad de bordes incrementa conforme incrementa la velocidad de enfriamiento por lo que la velocidad de propagación de las microgrietas disminuye, debido a la cantidad de obstáculos que tienen que atravesar. En el caso de una estructura laminar fina, las microgrietas, que se nuclean en las placas  $\alpha$  más gruesas, tienden a propagar a lo largo de estas, aunque luego tienden a propagarse en dirección a la matriz. En estas fases finas laminares, todas las placas de martensita son obstáculos y la propagación es más lenta.

A modo esquemático podemos visualizar este efecto mediante la Imagen 1-13. Cuando tenemos dos áreas adyacentes con diferentes orientaciones microestructurales que son atravesadas por el frente de grieta, por ejemplo, 2 colonias  $\alpha$  gruesas o dos colonias  $\alpha$  finas, pueden provocar que la grieta se mueva localmente fuera del plano principal de propagación en la dirección de los dos planos de desplazamiento de las áreas adyacentes. Cuanto mayor sea el valor de  $Z$ , mayor será la resistencia a la propagación de grieta, y este mayor tamaño de  $Z$  se produce principalmente en las microestructuras más gruesas (Froes 2015; Lütjering y Williams 2007; Polmear et al. 2017).

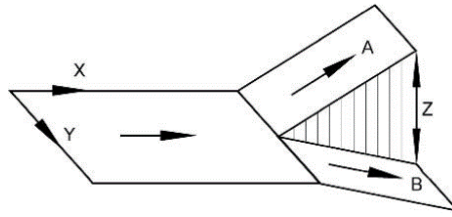


Imagen 1-13. Configuración local de dos zonas adyacentes con distintas orientaciones cristalográficas y las diferentes orientaciones que pueden tener lugar, expresado de forma esquemática (Lütjering y Williams 2007).

### 1.5. Transformación martensítica del Ti6Al4V durante la fabricación aditiva.

Las transformaciones de fase que tienen lugar en las aleaciones Ti6Al4V están altamente influidas por las transformaciones finales desde  $\beta$  a  $\alpha$ . Estas pueden llevarse a cabo martensíticamente o por nucleación controlada por difusión junto con procesos de crecimiento de grano. La microestructura martensítica en las aleaciones  $\alpha+\beta$  se traduce en una transformación de una microestructura laminar fina tras el templeado de la aleación, de tal forma que se produce un aumento de las propiedades mecánicas que hace que las aleaciones tipo Ti6Al4V sean ampliamente usadas en diversos sectores industriales (Lütjering 1998; Peters, Lütjering, y Ziegler 1983).

La transformación martensítica conlleva principalmente una serie de movimientos atómicos produciendo un proceso de tipo cortante en la red, que implica la deformación de un cristal acompañada de un cambio en la estructura del cristal, dando como resultado una transformación homogénea desde  $\beta$  (BCC) hasta a una estructura  $\alpha$  (HCP). Es por ello que tras la transformación se puede ver una disposición de placas en la microestructura. Esta transformación se basa en que no se produce difusión alguna, y se produce a través de un enfriamiento muy rápido (Lütjering y Williams 2007).

El resultado de ese enfriamiento rápido es la martensita llamada  $\alpha'$  que se observa a través de dos morfologías, la martensita masiva  $\alpha_m$ , o en listón o empaquetada, y la martensita acicular. La martensita masiva tiene lugar principalmente en aleaciones puras que tienen una temperatura de transformación alta, en cambio la acicular tiene lugar en aleaciones con altos contenidos de soluto, y temperaturas de transformación martensíticas más bajas (Lütjering y Williams 2007). La  $\alpha_m$  consiste en grandes regiones irregulares que contienen paquetes pequeños de placas  $\alpha$  paralelas bajo la misma orientación de Burgers. En cambio, la martensita acicular consiste en placas individuales  $\alpha$ , cada una con una orientación diferente de relación de Burgers, lo que hace que se presente en las imágenes de microscopio óptico como una red mallada en forma de agujas (Stanford y Bate 2005).

Si nos centramos en las aleaciones de titanio, son dos las fases martensíticas consideradas más importantes, la  $\alpha'$  y  $\alpha''$ . La  $\alpha'$  es una solución sólida supersaturada de los elementos de aleación que normalmente se obtiene a través de un enfriamiento rápido desde temperaturas del rango de la fase  $\beta$ . Es habitual comparar esta martensita con la formada en los aceros, pero existen diferencias, mientras que la martensita del acero es una estructura en solución sólida intersticial supersaturada, en el titanio esta solución sólida es de carácter sustitucional, y por ello, el efecto de la transformación martensítica en los aceros no es del mismo grado que el que tiene lugar en el titanio, ya que en esta última se tiene una muy buena plasticidad que es justo lo contrario que ocurre en el acero (Motyka et al. 2014). La martensita  $\alpha'$  es completamente acicular e incluso pueden hallarse maclas si se observa a grandes aumentos.

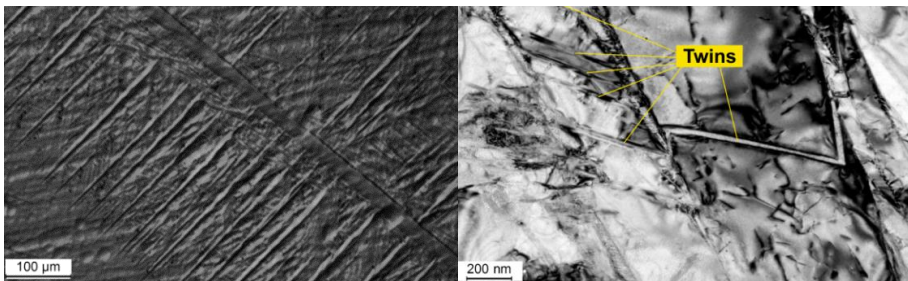


Imagen 1-14. Imagen donde se aprecian las dislocaciones y las maclas en una aleación Ti6Al4V después de un templado desde 1050°, izq. Microscopio óptico, der. Microscopio electrónico de transmisión.

En algunas microestructuras de aleaciones de titanio que contienen elementos como el Mo, V, Nb y Ta, tiene lugar la martensita tipo  $\alpha''$ . Con un incremento del contenido de solutos la estructura hexagonal de la martensita llega a distorsionarse perdiendo su hexagonalidad y pasando a ser ortorrómbica. Esta martensita ortorrómbica es la que designamos como  $\alpha''$ , y es de la misma forma que la  $\alpha'$ , acicular, pero se diferencian en el tamaño de la aguja (Motyka et al. 2014).

Las transformaciones que se producen en estas martensitas son importantes debido al propio proceso de fabricación aditiva, ya que en él se producen un constantes recalentamiento de capas inferiores. En los procesos de fabricación aditiva, los polvos metálicos son fundidos rápidamente mediante un foco de calor, en el caso de esta investigación mediante haz de electrones, lo que conlleva una tasa de enfriamiento posterior importante. Bajo una alta tasa de solidificación la estructura BCC de la fase  $\beta$ , se transforma en una martensita metaestable HCP  $\alpha'$ . La fase de martensita  $\alpha'$  da como resultado una mejora en cuanto a la resistencia a tracción y dureza, en detrimento de la propia ductilidad (He et al. 2019).

Durante los procesos de revenido la martensita  $\alpha'$  y  $\alpha''$  se descomponen de tal forma que se obtienen una estructura laminar  $\alpha+\beta$  que otorga buenas propiedades mecánicas. La martensita hexagonal  $\alpha'$  se encuentra supersaturada de estabilizadores  $\beta$ , lo que hace que

por encima de la temperatura de cambio de fase  $\alpha+\beta$ , esta se descomponga en forma de precipitados  $\beta$  en las dislocaciones o en los bordes de las placas. Este proceso de transformación se ha reportado en las investigaciones de (Bylica y Sieniawski 1985) en donde se describe la descomposición tanto de la  $\alpha'$  como de la  $\alpha''$ .

A día de hoy, todavía existe debate en cuanto a las formaciones martensíticas producidas durante la FA, debido a la disparidad de propiedades obtenidas por el propio proceso de fabricación. Se ha reportado que la martensita  $\alpha'$  producida mediante SLM (Selective laser melting) muestra valores altos de resistencia y ductilidad, a pesar de ser un proceso el cual conlleva una alta velocidad de enfriamiento (Zafari y Xia 2018). De la misma forma, se ha visto que en aleaciones de titanio realizada mediante EBM pueden llegar a convivir dos fases  $\alpha+\alpha'$  y que se obtiene un incremento de la resistencia y la ductilidad en comparación con la fabricación mediante SLM (de Formanoir et al. 2019). En el caso de la tecnología EBM también se producen la descomposición de la  $\alpha'$  (de Formanoir et al. 2019; Tan et al. 2016; Yamanaka, Mori, y Chiba 2016), aunque se ha confirmado que según los parámetros de fabricación nos podemos encontrar con microestructuras  $\alpha'+\alpha/\beta$ , o incluso encontrar dos fases de  $\alpha+\alpha'$  tras tratamientos térmicos con temperaturas por encima de la  $\beta$  *transus* (de Formanoir et al. 2019).

Otra transformación a tener en cuenta en la FA, es la que se produce alrededor de los granos  $\beta$  primarios. En esta ocasión las fases  $\alpha$  comienzan a nuclearse preferentemente en los bordes de grano de la  $\beta$  primaria, formando un continuo alrededor del grano, y transformándose por tanto en borde de grano  $\alpha$ , aunque se ha demostrado que este borde de grano puede llegar a ser discontinuo debido a grandes cantidades de estabilizadores  $\beta$  (McQuillan 1956), este borde es el que llamaremos  $\alpha_{GB}$  (Alpha grain boundary). A partir de esa transformación en los bordes de grano se produce el enfriamiento de láminas  $\alpha$  creciendo dentro de los granos  $\beta$  en forma de placas paralelas siguiendo la misma variante de relación Burgers (esto es lo que comúnmente se conoce como colonia  $\alpha$ ), y continúan creciendo hasta que se encuentran con otras colonias que han crecido de otros bordes con otras variantes de relación de Burgers.

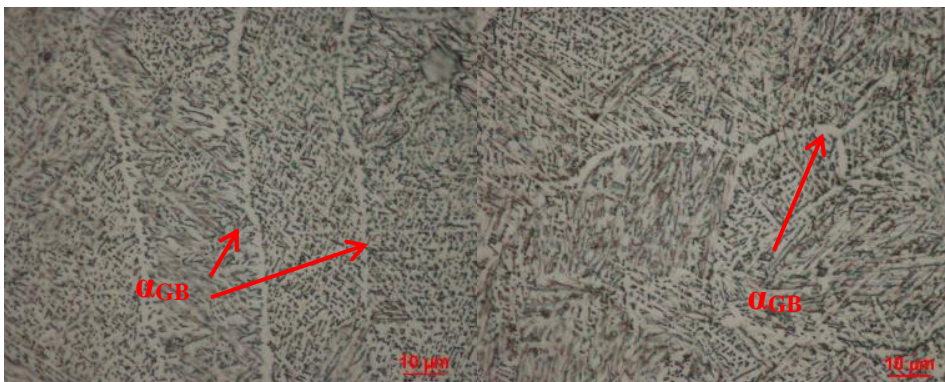


Imagen 1-15. Imagen donde se aprecian los bordes de grano alfa formados en las aleaciones Ti6Al4V.

La velocidad de enfriamiento condiciona el tamaño de estas características metalográficas, a menor velocidad se reduce el tamaño de las colonias  $\alpha$  y del espesor de las placas  $\alpha$ . Cuando da comienzo la nucleación de colonias en los bordes de grano  $\beta$  y estas no pueden ocupar todo el grano  $\beta$ , da comienzo la nucleación de colonias a partir de otras colonias  $\alpha$  primarias, esta singular nucleación en combinación hace que se genera la estructura de “tejido de canasta” (basket weave) o estructura Widmanstätten. Esta estructura es la más frecuente en aleaciones realizadas mediante FA y se lleva a cabo siempre con alta presencia de estabilizadores  $\beta$ .

### 1.6. La fabricación aditiva como proceso industrial.

Cuando se habla de fabricación aditiva se debe entender como un proceso que es capaz de generar piezas de cualquier geometría simple o compleja mediante la adición de material capa por capa, entendiéndose como capa aquella mínima cantidad de material capaz de depositar y fundir con otras capa inferior y superior a esta. Esta forma de fabricar ha evolucionado el mercado y la industria (Hopkinson y Dickens 2001) ya que nos permite obtener piezas o componentes totalmente customizados y optimizados tanto técnicamente, pudiendo incorporar más material en zonas de riesgo del componente, como económicamente, ajustando como jamás se ha visto en otra tecnología el uso del material de partida.

De estas ventajas a nacido una creciente demanda en diversos sectores liderados por el aeronáutico y el biomédico, y fruto de ellos se han estudiado las ventajas e inconvenientes de esta aleación a través del desarrollo de diversos materiales (Das 2003; Larsson, Lindhe, y Harrysson 2003). La tecnología para el desarrollo de materiales metálicos fue clasificada por primera vez por (Frazier 2014; Sames et al. 2016) y fue en esta clasificación donde se habla de 3 categorías diferenciadas entre sí en la forma de aporte de material:

- *Powder bed system.* En esta categoría el polvo es repartido sobre una bandeja de tal forma que se deposita una cantidad de polvo bien distribuida de una altura mínima para que después este sea fusionado mediante la acción de un haz. En esta categoría es la fuente de calor la que se mueve por las distintas coordenadas de la bandeja, mientras que el polvo queda inmóvil en la bandeja durante la fusión.
- *Powder feed system.* En esta categoría es el polvo junto con el foco de calor los que se mueven conjuntamente sobre un soporte o sobre una capa de polvo fundido previamente.
- *Wire feed system.* En esta categoría es el material de aporte, en forma alambre, el que se mueve junto con el foco de calor.

Después de la creación del comité para la fabricación aditiva (Committee F42 on Additive Manufacturing Technologies 2009), se estableció otra clasificación en base al tipo de maquina empleada para la adición de capas:



## ESTADO DEL ARTE Y OBJETIVOS

- *Material Extrusion - (Fuse deposition modelling; FDM)*, en donde un filamento va posicionándose en x-y fundiéndose y generando estructuras en tres dimensiones.
- *Vat Photopolymerization - (Stereolithography; SLA) (Digital light projector; DLP)(Continuous Digital Light Processing; CDLP)*. El proceso tiene lugar cuando un líquido fotocurable reacciona con un haz láser de barrido o una imagen proyectada de alta resolución.
- *Powder Bed Fusion, PBF - (Selective laser sintering; SLS) (SLM) (Direct metal laser sintering; DMLS) (EBM) (Multi Jet Fusion; MJF)*. Se basa en la fusión de un lecho de polvo, ya sea metálico o polimérico para crear componentes de diferentes geometrías. Es el proceso en el que se basa la presente investigación.
- *Material Jetting, MJ - (PolyJet) (NanoParticle Jetting; NPJ) (Drop on Demand; DoD)*. Se basa en la deposición de gotas finas mediante impresión 3D como si fuera un chorro de tinta de impresora convencional.
- *Binder Jetting, BJ* - Se basa en un chorro de tinta de un aglutinante líquido sobre un lecho de polvo.
- *Directed Energy Deposition, DED - (Laser engineered net shaping; LENS) (Electron Beam Additive Manufacturing; EBAM)*. Se basa en la deposición de polvo o alambre junto con la acción de una laser que hace que se puedan formar estructuras metálicas con distintas geometrías.
- *Lamination Object Manufacturing (LOM)* - Se basa en la disposición de láminas aplicadas para formar estructuras 3D.

## ESTADO DEL ARTE Y OBJETIVOS

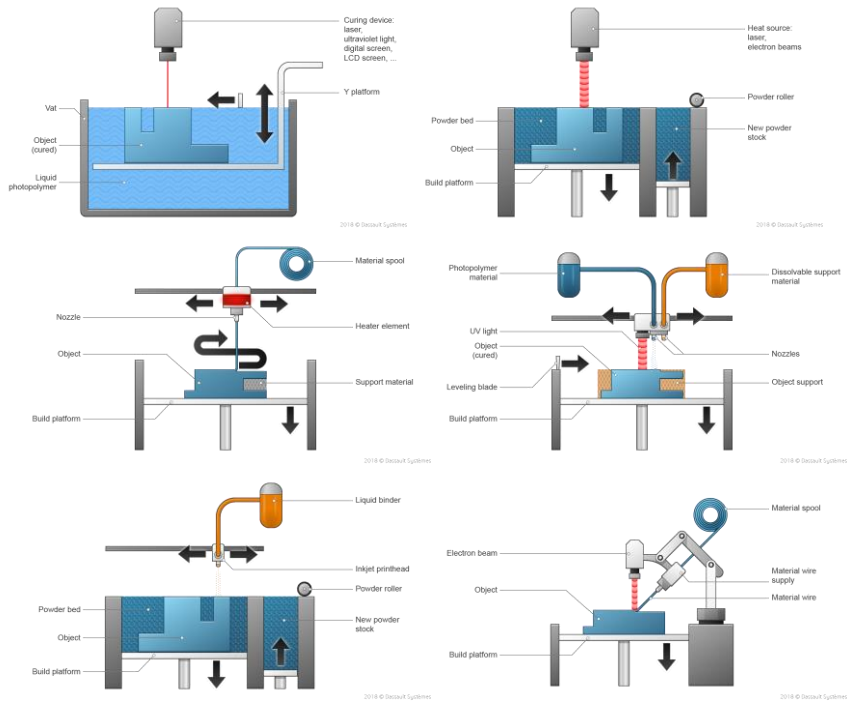


Imagen 1-16. Esquemas de las principales tecnologías de fabricación aditiva. Diseñados por Dassault Systèmes.

Las principales tecnologías usadas para la deposición de metal son en base a tecnologías PBD y DED, aunque principalmente las PBD son las que se proporcionan una muy alta calidad de las piezas fabricadas, tanto mecánica como microestructuralmente. Cada sistema tiene limitaciones en cuanto a la bandeja de fabricación y la fuente de energía que posibilita la unión de los diversos materiales. En modo resumido se muestran unos datos en la Tabla 1.3.

Tabla 1.3. Sistemas de fabricación aditiva y características (Frazier 2014).

Sistema de Fabricación	Proceso	Dimensiones de fabricación (mm)	Fuente de energía
<i>Powder bed</i>			
ARCAM A2	EBM	200X200X350	7 KW
EOS M280	DMLS	250X250X325	200-400 W Yb-fiber laser
Concept Laser Cusing	SLM	300X350X300	200W fiber laser
MTT	SLM	250X250X300	100-400 W Yb-fiber laser
Phenix system group PXL	SLM	250X250X300	500W fiber laser
Realizer SLM 250	SLM	250X250X220	100, 200 o 400W
<i>Powder feed</i>			
<b>Optomec (LENS 850-R)</b>	LENS	900x1500x900	1 o 2 KW IPG fiber laser
<b>POM DMD (66R)</b>			
Accufusion laser consolidation	LC	1000x1000x1000	Nd:YAG laser
<i>Wire Feed</i>			
Sciaky (NGI)	EBAM	762x483x508	> 40 KW
<b>MER plasma transferred arc selected FFF</b>	PTA	610x610x5.182	Plasma 350A DC

### 1.7. Ventajas y desventajas de la fabricación aditiva.

Cuando hablamos de las ventajas de la fabricación aditiva la primera y con más influencia o impacto en el mercado es su capacidad para poder desarrollar piezas complejas sin la necesidad de moldes y matrices ni piezas especiales. El concepto de pieza compleja alcanza otro nivel ya que podemos desarrollar geometrías que solo se pueden fabricar con dicha tecnología, como pueden ser los mallados imposibles de fabricar en otros procesos (Flower 1995). La mera posibilidad de fabricar piezas complejas ya es un atractivo para los sectores del automóvil y aeronáutica, y si a esto le sumamos que las aleaciones de titanio son las primeras desarrolladas mediante fabricación aditiva hace que el sector aéreo sea el que más ha apostado por dicha tecnología. En los últimos 10 años ha madurado considerablemente en la producción de piezas de titanio siendo los principales factores potenciales los mencionados a continuación:

## ESTADO DEL ARTE Y OBJETIVOS

- Se trata de una tecnología que transforma el material base de formato polvo o hilo al concepto final de pieza sólida. Es por ello que se le denomina a la tecnología net shape, como pieza completa. Las piezas pueden ser fabricadas de forma rápida sin la necesidad de herramientas ni utillajes especiales que requieren ser fabricados previamente, acortando así plazos de fabricación. Las geometrías capaces de fabricar pasan a otra dimensión, ya que no solo podemos realizar piezas complejas, sino que podemos desarrollar geometrías que anteriormente no se podían fabricar, como capas malladas de tamaño micrométrico, cambios geométricos graduales o geometrías curvadas y/o canales imposibles de fabricar mediante otra tecnología.
- En el caso de materiales metálicos el empleo de polvo y la no necesidad de fabricar herramientas o moldes previos hace a la tecnología la ideal para el desarrollo de la fabricación del concepto o del prototipo, pero si tenemos en cuenta la reducción de costes de utillajes, para series cortas o complejas la rentabilidad queda demostrada.
- La personalización de las piezas a fabricar es uno de los factores que más está influyendo en el uso de esta tecnología en el sector biomédico. La posibilidad de fabricar componentes a la medida y necesidades del paciente ha abierto una vía de desarrollo en el mercado de los implantes.
- La cantidad de material es notablemente inferior, por lo que se reduce u optimiza el uso de elementos de aleación altamente costosos. Esto hace que ciertos componentes desarrollados con elementos químicos especiales como el Co, Cu, W o el Ti tengan cabida a ser desarrollados mediante estas técnicas (Taminger y Hafley 2003)

El empleo del material polvo usado como soporte para ser reutilizado optimiza aún más la economía del proceso mejorando notablemente el impacto medioambiental (Vlcek 2007)

- La posibilidad de generar materiales gradados (functionally graded materials) o materiales con estructura de nido de abeja le da esta tecnología un interés especial (Heinl, Körner, y Singer 2008; Mumtaz y Hopkinson 2007; Wang, Mei, y Wu 2006).
- El desarrollo rápido de piezas de compromiso y el acortar los tiempos de fabricación hace de esta tecnología la más prometedora en componentes de responsabilidad del sector aéreo.

Pero no todo son ventajas mediante esta tecnología. Por supuesto existen desventajas que deben ser tenidas en cuenta a la hora de empezar a trabajar con este proceso de fabricación. A continuación, se describen las que mayor influencia tienen para frenar el avance de la tecnología a otros sectores de menor coste:

- La principal desventaja o limitación es la velocidad de fabricación con respecto a otras tecnologías. Esto hace que la fabricación aditiva no pueda introducirse a día de hoy en mercados donde prima la reducción de costes y la producción de grandes series.

- Durante los procesos de fabricación se requieren gases inertes que eviten una excesiva contaminación mediante óxidos de la pieza, por lo que se requiere el empleo de gases o cámaras de vacío.
- La existencia de defectos internos como porosidad o zonas de falta de fusión es otro de los temas críticos para la validación de las muestras fabricadas mediante esta tecnología, lo que hace que los parámetros de fabricación deban ser testados para corroborar que estos tienen una repetitividad continuada en el tiempo. Ocurre algo similar a los propios procesos de soldadura, donde se requiere que las operaciones de producción sean testadas previamente a su empleo.
- La repetitividad de piezas no está garantizada con esta tecnología por lo comentado en el punto anterior, por lo que existe la posibilidad de tener gran cantidad de rechazos de piezas en comparación con otras técnicas de fabricación.
- La obtención de la materia prima (polvo metálico en el caso de los metales) tiene un elevado coste, lo que incrementa considerablemente el coste total de la pieza.

### **1.8. Calidad del material fundido.**

Como se ha comentado en los anteriores apartados, el desarrollo de aleaciones metálicas mediante técnicas *Powder bed system* son fruto del fundido de la materia prima repartido en una bandeja horizontal. El propio proceso de fabricación hace que durante la fabricación exista una tendencia a la formación de defectos que condicionarán la calidad del material desarrollado. Los defectos más significativos que nos podemos encontrar y con mayor influencia en la calidad del metal, se basan en el desarrollo de formaciones porosas dentro de la matriz. Estas formaciones porosas pueden deberse a contenido de gases del polvo de partida y se presentan a través de una morfología esférica.

Otro de los defectos más comunes que nos podemos encontrar en el interior de componentes o piezas realizadas mediante FA es lo que se denomina comúnmente falta de fusión, *lack of fusion (LOF)*, la cual se produce debido a que durante una de las capas de fabricación el polvo este no ha recibido la energía suficiente para ser fundido (Liu et al. 2014). Este efecto también puede producirse debido a una variación de los parámetros de fabricación, a tener un haz desenfocado o incluso a un mal reparto del polvo de partida o contaminación de éste. La principal diferencia entre la porosidad y la falta de fusión se puede observar mediante microscopía óptica donde, si en la porosidad se observan esferas que provienen de concentraciones de gases, en la falta de fusión se aprecia normalmente de forma parcial un polvo esférico medio fusionado con otra parte del material. Estas formaciones, normalmente situadas entre capas de fabricación, poder actuar como concentrador de tensiones, reduciendo su comportamiento mecánico, sobre todo cuando los materiales están sometidos a esfuerzos dinámicos.

El polvo diseñado para realizar componentes de fabricación aditiva en un sistema de fusión horizontal debe ser de morfología esférica para que tenga la capacidad de fluir y

que se reparta de la forma más homogénea posible en toda la horizontalidad de la bandeja. La fabricación de este polvo se realiza mediante el sistema de atomización por gas, mediante la pulverización del propio metal en estado líquido, y solidificación en forma de gotas. La formación de estas gotas se basa en el empleo de gases como el helio o el nitrógeno que pueden quedar retenidos en el interior de los polvos de partida (Cain et al. 2015; Svensson y Ackelid 2009). La medición de la porosidad encontrada en el interior del material se puede realizar a través de métodos metalográficos donde se observa la microestructura mediante microscopio óptico de una zona concreta, generalmente pequeña, para posteriormente analizar el diámetro del poro o el porcentaje de porosidad en comparación con un área en concreto. Esta técnica solo se puede realizar en zonas muy concretas y localizadas y normalmente no suele dar una buena representación del volumen total de porosidad de una pieza. Otra de las técnicas más extendidas y más precisas es la tomografía computarizada, a través de la cual se actúa con una fuente de rayos X para obtener una imagen de forma digital y, mediante la combinación de varias imágenes, se puede obtener una visualización en 3D con un análisis más exhaustivo que el realizado mediante la simple microscopía óptica.

### **1.9. Microestructura producida mediante EBM.**

En el caso de la fabricación aditiva mediante haz de electrones la microestructura desarrollada durante el proceso de fabricación ha sido estudiada por varios autores en la última década (Al-Bermani et al. 2010; Safdar, Wei, et al. 2012). Esta estructura, tal como se define en la bibliografía, está compuesta por granos columnares  $\beta$  que se originan desde abajo hacia arriba de la bandeja de fabricación debido a los constantes ciclos de temperatura que van sufriendo las capas conforme avanza la fabricación y a que la cámara de fabricación se encuentra siempre en alrededor de los 700°C.

La separación que se forma entre cada uno de los granos alargados viene determinada por la formación de un borde de grano, en el cual se encuentra una capa fina  $\alpha$ . En el interior de los granos se encuentran regiones que tienen placas de esta misma fase, la fase  $\alpha$ , y que se encuentran dispuestas en paralelo de forma ordenada. Estas formaciones se denominan “colonias  $\alpha$ ” y son fruto de un enfriamiento lento del material, enfriamiento que viene precedido de esa historia térmica propia del proceso de fabricación (Al-Bermani et al. 2010; Safdar, Wei, et al. 2012). En las diversas publicaciones se indica que las condiciones de temperatura de la fabricación promueven la descomposición de la fase  $\alpha'$ . Esta descomposición significa que durante la solidificación se produce la ruta que va desde el estado líquido a la fase  $\beta$  y que esta se transforma, superada la línea de *beta transus*, a fase  $\alpha'$ , después se produciría la transformación  $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$  fruto de la temperatura presente en la bandeja. (Facchini et al. 2009; Gil Mur, Rodríguez, y Planell 1996).

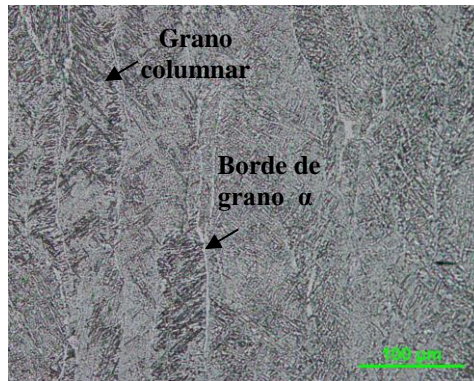


Imagen 1-17. Imagen donde se observa el borde de grano  $\alpha$  y el grano  $\beta$  primario columnar en un corte metalográfico longitudinal al grano columnar.

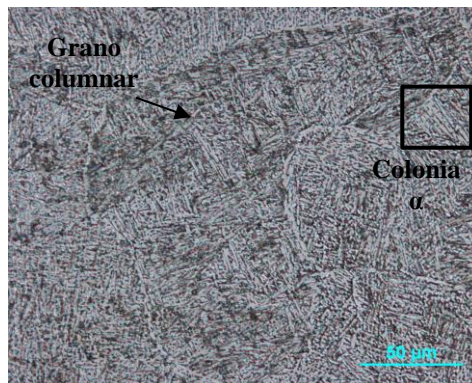


Imagen 1-18. Imagen donde se observa una colonia  $\alpha$  en el interior del grano  $\beta$  primario en un corte metalográfico de la transversal del grano columnar.

En los sistemas de FA de fusión horizontal el haz de electrones sigue el patrón marcado por el 3D-CAD a una velocidad que ronda los  $10^3$  mm/s, una vez fusionado el polvo la bandeja baja para continuar con la siguiente capa. Mediante otra bandeja de reparto llamado *rake* el polvo se distribuye procedente de dos tolvas que contienen la materia prima a ambos lados. Según la distinta bibliografía la microestructura que tiene lugar sigue el patrón de avance del proceso comentado a través del eje Z. Durante el comienzo de la fabricación estos granos columnares no tienen el mismo desarrollo si están situados en la parte inicial o final del propio proceso. Este efecto es debido a diversos factores, como son las reacciones que tienen lugar en la base de la fabricación y el efecto que tiene el polvo adyacente a las zonas fundidas que actúan como material aislante reteniendo así el aporte térmico del haz de electrones o láser (Al-Bermani et al. 2010; Dinda, Song, y Mazumder 2008; Facchini et al. 2009; Kobryn y Semiatin 2003; Murr, Quinones, et al. 2009; Qian et al. 2005).

Si tenemos en cuenta un cilindro de Ti6Al4V fabricado en sentido vertical y seccionamos transversalmente el cilindro para observar su microestructura interna, podremos ver una metalografía uniforme de fase  $\beta$  primaria, con cierta equiaxialidad, en la que nos encontramos en el interior una microestructura tipo Widmanstätten, pero si hacemos lo mismo en el sentido transversal del cilindro nos encontramos con esa misma fase  $\beta$  primaria siguiendo un patrón de grano alargado que coincide con la dirección de fabricación desde abajo hacia arriba, en la dirección Z. Esta formación es una microestructura singular de la fabricación aditiva en donde está presente una formación de granos columnares de tamaños irregulares. Dentro de estos granos columnares nos encontramos con una formación  $\alpha+\beta$  en donde las placas  $\alpha$  se encuentran separadas en colonias de diferentes tamaños y orientaciones, estas colonias  $\alpha$  en general son de tamaño muy pequeño. Alrededor de este grano columnar  $\beta$  nos encontramos con un borde de grano en forma de capa  $\alpha$ . La formación final es similar a la descrita en apartados anteriores en relación a la estructura de tipo laminar de las aleaciones de titanio convencionales.

Otro aspecto a tener en cuenta es lo que ocurre en los extremos de la propia fabricación. Durante el proceso de fusión del polvo, se emplean distintos parámetros de máquina si lo que se pretende es fundir el interior de una geometría o el contorno de ésta. El procesamiento del contorno se lleva a cabo en una zona que comprende aproximadamente 2 mm de la zona exterior. En esta zona los granos columnares  $\beta$  se encuentran inclinados debido a la nucleación de granos producida en los alrededores de la superficie fundida, aunque estos pueden sufrir diferentes modificaciones según sea el espesor de la propia fabricación (Antony, Meyer, y Prangnell 2013).

Por otro lado, comentar la evolución microestructural que tiene lugar en la parte inicial del proceso de fabricación. La base inferior de fabricación, si se lleva a cabo mediante una aleación de acero inoxidable, conlleva un beneficio en el momento de separar los componentes de la placa, debido a la poca interacción que tiene lugar este material con las aleaciones de titanio, ya que se originan zonas muy frágiles que hace que se puedan eliminar los componentes casi de forma manual (Al-Bermani et al. 2010). En estos casos se genera una transición de la microestructura que da origen a la creación de los granos columnares. También se ha reportado que diferentes estrategias del camino recorrido por el haz pueden interrumpir la creación de estos granos columnares e incluso producir una microestructura más equiaxial (Moat et al. 2009).

### **1.10. Tenacidad y crecimiento de grieta en la FA.**

Actualmente nos encontramos con normativas en donde se establecen los límites de las propiedades mecánicas de las aleaciones de Ti6Al4V fabricadas por diferentes métodos. Centrándonos en la normativa norteamericana podemos citar como referentes la normativa ASTM B265 (ASTM B265 - 20a 2020) en donde se clasifican las aleaciones en formato plano, la normativa ASTM B348 (ASTM B348 / B348M - 19 2019) más centrada en formatos en barras, la normativa ASTM F1108 (ASTM F1108 - 14 2014) centrada en las aleaciones destinadas a implantes quirúrgicos producidos mediante fundición, la ASTM F1472 (ASTM F1472 - 20a 2020) centrada en las aleaciones



destinadas a implantes quirúrgicos producidos mediante forja, y por último la AMS 4911(AMS4911P 2018) centrada en materiales aeroespaciales. En todas ellas aparecen las propiedades mecánicas que debieran tener estas aleaciones para cumplir los requisitos del mercado. Como se puede ver en la Tabla 1.4, los valores exigidos varían según la normativa, fruto del formato de producción y de la necesidad del sector al que van destinadas.

Tabla 1.4. Valores de resistencia mecánica relacionadas con la aleación Ti6Al4V de diversas normativas.

<b>Norma y tratamiento</b>	<b>Límite elástico (Rp0.2) (MPa)</b>	<b>Resistencia a la tracción (MPa)</b>	<b>Elongación a rotura (%)</b>
ASTM B265	880	950	> 15
ASTM B348	828	895	> 10
ASTM F1108	758	860	> 8
ASTM F1472	860	930	> 10
AMS 4911 (tratado y envejecido)	1100	1100	> 10
AMS 4911 (recocido)	825	895	> 10

Con respecto a las propiedades que se pueden encontrar para materiales fabricados mediante tecnología de adición por capas, existe una normativa norteamericana que indica los requisitos mecánicos mínimos. La normativa ASTM F2924 (ASTM F2924 - 14 2014) trata de las aleaciones fabricadas mediante la tecnología PBF, que es el caso que acontece a la fabricación aditiva por haz de electrones. Las mínimas propiedades mecánicas quedan establecidas según la posición de la muestra y su orientación, distinguiendo esta orientación con respecto al eje Z, X e Y, aunque como se puede ver en la Tabla 1.5 los valores de referencia son los mismos para todas las orientaciones y a la vez son similares a las aleaciones producidas por los métodos convencionales.

Tabla 1.5. Valores de resistencia mecánica para la aleación Ti6Al4V según normativa para la fabricación mediante PBF (Power Bed Fusion).

<b>Norma</b>	<b>Límite elástico (Rp0.2) (MPa)</b>	<b>Resistencia a la tracción (MPa)</b>	<b>Elongación a rotura (%)</b>
ASTM F2924 (X e Y)	825	895	> 10
ASTM F2924 (Z)	825	895	> 10

ESTADO DEL ARTE Y OBJETIVOS

Fuera de las normativas indicadas anteriormente se tiene constancia de valores que se han estado recopilando en las distintas investigaciones para este tipo de materiales fabricados por tecnologías PBF. Entre ellas las más investigadas son las desarrolladas por tecnologías tanto SLM como EBM. En la Tabla 1.6 se presentan distintas publicaciones con los valores indicados.

Tabla 1.6. Valores de resistencia mecánica para la aleación Ti6Al4V encontrados en la bibliografía de ensayo de tracción, según orientaciones, tecnología usada y tratamiento térmico. Límite elástico (Rp0.2); Resistencia a la tracción (Rm); Elongación a rotura (A).

Tecnología	(Rp0.2) (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	Estado (orientación)	Referencia
EBM	1100	1150	16	-	(Murr, Esquivel, et al. 2009)
EBM	1034.5	1110	13.08	(z)	(Murr et al. 2011)
EBM	1101.7	1113.7	11.08	(x-y)	(Murr et al. 2011)
EBM	870	915	13.1	-	(Facchini et al. 2009)
EBM	795	870	13.7	HIP	(Facchini et al. 2009)
EBM	952.2	1007.7	12.3	(x-y)	(Hrabe y Quinn 2013c)
EBM	982.9	1029.7	12.2	(x-y)	(Hrabe y Quinn 2013c)
EBM	966.5	1017.4	12.2	(z)	(Hrabe y Quinn 2013c)
EBM	984.1	1032.8	9	(z)	(Hrabe y Quinn 2013c)
EBM	961	1008.6	7.1	(x-y)	(Hrabe y Quinn 2013c)
EBM	993.1	1036.3	11.1	(x-y)	(Hrabe y Quinn 2013c)
EBM	927.6	1011.6	13.2	(x-y)	(Hrabe y Quinn 2013a)
EBM	929.5	1010.4	13.7	(x-y)	(Hrabe y Quinn 2013a)
EBM	997	1060	8.8	(z)	(de Formanoir et al. 2016)
EBM	1063	1120	7.1	(x-y)	(de Formanoir et al. 2016)
EBM	1006	1066	15	(x-y)	(Galarraga et al. 2017)
EBM	1001	1073	11	(z)	(Galarraga et al. 2017)
EBM	774	913	13	Recocido (x-y) y (z)	(Galarraga et al. 2017)
EBM	910-960	970-1030	12-16	-	(Vlcek 2006)
EBM	883.7	993.9	13.6	(z)	(Al-Bermani et al. 2010)
EBM	932.4	1031.9	11.6	(z)	(Al-Bermani et al. 2010)
EBM	928.8	1028.9	13	(z)	(Al-Bermani et al. 2010)

ESTADO DEL ARTE Y OBJETIVOS

EBM	938.5	1029.1	13.2	(z)	(Al-Bermani et al. 2010)
EBM	1125.2	1175.3	20	-	(Murr, Quinones, et al. 2009)
SLM	1000	1083	5.8	Recocido	(Vlcek 2006)
SLM	978	1143	11.8	(x-y)	(Simonelli, Tse, y Tuck 2014)
SLM	967	1117	8.9	(z)	(Simonelli et al. 2014)
SLM	958	1057	12.4	Relajación de tensiones (x-y)	(Simonelli et al. 2014)
SLM	937	1052	9.6	Relajación de tensiones (z)	(Simonelli et al. 2014)
SLM	1008	1080	1.6	(z)	(Leuders et al. 2013)
SLM	1093	1279	6	(x-y)	(Cain et al. 2015)
SLM	1125	1216	6	(x-z)	(Cain et al. 2015)
SLM	960	1006	7.28	-	(Vrancken et al. 2012)
SLM	962	1041	15	(x-y)	(Jiao et al. 2017)
SLM	871	988	14	(z)	(Jiao et al. 2017)

En cuanto a la tenacidad a la fractura de las aleaciones de Ti6Al4V, la bibliografía no dispone de un abanico tan amplio de resultados. En muchas de las investigaciones se busca representar las diferencias atribuidas a la orientación y posición de la fabricación. En la Tabla 1.7 se presenta una tabla con los valores que podemos encontrar en las investigaciones más relevantes.

Tabla 1.7. Valores de tenacidad la fractura de diversa bibliografía para la aleación Ti6Al4V según la tecnología de fabricación aditiva.

Tecnología	Kq/KIc MPa·m <sup>0.5</sup>	Dimen- siones (mm)	C (m/ciclo)	m	Estado	Ref
EBM	106.5	W=50, B=25	-	-	Sin tratamiento (z)	(Greitemeier et al. 2017)
EBM	82	W=20, B=9	-	2.9	Sin tratamiento (x-y)	(Seifi et al. 2017)
EBM	91	W=20, B=9	-	2.9	Sin tratamiento (x-z)	(Seifi et al. 2017)
SLM	52.4	W=25, B=12.5	5x10 <sup>-12</sup>	3.37	Sin tratamiento (z)	(Hooreweder et al. 2012)

ESTADO DEL ARTE Y OBJETIVOS

SLM	28	W=25, B=12.5	$5.79 \times 10^{-12}$	3.37	Sin tratamiento (x-y)	(Cain et al. 2015)
SLM	23	W=25, B=12.5	$7.51 \times 10^{-12}$	4.17	Sin tratamiento (x-z)	(Cain et al. 2015)
SLM	16	W=25, B=12.5	$2.08 \times 10^{-12}$	4.41	Sin tratamiento (z-x)	(Cain et al. 2015)
SLM	-	W=40, B=10	$2.08 \times 10^{-8}$	2.90	Sin tratamiento (x-y)	(Jiao et al. 2017)
SLM	-	W=40, B=10	$3.16 \times 10^{-8}$	2.98	Sin tratamiento (x-z)	(Jiao et al. 2017)

En general, y para el caso de fabricaciones mediante haz láser, se obtienen valores ligeramente inferiores a los encontrados en procesos de fabricación convencional (Cain et al. 2015). Los motivos del descenso de la tenacidad a la fractura están relacionados principalmente con las tensiones internas producidas por la naturaleza del propio proceso, por el que se produce una disminución de temperatura a alta velocidad. En este tipo de fabricación se pueden apreciar diversos defectos internos, principalmente porosidades. En algunas investigaciones y mediante tratamientos térmicos posteriores a la fabricación, se han visto mejorados los valores, sobre todo con tratamientos como el HIP, en el que interviene la alta presión y la alta temperatura, dando como resultado una reducción de nivel de defectos y estabilización de la microestructura, eliminando tensiones residuales (Becker, Beck, y Scheffer 2015).

En cuanto a los estudios de crecimiento de grieta para tecnologías SLM, se han estado estudiando los efectos de las distintas orientaciones en las muestras fabricadas mediante impresión 3D. La investigación llevada a cabo por (Cain et al. 2015) muestra un avance de grieta más lento en la posición xy para las muestras sin tratamiento térmico, orientación en donde el avance de grieta se produce de forma paralela a los granos columnares. Por el contrario, en la orientación zx el avance de grieta posee la mayor velocidad. Una conclusión similar se presenta en (Jiao et al. 2017).

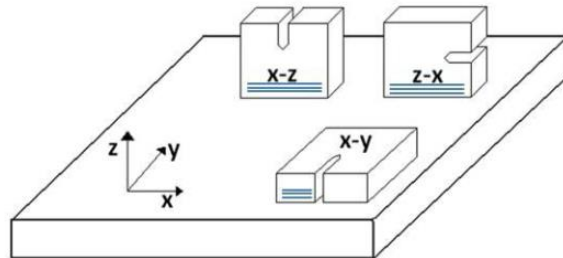


Imagen 1-19. Posicionamiento de las probetas CT en la investigación de (Cain et al. 2015), con la tecnología SLM.

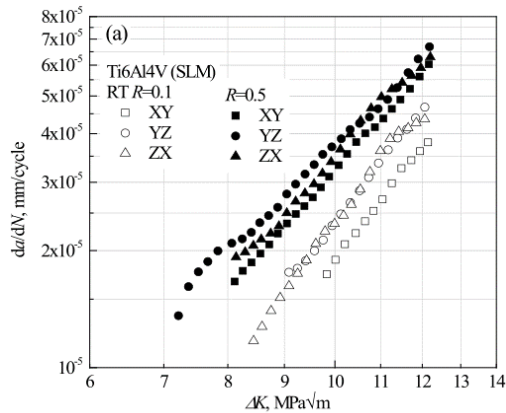


Imagen 1-20. Curvas  $da/dN$  vs  $\Delta K$  de la investigación llevada a cabo por (Jiao et al. 2017).

Como se puede observar en los resultados concernientes a la tenacidad a la fractura para los procesos de fabricación mediante EBM, algunas orientaciones obtienen una mayor resistencia fruto de la fuerte direccionalidad del flujo de calor en las fabricaciones de muestras por haz de electrones, aunque esa anisotropía no siempre coincide en todas las investigaciones (Seifi et al. 2017). Los datos obtenidos de tenacidad a fractura en la diversa bibliografía son difícilmente comparables ya que en muchas publicaciones se llevan a cabo ensayos con espesores de probeta menores a las establecidas para lograr el estado de deformación plana, según se establece en la normativa de referencia.

Por otro lado, para la tecnología de procesado mediante EBM y de forma general, los valores obtenidos en la bibliografía son similares o incluso superiores a los obtenidos en los procesos convencionales (Seifi et al. 2015; Seifi, Christiansen, et al. 2016). Los valores obtenidos en algunas investigaciones sugieren que la tenacidad a la fractura mediante la tecnología EBM puede variar sustancialmente en las distintas orientaciones y posiciones, siendo clave la textura, microestructura o nivel de defectos internos (Seifi, Salem, et al. 2016).

Según (Seifi et al. 2017), la trayectoria de la grieta con respecto al grano primario  $\beta$  marca la resistencia de la tenacidad, en tanto en cuanto si el frente de grieta atraviesa el grano primario  $\beta$ , o si por el contrario lo bordea. En el caso de las muestras posicionadas en la bandeja de tal forma que el frente de grieta sea horizontal, atravesando cada uno de los granos columnares, nos encontramos con valores inferiores a si el frente de grieta se encuentra en posición vertical. El efecto producido por tratamiento posteriores como es el caso del HIP, hace que la microestructura, en concreto la placas o laminas  $\alpha$ , engrosen con respecto al estado inicial, y disminuya la cantidad de defectos presentes en el material. En la investigación llevada a cabo por (Seifi et al. 2017), los valores de tenacidad a la fractura y la pendiente de la curva de Paris disminuyen tras este tratamiento.

En cuanto al crecimiento de grieta y la tecnología EBM, (Galarraga et al. 2017) estudió el efecto de la orientación en el umbral bajo de  $\Delta K$ . En este caso, el avance más lento se produce en orientaciones xz, y el autor lo asocia a las ramificaciones que tienen lugar en esa orientación, ya que los granos columnares actúan como desviadores durante la propagación. (Galarraga et al. 2017) indica que cuando las grietas siguen un camino que es paralelo a las capas de fabricación, no se produce interacción con los granos columnares y las grietas los cruzan sin mayor obstáculo.

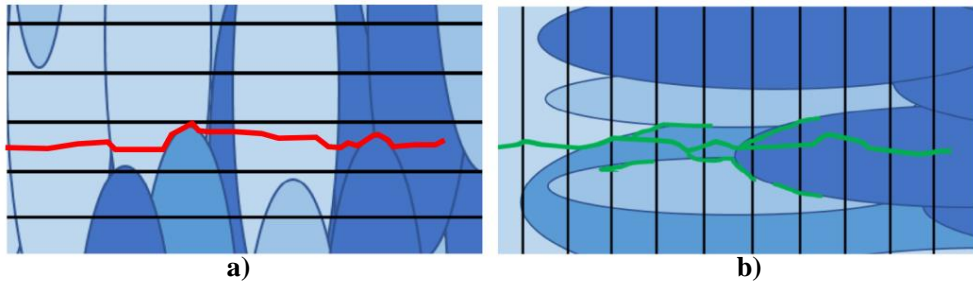


Imagen 1-21. Vista esquemática de la propagación de grietas en las direcciones (a) horizontal y (b) vertical, que muestra las interacciones con los bordes de grano  $\beta$  columnar y las capas de fabricación. Imagen de (Galarraga et al. 2017).

### 1.11. Mecánica de la fractura elástico lineal (MFEL).

Antes de comenzar a hablar del Método de los Elementos Finitos Extendidos (XFEM) es imprescindible repasar las técnicas más tradicionales, como es el Método de los elementos finitos (MEF) y su relación con el enfoque de la MFEL.

Para explicar el MEF se tiene que definir lo que es un problema de contorno, siendo aquel que está gobernado por una o más ecuaciones diferenciales o integrales dentro de un dominio, y por condiciones de contorno en la frontera de dicho dominio. Las condiciones de contorno suelen ser las cargas aplicadas y los desplazamientos impuestos. El dominio geométrico se discretiza en una serie de regiones discretas, resultando en un conjunto de subdominios de nodos conectados y de elementos, que llamaremos malla. A partir de esta malla, se puede plantear un sistema de valores nodales como incógnitas para obtener una aproximación a la solución exacta desconocida.

La idea esencial se basa en la subdivisión de elementos dentro de un sólido interconectados entre sí mediante nodos, de modo que el desplazamiento que se produce en un punto del elemento se puede interpolar a partir de los desplazamientos nodales y así aproximar, posteriormente, las tensiones y las deformaciones en el interior de ese elemento a partir del campo de desplazamientos obtenido.

En los problemas de MFEL existe una peculiaridad como es la presencia de una grieta en el dominio con el comportamiento singular en cuanto a deformaciones y tensiones en su extremo. Estudia, por tanto, los mecanismos y procesos de propagación de grietas en sólidos, así como las tensiones y deformaciones que tienen lugar en la zona próxima a la

grieta. Los fundamentos de esta disciplina se basan en los trabajos realizados hace un siglo por (Griffith 1921, 1924) basados en los conceptos de transformación de energía elástica en energía de superficie generada en el avance de las caras de grieta. En otras palabras, se basa en la comparación entre la energía liberada ( $G$ ) por unidad de superficie al avanzar una grieta con la energía necesaria para el agrietamiento ( $G_{IC}$ ). Posteriormente fue (Irwin 1948) quien basó el análisis en términos de tensiones en las cercanías del extremo de grieta, proponiendo el concepto de factor de intensidad de tensiones  $K$ .

### 1.11.1. Balance energético de Griffith.

(Griffith 1921, 1924) propuso un balance energético en un sólido con una fisura o grieta. En este supuesto, asumió que un cuerpo cargado elásticamente almacena una energía potencial elástica, y que si en el interior del cuerpo existe una grieta, en el momento en que esta avance existirá un incremento de la superficie de grieta, y por lo tanto de geometría, consumiendo energía para la creación de nuevas superficies de grieta. La energía necesaria para la creación de estas caras de grieta puede provenir bien de la propia energía potencial elástica almacenada por el cuerpo, bien por el trabajo realizado por las fuerzas exteriores aplicadas.

Por lo tanto, desde el punto de vista energético interesa conocer si una grieta contenida en un cuerpo va a tener la suficiente energía como para que avance o no. Si la variación de la energía disponible es igual o mayor que la necesaria para romper cohesión de material la grieta avanzará, en cambio si la energía disponible es menor esta no progresará.

Para exponerlo desde un punto de vista matemático se tienen en cuenta las fuerzas exteriores, la energía potencial de deformación elástica, el trabajo en caso de que exista deformación plástica, la energía cinética del cuerpo y por último la energía consumida para generar la grieta por la propia descohesión del material. Realizando un balance energético se tiene la siguiente ecuación.

$$\dot{T} = \dot{U}^e + \dot{U}^p + \dot{K} + \dot{\Gamma} \quad \text{Ecuación 1.1}$$

La Ecuación 1.1 está planteada para las derivadas con respecto al tiempo como balance de potencias. La variación del trabajo de las fuerzas exteriores con el tiempo es igual a la variación con el tiempo de las energías que aparecen en el lado de la derecha de la ecuación. Como todos los cambios son acordes al tiempo y estos a un crecimiento de grieta se puede escribir que la variación con respecto al tiempo es una variación con respecto al área de grieta, por lo que el balance energético queda como:

$$\frac{d}{dt} = \frac{dA}{dt} \frac{d}{dA} = \dot{A} \frac{d}{dA} \quad \text{Ecuación 1.2}$$

Con  $\dot{A} \geq 0$ ,

$$\frac{dT}{dA} = \frac{dU^e}{dA} + \frac{dU^p}{dA} + \frac{dK}{dA} + \frac{d\Gamma}{dA} \quad \text{Ecuación 1.3}$$

Por tanto, es equivalente hablar de variación con respecto al tiempo que con respecto al área de grieta. Si la grieta crece muy lentamente podemos considerar un problema cuasiestático y por lo tanto el termino de energía cinética  $K$  puede ser despreciado.

$$\frac{d}{dA}(T - U^e) = \frac{dU^p}{dA} + \frac{d\Gamma}{dA} \quad \text{Ecuación 1.4}$$

Sabiendo que en elasticidad se define como energía potencial total  $\Pi$  de un sistema a:

$$\Pi = U^e - T \quad \text{Ecuación 1.5}$$

Por lo tanto,

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dU^p}{dA} + \frac{d\Gamma}{dA} \quad \text{Ecuación 1.6}$$

Esto nos indica que la disminución en el valor de la energía potencial total  $\Pi$  de un sistema cuando crece una grieta es igual a la variación de la energía consumida por la deformación plástica y la generación de nuevas superficies de grieta. Si se aplica a materiales con comportamiento elástico sin prácticamente deformación plástica, la deformación plástica se puede considerar despreciable, quedando de la siguiente manera:

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{d\Gamma}{dA} \quad \text{Ecuación 1.7}$$

Por lo que la definición formal de  $G$  o tasa de liberación de energía por unidad de área quedará definida como:

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad \text{Ecuación 1.8}$$

Por otro lado, se tiene el termino de energía necesaria para la formación de caras de grieta que en ocasiones se escribe como  $R$  o  $2\gamma$ , donde  $\gamma$  se refiere a la energía requerida para formar una unidad de superficie. Quedando al final una ecuación como:

$$G = R \quad \text{Ecuación 1.9}$$

Por lo que el criterio de fallo en la mecánica de fractura elástico lineal depende de estos dos valores; si  $G$  es menor que  $R$ , la grieta no progresará, mientras que si  $G$  es mayor o igual que  $R$  la grieta sí progresará.

### 1.11.2. Concentrador de tensiones como defecto.

(Inglis 1913) fue el pionero en establecer una conexión de los defectos encontrados con la fractura mediante sus investigaciones en el análisis de tensiones en un agujero elíptico en base a los estudios que llevaron a cabo con los planteamientos energéticos.

(Inglis 1913) analizó agujeros elípticos en una placa plana lo suficientemente grande para ignorar la influencia de las condiciones de contorno, con las dimensiones  $2a$  de longitud de elipse (eje mayor) y eje menor  $2b$ , aplicando una tensión perpendicular a la



elipse. A partir de ese esquema llego a la conclusión de que la tensión producida en el extremo de la elipse viene dada por la geometría.

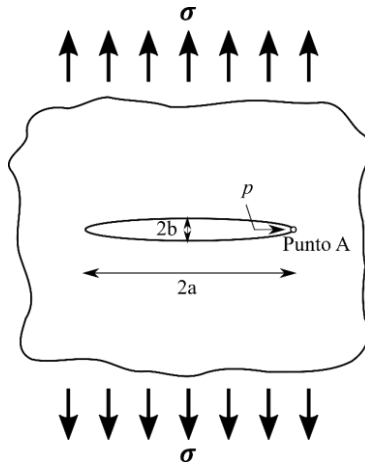


Imagen 1-22. Croquis de defecto elíptico sobre placa.

$$\sigma_A = \sigma \left( 1 + \frac{2a}{b} \right) \quad \text{Ecuación 1.10}$$

En la Ecuación 1.10 podemos tratar la relación  $\sigma_A/\sigma$  como un factor relacionado con la geometría que llamaremos factor de concentración de tensiones,  $k_t$ . Si la longitud  $a$  se considera mucho mayor que  $b$  nos encontramos con una elipse asimilable a una grieta, y por lo tanto el radio de curvatura del extremo  $\rho$  sería mucho menor. Introduciendo el radio de curvatura, la ecuación anterior resulta:

$$\sigma_A = \sigma \left( 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad \text{Ecuación 1.11}$$

donde

$$\rho = \frac{b^2}{a} \quad \text{Ecuación 1.12}$$

Cuando la longitud  $a$  es mucho más grande que  $b$ , la ecuación queda como se indica a continuación.

$$\sigma_A = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad \text{Ecuación 1.13}$$

Es con la Ecuación 1.13 con la que se obtiene que, si tenemos un radio de acuerdo muy pequeño, con un  $\rho$  igual a cero, las tensiones resultan ser infinitas. Ello implica que la

aparición de una grieta, por pequeña que sea y sea donde sea su localización, debería producir el fallo del material, ya que no existe un material que resista tensiones infinitas.

### 1.11.3. Campo elástico en el entorno cercano a la grieta.

Fueron (Westergaard 1939) e (Irwin 1957) quienes plantearon elásticamente el campo tensional en las proximidades de la grieta teniendo en cuenta un sistema de coordenadas polares ( $r, \theta$ ) definidas en un plano XY perpendicular al frente de grieta, Imagen 1-23. Irwin planteó que existe una pequeña zona próxima al frente o extremo de grieta donde se produce deformación plástica localizada en metales o bien la generación de microgrietas en otros materiales (denominados cuasifrágiles).

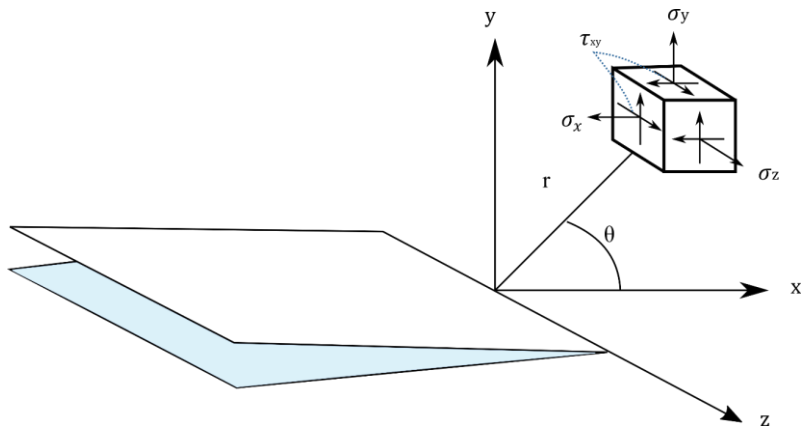


Imagen 1-23. Sistema de coordenadas cartesianas y polares utilizado en entorno del extremo de grieta.

Habitualmente se consideran diferentes modos de apertura de grieta en un sólido, mediante apertura de grieta desde un punto de vista de desplazamientos normales al plano de grieta, como es el modo I, y mediante desplazamientos tangenciales como es propio el modo II y III.

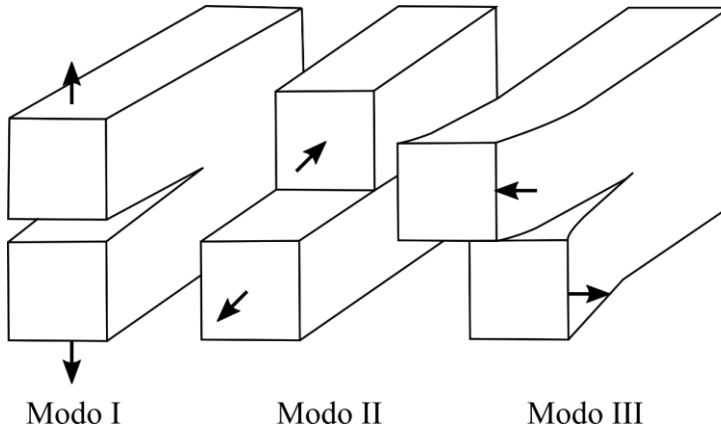


Imagen 1-24. Representación de los modos de apertura de grieta.

