

激光熔化沉积 TiAl 合金的组织与力学性能

陈永宁, 肖华强, 褚梦雅, 莫太骞

(贵州大学 机械工程学院, 贵州 贵阳 550025)

摘要: 利用激光增材技术能够制造形状复杂的 TiAl 合金零部件, 从而进一步拓展这一轻质高温合金在航空航天领域的工程应用。但目前对激光熔化沉积 TiAl 合金工艺、组织及性能之间内在关系的研究较少。以 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末为实验材料, 采用激光熔化沉积技术制备了宏观质量良好的 TiAl 合金试样, 系统研究了优化工艺参数条件下沉积层的显微组织、相组成、硬度分布以及沉积试样的室温力学性能。结果表明, 沉积层的显微组织结构主要由大量 γ -TiAl 相和少量的 α_2 -Ti₃Al 相构成; 沉积层组织表现出由柱状晶、等轴晶、胞状晶及板条状组织形成的层带组织特征, 沉积层组织内的晶粒细化较明显。沉积层的硬度分布范围为 537~598 HV_{0.3}, 底部的维氏硬度比中部及顶部高。TiAl 合金试样在室温下的极限抗压强度为(1545±64) MPa, 压缩应变为(17.68±0.07)%; 室温下沿激光扫描方向的极限抗拉强度为(514±92) MPa, 断后伸长率为(0.2±0.04)%; 沿构建方向的极限抗拉强度为(424±114) MPa, 断后伸长率为(0.15±0.07)%, TiAl 合金试样的室温拉伸断口形貌特征属于准解理断裂。通过优化扫描策略并辅以后续热处理, 有望改善合金组织均匀性及力学性能的各向异性。

关键词: 激光熔化沉积; TiAl 合金; 显微组织; 晶粒细化; 力学性能

中图法分类号: TG174.4; TG665

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0679-09

1 引言

TiAl 合金是一种低密度、高熔点及具有卓越的室温弹性模量和抗氧化性的轻质高温结构材料。然而, TiAl 合金固有的室温脆性和变形能力差使得传统的制造方法很难成功制造出形状复杂且性能优异的零件^[1-2]。激光熔化沉积技术(laser melting deposition, LMD)为 TiAl 合金复杂零件的制造提供了新途径。LMD 技术是一种通过逐层熔化金属粉末, 直接将数字模型构建为实体金属零件的增材制造技术, 突破了传统制造方法的局限, 尤其适用于生产形状复杂的航空航天部件^[3-6]。

近年来, 国内外学者们在 TiAl 合金的微观组织调控、热裂纹形成机制、力学性能强化机制等方面开展了一系列工作。Mallikarjuna 等人^[7]揭示了激光工艺参数对 γ -TiAl 薄壁试样组织和力学性能的影响规律并获得了具有细小片层结构的 γ -TiAl 相和 α_2 -Ti₃Al 相显微组织。Zhang 等人^[8]研究了激光增材制造制备新型梯度 TiAl 合金时发现, 随着高度从底部到顶部的增加, 试样底部呈现篮织组织, α_2 相和 γ 相逐渐减少, 最终在顶部区域转变为针状马氏体微观组织。激光工艺参数不仅影响合金组织结构特征, 对沉积过程应力分布及裂纹的形成也有重要影响。Gussone 等人^[9]探讨了 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的残

余应力诱发裂纹的形成机制。Seungkyun 等^[10]通过预热降低枝晶间断裂抗拉强度, 有效抑制裂纹产生。沉积层组织结构的形成和转变则进一步决定了沉积试样的力学性能。Di 等人^[11]通过调节激光功率减小层片间距, 有效地提高了 Ti-45Al-8Nb 合金的显微硬度和抗拉强度。Youn 等人^[12]则通过热处理来进一步调控 Ti4822 的微观组织, 以提高室温和高温下的力学性能。激光熔化沉积过程中, 熔池行为及后续热效应对合金组织演变、应力分布及力学性能具有重要影响。目前尚缺乏优化工艺参数下熔池行为、裂纹特征及组织性能演变的系统研究。

本工作通过激光熔化沉积制备 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样, 系统研究优化工艺参数下熔池行为对冶金质量及裂纹形成的影响, 揭示不同沉积层组织结构特征的形成机制及其对力学性能的影响规律, 为 TiAl 合金的激光熔化沉积工艺设计及组织性能调控提供参考, 为 TiAl 合金增材制造零部件在航空航天领域的创新应用提供支持。

2 实验

实验粉末材料为 Ti-48Al-2Cr-2Nb(at%) 合金粉末(粒度为 45~105 μm , 纯度 >99%, 中航迈特粉末冶金技术有限公司), 其化学成分如表 1 所示。将 Ti-48Al-2Cr-2Nb

收稿日期: 2024-09-06

基金项目: 国家自然科学基金(52475329); 贵州省基础研究计划(黔科合基础-ZK[2024]重点 031); 贵州省科技计划项目(黔科合平台人才-BQW[2024]011); 贵州大学自然科学类专项(贵大领军合字[2024]03)

作者简介: 陈永宁, 男, 1998 年生, 硕士, 贵州大学机械工程学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: 3234985404@qq.com

表 1 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy powder (wt%)

Ti	Al	Cr	Nb	Si	N	O
Bal.	33.09	2.66	4.38	0.037	0.005	0.07

合金粉末放置于真空度 0.08 MPa 的 100 °C 环境中干燥 3 h 备用。利用线切割得到 50 mm×50 mm×10 mm 的 TC4 钛合金基板(宝钛公司,中国陕西),使用 120 目、400 目、800 目的砂纸打磨基板表面,去除表面的氧化层后,用超声波清洗机在乙醇中清洗去除油污等杂质并吹干备用。

激光熔化沉积实验采用 IPJ-YSL-10000 型固体光纤激光成套加工设备。利用六轴工艺机器人实现编程控制扫描速度、单层增量等工艺参数。实验的激光光斑直径为 3 mm,送粉气体(氩气)流量为 8 L·min⁻¹,层增量为 0.8 mm,沉积层数为 60 层,保护气体为氩气(纯度为 99.99%),氩气舱内的水和氧的体积分数均不大于 5×10⁻⁵。

