

激光功率对 TC4 表面熔覆 Ti40 阻燃钛合金组织及硬度的影响

邱莹, 张凤英*, 胡腾腾, 王坤, 王刚

长安大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064

摘要 采用激光熔覆沉积工艺, 在传统 TC4 合金表面以单道多层的方式熔覆 Ti40 (Ti-25V-15Cr-0.2Si) 阻燃钛合金。重点研究了不同激光功率下熔覆层形貌特征、成分及显微硬度的演变规律, 并建立了不同激光功率下的稀释率及熔覆层过渡区成分的理论预测方法。实验及分析结果表明: TC4 基体区与 Ti40 激光熔覆区交界处存在成分及显微硬度过渡区域, 特别是在过渡初期的 300~350 μm 范围内, 4 种激光功率下均出现成分及显微硬度的显著变化; 当激光功率为 1800 W 时, Al、V、Cr 元素含量及显微硬度过渡得最快; 随着激光功率的增大, 过渡区尺寸逐渐减小。基于过渡区成分分析及 Mo 当量计算发现, 由热影响区向熔覆区域过渡时, 显微组织直接发生 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 转变, 导致熔覆界面处显微硬度显著降低。

关键词 材料; 激光熔覆沉积; 阻燃钛合金; 激光功率; 显微组织; 显微硬度

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.1102011

Effect of Laser Power on Microstructure and Hardness of Ti40 Flame-Retardant Titanium Alloy Deposited by Laser Cladding on TC4 Surface

Qiu Ying, Zhang Fengying*, Hu Tengting, Wang Kun, Wang Gang

School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an, Shaanxi 710064, China

Abstract Laser cladding deposition is used to fabricate the Ti40 (Ti-25V-15Cr-0.2Si) flame-retardant layers on the surfaces of traditional TC4 alloys. Further, the composition, microstructure, and microhardness distribution of the cladding layer are subsequently investigated. Subsequently, theoretical methods are established for predicting the dilution rate and composition of transition zone of cladding layer under different laser powers. The experimental and analysis results show that there is a transition zone with respect to the composition and microhardness at the interface between the TC4 matrix and the Ti40 laser cladding zone; in 300-350 μm of the transition zone, significant composition and microhardness changes are observed under four laser powers. Among the four laser powers, the laser power of 1800 W results in the most substantial changes with respect to the microhardness and element contents of Al, V, and Cr. With increasing laser power, the size of the transition zone gradually decreases. Furthermore, the results of composition analysis of transition zone and Mo equivalent calculation show that the direct transformation of $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ causes the sudden change of microhardness at the cladding interface when the heat affected zone transfers to the cladding area.

Key words materials; laser cladding deposition; flame-retardant titanium alloy; laser power; microstructure; microhardness

OCIS codes 140.3390; 140.3380; 140.3590; 160.2120

1 引言

钛及钛合金因具有密度低、耐腐蚀、耐高温等优

异性能而被广泛应用于航空航天、汽车制造等领域^[1-3], 其中以 Ti-6Al-4V 为代表的 $\alpha + \beta$ 钛合金已经成为航空发动机的重要原材料^[4-5]。然而, $\alpha + \beta$

收稿日期: 2019-04-22; 修回日期: 2019-05-28; 录用日期: 2019-07-22

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100103)、中央高校基本科研业务费项目(300102319208, 300102319301)、大学生创新创业训练项目(201810710119)

* E-mail: zhangfengying@chd.edu.cn

钛合金在严苛的服役环境下极易发生“钛火”故障^[6]。为降低航空事故的发生概率,各国材料学家相继研发出适用于航空高温条件的阻燃钛合金,其中以 Ti-V-Cr 系阻燃钛合金研究得最为广泛^[7-9]。但采用传统熔炼、锻造工艺生产 Ti-V-Cr 系阻燃钛合金零件时,零件成本较高,且阻燃钛合金的整体比强度较低。为了降低阻燃钛合金的成本,且获得良好的力学性能,在常规钛合金表面制备阻燃钛合金是一种可行的技术途径。

激光熔覆沉积技术(LCD)是一种以高能激光束为热源的高性能金属零件数字化增材制造技术^[10-12],通过将金属粉末实时送入运动的激光熔池,逐点逐层沉积,能够实现复杂结构金属零件的近净成形。采用激光熔覆沉积技术在常规钛合金零件易发生摩擦和燃烧的部位熔覆阻燃钛合金,利用激光熔覆成形的逐点逐层沉积特性,能够精确控制熔覆层的成分、尺寸、位置和厚度。此外,基于钛合金基体与阻燃钛合金材料性质的相似性,以及激光熔池内的强对流、快速凝固特性,有望实现基体与熔覆层的良好结合以及成分、组织、性能的合理过渡,为低成本、高柔性、高性能、抗燃烧的航空钛合金结构设计奠定科学基础。Wu 等^[13]采用直接激光熔覆技术制备了 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2Si 阻燃钛合金,并对其显微组织及室温、高温蠕变性能进行分析;Li 等^[14]采用高能束沉积工艺在 Ti-6Al-4V 基体上原位制备 Ti-Cr 和 Ti-Cu 阻燃涂层,发现在一定条件

下,原位自生的阻燃涂层具有良好的阻燃性能。杨雪坤^[15]采用激光立体成形技术制备了 Ti-25V-15Cr (近 Ti40 成分)阻燃钛合金,并对其组织特征、力学性能进行系列研究,证实了激光熔覆沉积技术制备 Ti-25V-15Cr 阻燃钛合金的可行性。