Para puntos suficientemente cercanos al extremo de grieta, se puede obtener el campo de tensiones cercano a la grieta, en el punto  $(r, \theta)$  de un material isótropo y elástico lineal, gracias a la teoría de elasticidad, dando lugar a las siguientes ecuaciones.

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \cos \frac{\theta}{2} - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \quad \text{Ecuación 1.14}$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \cos \frac{\theta}{2} - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \quad \text{Ecuación 1.15}$$

donde se han despreciado términos de orden superior en el desarrollo en serie. En el caso de un problema bidimensional, se considera  $\sigma_z = 0$ , bajo hipótesis de tensión plana y  $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$  en deformación plana, siendo  $\nu$  el coeficiente de poisson.

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left[ 1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] \cos \frac{\theta}{2} \quad \text{Ecuación 1.16}$$

$$\tau_{xz} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \quad \text{Ecuación 1.17}$$

$$\tau_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad \text{Ecuación 1.18}$$

Si tenemos en cuenta las fórmulas anteriores, se puede ver que las tensiones en un punto dado  $(r, \theta)$  solo dependen de los valores  $K_I$ ,  $K_{II}$  y  $K_{III}$  y cuanto mayor es el factor de intensidad de tensiones (FIT) mayores serán las tensiones en la grieta. Es por ello que este término FIT es tan relevante, ya que caracteriza las tensiones en zonas cercanas de la grieta y, por tanto, el grado de severidad de la misma. Para modo I de apertura de grieta, se tendrá que  $K_I \neq 0$ , siendo  $K_{II}$  y  $K_{III}$  nulos.

Se cumple el principio de similitud, por el que teniendo el mismo modo de apertura de grieta, a través del factor de intensidad de tensiones se puede caracterizar el estado tensional, y por lo tanto medir la severidad de la grieta en distintos componentes con distintas

geometrías y estados de carga. Por otro lado, el valor crítico del FIT es una propiedad del material, denotada como  $K_{IC}$  y denominada tenacidad a la fractura.

Para cada uno de los modos, el FIT es función de la carga y de la geometría. El factor de intensidad de tensiones se puede expresar de la siguiente forma:

$$K = Y\sigma^{nom}\sqrt{a} \quad \text{Ecuación 1.19}$$

Para el caso de una placa infinita con una grieta  $2a$  en modo I, se puede demostrar que  $Y=\pi^{1/2}$ , resultando el factor de intensidad de tensiones como:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{Ecuación 1.20}$$

Produciéndose el fallo cuando  $K_I=K_{IC}$ , considerándose el criterio de fallo en MFEL.

#### 1.11.4. La integral de contorno J.

Como hemos comentado con anterioridad, el campo elástico teórico propio de la MFEL está limitado debido a la existencia de una pequeña zona plástica en la vecindad de la grieta. (Rice 1968) proporcionó las bases para extender el comportamiento elastoplástico a la MF. Introdujo el concepto de integral J, un planteamiento más general del enfoque energético y que equivale a G en MFEL

La aplicación de la integral  $J$  en la mecánica de fractura representa la liberación de energía que, bajo un estado tensional, acompañaría a la grieta, teniendo en cuenta efectos plásticos. (Rice 1968) definió la integral  $J$  con arreglo al sistema de referencia de la Imagen 1-25. De forma general podemos definir la integral  $J$  a lo largo de cualquier camino  $\Gamma$  que rodee el frente de grieta, comenzando desde la superficie inferior de la grieta hasta la parte superior, como se representa en la Imagen 1-25:

$$J = \int_{\Gamma} \left[ W dy - T \frac{\partial u_i}{\partial x} d\Gamma \right] \quad \text{Ecuación 1.21}$$

Donde  $W$  es la densidad de energía de deformación por unidad de volumen;  $\Gamma$  es cualquier camino que rodee el extremo de la grieta, cuyo contorno es  $\Gamma_t$ ;  $T$  es el vector de tracciones a lo largo de  $\Gamma$ ;  $u$  es el vector de desplazamiento y  $d\Gamma$  es el elemento del arco de la curva  $\Gamma$ . El vector de tracciones sobre el contorno  $\Gamma$  se define con arreglo al vector normal unitario  $n$  indicado en la Imagen 1-25.

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad \text{Ecuación 1.22}$$

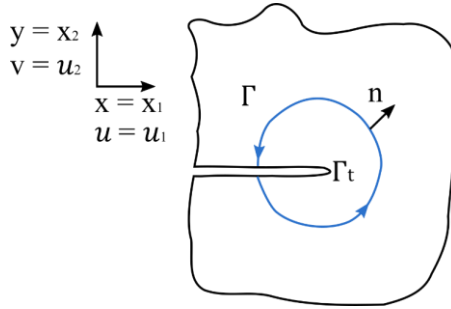


Imagen 1-25. Esquema de una entalla en un dominio 2D representando el camino  $\Gamma$  que contiene en su interior el fondo de entalla  $\Gamma_t$ .

Para un cuerpo elástico la densidad de energía de deformación por unidad de volumen se expresa mediante la Ecuación 1.23, donde se relacionan los tensores de tensión y deformación.

$$W = W(\epsilon_{mn}) = \int_0^{\epsilon_{mn}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad \text{Ecuación 1.23}$$

La Ecuación 1.21 está planteada en el caso en donde las caras de grieta sean paralelas al eje X. Bajo ciertas hipótesis habituales en MFEL, la integral  $J$  expresada en la Ecuación 1.21 es independiente del camino de  $\Gamma$ , y esto ha hecho que este método energético se considere uno de los más versátiles en las técnicas numéricas de MFEL. Es posible estimar  $J$  en zonas alejadas del extremo de la entalla donde los gradientes de deformación no son elevados y los resultados obtenidos a través de un método numérico como el método de elementos finitos ofrecen mayor precisión.

(Rice 1968) demostró que la integral de la Ecuación 1.21 es nula cuando se evalúa a lo largo de un contorno cerrado  $\Gamma^*$  como se representa en la Imagen 1-26. Como se puede apreciar los tramos que recorren las caras de la entalla  $\Gamma_2$  y  $\Gamma_4$  quedan anulados ya que en ellos  $d_{x_2} = 0$ , siendo al mismo tiempo  $T = 0$  si se suponen las caras libres de carga. Por ello para que se cumpla la nulidad de la Ecuación 1.21 (Rice 1968) demostró que es necesario que la  $\Gamma_1$  y  $\Gamma_3$  sean iguales, pero con signos opuestos debido al sentido diferente con el que se recorren los tramos. Por tanto, el resultado es independiente del camino recorrido. Si se elige como camino aquél que recorre el fondo de entalla  $\Gamma_t$ , la ecuación se puede reducir a:

$$J = \int_{\Gamma_t} W dx_2 \quad \text{Ecuación 1.24}$$

ya que  $T = 0$  al estar las superficies de la entalla libre de fuerzas aplicadas. Esto transforma  $J$  a una medida del grado de deformación en el fondo de entalla evaluado a través de una integral de la densidad de energía de deformación.

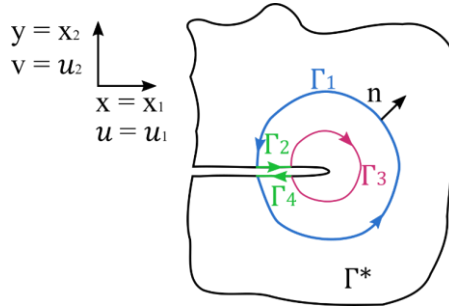


Imagen 1-26. Representación de una entalla en un dominio 2D representando el camino cerrado  $\Gamma^* = \Gamma_1 + \Gamma_2 + \Gamma_3 + \Gamma_4$ .

Si se cumple la hipótesis de elasticidad lineal, la integral  $J$  equivale a  $G$ , y permite deducir los FIT:

$$J = G \quad \text{Ecuación 1.25}$$

### 1.11.5. Relación de $K$ y $J$ en la mecánica de fractura elástico lineal.

Es conocido en la Mecánica de Fractura Elástica Lineal que el campo de tensiones en el entorno de la grieta se encuentra dominado por la singularidad de tipo  $1/\sqrt{r}$ , siendo  $r$  la distancia al extremo de grieta. Como también se ha visto en el apartado de tensiones en el extremo de grieta, el campo está caracterizado únicamente por  $K_I$  a través de la ecuación siguiente:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \text{otros términos acotados} \quad \text{Ecuación 1.26}$$

Considerando una grieta lateral semi-infinita en un dominio infinito (términos acotados despreciables) con comportamiento elástico lineal, se puede evaluar  $J$  tomando el camino circular  $\Gamma$  de radio  $r$  desde el extremo de grieta e integrar el campo elástico singular de (Rice 1968). La Ecuación 1.21 en coordenadas polares resultará:

$$J = r \int_{-\pi}^{+\pi} \left[ W(r, \theta) \cos\theta - T(r, \theta) \frac{\partial u}{\partial x_1}(r, \theta) \right] d\theta \quad \text{Ecuación 1.27}$$

Teniendo en cuenta que el campo de deformaciones viene dado por expresiones del tipo

$$\varepsilon_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} g_{ij}(\theta, E, \nu) \quad \text{Ecuación 1.28}$$

donde  $E$  es el módulo de elasticidad, y  $\nu$  es el coeficiente de Poisson, siendo  $g_{ij}$  funciones diferentes si estamos en deformación plana o tensión plana, se puede observar la independencia de  $J$  respecto al radio  $r$  del camino recorrido tras sustituir en la Ecuación

1.27, ya que los términos del integrando son esencialmente productos de tensiones y deformaciones. Por tanto, se tiene que:

$$\sigma_{ij}\varepsilon_{ij} \propto \frac{1}{r} \quad \text{Ecuación 1.29}$$

Llevando a cabo la integración de la ecuación Ecuación 1.27 resulta

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad \text{Ecuación 1.30}$$

donde  $E'$  es:

$$E' = \begin{cases} \frac{E}{1-\nu^2} & \text{deformación plana} \\ E & \text{tensión plana} \end{cases} \quad \text{Ecuación 1.31}$$

Este razonamiento puede trasladarse a problemas reales con dimensión finita siempre y cuando se encuentre una zona pequeña de plastificación comparada con las dimensiones de la probeta, o lo que es lo mismo una zona donde el campo elástico este regido por la Ecuación 1.26. La ventaja de la independencia de  $J$  con respecto al camino tomado es que permite su evaluación en una zona donde el campo elástico es estimado con mucha mayor precisión cuando se utilizan métodos numéricos.

De igual forma, se puede generalizar a otros modos de apertura de grieta, por lo cual

$$J = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{K_{III}^2}{E'}(1 + \nu) \quad \text{Ecuación 1.32}$$

### 1.12.Crecimiento de grieta en función del factor de intensidad de tensiones. Ley de París.

Fueron (Paris y Erdogan 1963) quienes determinaron que teniendo en cuenta una variación de cargas cíclicas, el rango de variación del FIT,  $\Delta K$ , es el elemento que caracteriza el crecimiento de una grieta. Por lo tanto, dicha variación de tensiones se puede traducir a los máximos y mínimos del factor de intensidad de tensiones, siendo la variación de estos el parámetro fundamental a tener en cuenta.

$$K_{max} = Y\sigma_{max}\sqrt{a\pi} ; K_{min} = Y\sigma_{min}\sqrt{a\pi} \quad \text{Ecuación 1.33}$$

$$\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{a\pi} ; \Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad \text{Ecuación 1.34}$$

Paris propuso una ley empírica en la cual unificaba mediante análisis experimentales el crecimiento de grieta implicando las variables que aparecen en la Ecuación 1.33 y la Ecuación 1.34.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \text{Ecuación 1.35}$$

En la Ecuación 1.35 el término de la izquierda representa la variación de longitud de grieta con el número de ciclos de fatiga. En el caso de una fatiga a tracción el factor  $\Delta K$  se refiere al FIT de modo I, mientras que  $C$  y  $m$  son constantes que dependen del material, y que se ajustan a través de ensayos experimentales. La variable  $C$  también depende de la relación de cargas existente,  $R$ , definida como:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad \text{Ecuación 1.36}$$

La ecuación de Paris se puede escribir en coordenadas logarítmicas, a través de las cuales se puede ajustar la pendiente  $m$ . (Paris y Erdogan 1963) propusieron un valor de exponente de 4 a través de sus pruebas experimentales. Los diversos estudios llevados a cabo posteriormente, se ha determinado un umbral que oscila entre 2 y 4 para la mayoría de materiales metálicos en ausencia de ambientes corrosivos.

$$\log \frac{da}{dN} = \log C + m \log \Delta K \quad \text{Ecuación 1.37}$$

Cuando se registran los datos experimentales de  $da/dN$  frente a  $\Delta K$  se obtiene una tendencia de una curva sigmoideal en la que se pueden diferenciar claramente 3 zonas: zona I, II y III. La zona I expresa un valor de predicción de vida menor a la real donde existe un crecimiento de grieta lento a partir de un umbral que da comienzo a la relación lineal (en escalas logarítmicas) con respecto al incremento del factor de intensidad de tensiones. En dicha zona I los mecanismos de crecimiento están gobernados por la heterogeneidad de la microestructura. En la zona II se puede aproximar el comportamiento del material a la ecuación de Paris, con la pendiente definida  $m$ . La zona III es aquella que se encuentra más cercana al  $K_{IC}$  (tenacidad a la fractura), en donde el material puede alcanzar la fractura brusca a través de altos avances de grieta.

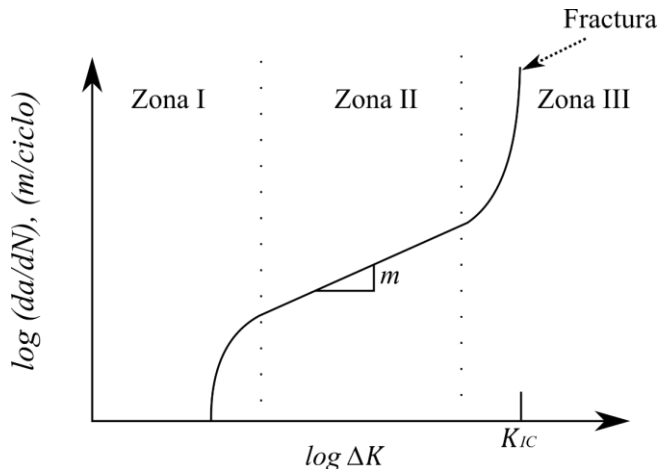


Imagen 1-27. Curva típica  $da/dN$  presente en los materiales metálicos.



### 1.13. Método de los elementos finitos extendidos (XFEM).

Tradicionalmente se ha intentado modelar las grietas y reproducir el comportamiento de la singularidad en MFEL a través de un refinado de la malla en el entorno del extremo de grieta mediante el MEF (Chan, Tuba, y Wilson 1970), quienes demostraron que la precisión puede ser reducida, en especial en modelados en 3 dimensiones. Se han desarrollado alternativas como la subestructuración, donde se considera como macroelemento una zona refinada en el entorno de grieta, aunque a pesar de ello sigue siendo necesario un gran número de grados de libertad (Liebowitz y Moyer 1989). Otro enfoque para aumentar la precisión en el entorno del extremo de grieta es la utilización de elementos singulares tipo quarter-point (Barsoum 1976).

Al existir una grieta, el desarrollo de la malla se acondiciona a ella conforme se puede ver en la Imagen 1-28. Mediante esta configuración se requiere un remallado cada vez que avanza la grieta y ello suele suponer una elevada intervención del usuario debido a los pasos intermedios que deben existir al reacondicionar la malla en cada avance de grieta y cálculo.

Para la solución de esta carga computacional surgieron una serie de trabajos relacionados con el desarrollo de elementos específicos que permiten modelar el comportamiento singular de la grieta en su extremo (Gallagher 1978). Estos elementos, denominados singulares, sirvieron para reducir el elevado refinamiento y lograr al mismo tiempo una representación mucho más precisa del comportamiento asintótico.

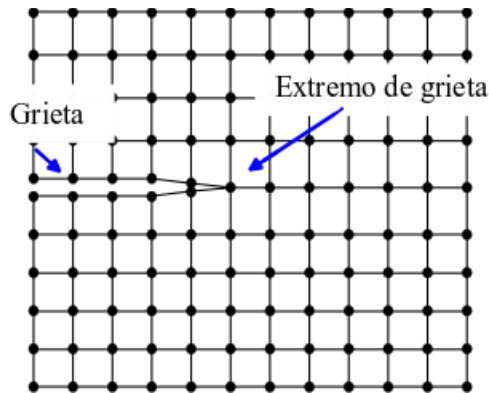


Imagen 1-28. Ejemplo de malla de elementos finitos, en donde se muestran los elementos adaptados a la grieta.

(Strang y Fix 1973) fueron los que introdujeron un nuevo planteamiento para este tipo de aproximaciones, que consisten en introducir términos exactos de la solución *a priori* conocida en la formulación propia de la base de los elementos finitos. Con el paso del tiempo (Babuška, Caloz, y Osborn 1994; Babuška y Melenk 1997; Melenk y Babuška 1996) desarrollaron el método PUFEM (Partition of Unity Finite Element Method). Este enfoque combina el método de partición de la unidad, PUM junto con el MEF para lograr una buena aproximación local con la condición de continuidad global. El PUM es una

técnica sin malla donde la descripción se realiza utilizando regiones solapadas definidas empleando funciones de aproximación. Posteriormente (Fleming et al. 1997) desarrollaron un método, llamado *Element Free-Galerkin* (EFG) sin malla para fractura y simulación de crecimiento de grieta. Este método se basó introduciendo el termino de enriquecimiento con funciones asintóticas de extremo de grieta solventando así los problemas de oscilaciones que presentaban los resultados en tensiones alrededor del extremo de grieta.

Posteriormente (Belytschko y Black 1999) presentaron un método basado en el enriquecimiento que empleó (Fleming et al. 1997) en los extremos cercanos a la grieta, con un mínimo remallado. La malla es independiente de la grieta, y la grieta se representa enriqueciendo convenientemente la aproximación en los elementos cercanos al extremo de esta. Dicho enriquecimiento, se realiza con las funciones del campo asintótico de la solución y cumpliendo la partición de la unidad (Babuška et al. 1994; Babuška y Melenk 1997).

(Moës, Dolbow, y Belytschko 1999) desarrollaron el método extendido de elementos finitos (XFEM), en el que la propagación de grieta se puede realizar conservando la malla inicial. Aquí la discontinuidad de los campos asociados a las caras de grieta se introduce usando como enriquecimiento la función de Heaviside. El método trata a la grieta como una entidad independiente de la malla y aparece la interacción con la ella a través del enriquecimiento de la aproximación asociada a los nodos pertenecientes a elementos intersectados por la geometría de la grieta.

### 1.13.1.Planteamiento del XFEM.

Como se ha comentado en la MFEL existe una singularidad en el extremo de grieta y el método tradicional de EF no resulta eficiente para aproximar dicha singularidad. Mediante el XFEM el planteamiento considera funciones de enriquecimiento añadiendo nuevos grados de libertad al problema. El método más empleado por su menor coste computacional es el que se domina enriquecimiento extrínseco, basado en la adición de los términos enriquecidos en la ecuación de aproximación clásica de los elementos finitos. La aproximación queda definida como:

$$u_{ef}(x) = \sum_{i=1}^n N_i(x) u_i + \text{términos de enriquecimiento} \quad \text{Ecuación 1.38}$$

Donde  $N_i$  son las funciones de forma de los elementos finitos convencionales. Por lo tanto, para un punto general  $x$  dentro de un elemento se añaden los términos enriquecidos a la aproximación en desplazamientos del método estándar. La aproximación resulta:

$$u_{ef}(x) = \sum_{i=1}^n N_i(x) \left( u_i + \sum_{k=1}^n g_k(x) a_{ik} \right) \quad \text{Ecuación 1.39}$$

Donde el término  $g_k(x)$  representa la función de enriquecimiento  $k$  y  $a_{ik}$  son los grados de libertad por nodo y función de enriquecimiento.  $N_i(x)$  son las funciones de forma del MEF. De esta forma se propone el enriquecimiento de una malla de elementos finitos convencional mediante la adición de grados de libertad en los nodos intersecados por la geometría de la grieta.

En el método XFEM se añaden dos términos de enriquecimiento, por un lado, los correspondientes a la representación de la discontinuidad cuando la grieta interseca un elemento, y por otro el enriquecimiento de extremo de grieta, que representa la singularidad del extremo. Para la discontinuidad en desplazamientos en elementos que no sean de extremo de grieta se usa la función Heaviside.

$$u_{ef}(x) = \sum_{i=1}^m N_i(x)u_i + \sum_{i=1}^n N_i(x)H(x)a_i + \sum_{i=1}^n N_i(x) \left( \sum_{l=1}^4 F_l(x) \cdot b_{il} \right) \quad \text{Ecuación 1.40}$$

Donde  $a_i$  y  $b_{il}$  representan los grados de libertad enriquecidos asociados a las caras de grieta y al extremo final de grieta, respectivamente, y  $H(x)$  se refiere a la función de Heaviside, de tal manera que proporciona un signo negativo o positivo como resultado, +1 y -1. Mediante funciones distancia se determina si los nodos cercanos a la grieta se encuentran en el extremo de ésta, o a un lado u otro de las caras de grieta, donde  $\phi(x)$  es la función distancia signada a la grieta.

$$H(x) = \begin{cases} -1 & \text{si } \phi(x) < 0 \\ +1 & \text{si } \phi(x) \geq 0 \end{cases} \quad \text{Ecuación 1.41}$$

Para el extremo de grieta, se utiliza el otro tipo de enriquecimiento. Introduce unas funciones que proceden de la representación del campo asintótico de desplazamientos del extremo de grieta en MFEL. Estas funciones son:

$$F(r, \theta) = \left[ \sqrt{r} \sin \frac{\theta}{2}, \sqrt{r} \cos \frac{\theta}{2}, \sqrt{r} \sin \frac{\theta}{2} \sin \theta, \sqrt{r} \cos \frac{\theta}{2} \sin \theta \right] \quad \text{Ecuación 1.42}$$

donde  $r$  y  $\theta$  están definidas en coordenadas polares del extremo de grieta.

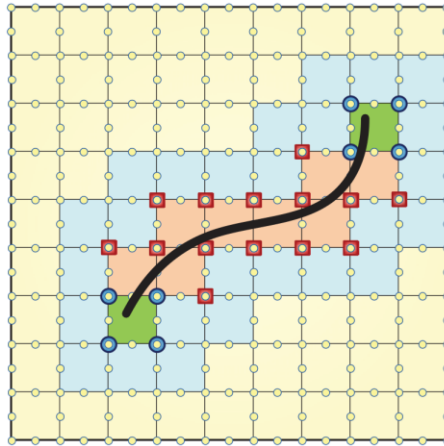


Imagen 1-29. Ejemplo de enriquecimiento XFEM, en donde se aprecian los nodos enriquecidos azules de los extremos de grieta y los nodos rojos enriquecidos mediante la función de Heaviside en la que se produce la intersección de la grieta y los elementos.

### 1.13.2. Planteamiento e implementación del XFEM.

Tal como ocurre en el método de elementos finitos estándar es necesario configurar la integración numérica sobre los elementos del dominio para computar los elementos de la matriz de rigidez. En el método de XFEM para la resolución de MFEL, la malla no se establece según la posición de la grieta, sino que es esta la que se representa dentro de la malla integrando los términos polinómicos y representando la discontinuidad intersectando los planos de la grieta. Para la integración se presenta una subdivisión del elemento intersectado por la grieta en subtriángulos cuyos lados se adapten a las caras de la grieta. De esta forma estos elementos deben ser subdivididos de tal forma que la grieta sea un borde del subdominio para llevar a cabo las integraciones numéricas. En el caso de los elementos que contienen el extremo de grieta, se puede usar una integración cuasi-polar, tal y como plantean (Béchet et al. 2005; Laborde et al. 2005)

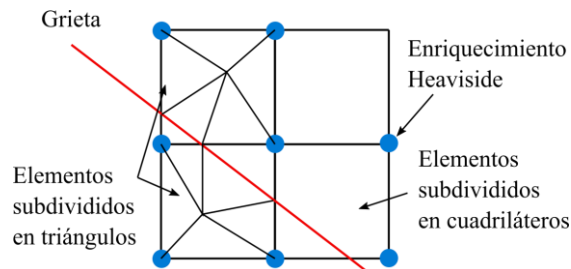


Imagen 1-30. Subdivisión de los elementos intersectados por la grieta para la integración numérica.

En esta tesis, para la implementación del método XFEM en 2D se utiliza Abaqus para la generación de la malla representando así la geometría de la malla y de la grieta. A partir de aquí se determinan los nodos a enriquecer y se calculan las tensiones y deformaciones mediante Abaqus para posteriormente calcular los factores de intensidad de tensiones mediante métodos energéticos.

En esta sección vamos a describir la implementación del X-FEM en Abaqus mediante la utilización de subrutinas de usuario. Esta implementación se basa en los trabajos realizados por (Giner et al. 2009). El primer paso en la implementación es la obtención o definición de los nodos a enriquecer como resultado del paso de una grieta cerca de ellos. Para determinar los nodos a enriquecer y la aplicación de la función de Heaviside, es suficiente con evaluar las distancias nodales con respecto al segmento de grieta que se encuentra más cercano a extremo de grieta.

En este trabajo la obtención de los nodos presentes en el dominio se obtienen a través del fichero obtenido desde Abaqus *.inp*, en donde figuran las coordenadas nodales y la topología de la malla. Estos datos se transforman en ficheros ASCII como *m0CY.prn*, *M0Top.prn*. Una rutina será la encargada de leer la geometría de la malla, las coordenadas nodales y la geometría de la grieta. De esta forma se calculan las distancias entre los nodos más cercanos a la grieta y los nodos más cercanos a extremo de la grieta.

A continuación, se presentan a modo resumen los archivos que forman parte del proceso de implementación. Todos estos ficheros están incorporados y leídos por diferentes subrutinas de usuario.

GGnodeX	Nodos pertenecientes a elementos enriquecidos con sus correspondientes distancias con signo.
GGelemX	Elementos enriquecidos con indicaciones del tipo de subdivisión.
GGXYC	Coordenadas de los vértices que describen cada grieta.
GGinfoX	Número de grietas, número máximo de vértices para todas las grietas, número de elementos enriquecidos y número de sus nodos
SETNodeX2dof	Conjunto que contiene los números de nodos no enriquecidos pertenecientes a los elementos enriquecidos.
SETNodeX4dof	Lo mismo con los nodos enriquecidos, pero con la función de Heaviside.
SETNodeX10dof	Lo mismo con los nodos enriquecidos del extremo de grieta.
TopNoX	Listado de la topología de elementos de los elementos no enriquecidos.
TopX	Listado de la topología de elementos de los elementos enriquecidos.

TopXTypeX	Análogo a TopX pero con enriquecimiento para cada nodo.
TopXoverlay	Análogo a TopX con un número de elementos incrementado para generar elementos duplicados para los elementos de superposición.

Una vez se han definido los elementos y los nodos a enriquecer, comienza la subrutina *UEL\_XFEM* que es la que incorpora todas las formulaciones de los calculo XFEM para resolver el problema. En el archivo se detallan los comandos *\*nset* y *\*elset* para agrupar a los nodos y los elementos del conjunto, tanto los topográficos como los que indican las cargas o las restricciones de los nodos. En la misma rutina se definen los grados de libertad de los nodos tanto en las zonas enriquecidas Heaviside como en las zonas de los extremos de grietas. Otra de las características que se indican en la subrutina es la definición son las propiedades de los materiales.

Los elementos estándar se encuentran agrupados en *ELEMTOPNOX* junto con todos los nodos asociados dentro de los correspondientes sets. Posteriormente se especifican los nodos y los elementos enriquecidos mediante el fichero *ELEMENTOPXU12*. En otro apartado se introducen las propiedades del material, principalmente el módulo de Young, *E*, y el coeficiente de Poisson, *v*. En otro apartado se introducen las condiciones de contorno para restringir los elementos y los nodos de esa zona, y finalmente se define cómo obtener los resultados del cálculo con el soporte de Abaqus a través de la salida de un fichero *.odb* con objeto de representar los cálculos.

El cálculo del factor de intensidad de tensiones se realiza a través de otra subrutina programada para la lectura de los datos más relevantes del fichero de resultado *.fil*. Posteriormente con esta información, se utiliza la integral de interacción (Chen y Shield 1977; Yau, Wang, y Corten 1980) para calcular *K* en modo I y modo II, ya que los métodos energéticos basados en integrales de dominio dan lugar a estimaciones de los factores de intensidad de tensiones precisas para una malla dada. Posteriormente para la determinación de la orientación de la grieta se usa el método de tensión tangencial máxima MTS (Maximum Tangential Stress o Hoop Stress) (Erdogan y Sih 1963).

En este criterio se establece que la grieta se propaga en dirección perpendicular a la dirección de tensión circunferencial máxima cerca del extremo de la grieta.

$$\theta_c = \pm \arccos \left( \frac{3K_{II}^2 + \sqrt{K_I^4 + 8K_I^2 K_{II}^2}}{K_I^2 + 9K_{II}^2} \right) \quad \text{Ecuación 1.43}$$

Donde  $\theta_c$  es el ángulo que seguirá la grieta para cada uno de los incrementos de grieta, que es medido con respecto a las coordenadas locales polares del sistema con su origen en el extremo de la grieta y alineado con la dirección de la grieta existente. El signo de  $\theta_c$  es negativo cuando  $K_{II}$  es positivo y viceversa.

### 1.14. Objetivos de la tesis.

La presente tesis se basa en la evaluación del comportamiento mecánico de los materiales desarrollados mediante técnicas de fabricación aditiva por haz de electrones. Esta evaluación se realiza mediante ensayos experimentales en laboratorio mecánico y en simulaciones numéricas por ordenador.

El objetivo principal de la presente tesis es evaluar las diferentes propiedades mecánicas, incluyendo la tenacidad a la fractura, originadas por el carácter anisótropo de la microestructura derivada del proceso de fabricación aditiva por haz de electrones. Se pretende relacionar dichos valores con los parámetros microestructurales presentes en la aleación, de tal forma que sea posible determinar cómo y en qué cantidad afecta cada uno de ellos en el comportamiento final del material. Un mayor conocimiento de estos factores y su influencia permitirá aumentar, delimitar o eliminar ciertas estructuras metalográficas en aras de un diseño final óptimo.

En la parte final de la tesis se aplica el método de los elementos finitos extendido (XFEM) a los componentes desarrollados mediante fabricación aditiva por haz de electrones. Para demostrar la validez de las simulaciones, se lleva a cabo un estudio comparativo de los caminos de grieta obtenidos en los ensayos experimentales con los obtenidos a través de simulaciones mediante XFEM.

Además, se definen como objetivos específicos de esta tesis los siguientes:

- Evaluación de los cambios microestructurales presentes en las primeras capas de fabricación comparados con capas posteriores fabricadas a una altura mayor.
- Correlación de la tenacidad a la fractura con las características microestructurales que influyen en el comportamiento anisótropo.
- Estudio del efecto de la orientación del grano  $\beta$  primario columnar, y por lo tanto la dirección del haz de electrones, en la resistencia a la tenacidad a la fractura.
- Análisis de los umbrales de máxima y mínima resistencia observados en la producción de una única bandeja de fabricación.
- Determinación de la orientación de fabricación en la que aparecen los mayores valores de resistencia a la propagación de grieta, y estudio de la influencia de los parámetros microestructurales.
- Obtención de las curvas logarítmicas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  y ajuste de las constantes  $C$  y  $m$  de la Ley de Paris a partir de ensayos.
- Estudio del comportamiento en cuanto a crecimiento de grieta a través del recorrido de grieta en componentes con agujeros capaces de modificar el camino recorrido.

Comparación del camino de grieta obtenido mediante ensayos experimentales de fatiga en máquina universal con el camino predicho mediante XFEM para diversas geometrías con agujeros

# **Capítulo 2. Métodos experimentales y de caracterización de materiales**



## 2.1. Materiales para la investigación.

La presente investigación está basada en una aleación  $\alpha+\beta$  con unas características diferentes desde un punto de vista microestructural si lo comparamos con las habituales en la industria. Las microestructuras que se producen en este tipo de aleaciones dependen de las transformaciones que tienen lugar a altas temperaturas de fase  $\beta$ , como ya se ha explicado en el apartado 1.3. Durante el desarrollo de la presente tesis se han tenido en cuanto dos tipos de materiales, uno denominado Ti6Al4V y el otro de similar composición química como es el Ti6Al4V ELI. La composición de la aleación Ti6Al4V ELI contiene un 6% en peso de aluminio, 4% en peso de vanadio con nivel controlado de hierro y oxígeno como elementos intersticiales y que, debido al menor nivel de impurezas, tiene una mejor ductilidad y tenacidad a la fractura en comparación con Ti-6Al-4V comercial. La microestructura presente puede ser de varios tipos dependiendo del tratamiento, equiaxial, martensítica y Widmanstätten. Al enfriarse a través de la fase  $\beta$ , esta puede transformarse en varias fases de equilibrio o no equilibrio. Dependiendo de la velocidad de enfriamiento y del contenido de aleación, el enfriamiento rápido de la fase  $\beta$  puede transformarse martensíticamente en  $\alpha'$  o  $\alpha''$  (Froes 2015).

## 2.2. Fabricación aditiva mediante haz de electrones.

El proceso llevado a cabo por la tecnología de fabricación aditiva mediante haz de electrones está totalmente automatizado, y una vez diseñado el componente e implementado en el software del equipo de fabricación, y tras incorporar el polvo metálico en las tolvas de almacenamiento, se llevan a cabo una serie de pasos que dan lugar a la fabricación de las piezas. A continuación, se describen los pasos que la máquina lleva a cabo:

- En un primer momento debe existir una placa maciza donde se pueda depositar el polvo que posteriormente va a ser sinterizado. Ésta suele ser de AISI 304 con unas dimensiones de 200x200x100 mm.
- Una vez cerrada la cámara, se establece una presión de  $10^{-4}$  bares. Para el comienzo de la fabricación y de la distribución del polvo tiene lugar previamente una calibración para que la plataforma este bien alienada, que se realiza con diversas mediciones que lleva a cabo el haz de electrones.
- La distribución del polvo se lleva a cabo a través de un rastrillo que empuja y distribuye el polvo tanto de izquierda a derecha como a la inversa para repartir el material que se encuentra en las tolvas laterales.
- Posteriormente se lleva a cabo el calentamiento del polvo mediante el desenfoco del haz de electrones. Esto tiene dos objetivos principales. El primero es lograr distribuir la temperatura en toda la cámara de fabricación, y como segundo objetivo, sinterizar el polvo con el objetivo de evitar que existan acumulaciones de polvo y el llamado efecto 'smoking'. Este efecto puede ocasionar un pequeño estallido del polvo durante la fabricación que da como resultado la

volatilización de éste en forma de nube de polvo dentro de la cámara. Este precalentamiento alcanza altas temperaturas dependiendo del material a procesar. En el caso de aleaciones de titanio puede alcanzar entre los 650 y 700°C, para aleaciones de cobre alrededor de los 300°C (Lodes, Guschlbauer, y Körner 2015), mientras que para las aleaciones intermetálicas o inconeles esta temperatura puede llegar a alcanzar los 1100°C. Con este calentamiento también se minimizan las posibles tensiones residuales que pueda haber en la pieza, y a la vez se proporciona un patrón de conductividad para que los electrones incidentes puedan llevar a cabo el ciclo de fusión.

- Posteriormente se realiza la propia fusión del polvo a través del bombardeo del haz de electrones siguiendo el patrón de la construcción en forma de capas. En la pieza se produce la sinterización inicial del contorno de ésta para posteriormente pasar al interior de la pieza a través de líneas en horizontal y vertical distribuidas en células cuadradas y aleatorias con el fin de distribuir el calor de forma homogénea.
- Tras cada fase de fusión del polvo, la plataforma desciende a la distancia comandada, lo que determina el espesor de capa de la fabricación. Este proceso descrito se va produciendo repetidamente (el único que no se repite es el paso del precalentamiento) hasta que la pieza queda totalmente acabada. Hay que tener en cuenta que no ocupa la misma geometría el material en polvo que el material fundido debido a los huecos existentes al repartir el polvo. Debido a ello aproximadamente cada 100 micras de polvo distribuido, sin fundir, equivale a aproximadamente 50 micras una tras la fusión.
- Una vez la pieza se ha terminado de fabricar pasa al proceso de enfriamiento del componente o pieza, y por lo tanto la cámara de fabricación, pueda descender a temperatura ambiente. El proceso de enfriamiento puede acelerarse mediante inyección de gas dentro de la cámara. Debido al previo paso de precalentamiento la pieza queda empaquetada alrededor de polvo metálico que no se encuentra del todo unido o sinterizado. Posteriormente se limpia ese polvo mediante chorro, utilizando el mismo material del que está hecha la pieza para no contaminar el polvo que pueda ser reciclado.
- Una vez tengamos limpio el componente comienza el proceso de eliminación de soportes o estructuras que el software de la máquina implementa para disponer el polvo en ciertas geometrías o posiciones de la pieza.

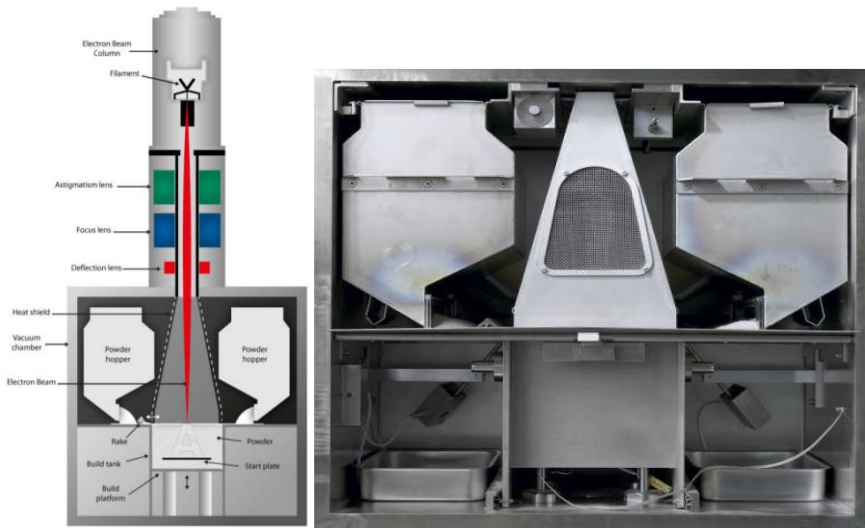


Imagen 2-1. Esquema e interior de la máquina de fabricación aditiva mediante haz de electrones ©Arcam.

La parte previa del diseño de una fabricación se lleva a cabo mediante 3 softwares que interrelacionan entre ellos. El primero será el encargado de llevar a cabo las geometrías de las piezas que se desea fabricar. Este tipo de software suele proporcionar una representación geométrica tipo CAD que pueda ser importando al software encargado de realizar los soportes, en este caso *Magics* software. Finalmente, el propio software del equipo de fabricación es que el que implementa los parámetros de acuerdo con el diseño preparado.

En cuanto a los parámetros del proceso, normalmente vienen establecidos por el fabricante de la máquina con el principal objetivo de lograr un material denso, sin grandes defectos como porosidades y que logre unas propiedades mecánicas similares a la de los procesos convencionales (Hrabe y Quinn 2013b; Murr, Esquivel, et al. 2009; Murr, Gaytan, et al. 2009). Por otro lado, se han llevado a cabo estudios en relación a la calidad superficial en base a la modificación de parámetros de fabricación (Safdar, He, et al. 2012).

A la hora de la determinación de los parámetros de fabricación uno de los factores a tener en cuenta es el fenómeno del 'smoking' que tiene lugar cuando las partículas no pueden disipar con suficiente velocidad las cargas electrónicas, y dan como resultados pequeñas explosiones esparciendo el polvo metálico en toda la cámara de vacío. A parte de los parámetros, el control del vacío puede ayudar llenando la cámara de iones positivos, lo que reduce el fenómeno.

Tabla 2.1. Parámetros de fabricación.

Fase de fabricación	Corriente del haz (mA)	Velocidad del haz (mm/s)	Focus Offset (mA)
Pre calentamiento	15	14600	45
Soportes	2.2	275	8
Fundido (contorno)	5-8	40.5-93.8	22
Fundido (interior)	6-15	187.8-802	17

Como se puede apreciar en la tabla superior los parámetros de referencia para una óptima fabricación de las muestras son los parámetros del haz, corriente alcanzada, la velocidad del recorrido y un parámetro llamado “*focus offset*” que es un parámetro que controla la capacidad de penetración del haz o el ancho de este. De esta forma, como podemos ver en la tabla, en la etapa de calentamiento el *focus offset* alcanza el máximo valor, dispersando el haz de tal forma que da como resultado un calentamiento de la bandeja con el polvo incluido.

### 2.3. Proceso térmico durante la fabricación.

La temperatura de la cámara de fabricación alcanza un valor alrededor de los 700°C. Para ello previamente se tiene que calentar la bandeja de la parte inferior de la cámara, con lo que al final del proceso se obtiene una curva de temperaturas en la que se obtiene un pico máximo cercano a los 750°C. Posteriormente el gradiente térmico de las primeras capas desciende ligeramente con el proceso de fabricación, por lo que se produce una ligera bajada de temperatura hasta alcanzar la temperatura de referencia de fabricación de alrededor de los 650-700°C, siempre midiendo la temperatura desde la parte inferior de la placa.

Durante la fabricación de las piezas presentes en la bandeja existe un ligero gradiente térmico con respecto a la altura de los componentes fabricados, que se denomina historial térmico. La morfología de la muestra influye en el historial térmico y por lo tanto en la energía depositada en la cámara. Todo esto hace que deba existir, implantado en el software de la máquina, un programa específico para salvaguardar estos inconvenientes, en base a la determinación de la geometría de la pieza o de las áreas de fundido y así determinar una media de intensidad calculada, tanto para el fundido como para el calentamiento de la máquina.

Cuando termina el proceso de fabricación, la temperatura dentro de la cámara desciende hasta temperatura ambiente y entonces comienza la limpieza de las muestras a través de

los procesos de granallado con el mismo material que se ha empleado durante la fabricación. El material obtenido de los procesos de limpieza se emplea en futuras fabricaciones.



Imagen 2-2. Fotografía tomada momentos después de la apertura de puertas de la máquina donde se puede apreciar el lecho de polvo, dentro del cual se encuentran las muestras fabricadas. A partir de este instante comienza la salida de la bandeja de fabricación.

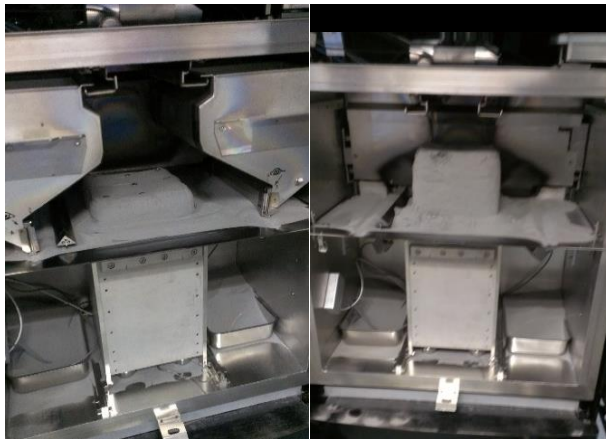


Imagen 2-3. Fotografía en la que se muestra el momento de salida de la bandeja de fabricación previa a la limpieza de las muestras.

#### **2.4. Fabricación de las probetas de ensayo.**

Como se ha visto en el Capítulo 1, el desarrollo de los materiales mediante fabricación aditiva implica cambios microestructurales en cuanto a la disposición y orientación de las piezas. Por ello, durante el estudio de los materiales desarrollados por estas técnicas se requiere la necesidad de evaluar la posible anisotropía presente en todos los materiales. En la presente tesis se estudia la influencia de estas posiciones y orientaciones mediante la fabricación de dos tipos de aleaciones.

Para el desarrollo de la presente tesis se realizaron tres procesos de fabricación donde se localizan las muestras en distintas zonas de la bandeja de fabricación y además en distintas orientaciones. La primera fabricación consistió en una acumulación de muestras destinadas a las probetas de fractura CT *compact tension specimen*, en posición plana, donde el plano de grieta avanza de forma paralela a los granos columnares presentes que aparecen en la microestructura de la fabricación aditiva. En esta orientación el frente de grieta avanza en dirección x y atraviesa un grupo de capas de fabricación que se encuentran en el plano xy de la propia bandeja.

Junto a las muestras se sitúan columnas cilíndricas que no han sido objeto de estudio en la presente tesis. Esta bandeja como se muestra en la Imagen 2-4 tiene las muestras en una distribución que a partir de ahora llamaremos xy, en consonancia con las ilustraciones que aparecen en la normativa UNE EN ISO 12737 (UNE-EN ISO 12737 2010).

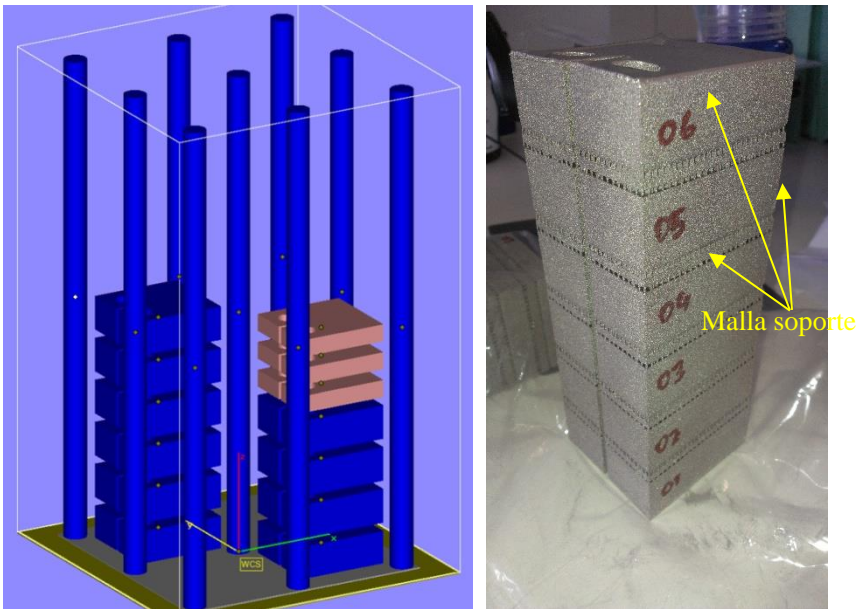


Imagen 2-4. Simulación y muestras fabricadas durante la primera bandeja de fabricación donde se puede observar las muestras en la posición horizontal acumuladas en el eje Z. En la imagen de la izquierda se representan los soportes cilíndricos que se emplean para sustentar el polvo en posteriores capas.

Durante la fabricación aditiva se tiene la necesidad en ocasiones de realizar lo que se denominan soportes para sustentar el polvo depositado en pasadas posteriores. En las fabricaciones de las muestras CT se emplearon soportes en tres zonas distintas, unas entre muestra y muestra como aparece en la Imagen 2-4, la segunda zona mallada que posteriormente se deberá eliminar es la zona donde se alojaron los bulones para ejercer

el esfuerzo a tracción durante los ensayos de tenacidad a la fractura y crecimiento de grieta, mientras que la tercera zona mallada aparece en la entalla de las muestras.

En un segundo lote de fabricación se establecieron las muestras colocadas en una posición que llamaremos vertical. En esta posición vertical el avance de grieta está orientado en dos direcciones: una de ellas con el plano de grieta en un sentido paralelo a los granos de fabricación columnar (denominada configuración yz) y otra en un sentido de posición perpendicular a los granos columnares, y por lo tanto con el plano de grieta en sentido paralelo a las capas de fabricación (denominada configuración zy). En este planteamiento las muestras no quedan acumuladas con respecto a la altura o eje Z, sino que las muestras se alinean de la forma más optimizada posible. Las nomenclaturas para estas muestras pasaran a denominarse yz y zy, respectivamente.

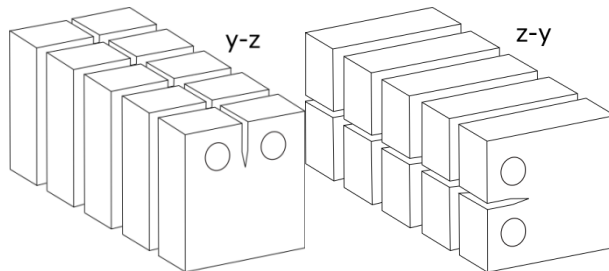


Imagen 2-5. Posición y orientación durante la segunda bandeja de fabricación donde se pueden observar las muestras en la posición vertical yz y zy.

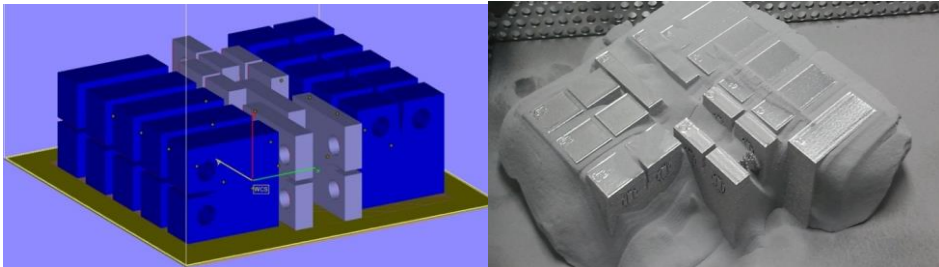


Imagen 2-6. Simulación y fabricación de la segunda bandeja de fabricación donde se pueden observar las muestras en la posición vertical.

La muestra donde el plano de grieta se sitúa en el sentido paralelo a los granos columnares pasa a denominarse yz. Las muestras en las que el plano de avance de grieta se sitúa paralelo a las capas de fabricación las denominaremos zy. En estas muestras el plano de grieta atraviesa los granos columnares. Al igual que en la fabricación de las muestras horizontales, se requieren soportes para sustentar el polvo en sucesivas capas. Estas zonas se concentran principalmente en los agujeros de los bulones de carga y en las zonas de inicio de grieta.

En la tercera bandeja desarrollada para la presente tesis se fabricaron las muestras con el material Ti6Al4V de tipo ELI. En esta tercera fabricación se decidió fabricar orientaciones inclinadas a 45 grados para estudiar su influencia con respecto a esta posición y se desarrollaron tanto muestras verticales como muestras horizontales.



Imagen 2-7. Posición y orientación durante la tercera bandeja de fabricación donde se pueden observar las muestras en la posición vertical y horizontales.



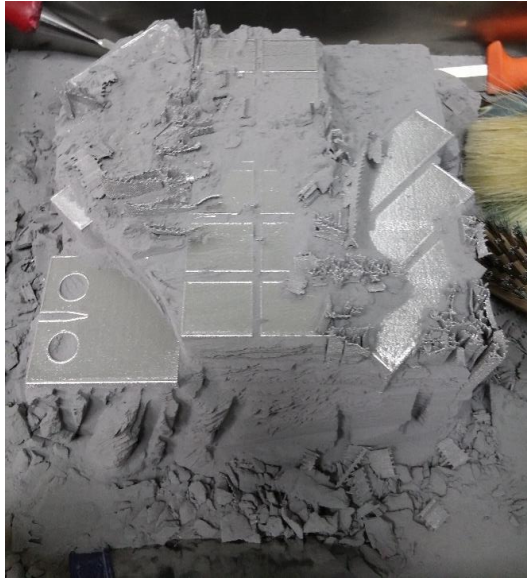


Imagen 2-8. Imagen donde se muestra la disposición de una de las bandejas de fabricación donde se puede apreciar el polvo sobre las probetas junto con los soportes.

Todas las muestras fabricadas fueron limpiadas después de los procesos de fabricación para eliminar el polvo restante que queda adyacente a ellas mediante operaciones de granallado mediante el propio polvo de titanio. Tras esa limpieza la fabricación se traslada a unas operaciones de eliminación de los soportes mencionados anteriormente mediante herramientas de corte y cincel de forma manual. Una vez eliminados esos soportes, se identifican las probetas para conocer las orientaciones y zonas de las que proceden, se miden las cotas de las probetas y se comienza la etapa de experimentación.

## 2.5. Análisis químico.

En la presente tesis se han analizado químicamente los materiales empleados con dos objetivos. Por un lado, para diferenciar las aleaciones estudiadas y por otro para determinar si el nivel de oxígeno tuvo cierta influencia en los resultados posteriores de los ensayos de tenacidad a la fractura y análisis del crecimiento de grieta. Los resultados se compararon con los indicados en la normativa de referencia del material convencional y del material destinado para fabricación aditiva (ASTM B348 / B348M - 19 2019; ASTM F2924 - 14 2014).

Tabla 2.2. Valores indicados en las normas de referencia del material.

	ASTM F2924 (FA)	ASTM B348 G5
<b>Carbono</b>	<0,08	<0,08
<b>Oxígeno</b>	<0,2	<0,2
<b>Nitrógeno</b>	<0,05	<0,05
<b>Hidrogeno</b>	<0,015	<0,015
<b>Hierro</b>	<0,3	<0,4
<b>Aluminio</b>	5,5 - 6,75	5,5 - 6,75
<b>Vanadio</b>	3,5 - 4,5	3,5 - 4,5
<b>Titanio</b>	Balance	Balance

Para los análisis del material se utilizaron tres técnicas basadas en la normativa ASTM. Para el análisis de la mayor parte del contenido de la aleación los análisis se basaron en la normativa ASTM E2371 (ASTM E2371 2013), mientras que los análisis del contenido de carbono se basaron en la normativa ASTM E1941 (ASTM E1941 2016). Finalmente para los análisis de oxígeno, nitrógeno e hidrógeno los análisis se basaron en la normativa ASTM E1409 (ASTM E1409 2013).

El principio básico del análisis de la mayoría de elementos se basa en conseguir la ionización mediante la circulación de argón hacia una bobina de inducción de alta frecuencia. En dicha bobina aparece un campo magnético con las líneas de fuerza orientadas axialmente, induciendo de esta forma a los iones y electrones a moverse en orbitas circulares, y creando corrientes eléctricas. Debido al efecto Joule se produce un calentamiento de los gases capaz de alcanzar los 10.000 K. Los átomos ionizados emiten radiaciones características de cada elemento, que tras el paso de un sistema óptico es capaz de separar cada una de las radiaciones monocromáticas, que posteriormente se transforman en señales eléctricas, proporcionando resultados cuantitativos (Rojas, Luxán, y Frías 1986).

Para el análisis del contenido de carbono la muestra es fundida a través de un sistema de inducción en atmósfera de oxígeno. El carbono de la muestra es oxidado a dióxido o monóxido de carbono, para posteriormente ser analizado en un detector.

Finalmente, para el análisis del contenido de oxígeno las muestras se funden en un crisol junto con un flujo de gas inerte (Ar, He o N<sub>2</sub>). El sistema alcanza tal temperatura que es capaz de generar oxígeno, para posteriormente analizar el contenido de CO<sub>2</sub> a través de celdas infrarrojas. Al mismo tiempo, el nitrógeno y el hidrógeno son analizados mediante celdas de conductividad térmica.

Las muestras analizadas fueron dos de cada una de las aleaciones estudiadas. Para estudiar un posible efecto de la contaminación de oxígeno que pueda existir en la fabricación, se decidió analizar químicamente las muestras situadas en la parte inferior de la bandeja de fabricación y en aquellas muestras situadas a una altura de 50 mm con respecto a la

cota de la bancada de fabricación. De esta forma se pretendió analizar una posible relación entre el contenido de elementos químicos y los datos obtenidos de tenacidad a la fractura y análisis del crecimiento de grieta.

## **2.6. Microscopía.**

### **2.6.1. Microscopía óptica.**

Para llevar a cabo la inspección mediante microscopía óptica se realizaron previamente una serie de operaciones a las muestras que consisten principalmente en procesos de corte, pulidos, lijados y revelación de microestructura mediante ataque con ácidos. Las operaciones de preparación metalográfica tienen el objeto de lograr una superficie perfectamente pulida. La revelación de la microestructura mediante ácido consiste en elegir de forma adecuada aquella solución capaz de producir una corrosión selectiva de la aleación, en este caso, las zonas de bordes de grano y microestructuras. La preparación ha seguido la normativa existente, siendo la (ASTM E1409 2013) la guía de referencia en donde se describe el procedimiento general para las preparaciones metalográficas.

Los cortes en las probetas fueron realizados mediante cortes de discos de SiC mediante el equipo Secotom de marca Struers con una velocidad de avance de corte de 0.050mm/s y con lubricante para no dañar las muestras durante el corte.

El procedimiento realizado en la presente investigación se basó en una embutición previa en caliente con resina epoxy, mediante el equipo de marca Struers Citopres. Posteriormente en las muestras se llevan a cabo las operaciones de lijado y pulido. Las operaciones de embutición en caliente se realizaron con una presión de 15kN durante 6 minutos manteniendo la temperatura a 180°C. Posteriormente se llevó a cabo un enfriamiento de la embutición mediante agua con una duración de 8 minutos, teniendo así la pastilla metalografiada con la muestra a analizar en su interior.

Todas las acciones del proceso de lijado se realizaron con papel de lija de partículas de SiC de granulometría decreciente. En concreto los pasos llevados a cabo fueron de 180, 500, 1200, 2000, 40000. Posteriormente, en el proceso de pulido, se empleó un paño de pelos dedicado para exclusivamente para el pulido de aleaciones de titanio. En este proceso se emplea un spray de diamante de 1 µm como proceso final, para obtener la muestra en estado de pulido espejo.

Una vez terminado el proceso de lijado y pulido pasamos a la revelación de la microestructura, para ello se utilizó un ataque químico con un reactivo denominado Kroll que está clasificado como el número 194 en la norma (ASTM E407-07 2015) que consiste en mantener 10 mL HF, 5 mL de HNO<sub>3</sub> y 85 mL de H<sub>2</sub>O aproximadamente durante 15 segundos, revelando así los granos columnares presentes en las muestras procesadas mediante fabricación aditiva que se pueden visualizar a simple vista.



Imagen 2-9. Equipos empleados para la preparación de las muestras previa a la inspección en microscopio óptico.

Tras las preparaciones metalográficas se disponen las muestras a ser analizadas mediante microscopía óptica a través de diferentes aumentos para determinar las distintas características o medir las distancias y tamaños de las fases encontradas en la aleación. Para ello se empleó un microscopio de marca Nikon LV100POL equipado con una cámara de alta definición Nikon DS-Fi1 y de un sistema de análisis y tratamiento de imágenes. La captura y mediciones se realizaron con el software NIS – Elements AR.



Imagen 2-10. Fotografía donde se muestra el microscopio empleado durante las inspecciones.

Los aumentos empleados para la adquisición de las imágenes son función de la característica de la muestra a analizar, siendo los aumentos empleados durante esta investigación desde  $\times 50$  hasta  $1000\times$ .

Debido al tamaño del grano columnar que presentan estas aleaciones el campo debe ser lo suficientemente grande para captar granos que pueden llegar a medir hasta cerca de  $100\mu\text{m}$  de ancho, utilizando así aumentos de hasta  $50\times$ . Para otras medidas como la distancia entre placas  $\alpha$  se han empleado aumentos de hasta  $1000\times$ , ya que estamos hablando de tamaños de alrededor de  $2\mu\text{m}$ .

