

Trabajo Fin de Grado
Grado en Ingeniería de Tecnologías Industriales

Comportamiento a fatiga de piezas de titanio (Ti-6Al-4V) fabricadas mediante Selective Laser Melting

Autor: Carmen Viera Viera

Tutores: Carlos Navarro Pintado, Jesús Vázquez Valeo

Dpto. Ingeniería Mecánica y Fabricación
Escuela Técnica Superior de Ingeniería
Universidad de Sevilla

Sevilla, 2019



Trabajo Fin de Grado
Grado en Ingeniería de Tecnologías Industriales

Comportamiento a fatiga de piezas de titanio (Ti-6Al-4V) fabricadas mediante Selective Laser Melting

Autor:

Carmen Viera Viera

Tutores:

Carlos Navarro Pintado

Catedrático de Universidad

Jesús Vázquez Valeo

Profesor titular

Dpto. Ingeniería Mecánica y Fabricación

Escuela Técnica Superior de Ingeniería

Universidad de Sevilla

Sevilla, 2019

Proyecto Fin de Grado: Comportamiento a fatiga de piezas de titanio (Ti-6Al-4V) fabricadas mediante
Selective Laser Melting

Autor: Carmen Viera Viera

Tutores: Carlos Navarro Pintado, Jesús Vázquez Valeo

El tribunal nombrado para juzgar el Proyecto arriba indicado, compuesto por los siguientes miembros:

Presidente:

Vocales:

Secretario:

Acuerdan otorgarle la calificación de:

Sevilla, 2019

El Secretario del Tribunal

Agradecimientos

En primer lugar, quiero agradecer a Carlos Navarro la oportunidad de participar en este proyecto y ampliar mis conocimientos en un tema de actual investigación e interés como es la fabricación aditiva. También dar las gracias a Jesús Vázquez por su atención y ayuda cada vez que la he necesitado. Gracias a ambos por vuestra paciencia y tiempo dedicado en la realización de este trabajo.

A toda mi familia, especialmente a mis padres y hermana, gracias a quienes hoy soy quien soy y hacia los que solo puedo expresar mi más sincero agradecimiento, por vuestro inestimable apoyo y simplemente compañía en cada uno de los momentos difíciles que se han presentado a lo largo de esta etapa a la que pongo fin con este documento. Por confiar en mí en todo momento y por vuestro amor incondicional, gracias. Os estaré eternamente agradecida.

Finalmente, gracias a mis amigos, a los de toda la vida y, a los que en pocos años se han convertido en personas imprescindibles en mi vida. Gracias por vuestra ayuda desinteresada y por hacer de estos años de estudio una experiencia única de la que me llevo muy buenos recuerdos. Tengo mucho que agradecerle a esta etapa, pero nada comparable a haber puesto en mi camino a personas tan increíbles.

Carmen Viera Viera

Sevilla, 2019

Resumen

Con el objetivo de comprender en mayor profundidad el comportamiento a fatiga de metales fabricados mediante AM (Additive Manufacturing), el presente proyecto estudia el efecto que diferentes parámetros tales como la rugosidad, los defectos, las tensiones residuales y los tratamientos superficiales aplicados tras la fabricación, tienen sobre el mismo. Para ello, se dispone de 30 probetas de Ti-6Al-4V procesadas mediante un tipo de fabricación aditiva conocida como Selective Laser Melting.

Para analizar el efecto de los tratamientos superficiales, todas las muestras se dividieron en cinco grupos de seis muestras para cada grupo de forma que cada grupo fue sometido a un tratamiento diferente antes del ensayo. Los tratamientos seleccionados para ser aplicados a las muestras en estudio han sido shot peening, shot peening + CASE, laser peening e HIP. Además, a todos los grupos se les ha aplicado previamente un tratamiento térmico y un proceso de sand-blasting. Con el fin de comparar los resultados obtenidos para los distintos tratamientos con el estado original de las muestras, a uno de los cinco grupos no se le fue aplicado ningún tratamiento adicional.

Para estudiar la resistencia a fatiga de las piezas, se han realizado ensayos de flexión en cuatro puntos sobre la totalidad de las muestras. A partir de los resultados obtenidos se ha realizado una comparación de las vidas a fatiga de las diferentes probetas en función del tratamiento superficial aplicado a través de las respectivas curvas S-N para cada grupo.

Por otra parte, igualmente en función del tratamiento superficial aplicado, se ha realizado una comparación de los resultados obtenidos de rugosidad y tensiones residuales presentes en las diversas muestras. Para la realización de las mediciones de rugosidad se ha usado un rugosímetro proporcionado por el CAM y para la obtención de las tensiones residuales se ha utilizado un equipo de medición de tensiones basado en la técnica de la perforación del orificio proporcionado por el Laboratorio de Ingeniería Mecánica.

Finalmente, se ha realizado un modelo 2D en Ansys con el fin de estudiar el comportamiento a fatiga de las muestras teniendo en cuenta las tensiones residuales de compresión introducidas por los tratamientos superficiales, comentados anteriormente, en las diferentes probetas que se estudian en este proyecto.

The present project studies the effect that different parameters such as the roughness, the defects, the residual stresses and the surface treatments, have on the fatigue behavior of metals AM with the aim of understanding it more in detail. For this, 30 samples of Ti-6Al-4V processed by an additive manufacturing type known as Selective Laser Melting are available.

To analyze the effect of the surface treatments, all the samples were divided into five groups of six samples for each group so that each group was subjected to a different treatment before the test. The treatments selected to be applied to the samples under study have been Shot Peening, Shot Peening + CASE, Laser Peening and HIP. In addition, all groups have been previously applied a heat treatment and a sand blasting process. In order to compare the results obtained for the different treatments with the original state of the samples, no additional treatment was applied to one of the five groups.

To study the fatigue resistance of the pieces, bending tests have been carried out in four points on all the samples. Based on the results obtained, a comparison of the fatigue lives of the different specimens was made according to the surface treatment applied through the respective S-N curves for each group.

On the other hand, also according to the surface treatment applied, a comparison of the obtained results of roughness and residual tensions present in the samples was carried out. To make the roughness measurements was used a rugosimeter provided by the CAM and to obtain the residual stresses was used a stress measurement equipment based on the orifice drilling technique provided by the Mechanical Engineering Laboratory.

Finally, a 2D model was carried out at Ansys in order to study the fatigue behavior of the samples taking into account the residual compressive stresses introduced by the surface treatments applied.

Agradecimientos.....	vii
Resumen.....	ix
Abstract.....	xi
Índice.....	xiii
Índice de Tablas.....	xv
Índice de Figuras.....	xvii
Notación.....	xxi
1 Objetivos.....	1
2 La fabricación aditiva.....	2
2.1. <i>Introducción</i>	2
2.2. <i>Ventajas e inconvenientes de las tecnologías AM</i>	3
2.3. <i>Clasificación de las tecnologías AM</i>	5
2.3.1. Materiales metálicos.....	7
2.3.1.1. Selective Laser Melting (SLM).....	8
2.4. <i>Aplicaciones actuales</i>	11
3 El titanio en AM.....	13
3.1. <i>Microestructura del titanio</i>	13
3.1.1. Microestructura de la aleación Ti-6Al-4V.....	14
4 Técnicas experimentales.....	18
4.1. <i>Obtención de las muestras</i>	18
4.2. <i>Tratamientos superficiales aplicados a las muestras</i>	19
4.3. <i>Ensayo de flexión en cuatro puntos</i>	24
4.4. <i>Análisis del efecto de diferentes parámetros sobre el comportamiento a fatiga</i>	33
4.4.1. La orientación de la capa.....	34
4.4.2. Los defectos.....	35
4.4.3. La rugosidad.....	37
4.4.3.1. Conceptos teóricos.....	39
4.4.3.2. Resultados experimentales.....	41
4.4.4. Las tensiones residuales.....	46
4.4.4.1. Método del agujero ciego (Hole Drilling Method).....	47
4.4.4.1.1. RESTAN. Sistema para la medición de tensiones residuales mediante la técnica del agujero ciego.....	50
4.4.4.1.2. Resultados experimentales.....	57
5 Modelado en ANSYS.....	65
6 Conclusiones.....	75
Referencias.....	79

Índice de Tablas

Tabla 2-1. Frecuencia de mecanismos de fallo en los componentes de una aeronave [5].	3
Tabla 2-2. Clasificación de los procesos AM en función del estado del material [2].	6
Tabla 2-3. Procesos AM según el proceso de obtención del modelo [2].	6
Tabla 2-4. Clasificación de los procesos AM en función de la naturaleza del material [2].	7
Tabla 2-5. Comparativa entre la fabricación con polvos predepositados y la inyección de material [2].	8
Tabla 2-6. Capacidades de la tecnología SLM [2].	10
Tabla 3-2. Composición (% en peso) de la aleación Ti-6Al-4V según diversas normativas [28].	14
Tabla 4-1. Parámetros Renishaw AM250 SLM (sistema de fabricación de las muestras).	19
Tabla 4-2. Datos técnicos de los tratamientos superficiales aplicados a las muestras.	22
Tabla 4-3. Opciones posibles para los parámetros del tratamiento de shot peening.	23
Tabla 4-4. Resultados obtenidos tras los ensayos de flexión en cuatro puntos según tratamiento aplicado.	30
Tabla 4-5. Localización de la iniciación de la grieta en cada prueba (distancias en mm).	32
Tabla 4-7. Resultados de rugosidad obtenidos en función del tratamiento aplicado y la dirección de medición del palpador.	43
Tabla 4-8. Dimensiones típicas de rosetas para el método de perforación de orificios [51].	50
Tabla 4-9. Datos técnicos del dispositivo de perforación [53].	52
Tabla 4-10. Datos técnicos del dispositivo electrónico [53].	53
Tabla 4-11. Datos técnicos de la tarjeta de E/S [53].	54
Tabla 4-12. Parámetros usados en el programa de medición de tensiones residuales.	55
Tabla 4-13. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras As Built.	58
Tabla 4-14. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Laser Peening.	58
Tabla 4-15. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening.	59
Tabla 4-16. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening + CASE.	60
Tabla 4-17. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras HIP.	61
Tabla 5-1. Parámetros característicos de la aleación Ti-6Al-4V.	65
Tabla 5-2. Localización de los valores máximos de tensión en los tratamientos SP, SP + CASE y LP.	69
Tabla 5-3. Distancia desde el plano de rotura al rodillo superior más cercano (distancia en mm).	71

Índice de Figuras

Figura 2-1. Ejemplos de piezas fabricadas mediante AM en metal y polímero [2].	2
Figura 2-2. Proceso de fabricación de la tecnología SLM [9].	9
Figura 2-3. Ilustración gráfica de la secuencia paso a paso del proceso de SLM, desde el diseño de la pieza hasta su fabricación [10].	9
Figura 2-4. Principales aplicaciones de la AM [21].	11
Figura 3-1. Estructura cristalina del Titanio. a) Fase α : Hexagonal Compacta (HCP), b) Fase β : Cúbica centrada en el cuerpo (BCC) [28].	14
Figura 3-2. Microestructura equiaxial de la aleación Ti-6Al-4V [28].	15
Figura 3-3. Microestructura martensítica de la aleación Ti-6Al-4V [28].	16
Figura 3-4. Microestructura Widmanstätten de la aleación Ti-6Al-4V [28].	16
Figura 3-5. Microestructuras de componentes de titanio fabricados mediante AM [27].	17
Figura 4-1. Dimensiones de las muestras que se estudian en el presente documento.	18
Figura 4-2. Sistema Renishaw AM250 SLM (Sistema de fabricación de las muestras) [30].	19
Figura 4-3. Laser peening sobre Aluminio 6061-T6 [36].	21
Figura 4-4. Textura de superficie con shot peening (arriba) y después del proceso CASE (abajo) [36].	21
Figura 4-5. Textura shot peening, doble shot peening y CASE, respectivamente [36].	21
Figura 4-6. Resultados de tensiones residuales para bolas 70 H y 230 H.	23
Figura 4-7. Distribución de momentos en un ensayo a flexión en cuatro puntos.	24
Figura 4-8. Configuración de pruebas de flexión de cuatro puntos.	24
Figura 4-9. Equipo usado para el ensayo de flexión en cuatro puntos.	25
Figura 4-10. Equipo usado para el ensayo de flexión en cuatro puntos.	25
Figura 4-11. Fotos de las muestras B1S1_SUP (a la izquierda) y B1S4_SUP (a la derecha).	26
Figura 4-12. Fotos de las muestras B1S8_SUP (a la izquierda) y B1S9_SUP (a la derecha).	26
Figura 4-13. Fotos de las muestras B4S31 (a la izquierda) y B4S32 (a la derecha).	26
Figura 4-14. Fotos de las muestras B4S33 (a la izquierda) y B4S34 (a la derecha).	26
Figura 4-15. Fotos de las muestras B4S35 (a la izquierda) y B4S36 (a la derecha).	27
Figura 4-16. Fotos de las muestras B1S1_INF (a la izquierda) y B1S4_INF (a la derecha).	27
Figura 4-17. Fotos de las muestras B1S5_SUP (a la izquierda) y B1S9_INF (a la derecha).	27
Figura 4-18. Foto de la muestra B2S12_INF	27
Figura 4-19. Fotos de las muestras B2S11_INF (a la izquierda) y B2S11_SUP (a la derecha).	28
Figura 4-20. Fotos de las muestras B2S12_SUP (a la izquierda) y B2S14_INF (a la derecha).	28
Figura 4-21. Fotos de las muestras B2S14_SUP (a la izquierda) y B2S15_SUP (a la derecha).	28
Figura 4-22. Fotos de las muestras B5S37 (a la izquierda) y B5S38 (a la derecha).	28

Figura 4-23. Fotos de las muestras B5S39 (a la izquierda) y B5S41 (a la derecha).	29
Figura 4-24. Foto de la muestra B5S42.	29
Figura 4-25. Resultados de fatiga tras los ensayos en función del tratamiento aplicado.	31
Figura 4-26. Detalles de los puntos de inicio en la superficie de fractura de las muestras: a) Sup B1S4 (As Built, Nf = 16214 ciclos); b) B4S31 (LP, Nf = 3099304 ciclos)	32
Figura 4-27. Localización de la iniciación de la grieta en cada prueba (distancias en mm).	33
Figura 4-28. Defecto por falta de fusión y esquema sobre su efecto en la direccionalidad de la resistencia [41].	34
Figura 4-29. Resultados de ensayos de fatiga en tres direcciones diferentes de carga para diferentes temperaturas de fabricación [42].	35
Figura 4-30. Imagen representativa de los defectos más comunes en la aleación L-PBF Ti-6Al-4V [40].	36
Figura 4-31. Comparación de las distribuciones de los defectos antes y después del prensado isostático en caliente (HIP). El voxel es un cubo de lado de aproximadamente 30 μm [40].	37
Figura 4-32. Superficies de fractura en cuyo borde se aprecian partículas mal fundidas [47].	38
Figura 4-33. Efecto de los procesos de mecanizado sobre el acabado superficial [48].	38
Figura 4-34. Perfiles de rugosidad y ondulación superficiales [49].	39
Figura 4-35. Rugosidad media aritmética, Ra, [49].	40
Figura 4-36. Rugosidad parcial, Z_i , [49]	41
Figura 4-37. Profundidad total de la rugosidad, R_t , [49].	41
Figura 4-38. Cresta mayor del perfil, R_p , [49].	41
Figura 4-39. Rugosímetro del CAM.	42
Figura 4-40. Direcciones de medición del palpador. (1,2,3) – Dirección transversal. (4,5,6) – Dirección longitudinal.	42
Figura 4-41. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro Ra.	43
Figura 4-42. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro R_t .	44
Figura 4-43. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro R_z .	44
Figura 4-44. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro R_q .	45
Figura 4-45. Geometría del orificio y tensiones residuales, (a) Tensiones uniformes, (b) Tensiones no uniformes [51].	48
Figura 4-46. Geometría esquemática de una roseta de perforación de orificios típica de tres elementos, (a) Disposición de la roseta, (b) Detalle de un medidor de deformación [51].	49
Figura 4-47. Tipos típicos de rosetas para el método de perforación de orificios [51].	49
Figura 4-48. Diagrama del sistema en su configuración de prueba, con amplificadores digitales de medición de tensión HBM [53].	51
Figura 4-49. Dispositivo mecánico y óptico.	52
Figura 4-50. Dispositivo electrónico (parte frontal).	53
Figura 4-51. Dispositivo electrónico (parte trasera).	53
Figura 4-52. Conexión muestra-sistema.	54
Figura 4-53. Menú principal RESTAN-RSM [53].	54
Figura 4-54. Panel de control de Spider8 [53].	55

Figura 4-55. Panel de control de posicionamiento, “Positioning Control” [53].	56
Figura 4-56. Panel de control de perforación del orificio, “Test Manager” [53].	56
Figura 4-57. Panel de evaluación de tensiones residuales usando el método integral.	57
Figura 4-58. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras As Built.	58
Figura 4-59. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Laser Peening.	59
Figura 4-60. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening.	60
Figura 4-61. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening + CASE.	61
Figura 4-62. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras HIP.	61
Figura 4-63. Resultados de tensiones residuales obtenidos para todas las muestras As Built.	62
Figura 4-64. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras LP (B4S31, B4S32, B4S34, B4S35).	63
Figura 4-65. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras SP (B1S8_INF, B1S9_INF).	63
Figura 4-66. Resultados de tensiones residuales obtenidos para todas las muestras SP + CASE.	64
Figura 4-67. Resultados de tensiones residuales obtenidos para todas las muestras HIP (a excepción de la B5S39 de la que no se han obtenido resultados).	64
Figura 4-68. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras HIP (B5S38, B5S40, B5S41).	65
Figura 5-1. Geometría del elemento PLANE183 [55].	65
Figura 5-2. Mallado, aplicación de la carga y de las condiciones de contorno en la mitad de la muestra (tras considerarse la simetría).	66
Figura 5-3. Distribución de tensiones en la superficie inferior de la probeta.	67
Figura 5-4. Comparación de los campos de tensiones de muestras de LP (B4S31, $F_{\text{máx}}=15000$ N; B4S35, $F_{\text{máx}}=20470$ N)	68
Figura 5-5. Comparación de los campos de tensiones de muestras de SP (B1S9_INF, $F_{\text{máx}}=20470$ N)	68
Figura 5-6. Comparación de los campos de tensiones de muestras de SPC (B2S11_INF, $F_{\text{máx}}=17800$ N; B2S14_INF, $F_{\text{máx}}=20470$ N).	69
Figura 5-7. Relación entre la localización de la iniciación de la grieta y el rango en que se producen las tensiones máximas en las muestras de LP (distancias en mm).	70
Figura 5-8. Relación entre la localización de la iniciación de la grieta y el rango en que se producen las tensiones máximas en las muestras de SP (distancias en mm).	70
Figura 5-9. Relación entre la localización de la iniciación de la grieta y el rango en que se producen las tensiones máximas en las muestras de SP + CASE (distancias en mm).	70
Figura 5-10. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de As Built.	72
Figura 5-11. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de LP.	72
Figura 5-12. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de SP.	73
Figura 5-13. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de SP + CASE.	73
Figura 5-14. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de HIP.	74

AM	Additive Manufacturing
SLM	Selective Laser Melting
L-PBF	Laser-Based Powder Bed Fusion
E-PBF	Electron-Beam Powder Bed Fusion
DED	Directed Energy Deposition
LOF	Lack of Fusion
SP	Shot Peening
CASE	Chemically Assisted Surface Engineering
LP	Laser Peening
HIP	Hot Isostatic Pressing
CAM	Centro Andaluz de Metrología
ETSI	Escuela Técnica Superior de Ingeniería
ASTM	American Society of Testing Materials

1 OBJETIVOS

La tecnología de fabricación aditiva (AM por sus siglas en inglés) trae la promesa de una nueva revolución industrial ofreciendo la capacidad de fabricar piezas mediante la adición repetitiva de capas de material directamente desde un modelo digital CAD [1].

Sin embargo, a pesar de todos los avances y proyectos actualmente en desarrollo, la tecnología AM presenta problemas de gran relevancia que deben ser resueltos para hacer posible la extensión de su aplicación industrial, especialmente en elementos metálicos.

Una gran cantidad de datos experimentales e investigaciones en los últimos años han mejorado significativamente la comprensión de esta tecnología. Sin embargo, desde el punto de vista del comportamiento mecánico del material y del rendimiento estructural, la mayoría de estos estudios pueden tener poca o ninguna relevancia para el rendimiento bajo una carga cíclica y, por lo tanto, para el análisis de fatiga [2].

Debido a ello, con el fin de obtener beneficio de las numerosas ventajas que este tipo de tecnología proporciona respecto a otros procesos tradicionales de fabricación en muchas aplicaciones estructurales críticas de fatiga, es necesario una comprensión más profunda de los efectos de los parámetros del proceso de fabricación y el historial térmico asociado, así como de los tratamientos posteriores a la fabricación bajo carga cíclica. Estas variables que investigar causan una variedad de microestructuras, tensiones residuales y poblaciones de defectos que afectan al rendimiento a fatiga [2].

Asumiendo esta necesidad, el presente proyecto propone el estudio del comportamiento a fatiga de piezas metálicas fabricadas mediante un tipo particular de fabricación aditiva en metales conocido como Selective Laser Melting (SLM) y el análisis del efecto de diferentes parámetros como son el acabado superficial, las tensiones residuales o los tratamientos termo-mecánicos. Dentro de los materiales metálicos se ha seleccionado una de las principales aleaciones del titanio que se usan industrialmente, Ti-6Al-4V.

2 LA FABRICACIÓN ADITIVA

2.1. Introducción

En la actualidad, la globalización está dando lugar a una nueva revolución industrial, con una diversificación sin precedentes de la producción, los productos y los servicios. El mercado progresivamente demanda productos personalizados y con reducidos plazos de entrega, junto a una alta capacidad de adaptación a las modas cambiantes del mercado. Esto hace necesaria una evolución de los sistemas de producción actuales hacia modelos más versátiles y flexibles, que aseguren los requerimientos de los sectores más exigentes [1].

Los procesos convencionales de fabricación de componentes requieren el uso de gran cantidad de elementos de control, necesarios para conseguir niveles de precisión y fiabilidad muy elevados. La utilización de sistemas informáticos en las fases de ingeniería de diseño, fabricación y simulación de un producto, en combinación con otras técnicas basadas en la mecatrónica, han conseguido niveles elevados de eficacia. No obstante, todavía existen ciertas limitaciones ya que en función del tamaño del lote a fabricar y la complejidad geométrica del componente, es necesario utilizar procesos y utillajes que pueden encarecer el coste del producto final [2].

Esta tendencia del mercado está provocando una rápida evolución de las tecnologías. Muestra de ello, es la evolución exponencial de las tecnologías de AM que en un plazo de apenas veinte años se han posicionado como una respuesta factible y fiable, tanto desde un punto de vista técnico como económico para un amplio rango de productos de tirada corta, geometría compleja y alto valor añadido. Este nuevo concepto de fabricación se está posicionando en el mercado como recurso clave a la hora de dar respuesta a estos requerimientos, gracias a su gran libertad de diseño, la ausencia de utillaje y su rápida capacidad de respuesta [1].

La fabricación aditiva (a veces conocida como creación rápida de prototipos o impresión 3D) es un proceso de unión de materiales para crear objetos a partir de modelos 3D, generalmente capa por capa, en oposición a metodologías de fabricación sustractivas [3]. Esta novedosa tecnología proporciona diversas ventajas sobre los métodos tradicionales de fabricación, ya que en lugar de fabricar la pieza retirando material de un bloque, en AM la pieza se fabrica con una geometría casi final con poca o ninguna necesidad de eliminación de material, por lo que hay mucho menos desperdicio.



Figura 2-1. Ejemplos de piezas fabricadas mediante AM en metal y polímero [2].

El sector de AM ha ido creciendo enormemente en los últimos años, siendo de especial interés el sorprendente incremento de la aplicación de AM con metales. Este crecimiento se debe a las enormes posibilidades que ofrece frente a otros tipos de fabricación tradicionales, como ya se ha comentado anteriormente. Sin embargo, para aprovechar totalmente las ventajas de esta tecnología es imprescindible conseguir una alta fiabilidad en las piezas obtenidas, lo que requiere la comprensión de las propiedades mecánicas de estas piezas, el modelado predictivo del comportamiento de la pieza durante su vida en servicio y el control del proceso de fabricación para producir

piezas funcionales con características específicas. Por ello, es necesario establecer relaciones de proceso-estructura-propiedad-rendimiento para procesos y piezas AM [4].

En general, se estima que más del 50% de todos los fallos mecánicos que se producen en componentes de máquinas son debidos a la fatiga [5]. Particularmente, en el caso de la industria aeronáutica, se estima que más de la mitad de los fallos se atribuyen a esta causa (Tabla 2-1). Además, los requisitos de certificación de fatiga y tolerancia al daño han demostrado ser algunos de los desafíos más difíciles de cumplir, especialmente para tecnologías de fabricación y sistemas de materiales novedosos [6].

Tabla 2-1. Frecuencia de mecanismos de fallo en los componentes de una aeronave [5].

MECANISMO DE FALLO	% FALLO
Fatiga	55
Corrosión	16
Sobrecarga	14
Grietas por corrosión bajo tensión	7
Desgaste/abrasión/erosión	6
Corrosión a alta temperatura	2

Como consecuencia de ello, el conocimiento de las características resistentes a fatiga de los elementos fabricados mediante AM resulta ser fundamental para el avance de esta tecnología y es, por tanto, la finalidad de este proyecto.

2.2. Ventajas e inconvenientes de las tecnologías AM

La fabricación aditiva presenta numerosas ventajas sobre las técnicas de fabricación tradicionales. En este apartado se comentarán las más relevantes de las que se aplican a la industria. Comprender las ventajas de la esta tecnología permite a los diseñadores tomar mejores decisiones al seleccionar un proceso de fabricación y les permite entregar un producto óptimo [7].

Las técnicas de fabricación aditiva se distinguen principalmente de las técnicas convencionales por dos características [8]:

- La complejidad geométrica de la pieza a fabricar. Se pueden reproducir fácilmente geometrías esbeltas, vaciados interiores, canales internos, espesores variables, formas irregulares, etc., y a partir de una geometría obtenida por un CAD 3D.
- La personalización del diseño de la pieza a fabricar. Podemos obtener productos exactamente iguales o completamente distintos sin influir notablemente en el proceso y sin costes adicionales. Esta personalización es una de las principales tendencias actualmente en el desarrollo de productos de alto valor añadido, y su aplicación en masa es uno de los paradigmas que persigue la industria en países desarrollados y que se considera clave para su sostenibilidad.

Estas dos características se pueden convertir en grandes ventajas en distintos sectores industriales [8]:

- ✓ Productos aligerados. Se pueden fabricar productos diseñados para una determinada función y con condiciones a medida, por ejemplo: aligerados por razones de peso, resistencia y/o costes.
- ✓ Productos multimaterial. Es posible fabricar un producto aportando simultáneamente varios materiales en un mismo sólido; de este modo, la técnica supera una de las limitaciones actuales en la relación peso/resistencia mecánica, aportando funcionalidades nuevas o abaratando costes del producto.
- ✓ Productos ergonómicos. El diseño de los componentes puede alcanzar una mejor interacción con el usuario adaptándose a las particularidades antropométricas exactas de cada individuo (prótesis) sin afectar necesariamente a los costes de fabricación.

- ✓ Mecanismos integrados en una misma pieza. Es posible fabricar un mecanismo totalmente embebido en la pieza en la que debe trabajar, sin necesidad de montajes y ajustes posteriores, por ejemplo: simultáneamente un eje y su cojinete, un rodamiento, un muelle y su soporte, un tornillo sin fin y su corona.

Desde el punto de vista de la producción de componentes industriales hay que destacar como claras ventajas [8]:

- ✓ Reducción del ‘time to market’ de nuevos diseños. Cuando la fabricación aditiva se utiliza como técnica de fabricación del producto final, y no sólo en el proceso de prototipado, muchas de las fases actuales de lanzamiento y validación pueden ser drásticamente reducidas; además de aportar una gran flexibilidad ante los continuos cambios de la demanda del mercado.
- ✓ Series cortas de producción. El tamaño del lote de producción puede ser mínimo, llegando incluso a la unidad, sin influir apenas en los costes de fabricación (siempre y cuando no se considere la amortización del equipo). Esto es posible, entre otras características, por la falta de necesidad de utillaje, lo que supone una notable ventaja respecto de los métodos convencionales de fabricación.
- ✓ Reducción de errores de montaje y sus costes asociados. Se pueden obtener componentes ensamblados con la única operación posterior de inspección de control de calidad.
- ✓ Reducción de costes de inversión en utillaje. No es necesaria la utilización de utillaje en el proceso de fabricación aditiva, lo que supone gran flexibilidad de adaptación al mercado y una reducción, o incluso eliminación, de costes asociados a éste (fabricación del utillaje, paradas por cambios de referencia, mantenimiento e inspección).
- ✓ Procesos híbridos: siempre es posible combinar distintos procesos de fabricación. En este caso, combinar procesos de fabricación aditiva con procesos convencionales puede ser interesante para aprovechar las ventajas de ambos. Por ejemplo, puede resultar muy conveniente combinar la tecnología de fabricación aditiva con el mecanizado por arranque de material para mejorar la calidad superficial mediante la reducción del “efecto escalera” que producen las tecnologías de fabricación aditiva. La hibridación también puede darse en sentido opuesto, es decir, fabricar por métodos sustractivos partiendo de un bloque y añadir posteriormente, mediante fabricación aditiva, aquellas características especialmente complicadas y que generan alto valor.
- ✓ Optimización en la utilización de material. La reducción de residuos de material es mínima. El material generado como residuo puede reciclarse fácilmente.

No obstante, las tecnologías de fabricación aditiva tienen algunos inconvenientes que deben ser tenidos en cuenta de cara a la elección de la tecnología más adecuada a las necesidades y los requerimientos del producto a fabricar [8].

- ✗ La fabricación en capas produce lo que se conoce con el nombre de efecto escalera. Este fenómeno hace, entre otras cosas, que el trazado de geometrías curvas se complique y el acabado superficial tenga una rugosidad elevada. Este efecto hace que los ejes y agujeros deban ser fabricados típicamente con su sección circular en planta; de otra forma, la redondez de la pieza no sería aceptable.
- ✗ La operación de fabricación, como tal, en algunas tecnologías puede resultar lenta; por lo que es típicamente conveniente para series de producción pequeñas. En el momento en el que la serie de producción alcanza un tamaño determinado puede ser conveniente utilizar alguna tecnología convencional, aunque, como ya se vio anteriormente, estas tecnologías tienen unas limitaciones, especialmente geométricas.
- ✗ Los materiales utilizados en algunas de las tecnologías pueden no ser los idóneos para el producto que se busca fabricar.
- ✗ La deposición en capas produce materiales anisotrópicos. Dado que muchos de los componentes industriales sufren esfuerzos que producen tensiones en el material, y se dimensionan para utilizar la mínima cantidad de material, es posible que el comportamiento ante los esfuerzos que reciban los componentes en servicio sea inadecuado.
- ✗ Las tolerancias obtenidas en la mayor parte de los métodos de fabricación aditiva son todavía mayores que en otros métodos de fabricación como los basados en arranque de material.

2.3. Clasificación de las tecnologías AM

Se ha comentado anteriormente como esta novedosa tecnología de fabricación puede llegar a satisfacer los, cada vez más exigentes, requerimientos técnicos y económicos que el mercado demanda actualmente. Pero para entender las ventajas que este tipo de tecnologías pueden aportar, es necesario contextualizarlas frente a los actuales métodos de fabricación.

Los procesos de fabricación de piezas se pueden clasificar según el método de obtención de su geometría [1], [8].

- Tecnologías sustractivas. Se entiende por tecnologías sustractivas al conjunto de técnicas, tecnologías y métodos en los que para la obtención de la geometría requerida se elimina material sobre un bloque hasta llegar a la forma deseada. Por ejemplo: procesos de mecanizado por arranque de viruta, corte por láser, electroerosión, entre otros.
- Tecnologías conformativas. Se entiende por tecnologías conformativas a todo aquel conjunto de técnicas, tecnologías y métodos en los que para la obtención de la geometría se fuerza el material semisólido o líquido a través de moldes hasta obtener la forma deseada. Pueden citarse: fundición, plegado, inyección, etc.
- Tecnologías de unión. Se entiende por tecnologías de unión al conjunto de técnicas, tecnología y métodos que permiten la obtención de piezas 3D a partir de la unión de dos o más elementos de forma física, química o mecánica. Se nombran los siguientes procesos a modo de ejemplo: soldadura, adhesivos, tornillos, etc.
- Tecnologías aditivas. Se entiende por fabricación aditiva al conjunto de técnicas, tecnologías y métodos que permiten la fabricación rápida, flexible y competitiva de piezas –ya sean prototipos, moldes, matrices o productos finales– directamente a partir de información electrónica (software CAD 3D), mediante la adición -capa a capa- de material metálico, polimérico o cerámico.

Aunque la clasificación realizada en el apartado anterior está sujeta a muchas consideraciones, es posible extraer una visión general de las capacidades que las tecnologías de AM presentan frente al resto. No obstante, es imprescindible una profundización en este concepto dada la amplia tipología de máquinas características que podemos diferenciar [1].