基于以上分析,本研究拟以典型的 Ti-V-Cr 系阻燃钛合金 Ti40 (Ti-25V-15Cr-0.2Si)为熔覆材料,在 TC4 (Ti-6Al-4V)锻件基体上制备阻燃钛合金熔覆层。由于在激光熔覆过程中,激光功率是影响熔覆试样冶金质量、显微组织、力学性能等^[16]的典型工艺参数,故本研究将重点探讨激光功率对 TC4 表面激光熔覆沉积阻燃钛合金成分、组织、性能的影响,以期为传统钛合金表面熔覆阻燃钛合金的工艺优化及各区域性能调控提供参考。

2 实验材料及方法

2.1 实验材料

本研究采用锻造 TC4 钛合金为基体,其平均成分见表 1。实验前将基体表面用砂纸打磨,以去除表面的油污和氧化皮,再依次用无水乙醇及丙酮溶液将基体表面清洗干净,以减少表面缺陷对实验的影响。实验所用原材料粉末为 100~150 μm 粒径的 Ti40 (Ti-25V-15Cr-0.2Si)球形粉末,其平均成分见表 1。激光熔覆沉积实验前,将 Ti40 粉末在 (120±5) °C 真空条件下进行烘干处理,以减小吸潮现象对成形质量的影响。

表 1 TC4 基体及 Ti40 粉末平均成分(质量分数,%)

Table 1 Average components of TC4 substrate and Ti40 powder (mass fraction, %)

Material	Al	V	Cr	Si	Fe	C	N	O	H
Ti-6Al-4V	6.3	4.5	—	—	0.28	0.09	0.06	0.155	0.015
Ti-25V-15Cr-0.2Si	—	24.8	15.2	0.21	0.25	0.1	0.05	0.07	0.02

2.2 工艺实验过程

采用波长为 1064 nm 的 MLS-2000 半导体激光器作为热源在 TC4 钛合金表面进行单道多层熔覆沉积实验。实验过程中,粉末颗粒经由送粉器、同轴送粉喷嘴输送到激光熔池中,熔池内的粉末颗粒依

次经历熔化、与熔化基体的再次合金化、凝固过程形成熔覆层。激光功率(P)选择 1800, 2100, 2400, 2700 W,其他工艺参数如表 2 所示。不同工艺条件下单道多层熔覆 12 层,抬升量 ΔZ 为 0.3~0.4 mm,熔覆过程中的扫描方式为单向扫描。

表 2 TC4 表面激光单道多层熔覆 Ti40 实验参数

Table 2 Experimental parameters of Ti40 deposited by laser cladding on TC4 surface

Parameter	Laser power /W	Scanning velocity /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	Spot diameter /mm	Powder feed rate /($\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$)	Carriers gas flow /($\text{L}\cdot\text{h}^{-1}$)	ΔZ /mm
Value	1800-2700	10	5	11	480	0.3-0.4

2.3 分析及检测

将激光熔覆沉积试样沿平行于扫描方向(纵截面)切割成尺寸为 20 mm×10 mm×5 mm 的金相

试样,对其进行打磨、抛光后,利用 Kroll 试剂(1% HF+3% HNO₃+100% H₂O,质量分数)进行腐蚀,采用 OLYMMPUS-PM3 金相显微镜和 Image

Pro-Plus 软件对熔覆层尺寸、柱状晶的晶粒宽度进行测量;利用扫描电子显微镜(Hitachi-S4800)及其附带的 Energy Dispersive Spectrometer(EDS)能谱分析仪对熔覆层纵截面的微观组织和微区成分进行分析。将腐蚀后的金相试样重新打磨抛光,采用 AMH43 型显微硬度计测试熔覆层的显微硬度,载荷为 4.9 N,加载时间为 15 s。

3 实验现象及结果

3.1 不同激光功率下的熔覆试样各区域尺寸及组织分布特征

图 1(a) 显示了激光功率分别为 1800, 2100, 2400, 2700 W 时激光熔覆试样的宏观形貌。可以看出:采用不同功率激光在 TC4 锻件基体上熔覆 Ti40 阻燃钛合金,均可获得冶金质量良好的熔覆试样,熔覆层与基体之间以及各熔覆层之间均未出现熔合不

良、裂纹等现象;各熔覆试样均由 TC4 锻件基体区 (WSZ)、热影响区 (HAZ) 和 Ti40 激光熔覆区 (LCDZ) 3 个典型区域组成。此外,对不同激光功率下获得的熔覆试样各区域的几何尺寸进行观测及表征,可以发现,各熔覆试样热影响区深度及熔覆层厚度均随激光功率的提高而增大,熔覆区柱状晶的晶粒宽度随激光功率的提高而增大。当激光功率从 1800 W 增加至 2400 W 时,如图 1(b) 所示,热影响区的平均深度显著增大,依次为 1193, 2054, 3554 μm ;当功率增加至 2700 W 时,热影响区深度增大的幅度减缓,此时增大至 3850 μm 。此外,随着激光功率从 1800 W 增加至 2700 W,熔覆层高度从 3530 μm 增加至 3570 μm ,且熔覆层顶部等轴晶层厚度逐渐增加;同时,熔覆层中部晶粒形貌由类等轴柱状晶逐渐转变为粗大的柱状晶,柱状晶的晶粒宽度由 1800 W 时的 157 μm 逐渐增大至 2700 W 时的 304 μm 。

