

Revisión sobre recubrimientos láser de aleaciones de aluminio^(*)

M.G. Pérez-Artieda* y J. Fernández-Carrasquilla*

Resumen

En este artículo se presenta un trabajo de revisión bibliográfica, centrado en los procesos de recubrimiento y tratamiento superficial láser realizados en aleaciones de aluminio. Estos procesos láser son técnicas de modificación superficial que permiten la obtención de propiedades adecuadas en la superficie de componentes cuyas características internas no se ven afectadas. La ventaja principal que caracteriza la tecnología láser es la elevada velocidad de calentamiento y enfriamiento que se produce durante los procesos. Esto, provoca la formación de fases fuera del equilibrio, con microestructuras nuevas. En el artículo se aprecia que los resultados obtenidos, sin embargo, varían no sólo con el tipo de aleación utilizada como sustrato y con el material de aporte sino, también, con la ruta de fabricación seguida por el propio material. Además, se analizan los diferentes parámetros que tienen influencia en el proceso y se contrastan las características obtenidas por distintos investigadores, con el objeto de condensar en un documento la información más importante en este campo.

Palabras clave

Recubrimiento; Láser; Aleación de aluminio; Tratamiento superficial.

Review about laser coating of aluminium alloys

Abstract

This article is a bibliographic review work about laser superficial treatment and cladding processes, in aluminium alloys. These laser processes are superficial modification techniques that make possible obtaining suitable properties in the surface of components, while internal properties remain unaffected. The prior advantage of laser technology is the high speed in the heating and cooling processes. This causes the formation of phases out of equilibrium, with new microstructures. Reading the article, its clear that results obtained change, not only with the alloy used as substrate or with the adding material, also with the fabrication route of the base material. Parameters, which influence the process, are analysed and the characteristics obtained by different authors are compared, with the objective of grouping the most important information of this subject.

Keywords

Cladding; Laser; Aluminium alloy; Superficial treatment.

1. INTRODUCCIÓN

La tecnología láser supone una de las grandes innovaciones del siglo XX. Los láseres se han convertido en una herramienta muy atractiva y se utilizan como fuente de energía concentrada en múltiples aplicaciones, debido a su versatilidad. En el proceso de recubrimiento láser y en el proceso de aleación láser, se puede introducir el material de adición, directamente en el haz láser, en forma de polvo o varilla, obteniendo una capa superficial tratada, en un solo paso. En el caso de recubrimientos, se puede realizar el proceso en dos pasos consecutivos; en el primero de ellos se precoloca el material de aporte formando una capa en la superficie que, posteriormente, en el

segundo paso, se funde con el calor proveniente del haz láser. En el caso de aleaciones láser, se pueden añadir elementos en fase gaseosa a una superficie metálica, modificando sus propiedades.

En este trabajo se analizan los procesos de recubrimiento láser realizados sobre sustratos de aleaciones de aluminio. Las propiedades características del aluminio, como la elevada relación entre resistencia y peso, buena conformabilidad, buena resistencia a corrosión y potencial reciclabilidad, hacen de él un buen candidato para reemplazar materiales más pesados, en diferentes aplicaciones. El recubrimiento láser de este tipo de aleaciones produce microestructuras nuevas y propiedades físicas superiores a los materiales sin tratar.

(*) Trabajo recibido el día 16 de mayo de 2007 y aceptado en su forma final el día 18 de abril de 2008.

* Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales. Universidad Pública de Navarra. Campus de Arrosadía, 31006 Pamplona, Navarra, España.

2. PARÁMETROS Y TIPO DE LÁSER

Aunque se puede utilizar tanto el recubrimiento de un paso como el de dos pasos, tal y como menciona Dekumbis^[1], el recubrimiento con alimentación directa de polvos de aporte, es una técnica más prometedora ya que utiliza las ventajas específicas del recubrimiento láser, como son las elevadas velocidades de solidificación o los altos gradientes de temperatura.

La mayoría de los recubrimientos láser realizados por diversos investigadores, como Watkins^[2], Houndri^[3], Pantelis^[4], Liu^[5], Zhou *et al.*^[6] o Uenishi *et al.*^[7], han empleado el láser de CO₂ como fuente de energía. Existen, sin embargo algunos autores, como Webber^[8] y Brandt^[9], que mencionan las ventajas del láser Nd:YAG para su aplicación en este tipo de procesos. La longitud de onda de 1,06 μm es más eficaz y la absorción que se consigue en los metales mayor que para la longitud de onda del láser de CO₂, 10,6 μm. Otra de las ventajas del láser Nd:YAG es la posibilidad de transportar el haz a través de fibra óptica, lo que lo hace más flexible para su aplicación en sistemas de fabricación. Estas características han llevado a la utilización, creciente en los últimos años, de este tipo de láser para su aplicación en recubrimientos láser. Algunos ejemplos son los trabajos de Chen *et al.*^[10 y 11], Hopkins^[12], Vreeling *et al.*^[13 y 14], Dubourg *et al.*^[15], Man *et al.*^[16], Chong *et al.*^[17]. El láser de semiconductor o láser de diodo se está convirtiendo en una tecnología en uso creciente en los últimos años. Este tipo de láser trabaja en una longitud de onda que oscila entre 0,6 y 0,9 μm, lo que supone una ventaja importante para el tratamiento de ciertos materiales. Li^[18] menciona la ventaja del láser de diodo frente al de CO₂ y Nd:YAG, en la soldadura de materiales, debido a que la longitud de onda más corta implica una mejor absorción del haz. Lawrence^[19] concluye en su investigación comparativa entre láser de CO₂ y el HPDL, que la eficacia del láser de diodo es mayor que la del láser de CO₂. Iwatani *et al.*^[20] realizan recubrimientos de aleaciones de aluminio, utilizando tecnología láser de diodo y observan que con menor aportación de energía que la utilizada con láser de CO₂ se obtienen cordones de recubrimiento estables.

2.1. Potencia, velocidad de barrido y caudal de alimentación

Weerashinghe *et al.*^[21] mencionan como valor mínimo de potencia para la consecución, en general, de un recubrimiento eficaz, un valor de 1 kW. Cumpliendo esta condición, que sirve para cualquier tipo de

recubrimiento láser, por ejemplo, Kelly *et al.*^[22] utilizan una potencia de 1,84 kW (con un rango de velocidades que oscila entre 1,3 y 2,5 cm/s) para recubrir una aleación de aluminio, que según la nomenclatura americana de la "Aluminum Association"^[23] se denomina como AA333 (3-4 % Cu, 8-10 % Si, 0.05-0,5 % Mg, 1 % Zn, 1 % Fe, 0,5 % Ni + Al), con bronce Mn-Al en forma de polvos. También, Uenishi *et al.*^[24] cumplen en sus trabajos con esta condición y, por ejemplo, emplean como potencia mínima 1 kW y como potencia máxima 2,5 kW, en el recubrimiento con polvos cerámicos de un aluminio de pureza 99,99 %. Demuestran, además, que a mayor proporción de partículas cerámicas es necesario el empleo de una mayor potencia de haz láser para conseguir un recubrimiento homogéneo.

Los resultados obtenidos por Uenishi *et al.*^[24], quedan expresados en forma de una tabla como la incluida como tabla I en esta revisión. En esta tabla se incluyen los valores de potencia utilizados y el tipo de polvos de aportación, además de la relación de ambos parámetros con la homogeneidad del recubrimiento.

Continuando con esa tendencia, Wang *et al.*^[25] emplean potencias de 1,6, 1,8 y 2 kW para el recubrimiento de aleaciones Al-Si con polvos de aleación base hierro. Otro trabajo enfocado al recubrimiento de aleaciones de aluminio y silicio, es el realizado por P.Sallamand *et al.*^[26], que utilizan potencias entre 2 y 3 kW y polvos de níquel en este proceso. Liu *et al.*^[27] utilizan un rango de potencias que oscila entre 3 y 6,5 kW, para el recubrimiento de una aleación de aluminio AA333 con un bronce Ni-Al, obteniendo

Tabla I. Homogeneidad recubrimiento cerámico en aluminio. Velocidad de barrido de 1,67 mm/s^[24]

Table I. Homogeneity ceramic coating on aluminium. Scan speed 1.67 mm/s^[24]

Polvos aportación	Potencia láser (kW)			
	1,0	1,5	2,0	2,5
Al ₃ Ti	○	○	○	○
10%TiC	x	□	○	○
20%TiC	—	?	○	○
30%TiC	—	□	□	○
40%TiC	—	x	□	○
10%TiB ₂	□	?	○	○
20%TiB ₂	—	□	○	○
30%TiB ₂	—	x	□	○
40%TiB ₂	—	x	x	x

○: Recubrimiento bueno, □: Irregular, x: No existe capa recubierta.

un recubrimiento libre de grietas y con una fusión completa con un valor de 5,73 kW. Entre otras cosas, muestran claramente la relación entre la potencia láser utilizada y el espesor de la capa recubierta, reflejada en distintos gráficos para valores distintos de flujo de gas. Demuestran que para mayor valor de potencia se obtienen valores más altos de espesor de recubrimiento.