La selección del proceso de AM más adecuado para una aplicación en particular puede ser difícil. La amplia gama de tecnologías y materiales disponibles conduce a que, a menudo, varios de ellos pueden ser viables. Sin embargo, cada uno ofrece ciertas variaciones en la precisión dimensional, el acabado superficial y los requisitos de post-procesamiento [1].

Existe una gran variedad de tecnologías como se ha comentado previamente, las cuales pueden ser clasificadas atendiendo a muchos y muy variados criterios. Las principales características que diferencian las diferentes tecnologías de fabricación aditiva son [2]:

- Los materiales que se emplean en la fabricación.
- Cómo se crean las capas.
- Cómo se unen unas capas con otras.

Atendiendo a estos criterios, existen diferentes clasificaciones en función del material de partida, Tabla 2-2, y el proceso de obtención del modelo, Tabla 2-3:

Tabla 2-2. Clasificación de los procesos AM en función del estado del material [2].

ESTADO DEL MATERIAL	HERRAMIENTAS	PROCESOS	NOMBRE
Líquido	Radiación láser	Solidificación	Fotopolimerización con láser - Estereolitografía (SLA)
			Fotopolimerización por proyección por máscara (DLP)
			Impresión láser UV de sólidos
	Lámpara de luz UV		Fotopolimerización
	Impresión por inyección (Polyjet)		
Sólido	Cabezal extrusión	Fundido / solidificado	Modelado por deposición fundida (FDM)
	Cabezal Inyección		Material Jetting - Polyjet
	Laminación	Laminación	Fabricación por laminación (SDL)
Polvo	Aglutinante	Unión	Impresión 3D (3DP)
	Láser	Sinterizado	Sinterizado por láser (SLS-DMLS)

Tabla 2-3. Procesos AM según el proceso de obtención del modelo [2].

TIPO	TECNOLOGÍAS	MATERIALES
Foto-Polimerizado	Estereolitografía (SLA)	Fotopolímeros
	Fotopolimerización por proyección por máscara (DLP)	Resinas líquidas
Impresión	Inyección de material (Material jetting)	Ceras, fotopolímeros o metales
	Inyección de aglutinante (Binder jetting)	Cualquier material en polvo (Usualmente metales y cerámicos, aunque también maderas)
Fusión en lecho de polvo	Sinterizado Selectivo por láser (SLS-DMLS)	Materiales en forma de polvo, principalmente metales y aleaciones, materiales compuestos, cerámicos, termoplásticos y elastómeros termoplásticos.
	Fundido selectivo por láser (SLM)	
	Fusión por haz de electrones (EBM)	
Laminación	Laminated Object manufacturing (LOM)	Láminas de termoplásticos, papel/cartón, fibra de carbono y otros materiales compuestos o metales (chapas).
	Selective Deposition Lamination (SDL)	
Depositado mediante energía dirigida	Laser cladding	Materiales en polvo o compactados, principalmente metales y aleaciones.
	Fusión de iones (IFF)	

Otra clasificación de las tecnologías de AM que resulta muy interesante es en función de la naturaleza del material de partida: polímero, metálico o cerámico, clasificación muy ligada a los diferentes sectores industriales, Tabla 2-4.

Tabla 2-4. Clasificación de los procesos AM en función de la naturaleza del material [2].

NATURALEZA DEL MATERIAL	NOMBRE
Polímeros	Estereolitografía (SLA)
	Modelado por deposición Fundida (FDM)
	Laminated Object Manufacturing (LOM)
	Binder jetting
	Material jetting
Metales	Selective Laser Melting (SLM) o Laser Cusing
	Electro Beam Melting (EBM)
	Laser Metal Deposition (LMD o 3D Cladding)
Cerámicos	Sinterizado selectivo por laser (SLS)
	Impresión tridimensional (3DP)
	Modelado por deposición fundida (FDM)
	Estereolitografía (SLA)

2.3.1. Materiales metálicos

Para la fabricación de piezas metálicas, el principal requisito del proceso es la necesidad de una fuente de energía de mucha potencia para poder fundir el metal y, de esta forma, depositarlo. En función de las características de aporte deseadas, existen distintas alternativas en el mercado respecto a la fuente de calor a emplear. Cuando se requieren aportes muy selectivos con una zona afectada térmicamente mínima, se recurre a las tecnologías como el láser o el Electron Beam, donde se consiguen densidades de energía del orden de $10^7 - 10^9 \frac{W}{cm^2}$. En los casos en los que se requieren tasas de aporte mayores (por encima del kilo de material depositado por hora), se recurre a fuentes de soldadura al arco como TIG o plasma, donde se consiguen densidades de energía varios órdenes de magnitud inferiores, pero se calienta un área mayor, lo que permite el aporte de más material [2].

En función del estado del material (Tabla 2-5), existen dos grupos de técnicas principales para llevar a cabo la fabricación aditiva de piezas metálicas [2]:

- El primer tipo es la fabricación directa con polvo predeposicionado (también conocido como lecho de polvo o powder bed), en el que la consolidación de las capas de las piezas se realiza en dos fases. En la primera fase, el material de aporte en forma de polvo se deposita sobre la capa anterior, mientras que, en la segunda fase, se aplica una fuente de alta energía tanto sobre el polvo predeposicionado como en la capa formada anteriormente, con lo que la capa se funde sobre la anterior consiguiendo así un material prácticamente 100% denso y alta definición geométrica.
- El segundo tipo de fabricación aditiva de piezas metálicas es el denominado aporte por inyección del material. En este tipo de procesos, la fuente energética utilizada genera un baño fundido en el material base donde se inyecta el material de aporte que al resolidificarse generará la capa de material correspondiente.

Tabla 2-5. Comparativa entre la fabricación con polvos predepositados y la inyección de material [2].

PARÁMETROS	POLVOS PREDEPOSITADOS	INYECCIÓN DE MATERIAL
Precisión	Alta (aprox $\pm 20 \mu\text{m}$)	Media (aprox $\pm 0.2 \text{ mm}$)
Rugosidad	$\geq 2.5 \mu\text{m Ra}$	$\geq 10 \mu\text{m Ra}$
Integridad estructural	Alta Cámara vacío/atmosfera protegida	Alta Atmósfera protegida
Tamaño de piezas	Pequeño Limitado a tamaño de la cámara	Variable Uso en piezas grandes
Aplicación industrial	Fabricación directa de piezas	Reparación de piezas Recubrimiento Fabricación estructuras

Una de las tecnologías aditivas de mayor relevancia en el procesado de material metálico es el proceso de Selective Laser Melting, técnica basada en la fusión en lecho de polvo. Dicha tecnología de fabricación ha sido la seleccionada para la fabricación de las probetas que son motivo de estudio del presente proyecto y para la cual se dedicará a continuación un apartado.

2.3.1.1. Selective Laser Melting (SLM)

El proceso de Fusión Selectiva mediante Láser, en inglés Selective Laser Melting o SLM, es un proceso AM desarrollado recientemente para materiales metálicos. Dicho proceso se basa en la fusión, mediante la acción de un láser, de polvo metálico predepositado en capas muy finas y uniformes sobre una plataforma de trabajo; el proceso se repite capa a capa hasta completarse la pieza. El láser genera en cada capa el contorno de la pieza a construir fundiendo el polvo. La plataforma desciende a lo largo del eje z tras finalizar cada capa una distancia igual al espesor de la capa trabajo (habitualmente entre 20 y 50 micras). Los procesos de aplicación y fusión se repiten de forma sucesiva hasta que se completan todas las capas que constituyen la pieza final [2]. La Figura 2-3 ilustra la secuencia que se sigue en el proceso de SLM, desde el diseño de la pieza hasta su total fabricación:

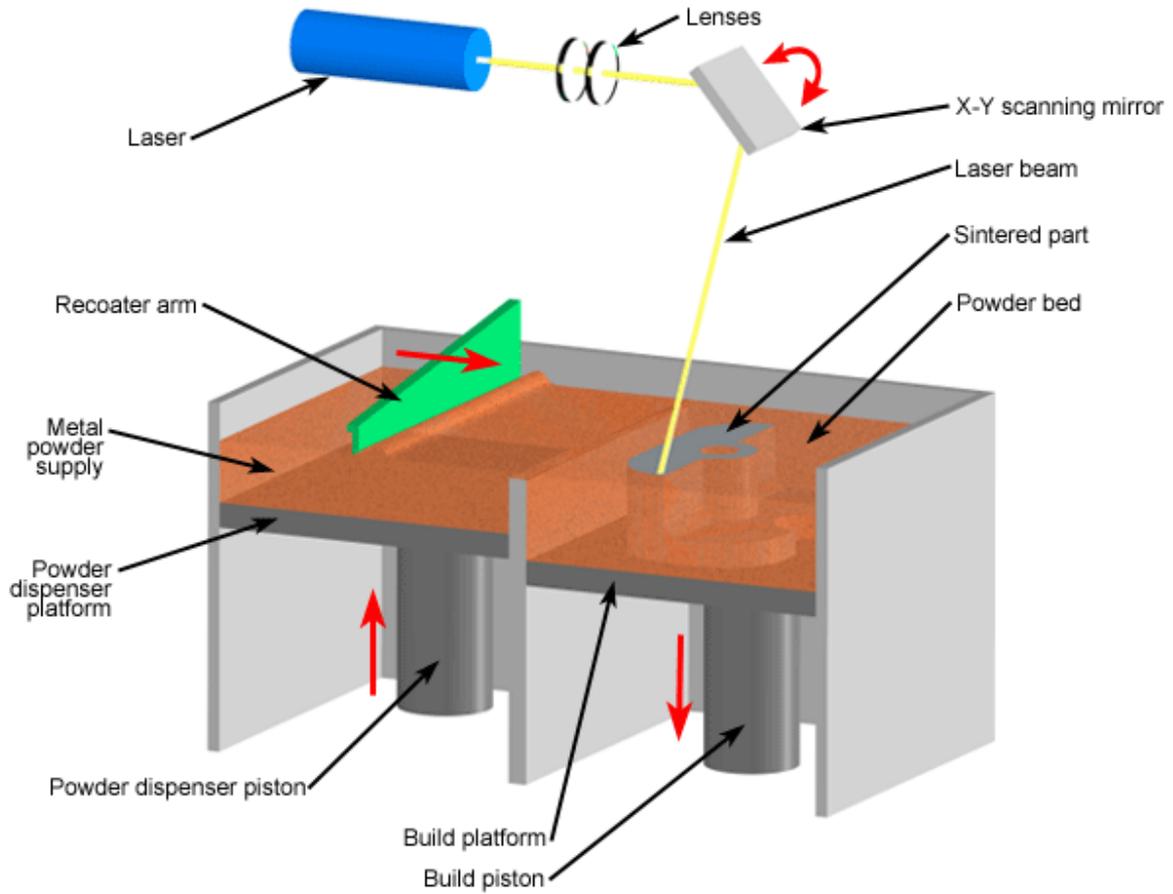


Figura 2-2. Proceso de fabricación de la tecnología SLM [9].

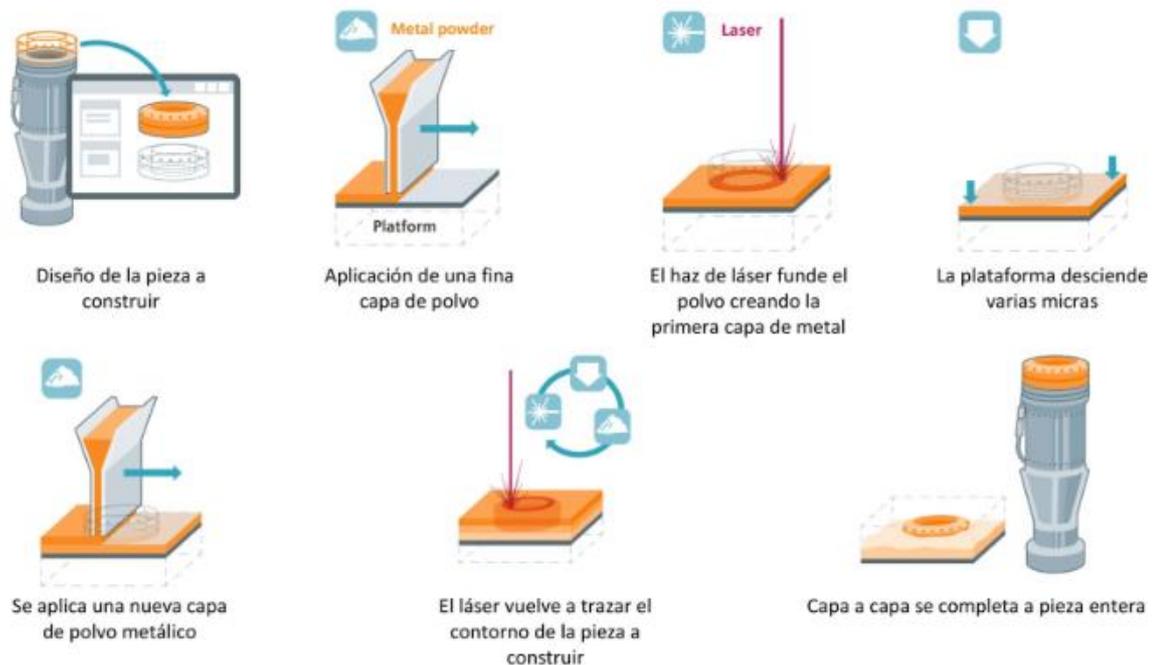


Figura 2-3. Ilustración gráfica de la secuencia paso a paso del proceso de SLM, desde el diseño de la pieza

hasta su fabricación [10].

En la tecnología SLM se utiliza un láser como fuente de energía para fundir el polvo. Muchos de los materiales metálicos aptos para este proceso son susceptibles a la oxidación. Por este motivo el proceso SLM se lleva a cabo en cámaras cerradas y habitualmente en atmósferas protectoras (no oxidantes). Es habitual trabajar con aleaciones de titanio o cobalto-cromo en atmósferas inertes de argón [2].

Las capacidades actuales de la tecnología SLM se resumen en la siguiente tabla:

Tabla 2-6. Capacidades de la tecnología SLM [2].

Materiales	Aceros inoxidable, aceros herramienta, aleaciones base Ni,
Densidad	> 99%
Tolerancias dimensionales	± 0,05-0,1 mm
Espesor de pared	> 200 m
Acabado superficial	Rz 20-100 m
Limitaciones geométricas	Ángulos inferiores a 45º con soportes
Tamaño de la pieza	Limitado por plataforma (L < 250 mm)

A pesar de sus numerosas ventajas, esta nueva técnica de producción tiene que hacer frente todavía a algunos retos. Durante el proceso de fusión de cada capa con el láser se producen calentamientos, fusiones y solidificaciones muy localizadas, con el diámetro aproximado del haz del láser (del orden de muy pocos cientos de micras) y profundidades algo mayores que el espesor de cada capa, que suele ser inferior a 100 o 150 μm . Este proceso da origen a microestructuras muy diferentes a las obtenidas por los procedimientos tradicionales de fabricación, así como defectos típicos del material y tensiones residuales [6].

Dadas estas especiales características, es importante conocer las microestructuras producidas y su dependencia de los parámetros de fabricación y tratamientos termomecánicos posteriores. Entre los parámetros que afectan a la microestructura y propiedades cabe destacar el tamaño del polvo metálico, el espesor de capa, el diámetro y potencia del láser, la velocidad de avance, la distancia entre líneas del recorrido del mismo, la temperatura de la cámara de fabricación y el recorrido de avance del haz en relación a la geometría. Estos parámetros afectan a la velocidad de calentamiento y enfriamiento localizado, y por tanto a la microestructura, así como a la anisotropía de la misma, a las tensiones residuales y a los defectos que pueden producirse [11].

La densidad de energía se considera un factor clave que afecta a la calidad de las piezas fabricadas por SLM. La ampliamente utilizada densidad de energía E (J/mm^3) se define en la siguiente ecuación [12], [13].

$$E = \frac{P}{v \cdot h \cdot t}$$

Donde P es la potencia (W), v es la velocidad de escaneo (mm/s), h es la distancia entre cordones (hatch spacing) (mm) y t es el espesor de la capa (mm).

La optimización de esta variable, que depende de varios parámetros de proceso, se considera de vital importancia para obtener piezas libres de defectos (poros, faltas de fusión, grietas), con una alta densidad y óptima calidad. Precisamente, uno de los aspectos problemáticos en componentes procesados por SLM es su pobre calidad superficial, que se traduce en niveles altos de rugosidad. La rugosidad superficial depende de muchos factores tales como el material, tamaño de partícula de polvo, espesor de capa, parámetros de láser y escaneo, estrategia de escaneo y tratamientos de post-proceso. En muchas ocasiones, los tratamientos de post-procesado son imprescindibles para eliminar las partículas sinterizadas que se quedan adheridas a la superficie y de esta forma reducir considerablemente la rugosidad. Otra opción muy recurrida para conseguir muestras con una rugosidad mejorada es aplicar una re-fusión en la última capa [14], [15], [16]. Las tensiones térmicas y la presencia de fases de no equilibrio junto con la porosidad y una pobre calidad superficial pueden constituir un problema para

obtener componentes con altas propiedades mecánicas en muchas aplicaciones incluyendo el sector de automoción, aeroespacial y otros campos ingenieriles donde las altas resistencias y un adecuado comportamiento a fatiga son primordiales [15]. Con la finalidad de obtener piezas de altas prestaciones, suele ser habitual aplicar tratamientos térmicos y superficiales después de la fabricación por SLM que reduzcan la porosidad, proporcionen un cambio microestructural, reduzcan las tensiones térmicas y mejoren la calidad superficial. Un tratamiento térmico efectivo en reducir la porosidad y cerrar grietas pequeñas presentes en muestras de SLM es el denominado HIP (Hot Isostatic Pressing) que consiste en aplicar presión de forma isostática y temperatura al mismo instante [17], [18], [19].

Por otra parte, las características del polvo metálico a utilizar y el proceso usado para producirlo juegan, igualmente, un papel fundamental en la calidad de la pieza final. Es necesario formar una capa bien distribuida y homogénea de polvo antes de la actuación del láser para evitar defectos en la pieza fabricada.

En el presente trabajo se estudian los factores que más afectan a las propiedades mecánicas y a la calidad superficial de algunos materiales procesables por SLM. De esta forma, se investigan y se proponen tratamientos térmicos y superficiales para lograr incrementar las propiedades mecánicas, de forma que los componentes finales sean aptos de ser utilizados en sectores tan exigentes como el aeroespacial, automoción, médico, molde y matricería, entre otros.

2.4. Aplicaciones actuales

La fabricación aditiva posee un enorme potencial de crecimiento. En el año 2015, el mercado de la fabricación aditiva fue de 3.8 millones de dólares. Los pronósticos de Wohlers Report 2019 para 2020 son de \$ 15.8 mil millones para todos los productos y servicios de AM en todo el mundo. Además, la compañía espera que los ingresos aumenten a \$ 23.9 mil millones en 2022 y \$ 35.6 mil millones en 2024 [20].

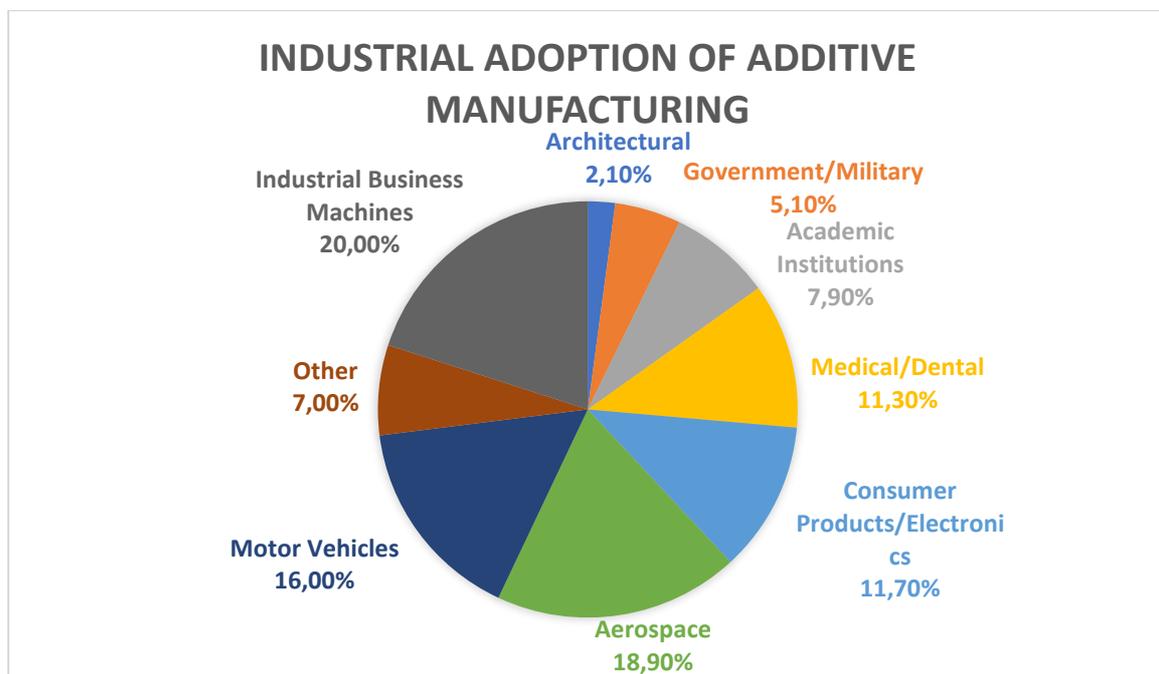


Figura 2-4. Principales aplicaciones de la AM [21].

Actualmente, se emplea AM con metales en muy diversos sectores. Los recientes avances en esta tecnología han brindado oportunidades sin precedentes, en el sector sanitario, por ejemplo, para producir estructuras complejas que satisfagan las crecientes demandas de implantes con rendimiento mecánico personalizado, tales como prótesis dentales, de rodilla o craneales a la medida de cada paciente, o de multitud de implantes, donde además se puede aprovechar la posibilidad de fabricar piezas con gradiente de propiedades [22].

En la industria en general tienen especial aplicación en la fabricación de piezas complejas, donde en muchos casos permiten sustituir un conjunto formado por varias piezas de geometría compleja por una sola pieza, con la simplificación que supone para el proceso de montaje y la reducción de peso en muchos casos. Así, cada vez está más extendida su aplicación en la fabricación de intercambiadores de calor o en el sector de la automoción para la fabricación de prototipos o piezas complejas de series cortas o para vehículos de competición [23].

Por otra parte, la industria está descubriendo las numerosas ventajas que este tipo de fabricación puede aportar a sus procesos de mantenimiento, ya sea para la reparación de piezas mediante adición de material o, para fabricar piezas descatalogadas que sustituyan a otras defectuosas de cierta complejidad geométrica con el objetivo de no parar la producción. Esta tecnología también está extendiendo su aplicación en la industria ornamental para fabricar elementos de diseño específico y geometría compleja [11].

De acuerdo con el informe Wohler [24], en los últimos años el sector AM ha ido creciendo a razón de entre el 25 y el 35 % anual, estando en 3.000 millones de dólares en 2013 y estimándose que pase a tener un volumen de 100.000 millones en 2030.

La industria aeroespacial es uno de los adoptadores importantes de la tecnología AM. Según la encuesta reciente, solo las aplicaciones aeroespaciales representaron el 12,3% en el campo de Fabricación aditiva global. La encuesta también predice que se espera que el sector AM aumente de \$ 1.5 mil millones a \$ 100 mil millones en los próximos 20 años y gran parte de este crecimiento se debe solo al sector aeroespacial [25]. Esto se debe a que, actualmente, la industria aeroespacial exige componentes más fuertes, más ligeros y más duraderos y, hoy en día, la tecnología AM crea nuevas posibilidades para enfrentar estos desafíos.

Sin embargo, en el sector aeronáutico es más complicado conseguir la certificación de vuelo de piezas de este tipo, dadas las especiales condiciones de seguridad impuestas. Para resolver este problema, recientemente, la industria aeronáutica ha comenzado a desarrollar algunos materiales y tecnologías de fabricación para conseguir dichas certificaciones en un futuro próximo, principalmente de piezas de geometrías complejas, optimizadas topológicamente para reducir peso, fabricadas en aleaciones de titanio o aluminio. Las áreas de aplicación incluyen la creación rápida de prototipos de componentes en la fase de diseño utilizando plástico y metal y la fabricación directa de piezas metálicas de formas complejas, la reparación de piezas dañadas o el reemplazo de piezas dañada [25], [26].

En resumen, AM es la base de una nueva revolución industrial, consiguiendo un enorme ahorro en la fabricación y cantidad de material necesario, eliminando los costes de ensamblaje, o la necesidad de diseñar y fabricar las piezas en puntos alejados del planeta, reduciendo, por tanto, los costes de transporte. Permite además abaratar la fabricación de piezas donde antes era más rentable fabricar el producto total, cambiando con ello los ciclos de vida de los objetos o incluso las reglas de producción que conocíamos hasta ahora [2].

3 EL TITANIO EN AM

El interés del titanio y sus aleaciones nace de sus excelentes propiedades mecánicas específicas, así como su excelente resistencia a la corrosión [27]. Otra característica significativa es su elevado punto de fusión (1.668 °C) en comparación con otros metales o aleaciones de uso ingenieril. Únicamente el cromo y el vanadio presentan un punto de fusión más elevado. Además, de su ligereza y alto punto de fusión, posee bajos valores de calor específico, coeficiente de dilatación y conductividad térmica [28].

Dichas propiedades hacen del titanio y sus aleaciones un material excelente para la industria del transporte, especialmente la aeroespacial debido al interés por reducir el peso de sus componentes sin sacrificar propiedades mecánicas. Otro de los campos de aplicación del titanio es la industria biomédica debido a su biocompatibilidad con los tejidos del cuerpo humano [27].

No obstante, el principal inconveniente para extender el uso de las aleaciones de titanio es su elevado coste en comparación con otros materiales competitivos en el sector. El elevado coste de los componentes de titanio parte en primer lugar del coste de la obtención de este elemento en forma mineral, estando muy por encima de sus principales competidores. Igualmente, el procesado para la obtención del componente final también supone un coste superior al de otros materiales posibles. Los principales problemas a la hora de manipular el titanio y que dificultan su uso con las técnicas de fabricación tradicionales es su sensibilidad al aire. Por ello es necesario procesarlo al vacío o bajo atmósfera inerte. Como consecuencia de ello, con el objetivo de conseguir componentes fabricados a partir de aleaciones de titanio con un menor coste de producción, se investiga el posible uso de nuevas tecnologías de conformado como son las de origen pulvimetalúrgico, donde la fabricación aditiva juega un papel fundamental. AM, no solo reduce el tiempo y coste de producción de componentes de titanio, sino que además permite la obtención de geometrías complejas y cuerpos huecos, generando una optimización del componente final [27].

Las propiedades mecánicas de las piezas de titanio producidas por distintas tecnologías AM han sido estudiadas a lo largo de los años con el objetivo de obtener una comparación con las piezas fabricadas de forma convencional. Los estudios se han centrado sobre todo en la aleación principal de titanio, Ti-6Al-4V. Generalmente, las piezas fabricadas por alguna de las distintas tecnologías aditivas tienen mayor tensión máxima y menor ductilidad que las piezas fabricadas y tratadas por medios convencionales [27].

En cuanto a la fatiga, los estudios concluyen que el acabado superficial es muy influyente en la vida a fatiga de los componentes aditivos. Se ha observado que la vida a fatiga de las piezas fabricadas mediante tecnología convencional es similar a la de las fabricadas aditivamente, pero con un mecanizado superficial posterior. Los ensayos sobre muestras no mecanizadas tras su impresión tienen una vida a fatiga notablemente menor [27].

3.1. Microestructura del titanio

El titanio presenta una transformación alotrópica a 882 ± 2 °C, pasando de una estructura hexagonal compacta (fase α) a una estructura cúbica centrada en las caras (fase β) durante los intercambios de calor del proceso de fabricación aditiva [28]. La siguiente figura, Figura 3-1, muestra las características principales de la red cristalina del titanio en fase α y fase β . Por ese motivo, la microestructura de un componente AM de titanio es compleja.

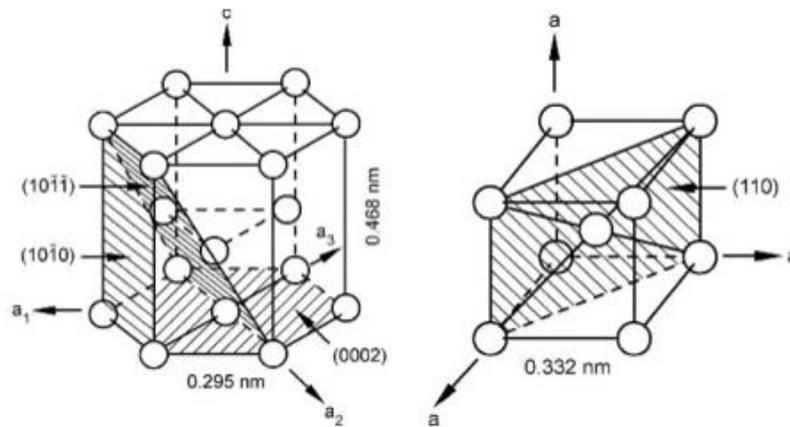


Figura 3-1. Estructura cristalina del Titanio. a) Fase α : Hexagonal Compacta (HCP), b) Fase β : Cúbica centrada en el cuerpo (BCC) [28].

Dependiendo de los elementos aleantes que se introduzcan en la red, se pueden obtener microestructuras α , β o bifásica α - β . Las microestructuras α - β se dividen, a su vez, en rico- α , cuando la microestructura es mayoritariamente α , y rico- β , cuando la microestructura de la aleación es mayoritariamente β , cuyas correspondientes características se detallarán a continuación [28]:

- Aleaciones α y rico- α . Los elementos químicos con menos de cuatro electrones de enlace por átomo tienden a alear con el titanio, estabilizando la fase α , y aumentando la temperatura de transformación alotrópica. A este grupo de elementos pertenece el aluminio y el galio. Por ello, el aluminio representa el elemento de aleación alfégeno más empleado comercialmente.
- Aleaciones α - β . Los elementos químicos con más de cuatro electrones de enlace por átomo tienden a alear con el titanio, estabilizando la fase β , y disminuyendo la temperatura de transformación alotrópica. A este grupo de elementos pertenece el vanadio, molibdeno, wolframio, niobio, entre otros. Las aleaciones α - β contienen tanto elementos estabilizadores de la fase α como de la fase β . Estas aleaciones pueden mejorar sus propiedades mecánicas tras los tratamientos térmicos. En este grupo de aleaciones se encuentra la aleación Ti-6Al-4V que será la utilizada para la presente investigación.
- Aleaciones β y rico- β . Las aleaciones β tienen la propiedad de retener fase β y no sufrir transformación martensítica al enfriarse rápidamente. Tienen una gran capacidad de ser endurecidas térmicamente, obteniendo fase β completamente retenida tras el enfriamiento. Tras el tratamiento térmico de solubilización, temple y maduración, la fase β se transforma parcialmente en α , creando pequeñas concentraciones retenidas en la fase β . Esto aumenta la resistencia de la aleación. Este tipo de aleaciones presentan un bajo módulo de elasticidad, por lo que son muy interesantes para su aplicación en el campo de la biomedicina.

3.1.1. Microestructura de la aleación Ti-6Al-4V

La aleación Ti-6Al-4V es la aleación de titanio más usada industrialmente. En la siguiente tabla, Tabla 3-2, se presenta una comparación de los márgenes para la composición de la aleación Ti-6Al-4V por diferentes normativas.

Tabla 3-1. Composición (% en peso) de la aleación Ti-6Al-4V según diversas normativas [28].

	Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
UNE 38723:1981	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	< 0,08	< 0,13	< 0,05	< 0,012	Bal
ISO 5832-3:1996	5,5-6,75	3,5-4,5	0,30	< 0,08	< 0,20	< 0,05	< 0,015	Bal
ASTM F136:2013	5,5-6,5	3,5-4,5	< 0,25	< 0,08	< 0,13	< 0,05	< 0,012	Bal

Cuanto mayor es el contenido en oxígeno, nitrógeno, aluminio o vanadio, mayor es la resistencia mecánica, y a la inversa, cuanto menor es su contenido, mayor es la tenacidad a fractura, la ductilidad, la resistencia a la corrosión inducida por tensión y la velocidad de propagación de grietas [28].

Como aleación α - β , la aleación Ti-6Al-4V presenta diferentes composiciones de fases α y β , dependiendo del tratamiento térmico y del contenido en elementos intersticiales. Pueden distinguirse las siguientes categorías [28]:

- Microestructura equiaxial. Se obtienen tras trabajar mecánicamente el material en el rango de temperaturas α + β . Un recocido posterior a temperaturas menores a la temperatura de inicio de martensita (por ejemplo 700°C) produce una microestructura formada por granos finos de α y β denominada “recocido medio”. Durante el recocido, la microestructura consta de fase α primaria y fase β . Al enfriarse el material, la fase α primaria no se transforma, por lo que mantiene su morfología, mientras que la fase β sí que se transforma, con una estructura final dependiente de la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de recocido.

