

**Interreg**  
**Sudoe**



**Samt**  **Sudoe**

European Regional Development Fund



**EFFECTO DE LAS CONDICIONES DE IMPRESIÓN EN LA  
FORMACIÓN DE POROSIDAD EN FUSIÓN DE LECHO  
DE POLVO DE PARTES DE TI-6AL-4V: UNA  
APROXIMACIÓN BASADA EN TOMOGRAFÍA DE  
RAYOS X EN 3D**

## 1- INTRODUCCIÓN

La fusión selectiva por láser (SLM) es un proceso de fabricación aditivo basado en la fusión en lecho de polvo y ampliamente estudiado en los últimos años para la producción de piezas de titanio (1). Un componente tridimensional se construye mediante la fusión selectiva de polvos dentro y entre capas. La fuente de calor es un láser finamente enfocado. Se pueden utilizar muchos polvos metálicos diferentes, incluyendo aleaciones de aluminio, aceros y aleaciones de titanio (2-4). Esta tecnología, de considerable importancia debido a su potencial rentabilidad, bajo desperdicio de material y las posibilidades que ofrece para producir componentes de formas complejas, tiene un éxito creciente en la industria aeroespacial. En particular, la aleación Ti-6wt%Al-4wt%V es interesante debido a su alta resistencia a la corrosión y a su alta resistencia específica. Sin embargo, los conocimientos reales sobre el proceso de ordenación sostenible de las tierras siguen siendo insuficientes y obstaculizan su desarrollo a mayor escala (5).

Entre las posibles razones, el control de las propiedades de los productos manufacturados se hace difícil ya que depende de muchas interacciones complejas entre los polvos de entrada, los parámetros de proceso y microestructurales, los defectos metalúrgicos y las propiedades mecánicas (6). En ese contexto y aunque el SLM de Ti-6Al-4V ha realizado importantes avances en la optimización de procesos, los materiales de construcción suelen estar sujetos a defectos internos o irregularidades locales que influyen en sus propiedades. Se demostró claramente su papel en las propiedades mecánicas. En presencia de porosidad, se demostró que la resistencia a la tracción, la elongación y el módulo de Young se deterioraron (7). La anisotropía de las propiedades de tracción también puede atribuirse a la orientación de los defectos con respecto a la dirección de carga (8).



**Figura 1:** Aparato de tomografía similar al de uso médico para análisis de porosidad.

Si los defectos son perpendiculares a la dirección de carga, se espera que se abran a niveles de tensión relativamente bajos. De lo contrario, si son paralelas al eje de carga de tracción, su apertura se hace más difícil. Además, se demostró que la presencia de porosidad influye tanto en las propiedades de fractura como en las de fatiga. Se observó que las grietas se inician por porosidad en la subestructura y se propagan radialmente hacia el exterior (9). En cuanto a los mecanismos de formación de porosidad, se identificaron varias fuentes de porosidad, a saber: (1) partículas de polvo no fundidas o parcialmente fundidas (2) falta de fusión (3) delaminación entre pasadas adyacentes o capas depositadas previas (4) atrapamiento de gases durante la fabricación. La porosidad suele estar correlacionada con el parámetro del proceso "densidad de energía" definida por la relación entre la potencia del láser (P) y la velocidad de exploración (v), el espaciado de la trama (h) y el espesor de la capa (l) (10, 11):

$$E_v = \frac{P}{v.l.h}, [\text{J/mm}^3] \quad (1)$$

Aunque imperfecto, el uso de energía volumétrica es sin duda el enfoque más establecido para controlar la relación proceso/porosidad. De hecho, se espera un aumento de la porosidad debido a la perforación a alta densidad de energía (alta potencia láser y baja velocidad de exploración), mientras que se espera un aumento de la porosidad debido a la fusión incompleta o a la "falta de fusión" a menor densidad de energía (baja potencia láser y alta velocidad) y se espera un mínimo de porosidad a la densidad de energía intermedia. El enfoque basado en el volumen de energía presenta varias limitaciones importantes. En primer lugar, con un volumen de energía determinado, este enfoque no logra captar los efectos de las condiciones de impresión en la formación de porosidad.

En segundo lugar, no cuantifica la porosidad que se forma. En este estudio, el efecto de los parámetros de proceso sobre la formación de porosidad se realizó a partir de las mediciones por tomografía de rayos X 3D de la densidad de volumen y la fracción de volumen de los poros en función de la densidad de energía de volumen (E), la potencia del láser (P) y la velocidad de escaneo (V), a un espaciado de nacimiento constante (h) y el espesor de la capa (l). Los resultados obtenidos fueron analizados y racionalizados desde un simple enfoque teórico.

## 2-MATERIALES, CONDICIONES DE IMPRESIÓN Y MÉTODOS

### 2.1 Ti-6Al-4V POLVO

En este estudio se utilizó Ti-6Al-4V (Ti - 6wt% Al - 4wt% V), materia prima en polvo de Tekna y producida por atomización con plasma. La micrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido da un ejemplo de las características del polvo. Tienen forma esférica y el tamaño medio de las partículas se midió alrededor de 11  $\mu\text{m}$ , el D10 fue de 7  $\mu\text{m}$  y el D90 de 17,5  $\mu\text{m}$  (12). La composición química del polvo Ti-6Al-4V se indica en la Tabla 1.

