



# Comportamiento frente a erosión de aleaciones de Al y Ti fabricadas por proyección fría

Miguel Ángel Garrido Maneiro<sup>1</sup>, Paloma Sirvent de Haz<sup>1</sup>, Pedro Alberto Poza Gómez<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Departamento de Tecnología Química, Energética y Mecánica, Universidad Rey Juan Carlos, [miguelangel.garrido@urjc.es](mailto:miguelangel.garrido@urjc.es), [paloma.sirvent@urjc.es](mailto:paloma.sirvent@urjc.es), [pedro.poza@urjc.es](mailto:pedro.poza@urjc.es)

<sup>2</sup> Instituto de Tecnologías para la Sostenibilidad (ITPS). Universidad Rey Juan Carlos, [pedro.poza@urjc.es](mailto:pedro.poza@urjc.es)

*La manufactura aditiva es una técnica de fabricación de objetos a partir de modelos 3D mediante la deposición sucesiva de material, en forma de polvo o hilo, capa a capa donde el material se va consolidando hasta conformar la pieza. Esta tecnología permite obtener geometrías muy cercanas a la de la pieza final, reduciendo significativamente las tareas de mecanizado y la generación de residuos.*

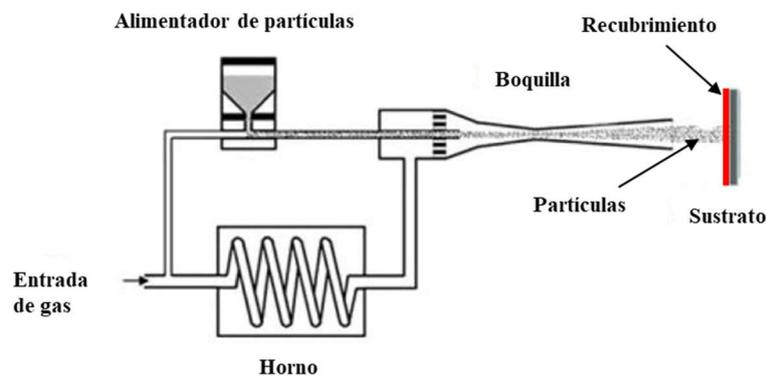
*La proyección fría es una técnica de deposición de material en estado sólido que ha adquirido una gran importancia en estos últimos años como técnica de manufactura aditiva. Una de las principales ventajas que ofrece la proyección fría respecto a otras técnicas, como la sinterización láser, es la deposición del material inicial sin fundirlo. Asimismo, la gran variedad de materiales que se pueden depositar la convierte en una técnica muy atractiva para la reparación de piezas desgastadas o dañadas para ampliar su vida útil. Al ser una técnica de proyección en estado sólido, no produce zonas afectadas por el calor, es decir, las propiedades de los sustratos no cambian. Además, no hay limitaciones en relación con las dimensiones y, por lo tanto, es una tecnología que permite proteger, reparar o funcionalizar cualquier superficie. Estas ventajas resultan ser muy atractivas en aquellas aplicaciones en las que los componentes resultan ser de alto valor añadido como es el caso de la industria aeronáutica. Sin embargo, debido a su reciente uso como proceso de fabricación aditiva no se tiene un conocimiento profundo del comportamiento de los componentes fabricados mediante esta tecnología frente a las posibles solicitaciones externas que pueden sufrir durante su vida en servicio. En este sentido, muchos de estos componentes aeronáuticos están sometidos a procesos de desgaste por erosión provocados por el impacto de pequeñas partículas presentes en el medio ambiente.*

*Este estudio tiene como objetivo investigar el comportamiento de la erosión del aluminio 1050 y el titanio grado II, generados mediante fabricación aditiva por proyección fría (CSAM). El estudio siguió la norma ASTM G76, utilizando alúmina como abrasivo a temperatura ambiente. Se establecieron los parámetros de flujo y velocidad del abrasivo, y se fijó el ángulo de incidencia normal. Para determinar la tasa de erosión, se establecieron varios tiempos de ensayo. La tasa de desgaste se estimó como la relación entre la masa de material eliminado y la masa de las partículas erosivas incidentes. El volumen eliminado durante el ensayo de erosión se midió utilizando un microscopio confocal. Esto permitió analizar las huellas residuales e identificar el mecanismo dominante durante el proceso de erosión. El análisis de las superficies permitió también relacionar la morfología superficial de las huellas residuales con las tasas de erosión.*

