

ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DE FABRICACIÓN EN EL AGRIETAMIENTO DE LA SUPERALEACIÓN IN738LC

M. Vilanova¹, M. San Sebastian¹, T. Guraya²

¹IK4 LORTEK, Arranomendia Kalea 4A, Ordizia, Spain, mvilanova@lortek.es

²University of the Basque Country UPV/EHU, Rafael Moreno “Pitxitxi”, 2, Bilbao, Spain

Resumen: En este trabajo se ha estudiado la procesabilidad de la superaleación base níquel IN738LC mediante la tecnología de fabricación aditiva conocida como Fusión Selectiva por Lecho de Polvo. Dado que el IN738LC se considera un material no soldable, se han optimizado diferentes parámetros de fabricación para obtener muestras con la menor cantidad de defectos, tales como porosidad, faltas de fusión y grietas.

Palabras clave: IN738, Fabricación aditiva, agrietamiento, superaleaciones de níquel

1. INTRODUCCIÓN

La Fusión Selectiva por Lecho de Polvo (LPBF en inglés) es una tecnología de Fabricación Aditiva (AM en inglés) que consiste en la fabricación de piezas geoméricamente complejas por la fusión de polvo metálico. El polvo se deposita en capas de entre 20 – 100 μm que funden por la interacción con un haz láser en función del modelo digital (CAD) diseñado [1]. Entre las ventajas más destacables de esta tecnología frente a los procesos convencionales como fundición y forja destacan la libertad en el diseño de las piezas, la reducción de material sobrante producido durante la fabricación, el aligeramiento en las piezas fabricadas y la posibilidad de afrontar volúmenes de producción pequeños [2].

Dadas las características de la LPBF, es una tecnología particularmente interesante para la producción de piezas de valor añadido en sectores como el aeronáutico, automoción y biomédico entre otros. De hecho, en lo que se refiere al sector aeronáutico, hay gran interés en la fabricación de piezas con diseño optimizado y reducción considerable de su peso final. Entre los materiales utilizados en este sector, destacan las superaleaciones base níquel (Ni) por su resistencia a la corrosión y buenas propiedades mecánicas a temperaturas de hasta el 70% de su temperatura de fusión [3]. En general, estos materiales se utilizan en los álabes de las turbinas donde las temperaturas alcanzan los 1300 °C [4].

Dentro de las superaleaciones de Ni, una de las más prometedoras es el IN738LC (Low Carbon) la cual presenta excelentes propiedades tanto frente a la corrosión como a fluencia a muy altas temperaturas. Esta superaleación se endurece tanto por su alto contenido de elementos en solución (Cr, W, Ta, Mo) como por la precipitación de la fase gamma prima (γ'). Este precipitado con composición $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ es coherente respecto a la matriz y es el motivo por el cual el IN738LC presenta sus excelentes propiedades mecánicas a altas temperaturas.

Sin embargo, uno de los mayores inconvenientes de la superaleación IN738LC reside en su difícil soldabilidad, ya que se considera un material agrietable. Por lo tanto, este material se define como no procesable por la tecnología LPBF dada la formación de grietas. En la literatura se describen varios mecanismos responsables del agrietamiento, entre ellos destacan: el agrietamiento en caliente, el agrietamiento por licuación y el agrietamiento post-tratamiento térmico.

El agrietamiento en caliente ocurre durante la solidificación del material debido a la concentración de elementos formadores de fases de bajo punto de fusión en las zonas interdendríticas. En este material en particular, se describen como elementos perjudiciales el circonio (Zr) [5], boro (B) y silicio (Si) [6] por aumentar el rango de solidificación de la superaleación. Por otro lado, el mecanismo de licuación está relacionado con la fusión parcial de ciertas fases como carburos ricos en niobio (Nb) o eutécticos del tipo γ - γ' presentes en el material [7]. Por último, el agrietamiento post-tratamiento térmico se observa en las superaleaciones con alto porcentaje de precipitados γ' . Esto ocurre debido a las tensiones producidas por la repentina precipitación de la fase γ' [8].