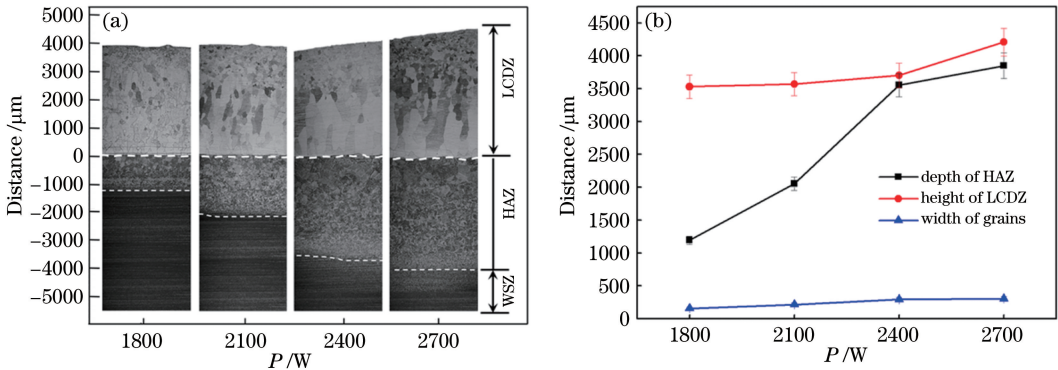


图 1 激光功率为 1800~2700 W 时的激光熔覆试样。(a) 宏观形貌;
(b) 热影响区深度、熔覆层高度及柱状晶晶粒宽度的变化趋势

Fig. 1 Laser cladding samples with laser power of 1800-2700 W. (a) Macroscopic morphology;
(b) changes of heat affected zone depth, cladding layer height, and columnar grain width

3.2 不同激光功率下熔覆试样的成分分布

图 2 所示为激光功率从 1800 W 增加至 2700 W 时,不同激光功率下获得的熔覆试样中 Al、V、Cr 元素的质量分数从基体区到激光熔覆区的变化趋势,图 2 中以熔合线为零点,熔合线以左为基体区和热影响区,以右为激光熔覆区。在熔合线以左 2 mm 至熔合线以右 3 mm 的间隔内,每隔 100 μm 测一个点的成分。从图 2 可以看出,基体区和热影响区的成分与初始 TC4 成分相同,Al、V 元素在符合国家标准 (GB/T3620.1—2007) 的范围内小幅波动。熔合线以右,进入激光熔覆区后,不同激光功率下的 Al、V、Cr 元素的质量分数均随测量距离的增加而发生显著变化。熔覆第一层时,由于基体成分被稀

释进入熔池,激光熔池内的成分并未直接转变为纯 Ti40 成分,而是先经历了成分过渡阶段,该阶段在图 2 中标注为成分过渡区 (TZ)。可以发现,当功率从 1800 W 增加至 2700 W 时,成分过渡区的尺寸均不同,经测量,其宽度由 1800 W 时的 1350 μm 呈线性增加到 2700 W 时的 1500 μm 。在过渡区内,距离熔合线 180~200 μm 的范围内为成分突变区域,Al、V、Cr 元素的质量分数发生显著变化。例如:在 2400 W 激光熔覆工艺条件下,在 0~300 μm 范围内,Al 元素的质量分数迅速降低至 2.78%,V、Cr 元素的质量分数迅速增加至 19.43% 和 7.67%;而后 Al、V、Cr 元素含量缓慢变化,在距离熔合线约 1750 μm 处获得了满足目标成分的 Ti40 合金熔覆层。

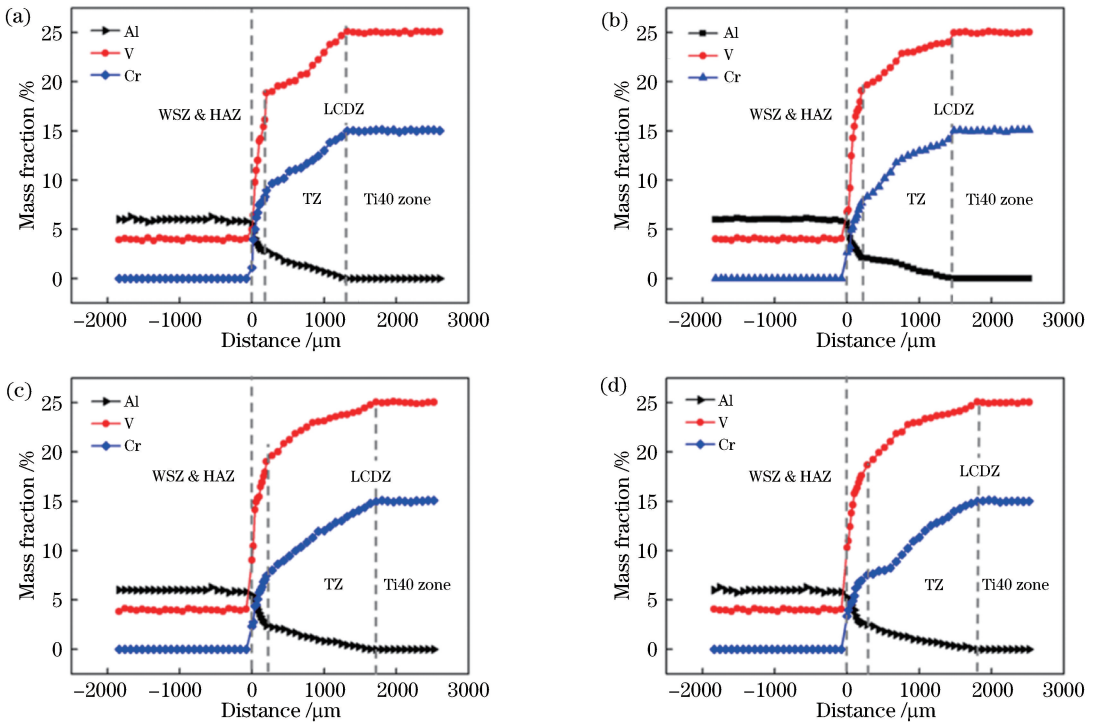


图 2 不同激光功率下激光熔覆试样成分演变。(a) 1800 W;(b) 2100 W;(c) 2400 W;(d) 2700 W

Fig. 2 Composition evolution trends of laser cladding sample under different laser powers.

(a) 1800 W; (b) 2100 W; (c) 2400 W; (d) 2700 W

此外,成分突变区域内的 Al、V、Cr 元素含量变化趋势也受激光功率的显著影响,激光功率越高,Al、V、Cr 元素含量变化趋势越缓慢。以 Cr 元素为例,1800 W 功率下的斜率最大,成分过渡突变程度最大,2100 W 次之,2700 W 功率下的过渡斜率最小。

3.3 不同激光功率下熔覆试样的显微硬度分布

图 3 为 1800~2700 W 激光功率下获得的熔覆试样各区域显微硬度分布图。如图 3 所示,各熔覆试样的显微硬度分布均包含 4 个典型区域,基体区的平均硬度约为 310 HV,过渡至热影响区后,4 种功率下的平均显微硬度均显著上升至 350~355 HV;经过熔覆界面进入激光熔覆区后,显微硬度先在距离熔合线 0~300 μm 的范围内急剧降低至 275~280 HV,而后随着熔覆层高度的增加,显微硬度在成分过渡区内逐渐增大,并在进入纯 Ti40 区域后趋于稳定至约 335 HV,此后基本保持恒定。不同激光功率条件下的硬度分布规律一致,但硬度变化幅度略有不同。在 1800 W 功率下,成分过渡区的尺寸最小,该功率对应的显微硬度过渡区的尺寸亦最小,并且显微硬度最先到达稳定值,稳定值保持在 335 HV。在 1800~

2700 W 激光功率下,显微硬度过渡区的尺寸与成分过渡区基本一致。

4 分析及讨论

4.1 冶金质量分析

在本研究所采用的工艺条件下(激光功率从 1800 W 增加至 2700 W)均获得了冶金质量良好、成分过渡均匀的熔覆试样。其主要原因在于:在激光表面熔覆过程中,基体金属与熔覆材料能否均匀混合和再合金化主要取决于激光熔池内的温度场分布及对流行为^[17],而基体材料与熔覆材料的热物性参数及黏度系数越接近,熔体性质就越相似,越有利于二者在激光熔池内的均匀化。本研究中所使用的 TC4 基板及 Ti40 原材料粉末均为钛合金材料,采用 Jmatpro 热力学分析软件计算发现,二者作为同种合金,具有极为相近的热物性参数(比热容、热导率、密度相差均小于 10%),且黏度系数相差较小(1800 °C 下 TC4 钛合金的黏度系数为 2.35 mPa·s,而 Ti40 钛合金的黏度系数为 2.8 mPa·s),因而,激光熔池内易于实现充分对流,实现两种合金在激光熔池内的充分混合和再合金化,获得冶金质量良好、成分过渡均匀的熔覆试样。

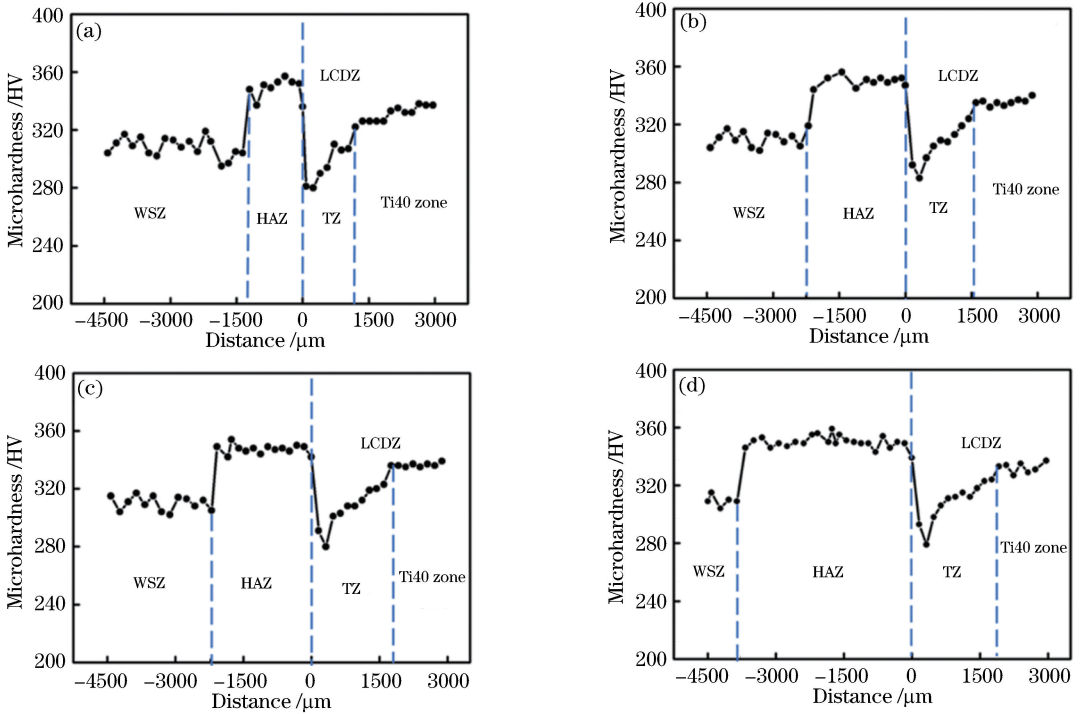


图 3 不同激光功率下激光熔覆试样显微硬度演化。(a) 1800 W; (b) 2100 W; (c) 2400 W; (d) 2700 W
 Fig. 3 Microhardness evolutions of laser cladding sample under different laser powers.
 (a) 1800 W; (b) 2100 W; (c) 2400 W; (d) 2700 W

4.2 成分演化规律分析

激光熔覆过程中,在激光束作用下基体熔化产生熔池,同时熔化的基体对熔池具有稀释作用,使得在熔覆前期出现 TC4 与 Ti40 的混合成分。激光功率的改变会显著影响基体与熔覆层间过渡区的元素混合比例,进而影响过渡区成分。为探索不同激光功率下熔覆层形貌及成分演化规律,首先对 1800~2700 W 激光功率下的熔覆层高度 (H) 及重熔区深度 (h) 进行测量,测量方法如下:采用表 1 所示的工艺参数在 TC4 锻件表面进行单道单层激光熔覆 Ti40 钛合金粉末,将获得的熔覆试样沿垂直扫描方向(横截面)切开,获得单道单层熔覆界面,从而测量得到熔覆层高度以及重熔区深度。熔覆层高度以及重熔区深度的标注方法如图 4 所示。1800~2700 W 激光功率下单道单层熔覆的熔覆层高度 (H)、

熔覆层宽度 (W)、重熔区深度 (h) 的测量结果如表 3 所示。

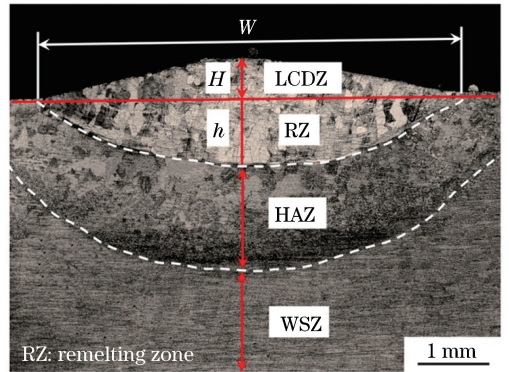


图 4 TC4 表面单道单层激光熔覆 Ti40 钛合金各典型区域的形貌及标注方法

Fig. 4 Typical morphology and labeling method for different zones of LCD Ti40 on TC4 substrate

表 3 激光功率为 1800~2700 W 时单道单层激光熔池的熔覆层高度及宽度、重熔区深度、稀释率和首层理论高度

Table 3 Height and width of LCDZ, depth of RZ, dilution rate and theoretical height of first layer in single layer laser molten pool with laser power of 1800-2700 W

Laser power /W	$H / \mu\text{m}$	$h / \mu\text{m}$	$W / \mu\text{m}$	$\eta / \%$	$H_1 / \mu\text{m}$
1800	401	416	4994	50.92	294
2100	438	627	5004	58.87	298
2400	453	795	5100	63.71	309
2700	489	942	5130	65.82	351

在激光熔覆过程中,光源发出的激光束打在基体表面形成熔池,粉末经过载粉气流加速后可获得一定的初速度,并以此初速度进入熔池内部。Wang等^[18]认为熔覆层的高度可由激光吸收率(β)、激光功率(P)、初始温度(T_0)、扫描速度(v)和熔覆层材料的热物理性质综合确定,并建立了关于基体、粉末吸收率之间的定量关联。基于此,本研究建立了激光熔覆中熔覆层高度 H 、重熔区深度 h 、激光功率 P 及熔覆材料各项热物性参数之间的简化模型,旨在明确激光熔覆过程中激光功率-稀释率-过渡区成分间的相互关联及其内在机理,为合理调控熔覆层质量提供参考。

在激光熔覆过程中,熔池输入的总能量(Q_i)为熔覆层吸收能量(Q_c)与基体吸收能量(Q_s)之和:

$$Q_i = Q_c + Q_s. \quad (1)$$

定义基体对激光的吸收率为 β ,则 β 的表达式为^[19]

$$\beta = 0.365 \sqrt{\frac{\gamma}{\lambda}} - 0.0067 \frac{\gamma}{\lambda} + 0.006 \left(\frac{\gamma}{\lambda} \right)^{\frac{3}{2}}, \quad (2)$$

式中: γ 为基体的电阻率,单位为 $\Omega \cdot \text{m}^{-1}$; λ 为激光器波长,单位为 nm 。

假设整个熔覆层与重熔部分的内部温度均匀,且等于材料的熔点,则有

$$Q_i = P\beta, \quad (3)$$

$$Q_c = V_c \rho_c C_c (T_{m-c} - T_i), \quad (4)$$

$$Q_s = V_s \rho_s C_s (T_{m-s} - T_i), \quad (5)$$

式中: P 为激光功率; V_c 和 V_s 分别为熔覆层体积和重熔区体积; ρ_c 和 ρ_s 分别为熔覆材料密度和基体材料密度; C_c 和 C_s 分别为熔覆材料的比热容与基体材料的比热容; T_{m-c} 和 T_{m-s} 分别为熔覆材料和基体材料的熔点; T_i 为基体的初始温度。熔覆层体积与重熔区体积可表示为

$$V_c = vWH, \quad (6)$$

$$V_s = vWh, \quad (7)$$

式中: v 为扫描速度; W 为熔覆层宽度。

联立(1)~(7)式,可得:

$$P\beta = vWH\rho_c C_c (T_{m-c} - T_i) + vWh\rho_s C_s (T_{m-s} - T_i). \quad (8)$$

因此,由(8)式可得重熔区深度 h 为

$$h = \frac{P\beta - vWH\rho_c C_c (T_{m-c} - 25)}{vW\rho_s C_s (T_{m-s} - 20)}. \quad (9)$$

由于本研究所采用的熔覆材料为 Ti40,基体材料为 TC4,基体初始温度为 25°C ,将 TC4 基体与 Ti40 熔覆层的各项热物性参数(表 4)以及表 3 所示

的熔覆层宽度与熔覆层高度代入(9)式,可得在 1800,2100,2400,2700 W 激光功率下的重熔区深度(h)依次为 519,636,755,864 μm 。将理论计算值与实测值进行对比,结果如图 5 所示。可以发现,尽管模型建立过程中的大量简化导致理论计算的重熔区深度与实测值存在一定偏差,但是二者的演化规律完全一致,且平均相对误差 $< 10\%$ 。基于以上分析可以建立激光功率与重熔区深度 h 的关系,进而与稀释率 η 的关系,从而分析激光功率对重熔区深度的影响,进而分析对稀释率的影响。

表 4 25°C 下 TC4 与 Ti40 钛合金的热物性参数^[20]

Table 4 Thermophysical properties of TC4 and Ti40 titanium alloys at 25°C ^[20]

Parameter	Value
$\gamma / (\Omega \cdot \text{m})$	1.10
λ / nm	1064
$v / (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	10
$\rho_s / (\text{g} \cdot \text{mm}^{-3})$	0.00421
$\rho_c / (\text{g} \cdot \text{mm}^{-3})$	0.00542
$T_{m-s} / ^\circ\text{C}$	1660
$T_{m-c} / ^\circ\text{C}$	1510
$C_s / (\text{J} \cdot \text{g} \cdot \text{K}^{-1})$	0.546
$C_c / (\text{J} \cdot \text{g} \cdot \text{K}^{-1})$	0.512

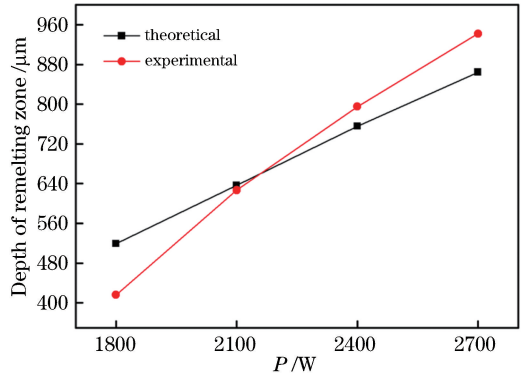


图 5 重熔区深度实测值与理论计算结果的对比
Fig. 5 Comparison of measured and calculated depths of remelting zone

在激光熔覆过程中,稀释率(η)是影响熔覆试样成分过渡区内的成分、显微组织及硬度分布的重要参量,反映了激光熔覆过程中熔池对基体或已熔覆区域的再熔化程度^[21]。稀释率的计算公式为

$$\eta = \frac{h}{H+h} \times 100\%. \quad (10)$$

可以发现,稀释率的大小仅与熔覆层高度(H)及重熔区深度(h)有关。

单道多层熔覆过程中的稀释率 η 与单道多层熔覆时保持一致,因此在每一层熔覆结束后,当前熔覆

层便作为新熔覆层的基体,因此单道多层熔覆过程中各层元素的质量分数可表示为^[22]

$$X_n = \eta X_{n-1} + (1 - \eta) X_P, \quad (11)$$

式中: X_n 为第 n 层元素的质量分数; X_{n-1} 为第 $n-1$ 层元素的质量分数; X_P 为粉末元素的质量分数。迭代方程可转换为非线性方程的解,即

$$X_n = \eta^n X_0 + (1 - \eta^n) X_P, \quad (12)$$

式中: X_0 为基体元素的质量分数。

考虑到激光单道多层熔覆过程中重熔区的存在,根据实际熔覆层总高度及 Z 轴抬升量可以获得实际熔覆过程中的单道熔覆层高度 H_1 (表3),因此根据(12)式可得到 $n=1$ 时,即在熔覆首层 H_1 高度范围内Al、V、Cr元素的质量分数,即

$$X_{Al} = 6\% \eta, \quad (13)$$

$$X_V = 4\% \eta + 25\% (1 - \eta), \quad (14)$$

$$X_{Cr} = 15\% (1 - \eta), \quad (15)$$

式中: X_{Al} 、 X_V 、 X_{Cr} 分别为第一层熔覆层中Al、V、Cr元素的质量分数。

由表3所示的单道单层熔覆层高度(H)及重熔区深度(h),可计算得出1800~2700 W激光功率下的稀释率(η)为50.92%~69.82%。将表3中不同功率下的稀释率代入(13)~(15)式,可获得不同功率下熔覆第一层时的成分理论值。将计算结果与成分实测结果进行对比,结果如图6所示。可以发现,在熔覆第一层的成分突变区内,理论计算的成分过渡程度随激光功率的增大而逐渐减缓,与3.2节的成分分析结果相吻合,表明不同激光熔覆沉积工艺条件下稀释率的分析 and 计算能够显著影响成分突变区合金元素的分布特征。

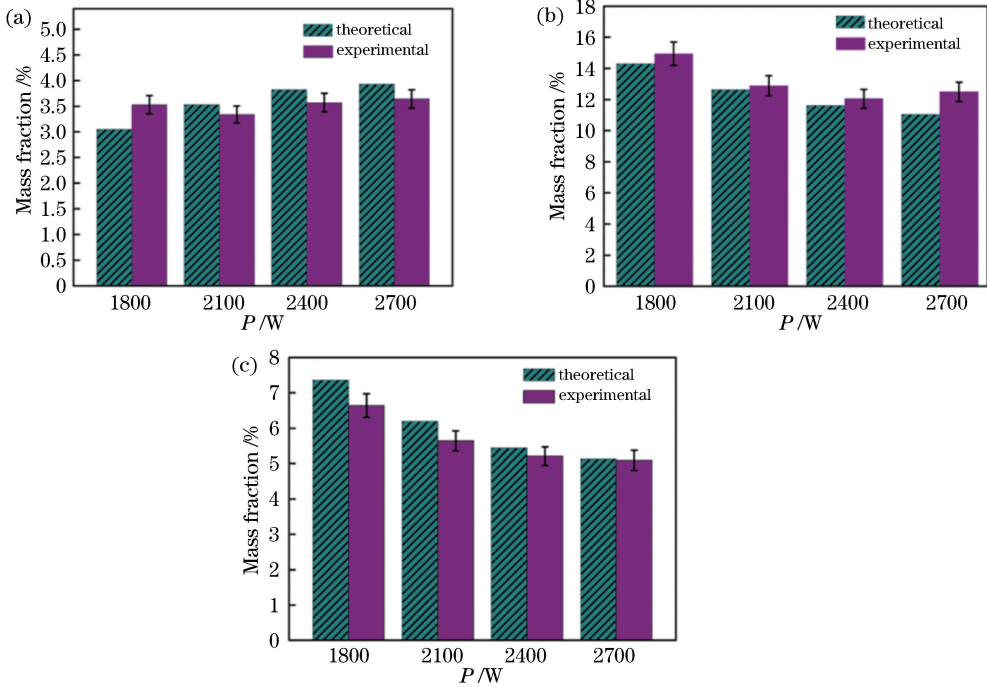


图6 激光多层熔覆的首层成分理论计算结果与实测数据对比。(a) Al元素;(b) V元素;(c) Cr元素

Fig. 6 Comparison of theoretical and experimental contents of first layer in LCD.

(a) Al element; (b) V element; (c) Cr element

4.3 显微硬度演化分析

从图3中各区域显微硬度分布可以看出,从热影响区经过熔覆界面过渡至熔覆区域的过程中,显微硬度显著降低,原因在于:基体区为典型的 $\alpha+\beta$ 两相组织(TC4合金),过渡至熔覆区后,由于Al含量显著降低,而V、Cr含量显著升高,形成单相 β 组织(此时合金成分为单相 β 合金),从而实现了由 $\alpha+\beta$ 两相合金直接向单相 β 合金的过渡,因此显微硬度在熔覆界面发生了“突降”。Mo当量计算公式^[23]为

$$K_\beta = \frac{C_{Nb}}{3.6} + \frac{C_{Ta}}{4.5} + \frac{C_W}{2} + \frac{C_{Cr}}{0.63} + \frac{C_{Mn}}{0.65} + \frac{C_V}{1.5} + \frac{C_{Fe}}{0.35} + \frac{C_{Ni}}{0.8}, \quad (16)$$

式中: K_β 为熔覆层中元素的 β 稳定系数,即实际Mo当量; C_{Nb} 、 C_{Ta} 、 C_W 、 C_{Cr} 、 C_{Mn} 、 C_V 、 C_{Fe} 、 C_{Ni} 为过渡区中各 β 稳定元素的质量分数。

根据Mo当量公式可计算得出1800~2700 W功率下的首个熔覆层中实际的Mo当量分别为

18.59、27.33、28.09、27.68。对比 β 稳定元素 V、Cr 稳定时的临界浓度,可以发现熔覆第一层时,各功率下的 β 稳定元素 Mo 当量均已超过其临界浓度,从而使得熔覆区合金组织完全转变为单相 β 合金,因而引起熔覆界面处成分和显微硬度数值突变。值得说明的是,在 TC4 表面激光熔覆沉积阻燃钛合金 Ti40 时,由 $\alpha+\beta$ 两相合金直接转变为单相 β 合金是一种较为理想的过渡方式,避免了先转变为更高硬度的 $\alpha+\beta$ 两相合金,再转变为单相 β 合金时更高硬度梯度的出现。

5 结 论

本研究采用激光熔覆沉积技术在 TC4 表面以单道多层的方式熔覆沉积 Ti40 阻燃钛合金熔覆层,对不同激光功率下的熔覆试样各区域的显微组织、成分及显微硬度进行分析,并建立了各激光功率下的稀释率及过渡区成分预测方法,得出如下结论:

1) 在 TC4 表面采用激光熔覆沉积 Ti40 阻燃钛合金得到的熔覆试样可分为 3 个典型区域,且在 4 种功率下均能获得冶金质量良好的熔覆试样。激光功率从 1800 W 增加至 2700 W 时,各熔覆试样热影响区深度和熔覆层高度均增加,熔覆层晶粒由类等轴晶逐渐转变为粗大的柱状晶;成分过渡区尺寸持续增大,Al、V、Cr 突变区域的尺寸均由 300 μm 增大至 350 μm 。

2) 热影响区显微硬度均稳定在约 350 HV, Ti40 熔覆区的显微硬度均稳定在约 335 HV。在熔覆界面处,4 种功率下均出现显微硬度值突降。结合 Mo 当量计算可知, $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ 的直接转变导致显微硬度在熔覆界面处突降。

3) 建立了简单的数学模型。当激光功率由 1800 W 提高至 2700 W 时,稀释率随着激光功率的增大而逐渐增大,但增幅逐渐减缓。重熔区深度随着激光功率增大而逐渐减小,表明通过控制激光功率可有效调控过渡区成分突变的程度。采用此模型,可在实际熔覆过程中通过直接测量熔覆区的宽度和高度快速了解激光功率对重熔区深度的影响,从而显著提高测量效率。

参 考 文 献

[1] Lin X, Huang W D. Laser additive manufacturing of high-performance metal components [J]. Scientia Sinica Informationis, 2015, 45(9): 1111.
[2] Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and

challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(12): 3204-3209.