Aunque, en la mayoría de los trabajos realizados acerca de recubrimientos láser de aleaciones de aluminio se cumple la superación de la barrera de 1 kW de potencia, existen algunos trabajos que muestran la aplicación de polvos cerámicos sobre aleaciones de aluminio, como los realizados por Zhou *et al.*^[28 y 29], que realizan recubrimientos con polvos ($\text{SiO}_2 + \text{Al}$) y polvos ($\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}$) sobre una aleación de aluminio AA6061 (0,4-0,8 % Si; 0,7 % Fe; 0,2-0,4 % Cu; 0,15 % Mn; 0,8-1,2 % Mg; 0,04-0,35 % Cr; 0,25 % Zn; 0,15 % Ti + Al)^[23], y que utilizan valores de potencia láser menores de 1 kW (entre 400 y 1.200 W) con resultados satisfactorios. Sin embargo, esta conclusión no es común a todos los recubrimientos con materiales cerámicos y la mayor parte de los autores superan la barrera de 1 kW de potencia en sus trabajos. Este es el caso de Man *et al.*^[30] que utilizan en su trabajo la aleación base AA6061 e inyectan partículas (Ti + SiC), a una velocidad entre 5 y 25 mm/s y con una potencia entre 1 y 1,5 kW.

Cuando los demás parámetros del proceso de recubrimiento láser se mantienen constantes, el espesor de recubrimiento disminuye al aumentar la velocidad de barrido. Esta tendencia se cumple para todos los metales. La homogeneidad o la difusión del recubrimiento también se ven influenciadas por este parámetro. Investigadores como Wang *et al.*^[25] utilizan velocidades de barrido del haz láser que oscilan entre los 2 y los 8 mm/s para el recubrimiento de una aleación Al-Si con polvo de aleaciones del tipo (0,2 % C, 1,5 % B, 4,3 % Si, 21,1 % Cr, 12,5 Ni, 1,4 % Cu, 1,4 % Mo, +Fe). Justifican el valor mínimo utilizado, 2 mm/s, con la obtención de una proporción de sustrato fundido excesiva y tiempos de interacción largos para valores inferiores a éste. Sin embargo, estos autores demuestran que existe un valor óptimo de velocidad de proceso para cada valor de diámetro láser, potencia láser y alimentación de material. Liu *et al.*^[27] obtienen recubrimientos de un espesor de 2 mm utilizando velocidades de barrido en el rango entre 8,6 y 25 mm/s. También mencionan la relación entre unos parámetros y otros, explicando que valores superiores a 25 mm/s requieren valores de potencia demasiado elevados. Finalmente seleccionan como valor óptimo para el recubrimiento de la aleación AA333 con NiAl, 15,2 mm/s. En este mismo orden de valores, Sallamand *et al.*^[26] utilizan velocidades de barrido en-

tre 10 y 25 mm/s para realizar recubrimientos con polvos de níquel sobre aleaciones AlSi.

Existen trabajos en los que se utilizan valores de velocidad de barrido relativamente bajos, como es el caso del trabajo realizado por Uenishi *et al.*^[24] en el que se emplean 1,67 mm/s para conseguir más tiempo de solidificación en el recubrimiento de aluminio con una capa de Al_3Ti . En otros estudios, como el realizado por Wang *et al.*^[31], se demuestra la relación entre la velocidad de barrido y características del recubrimiento como la resistencia de unión. Se observa que un aumento de la velocidad entre 6 y 14 mm/s provoca un aumento lineal de la resistencia de unión, mientras que a partir de 14 mm/s dicha resistencia cae en picado. Estas observaciones quedan claramente demostradas en la figura 1^[31], en la que se incluye la gráfica representada en este trabajo, realizado para un recubrimiento de bronce Al-Fe en una aleación Al-Si.

Nagarathnam *et al.*^[32] realizan recubrimientos Fe-Cr-Al y utilizan como sustrato acero inoxidable. Estos autores obtienen recubrimientos de microestructura fina y dureza elevada, cuyo valor máximo se aprecia para los valores máximos de potencia (2,4 kW) y velocidad (4,23 mm/s). Este aumento de la dureza con la velocidad de barrido láser es una observación frecuente en los diferentes tipos de tratamientos láser, bien sean tratamientos térmicos o recubrimientos, puesto que al aumentar la velocidad de barrido aumenta a su vez la velocidad de enfriamiento, provocando una disminución en el tamaño de grano.

En un recubrimiento láser realizado a una potencia y velocidad de barridos dados, la anchura y el espesor de la capa obtenida dependen del caudal de alimentación.

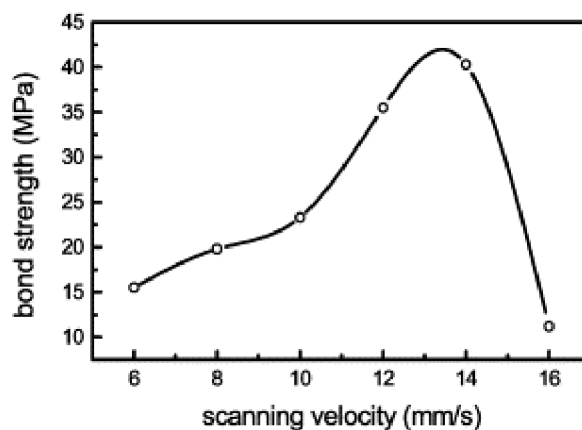


Figura 1. Gráfica de resistencia de unión – velocidad de barrido. Recubrimiento bronce Al-Fe sobre aleación AlSi^[31].

Figure 1. Graph joint resistance – scan speed. Bronze Al-Fe coating on AlSi alloy^[31].

Liu *et al.*^[27] obtienen espesores de recubrimiento entre 1,5 y 2,2 mm para rangos de velocidad de alimentación de polvos de recubrimiento entre 35 y 85 g/min. En su trabajo, incluyen una fórmula que relaciona el espesor del recubrimiento con la velocidad de alimentación de los polvos de aporte para una misma potencia. Esta fórmula se expresa:

$$0,75 \cdot w \cdot t \cdot S_p \cdot S_w = 0,64 \cdot P_f$$

siendo:

w: anchura de recubrimiento (mm)

t: espesor de recubrimiento (mm)

S_p : velocidad de barrido (mm/s)

S_w : peso específico del material aportado

0,64: coeficiente de utilización de los polvos

P_f : velocidad de alimentación de polvos de aporte (g/s)

Como se deduce de la relación anterior, a velocidades de barrido constantes, para mayor velocidad de alimentación de los polvos de aporte, como es lógico, se obtiene mayor espesor del cordón recubierto. Pantelis *et al.*^[4], en su trabajo sobre recubrimientos láser con polvos SiC sobre aluminio AA6061, utilizan como valor óptimo de velocidad de aporte 6 g/min, obteniendo un espesor de zona fundida de 400 μm .

2.2. Densidades de potencia y energía

En algunos casos, los parámetros del proceso láser se expresan en forma de densidad de potencia, tiempo de interacción o densidad de energía. Las fórmulas que definen estos parámetros se expresan a continuación:

— Densidad de potencia = Potencia / Área haz láser

— Tiempo de interacción = Anchura haz láser / Velocidad de barrido haz láser

— Densidad de energía = Densidad de Potencia x Tiempo interacción

Como se puede deducir de las expresiones anteriores, la densidad de potencia engloba las influencias debidas a la potencia y la geometría del haz láser, mientras que el tiempo de interacción depende de la velocidad de barrido. La densidad de energía, por tanto, aglutina los efectos debidos tanto a la potencia como a la velocidad y al área del haz láser. Los valores utilizados dependen del tipo de tratamiento láser y del material sustrato utilizado. Para un mismo valor de densidad de energía, los resultados varían con la densidad de potencia y el tiempo de interacción.

La mayoría de los trabajos de tratamiento y recubrimiento láser de aleaciones de aluminio utilizan un rango de densidades de potencia entre 10 y 70 kW/cm². En la tabla II, se incluyen esquemáticamente los valores de tiempo de interacción, densidad de potencia y densidad de energía, utilizados en los trabajos más relevantes. Se aprecian diferencias importantes en los dos primeros parámetros, pero la densidad de energía está en un rango más parecido en los distintos trabajos.

Liang *et al.*^[33] utilizan el láser para el refundido de un recubrimiento plasma NiCrBSi en AlSi y el valor de densidad de potencia que mencionan es de 36 kW/cm², siendo el tiempo de interacción de 0,35 s. En otro recubrimiento de dos pasos, realizado por los mismos autores^[34], en el que se realiza un refundido láser de un recubrimiento plasma NiCrAl, el valor utilizado para la densidad de potencia es de 65 kW/cm², mientras que el tiempo de interacción se mantiene en 0,25 s. Tomlinson *et al.*^[35] utilizan 30 kW/cm² y 0,5 s

Tabla II. Valores de densidad de energía utilizadas en tratamientos y recubrimientos láser de aluminio

Table II. Energy density values used in laser treatments and coatings of aluminium.

