

引用格式: 牛方勇, 祝明春, 成浩然, 等. 整体高温辅助激光定向能量沉积 TiAl4822 合金开裂抑制机理及组织性能研究[J]. 航空材料学报, 2026, 46(1): 51-59.

NIU Fangyong, ZHU Mingchun, CHENG Haoran, et al. Suppression of cracking and microstructure-property investigation of TiAl4822 alloy by laser directed energy deposition with integral high-temperature assistance[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(1): 51-59.

## 整体高温辅助激光定向能量沉积 TiAl4822 合金 开裂抑制机理及组织性能研究

牛方勇<sup>1,2\*</sup>, 祝明春<sup>1,2</sup>, 成浩然<sup>1,2</sup>, 于学鑫<sup>1,2</sup>, 高佳丽<sup>3</sup>

(1. 大连理工大学 高性能精密制造全国重点实验室, 辽宁 大连 116024; 2. 精密/特种加工及微制造技术教育部重点实验室 (B类), 辽宁 大连 116024; 3. 上海理工大学 机械工程学院, 上海 200093)

**摘要:** 激光定向能量沉积(laser directed energy deposition, LDED)凭借高效率与工艺柔性, 正成为解决室温高脆性和高活性的 TiAl4822(Ti-48Al-2Cr-2Nb)合金传统工艺难加工、难制备大型复杂构件问题的关键途径, 以充分发挥其航空发动机等高温轻质部件的理想材料潜力。然而, LDED 过程中快速熔融-凝固循环会产生极大的温度梯度和残余应力, 从而导致构件开裂, 但目前尚无成熟手段能够完全抑制裂纹产生。本工作利用整体高温辅助 LDED 制备出 30 mm×25 mm×6 mm 致密无裂纹的 TiAl4822 合金薄壁构件, 并对其宏观形貌、微观组织、孔隙率及显微硬度进行研究。研究表明: 在常温条件下, LDED 制备的 TiAl4822 合金薄壁样品易发生以解理为主的脆性断裂, 显微组织以细小等轴晶为主; 引入 800 °C 整体高温辅助后, 沉积层晶粒定向生长为自下而上倾斜的柱状晶, 孔隙率从 0.05% 降至 0.008%, 孔径分布更均匀, 表面未见宏观裂纹; 与此同时, 显微硬度由常温样件的 390.46HV<sub>0.2</sub> 降至 354.94HV<sub>0.2</sub>, 这主要归因于在高温辅助条件下晶粒长大、晶界减少及析出相中  $\gamma$  相的含量相对增加。因此, 整体高温辅助不仅有效抑制裂纹与大尺寸孔隙的产生, 还优化微观组织均匀性, 为 TiAl4822 合金的高致密、高性能制备提供新途径。

**关键词:** 激光定向能量沉积; TiAl4822 合金; 裂纹; 显微组织; 显微硬度

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000121

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000121

中图分类号: V252; TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)01-0051-09

## Suppression of cracking and microstructure-property investigation of TiAl4822 alloy by laser directed energy deposition with integral high-temperature assistance

NIU Fangyong<sup>1,2\*</sup>, ZHU Mingchun<sup>1,2</sup>, CHENG Haoran<sup>1,2</sup>, YU Xuexin<sup>1,2</sup>, GAO Jiali<sup>3</sup>

(1. State Key Laboratory of High-performance Precision Manufacturing, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China; 2. Key Laboratory for Precision/Non-traditional Machining Technology and Microfabrication Technology of Ministry of Education (B), Dalian 116024, Liaoning, China; 3. School of Mechanical Engineering, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