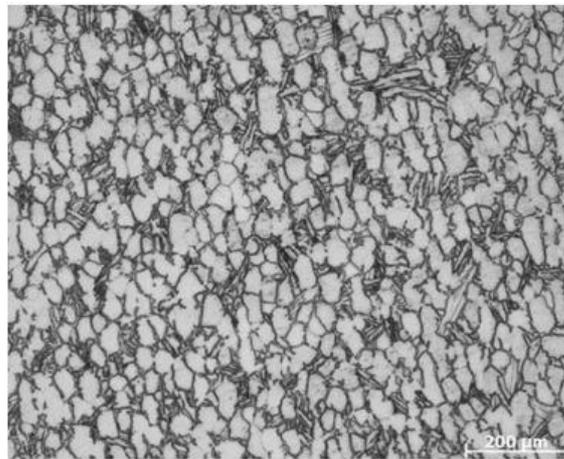


Figura 3-2. Microestructura equiaxial de la aleación Ti-6Al-4V [28].

- Microestructura martensítica. Se obtiene por enfriamiento rápido o temple, desde temperaturas superiores a la β -transus, lo que genera una transformación martensítica dando lugar a la fase α' o martensita hexagonal no termoelástica y a la fase α'' o martensita ortorrómbica termoelástica, causante de las propiedades de memoria de forma. A diferencia de los aceros, el efecto de endurecimiento de la martensita es reducido, debido al gran tamaño de los granos y a la inexistencia de átomos intersticiales [28].

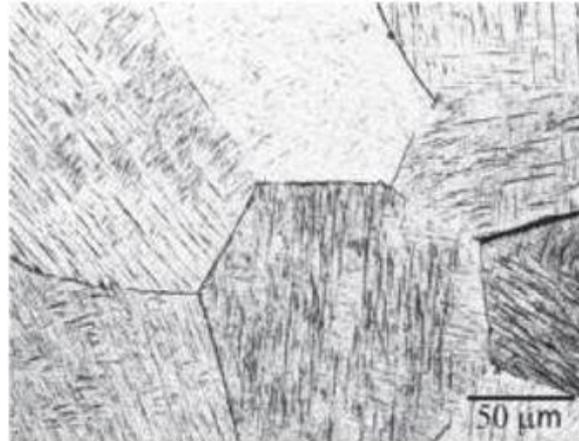


Figura 3-3. Microestructura martensítica de la aleación Ti-6Al-4V [28].

- Estructuras laminares o de Widmanstätten. Se obtienen por enfriamiento lento desde temperaturas superiores a la β -transus. Esta ralentización permite la difusión controlada desde la fase α y β cuando la temperatura disminuye por debajo de la β -transus. En ese momento, la fase α comienza a nuclearse en los bordes de grano β , provocando el crecimiento de la fase α en forma de láminas. La estructura laminar resultante se compone de placas gruesas de fase α , unidas a placas finas de fase β , formando paquetes o colonias. Esta estructura se llama fase α laminar, colonias alfa, estructura Widmanstätten o tipo cesta.

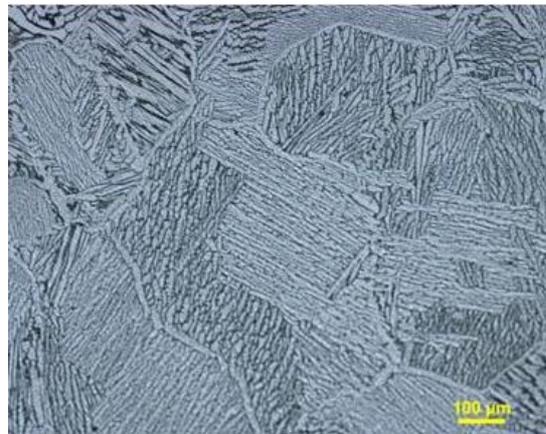


Figura 3-4. Microestructura Widmanstätten de la aleación Ti-6Al-4V [28].

- Microestructuras bimodales. Consisten en granos α aislados en una matriz β transformada. Se obtiene con un recocido a 950°C , seguido de un temple en agua, y un envejecimiento a 600°C . Se consigue entonces un grano α de $15\text{-}20\ \mu\text{m}$ de diámetro aislado por fase β retransformada. Sin embargo, si se envejece a 650°C se produce la descomposición de la fase β en granos de fase α .

La microestructura del titanio, concretamente de su aleación principal, Ti-6Al-4V bajo procesado por láser se caracteriza por un crecimiento epitaxial o columnar bajo las condiciones de calor localizado de la fabricación aditiva. Los granos columnares de fase β se orientan de forma perpendicular a la superficie de trabajo, siguiendo la dirección de solapamiento de las capas. En los procesos con haz de electrones como fuente de energía, debido a la mayor temperatura del sustrato y la menor capacidad de evacuación de temperatura de una atmósfera al vacío, se genera una estructura α - β . Muchos componentes requieren de tratamientos térmicos posteriores para homogeneizar propiedades o aliviar tensiones internas. Estas microestructuras marcan las propiedades de la pieza. Comparativamente, debido a la formación de fase metaestable α' -martensita en el enfriamiento rápido de los procesos con láser, el componente tiene mayor resistencia y menor elongación, mientras que, para los de

haz de electrones, su estructura producida por enfriamiento lento exhibe menor resistencia, pero una ductilidad significativamente mayor [27].

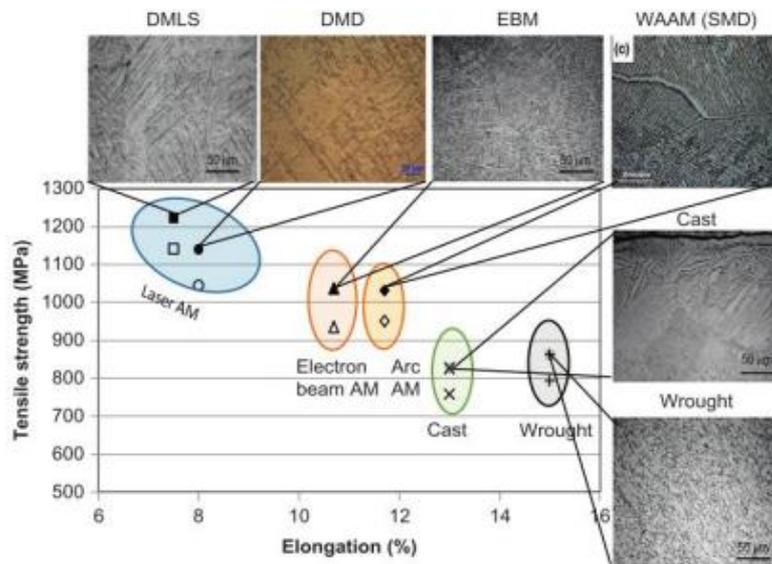


Figura 3-5. Microestructuras de componentes de titanio fabricados mediante AM [27].

Aunque la microestructura típica del titanio procesado con SLM consiste en granos de β combinados con α' acicular, sus características microestructurales podrían verse afectadas por una serie de factores. Según resultados experimentales, el ancho de los granos de β columnares se podría cambiar haciendo que el espesor de la capa de polvo sea más fino (lo que conduce a unos granos β más finos). Tomando el espesor de la capa de polvo y la densidad de energía como constantes, podría verse afectado en gran medida el desarrollo microestructural, afectando principalmente a la naturaleza de la microestructura α' dominante para ser transformada en una estructura $\alpha+\beta$. La formación de la α' martensita acicular o estructura laminar ultrafina $\alpha+\beta$ también se encontró que dependía de la densidad de energía. En consecuencia, para lograr una estructura $\alpha+\beta$, es necesario controlar la entrada de energía durante el proceso de SLM [29].

4 TÉCNICAS EXPERIMENTALES

4.1. Obtención de las muestras

El presente proyecto va a realizar estudios sobre 30 muestras prismáticas (80x20x10 mm con un radio de 2 mm en las esquinas) producidas por AM con la dimensión más grande orientada en la dirección z (vertical) en la cámara de fabricación. Esta dirección se seleccionó porque, por lo general, lo más desfavorable es resistir la fatiga debido a la orientación de los principales defectos producidos durante la fabricación.

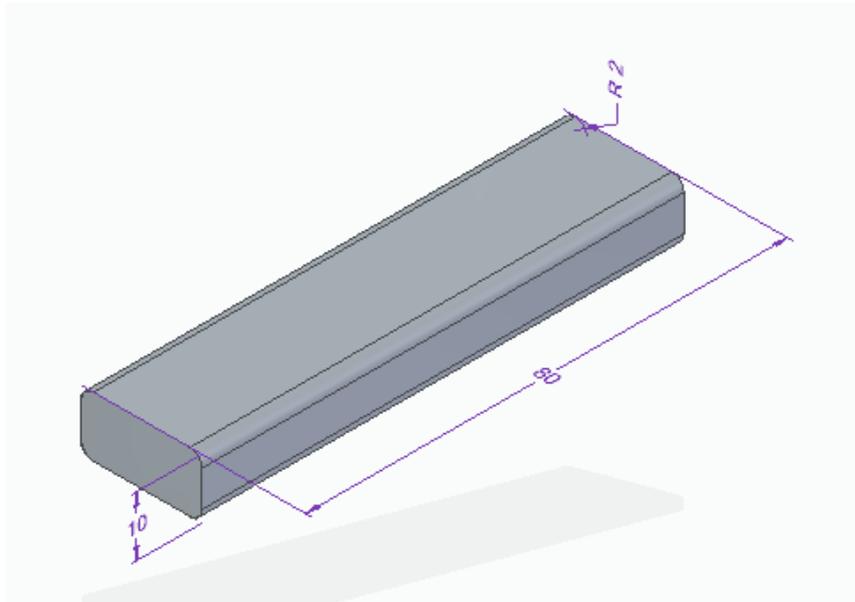


Figura 4-1. Dimensiones de las muestras que se estudian en el presente documento.

Las muestras se fabricaron mediante un sistema Renishaw AM250 SLM con los siguientes parámetros:



Figura 4-2. Sistema Renishaw AM250 SLM (Sistema de fabricación de las muestras) [30].

Tabla 4-1. Parámetros Renishaw AM250 SLM (sistema de fabricación de las muestras).

PARÁMETROS	VALORES
Tamaño de polvo	15-45 μm
Espesor de la capa	60 μm
Potencia del láser de salida	200 W
Velocidad de escaneo	0,86 m/s

4.2. Tratamientos superficiales aplicados a las muestras

Para reducir la influencia de los aspectos desfavorables desde el punto de vista de fatiga, además de seleccionar los parámetros de fabricación más favorables se emplean diversas estrategias. Por un lado, los tratamientos de alivio de tensiones eliminan o reducen las tensiones residuales, con las ventajas que ello produce en las propiedades a fatiga y fractura [16].

La dificultad del mecanizado en piezas de geometría compleja como las fabricadas mediante AM hace que sea necesario emplear tratamientos mecánicos superficiales que permitan acceder a zonas inaccesibles con herramientas tradicionales. Ello convierte al sand-blasting y otros tratamientos no convencionales en candidatos a desempeñar un papel importante en la fabricación de piezas metálicas resistentes mediante SLM u otros procedimientos de AM [16].

Existen muchos análisis de las propiedades mecánicas de los aditivos Ti-6Al-4V fabricados con muy buenos resultados de resistencia estática en general cuando se aplican tratamientos termomecánicos adecuados después del proceso de AM. Sin embargo, todavía hay algunas dificultades para obtener las propiedades de fatiga cercanas a los obtenidas cuando la muestra se fabrica utilizando procesos tradicionales [31].

Este trabajo propone diferentes tratamientos para aumentar la resistencia a la fatiga. Cinco tratamientos se han utilizado para la comparación. Para analizar el efecto de los tratamientos, las 30 muestras se dividieron en cinco grupos de seis muestras para cada grupo. Cada grupo fue sometido a un tratamiento diferente antes del ensayo

Por otra parte, teniendo en cuenta el efecto perjudicial de la rugosidad, la anisotropía y las tensiones residuales existentes en los elementos construidos, antes de aplicar cualquier tratamiento de superficie, todas las muestras se recocióron (730°C-2 h; enfriamiento lento en el horno; atmósfera de argón de alto vacío) previamente para reducir las tensiones residuales, así como fueron sometidas a un tratamiento de sand-blasting para minimizar la rugosidad [31].

A continuación, se va a hacer una breve descripción de los tratamientos superficiales seleccionados para ser aplicados a las muestras de este proyecto.

El **sand-blasting** es la operación de propulsar por la fuerza una corriente de material abrasivo contra una superficie. La operación de limpieza con chorro de arena se realiza a alta presión para suavizar y desbastar una superficie áspera para eliminar sus contaminantes. Es un procedimiento de tratamiento mecánico superficial que no produce un acabado tan bueno como el que se puede obtener con el pulido o un mecanizado fino. No obstante, también se ha podido comprobar el efecto beneficioso producido sobre la resistencia a fatiga [32].

El **shot peening** es la forma más económica, efectiva y práctica de introducir tensiones residuales de compresión en la superficie de materiales metálicos. El shot peening es un procedimiento de plastificación en frío que consiste en martillar la superficie de una pieza con pequeñas bolas esféricas de forma controlada y siguiendo unos parámetros totalmente definidos. Cada bola deja un impacto sobre la superficie de forma redondeada. Bajo la superficie, el material comprimido intenta volver a su volumen inicial, creando así tensiones de compresión de fuerte amplitud. Por otra parte, se produce una distorsión de los granos cerca de la superficie, lo que reduce la propensión a la propagación de grietas en esta región. El fin último del tratamiento es mejorar el comportamiento a fatiga del material tratado mediante la introducción de un campo de tensiones residuales de compresión [33]. A su vez, se introducen tensiones residuales de tracción de compensación, pero en el interior del material. Existen multitud de parámetros que influyen en un tratamiento de shot peening, que a su vez interactúan entre sí (velocidad de proyección de la granalla, ángulo de impacto, flujo másico de granalla, etc.), siendo la intensidad Almen y la cobertura los más representativos. La intensidad Almen es una medida indirecta de la energía de un chorro de proyectiles que impacta contra una superficie. Se trata de un concepto que, aunque inicialmente resultó bastante confuso, hoy en día está perfectamente estandarizado y es reconocido y aceptado en todo el mundo. Por su parte, la cobertura de un tratamiento de shot peening se define como el porcentaje de superficie expuesta al tratamiento que ha sido impactada por los proyectiles al menos una vez [34].

El **laser peening** surgió como una aplicación necesaria para las piezas que requieren un mayor aumento de la fatiga de lo que podría proporcionar el shot peening. Ofrece a los diseñadores la posibilidad de emplazar tensiones residuales de compresión en zonas clave de una forma casi quirúrgica para así evitar la iniciación y crecimiento de grieta además de aumentar la resistencia a fatiga [35]. Esta técnica utiliza ondas de choque para introducir una tensión residual de compresión. La ventaja principal de este procedimiento es la introducción de una capa de compresión muy profunda con una plastificación mínima, pudiendo introducir tensiones entre 5 y 10 veces más profundas que mediante el proceso de shot peening convencional. Los beneficios de una capa de compresión residual excepcionalmente profunda están presentados en la siguiente figura, Figura 4-3. La curva de fatiga muestra los resultados de prueba a fatiga de probetas en aluminio 6061-T6. Las pruebas comparativas han sido realizadas con probetas referencias, probetas shot peenizadas y probetas tratadas por laser peening [36].

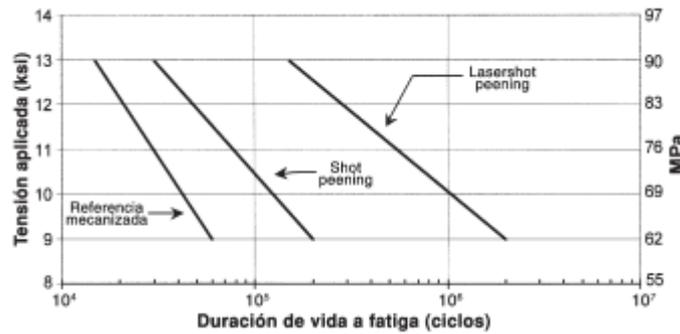


Figura 4-3. Laser peening sobre Aluminio 6061-T6 [36].

El tratamiento **C.A.S.E.SM**, cuyo nombre proviene de Chemically Assisted Surface Engineering (Ingeniería de Superficie Químicamente Asistida) es un proceso de dos etapas desarrollado por Metal Improvement Company para extender la vida de fatiga de una superficie yendo más allá de lo provisto únicamente por el shot peening. Es ideal para superficies que requieren tanto una excelente resistencia a la fatiga como un buen acabado superficial debido a la carga de contacto [37]. El procedimiento CASE consiste en un tratamiento de shot peening seguido de un acabado isotrópico. El acabado isotrópico suprime las asperezas dejadas por el tratamiento de shot peening por técnicas de pulido por vibración y así mantiene la integridad de la tensión residual de compresión en la superficie [36].

Al componente se le aplica antes un proceso de shot peening, que genera múltiples hendiduras en la superficie debido al impacto de los proyectiles. El acabado isotrópico es una técnica de acabado que utiliza ácidos oxálicos y vibro-pulido con el fin de reducir la rugosidad. Los ácidos oxálicos oxidan la superficie, lo que la hace a las asperezas más susceptibles para el pulido. Esto da como resultado que los picos de la superficie se eliminan casi completamente. Después de determinado tiempo termina la fase química y es entonces cuando la fase final de lavado y bruñido detiene la formación de oxido y produce el acabado final tipo espejo. La solución química especialmente formulada no erosiona o ataca la estructura de granos del material, lo que hace es reducir el tiempo de proceso haciéndolo posible para grandes volúmenes de producción. Durante el pulido por vibración se eliminan únicamente los picos, manteniendo los valles que resultan beneficiosos para la retención del lubricante [35].

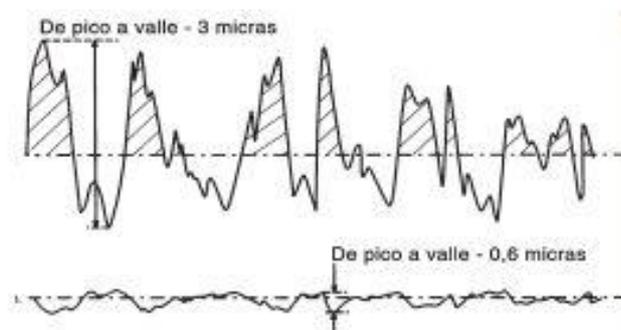


Figura 4-4. Textura de superficie con shot peening (arriba) y después del proceso CASE (abajo) [36].

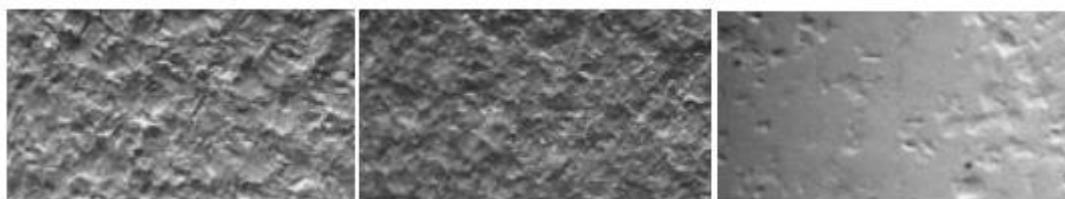


Figura 4-5. Textura shot peening, doble shot peening y CASE, respectivamente [36].

Finalmente, en muchas ocasiones la microestructura martensítica típica del Ti-6Al-4V obliga a aplicar un tratamiento térmico para mejorar las propiedades mecánicas, especialmente la ductilidad. Después del proceso de SLM, el material a pesar de poseer una resistencia mecánica alta con una dureza elevada es relativamente frágil, no siendo útil en aplicaciones exigentes como componentes para el sector aeronáutico. Se tiende a someter las piezas generadas por SLM a un tratamiento térmico consistente en aplicar temperatura y presión isostática de forma simultánea, **HIP** (Hot Isostatic Pressing) con el objetivo de conseguir una modificación microestructural y además reducir la porosidad remanente del proceso de SLM. El prensado isostático en caliente es un proceso para densificar polvos o piezas fundidas y sinterizadas en un horno a alta presión (100-200 MPa) y a temperaturas de 900 a 1250 ° C. La presión del gas actúa uniformemente en todas las direcciones para proporcionar propiedades isostrópicas y una densificación del 100% [38]. Dicho tratamiento, además de modificar la microestructura y eliminar la anisotropía y tensiones residuales, produce una fuerte reducción de las dimensiones de los poros de gases y defectos. Con ello se reduce la cantidad y número de micro concentradores de tensión y defectos tipo microgrietas, con los efectos que ello tiene sobre la resistencia a fatiga [16].

Teniendo en cuenta que los tratamientos citados anteriormente ya han sido utilizados con éxito en múltiples aplicaciones con el fin de mejorar el comportamiento a fatiga de los metales, este trabajo supone una primera aproximación a su uso en AM con metales, con la finalidad de obtener mayor fiabilidad y durabilidad en el diseño de piezas fabricadas mediante esta tecnología.

A continuación, se van a proporcionar datos técnicos correspondientes al proceso llevado a cabo para la aplicación de estos tratamientos a los grupos de muestras estudiados en el proyecto. Se aplican los tratamientos de shot peening, shot peening + CASE, laser peening e HIP. Además, todas las muestras fueron sometidas previamente a un tratamiento de sand-blasting y a un recocido, como se ha comentado anteriormente. Por lo tanto, uno de los grupos de muestras, conocido como As Built, presentará únicamente estos dos tratamientos últimos, sin ningún otro adicional.

Tabla 4-2. Datos técnicos de los tratamientos superficiales aplicados a las muestras.

GRUPO	TRATAMIENTO SUPERFICIAL	CARACTERÍSTICAS
1	AS BUILT	Las muestras se analizaron directamente después del sand-blasting y el recocido, para tener una referencia.
2	SHOT PEENING (SP)	Todas las muestras se hicieron con los siguientes parámetros: bolas de acero de 0,6 mm; 55-62 dureza de bolas HRC; Intensidad 14A y 500% de cobertura.
3	SHOT PEENING + CASE (SP + CASE)	En este grupo, los especímenes fueron sometidos a un tratamiento de shot peening antes de someterlos al tratamiento llamado CASE, por Curtis Wright®. En este tratamiento, las piezas se colocan en una solución ácida con medios cerámicos no abrasivos y los medios cerámicos se "excitan" utilizando un recipiente vibratorio. A continuación, las piezas se reprocessan en una solución de pulido que restaura la estabilidad química y pule la superficie. El objetivo principal de este tratamiento es reducir la rugosidad producida por el granallado
4	LASER PEENING (LP)	Las muestras fueron sometidas a un tratamiento de laser peening antes de la prueba. (longitud de onda: 1064 nm; longitud de pulso: 10 ns; diámetro del punto: 2,6 mm; 6 disparos en cada punto; densidad de potencia 6 GW / cm ²).

5	HIP	Para tener otra referencia de la resistencia a la fatiga para comparar las vidas obtenidas con los tratamientos de superficie propuestos, las muestras de este grupo se trataron mediante HIP (920°C-2 h; 100 MPa; atmósfera de gas inerte)
---	-----	---

Es necesario comentar que a priori se contemplaron dos opciones de parámetros para el tratamiento de shot peening:

Tabla 4-3. Opciones posibles para los parámetros del tratamiento de shot peening.

PARÁMETROS	70H	230H
Intensidad (A)	8	14
A2 (mm)	0.2032	0.3556
Cobertura	150	500
Dureza de las bolas (Rockwell C)	55-62	55-62
Diámetro de las bolas (mm)	0.18	0.58

Los parámetros correspondientes a la bola S70H se propusieron por ser “estándar” para piezas de titanio mecanizadas. No obstante, al tratarse de AM y existir riesgo de grietas en subsuperficie, se probó con mayor intensidad y cobertura. El posible inconveniente de dañar mucho la superficie se pretendía paliar con el posterior CASE. Se obtuvieron los resultados mostrados en la siguiente gráfica adjunta, Figura 4-6, y por ello se optó por los parámetros con bola 230 H. Los datos que se muestran a continuación han sido tomados por el Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales de la Universidad de Saarlandes, Saarbrücken en Alemania.

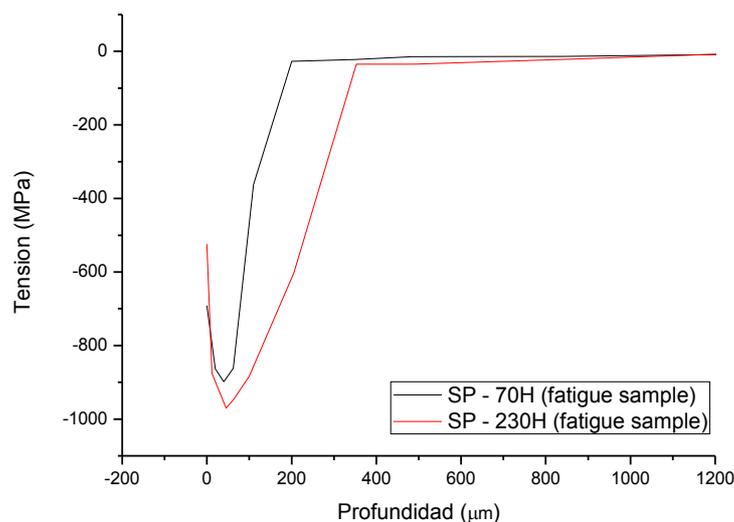


Figura 4-6. Resultados de tensiones residuales para bolas 70 H y 230 H.

4.3. Ensayo de flexión en cuatro puntos

Todas las pruebas de este proyecto han consistido en ensayos de flexión en cuatro puntos. A diferencia de lo que sucede en un ensayo de tres puntos, en un ensayo de cuatro puntos, la zona central de la probeta está sometida a una tensión uniforme y el momento flector en la parte central es constante.

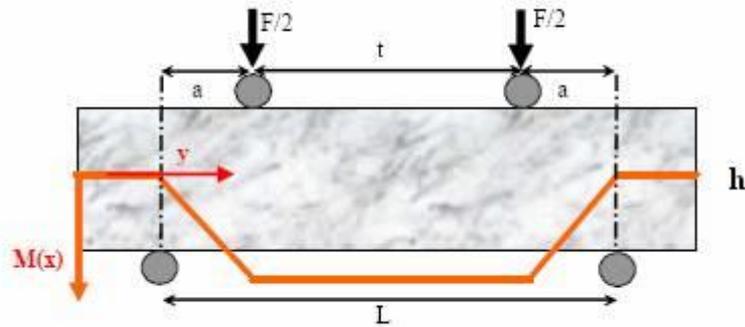


Figura 4-7. Distribución de momentos en un ensayo a flexión en cuatro puntos.

La siguiente figura, Figura 4-8, muestra la probeta y el sistema de carga en una de estas pruebas, donde $h = 10$ mm, $L = 70$ mm y $t = 15$ mm. La frecuencia de prueba fue de 8 Hz y la relación de tensión, $R = 0.1$.

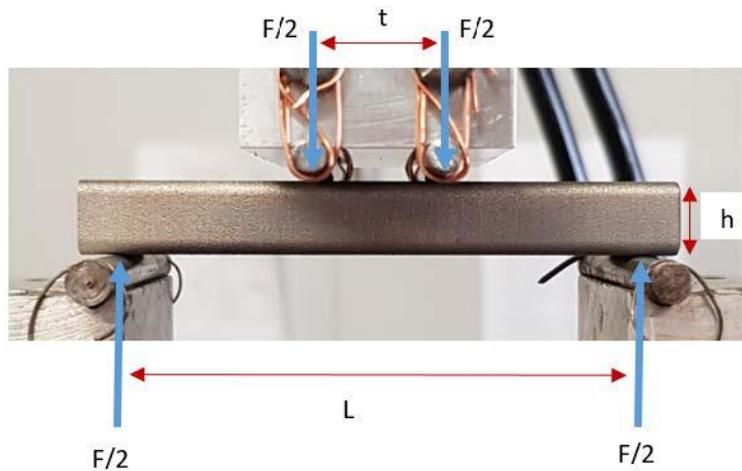


Figura 4-8. Configuración de pruebas de flexión de cuatro puntos.

Aplicando los conceptos de mecánica de resistencia de materiales, la tensión máxima de tracción, que se obtiene en la superficie inferior de la muestra se calcula según la expresión [39]:

$$\sigma_{m\acute{a}x} = M_{m\acute{a}x} \frac{1}{I} \frac{h}{2} = \frac{F L - t}{2} \frac{1}{I} \frac{h}{2} = \frac{F(L - t)}{20 \cdot 1761,66}$$

Donde F es la carga aplicada, I el momento de inercia y los parámetros L, t y h vienen representados en la Figura 4-8.

En primer lugar, se van a adjuntar fotos del equipo usado para la realización de los ensayos de flexión en cuatro puntos en el Laboratorio de Ingeniería Mecánica (ETSI).



Figura 4-9. Equipo usado para el ensayo de flexión en cuatro puntos.



Figura 4-10. Equipo usado para el ensayo de flexión en cuatro puntos.

A continuación, se van a adjuntar fotos de las secciones por las que han roto cada una de las muestras ensayadas realizadas mediante una lupa proporcionada por el Laboratorio de Ingeniería Mecánica (ETSI).

➤ **As Built**

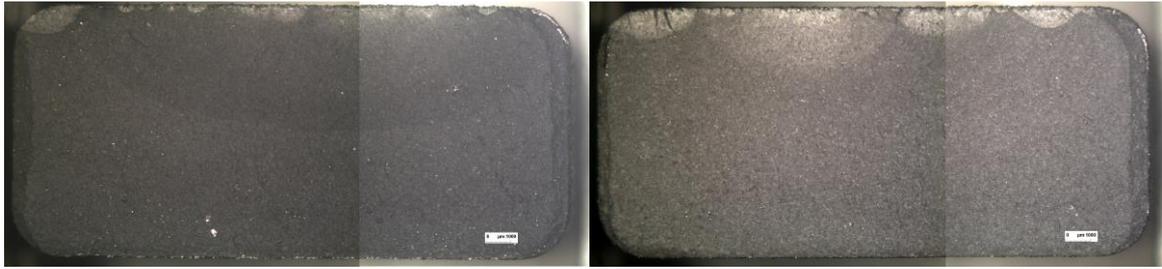


Figura 4-11. Fotos de las muestras B1S1_SUP (a la izquierda) y B1S4_SUP (a la derecha).

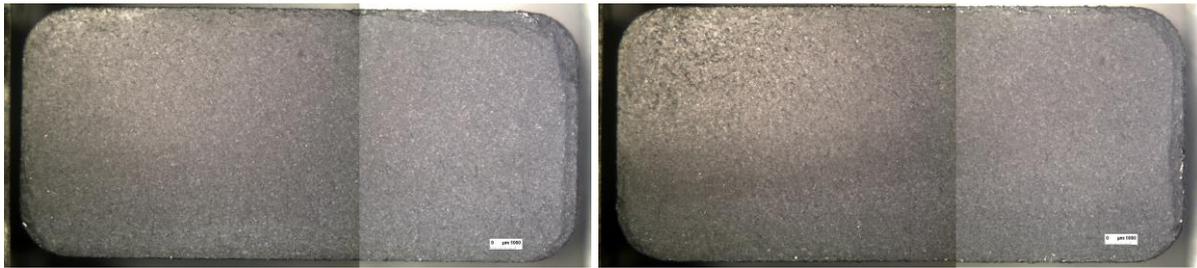


Figura 4-12. Fotos de las muestras B1S8_SUP (a la izquierda) y B1S9_SUP (a la derecha).

➤ **Laser Peening**



Figura 4-13. Fotos de las muestras B4S31 (a la izquierda) y B4S32 (a la derecha).

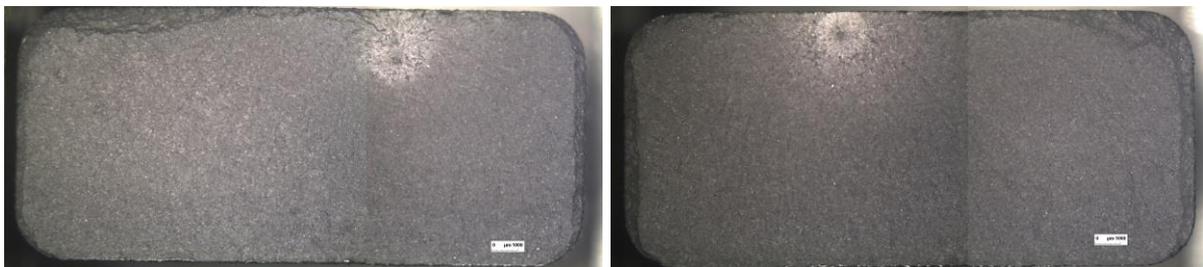


Figura 4-14. Fotos de las muestras B4S33 (a la izquierda) y B4S34 (a la derecha).