利用电火花线切割机将沉积试样沿垂直于激光扫描方向切取金相试样,使用金相砂纸进行打磨、金刚石抛光剂进行抛光。使用体积比 HF:HNO₃:H₂O=1:3:9 的腐蚀液进行金相腐蚀。利用扫描电镜(scanning electron microscope, SEM, 德国蔡司, ZEISS Sigma 300)与其附带的能谱仪(energy dispersion spectrometer, EDS)分析沉积层的显微组织和元素分布。利用帕纳科 X'Pert PRO, Bruker)型 X 射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)对沉积层的物相组成进行分析。利用电子背散射衍射(electron backscattered diffraction, EBSD)分析沉积试样的物相分布和晶粒取向特征。采用 HV-1000 型维氏硬度计(广州蔚仪金相试验仪器有限公司)对沉积层的硬度分布进行测试,载荷为 0.3 kg,加载时间为 10 s。分别测试了沉积层的横向和纵向的硬度分布特征,每间隔 0.5 mm 进行 1 次测试。

压缩性能测试试样的尺寸为 Φ4 mm×8 mm 的圆柱体,拉伸试样尺寸如图 1 所示。用 GNT1000Y 型电液伺服万

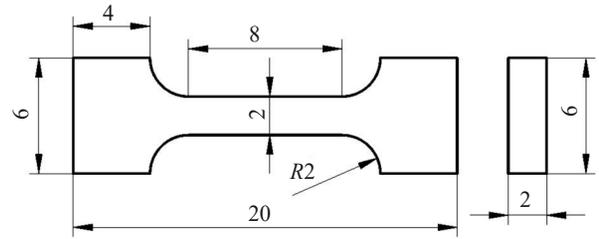


图 1 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimension of tensile specimens of deposited Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy

能材料实验机进行室温压缩性能测试,加载速率为 0.5 mm·min⁻¹。将 RVX-112B 型视频引伸计(南京睿泽介微测试技术有限公司)装夹在 AGS-X10KN 型力学试验机(日本岛津公司)进行室温拉伸试验,加载速率为 0.3 mm·min⁻¹。

3 结果与讨论

3.1 工艺参数对沉积层宏观质量的影响

在激光熔化沉积制备 TiAl 合金试样过程中,激光功率、扫描速率和送粉速率对 TiAl 合金宏观质量的影响较为显著。激光能量密度的大小会影响沉积层的微观结构,从而影响 TiAl 合金的宏观质量。为了探究激光输出功率对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金薄壁试样的宏观质量的影响,在激光扫描速率为 420 mm·min⁻¹ 和送粉速率为 5.67 g·min⁻¹ (粉盘转速为 0.8 r·min⁻¹) 的条件下,分析了激光输出功率分别为 1.2、1.4、1.6 kW 时的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金薄壁试样宏观质量形貌,如图 2 所示。从图 2 可以看出,当激光输出功率为 1.2 kW 时,合金表面未出现明显气孔,仅在沉积起始位置出现了坍塌,并出现裂纹。这是由于激光输出功率过低时,不能为熔池区域提供足够的热量,熔池区域不稳定,容易使沉积层出现坍塌;同时,沉积试样的起始位置在出激光瞬间的能量较高,致使该位置热应力过于集中,沉积层中间出现明显热裂纹^[13]。当激光输出功率为 1.4 kW 时,沉积试样表面质量良好,未出现气孔、坍塌和热裂纹等宏观缺陷。由此可知,该激光



图 2 激光熔化沉积 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样宏观形貌

Fig.2 Macro morphologies of laser melting deposited Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimens: (a) 1.2 kW, (b) 1.4 kW, and (c) 1.6 kW

输出功率下的熔池区能量密度大小比较合适,形成了稳定熔池,合金粉末得到了充分熔化,未出现热应力集中现象。当激光输出功率为1.6 kW时,沉积试样的两端坍塌较为严重,随着沉积层数增加,薄壁试样的高度增加并不显著。当激光输出功率过高时,导致沉积层熔池区域的温度急剧上升,从而引发沉积层在单位时间内吸收过多的热量,导致合金的内部结构发生变化。沉积过程中,过高的激光输出功率会对沉积层造成急热和急冷的双重影响,因此,沉积试样两端会出现严重的坍塌。

因此,在激光输出功率为1.4 kW、激光扫描速率为420 mm·min⁻¹、送粉速率为5.67 g·min⁻¹(即粉盘转速为0.8 r·min⁻¹)的工艺参数条件下能制备出合金表面质量良好的沉积试样。

3.2 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的显微组织

图3给出了试样整体截面的宏观形貌。从图3中可以看出,沉积层间出现了明显的层带组织结构^[14],沉积区域无裂纹,仅存在个别微小气孔。激光沉积过程的热循环效应^[15]导致不同区域组织差异,从而形成了宏观上的层带组织。对沉积层中A、B、C、D 4个区域显微组织进行放大观察,放大后的显微组织形态如图4所示。由图4

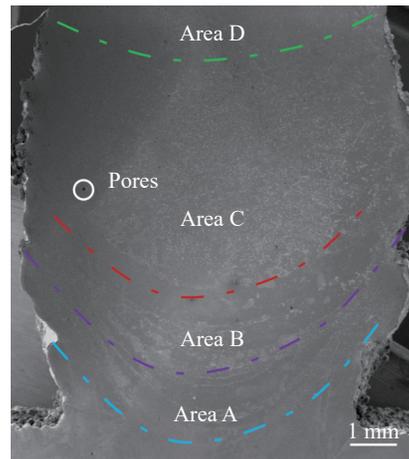


图3 腐蚀后的Ti-48Al-2Cr-2Nb合金金相照片
Fig.3 OM image of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy after corrosion