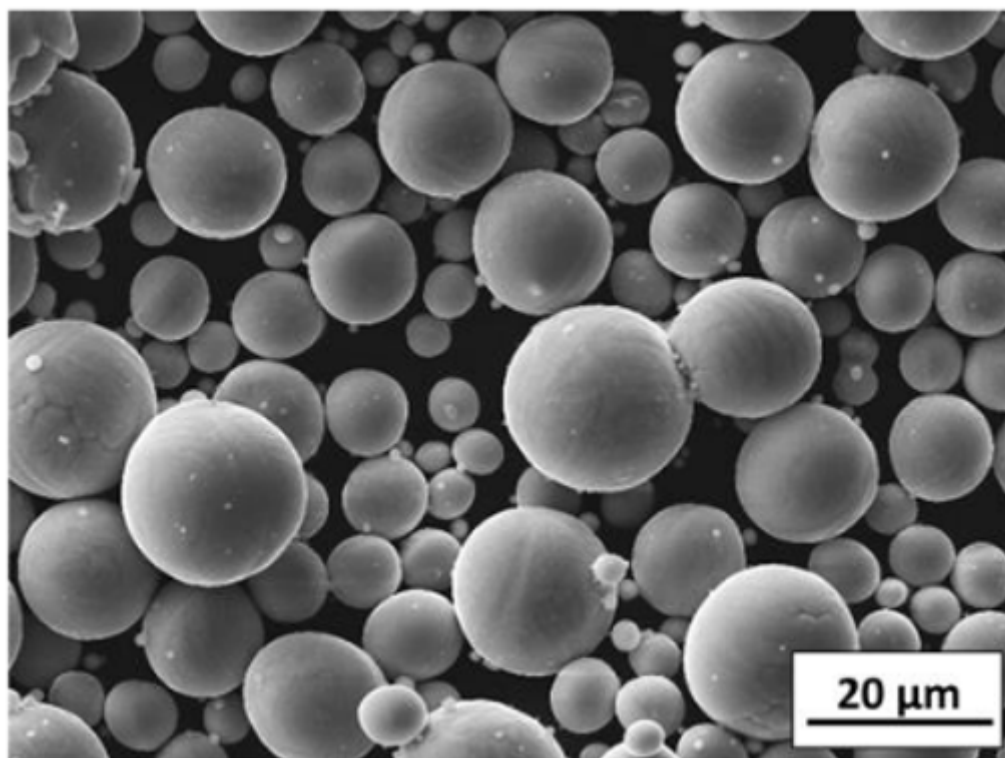
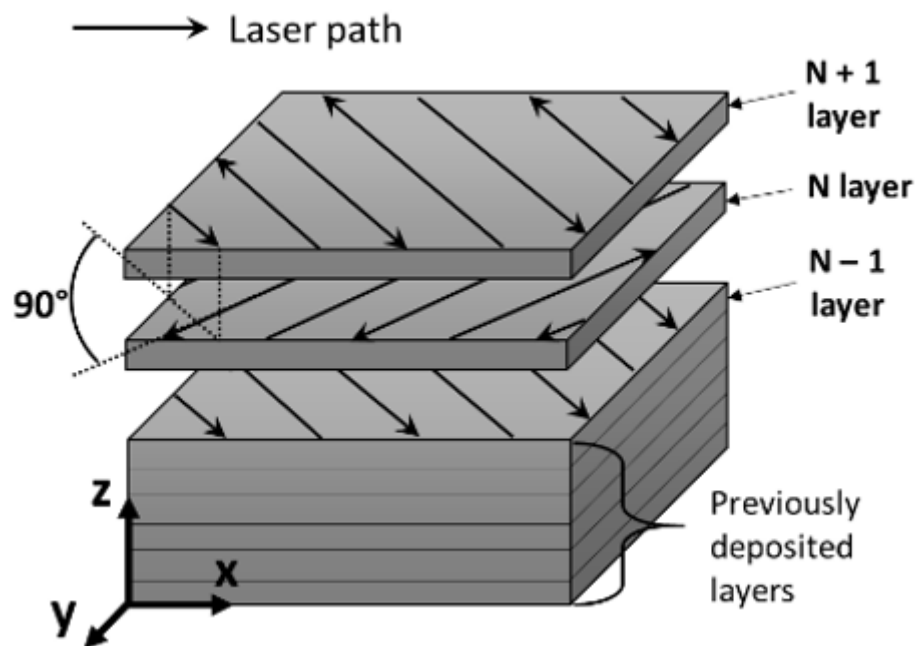


Figura 2 : SEM de Ti-6Al-4V

Tabla 1: Composición química del polvo Ti-6Al-4V

Composición química en wt. %					
Ti	Al	V	Fe	O	H
bal.	5.77	3.91	0.22	0.12	0.006





**Figura 3:** Representación esquemática de la estrategia de barrido consistente en un patrón de líneas rectas con una rotación de 90 grados entre cada capa sucesiva. Los ejes x, y y z representan la dirección de carga del polvo, el eje del rodillo y la dirección de apilamiento de las capas, respectivamente.