Una de las características a estudiar en la presente tesis ha sido el tamaño de las colonias  $\alpha$ . Éstas presentan una morfología irregular y de forma acicular, debido a que son fruto

de regiones con diversos alineamientos de la lámina  $\alpha$ . Debido a los distintos tratamientos térmicos estas formaciones pueden ser más o menos difíciles de visualizar mediante el microscopio óptico. En la presente tesis se cuantifico a través del método directo mediante el análisis del diámetro equivalente sobre ciertas colonias localizadas en el interior del grano primario  $\beta$  columnar. Las láminas  $\alpha$  también se midieron con método directo, sin tener en cuenta otras técnicas como las planimétricas.

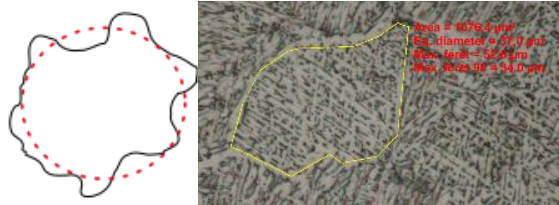


Imagen 2-11. Croquis de la medición del diámetro equivalente.

Los análisis y las mediciones de las características metalográficas se realizaron en dos zonas de cada una de las aleaciones, una zona en la parte inferior o base de la plataforma, y otra en una cota a 50 mm de la base de la plataforma. De esta forma se busca correlacionar los resultados de tenacidad a la fractura y velocidad de propagación de grieta con respecto a las características microestructurales presentes.

### 2.6.2. Microscopía electrónica de barrido.

El microscopio electrónico de barrido (MEB) fue la técnica seleccionada para la caracterización de la morfología de las fracturas. Las imágenes obtenidas mediante el microscopio electrónico son fruto de la interacción de un haz de electrones, que barre un área concreta de la muestra de estudio.

A modo resumen del funcionamiento del microscopio electrónico podemos citar los dos modos de interacción del haz con la muestra. De forma simplificada, podemos imaginar el camino de un electrón a través de la muestra como una sucesión de interacciones con los núcleos y electrones de ésta, que provocan un progresivo frenado de avance. Las interacciones con los núcleos modifican la dirección del electrón y las interacciones con los electrones les resta energía. Por todo ello existe una alta probabilidad de que algunos de los electrones incidentes, mediante diferentes interacciones elásticas, sufran una gran desviación respecto de la dirección incidente y sean “reflejados” hacia atrás. A estos electrones se les denomina electrones “retrodispersados”.

La principal utilidad de los electrones retrodispersados radica en la fuerte dependencia entre la intensidad de su señal y el número atómico de la muestra. Esto implica que dos partes de una muestra que tengan distinta composición, generan distinta intensidad de electrones retrodispersados. Por tanto, la imagen obtenida con esta señal mostrará zonas con distintos contrastes en caso de diferencia de composiciones, aunque realmente no exista diferencia en cuanto a la topografía.

Por otra parte, el electrón secundario se define como aquel electrón de la muestra que, excitado por un electrón del haz incidente, adquiere una energía capaz de alcanzar la superficie de la muestra y salir al exterior. La energía de los electrones secundarios es en general claramente menor a la de los electrones retrodispersados. Se define por convenio como electrón secundario aquel cuya energía resulta inferior a 50 eV, independientemente de las condiciones de trabajo, de modo que todos los electrones por encima de esa energía se consideran como retrodispersados. Las señales que se reproducen en los detectores de electrones secundarios aportan información de la propia topografía de la muestra.



Imagen 2-12. Microscopio presente en las instalaciones del servicio de microscopía electrónica de la Universitat Politècnica de València.

El microscopio utilizado para la presente tesis fue un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FESEM) de marca Zeiss y modelo Ultra 55. En comparación con un microscopio electrónico convencional, el de emisión de campo utiliza haces de electrones de alta y baja energía muy focalizados, lo que mejora notablemente la resolución espacial y permite trabajar a muy bajos potenciales, (0.02 - 5 kV).

Las observaciones realizadas se basan principalmente en la observación de la fractografía presente tras la rotura de las muestras de los especímenes CT. En ellas se pudo observar la naturaleza frágil y/o dúctil y relacionarla con la dirección de fabricación de cada una de las muestras.

## 2.7. Ensayos mecánicos.

### 2.7.1. Ensayo a tracción.

A través de ensayos de tracción se pueden obtener las características mecánicas de todas las orientaciones fabricadas. Esto permite obtener el comportamiento de los materiales en cada uno de los puntos que representa la curva de comportamiento tensión-deformación. El grado de deformación es proporcional al grado de carga aplicada, y si la carga aplicada es relativamente baja se tiene un régimen de proporcionalidad elástico que permite obtener la pendiente, es decir, el módulo de elasticidad o de Young. Con un régimen de carga mayor, encontramos un régimen plástico de comportamiento donde el material sufre grandes deformaciones para bajos incrementos de carga. La carga máxima obtenida en este tipo de ensayos indica un valor de resistencia característico, la resistencia a tracción  $R_m$ , que fue comparada para cada una de las orientaciones presentadas en el presente estudio.

Los ensayos a tracción se llevaron a cabo en base a la normativa internacional UNE EN ISO 6892-1 (UNE-EN ISO 6892-1 2020). En los procedimientos estandarizados se especifican tanto las dimensiones de las probetas como los procedimientos de control que se deben tener en cuenta. En la presente tesis se estudiaron dos direcciones de fabricación principales, las que consideramos paralelas a la bandeja de fabricación y las consideradas paralelas al haz de electrones o perpendiculares a la bandeja de fabricación.

Las probetas de ensayo a tracción fueron mecanizadas con las dimensiones representadas en la Imagen 2-13, donde  $L_0$  es la longitud inicial entre puntos,  $d_0$  es el diámetro inicial de la sección calibrada de una probeta circular,  $S_0$  es el área de la sección transversal inicial de la probeta calibrada,  $L_C$  es la longitud calibrada y, por último,  $L_t$  es la longitud total de la probeta.

Para el agarre en la máquina de ensayos se mecanizaron los extremos de las probetas mediante roscas, de forma que se minimizaron los posibles desplazamientos que pudieran ocurrir en las mordazas de la máquina de ensayos universal.

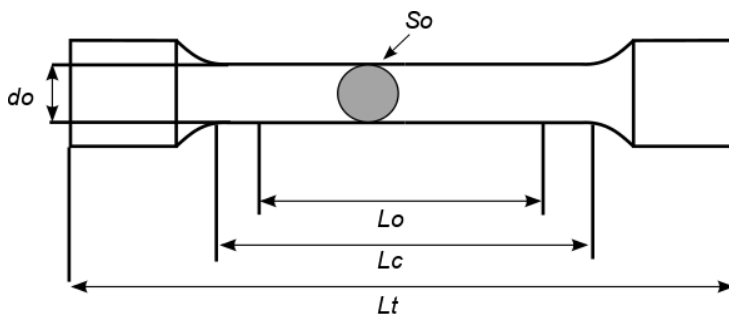


Imagen 2-13. Croquis de la nomenclatura de las dimensiones de las probetas de tracción empleadas según UNE EN ISO 6892-1.  $L_0 = 15\text{mm}$ ;  $d_0 = 3\text{mm}$ ;  $S_0 = 7\text{mm}^2$ ;  $L_c = 30\text{mm}$ ;  $L_t = 95\text{mm}$ .

Los ensayos fueron llevados a cabo en una máquina de ensayo universal de hasta 10 kN, marca Shimadzu AGS-10kND, con extensómetro automático de columna SIE, que permite obtener la curva de tensión deformación desde el inicio del ensayo hasta la rotura de la probeta. Ambos instrumentos, tanto la máquina de ensayos mecánicos como el extensómetro son de clase 1 conforme a la norma (UNE-EN ISO 7500-1 2018).

En los ensayos de tracción para materiales metálicos, tal y como indica la norma (UNE-EN ISO 6892-1 2020), se establecen distintos modos de velocidad de aplicación de la carga. Principalmente se diferencia entre aplicación de carga en control en desplazamiento, denominado método A, y aplicación en control en carga, denominado método B. Los ensayos de tracción realizados en la presente tesis se hicieron en control en carga a una velocidad de 6 MPa/s tal y como queda especificado en la normativa para materiales metálicos con módulo de elasticidad menor que 150 GPa.

A continuación, se muestra el método que se empleó para determinar las propiedades mecánicas de los materiales.

- Tensión (o carga unitaria) – Es el resultado del cociente entre la fuerza y el área de la sección transversal inicial  $S_0$  de la probeta.
- Limite elástico convencional,  $R_{p0,2}$  – Este valor se calcula en base a la carga unitaria a la que corresponde un alargamiento no proporcional igual a un 0.2% de la longitud base del extensómetro. Se determina a partir del diagrama de fuerza-extensión dibujando una línea paralela a la parte recta de la curva y a una distancia de ésta equivalente al porcentaje del 0.2% de la longitud base del extensómetro.
- Resistencia a la tracción,  $R_m$  – Se define como la tensión correspondiente a la fuerza máxima  $F_m$ .
- Alargamiento porcentual tras la rotura,  $A$  - Es el alargamiento remanente de la longitud entre puntos después de la rotura ( $L_u - L_0$ ), siendo  $L_u$  la longitud final entre puntos después de la rotura, expresado en tanto por cien con respecto a la longitud inicial. El alargamiento porcentual de rotura se calcula a partir de la siguiente fórmula:

$$A = \frac{(L_u - L_0)}{L_0} \times 100 \quad \text{Ecuación 2.1}$$

Los valores obtenidos sirvieron para evaluar la anisotropía, a nivel estático, de los materiales estudiados en el presente estudio. Para cada una de las orientaciones se fabricaron tres probetas y se promediaron los resultados. Los ensayos se hicieron tanto para la aleación Ti6Al4V, como para la aleación Ti6Al4V-ELI. Durante esta fase de estudio se ensayaron un total de 12 probetas de tracción.



### 2.7.2. Tenacidad a la fractura.

La tenacidad a la fractura en condiciones de deformación plana mide la energía de fractura por unidad de superficie en un sólido con una grieta o fisura, donde queda restringida la deformación transversal. De esta forma, los datos de  $K_{IC}$  representan el límite inferior de la resistencia a la fractura que un material puede experimentar bajo otras condiciones de configuraciones geométricas y de agrietamiento. La norma (ASTM E399 - 17 2017) cubre los ensayos para determinar la resistencia a la fractura por deformación plana de los materiales metálicos.

Existe una gran variedad de configuraciones de muestras para la obtención de la tenacidad a la fractura y muchas de ellas se encuentran especificadas en diversas normativas. Una de las más utilizadas es la denominada *compact tension* CT, muy útil para la realización de ensayos en laboratorio, y es la que usaremos en la presente tesis. La tenacidad a la fractura en condiciones de MFEL presupone un proceso elástico lineal, y por ello la normativa de referencia intenta que durante los ensayos de fractura existan en todo momento una fracción de zona plástica mínima. Durante muchos años se estuvieron llevando a cabo distintos informes del comité normativo americano, donde se estudiaba la influencia de los tamaños de las probetas en los valores  $K_{IC}$ , hasta encontrar una relación válida que permitiera estandarizar el ensayo y sus condiciones (Brown y Srawley 1966; Srawley y Brown 1965). Las dimensiones empleadas en la presente tesis se establecen en el apartado 3.2 en base a las fórmulas establecidas en la normativa.

Para la determinación de la tenacidad a la fractura siempre se requiere la presencia de una grieta o fisura. Su longitud debe estar comprendida entre el 45% y el 55% del ancho de la probeta. Una vez se posiciona la muestra sobre la máquina de ensayos junto con el extensómetro que determina al desplazamiento de apertura de grieta medido sobre la probeta, la máquina debe registrar la curva fuerza-desplazamiento. El método de obtención de la curva y las fórmulas empleadas se detallan en el apartado de resultados de la presente tesis.

Todos los ensayos realizados durante este estudio en base a estas normativas se han llevado a cabo mediante una máquina de ensayos universales servohidráulica de marca Instron y modelo 8800. El software de control empleado durante el estudio de la marca Instron ha sido el “Fast Track Console” y a la vez se han usado los módulos destinados a las normas indicadas anteriormente, “FastTrack Software  $K_{IC}$  Fracture Toughness Program” para los ensayos basados en la (ASTM E399 - 17 2017) y “FastTrack Software Low Cycle Fatigue Program” para los ensayos basados en la (ASTM E647 2015).

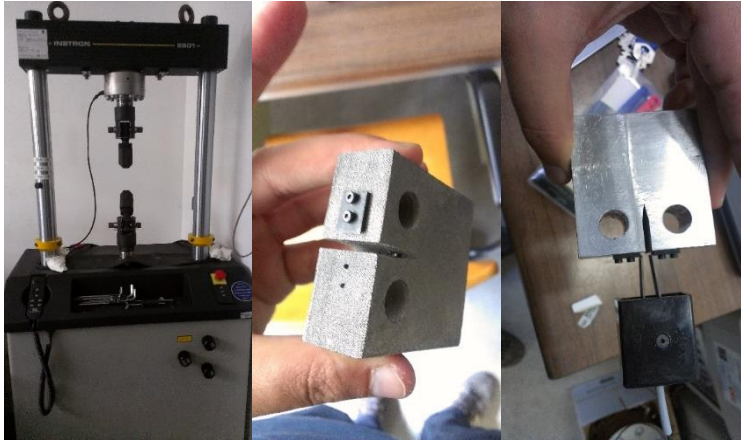


Imagen 2-14. Maquina empleada durante el estudio. sistema de sujeción del extensómetro para medir el avance de grieta. Extensómetro empleado durante el estudio.

Previamente al ensayo se prepararon las probetas para montar las placas de sujeción del extensómetro de apertura de grieta, por lo que se taladraron unos agujeros roscados tal y como especifica la normativa Imagen 2-14.

### **2.7.3. Crecimiento de grieta.**

El crecimiento de grieta generado en esta tesis es el resultado de la aplicación de una carga variable sobre la probeta o muestra. El mecanismo de producción del crecimiento de grieta más común es a través de ensayos de fatiga. En muchos componentes es difícil prevenir la aparición de grietas y su posterior crecimiento, pero sí se puede controlar en base a los diversos ensayos realizados sobre el material. Para caracterizar el comportamiento del crecimiento de una grieta debemos tener la siguiente información:

- El factor de intensidad de tensiones, descrito como función del tamaño de grieta.
- Las características del crecimiento de grieta, como pueda ser la amplitud de apertura de grieta con respecto al factor de intensidad de tensiones.
- La curva de avance de la grieta obtenida hasta producir el daño del componente.

Con esta información se representa la curva de tamaño de grieta con respecto al número de ciclos de repetición para una carga dada que permite predecir el comportamiento de dicha grieta bajo ciertas condiciones.

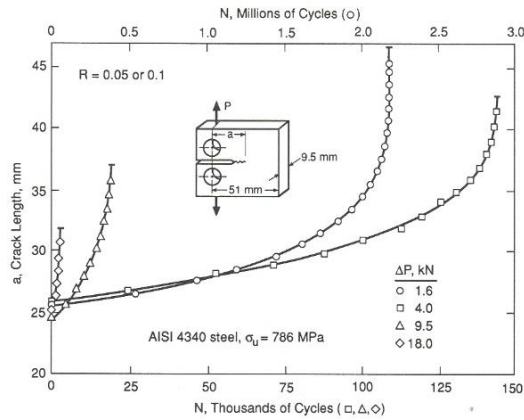


Imagen 2-15. Ejemplo de curva  $a$  vs  $N$  del acero AISI 4340 para diferentes cargas aplicadas.

Para llevar a cabo el crecimiento de grieta sobre máquina de ensayos se deberá establecer previamente las condiciones de ensayo. En el caso de la presente tesis las condiciones de ensayo se basaron en proporcionar una amplitud de la carga cíclica y un valor medio.

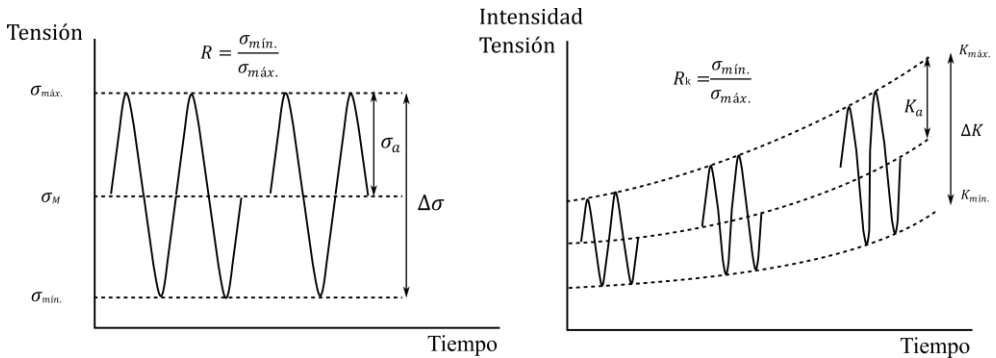


Imagen 2-16. Definición de términos para el crecimiento de grieta y el factor de intensidad de tensiones.

Los parámetros a definir son:

$$K_{máx.} - \text{Factor de intensidad de tensiones máximo,} = \beta \sigma_{máx.} \sqrt{\pi a}$$

$$K_{mín.} - \text{Factor de intensidad de tensiones mínimo,} = \beta \sigma_{mín.} \sqrt{\pi a}$$

$$K_M - \text{Factor de intensidad de tensiones medio,} = \beta \sigma_M \sqrt{\pi a}$$

$$K_a - \text{Amplitud del Factor de intensidad de tensiones,} = \beta \sigma_a \sqrt{\pi a}$$

$$\Delta K - \text{Diferencial del Factor de intensidad de tensiones,} = \beta \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$$

$R_K$  – Relación de carga en el ciclo,  $R_K = \frac{K_{min.}}{K_{max.}}$

En el caso elástico, el factor de intensidad de tensiones es suficiente para describir el campo de tensiones en el extremo de grieta. Dos grietas diferentes que tengan el mismo factor de intensidad de tensiones se comportan de la misma manera y mostrarán la misma tasa de crecimiento. De la misma forma que se requieren dos parámetros para caracterizar el ciclo de fatiga, se requieren dos parámetros para caracterizar el comportamiento de la tasa de avance de la grieta. La tasa de crecimiento de grieta por ciclo, se puede describir como una relación del tipo:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad \text{Ecuación 2.2}$$

donde  $a$  es la longitud de grieta,  $N$  el número de ciclos, y  $R$  la relación de tensiones. De forma general el crecimiento de grieta se describe utilizando gráficos de  $da/dN$  vs  $\Delta K$  en escala doblemente logarítmica.

Para llevar a cabo el registro del crecimiento de grieta en la máquina de ensayos se emplearon los métodos especificados en la normativa (ASTM E647 2015). El método que establece la norma es el referido a los estudios llevados a cabo por (Saxena y Hudak 1978) en donde se infiere el avance de grieta a partir de la apertura del extensómetro situado en la misma probeta. Esta determinación se lleva a cabo mediante unos coeficientes que varían según la posición y el tipo de extensómetro usado, en nuestro caso un extensómetro situado en la superficie del frontal de la probeta CT. Estos coeficientes están calibrados para las dimensiones normalizadas de la probeta CT.

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 u_x + C_2 u_x^2 + C_3 u_x^3 + C_4 u_x^4 + C_5 u_x^5 \quad \text{Ecuación 2.3}$$

$$u_x = \left\{ \left[ \frac{EvB}{P} \right]^{1/2} + 1 \right\}^{-1} \quad \text{Ecuación 2.4}$$

siendo  $E$  el módulo de elasticidad,  $\nu$  el coeficiente de Poisson,  $B$  el ancho de la probeta y  $P$  la carga aplicada. Las constantes empleadas para la posición del extensómetro son  $C_0 = 1.0010$ ;  $C_1 = -4.6695$ ;  $C_2 = 18.460$ ;  $C_3 = -236.82$ ;  $C_4 = 1214,9$ ;  $C_5 = -2143.6$ .

En la presente tesis se obtuvo el crecimiento de grieta para distintos rangos de cargas con el propósito de generar la grieta necesaria para los ensayos de tenacidad a la fractura. Estos ensayos se llevaron a cabo sobre las tres orientaciones objeto del estudio, para las que el frente de grieta atraviesa la microestructura de forma diferente.

### 2.7.4. Ensayos de dureza.

Los ensayos de dureza se llevaron a cabo de acuerdo a la escala de dureza Vickers que corresponde a la normativa (UNE-EN ISO 6507-1 2018). El método se basa en la aplicación de un penetrador de diamante, en forma de pirámide recta de base cuadrada y con un ángulo entre las caras opuestas en vértice de  $136^\circ$ , que ejerce una fuerza sobre la superficie de la pieza de tal forma que a la retirada del indentador se puede visualizar la huella presente en la superficie. Esta huella es la que se mide para obtener la profundidad de penetración sobre la superficie en base a la siguiente ecuación:

$$HV = \frac{1}{g_n} \times \frac{2 F \operatorname{sen} \frac{136}{2}}{d^2} \quad \text{Ecuación 2.5}$$

siendo  $g_n$  la aceleración estándar debida a la gravedad igual a  $9,80665 \text{ m/s}^2$ ,  $F$  la fuerza aplicada sobre la superficie y  $d$  la media aritmética, en mm, de dos longitudes de diagonal,  $d_1$  y  $d_2$ .

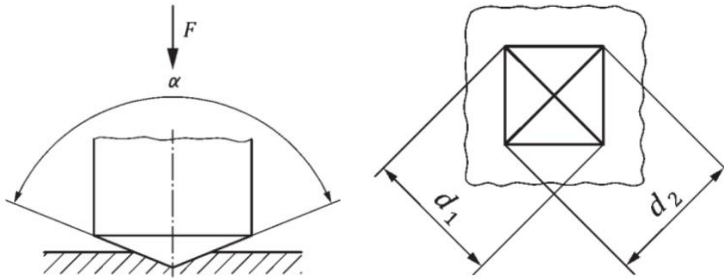


Imagen 2-17. Geometría del penetrador y huella a medir tras la indentación.

Posteriormente a la indentación, la huella es medida con la ayuda de microscopía óptica. (en la presente tesis, aumentos de 500x). La escala utilizada depende de la fuerza ejercida, que en el presente estudio fue de  $4,903 \text{ N}$ , y el tiempo que permanece el penetrador en la superficie de la muestra fue de 15 segundos. Todos los ensayos de dureza se llevaron a cabo mediante el equipo DuraScan G50, que dispone de una plataforma motorizada que permite situar las líneas de dureza de forma exacta en la posición deseada.



Imagen 2-18. Equipo DuraScan G50 empleado en la presente tesis.

# Capítulo 3. Plan experimental

### 3.1. Introducción.

Uno de los objetivos de la presente tesis es relacionar las propiedades mecánicas anisótropas referentes a la tenacidad a la fractura, derivadas de la orientación del proceso de fabricación aditiva con los parámetros microestructurales presentes en la aleación. Por otro lado, se ha comparado los caminos de grieta obtenidos en los ensayos experimentales con los obtenidos a través de simulaciones mediante XFEM. Para ello, se simuló y analizó experimentalmente piezas generadas mediante fabricación aditiva con presencia de uno y dos agujeros.

Mediante la fabricación del material se procedió a la extracción de muestras para los ensayos mecánicos, los microestructurales y las piezas a simulación mediante crecimiento de grieta. En el plan experimental se estableció un número suficiente de probetas que proporcione una buena media estadística en cuanto a tenacidad a la fractura, todo ello tanto para las distintas configuraciones de fabricación (avance de grieta paralelo a los granos columnares y paralelo a las capas de fabricación).

### 3.2. Dimensiones de probetas CT.

Las probetas de ensayo utilizadas en la presente tesis se fabricaron de acuerdo con las dimensiones que se muestran en la Imagen 3-1. En distintas publicaciones relacionadas con la fabricación aditiva, es habitual encontrar probetas de dimensiones reducidas para optimizar así el material empleado durante la fabricación, pero existe el riesgo de que no exista un porcentaje significativo de comportamiento elástico lineal en la probeta con respecto a la zona plástica, lo que puede dar lugar a resultados erróneos. Por esta razón, en la presente tesis se han preparado probetas CT basadas en las dimensiones establecidas en la normativa ASTM E399 (ASTM E399 - 17 2017), donde se recomienda que para asegurar un estado tensional de deformación plana es necesario un espesor mínimo de probeta. Basándose en observaciones experimentales del comportamiento en fractura, en acero y aluminio se acepta con carácter general que para cumplir las condiciones de deformación plana, el espesor de la probeta debe cumplir la relación siguiente:

$$B \cong (W - a) \geq 2,5 \left( \frac{K_1}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad \text{Ecuación 3.1}$$

Para hacer una primera aproximación del valor de espesor necesario, se utilizó como referencia un valor  $K_1$  de  $2700 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$  junto con un valor de límite elástico proporcional al 0.2% de alargamiento total de  $900 \text{ MPa}$  (Donachie 2000). El resultado de esta condición proporciona un espesor mínimo de entorno a los  $24 \text{ mm}$ , tal y como se indica en el croquis de la Imagen 3-1 que fue el usado en el presente estudio.



## PLAN EXPERIMENTAL

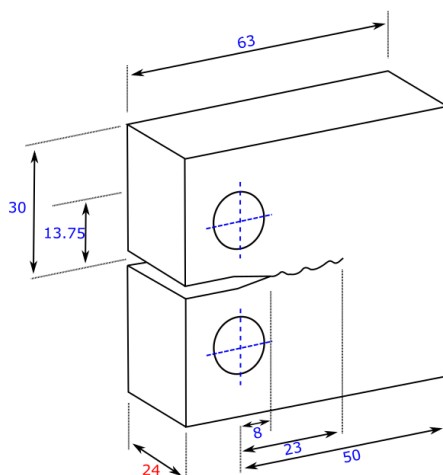


Imagen 3-1. Croquis de las dimensiones de las muestras empleadas durante el estudio.

### 3.3. Nomenclatura de las probetas CT ensayadas.

En la fabricación aditiva se distinguen los ejes con respecto a cómo están relacionados con la plataforma de fabricación. En la normativa (ISO/ASTM 52921 2013) queda definida la terminología que se debe emplear para los sistemas de fabricación por capas, tanto en posición como en orientación.

En dicha norma se establece al eje Z, como aquel que se encuentra perpendicular al sentido de adición de capas. Normalmente, en las tecnologías PBF este eje siempre es la vertical, visto desde enfrente de la máquina.

El eje X, se encuentra perpendicular al eje Z, horizontal y paralelo a uno de los bordes de la plataforma de construcción. Se considera este eje como positivo cuando va de izquierda a derecha, visto desde la parte delantera de la máquina, y negativo cuando va de derecha a izquierda.

El eje Y, de la misma manera que el eje X se encuentra perpendicular al Z. También es paralelo a uno de los bordes de la plataforma de construcción. Se considera el eje Y positivo cuando va desde enfrente hasta el fondo de la bandeja, visto desde la parte delantera de la máquina de fabricación. En la Imagen 3-2 se puede ver la representación de los ejes con respecto a la bandeja de construcción.

## PLAN EXPERIMENTAL

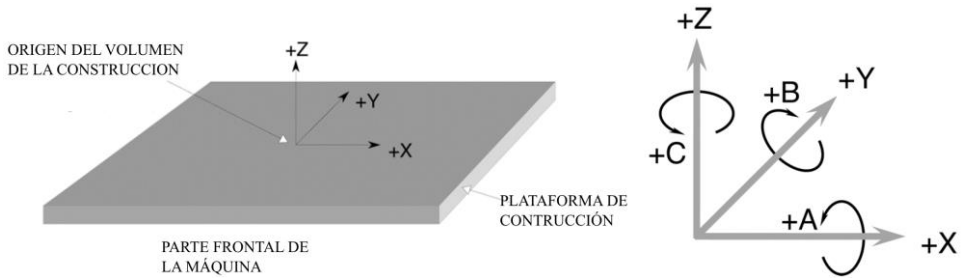


Imagen 3-2. Croquis de la plataforma de construcción establecida en la norma ISO/ASTM 52921 para establecer localización y orientación.

En la normativa también se establece la diferencia entre localización y orientación. Se entiende por localización como la posición de la muestra en la bandeja de fabricación definida a través del sistema de coordenadas XYZ con centro del origen en el centro inferior de la bandeja de fabricación. En cuanto a la orientación, se define como aquella posición de la muestra definida con respecto a la rotación a través de los ejes, en este caso A, B y C, como se puede ver en la Imagen 3-2.

No existe una definición clara en la normativa con respecto a tenacidad a la fractura relacionada exclusivamente con la fabricación aditiva. Por ello, en la presente tesis seguiremos las designaciones que se indican en la normativa internacional (UNE-EN ISO 12737 2010). Se debe tener en cuenta que esta normativa está concebida para materiales que tienen una dirección preferente de laminación para así diferenciar las distintas posiciones de las probetas con respecto a esta dirección. En el caso de la fabricación aditiva esta dirección de laminación como tal no existe, y la componente X e Y son similares debido a que las bandejas de fabricación suelen tener las mismas dimensiones en estos dos ejes.

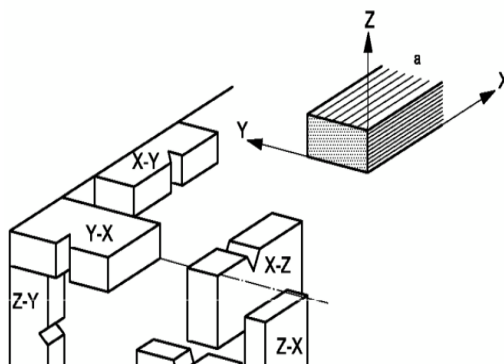


Imagen 3-3. Designaciones empleadas en las distintas normativas.

En el presente estudio se debe tener en cuenta la localización y orientación con respecto a la estructura metalográfica presente en las muestras. Como se puede ver en la Imagen

## PLAN EXPERIMENTAL

3-4, el eje Z es aquella dirección paralela al haz de electrones, o lo que es lo mismo aquella que es paralela a los granos columnares formados durante la fabricación mediante haz de electrones. Por otro lado, llamaremos eje X e Y, a aquellas direcciones paralelas a los planos de las capas de fabricación, y por lo tanto son perpendiculares al haz láser y, por tanto, a los granos columnares.

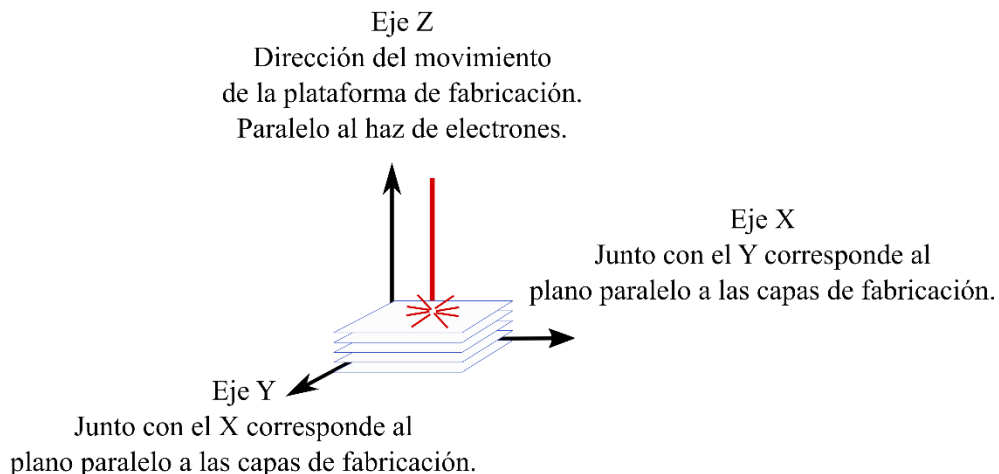


Imagen 3-4. Croquis representativo de los ejes.

Las distintas muestras producidas para la tesis se pueden traducir en cuatro orientaciones fundamentales con respecto a las capas de fabricación, como se representa en la Imagen 3-5.

- Muestra YZ - Es aquella en la cual el plano de grieta de la probeta CT es paralelo al haz láser, y por lo tanto a los granos columnares. El avance de la grieta se producirá en dirección vertical. Por lo tanto, el plano de grieta de esta orientación atraviesa de forma perpendicular las capas de fabricación horizontales.
- Muestra XY - Es aquella en la cual el plano de grieta de la probeta CT es también paralelo al haz láser, y por lo tanto a los granos columnares, pero en esta ocasión el avance de la grieta se producirá en dirección vertical. Por lo tanto, el plano de grieta atraviesa de forma perpendicular a las capas de fabricación.
- Muestra ZY y ZY45 - En estas dos orientaciones el plano de grieta es paralelo a las capas horizontales de fabricación. Por lo tanto, es perpendicular a los granos columnares. Las muestras acabadas en su denominación con el número 45 son aquellas que tienen un giro de  $45^\circ$  con respecto al eje Y, actuando desde un punto de vista microestructural de la misma forma que la asignación ZY.

## PLAN EXPERIMENTAL

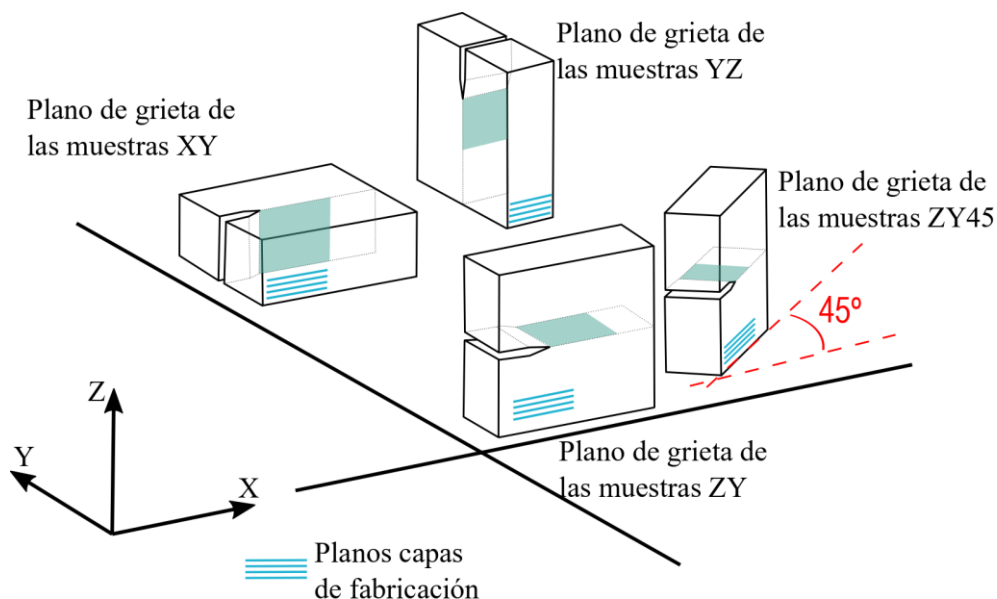


Imagen 3-5. Croquis representativo de las orientaciones de las probetas y designaciones empleadas.

En la representación de la Imagen 3-5, podemos ver las nomenclaturas en referencia a la orientación. Se puede observar cómo avanzaría el plano de grieta con respecto a los planos de fabricación. En dos de ellas, ZY y ZY45, el plano de grieta es paralelo a las capas de fabricación, mientras que en la orientación YZ y XY, el plano de grieta atraviesa las capas de fabricación en dirección Z y en dirección X, respectivamente.

A la representación de la Imagen 3-5 se le puede añadir la disposición de los granos columnares, ver Imagen 3-6. En el caso de las muestras ZY y ZY45, el frente de grieta atraviesa los granos columnares seccionándolos en el plano transversal, mientras que en el caso de XY e YZ, el plano de grieta avanza paralelo a los granos columnares.

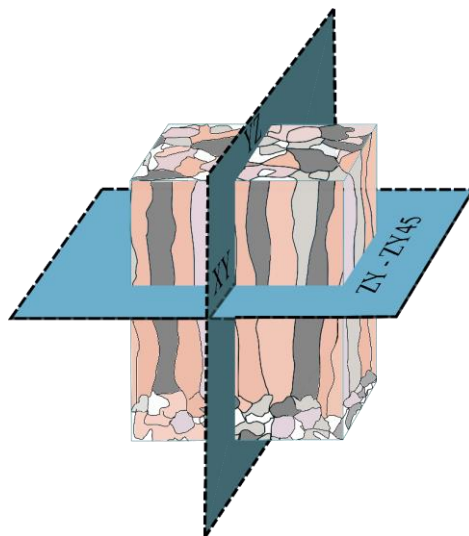


Imagen 3-6. Croquis representativo de las orientaciones de las probetas y designaciones empleadas.

*Orientación y localización en la bandeja de fabricación.*

Las diferentes orientaciones y posiciones fueron reproducidas en cada uno de los materiales a ensayar, tal y como se puede ver en los croquis de la Imagen 3-7 y Imagen 3-8. De estas probetas se llevó a cabo el estudio tanto de la tenacidad a la fractura como el análisis del crecimiento de grieta. Por otro lado, y como segunda parte del estudio de la presente tesis, se fabricó otra serie de muestras para correlacionar los estudios mecánicos con los análisis mediante XFEM, como se indica en la Imagen 3-8.

En la Imagen 3-7 e Imagen 3-8 se puede ver el orden y numeración de cada de las probetas ensayadas en el presente tesis. Estas referencias se utilizarán en la sección de resultados. Como se puede ver la diferenciación de una aleación a otra queda establecida por la numeración de cada una de ellas.

## PLAN EXPERIMENTAL

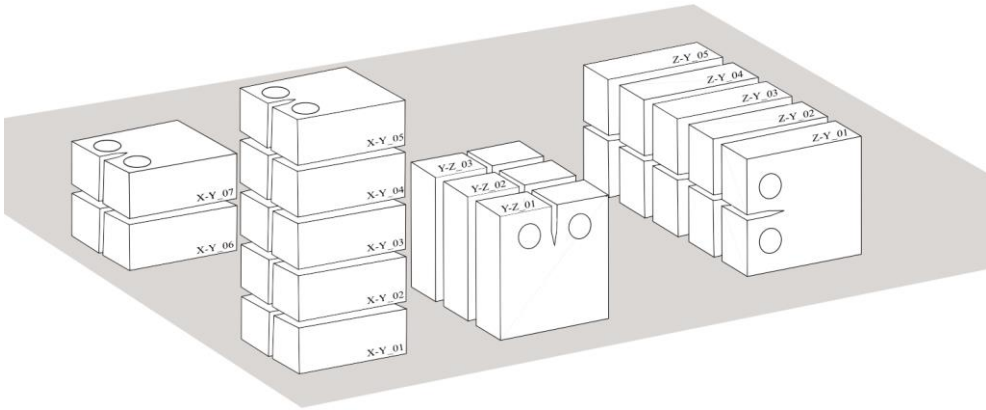


Imagen 3-7. Croquis representativo de las nomenclaturas y posiciones de las muestras ensayadas correspondientes a la aleación Ti6Al4V.

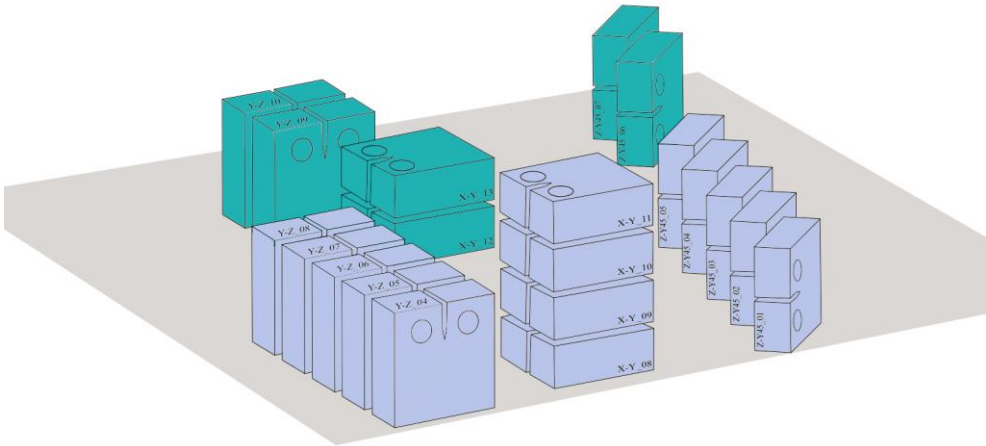


Imagen 3-8. Croquis representativo de las nomenclaturas y posiciones de las muestras ensayadas correspondientes a la aleación Ti6Al4V-ELI (14 muestras). Fueron empleadas 6 muestras restantes en la validación de la simulación mediante XFEM.

### 3.4. Tenacidad a la fractura. Estudio respecto a la localización en el eje Z.

La disposición de las probetas ensayadas en las bandejas de fabricación, en el plano XY, puede dar como resultado valores dispares según estas estén localizadas en la zona central de la bandeja o en los laterales (Galarraga et al. 2016). Con respecto a un plano ver-

## PLAN EXPERIMENTAL

tical ZX o ZY, también se han llevado a cabo diversos estudios en los que se ha relacionado el comportamiento mecánico y microestructural, lo que muchos autores denominan eje Z. Estos estudios (Al-Bermani et al. 2010; Murr, Quinones, et al. 2009), han demostrado que existen cambios significativos a nivel microestructural durante la evolución de las muestras con respecto al eje Z, todos asociados a la diferencia debida al gradiente térmico en la propia cámara de fabricación. En los sistemas de fabricación aditiva PBF, las capas inferiores o cercanas a la bandeja poseen un historial térmico diferente a las capas depositadas en la parte superior de la fabricación.

En la presente tesis se ha estudiado si los cambios reportados por otros autores tienen lugar también en la tenacidad a la fractura, y comprobar de esta forma si se encuentra claramente influida por esa diferencia de historial térmico, tanto en el titanio convencional como en el de tipo ELI.

Para abordar dicho estudio se desarrolló una columna de probetas alineadas con orientación XY, Imagen 3-9. De esta forma se pudo comprobar si existe cierto cambio de tendencia con respecto a la tenacidad a la fractura, y en qué grado esa evolución se produce con respecto al eje Z. Para fabricar el apilamiento de las probetas se dispone unos soportes entre las muestras, apreciables en la fotografía, que sustentan las piezas macizas para que no se ejerza todo el peso en el polvo depositado sin fundir, y por lo tanto las capas posteriores tengan la suficiente estabilidad para depositar el polvo de la forma más homogénea posible. Estos soportes son habituales en fabricación aditiva cuando en la fabricación de piezas, éstas se encuentran inclinadas o se encuentran a diferentes alturas.

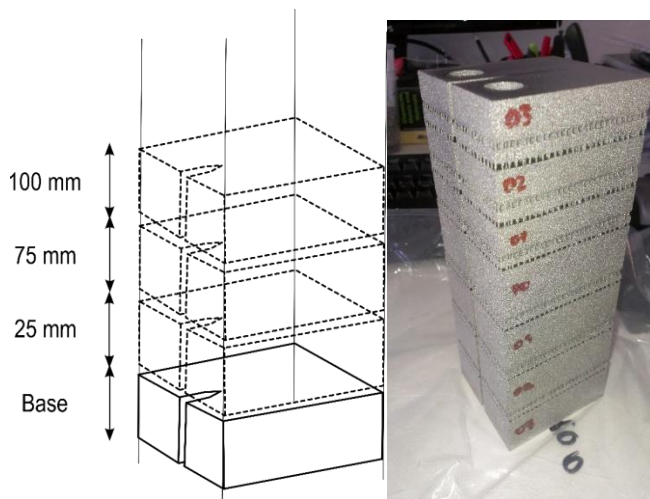


Imagen 3-9. Croquis de la distribución de las muestras horizontales con el objeto de estudiar si existe una influencia clara con la posición con respecto al eje Z.

En cuanto al acabado de las probetas CT, y a diferencia de otras investigaciones llevadas hasta ahora, estas no han sufrido una preparación mecánica mediante procesos de mecanizado para proporcionar unas probetas libres de defectos superficiales, ya que el único proceso ha sido el de la propia fabricación aditiva. De esta forma se tiene en cuenta el efecto de los parámetros en la fabricación del contorno de las piezas, tanto en los laterales como en las zonas cercanas a la grieta. En cualquier caso, dadas las dimensiones de las muestras, y la relación entre microestructura del contorno y microestructura interior, se considera este efecto menor.

De la misma manera, otra de las variables que se elimina cuando normalmente se mecanizan las muestras realizadas mediante fabricación aditiva es la rugosidad en las piezas. Durante esta investigación la influencia de la rugosidad queda presente en los resultados obtenidos, ya que esta rugosidad no fue eliminada.

### **3.5. Ensayo de Dureza. Estudio respecto a la localización en el eje Z.**

Los estudios de dureza se basaron en líneas o barridos de dureza desde la zona más baja posible, cercana a la plataforma de construcción, hasta una cota de 50mm según el eje Z. La superficie del barrido correspondió a uno de los lados de la probeta CT, que posee 24mm de espesor. Se realizaron un total de 6 barridos sobre dos probetas, una de la aleación Ti6Al4V y otra tipo ELI. En cada una de ellas se midió la dureza en la parte central y en los laterales. Con ello se pretende comprobar la variación que existe entre los laterales y el centro, ya que en la parte exterior de la probeta en historial térmico puede ser diferente que en la parte central.

La línea o barrido de dureza se lleva a cabo gracias a la pletina motorizada incorporada en el equipo, lo que facilita la toma de medidas de forma automática. Se evaluó también cómo afecta el espesor de fabricación a la medida de dureza, por el efecto que pueden producir las distintas velocidades de enfriamiento.

También se llevó a cabo un análisis de la variación de dureza con respecto a la altura. Para llevar a cabo este estudio se emplearon las mismas probetas que han sido utilizadas para la determinación del factor de intensidad de tensiones, permitiendo así correlacionar los dos valores en función de la altura. Los ensayos de dureza se realizaron a través del método de línea de dureza sobre probetas situadas en la parte inferior y superior de la bandeja de fabricación.

La tecnología de fabricación aditiva permite la obtención de piezas en su estado casi final, con la morfología y dimensiones acordes a las necesidades de la pieza. Este hecho puede hacer que, en piezas con geometrías muy variables, o con espesores de pared distintos se encuentran diferencias en las propiedades mecánicas. De forma similar a lo que ocurre en los procesos de fundición de metales, el efecto térmico que tiene lugar en paredes gruesas es diferente al efecto que tiene lugar en paredes más finas. Para comprobar dicha evolución se llevó también a cabo un estudio de dureza para determinar la evolución con respecto al espesor de la fabricación.



### **3.6. Ensayo de tracción.**

A partir de las muestras fabricadas también se obtuvieron las probetas destinadas a los ensayos de tracción para las distintas orientaciones. Para el ensayo a tracción se tuvo en cuenta dos tipos de orientaciones: aquellas paralelas a los granos columnares, y por lo tanto, orientadas en el eje Z, y aquellas paralelas a las capas de fabricación, y por lo tanto orientadas en el eje X o Y. En este estudio se consideró el eje X e Y similar en cuanto a la resistencia a la tracción, con las mismas propiedades en cualquier dirección contenida en el plano de la plataforma de fabricación. Todos los ensayos de tracción fueron llevados a cabo de acuerdo a la norma (UNE-EN ISO 6892-1 2020).

Los datos obtenidos de resistencia a tracción, además de ser comparados entre sí para estudiar la variación con respecto a la posición, se emplearon para la determinación de la velocidad de crecimiento de grieta, ya que el módulo elástico se emplea en la determinación de la longitud de grieta mediante el extensómetro de apertura de grieta, apartado 2.7.3.

### **3.7. Análisis químico.**

De estas mismas probetas también se extrajeron pequeñas porciones para realizar los análisis químicos. Este estudio es relevante, ya que una de las características que hace que las aleaciones de titanio tengan mejor o peor comportamiento frente a cargas dinámicas es el contenido de elementos, como por ejemplo el oxígeno, en los espacios intersticiales. Durante la realización de la presente tesis, se analizaron químicamente los contenidos de aleación de las probetas con respecto a la altura para comprobar si existe o no una relación entre el comportamiento de éstas y el contenido de los elementos de aleación. Este ejercicio se realizó tanto en las muestras Ti6Al4V como en las de tipo ELI.

### **3.8. Análisis microestructural.**

El objetivo de los análisis metalográficos es relacionar las características presentes en la microestructura con las propiedades de comportamiento mecánico que presentan las aleaciones producidas mediante fabricación aditiva. Estos análisis se llevaron a cabo en diversas posiciones con respecto a la altura, desde una altura inferior que correspondería a la base de la plataforma de construcción hasta una altura superior que alcanza los 75mm desde dicha plataforma.

Durante el análisis se midieron diversas características de la microestructura del grano, de tal forma que se pudo graficar aquellas con mayor variación o aquellas que puedan tener una mayor influencia en el comportamiento mecánico. El análisis microestructural se llevó a cabo tanto en las aleaciones Ti6Al4V como las del tipo ELI.

### **3.9. XFEM. Validación y orientación.**

La parte final de la tesis se centra en el estudio mediante análisis por elementos finitos extendidos. En un primer lugar se comprobó la validez del cálculo por elementos finitos extendidos a través de la implementación desarrollada por (Giner et al. 2009) mediante el software Abaqus<sup>TM</sup>. Para la validez de los cálculos se desarrolló la geometría 2D de una probeta CT, y se compararon los valores numéricos del factor de intensidad de tensiones con los que se obtienen mediante el cálculo a partir de los ensayos experimentales según la normativa (ASTM E399 - 17 2017).

Una vez se validó el modelo de cálculo implementado en Abaqus<sup>TM</sup>, se diseñaron dos tipos de geometrías diferenciadas con el objeto de comprobar que mediante XFEM se puede estimar correctamente el camino recorrido por la grieta en su avance. La diferencia entre estos dos tipos de geometrías es la presencia de uno o dos agujeros interiores, cercanos al camino de propagación. Estas tipologías de muestras fueron también objeto de validación mediante ensayos experimentales, contrastando las estimaciones numéricas. Dichos ensayos experimentales con la presencia de agujeros se llevaron a cabo en las tres orientaciones principales de estudio de la presente tesis: XY, YZ, ZY. Mediante este análisis se pretendió estudiar el efecto de la posible anisotropía de las muestras de fabricación aditiva. Además, se llevó a cabo un tercer estudio con la presencia de tres agujeros, en esta ocasión en una sola orientación.

Por último, para realizar una comparativa con respecto a un aluminio suministrado en chapa, en principio libre de anisotropías, se decidió calcular mediante XFEM y ensayar experimentalmente una geometría en forma de C con la presencia de agujeros y radios de acuerdo diferentes en zonas próximas a la región de máxima concentración de tensiones. Se verificó que el comportamiento de la FA y de la aleación en estado de suministro en chapa poseen, desde el punto de vista del avance de grieta, un comportamiento similar y que mediante XFEM se puede predecir dicho comportamiento en ambos materiales.

### **3.10. Resumen del plan experimental.**

Como resumen del plan experimental llevado a cabo en la tesis, se presenta un esquema que resume las diferentes fases del estudio, desde la fabricación de las probetas, la ejecución de los ensayos mecánicos, el tratamiento de datos, el análisis metalográfico, el análisis de fractura mediante microscopio electrónico de barrido, y por último el análisis mediante XFEM para comprobar si el camino recorrido por la grieta es correctamente estimado numéricamente, todo ello para diversas orientaciones del proceso de fabricación aditiva.

## PLAN EXPERIMENTAL

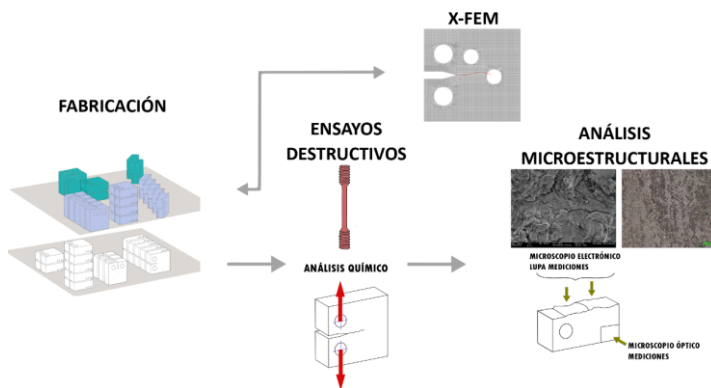


Imagen 3-10. Esquema del plan experimental de la presente tesis

# Capítulo 4. Resultados

#### 4.1. Caracterización microestructural.

En las aleaciones de Ti6Al4V realizadas mediante fabricación aditiva y tras una solidificación rápida, propia del paso del estado líquido al sólido de forma selectiva como es mediante el haz láser, se produce la formación de granos  $\beta$  alargados en la dirección de fabricación con una morfología acicular tipo  $\alpha$  o  $\alpha'$ . La presencia de esas dos fases de forma simultánea o separada depende en gran medida de la velocidad de solidificación o, lo que es lo mismo, del enfriamiento posterior al proceso de adición de capas (Facchini et al. 2009; Yue, Pilliar, y Weatherly 1984; Mower y Long 2016).

Los granos epitaxiales o columnares mencionados no requieren de grandes aumentos para su inspección, debido a que pueden desarrollarse hasta alcanzar longitudes de cientos de micras, por lo que la inspección puede realizarse desde un punto de vista macroscópico. El nacimiento de estos granos viene precedido de los granos  $\beta$  primarios que se forman a altas temperaturas. Los granos columnares se extienden a través de múltiples capas de fabricación atravesándolas una tras otra. El motivo de su gran extensión viene determinada por el gradiente térmico que tiene lugar en la dirección de fabricación, un gradiente térmico que es la suma de la cantidad de veces que el haz de electrones pasa por cada una de las capas de fabricación, y su influencia en las capas inferiores (Al-Bermani et al. 2010). Las capas de fabricación horizontales pueden soportar hasta incluso tres cambios térmicos durante la fabricación, y todos ellos en una temperatura cercana a la de transición (Al-Bermani et al. 2010; Murr, Quinones, et al. 2009).

Los gradientes térmicos que tienen lugar en el lecho de material fundido no tienden a generar nuevos puntos de nucleación granular, de la misma forma que ocurre en los cordones de soldadura convencionales. A ello se le añade que altos porcentajes de elementos como el aluminio y el vanadio no permiten un afino de grano debido a la interacción entre ellos, por lo cual el grano siempre tiende a tener un tamaño grueso (Birmingham et al. 2008). Estas restricciones metalúrgicas son las responsables de la formación cristalográfica epitaxial que aparecen en las formaciones microestructurales de las aleaciones fabricadas por haz de electrones, y más en concreto para las aleaciones de titanio.

Las características o morfologías de la microestructura finalmente obtenida dan como resultado una variedad de propiedades mecánicas finales, por lo que éstas deben medirse para asociar dichas propiedades con las mediciones microestructurales. La morfología o medidas de la microestructura pueden variar dependiendo del historial térmico que tiene lugar en el proceso de fabricación, sobre todo cuando se realizan a temperaturas por encima de la  $\beta$  *transus*, temperatura de cambio de fase que tiene lugar en las aleaciones de titanio.

La cuantificación de las medidas en la microestructura puede ser complicada debido a que durante el proceso de fabricación tiene lugar un enfriamiento rápido, a pesar de estar en una cámara de hasta 700°C. Diferentes estudios han identificado las características más influyentes en cuanto a su vinculación con las propiedades mecánicas. Por ejemplo, microestructuras que poseen una relación de aspecto bajo en cuanto a los listones de placas  $\alpha$  (entendiendo esta relación de aspecto como la división de su longitud por su

## RESULTADOS

espesor) exhiben un comportamiento mejor al inicio de grieta con cargas dinámicas (Semiatin y Bieler 2001; Weiss et al. 1986).

Normalmente las características a medir en las microestructuras de las aleaciones de titanio se basan en las mediciones de la fase  $\alpha$ . A continuación, se detallan cada una de ellas para posteriormente medirlas en las muestras obtenidas en la presente tesis.

- La distancia entre placas  $\alpha$  que encontramos dentro de una colonia  $\alpha$ . Este es un valor importante, ya que es un buen indicador de la resistencia mecánica. Una distancia entre placas pequeña, indicativa de velocidades más altas de enfriamiento, da como resultado valores de resistencia mecánica (en concreto, límite elástico) mayores que con un ancho más grande (Lütjering y Williams 2007).
- Las colonias  $\alpha$  presentes en el material, definidas como formaciones de placas  $\alpha$  alineadas y ordenadas en una región interna del grano  $\beta$ . De la misma forma que la distancia entre placas, la velocidad de enfriamiento determina el tamaño de estas colonias. Las colonias  $\alpha$  decrecen rápidamente con velocidades que van desde los 100°C/min hasta los 8000°C/min (Lütjering y Williams 2007).
- El ancho de grano de las alineaciones epitaxiales presentes en la microestructura. Su crecimiento viene derivado o precedido del grano  $\beta$  primario. La morfología de este grano es una de las características de las aleaciones de fabricadas mediante haz de electrones, y esta no depende directamente de la velocidad de enfriamiento sino del tiempo de permanencia entre la temperatura del estado líquido y la temperatura de la  $\beta$  *transus*, o temperatura de transición. Se ha demostrado que si se incrementa la temperatura por encima de la  $\beta$  *transus* estos granos tienden a convertirse hacia una morfología semi-equiaxial (Vrancken et al. 2012).
- La medición de espesor de borde de grano  $\alpha$ . Entre borde de grano columnar  $\beta$  se encuentra la presencia de una fina fase, que se conoce comúnmente como *grain boundary  $\alpha$* , o GB- $\alpha$ . Esta característica viene determinada por la velocidad de enfriamiento en donde altas velocidades dan como resultado tamaños finos y discontinuos. (Lütjering y Williams 2007)

Durante la realización de este estudio se ha medido la distribución de las fases a través de las características mencionadas anteriormente. La evolución microestructural se estudió con respecto a la altura de fabricación en dos cotas o posiciones distintas, a lo largo del eje Z. Si tomamos la cota 0 en la base de la plataforma de fabricación, los análisis se realizaron sobre una cota de 10mm y sobre una cota de 70mm. De esta forma se busca analizar los cambios microestructurales para diferentes alturas con el fin de correlacionar los datos microestructurales y mecánicos.

Todos estos análisis se llevaron a cabo tanto en aleaciones convencionales de Ti6Al4V como en las aleaciones con una composición tipo ELI, que se caracteriza por tener menores concentraciones de contenidos de oxígeno. Las mediciones microestructurales que

## RESULTADOS

se realizaron en la presente investigación se llevaron a cabo tras la correspondiente preparación metalográfica descrita en el capítulo de métodos experimentales y todas ellas fueron medidas a través de análisis de imagen tras inspección mediante microscopio óptico.

Al formarse unos granos alargados con respecto a la dirección Z o dirección de fabricación, se puede apreciar una clara diferencia si las inspecciones metalográficas se hacen de forma transversal o longitudinal. Si nos centramos en planos paralelos a la bandeja de fabricación, el grano columnar  $\beta$  es seccionado y por lo tanto se observa una formación semi-equiaxial, mientras que si el plano a inspeccionar es el perpendicular a la bandeja de fabricación, los granos aparecen en forma de columnas y se podrá medir su ancho a distintas alturas.

