

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6001

# 激光熔化沉积 Ti60/高 Nb-TiAl 合金功能 梯度材料的成形行为与缺陷调控

李瑞丰<sup>1</sup>, 丁洁<sup>1</sup>, 朱承飞<sup>1</sup>, 梁永锋<sup>2</sup>, 林均品<sup>2</sup>

(1. 南京工业大学材料科学与工程学院新材料研究院, 江苏南京 210003 2. 北京科技大学新金属材料全国重点实验室 北京 100083)

**摘要:** 为满足航空发动机高温部件对轻量化与性能梯度化的迫切需求, 本文采用激光熔化沉积(LMD)技术, 系统研究了工艺参数对 Ti60 合金、高 Nb-TiAl 合金及其不同比例混合合金薄壁件成形质量的影响, 并探索 Ti/TiAl 功能梯度材料(FGM)稳定成形的可行路径。结果表明, Ti60 合金通过工艺优化可获得细小均匀且无明显缺陷的网篮组织; 高 Nb-TiAl 合金沉积过程中存在元素偏析, 高能量输入易诱发气孔, 而在较低功率下通过 300 °C 预热及连续沉积可有效抑制裂纹, 获得细小全片层组织。混合合金在合理能量输入下可实现无裂纹、无气孔成形。直接过渡 Ti/TiAl 复合材料易在熔合线附近开裂, 而通过逐级调整熔宽参数(Ti60、过渡区 A、过渡区 B 及 TiAl 的熔宽分别为 7.0、6.5、6.0、5.5 mm)构建功能梯度结构, 可实现良好的组织与变形协调, 功能梯度材料内部未观察到明显裂纹缺陷。双梯度结构(Ti/A/B/TiAl)由于引入更多成分过渡台阶, 能进一步缓解界面处应力集中与硬度突变, 表现出比单梯度结构更好的协调性和成形稳定性。

**关键词:** 激光熔化沉积; Ti 合金; TiAl 合金; 功能梯度材料; 沉积组织

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0400-13

## Forming Behavior and Defect Control of Ti60/High Nb-TiAl Functionally Graded Materials Fabricated by Laser Melting Deposition

LI Ruifeng<sup>1</sup>, DING Jie<sup>1</sup>, ZHU Chengfei<sup>1</sup>, LIANG Yongfeng<sup>2</sup>, LIN Junpin<sup>2</sup>

(1. Tech Institute for Advanced Materials, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 210003, China; 2. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** To address the urgent demand for lightweight designs and performance gradations in high-temperature aeroengine components, this study employed laser melting deposition (LMD) to systematically investigate the influence of processing parameters on the forming quality of thin-walled components fabricated from Ti60 alloys, high-Nb-TiAl alloys, and their blended compositions and to explore feasible strategies for fabricating crack-free Ti/TiAl functionally graded materials (FGMs). The results demonstrate that with optimized parameters, Ti60 alloy develops a fine and uniform basket-weave microstructure without significant defects. For high Nb-TiAl alloys, elemental segregation occurs during deposition, and excessive energy input readily induces porosity. By preheating at 300 °C and adopting a continuous deposition strategy, cracking is effectively suppressed, resulting in a refined fully lamellar microstructure. Mixed alloys can be deposited without cracks or pores under appropriate energy input. While direct Ti/TiAl transition joints are prone to cracking near the fusion line, a functionally graded structure fabricated through stepwise adjustment of the melt pool width (7.0 mm for Ti60, 6.5 mm for transition zone A, 6.0 mm for transition zone B, and 5.5 mm for TiAl) achieves good microstructural compatibility and deformation coordination, with no noticeable cracks observed within the graded region. Compared with single-gradient

收稿日期: 2026-01-04

基金项目: 重点新材料研发及应用国家科技重大专项(2025ZD0609100); 新金属材料全国重点实验室开放基金资助课题(2025-Z08)

作者简介: 李瑞丰, 2000 年生, 硕士生. 研究方向为钛铝合金组织性能调控. Email: 202361203220@njtech.edu.cn

通信作者: 丁洁, 1988 年生, 博士, 副教授. 研究方向为钛铝合金的组织优化设计与服役性能. Email: djie@njtech.edu.cn

引用格式: 李瑞丰, 丁洁, 朱承飞, 梁永锋, 林均品. 激光熔化沉积 Ti60/高 Nb-TiAl 合金功能梯度材料的成形行为与缺陷调控[J]. 铸造技术, 2026, 47(4): 400-412.

LI R F, DING J, ZHU C F, LIANG Y F, LIN J P. Forming behavior and defect control of Ti60/high Nb-TiAl functionally graded materials fabricated by laser melting deposition[J]. Foundry Technology, 2026, 47(4): 400-412.

configurations, the double-gradient structure (Ti/A/B/TiAl), which introduces additional compositional transition steps, further mitigates interfacial stress concentration and abrupt changes in hardness, resulting in superior coordination and forming stability.

**Key words:** laser melting deposition; Ti alloy; TiAl alloy; gradient material; deposited microstructure

轻量化、整体化和复合化是未来先进航空发动机热端构件发展的重要方向<sup>[1-2]</sup>。近年来,钛合金和钛铝合金因兼具低密度和优异的中高温力学性能,已成为航空发动机关键承载与热端部件的重要候选材料<sup>[3-6]</sup>。其中,Ti60合金作为近 $\alpha$ 型高温钛合金,具有较高的强度、抗氧化性以及良好的抗疲劳和抗蠕变性能,可在约600℃条件下长期服役<sup>[7-9]</sup>;高Nb-TiAl合金则通过Nb元素合金化显著提高高温强度和组织稳定性,最高使用温度有望提升至900℃,是一类极具应用前景的高温轻质结构材料<sup>[10-12]</sup>。因此,将Ti60合金与高Nb-TiAl合金在同一构件中实现一体化连接,充分发挥二者在不同温区的性能优势,是满足航空发动机热端部件轻量化、整体化和性能梯度化需求的重要途径。

然而,Ti/TiAl异种材料连接仍面临显著挑战。传统机械连接方式会增加构件质量并削弱结构整体性,而熔焊、钎焊等冶金连接方法易因两种材料在熔点、热导率和热膨胀系数等方面的显著差异而形成脆性金属间化合物,并在冷却过程中产生较大的残余应力,从而诱发裂纹<sup>[13-21]</sup>。相比之下,增材制造技术具有较高的设计自由度和成分可调控性,为异种合金的一体化制造提供了新的技术路径<sup>[22-25]</sup>。其中,激光熔化沉积(laser metal deposition, LMD)技术能够通过精确控制能量输入和材料供给,在构件不同区域实现成分与组织的定向调控,因而在金属功能梯度材料(functional gradient materials, FGM)制备中表现出独特优势<sup>[26-33]</sup>。Ma等<sup>[26]</sup>采用激光熔化沉积制备了TC4/TiAl功能梯度材料,验证了梯度过渡在改善异种材料成形可行性方面的有效性;Liu等<sup>[27]</sup>通过引入V中间层,实现了Ti-6Al-4V/Ti-48Al-2Cr-2Nb双金属结构的激光增材制造,为界面成分调控和结合质量改善提供了新思路;Qu等<sup>[34]</sup>研究了激光熔化沉积Ti/TiAl功能梯度材料的显微组织与力学性能,揭示了过渡区组织演化对接头性能的重要影响;Ma等<sup>[35]</sup>考察了粉末混合沉积Ti6Al4V/Ti48Al2Cr2Nb合金的显微组织与力学性能,表明通过调控粉末配比能够影响过渡区组织特征及力学响应。尽管如此,现有研究仍主要集中于成分过渡设计及组织/性能表征,对于熔宽参数与成分梯度协同调控的系统规律、混合合金熔宽差异的形成机理以及直接过渡裂纹萌生与扩展的定量分析仍缺乏深入

研究,因此有必要围绕Ti60/高Nb-TiAl功能梯度材料的成形行为与缺陷调控开展系统研究。

基于此,本文以Ti60合金、高Nb-TiAl合金及其不同比例混合合金为研究对象,设计并制备直接过渡结构、单梯度结构(Ti/A/TiAl、Ti/B/TiAl)和双梯度结构(Ti/A/B/TiAl)3种连接形式,系统研究工艺参数对成形行为与缺陷演化的影响。针对不同成分梯度下混合合金实际熔宽的变化规律,通过协同调控激光功率、扫描速度、送粉速率、层厚及层间停留时间等工艺参数,分别将Ti60区、过渡区A、过渡区B和TiAl区的熔宽设定为7.0、6.5、6.0和5.5mm,实现Ti60合金与高Nb-TiAl合金之间良好的冶金结合及界面组织、变形的协调匹配,为Ti/TiAl异质构件的激光增材制造及梯度结构设计提供工艺依据。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 原材料与粉末处理

研究所用Ti60合金粉末和Ti-45Al-8Nb(高Nb-TiAl)合金粉末均由西安塞隆增材技术股份有限公司提供,粉末粒径范围分别为53~150 $\mu\text{m}$ 和45~150 $\mu\text{m}$ ,其SEM形貌见图1。两种粉末均采用等离子旋转电极工艺(plasma rotating electrode process, PREP)制备,宏观形貌呈规则球形,具有良好的球形度与流动性。粉末的化学成分采用电感耦合等离子体发射光谱仪(inductively coupled plasma, ICP)进行测定,结果见表1。

表1 Ti60和Ti-45Al-8Nb合金原始粉末化学成分  
Tab.1 Chemical compositions of the raw powders of the Ti60 and high Nb-TiAl alloys