## 2. 2.CONDICIONES DE IMPRESIÓN

Se fabricaron piezas con unas dimensiones de 3 x 3 x 5 cm<sup>3</sup> mediante fusión selectiva por láser de polvos Ti-6Al-4V en la ProX 300 a partir de sistemas 3D. Los ejes x, y y z representan la dirección de carga del polvo, el eje del rodillo y la dirección de apilamiento de las capas respectivamente (Figura 2b). Todas las piezas fueron construidas en una atmósfera protectora de Argón y los parámetros de proceso estudiados se resumen en la Tabla 2. La estrategia de escaneo, que se muestra en la Figura 3, consiste en líneas rectas con una rotación de 90° entre las capas.

Tabla 2: Pruebas de carga mecánica utilizadas para la optimización topológica y validación numérica de la pieza de fabricación aditiva.

Potencia de láser (W)	Velocidad de barrido de láser (mm/s)	Espaciado (μm)	Tamaño del spot (μm)	Espesor de capa (μm)	Densidad de energía (J/mm <sup>3</sup> )	Muestra
100	650	50	70	60	51.0	1
250	1625	50	70	60	51.0	2
350	2275	50	70	60	51.0	3
100	450	50	70	60	74.0	4
250	1125	50	70	60	74.0	5
100	220	50	70	60	151.0	6
250	550	50	70	60	151.0	7
350	770	50	70	60	151.0	8

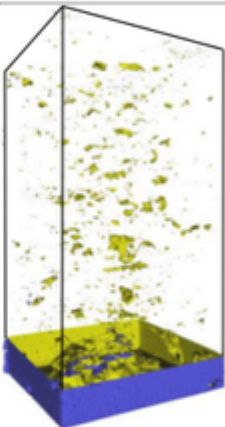

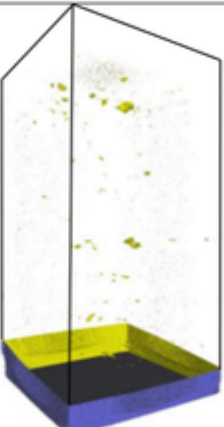
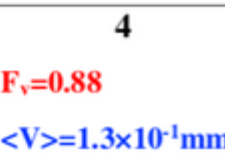
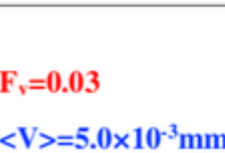
### 2.3 ELECCIÓN DE LOS MATERIALES A UTILIZAR

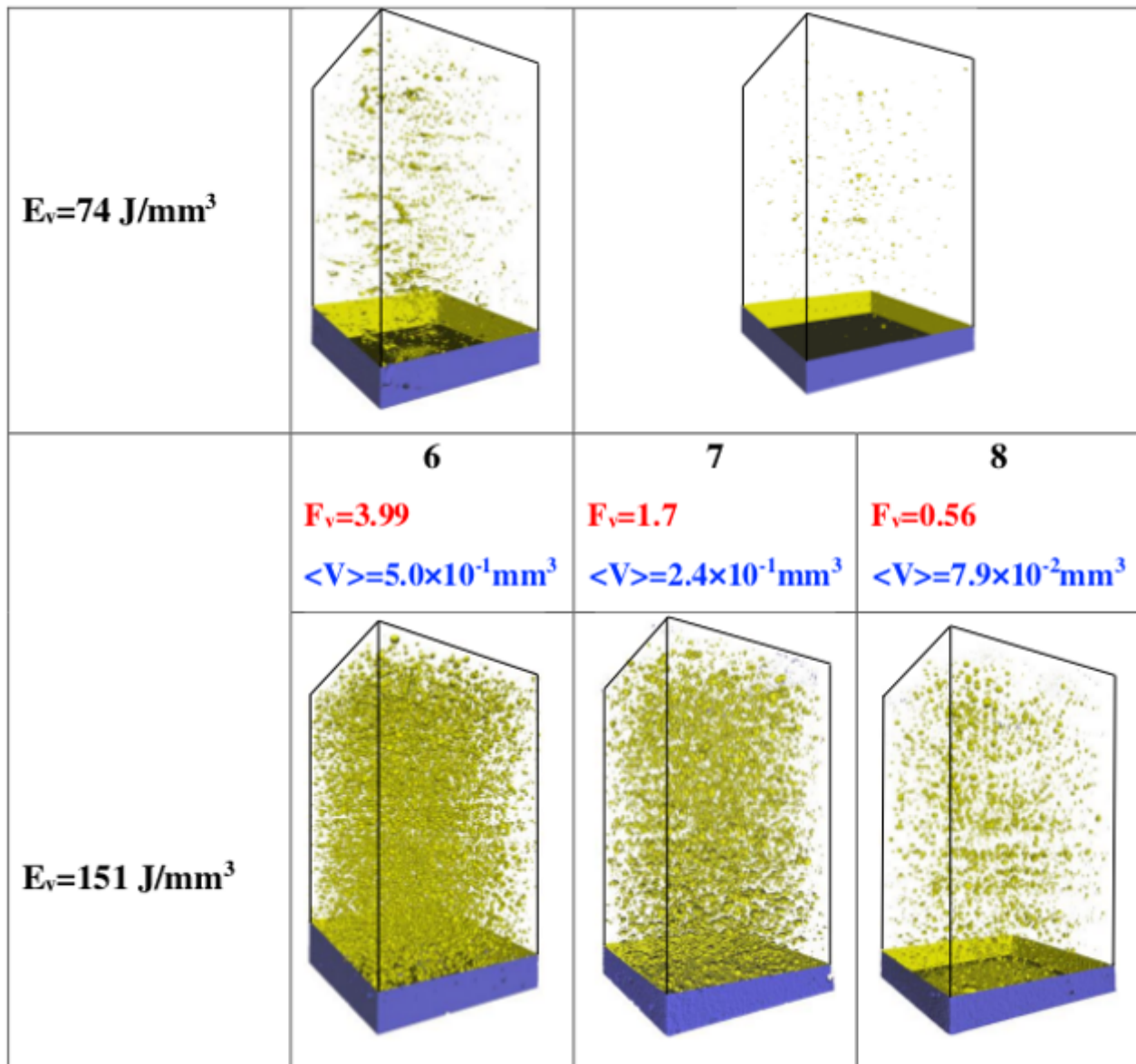
El análisis de la porosidad se realizó mediante tomografía microcomputada de rayos X (μCT). Se utilizó un nanotomo Phoenix para caracterizar la distribución 3D y tanto la fracción de volumen (Fv) como el volumen medio (<V>) de los poros. El equipo μCT estaba compuesto por un tubo de nanofoco de rayos X que funcionaba hasta 180 kV/15W y una pantalla de centelleo de rayos X que estaba acoplada a un sensor CCD de Hamamatsu de alta resolución (2300 píxeles 2300 píxeles). El procedimiento μCT se basó en la adquisición de una serie de radiografías de rayos X de una muestra que giraba paso a paso alrededor de un eje vertical perpendicular al haz incidente. Las imágenes fueron grabadas en un período de 750 ms 6 veces por cada una, para obtener una media, con un paso de 0.36. Se utilizó una energía de 100 keV para los escaneos tomográficos. Para la reconstrucción de imágenes 3D, se utilizó un algoritmo matemático para reconstruir la distribución de los coeficientes de absorción dentro del volumen de la muestra, y luego, la estructura interna del volumen 3D de las muestras. La resolución final de las imágenes 3D fueron vóxeles de dimensiones 2 μm x 2 μm x 2 μm x 2 μm. Las muestras con dimensiones de 2 x 1 x 10 mm<sup>3</sup> se retiraron de la muestra as-built.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. ANÁLISIS DE LA FORMACIÓN DE POROSIDAD COMO FUNCIÓN DE LAS CONDICIONES DE IMPRESIÓN