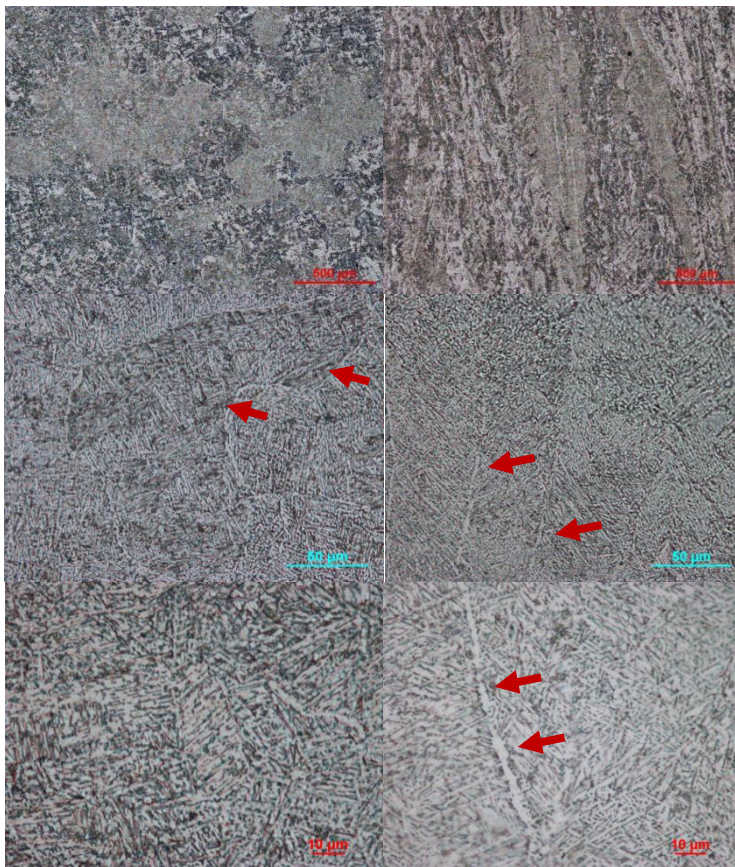


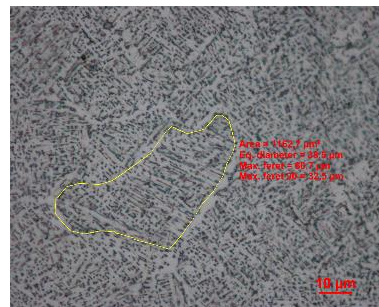
Imagen 4-1. Imágenes de la microestructura, a x50, x500 y x1000 aumentos, donde se puede ver los granos columnares desde un punto de vista transversal (izq.) y desde un punto de vista longitudinal (der.). Se indica con una flecha el borde de grano  $\alpha$  entre granos columnares.

## RESULTADOS

Las metalografías fueron todas extraídas de la misma probeta CT, empleada previamente en los ensayos de tenacidad a la fractura. De esta forma se pudo correlacionar las características mecánicas con las mediciones microestructurales. Todas las fotografías analizadas se presentan en el anexo de la presente tesis.

Para la medición de las distintas características microestructurales se eligió un determinado aumento y una metodología de medición distintas. En el caso de la medición de la distancia de placas  $\alpha$  y la medición del borde de grano  $\alpha$ , GB- $\alpha$ , se eligieron los mayores aumentos disponibles en el microscopio óptico, 1000 aumentos, y fueron medidos a través del trazo de una línea entre ambos extremos. La medición del grano  $\beta$  primario se determinó a través del corte longitudinal, de tal forma que se pueda observar el grano a lo largo de la fotografía y así medir, mediante trazo de borde de grano a borde de grano, el ancho del grano columnar. La medición del grano columnar fue realizada a 100 o 200 aumentos, dependiendo del ancho de este. Por último, para la determinación de la colonia  $\alpha$  se determinó mediante aumentos de 500 y 1000 aumentos, dependiendo de su tamaño, a través de un trazo para determinar el perímetro de la colonia. Con este trazo se determina el diámetro equivalente, que se calcula a partir del área interior de la colonia.

Medición de la colonia  $\alpha$  para la obtención del diámetro equivalente.



Medición de espesor  $\alpha$  del borde de grano columnar  $\beta$  primario.







## RESULTADOS

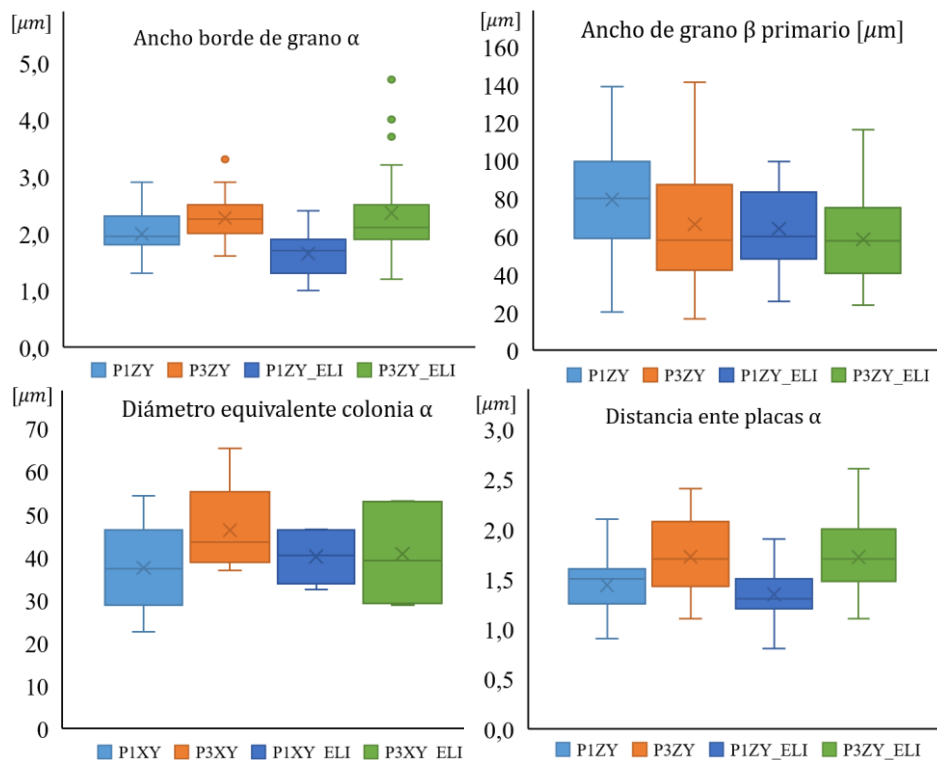


Imagen 4-4. Comparativa de borde de grano  $\alpha$ , ancho de grano columnar  $\beta$  primario, tamaños de las colonias  $\alpha$  y distancia entre placas  $\alpha$ , en las distintas posiciones y para los dos materiales estudiados.

Tras la preparación y análisis de todas las imágenes recogidas en el Anexo de la presente tesis se representa la Imagen 4-4 que muestra todos los datos obtenidos de las medidas metalográficas, comparando la posición inferior, cercana de la bandeja de fabricación, que denominaremos P1, con una cota más elevada entorno a 60mm, como es la posición P3. La comparativa también muestra las diferencias que aparecen entre una aleación Ti6Al4V y una Ti6Al4V tipo ELI.

A primera vista se aprecia claramente la diferencia existente entre valores obtenidos con respecto a la altura de fabricación. De forma general, gran parte de las características microestructurales son de mayor magnitud en las mediciones situadas en la posición P3 en comparación con la posición P1. Estos cambios pueden alcanzar un aumento significativo, llegando a alcanzar hasta incrementos del 50% en algunas características microestructurales.

## RESULTADOS

Tabla 4.1. Relación de las características microestructurales. Relación entre los valores medidos en posición P3 y P1.

<b>Borde de grano <math>\alpha</math> (<math>\mu\text{m}</math>)</b>		<b>Ancho <math>\beta</math> primario (mm)</b>	
P3ZY/P1ZY	P3ZY ELI/P1ZY ELI	P3ZY/P1ZY	P3ZY ELI/P1ZY ELI
↑ 1,15	↑ 1,50	↓ 0,84	↓ 0,91
<b>Diámetro equivalente colonia <math>\alpha</math> (mm)</b>		<b>Distancia entre placas <math>\alpha</math> (mm)</b>	
P3XY/P1XY	P3XY ELI/P1XY ELI	P3ZY/P1ZY	P3ZY ELI/P1ZY ELI
↑ 1,23	↑ 1,01	↑ 1,21	↑ 1,31

Como se puede ver en la Tabla 4.1, se aprecia con claridad la diferencia al alza de las mediciones en posición P3 con respecto a P1 para tres de las características microestructurales medidas.

Si nos centramos en los cambios microestructurales que tienen lugar dentro del grano  $\beta$  primario, las dos características principales a observar son el diámetro equivalente de colonia  $\alpha$  y la distancia entre placas  $\alpha$ . La evaluación de las colonias  $\alpha$  a lo largo de la investigación ha sido compleja ya que estas, en ocasiones, no se aprecian con claridad debido al proceso de enfriamiento que tiene lugar en el material. En cambio, la medición de la distancia entre placas  $\alpha$  es más sencilla, permitiendo un muestreo mayor y por lo tanto un número de mediciones significativa. En esta última característica, se ve claramente incrementos de su valor en la posición P3, del orden de un 20-30% mayor, tanto en las aleaciones Ti6Al4V, como del tipo ELI.

Esta tendencia se siguió apreciando en el ancho de borde de grano  $\alpha$ . Se puede ver que el efecto es más acusado en las muestras tipo ELI que en la aleación Ti6Al4V. Se aprecia un incremento de hasta el 50% con respecto al borde de grano  $\alpha$  en las muestras tipo ELI.

Por el contrario, la variación del ancho del grano  $\beta$  columnar presenta una tendencia decreciente con la altura, obteniendo en la posición P1 valores mayores que en la P3, del orden del 9-16%. Este efecto también fue reportado por (Galarraga et al. 2016) indicando al mismo tiempo la dificultad de la medición de este tipo de característica debido a la irregularidad del grano columnar. Las irregularidades del grano  $\beta$  columnar son un factor a tener en cuenta en la evaluación ya que en principio los granos presentan un engrosamiento conforme aumenta la altura de estos (Antonysamy et al. 2013).

La tendencia al alza de las magnitudes de las características metalográficas que se encuentran situadas en una posición superior, tiene lugar tanto en las aleaciones Ti6Al4V como en las de tipo ELI. Como ya se ha comentado, es en esta última aleación donde se aprecia una mayor diferencia.

RESULTADOS

Tabla 4.2. Valores obtenidos del borde de grano  $\alpha$ , ancho de grano columnar  $\beta$  primario, tamaños de las colonias  $\alpha$  y distancia entre placas  $\alpha$ , en las distintas posiciones y para los dos materiales estudiados.

	Borde de grano $\alpha$ ( $\mu\text{m}$ )				Ancho $\beta$ primario ( $\mu\text{m}$ )			
	P1ZY	P3ZY	P1ZY ELI	P3ZY ELI	P1ZY	P3ZY	P1ZY ELI	P3ZY ELI
<b>Media</b>	<b>2,0</b>	<b>2,3</b>	<b>1,6</b>	<b>2,4</b>	<b>79,4</b>	<b>66,4</b>	<b>64,1</b>	<b>58,5</b>
Mínimo	1,3	1,6	1,0	1,2	20,2	16,7	25,8	23,7
Máximo	2,9	3,3	2,4	4,7	138,9	141,0	99,4	116,1
Desviación Típica	0,3	0,4	0,4	0,8	32,7	32,1	19,8	21,6
	Diámetro equivalente colonia $\alpha$ ( $\mu\text{m}$ )				Distancia entre placas alfa ( $\mu\text{m}$ )			
	P1XY	P3XY	P1XY ELI	P3XY ELI	P1ZY	P3ZY	P1ZY ELI	P3ZY ELI
<b>Media</b>	<b>37,6</b>	<b>46,4</b>	<b>40,2</b>	<b>40,8</b>	<b>1,4</b>	<b>1,7</b>	<b>1,3</b>	<b>1,7</b>
Mínimo	22,6	37,0	32,5	28,8	0,9	1,1	0,8	1,1
Máximo	54,4	65,5	46,6	53,2	2,1	2,4	1,9	2,6
Desviación Típica	10,1	10,0	6,4	11,9	0,3	0,4	0,3	0,4

Todos estos cambios con respecto a la altura tienen un claro origen en el historial térmico que ha sufrido cada una de las posiciones. Las muestras en cota baja han tenido un enfriamiento ligeramente más rápido que las situadas en cotas superiores. Esto puede deberse a la cantidad de masa depositada a altas temperaturas que queda remanente en la bandeja de fabricación. Al inicio de la fabricación esa masa es menor debido a que no existe una gran cantidad de material que ha sido previamente fundido, mientras que a medida que aumenta la altura esta masa aumenta considerablemente, modificando así, las distintas características metalográficas. La presencia de una estructura más frágil en la parte inferior, cercana a la bandeja de construcción, puede tener su origen en las transformaciones que tienen lugar desde la temperatura de transición, dando lugar a una martensita más frágil. Conforme la fabricación sube de cota dicha martensita sufre cambios progresivos que origina la transformación  $\alpha+\beta$  que se ha reportado en la parte correspondiente al estado del arte.

En investigaciones anteriores se han estudiado los cambios producidos con respecto a la altura de los materiales fabricados mediante haz de electrones. Se han relacionado con la historia térmica en la base de la placa de fabricación, en la que existe la presencia de zonas martensíticas (Hrabe y Quinn 2013b; Murr, Esquivel, et al. 2009; Seifi et al. 2015). En el momento de alcanzar una cierta altura con respecto a la placa de fabricación esta

transformación pasa a ser menos frágil debido a la presencia de microestructura tipo *basket weave*. En dichas investigaciones ya se menciona el efecto producido en la microestructura a lo largo de la altura. Se verificó por ejemplo que el borde de grano  $\alpha$  incrementa con la altura. Este mismo efecto fue verificado con las medidas de dureza (Murr, Gaytan, et al. 2009).

### **4.2. Ensayos mecánicos.**

En esta sección se describen los resultados obtenidos a partir de los ensayos mecánicos de las aleaciones desarrolladas. En primer lugar, se exponen los resultados de los ensayos a tracción junto con el módulo de elasticidad obtenido, utilizado en la determinación de la longitud de grieta a partir del extensómetro de apertura de grieta. En segundo lugar, se exponen los resultados obtenidos del estudio de dureza con respecto a la altura Z, desde una cota cercana a la bandeja de fabricación hasta otra alrededor de 50mm. En esta sección también se exponen los resultados de los ensayos de tenacidad a la fractura, para finalizar con el estudio de la velocidad de crecimiento de grieta. En todos los casos se discuten los resultados con respecto a la orientación y posición de las dos aleaciones estudiadas.

#### **4.2.1. Ensayo de dureza.**

La posibilidad de llevar a cabo medidas de forma automática permite comparar la evolución, a través de líneas de dureza, en una misma probeta a lo largo de la dirección Z, paralela al haz laser y a los granos cristalinos columnares. En este apartado se muestran los resultados obtenidos desde una cota muy próxima a la bandeja de fabricación hasta una altura de 50 mm. Estas medidas se realizaron sobre probetas de la aleación Ti6Al4V y sobre las de tipo ELI. En cada una de las líneas de dureza nos encontramos con un total de 333 indentaciones, lo que permite no sólo apreciar la evolución sino también el grado de dispersión de las durezas mediante una gran cantidad de puntos. Las durezas se realizaron sobre 3 líneas, una en la parte intermedia y las otras dos en los laterales de la muestra, como se indica en la Imagen 4-6, para una muestra de 24mm de espesor. Para la muestra de 12mm de espesor solo se realiza la dureza en la parte central.

## RESULTADOS

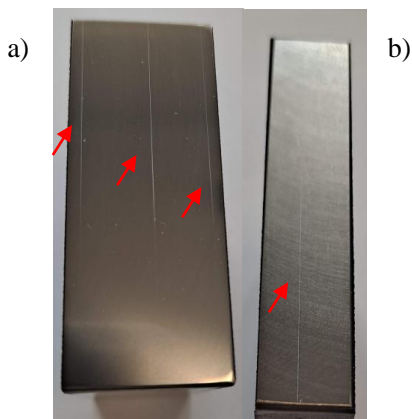


Imagen 4-5. (a) Líneas de dureza en la zona central (C), en una zona lateral (L1), y en la otra zona lateral (L2) para la muestra de 24mm. (b) Línea de dureza central para la muestra de 12mm.

### 4.2.1.1. Evolución de la dureza sobre muestras de 24mm de espesor.

En la Imagen 4-6 se representa la evolución de las medidas de dureza con respecto a la altura de fabricación. En un primer análisis se puede apreciar claramente las diferencias que aparecen si se comparan las aleaciones entre sí. Los valores de la aleación tipo ELI son claramente inferiores a los que se encuentran con la aleación Ti6Al4V. También se aprecia que en la aleación tipo ELI, las medidas se encuentran más concentradas que en la aleación tipo Ti6Al4V.

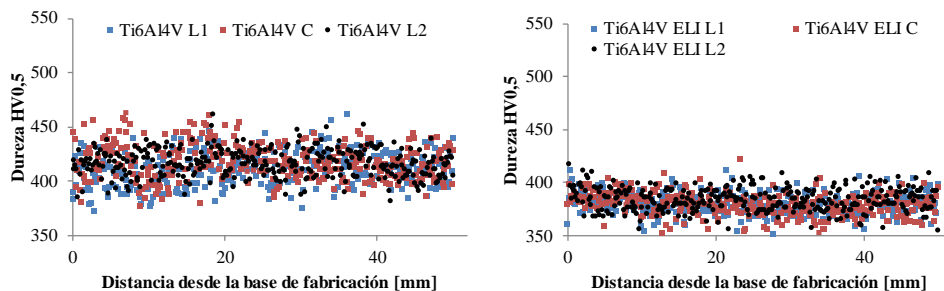


Imagen 4-6. Evolución de las durezas llevadas a cabo sobre una muestra de la aleación Ti6Al4V y sobre Ti6Al4V ELI. Líneas de dureza en la zona central (C), en una zona lateral (L1), y en la otra zona lateral (L2).

La dureza media de la aleación de Ti6Al4V es de 416 HV0,5, mientras que para la aleación de tipo ELI el valor medio se encuentra en 381 HV0,5. Esto supone una diferencia significativa del 9%.

## RESULTADOS

En la Tabla 4.3 se presentan los resultados obtenidos de la media aritmética de todos los barridos de dureza. En dicha tabla se puede ver una comparativa de cómo evolucionan los valores de dureza según la cota con respecto a la altura. Se ha medido los valores comprendidos en una cota que va desde la plataforma de fabricación hasta 10mm y otros que van desde una cota de 40 a 50mm.

Como se puede observar, las diferencias son poco relevantes: entre 8 y 9 puntos de dureza (2%). Sin embargo, sí se aprecia una disminución de dureza si se tiene en cuenta el barrido de dureza de la zona central de la probeta (C). Este fenómeno tiene lugar tanto en la muestra Ti6Al4V como en la de tipo ELI, lo que indica que existe una variación similar debido a los efectos producidos por los fenómenos de disipación de calor durante el proceso de fundido del polvo metálico. Este efecto ya ha sido reportado por otros autores en la bibliografía (Hrabe y Quinn 2013c; Murr, Gaytan, et al. 2009).

Tabla 4.3. Valores medios de dureza obtenidos.

Designación	Media aritmética [HV0,5]	Desv. Típica [HV0,5]	Media aritmética 0-10mm [HV0,5]	Media aritmética 40-50mm [HV0,5]	Relación
Ti6Al4V L1	411	16	404	412	↑ 1,02
Ti6Al4V C	419	17	422	414	↓ 0,98
Ti6Al4V L2	417	13	412	416	↑ 1,01
Ti6Al4V ELI L1	380	10	385	381	↓ 0,99
Ti6Al4V ELI C	379	11	387	378	↓ 0,98
Ti6Al4V ELI L2	384	11	386	386	— 1,00

Se observa una diferencia de comportamiento en los laterales de las muestras. En el caso de la aleación Ti6Al4V, los laterales de la muestra presentan un aumento de la dureza de 4 y 8 puntos, mientras que en los del tipo ELI la variación no es tan diferente a la que tiene lugar en el centro de la misma. Estos cambios producidos entre las paredes o laterales y el centro pueden deberse al efecto de las distintas velocidades de enfriamiento. Durante la solidificación las partes internas de las piezas siempre se encuentran rodeadas de material recién fundido en ambos lados, lo que no sucede en los laterales, ya que en esas zonas existe polvo metálico que no ha alcanzado una suficiente temperatura como para llegar a fundirse. Todo esto tiene un efecto en el historial térmico de cada zona de la pieza, y es el origen de estas diferencias en los laterales.

## RESULTADOS

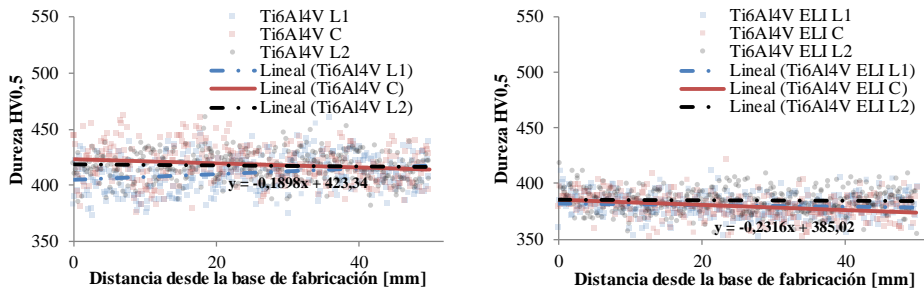


Imagen 4-7. Líneas de tendencia que tienen lugar en los materiales analizados en la presente tesis con respecto a la dureza. Líneas de dureza en la zona central (C), en una zona lateral (L1), y en la otra zona lateral (L2).

Si nos fijamos en los valores de dureza de una misma pieza, y comparamos los datos obtenidos del centro con los de los laterales vemos que, en una masa fundida como es el caso de 24mm, aparecen diferencias y lo mismo ocurre con la evolución de ellas con respecto a la altura. En la muestra Ti6Al4V al comienzo, en la base de la plataforma, las durezas son relativamente altas. Para cotas superiores, la dureza de dicha aleación se reduce, seguramente debido por la masa a elevada temperatura presente en el total de la bandeja. La variación en los barridos laterales no es tan pronunciada. Los barridos laterales muestran un comportamiento similar en la base y a una altura de 50mm.

### 4.2.1.2. Comparativa de la dureza sobre muestras de 24mm y 12mm de espesor.

Para demostrar las diferencias entre los laterales y el centro comentada en la sección anterior, se decidió estudiar cómo influye el espesor total de la muestra. Para ello, se añadió al estudio realizado anteriormente la medición de un barrido de durezas en una pieza de 12mm en su parte central, de tal forma que permita comparar ambos valores.

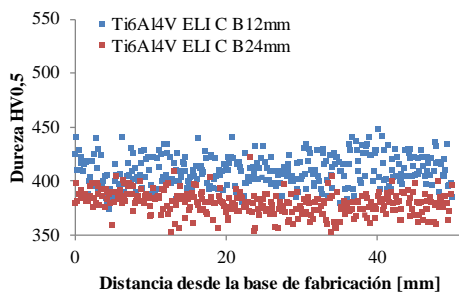


Imagen 4-8. Evolución de las durezas llevadas a cabo sobre dos muestras de la aleación Ti6Al4V ELI de diferentes espesores, en la parte central de la pieza (C).

La Imagen 4-8 muestra claramente que el espesor de las piezas hace variar significativamente las propiedades de dureza. Se trata del mismo fenómeno debido al efecto térmico producido en las proximidades de la zona fundida. En un área de material fundido



## RESULTADOS

de grandes dimensiones tendrán lugar velocidades de enfriamiento más lentas que en áreas fundidas más pequeñas y que están rodeadas de polvo metálico sin fundir. Para la aleación tipo Ti6Al4V ELI, el aumento de dureza que tiene lugar en función de una reducción del espesor del 50%, de 24mm a 12mm, es de 30 puntos de dureza HV0,5, un 8% superior.

Todo esto indica que las variaciones de dureza en la pieza fabricada no sólo interviene el tipo de material procesado y los parámetros de fabricación. La FA es un sistema de fabricación donde se produce un cambio muy rápido desde un estado fundido a un estado sólido. Además, en este proceso nunca tienen lugar procesos posteriores de termoconformado que ayudarían a la estabilización de las propiedades mecánicas en conjunto.

Las variaciones comentadas en este apartado pueden dar lugar a cambios en el comportamiento mecánico significativos en tan solo una altura de 50mm con respecto a la plataforma de fabricación.

### **4.2.2. Ensayo de tracción.**

Durante los últimos 20 años se han llevado a cabo una gran cantidad de investigaciones donde se documentan las propiedades mecánicas a tracción de materiales desarrollados mediante FA, y en muchas de ellas se evalúa el efecto de las distintas orientaciones de las muestras. En el punto 1.10 se puede ver un resumen de los resultados de diversa bibliografía. En casi todas de ellas se hace hincapié en la orientación de las muestras fabricadas debido a la naturaleza del propio proceso de fabricación. Cuando se analizan estos datos, se aprecia una gran disparidad de resultados debido al elevado número de parámetros de fabricación que conlleva una variación del historial térmico durante el proceso.

Del análisis de la bibliografía para las aleaciones de Ti6Al4V, se aprecia que no siempre la orientación horizontal en el plano XY da mejores propiedades que la orientación vertical Z, si bien es cierto que en la mayoría de las investigaciones la orientación de las probetas en Z muestra valores menores en comparación con la orientación horizontal en el plano XY (Al-Bermani et al. 2010; Cain et al. 2015; Facchini et al. 2009; de Formanoir et al. 2016; Galarraga et al. 2017; Hrabe y Quinn 2013b; Murr et al. 2011; Simonelli et al. 2014). En la bibliografía se observa disparidad de datos, que dificulta determinar una orientación como mejor a otra.

Independientemente de qué orientación tiene mejores propiedades mecánicas, en todas las investigaciones se observa una diferencia de propiedades en función de si la probeta se fabrica con orientación horizontal o vertical. Este hecho es algo que se repite en la diversa bibliografía y que indica que los materiales desarrollados mediante haz de electrones, tienen cierta anisotropía, aunque no de magnitud elevada. Esta anisotropía está relacionada con la disposición granular de los materiales, y por el propio proceso, ya que en este se produce un apilamiento de capas que origina un historial térmico que influye grandemente en las propiedades (Facchini et al. 2009; Hrabe y Quinn 2013c; Murr, Esquivel, et al. 2009).

## RESULTADOS

Los valores mostrados en punto 1.10 pertenecen en su mayor parte a materiales sin tratamiento posterior a la fabricación. Estos reflejan un valor de resistencia a tracción de más de 1000 MPa,  $R_m$ , alcanzando incluso valores de hasta 1100 MPa en algunos casos. En cuanto al límite elástico,  $R_{p0.2}$ , el valor desciende hasta los 950 MPa, mientras que el alargamiento puede presentar valores que rondan desde 7% hasta el 16%.

En la presente tesis, y de la misma forma que en investigaciones de la literatura, se ha estudiado la resistencia mecánica de los materiales desarrollados. Todas las muestras extraídas para el ensayo de tracción se prepararon en la parte baja de la bandeja de fabricación. Se estudiaron dos direcciones: orientación horizontal, es decir, con las capas de fabricación a lo largo de la longitud de la probeta, y con orientación vertical (granos columnares  $\beta$  a lo largo de su longitud).

Se estudiaron 3 muestras de cada una de las orientaciones para tener una media representativa. A la vez el estudio se realizó sobre dos materiales, Ti6Al4V y la aleación tipo ELI, por lo que se ensayaron un total de 12 muestras como se indica en la. El módulo de elasticidad, obtenido de los ensayos de tracción, fue empleado para la correlación de la longitud de grieta en los ensayos de tenacidad a la fractura mediante la Ecuación 2.4. Dicha ecuación, tal y como indica la normativa (ASTM E647 2015), sólo es aplicable para longitudes de grietas comprendidas entre  $0.24 \leq a/w \leq 0.975$ .

Para un correcto seguimiento de los datos de la presente tesis, se indica la nomenclatura empleada de cada una de las muestras en la. Las muestras con la letra H para aquellas que tienen una orientación XY, y con la letra V, para aquellas que tienen una orientación en Z. De la misma forma, para los materiales tipo Ti6Al4V, se usó la nomenclatura Ti64, mientras que, para los materiales de la misma aleación, pero tipo ELI, se usó la nomenclatura Ti64 ELI.

## RESULTADOS

Tabla 4.4. Probetas empleadas para el ensayo a tracción de los materiales estudiados en las dos direcciones seleccionadas.

Designación	$d_0$ (mm)	$S_0$ (mm <sup>2</sup> )	Sentido de la probeta de tracción
H1 – Ti64	2,99	7,02	Paralelo a la plataforma de fabricación
H2 – Ti64	2,99	7,02	Paralelo a la plataforma de fabricación
H3 – Ti64	2,99	7,02	Paralelo a la plataforma de fabricación
H1 – Ti64_ELI	2,99	7,02	Paralelo a la plataforma de fabricación
H2 – Ti64_ELI	2,99	7,02	Paralelo a la plataforma de fabricación
H3 – Ti64_ELI	2,99	7,02	Paralelo a la plataforma de fabricación
V1 – Ti64	2,99	7,02	Paralelo al haz de electrones
V2 – Ti64	2,99	7,02	Paralelo al haz de electrones
V3 – Ti64	2,99	7,02	Paralelo al haz de electrones
V1 – Ti64_ELI	2,99	7,02	Paralelo al haz de electrones
V2 – Ti64_ELI	2,99	7,02	Paralelo al haz de electrones
V3 – Ti64_ELI	2,99	7,02	Paralelo al haz de electrones

Los valores obtenidos en los ensayos de tracción con orientaciones horizontales se muestran en la Imagen 4-10, mientras que para la orientación vertical se muestran en la Imagen 4-11. En todos los ensayos a tracción se consideró una  $L_e$  (extensómetro) de 10 mm, y en todas se produjo la rotura en la parte central de la probeta. Para las muestras horizontales, se puede considerar que la rotura tras el ensayo tuvo lugar a una altura de aproximadamente 5mm con respecto a cota de la bandeja de fabricación, mientras que, en las muestras verticales se produjo alrededor de una cota de 30mm con respecto a la bandeja de fabricación. En la Imagen 4-9 se pueden ver las probetas ensayadas a tracción tras la rotura.

## RESULTADOS

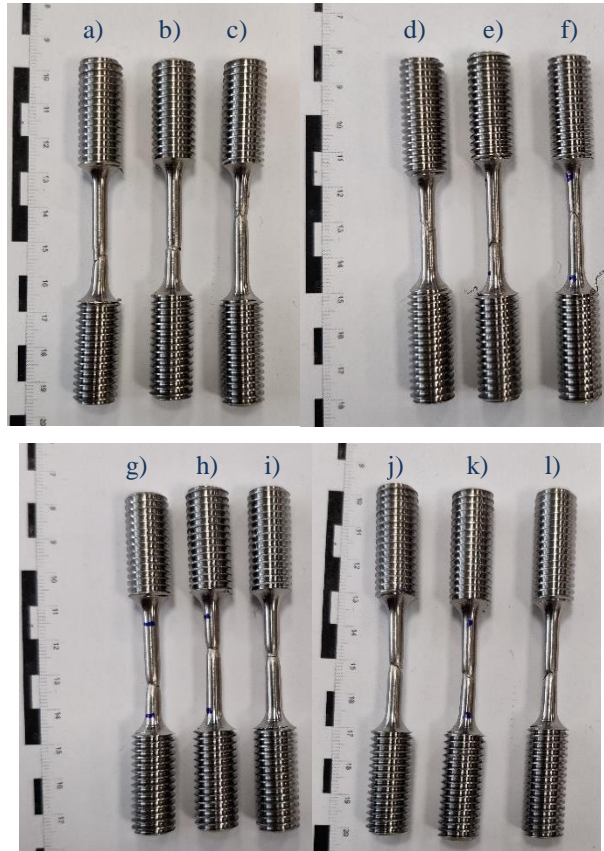


Imagen 4-9. Se muestran las probetas de tracción tras los ensayos. De izquierda a derecha las muestras son a) H1-Ti64; b) H2-Ti64; c) H3-Ti64; d) H1-Ti64 ELI; e) H2-Ti64 ELI; f) H3-Ti64 ELI; g) V1-Ti64; h) V2-Ti64; i) V3-Ti64; j) V1-Ti64 ELI; k) V2-Ti64 ELI; l) V3-Ti64 ELI.

## RESULTADOS

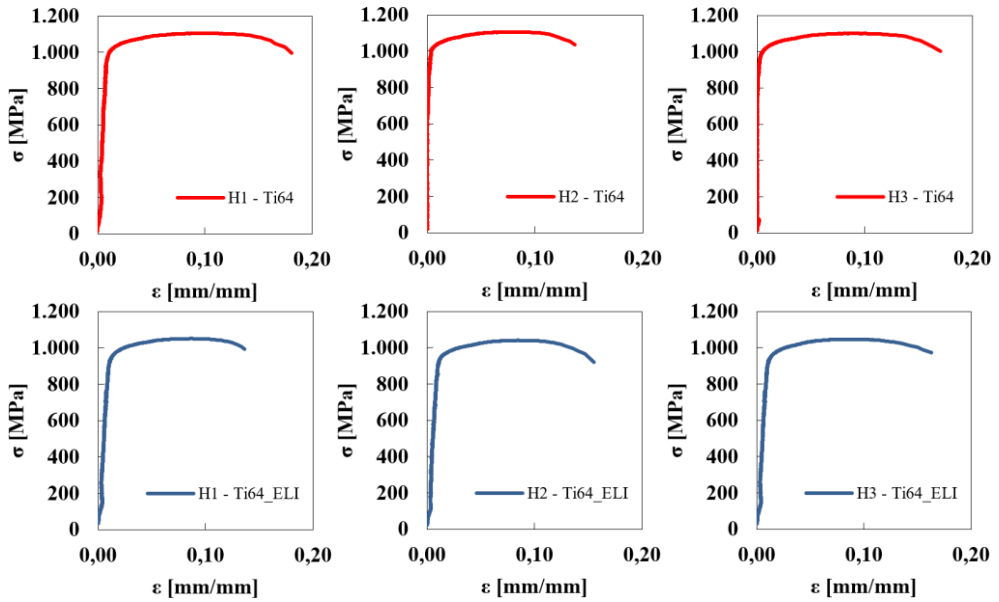


Imagen 4-10. Curvas tensión deformación de las muestras fabricadas con una orientación horizontal, es decir, paralela a las capas de fabricación.

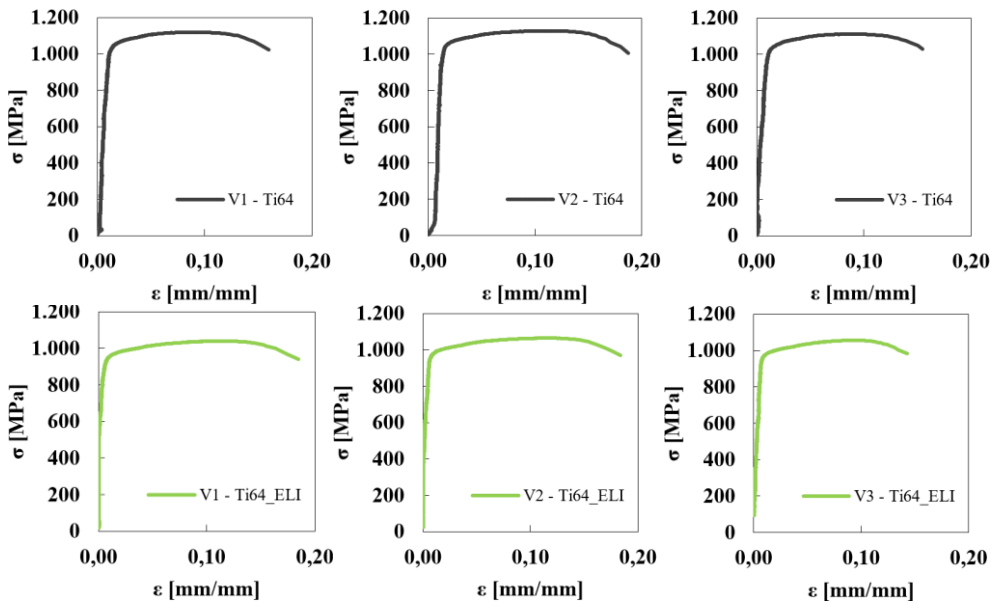


Imagen 4-11. Curvas tensión deformación de las muestras fabricadas con una orientación vertical, paralela al haz láser.

## RESULTADOS

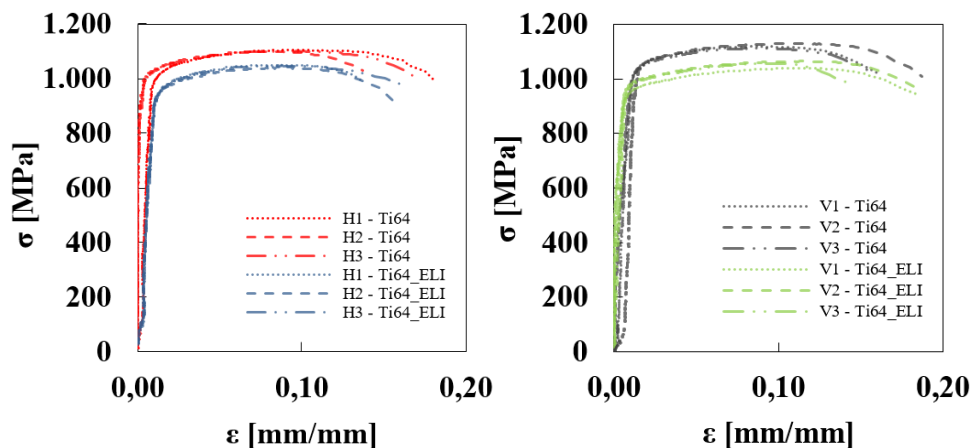


Imagen 4-12. Comparativa de las aleaciones Ti6Al4V y Ti6Al4V-ELI, fabricadas tanto en orientación vertical como horizontal.

En la Imagen 4-12 se puede ver claramente que la resistencia alcanzada para las aleaciones catalogadas como ELI es inferior a las resistencias del Ti6Al4V. Este efecto es similar al que tiene lugar en las aleaciones de titanio fabricadas con los procesos convencionales, (ASTM B348 / B348M - 19 2019; ASTM F136 - 13 2013; ASTM F2924 - 14 2014). Los valores obtenidos durante los ensayos se encuentran dentro del margen que se ha visto reportado en la bibliografía, con una resistencia a la tracción de alrededor de los 1100 MPa y un límite elástico de unos 950 MPa. La medición del alargamiento tras la rotura nos indica que las muestras fabricadas para esta tesis tienen un A% alto en comparación con las referidas en la bibliografía, llegando a alcanzar el 18% en muestras con posiciones horizontales.

Si por el contrario nos fijamos en el efecto de la orientación para una misma aleación (es decir, si se comparan todas las probetas con orientación horizontal y vertical fabricadas en una misma bandeja de fabricación), Imagen 4-13, se puede observar que las orientaciones en vertical tienen un comportamiento ligeramente mejor a tracción que las orientaciones horizontales. Un efecto similar se encuentra en otras investigaciones (Facchini et al. 2009; Hrabec y Quinn 2013c; Murr, Esquivel, et al. 2009).

## RESULTADOS

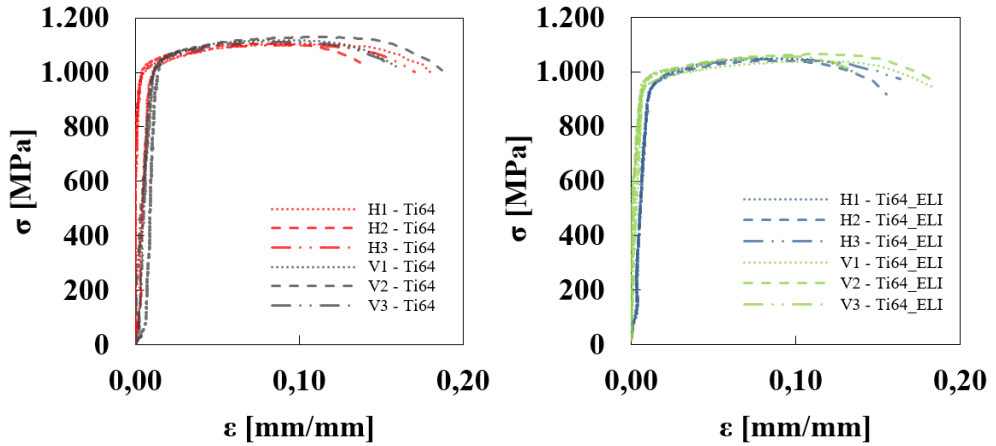


Imagen 4-13. Comparativa de las dos orientaciones para una misma aleación. Lote de probetas preparado en la misma bandeja de fabricación para cada aleación.

A continuación, en la Tabla 4.5, se presentan los resultados obtenidos a partir de las curvas presentadas anteriormente, con indicación de las desviaciones típicas.

Tabla 4.5. Resultados obtenidos del ensayo de tracción.

Designación	Límite elástico convencional $R_{p0,2}$ [MPa]	Resistencia a la tracción $R_m$ [MPa]	Alargamiento porcentual tras la rotura, A [%]
H1 – Ti64	984,5	1104,6	18,5
H2 – Ti64	1004,8	1097,2	15,0
H3 – Ti64	987,5	1100,5	17,0
<b>Media Aritmética</b>	<b>992,3</b>	<b>1100,8</b>	<b>16,8</b>
<b>Desv. Típica</b>	<b>10,9</b>	<b>3,7</b>	<b>1,8</b>
H1 – Ti64_ELI	975,9	1042,6	12,0
H2 – Ti64_ELI	934,1	1040,2	13,5
H3 – Ti64_ELI	938,3	1039,2	15,0
<b>Media Aritmética</b>	<b>949,4</b>	<b>1040,7</b>	<b>13,5</b>
<b>Desv. Típica</b>	<b>23,0</b>	<b>1,8</b>	<b>1,5</b>
V1 – Ti64	1026,6	1118,6	12,0
V2 – Ti64	1030,8	1129,4	17,0
V3 – Ti64	1016,0	1104,0	12,0

RESULTADOS

<b>Media Aritmética</b>	<b>1024,5</b>	<b>1117,3</b>	<b>13,7</b>
<b>Desv. Típica</b>	<b>7,6</b>	<b>12,7</b>	<b>2,9</b>
V1 – Ti64_ELI	955,2	1054,2	18,5
V2 – Ti64_ELI	968,6	1064,6	18,5
V3 – Ti64_ELI	972,3	1056,9	15,0
<b>Media Aritmética</b>	<b>965,4</b>	<b>1058,6</b>	<b>17,3</b>
<b>Desv. Típica</b>	<b>9,0</b>	<b>5,4</b>	<b>2,0</b>

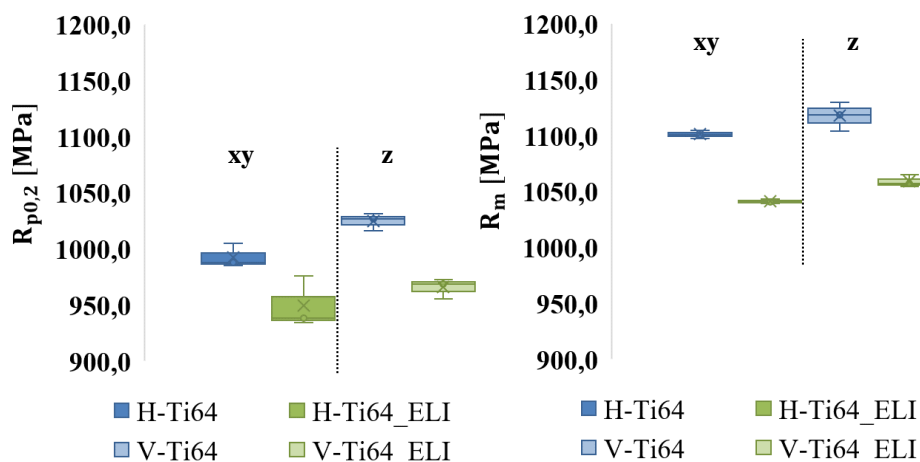


Imagen 4-14. Comparativa de las aleaciones estudiadas y sus posiciones en relación a sus propiedades a tracción.

Si observamos la gráfica representada en la Imagen 4-14 y centramos el análisis en cuanto a la posición de las probetas, podemos ver que se sigue un patrón similar en ambas aleaciones, observando una mayor resistencia en las muestras en posición vertical Z, en comparación con las muestras en posición horizontal XY. Este efecto tiene lugar tanto en la resistencia a tracción como en el valor del límite de elasticidad.

El límite de elasticidad de las muestras de Ti6Al4V tiene un valor de 1024,5 MPa para la orientación vertical y de 992,3 MPa para la orientación horizontal, una diferencia de aproximadamente 3,1%. Para las muestras tipo ELI, el rango oscila entre 965,4 MPa para la orientación vertical y 949,4 MPa para la orientación horizontal, una diferencia de alrededor del 1,6%.

En cuanto a la resistencia a la tracción de la aleación Ti6Al4V, las muestras fabricadas en vertical presentan un valor de 1117,3 MPa frente a 1100,8 MPa para las fabricadas en horizontal. Se trata de una diferencia poco importante, alrededor del 1,5%. En cuanto a



## RESULTADOS

las aleaciones tipo ELI, se pasa de una resistencia a la tracción de 1058,6 MPa a 1040,7 MPa, lo que supone una diferencia del 1.7%.

Como conclusión, las diferencias en cuanto a la resistencia estática a tracción obtenidas en la presente tesis son poco significativas.

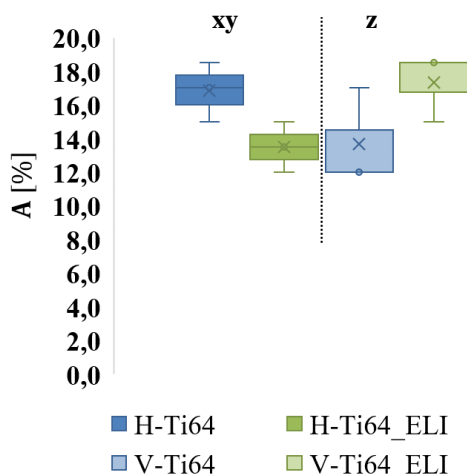


Imagen 4-15. Comparativa del alargamiento producido en los ensayos de tracción para las aleaciones estudiadas y sus orientaciones.

Como se puede apreciar en la Imagen 4-15, las diferencias encontradas para el alargamiento producido en los ensayos a tracción son mínimas, y la comparativa entre posición vertical y horizontal no presenta la misma tendencia para la aleación de Ti6Al4V que para la de tipo ELI. En el estudio de esta variable se aprecia una dispersión considerable en los valores, que puede ser fruto de imperfecciones internas del propio material, siendo la porosidad posiblemente el más influyente.

Por otro lado, el módulo de elasticidad para orientaciones verticales es menor que para las horizontales. Esta tendencia es diferente a la observada para el límite de elasticidad y la resistencia a tracción. La diferencia se encuentra alrededor del 4% tanto en las de tipo Ti6Al4V como en las de tipo ELI. En esta ocasión, y de igual forma que anteriormente, los valores de la aleación tipo ELI presentan módulos de elasticidad menores a las de la aleación Ti6Al4V.

## RESULTADOS

Tabla 4.6. Módulos de elasticidad calculados a través de los datos del ensayo de tracción.

Designación	Módulo de elasticidad $E$ [GPa]
H – Ti64	110,6
H – Ti64_ELI	102,4
V – Ti64	106,2
V – Ti64_ELI	98,7

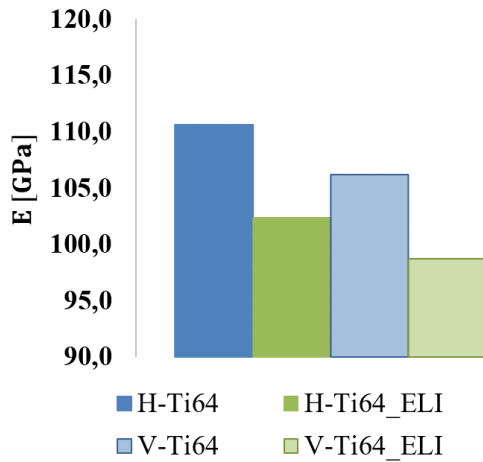


Imagen 4-16. Variación del módulo de elasticidad de cada una de las aleaciones y las dos orientaciones de fabricación (vertical y horizontal).

### 4.2.3. Tenacidad a la fractura.

En esta sección se exponen los resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad a la fractura, tanto de las muestras Ti6Al4V como de las de tipo ELI. Previamente a la obtención del FIT se generó el crecimiento de una fisura inicial mediante cargas dinámicas con varios niveles de carga, registrando los datos obtenidos, para distintas orientaciones y posiciones de fabricación de la probeta. En la parte final de este apartado se correlacionan los resultados obtenidos con las características microestructurales.

#### 4.2.3.1. Parámetros de ensayo.

Durante el desarrollo de la tesis se han llevado a cabo ensayos para determinar la tenacidad a la fractura de las probetas fabricadas mediante haz de electrones. Estos ensayos se han realizado siguiendo la normativa vigente (ASTM E399 - 17 2017), norma de aplicación para medir  $K_{Ic}$ , la tenacidad a la fractura en Modo I y deformación plana en condiciones de carga estática. Otra de las normativas de referencia es la norma (UNE-EN ISO 12737 2010), muy similar a la ASTM.

Los ensayos de tenacidad a la fractura requieren de una grieta prefisurada que puede realizarse mediante distintos métodos. El empleado en esta tesis se basa en la aplicación de una carga cíclica en máquina de ensayos universal cumpliendo ciertos requisitos establecidos por la normativa:

- La relación entre la tensión cíclica mínima y la máxima ( $R$ ) no debe ser mayor que 0.1.
- El factor de intensidad de tensión máximo durante la prefisuración por fatiga no debe exceder del 80% del valor de  $K_Q$ , valor determinado en el ensayo de tenacidad, si  $K_Q$  es cualificado como un resultado válido de  $K_{Ic}$ .
- En la etapa final de prefisuración por fatiga (2.5% de la longitud de  $a$ ),  $K_f$  no debe exceder del 60% de  $K_Q$  (UNE-EN ISO 12737 2010).

En cuanto a la geometría de la probeta de ensayo, las distintas normativas establecen proporciones recomendadas. De entre ellas las más importante a reseñar es que la anchura,  $W$ , sea nominalmente el doble del espesor,  $B$ , y que la longitud de la pregrieta,  $a$ , se encuentre comprendida entre 0.45 y 0.55 veces la anchura. Las condiciones establecidas para el avance de la pregrieta requieren que esta debe ser perpendicular a las superficies de la probeta con una precisión de  $\pm 2^\circ$ .

Para la generación de la pregrieta se emplearon unos valores constantes para las distintas orientaciones de las muestras. La velocidad o frecuencia cíclica empleada fue de 15 Hz para todas las muestras, la relación entre tensión máxima y mínima empleada siempre fue  $R=0.1$ , y el modo de crecimiento de grieta empleado fue a amplitud de carga constante. Para un mejor desarrollo de la curva  $da/dN$  vs  $\Delta K$ , en algunas de las muestras se alcanzó una grieta,  $a$ , de hasta 30mm.

## RESULTADOS

### 4.2.3.2. $a/W$ vs ciclos.

Para la determinación de las propiedades del material desarrollado en la tesis, se estableció una serie de ensayos en diversas posiciones y orientaciones. Como se puede ver en la tabla inferior en cada una de ellas se fijaron unos valores para la generación de la grieta. El estudio se llevó a cabo a través de un total de 29 ensayos de fractura, cada una de ellas en diversas posiciones, con las dos aleaciones preparadas. En la Tabla 4.7, Tabla 4.8, Tabla 4.9 se muestran los detalles de los ensayos llevados a cabo y la longitud de grieta alcanzada en cada una de ellas.

Por otro lado, en los análisis llevados a cabo en las probetas orientadas en posición horizontal se analizó el comportamiento de las probetas respecto a su posición en altura. Como se aprecia en la tabla Tabla 4.7, se analiza el comportamiento desde la base hasta una altura aproximada de 100 mm desde la base de la bandeja de fabricación. Se detalla la longitud de la grieta generada  $a$ , como fase previa del ensayo a fractura.

Tabla 4.7. Ensayos de las muestras XY.

<b>Designación</b>	<b>Material</b>	<b>Altura bandeja [mm]</b>	<b><math>\Delta P</math> [kN]</b>	<b><math>a</math> [mm]</b>
<b>X-Y_01</b>	Ti64	Base	15,0	23
<b>X-Y_02</b>	Ti64	25	15,0	23
<b>X-Y_03</b>	Ti64	50	15,0	23
<b>X-Y_04</b>	Ti64	75	9,0	30
<b>X-Y_05</b>	Ti64	100	8,0	30
<b>X-Y_06</b>	Ti64	Base	12,0	23
<b>X-Y_07</b>	Ti64	50	20,0	30
<b>X-Y_08</b>	Ti64 ELI	Base	20,0	30
<b>X-Y_09</b>	Ti64 ELI	25	12,0	23
<b>X-Y_10</b>	Ti64 ELI	50	12,0	23
<b>X-Y_11</b>	Ti64 ELI	75	12,0	23

RESULTADOS

Tabla 4.8. Ensayos de las muestras YZ.

<b>Designación</b>	<b>Material</b>	<b>Altura bandeja [mm]</b>	<b><math>\Delta P</math> [kN]</b>	<b><math>a</math> [mm]</b>
<b>Y-Z_01</b>	Ti64	Base	20,0	30
<b>Y-Z_02</b>	Ti64	Base	9,0	30
<b>Y-Z_03</b>	Ti64	Base	20,0	30
<b>Y-Z_04</b>	Ti64 ELI	50	12,0	23
<b>Y-Z_05</b>	Ti64 ELI	Base	12,0	23
<b>Y-Z_06</b>	Ti64 ELI	50	12,0	23
<b>Y-Z_07</b>	Ti64 ELI	Base	12,0	23
<b>Y-Z_08</b>	Ti64 ELI	50	20,0	30

Tabla 4.9. Ensayos de las muestras ZY.

<b>Designación</b>	<b>Material</b>	<b>Altura bandeja [mm]</b>	<b><math>\Delta P</math> [kN]</b>	<b><math>a</math> [mm]</b>
<b>Z-Y_01</b>	Ti64	Base	6,0	30
<b>Z-Y_02</b>	Ti64	Base	12,0	23
<b>Z-Y_03</b>	Ti64	Base	12,0	23
<b>Z-Y_04</b>	Ti64	Base	12,0	23
<b>Z-Y_05</b>	Ti64	Base	20,0	30
<b>Z-Y45_01</b>	Ti64 ELI	Base	12,0	23
<b>Z-Y45_02</b>	Ti64 ELI	Base	12,0	23
<b>Z-Y45_03</b>	Ti64 ELI	Base	12,0	23
<b>Z-Y45_04</b>	Ti64 ELI	Base	12,0	23
<b>Z-Y45_05</b>	Ti64 ELI	100	20,0	30

En algunas de las muestras estudiadas se propagaron las grietas con distintos niveles de carga y con diferentes longitudes con objeto de evaluar la velocidad de crecimiento de grieta  $da/dN$ . Este procedimiento se repitió en las tres direcciones a estudiar y así comprobar si la presencia de anisotropía a nivel microestructural tiene influencia en los resultados obtenidos.

Las longitudes de grieta registradas respecto al número de ciclos se representan en las gráficas de la Imagen 4-17, Imagen 4-18 e Imagen 4-19 con los distintos incrementos de carga empleados.

## RESULTADOS

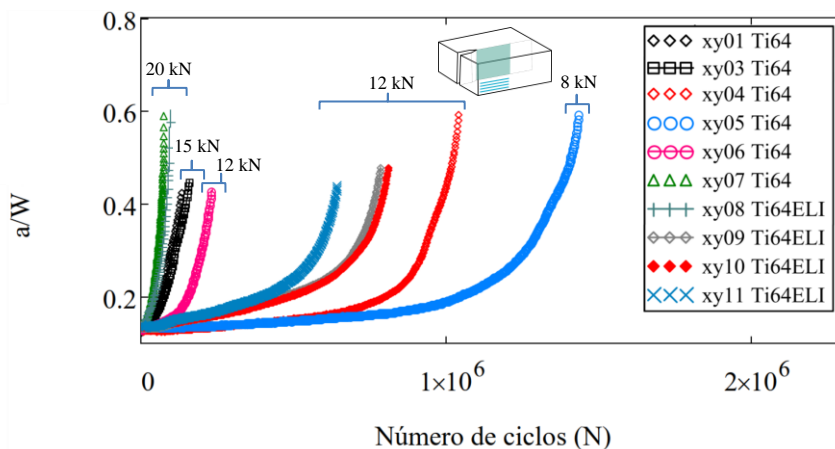


Imagen 4-17. Longitudes de grieta registradas frente al número de ciclos para las muestras en posición horizontal XY.

Las muestras XY se dispusieron a diferentes alturas con respecto a la base, tal y como se ha explicado en el apartado 3.4. Si nos fijamos en la Imagen 4-17, se aprecia cómo para niveles de carga altos, el crecimiento es más rápido, necesitando de menos ciclos para llegar a una determinada longitud de grieta  $a$ .

Si nos centramos en los ensayos llevados a cabo mediante un incremento de carga,  $\Delta P$ , de 12 kN, se observan variaciones en la velocidad de crecimiento según la muestra analizada, aunque en principio deberían dar valores similares, tanto para la aleación Ti6Al4V como Ti6Al4V ELI. Se aprecia una gran diferencia entre la muestra xy04 y la muestra xy06, que puede ser debida a la posición en la que están situadas las muestras: la probeta xy04 está situada a una altura de alrededor de los 75 mm de altura con respecto a la base, mientras que la xy06 está situada justo en la base de la bandeja de fabricación. En la muestra xy06 la velocidad de propagación de la grieta es mucho más rápida que en la muestra xy04.

De la misma forma, se observa que la muestra xy04 de aleación Ti6Al4V, toma más ciclos para alcanzar una longitud de grieta dada en comparación con las muestras de tipo ELI, muestras xy09, xy10 y xy11. Esto indica que el avance de grieta de la muestra xy04 es más lento en comparación con las otras, lo que indica una mayor resistencia a la propagación.

## RESULTADOS

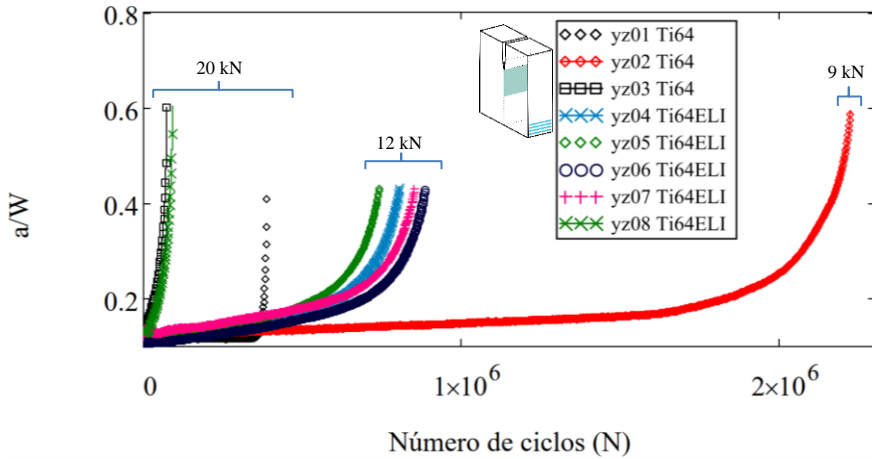


Imagen 4-18. Longitudes de grieta registradas frente al número de ciclos para muestras en posición YZ.