	(mass fraction/%)						
	Ti	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb
Ti60	Bal.	5.60	3.51	3.52	0.48	0.43	0.41
Ti-45Al-8Nb	Bal.	30.24	-	-	-	-	16.85

为制备过渡区及梯度结构所需混合粉末,按质量分数将Ti60与高Nb-TiAl粉末分别配置为70%Ti60+30%高Nb-TiAl(过渡区A)和30%Ti60+70%高Nb-TiAl(过渡区B)两种比例。所有粉末在使用前均在真空干燥箱中120℃下烘干2h,并密封保存;混合粉末在使用前通过三维混合机混合8h,以保证成分均匀。

### 1.2 激光熔化沉积实验

激光熔化沉积实验在LDM8060系统(南京中

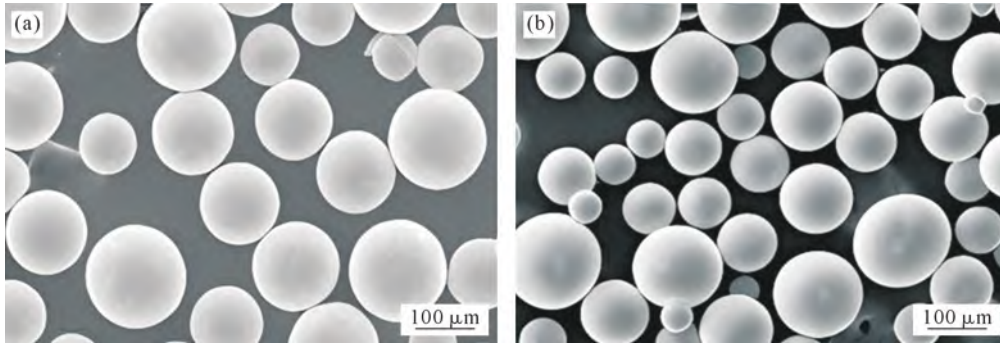


图1 原始合金粉末的SEM图像:(a) Ti60; (b) Ti-45Al-8Nb  
Fig.1 SEM images of the raw powders: (a) Ti60; (b) Ti-45Al-8Nb

科煜宸激光技术有限公司)上完成。该系统主要由光纤耦合二极管激光器、三轴联动数控工作台、四通送粉3D打印头、气载送粉器及密封舱组成。送粉载气与密封舱保护气体均为高纯氩气,沉积过程中密封舱内氧含量控制在 $50 \times 10^{-4} \%$ 以下,以避免氧污染。

实验选用140 mm×140 mm×15 mm的TA15合金轧制板作为基板。沉积前,基板表面经喷砂处理以去除氧化皮并提高表面粗糙度,随后用无水乙醇清洗以去除油污和杂质。基板在沉积前预热至300 °C,并在整个沉积过程中保持恒温。

采用多道单层往复扫描策略逐层堆积制备薄壁结构试样。为研究工艺参数对成形行为的影响,系统调整了激光功率(1 400~2 300 W)、扫描速度(300~600 mm/min)、送粉速率(3.0~5.5 g/min)、层厚(0.35~0.45 mm)、扫描间距(1.6 mm)及层间停留时间(0~5 s)等关键参数,其中光斑直径固定为3 mm,离焦量为0 mm,送粉气流量为6.5 L/min,保护气流量为15 L/min。不同合金体系(Ti60、高Nb-TiAl及混合合金)的最优工艺参数根据成形质量、熔宽稳定性及宏观缺陷情况确定。

### 1.3 梯度结构制备与表征

在获得各单一成分合金及混合合金的最优工艺参数基础上,设计并制备了3种代表性结构用于对比研究,如图2所示。①直接过渡试样:从Ti60直接切换至高Nb-TiAl沉积;②单梯度试样:包括Ti60/

过渡区 A/TiAl(Ti/A/TiAl)和Ti60/过渡区 B/TiAl(Ti/B/TiAl);③双梯度试样:Ti60/过渡区 A/过渡区 B/TiAl(Ti/A/B/TiAl)。在梯度试样制备中,为实现几何形状的平滑过渡,依据前期单个材料熔宽测试结果,对每层的熔宽进行阶梯式协同设计以保证相邻层之间的几何连续性和热输入协调性:Ti60层为7.0 mm,过渡区 A为6.5 mm,过渡区 B为6.0 mm,高Nb-TiAl层为5.5 mm。所有试样沉积完成后,均连同基板在500 °C下去应力退火2 h后随炉冷却。

采用电火花线切割对沉积试样中部截取金相试样。试样经标准金相流程打磨、抛光后,利用Kroll试剂(HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=1:3:7,体积比)进行腐蚀以显现显微组织。利用Regulus8240场发射扫描电子显微镜(SEM)对试样的显微组织形貌及气孔、裂纹等缺陷特征进行观察与分析。显微硬度测试在Touch Vicker-1000A, MEGA Instruments试验机上进行,测试条件为:载荷200 g,保载时间15 s。沿沉积方向(Z轴),从Ti60区经过渡区至TiAl区,以100 μm为间隔进行连续压痕测试,每个区域至少采集10个有效数据点并取平均值。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 Ti60合金工艺优化

已有研究表明<sup>[36-37]</sup>,激光增材制造Ti60合金的显微组织主要为网篮组织或魏氏体组织,其形成与

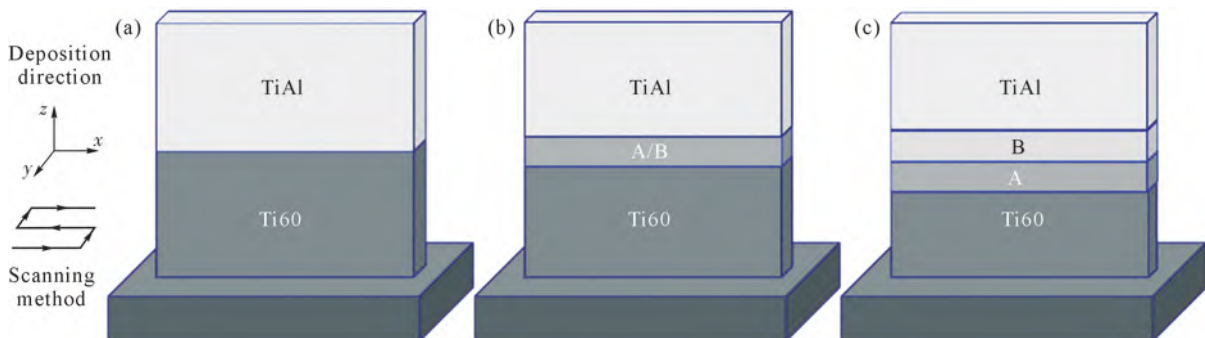


图2 沉积态试样示意图:(a)直接过渡试样;(b)单梯度试样;(c)双梯度试样

Fig.2 Schematic diagram of as-deposited samples: (a) direct transition sample; (b) single-gradient sample; (c) double-gradient sample

能量输入密切相关,较高激光功率易形成魏氏体组织,而较低功率更有利于网篮组织的形成。相比魏氏体组织,网篮组织在塑性、蠕变抗力及高温持久性能等方面具有更优的综合性能,更适用于高温长期服役构件。同时,层间停留时间可有效提高冷却速率,有利于组织细化,在增材制造钛合金中常用于改善成形组织与性能。为探究能量输入对 Ti60 合金沉积态组织演变的影响,基于前人研究及本设备特性,选取激光功率 1 400~1 800 W、扫描速度 300~600 mm/min、送粉速率 3.0~5.0 g/min 及层厚 0.3~0.6 mm 作为工艺参数的探索范围,设置两组具有显著能量密度差异的工艺参数进行激光熔化沉积功率适应性验证,如表 2 所示。在所有实验中,光斑直径固定为 3 mm,离焦量 0 mm,送粉气流和保护气流量分别为 6.5 和 15 L/min;当密封舱内氧含量降至  $50 \times 10^{-4}\%$  以下后,采用蛇形往复扫描策略进行沉积实验。

如图 3 所示,工艺 1 和 2 对应的沉积态试样表面光滑均不存在粘粉现象,试样和基体结合良好,不存在宏观及微观裂纹,试样本身不存在气孔和裂纹等明显冶金缺陷且沿增材制造方向不存在明显柱状晶,仅组织类型存在一定差异。如图 3a 和 c 所

示,在工艺 1(激光功率 1 500 W,线能量密度约为 250 J/mm)条件下,沉积态 Ti60 合金形成了均匀、细小的网篮组织,其  $\alpha$  片层集束尺寸细小,晶粒尺寸约为 15  $\mu\text{m}$ ,交错排列,未见明显的原始  $\beta$  柱状晶界。这表明在相对较低的热输入和较快的冷却速率下(由 360 mm/min 的扫描速度和 5 s 的层间停留时间共同决定),熔池内部形核率高, $\alpha$  相以多种变体形式在  $\beta$  晶粒内析出并相互交织,抑制了  $\beta$  晶粒的过度生长,最终形成典型的网篮结构<sup>[36]</sup>。该组织以其细小的片层间距和交错结构,通常与更优的室温塑性、疲劳性能及高温蠕变抗力相关联<sup>[7,36]</sup>。