En la Figura 4 se muestran las vistas 3D  $\mu$ CT de los poros de la muestra as-built en función de los parámetros del proceso. Los vacíos o poros se representan en amarillo. Las dimensiones x, y y z del volumen representado son respectivamente 2 mm, 1 mm y 10 mm. El menor tamaño observable de los huecos está limitado por la resolución espacial  $\mu$ CT de 2  $\mu$ m. En esta representación, no se puede ver ninguna disposición particular de los poros. La fracción de volumen y el volumen medio de los poros varían entre 0,03 9,78 y 5,010-3mm<sup>3</sup> 1,1 mm<sup>3</sup> respectivamente en función de las condiciones de impresión. Para la misma densidad de energía, tanto la fracción de volumen como el volumen medio de los poros disminuyen a medida que aumenta la potencia del láser y disminuye la velocidad de exploración del láser. La parte más densa se obtuvo la densidad de energía de 74 J/mm<sup>3</sup> para el conjunto particular de parámetros de 250W y 1125 mm/s como potencia láser y velocidad de escaneo láser, respectivamente (muestra 5). Una cosa muy interesante es que la morfología de los poros depende de las condiciones de impresión. Para la densidad de energía más alta (151 J/mm<sup>3</sup>), tienen una morfología casi esférica mientras que tienen una morfología más alargada para la densidad de energía de 51 J/mm<sup>3</sup>. La situación es sin embargo algo más matizada a 74 J/mm<sup>3</sup> donde la morfología de los poros es, alargada para una potencia láser y un escaneo láser de 100W y 450mm/s, respectivamente (muestra 4) y esférica para una potencia láser y un escaneo láser de 250W y 1125 mm/s, respectivamente (muestra 5). Este es un punto clave ya que el mecanismo de formación de porosidad está generalmente relacionado con su morfología (13).