Si nos centramos en las probetas con un  $\Delta P$  de 12 kN y orientación YZ, vemos que los ciclos requeridos son similares a pesar que dos de ellas se encuentran situadas en una cota 0, en la base de la bandeja de fabricación y dos de ellas a una altura de aproximadamente 50mm desde la base. En el caso de la probeta yz02, que fue ensayada con un  $\Delta P$  de 9kN, vemos que superó los  $2 \times 10^6$  ciclos, al contrario que ocurrió con la muestra en posición horizontal xy05 vista en la Imagen 4-17, que a pesar de tener un  $\Delta P$  de 8kN necesitó en torno a los  $1,5 \times 10^6$  de ciclos. Esto demuestra que en la posición YZ el avance de grieta es menor que en la de posición XY.

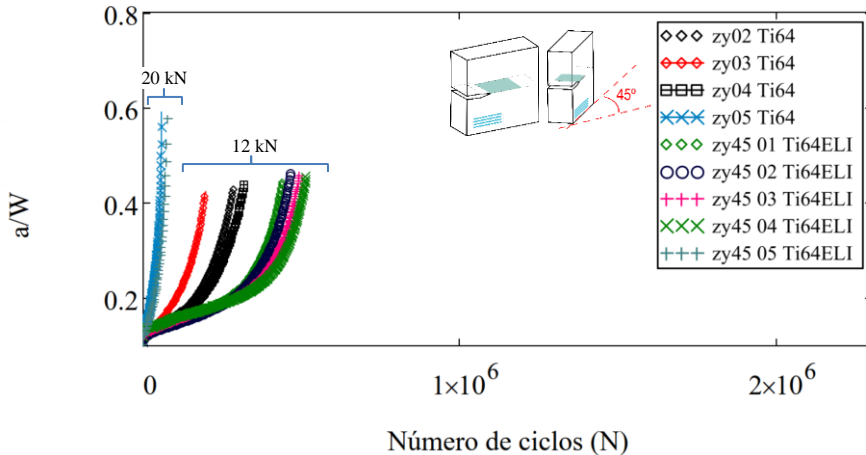


Imagen 4-19. Longitudes de grieta registradas frente al número de ciclos para las muestras en posición ZY.

## RESULTADOS

Por último, las muestras ZY son las que menores ciclos requieren para alcanzar la pre-grieta  $a$  con diferencia, lo que indica una menor resistencia al crecimiento de grieta en comparación con las otras orientaciones. Como se puede ver en la Imagen 4-19, los ciclos alcanzados se sitúan por debajo de los  $0,5 \times 10^6$  ciclos, algo que no se ha constatado en las orientaciones XY ni en las YZ. En la orientación ZY tiene lugar el corte de forma transversal del grano columnar y se puede ver entre los valores obtenidos una gran dispersión de resultados.

### 4.2.3.3. Cálculo y validez del factor de intensidad de tensiones $K_{IC}$ .

Una vez generada la pre-grieta en las muestras anteriores se procedió al ensayo de tenacidad a la fractura tal y como se indica en la normativa (ASTM E399 - 17 2017). Para obtener el valor de tenacidad a la fractura se registraron los datos correspondientes al desplazamiento y carga durante el ensayo mediante extensómetro. En la Imagen 4-20 se puede ver la secuencia del ensayo con el extensómetro colocado en la primera fotografía. Posteriormente se siguió traccionando las muestras para separar ambas partes y observar el tipo de fractura.

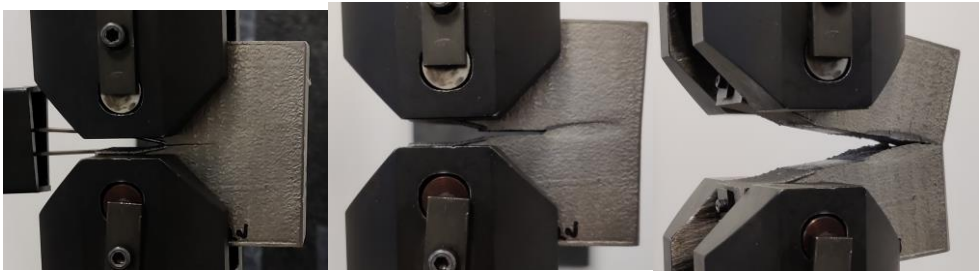


Imagen 4-20. Fotografía donde se muestra la secuencia del ensayo de tenacidad a la fractura para la muestra x-y\_09.

En las siguientes imágenes se muestran las probetas tras la fractura para las 29 probetas tras el ensayo. En todas ellas se puede observar la zona correspondiente al avance de la pre-grieta por fatiga y la de fractura final en el ensayo de tenacidad a la fractura.



## RESULTADOS

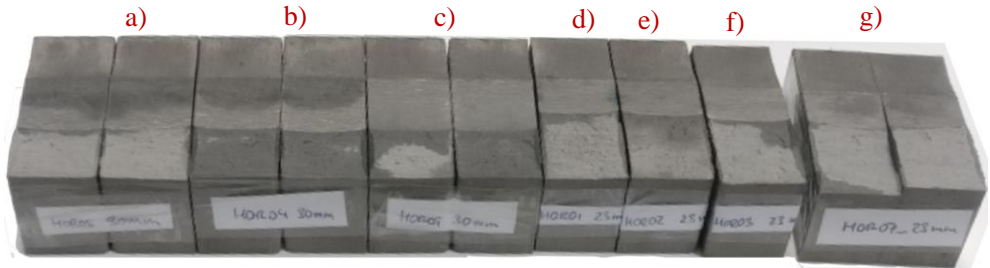


Imagen 4-21. Fotografía de las muestras ensayadas (a)x-y\_05; (b)x-y\_04; (c)x-y\_07; (d)x-y\_01; (e)x-y\_02; (f)x-y\_03; (g)x-y\_06.

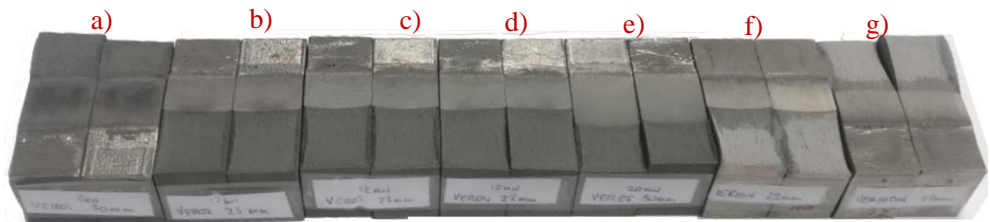


Imagen 4-22. Fotografía de las muestras ensayadas (a)z-y\_01; (b)z-y\_02; (c)z-y\_03; (d)z-y\_04; (e)z-y\_05; (f)y-z\_04; (g)y-z\_05.

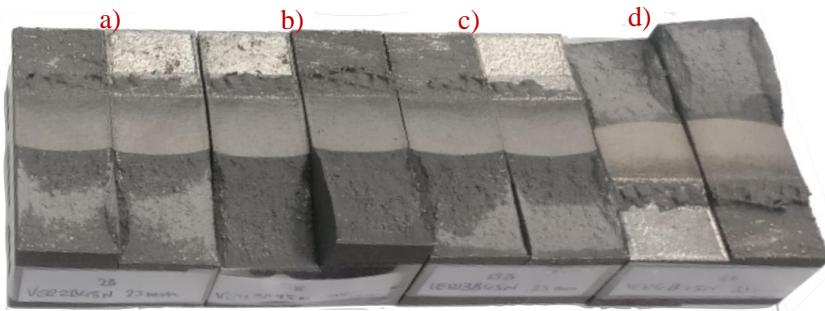


Imagen 4-23. Fotografía de las muestras ensayadas (a) z-y45\_01; (b) z-y45\_02; (c) z-y45\_03; (d) z-y45\_04.

## RESULTADOS

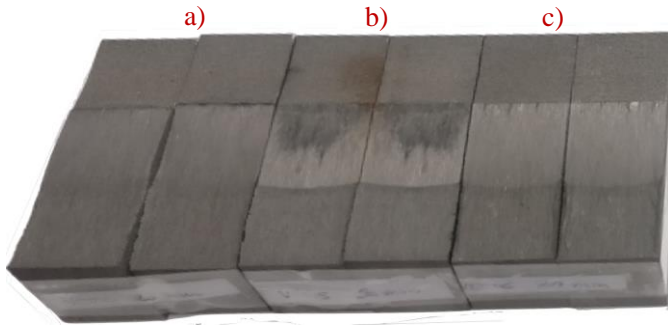


Imagen 4-24. Fotografía de las muestras ensayadas (a) y-z\_01; (b) y-z\_02; (c) y-z\_03.

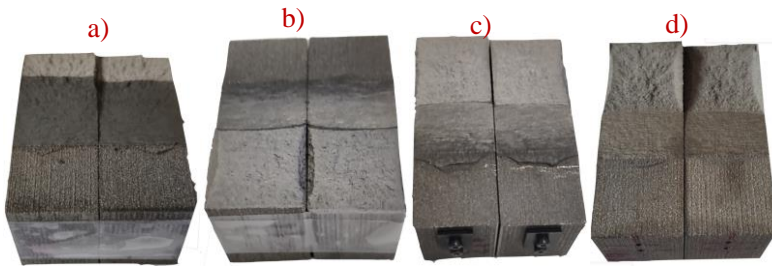


Imagen 4-25. Fotografía de las muestras ensayadas (a) x-y\_08; (b) x-y\_09; (c) x-y\_10; (d) x-y\_11.

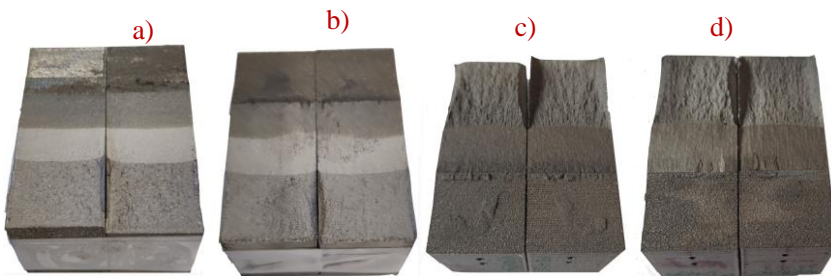


Imagen 4-26. Fotografía de las muestras ensayadas (a) z-y45\_05; (b) y-z\_08; (c) y-z\_07; (d) y-z\_06.

En el ensayo de tenacidad a la fractura, una vez se registran los datos, se representan a través de una curva dada por las variables fuerza-desplazamiento. Posteriormente, se traza una línea secante desde el punto inicial  $0P_5$ , como se puede ver en la Imagen 4-27, con una pendiente del 5% con respecto a la línea OA. A partir de ahí la fuerza  $P_Q$  queda

## RESULTADOS

definida por tres posibles supuestos. Si la fuerza en cualquier punto del registro que preceda a  $P_5$  es menor que  $P_5$  (Tipo I), entonces  $P_5$  es  $P_Q$ . Si, por el contrario, hay una carga máxima ( $P_{m\acute{a}x}$ ) precediendo a  $P_5$  que la supere (Tipo II y Tipo III), entonces  $P_Q$  se toma como esta carga máxima.

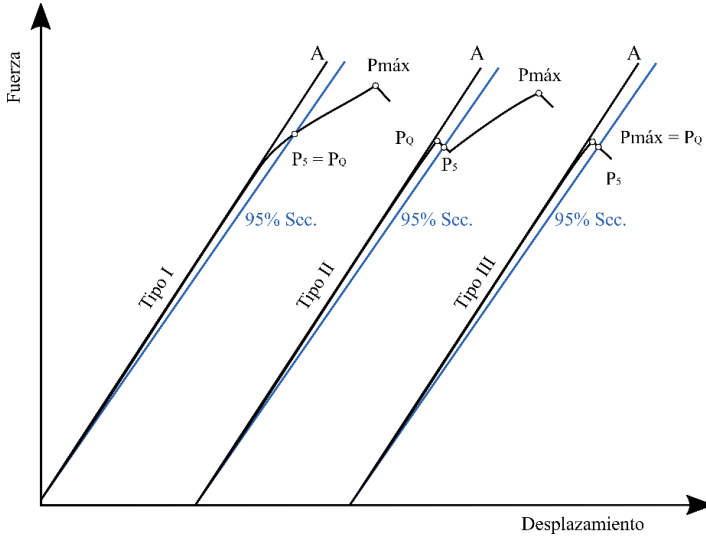


Imagen 4-27. Principales tipos de curvas que pueden aparecer en el ensayo de fuerza-desplazamiento para obtener el valor de  $P_Q$  (ASTM E399 - 17 2017).

Para la validez de los datos obtenidos, se debe calcular la relación  $P_{m\acute{a}x}/P_Q$ , debiendo ser superior a 1,10 para su validez. En tal caso, se puede proceder a calcular  $K_Q$ , expresando  $P_Q$  en kilonewtons. En la Ecuación 4.1,  $B$  es espesor de la probeta,  $W$  el ancho de la probeta desde el extremo hasta la línea de acción de la carga, ambos expresados en cm. Por último, se introduce la longitud de grieta  $a$ , que en unos casos es 23mm y en otros 30mm.

$$K_Q = \frac{P_q}{\sqrt{B}\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{Ecuación 4.1}$$

siendo  $f(a/W)$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left(2 + \frac{a}{W}\right) \frac{\left[0.866 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad \text{Ecuación 4.2}$$

Otra de las verificaciones que se realiza se refiere al espesor de la muestra. Se calcula el valor  $2,5(K_Q/R_{p0,2})^2$ . El espesor de la probeta debe ser mayor que esta cantidad para garantizar un estado en condiciones de deformación plana, tomándose entonces  $K_Q$  igual a  $K_{IC}$ . De lo contrario  $K_{IC}$  no es válido y el espesor de la muestra debe ser superior, repitiéndose el ensayo con un espesor mayor.

## RESULTADOS

A continuación, se presentan los resultados obtenidos de los ensayos en cada una de las muestras fabricadas en donde aparecen los valores obtenidos del ensayo fuerza-desplazamiento de las muestras con pregrieta. Como se ha mencionado con anterioridad, nos encontramos con pregrietas de 23 y 30mm, de tal forma que podamos obtener un mayor número de puntos a la hora de la representación de las curvas  $da/dN$  vs.  $\Delta K$  en las secciones siguientes. La velocidad de carga empleada en cada una de las pruebas fue de 25 kN/min.

Tabla 4.10. Resultados del factor de intensidad de tensiones de las muestras ensayadas.

<b>Designación</b>	<b>Material</b>	<b>Altura bandeja [mm]</b>	<b>P<sub>Q</sub> [kN]</b>	<b>K<sub>IC</sub> [MPa√m]</b>
<b>X-Y_01</b>	Ti64	Base	42,22	68,24
<b>X-Y_02</b>	Ti64	25	47,62	76,50
<b>X-Y_03</b>	Ti64	50	52,60	81,70
<b>X-Y_04</b>	Ti64	75	31,17	80,17
<b>X-Y_05</b>	Ti64	100	33,37	85,83
<b>X-Y_06</b>	Ti64	Base	41,73	64,72
<b>X-Y_07</b>	Ti64	50	29,20	75,10
<b>X-Y_08</b>	Ti64 ELI	Base	31,49	80,99
<b>X-Y_09</b>	Ti64 ELI	25	54,26	87,70
<b>X-Y_10</b>	Ti64 ELI	50	56,46	91,25
<b>X-Y_11</b>	Ti64 ELI	75	57,83	93,47
<b>Y-Z_01</b>	Ti64	Base	- <sup>1</sup>	- <sup>1</sup>
<b>Y-Z_02</b>	Ti64	Base	28,04	72,11
<b>Y-Z_03</b>	Ti64	Base	23,49	60,41
<b>Y-Z_04</b>	Ti64 ELI	100	49,60	80,16
<b>Y-Z_05</b>	Ti64 ELI	Base	50,01	80,83
<b>Y-Z_06</b>	Ti64 ELI	100	52,38	84,66
<b>Y-Z_07</b>	Ti64 ELI	Base	54,16	87,54
<b>Y-Z_08</b>	Ti64 ELI	100	30,35	78,06
<b>Z-Y_01</b>	Ti64	Base	29,68	76,34
<b>Z-Y_02</b>	Ti64	Base	45,34	73,27
<b>Z-Y_03</b>	Ti64	Base	47,00	75,95
<b>Z-Y_04</b>	Ti64	Base	46,12	74,54
<b>Z-Y_05</b>	Ti64	Base	27,43	70,54
<b>Z-Y45_01</b>	Ti64 ELI	Base	56,06	90,61
<b>Z-Y45_02</b>	Ti64 ELI	Base	57,50	92,93
<b>Z-Y45_03</b>	Ti64 ELI	Base	58,65	94,79

## RESULTADOS

<b>Z-Y45_04</b>	Ti64 ELI	Base	58,21	92,93
<b>Z-Y45_05</b>	Ti64 ELI	100	33,29	85,63

<sup>1</sup>Esta probeta se rompió durante la generación de la pregrieta.

En los siguientes apartados se analizan los resultados obtenidos con respecto a la posición y la orientación de la plataforma de fabricación.

### 4.2.3.4. Comparativa con respecto a posición.

En un primer análisis de los resultados se puede ver claramente que las aleaciones Ti6Al4V ELI dan lugar a una tenacidad a la fractura superior que las aleaciones Ti6Al4V. Este efecto queda representado en todas las direcciones estudiadas en el presente estudio. Los valores de las aleaciones tipo ELI se encuentran cercanos a los  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

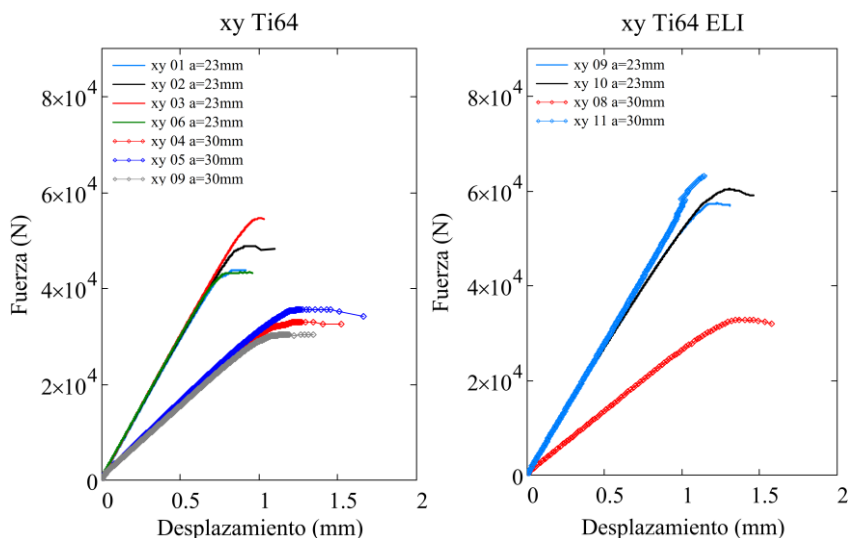


Imagen 4-28. Gráfica fuerza-desplazamiento para obtener la tenacidad a la fractura en las orientaciones xy.

Como se puede ver en la Imagen 4-28, las gráficas representan los valores obtenidos de fuerza-desplazamiento en el caso de la orientación XY. Para el caso concreto de las aleaciones Ti6Al4V podemos ver que existe una clara diferencia entre las muestras xy01, xy02, xy03 y xy06. Se puede ver que los valores obtenidos de tenacidad a la fractura de las muestras xy01 y xy06 son prácticamente iguales, mientras que en las xy02 y xy03 se observa un incremento del  $K_{Ic}$ . Fijándonos en las posiciones con respecto a la bandeja de fabricación indicadas en la Tabla 4.10, se observa que las posiciones de las referencias xy01 y xy06 se encuentran situadas en la parte baja de la bandeja (base), mientras que las referencias xy02 y xy03 se encuentran en posiciones superiores, a 25 y a 50mm respectivamente. Esto indica que para muestras ensayadas con las mismas condiciones  $a/W$  la posición desde la base influye en la tenacidad a la fractura, creciendo conforme las

## RESULTADOS

muestras se generan en cotas superiores. Este efecto también se puede observar en probetas con una mayor longitud de pregrieta, en concreto con las probetas xy04 y xy05, siendo esta última la que mayor tenacidad a la fractura proporciona con una altura superior de fabricación.

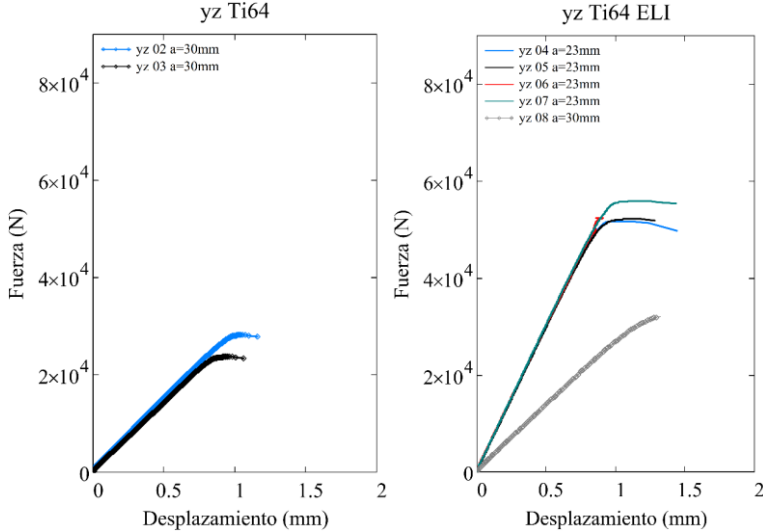


Imagen 4-29. Gráfica fuerza-desplazamiento para obtener el factor de intensidad de tensiones en las orientaciones YZ.

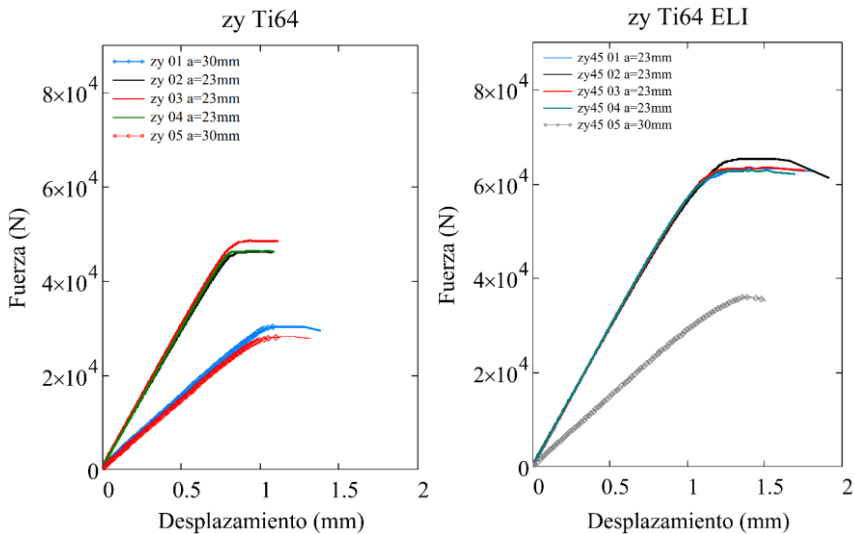


Imagen 4-30. Gráfica fuerza-desplazamiento para obtener el factor de intensidad de tensiones en las orientaciones ZY.

## RESULTADOS

En cuanto a las orientaciones tanto YZ como ZY, los valores representados en las curvas fuerza-desplazamiento no muestran gran diferencia entre unas posiciones y otras. Se confirma la diferente tenacidad de las dos aleaciones, en especial en las orientaciones YZ y ZY, destacando la mayor tenacidad de la aleación Ti6Al4V ELI.

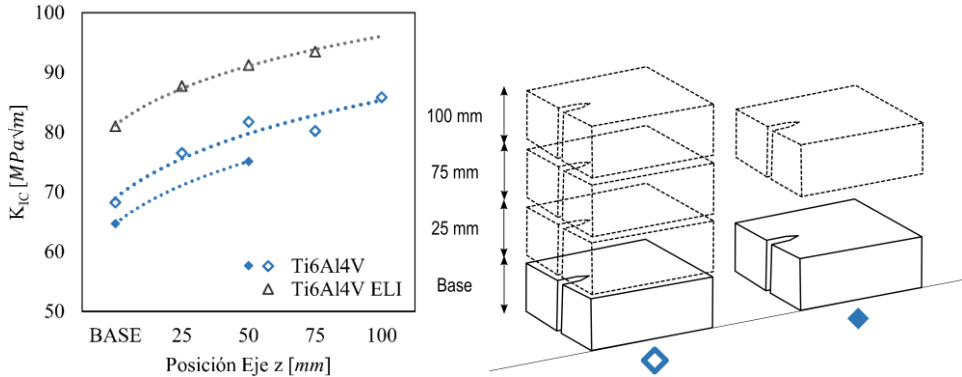


Imagen 4-31. Evolución de la tenacidad a la fractura con respecto a la altura de fabricación de muestras en posición XY.

En la Imagen 4-31 se puede ver el resultado de tenacidad a la fractura de las 11 muestras ensayadas en posición horizontal XY. En ella se puede apreciar que la tenacidad a la fractura va incrementando con respecto a la altura, hasta alcanzar una cierta estabilización. Este fenómeno se ha visto durante las fabricaciones de esta tesis tanto para las aleaciones Ti6Al4V como para Ti6Al4V ELI. La diferencia puede alcanzar hasta un 20% si comparamos los datos obtenidos en la base con los datos obtenidos a una cota de alrededor de 100mm para las aleaciones Ti6Al4V, y de alrededor de un 13% para las Ti6Al4V ELI. Esa tendencia se pudo comprobar en dos columnas de fabricación de probetas XY, como se puede ver en la Imagen 4-31, contrastando así los datos de un mismo lote de fabricación. La diferencia apreciable puede deberse a un conjunto de causas atribuibles a las diferencias microestructurales, comentadas en apartados anteriores, de las posiciones bajas con respecto a las altas, o incluso a niveles de diferente porosidad que pudieran aparecer a diversos niveles de altura. La porosidad no ha sido objeto de análisis en la presente tesis, aunque no se han observado grandes concentraciones de porosidad ni falta de fusión en las inspecciones de análisis microestructural.

La evolución puede relacionarse con la caracterización microestructural del apartado 4.1. En dicho punto se ha demostrado la variación de diversas características microestructurales con respecto a la altura de fabricación, como son la distancia entre placas  $\alpha$ , el tamaño de las colonias  $\alpha$ , y los bordes de grano  $\alpha$ .

Observando los resultados desde un punto de vista global, queda demostrada claramente las diferencias existentes en una misma bandeja de fabricación con respecto a la altura de fabricación, debiendo tener en cuenta dicha tendencia para los diferentes diseños de productos desarrollados mediante fabricación aditiva por EBM.

## RESULTADOS

Otro posible origen de la variación en la tenacidad a la fractura son las diferencias morfológicas causadas por porosidades o defectos acumulados en la zona inferior de la bandeja de fabricación. Este aspecto no ha sido verificado en la presente tesis, pero sí se han reportado estudios similares, en los que se asocia directamente la existencia de estos defectos con la disminución de las propiedades a fractura (Seifi et al. 2017).

### *4.2.3.5. Comparativa con respecto a la orientación.*

Como se ha comentado en el apartado del estado del arte ha habido diversas investigaciones relacionadas con la influencia de la orientación de la fabricación, desde el punto de vista del comportamiento tanto estático como dinámico de los materiales desarrollados. Se encuentran publicaciones que analizan el efecto en la tenacidad a la fractura, unas con probetas con dimensiones reducidas o con las dimensiones normalizadas que se indica en la normativa.

De los datos presentados en la Tabla 4.10 se observa que la tenacidad a la fractura varía ligeramente con respecto a la orientación de las muestras, algo similar a lo que se ha reportado en la bibliografía (Cain et al. 2015; Hooreweder et al. 2012; Seifi et al. 2015, 2017). Se debe recordar que en el estudio planteado en la presente tesis se ha trabajado con probetas en las que el plano de grieta se encuentra paralelo a las capas de fabricación, como son las muestras ZY y ZY45, mientras que en las orientaciones XY, YZ el plano de grieta crece paralelo a los granos columnares.



## RESULTADOS

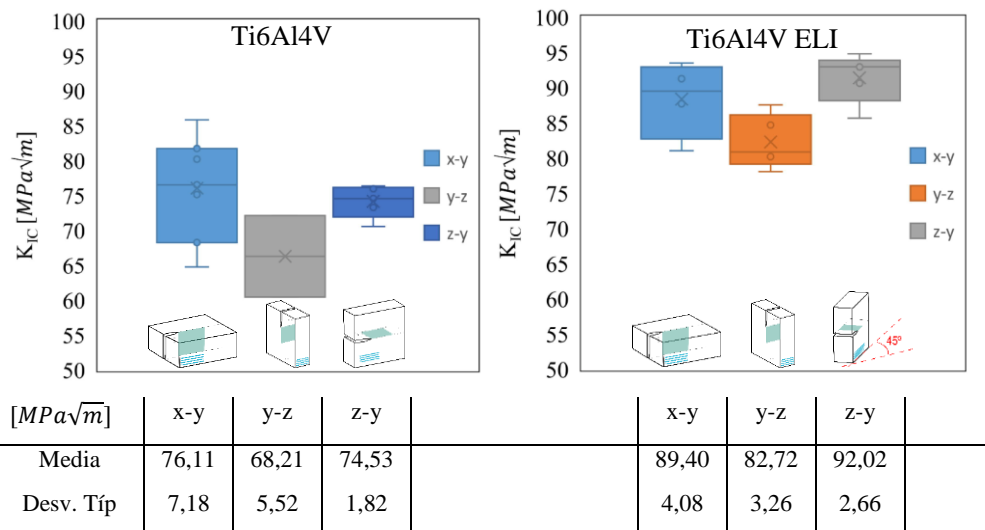


Imagen 4-32. Valores de tenacidad a la fractura con respecto a la orientación.

Como se puede ver en la Imagen 4-32, aquellas probetas que presentan una menor resistencia a la tenacidad a la fractura son aquellas con la orientación vertical YZ. Esta tendencia se observa tanto en las aleaciones de tipo Ti6Al4V como en las de tipo ELI. Por el contrario, vemos que tanto los valores de XY como ZY muestran valores similares para las dos aleaciones. Un resultado similar, en cuanto a las orientaciones de las probetas, fue obtenido por (Seifi et al. 2017), donde las probetas con avance de grieta en el plano YZ, desde la parte superior hasta la inferior, reportaron un valor de tenacidad la fractura menor, tanto con R=0,1 como con R=0,7. Expresando las diferencias en porcentaje, se puede indicar que la resistencia a la tenacidad a la fractura de una probeta en posición XY o ZY puede ser de hasta un 9% mayor en comparación con la posición YZ para la aleación Ti6Al4V. De la misma forma, para la aleación tipo ELI ese aumento puede llegar a alcanzar hasta un 11%.

Los datos expresados en la Imagen 4-32 incluyen todos los valores obtenidos, sin tener en cuenta la variación en altura de las orientaciones XY.

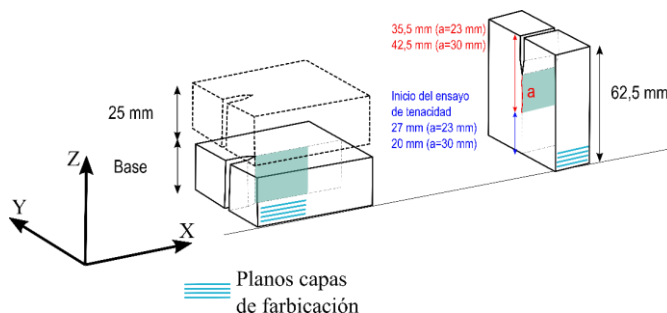


Imagen 4-33. Posición de la pregrieta con respecto a la bandeja de fabricación.

## RESULTADOS

Para realizar una comparativa en una cota similar, se puede seleccionar aquellas muestras que parten de una posición de pregrieta similar, que serían aquellas situadas en la base de la plataforma de fabricación y a 25mm de ella, tal y como aparece representado en la Imagen 4-33. Comparando las muestras XY de la zona baja y aquellas como las YZ, tanto para una pregrieta de 23mm como de 30mm, se tienen los datos indicados en la Tabla 4.11.

Tabla 4.11. Resultados de tenacidad a la fractura en las muestras cercanas a la base de la plataforma de fabricación.

<b>Designación</b>	<b>Material</b>	<b>Altura bandeja [mm]</b>	<b>P<sub>Q</sub> [kN]</b>	<b>K<sub>IC</sub> [MPa√m]</b>
<b>X-Y_01</b>	Ti64	Base	42,22	68,24
<b>X-Y_02</b>	Ti64	25	47,62	76,50
<b>X-Y_06</b>	Ti64	Base	41,73	64,72
<b>X-Y_08</b>	Ti64 ELI	Base	31,49	80,99
<b>X-Y_09</b>	Ti64 ELI	25	54,26	87,70
<b>Y-Z_01</b>	Ti64	Base	- <sup>1</sup>	- <sup>1</sup>
<b>Y-Z_02</b>	Ti64	Base	28,04	72,11
<b>Y-Z_03</b>	Ti64	Base	23,49	60,41
<b>Y-Z_05</b>	Ti64 ELI	Base	50,01	80,83
<b>Y-Z_07</b>	Ti64 ELI	Base	54,16	87,54
<b>Z-Y_01</b>	Ti64	Base	29,68	76,34
<b>Z-Y_02</b>	Ti64	Base	45,34	73,27
<b>Z-Y_03</b>	Ti64	Base	47,00	75,95
<b>Z-Y_04</b>	Ti64	Base	46,12	74,54
<b>Z-Y_05</b>	Ti64	Base	27,43	70,54
<b>Z-Y45_01</b>	Ti64 ELI	Base	56,06	90,61
<b>Z-Y45_02</b>	Ti64 ELI	Base	57,50	92,93
<b>Z-Y45_03</b>	Ti64 ELI	Base	58,65	94,79
<b>Z-Y45_04</b>	Ti64 ELI	Base	58,21	92,93

<sup>1</sup>Esta probeta se rompió durante la generación de la grieta.

## RESULTADOS

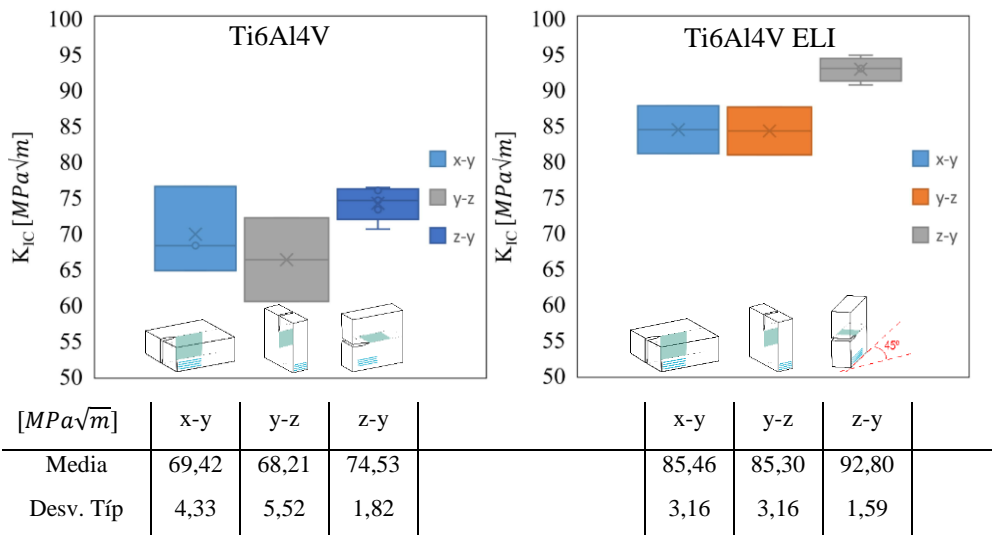


Imagen 4-34. Valores de tenacidad a la fractura con respecto a la orientación, para probetas cercanas a la base de fabricación.

Como se puede ver en la Imagen 4-34, para la parte inferior de la bandeja de fabricación, se observa claramente que la mayor resistencia a la tenacidad a la fractura se produce en la orientación ZY, mientras que la posición XY es un 7% menor y en la posición YZ un 9% menor para el caso de la aleación Ti6Al4V. En el caso de la aleación tipo ELI, la máxima resistencia corresponde, de la misma forma que la anterior, a la orientación ZY (en este caso con la probeta inclinada a 45°), mientras que en la posición XY e YZ la tenacidad experimenta una disminución del 8%.

La explicación de este tipo de comportamiento puede atribuirse principalmente al factor térmico de la propia fabricación. Algunos autores ya comentaron que la fuerte direccionalidad del flujo de calor marca el camino de la resistencia de la orientación (Seifi et al. 2017).

### 4.2.3.6. Correlación entre la microestructura y la tenacidad a la fractura.

En los apartados anteriores se ha puesto de manifiesto una clara diferencia de tenacidad a la fractura, con respecto tanto a la posición de las muestras en la bandeja de fabricación, como con respecto a la orientación de éstas. De la misma manera se ha evidenciado que las características microestructurales desarrolladas en la parte cercana a la bandeja de fabricación son ligeramente diferentes con respecto a las desarrolladas en cotas superiores (en cotas de alrededor de 75-100 mm).

En apartados anteriores se ha podido verificar que ciertas características microestructurales, como el tamaño de las colinas  $\alpha$ , y la distancia entre placas  $\alpha$  aumenta con respecto a la altura de fabricación. Por otro lado, se ha comprobado que la tenacidad a la fractura presenta una tendencia similar, siendo ligeramente mayor para posiciones alejadas de la bandeja de fabricación.

## RESULTADOS

Se puede concluir que existe una relación directa entre estos valores, y por lo tanto una influencia clara de la microestructura que se traslada a las propiedades mecánicas. Este tipo de estudio con probetas posicionadas de forma horizontal y acumulativas con respecto a la altura no ha sido llevado a cabo hasta el momento, por lo que los resultados obtenidos refuerzan la idea de la anisotropía del propio proceso de fabricación. Además, enfatizan la necesidad de tener en cuenta la cantidad de factores que influyen en el comportamiento mecánico, especialmente para el estudio del comportamiento a fatiga.

Comparando los porcentajes de aumento de la tenacidad a la fractura con el aumento registrado de características microestructurales como la colonia  $\alpha$  o la distancia entre placas  $\alpha$ , se puede indicar que el cambio registrado de alrededor de un 20-30% de aumento de la distancia entre placas  $\alpha$ , Tabla 4.1, puede dar como resultado un aumento de la tenacidad a la fractura de alrededor de un 15-20%, en las proximidades de la bandeja de fabricación, tanto para las aleaciones tipo Ti6Al4V, como para las aleaciones tipo ELI. Esta relación no se puede establecer con el tamaño de colonia  $\alpha$ , ya que no se ha detectado un aumento significativo en la aleación tipo ELI (ver Tabla 4.1), aunque sí es más apreciable en la de tipo Ti6Al4V.

Otros autores han mencionado la influencia de las colinas  $\alpha$  y la distancia entre placas  $\alpha$  con las propiedades mecánicas en la fabricación de la aleación Ti6Al4V mediante haz de electrones con diferentes temperaturas de la cámara de fabricación. Una de las conclusiones relaciona la disminución del límite elástico con los valores de la colonia  $\alpha$  y el aumento de la distancia entre placas  $\alpha$  debido a la longitud efectiva de los planos de deslizamiento presentes en la aleación (Al-Bermani et al. 2010). Este efecto es debido a la propia transformación que tiene lugar en la aleación tras el paso de un foco de calor, si existe una gran cantidad de material y por lo tanto efectos de inercia térmica, como ocurre en las cotas superiores. La transformación llevada a cabo es más propia de una fina microestructura Widmanstätten en detrimento de una transformación desde  $\beta \rightarrow \alpha'$  donde la formación de martensita fragiliza más la aleación, aunque es probable la coexistencia de las fases  $\alpha + \beta + \alpha'$  (Al-Bermani et al. 2010; Gaytan et al. 2010; Gil Mur, Rodríguez, y Planell 1996).

#### 4.2.4. Curvas $da/dN$ .

En esta tesis se han llevado a cabo ensayos para determinar el comportamiento en cuanto a velocidad de crecimiento de grieta. La finalidad es establecer las diferencias existentes entre las muestras orientadas de forma diferente dentro de la bandeja de fabricación y así determinar si existe cierta anisotropía y su cuantificación. Todos los ensayos llevados a cabo en este capítulo se basaron en la normativa existente, en concreto en la ASTM E647 (ASTM E647 2015).

El útil empleado tipo Clevis se muestra en la fotografía inferior. Incorpora dos bulones en la parte superior e inferior para ejercer la fuerza de tracción a la probeta CT. La longitud de grieta está constantemente controlada mediante un extensómetro de apertura de grieta situado en la parte frontal de la muestra, que correlaciona la apertura de la probeta durante el ensayo con la longitud de grieta.

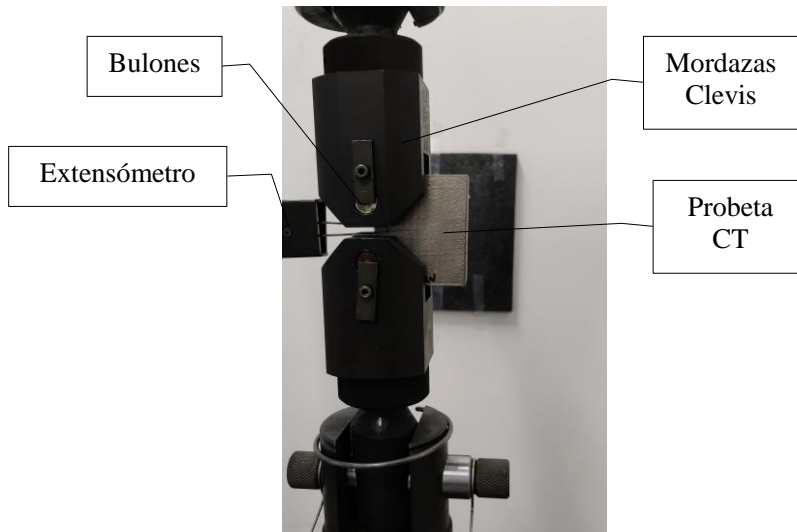


Imagen 4-35. Montaje de una de las probetas CT durante la realización del ensayo donde se muestran las mordazas y la grieta generada.

Para la representación gráfica del crecimiento de grieta en la zona lineal de la región II de la curva  $da/dN$  vs  $\Delta K$  (zona ajustable a la recta de Paris en un diagrama log-log), se realizaron una serie de ensayos en modo carga de amplitud constante. Para obtener una representación de la zona de la curva I y II se realizaron los ensayos en dos regímenes de carga diferentes, uno para cargas altas y otro para cargas bajas. La selección de las cargas bajas vino determinada por el mínimo valor  $\Delta P$  necesario para producir una grieta alrededor de los  $10^6$  ciclos, mientras que la elección de la carga alta se basó en la determinación de la curva a través de un  $\Delta P$  donde se obtendría alrededor de los  $1 \times 10^4$  ciclos. Debido al número limitado de muestras para el estudio, y teniendo en cuenta que se

## RESULTADOS

pretende comparar las diversas orientaciones, se consideraron suficientes estos dos rangos de carga para obtener los valores representativos dentro de la zona II de la curva, y así ajustar las constantes  $C$  y  $m$  característicos de la Ley de Paris, Ecuación 1.35, Imagen 1-27.

Como se ha indicado en apartados anteriores las muestras fueron fabricadas en distintas orientaciones dentro de la bandeja de fabricación, Imagen 3-5: dos posiciones con un avance de grieta paralelo a los granos columnares como son las muestras XY e YZ, y una muestra en la que el plano de grieta recorre su camino de forma perpendicular a los granos columnares, muestras ZY.

Desde el punto de vista del recorrido del frente de grieta con respecto a la deposición de las capas de fabricación se estudiaron tres escenarios, ver Imagen 4-36. La orientación ZY, con plano de grieta paralelo a las capas de fabricación, de tal forma que el frente de grieta avanza entre capas o en el interior de una de ellas; la orientación XY en la que el plano de grieta avanza perpendicularmente a las capas de fabricación; la orientación YZ, con un plano de grieta paralelo a los granos columnares y que atraviesa las capas con respecto a la altura.

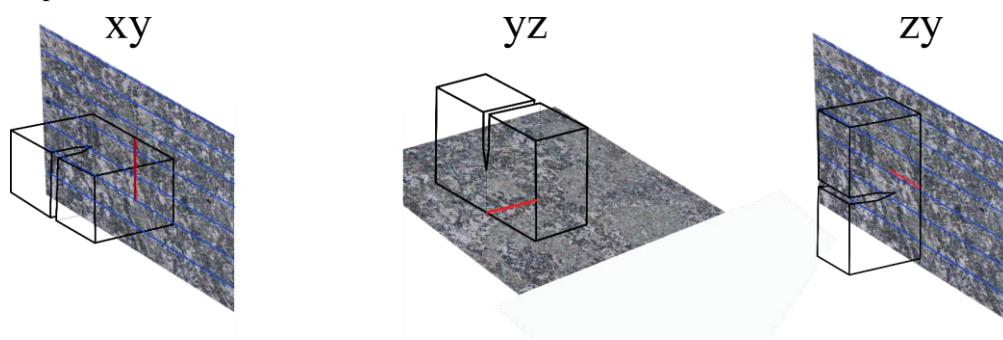


Imagen 4-36. Representación gráfica de cómo el plano de grieta atraviesa los granos cristalográficos columnares y las capas de fabricación en las tres configuraciones estudiadas en esta tesis.

Para la obtención de las curvas  $a$  vs  $N$  se empleó un  $\Delta P$  de 12 kN para el régimen de cargas bajas y de 20 kN para el régimen de cargas altas. Los datos obtenidos durante el ensayo de las muestras dan como resultado una velocidad de avance grieta comprendida entre  $10^{-8}$  y  $10^{-7}$  m/ciclo. En los ensayos realizados con régimen de cargas bajas  $\Delta K$  varió entre los 6 y los 22 MPa.m<sup>0.5</sup> mientras que, en los ensayos de cargas altas, los valores de  $\Delta K$  estuvieron comprendidos entre los 14-50 MPa.m<sup>0.5</sup>.

Como se aprecia en la Tabla 4.12, el número de ciclos alcanzados en regímenes de altas cargas es menor que  $1 \times 10^5$  ciclos, mientras que en régimen de cargas bajas podemos ver que los ciclos se encuentran comprendidos entre los  $1 \times 10^6$  para  $\Delta P$  de 12kN y de  $2 \times 10^6$  para  $\Delta P$  de 9kN. A continuación, se presenta una tabla resumen de los datos obtenidos en el estudio del crecimiento de grieta para las distintas orientaciones.

RESULTADOS

Tabla 4.12. Valores obtenidos del ensayo da/dN.

Ref	Ciclos alcanzados [N]	$\Delta P$ [kN]	$\Delta K$ inicio [MPa $\sqrt{m}$ ]	$\Delta K$ final [MPa $\sqrt{m}$ ]
<b>X-Y_06</b>	231.708	12,0	8.26	19.18
<b>Y-Z_02</b>	2.222.130	9,0	6.08	22.82
<b>Z-Y_04</b>	319.283	12,0	7.79	19.17
<b>X-Y_09</b>	784.705	12,0	6.55	19.15
<b>Y-Z_06</b>	885.567	12,0	7.91	19.16
<b>Z-Y45_02</b>	463.803	12,0	6.12	19.14
<b>X-Y_07</b>	75.627	20,0	13.91	50.37
<b>Y-Z_03</b>	73.240	20,0	14.12	49.95
<b>Z-Y_05</b>	57.600	20,0	13.80	50.30
<b>X-Y_08</b>	95.484	20,0	11.08	49.86
<b>Y-Z_08</b>	91.194	20,0	11.19	49.62
<b>Z-Y45_05</b>	76.230	20,0	10.77	49.79

Para alcanzar el régimen de Paris y así ajustar la ley de crecimiento se optó por la carga de 20kN en todas las probetas, de tal forma que la comparación sea consistente. Como se aprecia en la tabla anterior, el valor de ciclos alcanzados es similar en todas las posiciones alcanzando unos ciclos menores de 80000 para lograr unos valores de  $\Delta K$  de alrededor de 50 MPa.m<sup>0.5</sup>. En la Imagen 4-37 se representan las curvas logarítmicas da/dN vs  $\Delta K$ .

## RESULTADOS

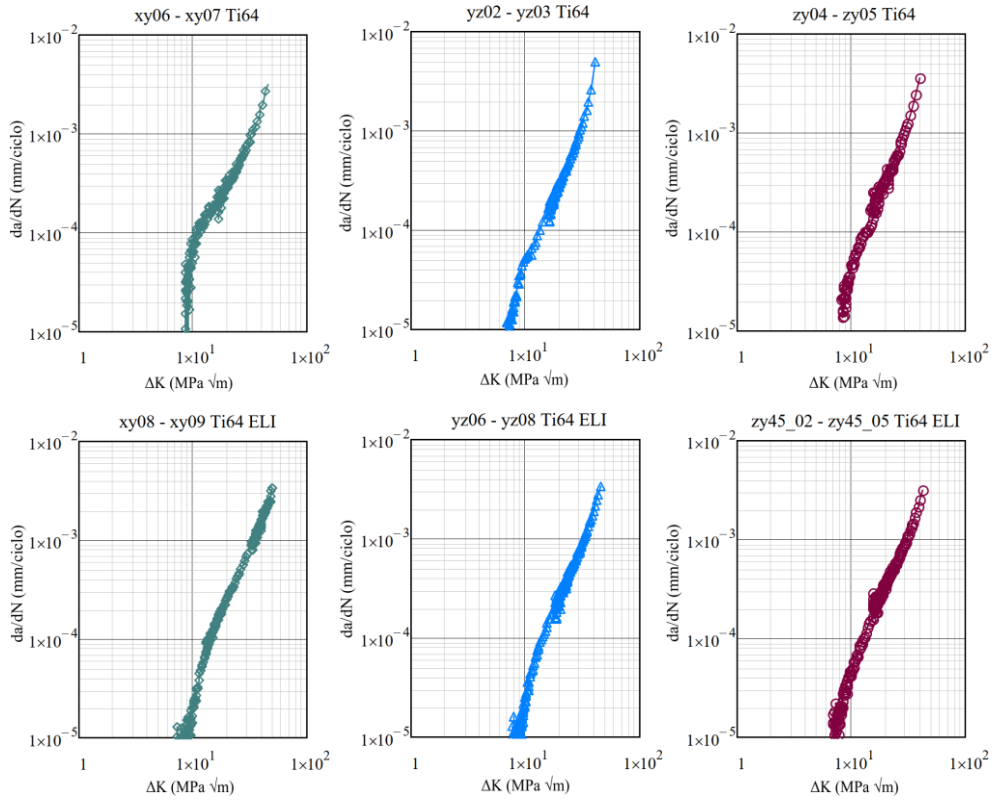


Imagen 4-37. Curvas completas obtenidas de los diferentes ensayos  $da/dN$  vs  $\Delta K$ .



## RESULTADOS

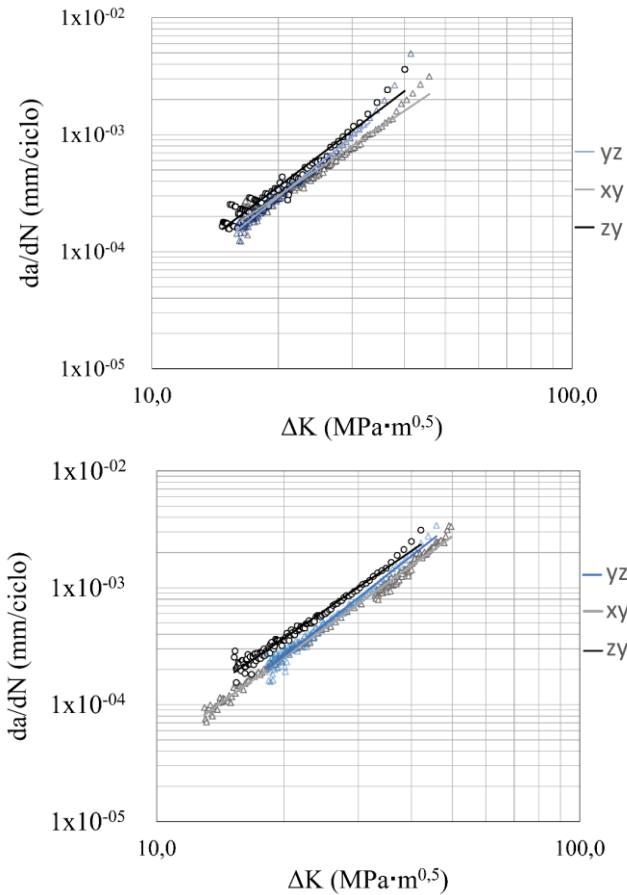


Imagen 4-38. Curvas  $da/dN$  vs  $\Delta K$  de las muestras XY, ZY e YZ superpuestas, tanto para la aleación Ti6Al4V como Ti6Al4V ELI.

Como se puede ver en los valores obtenidos de la propagación de grieta en régimen elástico, y tras obtener los valores C y m de la Ley de Paris mediante ajuste a los ensayos, se puede apreciar la influencia de la microestructura de estas aleaciones, Imagen 4-38 y. Se observa que las muestras YZ son las que tienen un exponente m mayor (mayor pendiente), tanto en la aleación Ti6Al4V como en la tipo ELI.

## RESULTADOS

Tabla 4.13. Tabla resumen de los resultados obtenidos de las curvas en el régimen de Paris de las orientaciones ensayadas.

Ref	C (m/ciclo)	Exponente m
<b>x-y</b>	$2,14 \times 10^{-07}$	2,41
<b>z-y</b>	$1,03 \times 10^{-07}$	2,72
<b>y-z</b>	$4,62 \times 10^{-08}$	2,92
<b>x-y ELI</b>	$1,03 \times 10^{-07}$	2,60
<b>z-y ELI</b>	$2,21 \times 10^{-07}$	2,47
<b>y-z ELI</b>	$5,14 \times 10^{-08}$	2,84

De forma general, en las gráficas  $da/dN$  se puede ver que el comportamiento de la orientación XY tiene una velocidad de crecimiento de grieta menor tanto para las aleaciones tipo Ti6Al4V como ELI. Este comportamiento se recoge también en otras investigaciones tanto para la misma aleación, aunque con fabricación mediante láser (Cain et al. 2015), como para otras aleaciones (Fischer et al. 2020), donde denotan la orientación XY como ZX. Esto indica que la propagación del frente de grieta entre los bordes de los granos columnares es más lenta, y por lo tanto éstos suponen un cierto obstáculo para la propagación.

Algo similar ocurre con la orientación YZ: la grieta avanza desde arriba hacia abajo encontrándose con los granos columnares paralelamente y generando cierta oposición al progreso. Por el contrario, las muestras ZY presentan un plano de grieta que secciona el grano columnar y avanza de forma paralela a las capas de fabricación. En esta última orientación se ha demostrado una propagación más rápida, seguramente debido al avance entre capas de fabricación. De alguna manera, el paso del plano de grieta viene influido por los bordes de los granos columnares  $\beta$  primarios, como si el borde de grano  $\alpha$  situado alrededor de estos granos alargados pudiera influir en el avance de grieta, diversificando el camino recorrido.

## RESULTADOS

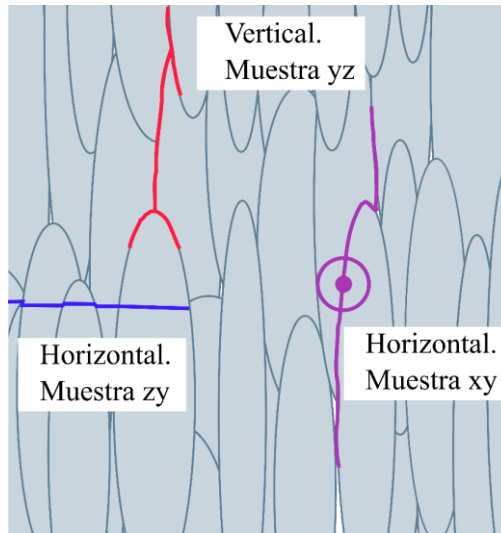


Imagen 4-39. Esquema del recorrido del plano de grieta con respecto a los granos columnares según diversas investigaciones (Galarraga et al. 2017; Li et al. 2021).

Esta misma tendencia se indica en otras investigaciones (Galarraga et al. 2017; Li et al. 2021). En ocasiones se trata la orientación del frente de grieta como horizontal y vertical, denominando a nuestra orientación YZ como vertical y la orientación ZY como horizontal, tal y como se indica en la Imagen 4-39. En la figura, se esquematiza que el camino recorrido por el frente de grieta en la posición ZY interactúa mucho menos con los granos columnares, al contrario que las orientaciones YZ y XY, en las que los granos columnares actúan como deflectores del frente, creando diversas ramificaciones y un camino más tortuoso, dependiendo de cómo la grieta se enfrenta al borde de grano  $\alpha$ . Es posible que tratamientos térmicos que puedan reducir el alargamiento de los granos columnares puedan mejorar el comportamiento de las muestras YZ y XY.

Conviene señalar que otras investigaciones con diferentes materiales y otras técnicas de fabricación aditiva han reportado una influencia menor de los granos columnares en cuanto a la velocidad de crecimiento de grieta.

### 4.3. Fractografía.

Se ha analizado la morfología de las superficies para estudiar los efectos de la fractura teniendo en cuenta la disposición y orientación de las muestras ensayadas. Para este análisis fractográfico se utilizó un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo Zeiss Ultra 55 (FESEM). Para el análisis macroscópico de las muestras se utilizó un microscopio estereoscópico marca Nikon SMZ800.

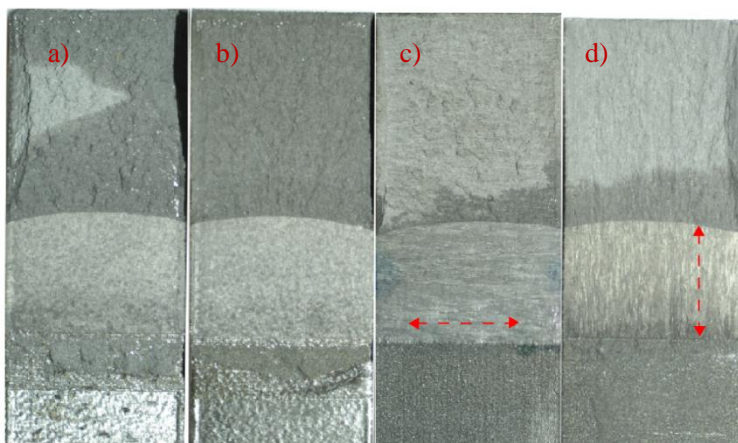


Imagen 4-40. Imágenes de las muestras tras la fractura mediante microscopio estereoscópico. (a) ZY; (b) ZY45 (c) XY; (d) YZ. Las flechas rojas indican la dirección de los granos columnares, que coincide con el patrón observable.

Se analizaron dos zonas: la zona de avance de grieta por fatiga y la zona de fractura, observables en la Imagen 4-40. Como se puede observar a simple vista en la zona de crecimiento de grieta de fatiga se observa una morfología relacionada con el propio proceso de fabricación. Tanto en las muestras XY como en las muestras YZ se aprecia el patrón de fabricación orientado con la dirección de los granos columnares. Todo lo contrario ocurre con las imágenes pertenecientes a las orientaciones de las muestras ZY y ZY45, donde no se observa patrón alguno.