**Abstract:** The TiAl4822 (Ti-48Al-2Cr-2Nb) alloy, renowned for its exceptional high-temperature mechanical properties and low density, stands out as a highly promising candidate for critical aerospace components. However, its high chemical reactivity and inherent room-temperature brittleness pose significant challenges to the conventional manufacturing of large and complex geometries. Laser directed energy deposition (LDED), characterized by its high fabrication efficiency and remarkable process

flexibility, has emerged as a crucial approach for preparing TiAl4822 alloy components. Nevertheless, the rapid melting-solidification cycle during LDED induces a substantial temperature gradient and residual stress, which results in component cracking. Currently, there is no well-established method to completely prevent crack formation. In this study, a dense and crack-free thin-walled TiAl4822 alloy component with dimensions of 30 mm×25 mm×6 mm is successfully fabricated using the whole high-temperature-assisted LDED technique. An investigation is conducted on their macro-morphology, microstructure, porosity, and microhardness. The results reveal that the thin-walled TiAl4822 alloy specimen prepared by LDED at room temperature is prone to brittle fracture primarily through cleavage, and its microstructure mainly comprises fine equiaxed grains. After implementing whole high-temperature assistance at an integral temperature of 800 °C, the grains in the deposited layer transform from bottom to top into inclined columnar grains. The porosity is significantly reduced from 0.05% to 0.008%, accompanied by a more uniform pore-size distribution, and no macroscopic cracks are observed on the surface. Concurrently, the microhardness decreases from 390.46HV<sub>0.2</sub> to 354.94HV<sub>0.2</sub>, which can be attributed to grain coarsening, a decrease in grain-boundary density, and precipitate evolution under high-temperature conditions. Overall, the integral high-temperature-assisted LDED effectively inhibits crack initiation and the formation of large pores while homogenizing the microstructure, providing a novel pathway for high-density, high-performance TiAl4822 preparing.

**Key words:** laser directed energy deposition; TiAl4822 alloy; crack; microstructure; microhardness

TiAl4822(Ti-48Al-2Cr-2Nb)合金作为典型高温结构材料,凭借低密度、优异的高温力学性能及良好的耐腐蚀性,在航空航天和高性能发动机领域备受关注<sup>[1-4]</sup>。该合金在600 °C以上高温环境中表现出较好的强度和抗氧化性能,是发动机涡轮叶片、结构件等关键高温部件的理想候选材料<sup>[5-6]</sup>。相较传统的镍基高温合金,TiAl4822合金不仅能显著降低部件质量,还可有效提升热效率,符合现代航空航天工业对轻量化和高性能的需求<sup>[7-10]</sup>。

然而TiAl4822合金在室温下存在高化学活性及脆性,传统机械加工、铸造和锻造工艺难以制备大型复杂结构件<sup>[11-12]</sup>。近年来,增材制造(additive manufacturing, AM)技术凭借成形效率高、工艺柔性大等优势,逐渐成为TiAl4822合金制备的重要手段。目前,电子束熔化(electron beam melting, EBM)和选区激光熔化(selective laser melting, SLM)是TiAl4822合金最具应用潜力的两种增材制造技术。EBM工艺依托高温预热环境,可显著降低加工过程中的温度梯度和残余应力,有效抑制裂纹形成,该技术依赖高温真空环境,设备投资和运行成本较高,且高温易导致铝元素挥发,影响成品合金化学成分稳定性<sup>[13-14]</sup>;同时,EBM所用粗粉末粒径较大,制备的部件几何精度和表面质量较低<sup>[15-17]</sup>。相比之下,SLM技术采用更细粉末和更小激光熔池,成形精度和表面质量更优<sup>[18-19]</sup>,制备的TiAl4822合金致密度更高、晶粒细小,力学性能优异<sup>[20-21]</sup>。但SLM工艺通常缺乏预热或预热温度较低,高能量密集的激光束易产生极大温度梯度与热