## 1. Introducción

La fabricación aditiva (additive manufacturing, AM) se define como el proceso que permite fabricar piezas a partir de datos de modelos 3D, normalmente capa sobre capa [1]. La fabricación aditiva por proyección en frío (cold spray additive manufacturing, CSAM) se ha incorporado recientemente a esta clasificación de tecnologías de AM [2]. Desarrollada inicialmente como una tecnología de recubrimiento en la década de 1980, la proyección en frío (cold spray, CS) ha evolucionado hasta convertirse en una tecnología de AM gracias a sus ventajas sobre otros procesos de proyección térmica. Estas ventajas incluyen mayor tasa de deposición, oxidación despreciable del material y menores tensiones residuales [3].

El CS consiste en la deposición de una materia prima en polvo sobre un sustrato a velocidades supersónicas y temperaturas inferiores a las de fusión del material. De esta manera, el proceso de deposición se basa en la transferencia de energía cinética de las partículas en el momento del impacto sobre un sustrato. Por tanto, este proceso da lugar a una deposición en estado sólido dominado por la deformación plástica de las partículas. En el proceso CS, las partículas de material se mezclan dentro de la precámara de una pistola con un gas precalentado, normalmente  $N_2$  o He. A continuación, la mezcla de partículas y gas fluye a través de una boquilla tipo De Laval, con una geometría convergente-divergente (Figura 1). A medida que el gas fluye a través de la sección divergente de la boquilla, se expande y enfría, alcanzando velocidades que pueden llegar a los 1200 m/s.



**Figura 1:** Esquema de un equipo de proyección en frío.

Debido a las bajas tensiones residuales generadas en los recubrimientos, el proceso de CS presenta la característica única de no tener límite teórico en el espesor depositado de la pieza proyectada [4]. Sin embargo, a medida que CSAM se desarrolla como método de impresión 3D, surgen dificultades que limitan su operatividad como técnica de AM, algunos de ellos relacionados con los altos costes de operación, las pobres propiedades mecánicas de las piezas finales y/o el limitado control de la geometría final del componente.

El uso de polvos de materia prima baratos ha surgido como una solución para superar las limitaciones de costes de proceso de CSAM. Los polvos de geometría irregular son más económicos que los de geometría esférica. Vaz et al. [5] compararon polvos de acero inoxidable 316L irregulares con polvos esféricos atomizados con gas, más caros. Sus resultados revelaron que ambos polvos presentaban un rendimiento y unas propiedades similares en cuanto a las características microestructurales, con una porosidad  $<0,5\%$ , una dureza en torno a 350 HV<sub>0,3</sub> y un índice de desgaste abrasivo cercano a  $1,6 \times 10^{-4} \text{ mm}^3(\text{N}\cdot\text{m})^{-1}$ .

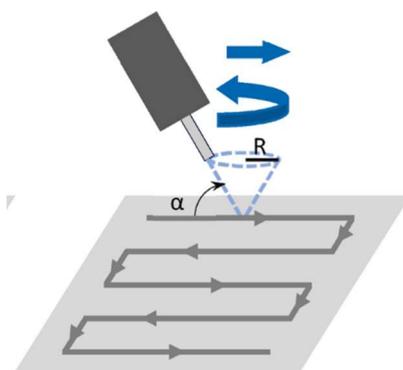
Otra limitación del uso de CSAM para producir piezas reales son los defectos inherentes presentes en la microestructura de los componentes fabricados por CSAM, como poros y falta de continuidad en los contornos de las partículas. Aunque estos defectos son inherentes a todo proceso de proyección térmica, en el caso de la AM de componentes, pueden dar lugar a unas propiedades mecánicas deficientes de las piezas finales. En los últimos años, se han estudiado postratamientos como pasos obligatorios para densificar la microestructura y mejorar las propiedades mecánicas finales de los componentes CSAM. Por ejemplo, se ha analizado el efecto de aplicar elevada deformación plástica generada por fricción sobre componentes fabricados por CSAM [6]; también se ha estudiado el prensado isostático en caliente (HIP) para densificar el material y mejorar sus propiedades mecánicas [7]. Sin embargo, todos estos procesos terminan por modificar la microestructura y por tanto, las propiedades de los componentes finales.