## RESULTADOS

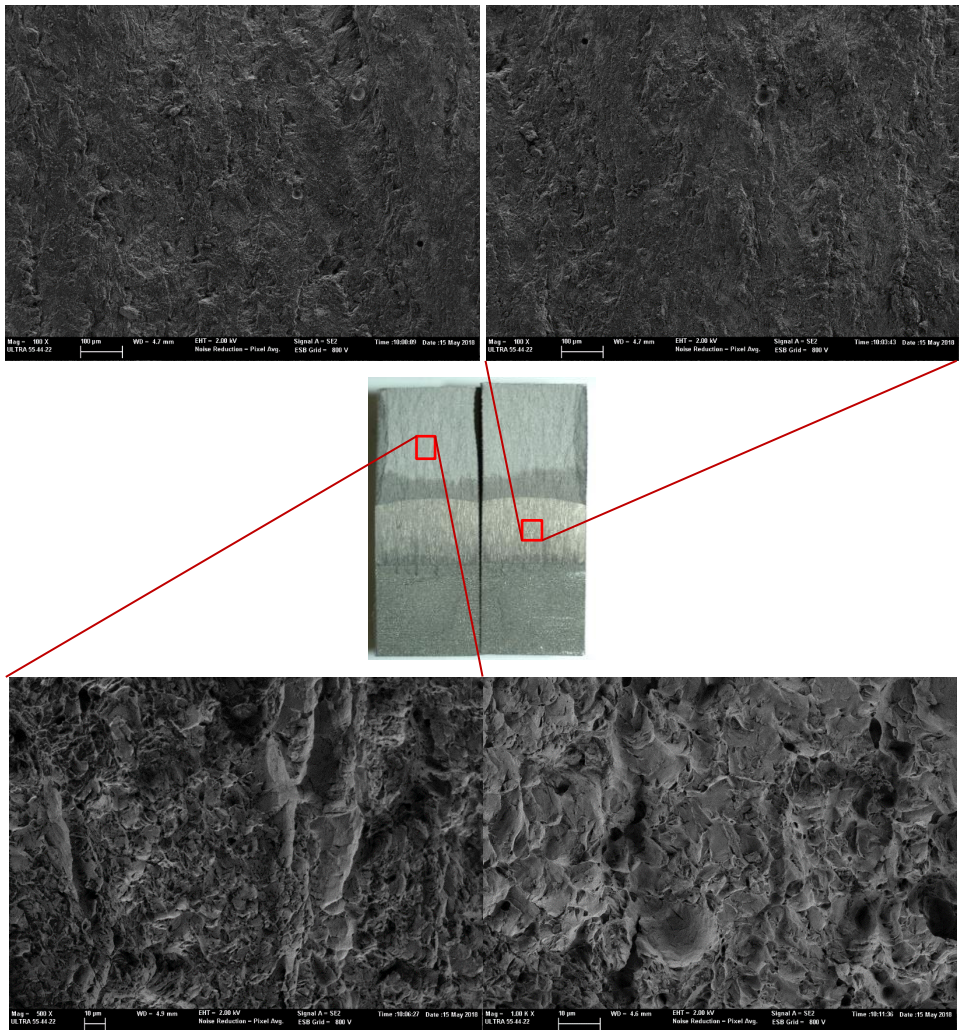


Imagen 4-41. Análisis de la zona de grieta y de la zona del ensayo de fractura de las muestras YZ.

## RESULTADOS

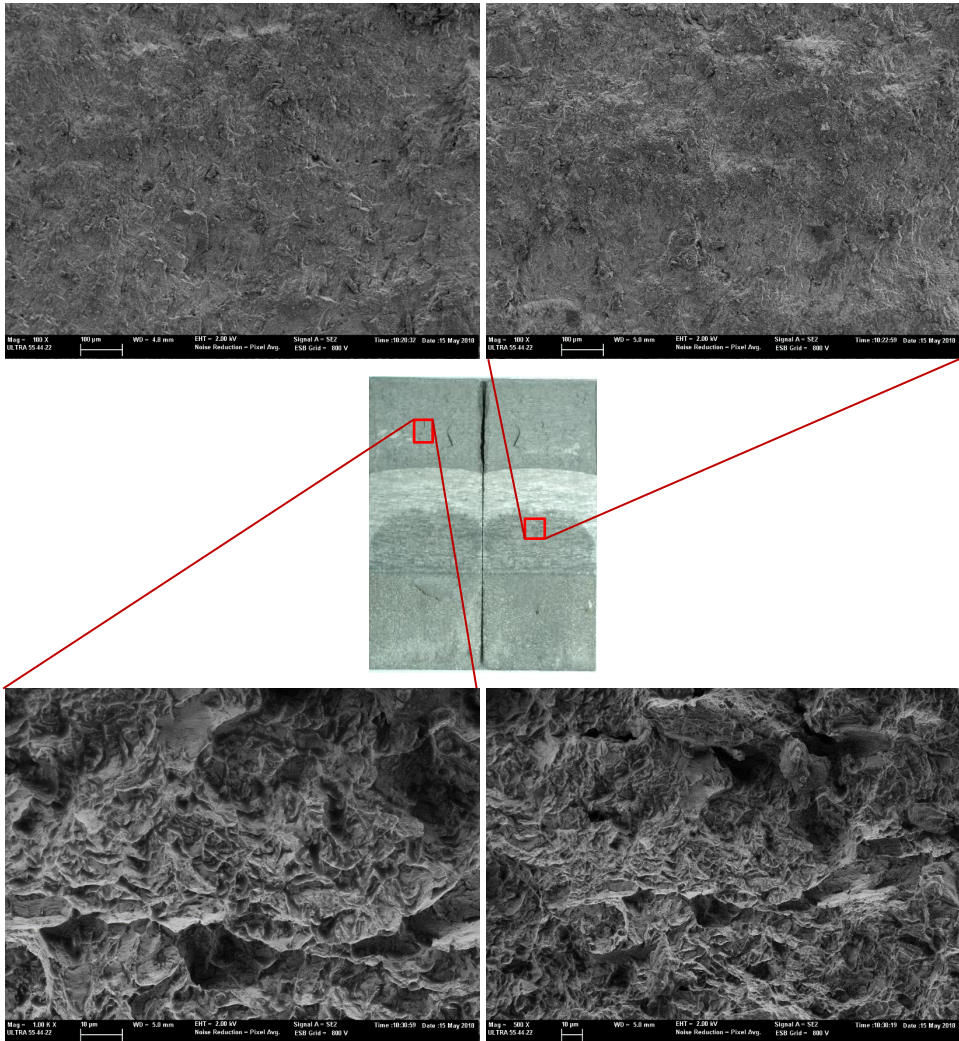


Imagen 4-42. Análisis de la zona de pregrieta y de la zona de fractura de las muestras XY.

El efecto comentado anteriormente se puede apreciar mediante la inspección a través del microscopio FESEM aunque no de forma tan clara como a nivel macroscópico. En la Imagen 4-41 e Imagen 4-42 se puede apreciar la morfología en la zona de avance de grieta por fatiga, donde se observan fracturas ligeramente diferentes en las muestra YZ o XY. En dichas imágenes se puede ver claramente la direccionalidad en la muestra YZ, Imagen 4-41, sobre todo en la zona de pregrieta, aunque también es observable en la zona relacionada con la fractura. De hecho en la zona de fractura se aprecian formaciones

## RESULTADOS

que pueden corresponder a los bordes de grano  $\alpha$ , tal y como se ha indicado en otras investigaciones (Galarraga et al. 2017; Li et al. 2021).

Si se analiza con mayor detalle las fracturas de las zonas de pregrieta, se puede ver que, independientemente de la orientación de los granos, las líneas de fatiga siguen un patrón similar y no están influenciadas por la orientación columnar de la muestra, Imagen 4-43.

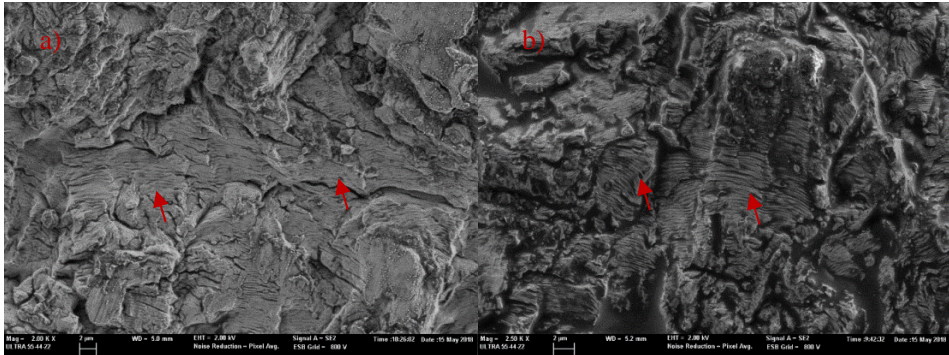


Imagen 4-43. Análisis de fractura a través de FESEM en la zona de pregrieta de (a) XY y (b) ZY45.

En la Imagen 4-44 se puede ver cómo actúa el frente de grieta si se compara la muestra ZY con la YZ. En el caso de la muestra ZY el frente de grieta actúa a aproximadamente  $90^\circ$  con respecto a los bordes de grano  $\alpha$ . Esto hace que se produzca una fractura menos abrupta que hace pensar que el avance de grieta se haya producido a mayor velocidad. En cambio, en la muestra YZ no se aprecia la misma morfología, sino que se observa una superficie más abrupta, lo que hace pensar que el frente de grieta tiende a desviarse siguiendo un camino más abrupto, necesitando una energía mayor para progresar.

## RESULTADOS

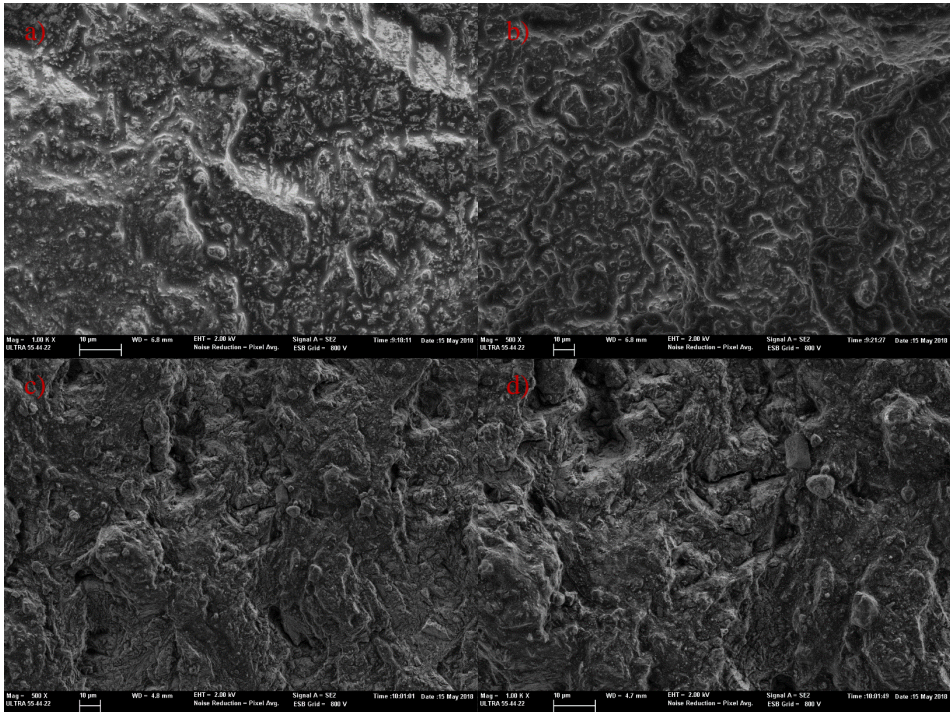


Imagen 4-44. Análisis de fractura en la zona de la grieta de las muestras (a)(b) ZY y (c)(d) YZ.

Con respecto a las zonas de fractura del ensayo de tenacidad a la fractura (fractura final), se puede ver en la orientación ZY (que presenta los valores mayores de tenacidad), una morfología más propia de un material de carácter dúctil en comparación con las otras. En la Imagen 4-45 se observa la morfología típica de nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, fenómeno típico en comportamiento dúctil de fractura. Estos niveles altos de ductilidad son consistentes con la mayor tenacidad de esta orientación.

Por último, es interesante señalar que se han hallado algunas zonas con falta de fusión de polvo o incluso porosidades, aunque no de forma significativa, Imagen 4-46. Estas zonas se han observado sobre todo en la zona de fractura final.



## RESULTADOS

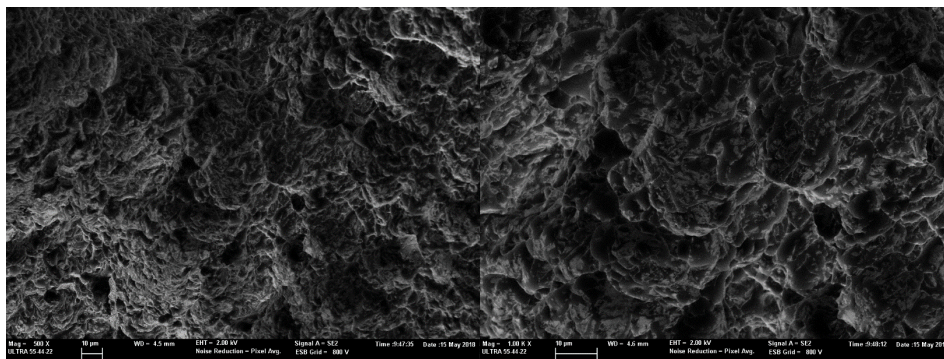


Imagen 4-45. Análisis de fractura en la zona de fractura final de la muestra ZY.

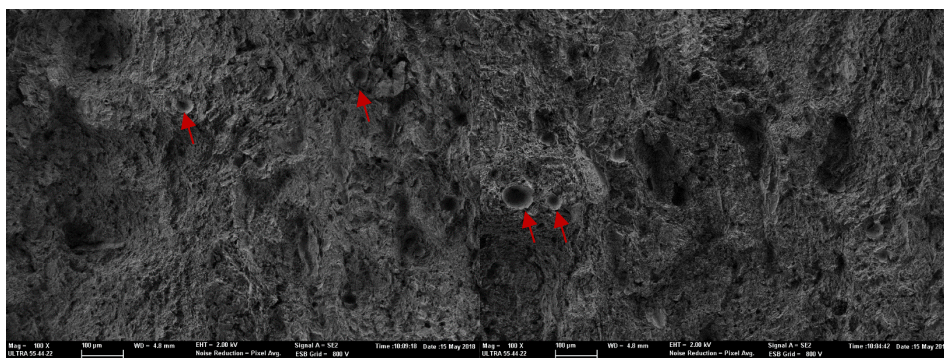


Imagen 4-46. Imagen de la muestra YZ donde se aprecian algunos poros en la zona de rotura del ensayo de tenacidad.

### 4.4. Análisis químico.

En este apartado se presentan los resultados obtenidos del análisis químico de las dos aleaciones, tanto Ti6Al4V como ELI. Este análisis se ha llevado a cabo sobre muestras dispuestas a diferentes alturas en la bandeja de fabricación. La idea es comprobar si los resultados de tenacidad están relacionados con la composición química del material y con el contenido de los elementos intersticiales, como el oxígeno.

En la Tabla 4.14 se muestran los resultados obtenidos para la aleación Ti6Al4V y en la Tabla 4.15 para la aleación tipo ELI. Se comparan los resultados con los definidos en la normativa referente al material convencional y al material destinado para FA (ASTM B348 / B348M - 19 2019; ASTM F2924 - 14 2014).

## RESULTADOS

Tabla 4.14. Valores obtenidos del análisis químico realizado para la aleación Ti6Al4V en tres muestras distribuidas en altura respecto a la bandeja de fabricación.

	<b>ASTM F2924 (FA)</b>	<b>ASTM B348 G5</b>	<b>Base-25 mm</b>	<b>25-50 mm</b>	<b>50-75 mm</b>
<b>Carbono</b>	<0,08	<0,08	0,016	0,015	0,017
<b>Oxígeno</b>	<0,2	<0,2	0,2939	0,2877	0,2858
<b>Nitrógeno</b>	<0,05	<0,05	<0,01	<0,01	<0,01
<b>Hidrógeno</b>	<0,015	<0,015	<0,001	<0,001	<0,001
<b>Hierro</b>	<0,3	<0,4	0,175	0,17	0,17
<b>Aluminio</b>	5,5 - 6,75	5,5 - 6,75	5,881	5,774	5,982
<b>Vanadio</b>	3,5 - 4,5	3,5 - 4,5	4,159	4,292	4,261
<b>Titanio</b>	Balance	Balance	Balance	Balance	Balance

Tabla 4.15. Valores obtenidos del análisis químico realizado para la aleación Ti6Al4V ELI en tres muestras distribuidas en altura respecto a la bandeja de fabricación.

	<b>ASTM F3001-14 (FA)</b>	<b>ASTM B348 G23</b>	<b>Base- 25 mm</b>	<b>25-50 mm</b>	<b>50-75 mm</b>
<b>Carbono</b>	<0,08	<0,08	0,015	0,019	0,018
<b>Oxígeno</b>	<0,13	<0,13	0,146	0,166	0,171
<b>Nitrógeno</b>	<0,05	<0,03	<0,01	<0,01	<0,01
<b>Hidrógeno</b>	<0,012	<0,0125	<0,001	<0,001	<0,001
<b>Hierro</b>	<0,25	<0,25	0,181	0,178	0,185
<b>Aluminio</b>	5,5 - 6,5	5,5 - 6,5	5,64	5,67	5,7
<b>Vanadio</b>	3,5 - 4,5	3,5 - 4,5	4,46	4,43	4,39
<b>Itrio</b>	<0,005	-	-	-	-
<b>Titanio</b>	Balance	Balance	Balance	Balance	Balance

Los análisis se realizaron a tres cotas, una situada en la parte baja de la bandeja de fabricación, otra en la zona que corresponde a una altura desde la base de entre 25 y 50mm, y la última comprendida entre una altura de 50 a 75mm desde la base. En los análisis de las dos aleaciones, vemos que los valores se encuentran dentro de especificación a excepción del oxígeno que es ligeramente superior al exigido, tanto para FA como para material convencional. El motivo de este valor elevado en un elemento tan crítico como el oxígeno puede estar relacionado con la reutilización de polvo proveniente de otras fabricaciones. Se ha demostrado que la reutilización puede incrementar el contenido en oxígeno, a pesar de tratarse de un polvo morfológicamente aceptable (Petrovic y Niñerola 2015).

Si se comparan los resultados a distintas alturas de fabricación, no se observan cambios sustanciales que permitan indicar que la fabricación del material da lugar a zonas con diferentes características químicas. Es cierto que en la aleación tipo ELI existe un incremento de oxígeno con respecto a la altura de fabricación, aunque es lo suficientemente pequeño como para no asociarlo a la altura sino a la propia precisión del equipo de medida.

#### 4.5. Análisis XFEM sobre piezas de fabricación aditiva.

El proceso de implementación del método numérico XFEM explicado en el punto 1.13.2 ha sido ampliamente validado en distintas publicaciones y tesis elaboradas en el Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales de la UPV. Como primer paso para la realización del presente estudio se decidió llevar a cabo una validación del método para la geometría 2D de probeta CT generada mediante fabricación aditiva por haz de electrones.

La verificación inicial consistió en comprobar que los resultados teóricos concuerdan con los obtenidos numéricamente mediante el método X-FEM. Según la mecánica de fractura elástica lineal (MFEL), el valor del factor de intensidad de tensiones depende de la carga aplicada y de la geometría. El factor geométrico es simple para geometrías sencillas. Para geometrías complejas se requieren cálculos que necesitan análisis numérico.

##### 4.5.1. Validación del método XFEM.

En primer lugar, se realizó la comprobación de que las estimaciones del FIT  $K$  obtenidos mediante la implementación de XFEM para Abaqus (Giner et al. 2009), son similares a los obtenidos mediante las expresiones disponibles en la literatura para una probeta tipo *compact test* (CT). En la norma (ASTM E399 - 17 2017) se establece la formulación correspondiente para el cálculo del FIT de una probeta CT .

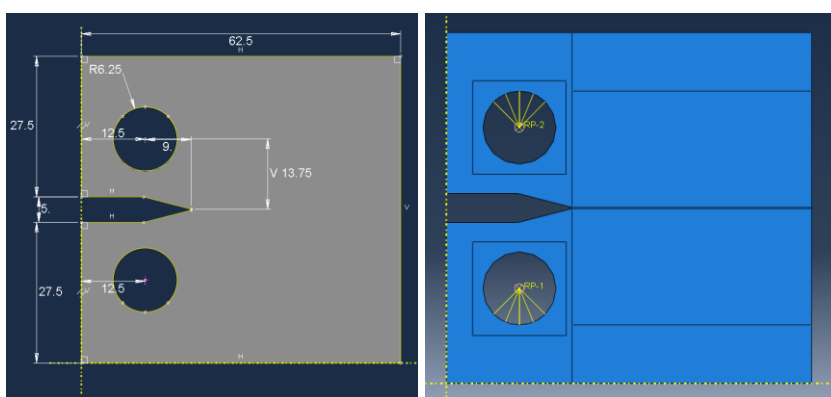


Imagen 4-47. Diseño de la probeta 2D tipo *compact test* empleada para la validación del cálculo mediante XFEM.

## RESULTADOS

El diseño de la probeta en 2D se basa en las dimensiones indicadas en la norma, con la distancia entre la línea de acción de la carga y el contorno más alejado de la probeta,  $W$ , de 50 mm y un espesor de probeta unidad. Por otro lado, la dimensión de la longitud de grieta  $a$  se mide desde la línea de acción de la carga hasta el extremo de grieta. El factor geométrico y el correspondiente FIT con esas variables viene determinado por:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \left(2 + \frac{a}{W}\right) \left[ \frac{0,886 + 4,64\left(\frac{a}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \right] \quad \text{Ecuación 4.3}$$

$$K_t = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{Ecuación 4.4}$$

La geometría se realizó mediante el software Abaqus<sup>TM</sup> CAE tal y como se observa en la Imagen 4-47. Para establecer las condiciones de contorno se tuvo en cuenta la restricción en desplazamientos en el centro geométrico del bulón o pasador inferior. Esta restricción se llevó a cabo tanto en dirección horizontal como vertical.

En cuanto al pasador superior, se restringió el grado de libertad horizontal, dejando libre el movimiento vertical. Para distribuir la carga puntual en el centro de los bulones a lo largo de los arcos de apoyo de los agujeros en los que se alojan, se introdujeron unas restricciones de tipo *coupling*, desde un punto de referencia en el centro geométrico de los bulones hacia el contorno que corresponde con las circunferencias que alojan los bulones. De esta forma no se concentra una carga puntual en un solo nodo, simulando la distribución del apoyo real.

A través del software Abaqus<sup>TM</sup> y tras la definición de la geometría, mallado y condiciones de contorno, se exportan los datos mediante la generación del archivo *input file*, que almacena los nodos que se establecen en la geometría y sus coordenadas, las propiedades de material, las cargas aplicadas y las restricciones a los desplazamientos. Los datos del *input file* se introducen en el software de análisis XFEM junto con la geometría de una pregrieta recta. Según las características del mallado, se debe ajustar ciertos valores del radio de la integral de cálculo y se indica cuánto es el incremento de grieta en cada iteración y hasta qué longitud de grieta final se debe realizar el cálculo. Con cada una de las iteraciones de cálculo para cada incremento de grieta se obtienen los resultados del FIT tanto en modo I como en modo II.

Los FIT obtenidos mediante XFEM se compararon con las fórmulas de cálculo del FIT según la norma (Ecuación 4.3 y Ecuación 4.4). La Tabla 4.16 muestra los resultados para una carga de 557N y distintas longitudes de grieta.

## RESULTADOS

Tabla 4.16. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante la Ecuación 4.3 y Ecuación 4.4 según las fórmulas propuestas en la norma ASTM E399.

$a/W$	$K_I [MPa\sqrt{m}]$
0,24	11,95
0,3	14,02
0,36	16,36
0,42	19,15
0,48	22,68
0,54	27,39
0,6	34,06
0,66	44,02
0,72	60,02
0,78	88,29
0,84	146,25

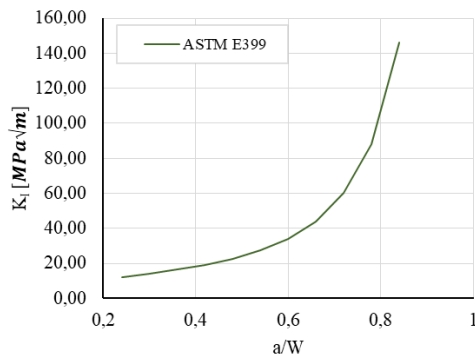


Imagen 4-48. Factor de intensidad de tensiones con respecto a distintas longitudes de grieta, calculado según (ASTM E399 - 17 2017).

Para la implementación en XFEM se introdujo una pregrieta lo más pequeña posible según la malla utilizada, situada en el vértice de la entalla. Se realizaron tres modelos para comprobar la validez del procedimiento con distintos tamaños de elemento de 0,25, 0,5 y 1 mm.

## RESULTADOS

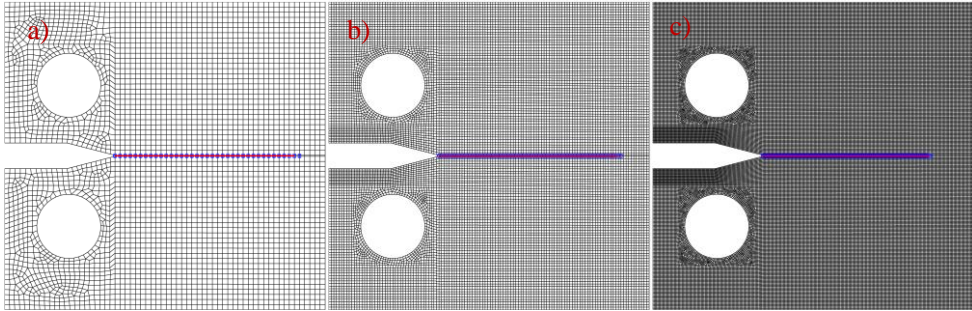


Imagen 4-49. Distintas mallas para el cálculo con XFEM con diferentes tamaños de elemento (a) tamaño 1; (b) tamaño 0,5 y (c) tamaño 0,25 (mm).

En la Imagen 4-49 se puede ver el resultado obtenido a través de las tres mallas. La predicción del crecimiento de grieta es en dirección del eje X, como corresponde a un modo II casi nulo.

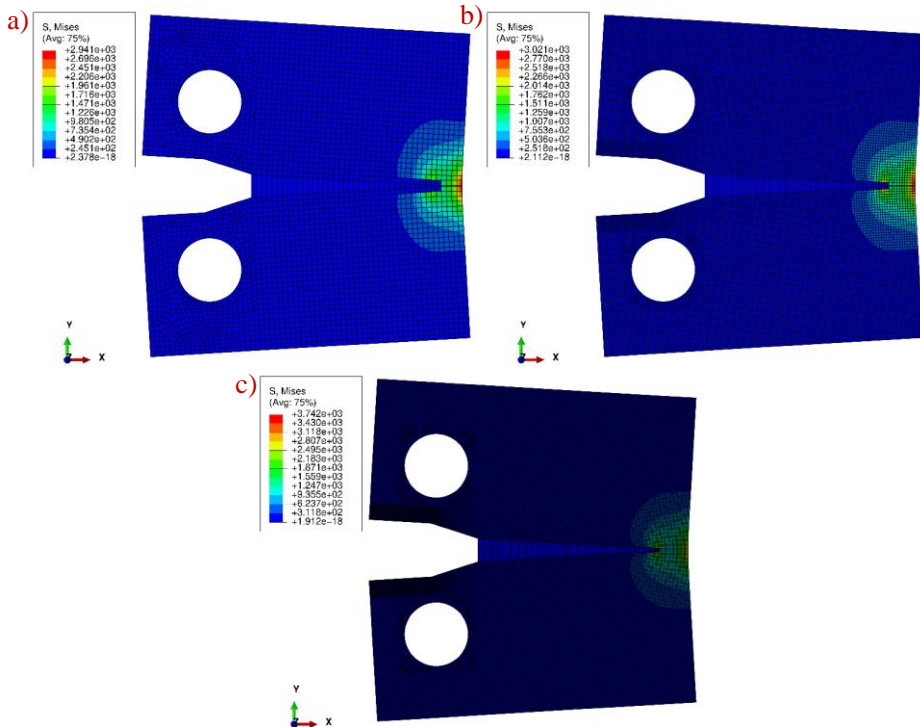


Imagen 4-50. Campos de tensiones en los tres modelos. (a) tamaño 1; (b) tamaño 0,5 y (c) tamaño 0,25 mm.

La implementación de XFEM llevada a cabo por (Giner et al. 2009) permite la obtención del campo de tensiones, como se muestra en la Imagen 4-50.

## RESULTADOS

Los resultados obtenidos mediante la implementación de XFEM para Abaqus se recogen en un archivo *.prn*. Los resultados para cada incremento de grieta muestran las coordenadas del extremo de grieta, los valores de la integral  $J$ , tanto para la contribución de los elementos standard de EF como de los elementos enriquecidos XFEM, y por último los valores del factor de intensidad de tensiones en modo  $K_I$  y  $K_{II}$ . Si se analizan los datos obtenidos en función del valor  $a/W$  se observa la evolución del FIT y comparar con los valores obtenidos a través de la norma (ASTM E399 - 17 2017), mostrados en la Tabla 4.16.

Tabla 4.17. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante XFEM para un tamaño de elemento de 1,0 mm.

a/W	J	J	J	$K_I[MPa\sqrt{m}]$	$K_{II}[MPa\sqrt{m}]$
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,35	1,41	0,01	1,42	13,24	0,00
0,45	2,36	0,03	2,39	17,14	0,00
0,55	4,06	0,05	4,12	22,50	0,00
0,65	7,86	0,11	7,97	31,30	0,00
0,75	18,63	0,25	18,88	48,14	0,00
0,85	61,25	0,86	62,11	87,20	0,00

Tabla 4.18. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante XFEM con un tamaño de elemento de 0,5 mm.

a/W	J	J	J	$K_I[MPa\sqrt{m}]$	$K_{II}[MPa\sqrt{m}]$
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,30	1,07	0,01	1,08	11,54	0,00
0,35	1,41	0,02	1,43	13,26	0,00
0,40	1,83	0,02	1,85	15,11	0,00
0,45	2,36	0,03	2,39	17,17	0,00
0,50	3,07	0,04	3,11	19,58	0,00
0,55	4,06	0,06	4,12	22,54	0,00
0,60	5,55	0,08	5,63	26,34	0,00
0,65	7,88	0,12	8,00	31,38	0,00
0,70	11,76	0,17	11,94	38,34	0,00
0,75	18,69	0,27	18,96	48,31	0,00
0,80	32,16	0,47	32,64	63,37	0,00
0,85	61,65	0,94	62,59	87,72	0,00

## RESULTADOS

Tabla 4.19. Factor de intensidad de tensiones obtenido mediante XFEM con un tamaño de elemento de 0,25 mm.

X [mm]	J	J	J	$K_I [MPa\sqrt{m}]$	$K_{II} [MPa\sqrt{m}]$
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,30	1,08	0,00	1,08	11,55	0,00
0,35	1,43	0,00	1,43	13,27	0,00
0,40	1,85	0,00	1,85	15,12	0,00
0,45	2,39	0,01	2,39	17,18	0,00
0,50	3,11	0,01	3,12	19,60	0,00
0,55	4,12	0,01	4,13	22,57	0,00
0,60	5,62	0,02	5,64	26,37	0,00
0,65	7,99	0,02	8,01	31,43	0,00
0,70	11,93	0,04	11,96	38,40	0,00
0,75	18,96	0,05	19,01	48,41	0,00
0,80	32,64	0,09	32,74	63,51	0,00
0,85	62,64	0,19	62,83	87,97	0,00

Como se observa en las tablas, el valor del FIT en modo II es cero, lo que indica que no habrá desvío en el crecimiento de grieta. Si graficamos los resultados y se comparan con los proporcionados por las fórmulas de las normas (ASTM E399 - 17 2017), se obtiene una buena concordancia, lo que se confirma la validez del procedimiento desarrollado.

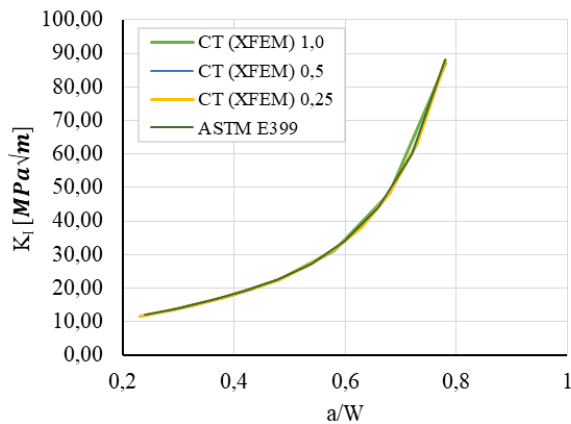


Imagen 4-51. Factores de intensidad de tensiones vs a/W para los tres modelos de XFEM, de tamaño de elemento de 1, 0,5 y 0,25 mm y el resultado proporcionado por la norma ASTM E399 para la geometría de la probeta CT.



Se puede observar en la Imagen 4-51 que los FITs obtenidos mediante XFEM son muy similares a los obtenidos a través de la fórmula indicada en la norma (ASTM E399 - 17 2017) en todo el recorrido de la grieta analizado, que va desde aproximadamente un valor de  $a/W = 0.2$  hasta un valor de 0,8. Estos datos validan el procedimiento desarrollado en su día por (Giner et al. 2009) para la geometría de una probeta CT. En la misma representación gráfica se puede ver que no existe gran diferencia entre los datos obtenidos con los distintos tamaños de elemento. El factor de intensidad de tensiones a partir de tamaños de elemento de 1,0 mm es muy similar al obtenido con elementos de 0,25 mm, lo que demuestra convergencia en cuanto al refinamiento de malla.

### **4.5.2. Geometrías con agujeros mediante XEFM.**

Una vez verificado que el procedimiento de cálculo numérico mediante XFEM proporciona resultados acordes con las soluciones disponibles en la bibliografía, se puede concluir que el modelo de EF es adecuado para el análisis del camino recorrido por la grieta en otras geometrías.

La microestructura de la fabricación aditiva explica el hecho de que las distintas orientaciones de fabricación tienen un comportamiento mecánico anisótropo. En este apartado, se presentan los resultados obtenidos al estudiar geometrías en diferentes orientaciones de la bandeja de fabricación. El objetivo del apartado es contrastar el camino recorrido por la grieta experimentalmente con los resultados obtenidos mediante XFEM.

Se diseñó un plan de ensayos basado en la fabricación de muestras con diferentes posiciones de uno o dos agujeros dispuestos en una probeta tipo CT, Imagen 4-52. La inclusión de los agujeros en la zona cercana al crecimiento esperado de grieta introduce un campo de tensiones variable, con componente de tensión tangencial apreciable, que origina el cambio de orientación de la grieta durante su crecimiento de fatiga.

Los ensayos se llevaron a cabo en piezas fabricadas por haz de electrones en tres orientaciones distintas para evaluar si los cambios de orientación de la grieta están influidos por la microestructura de la fabricación. Los agujeros en las probetas CT fueron mecanizados mediante taladrado tras la fabricación aditiva.

Previamente a los ensayos se estudiaron las diversas geometrías mediante XFEM, de forma que fue posible obtener predicciones del método acerca del camino de grieta, junto con las estimaciones del factor de intensidad de tensiones y las orientaciones de la grieta a lo largo del crecimiento. Fueron varios los escenarios analizados, en concreto 5 para las probetas con un agujero, y 4 para las probetas con 2 agujeros. Los cálculos mediante XFEM se llevaron a cabo mediante una densidad de malla de 0,5, y de 0,25 mm.

## RESULTADOS

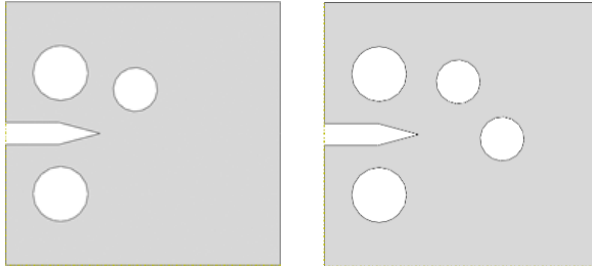


Imagen 4-52. Croquis de las ubicaciones de los agujeros incluidos en los modelos de elementos finitos.

Durante el estudio mediante XFEM y debido a la versatilidad que ofrecen las simulaciones numéricas, se estudiaron las geometrías variando la posición de los agujeros y estudiando el efecto que tendría en el factor de intensidad de tensiones en modo I y modo II. Como se muestra en las imágenes siguientes, se varió hacia a la derecha la posición de los agujeros. Todos los cálculos llevados a cabo en el programa XFEM se realizaron con una carga de 557,69 N.

Para la configuración de la pieza con un agujero las distintas posiciones se indican en la Imagen 4-53.

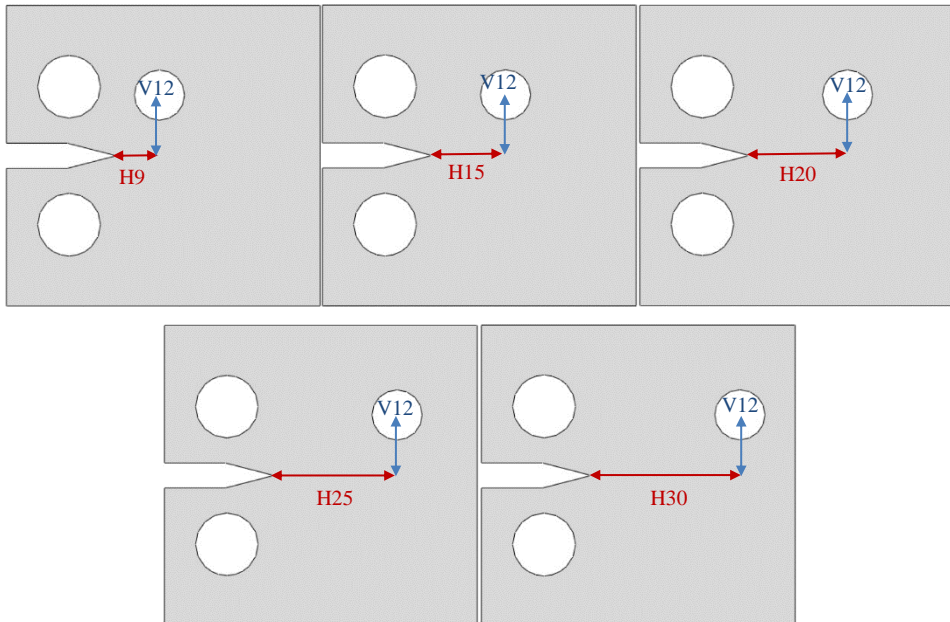


Imagen 4-53. Croquis de posición de la muestra con un agujero, con distintas ubicaciones del agujero.

## RESULTADOS

Para la configuración de la pieza con dos agujeros, se decidió mantener uno de ellos en la misma posición, variando la posición del segundo agujero, como indica la Imagen 4-54.

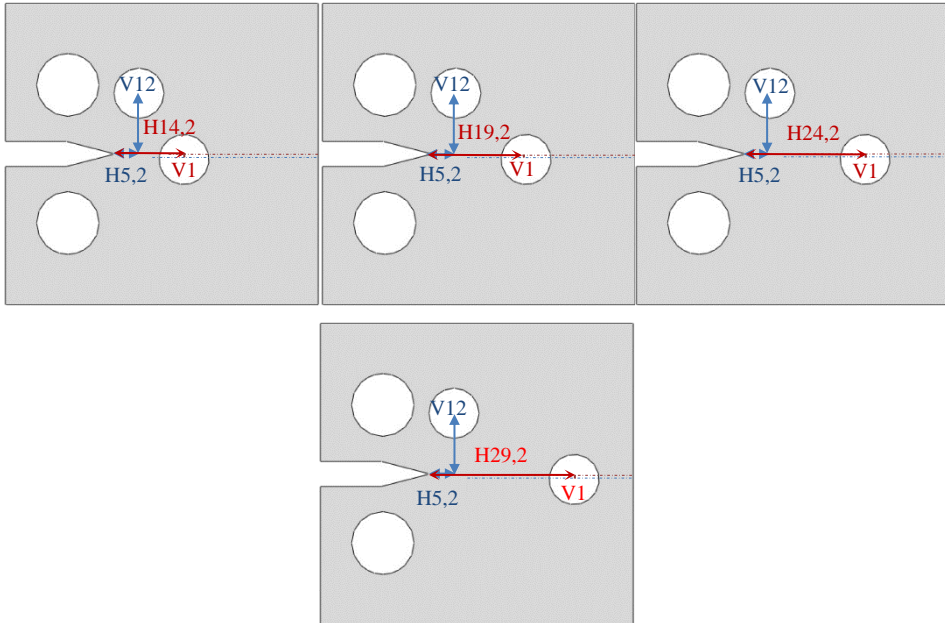


Imagen 4-54. Croquis de posición de la muestra con dos agujeros, con distintas ubicaciones del segundo agujero, manteniendo fijo el primero.

Se obtuvieron las siguientes predicciones del camino de grieta para las diversas configuraciones como se puede ver en la Imagen 4-55 y la Imagen 4-56.

## RESULTADOS

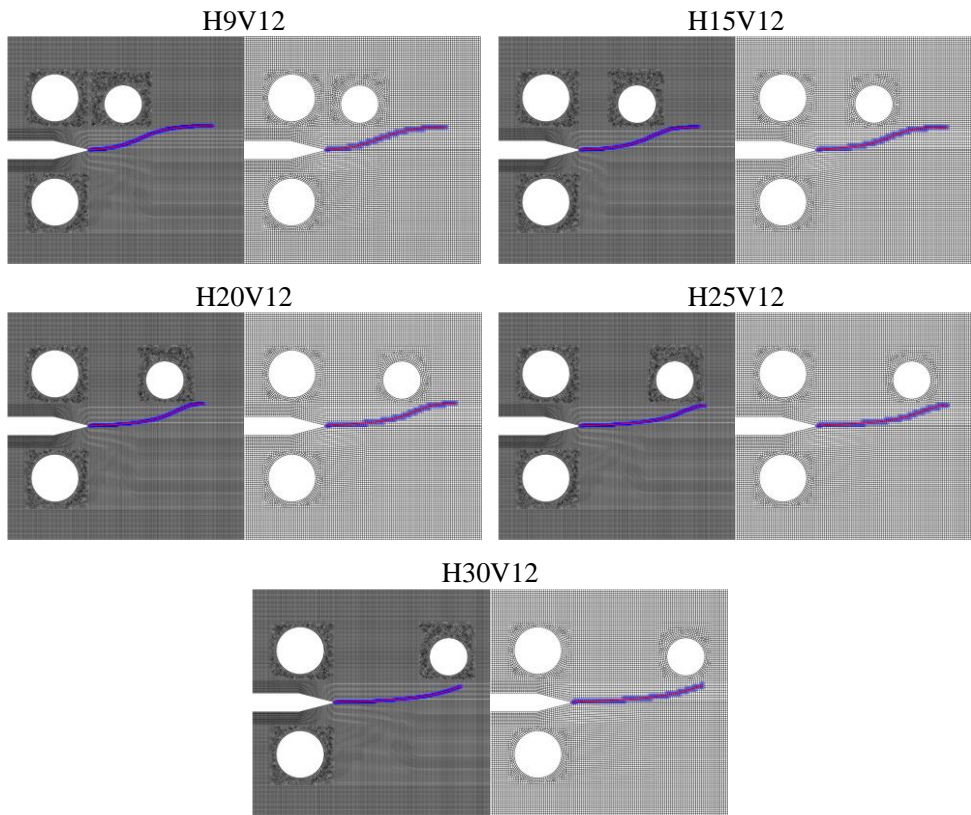


Imagen 4-55. Representación del recorrido de grieta con un agujero obtenido a través de las simulaciones con XFEM y con tamaño de elemento de 0,5 y 0,25 mm.

## RESULTADOS

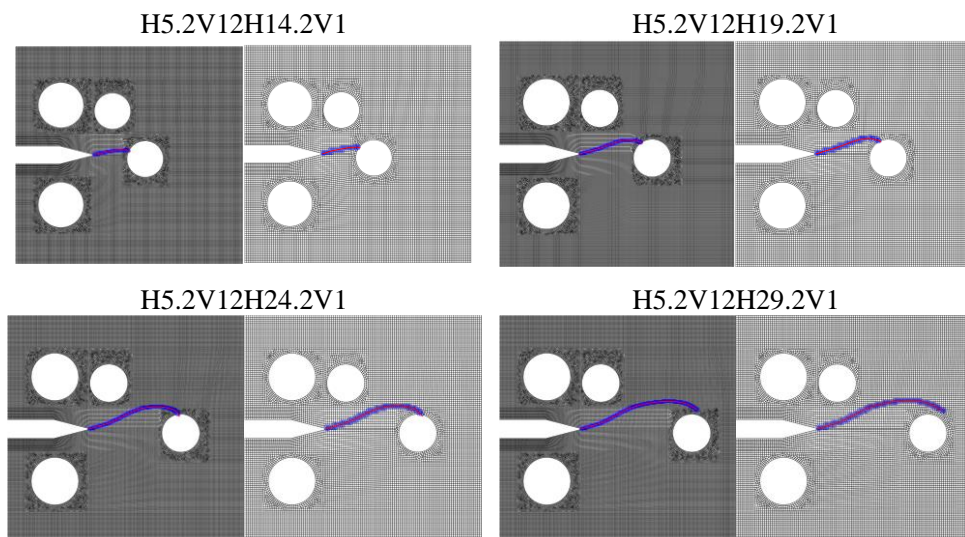


Imagen 4-56. Representación del recorrido de grieta con dos agujeros obtenidos a través de las simulaciones con XFEM, con tamaño de elemento de 0,5 y 0,25 mm.

En la Imagen 4-55, se representa el comportamiento del frente de grieta conforme se aproxima a un agujero. La grieta altera su avance, acercándose al propio agujero. Este cambio de orientación deja de producirse cuando la grieta sobrepasa la coordenada X del borde del propio agujero. A partir de ese momento, la grieta vuelve a comportarse con una influencia del agujero mucho menor, buscando recobrar el avance horizontal normal a la línea de acción de la carga. Se puede ver claramente que la presencia de un agujero ocasiona cambios de orientación en el frente. Una tendencia similar se observa con la existencia de dos agujeros como se puede ver en la Imagen 4-56, donde se aprecia una atracción de la grieta hacia el segundo agujero una vez sobrepasado el primero.

Los análisis mediante XFEM también proporcionan el valor del FIT para cada incremento de grieta. En la Imagen 4-57 se puede ver cómo evoluciona el FIT conforme el extremo de grieta se acerca al agujero y posteriormente lo sobrepasa, para cada una de las ubicaciones del agujero. Si nos fijamos en el modelo con agujero situado a 30 mm del inicio de grieta, vemos que se produce un incremento del  $K_I$  en el intervalo de 0,55 a 0,85 de  $a/W$ .

## RESULTADOS

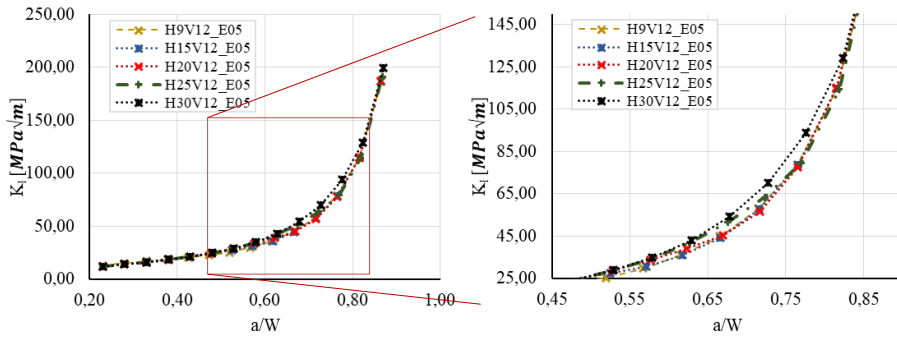


Imagen 4-57. Resultados del factor de intensidad de tensiones, para distintas ubicaciones del agujero. La figura de la derecha muestra un detalle ampliado de la figura de la izquierda.

Un comportamiento similar se observa con la presencia de dos agujeros, como se puede apreciar en la Imagen 4-58. En esta ocasión se ha representado la evolución del FIT en modo I tanto para una densidad de malla de 0,5, como de 0,25, habiendo cierta diferencia entre ellos conforme nos acercamos al agujero. Al contrario que en el análisis del FIT en el apartado 4.5.1 de validación, se observa aquí una mayor influencia del tamaño de malla, debido a que se trata de campos de tensiones que muestran una mayor no uniformidad que en el caso de probetas CT sin agujero.

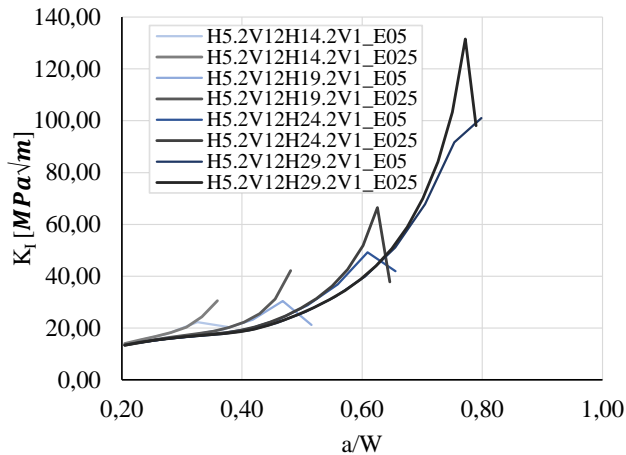


Imagen 4-58. Resultados del factor de intensidad de tensiones, para modelos con dos agujeros, para distintas ubicaciones del segundo agujero.

Imagen 4-59 se representa la evolución de dicho FIT en modo II tanto para los modelos de un agujero como para los de dos agujeros. En los modelos con un agujero, la grieta

## RESULTADOS

nunca acaba en el borde del agujero. Por ello, se observa cómo el modo II tiende a desaparecer una vez superado el agujero, lo que se traduce en que la grieta se mantiene en su orientación.

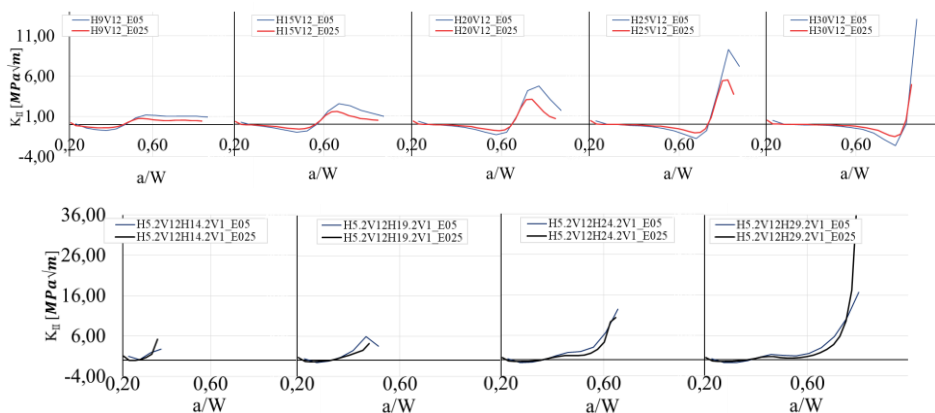


Imagen 4-59. Evolución del factor de intensidad de tensiones en Modo II para todas las configuraciones estudiadas mediante XFEM, tanto con un agujero como con dos agujeros.

En el caso de la existencia de dos agujeros, se puede ver claramente que el FIT en modo II tiene dos cambios de tendencia, uno que se produce al paso en las cercanías del primer agujero y otro cuando se aproxima al segundo que ocasiona un crecimiento apreciable del factor de intensidad de tensiones modo II.

### 4.5.3. Comparativa XFEM con resultados experimentales.

#### 4.5.3.1. Estudios con modificaciones de probetas CT de 1 y 2 agujeros.

Los estudios llevados a cabo mediante XFEM se compararon con los resultados obtenidos en ensayos en la máquina de ensayos universal. Se mecanizaron los agujeros en las probetas, todas ellas previamente preparadas mediante fabricación aditiva, en tres orientaciones diferentes, con el fin de apreciar la existencia de variaciones en el recorrido del frente.

## RESULTADOS

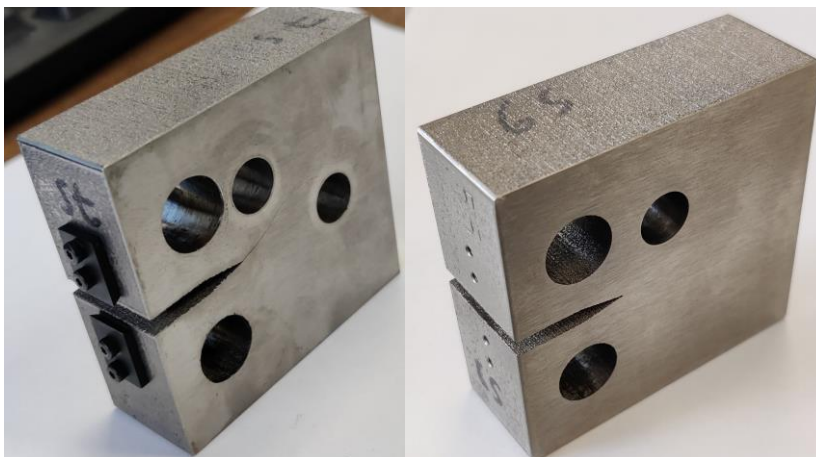


Imagen 4-60. Imagen de las probetas con uno y dos agujeros mecanizados para su ensayo.

Las simulaciones realizadas mediante XFEM corresponden a los ensayos realizados. En el modelo XFEM, la carga aplicada de 557,67N por 1mm de espesor equivale a 13,3kN a aplicar a la probeta en la máquina de ensayos, puesto que el espesor de la probeta es 24mm. En la Tabla 4.20 se pueden ver las condiciones de los ensayos llevados a cabo.

Tabla 4.20. Designación de las probetas con la presencia de agujeros en las muestras CT para comparar con los resultados obtenidos en los análisis XFEM.

Designación	a [mm]	R	$P_{\min}$ (kN)	$P_{\max}$ (kN)	$\Delta P$	Material
Y-Z_09_Aguj1	23	0.1	1.3	13.3	12.0	Ti6Al4V-ELI
Z-Y45_06_Aguj1	23	0.1	1.3	13.3	12.0	Ti6Al4V-ELI
X-Y_12_Aguj1	23	0.1	1.3	13.3	12.0	Ti6Al4V-ELI
X-Y_13_Aguj2	23	0.1	1.3	13.3	12.0	Ti6Al4V-ELI
Y-Z_10_Aguj2	23	0.1	1.3	13.3	12.0	Ti6Al4V-ELI
Z-Y45_07_Aguj2	23	0.1	1.3	13.3	12.0	Ti6Al4V-ELI

Las muestras seleccionadas para los ensayos de carga fueron las configuraciones H9V12 en el caso de la presencia de un solo agujero, y H5.2V12H24.2V1 para el caso de las muestras con dos agujeros. Una vez realizado el ensayo, se comparó el recorrido de la grieta obtenida experimentalmente, comparando con la predicha por XFEM.



## RESULTADOS

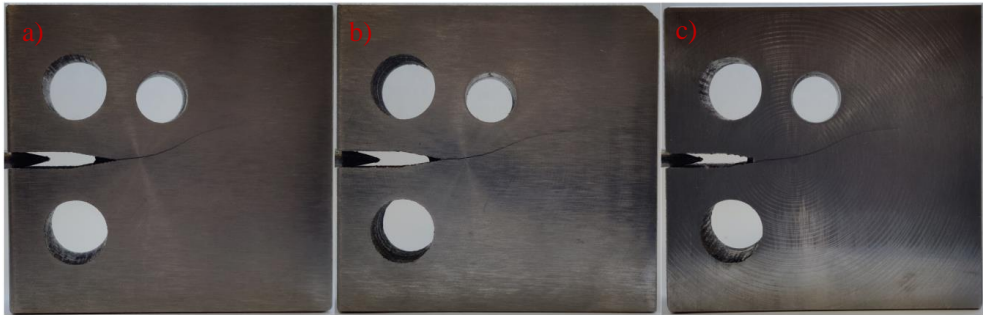


Imagen 4-61. Vista del recorrido de grieta sobre las muestras con un agujero posicionado a 5,2mm en la horizontal con respecto al inicio de grieta, y 12mm con respecto a la vertical del inicio de grieta. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.

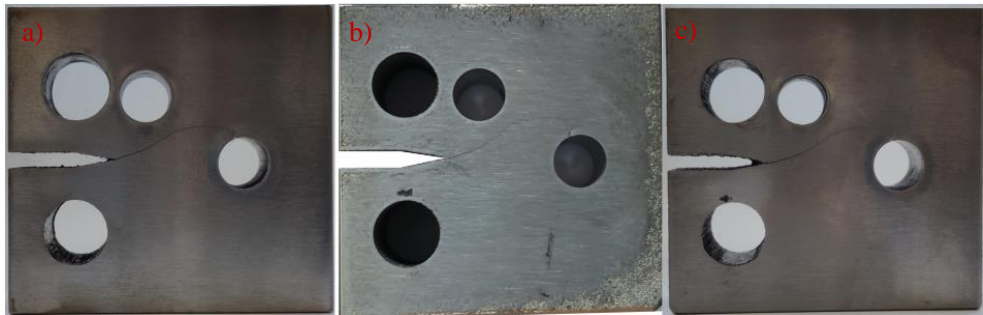


Imagen 4-62. Vista del recorrido de grieta sobre las muestras con dos agujeros posicionados a 5,2mm y 24,2mm en la horizontal con respecto al inicio de grieta, y 12mm y 1mm con respecto a la vertical del inicio de grieta. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.

Se puede observar en la Imagen 4-61 e Imagen 4-62, que el recorrido del frente de grieta es muy similar en las tres orientaciones, tanto en las muestras con la presencia de un agujero con la presencia de dos agujeros. En la Imagen 4-63 e Imagen 4-64 se hace la comparativa del frente de grieta obtenido experimentalmente con el predicho mediante XFEM, con densidad de malla de 0,5. Se ha remarcado con distintos colores el recorrido de grieta experimental.

## RESULTADOS

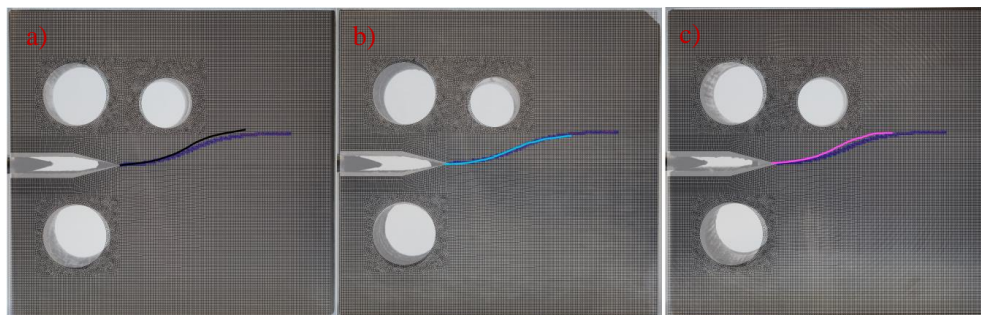


Imagen 4-63. Comparativa del resultado mediante XFEM y el obtenido en máquina de ensayos en probetas con un agujero. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.

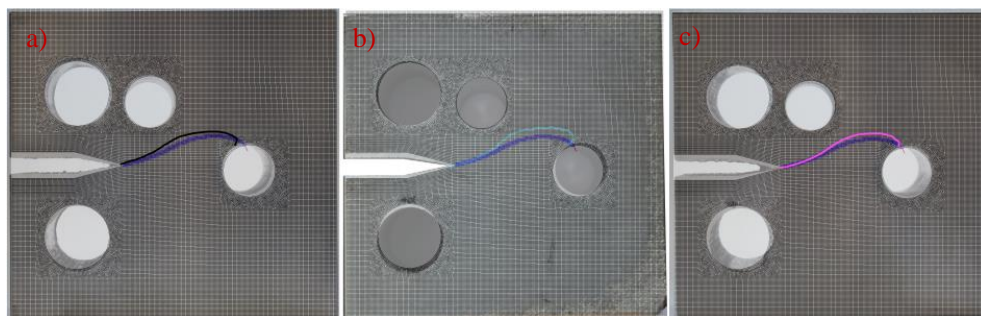


Imagen 4-64. Comparativa del resultado mediante XFEM y el obtenido en máquina de ensayos en probetas con dos agujeros. a) orientación YZ; b) orientación XY; c) orientación ZY.

Se puede ver en la Imagen 4-63 que el camino de grieta XFEM es muy similar al obtenido en máquina de ensayos. También se puede ver en la Imagen 4-63 que la pérdida de influencia del agujero se produce aproximadamente a la misma distancia  $a/W$ , donde una vez sobrepasado el agujero, el camino de grieta recupera la horizontalidad. En la Imagen 4-64, la línea de grieta mediante XFEM sigue un camino similar a la obtenida en máquina de ensayo, pero el recorrido tiene una diferencia un poco mayor que la obtenida con las muestras de un agujero. En cualquier caso, se puede concluir que la aproximación llevada a cabo mediante XFEM puede considerarse adecuada teniendo en cuenta la presencia de agujeros, lo que valida su aplicación para el estudio de componentes realizados mediante fabricación aditiva mediante haz de electrones, independientemente de la orientación de las muestras.

### 4.5.3.2. Estudios con modificaciones de una probeta CT de 3 agujeros.

Se llevó a cabo un segundo análisis de comparativa del modelado con resultados obtenidos en la propia máquina de ensayos universal con una muestra con 3 agujeros, de tal manera que el camino de grieta se vea condicionado por su influencia. En esta ocasión

## RESULTADOS

no se llevó a cabo el estudio en las tres orientaciones, sino que se eligió solo una de ellas, la orientación ZY.

Las condiciones de ensayo para la propagación de grieta se corresponden con las simulaciones realizadas mediante XFEM y similares a las empleadas en el ejercicio comparativo de 1 y 2 agujeros.

Tabla 4.21. Designación de la probeta con la presencia de 3 agujeros.

Designación	a [mm]	R	$P_{\min}$ (kN)	$P_{\max}$ (kN)	$\Delta P$	Material
Z-Y_Aguj3	23	0.1	1.3	13.3	12.0	Ti6Al4V-ELI

La nomenclatura indica las coordenadas de la posición de los tres agujeros H5.2V12H24.2V1H26V15.3.

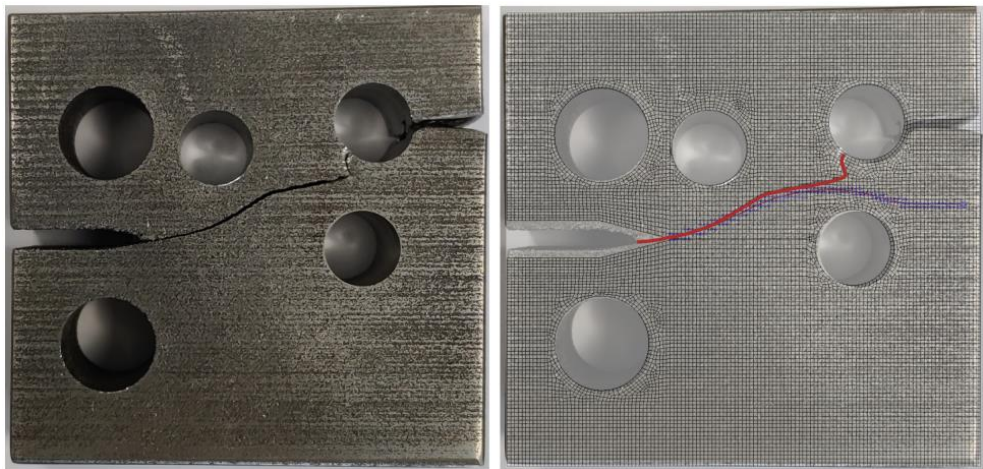


Imagen 4-65. Vista del recorrido de grieta sobre la muestra ZY con tres agujeros. Comparativa del resultado mediante XFEM y el obtenido en máquina de ensayos.

Se puede observar en la Imagen 4-65 que el frente de grieta XFEM es muy similar que el obtenido en máquina de ensayos, análogamente a los casos para 1 y 2 agujeros. También se puede ver el cambio de tendencia del frente de grieta que tiene lugar superados los agujeros en cuestión. A pesar de todo no se ha conseguido alcanzar con total precisión el recorrido de la grieta en su parte final. En la simulación XFEM se puede ver cómo el frente avanza en la zona comprendida entre dos agujeros y continúa su camino hasta el final de la probeta, mientras que en el ensayo lo que realmente se obtuvo fue un cambio súbito de dirección cerca del agujero superior y fractura final. A la vista de la orientación del tramo final de grieta, la causa de la discrepancia radica en la gran apertura de la grieta en esos instantes del avance, ocasionando una no linealidad geométrica debido a grandes desplazamientos. Este efecto no ha sido considerado en la implementación XFEM, que

está preparada únicamente para comportamiento elástico lineal. También influye la diferente tenacidad a la fractura al cambiar de orientación debido a la anisotropía comentada en apartados anteriores. Puesto que la probeta tiene orientación ZY (la de mayor tenacidad para la aleación ELI, según se ha visto en el apartado 4.2.1.4), el cambio de orientación supone un crecimiento de tipo YZ, con menor tenacidad, favoreciendo el cambio súbito de dirección en la fractura bajo la mayor apertura de grieta y no linealidad geométrica de las cargas.

En general, se puede concluir que la aproximación llevada a cabo mediante XFEM es adecuada teniendo en cuenta la presencia de agujeros de gran tamaño, validando la implementación llevada a cabo por (Giner et al. 2009). El camino de grieta es predicho con buena aproximación en el 80% de su recorrido inicial.

### **4.6. Comparativa de XFEM en geometrías complejas con ensayos experimentales.**

El último apartado llevado a cabo en la presente tesis fue la comparativa del estudio de XFEM de una geometría más compleja junto con su correspondiente ensayo experimental. En esta ocasión el estudio experimental fue llevado a cabo sobre dos probetas que provienen de dos distintas formas de fabricación, una de ellas mediante fabricación aditiva y otra mediante los métodos tradicionales de obtención de chapa metálica. De esta forma se pretende validar el método empleado de XFEM (Giner et al. 2009) tanto para material convencional como para material fabricado mediante haz de electrones ya que, como se ha comentado, este proceso de fabricación logra obtener una sinterización casi completa, y una microestructura de muy alta calidad.

El material empleado fue el mismo en ambas muestras, aunque con diferencias microestructurales debido a su proceso de fabricación. Mientras que el obtenido mediante FA presenta una microestructura de tipo Widmanstätten, la aleación de Ti6Al4V en formato plancha posee una microestructura de tipo bimodal según indicaciones de fabricante.

La geometría en forma de C a analizar en esta tesis presenta como peculiaridades la ausencia de una pregrieta. Se ha conseguido un elevado concentrador de tensiones en una de las esquinas del entrante debido a un radio de acuerdo mínimo. En el caso de la simulación mediante XFEM, se introdujo una pequeña grieta inicial debido a que lo exige la propia implementación del método. Otra peculiaridad es la presencia de dos agujeros en la parte derecha de la muestra. Los agujeros mayores, situados en la parte superior e inferior servirán para colocar las bulones para la carga a tracción de la probeta.

## RESULTADOS

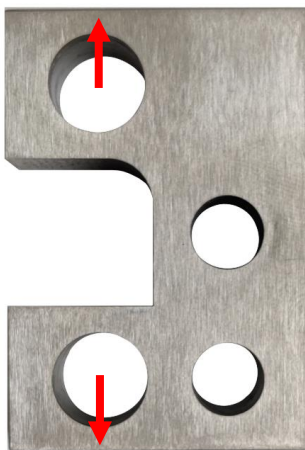


Imagen 4-66. Vista de la muestra fabricada mediante métodos convencionales con la geometría propuesta.

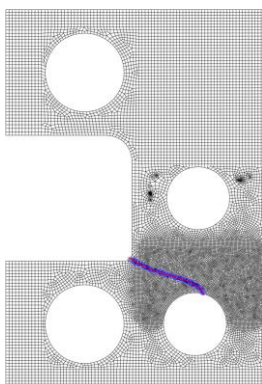


Imagen 4-67. Vista del resultado del camino de grieta tras el estudio XFEM.

Las condiciones de ensayo en máquina universal se pueden ver en la Tabla 4.22. El nivel de carga empleado es menor debido a que las muestras poseen un espesor de 14 mm.

Tabla 4.22. Designación de la probeta con geometría compleja.

Designación	R	$P_{\min}$ (kN)	$P_{\max}$ (kN)	$\Delta P$	N (ciclos alcanzados)	Material
Prob. FA	0.1	1.3	13.3	12.0	195900	Ti6Al4V
Prob. Métodos convencionales	0.1	0.5	7.5	7.0	214000	Ti6Al4V

En la Imagen 4-67 se puede apreciar el resultado obtenido del análisis por XFEM. Se consideró un mallado más fino en la zona donde progresa la grieta, de tal forma que sea

## RESULTADOS

mayor la precisión de cálculo para la orientación de la grieta. Como se puede ver en el resultado final, el recorrido de la grieta es tal que el frente de grieta se acerca al agujero inferior hasta alcanzar su contorno.

En la Imagen 4-68 se representan los resultados obtenidos del camino de grieta tras los ensayos realizados en máquina universal. En las imágenes superiores se muestra el camino de grieta de la muestra fabricada mediante FA y mediante método tradicional, mientras que en las imágenes inferiores se superpone el análisis mediante XFEM. A simple vista se puede apreciar cómo el frente de grieta coincide en gran medida en ambos casos alcanzando el borde del agujero. El recorrido hasta llegar al borde del agujero es muy similar, aunque se observan diferencias en la parte final. Estas diferencias se deben a las no linealidades geométricas originadas por la gran apertura de grieta en los estadios finales, tal y como se ha comentado en el apartado anterior. Este comportamiento bajo grandes desplazamientos no puede ser simulado con la implementación XFEM aquí utilizada, ya que supone comportamiento elástico lineal.

En cualquier caso, las diferencias se consideran poco relevantes, concluyendo que las simulaciones llevadas a cabo mediante XFEM proporcionan resultados similares tanto para materiales convencionales, como para materiales producidos mediante FA de haz de electrones.

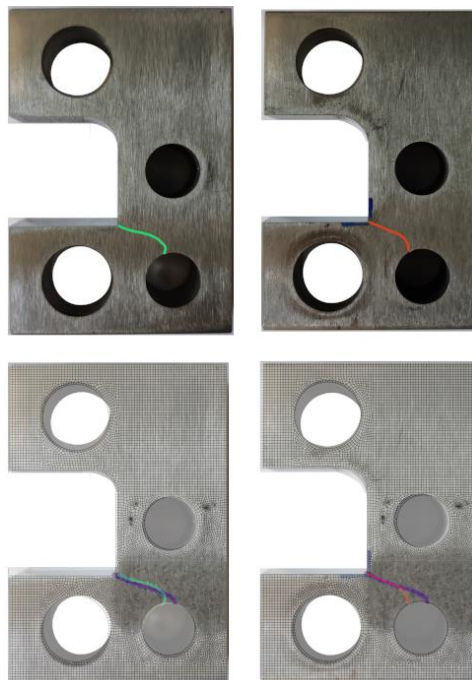


Imagen 4-68. Vista del resultado del frente de grieta tras el estudio XFEM superpuesto con las imágenes de las probetas tras los ensayos mecánicos. Muestra realizada mediante FA (izq.), y mediante métodos tradicionales (der.).

# Capítulo 5. Conclusiones

## 5.1. Conclusiones.

En la presente tesis se ha demostrado que existen diferencias en cuanto a microestructura y comportamiento mecánico derivadas del proceso de fabricación aditiva, a pesar de que la técnica empleada en el presente estudio sea una de las que logran una mayor sinterización y, por lo tanto, calidad del material.

Se ha podido constatar la diferencia existente desde un punto de vista microestructural, derivada de la posición de una muestra, sobre todo en cuanto a altura respecto a la bandeja de fabricación. Tanto el borde de grano  $\alpha$ , como las dimensiones de las colonias  $\alpha$ , y la distancia entre placas  $\alpha$  sufren un ligero aumento cuando estas se encuentran posicionadas a una cota de aproximadamente 70mm desde la plataforma de fabricación, en comparación con las medidas en la base de la bandeja. Este fenómeno tiene lugar tanto en las aleaciones Ti6Al4V como en las de tipo ELI. La distancia entre placas puede aumentar, con respecto a la altura, hasta un 20-30%. El tamaño de las colonias  $\alpha$  puede llegar a alcanzar un aumento del 20% para el caso del Ti6Al4V, mientras que el borde de grano  $\alpha$  aumenta un 15% para la aleación Ti6Al4V o incluso un 50% para el tipo ELI. Por el contrario, el ancho de grano columnar presenta una ligera disminución del orden del 10% conforme aumenta la cota de la fabricación.

De la misma forma, se ha constatado una variación con respecto a las características mecánicas. En concreto, los valores de dureza obtenidos sobre muestras de 24mm de espesor indican claramente que durante la fabricación tiene lugar una disminución de la dureza con respecto a la altura de fabricación. Las diferencias son pequeñas, de entorno al 2%, pero la tendencia se aprecia en las aleaciones objeto de la presente tesis. Este efecto viene producido por la diferencia de temperatura en la masa depositada en los primeros pasos de la fabricación en comparación con la temperatura de la masa una vez se alcanzan cotas superiores, donde se encuentra una gran cantidad de material fundido. De la misma forma, se han registrado variaciones de dureza en función del espesor de la pieza, entre muestras del mismo material y generadas con los mismos parámetros de fabricación. En el caso de la aleación Ti6Al4V ELI se observa una variación de durezas obtenidas en el centro de la probeta de hasta 30 puntos de dureza HV0,5, siendo la muestra de menor espesor (12mm) la que presenta una mayor dureza en comparación con la de 24mm de espesor. Esta diferencia demuestra la influencia de las distintas velocidades de enfriamiento alcanzadas en función del espesor.

En cuanto a la resistencia a la tracción, las muestras fabricadas con orientación vertical presentan valores superiores a las muestras fabricadas con orientación horizontal. Esta conclusión está en línea con investigaciones recogidas en la literatura, algunas de las cuales muestran grandes diferencias. Sin embargo, las diferencias observadas en esta tesis son reducidas, llegando a alcanzar un grado de anisotropía en cuanto a la resistencia a tracción del 1,5% y de entre el 1,5 y 3% para el límite elástico. En cuanto al módulo de elasticidad, las muestras fabricadas con orientación horizontal presentan valores superiores a las fabricadas con orientación vertical, alrededor de un 4% tanto en aleaciones tipo ELI como en las de Ti6Al4V.



## CONCLUSIONES

En cuanto al análisis de tenacidad a la fractura, se han llevado a cabo un total de 29 ensayos de tenacidad a la fractura con la intención de comparar las distintas orientaciones y posiciones dentro de la bandeja de fabricación y para las dos aleaciones analizadas. Se ha comprobado que las posiciones que menor tenacidad presentan son aquellas en las que el plano de grieta va desde arriba hacia abajo respecto a la bandeja de fabricación. Esta dirección es la que corresponde a las probetas de orientación YZ, en las que el plano de grieta atraviesa las placas de fabricación y progresa en paralelo a los granos columnares. La orientación ZY presenta alrededor de un 9% de más tenacidad que la orientación YZ. Esta tendencia se observa tanto para la aleación Ti6Al4V como la de tipo ELI. Por lo tanto, se puede decir que, en cuanto a tenacidad a la fractura, los granos columnares dificultan la fractura si el frente de grieta los atraviesa de forma horizontal (ZY), como si el borde de grano  $\alpha$  actuara de barrera, mientras que para un frente de grieta que avanza desde arriba hacia abajo el borde de grano  $\alpha$  actúa como facilitador del avance en un ensayo estático de tenacidad a la fractura.

Se ha demostrado que las probetas XY, en las que el frente de grieta actúa de forma paralela a los granos columnares con un avance horizontal (a diferencia de la orientación YZ en la que el avance es vertical) existe una diferencia de comportamiento en cuanto a la tenacidad a la fractura que está relacionada con la posición de la probeta con respecto a la altura Z. Se ha observado que este fenómeno sucede tanto en las muestras Ti6Al4V como en las de tipo ELI y está relacionado con su posición en altura y, por tanto, con las variaciones que tienen lugar en las propiedades microestructurales descritas anteriormente. Si se comparan los porcentajes de incremento de la tenacidad a la fractura con los porcentajes de aumento de las propiedades microestructurales, se observa que la tenacidad a la fractura aumenta alrededor de 20-30 puntos porcentuales cuando las propiedades microestructurales aumentan en 15-20 puntos porcentuales, en una región de estudio que está comprendida entre la base de la bandeja de fabricación y aproximadamente 100mm desde la base.

En cuanto al crecimiento de grieta bajo cargas cíclicas de fatiga, se ha constatado que la dirección YZ, que como se ha comentado presenta menor tenacidad a la fractura, da lugar a un crecimiento de grieta comparativamente más lento. Esto indica que la propagación del frente de grieta, bajo cargas cíclicas, sobre los granos columnares es más dificultosa, suponiendo un obstáculo para la propagación de grieta en fatiga. Todo lo contrario, ocurre en la dirección ZY, que presenta mayor velocidad de crecimiento de grieta bajo cargas de fatiga. Se puede inferir que el frente de grieta en la posición ZY (que atraviesa el grano columnar en un plano horizontal) no interactúa tanto como un plano de grieta vertical YZ, ya que en esta última orientación, los granos columnares actúan como deflectores del frente creando diversas ramificaciones y, por ello, generando un camino más tortuoso, como han publicado otros autores.

Los valores de composición química obtenidos se encuentran dentro del rango establecido en las distintas especificaciones de material. Existe en ambas aleaciones un incremento de niveles de oxígeno en todas las mediciones si se compara con las normativas.

## CONCLUSIONES

Esto es debido a la reutilización de la materia prima, ya que se ha demostrado que los niveles de oxígeno pueden aumentar tras una serie de reutilizaciones. No se observa una clara variación de la composición química en función de la altura de fabricación.

En cuanto a las simulaciones numéricas, se ha logrado representar el camino recorrido por una grieta utilizando el método XFEM en varias muestras. El camino recorrido por el extremo de grieta se ha evaluado para diversas orientaciones en la bandeja de fabricación, para apreciar las posibles diferencias debidas a la anisotropía del material. Se ha concluido que estas diferencias no son apreciables, pues las tres orientaciones estudiadas dan lugar a un recorrido similar tanto en las probetas con un solo agujero como con dos agujeros, distribuidos para alterar el camino de grieta.

De la misma forma, se han llevado a cabo estudios comparativos entre los ensayos experimentales de fatiga en máquina universal con los resultados obtenidos mediante XFEM, de geometrías con diversos agujeros. Los resultados obtenidos indican que la presencia de agujeros muy próximos entre ellos puede condicionar el resultado obtenido mediante XFEM durante la última parte del recorrido del frente de grieta, justo antes de la fractura final, siendo el análisis numérico mucho más sensible en esta zona.

Se ha comprobado en la última parte de esta tesis que el recorrido de grieta simulado mediante XFEM presenta una buena concordancia con los ensayos experimentales realizados tanto en muestras de FA como con muestras mecanizadas mediante métodos tradicionales. En estos análisis, la mayor parte del recorrido del frente de grieta en ensayos reales es prácticamente el predicho mediante el método de los elementos finitos extendidos. Por tanto, se ha comprobado que la aproximación llevada a cabo mediante XFEM puede considerarse adecuada teniendo en cuenta la presencia de defectos, o agujeros de gran tamaño relativo en materiales realizados mediante FA de haz de electrones.

### 5.2. Trabajos futuros

Se ha demostrado que los materiales realizados mediante fabricación aditiva tienen una anisotropía en cuanto a tenacidad a la fractura, que depende de las características microestructurales que tiene lugar en función de los parámetros de fabricación. Para producir otros cambios microestructurales que ayuden a homogeneizar las propiedades mecánicas, se abren diversas líneas de investigación:

- Las orientaciones columnares son una característica de los procesos PBF que puede ser minimizadas por tratamientos posteriores. De ahí la importancia de estudiar las etapas de postprocesado para estudiar el comportamiento a tenacidad a la fractura. Se propone realizar estudios de la evolución microestructural en base a tratamientos térmicos posteriores a la fabricación. Esta evaluación pudiera realizarse en base a tratamientos térmicos en temperaturas cercanas a la de transición (tratamientos subtransus y supertransus), siendo estos últimos los más prometedores debido a que pueden alterar el tamaño del grano  $\beta$  primario.

## CONCLUSIONES

- La aparición de nuevas tecnologías con doble fuente de calor, en este caso nuevas tecnologías de doble haz de electrones, pudiera reducir el efecto de la formación de granos columnares, o al menos alterarlos para lograr la máxima equiaxialidad posible. Este tipo de máquinas ya se encuentra en el mercado para tecnología láser.
- En la presente tesis se ha comprobado que los materiales pueden superar los límites establecidos en la normativa en cuanto a contenido de elementos intersticiales como p.ej. el oxígeno. El control de este tipo de elementos en la materia prima reutilizada debe constituir un estudio continuo para determinar el máximo grado de reutilización en materiales que tienen una responsabilidad mecánica en el diseño final. Estudiar el máximo nivel permitido puede ser crítico en este tipo de aleaciones.
- La tecnología permite el proceso de aleaciones que no tienen por qué ser de la misma composición que las empleadas en procesos convencionales que requieren soluciones sólidas estables. Los procesos de FA permiten el empleo de ciertas cantidades estequiométricas no aptas en procesos convencionales, mediante el mezclado de la materia prima, el polvo metálico, o mediante otras tecnologías como el aleado mecánico. Esto abre un abanico de posibilidades en el desarrollo de materiales con objeto de mejorar las características mecánicas de tenacidad. Se propone realizar estudios que van más allá de las aleaciones convencionales, como por ejemplo materiales de alta entropía, que pudieran ser empleadas extensivamente en este tipo de proceso de fabricación.

# Capítulo 6. Bibliografía

## BIBLIOGRAFÍA

- Al-Bermami, S. S., M. L. Blackmore, W. Zhang, y I. Todd. 2010. «The Origin of Microstructural Diversity, Texture, and Mechanical Properties in Electron Beam Melted Ti-6Al-4V». *Metallurgical and Materials Transactions A* 41(13):3422-34. doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.
- AMS4911P. 2018. «AMS4911P: Titanium Alloy, Sheet, Strip, and Plate, 6Al - 4V, Annealed - SAE International». Recuperado 19 de septiembre de 2019 (<https://www.sae.org/standards/content/ams4911p/>).
- Antonyasamy, A. A., J. Meyer, y P. B. Prangnell. 2013. «Effect of Build Geometry on the  $\beta$ -Grain Structure and Texture in Additive Manufacture of Ti6Al4V by Selective Electron Beam Melting». *Materials Characterization* 84:153-68. doi: 10.1016/j.matchar.2013.07.012.
- ASTM B265 - 20a. 2020. *Specification for Titanium and Titanium Alloy Strip, Sheet, and Plate*. ASTM International. doi: 10.1520/B0265-15.
- ASTM B348 / B348M - 19. 2019. «ASTM B348 / B348M - 19 Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Bars and Billets». Recuperado 19 de septiembre de 2019 (<https://www.astm.org/DATABASE.CART/HISTORICAL/B348-00.htm>).
- ASTM E399 - 17. 2017. *ASTM E399 - 17 Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness  $K_{Ic}$  of Metallic Materials*. ASTM International. doi: 10.1520/E0399-17.
- ASTM E407-07. 2015. «Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015, [www.astm.org](http://www.astm.org)». doi: 10.1520/e0407-07r15e01.
- ASTM E647. 2015. *Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. ASTM International. doi: 10.1520/E0647-15E01.
- ASTM E1409. 2013. *ASTM E1409 - Test Method for Determination of Oxygen and Nitrogen in Titanium and Titanium Alloys by Inert Gas Fusion*. ASTM International. doi: 10.1520/E1409-13.
- ASTM E1941. 2016. «ASTM E1941 - Standard Test Method for Determination of Carbon in Refractory and Reactive Metals and Their Alloys by Combustion Analysis». Recuperado 21 de diciembre de 2020 (<https://www.astm.org/Standards/E1941.htm>).
- ASTM E2371. 2013. «ASTM E2371 - 13 Standard Test Method for Analysis of Titanium and Titanium Alloys by Direct Current Plasma and Inductively Coupled

## BIBLIOGRAFÍA

- Plasma Atomic Emission Spectrometry (Performance-Based Test Methodology)». Recuperado 21 de diciembre de 2020 (<https://www.astm.org/Standards/E2371.htm>).
- ASTM F136 - 13. 2013. *Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56401)*. ASTM International. doi: 10.1520/F0136-13.
- ASTM F1108 - 14. 2014. *ASTM F1108 - 14 Standard Specification for Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy Castings for Surgical Implants (UNS R56406)*. ASTM International. doi: 10.1520/F1108-14.
- ASTM F1472 - 20a. 2020. *ASTM F1472 - 20a Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56400)*. ASTM International. doi: 10.1520/F1472-14.
- ASTM F2924 - 14. 2014. *Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion*. ASTM International. doi: 10.1520/F2924-14.
- Babuška, I., y J. M. Melenk. 1997. «The Partition of Unity Method». *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 40(4):727-58. doi: [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-0207\(19970228\)40:4<727::AID-NME86>3.0.CO;2-N](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-0207(19970228)40:4<727::AID-NME86>3.0.CO;2-N).
- Babuška, Ivo, Gabriel Caloz, y John E. Osborn. 1994. «Special Finite Element Methods for a Class of Second Order Elliptic Problems with Rough Coefficients». *SIAM Journal on Numerical Analysis* 31(4):945-81. doi: 10.1137/0731051.
- Bania, P. J., y D. Eylon. 1978. «Fatigue Crack Propagation of Titanium Alloys under Dwell-Time Conditions». *Metallurgical Transactions A* 9(6):847-55. doi: 10.1007/BF02649795.
- Barsoum, Roshdy S. 1976. «On the Use of Isoparametric Finite Elements in Linear Fracture Mechanics». *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 10(1):25-37. doi: 10.1002/nme.1620100103.
- Béchet, E., H. Minnebo, N. Moës, y B. Burgardt. 2005. «Improved Implementation and Robustness Study of the X-FEM for Stress Analysis around Cracks». *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 64(8):1033-56. doi: <https://doi.org/10.1002/nme.1386>.

## BIBLIOGRAFÍA

- Becker, T. H., M. Beck, y C. Scheffer. 2015. «Microstructure and mechanical properties of direct metal laser sintered Ti-6Al-4V». *South African Journal of Industrial Engineering* 26(1):1-10.
- Belytschko, T., y T. Black. 1999. «Elastic Crack Growth in Finite Elements with Minimal Remeshing». *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 45(5):601-20. doi: [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-0207\(19990620\)45:5<601::AID-NME598>3.0.CO;2-S](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-0207(19990620)45:5<601::AID-NME598>3.0.CO;2-S).
- Birmingham, M. J., S. D. McDonald, M. S. Dargusch, y D. H. StJohn. 2008. «Grain-Refinement Mechanisms in Titanium Alloys». *Journal of Materials Research* 23(1):97-104. doi: 10.1557/JMR.2008.0002.
- Brown, William, y John Srawley. 1966. «Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials». en *Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials*. ASTM International.
- Bylica, A., y J. Sieniawski. 1985. «Bylica: Tytan i jego stopy - Google Académico». Recuperado 1 de mayo de 2021 ([https://scholar.google.com/scholar\\_lookup?title=Tytan+i+Jego+Stopy&author=Bylica,+A.&author=Sieniawski,+J.&publication\\_year=1985](https://scholar.google.com/scholar_lookup?title=Tytan+i+Jego+Stopy&author=Bylica,+A.&author=Sieniawski,+J.&publication_year=1985)).
- Cain, Victoria, Lore Thijs, Jan Van Humbeeck, Brecht Van Hooreweder, y Rob Knutsen. 2015. «Crack Propagation and Fracture Toughness of Ti6Al4V Alloy Produced by Selective Laser Melting». *Additive Manufacturing* 5:68-76. doi: 10.1016/j.addma.2014.12.006.
- Chan, S. K., I. S. Tuba, y W. K. Wilson. 1970. «On the Finite Element Method in Linear Fracture Mechanics». *Engineering Fracture Mechanics* 2(1):1-17. doi: 10.1016/0013-7944(70)90026-3.
- Chen, Francis H. K., y Richard T. Shield. 1977. «Conservation Laws in Elasticity of the J-Integral Type». *Zeitschrift Für Angewandte Mathematik Und Physik* 28(1):1-22. doi: 10.1007/BF01590704.
- Choi, C., Y. T. Lee, y C. S. Lee. 1997. «Microstructural Influence on the Fatigue Crack Propagation of a  $\gamma$ -TiAl Alloy». *Scripta Materialia* 36(7):821-27. doi: 10.1016/S1359-6462(96)00452-6.
- Committee F42 on Additive Manufacturing Technologies. 2009. «Committee F42 on Additive Manufacturing Technologies». Recuperado 10 de febrero de 2019 (<https://www.astm.org/COMMIT/SCOPES/F42.htm>).

## BIBLIOGRAFÍA

- Das, S. 2003. «Physical Aspects of Process Control in Selective Laser Sintering of Metals». *Advanced Engineering Materials* 5(10):701-11. doi: 10.1002/adem.200310099.
- Dinda, G. P., L. Song, y J. Mazumder. 2008. «Fabrication of Ti-6Al-4V Scaffolds by Direct Metal Deposition». *Metallurgical and Materials Transactions A* 39(12):2914-22. doi: 10.1007/s11661-008-9634-y.
- Donachie, Matthew J. 2000. *Titanium: A Technical Guide*. ASM International.
- Erdogan, F., y G. C. Sih. 1963. «On the Crack Extension in Plates Under Plane Loading and Transverse Shear». *Journal of Basic Engineering* 85(4):519-25. doi: 10.1115/1.3656897.
- Eylon, D., y P. J. Bania. 1978. «Fatigue Cracking Characteristics of  $\beta$ -Annealed Large Colony Ti-11 Alloy». *Metallurgical Transactions A* 9(9):1273-79. doi: 10.1007/BF02652251.
- Eylon, D., J. A. Hall, C. M. Pierce, y D. L. Ruckle. 1976. «Microstructure and Mechanical Properties Relationships in the Ti-11 Alloy at Room and Elevated Temperatures». *Metallurgical Transactions A* 7(12):1817-26. doi: 10.1007/BF02659811.
- Facchini, Luca, Emanuele Magalini, Pierfrancesco Robotti, y Alberto Molinari. 2009. «Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V produced by electron beam melting of pre-alloyed powders». *Rapid Prototyping Journal* 15(3):171-78. doi: 10.1108/13552540910960262.
- Fischer, Torsten, Bernd Kuhn, Detlef Rieck, Axel Schulz, Ralf Trieglaff, y Markus Benjamin Wilms. 2020. «Fatigue Cracking of Additively Manufactured Materials—Process and Material Perspectives». *Applied Sciences* 10(16):5556. doi: 10.3390/app10165556.
- Fleming, M., Y. A. Chu, B. Moran, y T. Belytschko. 1997. «Enriched Element-Free Galerkin Methods for Crack Tip Fields». *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 40(8):1483-1504. doi: [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-0207\(19970430\)40:8<1483::AID-NME123>3.0.CO;2-6](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-0207(19970430)40:8<1483::AID-NME123>3.0.CO;2-6).
- Flower, Harvey M. 1995. *High Performance Materials in Aerospace*. Springer Netherlands.
- de Formanoir, Charlotte, Guilhem Martin, Frédéric Prima, Sébastien Y. P. Allain, Thibaut Dessolier, Fan Sun, Solange Vivès, Benjamin Hary, Yves Bréchet, y Stéphane Godet. 2019. «Micromechanical Behavior and Thermal Stability of a Dual-



## BIBLIOGRAFÍA

- Phase A+ $\alpha$ ' Titanium Alloy Produced by Additive Manufacturing». *Acta Materialia* 162:149-62. doi: 10.1016/j.actamat.2018.09.050.
- de Formanoir, Charlotte, Sébastien Michotte, Olivier Rigo, Lionel Germain, y Stéphane Godet. 2016. «Electron beam melted Ti-6Al-4V: Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material». *Materials Science and Engineering: A* 652:105-19. doi: 10.1016/j.msea.2015.11.052.
- Frazier, William E. 2014. «Metal Additive Manufacturing: A Review». *Journal of Materials Engineering and Performance* 23(6):1917-28. doi: 10.1007/s11665-014-0958-z.
- Froes, F. H. 2015. *Titanium: Physical Metallurgy, Processing, and Applications*.
- Galarraga, Haize, Diana A. Lados, Ryan R. Dehoff, Michael M. Kirka, y Peeyush Nandwana. 2016. «Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM)». *Additive Manufacturing* 10:47-57. doi: 10.1016/j.addma.2016.02.003.
- Galarraga, Haize, Robert J. Warren, Diana A. Lados, Ryan R. Dehoff, y Michael M. Kirka. 2017. «Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in as-fabricated and heat treated Ti-6Al-4V ELI manufactured by electron beam melting (EBM)». *Engineering Fracture Mechanics* 176:263-80. doi: 10.1016/j.engfracmech.2017.03.024.
- Gallagher, R. 1978. «A review of finite element techniques in fracture mechanics». *1st Conference on Numerical Methods in Fracture Mechanics* 1-25.
- Gaytan, S. M., L. E. Murr, E. Martinez, J. L. Martinez, B. I. Machado, D. A. Ramirez, F. Medina, S. Collins, y R. B. Wicker. 2010. «Comparison of Microstructures and Mechanical Properties for Solid and Mesh Cobalt-Base Alloy Prototypes Fabricated by Electron Beam Melting». *Metallurgical and Materials Transactions A* 41(12):3216-27. doi: 10.1007/s11661-010-0388-y.
- Gil Mur, F. X., D. Rodríguez, y J. A. Planell. 1996. «Influence of Tempering Temperature and Time on the  $\{\alpha\}$ -Ti-6Al-4V Martensite». *Journal of Alloys and Compounds* 234. doi: 10.1016/0925-8388(95)02057-8.
- Gil Mur, F. X., D. Rodríguez, y J. A. Planell. 1996. «Influence of Tempering Temperature and Time on the A'-Ti-6Al-4V Martensite». *Journal of Alloys and Compounds* 234(2):287-89. doi: 10.1016/0925-8388(95)02057-8.

## BIBLIOGRAFÍA

- Giner, E., N. Sukumar, J. E. Tarancón, y F. J. Fuenmayor. 2009. «An Abaqus Implementation of the Extended Finite Element Method». *Engineering Fracture Mechanics* 76(3):347-68. doi: 10.1016/j.engfracmech.2008.10.015.
- Greitemeier, Daniel, Frank Palm, Freerk Syassen, y Tobias Melz. 2017. «Fatigue Performance of Additive Manufactured TiAl6V4 Using Electron and Laser Beam Melting». *International Journal of Fatigue* 94:211-17. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.05.001.
- Griffith, A. A. 1924. «The theory of rupture». *Proc. Int. Congr. Appl. Mech.* 56-63.
- Griffith, Alan Arnold. 1921. «The phenomena of rupture and flow in solids». *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character* 221(582-593):163-98.
- He, Junjie, Duosheng Li, Wugui Jiang, Liming Ke, Guohua Qin, Yin Ye, Qinghua Qin, y Dachuang Qiu. 2019. «The Martensitic Transformation and Mechanical Properties of Ti6Al4V Prepared via Selective Laser Melting». *Materials* 12(2):321. doi: 10.3390/ma12020321.
- Heinl, P., C. Körner, y R. F. Singer. 2008. «Selective Electron Beam Melting of Cellular Titanium: Mechanical Properties». *Advanced Engineering Materials* 10(9):882-88. doi: 10.1002/adem.200800137.
- Hooreweder, Brecht Van, David Moens, Rene Boonen, Jean-Pierre Kruth, y Paul Sas. 2012. «Analysis of Fracture Toughness and Crack Propagation of Ti6Al4V Produced by Selective Laser Melting». *Advanced Engineering Materials* 14(1-2):92-97. doi: <https://doi.org/10.1002/adem.201100233>.
- Hopkinson, Neil, y Phill M. Dickens. 2001. «Rapid Prototyping for Direct Manufacturing».
- Hrabe, Nikolas, y Timothy Quinn. 2013a. «Effects of processing on microstructure and mechanical properties of a titanium alloy (Ti–6Al–4V) fabricated using electron beam melting (EBM), part 1: Distance from build plate and part size». *Materials Science and Engineering: A* 573:264-70. doi: 10.1016/j.msea.2013.02.064.
- Hrabe, Nikolas, y Timothy Quinn. 2013b. «Effects of Processing on Microstructure and Mechanical Properties of a Titanium Alloy (Ti–6Al–4V) Fabricated Using Electron Beam Melting (EBM), Part 1: Distance from Build Plate and Part Size». *Materials Science and Engineering: A* 573:264-70. doi: 10.1016/j.msea.2013.02.064.

## BIBLIOGRAFÍA

- Hrabe, Nikolas, y Timothy Quinn. 2013c. «Effects of Processing on Microstructure and Mechanical Properties of a Titanium Alloy (Ti–6Al–4V) Fabricated Using Electron Beam Melting (EBM), Part 2: Energy Input, Orientation, and Location». *Materials Science and Engineering: A* 573:271-77. doi: 10.1016/j.msea.2013.02.065.
- Imam, M. Ashraf, F. H. Froes, y Kathleen L. Housley. 2010. «Titanium and Titanium Alloys». Pp. 1-41 en *Kirk-Othmer Encyclopedia of Chemical Technology*. American Cancer Society.
- Inglis, C. E. 1913. «Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp notches.» *Trans. Roy. Inst. Naval Architects* 55 219-41.
- Irwin, G. 1957. «Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate». *Journal of Applied Mechanics*, 24 361-64.
- Irwin, G. R. 1948. «Fracture Dynamics». *Trans. ASM, Vol 40A* 147-66.
- ISO/ASTM 52921. 2013. «ISO/ASTM 52921:2013». *ISO*. Recuperado 14 de noviembre de 2020 (<https://www.iso.org/cms/render/live/en/sites/isoorg/contents/data/standard/06/27/62794.html>).
- Jiao, Z. H., R. D. Xu, H. C. Yu, y X. R. Wu. 2017. «Evaluation on Tensile and Fatigue Crack Growth Performances of Ti6Al4V Alloy Produced by Selective Laser Melting». *Procedia Structural Integrity* 7:124-32. doi: 10.1016/j.prostr.2017.11.069.
- Kobryn, P. A., y S. L. Semiatin. 2003. «Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti–6Al–4V». *Journal of Materials Processing Technology* 135(2):330-39. doi: 10.1016/S0924-0136(02)00865-8.
- Laborde, Patrick, Julien Pommier, Yves Renard, y Michel Salaün. 2005. «High-Order Extended Finite Element Method for Cracked Domains». *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 64(3):354-81. doi: <https://doi.org/10.1002/nme.1370>.
- Larsson, Morgan, Ulf Lindhe, y Ola Harrysson. 2003. «Rapid Manufacturing with Electron Beam Melting (EBM) - A Manufacturing Revolution». 6.
- Leonard Trengove M. A. B. D. M. Sc, Ph. D. 1972. «William Gregor (1761–1817) discoverer of titanium». *Annals of Science* 29(4):361-95. doi: 10.1080/00033797200200561.

## BIBLIOGRAFÍA

- Leuders, S., M. Thöne, A. Riemer, T. Niendorf, T. Tröster, H. A. Richard, y H. J. Maier. 2013. «On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance». *International Journal of Fatigue* 48:300-307. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011.
- Leyens, Christoph, y Manfred Peters. 2003. *Titanium and Titanium Alloys*. John Wiley & Sons.
- Li, Fei, Bojin Qi, Yongxin Zhang, Wei Guo, Peng Peng, Hepeng Zhang, Guangzhi He, Dezhi Zhu, y Jianfeng Yan. 2021. «Effects of Heat Treatments on Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Alloy Produced by Laser Solid Forming». *Metals* 11(2):346. doi: 10.3390/met11020346.
- Liebowitz, H., y E. T. Moyer. 1989. «Finite Element Methods in Fracture Mechanics». *Computers & Structures* 31(1):1-9. doi: 10.1016/0045-7949(89)90160-0.
- Liu, Qian Chu, Joe Elambasseril, Shou Jin Sun, Martin Leary, Milan Brandt, y Peter Khan Sharp. 2014. «The Effect of Manufacturing Defects on the Fatigue Behaviour of Ti-6Al-4V Specimens Fabricated Using Selective Laser Melting». *Advanced Materials Research*. Recuperado 2 de mayo de 2020 (/AMR.891-892.1519).
- Lodes, Matthias A., Ralf Guschlbauer, y Carolin Körner. 2015. «Process Development for the Manufacturing of 99.94% Pure Copper via Selective Electron Beam Melting». *Materials Letters* 143:298-301. doi: 10.1016/j.matlet.2014.12.105.
- Lütjering, G. 1998. «Influence of Processing on Microstructure and Mechanical Properties of (A+ $\beta$ ) Titanium Alloys». *Materials Science and Engineering: A* 243(1):32-45. doi: 10.1016/S0921-5093(97)00778-8.
- Lütjering, Gerd, y James C. Williams. 2007. *Titanium*. 2.<sup>a</sup> ed. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag.
- McQuillan, Alan Dennis. 1956. *Titanium, by A.D. McQuillan and M.K. McQuillan*. London, Butterworth's Scientific Publications.
- Melenk, J. M., y I. Babuška. 1996. «The Partition of Unity Finite Element Method: Basic Theory and Applications». *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 139(1):289-314. doi: 10.1016/S0045-7825(96)01087-0.
- Moat, R. J., A. J. Pinkerton, L. Li, P. J. Withers, y M. Preuss. 2009. «Crystallographic Texture and Microstructure of Pulsed Diode Laser-Deposited Waspaloy». *Acta Materialia* 57(4):1220-29. doi: 10.1016/j.actamat.2008.11.004.

## BIBLIOGRAFÍA

- Moës, Nicolas, John Dolbow, y Ted Belytschko. 1999. «A Finite Element Method for Crack Growth without Remeshing». *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 46(1):131-50. doi: [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-0207\(19990910\)46:1<131::AID-NME726>3.0.CO;2-J](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-0207(19990910)46:1<131::AID-NME726>3.0.CO;2-J).
- Motyka, M., K. Kubiak, J. Sieniawski, y W. Ziaja. 2014. «2.02 - Phase Transformations and Characterization of  $\alpha + \beta$  Titanium Alloys». Pp. 7-36 en *Comprehensive Materials Processing*, editado por S. Hashmi, G. F. Batalha, C. J. Van Tyne, y B. Yilbas. Oxford: Elsevier.
- Mower, Todd M., y Michael J. Long. 2016. «Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials». *Materials Science and Engineering: A* 651:198-213. doi: 10.1016/j.msea.2015.10.068.
- Mumtaz, K. A., y N. Hopkinson. 2007. «Laser Melting Functionally Graded Composition of Waspaloy((R)) and Zirconia Powders». *Journal of Materials Science* 42:7647-56.
- Murr, L. E., K. N. Amato, S. J. Li, Y. X. Tian, X. Y. Cheng, S. M. Gaytan, E. Martinez, P. W. Shindo, F. Medina, y R. B. Wicker. 2011. «Microstructure and Mechanical Properties of Open-Cellular Biomaterials Prototypes for Total Knee Replacement Implants Fabricated by Electron Beam Melting». *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 4(7):1396-1411. doi: 10.1016/j.jmbbm.2011.05.010.
- Murr, L. E., E. V. Esquivel, S. A. Quinones, S. M. Gaytan, M. I. Lopez, E. Y. Martinez, F. Medina, D. H. Hernandez, E. Martinez, J. L. Martinez, S. W. Stafford, D. K. Brown, T. Hoppe, W. Meyers, U. Lindhe, y R. B. Wicker. 2009. «Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V». *Materials Characterization* 60(2):96-105. doi: 10.1016/j.matchar.2008.07.006.
- Murr, L. E., S. M. Gaytan, F. Medina, E. Martinez, D. H. Hern, L. Martinez, R. B. Wicker, y S. Collins. 2009. «Effect of Build Parameters and Build Geometries on Residual Microstructures and Mechanical Properties of Ti-6al-4v Components Built by Electron Beam Melting (EBM)».
- Murr, L. E., S. A. Quinones, S. M. Gaytan, M. I. Lopez, A. Rodela, E. Y. Martinez, D. H. Hernandez, E. Martinez, F. Medina, y R. B. Wicker. 2009. «Microstructure and Mechanical Behavior of Ti-6Al-4V Produced by Rapid-Layer Manufacturing, for Biomedical Applications». *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 2(1):20-32. doi: 10.1016/j.jmbbm.2008.05.004.

## BIBLIOGRAFÍA

- Paris, P., y F. Erdogan. 1963. «A Critical Analysis of Crack Propagation Laws». *Journal of Basic Engineering* 85(4):528-33. doi: 10.1115/1.3656900.
- Peters, Manfred, Gerd Lütjering, y Günter Ziegler. 1983. «Control of Microstructures of ( $\alpha + \beta$ )-Titanium Alloys». *International Journal of Materials Research* 74(5):274-82. doi: 10.1515/ijmr-1983-740503.
- Petrovic, Vojislav, y Rubén Niñerola. 2015. «Powder recyclability in electron beam melting for aeronautical use» editado por D. L. J. C. Prof Richard Degenhardt. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology: An International Journal* 87(2):147-55. doi: 10.1108/AEAT-11-2013-0212.
- Polmear, Ian, David StJohn, Jian-Feng Nie, y Ma Qian. 2017. *Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals*. Butterworth-Heinemann.
- Qian, L., J. Mei, J. Liang, y X. Wu. 2005. «Influence of position and laser power on thermal history and microstructure of direct laser fabricated Ti-6Al-4V samples». *Materials Science and Technology* 21(5):597-605. doi: 10.1179/174328405X21003.
- Ravichandran, K. S. 1991. «Near Threshold Fatigue Crack Growth Behavior of a Titanium Alloy: Ti-6Al-4V». *Acta Metallurgica et Materialia* 39(3):401-10. doi: 10.1016/0956-7151(91)90319-V.
- Rice, J. R. 1968. «A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks». *Journal of Applied Mechanics* 35(2):379-86. doi: 10.1115/1.3601206.
- Rojas, M. Isabel Sánchez de, M. Pilar de Luxán, y Moisés Frías. 1986. «Inductively Coupled Plasma Emission Spectrometry». *Materiales de Construcción* 36(202):31-46. doi: 10.3989/mc.1986.v36.i202.896.
- Ruppen, J., P. Bhowal, D. Eylon, y A. J. McEvily. 1979. «On the Process of Subsurface Fatigue Crack Initiation in Ti-6Al-4V». *Fatigue Mechanisms*. doi: 10.1520/STP35884S.
- Safdar, A., H. Z. He, Liu-Ying Wei, A. Snis, y Luis E. Chavez de Paz. 2012. «Effect of process parameters settings and thickness on surface roughness of EBM produced Ti-6Al-4V». *Rapid Prototyping Journal* 18(5):401-8. doi: 10.1108/13552541211250391.
- Safdar, A., L. Y. Wei, A. Snis, y Z. Lai. 2012. «Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti-6Al-4V». *Materials Characterization* 65:8-15. doi: 10.1016/j.matchar.2011.12.008.

## BIBLIOGRAFÍA

- Sames, W. J., F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, y S. S. Babu. 2016. «The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing». *International Materials Reviews* 61(5):315-60. doi: 10.1080/09506608.2015.1116649.
- Saxena, Ashok, y S. J. Hudak. 1978. «Review and Extension of Compliance Information for Common Crack Growth Specimens». *International Journal of Fracture* 14(5):453-68. doi: 10.1007/BF01390468.
- Seifi, Mohsen, Daniel Christiansen, Jack Beuth, Ola Harrysson, y John J. Lew. 2016. *Process Mapping, Fracture and Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V Produced by EBM Additive Manufacturing*.
- Seifi, Mohsen, Matthew Dahar, Ron Aman, Ola Harrysson, Jack Beuth, y John J. Lewandowski. 2015. «Evaluation of Orientation Dependence of Fracture Toughness and Fatigue Crack Propagation Behavior of As-Deposited ARCAM EBM Ti-6Al-4V». *JOM* 67(3):597-607. doi: 10.1007/s11837-015-1298-7.
- Seifi, Mohsen, Ayman Salem, Jack Beuth, Ola Harrysson, y John J. Lewandowski. 2016. «Overview of Materials Qualification Needs for Metal Additive Manufacturing». *JOM* 68(3):747-64. doi: 10.1007/s11837-015-1810-0.
- Seifi, Mohsen, Ayman Salem, Daniel Satko, Joshua Shaffer, y John J. Lewandowski. 2017. «Defect distribution and microstructure heterogeneity effects on fracture resistance and fatigue behavior of EBM Ti-6Al-4V». *International Journal of Fatigue* 94:263-87. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.06.001.
- Semiatin, S. L., y T. R. Bieler. 2001. «The Effect of Alpha Platelet Thickness on Plastic Flow during Hot Working of Ti-6Al-4V with a Transformed Microstructure». *Acta Materialia* 49(17):3565-73. doi: 10.1016/S1359-6454(01)00236-1.
- Simonelli, M., Y. Y. Tse, y C. Tuck. 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. doi: 10.1016/j.msea.2014.07.086.
- Sommer, A. W., y D. Eylon. 1983. «On Fatigue Crack Propagation of Titanium Alloys under Dwell Time Conditions». *Metallurgical Transactions A* 14(10):2178-81. doi: 10.1007/BF02662386.
- Srawley, John E., y William F. Brown. 1965. «Fracture toughness testing methods». en *Fracture toughness testing and its applications*. ASTM International.
- Stanford, Nicole, y Pete S. Bate. 2005. «The Martensitic Transformation Texture in Ti-6Al-4V». *Materials Science Forum* 495-497:669-74. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.495-497.669.

## BIBLIOGRAFÍA

- Strang, G., y G. J. Fix. 1973. «An analysis of the finite element method».
- Svensson, M., y U. Ackelid. 2009. «Titanium Alloys Manufactured with Electron Beam Melting Mechanical and Chemical Properties». Pp. 189-94 en *Med. Device Mater. Proc.*
- Taminger, K., y R. Hafley. 2003. «Electron Beam Freeform Fabrication: A Rapid Metal Deposition Process». *Undefined*.
- Tan, Xipeng, Yihong Kok, Wei Quan Toh, Yu Jun Tan, Marion Descoins, Dominique Mangelinck, Shu Beng Tor, Kah Fai Leong, y Chee Kai Chua. 2016. «Revealing Martensitic Transformation and  $\alpha/\beta$  Interface Evolution in Electron Beam Melting Three-Dimensional-Printed Ti-6Al-4V». *Scientific Reports* 6(1):26039. doi: 10.1038/srep26039.
- UNE-EN ISO 6507-1. 2018. «Ensayo de dureza Vickers. Parte 1: Método de ensayo.» Recuperado 23 de mayo de 2021 (<https://www.une.org/encuentra-tu-norma/busca-tu-norma/norma?c=N0060705>).
- UNE-EN ISO 6892-1. 2020. «UNE-EN ISO 6892-1:2020 Materiales metálicos. Ensayo de tracció...» Recuperado 20 de noviembre de 2020 (<https://www.en.une.org/encuentra-tu-norma/busca-tu-norma/norma?c=N0064441>).
- UNE-EN ISO 7500-1. 2018. «Materiales metálicos. Calibración y ver...» Recuperado 22 de mayo de 2021 (<https://www.une.org/encuentra-tu-norma/busca-tu-norma/norma/?c=N0060102>).
- UNE-EN ISO 12737. 2010. «Materiales metálicos. Determinación de la resistencia a la fractura por deformación plana.» Recuperado 10 de febrero de 2019 (<https://www.une.org/encuentra-tu-norma/busca-tu-norma/norma?c=N0046955>).
- Vlcek, J. 2007. «Technological Assesment of Selective Electron Beam Melting (SEBM) Technology». en *EADS Innovation Works*. UK.
- Vlcek, Johannes. 2006. *Property Investigation of Laser Cladded, Laser Melted and Electron Beam Melted Ti-Al6-V4*. RTO-MP-AVT-139. EADS DEUTSCHLAND GMBH MUNICH (GERMANY).
- Vrancken, Bey, Lore Thijs, Jean-Pierre Kruth, y Jan Van Humbeeck. 2012. «Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties». *Journal of Alloys and Compounds* 541:177-85. doi: 10.1016/j.jallcom.2012.07.022.



## BIBLIOGRAFÍA

- Wang, Fude, J. Mei, y Xinhua Wu. 2006. «Microstructure study of direct laser fabricated Ti alloys using powder and wire». *Applied Surface Science* 253(3):1424-30. doi: 10.1016/j.apsusc.2006.02.028.
- Weiss, I., F. H. Froes, D. Eylon, y G. E. Welsch. 1986. «Modification of Alpha Morphology in Ti-6Al-4V by Thermomechanical Processing». *Metallurgical Transactions A* 17(11):1935-47. doi: 10.1007/BF02644991.
- Westergaard, H. M. W. 1939. «Bearing Pressures and Cracks». *Journal of Applied Mechanics*, 6:A49-53.
- Yamanaka, Kenta, Manami Mori, y Akihiko Chiba. 2016. «Martensitic Transformation and Its Effects on Microstructural Evolution and Mechanical Properties in Electron Beam Melting of Commercially Pure Titanium and Ti-6Al-4V Alloy». Pp. 1289-93 en *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*. John Wiley & Sons, Ltd.
- Yau, J. F., S. S. Wang, y H. T. Corten. 1980. «A Mixed-Mode Crack Analysis of Isotropic Solids Using Conservation Laws of Elasticity». *Journal of Applied Mechanics* 47(2):335-41. doi: 10.1115/1.3153665.
- Yoder, G. R., y D. Eylon. 1979. «On the Effect of Colony Size on Fatigue Crack Growth in Widmanstätten Structure  $\alpha+\beta$  Titanium Alloys». *Metallurgical Transactions A* 10(11):1808-10. doi: 10.1007/BF02811724.
- Yue, S., R. M. Pilliar, y G. C. Weatherly. 1984. «The Fatigue Strength of Porous-Coated Ti-6% Al-4% V Implant Alloy». *Journal of Biomedical Materials Research* 18(9):1043-58. doi: 10.1002/jbm.820180908.
- Zafari, A., y K. Xia. 2018. «High Ductility in a fully martensitic microstructure: a paradox in a Ti alloy produced by selective laser melting». *Materials Research Letters* 6(11):627-33. doi: 10.1080/21663831.2018.1525773.

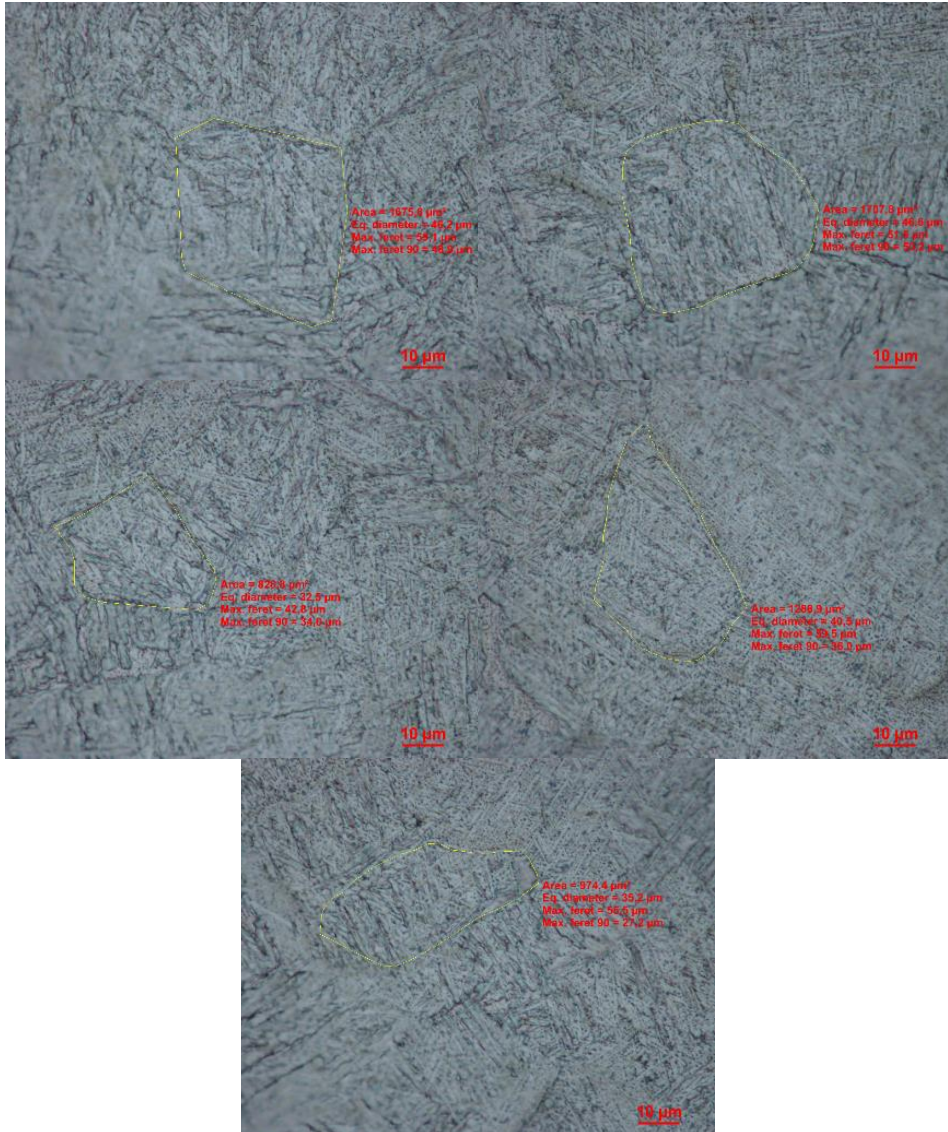
ANEXOS

# Anexos

# ANEXOS

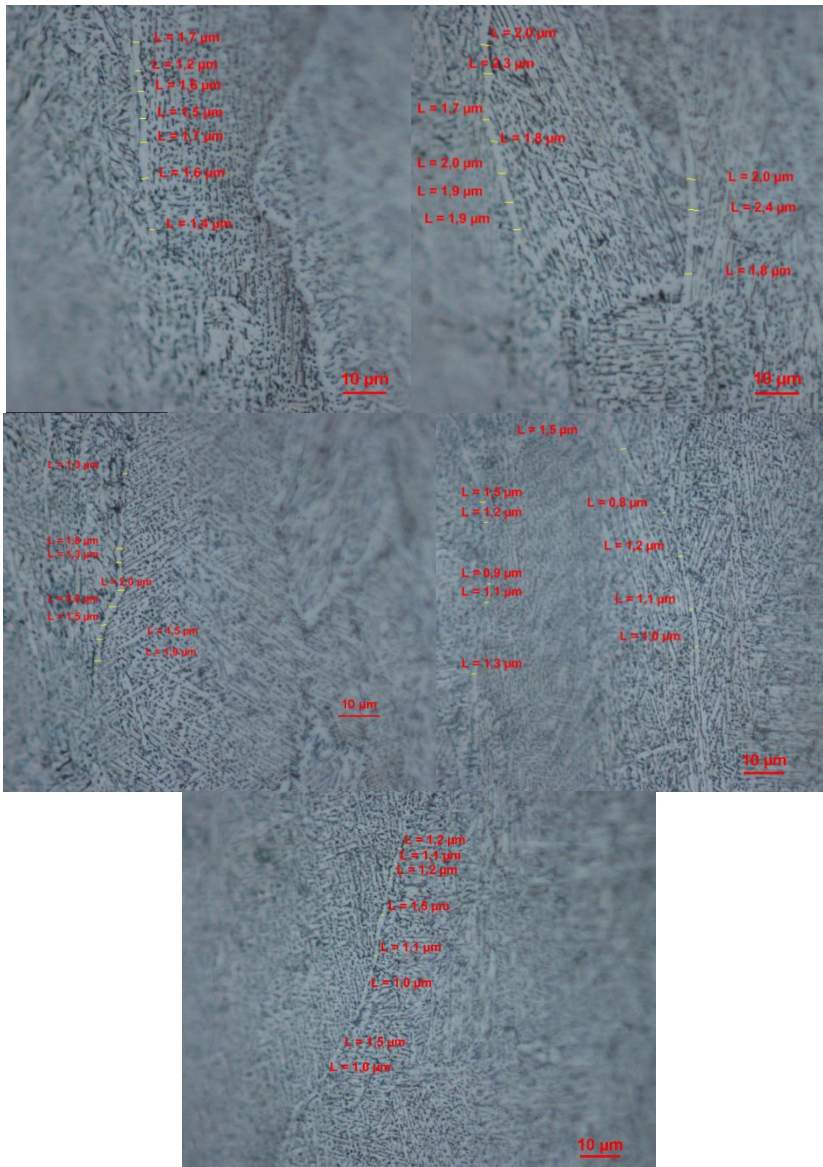
## ANEXO A

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ELI-XY en la posición P1 para medir el diámetro equivalente de la colonia  $\alpha$ .