应力,极易引发裂纹,严重限制了SLM技术在大尺寸、高性能TiAl4822合金部件制造中的应用<sup>[22-25]</sup>。为此,学者们通过调节激光功率、粉末层厚度等工艺参数及优化扫描策略抑制裂纹萌生。Wang等<sup>[26]</sup>采用层间扫描轨迹旋转67°的曲线扫描策略,结合工艺参数调整,实现快速冷却和各向异性降低,将组织的相组成调控为单相,有效抑制裂纹。尽管如此,SLM技术受逐层熔融叠加机制及设备尺寸限制,仍难以加工大型复杂结构件。综上,尽管EBM和SLM技术在TiAl4822合金制备中取得进展,但如何进一步控制裂纹、提升工件尺寸和性能,仍是当前研究的重点和难点。

激光定向能量沉积(laser directed energy deposition, LDED)技术是基于激光熔化同轴输送粉末实现逐层叠加成形的增材制造技术。相较于SLM,LDED工艺柔性更强、成本更低,尤其适合大型复杂结构件加工。然而,LDED通过高能激光束熔化粉末,TiAl4822合金成形过程中交替的熔化-凝固会产生极大温度梯度与热应力,而TiAl4822脆性无法通过自身变形释放应力,易导致裂纹产生<sup>[27-29]</sup>。目前预热和工艺参数优化已被证实可抑制裂纹扩展<sup>[30-32]</sup>。张峰等<sup>[33]</sup>通过在LDED制备TiAl4822合金构件前预热基板降低成形过程中的温度梯度,减少样品裂纹。李晓磊等<sup>[34]</sup>研究发现激光功率对沉积层裂纹影响最大,采用较高激光功率可制备无明显裂纹样品。但当前仍缺乏可完全抑制裂纹的成熟技术方案,相关研究仍在探索中。本课题组在LDED制备陶瓷材料时,证实整体高温

辅助工艺在调控 AM 过程热应力与组织演化方面具有显著优势<sup>[35]</sup>, 可从根本上缓解高温梯度引发的复杂应力演变, 有效抑制裂纹。基于此, 本研究提出采用整体高温辅助 LDED 技术制备 TiAl4822 合金, 旨在通过降低成形过程热应力抑制裂纹产生。本工作系统分析制备样件的开裂行为、显微组织特征及显微硬度分布, 验证整体高温辅助 LDED 在高质量 TiAl4822 合金制备中的有效性, 为该合金大型复杂结构件高性能制备提供新思路, 也为其在极端服役环境应用奠定基础。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

实验采用的整体高温辅助 LDED 设备(图 1(a)), 主要由半导体激光器(FCL 2000, 长光瑞思)、激光头(FWC-300, NewTon)、双机械手系统(型号 MH12 和 GP180, Yaskawa)、送粉器(Gkzhan, RC-PGF)、高温辅助装置及冷却循环水系统组成。激光器输出波长范围 900~1000 nm, 最大平均功率为 2 kW, 激光通过光纤传输至沉积头。激光头安装在 MH12 机械手上, 整体高温辅助装置通过支撑架与工作台固定, 位置保持不变; 通过控制 MH12 机械手移动, 使激光头端部从整体高温辅助

装置保温板的孔口探入并固定于指定位置。沉积样件的基板放置在 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 纤维吸附制成的耐高温支撑杆上, 支撑杆另一端穿过整体高温辅助装置下部长槽开口, 通过移动板与 GP180 机械手连接; 通过控制机械手移动, 使样件提升至指定高度, 并按照如图 1(a)所示的往复连续的沉积方式完成成形。该高温辅助装置能够生成稳定且均匀的炉内高温氛围<sup>[35]</sup>。

实验使用的 TiAl4822 粉末(大连氢原子金属化工有限公司)的形貌和化学成分如图 1(b)所示。该粉末为纯度 97% 以上的近球形粉末, 粒径均在 53~150 μm。实验前, 将粉末在 120 °C 下烘干 4 h 以上, 以保证良好流动性。