相比之下,如图 3b 和 d 所示,工艺 2(激光功率 1 800 W,线能量密度约为 300 J/mm)则促成了粗大的魏氏体组织形成。高能量输入显著降低了熔池的冷却速率,为  $\beta$  晶粒的充分生长提供了热力学条件,形成了贯穿数层的粗大柱状原始  $\beta$  晶粒。在随后缓慢的冷却过程中, $\alpha$  相主要以平行排列的粗大片层束形式在  $\beta$  晶界及晶内析出,晶粒尺寸约为 75  $\mu\text{m}$ ,构成了典型的魏氏体组织<sup>[37]</sup>。尽管魏氏体组织在特定取向上可能具有较高的强度,但其粗大的片层和显著的晶界往往会成为裂纹萌生与扩展的优先路径,从

表 2 Ti60 合金激光熔化沉积功率探究  
Tab.2 Investigation of the laser melting deposition process of Ti60 alloys

Process	Laser power /W	Scanning speed /(mm·min <sup>-1</sup> )	Powder feed rate /(g·min <sup>-1</sup> )	Layer thickness /mm	Print width /mm	Interlayer stay /s
Process 1	1 500	360	5.5	0.45	1.6	5
Process 2	1 800	360	5.5	0.45	1.6	5

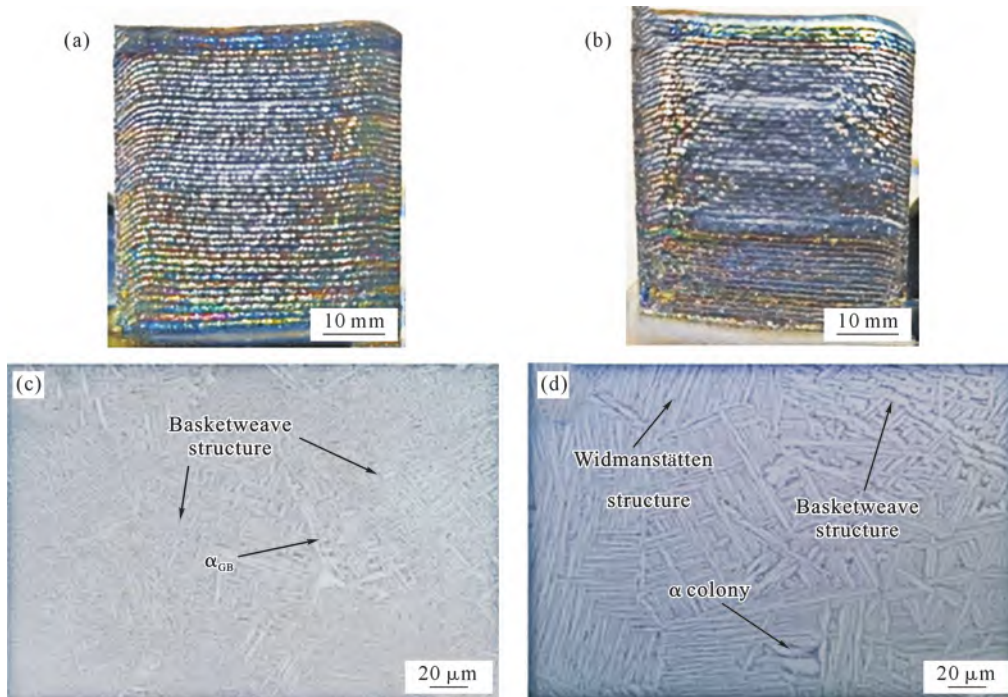


图 3 Ti60 合金薄壁件和金相组织图:(a, c) 工艺 1;(b, d) 工艺 2  
Fig.3 Ti60 alloy thin-walled parts and metallographic structures: (a, c) process 1; (b, d) process 2

而损害材料的综合力学性能，特别是塑性与断裂韧性<sup>[8]</sup>。综合表面形貌与显微组织分析，工艺 1 不仅实现了表面光洁、无缺陷的沉积，更获得了综合性能预期更优的细小网篮组织。因此，确定工艺 1 的参数(激光功率 1 500 W，扫描速度 360 mm/min，送粉速率 5.5 g/min，层厚 0.45 mm，扫描间距 1.6 mm，层间停留 5 s)为 Ti60 合金的优化工艺，并用于后续功能梯度材料的制备。

### 2.2 高 Nb-TiAl 合金工艺探究

受 TiAl 合金本征脆性高、激光能量利用率低等因素限制，激光增材制造 TiAl 合金的研究相对较少，尤其是同轴送粉激光熔化沉积方面报道更为有限<sup>[38-39]</sup>。已有研究表明<sup>[40]</sup>，基板预热可有效降低熔池温度梯度与残余应力，从而抑制高脆性 TiAl 合金的开裂倾向；而层间停留虽可提高冷却速率、细化组织，但过高的冷却速率会显著增加残余应力，易诱发

变形或开裂。基于此，本研究通过调控能量输入与扫描速度(表 3)，系统研究其对组织与缺陷的影响。实验中光斑直径、离焦量、送粉气流量及保护气流量保持不变，基板预热至 300 °C，并在密封舱氧含量低于  $50 \times 10^{-4} \%$  条件下采用蛇形往复扫描进行沉积。

如图 4a~c 所示，工艺 3(激光功率 2 300 W，无层间停留)在极高能量输入下沉积的 TiAl 合金呈现粗大全片层组织，片层团尺寸超过 100~300  $\mu\text{m}$ 。更关键的是，高功率导致的熔池过热在凝固末期因气体逸出受阻而形成弥散分布的微米级球形气孔(图 4c)。这与文献<sup>[38]</sup>报道的激光能量密度过高诱发 TiAl 合金气孔的现象一致。工艺 4(图 4d~f)在工艺 3 基础上引入了 5 s 层间停留，片层团尺寸为 80~250  $\mu\text{m}$ 。此举虽然通过增强层间冷却在一定程度上细化了片层团，但也大幅增加了因反复急热急冷产生的累积热应力。其结果是试样在 TiAl 沉积层与

表 3 Ti-45Al-8Nb 合金激光熔化沉积工艺探究

Tab.3 Investigation of the laser melting deposition process of Ti-45Al-8Nb alloys

Process	Laser power /W	Scanning speed /(mm·min <sup>-1</sup> )	Powder feed rate /(g·min <sup>-1</sup> )	Layer thickness /mm	Print width /mm	Interlayer stay /s
Process 3	2 300	400	3.0	0.35	1.6	0
Process 4	2 300	400	3.0	0.35	1.6	5
Process 5	2 000	480	3.0	0.35	1.6	0

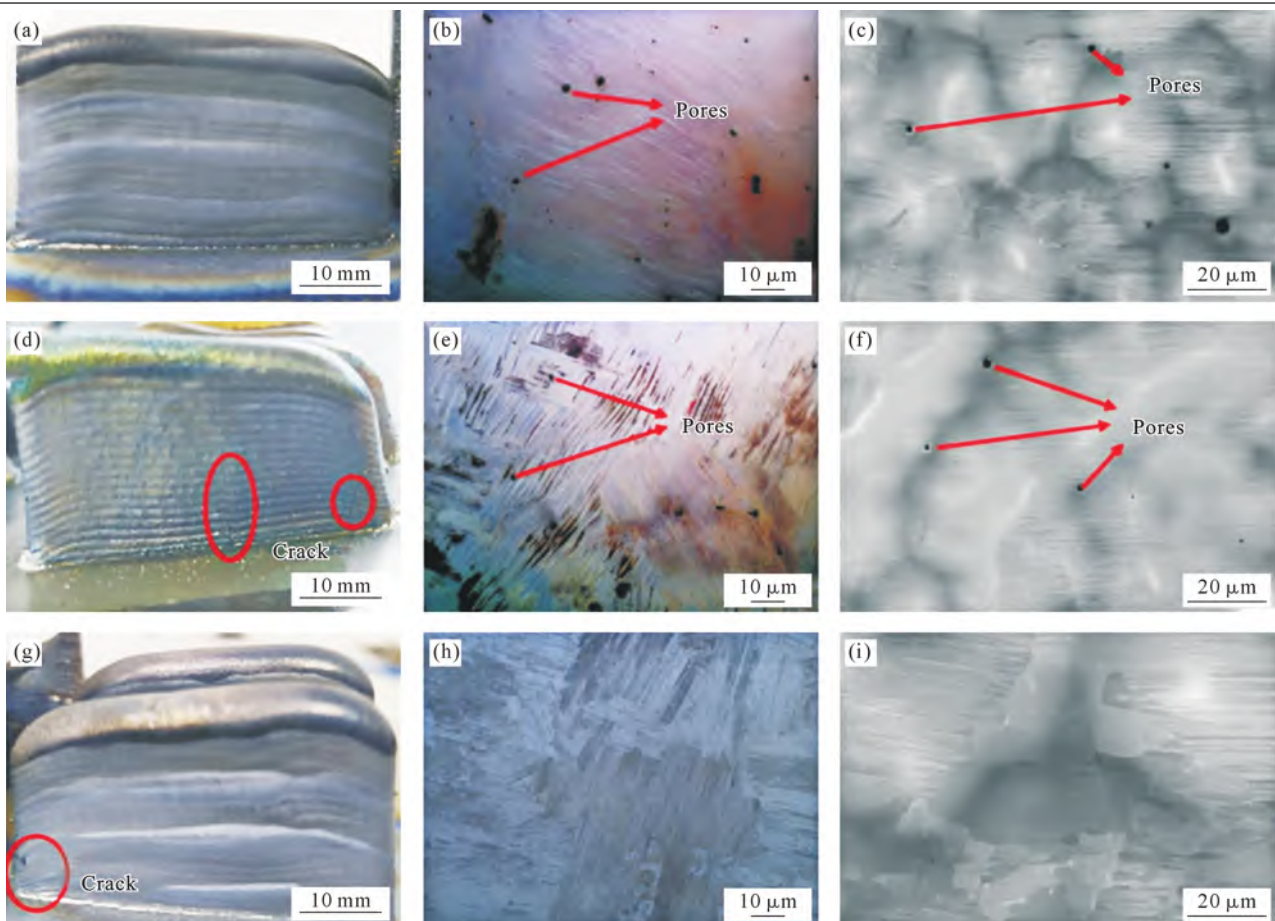


图 4 高 Nb-TiAl 合金薄壁件及金相组织:(a~c) 工艺 3;(d~f) 工艺 4;(g~i) 工艺 5

Fig.4 High Nb-TiAl alloy thin-walled parts and metallographic structures: (a~c) process 3; (d~f) process 4; (g~i) process 5