Ciertos parámetros de fabricación utilizados en la tecnología LPBF interactúan entre sí dentro de un factor clave conocido como densidad de energía, E (J/mm^3):

$$E = P/v \cdot h \cdot t \quad (1)$$

donde P es la potencia del láser (W), v es la velocidad de escaneo (mm/s), h es la distancia entre cordones (mm) y t es el espesor de capa (mm). En este trabajo se han variado la potencia del láser, la velocidad de escaneo y la distancia entre cordones (h) utilizados durante la fabricación por la tecnología LPBF de la superaleación IN738LC con el objetivo de minimizar la densidad de grietas y porosidad presente en las muestras.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Caracterización del polvo

El polvo utilizado para la fabricación de las muestras de IN738LC fue suministrado por Aubert & Duval y su composición química medida por la técnica Induced Coupled Plasma (ICP) se detalla en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición del IN738LC suministrado por Aubert & Duval

	Ni	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo
wt%	Bal.	15.8	8.6	3.6	3.3	2.7	1.8
	Ta	Nb	Zr	Fe	C	Si	B
wt%	1.8	0.8	0.04	0.04	0.1	0.02	0.0009

Con el objetivo de verificar la calidad del polvo para su empleo en la tecnología LPBF, se midió la distribución de tamaño de partícula y porosidad interna mediante análisis de imagen. Además, la fluidez y densidad aparente del mismo se determinaron por el método Hall siguiendo las normas ASTM B-213-90 y ASTM B-212-89 respectivamente.

2.2. Fabricación de las muestras

Para la fabricación de las muestras se utilizó la máquina Renishaw AM 400. Esta máquina está equipada con un láser de fibra que trabaja en modo pulsado; además, la fabricación se lleva a cabo dentro de una cámara con atmósfera inerte. La optimización de parámetros se realizó en base al diseño de experimentos planteado por N. Perevoshchikova et al. [9] para el material IN738LC fabricado por LPBF. Dentro del rango estudiado por los investigadores, determinaron que para una distancia entre cordones de 0.09 mm, las potencias con las que se obtenían mejores resultados variaban entre 270 – 295 W. En cuanto a las velocidades, estas se encontraban entre 850 – 1150 mm/s.

Con el objetivo de obtener los parámetros óptimos, es decir aquellos con la menor cantidad de faltas de fusión, poros y grietas, se fabricaron cubos de 10 mm³ (Figura 1). Las muestras se produjeron utilizando un espesor de capa (t) de 40 µm, potencias del láser (P) entre 175 – 400 W, velocidades de escaneo (v) de 1050 y 1200 mm/s y distancia entre cordones (h) de 0.09 y 0.11 mm.

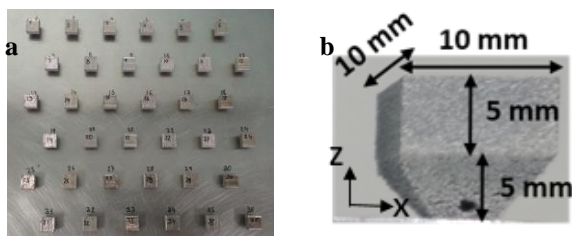


Figura 1. a) Plataforma con los cubos fabricados; b) dimensiones de cada muestra.

2.3. Caracterización de las muestras

En cuanto a la caracterización de los cubos, en primer lugar se cortaron en la dirección transversal a la fabricación, es decir, en el plano x-z. A continuación, se lijaron hasta la lija de 2500 y se pulieron hasta 1 µm

utilizando pasta de diamante. Por último, para revelar la microestructura del material, las muestras se atacaron químicamente con el siguiente reactivo: 10 mL HNO₃ + 15 mL HCl + 10 mL CH₃COOH. La densidad relativa de los cubos se determinó mediante el microscopio óptico (GX51 Olympus) y el software de análisis de imagen AnalySIS Docu. En cuanto a la cuantificación de la densidad de grietas, se realizó con el software de análisis de imagen ImageJ. Por último, las muestras se observaron en el microscopio electrónico de barrido con fuente de emisión de campo Zeiss Ultra Plus.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización del polvo