Referencia	t. interacción (s)	D. Potencia (kW/cm ²)	D. Energía (kJ/cm ²)
Y. Liu <i>et al.</i> ^[5]	0,24	38,2	9,02
X.B. Zhou, J.Th. M. De Hosson ^[6]	0,075	14	1,05
J.A. Vreeling <i>et al.</i> ^[13]	0,20	31	6,3
R. Anandkumar <i>et al.</i> ^[14]	0,08 - 0,45	19,3 - 33	1,5 - 14,8
L. Dubourg <i>et al.</i> ^[15]	0,18 - 0,43	24	4,3 - 10,3
A.Wang <i>et al.</i> ^[25]	0,5-1	5,6 - 14,3	5-30
P. Sallamand, J.M. Pelletier ^[26]	0,1	113	11,3
H.C. Man <i>et al.</i> ^[30]	0,1 - 0,6	6,3 - 51,6	3,8 - 6,2
G.Y. Liang <i>et al.</i> ^[33]	0,35	36	12,6
G. Y. Liang <i>et al.</i> ^[34]	0,25	65	16,25

para fundir capas de aleaciones AlFe y AlNi precolocadas en un sustrato AlSi (12 % Si).

A pesar de los resultados obtenidos con valores de densidad de potencia como los mencionados en el párrafo anterior, existen algunos trabajos en los que se utilizan valores muy diferentes, como el de Houndri *et al.*^[3], en el que se utiliza una densidad de potencia de 300 kW/cm² para el fundido de capas de níquel predeposadas en AlSi. Sallamand *et al.*^[26] utilizan distintos valores de densidad de potencia, superiores a 100 kW/cm² para el recubrimiento láser con inyección de polvos de aleaciones AlSi. Todo lo contrario ocurre en el trabajo de Wang *et al.*^[25], donde se utilizan valores inferiores a 10 kW/cm² para el recubrimiento láser con polvos base hierro en aleaciones AlSi. En los trabajos que se utiliza una densidad de potencia elevada^[26], los tiempos de interacción empleados son más bajos (0,1 s) que en aquellos en los que la densidad de potencia empleada es menor^[25] y se utilizan valores de tiempos de interacción entre 0,5 y 1 s. Esto implica que, a pesar de las diferencias importantes en la densidad de potencia, las densidades de energía empleadas son muy parecidas.

Tiempos de interacción largos (entre 2 y 3 s) producen una excesiva proporción del sustrato fundida y demasiada dilución. Tiempos de interacción excesivamente cortos pueden generar recubrimientos discontinuos y con poca dilución. Generalmente, para recubrimientos láser de aleaciones de aluminio, se utilizan tiempos de interacción menores a 1 s, aunque se observa la necesidad de equilibrar el rango de valores del tiempo de interacción y la densidad de potencia.

Wang *et al.*^[25] realizan un estudio del recubrimiento láser de aleaciones base Fe sobre sustratos AlSi y aportan una expresión que relaciona la densidad de energía con la cantidad de material de aporte, para la obtención de recubrimientos entre 1,2 y 1,8 mm de espesor y buena calidad. La expresión mencionada es la siguiente:

$$E \geq 47,6 + (1,3 \cdot G)$$

donde:

$E = P/(DV_s)$ (J/mm²) P: Potencia láser (W)

D: Diámetro haz láser (mm)

V_s : Velocidad de barrido (mm/s)

G: Cantidad de material de aporte (mg/mm)

Los valores de densidad de energía utilizados de forma más frecuente para el recubrimiento de aleaciones de aluminio con aleaciones base níquel, se encuentran en el rango entre 9 y 20 kJ/cm². Trabajos como el de Houndri *et al.*^[3], Liu *et al.*^[5] o Wrong *et al.*^[36], se realizan en este rango de valores. Sin embargo, en trabajos en los que cambia el material de

aporte del recubrimiento, el valor de densidad de energía utilizado también lo hace. Por ejemplo, en recubrimientos láser de aleaciones de aluminio con cerámicos (SiO₂, TiO₂, Cr₂O₃) los valores más utilizados para la densidad de energía no superan, generalmente, los 4 kJ/cm² y, en muchos casos, están en torno a 1 kJ/cm². Este rango de valores es el que se ha empleado en los trabajos de Zhou *et al.*^[6 y 37], Uenishi *et al.*^[38] y Aihua *et al.*^[39]. En el desarrollo de compuestos de matriz metálica, en los que se introducen refuerzos de partículas duras (SiC, TiC) en una matriz más dúctil (aleaciones de Al), es necesario un especial cuidado para conseguir el equilibrio en el valor de densidad de energía, tal y como mencionan Vreeling *et al.*^[13], puesto que es necesaria una elevada energía para crear el fundido en aluminio, pero esa misma energía puede producir un excesivo calentamiento en las partículas de aporte que tienen una absorptividad de la radiación láser mucho mayor. Man *et al.*^[30] investigan el rango de densidad de energía más apropiado para obtener una capa recubierta de alta calidad, en su trabajo acerca de aleación superficial láser de MMC con refuerzos de TiC, en AA6061. Deducen que, para densidades de energía inferiores a 3,8 kJ/cm², solamente funde una pequeña capa externa del polvo precolocado, mientras que si se supera el valor de 6,2 kJ/cm² funde una capa demasiado gruesa del material sustrato.

Li *et al.*^[40] analizan las necesidades energéticas, tanto del proceso de recubrimiento láser de un paso como del de dos pasos, mediante la utilización de un modelo numérico de 3 dimensiones. Utilizan la expresión $E = P/bV$ para definir la energía entrante en el proceso, definición similar a la utilizada por Wang *et al.*^[25]. En esta expresión, P, expresa la potencia láser, V, la velocidad de barrido y b, la anchura del haz en la dirección perpendicular al movimiento. En este estudio, se demuestra que la energía debería ser lo más baja posible para obtener velocidades de enfriamiento elevadas y microestructuras finas. La densidad de energía debe ser suficiente para conseguir una buena unión metalúrgica entre recubrimiento y sustrato, una capa recubierta continua y libre de defectos y una mínima dilución. En un trabajo realizado por los autores del presente artículo^[41], acerca de recubrimientos láser de aleaciones hipereutécticas de AlSi con polvos de NiCrSiB y que todavía no se ha publicado, se llega a la misma conclusión citada, y la obtención de un recubrimiento óptimo se alcanza para el valor de densidad de energía más bajo de los utilizados (4,5 kJ/cm²). En este caso, se observa que conforme aumenta el tiempo de interacción aparece un fenómeno de crecimiento de los cristales de silicio primario, así como un desarrollo de partículas aciculares que empeoran

las características mecánicas del recubrimiento. En la figura 2 se incluyen dos fotomicrografías, en las que se puede apreciar la diferencia en la microestructura de dos muestras recubiertas con dos valores de tiempo de interacción diferentes. Es evidente el crecimiento de las partículas de silicio y la presencia de partículas aciculares en la muestra procesada con mayor tiempo de interacción. Un tiempo corto de interacción produce un volumen de fundido más pequeño, que enfría más rápido por estar rodeado del sustrato frío y esto, provoca la creación de microestructuras más finas. Anandkumar *et al.*^[14] realizan recubrimientos láser en un sustrato de aluminio con un 7 % de silicio. El material de aporte es Al-12 % Si con refuerzos de SiC. Estos autores, también observan una fuerte dependencia de la microestructura con el tiempo de interacción y la densidad de energía. En este caso, tiempos cortos de interacción (0,08 s), que corresponden con densidades de energía más bajas, provocan que las partículas de SiC aparezcan sin disolver, mientras que para tiempos más largos de interacción (0,45 s), las partículas de SiC reaccionan con el aluminio fundido y aparecen algunos carburos como Al_4SiC_4 , que mejoran la resistencia a desgaste del material.

2.3. Grado de superposición

Para recubrir una superficie con una capa homogénea de material en un proceso láser, es necesario superponer barridos láser individuales hasta cubrirla completamente. No existen apenas estudios acerca

del grado de superposición adecuado para obtener un recubrimiento uniforme y de características apropiadas, en sustratos de aluminio. Sin embargo la mayoría de los trabajos realizados, como los de Zhou *et al.*^[6], el de Man *et al.*^[30], Das *et al.*^[42], o el de Pierantoni *et al.*^[43], coinciden en valores de superposición de cordones que oscilan entre el 40 % y el 70 %. En la mayor parte de los trabajos, no se justifican los motivos de selección de estos valores, pero Houndri *et al.*^[3] realizan recubrimientos de níquel en aleaciones AlSi, utilizando superposiciones de barrido del 35, 50 y 75 %. Demuestran, que un mayor porcentaje de superposición reduce la porosidad y mejora la estabilidad de la dureza obtenida en las capas recubiertas. Seleccionan un 70% como valor que presenta los mejores resultados, basándose en mediciones de dureza con microdurómetro y observaciones de la microestructura, que indican que con este valor la oscilación de la dureza en la capa recubierta es la menor y la homogeneidad microestructural buena. Aihua *et al.*^[39] utilizan un 40 % de superposición de cordones individuales para el refundido de recubrimientos plasma cerámicos sobre AlSi.