Sin embargo, el control de la precisión geométrica en CSAM se considera uno de los principales inconvenientes de esta tecnología. Las tolerancias geométricas de CSAM se sitúan en el rango milimétrico, lo que provoca el rechazo de esta técnica para la producción en serie de componentes metálicos en sectores y aplicaciones específicas como la aeronáutica o automovilística. Esta limitación se atribuye principalmente a dos causas:

- a) el perfil de velocidad de las partículas cuando impactan contra el sustrato, ya que las partículas situadas en el centro del punto de chorro alcanzan velocidades más elevadas que las situadas en la periferia. Las partículas que impactan a mayor velocidad dan lugar a mayores eficiencias de deposición; de ahí que los depósitos crezcan siguiendo una forma piramidal [8];
- b) la secuencia de proyección tradicional, en la que la pistola CS se orienta perpendicular al plano del sustrato, siguiendo una trayectoria lineal para cada capa.

Centrándose en la mejora del control de la forma de las piezas CSAM, Vaz et al. [9] propusieron una innovadora estrategia de deposición Metal Knitting (MK), en la que el polvo se proyecta con la pistola CS orientada según un ángulo diferente de  $90^\circ$  con respecto al sustrato, siguiendo una trayectoria circular y generando un cono virtual a través del movimiento de la pistola CS (Figura 2).

La técnica de MK mejora la tolerancia dimensional; sin embargo, introduce modificaciones microestructurales con respecto a las generadas con la secuencia de proyección tradicional. Por lo general, se obtienen componentes con elevada porosidad y mayores defectos en los contornos de unión entre las partículas proyectadas. Esta circunstancia podría comprometer el comportamiento mecánico y tribológico de estos componentes. Por ello, el objetivo de este trabajo ha sido estudiar las propiedades mecánicas y comportamiento frente a erosión de componentes de Aluminio 1050 y Titanio Grado II depositados mediante CSAM empleando la secuencia de proyección de MK.



**Figura 2:** Secuencia de proyección Metal Knitting [10].

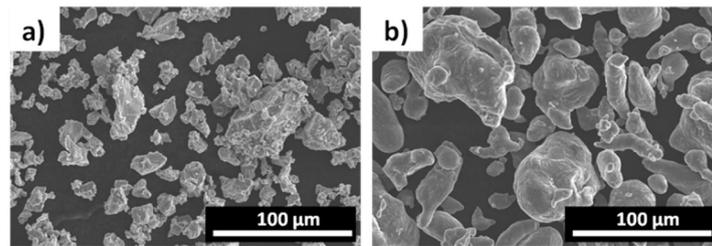
## 2. Materiales y metodología experimental

En este trabajo se depositaron titanio grado II (Ti-MK) y el aluminio de la serie 1050 (Al-MK) mediante CSAM utilizando un equipo de proyección Plasma Giken PCS 1000 (Centro de Proyección Térmica de Barcelona, España). Para la fabricación de las muestras se utilizó una placa de acero inoxidable como sustrato de soporte. Los parámetros de proyección se muestran en la Tabla 1.

**Tabla 1:** Parámetros de proyección.

Parámetro	Ti-MK	Al-MK
Temperatura (°C)	900	450
Presión del gas (bar)	60	30
Tipo de gas	N <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Distancia de proyección (mm)	40	40
Ángulo de proyección, $\alpha$ (°)	60	60
Radio de giro, R (mm)	20	20
Velocidad de pasada (mm/s)	500	500

El polvo de titanio grado II tenía una distribución de partículas de  $-17+10 \mu\text{m}$  y para el Aluminio 1050 era de  $-36+22 \mu\text{m}$ . Los polvos se prepararon mediante atomización con agua, que se caracteriza por una morfología irregular de las partículas, como se muestra en la Figura 3.



