

激光熔覆 Ti60 合金的工艺参数优化及组织性能研究

舒宗富¹, 黄春平^{1,2*}, 张耀祖¹, 刘丰刚^{1**}¹南昌航空大学无损检测技术教育部重点实验室, 江西 南昌 330063;²中国航空研究院研究生院, 江苏 扬州 225003

摘要 主要研究了激光熔覆 Ti60 合金的工艺参数对成形质量的影响, 以及微观组织特征和拉伸性能。结果表明, 激光熔覆 Ti60 合金试样的底部和顶部区域为 β 等轴晶粒, 中部区域为 β 柱状晶, 且尺寸随着激光功率的增加而增大。显微组织主要由板条 α 相和板间 β 相构成, 且板条 α 相中有大量白色析出相产生, 随着激光功率的增加, 显微组织由网篮组织转变为魏氏组织。块体试样的显微硬度分布较为均匀, 其硬度值在 420~440 HV 范围内波动。激光熔覆 Ti60 合金的室温抗拉强度为 1128 MPa, 断后延伸率和断面收缩率分别为 8.8% 和 14.4%。当温度为 300 °C 和 600 °C 时, 抗拉强度分别为 932 MPa 和 739 MPa, 在 600 °C 时, 断后延伸率和断面收缩率分别为 11.7% 和 18.2%。激光熔覆 Ti60 合金试样在室温下的断裂方式为准解理断裂, 高温下其断裂方式为韧性断裂。

关键词 激光技术; Ti60 高温钛合金; 激光熔覆; 工艺参数优化; 微观组织; 拉伸性能

中图分类号 TG146

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231003

1 引言

钛合金因其强度高、密度低和耐腐蚀等特点而被广泛应用于航空航天领域。常规钛合金如 TC4 主要用于发动机风扇、叶片、机盘等复杂结构件的制造, 但是其热稳定性不足, 在高温高压这种特殊的环境下很难长时服役, 这影响到飞机的安全性。为了解决该问题, 研究者研制了高温钛合金, 它解决了钛合金在高温环境下无法长时服役的问题^[1-3]。Ti60 是具有良好高温性能的近 α 钛合金, 高温下具有较高的热稳定性和良好的抗氧化性^[4], 它是航空发动机压气机叶片和整体叶盘的重要候选材料之一。但是采用传统加工工艺对高温钛合金进行加工, 具有成形较为复杂、材料利用率低、成本高等缺点。所以急需一种新的成形技术, 以实现高温钛合金和类似高熔点难成形合金的近净成形。

激光熔覆技术采用高能量密度的激光熔化预置在基体表面的粉末, 粉末在激光聚焦中心的熔池中快速熔化并冷却凝固, 从而得到具有预期性能的熔覆层^[5-6]。与基体材料相比, 熔覆层硬度、耐磨性等有一定的提升。另外, 可以根据不同粉末材料的性能, 制备具有特定性能的熔覆层, 从而达到表面熔覆^[7]或激光修复^[8]的目的, 甚至可实现近净成形增材制造^[9]。由于激光熔覆的优点, 该技术在航空航天领域的应用中独树一帜, 特别是复杂结构件的组合制造^[10-12]。

在激光熔覆钛合金方面, Sun 等^[13-14]研究了工艺参数对激光熔覆 TC4 钛合金的影响, 并通过分析激光熔覆模型, 得出最优的激光熔覆工艺参数。Wang 等^[5]研究了激光微熔覆 TC4 零件的组织结构和力学性能, 采用优化参数得到了尺寸较小的熔池和较快的熔池金属冷却速度, 制造的零部件完全致密。张哲辉^[15]使用半导体激光器在 TC4 表面激光熔覆 Ti40 粉末, 制备了阻燃钛合金, 获得了与基体冶金结合且内部质量优良的 Ti40 阻燃熔覆层。Tan 等^[16]研究发现, 激光立体成形 (LSF) 制造的 Ti-35V-15Cr 块状样品的微观结构主要由外延柱状树突状晶粒组成, 而沉积的薄壁样品的微观结构主要由近等轴晶粒和亚晶粒组成。然而, 关于激光熔覆 Ti60 高温钛合金的研究较少。蒋帅^[17]采用激光直接沉积在锻件上熔覆了 Ti60 粉末, 沉积态的显微组织为魏氏组织。Chen 等^[18]采用激光立体成形技术制备了 Ti60 合金试样, 研究发现, 较高的热输入量有利于形成魏氏组织, 从而导致力学性能的降低。

综上所述, 高温钛合金的激光熔覆技术还缺乏系统深入的研究。激光熔覆过程中复杂的热循环导致不同区域的晶粒大小及析出相的形貌和尺寸有所差别, 进而力学性能差异显著。因此, 本文主要研究了成形工艺参数对激光熔覆 Ti60 合金成形质量的影响, 在此基础上对激光熔覆 Ti60 合金的微观组织的演变规律和拉伸性能进行了分析。

收稿日期: 2023-07-11; 修回日期: 2023-08-03; 录用日期: 2023-09-07; 网络首发日期: 2023-09-15

基金项目: 国家自然科学基金 (52165050, 52265053)、无损检测技术教育部重点实验室 (南昌航空大学) 开放基金 (EW202203364)、江西省研究生创新专项资金 (YC2019-S335)

通信作者: *207145@qq.com; **printlfg@163.com

2 实验材料及方法

本实验选用的材料为等离子旋转电极法 (PREP)

制备的粒度为 50~150 μm 的 Ti60 粉末, 实验材料的化学成分如表 1 所示。激光熔覆实验采用 TC4 钛合金为基材, 其尺寸为 120 mm \times 90 mm \times 8 mm。

表 1 TC4 和 Ti60 合金的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical components of TC4 and Ti60 alloys (mass fraction, %)

Alloy	Al	Cr	V	Sn	Zr	Ta	Mo	Nb	Si	Ti
TC4	6.0	-	4.0	-	-	-	-	-	-	Bal.
Ti60	5.6	-	-	3.8	3.2	1.0	0.5	0.4	0.35	Bal.

激光熔覆实验设备为激光熔覆系统, 操作平台为六轴联动的机器人, 设备示意图如 1 所示。

描方式, 每层之间的扫描方向是互相垂直的, 这在一定程度上可以降低相同熔覆层不同区域组织的差异, 同时可以使基材材料的稀释层均匀化, 如图 2 所示。

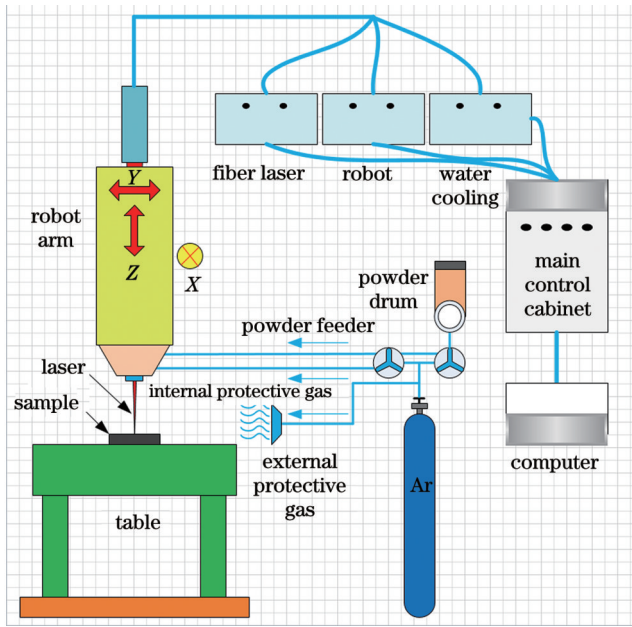


图 1 激光熔覆系统示意图
Fig. 1 Schematic of laser cladding system

实验前, 先用 NaOH 溶液去除试板油污, 然后用酸性溶液去除氧化层。熔覆实验前使用砂纸将 TC4 表面打磨平整, 并用丙酮或者乙醇将其表面清洗干净。为了消除粉末中的水分, 粉末在真空干燥箱中于 120 $^{\circ}\text{C}$ 温度下干燥 8 h。