成形采用恒定工艺参数: 激光功率 600 W、扫描速度为 2 mm/s、样件长度为 30 mm、层间提升量为 0.8 mm、激光光斑直径为 1 mm。在成形过程中, 激光头与熔池始终保持 10 mm 的距离, 确保粉末流焦点位于沉积表面。在高纯氩气氛下(99.99%)将 TiAl4822 粉末送至 Ti6Al4V 基板, 同轴输送的粉末在 Nd: YAG 激光束的作用下迅速熔化, 最终完成 TiAl4822 合金薄壁样件成形。

### 1.2 实验方法

TiAl4822 合金样件制备完成后, 经显像剂处理后观察宏观裂纹; 通过 Axioscope 5 光学显微镜观

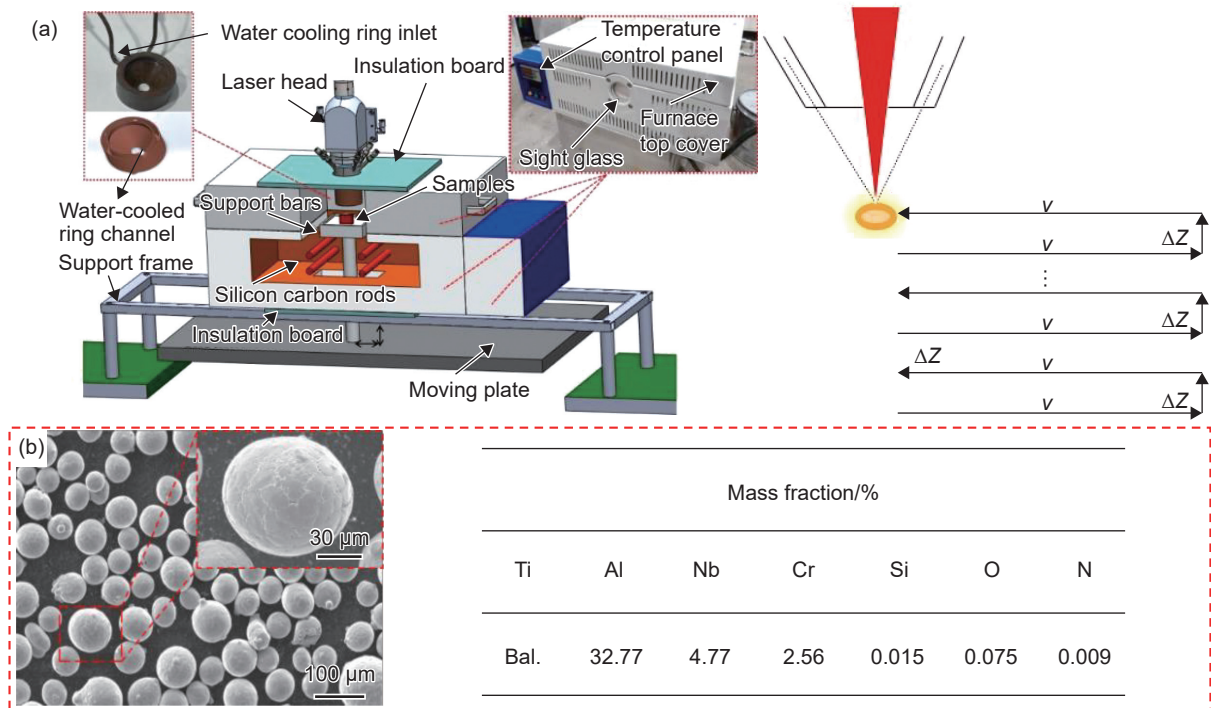


图 1 实验设备与材料 (a)整体高温辅助 LDED 设备; (b)TiAl4822 粉末形态及成分

Fig. 1 Experimental equipment and materials (a) integral high-temperature-assisted LDED equipment; (b) morphology and composition of TiAl4822 powder