王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3209.

- [3] Crossley F J H. Aircraft applications of titanium: a review of the past and potential for the future[J]. Journal of Aircraft, 1981, 18(12): 993-1002.
- [4] Adesina O S, Mthisi A, Popoola A P I. The effect of laser based synthesized Ti-Co coating on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy[J]. Procedia Manufacturing, 2017, 7: 46-52.
- [5] Zhao Z, Chen J, Lu X F, *et al.* Formation mechanism of the α variant and its influence on the tensile properties of laser solid formed Ti-6Al-4V titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 691: 16-24.
- [6] Mi G B, Huang X, Cao J X, *et al.* Theoretical research on oxide film fracture behavior during titanium particle ignition[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 25-31.
弭光宝, 黄旭, 曹京霞, 等. 钛颗粒着火过程氧化膜破裂行为的理论研究[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 25-31.
- [7] Zhao Y Q, Zhu K Y, Qu H L, *et al.* Microstructures of a burn resistant highly stabilized β -titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 282(1/2): 153-157.
- [8] Cao J X, Huang X, Mi G B, *et al.* Research progress on application technique of Ti-V-Cr burn resistant titanium alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 92-97.
曹京霞, 黄旭, 弭光宝, 等. Ti-V-Cr 系阻燃钛合金应用研究进展[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 92-97.
- [9] Zhang F Y, Qiu Y, Mei M, *et al.* Burn-resistant property of laser solid forming Ti-25V-15Cr alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(6): 1771-1778.
张凤英, 邱莹, 梅敏, 等. 激光立体成形 Ti-25V-15Cr 合金的阻燃性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(6): 1771-1778.
- [10] Weng F, Chen C Z, Yu H J. Research status of laser cladding on titanium and its alloys: a review [J]. Materials & Design, 2014, 58: 412-425.
- [11] Mahamood R M. Laser metal deposition of metals and alloys [M] // Manchester B D. Laser metal deposition process of metals, alloys, and composite materials. Switzerland, Cham: Springer, 2017: 93-118.

- [12] Wu P, Jiang E Y, Zhou C C, *et al.* Microstructure and properties of Ni/WC composite coating prepared by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2003, 30(4): 357-360.
吴萍, 姜恩永, 周昌炽, 等. 激光熔覆 Ni/WC 复合涂层的组织和性能 [J]. 中国激光, 2003, 30(4): 357-360.
- [13] Wu X, Sharman R, Mei J, *et al.* Microstructure and properties of a laser fabricated burn-resistant Ti alloy [J]. Materials & Design, 2004, 25(2): 103-109.
- [14] Li B, Ding R D, Shen Y F, *et al.* Preparation of Ti-Cr and Ti-Cu flame-retardant coatings on Ti-6Al-4V using a high-energy mechanical alloying method: a preliminary research [J]. Materials & Design, 2012, 35: 25-36.
- [15] Yang X K. Study on microstructure and burn-resistant properties of Ti-25V-15Cr alloy by laser solid forming [D]. Xi'an: Chang'an University, 2016.
杨雪坤. 激光立体成形 Ti-25V-15Cr 合金的组织和阻燃性能研究 [D]. 西安: 长安大学, 2016.
- [16] Sun Y W, Hao M Z. Statistical analysis and optimization of process parameters in Ti6Al4V laser cladding using Nd:YAG laser [J]. Optics and Lasers in Engineering, 2012, 50(7): 985-995.
- [17] Guan Z Z. Handbook of laser processing technology [M]. Beijing: China Metrology Press, 2007.
关振中. 激光加工工艺手册 [M]. 北京: 中国计量出版社, 2007.
- [18] Wang D Z, Hu Q W, Zheng Y L, *et al.* Study on deposition rate and laser energy efficiency of laser-induction hybrid cladding [J]. Optics & Laser Technology, 2016, 77: 16-22.
- [19] Mikael Abramovic B. Infrared radiation: a handbook for applications, with a collection of reference tables [M]. New York, NY: Plenum, 1968: 636.
- [20] Tan Z, Guo G W. Thermophysical properties of engineering alloys [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1994: 21-46.
谭真, 郭广文. 工程合金热物性 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1994: 21-46.
- [21] Pan H, Zhao J F, Liu Y L, *et al.* Controllability research on dilution ratio of nickel-based superalloy by laser cladding repair [J]. Chinese Journal of Lasers, 2013, 40(4): 0403007.
潘浒, 赵剑峰, 刘云雷, 等. 激光熔覆修复镍基高温合金稀释率的可控性研究 [J]. 中国激光, 2013, 40(4): 0403007.
- [22] Liu Y, Liang C P, Liu W S, *et al.* Dilution of Al and V through laser powder deposition enables a continuously compositionally Ti/Ti6Al4V graded structure [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 763: 376-383.
- [23] Zhang B C. Nonferrous metals and their heat treatment [M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 1993.
张宝昌. 有色金属及其热处理 [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1993.