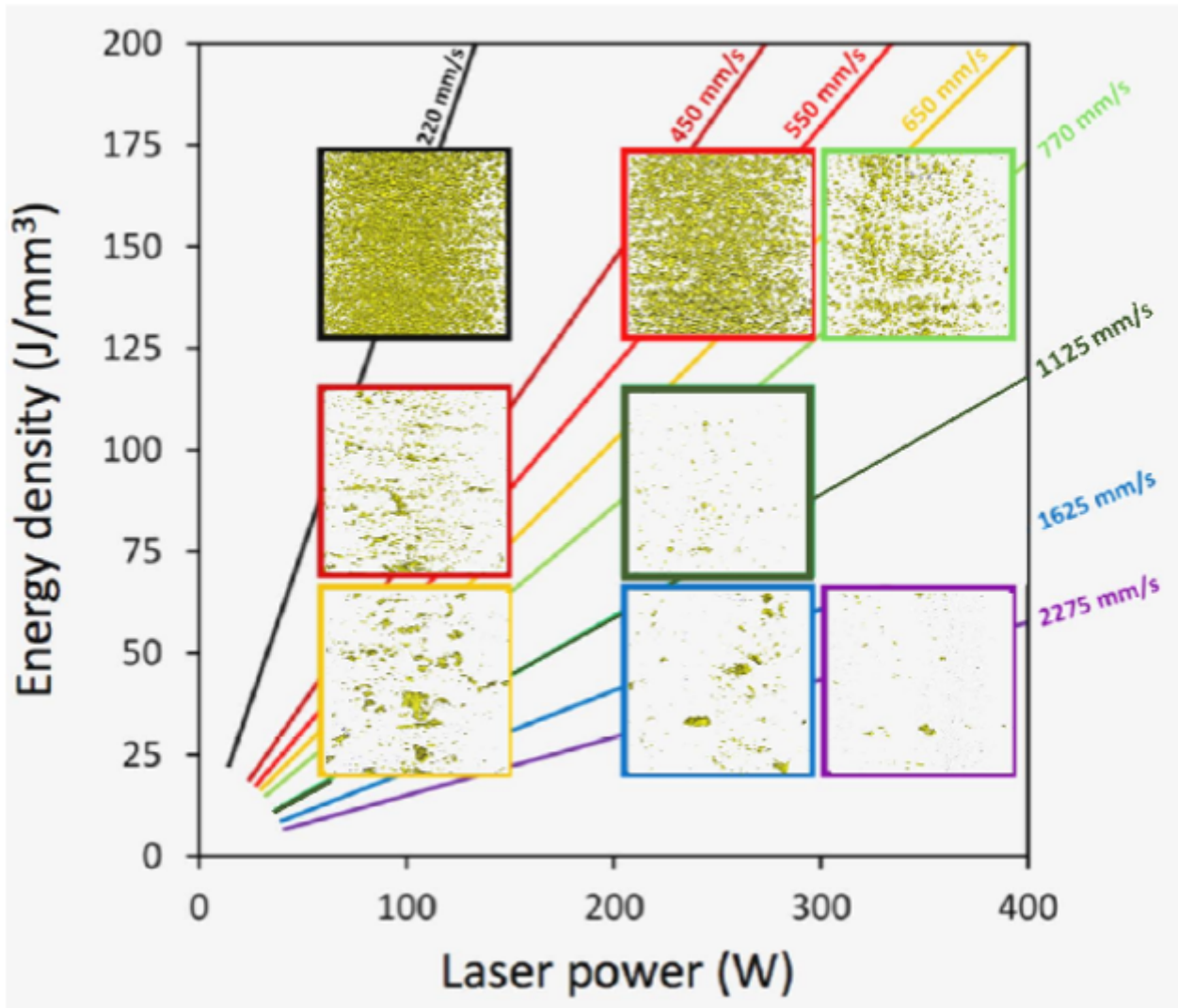
$E_v=51 \text{ J/mm}^3$	<div>1</div> <div><math>F_v=9.78</math></div> <div><math>\langle V \rangle=1.1 \text{ mm}^3</math></div> <div></div>	<div>2</div> <div><math>F_v=0.13</math></div> <div><math>\langle V \rangle=2 \times 10^{-2} \text{ mm}^3</math></div> <div></div>	<div>3</div> <div><math>F_v=0.06</math></div> <div><math>\langle V \rangle=9 \times 10^{-3} \text{ mm}^3</math></div> <div></div>
	<div>4</div> <div><math>F_v=0.88</math></div> <div><math>\langle V \rangle=1.3 \times 10^{-1} \text{ mm}^3</math></div> <div></div>	<div>5</div> <div><math>F_v=0.03</math></div> <div><math>\langle V \rangle=5.0 \times 10^{-3} \text{ mm}^3</math></div> <div></div>	



**Figura 4:** Vista tridimensional  $\mu$ CT de la porosidad en función de las condiciones de impresión. Las condiciones de impresión correspondientes a las muestras de 1 a 8 se indican en la tabla 2.  $F_v$  y  $\langle V \rangle$  corresponden a la fracción de volumen y al volumen medio de los poros.

Los resultados experimentales generales se pueden mostrar en un diagrama 2D original (Figura 5) que permite apreciar mejor los efectos de las condiciones de impresión sobre la formación de porosidad. Contrariamente a lo que a menudo se afirma en la literatura, resulta claro que la porosidad evoluciona significativamente para la misma energía de densidad. Por ejemplo, pueden ser órdenes de magnitud a  $51 \text{ J/mm}^3$  y  $74 \text{ J/mm}^3$ . Además, se pueden obtener dos estados de porosidad similares para dos densidades de energía diferentes.





**Figura 5:** Diagrama 2D de la evolución del estado de porosidad en función de la densidad de energía, la potencia del láser y la velocidad de exploración del láser.