可知,位于沉积层底部A区域的显微组织主要由大量细小的片层团构成,片层团内部主要包含大量 α_2/γ 交替排列的柱状晶和少量的胞状晶。位于沉积层B区域的显微组织主要由细小的等轴晶与柱状晶相互交织构成。沉积层C区域的显微组织主要是由大量的等轴晶和大量细小

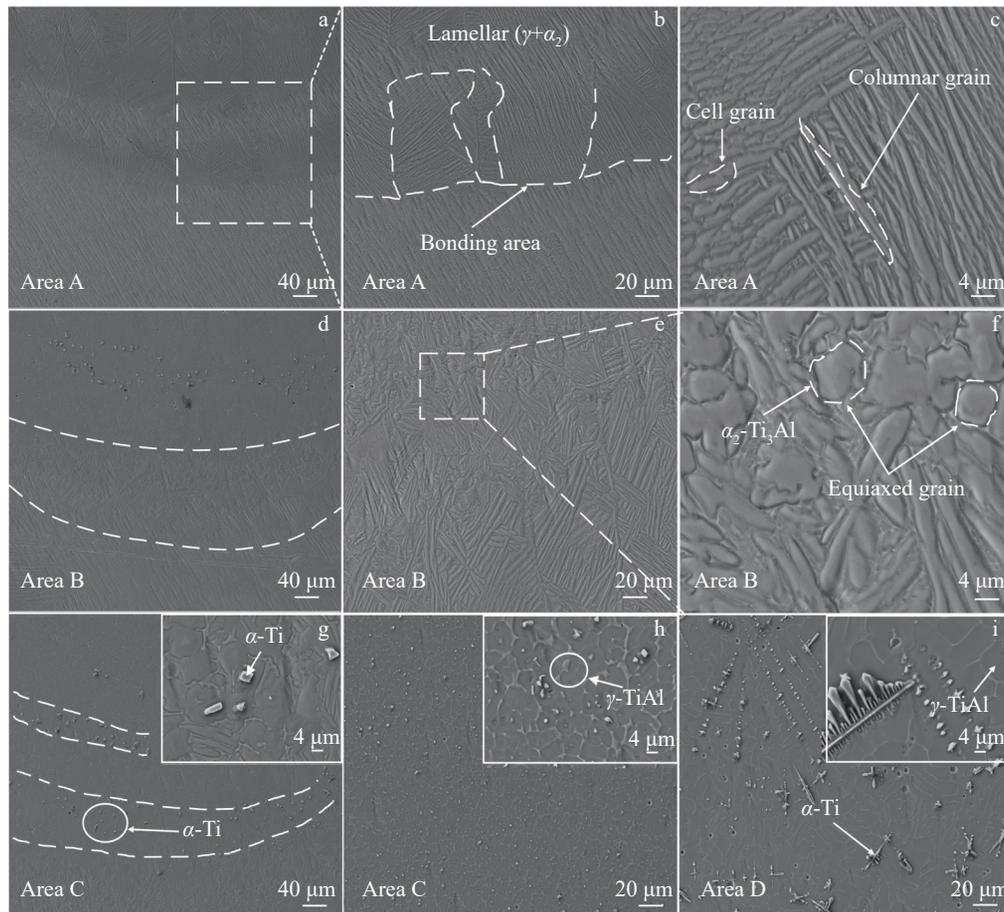


图4 图3中沉积层不同区域的显微组织
Fig.4 Microstructures of different areas of different layers marked in Fig.3

且不规则的板条状组织构成,同时存在少量块状颗粒。沉积层顶部D区域在等轴晶基体上析出了部分树枝晶。

图4b、4c展示了片层团内部的柱状晶和胞状晶呈现出随机择优取向生长。在激光沉积过程中,熔池的温度梯度和凝固速率是影响晶体形态的关键因素^[6]。因此,在靠近基体的A区域,因基体的冷却作用,熔池的温度梯度较大,导致快速凝固,晶体形核更容易,易形成柱状晶和胞状晶。由图4d可知,随着沉积层的增加,沉积层之间出现了显著的层带组织,柱状晶出现明显细化。图4e、4f展示了随着沉积层高度的增加,沉积层的组织结构中出现了大量的等轴晶。这是由于随着沉积层的增

加,熔池的温度梯度减小,凝固速率变慢,有利于等轴晶的形成。同时,高能量密度的激光束对沉积层不断重熔,沉积层组织产生了微小的热处理效应,导致晶粒结构发生变化。因此,有效地促进了等轴晶的形成。从图4g、4h中可以看出,随着沉积层的增加,温度场趋于稳定,显微组织主要以等轴晶为主。而试样顶部由于冷却速度较快,出现了少量的树枝晶。

上述不同区域微观组织的EDS分析结果如图5和表2所示。由图5a、5b可知,根据沉积层A区域和B区域中柱状晶和胞状晶组织中的Ti、Al元素的EDS峰强分布特征分析及其原子分数表明,在沉积层A区域和B区域