首先选择不同的工艺参数 (激光功率、扫描速度和送粉量) 在 TC4 基材上进行激光单道工艺实验。根据单道实验结果选用合适的工艺参数在 TC4 表面进行激光熔覆多道多层实验。激光熔覆采用逐层单方向扫

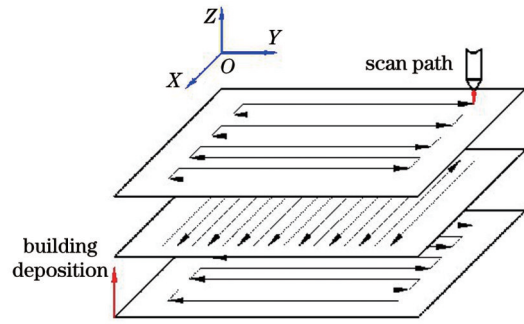


图 2 多层多道熔覆轨迹图
Fig. 2 Schematic of multi-layer and multi-channel cladding path

首先采用电火花线切割方式, 沿熔覆层厚度方向, 将熔覆试样加工成厚度为 5 mm 的片状试样; 然后将其镶嵌成金相试样, 经打磨、抛光后, 采用 Kroll 试剂 (HF、 HNO_3 、 H_2O 的体积比为 1:3:100) 进行刻蚀, 制备成金相观察试样; 最后使用金相显微镜和场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察显微组织, 采用场发射透射电子显微镜 (TEM) 对熔覆试样截面进行析出相分析。

采用维氏显微硬度计对 Ti60 熔覆试样进行维氏硬度测试, 加载载荷为 300 g, 加压时间为 15 s, 测量间距为 0.2 mm。采用电火花线切割方式并利用车床对激光熔覆 Ti60 合金进行加工, 拉伸件的取样位置和制样标准如图 3 所示。在高温拉伸实验机上, 分别进行室温及 300 $^{\circ}\text{C}$ 和 600 $^{\circ}\text{C}$ 高温的拉伸实验, 拉伸速度为 1.0 mm/min, 并对拉伸断口进行观察, 分析断口形貌和断裂方式。

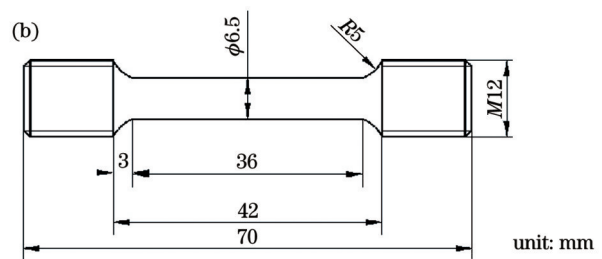
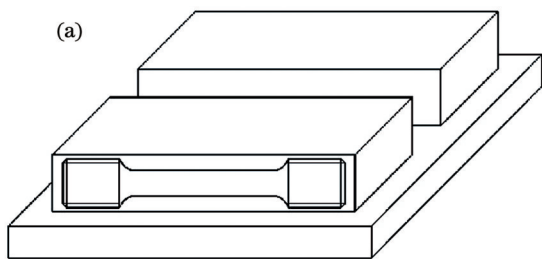


图 3 拉伸取样示意图。(a) 取样位置示意图; (b) 拉伸试样尺寸图
Fig. 3 Schematics of tensile sampling. (a) Schematic of sampling position; (b) drawing of tensile specimen size

3 结果与讨论

3.1 工艺参数对激光熔覆 Ti60 的熔池特征参数的影响

为了研究不同工艺参数对激光熔覆 Ti60 合金成形质量的影响,采用正交实验法,选取激光功率、扫描速度、送粉率作为三个不同因素,选用 L_9 的正交实验表,如表 2 所示。图 4 为激光熔覆 Ti60 合金单道正交实验中表面的宏观形貌和截面的宏观形貌。如图 4(a)~(c) 所示,当激光功率较低时,表面黏粉现象较严重且焊缝不连续,但未出现氧化现象,表面呈明显的金属光泽。这是由于激光功率较低时,熔池能量较低,熔化的粉末较少,粉末利用率低。如图 4(d)~(f) 所示,当功率加大时,表面出现轻微氧化现象,但表面成形良好,熔覆层连续。如图 4(g)~(i) 所示,当功率较大时,表面氧化较为严重。从图 4(g) 可以看出,熔覆道两端熔宽大小不一,其熔宽较小,稀释层深度较浅。这是由于送粉量过大,激光射入熔池的能量被粉末吸收,激光束与基

表 2 激光熔覆单道正交实验参数

Table 2 Single channel orthogonal experimental parameters for laser cladding

Experiment No.	Laser powder /kW	Scanning speed / (m/min)	Rotary speed / (r/min)
1	0.8	0.70	0.6
2	0.8	0.85	0.8
3	0.8	1.0	1.0
4	1.0	0.70	0.8
5	1.0	0.85	1.0
6	1.0	1.0	0.6
7	1.2	0.70	1.0
8	1.2	0.85	0.6
9	1.2	1.0	0.8

体的交互作用受到影响,故基体表面的激光能量降低,这对熔池的形成和粉末的熔化是不利的,可能导致其合金强度较低^[17]。

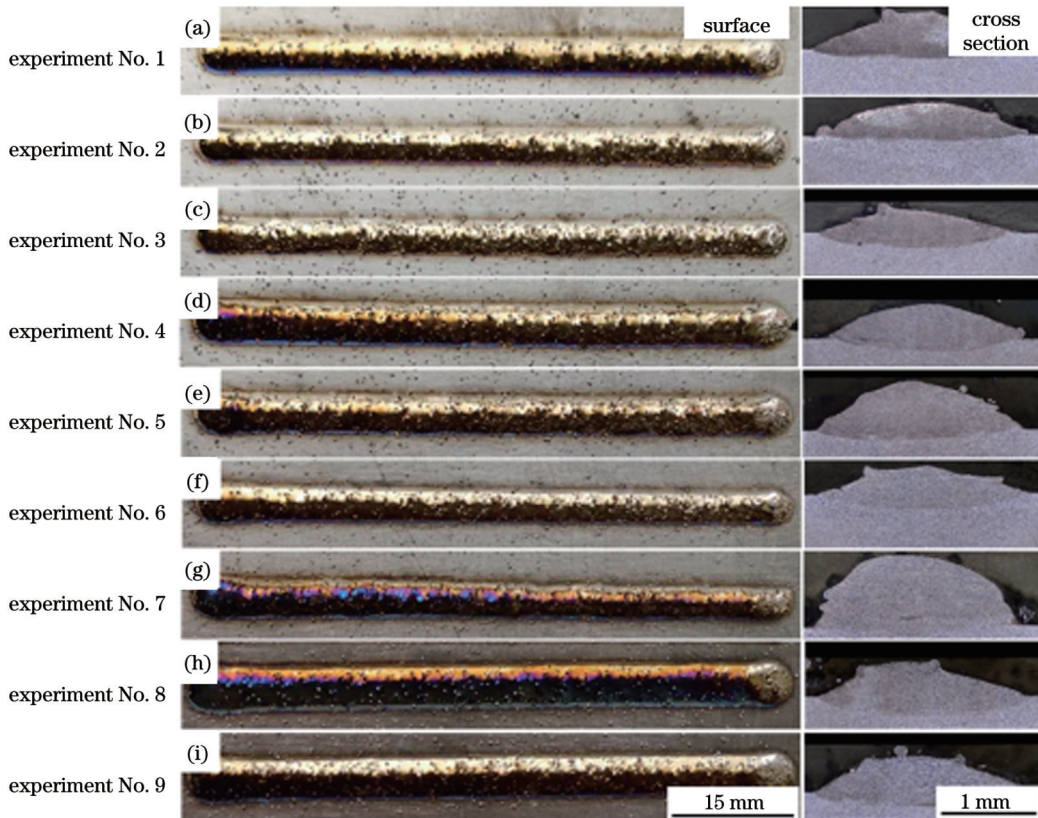


图 4 单道工艺实验中表面和截面的形貌

Fig. 4 Morphologies of surface and cross section in single-pass process experiment