El polvo suministrado por Aubert & Duval presentaba morfología básicamente esférica (Figura 2a) aunque se podían encontrar ciertas partículas irregulares. Además, varias partículas de polvo exhibían satélites adheridos a su superficie, los cuales se forman debido a las colisiones que ocurren durante el proceso de atomización. Tal y como se muestra en la Figura 2b, algunas de las partículas de polvo presentaban poros internos. De hecho, se cuantificó la porosidad interna del polvo en un 0.17% lo cual no debería afectar a la fabricación de las probetas. Por otro lado, tras atacar químicamente el polvo se reveló su microestructura dendrítica (Figura 2c) derivada del proceso de atomización. Por último, se midió la distribución de tamaño de partícula obteniendo los valores D10, D50 y D90 que resultaron ser 33 µm, 49 µm y 64 µm respectivamente. Estos valores son mayores que el rango óptimo para la tecnología LPBF comprendido entre 10 – 45 µm [2], sin embargo no afectaba a la fluidez del polvo durante la fabricación de las piezas.

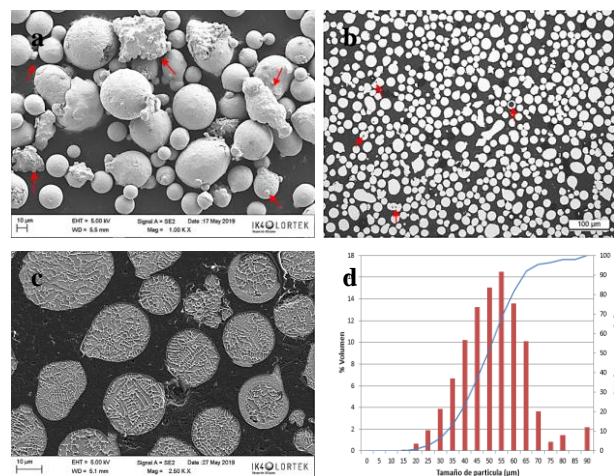


Figura 2. a) Morfología del polvo indicando las partículas irregulares y satélites; b) porosidad interna del polvo; c) microestructura del polvo; d) distribución de tamaño de partícula

3.2. Optimización de los parámetros de fabricación

En la Figura 3 se detallan los resultados obtenidos tanto de densidad de grietas como de densidad relativa para las muestras fabricadas con espesor de capa de 40 µm,

distancia entre cordones de 0.09 mm, velocidad de 1050 mm/s y valores de potencia entre 175 – 400 W.

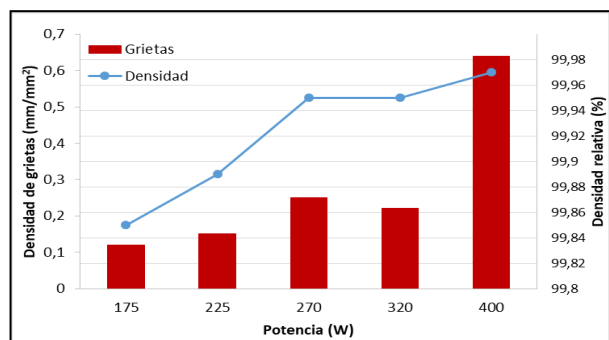


Figura 3. Densidad de grietas y relativa para muestras fabricadas con los mismos parámetros, pero variando la potencia del láser

Tal y como queda reflejado en la Figura 3, al incrementar la potencia del láser aumenta la densidad de grietas presente en el material. Esto puede deberse a los gradientes de temperatura que se forman durante la fabricación por la tecnología LPBF. Es decir, al aumentar la potencia del láser se intensifican los gradientes de temperatura que sufre el material. Esto provoca la aparición de tensiones que facilitan la formación de grietas [10]. Por otro lado, las muestras fabricadas con menor potencia exhiben una disminución en el valor de densidad relativa. Tras analizar las muestras, se observó que tanto las fabricadas con la potencia de 175 W como de 225 W presentaban ciertos poros de morfología irregular. Esta morfología es característica de los defectos denominados faltas de fusión los cuales se forman al proporcionar una densidad de energía insuficiente durante la fabricación, por lo que se obtiene un material sin densificar [11]. En base a estos resultados, se descartaron las potencias de 175 y 225 W dado que presentan faltas de fusión y por lo tanto la densidad relativa obtenida no es suficiente para un material procesado por la tecnología LPBF.