察显微组织特征,借助 JSM-7900F 超高分辨场发射扫描电镜分析断口形貌;利用 SmartLab 9 kW 高功率原位 X 射线衍射仪分析相组成;采用 ZEISS Xradia 610 Versa 三维 X 射线显微镜观察内部孔隙结构,结合 Avizo 软件统计孔隙率。显微硬度测试沿沉积厚度方向进行,使用 HV-1000A 型维氏硬度计(加载力 1.96 N,保持时间 15 s),每个样件随机选取 5 处离散分布点测量,并计算平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 裂纹形貌

常温下 LDED 制备的 TiAl4822 合金薄壁样件表面可见明显裂纹(图 2(a)),这是由于成形过程热输入集中、冷却速率快使沉积层从高温至室温的急剧冷却产生极大温度梯度和热应力,而 TiAl4822 合金本身脆性大,对热应力敏感,极易引发裂纹。在实验过程中伴有明显的断裂声,表明裂纹在沉积过程中萌生,且多起源于沉积层底部并向顶部延伸。这是由于初始沉积层存在应力集中,易率先开裂;随着沉积进行,新层凝固产生的内应力推动裂纹扩展,沿扫描方向,裂纹分布近似对称,反映交替沉积方式下内应力的对称分布。SEM 断口形貌(图 2(b))为大量解理断裂特征平面,表明常温下 LDED 制件以脆性解理断裂为主;同时,断口处观察到许多未熔化粉末颗粒和球形孔洞,说明部分粉末未充分熔化导致样件致密性下降,成为裂纹形成的重要诱因。相比之下,在 800 °C 整体高温辅助条件下制备的 TiAl4822 样件(图 2(c))成形宽度和高度都有所增大,表面无宏观裂纹。

常温成形样件初始沉积层裂纹主要沿垂直方向扩展,随后逐渐向两侧倾斜,样件两端裂纹宽度大于中部。研究表明<sup>[36]</sup>,这是由于沉积初期沉积层厚度较薄,样件内部以水平拉应力为主,裂纹垂直于拉应力方向扩展;随着构件高度增加,纵向拉应力增大,导致裂纹偏转(图 3)。两端区域温度梯度最大,应力最高,且位移释放能力较强,通过产生更大裂纹充分释放应力;中部细小裂纹扩展到一定位置可能终止,这是因为该处区域拉伸应力小于材料抗拉强度。而整体高温辅助成形时,熔池温度更高,熔池尺寸更大,可熔融并结合更多粉末,因此构件尺寸增大;同时,整体高温辅助外场可减小温度梯度与残余应力,从而抑制裂纹萌生。

### 2.2 微观组织和相结构

常温和 800 °C 整体高温辅助条件下成形的 TiAl4822 合金样件显微组织差异显著(图 4)。常温沉积时,熔池与周围环境温差大,冷却速率快、过冷度高,液相中产生大量异质成核点并快速长大,最终形成尺寸均一、晶界密集的等轴晶组织(图 4(a))。800 °C 整体高温辅助环境中,已沉积层的高起始温度显著降低熔池过冷度,液相中新形核数减少,冷却速率明显降低,原有晶种沿着热流方向优先长大而非再度均匀成核,表现为自下而上、沿热梯度延伸的柱状晶(图 4(b))。此外,多次热循环下薄壁件内部热量累积,进一步强化竖向的温度梯度和晶界定向长大效应,从而抑制等轴晶再生核,促进柱状晶有序生长。整体高温辅助成形样件(图 4(b))的柱状晶自下而上倾斜,且相邻层柱状晶倾斜方向相反,这是因为沉积过程中沿高度方向的温度梯度较大,交替沉积路径导致相邻层柱状晶生长