利用图像扫描仪测量熔覆层截面的形貌和尺寸,结果如图 5 所示。对其进行汇总和统计,以确定不同因素对激光熔覆沉积层尺寸的影响程度。可以看出,较大的熔池宽度可有效提升其熔覆效率,提升材料利用率,降低成本。而熔覆层厚度对熔覆层高度方向的沉积的影响较大。单道熔覆的稀释层深度虽然都较

浅,但相对较深的稀释层可有效提升熔覆过程中材料的结合强度。

基于上述激光熔覆 Ti60 合金工艺优化实验的结果,采用控制变量法,在只改变激光熔覆功率的情况下,在 TC4 基板上进行多道多层小尺寸块体激光熔覆工艺实验,研究不同激光功率下熔覆层显微组织的演

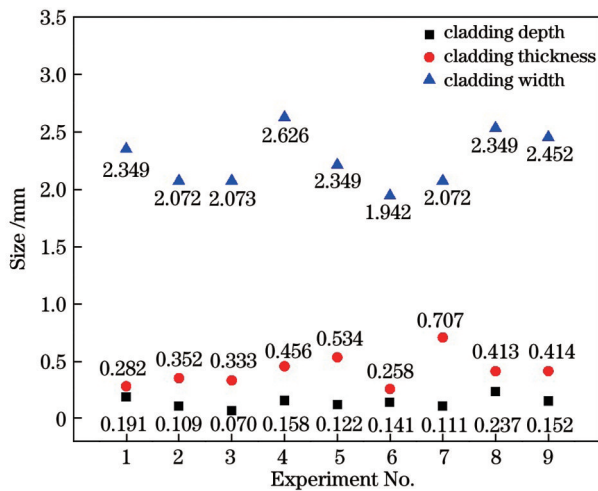


图 5 单道熔覆层截面的尺寸
Fig. 5 Size of single-pass cladding section

变规律。

图 6 为不同激光功率下 Ti60 合金试样不同区域的金相组织。由图 6(a)、(d)、(g)可知,熔覆试样的顶部区域是较薄的一层等轴晶组织,而且随着激光熔覆功率的增大,其晶粒尺寸也逐渐变大。如图 6(b)、(e)、(h)所示,在试样中部区域可以观察到横跨多个熔覆层的沿沉积方向外延生长的原始 β 晶粒,而且功率越大,熔覆层的热输入量增大,其暗带柱状晶粒也越大,晶粒内部的显微组织也越粗大。在激光熔覆 Ti60 过程中,熔覆层熔池底部产生较高的温度梯度,在后续层的熔覆过程中,重新加热导致 α 板条粗化,形成了层带结构^[19]。熔覆层底部区域的组织为等轴晶,如图 6(c)、(f)、(i)所示,其晶粒尺寸和厚度也随着功率的增大而增大。

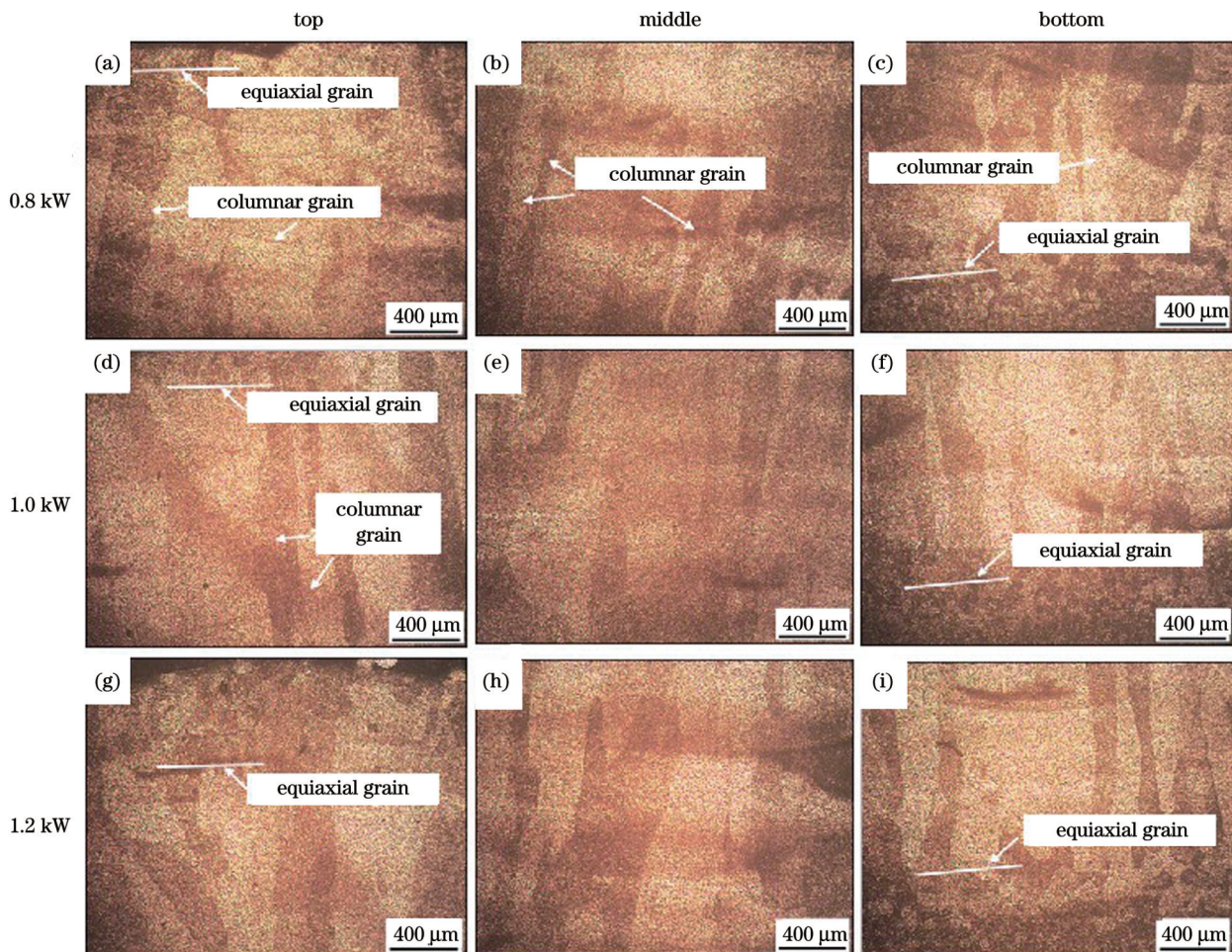


图 6 不同激光功率下熔覆层的金相组织
Fig. 6 Metallographic structures of cladding layer under different laser powers

在激光熔覆前期,基板温度远低于熔池的温度,它们之间的温度梯度较大,热量沿着与温度梯度方向相反的基板方向散失,导致熔池的凝固速率急剧增大^[4]。且随着激光熔覆的进行,熔覆试样温度上升,底部区域的晶粒在热作用下会逐渐长大,最终形成尺寸较大的等轴晶。在激光熔覆中期,由于复杂的热循环与热累

积,基板和熔覆层的温度上升,与熔池之间的温度梯度减小,基板方向的传热速率减慢,熔池的冷却速率减缓,形成了沿熔覆高度方向外延生长的柱状晶。虽然上下两相邻熔覆层的扫描方向的夹角为 90° ,但熔覆过程中的热累积使得沉积方向上的温度梯度较大,柱状晶生长的连续性并没有被打断,且柱状晶的生长方

向仍与沉积方向大致平行,与Z方向的夹角较小,如图6(b)、(e)、(f)所示。在激光熔覆末期,温度梯度降低,热量主要是通过对流和热辐射散失的,晶核沿着平行于基板表面的方向定向生长,因此生成了等轴晶。在目前条件下,在各熔覆层凝固的初始阶段,柱状晶体的生长明显占主导地位,凝固结束时达到柱状晶向等轴晶转变(CET)的条件,熔池顶部形成了等轴晶。