TA15 基板的界面处发生宏观开裂(图 4d)。这表明,对于高 Nb-TiAl 这类脆性材料,采用旨在细化组织的冷加工策略(增加冷却速率)可能因应力问题而适得其反。工艺 5(图 4g~i)通过将激光功率降至 2 000 W 并提高扫描速度至 480 mm/min,实现了能量输入的优化降低。所得组织为尺寸约 50~150  $\mu\text{m}$  的细小全片层结构,气孔问题得到显著改善。然而,即使在此优化工艺下,直接沉积的薄壁件仍在与基板结合处出现开裂(图 5a)。深入分析表明,试样开裂根源在于 TiAl 熔池与 TA15 基板互熔形成的狭窄互扩散区。该区域内因成分剧烈梯度变化,生成了以  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al、 $\gamma$ -TiAl 为主的连续脆性金属间化合物层,且其与两侧材料的热膨胀系数失配巨大,在冷却过程中产生极高的界面拉应力<sup>[5,20]</sup>。

此外,不同工艺条件下样品均表现出一定程度的组织不均匀特征。已有研究表明,TiAl 及高 Nb-TiAl 合金在凝固过程中普遍存在成分偏析现象,常见形式包括 S-segregation、 $\beta$ -segregation 以及枝间偏析等,其形成主要与高熔点元素(Nb 等)在凝固过程中扩散速率较低、溶质再分配明显及 Al 元素局部富集或贫化有关<sup>[41-44]</sup>。另外,TiAl 合金在激光沉积过程中还可能出现 Al 挥发和氧摄入现象,从而进一步影响局部成分分布及组织均匀性<sup>[45]</sup>。

为解决该问题,采用大面积涂层过渡策略(图 5b),先在基板上沉积数层面积远大于后续薄壁件投影面积的同成分 TiAl 合金涂层。该涂层发挥了双重作用:①作为牺牲层,容纳与基板互熔产生的脆性化合物,使其远离后续承载结构件的主体;②大面积的涂层改变了局部的热传导与约束条件,有效降

低薄壁件起始沉积区域的温度梯度和残余应力集中。如图 5b 所示,采用此策略,TiAl 薄壁件与下方涂层/基板实现了良好的冶金结合,界面处未见裂纹。因此,综合组织质量与开裂倾向,确定工艺 5 为高 Nb-TiAl 合金的基准工艺,并在后续沉积中采用大面积涂层过渡作为起始步骤。

### 2.3 Ti60+高 Nb-TiAl 混合粉末工艺验证

基于 Ti60 与高 Nb-TiAl 合金的最优工艺参数,开展混合粉末成形验证(表 4)。其中,70%Ti60+30%高 Nb-TiAl 定义为过渡区 A,30%Ti60+70%高 Nb-TiAl 定义为过渡区 B。结果表明,两种混合成分试样均未出现宏观裂纹,成形质量良好。图 6 展示了其典型的宏观形貌与显微组织,过渡区 A(图 6a 和 b)组织以 10~20  $\mu\text{m}$  蠕虫状晶粒为主,过渡区 B(图 6c 和 d)则由基体及内嵌的 5~20  $\mu\text{m}$  蠕虫状晶粒构成,晶粒细小,表明所选工艺参数合理。

值得一提的是,在设定熔宽相同的条件下,不同材料体系的实际熔宽存在差异。过渡区 A 和 B 的实际熔宽均高于设定值,且随高 Nb-TiAl 比例增加而增大。造成这一差异的原因一方面是材料物性及工艺响应不同;另一方面则是激光能量耦合、熔池流动与凝固传热共同作用的结果<sup>[46]</sup>。首先不同成分合金对激光能量的吸收能力存在差异,从而导致相同工艺参数下熔池实际热输入不同<sup>[46]</sup>;其次,由于 Ti-Al-Nb 熔体的表面张力及其梯度对成分变化较为敏感,进而改变 Marangoni 对流强度及熔池铺展行为<sup>[47-48]</sup>。此外,TiAl 合金沉积过程中还伴随 Al 挥发和氧摄入现象,这将进一步改变熔池局部成分及表面活性元素含量,对熔池润湿、横向铺展及最终

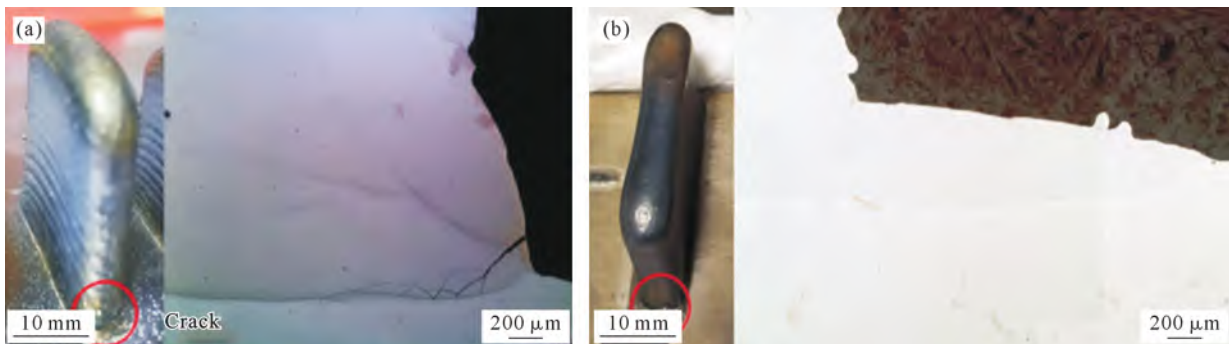


图 5 按照工艺 5 制备的高 Nb-TiAl 合金薄壁件及结合界面组织:(a) 直接沉积;(b) 涂层过渡沉积  
Fig.5 High Nb-TiAl alloy thin-walled parts prepared according to process 5 and the combined interface microstructure: (a) direct deposition; (b) coating transitional deposition

表 4 混合粉末合金激光熔化沉积工艺探究

Tab.4 Investigation of the laser melting deposition process of hybrid alloy powders

Ingredients	Laser power /W	Scanning speed /(mm·min <sup>-1</sup> )	Powder feed rate /(g·min <sup>-1</sup> )	Layer thickness /mm	Print width /mm	Interlayer stay /s	Weld width /mm
Transition zone A	1 600	420	4.5	0.40	1.6	0	6.0
Transition zone B	1 800	420	4.5	0.40	1.6	0	6.0

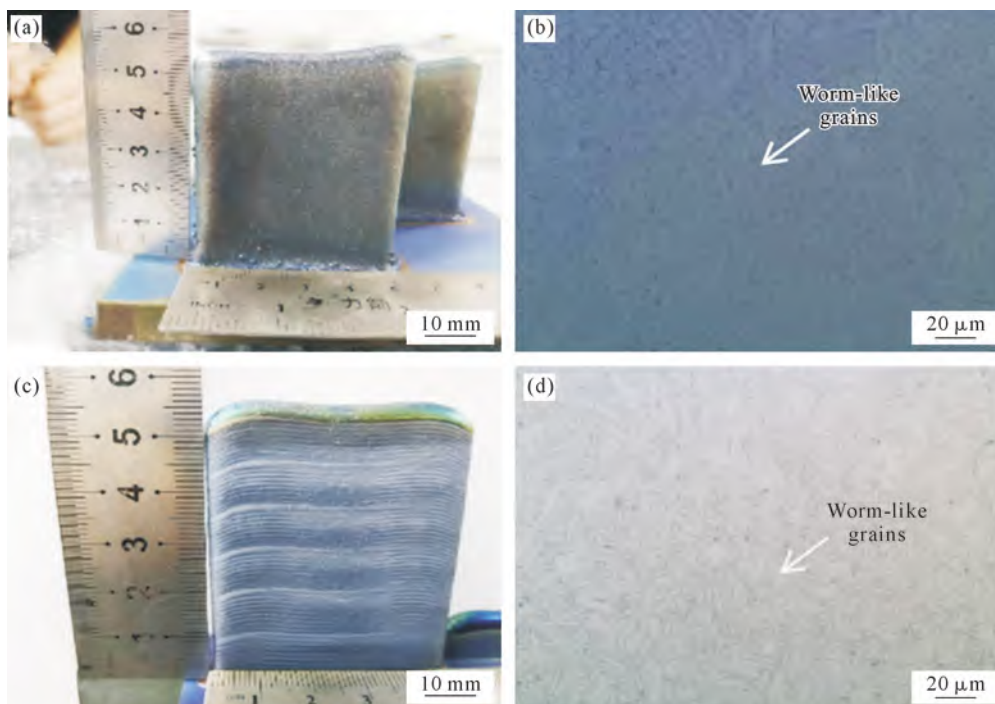


图6 混合粉末沉积试样宏观形貌及金相组织:(a, b) 70%Ti60+30%高 Nb-TiAl;(c, d) 30%Ti60+70%高 Nb-TiAl  
Fig.6 Macroscopic morphology and metallographic structure of mixed powder deposition specimens: (a, b) 70%Ti60+30% high Nb-TiAl; (c, d) 30%Ti60+70% high Nb-TiAl