Liu *et al.*^[27] realizan un estudio más profundo de este parámetro láser, teniendo en cuenta dos factores diferentes para describirlo: el grado de superposición y el “coeficiente de forma”, que se define como la relación entre anchura y altura, del cordón láser individual. Aseguran que una capa recubierta de buena calidad, requiere la combinación apropiada de “coeficiente de forma” y grado de superposición y demuestran que recubrimientos de bajo “coeficiente de

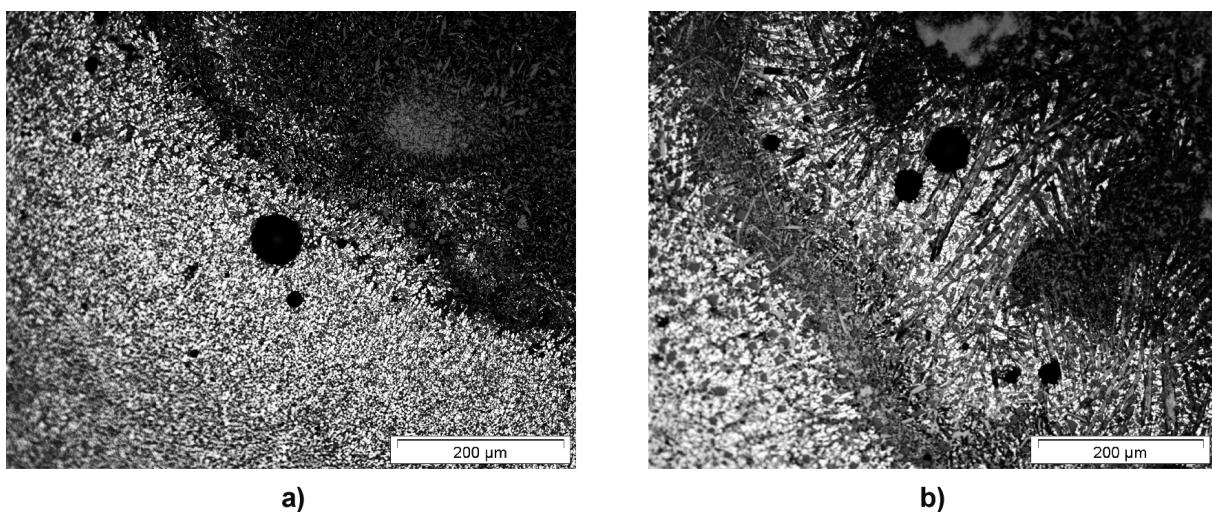


Figura 2. Muestras recubiertas con láser a una densidad de potencia de $37,5 \text{ kW/cm}^2$. (a) tiempo interacción = 0,12 s; (b) tiempo interacción = 0,3 s.^[41]

Figure 2. Laser coated samples with power density of $37,5 \text{ kW/cm}^2$. (a) Interaction time = 0,12 s; (b) Interaction time = 0,3 s.^[41]

forma” deben combinarse con grados de superposición bajos. Los resultados óptimos obtenidos en este trabajo se corresponden con un “coeficiente de forma” entre 3 y 3,7 y un grado de superposición entre el 40 % y el 55 %. Para estos valores se obtienen recubrimientos homogéneos sin señales apreciables de la separación entre cordones.

2.4. Condiciones superficiales del sustrato

Uno de los inconvenientes que presenta el aluminio para su tratamiento láser, es una reflectividad óptica elevada y una alta conductividad térmica, lo que dificulta los procesos de tratamiento con láser. La capacidad para absorber energía proveniente del haz láser es menor y, en muchos casos, se requieren métodos que mejoren esta característica.

Pantelis *et al.*^[4] utilizan superficies pulidas y arenadas para mejorar la absorción de la radiación láser incidente, en el tratamiento de aleaciones de aluminio AA6061. Noordhuis *et al.*^[44] utilizan el arenado para lograr superficies rugosas que absorban el haz láser en tratamientos de aleaciones AlCuMg. Uenishi *et al.*^[45] aumentan la absorción del haz láser mediante tratamientos de arenado en la superficie del sustrato de aluminio. Este tipo de acciones se repiten en otros trabajos de recubrimiento láser de aleaciones de aluminio, como los de Aihua^[39], De Hosson^[46], y Kloosterman^[47]. Liang *et al.*^[48] mejoran y estabilizan la absorción de la potencia láser mediante un ataque con solución NaOH en caliente, seguido de un “ennegrecimiento”.

De estas y otras experiencias, se deduce que las condiciones superficiales del sustrato influyen de forma decisiva en la formación de recubrimientos láser. Oñoro *et al.*^[49] realizan un trabajo, en el que utilizan diferentes tratamientos superficiales para mejorar la absorción de energía por parte del sustrato, como tratamientos con pinturas (grafito y pintura epoxi negra), lijados y tratamientos químicos (NaOH, K₂CO₃, Na₂CO₃). Estos autores realizan refundidos láser de dos aleaciones de aluminio (Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg) y concluyen que un aumento de la rugosidad superficial (mediante lijado), en ambas aleaciones, es el tratamiento que conduce a una mayor absorción de energía. Liu *et al.*^[27] recalcan, también, la influencia de las condiciones superficiales del sustrato pero, en este caso, se basan en la búsqueda de un tratamiento que disminuya la excesiva dilución que aparece en el proceso. Concluyen, en su trabajo acerca de recubrimientos láser de un bronce de NiAl (2,19 % Fe, 5,27 % Ni, 9,79 % Al, +Cu) en aleaciones AA333, que un sustrato pulido absorbe menos energía y facilita la reducción de la dilución en el recubrimiento (aspecto impor-

tante en este recubrimiento debido a que la diferencia entre puntos de fusión de material sustrato y material de aporte, implica una tendencia fuerte hacia excesivas diluciones).

3. COMBINACIÓN SUSTRATO - MATERIAL DE APORTE

Las propiedades termofísicas, tanto del material sustrato como del material de adición, juegan un papel fundamental en el proceso de recubrimiento láser. Es necesario tener en cuenta las temperaturas de fusión de los materiales implicados en el proceso, así como los coeficientes de expansión térmica o el calor específico. Lo deseable en cualquier proceso de recubrimiento láser es que la diferencia, en cuanto a estas características térmicas, entre sustrato y material de adición, sea pequeña. Sin embargo, los materiales de aporte que se utilizan para el recubrimiento de aluminio cubren un amplio rango de valores en estas características.

Las consecuencias asociadas a diferencias importantes en los puntos de fusión del material base y el material de recubrimiento, como la creación de una capa superficial muy heterogénea, se pueden abordar variando los parámetros del proceso láser. La baja conductividad térmica propia de los materiales cerámicos, que impide la transferencia de calor al sustrato, se puede solucionar, tal y como proponen Uenishi *et al.*^[24], con una potencia láser más elevada. Sin embargo, las diferencias en los coeficientes de expansión térmica entre metales y cerámicos, o la formación de compuestos intermetálicos frágiles entre elementos del sustrato y elementos del material de aporte, resultan aspectos más complicados de abordar.

Coefficientes de expansión térmica diferentes, provocan tensiones internas durante las fases de calentamiento y enfriamiento, características de este tipo de procesos. Estas tensiones térmicas provocan la aparición de grietas, como demuestra el trabajo de Aihua *et al.*^[39].

La inmiscibilidad en estado líquido de algunas combinaciones sustrato-recubrimiento o una solubilidad muy limitada en estado sólido, suponen un obstáculo importante en la unión metalúrgica del conjunto. Dicha unión metalúrgica implica la fusión de la pareja material base – material de adición y esto supone, en algunos casos, la formación de compuestos.

La combinación de aleaciones de níquel con aleaciones de aluminio es atractiva por el conjunto de propiedades que supone, como características mecánicas apropiadas a elevada temperatura y bajo peso. El inconveniente de esta pareja de elementos consiste en que la solubilidad del níquel en aluminio, en

condiciones de equilibrio, es muy baja y se forman fases intermetálicas. En el sistema binario Ni-Al aparecen compuestos frágiles como Al₃Ni, Al₃Ni₂, AlNi o Ni₃Al, que perjudican las características mecánicas del material. Algunos autores mejoran la solubilidad de este elemento en aluminio utilizando las elevadas velocidades de solidificación que se consiguen durante el tratamiento láser. Houndri *et al.*^[50] utilizan un proceso de precalentamiento de aleaciones AlSi recubiertas electrolíticamente con níquel, para mejorar el mezclado. Liu *et al.*^[51] utilizan una capa intermedia que separa níquel y aluminio para evitar la formación de estos compuestos. Seleccionan una aleación de cobre como superficie intermedia porque el cobre y el níquel forman una solución sólida continua, muy apropiada para recubrimientos láser.

La adición de otro metal de transición, como es el cromo, al aluminio, produce una mejora en las propiedades a corrosión del material. En esta combinación de elementos se observa también la presencia de fases intermetálicas. Almeida *et al.*^[52] realizan una aleación láser de aluminio AA7175 (0,15 % Si, 0,20 % Fe, 1,2-2,0 % Cu, 0,1 % Mn, 2,1-2,9 % Mg, 0,18-0,28 % Cr, 5,1-6,1 % Zn + Al)^[23] con cromo y obtienen compuestos intermetálicos como CrAl₇ o Al₁₁Cr₂. Crooks *et al.*^[53] realizan aleaciones láser de distintas aleaciones de aluminio con polvos de cromo y observan la presencia de partículas intermetálicas globulares de durezas muy elevadas (1.100 HV).

Metales como el hierro, también han sido utilizados por distintos investigadores para el recubrimiento de aluminio. El hierro mejora la resistencia a desgaste de aleaciones de aluminio, aunque también puede formar compuestos intermetálicos frágiles con él. Wang *et al.*^[25] realizan recubrimientos con aleaciones base hierro en aleaciones Al-Si, obteniendo capas entre 1,2 y 1,8 mm de espesor sin grietas. Pierantoni *et al.*^[43] utilizan aleaciones Al-7Si y Al-12Si, para su aleación con hierro. Primero, depositan una capa electrolítica de hierro y, posteriormente, la funden con tecnología láser, obteniendo una capa superficial de 0,1 mm de espesor, homogénea, sin defectos y con acabado superficial excelente. Tomlinson *et al.*^[35] realizan aleaciones láser con distintas aleaciones base hierro y base níquel sobre Al-12Si. Miden la resistencia a la erosión de las aleaciones láser obtenidas y alcanzan mejores resultados que los correspondientes a algunos cerámicos comerciales.

A pesar de que el cobre es otro metal que puede formar compuestos intermetálicos con el aluminio, las aleaciones de este elemento también se han utilizado con éxito para la aleación láser de aluminio. Wang *et al.*^[31] realizan recubrimientos de un bronce Al-Fe sobre una aleación Al-Si eutéctica, obteniendo estructuras aciculares en la zona más próxima al

substrato. Estas estructuras se corresponden con la fase CuAl₂. Kelly *et al.*^[54] consiguen mejorar la dureza y microestructura de aleaciones de aluminio, mediante el recubrimiento láser de Cu-Sn-Zn. Liu *et al.*^[5] analizan la presencia de estructuras martensíticas en el recubrimiento, con un bronce Ni-Al, de un substrato de aluminio AA333. Kelly *et al.*^[22] utilizan un bronce Mn-Al para recubrir aleaciones Al-Si y mejorar, así, su resistencia al desgaste.

La utilización de materiales cerámicos es frecuente en los procesos de recubrimiento láser de aleaciones de aluminio. Investigadores como Pantelis *et al.*^[4], Zhou *et al.*^[28, 29 y 37], Uenishi *et al.*^[24 y 45], Hegge *et al.*^[55], Liang *et al.*^[56], han utilizado este tipo de materiales como material de aporte para sus recubrimientos láser. El objetivo de estos recubrimientos es la mejora de la resistencia a la corrosión y la resistencia al desgaste, especialmente a temperaturas elevadas. Sin embargo, existen numerosas dificultades asociadas a este tipo de procesos, como el elevado punto de fusión de los cerámicos, cercano al punto de "ebullición" de las aleaciones de aluminio, o la gran diferencia existente entre el coeficiente de expansión térmica del aluminio (22 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$) y el coeficiente de expansión térmica de los cerámicos (alrededor de 8 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$). Cada autor soluciona los problemas relacionados con estas características de una forma distinta.

En algunos casos se utilizan óxidos. Un ejemplo de estos óxidos, es el SiO₂ mezclado con polvos de aluminio, como el utilizado en el trabajo de Zhou *et al.*^[6]. En este caso, se obtiene una capa de Al₂O₃ de 100 μm , bien unida al substrato, que presenta una microdureza elevada. Otro óxido utilizado para el recubrimiento láser es el Cr₂O₃, empleado por los mismos autores en otro trabajo^[37], que mezclado con polvos de aluminio da lugar también a Al₂O₃. Aihua *et al.*^[39] estudian el comportamiento de recubrimientos láser de dos pasos de una capa de Al₂O₃ - 13 % TiO₂ depositada por plasma en aleaciones Al-Si; destacando el hecho de que un refundido láser mejora la Resistencia al choque térmico de este tipo de recubrimientos cerámicos. En otros casos, como en el trabajo de Pantelis *et al.*^[4] y Hegge *et al.*^[55], el material de adición utilizado es un carburo como SiC. También, se utiliza el compuesto WC, en algunos casos mezclado con metal, como en los estudios de Liang *et al.*^[56], y Chen *et al.*^[10]. Los problemas más comunes asociados a estos materiales son la presencia de cavidades por contracción y de porosidades. Existe un trabajo realizado por Shang-Liang *et al.*^[11] en el que se utiliza un sistema de vibración durante el recubrimiento láser de polvos (SiC + Al-Si) en aleación de aluminio AA6061. En este caso, se obtiene una reducción importante en cuanto al número de cavidades por contracción. A

pesar de las dificultades relacionadas con estos procesos, existen trabajos como el de Pantelis *et al.*^[4] en el que se logran superficies recubiertas con SiC de dureza muy superior a la del sustrato (500 HV) y resistencia al desgaste incrementada hasta diez veces. Uenishi *et al.*^[7, 24 y 38] estudian el comportamiento de distintos compuestos intermetálicos y de cerámicos durante el recubrimiento láser de aleaciones de aluminio. Observan también una clara mejoría en la resistencia al desgaste con la adición de partículas de cerámicos como TiC o SiC. Sallamand *et al.*^[26] realizan recubrimientos a aleaciones AlSi, utilizando la inyección de una combinación de polvos metálicos y cerámicos (TiC) y obtienen durezas de hasta 800 HV al introducir estas partículas en el proceso. Vreeling *et al.*^[13 y 57] y Anandkumar *et al.*^[14] realizan también recubrimientos láser en aleaciones de aluminio, para conseguir compuestos de matriz metálica, inyectando polvos de SiC. En este tipo de procesos los parámetros se deben seleccionar con cuidado para limitar la máxima temperatura y el tiempo de contacto entre sustrato y material de refuerzo, evitando la presencia de compuestos frágiles como Al_4C_3 y Al_4SiC_4 ^[14].

Además de la composición de los materiales sustrato y de aporte, es necesario tener en cuenta la ruta de fabricación que han seguido dichos materiales. Existe un trabajo realizado por M.G. Pérez *et al.*^[58] en el que se estudia la compatibilidad de diferentes aleaciones hipereutécticas AlSi con el tratamiento láser. En este estudio se demuestra que es necesario que las aleaciones que se van a tratar con láser tengan bajo contenido de gases absorbidos, para evitar la formación de burbujas de hidrógeno. Las aleaciones producidas mediante conformado por pulverización y mediante solidificación rápida, presentan asimismo problemas de crecimiento de partículas de silicio y de presencia de partículas aciculares al ser tratadas con láser, tal y como se aprecia en la figura 3^[58]. Aleaciones con una composición química parecida, pero obtenidas mediante fundición o tixofornado, no presentan este tipo de inconvenientes en su tratamiento láser, lo que indica que el proceso de fabricación del material base, también influye en su posterior tratamiento superficial.

4. CARACTERÍSTICAS DEL RECUBRIMIENTO

Los resultados obtenidos en los recubrimientos láser de aleaciones de aluminio se miden en función de características como la dureza, la microestructura, la presencia de grietas o la resistencia al desgaste.

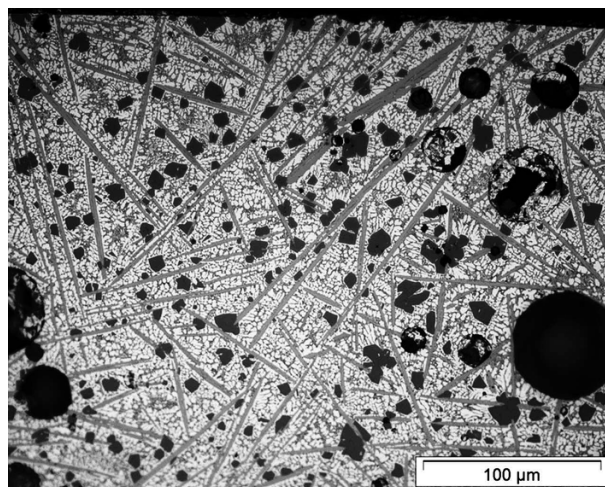


Figura 3. Microestructura superficial de aleación hipereutéctica AlSi producida mediante solidificación rápida y sometida a un tratamiento láser con densidad de energía de 3 kJ/cm²^[58].

Figure 3. Superficial microstructure of a laser scanned rapidly solidified AlSi alloy with an energy density of 3 kJ/cm²^[58].

4.1. Presencia de grietas

Existe una serie de problemas o defectos asociados a ellos que son frecuentes en el recubrimiento de aleaciones de aluminio. Uno de los más cruciales es la aparición de grietas, tanto en la superficie del recubrimiento como en la superficie límite entre recubrimiento y sustrato. Este tipo de defectos aparece como consecuencia de importantes tensiones residuales producidas por elevados gradientes térmicos. Algunas características, como puntos de fusión muy distintos de los elementos del conjunto o diferencias importantes entre la temperatura del baño fundido y el sustrato favorecen la aparición de este tipo de tensiones y de los fenómenos de agrietamiento asociados a ellos. Estos fenómenos y las posibles actuaciones para evitarlos dependen de cada combinación de materiales recubrimiento-sustrato.

En la literatura, se repite la utilización de sustratos precalentados como solución a la aparición de fenómenos de agrietamiento. Wang *et al.*^[25] observan la presencia de grietas en la zona límite entre recubrimiento (AlFe) y sustrato (AlSi). Introducen el concepto ICR (Interface Cracking Ratio o factor de agrietamiento en zona límite) para la evaluación del agrietamiento, midiendo la longitud de las grietas presentes en el recubrimiento:

$$ICR = \left(\sum_{i=1}^N L_i / W \right) \cdot 100 \%$$

donde:

- W: anchura del recubrimiento
- Li: longitud de cada grieta

En su investigación acerca de los factores que influyen en el ICR, tienen en cuenta la potencia láser, la velocidad de barrido y la temperatura de precalentamiento y deducen que este último factor tiene efectos más significativos que la potencia o la velocidad del haz láser. Finalmente, logran un recubrimiento libre de grietas para una temperatura de precalentamiento de 400 °C.

La misma temperatura de precalentamiento (400 °C) utilizan Liu *et al.*^[51] para prevenir la tendencia al agrietamiento producida por las tensiones térmicas y la baja ductilidad de las aleaciones de níquel que utilizan en el recubrimiento de la aleación de aluminio AA333. Durante el transcurso del trabajo, estos autores emplean temperaturas de precalentamiento entre 25 °C y 300 °C, obteniendo recubrimientos con grietas en todos los casos. Todos estos resultados quedan expresados en una gráfica que relaciona la temperatura de precalentamiento con el espesor del mismo y la presencia de grietas, en la que se aprecia claramente que para espesores de recubrimiento superiores a 1,5 mm, se requiere un precalentamiento de al menos 400 °C para evitar el agrietamiento.

Pierantoni *et al.*^[43] mencionan, también, la necesidad de precalentar los sustratos de AlSi con Fe electrodepositado, antes de su tratamiento láser y la justifican con el fin de reducir la diferencia de temperaturas entre el baño fundido producido por el láser y el sustrato.

Ouyang *et al.*^[59] realizan recubrimientos cerámicos ZrO₂ láser en aleaciones de aluminio y relacionan la presencia de agrietamiento con las tensiones térmi-

cas desarrolladas durante la solidificación rápida propia del proceso láser. Concluyen que hay mucha dificultad en eliminar el agrietamiento modificando los parámetros láser y finalmente consiguen controlarlo con la adición de un 2,5 % de TiO₂.

4.2. Dureza y microestructura

El rango de durezas que abarcan las aleaciones de aluminio oscila entre los 30 HV y los 100 HV, aproximadamente. Mediante el recubrimiento láser de estas aleaciones se obtienen unos valores de microdureza superficial muy superiores a los mencionados. Capas de níquel predepositadas y refundidas con láser pueden superar los 800 HV, como demuestran Houndri *et al.*^[50], mientras que recubrimientos de níquel realizados con inyección directa de polvos, pueden alcanzar valores de unos 600 HV, como mencionan Sallamand *et al.*^[26]. Man *et al.*^[60] logran alcanzar durezas de 900 HV en la aleación láser de NiCrSiB en AA6061 y lo razonan por la presencia de varias fases intermetálicas y una microestructura dendrítica fina presente en la zona aleada. La formación de compuestos intermetálicos, como TiAl₃, lleva a la obtención de durezas que rondan los 500 HV, tal y como explican Uenishi *et al.*^[38]. Los recubrimientos realizados con materiales cerámicos aportan capas superficiales de extrema dureza, que dependiendo del material concreto de adición, pueden variar entre los 500 HV y los 2.000 HV.

En la tabla III se incluyen valores de dureza obtenidos por diferentes investigadores, en sus tratamientos y recubrimientos láser de aleaciones de aluminio. Se incluyen los materiales base y los materiales de

Tabla III. Valores de dureza (HV) obtenidos en tratamientos y recubrimientos láser de aluminio

Table III. Hardness values (HV) obtained in laser treatments and coatings of aluminium

Referencia	Material sustrato	Material de aporte	Dureza (Hv)
X. B. Zhou <i>et al.</i> ^[6]	Al6061	Al + SiO ₂	2.300-3.000
J. Kelly <i>et al.</i> ^[22]	AA333	Bronce Mn-Al	300-500
P. Sallamand <i>et al.</i> ^[26]	AlSi	TiC	800
H.C. Man <i>et al.</i> ^[30]	Al6061	Ti + SiC	650
T. T. Wrong <i>et al.</i> ^[36]	AlSi	NiCrSiB	1000
A. Houndri <i>et al.</i> ^[50]	AlSi	Ni	800
A. Almeida ^[52]	A7175	Cr	150-300
G. Y. Liang <i>et al.</i> ^[56]	AlSi	Ni-WC	1027
M.G. Pérez <i>et al.</i> ^[58]	AlSi	NiCrSiB	730
H.C. Man <i>et al.</i> ^[60]	Al6061	NiCrSiB	900
K. Uenishi <i>et al.</i> ^[69]	Al (99.99%)	TiAl	500

aporte, para apreciar las importantes diferencias que aparecen en la literatura.

En cualquier caso, es necesario analizar el perfil de microdurezas de las aleaciones recubiertas puesto que éstas variarán escalonadamente desde la superficie hasta el sustrato, pasando por la zona afectada térmicamente, que también sufrirá un aumento de la microdureza. Man *et al.*^[60] presentan, en su trabajo de aleación láser de NiCrSiB en AA6061, el perfil de dureza de una muestra tratada, en la que se aprecia como disminuye el valor gradualmente con la distancia a la superficie. El valor máximo no se encuentra en la superficie sino en una profundidad de 0,1 mm. En un trabajo realizado por los autores de este artículo acerca de recubrimientos láser de NiCrSiB en aleaciones hipereutécticas de Al-Si, que todavía no ha sido publicado, se aprecia un perfil de durezas semejante al obtenido por Man *et al.*^[60], con un máximo presente en una capa a cierta distancia de la superficie. En la figura 4 se presentan tanto el gráfico de dureza incluido por Man *et al.* como un perfil de dureza obtenido en este trabajo. Los valores cambian, puesto que las aleaciones sustrato son diferentes, pero el perfil tiene una forma semejante. La presencia de fases intermetálicas produce este aumento de dureza en alguna zona.

Las microestructuras que se obtienen en estos procesos dependen de los materiales, tanto de adición como de sustrato, y de los distintos factores implicados en el recubrimiento láser.

En el recubrimiento láser con níquel, tanto de un paso como de dos pasos, de aleaciones de aluminio, se obtiene una microestructura dendrítica y fina, en la que se aprecia la existencia de fases con distinta concentración de níquel. Estas observaciones son coincidentes en trabajos como el de Gaffet *et al.*^[61], Bonnet-Jobez *et al.*^[62] y Mordike^[63]. Como indican Sallamand *et al.*^[26], la potencia y la velocidad del haz láser son importantes, puesto que a bajas potencias y elevadas velocidades, parte de las partículas de níquel no funden y se observa la presencia de poros. Al introducir partículas cerámicas en este tipo de recubrimientos, los resultados varían. En el caso de incluir partículas TiC junto a los polvos de Ni, se obtiene una matriz dendrítica Al-Ni con partículas TiC finas y distribuidas de forma aleatoria, que no han llegado a fundir en el proceso. Man *et al.*^[16] realizan una aleación láser de AA6061 con NiTi, obteniendo una microestructura dendrítica, en la que aparecen las fases TiAl₃ y Ni₃Al y regiones interdendríticas de α -Al, que constituyen una combinación que mejora la dureza y la resistencia al desgaste del material. Liang *et al.*^[56] utilizan una capa Ni-WC plasma, refundida con láser, para recubrir una aleación AlSi y obtienen una superficie con fases aciculares, que corresponden a compuestos intermetálicos y algunos precipitados. En la zona interior aparecen algunas partículas WC sin fundir. Chong *et al.*^[17] observan este mismo tipo de partículas de WC en su trabajo sobre recubrimiento láser de compuestos de matriz

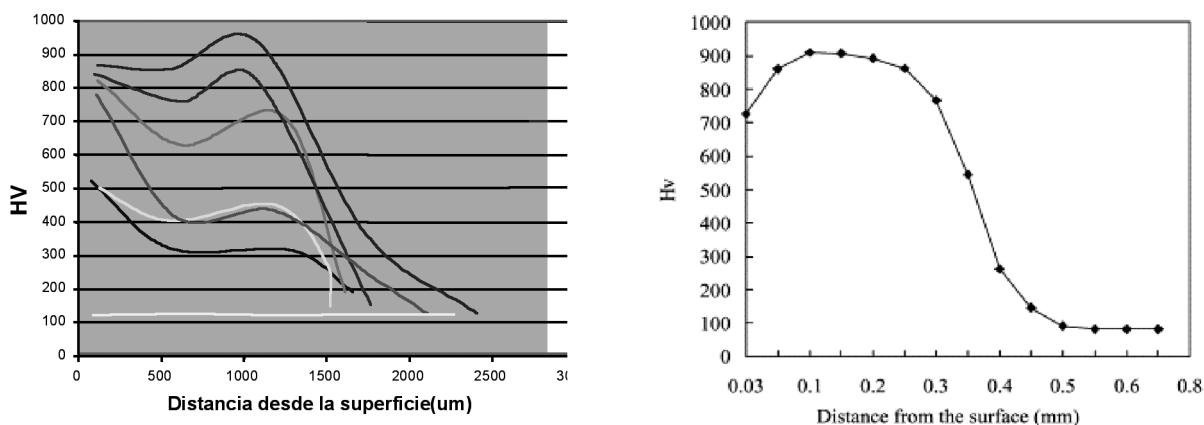


Figura 4. Perfiles de dureza (Hv) de diferentes trabajos de recubrimiento láser en aleaciones de aluminio. (a) recubrimientos NiCrBSi en AlSi con diferentes parámetros de proceso (Potencias entre 1.000 y 2.500 W y velocidades de barrido entre 3 y 10 mm/s)^[76]; (b) Recubrimiento NiCrBSi en AA6061. Parámetros: Potencia = 1.500 W y velocidad de barrido = 5 mm/s^[60].

Figure 4. Hardness distribution (Hv) of different works of laser coating in aluminium alloys. (a) NiCrBSi coatings on AlSi with various process parameters (Power between 1,000 and 2,500 W, scan speed between 3 and 10 mm/s)^[76]; (b) NiCrBSi laser coating on AA6061. Parameters: Power = 1,500 W, Scan speed = 5 mm/s [60].

metálica Mo-WC en aleación AA6061. Además, mencionan la tendencia de dichas partículas a quedar acumuladas en el fondo del fundido láser y la justifican, por los puntos de fusión más bajos y las velocidades de solidificación más bajas de las soluciones sólidas de aluminio y molibdeno y sus compuestos intermetálicos. Este hecho, deja tiempo a las partículas de WC para desplazarse al fondo del fundido.

Wong *et al.*^[36] estudian las estructuras que aparecen en el recubrimiento láser Ni-Cr-B-Si de dos pasos sobre Al-Si. Observan la presencia de estructuras en forma de bultos en la zona fundida por el láser, en las que algunas regiones han cristalizado y otras permanecen amorfas. Estas formaciones presentan durezas muy elevadas, que superan los 1.000 HV. Los mismos autores^[33] analizan la microestructura de estos recubrimientos y describen dos zonas en los mismos: una externa con estructura eutéctica fina y otra interna con estructuras aciculares que se corresponden con el compuesto Al_3Ni_2 .

4.3. Resistencia al desgaste

Como ya se ha mencionado, uno de los objetivos principales del recubrimiento láser de aleaciones de aluminio, es la mejora de la resistencia al desgaste. Una de las causas que frenan la utilización del aluminio en mayor medida, es precisamente su pobre resistencia al desgaste. El recubrimiento láser es un método que consigue mejorar esta característica en muchos casos. Así lo demuestran Liang *et al.*^[64] mediante un ensayo de desgaste bloque sobre anillo (*block on ring*) realizado a recubrimientos Ni-Cr-Al sobre aleación Al-Si. En este estudio, analizan la influencia de las estructuras amorfas presentes en la microestructura del recubrimiento y descubren que a mayor proporción de dichas estructuras menor tasa de desgaste se obtiene. A una conclusión similar llegan Wong *et al.*^[65] al analizar la resistencia al desgaste, mediante un ensayo cilindro sobre disco (*pin on disc*), de recubrimientos Ni-Cr-B-Si. Observan, también, la presencia de estructuras amorfas que mejoran la resistencia al desgaste y aumentan la dureza del material. Concluyen, que una superficie recubierta con este tipo de recubrimiento tiene una resistencia al desgaste entre 5 y 10 veces superior que la del substrato AlSi. Mc Cay *et al.*^[66] realizan aleaciones láser mediante la adición de partículas de silicio a un aluminio AA319 (5,5-6,5 % Si, 1% Fe, 3,0-4,0 % Cu, 0,5 % Mn, 0,1 % Mg, 0,35 % Ni, 3,0 % Zn + Al)^[23] y comparan la resistencia al desgaste de distintos porcentajes de aportación. En general, observan una mejora en la resistencia al desgaste al aumentar la proporción de silicio. Sin embargo, a partir de un

24 % de silicio, la tendencia se invierte debido a la fragilidad de las partículas de silicio. Kaneta *et al.*^[67] analizan el comportamiento a desgaste de recubrimientos de titanio mediante un ensayo esfera sobre disco, y observan que el parámetro más decisivo, de su particular proceso de recubrimiento, es la atmósfera del mismo. Los recubrimientos realizados en atmósfera de nitrógeno aportan una mejor resistencia al desgaste que los realizados en argón, ya que el componente obtenido en los primeros es TiN. Distintos trabajos, como el de Pantelis *et al.*^[4], Zhou *et al.*^[29] o Uenishi *et al.*^[45], analizan la resistencia al desgaste de recubrimientos cerámicos láser sobre aleaciones de aluminio. En todos ellos, se demuestra una clara mejora de esta propiedad al aplicar un recubrimiento cerámico.

5. PERSPECTIVAS DE FUTURO

La tecnología láser supone una de las grandes innovaciones del siglo XX. Los láseres se han convertido en una herramienta muy atractiva y se utilizan como fuente de energía concentrada en múltiples aplicaciones, debido a su versatilidad.

Como ya se ha mencionado, en el caso de los recubrimientos se utiliza, principalmente, el láser de CO_2 y, en algún caso, el láser de Nd:YAG. Sin embargo, en este momento existen láseres de diodo de alta potencia disponibles en el mercado, que pueden cambiar esta tendencia en el campo de los recubrimientos.

Existen estudios, como el de Lawrence^[19] que, en su investigación comparativa entre láser de CO_2 y láser de diodo, concluye que la eficacia del láser de diodo es mayor que la del láser de CO_2 . La eficiencia de la conversión de la energía eléctrica en óptica, alcanza valores máximos, del 50 %, en los láseres de diodo de alta potencia, aunque la eficiencia teórica de un láser de diodo es del 90 %. Schulz *et al.*^[68] destacan también la elevada eficiencia de esta técnica, así como la capacidad de los equipos ($<1 \text{ cm}^3/\text{W}$) y las bajas necesidades de mantenimiento que presentan. Uenishi *et al.*^[69] mencionan también la elevada eficiencia del láser de diodo de alta potencia, que conlleva que el equipo correspondiente a este láser sea muy compacto y de un tamaño varias veces menor que los equivalentes láseres de CO_2 y de Nd:YAG.

La longitud de onda que emite el láser de CO_2 es de 10,6 μm , mientras que el láser de Nd:YAG tiene una longitud de onda de 1,06 μm y el láser de diodo oscila entre 0,6 y 0,9 μm . La diferencia en las longitudes de onda implica una serie de consecuencias, puesto que una longitud de onda más baja conlleva una mejor absorción del haz y por tanto una mayor penetración del mismo. Las aleaciones de aluminio

presentan mayores dificultades al ser tratadas con láser debido a su elevada reflectividad, y la mejora de la absorción del haz es uno de los objetivos prioritarios, especialmente en el recubrimiento con inyección directa de polvos.

Iwatani *et al.*^[20] realizan recubrimientos de aleaciones de aluminio, utilizando tecnología láser de diodo y observan que con menor aporte de calor que la utilizada con láser de CO₂ se obtienen cordones de recubrimiento estables.

El láser de diodo, en definitiva, presenta ventajas importantes respecto a otros láseres comerciales y se espera que su aplicación se extienda a numerosos campos de la industria. El recubrimiento de aleaciones de aluminio puede ser uno de los procesos que se beneficien de este tipo de técnica.