图7所示为不同功率下试样顶部、中部、底部区域的显微组织SEM图。由图7(a)、(c)、(e)可知,顶部和中部区域主要为网篮组织。可以看到 β 柱状晶内部少量平行的针状马氏体 α' ,及大量网篮状板条 α 和板条

间 β 相,无明显晶界。 α 板条的宽度为 $1\sim 4\ \mu\text{m}$, α 板条的长度从十几微米到一百多微米。底部区域为魏氏组织,原始 β 晶界清晰完整,连续的 α 相与 β 相组成完整的晶界,一些板条 α 集束沿原始 β 晶界向晶内生长,原始 β 晶粒内部由大量取向不同且相互交织在一起的 α 板条和板条间 β 组成。

图7(b)、(d)、(f)为功率1.2 kW下的显微组织,相比低功率下形成的网篮组织,高的热输入条件下会形成魏氏组织。图7(b)为顶部区域组织,组织明显粗化。图7(d)、(f)为中部和底部区域组织,可以看到板条 α 的宽度明显变宽,原始 β 晶界清晰完整。

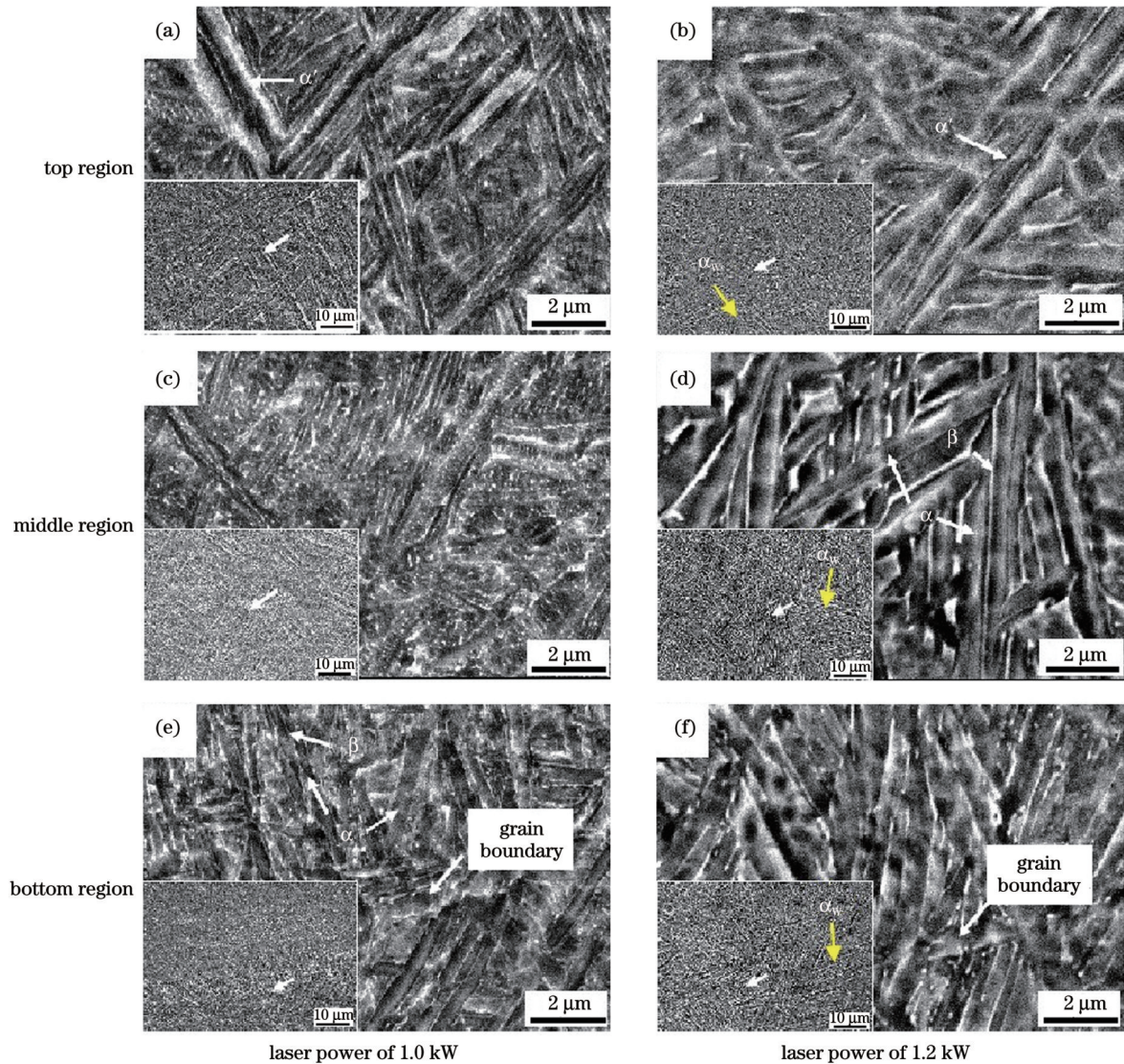


图7 不同激光功率下的显微组织

Fig. 7 Microstructures under different laser powers

在激光熔覆 Ti60 过程中, α 相的成核率和生长速率与局部冷却条件有关^[20]。通常情况下,当从 β 相区域开始冷却时,随着加热温度的升高, α 相的成核率、相变温度和冷却速度都降低。较低的冷却速率导致 β 晶粒边界上形成了较宽的 α 团集束,并且在 β 晶粒内形成了较大的 α 集束区域。相反,当从 β 相区开始快速冷

却时, α 相的成核率较高,导致在 β 晶界上形成了较窄的 α 集束,并且在 β 晶粒内形成的 α 集束结构区域将明显减少。 α 相的成核率很高,导致每个 α 板条都有不同的取向,从而导致 α 板条相互交叉,由此形成了网篮状组织结构。利用较大的输入激光功率制备 Ti60 样品,可能会导致 β 相区内的加热温度更高且冷却速率更

低,因此形成了魏氏组织结构(α_w),如图 7(b)、(d)、(f)左下方插图中箭头所示。

因此,综合考虑激光熔覆的成形质量、熔覆效率和微观组织特征,选取较优工艺参数:激光功率 1.0 kW,扫描速度 0.7 m/min,转盘速度 0.8 r/min。

3.2 激光熔覆 Ti60 合金多道多层试样的微观组织特征

图 8 所示为激光熔覆 Ti60 大尺寸块体的宏观形貌

和截面形貌,可以看出,沉积块表面成形良好,较为平整,无黏粉现象。由图 8(c)可知,Ti60 沉积块的截面呈现规则的“波纹状”层带结构,其高倍放大图如图 8(d)、(e)所示。可以看到,熔池内和层间热影响区的微观组织均为 α 板条,但层间热影响区的 α 板条较层内粗大。这是由于激光熔覆过程中熔覆层逐道搭接、逐层沉积,后续熔覆层会对已凝固的熔覆层有再加热作用,故层间热影响区的 α 板条发生粗化。