熔宽产生影响<sup>[45]</sup>。因此,本文中混合合金实际熔宽随高 Nb-TiAl 比例增加而增大的现象,本质上是成分变化与工艺参数共同作用下熔池能量输入、流动及凝固行为综合变化的结果。这一发现具有重要的工程指导意义:在功能梯度材料设计中,若对所有层采用统一的熔宽参数,将由于上述机理导致 TiAl 侧的熔道过宽,可能引起层间搭接不良、轮廓失真甚至局部坍塌。因此,必须采用熔宽协同递减策略,即预先根据成分梯度相应减小熔宽(增大搭接率),以补偿因成分变化引起的熔池几何尺寸内在变化,从而保证梯度构件整体形状精度与界面致密性。基于此,本研究通过设置不同合金成分的工艺参数(Ti60:激光功率 1 500 W、扫描速度 360 mm/min、送粉速率 5.5 g/min、层厚 0.45 mm、扫描间距 1.6 mm、层间停留 5 s;过渡区 A:1 600 W、420 mm/min、45 g/min、0.40 mm、1.6 mm、0 s;过渡区 B:1 800 W、420 mm/min、4.5 g/min、0.40 mm、1.6 mm、0 s;TiAl:2 000 W、480 mm/min、3.0 g/min、0.35 mm、1.6 mm、0 s)确立了 Ti60(7.0 mm)→过渡区 A(6.5 mm)→过渡区 B(6.0 mm)→TiAl(5.5 mm)的熔宽递减方案。

## 2.4 Ti/高 Nb-TiAl 合金功能梯度材料工艺验证

### 2.4.1 直接过渡 Ti/高 Nb-TiAl 合金复合材料

为评估传统连接方式面临的挑战,首先在各自最优工艺参数下制备了直接过渡 Ti/TiAl 合金复合材料。Ti60 合金熔宽设为 7.0 mm, TiAl 合金熔宽设

为 5.5 mm, Ti60 沉积结束后直接切换至 TiAl 沉积。如图 7a 所示,其纵截面清晰地揭示了因物性突变导致的复杂界面结构。Ti60 合金(底部)与高 Nb-TiAl 合金(顶部)之间并非一个锐利的界面,而是存在一个高度约 1.2 mm 的熔合区。值得注意的是,该熔合区内部可进一步分为两个区域:靠近 Ti60 侧的区域 I(颜色较深)和靠近 TiAl 侧的区域 II(颜色较浅),二者之间存在一条明显的界线,预示着相组成的再次突变。直接过渡试样中观察到了两类典型的开裂行为,凸显了其结构的不稳定性:①Ti60 合金与熔合区、TiAl 合金与熔合区之间熔合线附近的裂纹。如图 7b 所示,裂纹起源于熔合线处,并在该平面内延伸。其根本原因在于该熔合线是成分的陡变地带,在快速凝固条件下极易形成以  $Ti_3Al$  为主的连续脆性金属间化合物薄膜。这些脆性相在冷却过程中无法通过塑性变形协调由热膨胀系数差异(Ti 合金约  $10 \times 10^{-6}/K$ , TiAl 合金约  $12 \times 10^{-6}/K$ )产生的巨大剪切应力,从而导致界面分离<sup>[18,20]</sup>。②试样表面熔合区附近萌生的裂纹,同时裂纹也沿熔合区内部扩展。表明即便处于互熔区内,由局部成分波动和凝固顺序差异形成的内部亚界面,同样是力学性能的薄弱环节和应力集中源。图 7c 为直接过渡 Ti/TiAl 合金复合材料从 Ti60 合金侧到 TiAl 合金侧(沿增材制造方向)的显微硬度变化图,为上述破坏行为提供了定量佐证。Ti60 合金显微硬度约为 407.2 HV<sub>0.2</sub>,其在界面

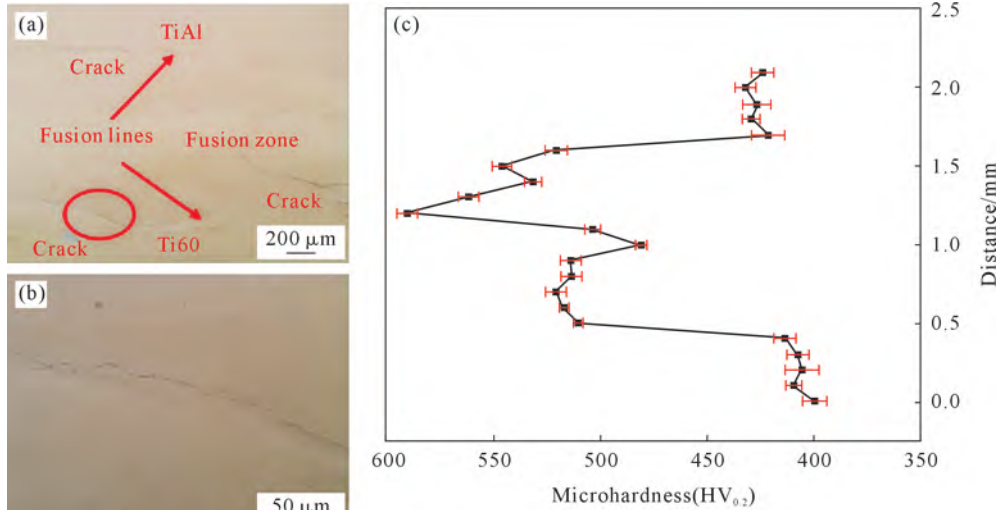


图7 直接过渡沉积 Ti/TiAl 合金复合材料:(a) 界面形貌;(b) 熔合线附近裂纹;(c) 界面显微硬度

Fig.7 Direct transition deposition of Ti/TiAl alloy composites: (a) interfacial morphology; (b) cracks near the fusion line; (c) interfacial microhardness

熔合线处的硬度值在极短距离内急剧跃升至 510.6 HV<sub>0.2</sub>, 增幅超过 100 HV。这种突变正是 α<sub>2</sub>-Ti<sub>3</sub>Al 有序相硬脆特征的直接体现<sup>[5]</sup>。随后, 熔合区内两部分在界面处硬度也显著变化, 靠近 TiAl 合金侧更高, 最高可达 590.6 HV<sub>0.2</sub>, 这对应于更高 Al、Nb 含量的脆性相(如 TiAl、含 Nb 硅化物)的富集<sup>[34]</sup>。而在熔合区与 TiAl 合金界面, 硬度再次发生剧烈波动, 在 0.1 mm 高度范围内最大差值为 99.3 HV<sub>0.2</sub>, 这种在毫米尺度内出现的多次硬度锯齿状跃变, 清晰地描绘出一个由多个脆性层堆叠而成的、内应力极高的不稳定界面体系。最后 TiAl 合金显微硬度约为 426.8 HV<sub>0.2</sub>。显微硬度测试表明, 熔合区及其邻近区域硬度显著升高, 并在界面处出现剧烈突变。因此, 直接过渡方式因其固有成分与性能的突变难以实现 Ti/TiAl 合金的稳定连接, 有必要通过引入梯度过渡层以降低界面物性失配和裂纹敏感性。

#### 2.4.2 梯度过渡 Ti/高 Nb-TiAl 功能梯度材料

基于上述混合合金工艺验证和熔宽协调策略, 本研究成功制备了 3 种功能梯度材料: 单梯度的 Ti/A/TiAl 和 Ti/B/TiAl, 以及双梯度的 Ti/A/B/TiAl。Ti60、过渡区 A、过渡区 B 及 TiAl 的熔宽分别设置为 7.0、6.5、6.0 和 5.5 mm, 过渡区 A 与过渡区 B 各沉积 8 层。所有试样宏观形貌平整, 无肉眼可见的宏观裂纹, 初步证明了梯度设计的有效性。

图 8a 显示, Ti60 区、过渡区 A 与 TiAl 区之间通过平直、清晰的熔合线结合, 各区内部及界面处均未见裂纹。图 8b~d 分别展示了各区典型的稳态组织。Ti60 为网篮组织, 过渡区 A 为蠕虫状等轴晶, TiAl 为全片层组织, 与单独沉积时一致, 说明梯度沉积未引入异常组织。图 8f 的硬度曲线揭示了梯度结构的

核心优势: 硬度从 Ti60 区的约 407 HV<sub>0.2</sub>, 经过渡区 A 的平缓上升(峰值约 480 HV<sub>0.2</sub>), 最终达到 TiAl 区的约 427 HV<sub>0.2</sub>。尽管在 TiAl 与过渡区界面仍存在约 53 HV<sub>0.2</sub> 的突变, 但其幅值相较于直接过渡结构的近 200 HV<sub>0.2</sub> 突变已大幅降低。整个曲线呈现出更为平滑的台阶式上升, 表明应力集中得到有效缓解。Ti/B/TiAl 结构(图 9)呈现出类似的规律, 但由于过渡区 B 的 TiAl 含量更高, 其硬度峰值更高(约 520 HV<sub>0.2</sub>), 且位于更靠近 TiAl 区的位置(图 9f)。这验证了梯度成分对硬度分布轨迹的可设计性。