REFERENCIAS

- [1] R. Dekumbis, *Chem. Eng. Prog.* 83 (1987) 23-31.
- [2] K.G. Watkins, M.A. McMahon y W.M. Steen, *Mater. Sci. Eng. A231* (1997) 55-61.
- [3] A. Houndri, S. Polymenis, Y. Chryssoulakis y D. Pantelis, *Metall. Mater. Trans.* 23 A (1992) 1801-1806.
- [4] A. Pantelis, E. Giannetaki, Y. Chryssoulakis y P. Ponthiaux, *Plat. Surf. Finish.* (1994) 52-56.
- [5] Y. Liu, J. Mazumder y K. Shibata, *Metall. Mater. Trans.* 25 A (1994) 37-46.
- [6] X. B. ZHOU y J. Th. M. DE HOSSON, *Acta Mater.* 42 (1994) 1.155-1.162.
- [7] K. Uenishi y K.F. Kobayashi, *4th Int. Conf. Aluminum Alloys*, Atlanta USA (1994) 714-720.
- [8] T. Webber, *Ind. Laser Review* 7, 11 (1992) 5-13.
- [9] M. Brandt, D.A. Scott y J.M. Yellup, *Surf. Eng.* 11 (1995) 223-230.
- [10] S.L. Chen y R.L. Hsu, *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* (1999) 461-469.
- [11] S.L. Chen y R.L. Hsu, *Opt. Laser Technol.* 30 (1998) 263-273.
- [12] J.A. Hopkins, M.H. Mccay, N. Dahotre, T.D. Mccay, F. Schwartz, *SAE Technical paper series* (1998) paper 980458.
- [13] J.A. Vreeling, V. Ocelik, Y.T. Pei, D.T.L. Van Agterveld y J.TH. M. de Hosson, *Acta Mater.* 48 (2000) 4.225-4.233.
- [14] R. Anandkumar, A. Almeida, R. Colaco, R. Vilar, V. Ocelik y J. Th. M. de Hosson, *Surf. Coat. Technol.* 21 (2007) 9.497-9.505.
- [15] L. Dubourg, D. Ursescu, F. Hlawka y A. Cornet, *Wear* 258 (2005) 1.745-1.754.
- [16] H.C. Man, S. Zhang y F.T. Cheng, *Mater. Lett.* 61 (2007) 4.058-4.061.
- [17] P.H. Chong, H.C. Man y T.M. Yue, *Surf. Coat. Technol.* 145 (2001) 51-59.
- [18] L. Li, *Opt. Laser Eng.* 34 (2000) 231-253.
- [19] J. Lawrence, *Proc. Institution of Mechanical Engineers, Part B: J.Eng. Manuf.* 216 (2002) 1.481-1.491.
- [20] S. Iwatani, Y. Ogata, K. Uenishi, K.f. Kobayashi y A. Tsuboi, *Mater. Trans.* 46 (2005) 1.341-1.347.
- [21] V.M. Weerasinghe y W.M. Steen, *Met. Construction* 19 (1987) 581-588.
- [22] J. Kelly, K. Nagarathnam, J. Mazumder, *J. Laser Appl.* 10 (1998) 45-54.
- [23] S.D. Henry, S.E. Frueh, R. Boring, D. Levicki y L. Harrison, *ASM specialty handbook, Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM International, Ed. J.R. Davis, EE. UU., 1993, pp. 23-26.
- [24] K. Uenishi y K.F. Kobayashi, *Intermetallics* 7 (1999) 553-559.
- [25] A. Wang, C. Fan, C. Xie, W. Huang y K. Cui, *J. Mater. Eng. Perform.* 5(6) (1996) 775-783.
- [26] P. Sallamand y J.m. Pelletier, *Mater. Sci. Eng. A* 171 (1993) 263-270.
- [27] Y. Liu, J. Mazumder y K. Shibata, *Metall. Mater. Trans.* 25B (1994) 749-759.
- [28] X.B. Zhou y J. TH. M. De Hosson, *Scrip. Mater.* 28 (1993) 219-224.
- [29] X.B. Zhou y J. TH. M. De Hosson, *J. Phys. IV* 3 (1993) 1.007-1.011.
- [30] H.C. Man, S. Zhang, F.T. Zheng y T.M. Yue, *Scr. Mater.* 46 (2002) 229-234.
- [31] A.H. Wang, J.H. Nie y C.S. Xie, *Mater. Lett.* 56 (2002) 822-826.
- [32] K. Nagarathnam y K. Komvopoulos, *Metall. Mater. Trans.* 27 A (1996) 381-390.
- [33] G.Y. Liang y T.T. Wong, *Surf. Coat. Technol.* 89 (1997) 121-126.
- [34] G.Y. Liang, C.L. Li y J.Y. Su, *Mater. Sci. Eng. A224* (1997) 173-176.
- [35] W.J. Tomlinson y A.S. Bransden, *Wear* 185 (1995) 59-65.
- [36] T.T. Wrong y G.Y. Liang, *Mater. Character.* 38 (1997) 85-89.
- [37] X.B. Zhou y J.TH. M. Xe Hosson, *Scr. Mater.* 33, 8 (1995) 1.345-1.351.
- [38] K. Uenishi, A. Sugimoto, T. Murakami y K.F. Kobayashi, *Int. Conf. Laser Advanced Materials Processing 2* (1992) 807-812.
- [39] W. Aihua, Z. Beidi, T. Zengyi, M. Xianyao, Shijun y C. Xudong, *Surf. Coat. Technol.* 57 (1993) 169-172.
- [40] L.J. Li y J. Mazumder, *Laser processing of materials*, American Institute of Mining Metallurgical and Petroleum Engineers, New York, (1985).

- [41] M.G. Pérez, A. Cortiella, H.R. Harlan, F. Zapirain y F. Zubiri, Trabajo pendiente de publicación en Revista de Metalurgia.
- [42] D.K. Das, A.G. Paradkar y R.S. Mishra, *Scr. Mater.* 26 (1996) 1.211-1.214.
- [43] M. Pierantoni, J.D. Wagniere y E. Blank, *Mater. Sci. Eng.* A110 (1989) L17-L21.
- [44] J. Noordhuis y J. TH. M. de Hosson, *Mater. Sci. Forum* 163-165 (1994) 405-410.
- [45] K. Uenishi y K.F. Kobayashi, *Proc. 3rd Japan Int. SAMPE* (1993) 1.038-1.042.
- [46] J. TH. M. de Hosson, L. de Mol Van Otterloo y J. Noordhuis, *Laser Processing: Surface Treatment and Film Deposition* (1996) 511-527.
- [47] A.B. Kloosterman y J. TH.M. de Hosson, *Scr. Mater.* 33 (1995) 567-573.
- [48] G.Y. Liang y J.J. Zhou, *Foundry international* (1994) 35-37.
- [49] J. Oñoro, R. Bermejo y L. Sanchez-ibarzabal, *Rev. Metal. Madrid*, Vol. Extr. (2005) 40-45.
- [50] A. Houndri, S. Polymenis, Y. Chryssoulakis y D. Pantelis, *Metall. Mater. Trans.* 23 (1992) 1.801-1.807.
- [51] Y. Liu, J. Koch y J. Mazumder, *Beam processing of advanced materials, Int. Conf.* (1992) 141-156.
- [52] A. Almeida, M. Anjos, R. Vilar, R. Li, M.G.S. Ferreira, W.M. Steen y K.G. Watkins, *Surf. Coat. Technol.* 70 (1995) 221-229.
- [53] A.G. Crooks y E. Hornbogen, *Metall. Technik.* 43 (1989) 954-960.
- [54] J. Kelly, K. Nagarathnam y J. Mazumder, *ICA-LEO* (1995) 477-486.
- [55] H.J. Hegge, J. Boetje y J. TH. De Hosson, *J. Mater. Sci.* 25 (1990) 2335-2338.
- [56] G.Y. Liang y T.T. Wong, *J. Mater. Eng. Perform.* 6 (1997) 41-45.
- [57] J.A. Vreeling, V. Ocelik, G.A. Hamstra, Y.T. Pei y J. TH. de Hosson, *Scr. Mater.* 42 (2000) 589-595.
- [58] M.G. Pérez, N.R. Harlan, F. Zubiri, F. Zapirain y K. Gebauer, *SAE Technical paper* 2002-01-2014 (2002).
- [59] J.H. Ouyang, S. Nowotny, A. Richter y E. Beyer, *Ceram. Int.* 27 (2001) 15-24.
- [60] H.C. Man, S. Zhang, T.M. Yue y F.T. Cheng, *Surf. Coat. Technol.* 148 (2001) 136-142.
- [61] E. Gaffet, J.M. Pelletier, S. Bonnet-Jobez, *Acta Mater.* 37 (1989) 3.205-3.211.
- [62] S. Bonnet-Jobez, J.M. Pelletier y A.B. Vannes, *Méc. Matér. Electr.* 430 (1989) 39-45.
- [63] S. Mordike, *Laser*, Vol. 6, *International Institute of Technological Transfer*, Paris (1990) 99-104.
- [64] G.Y. Liang y J.Y. Su, *Mater. Sci. Eng.* A290 (2000) 207-212.
- [65] T.T. Wong, G.Y. Liang, B.L. He y C.H. Woo, *J. Mater. Proc. Technol.* 100(2000) 142-146.
- [66] M.H. McCay, N. Kennedy, J.A. Hopkins, N.B. Dahotre, *Lasers Eng.* 10 (2000) 107-122.
- [67] M. Kaneta, K. Matsuda, J. Matsuda y A. Utsumi, *Wear* 156 (1992) 161-173.
- [68] W. Schulz y R. Poprawe, *IEEE J. Sel. Top Quant.* 6 (2000) 696-705.
- [69] K. Uenishi, A. Sugimoto, T. Murakami y K.F. Kobayashi, *Int. Conf. Laser advanced materials processing, Vol. 2* (1992) 807-812.