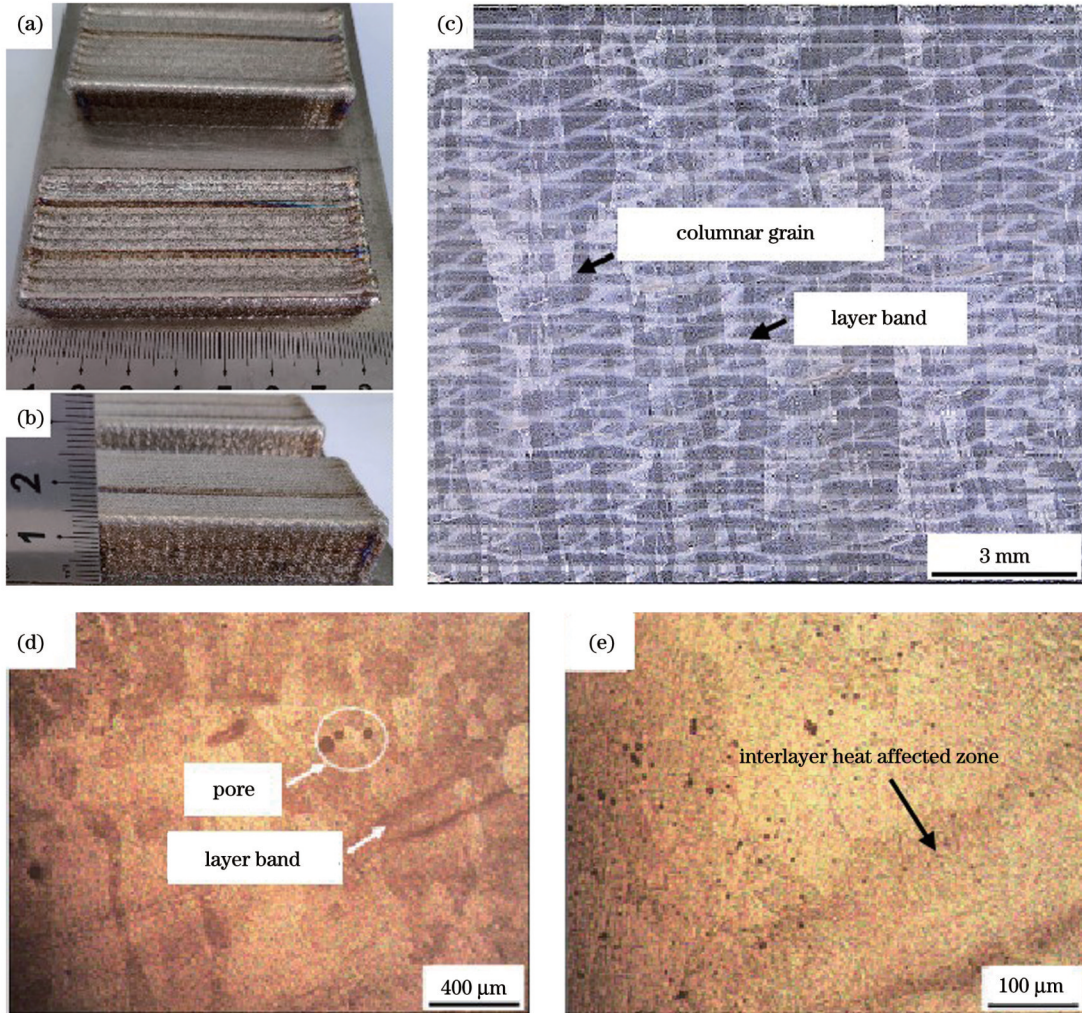


图 8 激光熔覆 Ti60 块体实验结果。(a)(b)表面形貌;(c)宏观截面;(d)层带组织;(e)层间热影响区

Fig. 8 Experimental results of laser cladding Ti60 block. (a)(b) Surface morphologies; (c) macroscopic cross section; (d) layer band structure; (e) interlayer heat affected zone

图 9 为激光熔覆 Ti60 合金块体试样熔覆层不同区域的高倍 SEM 图。可以看出,激光熔覆 Ti60 块体试样主要由网篮状的板条 α 和板条间 β 相构成。在板条 α 上存在形状不一的白色 Ti_5Si_3 相,不同区域的 Ti_5Si_3 相呈现不均匀分布,从底部到顶部 Ti_5Si_3 相的含量逐渐减少,且形状和大小也存在区别, Ti_5Si_3 相的形状以棒状和片状为主。这是由于在激光熔覆 Ti60 合金过程中,顶部和中下部的热循环条件不同,后续热输入对不同区域的回火次数不同,故析出相存在一定的差异。底部区域经历的回火次数

更多,生成的 Ti_5Si_3 相的尺寸和数量都要大于其他区域。

图 10 所示为 TEM 形貌图。可以看出,大量的位错和位错墙与板条 α 相边界纠缠在一起,如图 10(a)所示,这是激光熔覆快速熔化和快速凝固的特性引起的。同时,由于板条 α 相彼此交错平行,在 α 相内部可以观察到大量的堆叠层错,如图 10(b)所示。该结构的产生是由于熔池快速凝固, α 相转变期间的体积减小。在其他钛合金中也可以观察到类似的结构,如密集分布的堆叠层错。

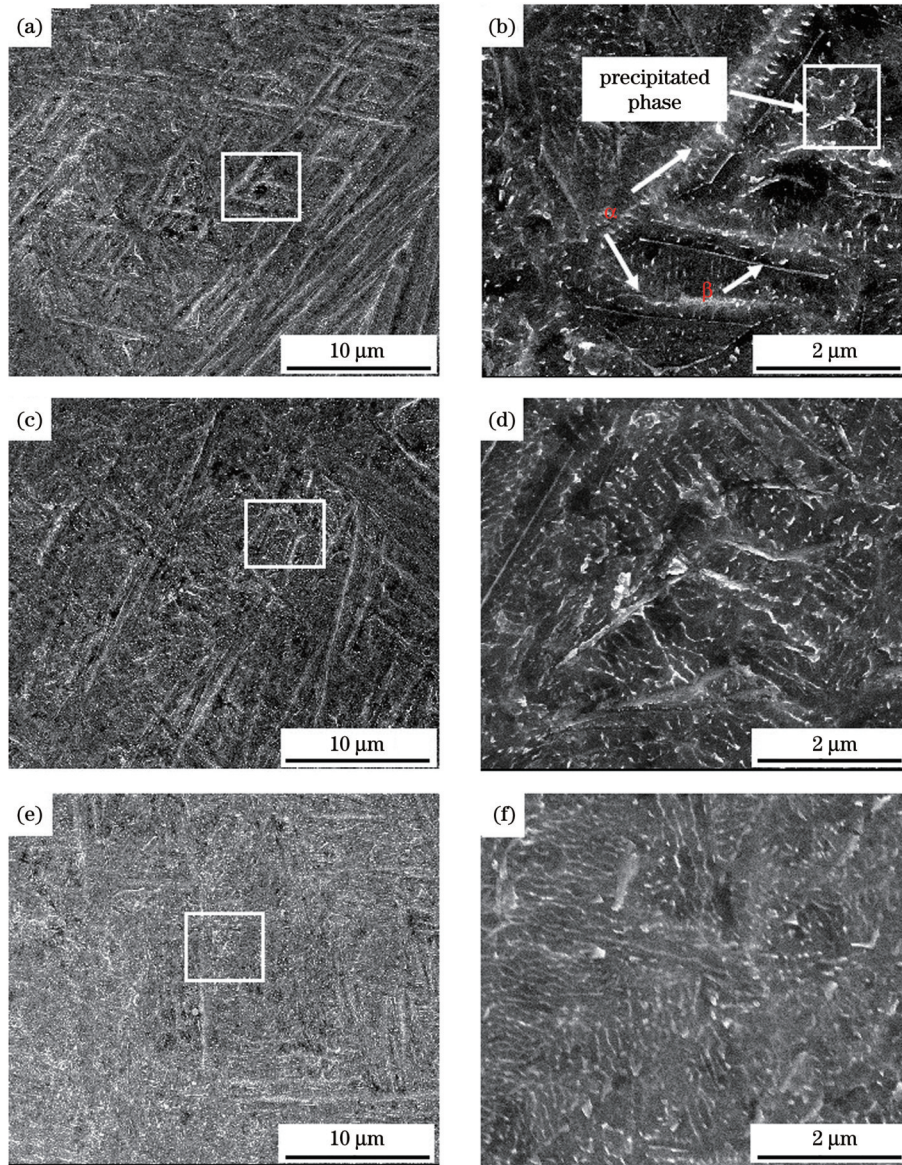


图9 激光熔覆 Ti60 块体沉积试样的高倍图像。(a)顶部区域;(b)图9(a)的局部放大;(c)中部区域;(d)图9(c)的局部放大;(e)底部区域;(f)图9(e)的局部放大

Fig. 9 High magnification images of as-deposited sample of laser clad Ti60 block. (a) Top area; (b) local magnification of Fig. 9(a); (c) central area; (d) local magnification of Fig. 9(c); (e) bottom area; (f) local magnification of Fig. 9(e)

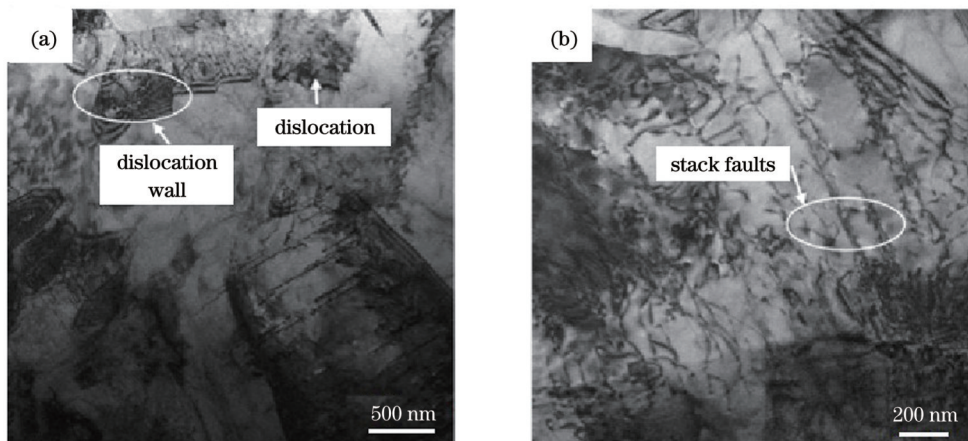


图10 激光熔覆 Ti60 合金的 TEM 图。(a)位错和位错墙;(b)堆叠层错

Fig. 10 TEM images of laser clad Ti60 alloy. (a) Dislocation and dislocation wall; (b) stack faults

3.3 激光熔覆 Ti60 合金多道多层试样的显微硬度和拉伸性能

激光熔覆 Ti60 块体试样的硬度分布如图 11 所示。从激光熔覆 Ti60 合金顶部至底部测试其显微硬度,顶部起始点为零点,结束点在试样底部。可以看出,块体沉积试样各区域的硬度值分布较为均匀,其硬度值在 420~440 HV 范围内波动,底部和中部区域的平均硬度值要稍高于中部区域。

图 12 给出了不同温度下拉伸试样的力学性能。

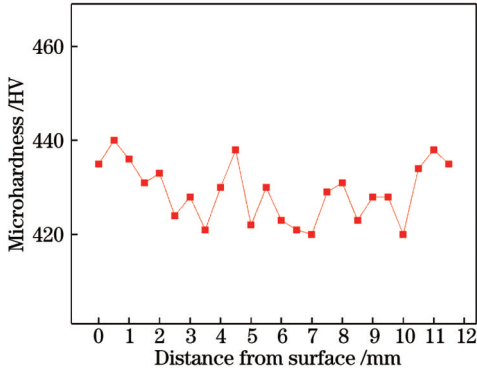
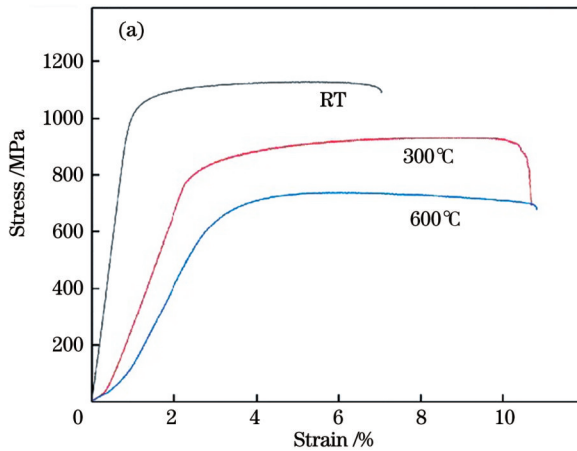


图 11 块体沉积试样的硬度分布

Fig. 11 Hardness distribution of bulk as-deposited sample



可以看出,在室温(RT)下,激光熔覆 Ti60 试样的抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)分别为 1128 MPa 和 1035 MPa,稍高于锻件的强度,但断后延伸率(A)和断面收缩率(Z)低于锻件,分别为 8.8% 和 14.4%。随着拉伸温度的上升,试样强度逐渐降低,在 300 °C 时抗拉强度和屈服强度分别为 932 MPa 和 796 MPa,600 °C 时屈服强度和屈服强度分别为 739 MPa 和 627 MPa,而塑性则有一定的提升,特别是在 600 °C 时,断后延伸率和断面收缩率分别为 11.7% 和 18.2%,其塑性已经超过了锻态试样。

一般来说,Ti60 合金锻态组织是由等轴 α 和片状 β 构成的双态组织,所以 Ti60 锻态合金的综合力学性能较优异。而激光熔覆过程中的热循环复杂,温度梯度较大,Ti60 熔覆试样主要由外延生长的柱状晶组成,显微组织主要是由板条 α 和板间 β 相构成的网篮组织及魏氏组织,强度高但塑性相对较低。所以熔覆试样在室温拉伸过程中力学性能稍高于锻态试样,塑性则要低于锻态试样。而在高温拉伸过程中,较高的温度可以消除沉积试样中的残余应力,导致晶界滑移,晶粒之间和晶粒内部的变形相对容易^[21],所以 Ti60 熔覆试样在温度为 600 °C 时塑性要优于锻态试样。

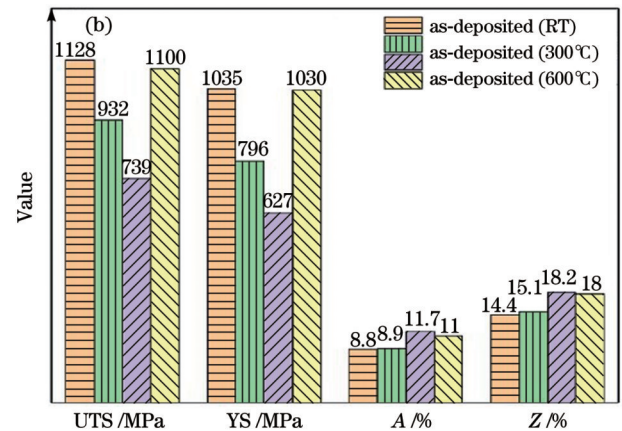


图 12 激光熔覆 Ti60 合金拉伸试样的力学性能。(a)应力-应变曲线;(b)力学性能对比

Fig. 12 Mechanical properties of tensile specimen of laser clad Ti60 alloy. (a) Stress-strain curves; (b) comparison of mechanical properties

图 13 为激光熔覆 Ti60 合金试样的拉伸断后形貌。其中图 13(a)、(d)、(g)为不同温度下拉伸断口的宏观形貌,可以看出,激光熔覆 Ti60 合金试样断口较粗糙,沿晶断裂区域较明显,无明显的放射区,且在断口边缘处出现轻微的颈缩现象,表明这些合金在拉伸过程中都出现了一定的塑性变形。图 13(b)、(c)为室温断口的局部放大图,纤维区由解理面和少量韧窝组成,表现为准解理断裂。解理台阶边缘有细小的撕裂棱,并且有大量的小韧窝,这是沿晶断裂和韧性断裂的混合特征。分析可知,由于激光熔覆复杂的热循环条件,Ti60 合金试样由外延生长的粗大 β 柱状晶组成,容易发生沿晶断裂,且内部显微组织由板条 α 相和板间 β 相构

成,在试样加载过程中,位错滑移及晶粒的变形和晶粒内部的变形受到细长的板条 α 的阻碍,晶界会在应力的作用下出现微裂纹,裂纹沿晶界扩展,形了解理台阶,故呈现出准解理断裂特征。图 13(e)、(f)和图 13(h)、(i)分别为 300 °C 和 600 °C 下拉伸断口的局部放大图,可以看出,试样的断口表面有大量的韧窝,韧窝呈等轴状,大韧窝周围分布着大量的小韧窝,且随着温度的增加,韧窝增大,韧窝附近存在少量的撕裂棱,呈现出韧性断裂特征。这表明激光熔覆 Ti60 合金试样在高温下会出现较明显的缩颈现象,具有较好的塑性。

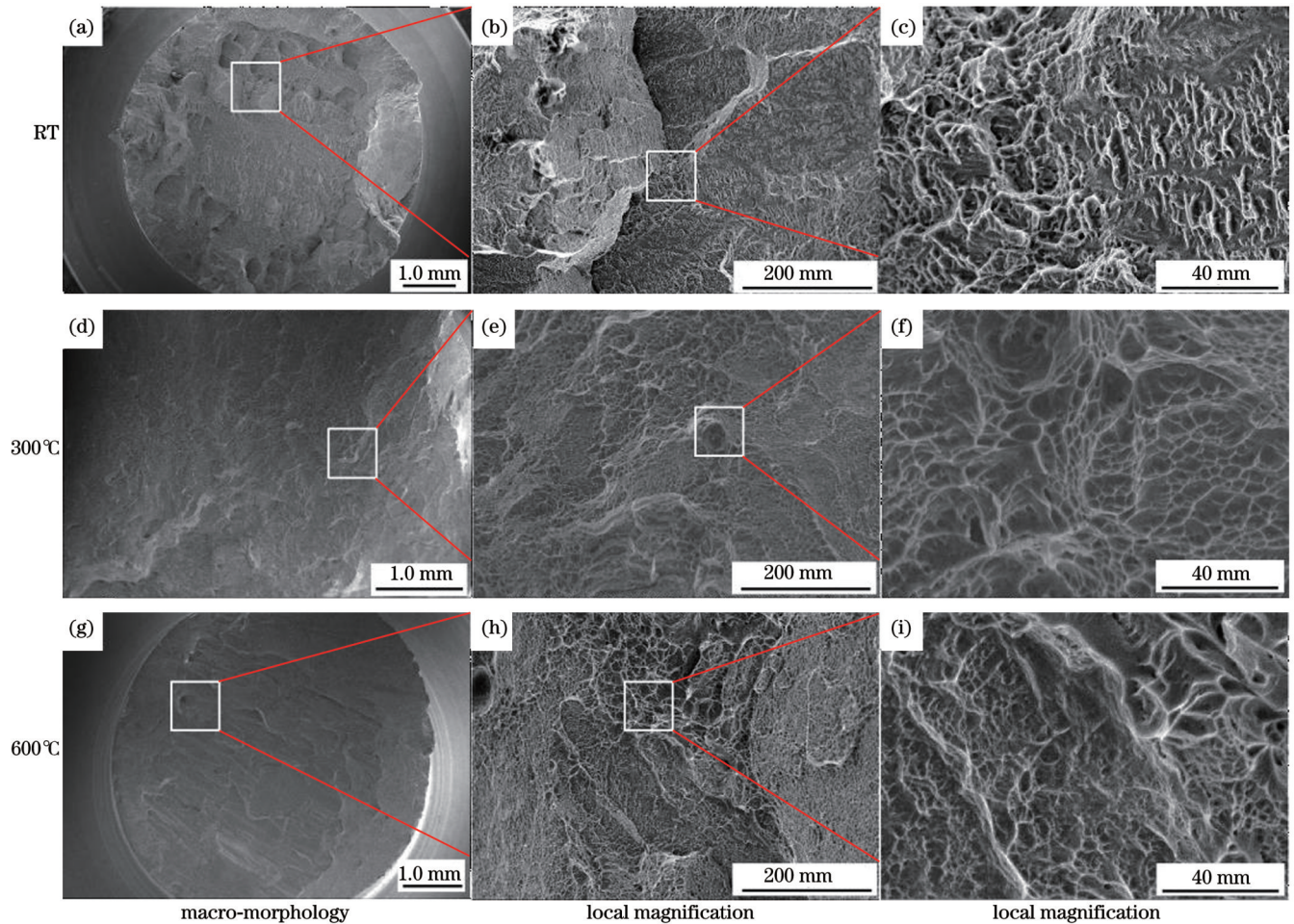


图 13 激光熔覆 Ti60 试样在不同温度下的拉伸断口 SEM 图

Fig. 13 SEM images of tensile fractures of laser clad Ti60 sample at different temperatures

4 结 论

通过单道正交实验并结合不同激光功率下的微观组织特征,获得了激光熔覆 Ti60 合金的优化工艺参数:激光功率 1.0 kW,扫描速度 0.7 m/min,转盘速度 0.8 r/min。激光熔覆 Ti60 合金小尺寸试样底部和顶部区域为 β 等轴晶粒,中部区域为 β 柱状晶,各区域的晶粒尺寸随着激光功率的增加而增大。微观组织主要由板条 α 相和板间 β 相构成,较大的输入激光功率下微观组织为魏氏组织,而较小的输入激光功率下微观组织为网篮组织。

对于激光熔覆 Ti60 大尺寸块状试样,在其板条 α 相中有大量的白色 Ti_5Si_3 相产生,从底部到顶部 Ti_5Si_3 相含量逐渐减少, Ti_5Si_3 相主要为片状和棒状,不同区域的 Ti_5Si_3 相呈现不均匀分布。板条 α 相彼此交错平行,在 α 相内部可以观察到大量的位错和堆叠层错。块体试样的显微硬度分布较为均匀,其硬度值在 420~440 HV 范围内。

激光熔覆 Ti60 合金的室温抗拉强度为 1128 MPa,略高于 Ti60 锻件,断后延伸率和断面收缩率分别为 8.8% 和 14.4%。温度为 300 °C 和 600 °C 时抗拉强度分

别为 932 MPa 和 739 MPa,塑性则有一定的提升。600 °C 下的断后延伸率和断面收缩率分别为 11.7% 和 18.2%,其塑性已经超过了锻态试样。激光熔覆 Ti60 合金试样在室温下的断裂方式为准解理断裂,600 °C 下的断裂方式为韧性断裂。

参 考 文 献

- [1] 牟建伟,于传军,汤海波,等. 激光增材连接 TA15 钛合金显微组织及力学性能研究[J]. 中国激光, 2023, 50(16): 1602007.
Mou J W, Yu C J, Tang H B, et al. Microstructure and mechanical properties of TA15 titanium component manufactured via laser additive connection[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(16): 1602007.
- [2] 白文倩,陈静青. 激光熔覆热循环对 TC4 组织与力学性能的影响研究[J]. 中国激光, 2022, 49(22): 2202017.
Bai W Q, Chen J Q. Effect of thermal cycle of laser cladding on microstructure and mechanical properties of TC4[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(22): 2202017.
- [3] 赵子博,王清江,刘建荣,等. Ti60 合金棒材中的织构及其对拉伸性能的影响[J]. 金属学报, 2015, 51(5): 561-568.
Zhao Z B, Wang Q J, Liu J R, et al. Texture of Ti60 alloy precision bars and its effect on tensile properties[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(5): 561-568.
- [4] 王天祥,鲁世强,王克鲁,等. 考虑摩擦和温升效应的 Ti60 合金流变曲线修正[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(2): 537-543.

- Wang T X, Lu S Q, Wang K L, et al. Correction of flow curve of Ti60 alloy considering effects of friction and heating[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 50(2): 537-543.
- [5] Wang J Y, Cui X F, Jin G, et al. Effect of *in situ* Ni interlayer on the microstructure and corrosion resistance of underwater wet 316L stainless steel laser cladding layer[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 458: 129341.
- [6] Zhang G, Sun W L, Zhao D M, et al. Effect of laser beam incidence angle on cladding morphology in laser cladding process [J]. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2020, 34(4): 1531-1537.
- [7] Siddiqui A A, Dubey A K. Recent trends in laser cladding and surface alloying[J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 134: 106619.
- [8] Liu Y H, Chen J, Zhang Q, et al. Microstructure characteristics of laser forming repaired Ti60 alloy[J]. *Chinese Optics Letters*, 2011, 9(7): 071402.
- [9] Pinkerton A J. Lasers in additive manufacturing[J]. *Optics & Laser Technology*, 2016, 78: 25-32.
- [10] Torims T, Ratkus A. Study of the impact of the powder laser cladding position on the parameters of the cladded layer[J]. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*, 2020, 69(3): 257-265.
- [11] Jing Z J, Xu P, Liu Q B, et al. Residual stress release during laser cladding process: a review[J]. *Journal of Laser Applications*, 2023, 35(3): 031201.
- [12] Zhao Y, Guan C, Chen L Y, et al. Effect of process parameters on the cladding track geometry fabricated by laser cladding[J]. *Optik*, 2020, 223: 165447.
- [13] 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.
- [14] Cottam R, Brandt M. Laser cladding of Ti-6Al-4V powder on Ti-6Al-4V substrate: effect of laser cladding parameters on microstructure[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 323-329.
- [15] 张哲辉. TC4 表面激光熔覆沉积 Ti40 阻燃钛合金组织及力学性能[D]. 西安: 长安大学, 2018.
- Zhang Z H. Microstructure and mechanical properties of Ti40 flame retardant titanium alloy deposited by laser cladding on TC4 surface[D]. Xi'an: Changan University, 2018.
- [16] Tan H A, Hu T T, Wang Y X, et al. Solidification effect on the microstructure and mechanism of laser-solid-forming-produced flame-resistant Ti-35V-15Cr alloy[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2020, 22(7): 2070027.
- [17] 蒋帅. 激光直接沉积 Ti60 合金组织与性能研究[D]. 东营: 中国石油大学(华东), 2014.
- Jiang S. Study on microstructure and properties of Ti60 alloy by laser direct deposition[D]. Dongying: China University of Petroleum (Huadong), 2014.
- [18] Chen J, Zhang R, Zhang Q, et al. Relationship among microstructure, defects and performance of Ti60 titanium alloy fabricated by laser solid forming[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(3): 548-552.
- [19] 张小红, 林鑫, 陈静, 等. 热处理对激光立体成形 TA15 合金组织及力学性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(1): 142-147.
- Zhang X H, Lin X, Chen J, et al. Effects of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of TA15 titanium alloys by laser solid forming[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(1): 142-147.
- [20] 黄卫东, 林鑫. 激光立体成形高性能金属零件研究进展[J]. *中国材料进展*, 2010, 29(6): 12-27, 49.
- Huang W D, Lin X. Research progress in laser solid forming of high performance metallic component[J]. *Materials China*, 2010, 29(6): 12-27, 49.
- [21] 张方, 陈静, 薛蕾, 等. 激光成形修复 Ti60 合金组织与性能研究[J]. *应用激光*, 2009, 29(2): 87-91, 95.
- Zhang F, Chen J, Xue L, et al. Study on microstructure and mechanical properties of laser solid repaired Ti60 alloy[J]. *Applied Laser*, 2009, 29(2): 87-91, 95.

Process Parameter Optimization and Microstructure and Property Investigation in Laser Cladding of Ti60 Alloy

Shu Zongfu¹, Huang Chunping^{1,2*}, Zhang Yaozu¹, Liu Fenggang^{1**}

¹Key Laboratory of Nondestructive Testing, Ministry of Education, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, Jiangxi, China;

²Graduate School, Chinese Aeronautical Establishment, Yangzhou 225003, Jiangsu, China

Abstract

Objective Ti60 is a near- α titanium alloy with good high-temperature performance that has been identified as an important candidate material for aero-engine compressor blades and integral blades. However, when high-temperature titanium alloys are fabricated using traditional processing technology, it has the disadvantages of difficult formation, low material utilization, and high cost. Laser cladding technology uses a laser with high energy density to melt the powder preset on the surface of the substrate, so as to obtain the expected performance of the cladding layer. There are many parameters of the laser cladding process that have significant influence on the forming quality. At the same time, complex thermal cycling in the laser cladding process leads to differences in the grain size, morphology, and size of the precipitated phase, which makes the differences in the mechanical properties of the laser cladding significant. Therefore, this paper mainly studies the effect of the process parameters on the forming quality of laser cladded Ti60 alloy, and the microstructure evolution and tensile properties of laser cladded Ti60 alloy are analyzed to lay a theoretical foundation for the application of laser cladded high-temperature titanium alloy components in the aerospace field.

Methods The material selected in this experiment is Ti60 powder with a particle size of 50–150 μm , prepared using the plasma rotating electrode process (PREP). TC4 titanium alloy is used as the substrate, and the laser cladding system is used as the laser cladding experiment system. The section of the laser cladded sample along the thickness direction of the cladding layer is machined via electric discharge wire cutting into a flake sample with a thickness of 5 mm for the metallographic sample. The Kroll reagent is then used for etching, and finally, the microstructure is observed using a metallographic microscope and field emission scanning electron microscope (SEM). A field emission transmission electron microscope (TEM) is used to analyze the precipitated phase of the cladding specimen. A microhardness tester is used to test the Vickers hardness of the Ti60 cladded sample from top to bottom. The tensile experiment is performed on the high-temperature tensile test machine at room temperature, 300 $^{\circ}\text{C}$, and 600 $^{\circ}\text{C}$, with a tensile speed of 1.0 mm/min. The tensile fracture is observed, and the fracture morphology and fracture mode are analyzed.

Results and Discussions The influence of different factors on the size of the laser cladding layer is analyzed according to the shape and size of the cladding layer measured by the image scanner. When the width of the molten pool is large, the cladding efficiency can be effectively improved, the material utilization rate can be improved, and the cost can be reduced. The thickness of the cladding layer has a significant influence on deposition along the height of the cladding layer (Fig. 5). The microstructure at the top region of the cladded sample is the thin layer of equiaxed grain, and its grain size gradually increases with increasing laser power. In the central region of the sample, the original β grains can be observed growing in the deposition direction along the epitaxial columnar pattern across multiple cladding layers. Moreover, the larger the laser power, the coarser the columnar grains and the microstructure inside the grains (Fig. 6). The sample of the laser cladded Ti60 block is mainly composed of a netted basket of lath α and interlath β phases. There are white Ti_5Si_3 phases with different shapes on the slat α , and the content of the Ti_5Si_3 phase gradually decreases from the bottom to the top (Fig. 9). At room temperature, the tensile strength and yield strength of the laser cladded Ti60 samples are 1128 MPa and 1035 MPa, respectively, and the elongation and section shrinkage are 8.8% and 14.4%, respectively. At 300 $^{\circ}\text{C}$, the tensile strength and yield strength are 932 MPa and 796 MPa, respectively, and at 600 $^{\circ}\text{C}$, the tensile strength and yield strength are 739 MPa and 627 MPa, respectively (Fig. 12).

Conclusions The microstructure at the bottom and top regions of the laser cladded Ti60 alloy sample is composed of β equiaxed grains, and the middle region is composed of β columnar crystals. Its size gradually increases with increasing laser power. The microstructure is mainly composed of lath α and interlath β phases, and there is a large amount of the white precipitated phase in the lath α phase. With an increase in laser power, the microstructure changes from a net basket structure to a Weisberg structure. The micro-hardness distribution of the bulk sample is uniform, and its hardness value fluctuates in the range 420–440 HV. The tensile strength of laser cladded Ti60 alloy at room temperature is 1128 MPa, and the elongation and section shrinkage after fracture are 8.8% and 14.4%, respectively. When the temperature is 300 $^{\circ}\text{C}$ and 600 $^{\circ}\text{C}$, the tensile strength is 932 MPa and 739 MPa, respectively.

Key words laser technique; Ti60 high temperature titanium alloy; laser cladding; process parameter optimization; microstructure; tensile property