图 10 展示了 Ti/A/B/TiAl 双梯度结构更精细的协调效果。图 10a 的纵截面显示, Ti60→A→B→TiAl 的 4 个区域依次紧密连接, 熔合线清晰且无缺陷。图 10c 和 d 显示, 过渡区 A 和 B 均保持了各自独立沉积时的特征组织, 且二者之间的界面(即 A/B 界面)实现了冶金结合, 未见裂纹或孔洞。这种多台阶设计的关键作用体现在硬度分布上(图 10g)。双梯度结构的硬度曲线呈现为一条更为连续的三级上升阶梯: Ti60 (约 407 HV<sub>0.2</sub>)→A 区 (约 480 HV<sub>0.2</sub>)→B 区(约 520 HV<sub>0.2</sub>)→TiAl(约 427 HV<sub>0.2</sub>)。与单梯度结构相比, 它将原本可能集中在单一界面的巨大硬度差, 分解到了 A/B 和 B/TiAl 两个界面上。特别是 B/TiAl 界面的硬度突变值被进一步压低, 使整个界面的性能过渡更为平缓。

本研究的梯度结构设计 with 早期研究<sup>[34-35]</sup>相比, 不仅实现了无裂纹成形, 更通过成分梯度与熔宽参数梯度的主动协同设计, 解决了以往 FGM 制备中常被忽视的几何形状连续性问题。文献[26]报道了类似梯度结构, 但其过渡区存在微裂纹, 且未讨论熔池行为的差异。本文通过系统揭示混合合金熔宽随成

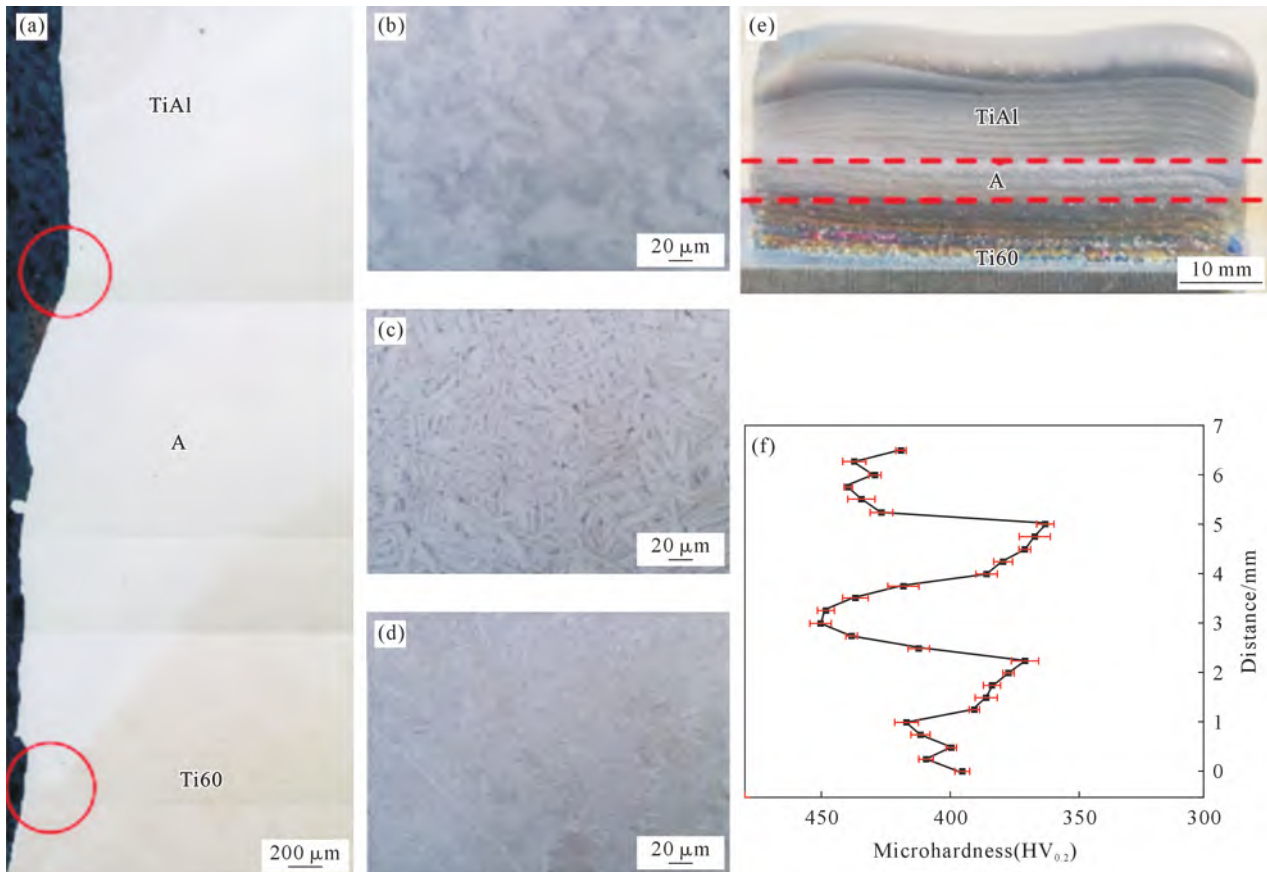


图8 梯度过渡沉积 Ti/A/TiAl 合金功能梯度材料:(a) 界面形貌;(b) TiAl 合金组织;(c) 过渡区 A 中心组织;(d) Ti60 合金组织;  
(e) FGM 宏观形貌;(f) 界面显微硬度  
Fig.8 Gradient transition deposition of Ti/A/TiAl alloy functional gradient materials: (a) interfacial morphology; (b) microstructure of TiAl alloy; (c) microstructure of the center of transition zone A; (d) microstructure of Ti60 alloy; (e) macrostructure of FGM; (f) interfacial microhardness

分变化的规律,并据此反向设计扫描路径,确保了从 Ti 到 TiAl 的几何轮廓平滑过渡,从而避免了因轮廓突变引起的额外应力集中。双梯度结构相比单梯度,提供了更多的成分缓冲台阶,更接近理想的功能梯度材料性能连续变化理念,因此在抑制界面应力集中和协调变形方面表现出本征优势。这一策略为实现高质量 Ti/高 Nb-TiAl 功能梯度材料(FGM)的激光熔化沉积成形提供了新思路。

### 3 结论

(1)针对 Ti60 合金,工艺参数显著影响其沉积态组织类型与细化程度。在激光功率 1 500 W、扫描速度 360 mm/min、送粉速率 5.5 g/min、层厚 0.45 mm 及层间停留 5 s 的优化参数下,可获得组织均匀、无宏观缺陷的细小网篮组织;而将激光功率提升至 1 800 W(其他参数不变)则促进粗大魏氏体组织的形成。这表明通过控制较低的能量输入,可实现 Ti60 合金沉积组织的细化调控。

(2)对于高 Nb-TiAl 合金,其沉积过程面临高裂纹敏感性的挑战。研究发现,采用 2 300 W 高功率

输入易形成微米级气孔;而将参数优化为激光功率 2 000 W、扫描速度 480 mm/min、送粉速率 3.0 g/min 并无层间停留,配合 300 °C 基板预热,可获得片层团尺寸为 50~150 μm 的细小全片层组织,且气孔率显著降低。此外,扩大同成分的预沉积区域,可有效抑制裂纹的形成。

(3)对于 Ti60 与高 Nb-TiAl 不同比例混合合金,在适宜能量输入条件下可实现无裂纹、无气孔的稳定成形。关键发现是,在相同设定工艺下,混合合金的实际熔宽随高 Nb-TiAl 含量增加而增大,反映了不同成分合金熔池行为的差异。因此,在梯度结构设计中,必须根据成分比例通过改变工艺参数协同作用逐级调整熔宽参数,以实现几何形状与冶金质量的匹配。

(4)直接过渡制备的 Ti/TiAl 复合材料由于热物性失配及脆性金属间化合物的形成,在熔合线附近产生高达 590.6 HV<sub>0.2</sub> 的硬度峰值,导致界面开裂。通过构建功能梯度结构,并依据成分梯度将熔宽从 Ti60 区的 7.0 mm 递减至 TiAl 区的 5.5 mm,可有效促进各梯度层之间的组织兼容性与变形协调,使界