**Figura 3:** Morfología de los polvos. a) Titanio grado II; b) Aluminio 1050.

Para determinar el espesor y la porosidad, se realizaron cortes transversales de las muestras. Se utilizó un disco de diamante para cortar las muestras. Éstas se embutieron utilizando una resina de baja rigidez y, a continuación, se desbastaron utilizando diferentes papeles de SiC y se pulieron en pasta de diamante de 1 µm de tamaño de abrasivo. Se tomaron un total de 10 imágenes en diferentes zonas de recubrimiento con un microscopio óptico Motic BA310 Met-T (Motic, Xiamen, China) equipado con una cámara digital Moticom de 3,0 MP, que se examinaron mediante un software de análisis de imágenes (Motic Images Advanced 3.2).

La microdureza se midió en las secciones transversales de las muestras con un equipo de medida de microdureza Buehler 2101 (Buehler, Esslingen, Alemania). Estas medidas se realizaron según las recomendaciones de la norma ISO 6507-1 [11]. Se seleccionó una carga de 50 gf y un tiempo de permanencia de 12 s.

El comportamiento frente al desgaste se evaluó mediante ensayos de erosión, siguiendo los requisitos de la norma ASTM G76 [12]. Para el material erosivo se utilizaron partículas de alúmina con un tamaño de 50 µm y una morfología irregular. Estas partículas se secaron en un horno a 130°C durante tres horas antes de los ensayos. La distancia entre la boquilla y la muestra se fijó en 10 mm. Los ensayos de erosión se realizaron a temperatura ambiente con aire seco. El flujo de partículas fue de 1 g/min con una velocidad de 80 m/s [13]. Los ensayos se programaron con diferentes tiempos de duración (10, 15 y 20 minutos) y bajo incidencia normal (90°). La tasa de erosión se definió como la relación entre la masa eliminada de material y la masa incidente de partículas erosivas.

Se ha utilizado la técnica de microscopía confocal para analizar las tasas de erosión. A partir de las imágenes de confocal se ha podido estimar el volumen de material eliminado por el proceso de erosión. A partir de este volumen y teniendo en cuenta la densidad del material depositado y la porosidad de los componentes, se ha determinado la masa de material eliminado. Además, para cada ensayo de erosión, también se determinó la masa de las partículas erosivas, recogiéndolas en un recipiente apropiado durante el ensayo. Representando la masa eliminada frente a la masa de partículas erosivas para los diferentes tiempos de ensayo y determinando la pendiente del ajuste lineal de los puntos, se obtuvo la correspondiente tasa de erosión para cada material.

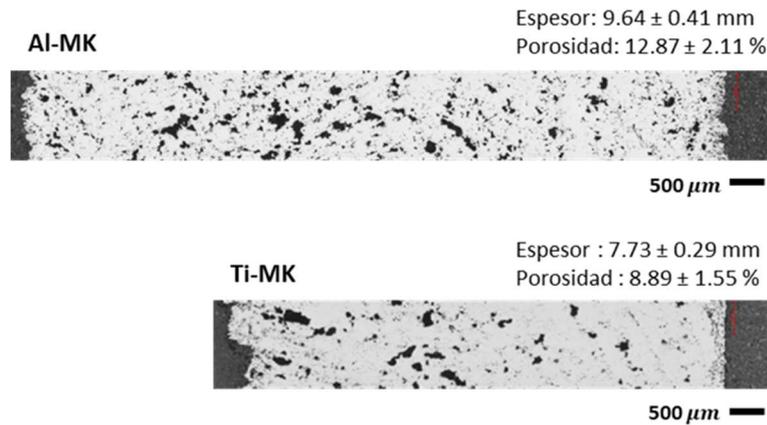
Para analizar los mecanismos dominantes de erosión, se analizaron las imágenes de las huellas residuales obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido.

### 3. Resultados y discusión

El principal objetivo de la fabricación aditiva es facilitar la generación de estructuras tridimensionales mediante la adición sucesiva de capas. En este sentido, la posibilidad de utilizar la técnica CSAM para este propósito depende en gran medida de los espesores que se pueden conseguir, de las propiedades mecánicas y el comportamiento tribológico de los componentes que se pueden generar.

En la Figura 4 se muestran cortes transversales representativos de los componentes de Ti grado II y aluminio 1050 obtenidos mediante CSAM siguiendo el procedimiento MK. En la Figura 4 también se incluyen los valores de espesor y porosidad calculados sobre ambos materiales con sus correspondientes desviaciones estándar.

De acuerdo con las medidas de espesor obtenidas para ambos materiales, se pone de manifiesto que la técnica MK permite generar recubrimientos de elevado espesor lo que la convierte en una técnica prometedora para generar componentes mediante la proyección en frío. Sin embargo, los valores de porosidad obtenidos son significativamente elevados lo que demuestra que es necesario ampliar los rangos de valores de los parámetros de proyección, así como sopesar la necesidad de aplicar posttratamientos tanto térmicos como termomecánicos que permitan incrementar la densidad y cohesión de los componentes generados.



**Figura 4:** Cortes transversales representativos de los componentes de aluminio 1050 (Al-MK) y titanio grado II (Ti-MK).

En la Tabla 2 se muestran los valores de microdureza (H) obtenidos sobre los componentes. Se observa que la muestra Ti-MK presenta una dureza tres veces mayor que la del Al-MK.

**Tabla 2:** Valores de microdureza.

Material	H (GPa)
Ti-MK	2.25 ± 0.36
Al-MK	0.61 ± 0.10

La totalidad de los modelos de erosión predicen tasas de desgaste menores cuanto mayor es la dureza del material. Por consiguiente, y de acuerdo con los valores mostrados en la Tabla 2, es esperable que el componente de titanio tenga tasas de erosión inferiores a las del aluminio. En la Tabla 3 se muestran las tasas de erosión, E, para ambos materiales observando una tendencia contraria a lo esperado.

**Tabla 3:** Valores de la tasa de erosión.

Material	E (adimensional)
Ti-MK	2.92 · 10 <sup>-4</sup>
Al-MK	1.39 · 10 <sup>-4</sup>

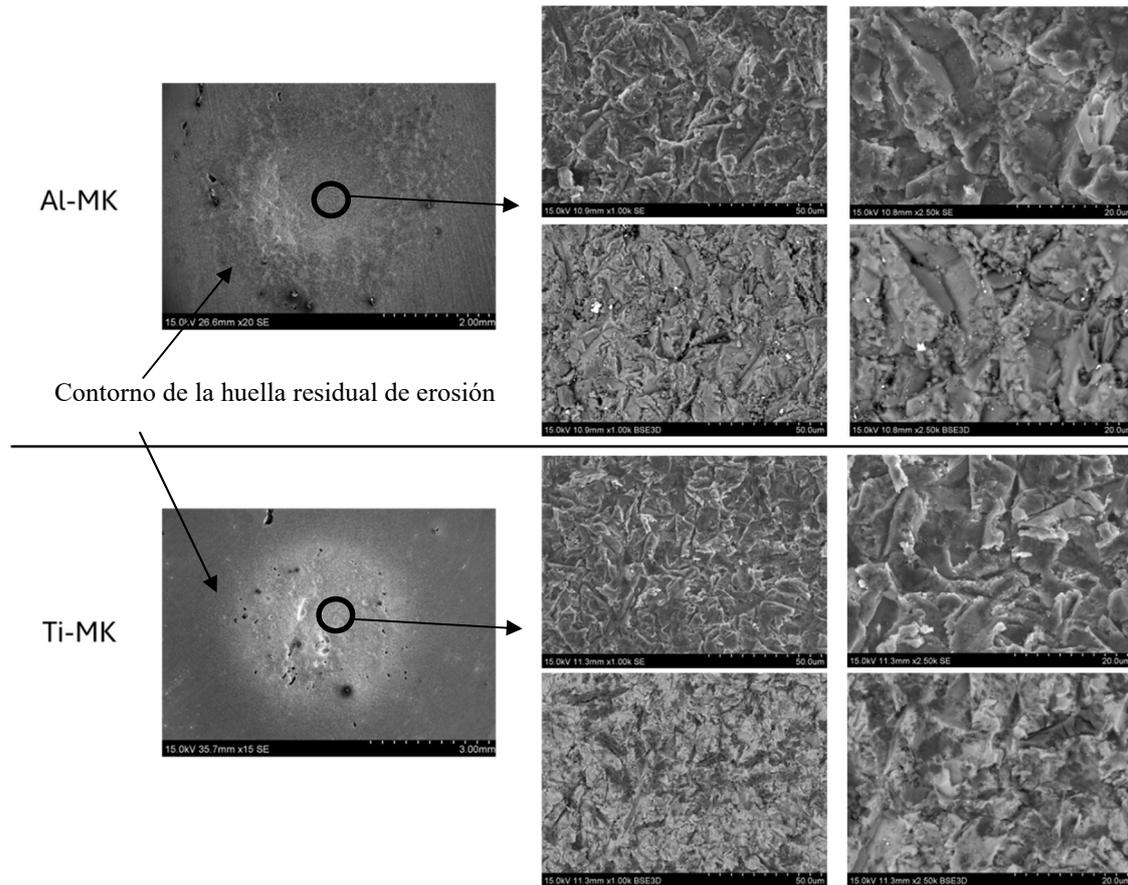
El titanio mostró una tasa de erosión superior a la del aluminio. Esta tendencia demuestra que, además de la dureza, hay otras propiedades que influyen en el comportamiento frente a la erosión. En este sentido, el modelo de erosión propuesto por Hutchings [14] para incidencia normal puede dar una explicación a la tendencia observada. Según este modelo, la tasa de erosión depende de características físicas asociadas a las partículas y al material erosionado, como su densidad, y a propiedades mecánicas como la dureza, H, y la deformación crítica,  $\epsilon_c$ . Este último parámetro establece el valor umbral de deformación a partir del cual se produce la eliminación de material. La expresión de la tasa de erosión, E, establecida por Hutchings [14] se muestra en la Ecuación 1:

$$E = K \frac{\rho \sigma^{1/2} v^3}{\epsilon_c^2 H^{3/2}} \quad (1)$$

donde K es un parámetro que indica la eficiencia del proceso de erosión,  $\rho$  y  $\sigma$  es la densidad del material erosionado y del material de las partículas erosivas, respectivamente;  $v$  representa la velocidad de las partículas erosivas, H es la dureza del material y  $\epsilon_c$  la deformación crítica o ductilidad de erosión. Teniendo en cuenta la densidad del material y los valores de dureza de la Tabla 2, es posible estimar la relación  $\rho/H^{3/2}$  para ambos materiales, obteniéndose unos valores de  $4.2 \cdot 10^{-11}$  y  $1.8 \cdot 10^{-10} \text{ s}^3 \cdot \text{m}^{-3/2} \cdot \text{kg}^{-1/2}$  para el titanio y el aluminio, respectivamente. De nuevo, el mayor valor obtenido para el aluminio justificaría una mayor tasa de erosión en comparación con el titanio. Por consiguiente, la única alternativa posible que pudiera justificar la tendencia obtenida en las tasas de erosión es la severidad del proceso de erosión debido a la contribución combinada del parámetro K y de la deformación crítica. Para ver su efecto, se analizan las huellas residuales de erosión.

En la Figura 5 se muestran imágenes de microscopía electrónica de barrido correspondientes a huellas residuales representativas del proceso de erosión sobre ambos materiales. Las superficies residuales se caracterizan por la

presencia de material proyectado hacia el contorno de la zona de impacto de las partículas erosivas. Esta morfología es típica de un proceso asociado con deformación plástica. Comparando las superficies residuales de ambos materiales se observa que este fenómeno es más acusado en el caso del aluminio, donde la morfología del contorno y de la superficie interior de la huella de erosión se caracteriza por una elevada deformación plástica. Por consiguiente, el valor de deformación crítica de erosión es mayor en el aluminio que el titanio haciendo que el primero sea más tolerante al daño y por tanto con menor tasa de erosión (Tabla 3).



**Figura 5:** Superficies residuales de erosión sobre los componentes de aluminio 1050 (Al-MK) y titanio grado II (Ti-MK).

## 4. Conclusiones

En este trabajo se ha analizado el comportamiento frente a erosión de componentes de titanio y aluminio generados mediante CSAM. Se ha obtenido que la tasa de erosión del titanio es mayor que la del aluminio a pesar de tener una mayor dureza. El análisis de las huellas residuales de erosión ha puesto de manifiesto que el mecanismo dominante de erosión es por deformación plástica, siendo ésta más relevante en el caso del titanio que en el aluminio. Este resultado pone de manifiesto que no solo la dureza es el parámetro que controla la resistencia a la erosión, sino que la deformación crítica también contribuye en la severidad del proceso de daño. De los resultados obtenidos parece que el aluminio presentó un valor crítico de deformación superior al del titanio lo que justificó sus menores tasas de erosión.

## 5. Agradecimientos

Los autores agradecen al gobierno español (Agencia Estatal de Investigación) por el apoyo financiero a través de la subvención PID2020-115508RB-C22 (A3M), PID2023-146720OB-C21 (HEA4COAT); y a la Unión Europea por el programa INVESTIGO (URJC-AI-19) asociado a los fondos Next-Generation.

## 6. Referencias

- [1] ISO/ASTM Standard 52900:2015, “Additive manufacturing— General principles — Terminology”, International Organization for Standardization, Geneva, 2015.
- [2] Kanishka K., Acherjee B., “Revolutionizing manufacturing: a comprehensive overview of additive manufacturing processes, materials, developments, and challenges”, *Journal of Manufacturing Processes* **107**, 574-619 (2023).
- [3] Vanerio D., Kondas J., Guagliano M., Bagherifard S., “3D modelling of the deposit profile in cold spray additive manufacturing”, *Journal of Manufacturing Processes* **67**, 521-534 (2021).
- [4] Yin S., Cavaliere P., Aldwell B., Jenkins R., Liao H., Li W., “Cold spray additive manufacturing and repair: fundamentals and applications”, *Additive Manufacturing* **21**, 628-650 (2018).
- [5] R.F. Vaz R.F., Silvello A., Sanchez J., Albaladejo V., García-Cano I., “The influence of the powder characteristics on 316l stainless steel coatings sprayed by cold gas spray”, *Coatings* **11**, 1-18 (2021).
- [6] Wang W., Han P., Wang Y., Zhang T., Peng P., Qiao K., “High-performance bulk pure Al prepared through cold spray-friction stir processing composite additive manufacturing”, *Journal Material Research Technology* **9**, 9073-9079 (2020).
- [7] Chen C., Xie Y., Yan X., Yin S., Fukanuma H., Huang R., “Effect of hot isostatic pressing (HIP) on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy fabricated by cold spray additive manufacturing”, *Additive Manufacturing* **27**, 595-605 (2019).
- [8] Garfias A., Vaz R., Albaladejo-Fuentes V., Sánchez J., Cano I.G., “Geometry and microstructure control of remanufactured metallic parts by cold spray additive manufacturing”, *Materials* **16**, 4735 (2023).
- [9] Vaz R.F., Albaladejo-Fuentes V., Sanchez J., Ocaña U., Corral Z.G., Canales H., “Metal knitting: a new strategy for cold gas spray”, *Materials* **15**, 1-17 (2022).
- [10] Sirvent P., Lozano A., Garrido-Maneiro M.A., Poza P., Vaz R.F., Albaladejo-Fuentes V., Cano I.G., “Surface topography analysis in cold spray additive manufacturing”, *Precision Engineering* **92**, 207-218 (2024).
- [11] AENOR, UNE-EN ISO 6507-1:2018, “Materiales metálicos. Ensayo de Dureza”, 2018.
- [12] ASTM G76 – 18, “Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets”, 2021.
- [13] Tortuero S., Garrido M.A., Poza P., Rodríguez J., “Evaluating the erosion resistance of Ti6Al4V coatings deposited by cold spray”, *Wear* **454-455**, 203337 (2020).
- [14] Hutchings I.M., “A model for the erosion of metals by spherical particles at normal incidence”, *Wear* **70**, 269-281 (1981).