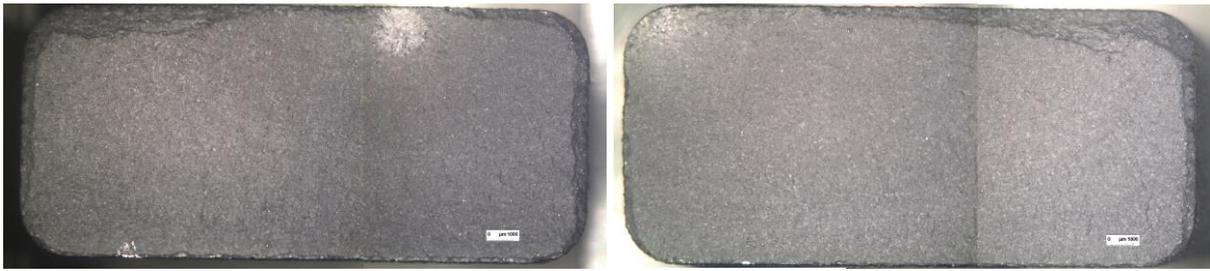


Figura 4-15. Fotos de las muestras B4S35 (a la izquierda) y B4S36 (a la derecha).

➤ **Shot Peening**

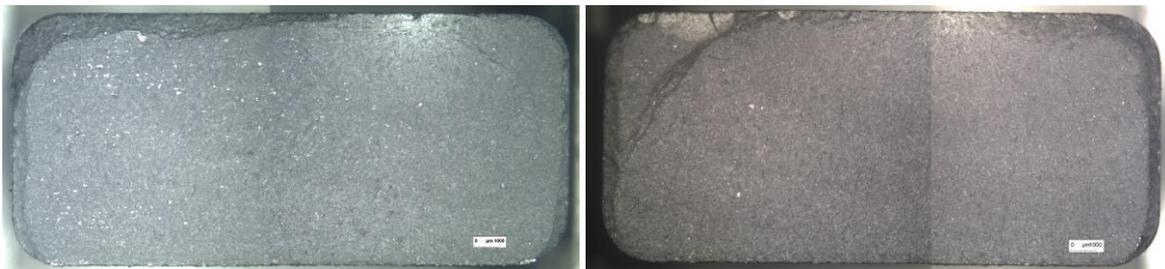


Figura 4-16. Fotos de las muestras B1S1_INF (a la izquierda) y B1S4_INF (a la derecha).



Figura 4-17. Fotos de las muestras B1S5_SUP (a la izquierda) y B1S9_INF (a la derecha).



Figura 4-18. Foto de la muestra B2S12_INF

➤ **Shot Peening + CASE**



Figura 4-19. Fotos de las muestras B2S11_INF (a la izquierda) y B2S11_SUP (a la derecha).



Figura 4-20. Fotos de las muestras B2S12_SUP (a la izquierda) y B2S14_INF (a la derecha).

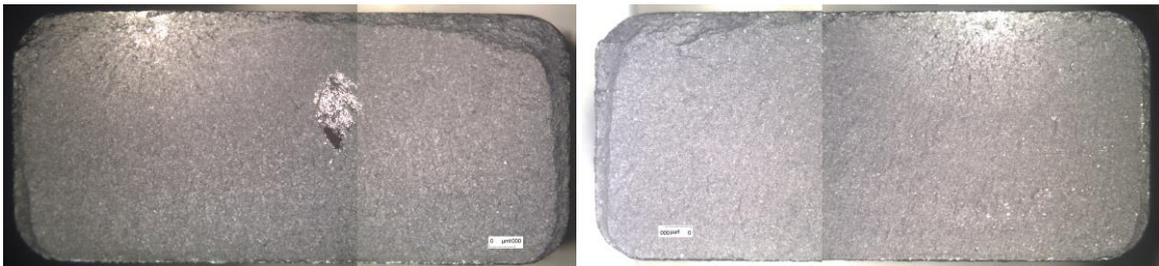


Figura 4-21. Fotos de las muestras B2S14_SUP (a la izquierda) y B2S15_SUP (a la derecha).

➤ **HIP**



Figura 4-22. Fotos de las muestras B5S37 (a la izquierda) y B5S38 (a la derecha).

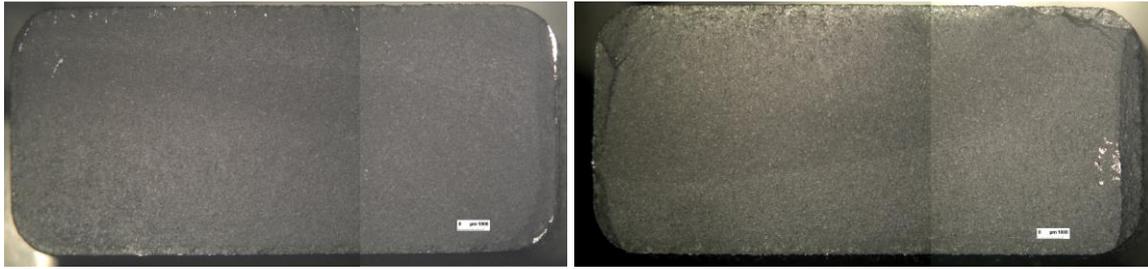


Figura 4-23. Fotos de las muestras B5S39 (a la izquierda) y B5S41 (a la derecha).



Figura 4-24. Foto de la muestra B5S42.

Además, se van a mostrar los resultados obtenidos tras la realización de los ensayos en función del tratamiento superficial aplicado.

Durante las pruebas iniciales aparecieron algunos problemas que invalidaron dos pruebas. Es por eso por lo que solo hay cuatro resultados de prueba para el tratamiento As Built. Para facilitar la comparación con otros datos de la literatura, la amplitud de la tensión está representada por σ_{eff} , que es la tensión máxima equivalente para una relación de tensión $R = -1$ [31].

$$\sigma_{eff} = \sigma_{m\acute{a}x} \left(\frac{1 - R}{2} \right)^{0.28}$$

donde $\sigma_{m\acute{a}x}$ es la tensión máxima aplicada en pruebas con $R = 0.1$.

Tabla 4-4. Resultados obtenidos tras los ensayos de flexión en cuatro puntos según tratamiento aplicado.

TRATAMIENTO	MUESTRA	$F_{max}(N)$	$S_{max}(MPa)$	$S_{eff}(MPa)$	Ciclos
AS BUILT	B1S1	17800	694.7	555.5	7226
	B1S4	15000	585.4	468.1	16214
	B1S8	11216	437.7	350	47256
	B1S9	8652	337.7	270	254569
SHOT PEENING	B1S4-INF	17800	694.7	555.5	20111
	B1S5-SUP	15000	585.4	468.1	93741
	B1S8-INF	11216	437.7	350	5.00E+06
	B1S9-INF	20470	798.9	638.8	45992
	B2S12-INF	20470	798.9	638.8	60634
	B1S1-INF	17800	694.7	555.5	26391
LASER PEENING	B4S31	15000	585.4	468.1	3099304
	B4S32	17800	694.7	555.5	753603
	B4S33	20470	798.9	638.8	99143
	B4S34	15000	585.4	468.1	1549217
	B4S35	20470	798.9	638.8	84338
	B4S36	17800	694.7	555.5	358227
SHOT PEENING + CASE	B2S11-INF	17800	694.7	555.5	407598
	B2S11-SUP	20470	798.9	638.8	48335
	B2S12-SUP	15000	585.4	468.1	324231
	B2S14-INF	20470	798.9	638.8	31594
	B2S14-SUP	17800	694.7	555.5	506325
	B2S15-SUP	15000	585.4	468.1	1590701
HIP	B5S37	20470	798.9	638.8	6623
	B5S38	15000	585.4	468.1	16548
	B5S39	11216	437.7	350	85509
	B5S40	8652	337.7	270	5.00E+06
	B5S41	15000	585.4	468.1	14904
	B5S42	11216	437.7	350	75812

A partir de los resultados obtenidos se va a analizar la vida a fatiga de las diferentes muestras que han sido ensayadas. La siguiente figura, Figura 4-25, muestra los resultados de las pruebas con las líneas ajustadas para cada grupo. Cada grupo se identifica con un símbolo diferente. Para cada prueba, el símbolo se muestra como sólido si el fallo se inició desde el interior y hueco si, en cambio, se inició desde la superficie.

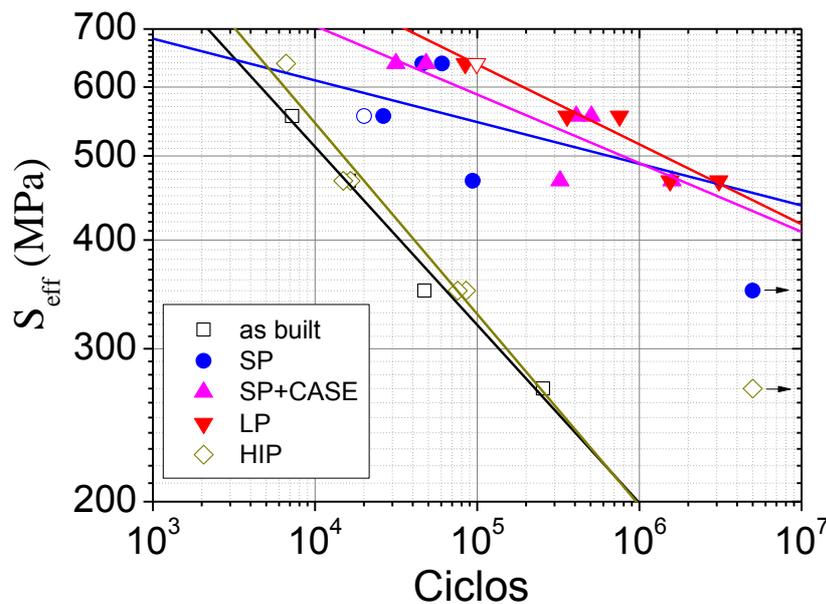


Figura 4-25. Resultados de fatiga tras los ensayos en función del tratamiento aplicado.

Primeramente, puede verse fácilmente que los grupos As Built y HIP presentan unos resultados claramente peores que el resto de los lotes de muestras. Son, por lo tanto, las probetas menos resistentes a fatiga. El grupo con tratamiento de shot peening aplicado presentan valores de resistencia mayores respecto a las muestras As Built, especialmente para ciclos de fatiga altos. No obstante, las muestras del grupo de SP + CASE incrementen esta resistencia obteniéndose unas vidas casi diez veces superiores a las presentadas por las de SP. Esta mejora en los resultados puede deberse a que, como se ha comentado con anterioridad, en el tratamiento de SP + CASE el acabado isotrópico proporciona beneficios adicionales, reduciendo la rugosidad superficial consecuencia de la aplicación de los tratamientos de SP. Finalmente, las piezas cuyas superficies han sido tratadas con LP resultan ser, como puede comprobarse, las que mayor resistencia a fatiga presentan entre todas las muestras estudiadas en este proyecto. De esta forma, se puede confirmar la ventaja principal que este procedimiento presenta frente al resto, que ya fue representada en la Figura 4-5. La introducción de una capa de compresión muy profunda (entre 5 y 10 veces más profundas que en el SP convencional) con una plastificación mínima hace que las muestras de LP hayan sido las que presentan mejores resultados a fatiga.

Por otra parte, teniendo en cuenta el punto de inicio de fallo en las muestras, en todas las piezas de los grupos As Built e HIP las grietas se iniciaron en la superficie. Respecto a las piezas con tratamientos de SP y LP aplicados, todas fallaron desde el interior, a excepción de una perteneciente al grupo de SP que presenta un defecto superficial y, una de LP en la esquina redondeada. Igualmente, las muestras de SP + CASE fallaron a través de grietas iniciadas en el interior. En la siguiente figura, Figura 4-26, se representan, a modo de ejemplo, dos superficies de fractura de las muestras que han sido ensayadas en este estudio con los puntos de inicio de grietas marcados con flechas.

En comparación con otros estudios, en los realizados por Fatemi et al. [40], igualmente se observaron diferentes mecanismos de iniciación de grietas en especímenes As Built y con tratamientos posteriores aplicados. Por ejemplo, se observó que las grietas en muestras de L-PBF Ti-6Al-4V As Built casi siempre se inician desde la superficie, mientras que las grietas en muestras tratadas se inician desde discontinuidades de la superficie o defectos internos, coincidiendo con los resultados obtenidos en este proyecto. Además, en este trabajo, como ocurre en los estudios de Fatemi et al. citados, se puede ver como las muestras As Built presentan generalmente múltiples sitios de inicio de grietas en la superficie, mientras que las muestras con superficies tratadas tienen grietas que se inician a partir de un solo defecto, en su mayoría. En probetas As Built, estas grietas múltiples crecen independientemente hasta que comienzan a unirse, después de lo cual, las muestras generalmente fallan abruptamente. Esta interacción entre grietas de crecimiento independiente probablemente contribuye a la resistencia reducida a fatiga observada para estas muestras As Built [40].

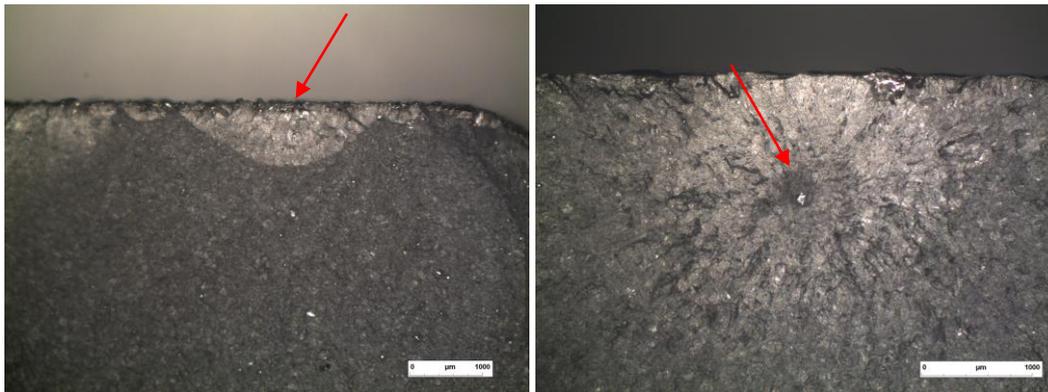


Figura 4-26. Detalles de los puntos de inicio en la superficie de fractura de las muestras: a) Sup B1S4 (As Built, Nf = 16214 ciclos); b) B4S31 (LP, Nf = 3099304 ciclos)

A continuación, se van a adjuntar y posteriormente representar las coordenadas de los puntos en los que se inicia el fallo para aquellas muestras en que el punto de propagación de la grieta se encuentra en el interior y no en la superficie, como ocurre, como se ha comprobado anteriormente, para casi la totalidad de las muestras correspondientes a los grupos SP, SP + CASE y LP. El sistema de referencia respecto al cual están expresadas estas coordenadas coincide con la esquina inferior izquierda del plano de rotura de la muestra, estando colocada de forma que el inicio de grieta se encuentra en la parte superior de dicha sección para todas las muestras. La ausencia de datos en la siguiente tabla se debe a que las grietas se iniciaron en la superficie, a excepción de las muestras B5S40 (HIP) y B1S8-INF (SP) que no presentan las coordenadas de los puntos de fallo debido a que no han roto tras la realización del ensayo.

Tabla 4-5. Localización de la iniciación de la grieta en cada prueba (distancias en mm).

AS BUILT	B1S1	-
	B1S4	-
	B1S8	-
	B1S9	-
SHOT PEENING	B1S1-INF	(13.96,9.79)
	B1S9-INF	(13.89,8.81)
	B2S12-INF	(16.18,9.55)
	B1S5-SUP	(15.91,9.78)
	B1S4-INF	-
	B1S8-INF	-
LASER	B4S31	(6.96,8.89)
	B4S32	(12.64,7.97)
	B4S33	-
	B4S34	(8.55,9.04)
	B4S35	(12.71,8.93)
	B4S36	(1.58,8.93)
SHOT PEENING+CASE	B2S11-INF	(14.86,9.50)
	B2S11-SUP	(11.71,9.20)
	B2S12-SUP	(1.56,8.68)
	B2S14-INF	(6.71,9.59)

	B2S15-SUP	(13.63,9.41)
	B2S14-SUP	(5.18,9.18)
HIP	B5S37	-
	B5S38	-
	B5S39	-
	B5S40	-
	B5S41	-
	B5S42	-

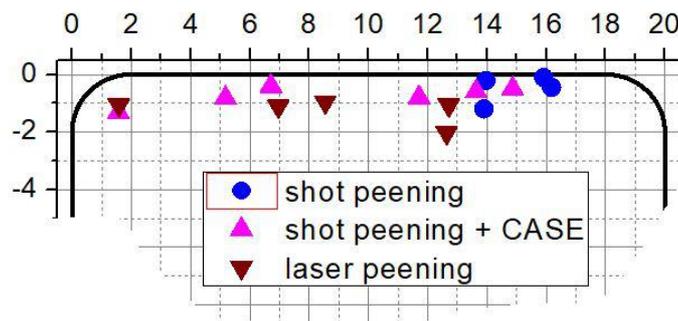


Figura 4-27. Localización de la iniciación de la grieta en cada prueba (distancias en mm).

Puede comprobarse que las grietas en las muestras de SP se inician tanto en la superficie como por debajo de esta mientras que para SP + CASE todas las grietas se inician debajo de la superficie. Esto puede deberse a la rugosidad y el efecto perjudicial del tratamiento de SP sobre la superficie, que puede provocar pequeñas microgrietas. Un tratamiento posterior de CASE reduciría la rugosidad y eliminaría esas grietas. La profundidad del campo de la tensión residual compresiva en el caso de las muestras de LP explica los puntos de inicio más profundos en este grupo, así como la mayor resistencia a la fatiga.

4.4. Análisis del efecto de diferentes parámetros sobre el comportamiento a fatiga

Aunque la fabricación aditiva ha ganado una gran atención debido a las ventajas que ofrece y actualmente es un tema de investigación, el diseño de componentes que utilizan dichos procesos aún está en su etapa inicial. Esto se debe al hecho de que la mayoría de los artículos procesados por tecnologías AM están sujetos a cargas cíclicas, y la información del comportamiento a fatiga de los metales de AM es mucho más escasa que la de los fabricados por métodos convencionales. Por lo tanto, se debe considerar una amplia gama de problemas, que incluyen defectos, tensiones residuales, acabado superficial, geometría y tamaño, orientación de la capa y tratamientos térmicos, que afectan al comportamiento a fatiga de los metales AM para comprenderlo mejor. Además, debido a la naturaleza multiaxial de la carga y las geometrías complejas típicamente fabricadas por los procesos de AM, el estado de tensión es a menudo multiaxial, que incluye tanto la tensión normal como cortante [40]. En este documento, los efectos de la rugosidad, los tratamientos superficiales y las tensiones residuales se discuten mediante el uso de algunos datos experimentales recientemente generados sobre Ti-6Al-4V. No obstante, también van a ser comentados otros parámetros que igualmente afectan al comportamiento a fatiga de los metales AM a pesar de que no se hayan realizado medidas experimentales que lo demuestren. Para ello, nos vamos a basar en datos aportados por otros estudios similares realizados hasta ahora.

Respecto a la geometría y tamaño, para las piezas metálicas fabricadas utilizando procesos AM basados en láser, varios estudios han revelado que las diferencias en el intervalo de tiempo entre capas, el tamaño de la pieza y la geometría pueden alterar la disipación de calor y, por lo tanto, la velocidad de enfriamiento experimentada durante la fabricación. Esto puede dar lugar a una distinción en los historiales térmicos experimentados por piezas con diferentes geometrías / tamaños, que pueden afectar la microestructura, las distribuciones de defectos y las propiedades del material. Por lo tanto, dado que las piezas de AM con diferentes tamaños y / o geometrías

fabricadas con parámetros y materiales de proceso idénticos pueden no mostrar un comportamiento mecánico similar, las propiedades de fatiga de muestras de laboratorio representativas pequeñas pueden no representar con precisión las de las piezas a gran escala [40].

4.4.1. La orientación de la capa

La orientación de la capa es uno de los factores que puede influir significativamente en el comportamiento mecánico y a fatiga de los metales fabricados de forma aditiva. Es bien conocido que el resultado del SLM es normalmente una microestructura anisótropa, con orientación preferente de los granos y defectos [41], [42], lo que influye generalmente sobre la dependencia de la resistencia a fatiga de la dirección de aplicación de la carga. Dicha dependencia será mayor o menor en función del material de que se trate y los parámetros de fabricación empleados. Sin embargo, la influencia principal sobre la direccionalidad de la resistencia a fatiga es la anisotropía de los defectos, principalmente los debidos a falta de fusión [41]. La orientación de los defectos LOF contenidos dentro de la muestra es aproximadamente perpendicular a la dirección de fabricación por lo que, a medida que cambia la relación entre dirección de fabricación y la dirección de carga, también cambia el área donde se proyectan los defectos LOF en un plano perpendicular al eje de carga. Por lo tanto, el área proyectada del defecto aumenta a medida que la orientación de la capa y la dirección de carga se acercan a ser perpendiculares y disminuyen a medida que se acercan a ser paralelas. Se observó que la vida de fatiga disminuía a medida que aumentaba esta área. Estos defectos tienen mayor dimensión en la dirección de las capas del proceso (Figura 4-28), actuando sobre la resistencia a fatiga y fractura de la misma forma que una microgrieta paralela a esas capas, lo que hace que normalmente sea menor la resistencia a fatiga cuando la carga cíclica se aplica en dirección perpendicular a las capas del material. Los tratamientos como el recocido con solución o HIP se pueden usar para reducir la direccionalidad de la microestructura, así como el tamaño y la nitidez de los defectos. Su efectividad para la AM basada en láser puede variar según el material y el gas de protección utilizado [40].

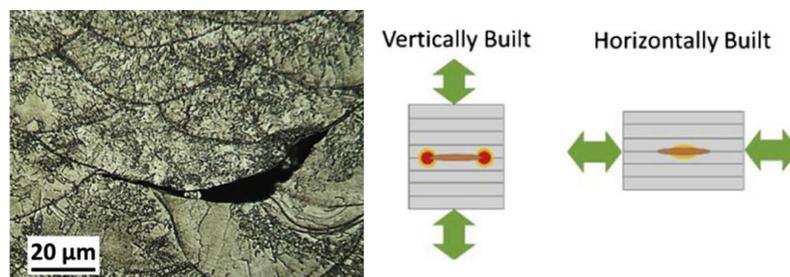


Figura 4-28. Defecto por falta de fusión y esquema sobre su efecto en la direccionalidad de la resistencia [41].

Una muestra de este efecto de la direccionalidad puede verse en la Figura 4-30 (grupo de muestras de la parte superior) [42], en la que se muestra la resistencia a fatiga de una aleación AlSiMg con la dirección de la carga a 0° y las capas a 0° , 45° y 90° . Se puede apreciar claramente que el límite de fatiga en el caso de la carga en la dirección de las capas es prácticamente el doble que cuando la carga se aplica a 45° o 90° respecto al plano de las capas. Sin embargo, no en todos los casos se aprecia esa diferencia en relación a la dirección de aplicación de la carga. La Figura 4-29 (grupo de muestras de la parte inferior) [42], muestra los resultados de otras tres series de probetas construidas con los mismos parámetros que las anteriores y con el mismo tratamiento (T6), pero durante cuya fabricación se mantuvo la cámara a 300°C (puntos grises). Puede verse que la diferencia de las curvas de fatiga entre las tres direcciones de aplicación de la carga es muy pequeña. Independientemente de que en algunos casos las diferencias entre resistencias en diferentes direcciones sean pequeñas, normalmente se considera de forma general que la dirección de las cargas cíclicas perpendicular a los planos de las capas es la más desfavorable desde el punto de vista de resistencia a fractura y fatiga [11].

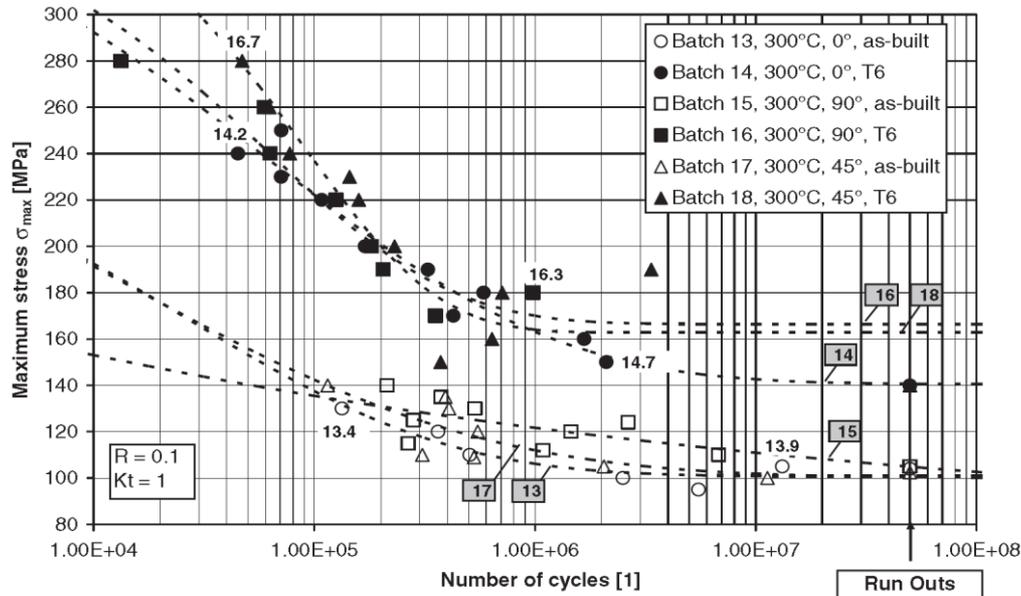


Figura 4-29. Resultados de ensayos de fatiga en tres direcciones diferentes de carga para diferentes temperaturas de fabricación [42].

Al efecto de los diferentes parámetros que afectan al resultado de la fabricación y los tipos de problemas que pueden presentarse desde el punto de vista resistente, se ve la gran dispersión de los resultados obtenidos, tanto dentro de una misma producción como entre lotes de piezas producidas en similares condiciones teóricas, entre los que se pueden apreciar grandes diferencias. En cierta medida, puede decirse que dos máquinas diferentes con las mismas características teóricas pueden generar diferentes resistencias a fatiga de piezas producidas con los mismos parámetros [11].

4.4.2. Los defectos

El comportamiento a fatiga de los materiales de AM puede verse muy afectado por la presencia de tales defectos, causando concentradores de tensiones. Durante el proceso se producen diversos tipos de defectos, como son poros con gas atrapado, normalmente con geometría próxima a esférica, puntos con falta de fusión o partículas de polvo no fundidas, lo que da origen normalmente a defectos con forma de microgrietas, con bordes agudos. Tanto la porosidad como los defectos dependen en gran medida de los parámetros empleados en la fabricación tales como la velocidad del haz, de su separación entre pasadas y de las trayectorias del haz en cada una de las pasadas [43]. La medida en que el comportamiento a fatiga se ve influenciado por los defectos depende de la ductilidad presente en el material y, por lo tanto, de la microestructura producida, que a su vez se ve afectada por el proceso de fabricación y el tratamiento térmico de post-fabricación utilizado [40].

Li et al [40], tras revisar exhaustivamente los estudios de fatiga de AM Ti-6Al-4V, que incluyen piezas fabricadas mediante L-PBF, E-PBF y DED bajo carga cíclica uniaxial, descubrieron que los defectos internos en forma de porosidad y falta de fusión (LOF) se encuentran entre los factores clave que pueden afectar significativamente el comportamiento a fatiga de los materiales de AM.

El complejo ciclo térmico durante la fabricación de piezas de AM, junto con las variaciones en la geometría de la pieza, puede influir en la orientación y la geometría de los defectos. Además, se ha informado que las características de los defectos (es decir, el tipo de defecto, el tamaño, la forma y la ubicación) pueden afectar significativamente la vida de fatiga de las piezas de AM, especialmente en el régimen de fatiga de ciclo. Shrestha et al [44], informaron que los vacíos de LOF son más perjudiciales para el rendimiento de fatiga uniaxial debido a su forma irregular, ya que pueden causar una mayor concentración de estrés, en comparación con los poros de gas atrapados que son típicamente esféricos. En los estudios de Fatemi et al. [40], la mayoría de los poros observados eran circulares con un tamaño que oscilaba entre 5 y 80 μm . En algunos casos, también se observaron vacíos de formas irregulares con una longitud de hasta 500 μm , que se formaron debido a la LOF o la coalescencia de múltiples bolsas de gas. Por otra parte, en general, los estudios han demostrado que los defectos más cercanos a la superficie pueden ser más perjudiciales para la resistencia a la fatiga, ya que estos defectos

suelen experimentar mayores tensiones locales. Este problema se puede solucionar modificando la estrategia de fusión durante la fabricación para minimizar la formación de defectos cerca de la superficie de la pieza [40].

La siguiente imagen representa los defectos más comunes en la aleación L-PBF Ti-6Al-4V. Un ejemplo de vacío LOF se muestra en la Figura 4-30 (C). Estos defectos fueron fatiga de inicio de grietas. En la Figura 4-30 (B) se muestra un ejemplo de agrietamiento a partir de una porosidad, y en la Figura 4-30 (D) se muestra un ejemplo de iniciación y crecimiento de agrietamiento a partir de huecos LOF [40].

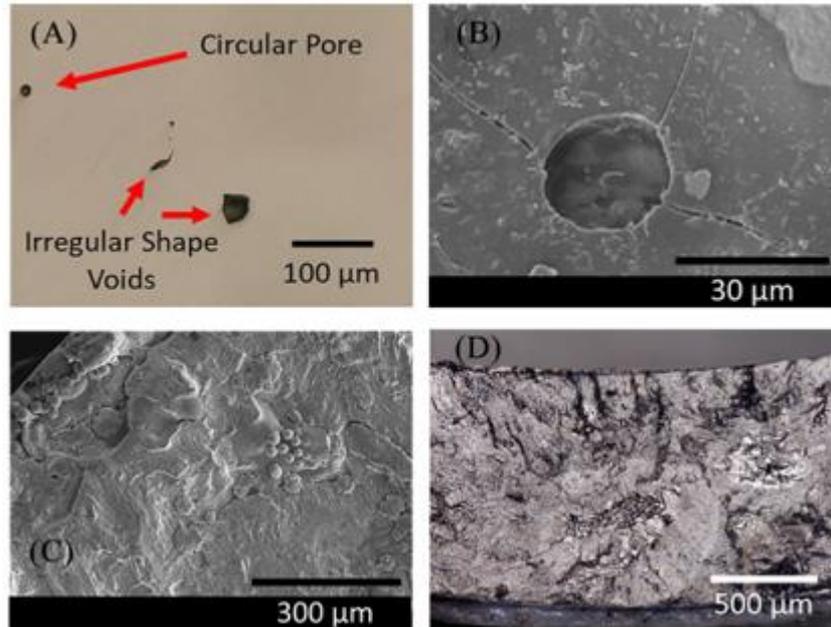


Figura 4-30. Imagen representativa de los defectos más comunes en la aleación L-PBF Ti-6Al-4V [40].

En un estudio reciente de Torries et al. [45], se investigó el comportamiento a fatiga de muestras de L-PBF Ti-6Al-4V que se sometieron a recocido a $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ en una atmósfera de argón (Ar) durante 1 hora para minimizar los esfuerzos residuales derivados de la fabricación. En lugar de defectos de LOF, se encontró que las grietas se iniciaron a partir de poros subsuperficiales más pequeños y más esféricos. En ausencia de LOF y de poros grandes, informaron que la vida de fatiga uniaxial de las muestras de L-PBF Ti-6Al-4V es ligeramente inferior [40].

En el estudio realizado por Fatemi et al. [40], también se implementó un análisis tridimensional de defectos en los resultados de la tomografía computarizada para muestras de L-PBF Ti-6Al-4V antes y después del tratamiento con prensado isostático en caliente (HIP). En la siguiente figura se comprueba que el número de defectos mayores de $200\text{ }\mu\text{m}$ se reduce significativamente después de HIPing, con solo un defecto mayor que este tamaño restante. Debido a que un mayor número de defectos de mayor tamaño conduce a una mayor probabilidad de que se inicien grietas a partir de defectos, se espera que las muestras HIPed tengan un mejor rendimiento de fatiga en comparación con las que no tienen HIP [40]. No obstante, esto no es lo que ocurre en este proyecto. Todas las muestras presentan puntos de inicio de grietas en la superficie, y una resistencia a fatiga que apenas varía de la de las probetas As Built.

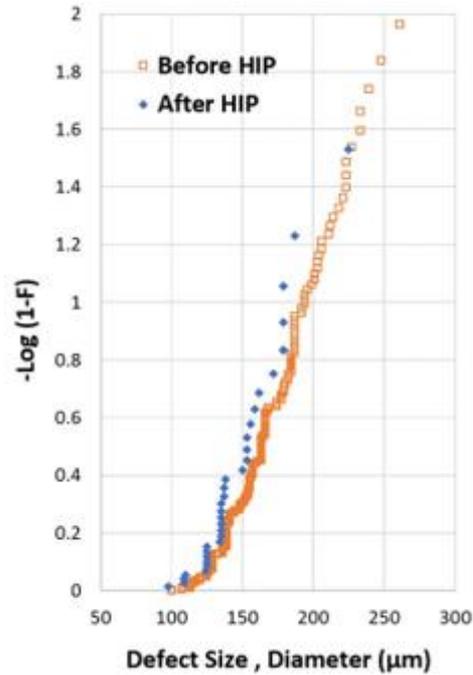


Figura 4-31. Comparación de las distribuciones de los defectos antes y después del prensado isostático en caliente (HIP). El voxel es un cubo de lado de aproximadamente 30 µm [40].