Una vez acotado el rango de potencias para la fabricación del IN738LC, se procedió a examinar la influencia de la velocidad de escaneo (v) en la fabricación.

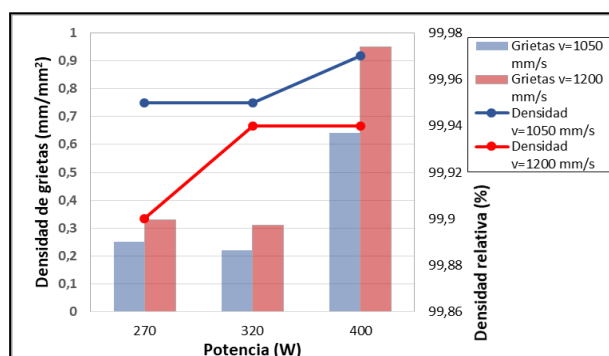


Figura 4. Formación de poros y grietas en muestras fabricadas con velocidad de escaneo de 1050 y 1200 mm/s. La distancia entre pasadas era de 0.09 mm en todos los casos.

Se escogió por un lado la velocidad de 1050 mm/s ya que fue la utilizada en la fabricación de muestras con diferente potencia, y por el otro la velocidad de 1200 mm/s dado que es una velocidad mayor y con esta se podría reducir el tiempo de fabricación de las piezas. En la Figura 4 se presentan los resultados obtenidos en función de la velocidad empleada durante el procesamiento de las muestras. En el caso de la formación de grietas, es evidente que al aumentar la velocidad de escaneo se incrementa el número de grietas. L. Carter et al. [12] observaron algo similar para la superaleación de base Ni CM247LC, es decir, al aumentar la velocidad se incrementaba la formación de grietas en la zona centro de las piezas. Además, al utilizar la velocidad de 1200 mm/s se potencia la formación de poros, por lo que los valores de densidades relativas son menores. Finalmente, se seleccionó la velocidad de 1050 mm/s con el objetivo de fabricar muestras tanto con la menor densidad de grietas como de poros.

Por último, se optimizó el parámetro conocido como distancia entre cordones (h). Se seleccionaron las distancias de 0.09 y 0.11 mm respectivamente. En la Figura 5 se muestra tanto la densidad de grietas como la densidad relativa obtenida al variar la distancia entre cordones manteniendo la velocidad en 1050 mm/s, ya que fue la seleccionada en el paso anterior.

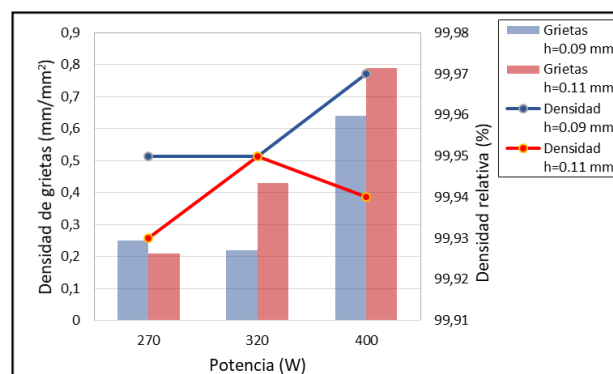


Figura 5. Formación de poros y grietas en muestras fabricadas con distancia entre cordones de 0.11 y 0.09 mm. La velocidad era de 1050 mm/s en todos los casos.

La densidad de grietas aumenta al utilizar la distancia entre cordones de 0.11 mm con respecto a la de 0.09 mm. Sin embargo, en el caso de la densidad relativa no se observa una tendencia tan clara, aunque los resultados parecen indicar que existe mayor cantidad de poros al fabricar con la distancia de 0.11 mm. Por lo tanto, en base a los resultados se seleccionó la distancia entre cordones de 0.09 mm como parámetro óptimo.

Por último, teniendo todos los resultados en cuenta, se seleccionaron como parámetros óptimos para la fabricación del IN738LC por la tecnología LPBF la velocidad de 1050 mm/s y la distancia entre cordones de 0.09 mm. Sin embargo, para el caso de la potencia no existen grandes diferencias entre los resultados de las muestras fabricadas con 270 W y 320 W. Por lo tanto,

sería recomendable utilizar la de 270 W ya que la potencia necesaria es menor.