### 3.1 RACIONALIZACIÓN DESDE UN ENFOQUE TEÓRICO

El origen fundamental de la porosidad de la falta de fusión es la superposición de sucesivas piscinas de fusión. En el enfoque que aquí se presenta, el solapamiento de la masa fundida se calcula para predecir la porosidad de la falta de fusión. El principio fundamental del cálculo es que, para una fusión completa, la profundidad del solapamiento entre los depósitos de masa fundida adyacentes lateralmente  $L^*$  debe ser al menos tan grande como el espesor de la capa utilizado para la impresión de la pieza (véase la figura 6). A continuación, se consideró una forma de sección transversal semicircular de la piscina de fusión. Por consideraciones geométricas, se puede demostrar fácilmente que:

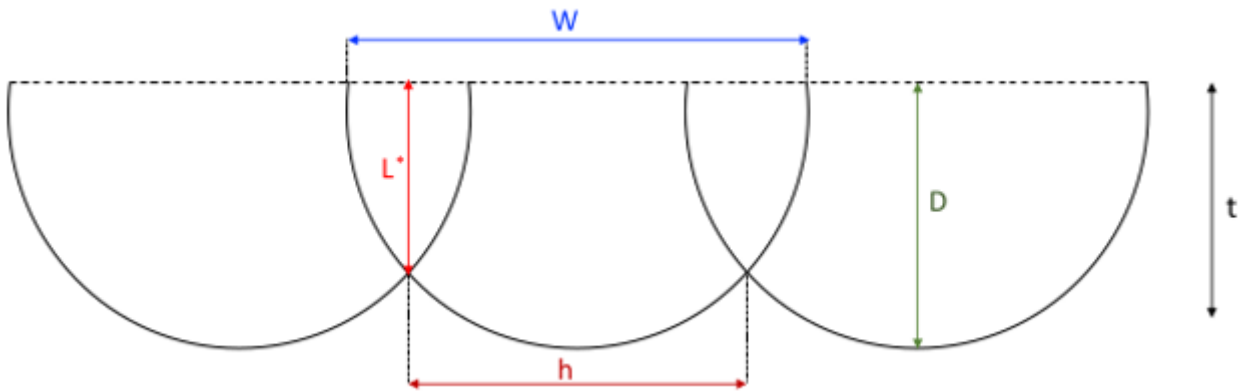
$$\left(\frac{h}{2}\right)^2 + (L^*)^2 = \left(\frac{W}{2}\right)^2$$

La condición necesaria y suficiente para la superposición de anchura y profundidad es que  $L^* \geq t$ . En ese caso, la falta de fusión se produce si se verifica la siguiente relación:

$$\left(\frac{h}{W}\right)^2 + \left(\frac{t}{D}\right)^2 \geq 1 \quad (1)$$

Dónde:

$$D = \frac{W}{2}$$



**Figura 6:** Representación esquemática de la supuesta forma semicircular de las piscinas de fusión. W, h, D, t y L\* representan el ancho del punto de fusión, el espacio entre las escotillas, la profundidad del punto de fusión, el espesor de la capa y la profundidad del solapamiento entre los puntos de fusión adyacentes lateralmente.

El segundo paso de nuestro enfoque es determinar el tamaño de la masa fundida en función de las condiciones de impresión. El tamaño de la masa fundida depende principalmente de la potencia absorbida, la velocidad del haz y las propiedades térmicas (conductividad y difusividad) de los materiales y puede determinarse a partir de la simple ecuación analítica de Rosenthal que da la evolución del perfil térmico para una fuente de calor de velocidad V (14). Se basa en los siguientes supuestos: sólo se considera la conducción, no se incluye el calor de fusión y las propiedades no dependen de la temperatura. Estos supuestos fueron validados recientemente a partir de cálculos numéricos en 3D (15). A partir del perfil térmico calculado a partir del Rosenthal, es posible mostrar que el ancho de la piscina de fusión puede ser aproximado en (16):

$$W \approx \sqrt{\frac{8\lambda P}{2.7\pi\rho C_p V(T_f - T_0)}} \quad (2)$$

donde  $\lambda$  es la absorbencia,  $\rho$  es la densidad,  $C_p$  es el calor específico y  $T_f$  es la temperatura de fusión. El parámetro del proceso "densidad de energía"  $E_v$  se define por la relación entre la potencia del láser (P) y la velocidad de exploración (V), la separación entre trampillas (h) y el espesor de la capa (t):

$$h = \frac{P}{E_v \cdot t \cdot V}$$

teniendo en cuenta la relación (2), puede obtenerse la siguiente relación

$$\frac{h}{W} = \frac{\frac{2.7\pi\rho C_p (T_f - T_0)}{4E_v \lambda}}{\left(\frac{t}{D}\right)} \quad (3)$$

En un diagrama  $\frac{h}{W} = f\left(\frac{e}{D}\right)$  las condiciones de formación de porosidad debido a una falta de fusión se pueden representar por un cuarto de círculo (ver relación (1)). En este mismo diagrama y de la relación (3) la evolución de  $\frac{h}{W}$  como función de  $\frac{t}{D}$  puede ser graficado tanto para una densidad de energía como para la absorbencia. Los datos experimentales también se pueden representar en la curva  $\frac{h}{W} = f\left(\frac{e}{D}\right)$  si se tiene en cuenta que  $2W=D$ . De hecho, en ese caso, la relación (3) conduce a:

$$\frac{h}{W} = \frac{\sqrt{h} \sqrt{\frac{2.7\pi\rho C_p (T_f - T_0)}{4\lambda}}}{\sqrt{2E_v t}} \quad (4)$$