Finalmente, en general, se cree que la resistencia a la fatiga de un componente está gobernada por los defectos más grandes. Sin embargo, el defecto esperado más grande inducido en un volumen de muestra podría diferir entre un gran número de componentes. Por lo tanto, se requiere una aproximación del posible tamaño máximo de defecto para predecir el rendimiento de fatiga. El concepto de Murakami de estadísticas de valor extremo (EVS) para modelar la distribución de defectos de AM, y para estimar el mayor defecto y su correlación con la vida y la fuerza de fatiga se ha adoptado recientemente en varios estudios [40].

4.4.3. La rugosidad

Es bien conocido el efecto perjudicial que provoca la presencia de rugosidad sobre la resistencia a fatiga. La superficie rugosa y las microfisuras en la superficie podrían ser los puntos potenciales para el inicio del fallo y, por lo tanto, conducir a una fractura temprana bajo carga cíclica [46].

Los elementos fabricados mediante SLM presentan una rugosidad característica originada como consecuencia de partículas de polvo semi fundidas en la superficie o debido a partículas prácticamente sin fundir pero que, sin embargo, a las que el haz de láser ha tocado suficientemente como para fundir la zona de contacto con otras fundidas o bien, sufren contacto con las partículas fundidas de la superficie durante la solidificación. En la siguiente figura se aprecia en el borde de la superficie de fractura una zona formada por partículas sin fundir totalmente, formando un perfil irregular en Ti-6Al-4V [47].

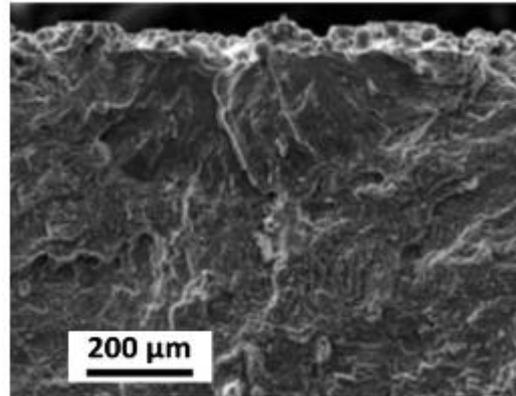


Figura 4-32. Superficies de fractura en cuyo borde se aprecian partículas mal fundidas [47].

Fatemi et al. [48], informaron que las operaciones de mecanizado podían mejorar de forma significativa las muestras de Ti-6Al-4V fabricadas mediante PBF. En la figura siguiente, Figura 4-33, se presentan muestras de Ti-6Al-4V fabricadas mediante AM, recocidas en condiciones de construcción idénticas con la única diferencia de que cada una de ellas tiene un acabado superficial característico. Puede comprobarse una ductilidad más alta en las muestras cuya superficie está pulida que en aquellas en las que la superficie está tal cual como han sido fabricadas, Figura 4-33 (a). Así mismo, se obtuvieron vidas a fatiga más largas en aquellas muestras con operaciones de mecanizado aplicadas. Sin embargo, a diferencia de lo convencional, en metales las curvas de tensión-vida son casi paralelas, en lugar de converger a niveles de tensión altos, Figura 4-33 (b).

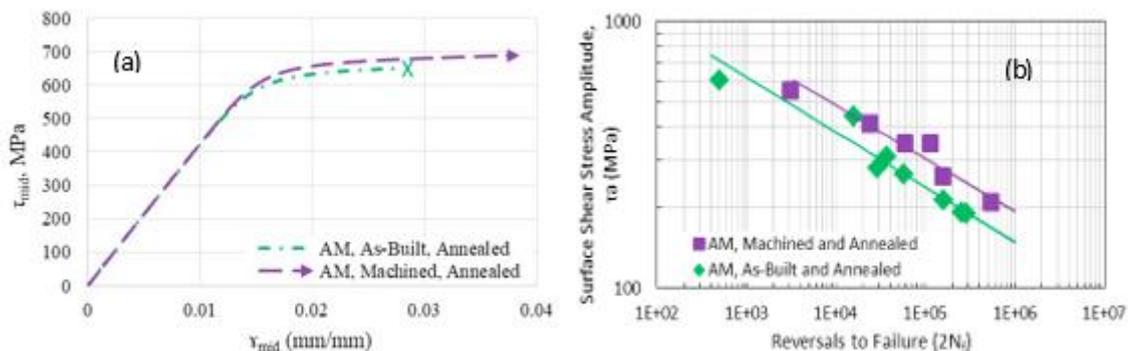


Figura 4-33. Efecto de los procesos de mecanizado sobre el acabado superficial [48].

Se ha comprobado como a través de procesos de mecanizado se mejora apreciablemente la resistencia de la pieza. Sin embargo, hay que tener en cuenta que, tratándose de piezas fabricadas mediante AM, de geometría compleja, no es posible remediar el problema de la rugosidad mediante su eliminación a través de procesos tales como el arranque de viruta [46]. Por lo tanto, la elección de las características de polvo adecuadas, así como la optimización del proceso de AM y los parámetros de diseño para obtener una superficie más suave son consideraciones importantes para mejorar el rendimiento de la fatiga de las piezas de AM [40]. Además, la dificultad del mecanizado en piezas de geometría compleja como las fabricadas mediante AM hace que sea necesario recurrir a tratamientos mecánicos superficiales que permitan acceder a zonas inaccesibles con herramientas tradicionales. Esta situación conduce a que tratamientos como el shot peening y el sand-blasting, entre otros, desempeñen un papel fundamental en la fabricación de piezas metálicas resistentes mediante SLM u otros procedimientos de AM. Estos tratamientos además de mejorar el acabado superficial introducen tensiones residuales de compresión, como se ha visto en capítulos anteriores [16]. En este apartado se va a estudiar en qué medida los tratamientos superficiales mejoran la rugosidad superficial de las muestras que se tratan en este proyecto.

4.4.3.1. Conceptos teóricos

Previamente a la importación de los datos experimentales, se va a realizar una breve introducción de conceptos teóricos fundamentales para crear un lenguaje apropiado.

La rugosidad o textura primaria, está formada por surcos o marcas dejadas por los agentes que atacan la superficie durante el proceso de mecanizado (herramienta, partículas abrasivas, acción química, etc.) y se encuentra superpuesta al perfil de ondulación [49].

La ondulación o textura secundaria es el conjunto de irregularidades repetidas en ondas de paso mucho mayor que la amplitud y que pueden ocurrir por diferencia en los movimientos de la máquina-herramienta, deformación por tratamiento térmico, tensiones residuales de forja o fundición, etc. Los espaciamientos entre las ondas (compresiones de ondulación) pueden ser de 100 a 1000 veces su amplitud [49].

A continuación, se van a definir diversos conceptos típicos cuando se habla de la rugosidad superficial de una pieza [49]:

- Superficie ideal. Es la superficie ideal, por definición sin errores, perfecta.
- Perfil Ideal. Perfil resultante del corte de una superficie ideal por un plano perpendicular. En algunas normas esta característica es denominada perfil nominal, y es el perfil ideal, por definición sin errores.
- Superficie Real. Es la superficie que limita al cuerpo y la separa del medio ambiente.
- Perfil Real. Es el perfil resultante de cortar una superficie real por un plano definido en relación a la superficie ideal. Limita la sección material y la separa del medio ambiente, incluida la ondulación.
- Perfil Efectivo. Imagen aproximada de un perfil real obtenido por un medio de evaluación o medición. El perfil efectivo es función de las características geométricas y físicas del instrumento de medición y de la técnica utilizada para su evaluación. No es filtrado y su diferencia con el perfil real es una cierta deformación causada por la imprecisión del aparato.
- Perfil de rugosidad. Se obtiene a partir del perfil efectivo por un instrumento de evaluación con sistema de filtrado (filtrado de ondas) para excluir otras irregularidades (ondulación, por ejemplo).

De acuerdo a las definiciones presentadas, se concluye que el perfil de rugosidad está superpuesto al perfil de ondulación, de allí la necesidad de contar con un sistema que permita excluir a este último para una medición de influencias indeseadas.

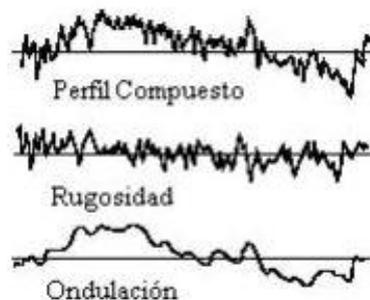


Figura 4-34. Perfiles de rugosidad y ondulación superficiales [49].

La definición de medición de textura superficial se realiza en forma geométrica, ante la imposibilidad de una definición funcional. Las definiciones geométricas son bastante abstractas porque están basadas en una línea de referencia que existe solamente en teoría. En este caso el sistema de referencia tomado es el siguiente: Sistema “M” o de la línea media [49].

En el sistema M, la línea de referencia utilizada es la Línea Media, que se define como la línea localizada en la parte media del perfil de rugosidad, con la misma forma que el perfil geométrico, dispuesta paralela a la dirección general del perfil, dentro de los límites comprendidos como base de medición, de modo que la suma de las áreas por encima de ella sea exactamente igual a la suma de las áreas que están por debajo [49].

Los parámetros de medición de rugosidad, basados en la Línea media “M” son agrupados en tres clases [49]:

- Los que se basan en la medida de la profundidad de la rugosidad.

- Los que se basan en medidas horizontales.
- Los que se basan en medidas proporcionales.

En este proyecto se han tomado parámetros que se basan en la medida de la profundidad de la rugosidad:

1. Ra – Rugosidad media aritmética.

Está definido como la media aritmética de los valores absolutos de las coordenadas de los puntos del perfil de rugosidad en relación a la Línea Media dentro de la longitud de medición L_m , Figura 4-35, [49].

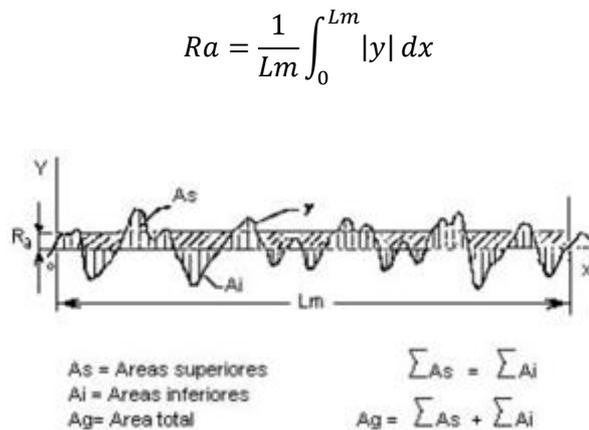


Figura 4-35. Rugosidad media aritmética, Ra, [49].

2. Rq – Rugosidad media cuadrática.

Está definido como la raíz cuadrada de la media de los cuadrados de las ordenadas del perfil efectivo en relación a la Línea Media en un módulo de medición [49].

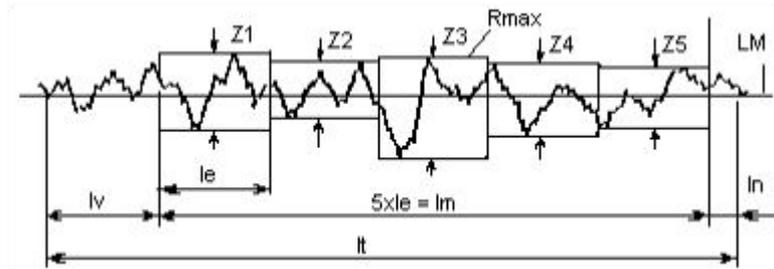
$$Rq = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L y^2 dx}$$

3. Rz – (DIN 4768) Rugosidad media.

Es la media aritmética de los valores de rugosidad parcial Z_i correspondientes a cada uno de los cinco módulos integrantes de la longitud de medición (el tramo individual de mayor Z_i se designa como $R_{\text{máx}}$) [49].

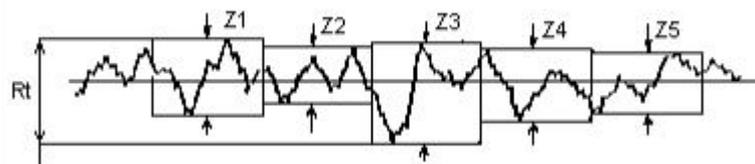
3.1. Z – Rugosidad parcial Z_i . Suma de las ordenadas (en valor absoluto) de los puntos más alejados de la Línea Media dentro de cada módulo, Figura 4-36. En la representación gráfica del perfil este valor corresponde a la distancia entre los puntos máximo y mínimo del perfil dentro del recorrido correspondiente a cada módulo de medición L_e [49].

$$R_z = \frac{1}{n} (Z_1 + Z_2 + \dots + Z_n)$$

Figura 4-36. Rugosidad parcial, Z_i , [49]

4. R_t – Profundidad total de la rugosidad.

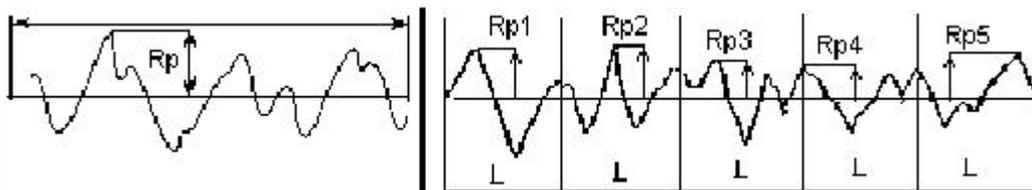
Es la distancia vertical entre el pico más alto y el valle más profundo dentro de la longitud de medición, Figura 4-37, [49].

Figura 4-37. Profundidad total de la rugosidad, R_t , [49].

5. R_p – Cresta mayor del perfil.

Distancia entre el punto más alto del perfil y la Línea Media, Figura 4-38, [49].

5.1. R_{pi} (R_y) – Profundidad de elevamiento: Es la distancia vertical entre el pico más alto y la Línea media dentro de cada módulo de medición, usado para el análisis de superficies y en la determinación de los parámetros R_p y R_{pm} , puede ser un parámetro auxiliar, Figura 4-38, [49].

Figura 4-38. Cresta mayor del perfil, R_p , [49].

4.4.3.2. Resultados experimentales

Para la medición de la rugosidad de las distintas muestras en estudio, se dispone de un rugosímetro facilitado por el Centro Andaluz de Metrología (CAM) que presenta las siguientes características:



Figura 4-39. Rugosímetro del CAM.

A continuación, se van a mostrar los resultados experimentales de los diferentes parámetros de la rugosidad obtenidos, agrupados en función del tratamiento superficial aplicado a las muestras. Se han realizado seis medidas totales a cada probeta con el fin de estimar un valor de rugosidad medio. En tres de ellas, la dirección en el que el palpador realiza la medición coincide con la dirección de fabricación de la pieza (dirección longitudinal), mientras que en las otras tres restantes, la dirección de medición del palpador es perpendicular a la dirección en que se fabrica la muestra (dirección transversal).

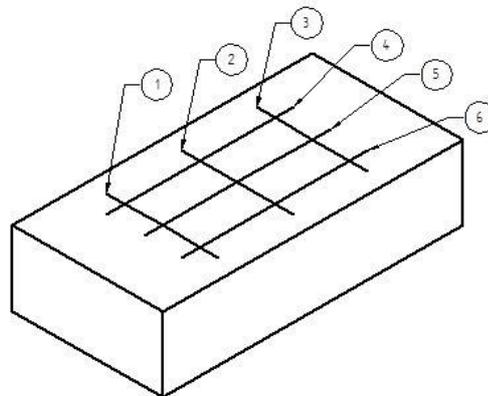


Figura 4-40. Direcciones de medición del palpador. (1,2,3) – Dirección transversal. (4,5,6) – Dirección longitudinal.

Diversos estudios recientes han demostrado que el parámetro Ra no es suficiente para estimar la rugosidad superficial de forma fiable. Esto se soluciona midiendo los parámetros generales de rugosidad junto con el radio de curvatura de los valles.

Tabla 4-6. Resultados de rugosidad obtenidos en función del tratamiento aplicado y la dirección de medición del palpador.

DIRECCIÓN DE MEDICIÓN DEL PALPADOR	TRATAMIENTO APLICADO	Ra (μm)	Rt (μm)	Rz (μm)	Rq (μm)
DIRECCIÓN TRANSVERSAL	AS BUILT	9,87	90,22	66,08	12,75
	LASER	9,04	71,88	57,24	11,39
	HIP	7,81	61,26	48,73	9,83
	SHOT PEENING	3,87	35,04	25,86	4,88
	SHOT PEENING+CASE	2,52	18,10	14,49	3,10
DIRECCIÓN LONGITUDINAL	AS BUILT	11,66	97,52	75,02	14,84
	LASER	10,19	81,01	64,83	12,87
	HIP	9,42	77,88	59,53	11,89
	SHOT PEENING	4,62	38,59	28,91	5,80
	SHOT PEENING+CASE	2,74	19,70	15,73	3,37

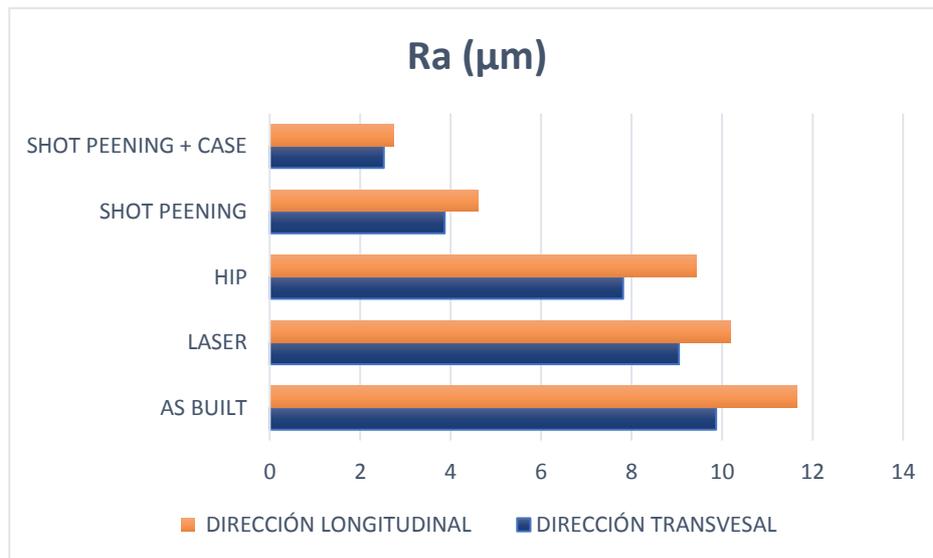


Figura 4-41. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro Ra.

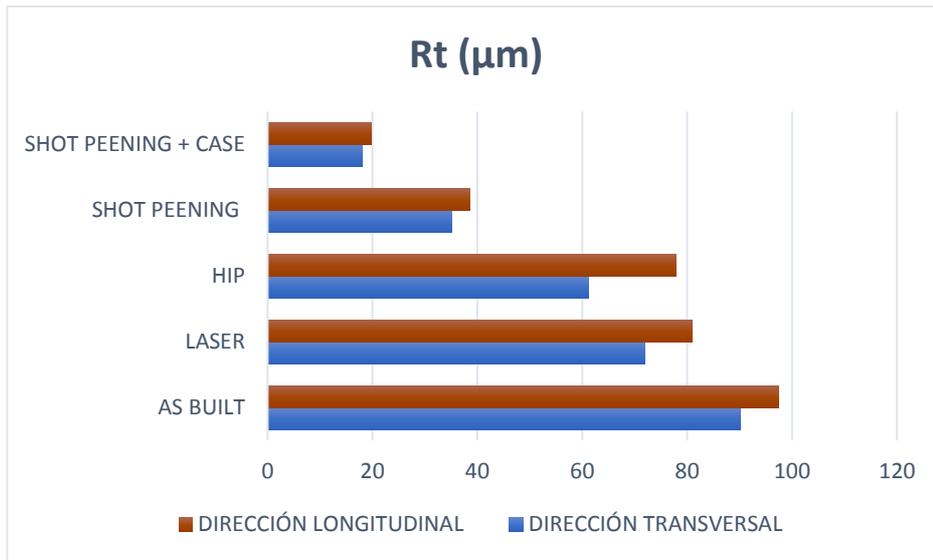


Figura 4-42. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro Rt.

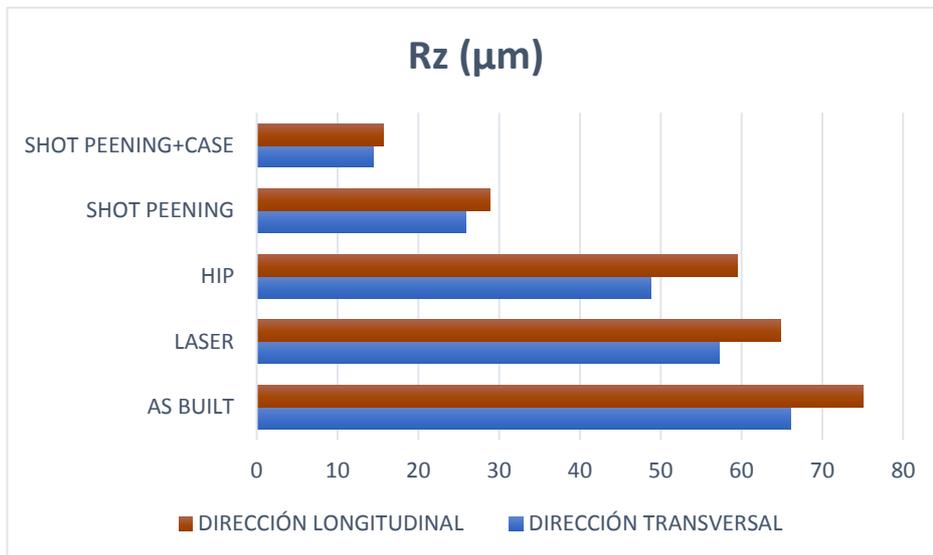


Figura 4-43. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro Rz.

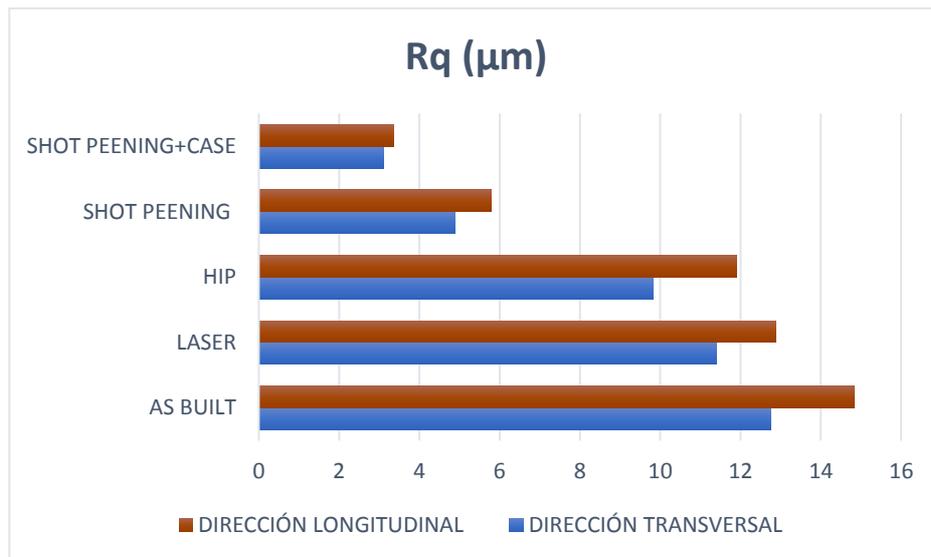


Figura 4-44. Resultados de rugosidad obtenidos para el parámetro R_q .

A partir de los datos recogidos en las tablas adjuntadas anteriormente, se va a realizar una comparación de los resultados obtenidos en función del tratamiento superficial aplicado y también según la dirección de medición del palpador del rugosímetro para cada uno de los parámetros de rugosidad medidos.

En las gráficas anteriores se puede observar una clara tendencia a la disminución de la rugosidad presente en las diferentes muestras en estudio en función del tratamiento superficial aplicado. Puede comprobarse que, independientemente de la dirección de medición del palpador, los valores de rugosidad en las muestras As Built, a las que no se les ha aplicado ningún tratamiento, son superiores al resto. A continuación, le siguen, según un orden decreciente de los valores de rugosidad superficial obtenidos, las muestras de LP, HIP, SP y SP + CASE. Por lo tanto, todos los tratamientos aplicados han resultado ser beneficiosos en mayor o menor medida para la reducción de la rugosidad presente en la superficie de las muestras.

La Tabla 4-7 muestra la rugosidad promedio medida en las direcciones transversal y longitudinal para cada grupo. Se puede observar que el SP reduce a casi un tercio la rugosidad original. El tratamiento SP + CASE, por su parte, reduce aproximadamente a la mitad los resultados obtenidos a través de la aplicación de SP a las muestras. Por lo tanto, teniendo en cuenta el estudio que se ha venido realizando hasta ahora, la combinación SP + CASE ha resultado el tratamiento superficial más eficaz para la disminución que el efecto perjudicial de la rugosidad provoca en el comportamiento a fatiga de estas probetas. Esto se debe a que, como se ha mencionado con anterioridad, el acabado isotrópico reduce la rugosidad y el efecto perjudicial que el tratamiento de SP convencional provoca cerca de la superficie. Realmente, lo que se busca con el acabado isotrópico es eliminar casi todos los picos mientras se mantienen los valles que resultan beneficiosos para la retención del lubricante, lo que justifica que la rugosidad disminuya en torno al 50%. A pesar de la notable mejoría que se produce sobre el efecto de la rugosidad superficial, las grietas en las probetas de SP se inician en el interior. Es por eso, que surge la pregunta de por qué se mejoran las vidas a fatiga de estas muestras. Aun no se dispone información suficiente para contestar a esta pregunta, pero se seguirá investigando para llegar a una conclusión.

Igualmente se puede comprobar que el tratamiento de LP apenas cambia la rugosidad primitiva, es decir, la correspondiente a las probetas del grupo As Built. A pesar de que, tras el análisis del comportamiento a fatiga de las muestras ensayadas en este proyecto realizado en el apartado anterior, las muestras de LP fueron las que resultaron ser las más resistentes a fatiga de todas las probetas estudiadas, en este caso, no presentan los mejores resultados de rugosidad medidos. Ya se comentó la explicación de los excelentes resultados a fatiga que se obtuvieron. La mayor profundidad de introducción de tensiones residuales de compresión fue el principal responsable de esta causa. No obstante, estos peores resultados de rugosidad pueden deberse a que mediante el tratamiento de LP se produce una sobrepresión más uniforme en un área más grande de la superficie para cada pulso del láser.

Por otra parte, los diferentes parámetros de rugosidad medidos para el caso de las probetas con el tratamiento HIP aplicado revelan que, al igual que los de LP, no producen una mejoría notable. El método HIP se centra

más en la reducción de las tensiones residuales. El objetivo principal de dicho tratamiento es, además de eliminar la anisotropía y tensiones residuales, reducir fuertemente las dimensiones de los poros de gases y defectos.

Finalmente, teniendo en cuenta la dirección de medición del palpador del rugosímetro, se observa que las muestras presentan una menor rugosidad superficial en la dirección transversal de la pieza independientemente del tratamiento superficial aplicado y el parámetro de rugosidad medido. Se comprueba que se produce una reducción en torno a un 10% de los valores de la rugosidad para cada tratamiento y parámetro correspondiente.

4.4.4. Las tensiones residuales

Las tensiones residuales se pueden definir como aquellas tensiones que permanecen en un cuerpo después de la fabricación en ausencia de fuerzas externas o gradientes térmicos. Prácticamente todos los procesos de fabricación introducen tensiones residuales en el artículo fabricado, así como; una carga de servicio extrema también puede cambiar el estado de tensión residual en el componente.

Como se ha comentado anteriormente, uno de los problemas asociados con el SLM es la tensión residual que resulta de los altos gradientes térmicos en el material durante el proceso de fusión. Varios factores, como los altos gradientes térmicos, la alta densidad de energía y, lo que es más importante, la rápida solidificación durante los procesos de AM, pueden causar tensiones residuales en las piezas de AM. Cuando se depositan nuevas capas, pueden producirse gradientes de tensión debido a la rápida transferencia de calor inducida por la fuente de calor. A medida que el calor se transfiere a través de las capas previamente solidificadas, la gran cantidad de energía térmica suministrada a las capas superiores da como resultado la expansión y, posteriormente, un rápido enfriamiento y contracción. Sin embargo, este movimiento está limitado por el material circundante, que induce tensiones residuales. Los esfuerzos de tensión residual son perjudiciales para el comportamiento de la fatiga y pueden provocar la distorsión de las piezas fabricadas [40]. Debido a ello, para mejorar el control de procesos y productos, el diseño, el rendimiento y el modelado, es cada vez más importante contar con procedimientos experimentales rigurosos para determinar las tensiones residuales con la mayor precisión posible [50].

Las tensiones residuales perjudiciales pueden eliminarse o, al menos, reducirse mediante el uso de parámetros de proceso de fabricación apropiados, orientaciones de capa adecuadas o con la aplicación de procesos de tratamiento térmico posteriores a la fabricación. Si quedan tensiones residuales significativas dentro del material antes de la aplicación, es necesario tenerlas en cuenta en el análisis de fatiga de las piezas fabricadas. En última instancia, comprender la distribución multiaxial de la tensión residual es esencial para el diseño confiable de los componentes y para evitar fallas prematuras [40]. Como consecuencia de ello, con el objetivo de conocer en mayor detalle el efecto que las tensiones residuales tienen sobre el comportamiento a fatiga en las probetas que se están estudiando, dichas tensiones residuales van a ser medidas mediante un equipo proporcionado por el Dpto. de Ingeniería Mecánica y Fabricación de la Universidad de Sevilla una vez que hayan sido ensayadas. Sin embargo, la medida de tensiones residuales es, independientemente del método elegido para ello, una tarea muy compleja.

Los métodos de medida de tensiones residuales se pueden clasificar en dos tipos fundamentales, los métodos destructivos y los no destructivos. Los métodos destructivos se basan en la eliminación de parte del material y la medición de la deformación antes de esta eliminación, la cual tiene relación con la magnitud de la tensión residual liberada, dañando de esta forma la pieza o parte de ella. A diferencia de los métodos destructivos, en los no destructivos, la pieza usada en la medición no sufre daño alguno y es posible su posterior utilización. La selección de la técnica depende de la información requerida y de la naturaleza de la muestra de medición. Los factores decisivos incluyen la profundidad de penetración de la medición, la escala de longitud a medir (macroscópica o microscópica), la resolución de la información requerida, y también la geometría de la composición y la ubicación de la muestra. Por otra parte, existen principalmente dos conjuntos de técnicas de medida de tensiones residuales: las basadas en la difracción y las basadas en la relajación de tensiones [38].

En el presente proyecto se ha usado el método del agujero ciego basado en la relajación de tensiones, para la medición de las tensiones residuales presentes en las probetas estudiadas. A continuación, se va a conocer en mayor detalle dicho proceso y los pasos seguidos para la obtención de los resultados.

4.4.4.1. Método del agujero ciego (Hole Drilling Method)

El método del agujero ciego es una técnica de relajación de tensiones cuyas principales ventajas son que provoca un daño muy localizado, que permite medir de forma más o menos rápida y sencilla hasta profundidades de 1-2 mm y que cuenta con un coste de equipamiento y consumibles muy inferior al de otras técnicas [51]. El principio que sustenta el método es el de alterar el equilibrio del estado tensional a través de un orificio de reducidas dimensiones. Una vez alterado el equilibrio podemos medir la deformación mediante el uso de unas bandas extensiométricas y obtener, en consecuencia, las medidas de las tensiones residuales [52].

ASTM E 837 es el estándar industrial aceptado para medir la tensión residual por el método Hole-Drilling. Esta norma describe cómo se debe aplicar el método de manera correcta, así como las ecuaciones que deben aplicarse para el cálculo de las tensiones residuales. Esta técnica se aplica en los casos en que el comportamiento del material es lineal-elástico.

Existe una amplia variedad de técnicas de medición de tensión residual, pero la perforación del orificio central es una de las más utilizadas. Es relativamente simple, económico, rápido y versátil, y puede ser de laboratorio y portátil. Sin embargo, lograr datos de tensión precisos y de alta calidad no es trivial. No obstante, existen documentos que proporcionan tanto al usuario inexperto como al experto una guía práctica para lograr mejores mediciones. Estas guías reúnen algunos de los antecedentes de la técnica, analiza los estándares actuales y resalta una serie de cuestiones clave cruciales para obtener una buena medición, en base a los aportes de expertos del Reino Unido y algunos de los hallazgos de los recientes ejercicios de intercomparación de esfuerzo residual de perforación de agujeros en el Reino Unido [50].

La técnica a menudo se describe como "semi-destructiva" ya que el volumen de material eliminado es relativamente pequeño y puede ser tolerado o reparado adecuadamente. Dado que la perforación del orificio causa algún daño, este método de prueba se debe aplicar solo en aquellos casos donde la pieza de trabajo es prescindible, o donde la introducción de un orificio poco profundo no afectará significativamente la utilidad de la pieza de trabajo [51]. Las limitaciones de este método de medición incluyen la relativamente pobre sensibilidad a la tensión y los errores e incertidumbres potencialmente grandes que pueden estar presentes debido a imprecisiones en la introducción del orificio (alineación, diámetro, concentricidad, perfil, profundidad, etc.), rugosidad de la superficie, planitud y preparación de la muestra. La perforación incremental del orificio central, que consiste en realizar la perforación en una serie de pequeños pasos, mejora la versatilidad del método y permite medir los perfiles de tensión y los gradientes, siempre que se sigan las técnicas de análisis adecuadas [50].

A continuación, se va a abordar el procedimiento recomendado para medir tensiones residuales utilizando la técnica de perforación incremental de orificio central. Está dirigido principalmente a las mediciones en materiales metálicos utilizando rosetas convencionales de medidor de tensión residual [50].

- 1) Instalación de una roseta e instrumentos especiales para medir la tensión residual.
- 2) Alineación y configuración del dispositivo de perforación.
- 3) Establecer la posición de inicio de profundidad cero (importante para la perforación incremental, menos para una única medición de profundidad completa).
- 4) Perforar, ya sea en una sola profundidad de orificio aproximadamente igual a la mitad del diámetro del orificio o en una serie de incrementos de profundidad para obtener alguna indicación de la variación de las tensiones con la profundidad.
- 5) Registro de las lecturas del medidor de tensión por separado en cada incremento de profundidad
- 6) Cálculo del estado de tensión residual inicial a partir de cálculos de reducción de datos.

A continuación, se van a detallar los pasos necesarios llevados a cabo para la obtención final de las tensiones residuales.

Previamente al uso del equipo de tensiones residuales hemos de preparar la superficie de la pieza de trabajo.

Se elige un área de superficie plana y uniforme lejos de los bordes y otras irregularidades como la ubicación de la colocación de la roseta dentro de la pieza de trabajo. La Figura 4-45 muestra esquemáticamente las tensiones residuales que actúan en la zona en la que se va a perforar el agujero. Se supone que estas tensiones son uniformes dentro de las direcciones x e y en el plano. La Figura 4-45 (a) muestra el caso en el que las tensiones residuales en la pieza de trabajo son uniformes en la dirección de la profundidad. Las tensiones en el plano son σ_x , σ_y , y

τ_{xy} , en todo el espesor. La Figura 4-45 (b) muestra el caso donde las tensiones residuales en la pieza de trabajo varían en la dirección de la profundidad. El método de cálculo descrito en este método de prueba representa el perfil de esfuerzo como una forma de escalera, donde los pasos de profundidad corresponden a los incrementos de profundidad utilizados durante las mediciones de perforación de orificio. En el paso de profundidad k , los esfuerzos en el plano son $(\sigma_x)_k$, $(\sigma_y)_k$, y $(\tau_{xy})_k$ [51].

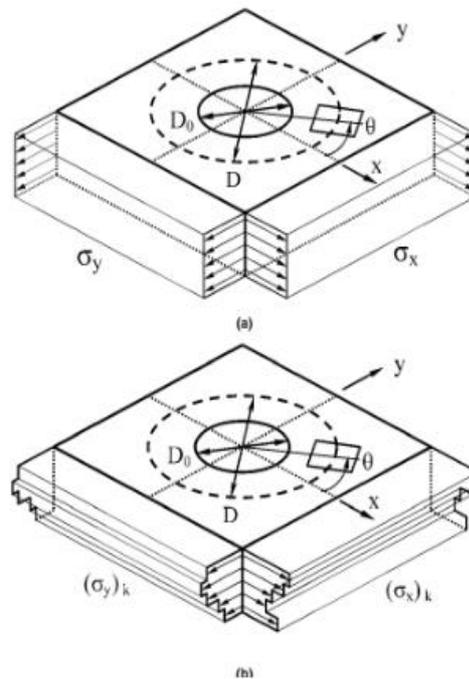


Figura 4-45. Geometría del orificio y tensiones residuales, (a) Tensiones uniformes, (b) Tensiones no uniformes [51].

Una superficie lisa suele ser necesaria para la aplicación de galgas extensiométricas. En el caso que se estudia se ha usado papel de lija de un grosor de 240 para alisar la superficie previamente a la colocación de las rosetas que contienen las galgas extensiométricas.

En general, la preparación de la superficie debe restringirse a aquellos métodos en los que se ha demostrado que no inducen tensiones superficiales residuales significativas. Esto es particularmente importante para piezas que contienen gradientes de tensión cerca de la superficie [51].

El siguiente paso consistiría en la colocación de la roseta, medidor de deformación.

En la siguiente figura, Figura 4-46, se ilustra esquemáticamente una roseta del tipo general con tres o más elementos del tipo general.

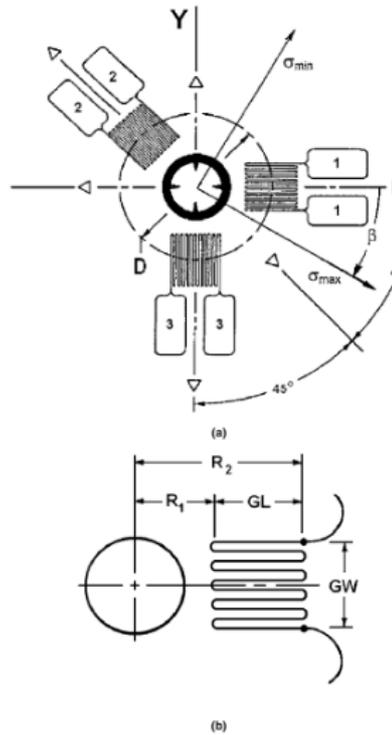


Figura 4-46. Geometría esquemática de una roseta de perforación de orificios típica de tres elementos, (a) Disposición de la roseta, (b) Detalle de un medidor de deformación [51].

Se dispone de varias rosetas diferentes para satisfacer una amplia gama de necesidades de medición de tensión residual. El uso de diseños de rosetas estandarizados simplifica enormemente el cálculo de las tensiones residuales. La Figura 4-47 muestra tres tipos diferentes de rosetas y la Tabla 4-8 enumera sus dimensiones [51].

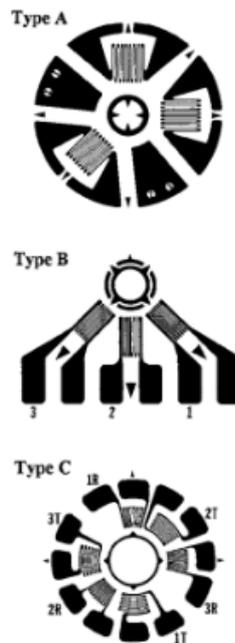


Figura 4-47. Tipos típicos de rosetas para el método de perforación de orificios [51].

Tabla 4-7. Dimensiones típicas de rosetas para el método de perforación de orificios [51].

Rosette Type	D	GL ^B	GW ^B	R ₁ ^B	R ₂ ^B
Type A					
Conceptual	D	0.309D	0.309D	0.3455D	0.6545D
1/8 in. nominal	0.101 (2.57)	0.031 (0.79)	0.031 (0.79)	0.035 (0.89)	0.066 (1.68)
1/8 in. nominal	0.202 (5.13)	0.062 (1.59)	0.062 (1.59)	0.070 (1.77)	0.132 (3.36)
1/8 in. nominal	0.404 (10.26)	0.125 (3.18)	0.125 (3.18)	0.140 (3.54)	0.264 (6.72)
Type B					
Conceptual	D	0.309D	0.223D	0.3455D	0.6545D
1/8 in. nominal	0.202 (5.13)	0.062 (1.59)	0.045 (1.14)	0.070 (1.77)	0.132 (3.36)
Type C					
Conceptual	D	0.176D	30° sector	0.412D	0.588D
1/8 in. nominal	0.170 (4.32)	0.030 (0.76)	30° (30°)	0.070 (1.78)	0.100 (2.54)

^A Dimensions are in inches (mm).

^B Rosette dimensions are defined in Fig. 2.

En el presente proyecto se utilizan rosetas del tipo A para la medición de las tensiones residuales, concretamente las definidas como EA-13-031RE-120.

Una vez que la roseta está colocada perfectamente en la superficie de la pieza a medir se procede a la medición de las tensiones residuales mediante el uso del equipo proporcionado por el departamento de ingeniería mecánica de la Universidad de Sevilla. A continuación, nos vamos a centrar en la descripción de dicho equipo y en detallar los pasos seguidos para la obtención de los resultados.

4.4.4.1.1. RESTAN. Sistema para la medición de tensiones residuales mediante la técnica del agujero ciego.

RESTAN es el sistema más avanzado actualmente disponible para medir tensiones residuales mediante el método de perforación de orificios. Es una técnica semi-destructiva en la cual las tensiones residuales se evalúan midiendo la relajación en el área inspeccionada como resultado de la perforación de un agujero ciego [53].

Este sistema simplifica, automatiza y computariza las operaciones involucradas en el método de la roseta de deformación, que antes era realizado por un operador, lo que permite un control directo y total de las pruebas [53].

En particular, las operaciones con mayor impacto en la precisión y confiabilidad de la evaluación de las tensiones residuales se han automatizado, por ejemplo, [53]:

- Centrado del eje de perforación con el centro de la roseta de deformación.
- Identificación automática del punto donde se debe comenzar la perforación del orificio y medición de la profundidad del orificio en cada paso de perforación.
- Perforación automática de orificios a incrementos específicos y medición de deformaciones relajadas.
- Medición del diámetro del orificio y la excentricidad.

La automatización y simplificación de estas operaciones ofrece ventajas significativas, de las cuales la más importante es que se pueden tomar muchas lecturas de tensión con gran precisión, en la profundidad del agujero. Este requisito es indispensable para medir el comportamiento de las tensiones residuales a través del espesor de la muestra. Para este propósito, el software de cálculo del sistema incluye procedimientos optimizados para procesar datos experimentales y calcular las tensiones residuales a través del espesor de la muestra, además de los que incluye la norma ASTM E837-01 [53].

El sistema se puede utilizar con amplificadores digitales de galga extensiométrica o con amplificadores analógicos de galga extensiométrica [53].

El sistema consiste en:

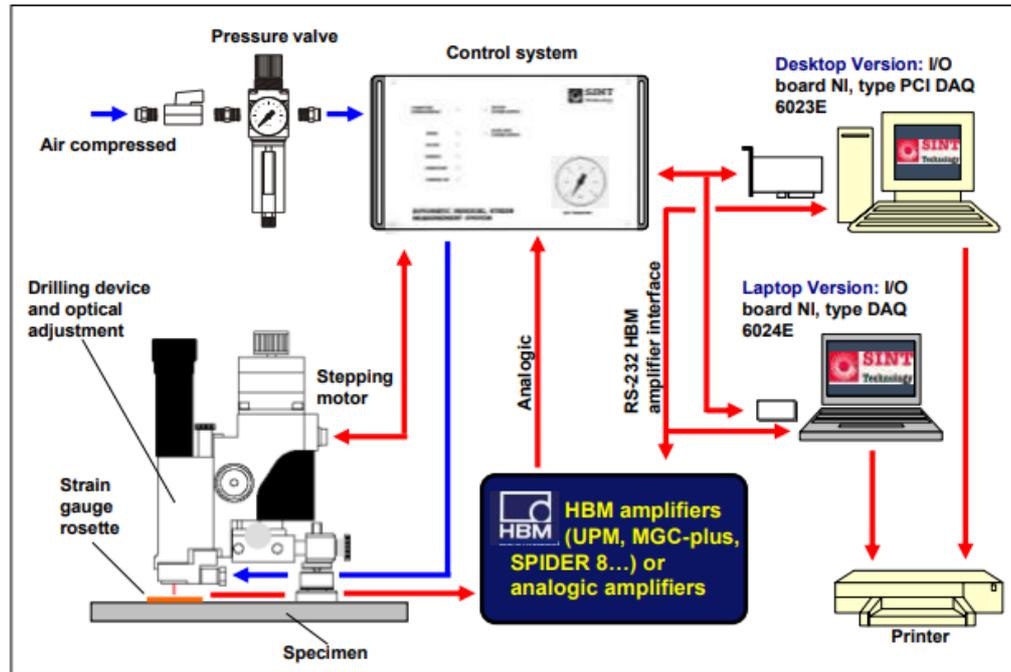


Figura 4-48. Diagrama del sistema en su configuración de prueba, con amplificadores digitales de medición de tensión HBM [53].

- Equipo para posicionamiento y perforación (dispositivo mecánico y óptico). Consiste en un pequeño centro de trabajo con tres ejes, que aloja una cabeza vertical con un microscopio y una turbina de aire de alta velocidad. Se utiliza para perforar agujeros de precisión con la ayuda de un sistema de centrado óptico, así como para medir el diámetro del agujero completado y su posición real con respecto a los puntos de referencia. La turbina girando a una velocidad de 400000 RPM, puede perforar orificios de diferentes diámetros dependiendo del tipo de fresa final utilizada [53].

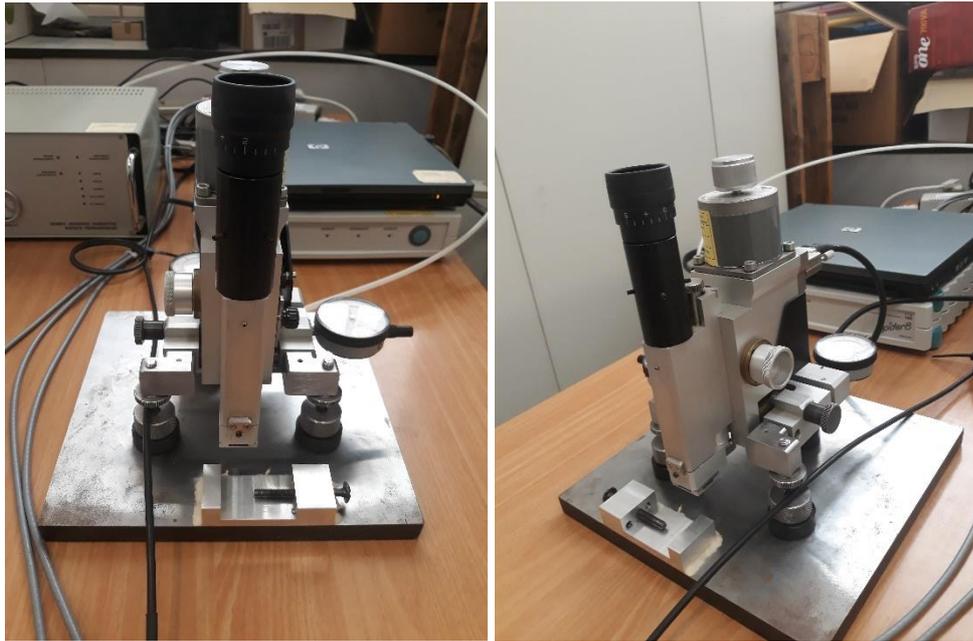


Figura 4-49. Dispositivo mecánico y óptico.

Tabla 4-8. Datos técnicos del dispositivo de perforación [53].

Altura	180	mm
Anchura	175	mm
Longitud	205	mm
Peso	4.6	kg
Velocidad máxima de la turbina	400000	rpm
Diámetro máximo de la fresa	2.2	mm
Presión de alimentación de la turbina	4-5	bar
Movimiento vertical rápido	60	mm
Movimiento vertical fino (accionado por el motor)	7	mm
Movimiento horizontal, ejes X e Y	6	mm
Rotación de la turbina	45	grados
Ajuste de pies	60	mm
Nivel de presión sonora (a 1 metro)	76	dB(A)

- Unidad de control (unidad de control electrónico). El dispositivo electrónico conecta la dispositivo mecánico y óptico y el sistema de adquisición y control de datos. En el panel frontal hay una serie de indicadores LED y un medidor de presión. La turbina de aire se alimenta a una presión que normalmente varía de 3.5 a 4.5 bar, que se muestra en el manómetro del dispositivo electrónico durante la operación [53].



Figura 4-50. Dispositivo electrónico (parte frontal).



Figura 4-51. Dispositivo electrónico (parte trasera).

Tabla 4-9. Datos técnicos del dispositivo electrónico [53].

Altura	140	mm
Anchura	245	mm
Longitud	220	mm
Peso	5.5	kg
Fuente de alimentación electrónica	220 (50/60 Hz)	V
Alimentación de aire comprimido	5 max	bar
Fusible	1.5	A

- Tarjeta de E/S. 16 entradas analógicas, campo de 12 bits de un solo extremo +/- 5 voltios [53].

Tabla 4-10. Datos técnicos de la tarjeta de E/S [53].

Salidas digitales	8
Entradas digitales	8
Contadores de 16 bits	2

Tras la breve descripción del equipo se van a seguir detalladamente los pasos seguidos para la realización de las mediciones.

Primeramente, debe posicionarse y conectarse la muestra al sistema a través del soldado de los cables que parten de los puertos del sistema electrónico a las correspondientes galgas extensiométricas de que se compone la roseta, Figura 4-52. Una vez hecho esto, el siguiente paso consiste en la alineación del centro de la roseta, punto en el que va a realizarse la perforación, con el extremo exterior de la broca, que consiste en una fresa.

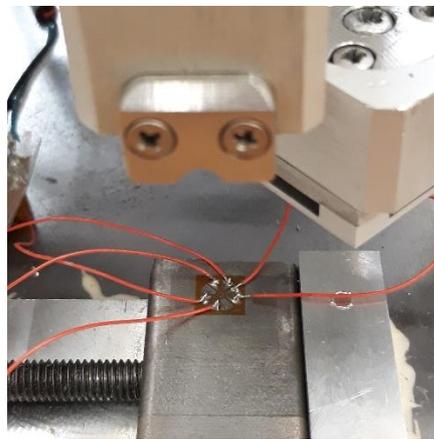


Figura 4-52. Conexión muestra-sistema.

A partir de aquí se va a usar uno de los programas del sistema, conocido como “RESTAN-RSM”. Se parte de la siguiente ventana en la cual aparecen todas las aplicaciones que se van a utilizar.



Figura 4-53. Menú principal RESTAN-RSM [53].

Lo primero que tenemos que hacer al iniciar el programa es configurar el tipo de roseta, los parámetros del material (Módulo de Young y Coeficiente de Poisson), la profundidad de la perforación y el instrumento usado. Estos datos se corresponden con los valores mostrados en la siguiente tabla:

Tabla 4-11. Parámetros usados en el programa de medición de tensiones residuales.

Roseta	Tipo A; EA-13-031RE-120
Módulo de Young	112 GPa
Coeficiente de Poisson	0.3
Profundidad del orificio	0.5 mm
Tipo de instrumento	Spider8

Todo esto debe ser introducido en la pantalla de Test Setup. Es en esta misma ventana donde también debe comprobarse que las galgas están correctamente conectadas al sistema. Esto se hace comprobando que los valores de las diferentes galgas se hacen cero clicando el botón de tarar, como se verá en la Figura 4-54.

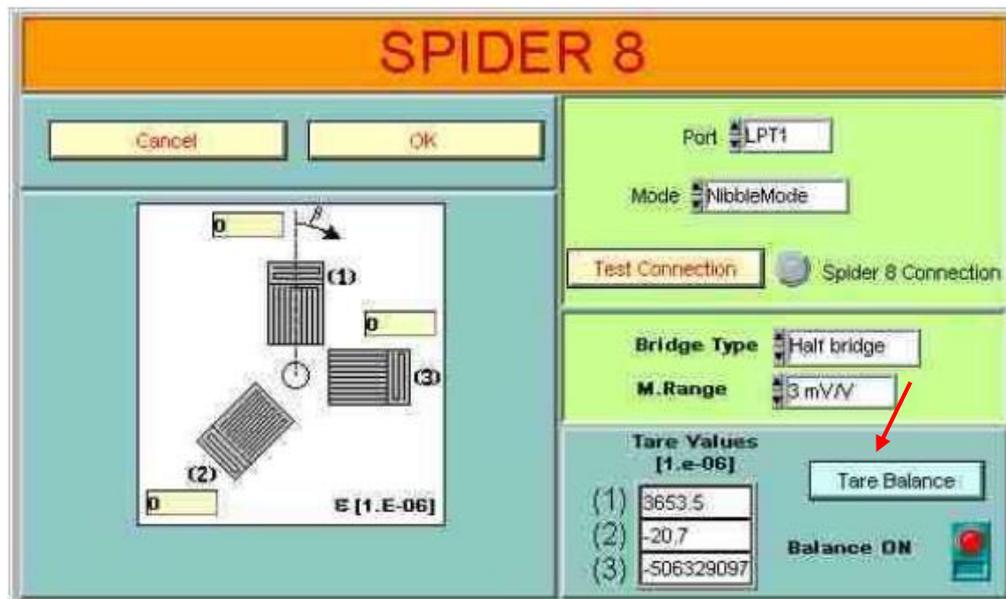


Figura 4-54. Panel de control de Spider8 [53].

Antes de taladrar el agujero, la fresa debe colocarse en el punto cero. Esto se define como el punto en el que se produce el contacto entre la herramienta y el metal. Esto se consigue accediendo a la ventana de “Positioning Control”, mostrada en la Figura 4-55. La turbina arranca y la fresa avanza con la velocidad establecida en 0,3 mm / min. Cuando el extremo llega a la superficie de trabajo, la alimentación se detiene y esto se muestra con un mensaje de advertencia. La posición actual se asume como referencia para la profundidad del orificio [53].

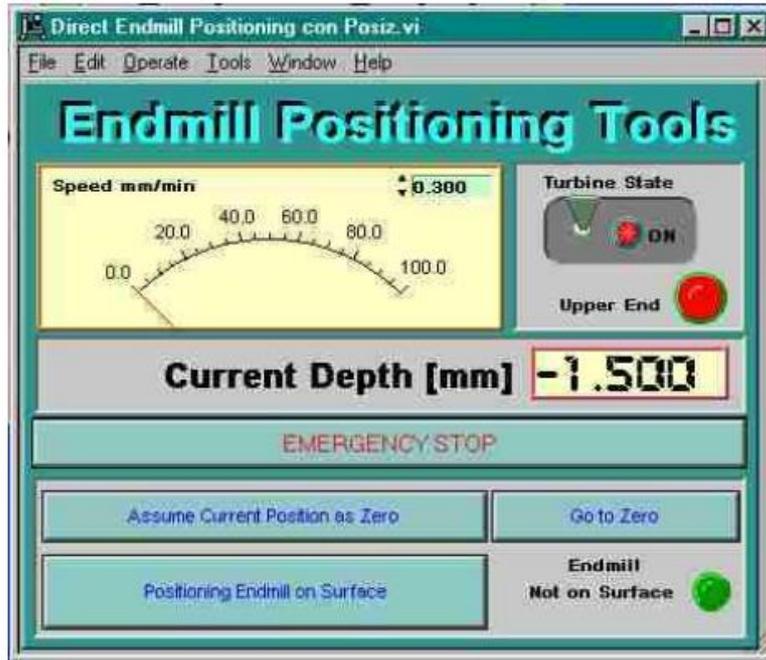


Figura 4-55. Panel de control de posicionamiento, “Positioning Control” [53].

Ahora sí podemos proceder a la realización del orificio. La perforación se controla mediante la ventana de “Test Manager”. El proceso se va a realizar de forma automática, en cinco pasos con un intervalo de ocho segundos de descanso entre uno y otro. Por otra parte, se define una velocidad de giro de 0.2 mm/min.

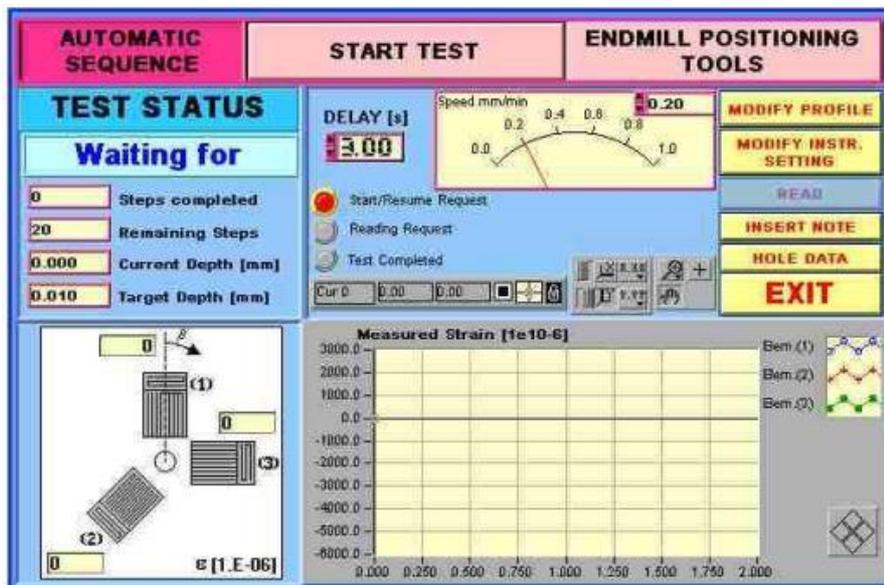


Figura 4-56. Panel de control de perforación del orificio, “Test Manager” [53].

Cuando el proceso ha sido completado, es necesario medir la excentricidad del orificio realizado a través del comando “Hole Data”.

Tras este último paso, únicamente queda la evaluación de las tensiones residuales medidas a través del programa denominado “RESTAN-EVAL”.

El software implementa los siguientes procedimientos para calcular las tensiones residuales [53]:

- Estándar ASTM E 837-01.
- Método integral.
- Método de Power Series.
- Método Kockelmann.

Nos vamos a centrar en el método integral pues ha sido el utilizado para el cálculo de las tensiones residuales para este proyecto.

- Método Integral

Este método, ampliamente utilizado e informado en la literatura técnica, puede usarse para evaluar las tensiones residuales en la profundidad del agujero incluso cuando las tensiones varían a lo largo del espesor de la muestra. Esta técnica requiere la selección del número de pasos de cálculo y la distribución en la profundidad del agujero. El software permite realizar la selección entre una distribución de amplitud constante, aumentando con la profundidad, y una distribución de amplitud variable, a través de un procedimiento para optimizar la amplitud en función de la profundidad, destinado a reducir la sensibilidad de los errores de medición. La selección por defecto es la del procedimiento optimizado [53].

Para la aplicación de este método, se utilizan los coeficientes determinados numéricamente por Schajer [54]. El mayor inconveniente de este método radica en la profundidad máxima de análisis, limitada a 0,5 veces el radio medio de la roseta de deformación utilizada [53].

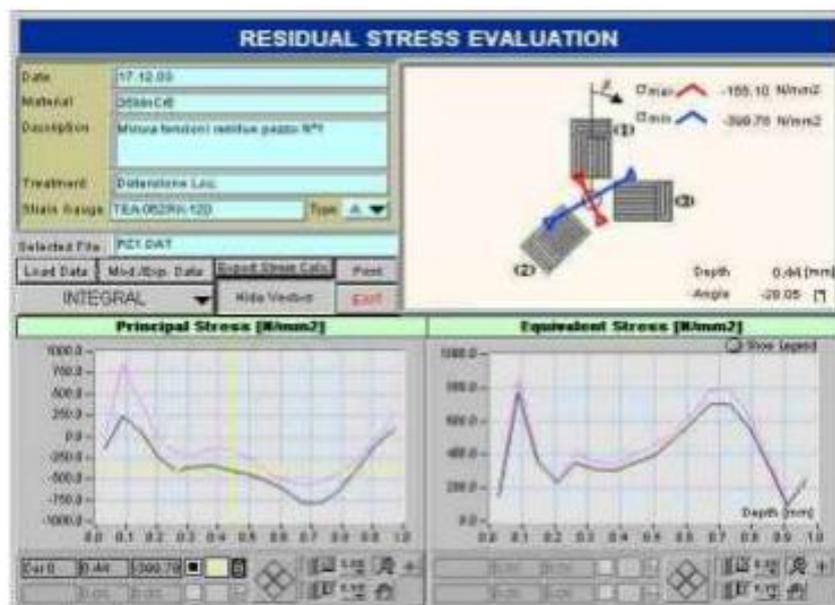


Figura 4-57. Panel de evaluación de tensiones residuales usando el método integral.

En la figura anterior se observa que aparecen en la esquina superior derecha los vectores σ_{max} (dirección de la tensión máxima), σ_{min} (dirección de la tensión mínima) y su posición angular con respecto al medidor de deformación. Estos datos, tanto los valores de las tensiones máximas y mínimas como el valor del ángulo que forman dichas tensiones respecto al medidor de deformación vienen recogidas en un archivo de texto a partir del cual obtendremos los valores de las tensiones principales respecto al eje x (dirección longitudinal de la muestra). Para facilitar esta transformación, se ha colocado la roseta a propósito de forma que la galga extensiométrica número 1 (indicada en la Figura 4-58 y sobre cuya dirección aparece indicado el ángulo β) coincida con la dirección longitudinal de la probeta (dirección x).

4.4.4.2. Resultados experimentales

En primer lugar, se van a adjuntar los resultados obtenidos tras las mediciones realizadas por el equipo descrito

en el apartado anterior proporcionado por el Laboratorio de Ingeniería Mecánica (ETSI). Los valores de tensiones que se muestran en las tablas se corresponden con el valor de las tensiones principales a lo largo de la dirección x (dirección longitudinal de la probeta), σ_{xx} .

Tabla 4-12. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras As Built.

Profundidad [mm]	As Built			
	B1S1_SUP	B1S4_SUP	B1S8_SUP	B1S9_SUP
	σ_{xx} [N/mm ²]			
0.025	-73.7	-95.0	-58.5	-5.6
0.087	-118.1	1.3	-28.7	-82.9
0.175	-9.7	-5.7	-9.2	4.1
0.287	2.6	15.6	3.0	-14.5
0.425	-22.2	18.6	15.6	-52.5

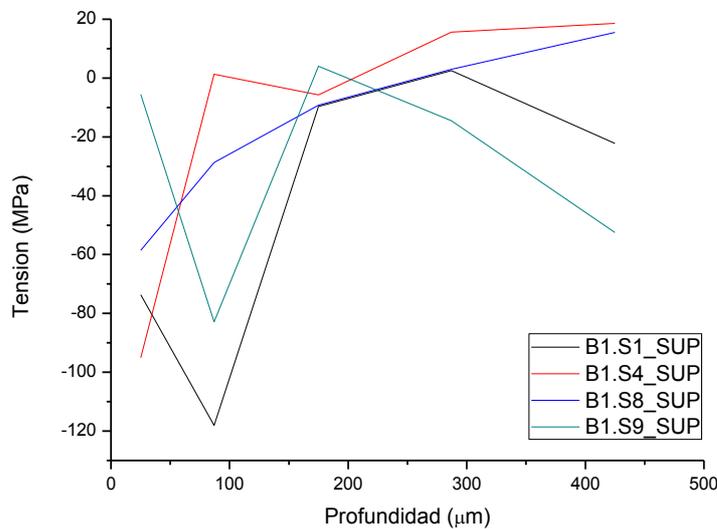


Figura 4-58. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras As Built.

Tabla 4-13. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Laser Peening.

Profundidad [mm]	Laser Peening					
	B4S31	B4S32	B4S33	B4S34	B4S35	B4S36
	σ_{xx} [N/mm ²]					
0.025	-184.5	-381.6	3.1	-170.0	-228.8	-143.4
0.087	-508.5	-731.6	-101.8	-647.6	-577.5	-380.3
0.175	-620.5	-590.8	-459.2	-550.3	-657.0	-404.0
0.287	-377.6	-444.4	-646.4	-245.0	-294.7	-464.9
0.425	-206.1	-179.6	-840.3	-176.1	-169.8	-377.6

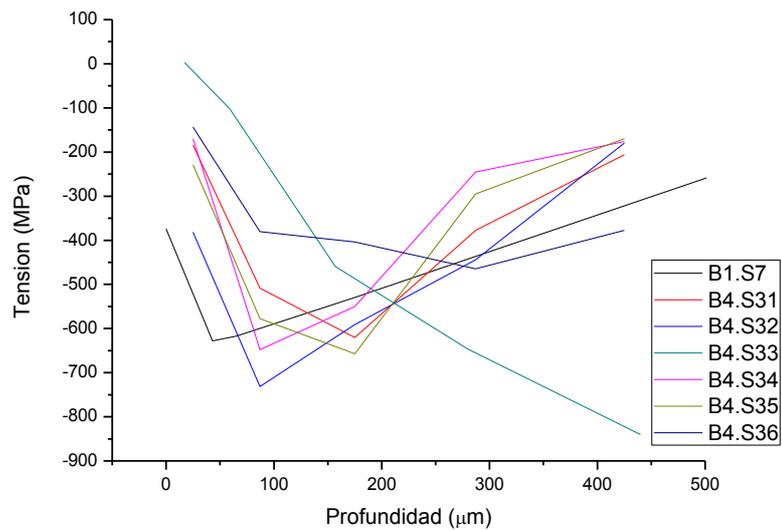


Figura 4-59. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Laser Peening.

La línea negra se corresponde con la medición sobre una muestra antes de ser sometida a ensayo de flexión, realizada por otra institución a través de otra técnica distinta a la usada en este proyecto.

Tabla 4-14. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening.

Profundidad [mm]	Shot Peening				
	B1S4_INF	B1S5_SUP	B1S8_INF	B1S9_INF	B2S12_INF
	σ_{xx} [N/mm ²]				
0.025	-132.5	-185.7	-256.5	-452.8	-307.1
0.087	-47.1	-771.4	-610.2	-1189.4	-503.6
0.175	-50.0	369.0	-754.5	-931.6	-24.3
0.287	-4.6	178.3	-104.7	-66.0	170.3
0.425	38.8	-136.7	26.4	-9.2	-579.8

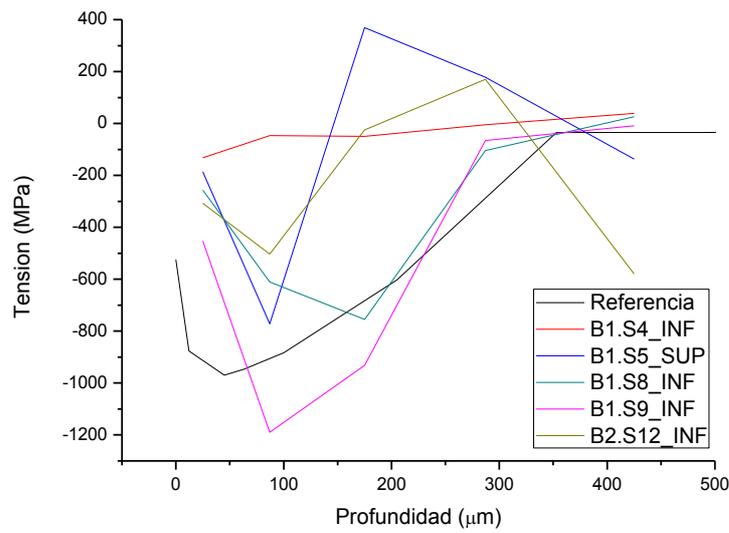


Figura 4-60. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening.

La línea negra se corresponde con la medición de una muestra antes de ser sometida al ensayo de flexión, realizada por otra institución a través de otra técnica distinta a la usada en este proyecto.

Tabla 4-15. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening + CASE.

Profundidad [mm]	Shot Peening + CASE					
	B2S15_SUP	B2S11_INF	B2S11_SUP	B2S12_SUP	B2S14_INF	B2S14_SUP
	σ_{xx} [N/mm ²]	σ_{xx} [mm ²]	σ_{xx} [N/mm ²]			
0.025	-154.0	-421.0	-408.3	-485.0	-440.6	-242.1
0.087	-547.2	-888.4	-896.2	-983.8	-935.4	-571.8
0.175	-572.9	-875.0	-650.5	-894.9	-738.3	-723.5
0.287	-68.2	-73.5	33.5	-314.8	-39.6	-459.0
0.425	-248.4	-1.0	86.9	102.1	23.3	-28.2

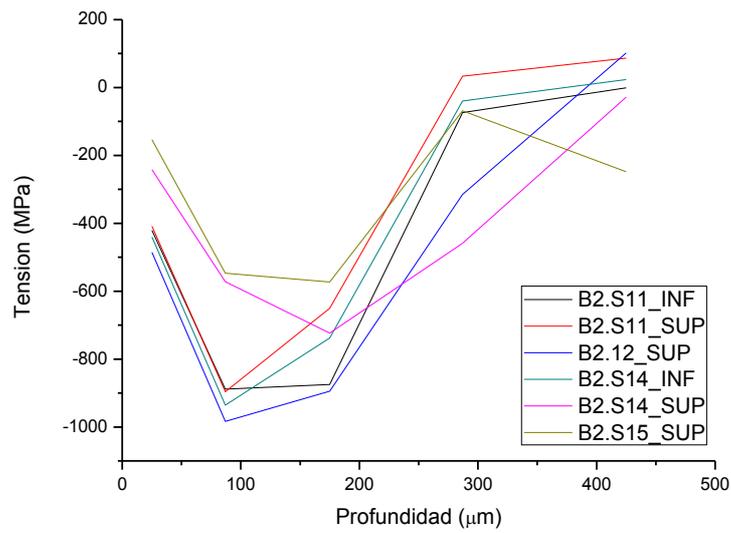


Figura 4-61. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras Shot Peening + CASE.

Tabla 4-16. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras HIP.

Profundidad [mm]	HIP					
	B5S37	B5S38	B5S39	B5S40	B5S41	B5S42
	σ_{xx} [N/mm ²]					
0.025	-17.3	-0.0	-304.7	9.6	-21.4	24.8
0.087	-24.6	-33.0	69.6	-10.9	-30.9	-19.7
0.175	-67.0	-72.3	19.6	-40.9	-35.9	-35.1
0.287	-423.0	13.0	16.4	-5.3	-41.7	-214.8
0.425	-384.5	15.6	2.5	-0.1	14.4	182.6

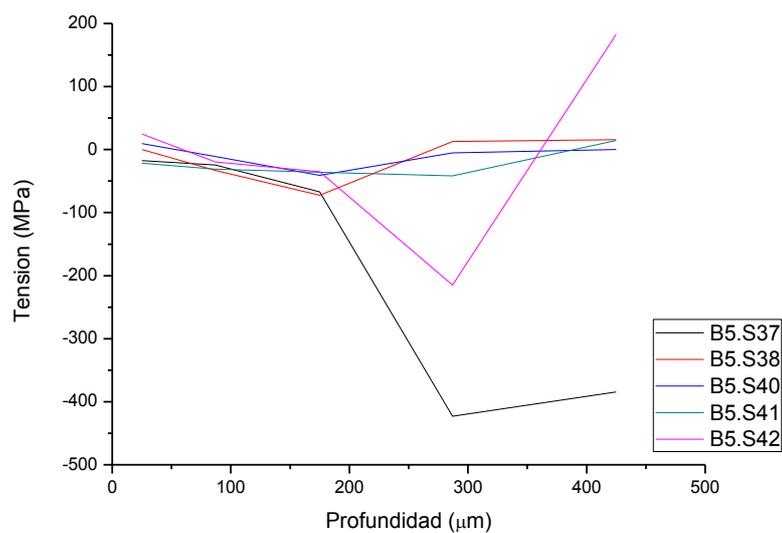


Figura 4-62. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras HIP.

Puede comprobarse que no se han obtenido resultados de la muestra B5S39 debido a fallos durante el proceso de medición.

A continuación, se van a graficar los resultados obtenidos anteriormente, pero seleccionando un rango de valores que englobe los datos considerados como fiables en función de la mayor tendencia a un comportamiento u otro presentado por la mayoría de las muestras de un grupo determinado.

Para la representación de los datos obtenidos para las muestras As Built se truncan los valores de dos de las probetas a partir de una determinada profundidad ya que no se encuentra sentido a la bajada que tiene lugar en la muestra B1S1_SUP a partir de los 175 μm y en la pieza B1S9_SUP a partir de los 287 μm . Para estimar de forma aproximada un rango fiable de valores de tensiones se mantienen constantes dichos valores para las muestras citadas a partir de dichas profundidades. Teniendo en cuenta esto se obtiene la siguiente gráfica.

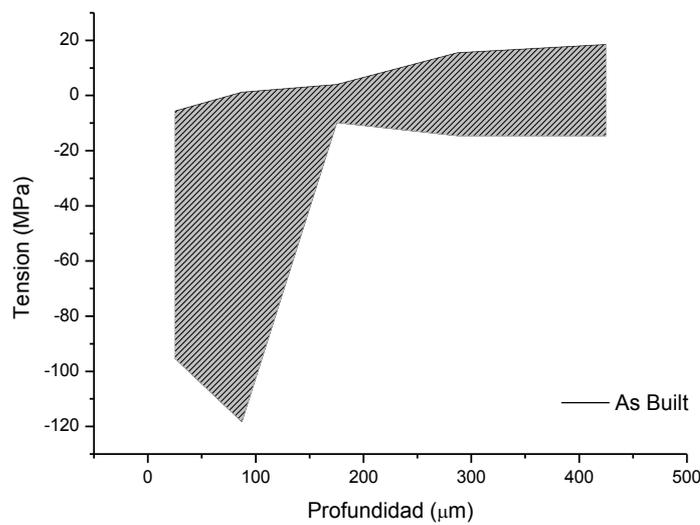


Figura 4-63. Resultados de tensiones residuales obtenidos para todas las muestras As Built.

Observando los resultados obtenidos para las muestras del grupo LP, se observa que la forma de las líneas correspondientes a las probetas B4S33 y B4S36 difieren mucho del resto de mediciones. Es por esto, que se va a representar un rango delimitado por los valores máximos y mínimos de las tensiones residuales para las muestras (exceptuando las dos citadas anteriormente) en las distintas profundidades.

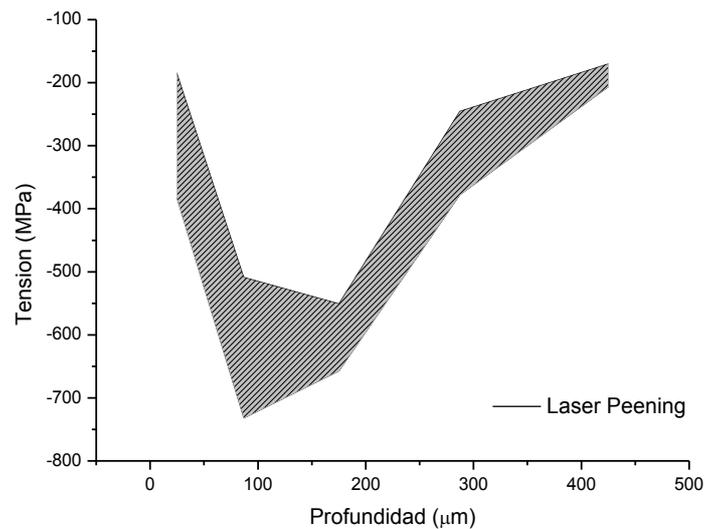


Figura 4-64. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras LP (B4S31, B4S32, B4S34, B4S35).

De la gráfica del grupo SP se observa que solo dos de las muestras siguen un comportamiento parecido al de la probeta cuyas tensiones residuales fueron medidas antes de realizarse el ensayo de flexión en la misma y la cual tomamos como referencia. Estos datos se corresponden con la línea negra. Por ello, solo va a representarse los resultados obtenidos por las estas dos muestras.

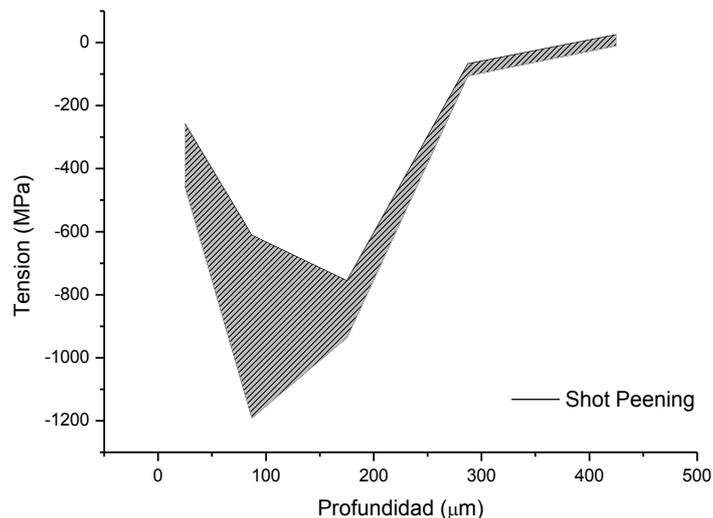


Figura 4-65. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras SP (B1S8_INF, B1S9_INF).

Tras observar los resultados obtenidos para el lote de probetas SP + CASE, se puede comprobar, que a pesar de que las tensiones residuales obtenidos oscilan en un amplio rango de valores y que el valor de tensión a la profundidad de 425 μm difiere del resto para la muestra B2S15_SUP, el comportamiento de todas las muestras del grupo es similar. Como consecuencia de ello, se va a seleccionar un rango en el que se recojan todos los resultados obtenidos.

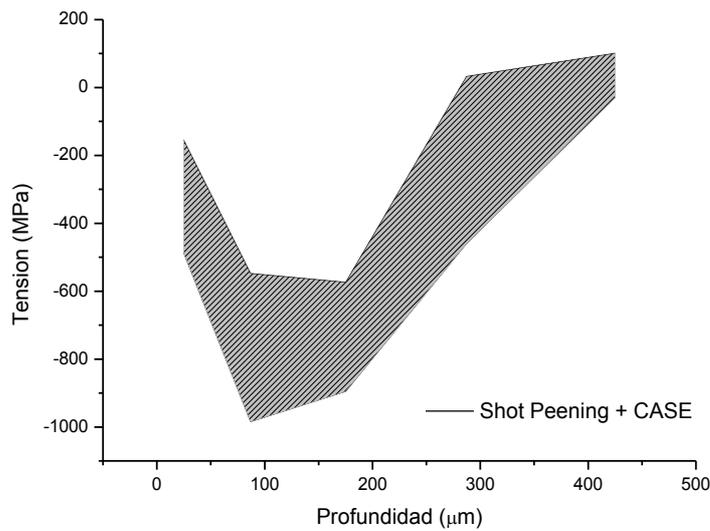


Figura 4-66. Resultados de tensiones residuales obtenidos para todas las muestras SP + CASE.

Observando la gráfica adjuntada anteriormente acerca de los resultados obtenidos para el lote de probetas HIP, se puede comprobar como en dos de las muestras se desvían, en gran medida, los valores de las tensiones residuales a partir de una profundidad de aproximadamente 175 μm. Por lo tanto, a continuación, se va a representar un rango de valores que recoja los datos hasta dicha profundidad. También, se va a adjuntar una gráfica que muestre los resultados obtenidos para el resto de las muestras que presentan un comportamiento similar (eliminando las dos muestras diferentes).

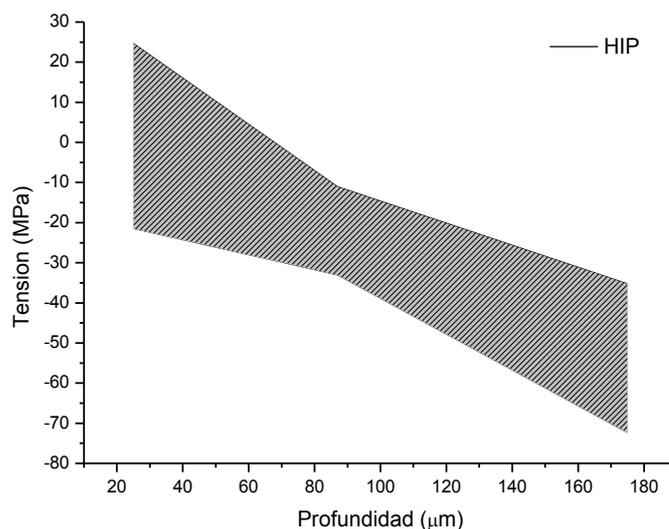


Figura 4-67. Resultados de tensiones residuales obtenidos para todas las muestras HIP (a excepción de la B5S39 de la que no se han obtenido resultados).

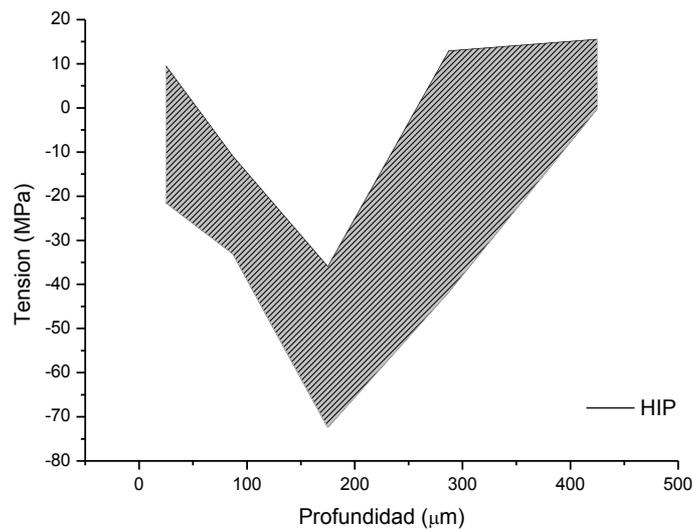


Figura 4-68. Resultados de tensiones residuales obtenidos para las muestras HIP (B5S38, B5S40, B5S41).

Realizando una comparación de los resultados obtenidos en función del tratamiento superficial o térmico aplicado, puede comprobarse, en primer lugar, que los valores de tensiones residuales obtenidos para las muestras del grupo HIP son insignificantes respecto a los resultados que se obtienen para el resto de los lotes. Como se esperaba, todos los tratamientos superficiales han introducido tensiones residuales de compresión cerca de la superficie. Por otra parte, los máximos valores de tensiones compresivas a una profundidad de $425 \mu\text{m}$ se obtienen para las probetas de LP. La principal característica de este tratamiento superficial era la mayor profundidad a la que se introducían las tensiones de compresión. Mientras que para todos los grupos se obtienen tensiones positivas a dicha profundidad, las muestras de LP presentan unos valores que oscilan aproximadamente en un rango de $[-200, -160]$.

5 MODELADO EN ANSYS

En este apartado se va a simular el ensayo a flexión en cuatro puntos que se ha realizado para cada una de las muestras en las instalaciones del Laboratorio de Ingeniería Mecánica (ETSI). El objetivo final de la realización de esta simulación es conocer la distribución de tensiones final de las probetas que se estudian en este proyecto, ya que, a las tensiones que se generan tras modelar el ensayo de flexión citado, se le van a añadir las tensiones residuales de compresión (presentadas en el capítulo anterior) generadas a partir de los tratamientos superficiales aplicados.

Se va a simular el comportamiento de las muestras en 2D. Por lo tanto, el primer paso a seguir será la introducción en el programa de dos parámetros característicos del material. Estos valores se corresponden con los mostrados en la siguiente tabla, Tabla 5-1.

Tabla 5-1. Parámetros característicos de la aleación Ti-6Al-4V.

Módulo de Young (E)	112 GPa
Coefficiente de Poisson (ν)	0.3

A continuación, se va a seleccionar el tipo de elemento adecuado para el modelado bidimensional en ANSYS. En este caso, se ha elegido el PLANE183. Este elemento tiene un comportamiento de desplazamiento cuadrático y es adecuado para modelar mallas irregulares (como las producidas por varios sistemas CAD / CAM). PLANE183 está definido por seis u ocho nodos. Se puede utilizar como elemento plano (tensión plana, deformación plana y deformación plana generalizada) o como elemento asimétrico (con o sin torsión). En la mayoría de los casos, el elemento tiene dos grados de libertad en cada nodo: traslaciones en las direcciones x e y . Sin embargo, para la opción axisimétrica con torsión, el elemento tiene tres grados de libertad en cada nodo: traslaciones en las direcciones x e y y rotación en la dirección y [55].

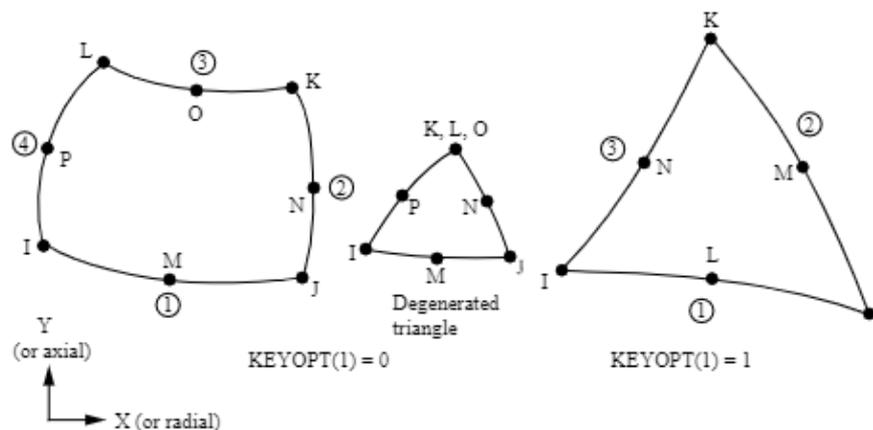


Figura 5-1. Geometría del elemento PLANE183 [55].

Teniendo en cuenta las características del ensayo estudiado en este proyecto, se puede comprobar que presenta simetría. Como consecuencia de ello, se va a modelar únicamente la mitad de la muestra, aplicando las condiciones de contorno necesarias. En este caso, se restringe el movimiento horizontal en $x = L/2$, coincidiendo con la mitad de la dimensión longitudinal de la probeta.

El mallado es una etapa vital en el proceso ya que la correcta elección de la malla hará que los resultados sean más precisos. En este caso se realizará una malla más fina en la zona donde van a extraerse datos de tensiones. Esta se corresponde con la zona central de la parte inferior de la probeta. Debido a ello, se realizará una división de elementos mayor en esa zona en proporción con el tamaño.

Por otra parte, además de las condiciones de contorno aplicadas debido a la simetría, teniendo en cuenta las características del ensayo, son necesarias aplicar condiciones de contorno en las posiciones que simulan el apoyo de los rodillos. Para el caso del rodillo superior, se aplica una fuerza vertical hacia abajo con valor igual a la mitad de la fuerza máxima que se aplicó durante el ensayo de flexión que se realizó en el laboratorio. Por otra parte, para el caso del rodillo inferior, es necesario imponer una condición que garantice que exista equilibrio, lo que lleva a impedir el movimiento vertical en estas coordenadas.

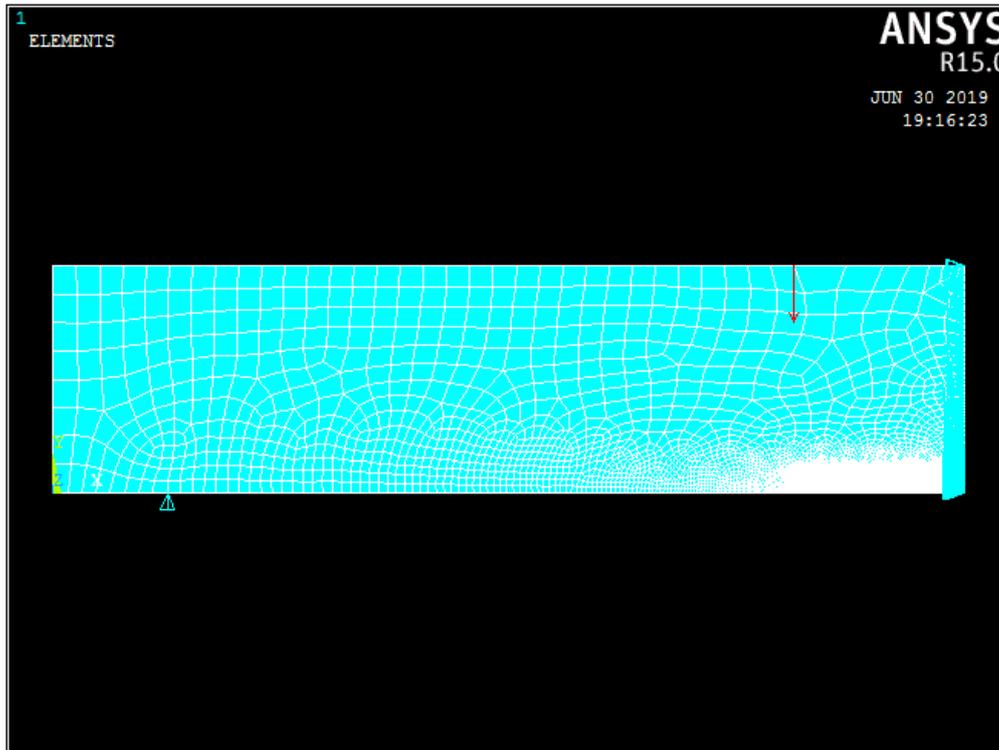


Figura 5-2. Mallado, aplicación de la carga y de las condiciones de contorno en la mitad de la muestra (tras considerarse la simetría).

Por otro lado, representando la distribución de tensiones a lo largo de la dirección longitudinal de la probeta se comprueba que sigue el comportamiento característico del ensayo de flexión realizado.

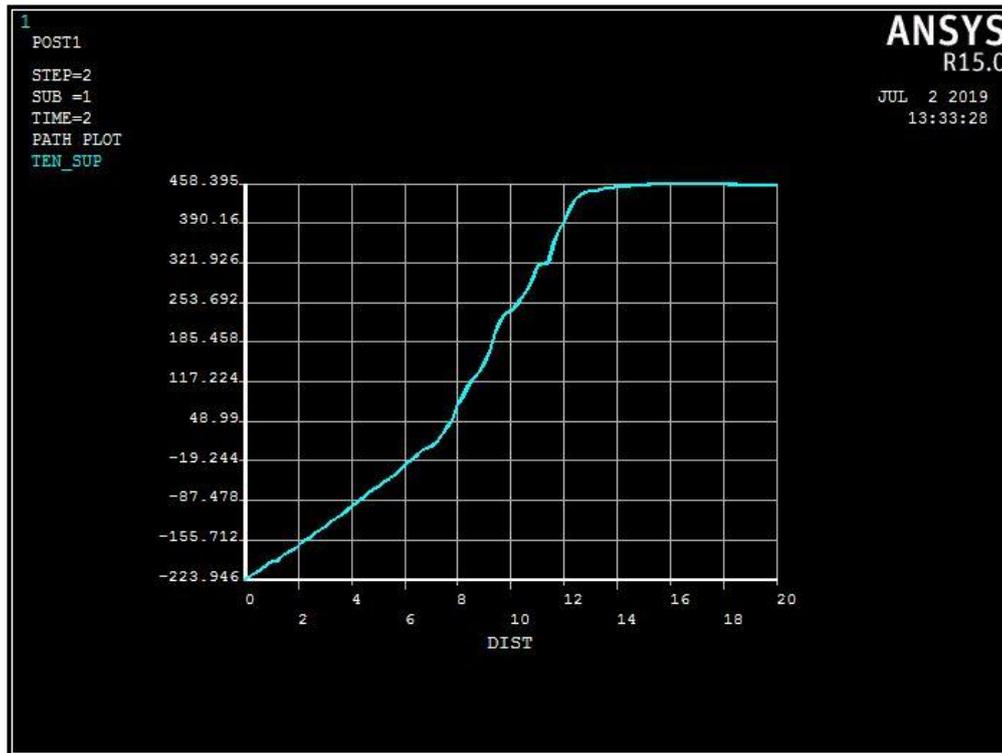


Figura 5-3. Distribución de tensiones en la superficie inferior de la probeta.

A partir del modelado en ANSYS, se van a obtener los valores de tensión máximos que se producen con el fin de relacionar la profundidad a la que se dan dichos valores máximos con la profundidad de los puntos de inicio de grietas que se representaron en capítulos anteriores. Por ello, este estudio se va a realizar sobre las muestras cuyos fallos se iniciaron en el interior, que se corresponden con las probetas de los grupos SP, SP + CASE y LP.

Primeramente, se va a representar la distribución de tensiones de las muestras en función del tratamiento aplicado, que consta tanto de las tensiones generadas tras la aplicación de la fuerza correspondiente al ensayo de flexión como de las tensiones residuales medidas, introducidas en la pieza a través de la aplicación de los tratamientos estudiados durante el documento.

Se va a mostrar el campo de tensiones a lo largo del espesor de la probeta. La distancia longitudinal en la que se va a representar dicha distribución se corresponde con el punto de la superficie inferior (superficie en la que ha sido aplicado el tratamiento) en el que se da el valor de tensión máximo.

En primer lugar, se va a adjuntar la gráfica correspondiente al tratamiento de LP. Se ha obtenido el valor de la profundidad para la cual la tensión es máxima para dos de las muestras, B4S31 y B4S35. Las fuerzas máximas aplicadas durante el ensayo de flexión fueron de 15000 N y 20470 N, respectivamente. Para ambas muestras se han obtenido valores para la profundidad a la que se da la tensión máxima similares. No obstante, se obtiene un valor de tensión máximo más alto para la muestra B4S35 debido a la mayor fuerza aplicada durante el ensayo.

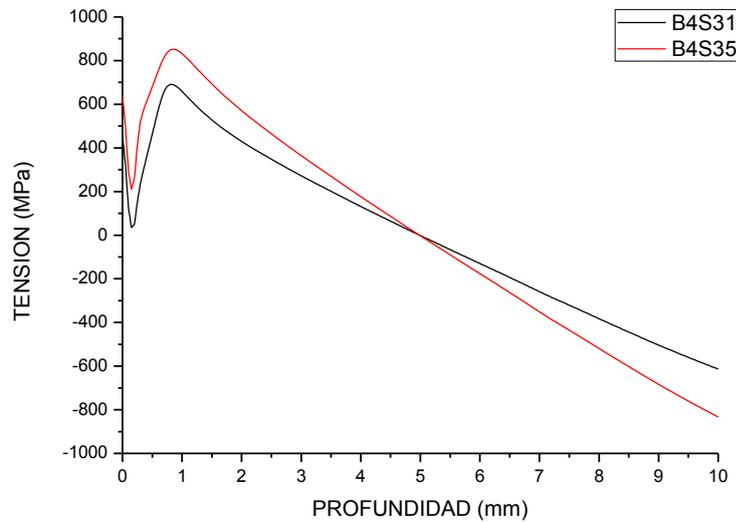


Figura 5-4. Comparación de los campos de tensiones de muestras de LP (B4S31, $F_{\text{máx}}=15000$ N; B4S35, $F_{\text{máx}}=20470$ N)

Respecto al tratamiento de SP, se han obtenido resultados para una única muestra, B1S9_INF, debido a que como se comentó en el apartado anterior, se obtuvieron mediciones de tensiones residuales poco fiables para algunas muestras. La fuerza máxima aplicada durante el ensayo de flexión fue de 20470 N. Por otra parte, se obtiene que el valor de tensión máxima para dicha muestra se da a una profundidad más cercana a la superficie que en el caso de LP.

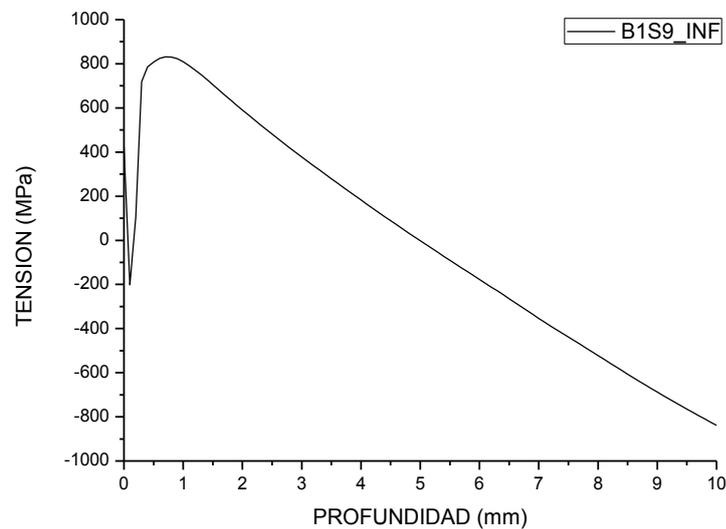


Figura 5-5. Comparación de los campos de tensiones de muestras de SP (B1S9_INF, $F_{\text{máx}}=20470$ N)

Finalmente, se han estudiado las muestras B2S11_INF y B2S14_INF del grupo de SP + CASE. Las fuerzas máximas aplicadas durante el ensayo de flexión fueron de 17800 N y 20470 N, respectivamente. Para ambas muestras se obtienen valores próximos respecto a la profundidad a la que se produce la máxima tensión.

Igualmente, que para el caso de SP, dichos picos de tensión se dan más cerca de la superficie que los de LP.

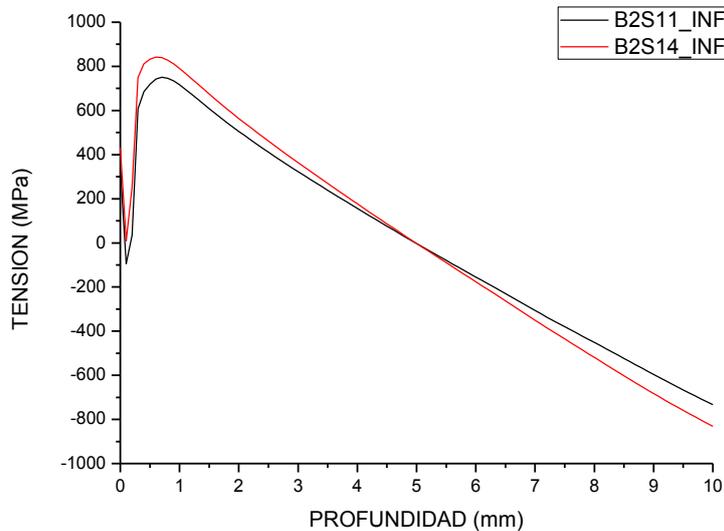


Figura 5-6. Comparación de los campos de tensiones de muestras de SPC (B2S11_INF, $F_{\text{máx}}=17800$ N; B2S14_INF, $F_{\text{máx}}=20470$ N).

A partir de estos datos, se va a realizar, en función del tratamiento aplicado, una comparación entre la profundidad a la que se producen los valores de tensión máxima y la profundidad de los puntos de inicio de grietas en las muestras. En la siguiente tabla, Tabla 5-2, vienen recogidas los datos numéricos correspondientes a las características que se acaban de comentar sobre las gráficas adjuntas. El parámetro DISTANCIA hace referencia al punto de la superficie inferior de la probeta en el que se da el valor máximo de tensión y en el cual se representa la distribución de tensiones a lo largo del espesor (Figuras 5-4,5,6). Dicha distancia está medida respecto a la esquina inferior izquierda, a lo largo del eje longitudinal de la probeta. Por otra parte, PDAD_TEÓRICA se corresponde con la profundidad obtenida a través del modelo de ANSYS de los puntos en los que se dan los valores de tensión máxima (localización de los picos de tensión de las gráficas anteriores) y PDAD_EXP es el valor medio de la profundidad medida experimentalmente para cada tratamiento.