3.3. Microestructura del IN738LC

Las muestras fabricadas por la tecnología LPBF presentan en su mayoría una microestructura columnar dendrítica [11]. De hecho, debido a la deposición de las sucesivas capas, los granos columnares crecen a través de varias capas. En la Figura 6 se presenta la microestructura de la muestra fabricada con los parámetros seleccionados.



Figura 6. Microestructura del IN738LC fabricado con potencia 270 W, velocidad 1050 mm/s, distancia entre cordones 0.09 mm y espesor de capa 0.04 mm.

En la imagen se puede observar cómo algunos de los granos se desarrollan a través de más de 10 capas. Por otro lado, las grietas presentes en el material tras el proceso de fabricación se concentran mayormente en los límites de grano (indicado mediante flechas rojas en la Figura 6). Michael Cloots et al. [5] también analizaron la presencia de grietas en el material IN738LC y concluyeron que las grietas se formaban mediante el mecanismo de agrietamiento en caliente. Finalmente, a pesar de que se redujo el número de grietas al emplear los parámetros seleccionados, no fue posible eliminarlas en su totalidad.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se fabricaron muestras de IN738LC mediante la tecnología LPBF. Para ello se realizó la optimización de los parámetros de proceso con el objetivo de obtener muestras con la menor porosidad y densidad de grietas posible. Finalmente, los parámetros seleccionados fueron la potencia del láser de 270 W, la velocidad de escaneo de 1050 mm/s, la distancia entre cordones de 0.09 mm y el espesor de capa de 0.04 mm. En particular, las muestras fabricadas con los parámetros seleccionados presentaban un porcentaje de porosidad menor al 0.05% y una densidad de grietas menor que 0.5 mm/mm². Tras examinar la microestructura del material se determinó que las grietas se propagaban a través de los límites de grano, lo que podría indicar su formación por el mecanismo de agrietamiento en caliente.

5. REFERENCIAS

- [1] H. Ali, H. Ghadbeigi, and K. Mumtaz, "Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 712, no. October 2017, pp. 175–187, 2018.
- [2] L. N. Carter, "Selective laser melting of nickel superalloys for high temperature applications," Birmingham, 2013.
- [3] A. Kracke, "Superalloys, the Most Successful Alloy System of Modern Times-Past, Present, and Future," in *7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*, 2010, pp. 13–50.
- [4] B. Geddes, H. Leon, and X. Huang, *Superalloys: Alloying and Performance*, 1st ed. Ohio: ASM International®, 2010.
- [5] M. Cloots, P. J. Uggowitzer, and K. Wegener, "Investigations on the microstructure and crack formation of IN738LC samples processed by selective laser melting using Gaussian and doughnut profiles," *Mater. Des.*, vol. 89, no. November, pp. 770–784, 2016.
- [6] R. Engeli, T. Etter, S. Hövel, and K. Wegener, "Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 229, pp. 484–491, 2016.
- [7] O. A. Ojo, "On liquation cracking of cast Inconel 738LC superalloy welds," Manitoba, 2004.
- [8] D. A. Metzler, "A Gleeble® -based Method for Ranking the Strain-Age Cracking Susceptibility of Ni-Based Superalloys," *Weld. Int.*, vol. 87, no. October, pp. 249–256, 2008.
- [9] N. Perevoshchikova et al., "Optimisation of selective laser melting parameters for the Ni-based superalloy IN-738 LC using Doehlert's design," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 23, no. 5, pp. 881–892, 2017.
- [10] N. J. Harrison, I. Todd, and K. Mumtaz, "Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by Selective Laser Melting: A fundamental alloy design approach," *Acta Mater.*, vol. 94, pp. 59–68, 2015.
- [11] D. Bourell et al., "Materials for additive manufacturing," *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, vol. 66, no. 2, pp. 659–681, 2017.
- [12] L. N. Carter, M. M. Attallah, and R. C. Reed, "Laser Powder Bed Fabrication of Nickel-Base Superalloys: Influence of Parameters; Characterisation, Quantification and Mitigation of Cracking," in *Superalloys 2012*, 2012, pp. 577–586.