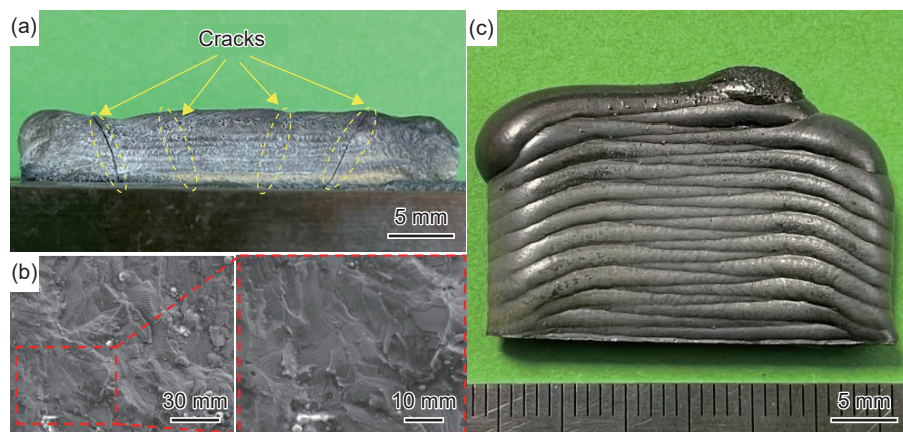


图 2 样件及断口形貌 (a)常温成形样件;(b)常温下裂纹断口图;(c)整体高温辅助成形样件

Fig. 2 Specimens and fracture morphologies (a) specimen fabricated at ambient temperature; (b) fracture images of cracks at ambient temperature; (c) specimen fabricated with integral high-temperature assistance

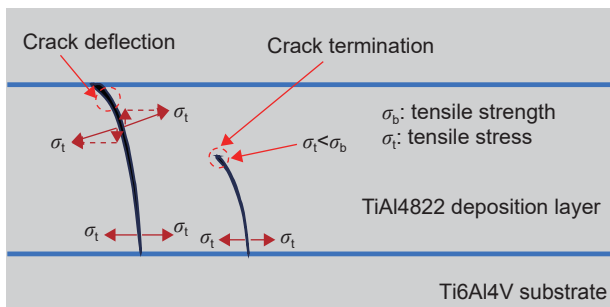


图 3 常温成形样品裂纹扩展过程机理图

Fig. 3 Mechanism diagram of the crack propagation in specimens fabricated at ambient temperature

方向交替变化。相比之下, 常温样品(图 4(a))冷却速度极快, 各向降温均匀, 故晶粒呈近似各向同性的等轴状。无论高温还是常温条件, 沿熔覆层高度方向晶粒尺寸均由下而上增大, 这是沉积过程中热量累积导致温度梯度减小、晶粒生长时间延长的结果。

图 5 为常温和高温下样品的 XRD 图谱。由图可知, 常温及高温下成形样品显微组织均由  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al 相和  $\gamma$ -TiAl 相组成。由于高温下样品析出的  $\alpha_2$  相更少、 $\gamma$  相更多, 因而高温下  $\alpha_2$  相的峰宽和峰高低于常温条件,  $\gamma$  相的峰宽和峰高低于常温。

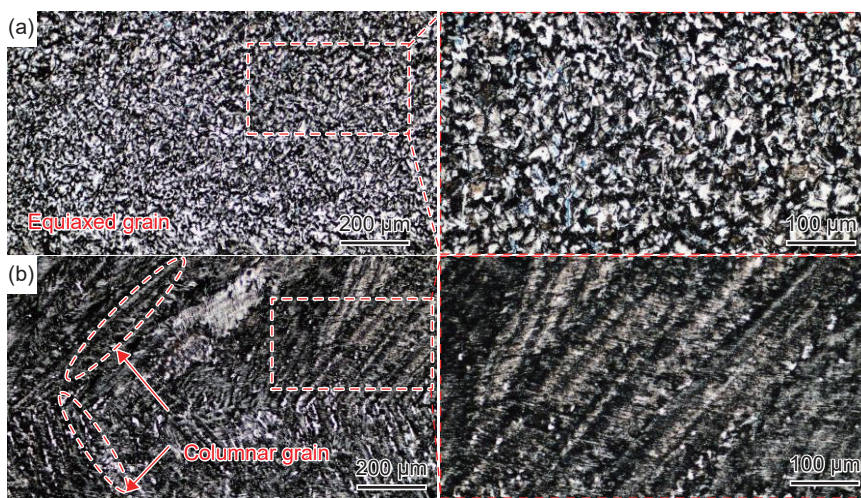


图 4 微观组织 (a) 常温下成形样品; (b) 高温成形样品

Fig. 4 Microstructure (a) specimen fabricated at ambient temperature; (b) specimen fabricated at high temperature

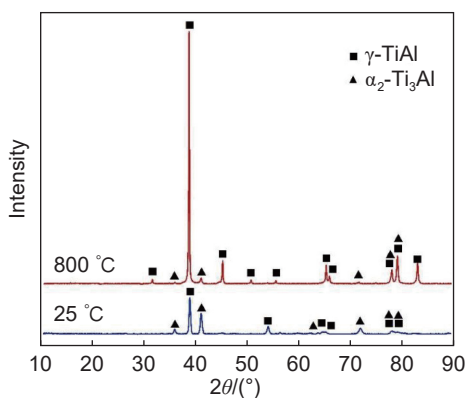


图 5 常温和高温下样品 XRD 分析

Fig. 5 XRD analysis of the specimens at ambient and high temperatures

### 2.3 孔隙率

利用 X 射线显微镜分析不同温度条件下成形样品内部孔隙分布的差异(图 6)。常温 LDED 成形样品内部可见较多孔隙(图 6(a)), 而整体高温辅助成形样品中孔隙明显减少(图 6(b)), 表明高温辅助

有助于降低样品孔隙产生。在常温样品中可观察到少量较大尺寸孔隙, 而整体高温辅助成形样品几乎无大孔隙, 这说明整体高温辅助显著抑制大尺寸孔隙形成。图 6(c) 进一步显示, 整体高温辅助条件下样品孔隙率从常温下的 0.05% 降至 0.008%; 同时, 高温样品内部孔隙的平均等效直径从常温的 42.20  $\mu\text{m}$  降至 40.03  $\mu\text{m}$ , 等效直径分布标准差由常温的 9.93  $\mu\text{m}$  降至 8.46  $\mu\text{m}$ , 说明整体高温辅助不仅降低平均孔径, 还使孔径分布更均匀。这些变化源于高温辅助提高熔池温度和熔体流动性, 促进气体逸出, 减少孔隙形成。研究表明<sup>[33]</sup>, 常温下 LDED 成形 TiAl4822 合金样品中的孔隙, 多由熔池不稳定造成的结构缺陷、保护气体卷入及杂质气化引起, 熔池凝固前气体未及时完全逸出而形成(如图 6(d))。整体高温辅助使得沉积过程中熔池更稳定, 气体更易排出, 从而降低孔隙率。