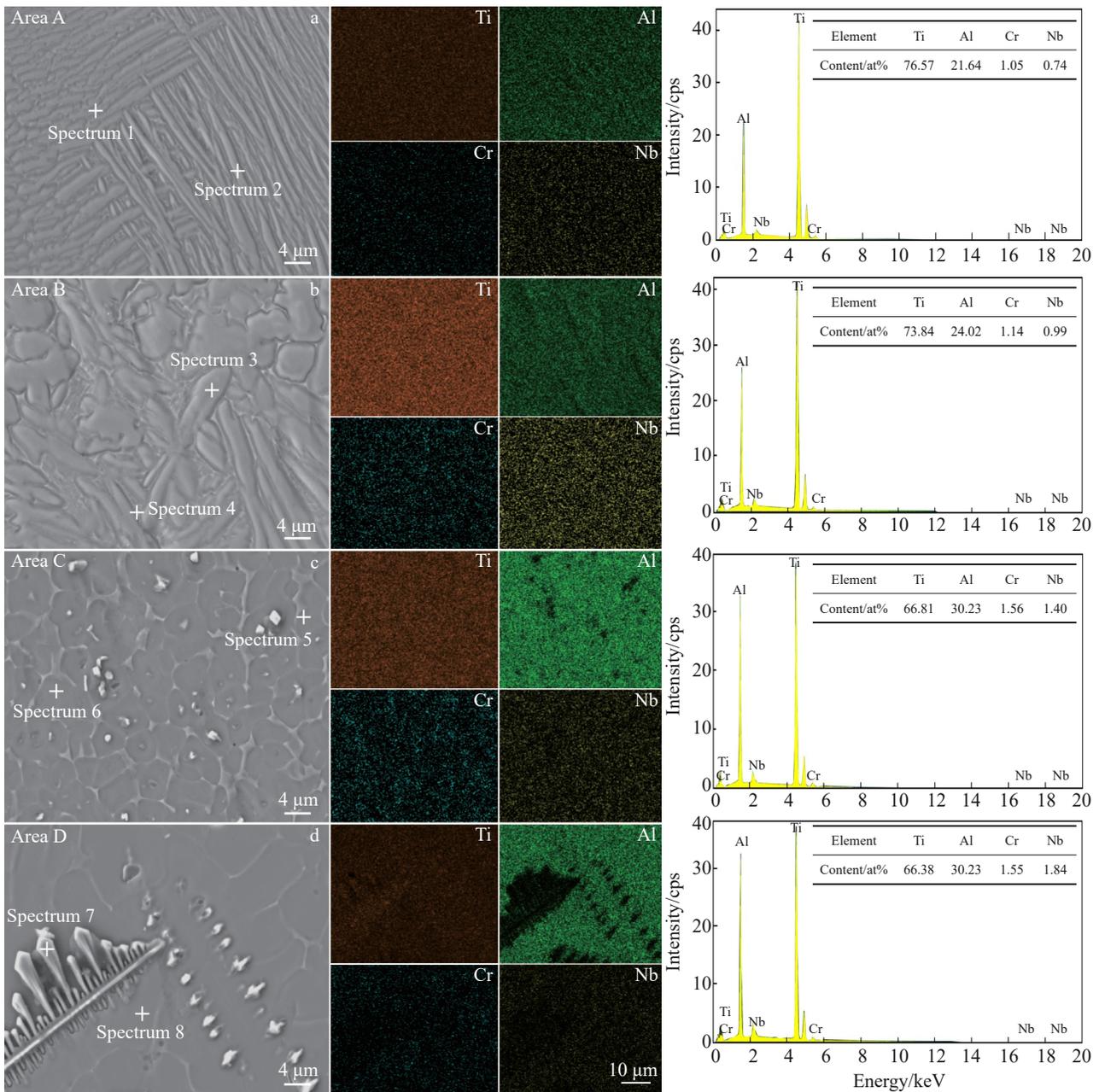


图5 图3中沉积层不同区域微观组织的EDS分析结果

Fig.5 EDS analysis results of different areas of different layers marked in Fig.3

表2 图5中不同区域EDS成分分析结果

Table 2 EDS analysis results of different positions marked in Fig.5 (at%)

Position	Ti	Al	Cr	Nb
1	76.28	21.09	1.01	0.62
2	75.15	23.29	0.86	0.69
3	73.11	25.11	0.99	0.78
4	76.17	19.89	2.71	1.23
5	93.30	5.91	0.24	0.56
6	66.51	30.89	1.26	1.35
7	97.27	2.29	0.09	0.35
8	62.10	34.33	1.60	1.97

主要以 α_2 -Ti₃Al相为主,并含有少量的 γ -TiAl相。这一方面是由于靠近底部区域,TC4基板熔化使得过量的Ti原子进入熔池中,有利于形成 α_2 -Ti₃Al相;另一方面,由于 α_2 -Ti₃Al相是高温稳定相,沉积过程中靠近基体的区域温度较高,较快的冷却速率和较高的温度梯度有利于促进 α_2 -Ti₃Al相的形成。因此,沉积层A区域、B区域的显微组织主要以大量的 α_2 -Ti₃Al相和少量的 γ -TiAl相组成。

由图5c、5d可知,沉积层C区域和D区域主要由大量的 γ -TiAl相和少量的 α_2 -Ti₃Al相组成,为近 γ -TiAl组织。结合图3整体形貌来看,除底部靠近基板的A区域、B区域外,沉积试样组织主要为近 γ -TiAl组织,且稳定沉积区域组织均匀,未出现EB-PBF工艺中由于层间Al烧损差异而存在的贫Al/富Al条带组织^[17]。此外,从能谱点扫结果可以确认在C区域存在少量颗粒状 α -Ti,而在靠近试样表面的D区域中则存在少量的枝晶 α -Ti。激光熔化沉积过程中极快的冷却速率导致 α -Ti未能完全转变为 γ -TiAl相,因此在试样表面存在少量 α -Ti枝晶;而C区域中先析出的 α -Ti在后道激光能量作用下逐渐转变为 γ 相和 α_2 相,未转变完全的极少量 α -Ti则以弥散颗粒状保留下来。

图6为沉积层靠近基体底部、中部及顶部的XRD图谱。结果表明,沉积态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金显微组织主要由 γ -TiAl相和 α_2 -Ti₃Al相构成。综合分析各区域的XRD图谱中 γ -TiAl相和 α_2 -Ti₃Al相特征峰的比强度可以看出,靠近基体底部的 α_2 -Ti₃Al相总体含量相较于中部及顶部的含量较多,而位于沉积层中部及顶部主要以 γ -TiAl相为主,存在少量的 α_2 -Ti₃Al相。这与上述显微组织及EDS物相特征分析结果相符合。

综上所述,采用优化的激光熔化沉积工艺可以获得近 γ -TiAl相的特征组织,进一步的EBSD分析可为激光熔化沉积典型组织分析提供物相及晶粒特征等信息。选择C区域典型组织开展EBSD分析,如图7所示。沉积态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金试样中部组织内的 γ -TiAl相、 α_2 -Ti₃Al相和析出的 α -Ti晶体的体积分数分别为98.5%、