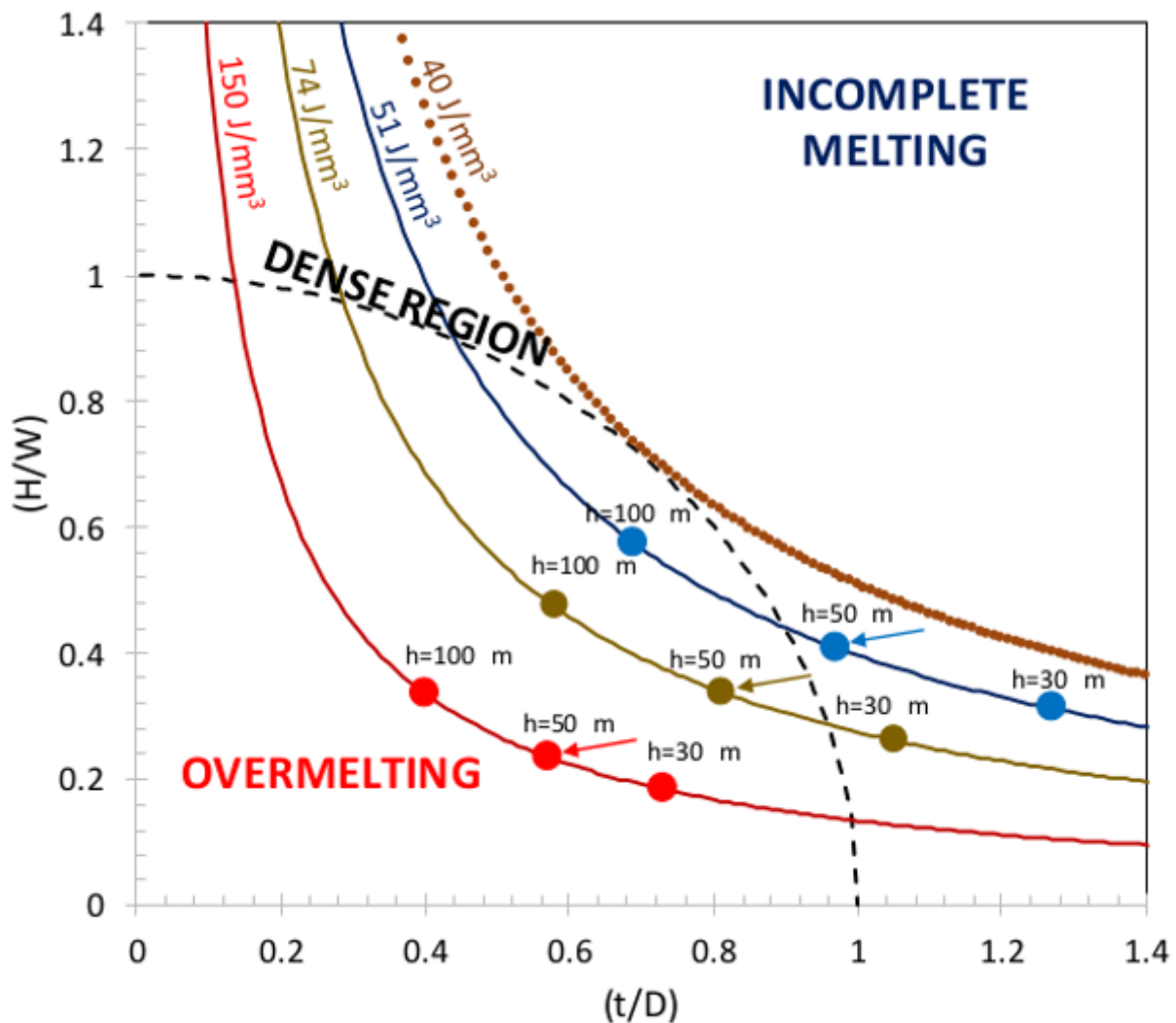
los datos experimentales se encuentran en la densidad de iso-energía  $E_v$  correspondiente con una ordenada  $h/W$  que depende de las condiciones de impresión. Mientras que se espera que la absorbencia se vea afectada por otros factores como los parámetros de procesamiento ( $P$  y  $V$ ) y la rugosidad de la superficie de la masa fundida, se supuso, en aras de la simplicidad, que era constante. Los datos termofísicos utilizados para los cálculos se resumen en la Tabla 3 y los principales resultados obtenidos se muestran en la Figura 8.

El análisis de los resultados (Figura 7) lleva a las siguientes conclusiones. A una densidad de energía dada y dependiendo de las condiciones de impresión, las piezas impresas pueden estar libres de porosidad o contener porosidad formada por fusión incompleta o sobrefusión. La implicación es que un aumento en la densidad de energía no necesariamente mejora la densidad de la pieza, y que mantener una densidad de energía constante (mientras se cambian otras condiciones de procesamiento) puede resultar en una porosidad variable. Como consecuencia, el parámetro "densidad de energía" no es completamente relevante para controlar la relación entre las condiciones de impresión y la formación de porosidad. Además, existe una densidad de energía crítica de  $40 \text{ J/mm}^3$  por debajo de la cual no puede evitarse la formación de porosidad por fusión incompleta.