Tabla 5-2. Localización de los valores máximos de tensión en los tratamientos SP, SP + CASE y LP.

TRATAMIENTO	MUESTRA	FMÁX (N)	TMÁX (Mpa)	DISTANCIA (mm)	PDAD_TEÓRICA (mm)	PDAD_EXP (mm)
LP	B4S35	20470	852.28	36.48	0.85	1.25
	B4S31	15000	691.01	36.44	0.80	
SP	B1S9_INF	20470	832.29	36.48	0.75	0.52
SP + CASE	B2S14_INF	20470	841.78	36.44	0.65	0.74
	B2S11_INF	17800	750.42	36.40	0.70	

A pesar de que existen diferencias entre los resultados teóricos y experimentales, en las siguientes gráficas se puede comprobar que en parte se debe a que los resultados experimentales de algunas muestras difieren del resto de muestras del tratamiento correspondiente. Concretamente, las probetas con shot peening aplicado, tratamiento para el cual existe una mayor diferencia entre valores teóricos y experimentales, presentan fallos tanto cerca de la superficie como por debajo de ella. Por otra parte, solo se ha estudiado una única muestra de las disponibles,

por lo que este valor podría no ser representativo para todas ellas. Los símbolos representan los puntos de inicio de fallo y las bandas horizontales se corresponden con el rango en el que se producen los valores de tensión máximos estudiados para diferentes muestras. No obstante, estas bandas no son apreciables en las siguientes gráficas (ya que parece una línea). Esto se debe a la escala usada para la representación de los datos y a que se han obtenido valores de profundidad muy próximos para las muestras de cada tratamiento.

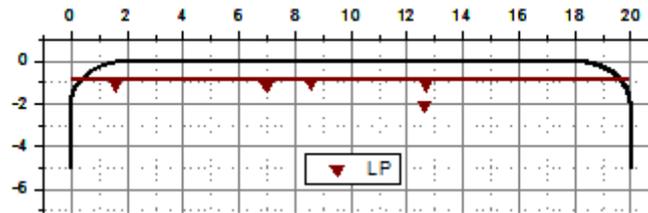


Figura 5-7. Relación entre la localización de la iniciación de la grieta y el rango en que se producen las tensiones máximas en las muestras de LP (distancias en mm).

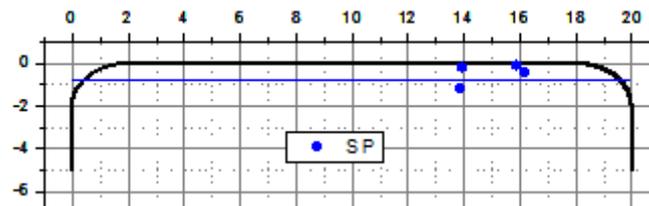


Figura 5-8. Relación entre la localización de la iniciación de la grieta y el rango en que se producen las tensiones máximas en las muestras de SP (distancias en mm).

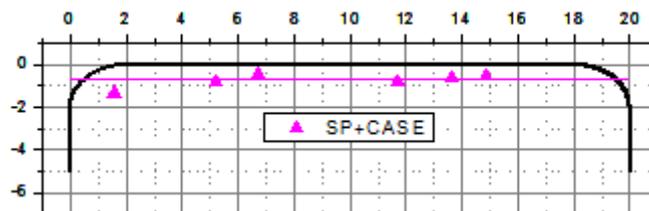


Figura 5-9. Relación entre la localización de la iniciación de la grieta y el rango en que se producen las tensiones máximas en las muestras de SP + CASE (distancias en mm).

Analizando los resultados, se puede comprobar que existe una relación evidente entre los parámetros estudiados independientemente del tratamiento aplicado sobre las muestras. Se observa que, para la mayoría de las muestras, los puntos de inicio de fallos se encuentran dentro del rango de tensiones máximas representado. También, se ha comentado que las profundidades más altas a las que se dan las tensiones máximas son las correspondientes a las muestras de LP. Esto se debe, como se ha venido diciendo en diversos apartados del documento, a que la característica principal de este tratamiento es la mayor profundidad a la que se introducen las tensiones residuales de compresión. Ya se demostró en el capítulo en el que se presentan las mediciones de tensiones residuales realizadas sobre las muestras, ya que para la profundidad más alta medida, las tensiones de compresión mayores se daban para las muestras de LP.

Adicionalmente, se va a realizar otra comparación que estudia la relación entre la distribución de tensiones que presentan las muestras en la superficie inferior y la distancia que existe entre el plano de rotura y el rodillo superior más cercano. A continuación, se detallan las coordenadas de dichos puntos para cada muestra. La distancia representada en la siguiente tabla está medida respecto al rodillo superior más cercano al plano de rotura.

Tabla 5-3. Distancia desde el plano de rotura al rodillo superior más cercano (distancia en mm).

TRATAMIENTO	MUESTRA	DISTANCIA (mm)
As Built	B1S1	2.17
	B1S4	3.07
	B1S8	2.74
	B1S9	1.75
Shot Peening	B1S1-INF	5.63
	B1S9-INF	3.58
	B2S12-INF	2.18
	B1S5-SUP	5.14
	B1S4-INF	2.5
	B1S8-INF	-
Laser Peening	B4S31	4.3
	B4S32	3.16
	B4S33	4.49
	B4S34	4.1
	B4S35	3.03
	B4S36	6.32
Shot Peening + CASE	B2S11-INF	1.27
	B2S11-SUP	1.49
	B2S12-SUP	6.04
	B2S14-INF	7.29
	B2S15-SUP	2
	B2S14-SUP	1.23
HIP	B5S37	2.2
	B5S38	2.73
	B5S39	2.97
	B5S40	-
	B5S41	4.52
	B5S42	4.17

En las gráficas adjuntadas a continuación, el eje x representa la distancia comprendida entre el rodillo superior y la mitad de la probeta. Los símbolos se corresponden con los puntos superficiales del plano de rotura de la muestra. La distribución de tensiones está representada en la superficie inferior, para $y=0$ y ha sido adimensionalizada respecto al valor máximo de tensión de cada curva.

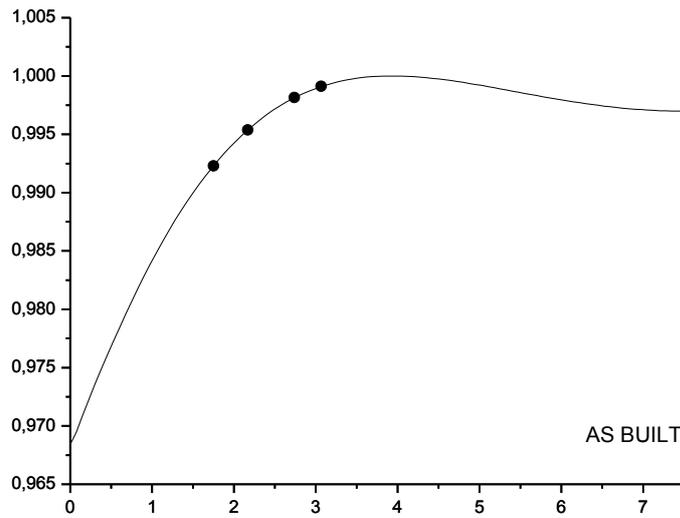


Figura 5-10. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de As Built.

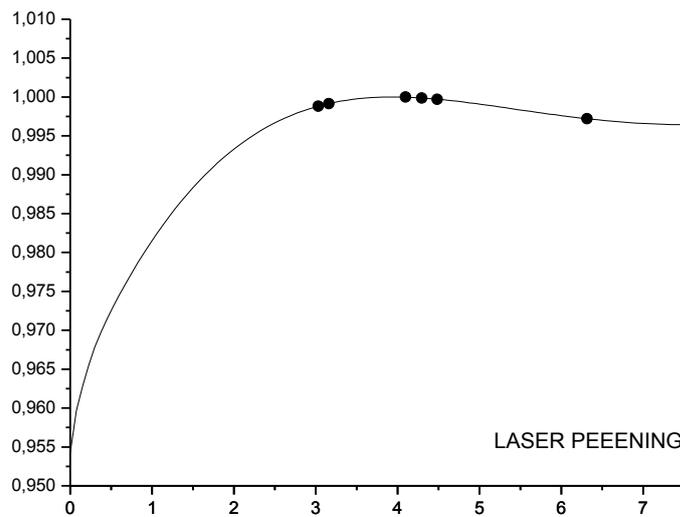


Figura 5-11. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de LP.

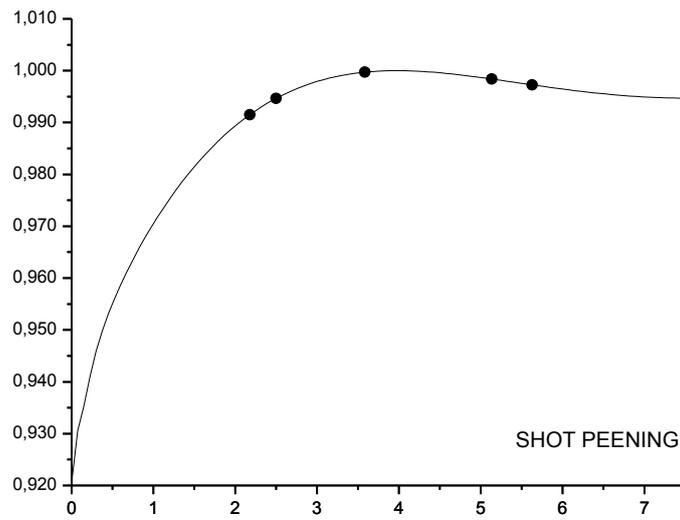


Figura 5-12. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de SP.

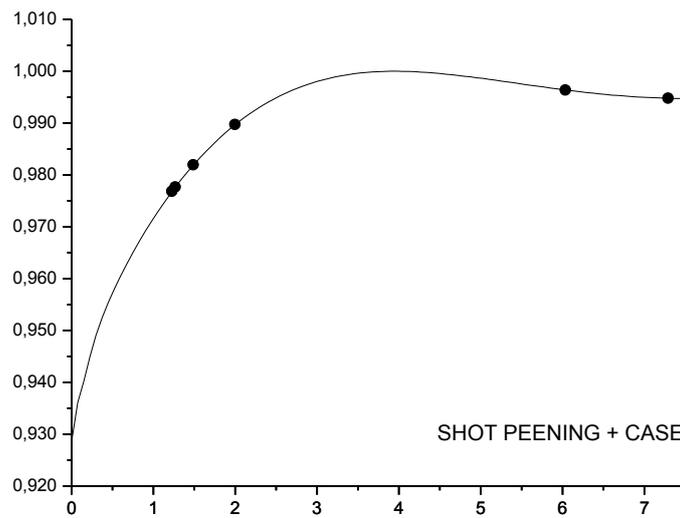


Figura 5-13. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de SP + CASE.

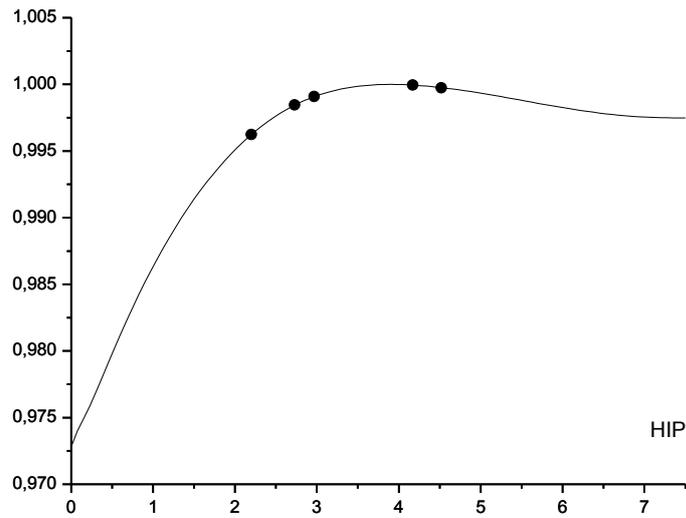


Figura 5-14. Relación entre la distancia del plano de rotura y la distancia a la que se dan los valores de máxima tensión en la superficie de las muestras de HIP.

Tras los resultados obtenidos, se puede comprobar como para casi todos los grupos de muestras, a excepción de las probetas de SP + CASE, existe una relación clara entre la distancia a la que se produce la rotura de la probeta y la distancia a la que se produce el pico de tensión máxima.

6 CONCLUSIONES

La fabricación aditiva ha generado un gran interés debido a las numerosas e importantes ventajas que ofrece sobre los métodos de fabricación tradicionales. Esta tecnología se ha posicionado en el mercado como recurso clave para dar respuesta a los exigentes requerimientos que se pide actualmente gracias a su gran libertad de diseño, la ausencia de utillaje y su rápida capacidad de respuesta. No obstante, el diseño de componentes sometidos a cargas cíclicas está aún en su etapa inicial como consecuencia de la escasa información que se dispone acerca del comportamiento a fatiga de piezas procesadas con este tipo de fabricación. La generación de defectos y tensiones residuales, así como la rugosidad superficial y el comportamiento anisotrópico, son algunas de las características distintivas que resultan de los procesos de AM.

En este documento se han abordado algunos de los problemas más significativos relacionados con el comportamiento a fatiga de los materiales metálicos fabricados de forma aditiva. Estos incluyen los efectos de los defectos, las tensiones residuales, el acabado superficial, la orientación de la capa y los tratamientos superficiales y térmicos posteriores al proceso de fabricación. Para discutir el efecto que tienen estos parámetros sobre las vidas a fatiga de metales AM, se han obtenido resultados experimentales de muestras de Ti-6Al-4V procesadas mediante SLM y sometidas a ensayos de flexión en cuatro puntos. A estas muestras se les fue aplicado diferentes tratamientos superficiales y térmicos posteriormente al proceso de fabricación. De esta forma, se ha realizado un análisis del efecto beneficioso que tiene cada uno de estos tratamientos sobre el comportamiento a fatiga de las muestras a partir de medidas experimentales de rugosidad superficial y tensiones residuales y, a partir de información obtenida sobre la sección de rotura de las muestras.

Respecto al acabado superficial, las piezas de AM presentan una rugosidad generalmente mayor que los componentes fabricados mediante tecnologías tradicionales de fabricación. La rugosidad de la superficie está influenciada por una serie de factores que incluyen el tipo de proceso de fabricación y parámetros tales como el tamaño del polvo, la geometría de la pieza y el grosor y orientación de la capa. Analizando los resultados obtenidos sobre las muestras a través del rugosímetro proporcionado por el CAM, se observa una clara tendencia a la disminución de la rugosidad en función del tratamiento superficial aplicado. Los peores resultados se obtienen para las muestras de LP, que apenas difieren de los de las piezas As Built, seguidos de los componentes con tratamientos HIP, SP y SP + CASE aplicados. El tratamiento de grupo SP + CASE, resulta ser el más eficaz para solventar el efecto perjudicial que la rugosidad superficial provoca sobre el comportamiento a fatiga de metales AM ya que reduce casi en un 80% los resultados obtenidos para las probetas As Built. Por otra parte, teniendo en cuenta la dirección de medición del palpador del rugosímetro, se observa que las muestras presentan una menor rugosidad superficial en la dirección transversal de la pieza independientemente del tratamiento superficial aplicado y el parámetro de rugosidad medido. Se comprueba que esta diferencia entre los valores de rugosidad para un tratamiento y parámetro determinado es aproximadamente de un 10%.

Por otra parte, los altos gradientes térmicos, la densidad de energía alta y la rápida solidificación durante los procesos de AM pueden dar como resultado la generación de tensiones residuales significativas, además de la distorsión de la pieza. Es conocido que los esfuerzos de tensión residual son perjudiciales para el comportamiento a fatiga. Estas tensiones pueden eliminarse o reducirse mediante el uso de parámetros del proceso de fabricación y orientaciones de capa apropiados, así como aplicando tratamientos térmicos posteriores a la fabricación. Como se esperaba, todos los tratamientos superficiales han introducido tensiones residuales de compresión cerca de la superficie. Además, se comprueba que los máximos valores de tensiones compresivas a una profundidad de 425 μm (mayor profundidad a la que se obtienen resultados) se obtienen para las probetas de LP. La principal característica de este tratamiento superficial era la mayor profundidad a la que se introducían las tensiones de compresión. Mientras que para todos los grupos se obtienen tensiones positivas a dicha profundidad, las muestras de LP presentan unos valores que oscilan aproximadamente en un rango de [-200,-160] MPa.

Teniendo en cuenta el punto de inicio de fallo en las muestras, en todas las piezas de los grupos As Built e HIP las grietas se iniciaron en la superficie. Respecto a las piezas con tratamientos de SP y LP aplicados, todas fallaron desde el interior, a excepción de una perteneciente al grupo de SP que presenta un defecto superficial y, una de LP en la esquina redondeada. Igualmente, las muestras de SP + CASE fallaron a través de grietas iniciadas en el interior. Además, se puede ver como las muestras As Built presentan generalmente múltiples sitios de inicio de grietas en la superficie, mientras que las muestras con superficies tratadas tienen grietas que se inician a partir

de un solo defecto, en su mayoría. En probetas As Built, estas grietas múltiples crecen independientemente hasta que comienzan a unirse, después de lo cual, las muestras generalmente fallan abruptamente. Esta interacción entre grietas de crecimiento independiente probablemente contribuye a la resistencia reducida a fatiga observada para estas muestras As Built. Por lo tanto, la elección de las características adecuadas del polvo y la optimización del proceso de AM y los parámetros de diseño para obtener una superficie más lisa son consideraciones importantes para mejorar el rendimiento de la fatiga. Por otra parte, atendiendo a las muestras cuyos fallos se iniciaron en el interior, se puede observar que los puntos de inicio de grietas más profundas se dan en las muestras de LP, debido a la mayor profundidad de introducción de tensiones residuales de compresión. También se puede comprobar que mientras que en las muestras de SP, las grietas se inician tanto en la superficie como por debajo de esta para SP + CASE todas las grietas se inician en el interior. Esto puede deberse a la rugosidad y el efecto perjudicial del tratamiento de SP sobre la superficie, que puede provocar pequeñas microgrietas. Un tratamiento posterior de CASE reduciría la rugosidad y eliminaría esas grietas.

También se ha podido comprobar la relación existente entre la profundidad a la que se inician las grietas de las muestras cuyos fallos son internos con la profundidad a la que se producen los valores máximos de tensión. La mayoría de los fallos tienen lugar a una profundidad próxima a la que se dan los picos de tensión máximos.

Atendiendo los parámetros recientemente estudiados, se puede concluir en que cada uno de los tratamientos seleccionados para ser estudiados en este proyecto resultan ser beneficiosos para reducir los efectos de parámetros perjudiciales sobre el comportamiento a fatiga. Analizando los resultados experimentales obtenidos, se comprueba finalmente que las muestras del grupo LP son las más resistentes a fatiga. A pesar de que no reduce en gran medida la rugosidad superficial en comparación con los tratamientos de SP y SP + CASE, presentan vidas a fatiga más largas. La principal característica que hace esto posible es la mayor profundidad a la que se introducen las tensiones residuales de compresión. A través de las curvas S-N, obtenidas experimentalmente, también se ha podido observar que las muestras HIP son las que presentan un peor comportamiento a fatiga. De hecho, apenas se mejoran los resultados respecto a las muestras As Built. Los datos de rugosidad y tensiones residuales medidos son igualmente similares a las probetas As Built. Esto se debe a que HIP es un tratamiento termomecánico eficaz para reducir el volumen de porosidad y los huecos internos y su nitidez. No obstante, el efecto significativo del tratamiento HIP solo se puede observar después de un maquinado posterior, ya que la superficie rugosa de las muestras HIP todavía desempeña un papel clave para acortar sus vidas a fatiga. Por otra parte, los tratamientos de SP y SP + CASE también han mejorado significativamente la resistencia a fatiga de las muestras en estudio. Esto es debido principalmente a las mejoras producidas sobre la rugosidad superficial, concretamente en las muestras con el tratamiento de SP + CASE aplicado, ya que reduce a la mitad aproximadamente los valores medidos sobre las muestras de SP. Esta mejoría en los resultados puede deberse a que en el tratamiento de SP + CASE, el acabado isotrópico proporciona beneficios adicionales reduciendo la rugosidad superficial consecuencia de la aplicación de los tratamientos de SP. Sin embargo, a pesar de la notable mejoría que se produce sobre la rugosidad superficial, las grietas de las muestras de SP+CASE siguen iniciándose en el interior. Es por eso por lo que nos preguntamos por qué mejoran las vidas a fatiga de estas muestras. Aun no disponemos de datos suficientes para contestar a esta pregunta, pero se seguirá investigando para obtener resultados concluyentes.

Una vez analizados los resultados obtenidos hay que mencionar que actualmente, es necesario establecer una comprensión mucho más concluyente del comportamiento de fatiga para las partes de AM para extender esta comprensión básica a situaciones más realistas ya que a pesar de obtener resultados experimentales, dichos entendimientos deben ampliarse para incluir piezas producidas por AM con geometrías complejas que contengan características tales como muescas u otros elevadores de tensión. No obstante, establecer las relaciones entre el proceso y el rendimiento de las piezas de AM es una meta crítica pero desafiante, necesaria para garantizar la confianza en la capacidad de producir piezas de alta calidad para el uso en aplicaciones críticas de fatiga. La calificación y la certificación experimentales requieren mucho tiempo y son costosas, ya que cualquier cambio en el tamaño / geometría de la pieza, el proceso o las condiciones posteriores al mismo afectan al historial térmico, que, a su vez, puede influir sobre la microestructura, la distribución de defectos, las propiedades mecánicas y, en última instancia, el rendimiento de la pieza. Estas variaciones crean un desafío aún mayor para los estándares relacionados que actualmente no existen o están en un estado de modificación y adaptación constantes a medida que maduran las técnicas y los procesos de AM ya que incluso utilizando

parámetros y materiales de proceso idénticos es posible que las piezas de AM con diferentes tamaños y / o geometrías fabricadas no muestren un rendimiento de fatiga similar. Como resultado, el rendimiento de la fatiga y los datos obtenidos de pequeñas muestras de AM pueden no ser totalmente representativos del rendimiento de la fatiga de las piezas a gran escala. Además, es necesario tener en cuenta el hecho de considerar factores adicionales que generalmente no se consideran a nivel de prueba de laboratorio. Las concentraciones de estrés y los efectos de gradiente, las condiciones ambientales y los esfuerzos de contacto son algunos ejemplos.

Referencias

- [1] J. Delgado Gordillo, «Estudio de la influencia sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la altura de fabricación para la aleación Ti6Al4V Eli procesada mediante la tecnología aditiva Electron Beam Melting.» 2012.
- [2] Igape, «Oportunidades industria 4.0 en Galicia,» 2017.
- [3] W. E. Frazier, «Metal Additive Manufacturing: A Review,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 23, nº 6, pp. 1917-1928, 24 February 2014.
- [4] S. R. Daniewicz y N. Shamsaei, «An introduction to the fatigue and fracture behavior of additive manufactured parts,» *International Journal of Fatigue*, vol. 94, p. 167, January 2017.
- [5] S. I. Nishida, *Failure Analysis in Engineering Applications*, Oxford: Butterworth-Heinemann, 1992.
- [6] M. Gorelik, «Additive manufacturing in the context of structural integrity,» *International Journal of Fatigue*, vol. 94, pp. 168-177, January 2017.
- [7] B. Redwood, «3D Hubs,» [En línea]. Available: <https://www.3dhubs.com/knowledge-base/advantages-3d-printing>. [Último acceso: 2 Junio 2019].
- [8] Fundación COTEC para la Innovación Tecnológica, «Fabricación Aditiva,» de *Documentos COTEC sobre oportunidades tecnológicas*, 2011.
- [9] «3D natives,» [En línea]. Available: <https://www.3dnatives.com/es/sinterizado-directo-de-metal-por-laser-les-explicamos-todo/>.
- [10] «Interempresas.net,» [En línea]. Available: <http://www.interempresas.net/MetalMecanica/Articulos/138722-Estudio-de-los-factores-criticos-que-afectan-a-la-calidad-de-las-piezas-fabricadas-por-SLM.html>.
- [11] «La fabricación aditiva».
- [12] T. Peng y C. Chen, «Influence of energy density on energy demand and porosity of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting,» *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, vol. 5, nº 1, pp. 55-62, Enero 2018.
- [13] H. Gong, K. Rafi, . T. Starr y . B. Stucker, «The Effects of Processing Parameters on Defect Regularity in Ti-6Al-4V Parts Fabricated By Selective Laser Melting and Electron Beam Melting,» pp. 424-439, 2013.
- [14] M. Rombouts, G. Maes, W. Hendrix, F. Motmans y E. Delarbre, «Surface finish after laser metal

deposition,» *Physics Procedia*, vol. 41, pp. 810-814, 2013.

- [15] K. Alrbaey, D. Wimpenny, R. Tosi, A. Moroz y W. Manning, «On optimization of surface roughness of selective laser melted stainless steel parts: a statistical study,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 26, n° 3, p. 2139–2148, 2014.
- [16] A. B. Spierings, N. Herres y G. Levy, «Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts,» *Rapid Prototyping Journal*, vol. 17, n° 3, pp. 195-202, 2011.
- [17] J. V. Humbeecka, L. Thijs, B. Vrancken y J.-P. Kruth, «Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 541, pp. 177-185, Noviembre 2012.
- [18] L. E. Murr, 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, «Microstructure and mechanical behavior of Ti–6Al–4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications,» *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, vol. 2, n° 1, pp. 20-32, 2009.
- [19] K. Zhang, J. Mei, N. Wain y X. Wu, «Effect of Hot-Isostatic-Pressing Parameters on the Microstructure and Properties of Powder Ti-6Al-4V Hot-Isostatically-Pressed Samples,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 41, n° 4, p. 1033–1045, 2010.
- [20] «forbes,» [En línea]. Available: <https://www.forbes.com/sites/tjmccue/2019/03/27/wohlers-report-2019-forecasts-35-6-billion-in-3d-printing-industry-growth-by-2024/>.
- [21] «WOHLERS ASSOCIATES,» [En línea]. Available: <https://wohlersassociates.com/>.
- [22] X. Wang, S. Xu, S. Zhou, W. Xu, M. Leary, P. Choong, M. Qian, M. Brandt y Y. M. Xie, «Topological design and additive manufacturing of porous metals for bone scaffolds and orthopaedic implants: A review,» *Biomaterials*, vol. 83, pp. 127-141, March 2016.
- [23] B. Artley, «3D Hubs,» 2018. [En línea]. Available: <https://www.3dhubs.com/knowledge-base/automotive-3d-printing-applications>. [Último acceso: 02 Junio 2019].
- [24] Wohlers Report, «3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry,» 2017.
- [25] L. Jyothish Kumar y C. G. Krishnadas Nair, «Current trends of additive manufacturing in the aerospace industry,» de *Advances in 3D Printing and Additive Manufacturing Technologies*, . P. . M. Pandey, L. J. Kumar y D. I. Wimpenny, Edits., 2016, pp. 39-54.
- [26] R. Liu, J. Newkirk, F. Liou, T. Sparks y Z. Wang, «Laser Additive Manufacturing,» de *Aerospace applications of laser additive manufacturing*, 2017, pp. 351-371.
- [27] S. Romero Fuentes, «Estudio comparativo de los métodos de fabricación aditiva para el titanio y sus aleaciones,» 2017.
- [28] D. Ortiz Azagra, «Caracterización de un aleación Ti6Al4V obtenida mediante Electro Beam Melting y su evolución con posteriores tratamientos térmicos para la mejora de las propiedades mecánicas,» 2017.
- [29] L. Bian, N. Shamsaei y J. M. Usher, Edits., *Laser-Based Additive Manufacturing of Metal Parts: Modeling, Optimization, and Control of Mechanical Properties*, 2017.

- [30] «Renishaw apply innovation,» [En línea]. Available: <https://www.renishaw.com/en/am250--15253>.
- [31] J. Vázquez, C. Navarro, A. Perrián, S. Bernarding, F. Boby, M. Herrera García, S. Slawik, L. Hackel, F. Mücklich, F. Lasagni y J. Domínguez, «Effect of surface treatment on the fatigue strength of additive manufactured Ti6Al4V alloy,» de *ESIAMI9*, Trondheim, 2019.
- [32] «Quality Spare Center,» [En línea]. Available: <https://www.shotblasting.org.in/sand-blasting-materials-used-pros-and-cons.php>. [Último acceso: 11 Junio 2019].
- [33] «LSP technologies, Inc.,» [En línea]. Available: <https://www.lsptechnologies.com/shot-peening/>.
- [34] . H. Hozapfel, . A. Wick y O. Vijhringer, «Effect of Shot Peening Parameters on the Properties of Surface Layers in AISI 4140 in Different Heat Treatment Conditions,» *The Shot Peener*, vol. 10, n° 1, 1996.
- [35] «Curtiss-Wright Surface Technologies (CWST),» [En línea]. Available: <https://www.cwst.co.uk/wp-content/uploads/2015/08/CWST-CASE-4pp-Spanish.pdf>.
- [36] «Curtiss-Wright Surface Technologies (CWST),» [En línea]. Available: <https://cwst.com/extend/premium/PDF/Greenbook/Spanish/Capitulo%2011%20-%20Servicios%20y%20Capacidades%20Complementarias.pdf>.
- [37] «Curtiss-Wright Surface Technologies (CWST),» [En línea]. Available: <https://www.cwst.es/case-acabado-isotropico-engranajes-cojinetes/>.
- [38] «European Powder Metallurgy Association (EPMA),» [En línea]. Available: <https://www.epma.com/hot-isostatic-pressing>.
- [39] «Rodas,» Universidad de Sevilla, [En línea]. Available: https://rodas5.us.es/file/202507ce-80cd-de00-adeb-3cfc45af189d/2/practica_5_scorm.zip/pagina_01.htm. [Último acceso: 2 June 2019].
- [40] A. Fatemi, R. Molaei, J. Simsiriwong, N. Sanaei, J. Pegues, B. Torries, N. Phan y N. Shamsaei, «Fatigue behaviour of additive manufactured materials: An overview of some recent experimental studies on Ti-6Al-4V considering various processing and loading direction effects,» *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 42, n° 5, pp. 991-1009, 6 Marzo 2019.
- [41] A. Yadollahi y N. Shamsaei, «Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities,» *International Journal of Fatigue*, vol. 98, pp. 14-31, Mayo 2017.
- [42] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger y D. Buchbinder, «Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior,» *Materials & Design*, vol. 34, pp. 159-169, Febrero 2012.
- [43] N. T. Aboulkhair, N. M. Everitt, I. Ashcroft y T. Chris, «Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting,» *Additive Manufacturing*, Vols. %1 de %21-4, pp. 77-86, Octubre 2014.
- [44] A. Yadollahi, N. Shamsaei, S. M. Thompson, A. Elwany y L. Bian, «Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel,» *International Journal of Fatigue*, vol. 94, pp. 218-235, Enero 2017.
- [45] B. Torries, N. Shamsaei y . S. Thompson, «EFFECT OF BUILD ORIENTATION ON FATIGUE PERFORMANCE OF TI-6AL-4V,» 2017.

- [46] R. Molaei y A. Fatemi, «Fatigue Design with Additive Manufactured Metals: Issues to Consider and Perspective for Future Research,» de *7th International Conference on Fatigue Design, Fatigue Design 2017*, Senlis, 2017.
- [47] G. Nicoletto, «Anisotropic high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by powder bed laser fusion,» *International Journal of Fatigue*, vol. 94, pp. 255-262, Enero 2017.
- [48] A. Fatemi, R. Molaei, S. Sharifimehr, N. Shamsaei y N. Phan, «Torsional fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti6Al-4V by powder bed fusion including surface finish effect,» *International Journal of Fatigue*, vol. 99, pp. 187-201, June 2017.
- [49] «Facultad de Ingeniería UNMdP,» [En línea]. Available: <http://www3.fi.mdp.edu.ar/tecnologia/archivos/TecFab/10.pdf>.
- [50] P. V. Grant, J. D. Lord y P. S. Whitehead, «The Measurement of Residual Stresses by the Incremental Hole Drilling Technique,» *Measurement Good Practice Guid*, vol. 53, n° 1.
- [51] «ASTM E837-13a, Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling StrainGage Method1,» *ASTM International*, 2013.
- [52] «SINT technology,» [En línea]. Available: <https://sint-technology.com/es/medicion-tensiones-residuales/>.
- [53] SINT technology, «RESTAN - System for measuring residual stresses by the hole drilling method (operating and maintenance manual),» Floreence.
- [54] G. S. Schajer, «Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part I—Stress Calculation Procedures,» *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 10, n° 4, pp. 338-343, 1 Octubre 1988.
- [55] «ANSYS,» [En línea]. Available: https://ansyshelp.ansys.com/account/secured?returnurl=/Views/Secured/corp/v192/ans_elem/Hlp_E_P_LANE183.html. [Último acceso: 4 Junio 2019].