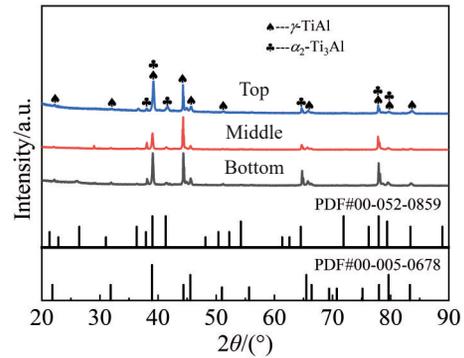


图6 沉积层底部、中部及顶部位置的XRD图谱

Fig.6 XRD patterns of the bottom, middle, and top positions of the sedimentary layer

0.319%和1.19%。因此,沉积态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金组织由大量的 γ -TiAl相和少量的 α_2 -Ti₃Al相组成,同时还存在少量的 α -Ti晶体。

图7c展示了Ti-48Al-2Cr-2Nb合金组织的晶粒尺寸大小分布特征,晶粒尺寸大小分布范围为2.5~57.5 μm 。其中,晶粒尺寸大小主要集中在2.5~10 μm 之间,分布在2.5~5 μm 的晶粒体积分数为72.34%。沉积态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金试样中部组织的晶体取向分布结果如图7d所示。合金晶粒整体表现为离散分布,仅在 $\{110\}$ 方向存在部分集中趋势。因此,沉积态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金组织内的晶粒细化较为显著。

3.3 沉积态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金的硬度分析

图8给出了沉积层底部至顶部的硬度分布,可以看出,Ti-48Al-2Cr-2Nb合金试样的整体维氏硬度值波动范围537~598 $\text{HV}_{0.3}$,由于晶粒细化效应,沉积试样硬度显著高于铸态合金。沉积层的维氏硬度值随着沉积层高度的增加而逐渐减小,沉积层靠近基体底部的维氏硬度值比沉积层中部和顶部的维氏硬度值高。这主要是由于沉积层底部存在大量的 α_2 -Ti₃Al相,其硬度较 γ -TiAl相更高。当沉积层层高逐渐增加时,沉积层获得组织均匀的近 γ -TiAl相组织,其硬度分布较为均匀。在靠近试样表面的顶部,由于存在少量 α -Ti枝晶,其硬度分布离散性有所增加。

3.4 沉积态Ti-48Al-2Cr-2Nb合金的力学性能

根据3.2节分析的沉积试样组织分布及物相组成的演化规律,本工作选取沉积试样中部组织均匀区域进行力学性能测试。

抗压强度是衡量材料抵抗外力压缩的能力的重要指标,对于评估材料的力学性能具有重要意义。图9为Ti-48Al-2Cr-2Nb合金室温下压缩性能的应力-应变曲线。结果表明,Ti-48Al-2Cr-2Nb合金试样的室温最大抗压强度为 (1545 ± 64) MPa,压缩应变为 $(17.68 \pm 0.07)\%$ 。因此,表明该合金具有较高的强度和优异的抗压性能。

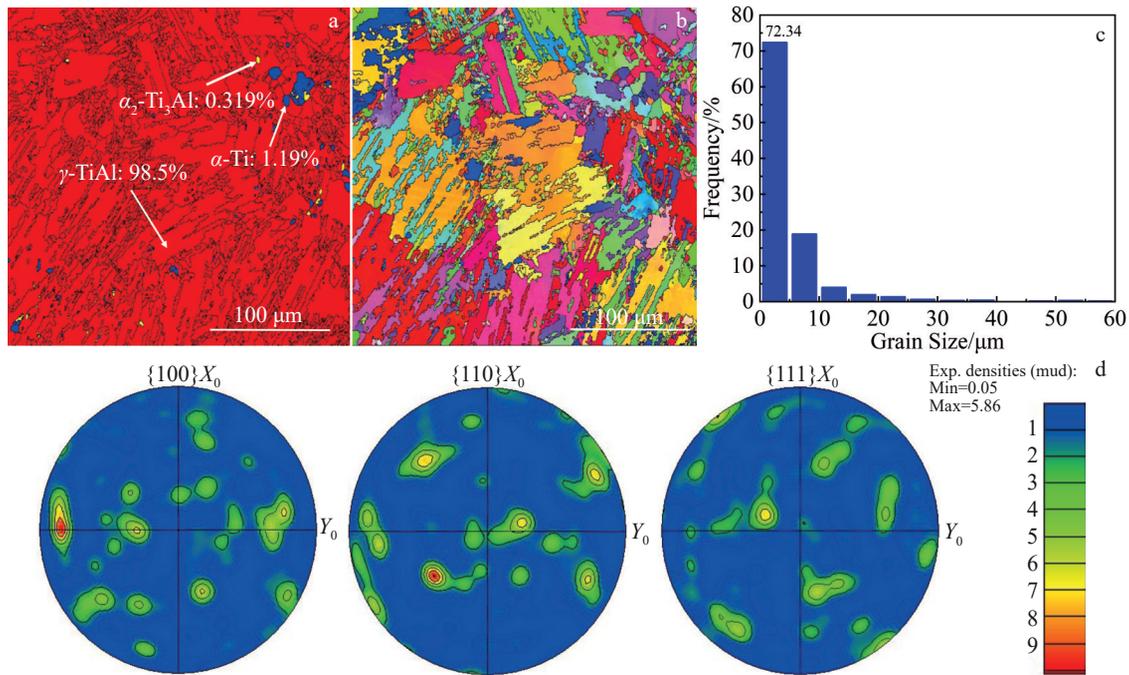


图7 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样中部组织的 EBSD 分析

Fig.7 EBSD images (a–b), grain size (c) and crystal orientation distribution (d) of the middle microstructure in the as-deposited Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimen

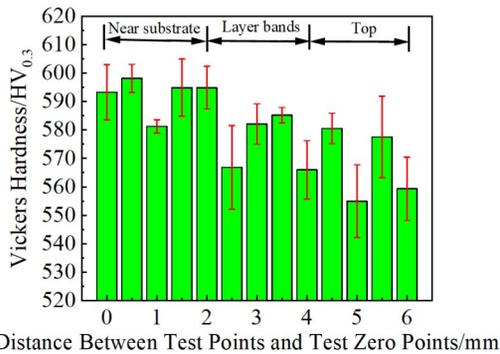


图8 沉积层底部至顶部的纵向硬度分布

Fig.8 Longitudinal hardness distribution from bottom to top of sedimentary layer

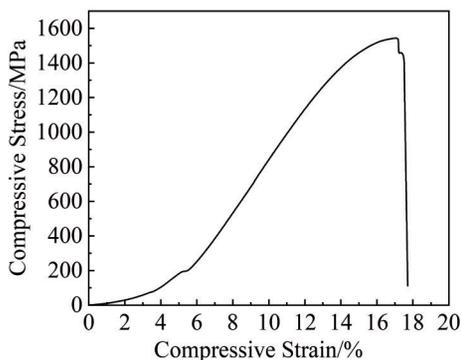


图9 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温压缩应力-应变曲线

Fig.9 Room temperature compression stress-strain curve of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimen

沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金室温下拉伸性能的应力-应变曲线如图 10 所示。从图 10 中可以看出,沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的室温下沿激光扫描方向的最大抗拉强度为(514±92) MPa,断后伸长率为(0.2±0.04)%;沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的室温下沿构建方向的最大抗拉强度为(424±114) MPa,断后伸长率为(0.15±0.07)%。与 Liu 等人^[18]采用激光增材制造技术制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金室温下沿构建方向的最大抗拉强度参考值(408 MPa)相比,该合金拉伸试样的室温抗拉强度得到了显著提高。此外,沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的室温下沿激光扫描方向的最大抗拉强度(514 MPa)比沿构建方向的最大抗拉强度(424 MPa)要高,这与 Zhang 等人^[19]采用直接激光沉积技术制备的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金室温下沿激光扫描方向的最大极限强度(706 MPa)要高于沿构建方向的极限抗拉强度(273 MPa)相符合,表明了 TiAl 合金在室温下沿不同的加载方向具有各向异性拉伸行为。尽管本工作制备的沉积试样尽可能消除了层间组织均匀性的差异,但是沿构建方向不同层间由于组织演变存在的残余应力对拉伸性能仍有不利影响。后续可通过热处理加以消除,从而最大程度地改善沉积试样各向性能差异。

从图 7d 也可以看出,晶粒尺寸大小分布范围为 2.5~57.5 μm。其中,晶粒尺寸大小主要集中在 2.5~10 μm 之间,且其晶粒体积分数为 72.34%,组织晶粒得到细化,因此,组织内部的晶粒细化也为该合金力学性能的显著提高创造了优异条件。从图 10 可知,Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金

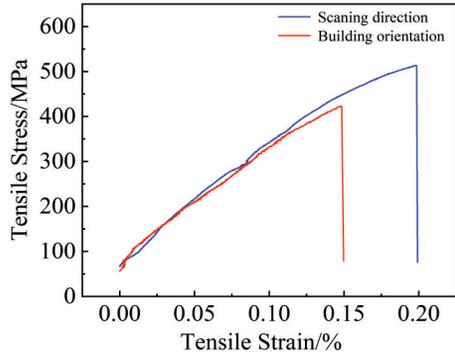


图10 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温拉伸应力-应变曲线
Fig.10 Room temperature tensile stress-strain curves of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimen

沿激光扫描方向和沿构建方向的断后伸长率分别为 $(0.2\pm 0.04)\%$ 、 $(0.15\pm 0.07)\%$ ，这表明了室温下 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金塑性较低，该合金在室温下拉伸断裂机制为典型的脆性断裂。这是由于室温下 TiAl 合金具有较高的热应力和极强的本征室温脆性^[20-21]。同时，在沉积过程中停留在高温状态的时间较长，处于高温状态下合金试样的组织被诱导退化，导致最终成形的合金室温塑性较低。在后续研究中除了通过合理的合金成分设计，还可以对激光熔化沉积制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金进行热处理工艺，如通过固溶加时效的分级热处理方式，达到固溶强化的效果，可以进一步细化晶粒，改变合金组织特征，从而提高合金的力学性能，以期望制备出具有良好

室温塑性的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金，提高其在航空航天、化工船舶等领域的应用价值。

图 11 为沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温下沿激光扫描方向的拉伸断口形貌。图 12 为沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温下沿构建方向的拉伸断口形貌。结合图 11 和图 12 可知，沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样在室温下断口表面中出现了的解理面、解理台阶以及撕裂棱、河流花样形貌特征，表明沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金在拉伸加载过程中发生了脆性断裂行为，该合金试样的拉伸断口形貌特征为准解理断裂特征。大量阶梯状的解理台阶展示了裂纹从一个解理面跳跃到另一个解理面时合金试样发生断裂的特定晶面特征。撕裂棱呈现了断裂过程中裂纹扩展的路径，而河流花体现了裂纹的扩展方向。撕裂棱形成于细小片层在断裂过程中发生撕裂，说明细小片层结构能阻碍 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金断裂过程中的裂纹扩展。从图 11 和图 12 断口表面形貌中能看见明显的片层间裂纹和大量较小的解理面，表明该合金试样的裂纹主要沿片层团边界及片层间扩展，说明该合金的断裂机制是因为片层团粗大及片层间距较大而引发的片层间或片层团间的断裂特征。然而，对于该合金的本征室温脆性，可以通过热处理、合金化等方式来改善合金材料的组织结构，进一步强化合金力学性能，提高合金韧性。同时，可减小片层团或片层间距来提高晶界强度，进而提高 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的室温抗拉强度，更好地为该合金在航空航天领域的工程化应用带来更高的应用价值。

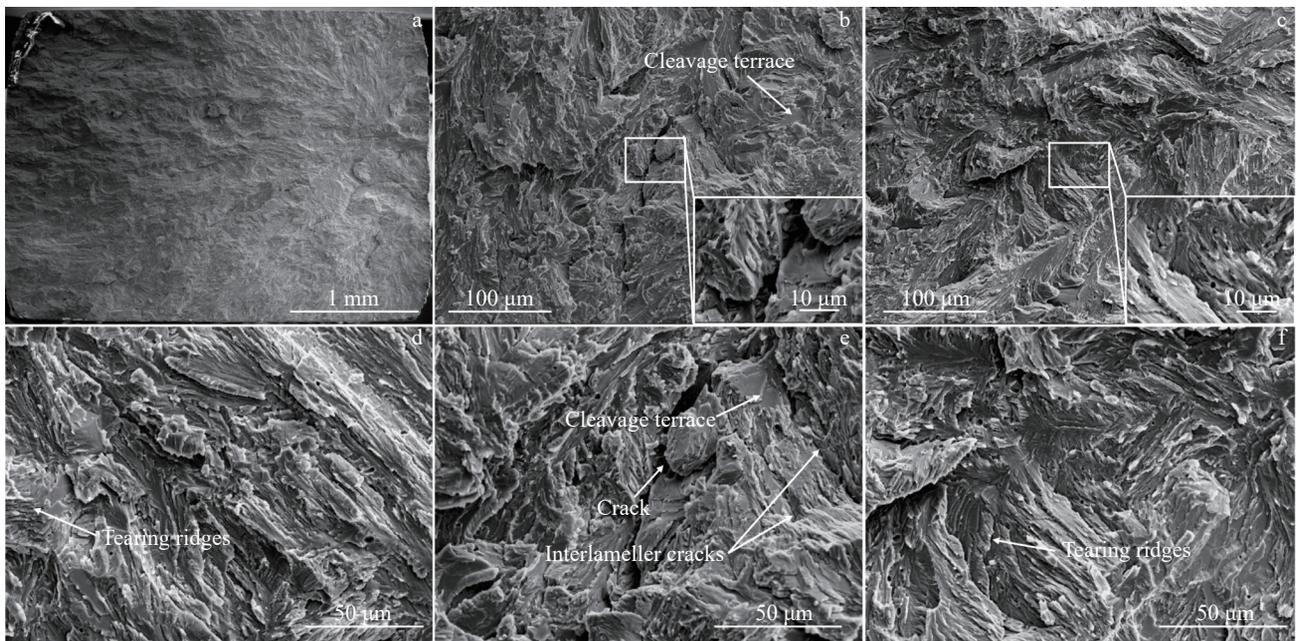


图 11 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样沿扫描方向室温拉伸断口形貌

Fig.11 Room temperature tensile fracture morphologies of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimen along the scanning direction: (a) macroscopic overall morphology; (b-c) 1000 times magnification images of the fracture surface; (d-f) 2500 times magnification images of the fracture surface

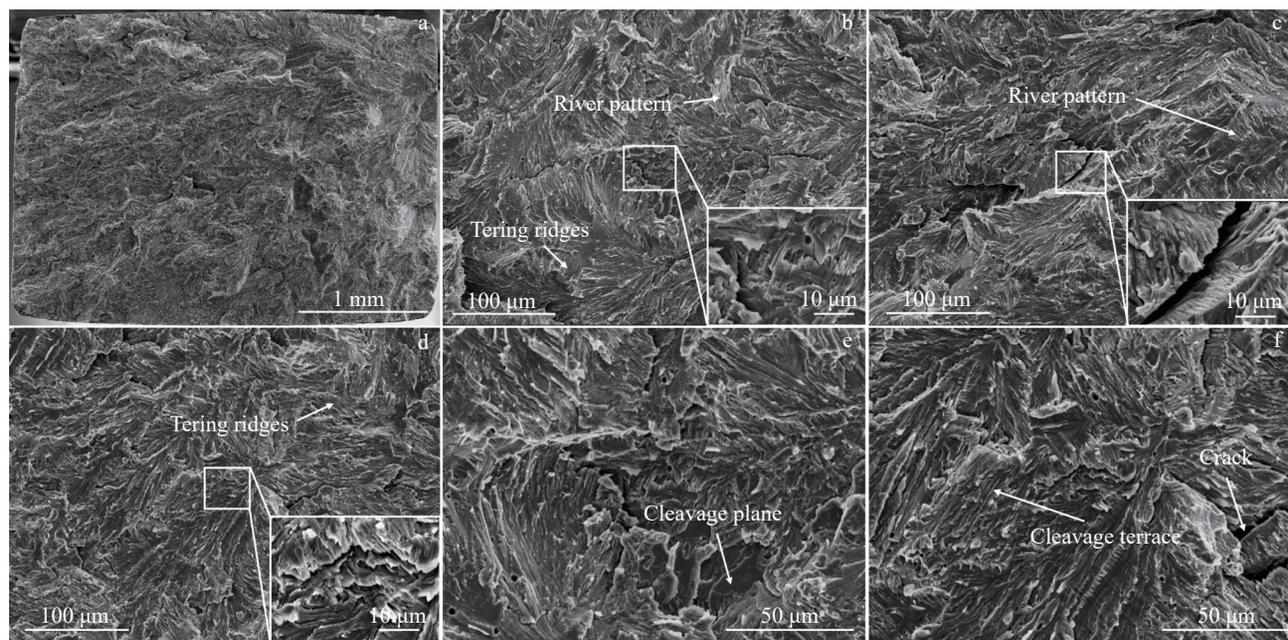


图 12 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样沿构建方向室温拉伸断口形貌

Fig.12 Room temperature tensile fracture morphologies of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy specimen along the building direction: (a) macroscopic overall morphology; (b-d) 1000 times magnification images of the fracture surface; (e-f) 2500 times magnification images of the fracture surface

4 结论

1) 采用激光功率为 1.4 kW, 扫描速度为 $420 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, 送粉速率为 $5.67 \text{ g} \cdot \text{min}^{-1}$ (即粉盘转速为 $0.8 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$), 激光光斑直径为 3 mm, 送粉的气体(氩气)流量为 $8 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$ 的工艺参数条件下能制备出宏观表面质量良好的合金薄壁试样。

2) 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金沉积层的显微组织结构主要由大量 γ -TiAl 相和少量的 α_2 -Ti₃Al 相构成。其中, γ -TiAl 相为沉积试样组织的基体相。沉积层组织主要由柱状晶、等轴晶、胞状晶及板条状组织形成的层带组织, 在沉积层中部及顶部的显微组织中出现了 α -Ti 枝晶析出行为。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金组织内部的晶粒得到显著细化。

3) 沉积态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的硬度分布范围为 537~598 HV_{0.3}。沉积层底部的维氏硬度比中部及顶部高。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样室温下的极限抗压强度为 $(1545 \pm 64) \text{ MPa}$, 压缩应变为 $(17.68 \pm 0.07)\%$, 室温下沿激光扫描方向的极限抗拉强度为 $(514 \pm 92) \text{ MPa}$, 断后伸长率为 $(0.2 \pm 0.04)\%$; 沿构建方向的极限抗拉强度为 $(424 \pm 114) \text{ MPa}$, 断后伸长率为 $(0.15 \pm 0.07)\%$ 。Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金试样的室温拉伸断口形貌特征属于准解理断裂。

参考文献 References

[1] Shi Xuezhi, Wang Huaxue, Feng Wuwei *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020,

91: 105247

- [2] Liu Nan, Niu Jingzhe, Chen Yang *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 885: 145585
- [3] Oliveira U D, Ocelik V, Hosson J T. *Surface & Coatings Technology*[J], 2005, 197(2-3): 127
- [4] Tian Yun, Chen Chuanzhong, Li Shitong *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2005, 242(1-2): 177
- [5] Yellup J M. *Surface & Coatings Technology*[J], 1994, 71(2): 121
- [6] Arcella G F, Froes H F. *JOM*[J], 2000, 52(5): 28
- [7] Mallikarjuna B, Srikanth B, Prasad K *et al.* *Journal of Materials Research and Technology* [J], 2021, 15: 6231
- [8] Zhang Xinyu, Li Chuanwei, Zheng Mengyao *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 117(22): 99
- [9] Gussone J, Garces G, Haubrich J *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2017, 130: 110
- [10] Seungkyun Y, Kenta A, Huakang B *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2023, 320: 118104
- [11] Di Tengda, Zhao Yuhui, Song Chenchen *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 939: 168729
- [12] Youn S J, Kim Y K, Kim H S *et al.* *Intermetallics*[J], 2023, 153: 107784
- [13] Zhang Tianlong, Huang Zhenghua, Yang Tao *et al.* *Science*[J], 2021, 374(6566): 478
- [14] Zhang Xinyu, Li Chuanwei, Zheng Mengyao *et al.* *Materials Characterization*[J], 2020, 164: 110315
- [15] Zhang Yongzhong(张永忠), Huang Can(黄 灿), Wu Fuyao(吴富耀) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光) [J], 2010, 37(10): 2684
- [16] Kan Wenbin, Chen Bo, Peng Hui *et al.* *Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2019, 809: 151673
- [17] Ghibaudo C, Wartbichler R, Marchese G *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2023, 89: 132
- [18] Liu Zhanqi, Wang Chenyang, Wang Wenbo *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 179: 111317
- [19] Zhang Xinyu, Li Chuanwei, Zeng Mengyao *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 32: 101087
- [20] Xu Q, Chaturvedi M, Richards N. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30: 1717
- [21] Xiong Jun(熊 军), Liu Guangchao(刘广超), Zhang Guangjun(张广军). *Journal of Manufacturing Processes(制造工艺杂志)*[J], 2023, 94: 278

Microstructure and Mechanical Properties of TiAl Alloy Fabricated by Laser Melting Deposition

Chen Yongning, Xiao Huaqiang, Chu Mengya, Mo Taiqian

(College of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

Abstract: Complex shaped TiAl alloy components can be manufactured by laser additive manufacturing technology, further expanding the engineering applications of this lightweight high-temperature alloy in the aerospace field. However, there is currently limited research on the intrinsic relationship among the laser melting deposition process, microstructure, and properties of TiAl alloys. TiAl alloy specimens with good macroscopic quality were prepared by laser melting deposition using Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy powder as raw materials. The microstructure, phase composition, hardness distribution of the deposited layer, and room temperature mechanical properties of the deposited specimens were studied under optimized process parameters. The results show that the microstructure of the deposited layer mainly consists of a large number of γ -TiAl phases and a small amount of α_2 -Ti₃Al phases; the microstructure of the deposited sample exhibits a layer characteristics formed by columnar crystals, equiaxial crystals, cytosolic crystals, and laths structure, and the grain refinement in the microstructure of the deposited layer is obvious. The hardness distribution of the deposited layer ranges from 537 HV_{0.3} to 598 HV_{0.3}, and the Vickers hardness at the bottom is higher than that at the middle and the top. The ultimate compressive strength of the TiAl alloy specimens is (1545±64) MPa at room temperature, with a compressive strain of (17.68±0.07)%, and the ultimate tensile strength along the scanning direction of the laser is (514±92) MPa at room temperature, with an elongation of (0.2±0.04)% after break; the ultimate tensile strength along the building direction is (424±114) MPa, with an elongation of (0.15±0.07)% after break. The tensile fracture morphology of TiAl alloy specimens exhibits quasi cleavage fracture characteristics. By optimizing the scanning strategy and assisting with subsequent heat treatment, it is expected to improve the uniformity of alloy structure and the anisotropy of mechanical properties.

Key words: laser melting deposition; TiAl alloy; microstructure; grain refinement; mechanical property

Corresponding author: Xiao Huaqiang, Ph. D., Professor, College of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: hqxiao@gzu.edu.cn