**Tabla 3: Datos termofísicos utilizados para el cálculo (16)**

CANTIDAD	VALOR
Temperatura de fusión	1913 K
Densidad $\rho$	$4430 \text{ kg/m}^3$
Calor específico $C_p$	$526 \text{ J/kg/K}$
Absorbencia $\lambda$	0.40

En el caso de la energía de isodensidad, los puntos experimentales coinciden en la figura 8 por la razón de que el grosor de la capa y el espaciamiento de la trama son los mismos para todas las condiciones de impresión y la absorbencia se supone constante y, por lo tanto, independiente de parámetros de impresión tales como la potencia del láser y la velocidad de exploración del láser. Con una alta densidad de energía de 151 J/mm<sup>3</sup>, se muestra que los poros se forman por sobre fusión, mientras que con una densidad de energía más baja (51 J/mm<sup>3</sup>), se muestra que los poros se forman por fusión incompleta. Es muy consistente con la morfología de porosidad observada. En efecto, los poros casi esféricos se asocian a una excesiva densidad de energía, mientras que los alargados se asocian a una falta de fusión (17, 18). El estudio paramétrico (Figura 7) muestra que el espaciamiento de las trampillas tiene un efecto significativo tanto en el mecanismo de formación de porosidad como en la cantidad de porosidad que se forma. Sorprendentemente, este efecto es tanto más importante cuanto que la densidad de energía es baja. El enfoque propuesto puede utilizarse como guía para diseñar la pieza TA6V mediante fusión selectiva por láser.



**Figura 7 :**  $\frac{h}{w} = f\left(\frac{t}{D}\right)$  diagrama. La posición de los datos experimentales se indica mediante flechas. El cuarto de círculo definido por  $\frac{h}{w}=1$  y  $\frac{t}{D} = 1$  da las zonas de fusión sobre fundidas, densas e incompletas. Las líneas de isodensidad muestran que el parámetro "densidad de energía" no es necesariamente relevante para controlar la relación entre las condiciones de impresión y la formación de porosidad.



## REFERENCIAS

- (1) L.-C. Zhang, H. Attar, Selective Laser Melting of Titanium Alloys and Titanium Matrix Composites for Biomedical Applications: A Review , *Adv. Eng. Mater.* 18 (2016) 463–475
- (2) E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno, A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties, *Prog. Mater. Sci.* 74 (2015) 401–477
- (3) H. Schwab, F. Palm, U. Kühn, J. Eckert, Microstructure and mechanical properties of the near-beta titanium alloy Ti-5553 processed by selective laser melting, *Mater. Des.* 105 (2016) 75–80
- (4) M. Akita, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, M. Nakajima, R. Kawaguchi, Defect-dominated fatigue behavior in type 630 stainless steel fabricated by selective laser melting, *Mater. Sci. Eng. A.* 666 (2016) 19–26
- (5) W.E. Frazier, Metal additive manufacturing: A review, *J. Mater. Eng. Perform.* 23 (2014) 1917–1928
- (6) M. Simonelli, Y.Y. Tse, C. Tuck, Microstructure of Ti-6Al-4V produced by selective laser melting, *J. Phys. Conf. Ser.* 371 (2012)
- (7) H. Gong, K. Rafi, H. Gu, G.D. Janaki Ram, T. Starr, B. Stucker, Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting, *Mater. Des.* 86 (2015) 545–554
- (8) T. Vilaro, C. Colin, J.D. Bartout, As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 42 (2011) 3190–3199
- (9) H. Gong, K. Rafi, H. Gu, G.D. Janaki Ram, T. Starr, B. Stucker, Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting, *Mater. Des.* 86 (2015) 545–554
- (10) L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Van Humbeeck, J.P. Kruth, A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V, *Acta Mater.* 58 (2010) 3303–3312
- (11) M. Simonelli, Y.Y. Tse, C. Tuck, Microstructure of Ti-6Al-4V produced by selective laser melting, *J. Phys. Conf. Ser.* 371 (2012)
- (12) J. Stef, Thèse de Doctorat de l'Université de Bordeaux, 2018
- (13) H. Gong, K. Rafi, H. Gu, T. Starr, B. Stucker, Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes, *Addit. Manuf.* 1 (2014) 87–98
- (14) D. Rosenthal, Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, *Weld Journal* 20(5) 1941 220–234
- (15) P. Promoppatum, S-C Yao, P. C. Pistorius, A. D. Rollet, *Engineering* 3 (2017) 685–694
- (16) M. Tang, P. C. Pistorius, J. L. Beuth, *Additive Manufacturing* 14 (2017) 39–48
- (17) H. Gong, H.K. Rafi, N. V Karthik, T.L. Starr, B.E. Stucker, Defect morphology in Ti-6Al-4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting, *Solid Free. Fabr. Symp. Symporisum Proceeding.* (2013) 440–453
- (18) J. Stef J., A. Poulon-Quintin, A. Redjaimia A, J. Ghanbaja, O. Ferry, M. De Sousa, M. Gouné, Mechanism of porosity formation and influence on mechanical properties in selective laser melting of Ti-6Al-4V parts. *Materials & Design* 2018, vol. 156, p. 480–493



El programa Interreg Sudoe está financiado por el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER).