

## ANÁLISIS GEOMÉTRICO Y MICROESTRUCTURAL DE RECUBRIMIENTOS DE NiCoCrAlYTa PROYECTADOS POR LÁSER SOBRE LÁMINAS DE ACERO INOXIDABLE AISI 316L

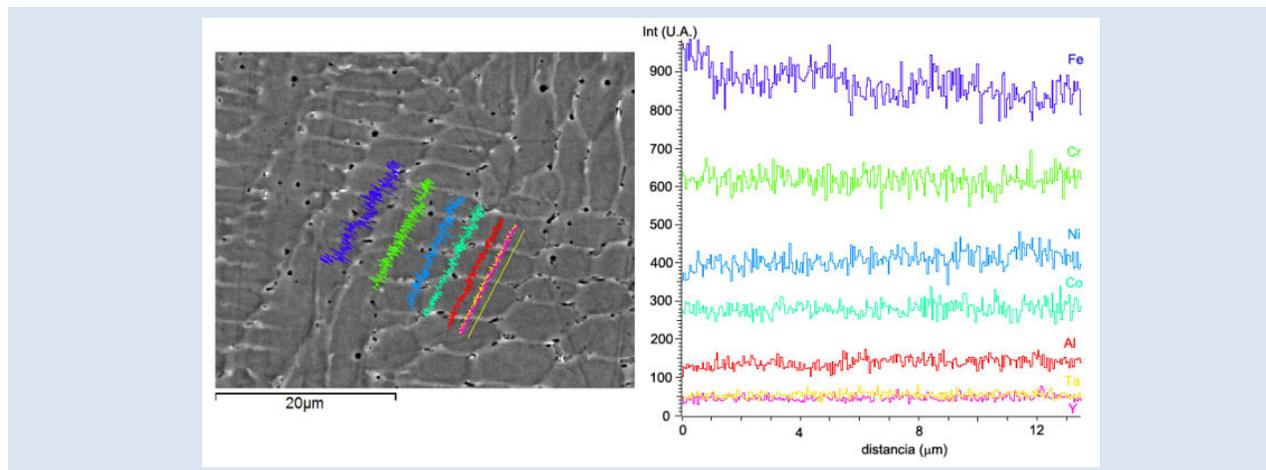
Juan C. Pereira F.\*<sup>1</sup>, Juan J. Candel B.<sup>2</sup>, José M. Amado P.<sup>3</sup>, Vicente Amigó B.<sup>2</sup>

1: Centro de Investigaciones en Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Carabobo, Venezuela.

2: Instituto de Tecnología de Materiales, Universidad Politécnica de Valencia, España.

3: Departamento de Ingeniería Industrial II, Universidade da Coruña, Campus Ferrol, España.

\*e-mail: jpereira@uc.edu.ve



### RESUMEN

En este estudio se ha evaluado recubrimientos de NiCoCrAlYTa depositados sobre AISI 316L mediante la técnica de deposición láser (*laser cladding*), con diferentes parámetros de proceso (caudal de polvo aportado, velocidad de avance y potencia del láser), con la finalidad de analizar la influencia del procesado sobre la geometría, microestructura y propiedades del recubrimiento. Se ha medido las dimensiones de los recubrimientos mediante microscopía óptica y análisis de imágenes, y se ha estudiado la microestructura, variación de composición química y de microdureza, mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) y microanálisis por espectroscopía de energía dispersiva (EDS). Los recubrimientos obtenidos presentan una adecuada relación de aspecto geométrica y no presentan macro defectos importantes, existe una buena unión metalúrgica con el sustrato, con una adecuada área de dilución; no obstante, existe una estructura dendrítica columnar no homogénea que depende del procesado láser. Se ha observado que la dureza en la zona próxima a la superficie del recubrimiento duplica la dureza del sustrato. Los microanálisis por EDS evidencian la disolución y mezcla de elementos químicos relevantes como el Fe, Co, Al y Ta con el Ni-Cr, que generan una variación gradual entre sustrato y recubrimiento que influye en el endurecimiento observado en la intercara del recubrimiento.

*Palabras Claves:* NiCoCrAlYTa, proyección láser, recubrimiento, AISI 316L

### GEOMETRIC AND MICROSTRUCTURAL ANALYSIS OF LASER CLAD NiCoCrAlYTa COATING ON STAINLESS STEEL AISI 316L

### ABSTRACT

In this work, the NiCoCrAlYTa Alloy was deposited by laser cladding with different processing parameters (flow rate of powder supplied, feed speed and laser power), in order to analyze the effects of processing on the geometry, microstructure and properties of the coating. We have measured the dimensions of the tracks by optical microscopy and computer image analysis. Scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy microanalysis (EDS) have been used to analyze the microstructure, chemical composition and microhardness variations. The coatings exhibit good geometric aspect ratio without cracks and macro pores, and a good metallurgical bond with the substrate through the dilution zone was obtained; yet there is no a homogeneous columnar dendrite structure that depends on the processing laser. It has been observed that the surface hardness of the coating is twice that of the substrate hardness. The EDS microanalysis evidenced the dilution and mixing of relevant chemical elements such as Fe, Co, Al and Ta with Ni-Cr, generating a gradual variation between substrate and coating which influences the hardening observed at the interface.

*Keywords:* NiCoCrAlYTa, laser cladding, coating, AISI 316L

## 1. INTRODUCCIÓN

Los componentes aeronáuticos se protegen con capas barrera de aleaciones MCrAlY (donde M=Ni, Co, Fe o combinaciones entre ellas). Las superaleaciones base níquel del tipo NiCoCrAlY son ampliamente usadas como recubrimiento de piezas y como capa de unión entre sustrato y recubrimientos cerámicos [1], debido a su buena adherencia, alto módulo de elasticidad y resistencia, y a su buena resistencia a la oxidación a alta temperatura, por ello se usan cada vez más en componentes mecánicos dentro de los modernos motores de turbina de gas [2]. La aleación NiCoCrAlYTaNi está constituida por grandes cantidades de Cr y Co con pequeñas adiciones de Ta, que proporcionan el endurecimiento por solución sólida. Estos efectos son bastante estables, actuando en los bordes de grano como frenos en el avance de las dislocaciones, lo que provoca la resistencia a la termofluencia típica de éstas aleaciones [3].

El *laser cladding* (LC) es una técnica de manufactura flexible que permite depositar cordones y también recubrimientos densos, capa a capa sobre superficies complicadas [4], con la finalidad de realizar reparaciones en componentes de alto coste, así como también incrementar la vida en servicio de componentes sometidos a desgaste o a altas temperaturas. En el proceso de deposición por láser coaxial el polvo metálico se inyecta en una piscina de masa fundida producida por un haz láser de alta intensidad. La microestructura y microdureza obtenida en recubrimientos láser de aleaciones NiCoCrAlY sobre sustratos de Ti-6Al-4V y sobre superaleaciones de base níquel han sido estudiados [5,6], encontrándose una microestructura con matriz austenítica  $\gamma$ -Ni y dendritas celulares de otra fase, la cual depende de la composición química del polvo empleado. En recubrimientos con aleaciones NiCoCrAl que tienen similar composición química que el sustrato, la solidificación comienza por crecimiento epitaxial [7], el recubrimiento obtenido tendrá la misma orientación cristalográfica que el sustrato si el crecimiento se mantiene columnar durante todo el proceso de solidificación [8], sin embargo, cuando la aleación de revestimiento tiene una composición diferente a la del sustrato, el crecimiento epitaxial puede ser imposible debido a la nucleación y crecimiento de una fase diferente [6]. Para lograr un adecuado recubrimiento con ésta

técnica se deben controlar diversos parámetros en el proceso, tales como: la potencia del láser, velocidad de avance del cabezal, caudal de polvo aportado y gas de protección. Todas estas variables influyen en la geometría y calidad del recubrimiento obtenido, la adherencia con el sustrato y la dilución de los elementos presentes [9], sin embargo, no existen publicaciones relevantes que muestren la influencia de los parámetros del procesado láser en la obtención de recubrimientos con la aleación NiCoCrAlYTaNi. Por esto, el objetivo del presente trabajo es evaluar la geometría, microestructura, disolución de elementos químicos con el sustrato y la microdureza obtenida en recubrimientos con esta aleación, con miras a obtener los parámetros adecuados para su proyección mediante láser coaxial.

## 2. PARTE EXPERIMENTAL

### 2.1 Materiales y equipamiento láser

Se ha empleado como sustrato un acero inoxidable austenítico del tipo AISI 316L laminado en frío de 3 mm de espesor. El polvo NiCoCrAlYTaNi empleado es un material prealeado, suministrado por Sulzer Metco (Amdry 997), que se compone principalmente de Ni con 23% de Co, 20% Cr, 8,5% Al, 4,5% Ta y 0,6% Y. Con tamaño de partícula de  $-38 \mu\text{m}$ . Los recubrimientos se han obtenido empleando una fuente láser de estado sólido Nd:YAG en modo continuo con una potencia máxima de 2,2 kW y una longitud de onda de 1064 nm, potencias (P) de 1,0 y 1,2 kW se han utilizado en este estudio. El haz es conducido hasta la zona de trabajo a través de fibra óptica de 0,8 mm. La distancia al plano de trabajo se fijó en 10 mm y el diámetro del haz (D) sobre la pieza es de 3 mm. El movimiento X-Y-Z se consigue mediante un robot con 6 grados de libertad, con velocidades de avance (V) de 300, 450 y 600 mm/min. Para depositar el polvo, se cuenta con un cabezal coaxial dotado con boquilla anular, formándose un cono continuo de polvo, cuyo eje es coaxial con el haz. El polvo aportado por unidad de longitud (F/V): 5, 8 y 12 mg/mm. Como gas de protección y aporte se ha empleado helio.

### 2.2 Caracterización del polvo y microestructura de los recubrimientos

Para la caracterización del polvo se ha determinado la variación en el tamaño de partícula, para ello se

ha utilizado un difractor láser Malvern Mastersizer 2000, empleando el método de intensidad de luz difractada por el haz láser con las partículas suspendidas en agua destilada. La morfología y composición química del polvo se ha obtenido mediante microscopía electrónica de barrido. Para la caracterización microestructural de los recubrimientos se ha cortado la sección transversal de los mismos y se han preparado metalográficamente para su análisis, empleando un microscopio óptico Nikon LV100 y un microscopio electrónico de barrido Jeol JSM6300. Las muestras fueron atacadas con Glyceregia por 30s para su observación. Se ha realizado microanálisis por espectroscopía de energía dispersiva (EDS) para la cuantificación de composición química, utilizando un detector de rayos X Oxford Instruments instalado en el microscopio electrónico, realizando barridos en una sección rectangular con área de  $12,5 \times 25 \mu\text{m}^2$ , en zonas de estudio separadas entre sí  $100 \mu\text{m}$  en la sección transversal del recubrimiento y sustrato. Se han obtenido las imágenes en electrones retrodispersados (BSE) de la microestructura a diferentes aumentos en la zona adyacente a la huella de microdureza.

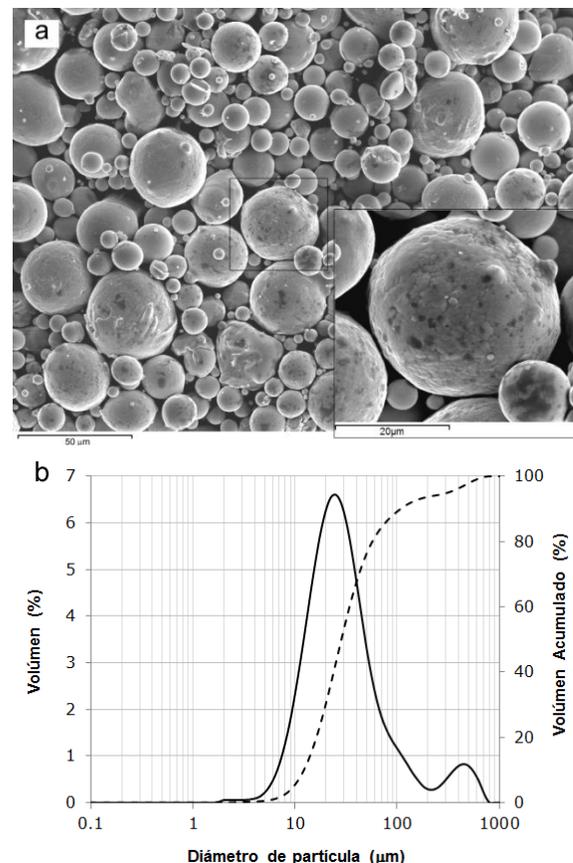
### 2.3 Medición de la geometría y la dureza

La geometría de los recubrimientos ha sido medida a partir de las microfotografías ópticas obtenidas por fotocomposición de imágenes a bajo aumento y empleando el programa computacional para análisis de imágenes NIS-Elements®. Para la medición de la dureza en la zona de dilución del recubrimiento y en el sustrato se utilizó un microdurómetro Shimadzu HMV-2 asistido con software de medición automático de la huella. Las mediciones fueron realizadas con una carga de  $980,7 \text{ mN}$  y un tiempo de aplicación de  $10 \text{ s}$  (escala HV0,1), la separación entre huellas fue de  $100 \mu\text{m}$  (en las mismas zonas analizadas por EDS) y la primera medición se hizo a  $50 \mu\text{m}$  de la superficie o borde del recubrimiento. Se promediaron los valores obtenidos de tres indentaciones para cada zona.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIONES

El polvo NiCoCrAlYTa utilizado posee una morfología esferoidal (Figura 1a), típica del proceso de atomización con gas, lo que permite su aplicación como material de recubrimiento con la técnica láser con cabezal coaxial, su granulometría también es adecuada para éste proceso, obteniéndose el 10% en

volumen de las partículas analizadas con un diámetro menor a  $12,169 \mu\text{m}$ , 50% en volumen de las partículas presentan un tamaño menor a  $28,385 \mu\text{m}$  y el 90% en volumen de las partículas analizadas tienen un tamaño menor  $107,948 \mu\text{m}$ . La distribución del diámetro de partícula presenta un comportamiento de tipo logarítmico normal con forma bimodal para los tamaños de partículas gruesos (Figura 1b).

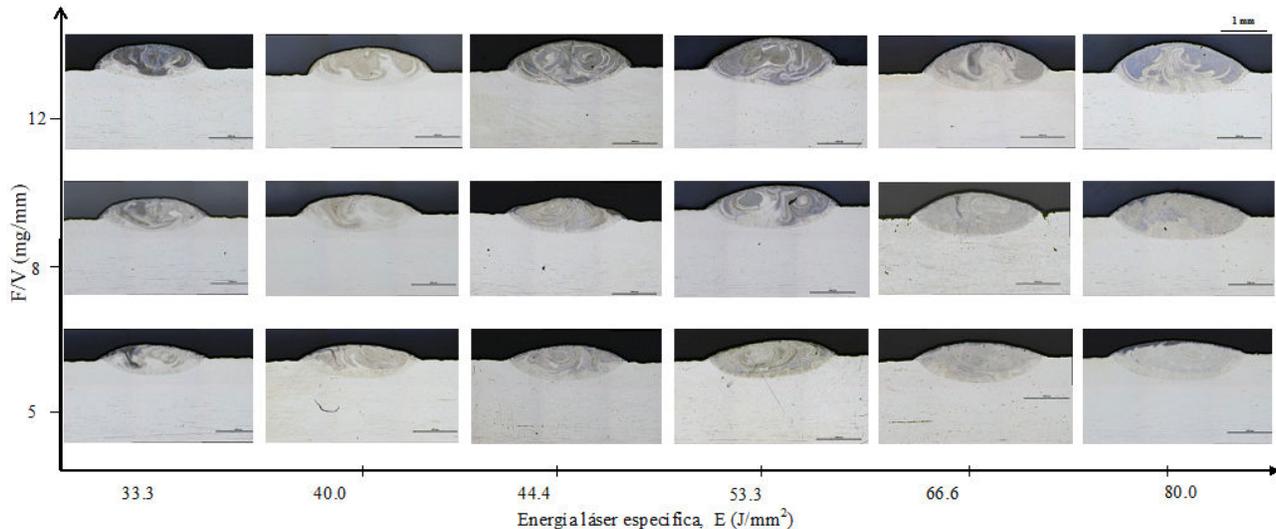


**Figura 1.** Caracterización del polvo NiCoCrAlYTa a) detalle de la morfología del polvo en MEB b) distribución de tamaño de partículas medida con el difractor láser.

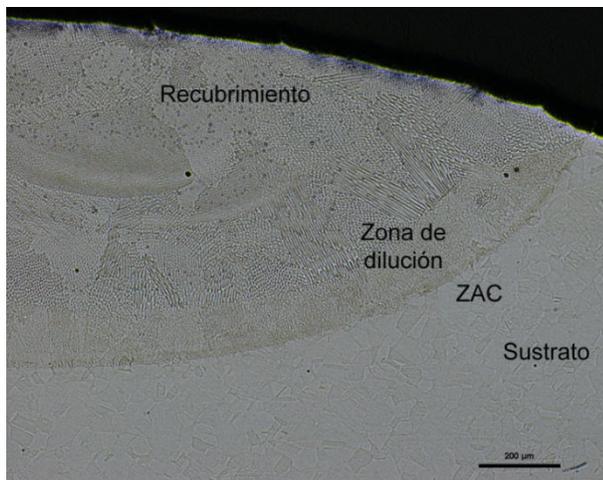
En la Figura 2 se puede observar el mapa de proceso con las microfotografías obtenidas para los diversos parámetros de proceso utilizados en el estudio. Los recubrimientos obtenidos mediante el procesado láser no presentan macrodefectos importantes, tales como grietas o poros, la altura y ancho de los recubrimientos obtenidos es adecuada, y existe una buena unión metalúrgica con el sustrato a través de la zona de dilución o mezcla, ya que no se presentan porosidades ni grietas en esta zona. La

microestructura obtenida se puede visualizar en la Figura 3, la cual es la típica de procesos de solidificación rápida, donde se tiene una zona del sustrato afectada por el calor (ZAC), una zona de

dilución con el sustrato, y la zona de crecimiento dendrítica columnar no homogénea (distintas direcciones de crecimiento de dendritas pueden visualizarse).



**Figura 2.** Mapa de proceso con las micrografías de los recubrimientos obtenidos por láser en función de la cantidad de polvo aportado por unidad de longitud y la energía láser especificada.



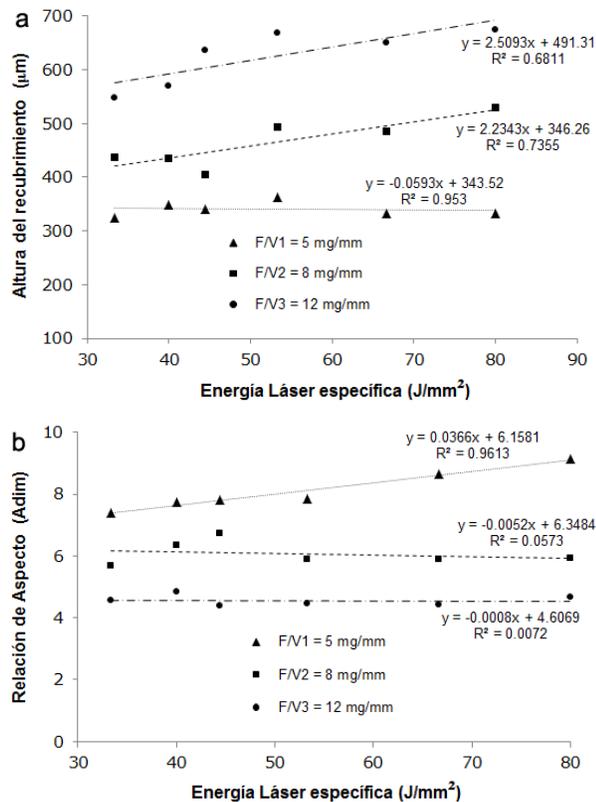
**Figura 3.** Micrografía óptica de recubrimiento procesado a 300 mm/min, 40 mg/s y 1.2 kW (Glyceregia, 50X), donde se aprecia el recubrimiento, la zona de dilución, la zona afectada por el calor y el sustrato.

Uno de los parámetros más empleado para el análisis geométrico de recubrimientos proyectados térmicamente es la relación de aspecto (*Aspect ratio*, *AR*), que relaciona el ancho con la altura del recubrimiento ( $W_c/H_c$ ). Un recubrimiento discontinuo se puede producir debido a la falta de fusión en los cordones proyectados con láser, es por

ello que se recomienda una relación de aspecto mayor o igual a cinco ( $AR \geq 5$ ), con la finalidad de obtener una adecuada fusión del material de aporte y evitar la aparición de porosidades [4]. Sin embargo, una relación de aspecto muy alta (mayor a diez) puede generar un recubrimiento muy plano con poco material de recubrimiento, lo que no sería conveniente para la obtención de recubrimientos extensos por solape de cordones.

Tras el análisis geométrico de los recubrimientos, se ha constatado que el tamaño (ancho y altura) depende en gran medida de la velocidad de avance y del caudal de polvo aportado. La anchura del recubrimiento ha variado entre 2,39 mm (para el menor caudal y potencia, con la mayor velocidad) y 3,15 mm (para el mayor caudal y potencia, con la menor velocidad), mientras que la altura del recubrimiento (medida desde la superficie de la lámina) ha variado entre 0,323 y 0,675 mm para la misma combinación de parámetros (Figura 4a), sin embargo, la relación de aspecto, es menor con el aumento del caudal de polvo suministrado, posiblemente por el apantallamiento del haz del láser por el polvo, alcanzando 4,5 para un caudal de 12 mg/mm y hasta 9,0 con un caudal de 5 mg/mm (Figura 4b). La mayor cantidad de calor se alcanza

con la mayor potencia y la menor velocidad del láser, por lo que se funde mayor cantidad de polvo y sustrato, aumentando la geometría de los recubrimientos. Si se toma en cuenta una relación de aspecto entre 5 y 10, los recubrimientos adecuados son los proyectados con baja relación F/V (5 y 8 mg/mm) y alta potencia (1,2 kW), indiferentemente de la velocidad del haz láser.



**Figura 4.** Geometría de los recubrimientos **a)** Altura en función de la energía láser específica y **b)** Relación de aspecto geométrica en función de la energía láser específica.

En la Figura 5 se observan las tres microestructuras obtenidas mediante MEB y encontradas en el recubrimiento y en el sustrato, las cuales han sido observadas por otros autores también [6,10-12]. En la superficie se forma una microestructura dendrítica celular de dos fases (Figura 5a) una fase oscura y una fase clara, cuyas composiciones químicas se muestran en los espectros 1 y 2 de la Tabla 1, y que corresponden a  $\beta$ -NiAl y  $\gamma$ -Ni respectivamente, en la zona interna del recubrimiento se obtienen microestructuras dendríticas columnares  $\gamma/\beta$  con direcciones de crecimiento diferentes (Figura 5b)

y espacios interdendríticos de diferente grosor, siendo menor el espaciado en recubrimientos proyectados a mayor velocidad. La zona de dilución entre recubrimiento y sustrato muestra una microestructura de crecimiento dendrítico incipiente (Figura 5c), que corresponde a la composición química obtenida en el espectro 5 de la Tabla 1, mientras que el sustrato muestra una microestructura austenítica típica del acero inoxidable AISI 316L (Figura 5d).

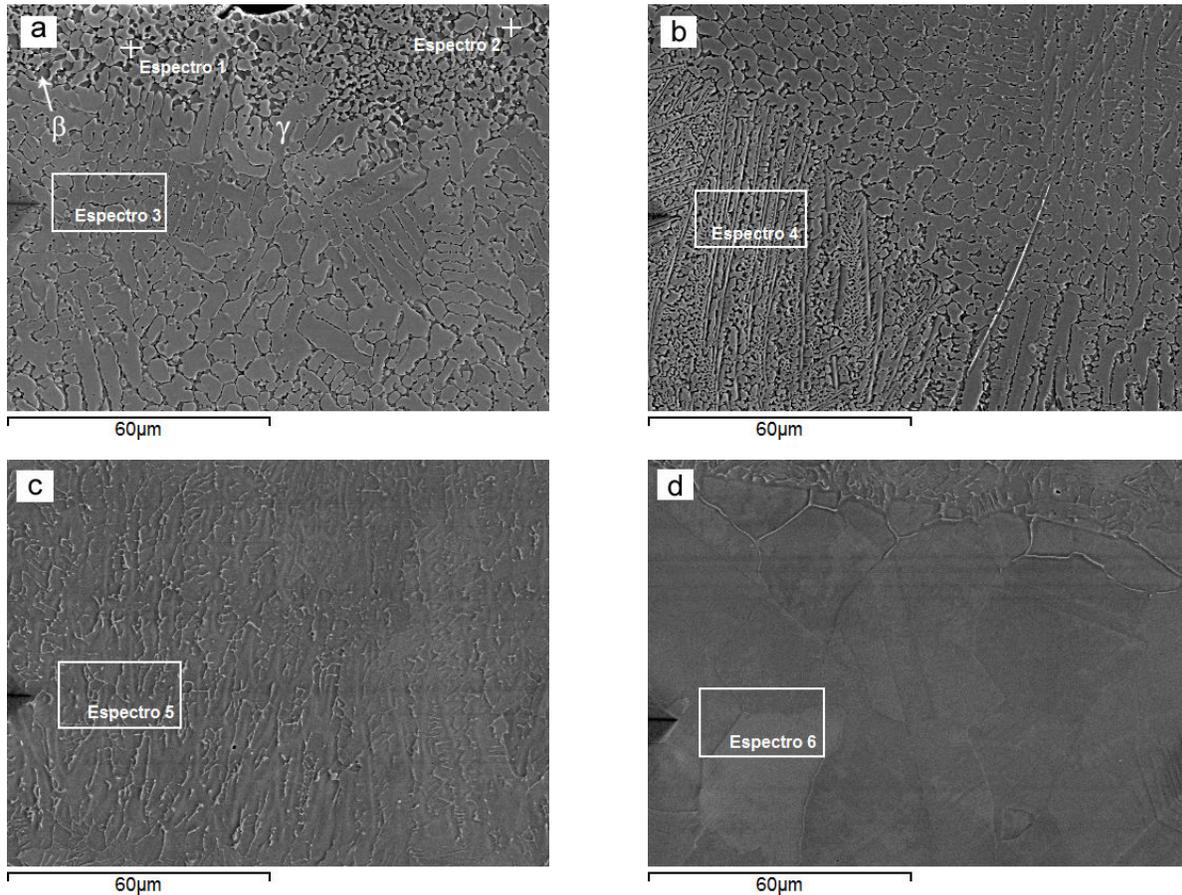
Un aspecto importante de los recubrimientos depositados por láser es la dilución de la capa de revestimiento, es decir, la mezcla del sustrato con el material de recubrimiento. Un mínimo de dilución es necesaria para garantizar una buena unión metalúrgica entre el recubrimiento y el sustrato, una dilución excesiva no es deseable, dada la necesidad de preservar la composición química, microestructura y las propiedades mecánicas del recubrimiento [13]. La disolución del Fe, Mn y Mo en la zona del recubrimiento se debe a la difusión de estos elementos desde el sustrato hacia el recubrimiento durante la fusión y solidificación del polvo NiCoCrAlYTa y parte del material base fundido [11], formando una solución sólida con el Ni, Cr, Co y Al luego de la solidificación, garantizando así la adecuada unión metalúrgica con el sustrato comentada antes.

La evolución de la composición química desde la superficie del recubrimiento y hasta el sustrato ha sido obtenida, en la Figura 6a se muestran los valores medidos para el recubrimiento procesado a 600 mm/min, 50 mg/s y 1.2 kW, donde se observa un incremento en el contenido de Fe, Mo y una disminución del contenido de Ni, Co, Al y Ta, la disminución en el contenido de Cr es muy baja, debido a que el polvo prealeado y el sustrato contienen similar cantidad (20 y 17 % en peso respectivamente), el contenido de Itrio y Manganeseo es muy bajo también, por ello no se han representado. Similar tendencia en la composición química se ha encontrado para el resto de condiciones, sin embargo, diferencias en el contenido de Fe se han obtenido en los recubrimientos proyectados con diferentes velocidades y potencia del haz de láser, como se muestra en la Figura 6b.

El enriquecimiento en hierro se incrementa en los recubrimientos procesados a alta potencia (por lo tanto mayor irradiancia) y alto caudal de polvo

(Figura 6b), debido a que la temperatura alcanzada aumenta y la solidificación de mayor cantidad de material del sustrato ocurre. El calor latente contribuye a la fusión, disolución e inclusión de parte del sustrato en la solución sólida [12], mientras que los recubrimientos proyectados con alto caudal

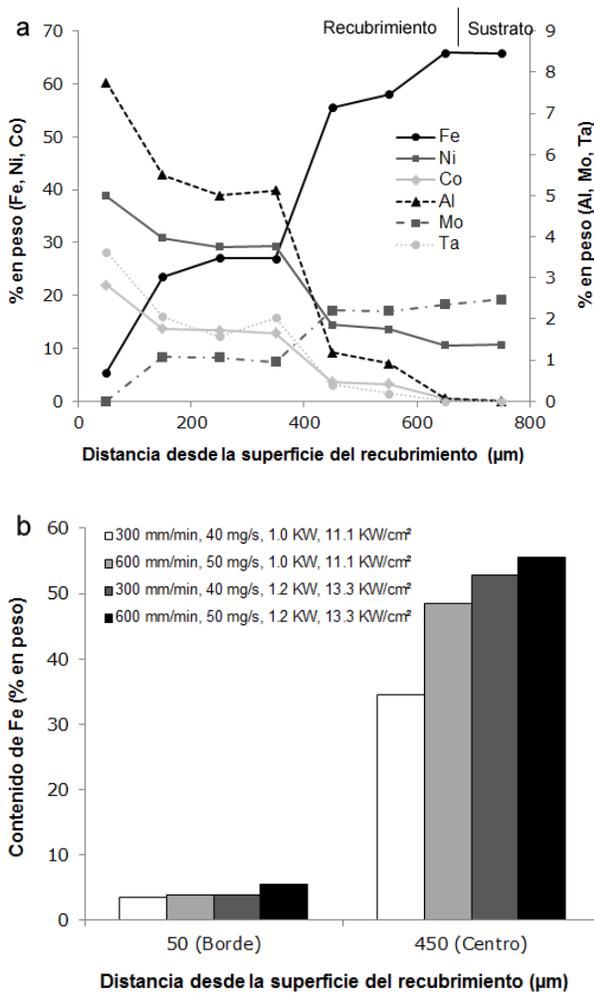
de polvo y alta velocidad, aunque presentan una altura de recubrimiento menor, tienen mayor cantidad de aleación NiCoCrAlYTa por unidad de longitud, obteniéndose menor cantidad de hierro en la composición resultante.



**Figura 5.** Microestructuras (MEB 20 kV, BSE, 1000X) del recubrimiento procesado a 600 mm/min, 50 mg/s y 1,0 kW **a)** Superficie de recubrimiento, **b)** centro del recubrimiento (450 μm del borde), **c)** interfaz y **d)** ZAC-sustrato. Donde se muestran las zonas de análisis de los espectros de composición química recopilados en la Tabla 1.

**Tabla 1.** Análisis de composición química en recubrimiento procesado a 600 mm/min, 50 mg/s y 1,0 kW

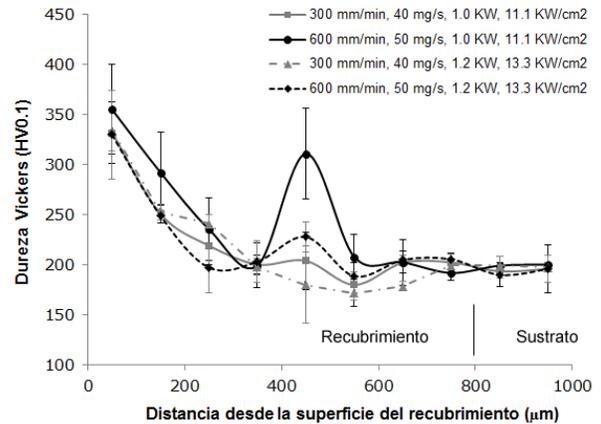
Zona	Elemento químico (% en peso)									
	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Y	Mo	Ta
Espectro 1	11,32	0,55	18,97	0	2,36	19,90	43,39	0	0	3,21
Espectro 2	5,97	0,36	22,09	0,18	6,86	22,75	38,06	0	0	1,83
Espectro 3	8,08	0,63	20,35	0,05	3,85	20,69	38,68	0,02	0	3,42
Espectro 4	7,57	0,56	19,66	0,15	3,10	20,32	38,60	0,32	0,14	2,82
Espectro 5	0,06	0,51	16,38	1,15	63,41	0,38	9,39	0	2,31	0
Espectro 6	0	0,60	16,35	1,07	63,55	0	9,58	0	2,25	0



**Figura 6.** Evolución de la composición química, **a)** Recubrimiento procesado a 600 mm/min, 50 mg/s y 1,2 kW y **b)** Contenido de Fe en borde y centro del recubrimiento para cuatro condiciones.

La dilución y mezcla de elementos químicos relevantes como el Fe, Co, Al y Ta con el Ni-Cr desde la superficie del recubrimiento hasta el sustrato generan una variación gradual de composición que influye en microestructura obtenida y en el endurecimiento observado en la intercara del recubrimiento. A mayor contenido de hierro en la solución sólida formada durante la solidificación, disminuye la dureza de la misma (Figura 7), mientras que a mayor contenido de Al se incrementa la dureza, ya que este elemento estabiliza la fase  $\beta$  la cual es más dura que la fase  $\gamma$  [14]. El mayor contenido de aluminio y tantalio se ha encontrado en la fase  $\beta$  en la zona cercana al borde del recubrimiento, contribuyendo con el incremento de dureza en la superficie del

recubrimiento, que casi duplica la dureza del sustrato, por lo que propiedades como la resistencia al desgaste y oxidación a alta temperatura deben mejorar con este recubrimiento.

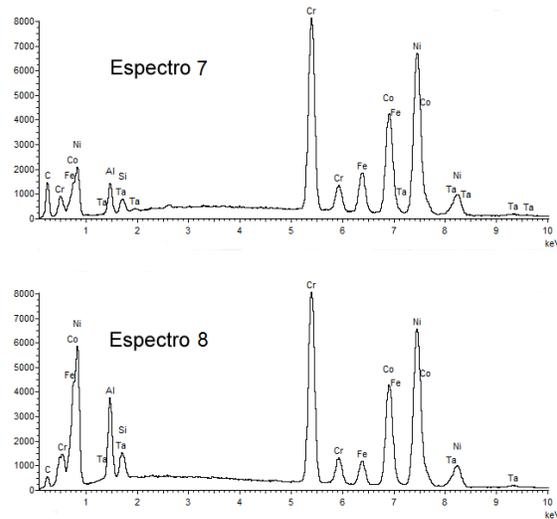
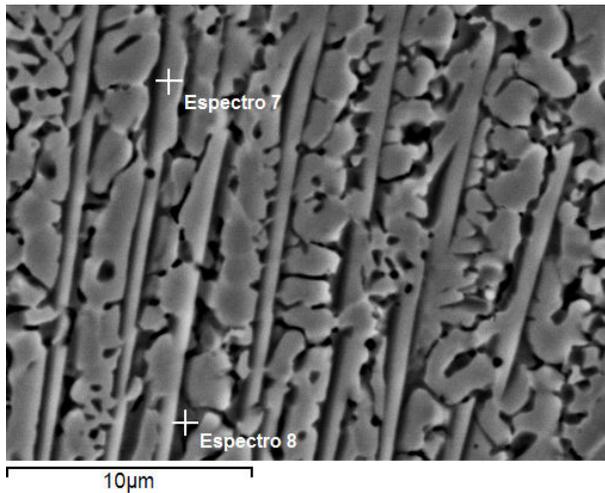


**Figura 7.** Perfil de microdureza en la intercara de los recubrimientos.

Para el proceso de recubrimiento por láser, la dirección del gradiente térmico (dirección del flujo de calor) desempeña un papel decisivo en la orientación de crecimiento de la dendrita, por lo que la velocidad de avance y potencia del haz láser deben ser controlados para lograr un crecimiento columnar homogéneo durante la solidificación de la aleación NiCoCrAlYTa. La transición de dendritas columnares a dendritas celulares al final de la solidificación, la cual se ha observado también en diversas zonas en la parte central del resto de recubrimientos (Figura 5b), se debe a que la cantidad de material fundido por el láser es grande (generando recubrimientos de más de 320  $\mu$ m de altura), y se tendrá el tiempo y espacio suficiente para que la relación de gradiente de temperatura,  $G$ , entre la velocidad de solidificación,  $R$ , cambie desde la condición de solidificación cerca del crecimiento columnar a la condición de solidificación cerca de crecimiento equiaxial o celular, por lo que la morfología de la solidificación tiende a cambiar en la intercara del recubrimiento. Desde la interfaz con el sustrato hasta la superficie del recubrimiento, la velocidad de solidificación se incrementa y, al mismo tiempo, el gradiente de temperatura disminuye gradualmente, como resultado, la relación  $G/R$  disminuye gradualmente y la tasa de sobreenfriamiento constitucional se incrementa [12], cambiando la morfología de las dendritas.

Se ha encontrado una microestructura compuesta por dendritas  $\gamma$  columnares entre dendritas  $\gamma$  celulares de pequeño tamaño (Figura 8), en muestras proyectadas a la mayor velocidad (600 mm/min) y a una distancia aproximada de 450  $\mu\text{m}$  de la superficie del recubrimiento. A esta distancia también se ha encontrado mayor dureza que en zonas adyacentes con diferente crecimiento dendrítico, por lo que la alta velocidad de enfriamiento hace que la

solidificación de dendritas  $\gamma$  (rica en Ni con solución sólida de Co, Cr y Fe) no sea homogénea y tengan menor grosor, formándose mayor cantidad de fase interdendrítica  $\beta$  (rica en Al y Ni con solución sólida de Co, Cr y Ta) por reacción eutéctica residual al final de la solidificación. Ello genera una zona de mayor endurecimiento que se observa en los picos de dureza registrados en la zona de dilución (a 450  $\mu\text{m}$  de la superficie) del recubrimiento (Figura 7).



**Figura 8.** Detalle de dendritas columnares y celulares encontradas a 450  $\mu\text{m}$  de la superficie del recubrimiento procesado a 600 mm/min, 50 mg/s y 1,0 kW.

**4. CONCLUSIONES**

Se ha obtenido recubrimientos de NiCoCrAlYTa proyectados por láser sobre láminas de acero inoxidable AISI 316L sin macrodefectos importantes. Se ha evaluado la geometría, microestructura y la dilución de elementos químicos en la intercara del recubrimiento asociada al endurecimiento gradual observado desde el sustrato hasta la superficie del recubrimiento, aunque, en las condiciones de trabajo se ha obtenido una tasa de dilución elevada.

Los recubrimientos adecuados tomando en cuenta la geometría, son los proyectados con baja cantidad de polvo por unidad de longitud (5 y 8 mg/mm) y alta potencia del láser (1,2 kW), indiferentemente de la velocidad del haz, los cuales presentan una relación de aspecto entre 4,5 y 6,5.

Los parámetros del procesado láser influyen en la microestructura obtenida en los recubrimientos NiCoCrAlYTa, la cual consiste en dendritas

columnares y celulares de fase  $\gamma$  con orientaciones no homogéneas, y crecimiento de fase  $\beta$  entre las dendritas  $\gamma$ , en las cuales se ha encontrado la disolución de elementos químicos como el Fe, Mo y Mn propios del sustrato.

La dureza en el recubrimiento disminuye a medida que disminuye el contenido de Al, Co y Ta y se incrementa el contenido de Fe y Mn, siendo éste fenómeno asociado a la disminución de la formación de la fase  $\beta$  durante la solidificación. La dureza en la superficie del recubrimiento casi duplica la dureza del sustrato.

**5. AGRADECIMIENTOS**

Los autores agradecen al Ministerio de Economía y Competitividad del Gobierno de España la financiación recibida a través del proyecto de investigación MAT2011-28492-C03 y a la Generalitat Valenciana (ACOMP/2013/114). Este trabajo se ha desarrollado de manera conjunta entre el Instituto de Tecnología de Materiales de la

Universidad Politécnica de Valencia y el Departamento de Ingeniería Industrial II de la Universidade da Coruña. El Profesor Juan Carlos Pereira Falcón agradece a la Universidad de Carabobo-Venezuela por la beca otorgada para realizar estudios doctorales en la Universidad Politécnica de Valencia-España.

## 6. REFERENCIAS

- [1]. Schulz U, Leyens A, Fritscher K. *Aerospace Science and Technology*. 2003; 7(1): 73-80.
- [2]. Pomeroy M. *Materials and Design*. 2005; 26: 223–231.
- [3]. Tancret F, Bhadeshia H, MacKay D. *Mater. Sci. Technol*. 2003; 19: 283–290.
- [4]. Steen WM. *Laser Material Processing*, 4ta Ed. London-Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2010, p. 320-329.
- [5]. Meng Q, Geng L, Ni D. *Materials Letters*. 2005; 59: 2774–2777.
- [6]. Bezençon C, Schnell A, Kurz W. *Scripta Materialia*. 2003; 49: 705–709.
- [7]. Koseki T. *Welding International*. 2002; 16 (5): 347-365.
- [8]. Gäumann M, Bezençon C, Canalis P, Kurz W. *Acta Mater*. 2001; 49: 1051–1062.
- [9]. De Oliveira U, Ocelik V, De Hosson J. *Surf. Coat. Tech*. 2005; 197: 127-136.
- [10]. Partes K, Giolli C, Borgioli F, Bardi U, Seefeld T, Vollertsen F. *Surf. Coat. Tech*. 2008; 202: 2208–2213.
- [11]. Rodríguez G, Checa M, Damborenea J. *Rev. Metal*. 2005; Vol. Extr.: 513-517.
- [12]. Xie Y, Wang M, Huang D. *Applied Surface Science*. 2007; 253: 6149–6156.
- [13]. Hemmati I, Ocelik V, De Hosson J. *Materials Letters*. 2012; 84: 69–72.
- [14]. Kim D, Cho S, Choi J, Koo J, Seok C, Kim M. J. *Nanosci. Nanotechnol*. 2009; 9: 7271-7277.