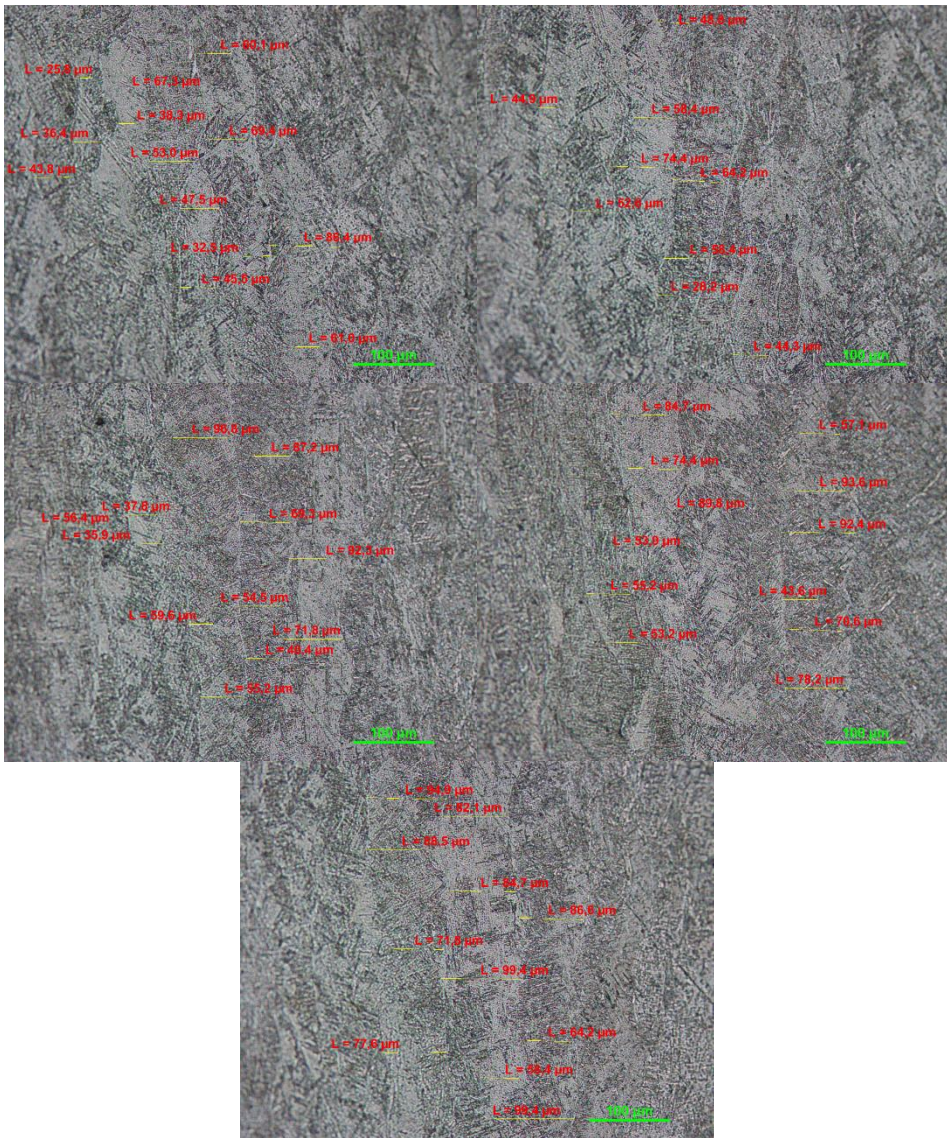
## ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ELI-ZY en la posición P1 para medir el borde de grano  $\alpha$ .



## ANEXOS

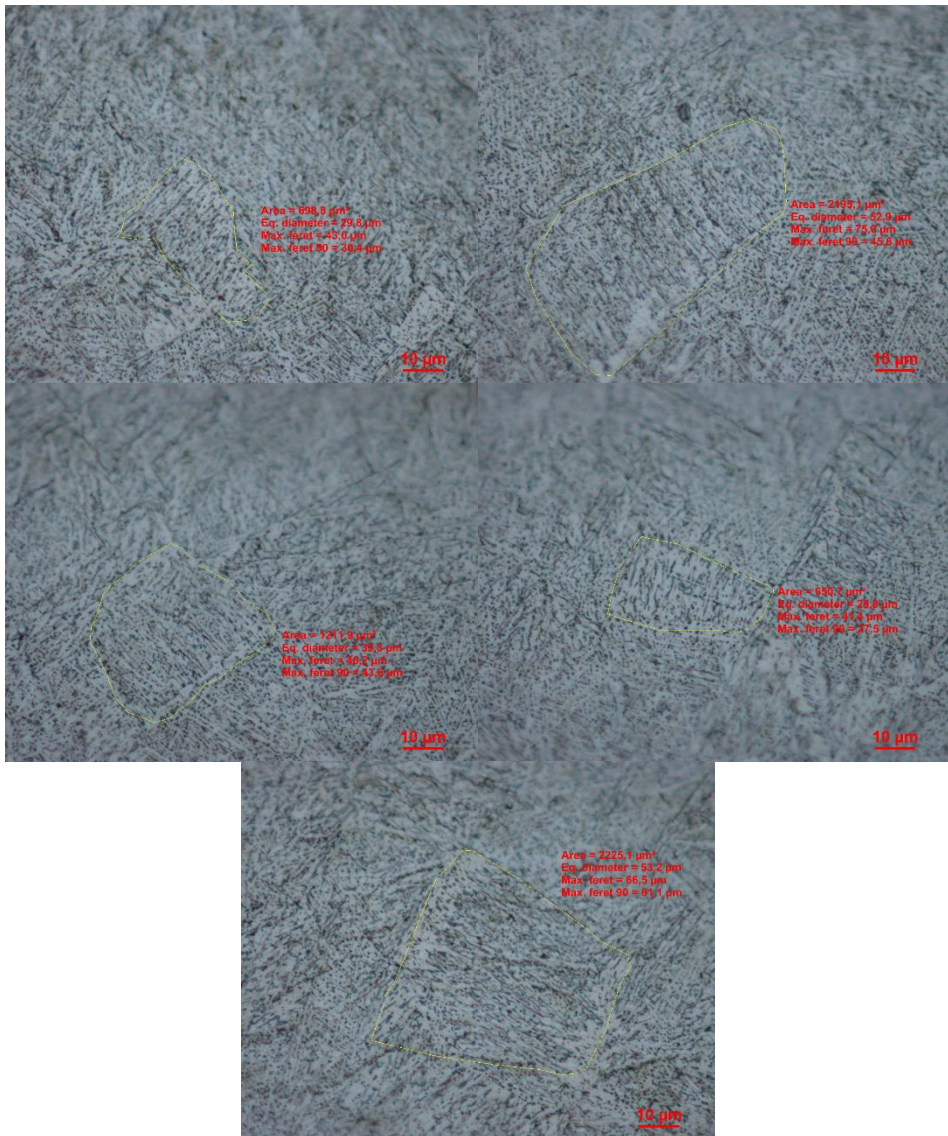
Imágenes de la muestra Ti6Al4V ELI-ZY en la posición P1 para medir el ancho de grano primario  $\beta$ .





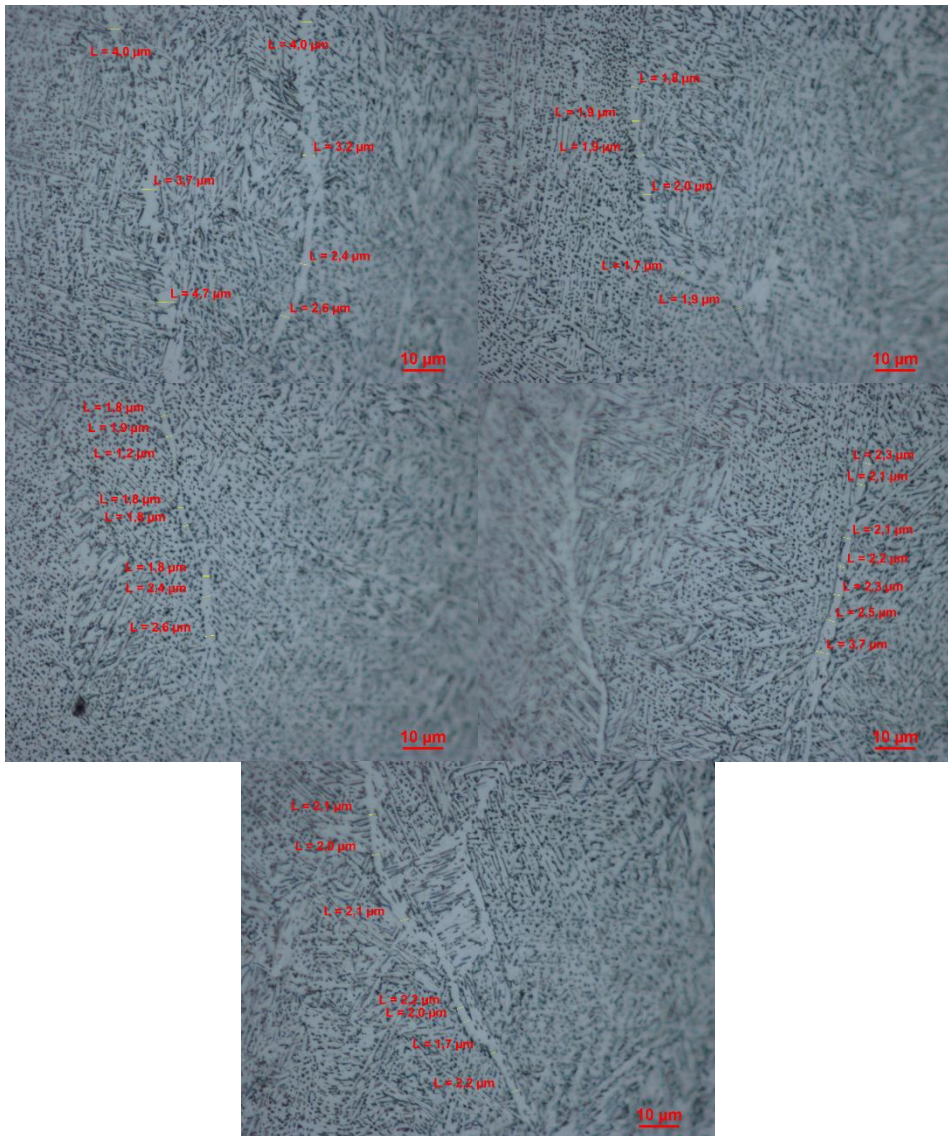
## ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ELI-XY en la posición P3 para medir el diámetro equivalente de la colonia  $\alpha$ .



ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ELI-ZY en la posición P3 para medir el borde de grano  $\alpha$ .

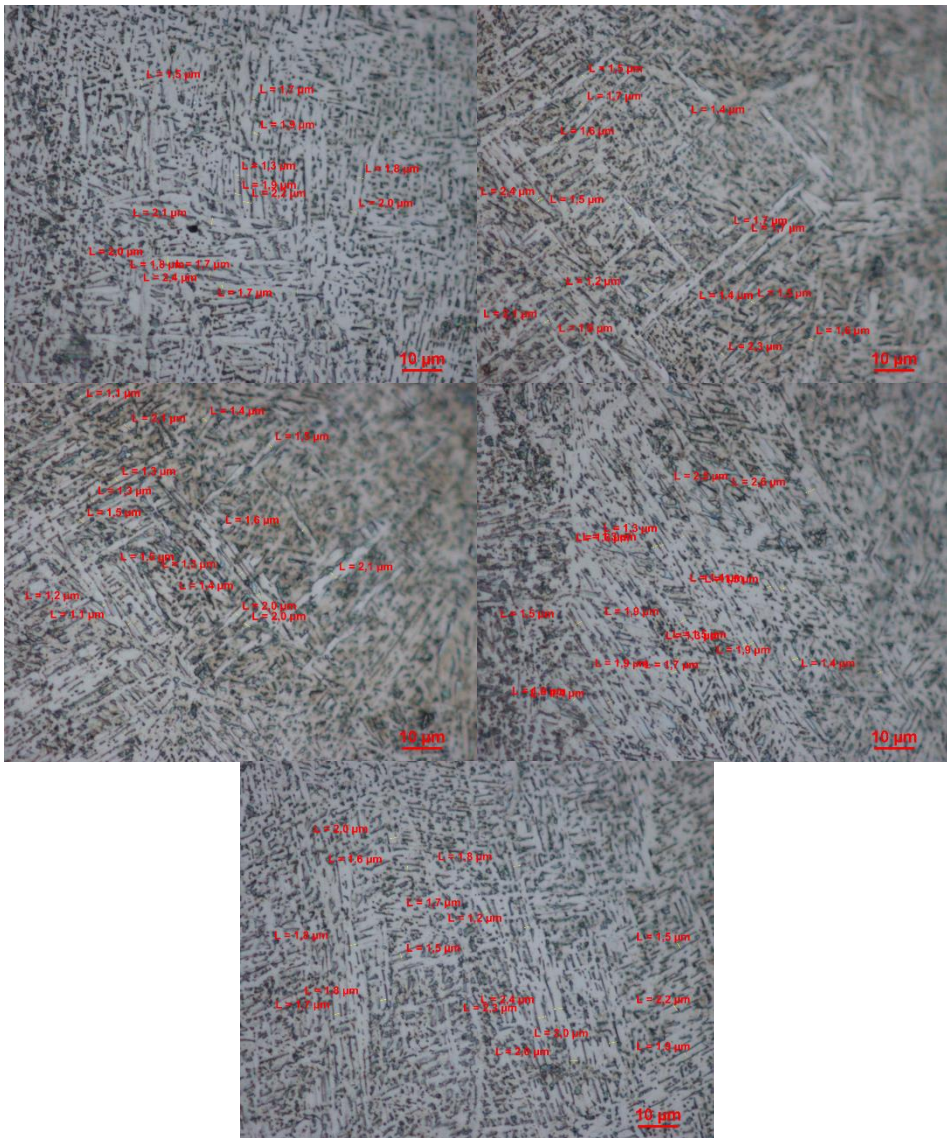






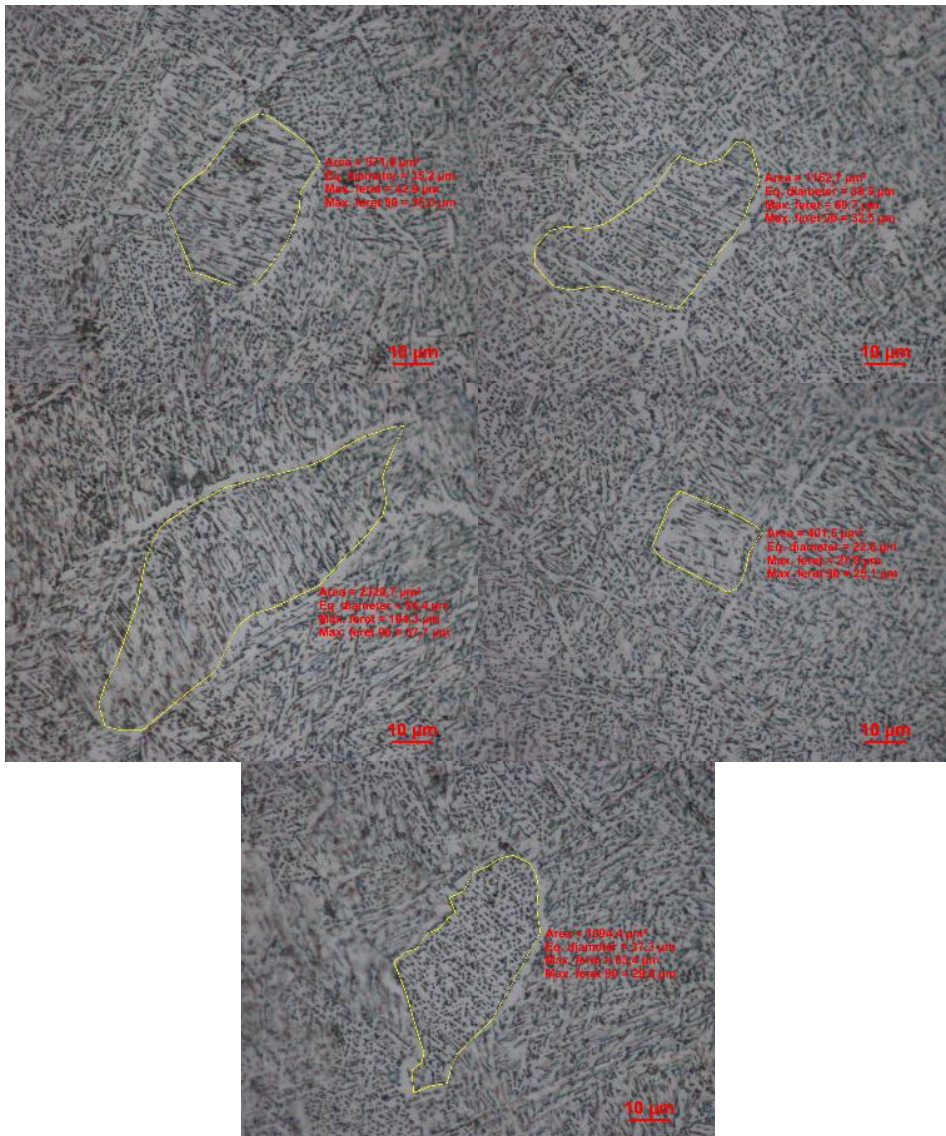
ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ELI-ZY en la posición P3 para medir el ancho de la distancia entre placas  $\alpha$ .



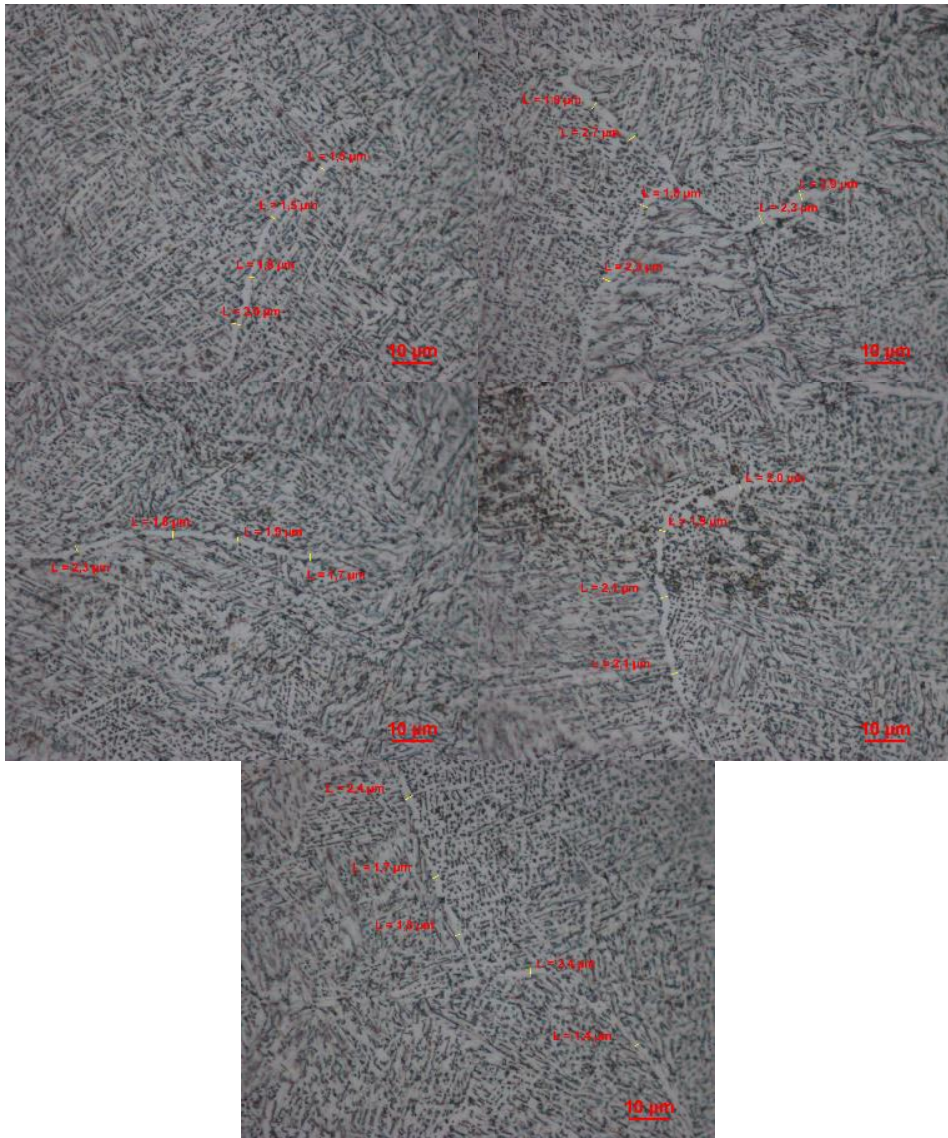
## ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V XY en la posición P1 para medir el diámetro equivalente de la colonia  $\alpha$ .



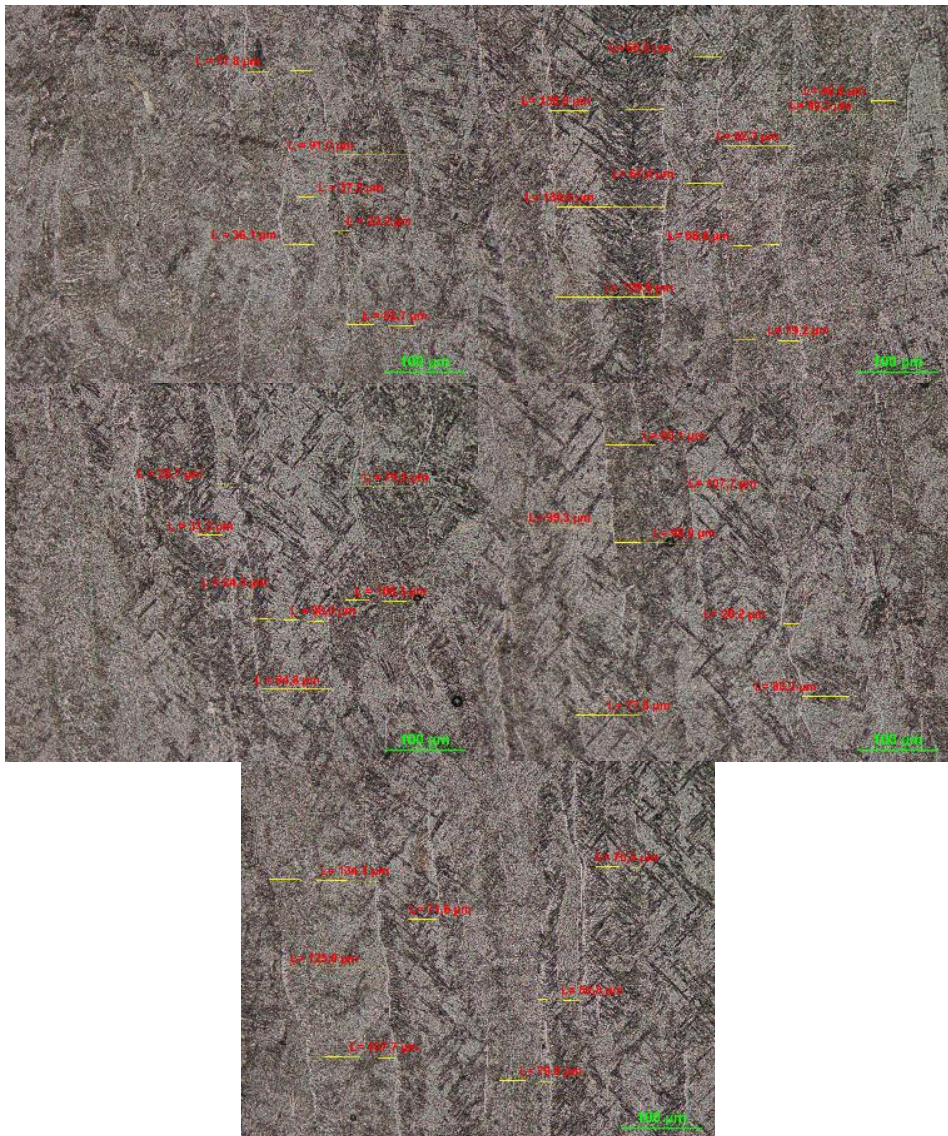
ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ZY en la posición P1 para medir el borde de grano  $\alpha$ .



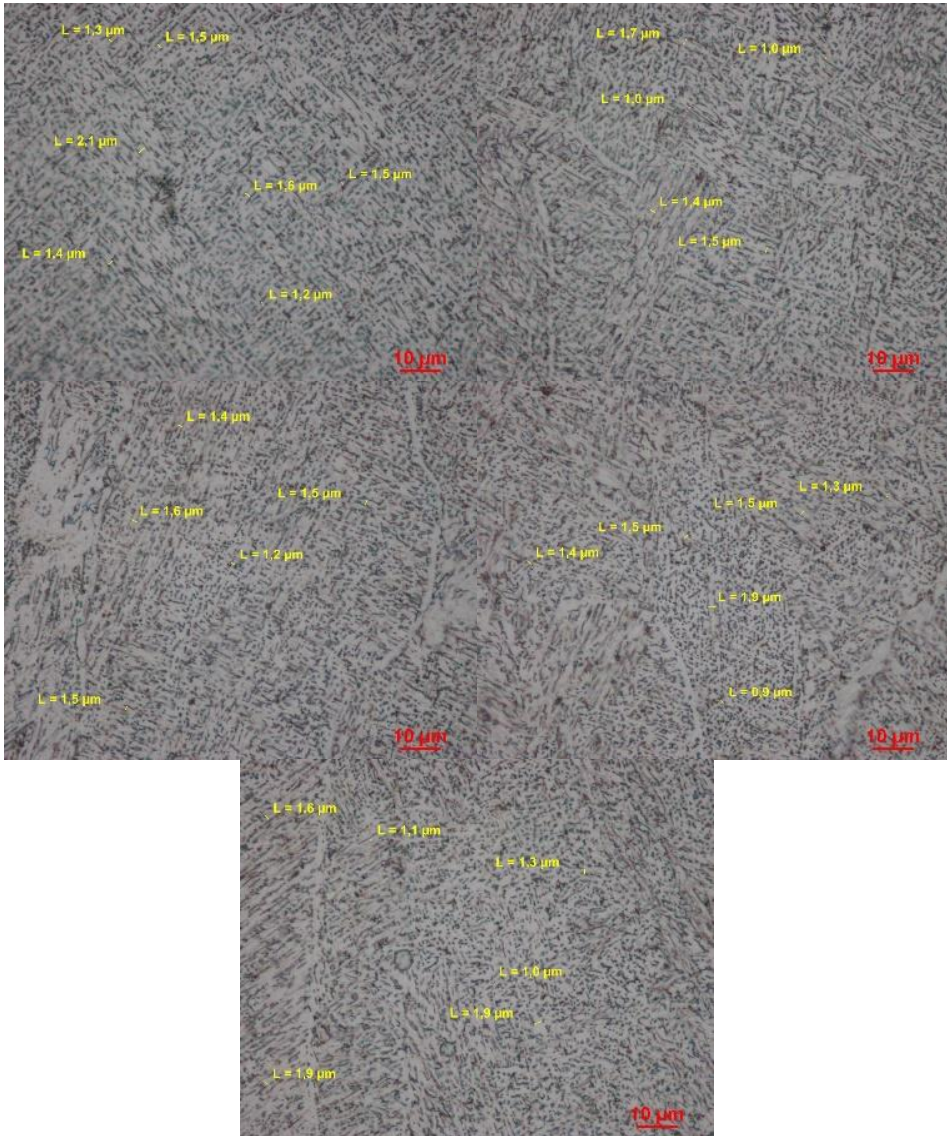
## ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ZY en la posición P1 para medir el ancho de grano primario  $\beta$ .



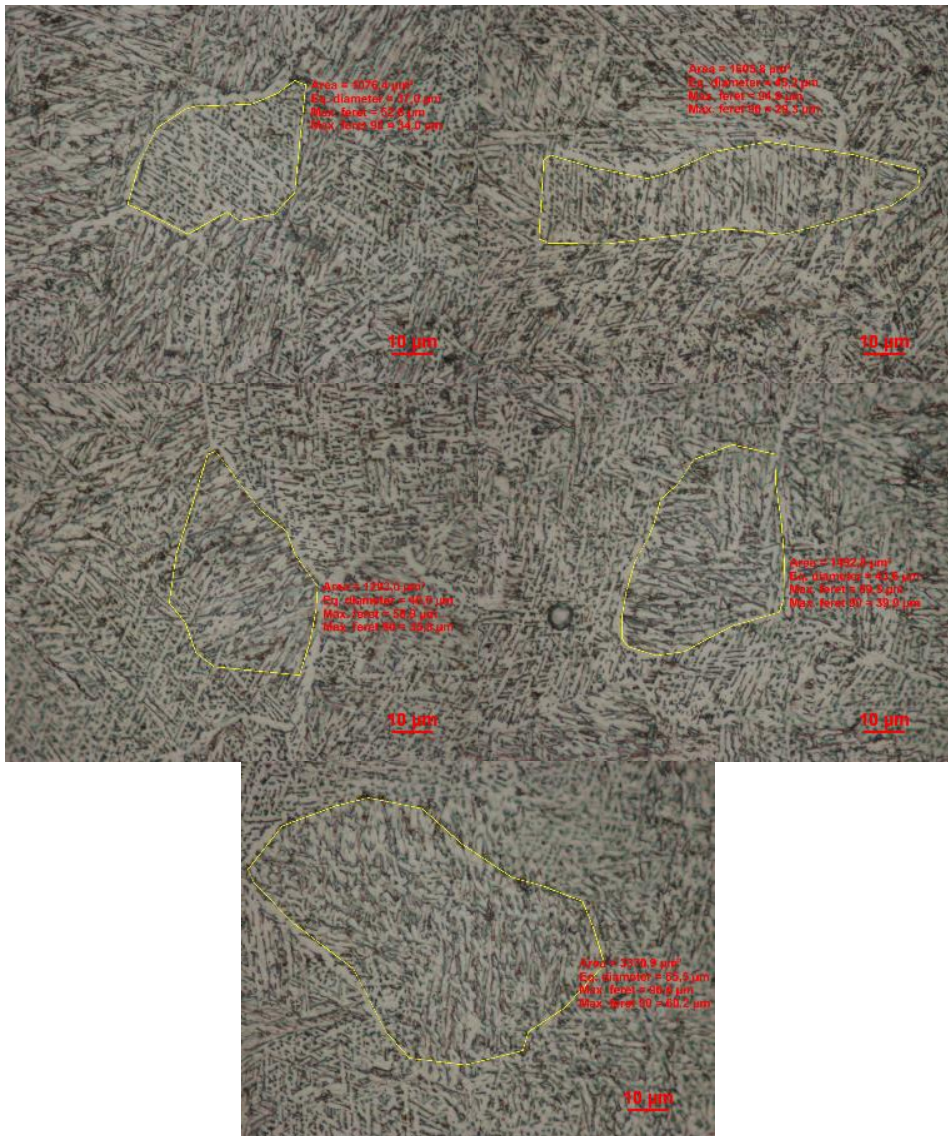
## ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ZY en la posición P1 para medir el ancho de la distancia entre placas  $\alpha$ .



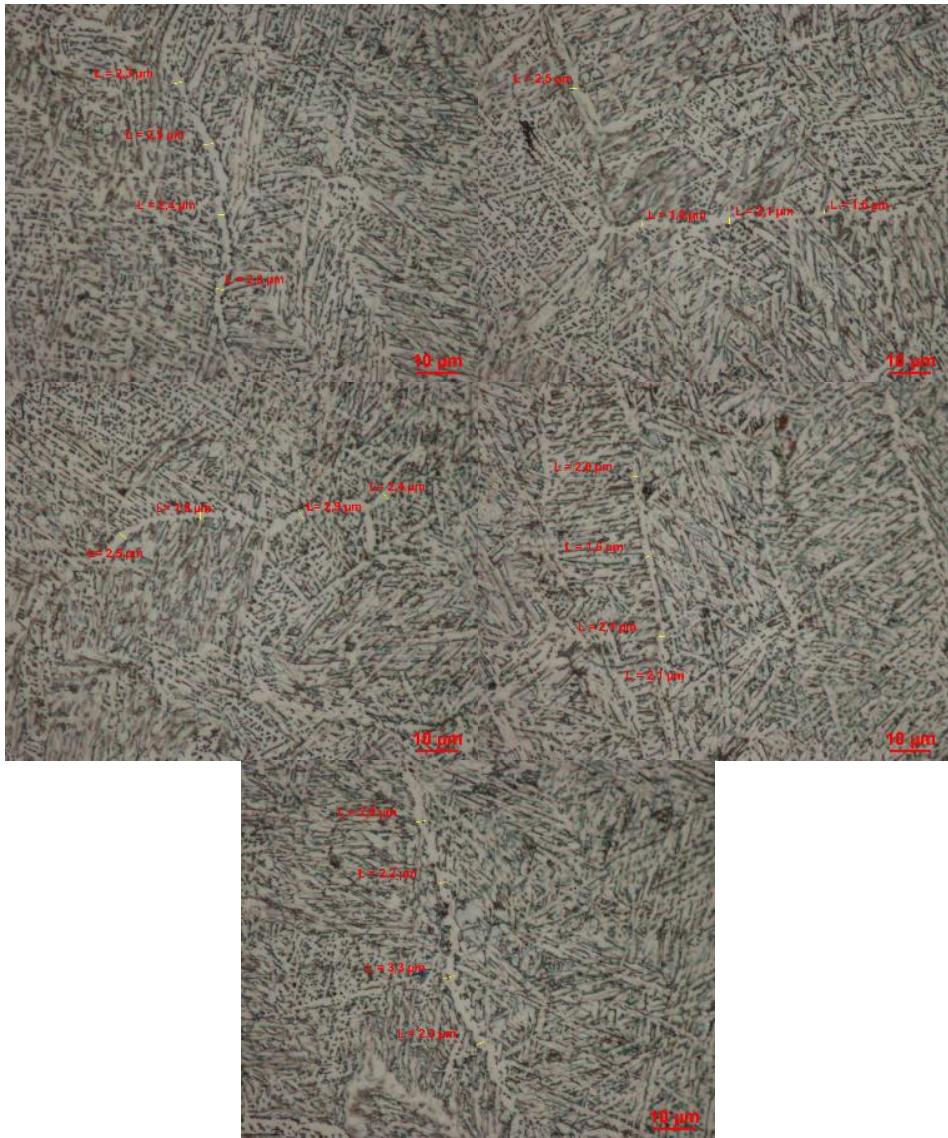
## ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V XY en la posición P3 para medir el diámetro equivalente de la colonia  $\alpha$ .



ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ZY en la posición P3 para medir el borde de grano  $\alpha$ .

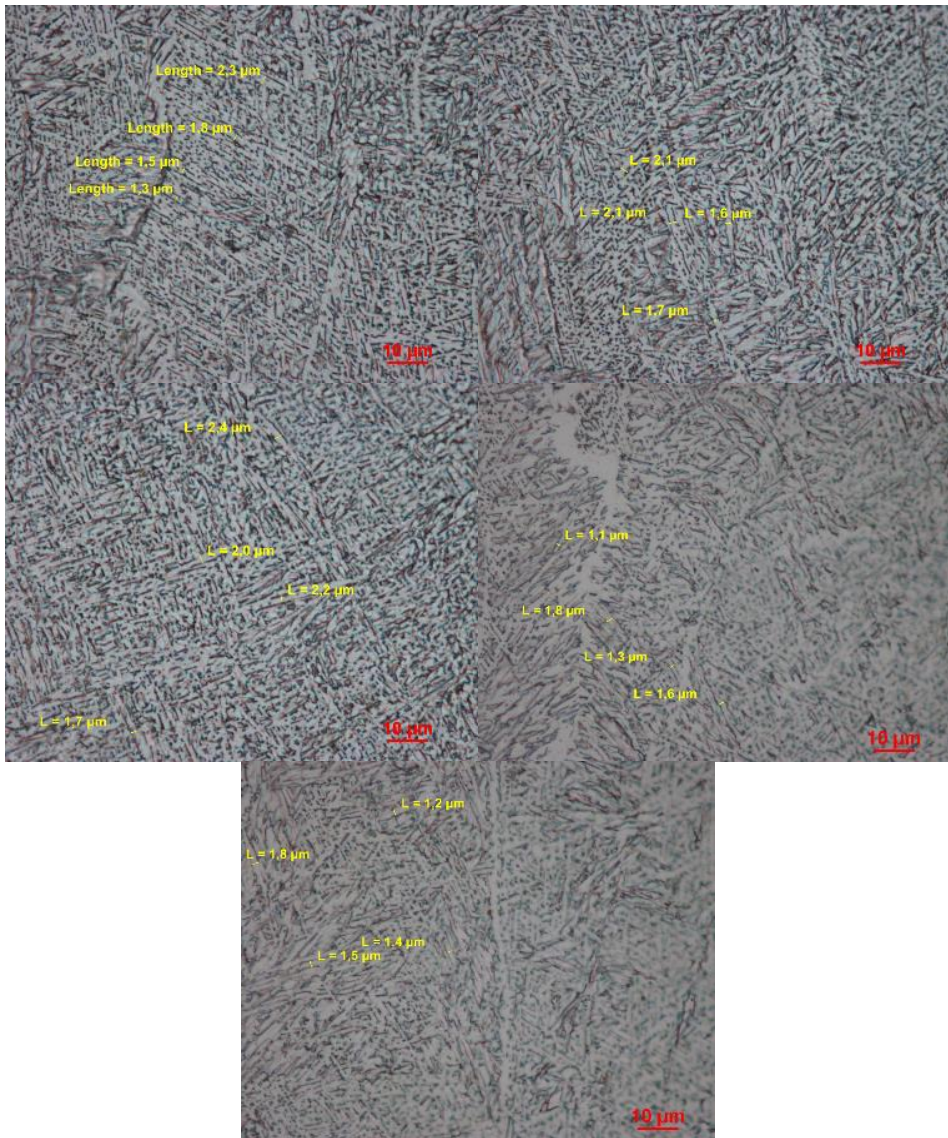






ANEXOS

Imágenes de la muestra Ti6Al4V ZY en la posición P3 para medir el ancho de la distancia entre placas  $\alpha$ .



ANEXOS

**ANEXO B**

H9V12\_E05

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,30	1,27	0,06	1,33	11,51	0,06
0,35	1,74	0,06	1,80	13,40	-0,41
0,40	2,18	0,15	2,32	15,18	-0,58
0,45	2,71	0,15	2,86	16,84	-0,65
0,50	3,18	0,24	3,42	18,39	-0,46
0,54	3,45	0,66	4,10	20,18	0,06
0,59	4,68	0,55	5,23	22,79	0,75
0,64	6,91	0,29	7,20	26,73	1,09
0,69	10,23	0,38	10,61	32,48	1,04
0,74	15,85	0,60	16,45	40,42	0,92
0,79	26,53	1,00	27,53	52,32	0,93
0,84	48,74	1,83	50,57	70,82	0,93

H15V12\_E05

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,30	1,12	0,06	1,17	10,82	0,25
0,35	1,54	0,05	1,59	12,58	-0,12
0,40	2,08	0,03	2,12	14,52	-0,25
0,45	2,63	0,17	2,80	16,70	-0,42
0,50	3,53	0,17	3,70	19,18	-0,67
0,54	4,42	0,41	4,83	21,88	-0,88
0,59	5,49	0,66	6,15	24,66	-0,74
0,64	7,08	0,69	7,78	27,72	0,05
0,69	9,08	1,48	10,56	32,37	1,44
0,74	15,11	0,97	16,08	39,90	2,30
0,79	25,76	1,39	27,15	51,89	2,07
0,84	48,87	1,71	50,59	70,88	1,54

ANEXOS

H20V12\_E05

a/W	J	J	J	$K_{I}[MPa\sqrt{m}]K_{II}[MPa\sqrt{m}]$	
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,30	1,11	0,05	1,17	10,79	0,31
0,35	1,53	0,04	1,57	12,50	-0,06
0,40	2,01	0,05	2,07	14,35	-0,13
0,45	2,68	0,04	2,72	16,47	-0,23
0,50	3,36	0,24	3,60	18,93	-0,36
0,54	4,67	0,21	4,88	22,01	-0,59
0,59	6,15	0,57	6,71	25,79	-0,91
0,64	8,16	1,10	9,26	30,26	-1,20
0,69	10,66	1,82	12,48	35,15	-0,89
0,74	15,10	1,71	16,81	40,71	0,97
0,79	23,57	2,68	26,25	50,95	3,75
0,84	46,74	2,51	49,25	69,77	4,25

H25V12\_E05

a/W	J	J	J	$K_{I}[MPa\sqrt{m}]K_{II}[MPa\sqrt{m}]$	
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,30	1,12	0,05	1,17	10,80	0,37
0,35	1,53	0,04	1,57	12,51	-0,02
0,40	2,02	0,05	2,07	14,36	-0,08
0,45	2,65	0,07	2,72	16,46	-0,13
0,50	3,53	0,08	3,60	18,96	-0,20
0,54	4,60	0,25	4,85	21,97	-0,30
0,59	6,45	0,30	6,75	25,91	-0,47
0,64	8,66	1,06	9,72	31,05	-0,76
0,69	13,83	0,68	14,50	37,87	-1,20
0,74	20,46	1,52	21,97	46,52	-1,59
0,79	29,87	3,04	32,91	57,03	-0,73
0,84	43,30	8,85	52,15	71,64	3,56

ANEXOS

H30V12\_E05

a/W	J	J	J	$K_{I}[MPa\sqrt{m}]K_{II}[MPa\sqrt{m}]$	
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,30	1,11	0,05	1,17	10,78	0,41
0,35	1,54	0,04	1,57	12,52	0,00
0,40	2,03	0,05	2,08	14,39	-0,06
0,45	2,67	0,06	2,73	16,52	-0,09
0,50	3,56	0,07	3,64	19,05	-0,13
0,55	4,83	0,10	4,93	22,17	-0,17
0,60	6,56	0,28	6,85	26,12	-0,26
0,65	9,56	0,36	9,92	31,44	-0,39
0,70	13,60	1,39	14,99	38,60	-0,58
0,75	22,78	1,19	23,96	48,73	-1,00
0,80	36,57	3,98	40,55	63,25	-1,74
0,85	61,53	10,99	72,53	84,34	-2,41

H9V12\_E025

a/W	J	J	J	$K_{I}[MPa\sqrt{m}]K_{II}[MPa\sqrt{m}]$	
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,28	1,10	0,03	1,13	10,63	0,19
0,30	1,31	0,04	1,35	11,61	-0,14
0,33	1,56	0,03	1,59	12,60	-0,20
0,35	1,74	0,11	1,85	13,59	-0,26
0,38	2,03	0,09	2,12	14,54	-0,31
0,40	2,22	0,19	2,40	15,48	-0,36
0,43	2,40	0,29	2,69	16,37	-0,38
0,45	2,64	0,34	2,98	17,22	-0,38
0,48	3,02	0,25	3,27	18,05	-0,33
0,50	3,17	0,40	3,56	18,82	-0,22
0,53	3,41	0,49	3,90	19,71	-0,02
0,55	3,99	0,30	4,29	20,67	0,23
0,58	4,37	0,48	4,85	21,99	0,49
0,60	5,28	0,33	5,61	23,64	0,65
0,62	6,29	0,35	6,64	25,74	0,67
0,65	7,60	0,42	8,02	28,27	0,62

ANEXOS

0,68	9,41	0,41	9,82	31,31	0,53
0,70	11,63	0,55	12,18	34,84	0,48
0,73	14,78	0,57	15,35	39,11	0,45
0,75	19,26	0,44	19,70	44,32	0,44
0,78	25,27	0,62	25,89	50,82	0,46
0,80	34,02	0,84	34,86	58,98	0,47
0,83	47,33	0,88	48,21	69,32	0,47
0,86	68,21	1,10	69,31	83,07	0,43

H15V12\_E025

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,28	0,99	0,02	1,01	10,05	0,29
0,30	1,17	0,03	1,19	10,92	-0,03
0,33	1,37	0,03	1,40	11,82	-0,06
0,35	1,60	0,03	1,63	12,77	-0,08
0,38	1,85	0,04	1,89	13,75	-0,12
0,40	2,12	0,08	2,20	14,80	-0,16
0,43	2,46	0,08	2,54	15,93	-0,21
0,45	2,81	0,13	2,94	17,12	-0,28
0,48	3,17	0,23	3,40	18,42	-0,35
0,50	3,79	0,14	3,93	19,80	-0,43
0,53	4,35	0,18	4,53	21,23	-0,51
0,55	4,92	0,26	5,17	22,69	-0,55
0,58	5,22	0,66	5,87	24,17	-0,51
0,60	6,09	0,52	6,61	25,63	-0,37
0,62	6,47	0,96	7,43	27,20	-0,05
0,65	7,40	1,01	8,40	28,91	0,43
0,68	9,12	0,65	9,77	31,18	1,00
0,70	10,93	0,93	11,86	34,34	1,38
0,73	13,60	1,32	14,92	38,54	1,43
0,75	17,89	1,44	19,33	43,90	1,24
0,78	24,90	0,66	25,57	50,50	0,97
0,80	33,29	1,23	34,51	58,65	0,80
0,83	47,12	0,88	48,00	69,14	0,64
0,86	67,55	1,81	69,36	83,13	0,57

## ANEXOS

## H20V12\_E025

a/W	J	J	J	$K_{I}[MPa\sqrt{m}]$	$K_{II}[MPa\sqrt{m}]$
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,28	22,79	30,14	0,99	10,05	0,34
0,30	24,09	30,19	1,16	10,90	-0,01
0,33	25,39	30,24	1,35	11,77	-0,04
0,35	26,69	30,30	1,57	12,67	-0,05
0,38	27,99	30,37	1,82	13,62	-0,07
0,41	29,29	30,45	2,08	14,62	-0,08
0,43	30,58	30,55	2,39	15,68	-0,11
0,46	31,88	30,66	2,75	16,85	-0,14
0,48	33,17	30,80	3,09	18,14	-0,18
0,51	34,46	30,96	3,71	19,56	-0,24
0,53	35,74	31,15	4,16	21,14	-0,29
0,56	37,02	31,38	5,09	22,96	-0,39
0,59	38,29	31,66	6,00	24,96	-0,49
0,61	39,55	31,98	7,08	27,16	-0,61
0,64	40,80	32,36	8,36	29,57	-0,71
0,66	42,02	32,80	9,61	32,01	-0,77
0,68	43,22	33,29	10,90	34,56	-0,66
0,71	44,41	33,83	11,83	37,10	-0,27
0,73	45,58	34,39	14,69	39,84	0,55
0,76	46,77	34,92	16,95	43,48	1,77
0,78	48,00	35,35	22,61	49,15	2,73
0,81	49,26	35,64	30,47	57,42	2,76
0,83	50,55	35,80	45,77	68,47	2,08
0,86	51,85	35,89	67,00	82,61	1,37

## H25V12\_E025

a/W	J	J	J	$K_{I}[MPa\sqrt{m}]$	$K_{II}[MPa\sqrt{m}]$
	FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,28	0,99	0,02	1,01	10,05	0,38
0,30	1,16	0,03	1,19	10,91	0,01
0,33	1,36	0,03	1,39	11,78	-0,02

ANEXOS

0,35	1,57	0,04	1,61	12,68	-0,03
0,38	1,81	0,05	1,86	13,63	-0,04
0,41	2,10	0,05	2,14	14,63	-0,05
0,43	2,42	0,05	2,47	15,71	-0,06
0,46	2,71	0,13	2,84	16,84	-0,08
0,48	3,17	0,11	3,29	18,11	-0,10
0,51	3,69	0,13	3,82	19,52	-0,12
0,54	4,18	0,28	4,46	21,11	-0,15
0,56	5,07	0,18	5,24	22,87	-0,20
0,59	5,91	0,32	6,23	24,93	-0,23
0,61	7,20	0,25	7,46	27,26	-0,31
0,64	8,34	0,69	9,03	29,99	-0,40
0,66	10,68	0,38	11,06	33,20	-0,51
0,69	13,17	0,50	13,67	36,91	-0,66
0,71	16,27	0,71	16,98	41,11	-0,83
0,74	19,99	1,10	21,09	45,79	-0,97
0,76	23,76	2,34	26,10	50,91	-0,94
0,79	29,27	2,80	32,07	56,42	-0,48
0,81	36,15	3,20	39,35	62,43	0,71
0,84	45,64	4,48	50,12	70,43	2,84
0,86	66,41	3,43	69,84	83,13	4,87

H30V12\_E025

a/W	J	J	J	$K_{I}[MPa\sqrt{m}]K_{II}[MPa\sqrt{m}]$	
	FEM	XFEM	Suma		
	[kJ/m <sup>2</sup> ]	[kJ/m <sup>2</sup> ]	[kJ/m <sup>2</sup> ]		
0,28	0,99	0,02	1,01	10,02	0,41
0,30	1,16	0,03	1,19	10,89	0,02
0,33	1,35	0,04	1,39	11,76	-0,01
0,35	1,56	0,04	1,61	12,68	-0,02
0,38	1,82	0,04	1,86	13,64	-0,03
0,41	2,10	0,04	2,15	14,64	-0,04
0,43	2,43	0,05	2,48	15,72	-0,05
0,46	2,80	0,06	2,86	16,91	-0,06
0,48	3,12	0,19	3,31	18,18	-0,07
0,51	3,72	0,14	3,85	19,62	-0,08
0,54	4,38	0,13	4,51	21,21	-0,10



ANEXOS

0,56	5,11	0,20	5,31	23,02	-0,11
0,59	5,83	0,48	6,32	25,10	-0,14
0,61	7,27	0,30	7,57	27,48	-0,16
0,64	8,91	0,29	9,20	30,30	-0,19
0,67	10,87	0,39	11,26	33,50	-0,25
0,69	13,45	0,56	14,01	37,36	-0,30
0,72	17,02	0,63	17,65	41,92	-0,41
0,74	20,64	1,97	22,61	47,44	-0,55
0,77	28,49	0,99	29,48	54,17	-0,72
0,79	37,66	1,47	39,12	62,41	-0,97
0,82	50,15	2,44	52,59	72,32	-1,25
0,84	67,48	4,07	71,55	84,27	-1,42
0,87	92,37	6,22	98,59	98,90	-1,14

H5.2V12H14.2V1\_E05

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,30	1,81	0,07	1,88	13,67	0,83
0,35	2,47	0,13	2,60	16,06	0,11
0,40	3,79	0,30	4,09	20,07	1,60
0,45	5,57	-0,22	5,35	18,44	2,52

H5.2V12H19.2V1\_E05

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,30	1,65	0,07	1,71	13,05	0,35
0,35	2,04	0,11	2,15	14,60	-0,50
0,40	2,38	0,17	2,56	15,90	-0,23
0,45	2,72	0,41	3,14	17,63	0,65
0,50	4,02	0,46	4,47	20,94	2,24
0,54	7,89	0,64	8,53	27,40	5,30
0,59	7,23	-0,24	6,99	19,08	3,13

H5.2V12H24.2V1\_E05

ANEXOS

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,30	1,60	0,07	1,67	12,89	0,25
0,35	1,94	0,11	2,06	14,27	-0,62
0,39	2,20	0,17	2,36	15,29	-0,53
0,44	2,26	0,41	2,66	16,23	-0,03
0,48	2,69	0,51	3,20	17,80	0,84
0,53	4,18	0,24	4,42	20,89	1,58
0,58	6,61	0,16	6,77	25,87	1,84
0,63	10,78	0,38	11,16	33,18	2,76
0,68	19,23	1,01	20,24	44,28	6,11
0,73	33,54	1,38	34,92	37,71	11,23

H5.2V12H29.2V1\_E05

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,30	1,61	0,07	1,67	12,91	0,24
0,35	1,94	0,11	2,05	14,25	-0,64
0,39	2,17	0,16	2,33	15,18	-0,59
0,44	2,18	0,40	2,58	15,97	-0,17
0,48	2,51	0,49	3,01	17,26	0,58
0,53	3,71	0,24	3,95	19,77	1,16
0,58	5,28	0,37	5,65	23,70	1,03
0,63	8,04	0,33	8,36	28,84	0,89
0,67	12,44	0,51	12,95	35,85	1,37
0,72	20,86	0,53	21,39	46,00	2,68
0,77	36,39	1,59	37,98	61,05	5,22
0,82	67,60	2,85	70,46	82,54	9,29

H5.2V12H14.2V1\_E025

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,27	1,50	0,10	1,60	12,60	0,95
0,30	1,83	0,11	1,93	13,88	-0,08

ANEXOS

0,33	2,17	0,11	2,28	15,07	-0,02
0,35	2,60	0,11	2,71	16,43	0,19
0,38	3,22	0,16	3,38	18,33	0,63
0,40	4,71	0,15	4,86	21,95	1,37
0,43	9,46	0,04	9,51	27,45	4,66

H5.2V12H19.2V1\_E025

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,27	1,38	0,10	1,48	12,13	0,62
0,30	1,62	0,11	1,73	13,14	-0,26
0,33	1,77	0,19	1,97	14,00	-0,30
0,35	1,97	0,22	2,19	14,75	-0,27
0,37	2,24	0,16	2,40	15,46	-0,18
0,40	2,36	0,26	2,62	16,14	0,00
0,42	2,54	0,36	2,90	16,97	0,30
0,45	3,06	0,27	3,33	18,20	0,73
0,47	3,86	0,19	4,05	20,05	1,19
0,50	5,12	0,24	5,35	23,02	1,66
0,53	7,71	0,24	7,95	28,04	2,27
0,55	14,08	0,54	14,62	37,91	3,80

H5.2V12H24.2V1\_E025

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,27	1,35	0,10	1,45	12,02	0,55
0,30	1,58	0,11	1,69	12,97	-0,30
0,33	1,72	0,18	1,90	13,76	-0,36
0,35	1,96	0,14	2,10	14,45	-0,37
0,37	2,11	0,15	2,26	14,99	-0,34
0,40	2,11	0,30	2,41	15,50	-0,25
0,42	2,35	0,21	2,55	15,94	-0,10
0,44	2,49	0,24	2,72	16,44	0,16
0,47	2,59	0,39	2,98	17,20	0,48
0,49	3,17	0,22	3,39	18,35	0,76

ANEXOS

0,52	3,68	0,36	4,04	20,04	0,92
0,54	4,56	0,40	4,96	22,22	0,90
0,57	5,95	0,29	6,24	24,93	0,89
0,59	7,85	0,17	8,02	28,25	1,03
0,62	10,33	0,31	10,64	32,54	1,45
0,65	13,91	0,85	14,77	38,29	2,28
0,67	21,61	0,44	22,04	46,66	3,90
0,70	37,44	0,97	38,41	59,81	8,42
0,72	40,92	-1,84	39,08	34,00	9,34

H5.2V12H29.2V1\_E025

a/W	J FEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J XFEM [kJ/m <sup>2</sup> ]	J Suma [kJ/m <sup>2</sup> ]	K <sub>I</sub> [MPa√m]	K <sub>II</sub> [MPa√m]
0,27	1,36	0,10	1,45	12,04	0,54
0,30	1,58	0,11	1,69	12,98	-0,30
0,33	1,72	0,18	1,90	13,76	-0,37
0,35	1,95	0,14	2,09	14,43	-0,38
0,37	2,10	0,15	2,24	14,93	-0,37
0,40	2,08	0,30	2,38	15,37	-0,30
0,42	2,15	0,35	2,50	15,77	-0,18
0,44	2,40	0,22	2,63	16,15	0,04
0,47	2,55	0,27	2,82	16,74	0,31
0,49	2,81	0,32	3,13	17,65	0,60
0,51	3,37	0,25	3,62	18,98	0,73
0,54	3,95	0,36	4,31	20,72	0,66
0,56	4,98	0,23	5,21	22,79	0,51
0,59	6,21	0,12	6,33	25,12	0,42
0,62	7,62	0,16	7,77	27,84	0,40
0,64	9,33	0,33	9,66	31,04	0,50
0,67	12,05	0,18	12,23	34,93	0,71
0,69	15,34	0,40	15,74	39,58	1,03
0,72	20,53	0,31	20,84	45,53	1,55
0,75	27,79	0,56	28,35	53,07	2,29
0,77	38,40	1,47	39,87	62,94	3,44
0,80	54,97	3,09	58,06	75,79	5,29
0,82	84,96	2,96	87,92	92,93	8,66

ANEXOS

0,84		133,75	10,50	144,25	118,41	15,61
0,86		206,41	22,40	228,80	88,24	32,26