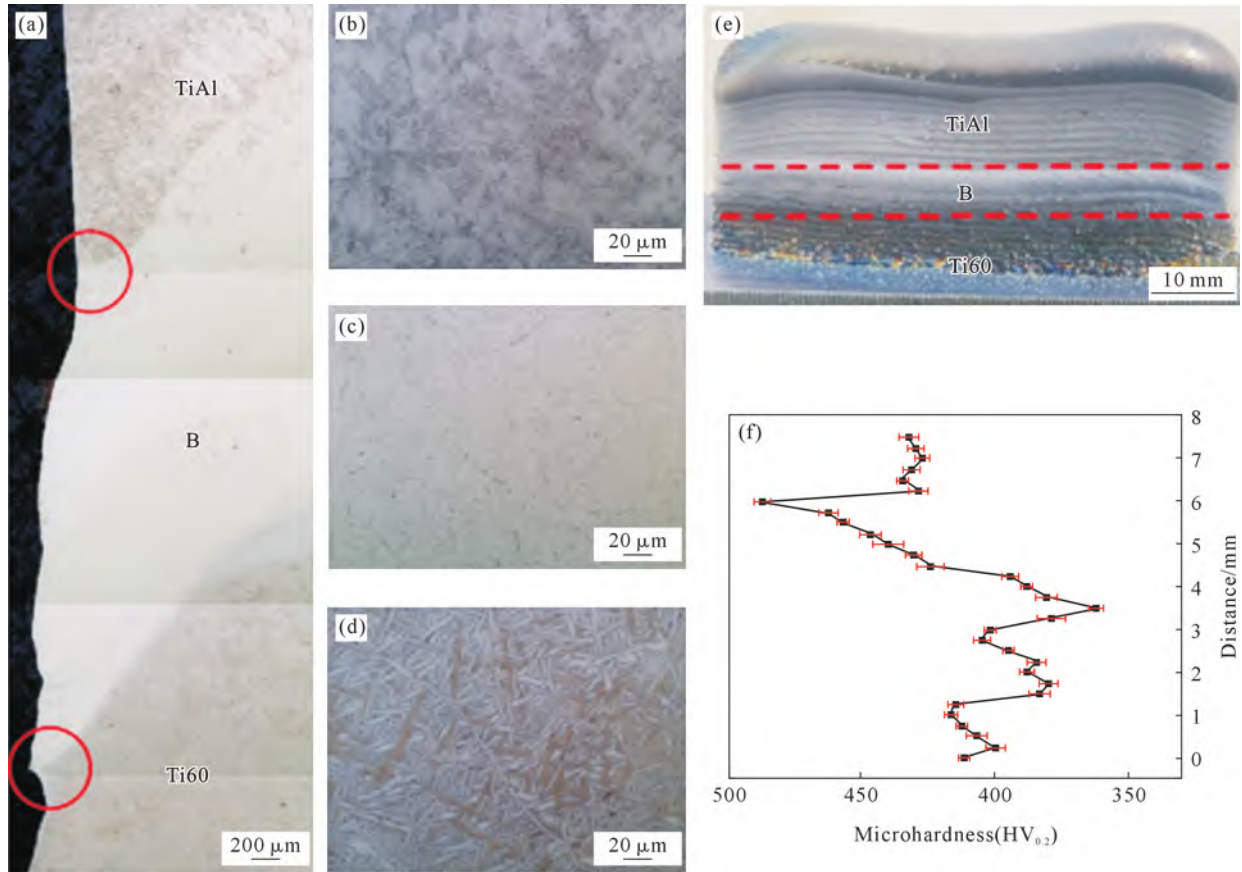


图9 梯度过渡沉积 Ti/B/TiAl 合金功能梯度材料:(a) 界面形貌;(b) TiAl 合金组织;(c) 过渡区 B 中心组织;(d) Ti60 合金组织;(e) FGM 宏观形貌;(f) 界面显微硬度

Fig.9 Gradient transition deposition of Ti/B/TiAl alloy functional gradient materials: (a) interfacial morphology; (b) microstructure of TiAl alloy; (c) microstructure of the center of transition zone B; (d) microstructure of Ti60 alloy; (e) macrostructure of FGM; (f) interfacial microhardness

面硬度变化更为平缓,从而完全抑制宏观裂纹。引入双梯度过渡层(Ti/A/B/TiAl)比单梯度结构能提供更连续的成分与性能变化,进一步缓解界面应力集中,表现出更优的成形稳定性。

#### 参考文献:

- [1] BLAKEY-MILNER B, GRADL P, SNEDDEN G, BROOKS M, PITOT J, LOPEZ E, LEARY M, BERTO F, DU PLESSIS A. Metal additive manufacturing in aerospace: A review[J]. *Materials & Design*, 2021, 209: 110008.
- [2] RUPCIC L, PIERRAT E, FRICKE K, MOLL T, HAUSCHILD M Z, LAURENT A. Improving environmental performances of integrated bladed rotors for aircraft [J]. *CIRP Annals*, 2022, 71 (1): 13-16.
- [3] CAI X L, SUN D Q, LI H M, MENG C, WANG L, SHEN C J. Dissimilar joining of TiAl alloy and Ni-based superalloy by laser welding technology using V/Cu composite interlayer [J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 111: 205-213.
- [4] SHANG C, WANG C Y, LI C F, YANG G, XU G J, YOU J H. Eliminating the crack of laser 3D printed functionally graded material from TA15 to Inconel718 by base preheating [J]. *Optics & Laser Technology*, 2020, 126: 106100.
- [5] HAN K, WANG H Q, ZHANG B G, LI Y X, WANG T. Effect of thermal compensation on microstructure and mechanical properties of electron-beam welded joint for high-Nb containing TiAl/Ti600 alloys [J]. *Materials & Design*, 2017, 131: 273-285.
- [6] SONG D B, WANG T, JIANG S Y, XIE Z S. Influence of welding parameters on microstructure and mechanical properties of electron beam welded Ti60 to GH3128 joint with a Cu interlayer [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2021, 34(5): 39-46.
- [7] JIA R C, ZENG W D, HE S T, GAO X X, XU J W. The analysis of fracture toughness and fracture mechanism of Ti60 alloy under different temperatures [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 810: 151899.
- [8] LI W Y, CHEN Z Y, LIU J R, WANG Q J, SUI G X. Effect of texture on anisotropy at 600 °C in a near- $\alpha$  titanium alloy Ti60 plate [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 688: 322-329.
- [9] SUN F, LI J S, KOU H C, TANG B, CAI J M. Nano-precipitation and tensile properties of Ti60 alloy after exposure at 550 °C and 650 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 626: 247-253.
- [10] SONG X G, BEN B Y, HU S P, FENG J C, TANG D Y. Vacuum brazing high Nb-containing TiAl alloy to Ti60 alloy using Ti-28Ni eutectic brazing alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 692: 485-491.
- [11] LIN J P, ZHAO L L, LI G Y, ZHANG L Q, SONG X P, YE F, CHEN G L. Effect of Nb on oxidation behavior of high Nb containing TiAl alloys [J]. *Intermetallics*, 2011, 19(2): 131-136.
- [12] WANG J N, ZHU J, WU J S, DU X W. Effects of alloying ele-

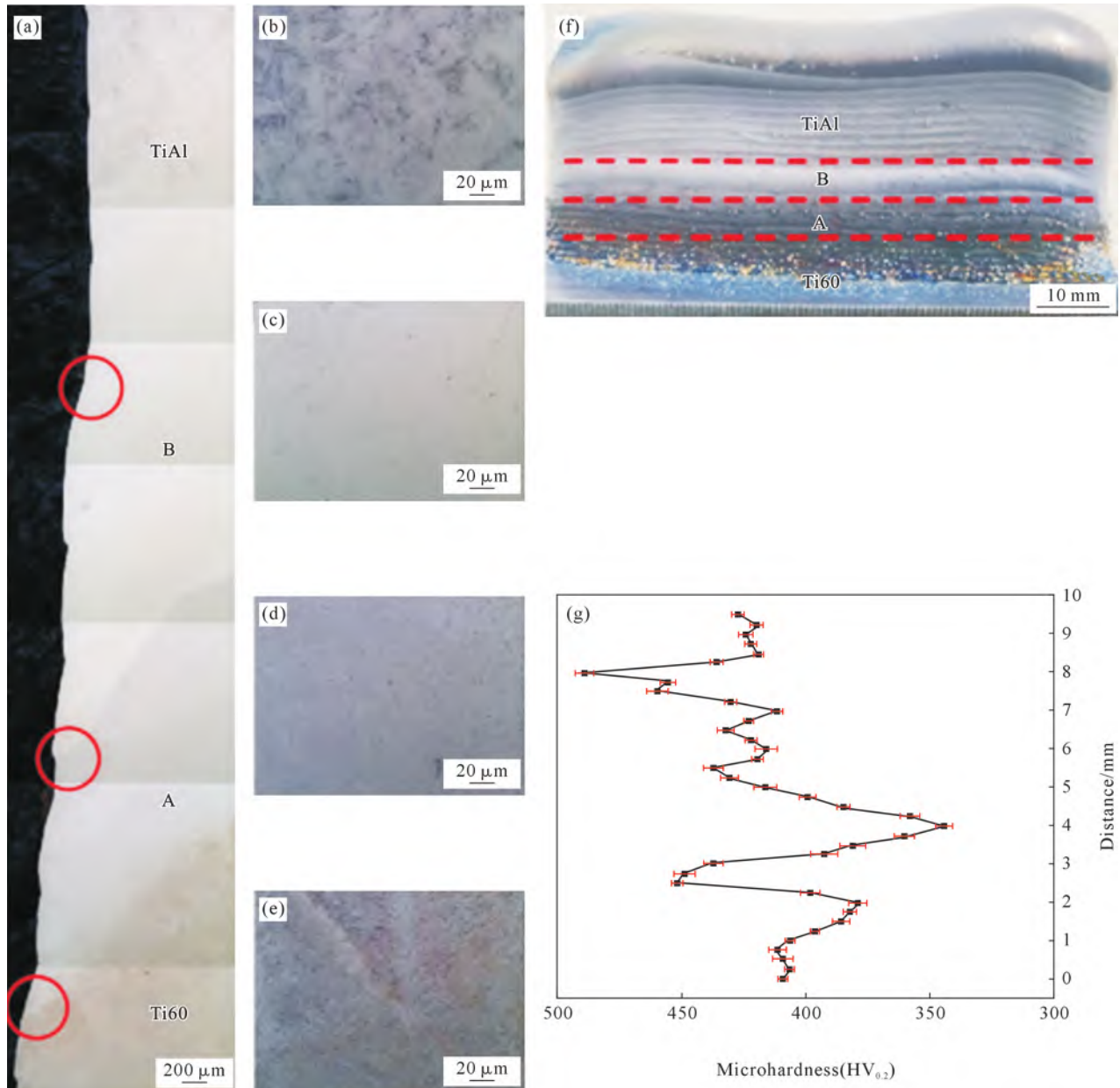


图 10 梯度过渡沉积 Ti/A/B/TiAl 合金功能梯度材料:(a) 界面形貌;(b) TiAl 合金组织;(c) 过渡区 A 中心组织;(d) 过渡区 B 中心组织;(e) Ti60 合金组织;(f) FGM 宏观形貌;(g) 界面显微硬度

Fig.10 Gradient transition deposition of Ti/A/B/TiAl alloy functional gradient materials:(a) interfacial morphology;(b) microstructure of TiAl alloy;(c) microstructure of the center of transition zone A;(d) microstructure of the center of transition zone B;(e) microstructure of Ti60 alloy;(f) macrostructure of FGM;(g) interfacial microhardness

ments on creep of TiAl alloys with a fine lamellar structure[J]. Acta Materialia, 2002, 50(6): 1307-1318.

[13] YANG Q, ZHOU W L, ZHENG X B, NIU Z Q, LI Z Q, ZOU B W, FU X S. Investigation of shot peening combined with plasma-sprayed CuNiIn coating on the fretting fatigue behavior of Ti-6Al-4V dovetail joint specimens[J]. Surface & Coatings Technology, 2019, 358: 833-842.

[14] QIAO Y J, CUI H T, GUO J H, ZHANG H J, WEN W D. Tensile and flexural failure behaviors of bolted T-joint consisting of T300/BMP316 composite laminates and TC4 alloy[J]. Composite Structures, 2022, 297: 115943.

[15] JIANG H, LI B K, LI G Y, CUI J J. Failure behavior of electromagnetic driven nailing riveted joint for Al/steel structures subjected to

fatigue loading[J]. Engineering Failure Analysis, 2022, 132: 105941.

[16] BABALO V, FAZLI A, SOLTANPOUR M. Electro-Hydraulic Clinching: A novel high speed joining process[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 35: 559-569.

[17] CHEN G Q, ZHANG G, WANG H Z, YIN Q X, HUANG Y X, ZHANG B G. Effect of heat distribution on microstructure and mechanical properties of electron beam welded dissimilar TiAl/TC4 joint [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9 (6): 13027-13035.

[18] BURKHARDT I, VENTZKE V, RIEKEHR S, KASHAEV N, ENZ J. Laser welding and microstructural characterization of dissimilar  $\gamma$ -TiAl-Ti6242 joints[J]. Intermetallics, 2019, 104: 74-83.

[19] CHEN G Q, ZHANG G, YIN Q X, ZHANG B G, FENG J C. Mi-

- crostructure evolution of electron beam welded joints of Ti-43Al-9V-0.3Y and Ti-6Al-4V alloys [J]. *Materials Letters*, 2018, 233: 336-339.
- [20] TETSUI T. Effects of brazing filler on properties of brazed joints between TiAl and metallic materials[J]. *Intermetallics*, 2001, 9(3): 253-260.
- [21] LIU C T, SCHNEIBEL J H, MAZIASZ P J, WRIGHT J L, EASTON D S. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures[J]. *Intermetallics*, 1996, 4(6): 429-440.
- [22] BOBBIO L D, OTIS R A, BORGONIA J P, DILLON R P, SHAPIRO A A, LIU Z K, BEESE A M. Additive manufacturing of a functionally graded material from Ti-6Al-4V to invar: Experimental characterization and thermodynamic calculations[J]. *Acta Materialia*, 2017, 127: 133-142.
- [23] REICHARDT A, DILLON R P, BORGONIA J P, SHAPIRO A A, MCENERNEY B W, MOMOSE T, HOSEMANN P. Development and characterization of Ti-6Al-4V to 304L stainless steel gradient components fabricated with laser deposition additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2016, 104: 404-413.
- [24] LIU Y T, ZHANG Y Z. Microstructure and mechanical properties of TA15-Ti<sub>2</sub>AlNb bimetallic structures by laser additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 795: 140019.
- [25] ZHAI W G, WANG P, NG F L, ZHOU W, NAI S M L, WEI J. Hybrid manufacturing of  $\gamma$ -TiAl and Ti-6Al-4V bimetal component with enhanced strength using electron beam melting [J]. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 207: 108587.
- [26] MA R X, LIU Z Q, WANG W B, XU G J, WANG W. Laser deposition melting of TC4/TiAl functionally graded material[J]. *Vacuum*, 2020, 177: 109349.
- [27] LIU Z Q, MA R X, XU G J, WANG W, LIU J. Laser additive manufacturing of bimetallic structure from Ti-6Al-4V to Ti-48Al-2Cr-2Nb via vanadium interlayer[J]. *Materials Letters*, 2020, 263: 127210.
- [28] KOIZUMI M. FGM activities in Japan [J]. *Composites Part B: Engineering*, 1997, 28(1-2): 1-4.
- [29] KIEBACK B, NEUBRAND A, RIEDEL H. Processing techniques for functionally graded materials[J]. *Materials Science and Engineering: A*. 2003, 362(1-2): 81-106.
- [30] ZHANG Y Z, LIU Y T, ZHAO X H, TANG Y J. The interface microstructure and tensile properties of direct energy deposited TC11/Ti2AlNb dual alloy[J]. *Materials & Design*, 2016, 110: 571-580.
- [31] YAN L, CHEN Y T, LIOU F. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 31: 100901.
- [32] SAM M, JOJITH R, RADHIKA N. Progression in manufacturing of functionally graded materials and impact of thermal treatment-A critical review [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 68: 1339-1377.
- [33] HU Z C, MENG S H, LI J P, XIE W H, NIU J H, ZHOU Y H. Continuous gradient ceramic/polymer composite for application in large temperature gradient connection by a polymer-derived ceramic route[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2020, 132: 105799.
- [34] QU H P, LI P, ZHANG S Q, LI A, WANG H M. Microstructure and mechanical property of laser melting deposition (LMD) Ti/TiAl structural gradient material[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(1): 574-582.
- [35] MA R X, LIU Z Q, WANG W B, XU G J, WANG W. Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V/Ti48Al2Cr2Nb alloys fabricated by laser melting deposition of powder mixtures [J]. *Materials Characterization*, 2020, 164: 110321.
- [36] CHEN J, ZHANG R, ZHANG Q, YANG J Q, HUANG W D. 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.
- [37] 蒋帅. 激光直接沉积 Ti60 合金组织与性能研究[D]. 青岛: 中国石油大学(华东), 2014.
- JIANG S. Study on the microstructure and properties of direct laser deposited Ti60 alloy [D]. Qingdao: China University of Petroleum (East China), 2014.
- [38] 李伟鹏. TiAl 基高温合金高 Nb-TiAl-0.3Y 的 SLM 成形探索 [D]. 深圳: 深圳大学, 2020.
- LI W P. Exploration of SLM fabrication of TiAl-based high-temperature alloy high Nb-TiAl-0.3Y [D]. Shenzhen: Shenzhen University, 2020.
- [39] 刘丙霖. 高铌钛铝合金球形粉末的制造及其选区激光熔化成型研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2020.
- LIU B L. Study of manufacturing and selective laser melting process of High-Nb-TiAl alloy spherical [D]. Nanjing: Nanjing University of Science & Technology, 2020.
- [40] 马瑞鑫. 激光近净成形 TC4/TiAl 梯度材料组织与性能研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2020.
- MA R X. Study on the microstructure and properties of TC4/TiAl gradient materials by laser engineered net shaping[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2020.
- [41] CHEN G L, XU X J, TENG Z K, WANG Y L, LIN J P. Microsegregation in high Nb containing TiAl alloy ingots beyond laboratory scale[J]. *Intermetallics*, 2007, 15(5-6): 625-631.
- [42] XU X J, LIN J P, TENG Z K, WANG Y L, CHEN G L. On the microsegregation of Ti-45Al-(8-9)Nb-(W, B, Y) alloy[J]. *Materials Letters*, 2007, 61(2): 369-373.
- [43] LIU G H, WANG Z D, FU T L, LI Y, LIU H T, LI T R, GONG M N, WANG G D. Study on the microstructure, phase transition and hardness for the TiAl-Nb alloy design during directional solidification[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 650: 45-52.
- [44] CAO J, GUO Z C, SUN T L, GUO Y C, LIANG Y F, LIN J P. Microstructure evolution and mechanical properties of a high Nb-TiAl alloy via HIP and heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 884: 145517.
- [45] RITTINGHAUS S K, MOLINA RAMIREZ V R, ZIELINSKI J, HECHT U. Oxygen gain and aluminum loss during laser metal deposition of intermetallic TiAl[J]. *Journal of Laser Applications*, 2019, 31(4): 042005.
- [46] DASS A, MORIDI A. State of the art in directed energy deposition: From additive manufacturing to materials design[J]. *Coatings*, 2019, 9(7): 418.

- [47] ZUBACK J S, KNAPP G L, PALMER T A, DEBROY T. Deposit geometry and oxygen concentration spatial variations due to composition change in printed functionally graded components [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2021, 164: 120526.
- [48] ZHOU K, WANG H P, CHANG J, WEI B. Surface tension measurement of metastable liquid Ti-Al-Nb alloys[J]. Applied Physics A, 2011, 105: 211-214.

(责任编辑:宫文婧)