### 2.4 显微硬度

显微硬度结果如图 7 所示, 800  $^{\circ}\text{C}$  高温成形样

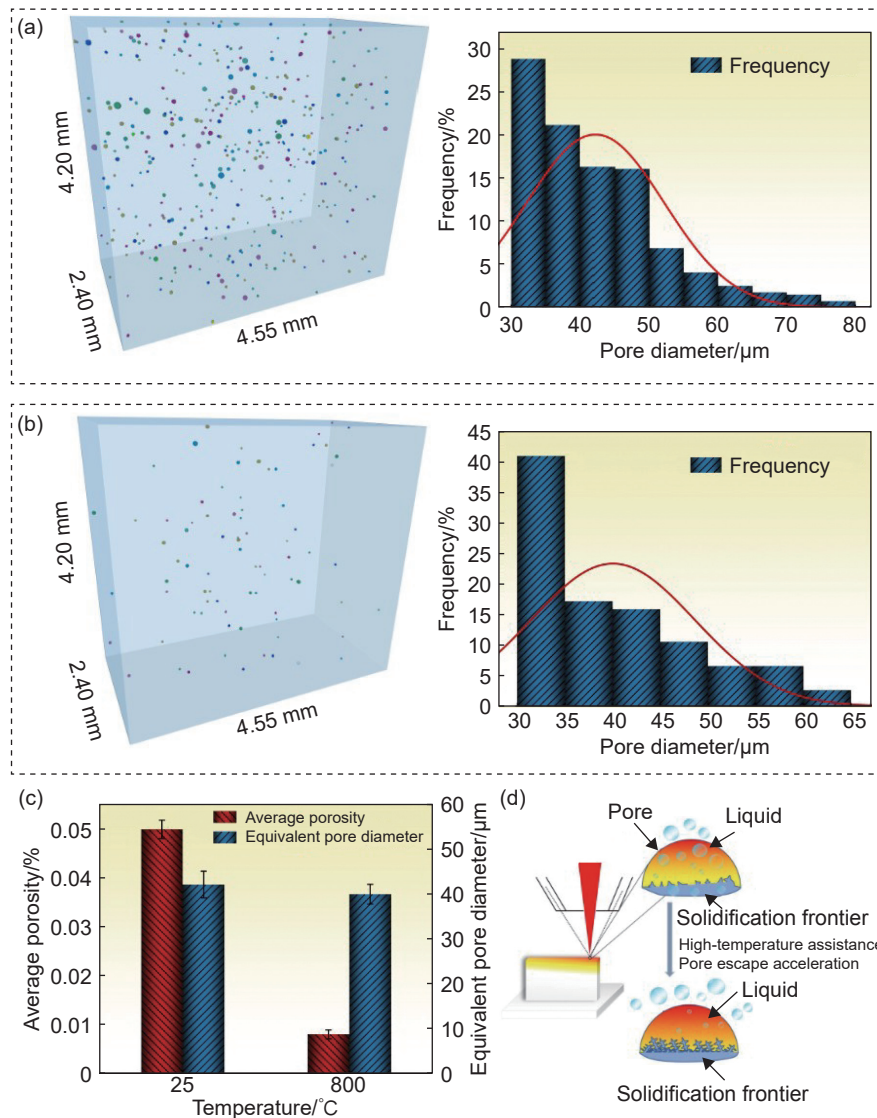


图6 孔隙的空间及尺寸分布、孔隙率、平均等效直径和孔隙形成机理 (a)常温成形样件;(b)高温成形样件;  
(c)孔隙率及平均等效直径;(d)常温和高温下孔隙形成机理

Fig. 6 Spatial distribution and size distribution of pores, porosity, average equivalent pore diameter and pore formation mechanism (a) specimen fabricated at ambient temperature; (b) specimen fabricated at high temperature; (c) porosity and average equivalent diameter; (d) pore formation mechanism at ambient and high temperatures

件的平均硬度为 $(354.94 \pm 5.76) \text{HV}_{0.2}$ , 而常温制备样件为 $(390.46 \pm 5.14) \text{HV}_{0.2}$ , 整体高温成形样件硬度较常温样件降低约9.1%。这种硬度差异主要与析出相演化和显微组织结构有关。整体高温辅助使得样件中 $\gamma$ 相含量相对增加、 $\alpha_2$ 相含量相对降低, 而TiAl4822沉积样件中 $\gamma$ 相含量增加会导致硬度降低<sup>[37]</sup>; 常温沉积时, 沉积层各方向快速冷却且冷却速率相近, 样件晶粒细小且呈等轴状, 晶界数量多, 对位错滑移阻碍作用大, 从而显微硬度更高; 整体高温辅助使得熔覆层温度维持时间较长, 晶粒有更充足时间生长而趋于粗大, 晶界数量减少, 位错滑移更易发生, 硬度随之降低。此外, 样件为薄壁结构, 纵向热梯度变化也影响晶粒形态和硬

化效应, 常温下较快的冷却速率限制晶粒长大, 而高温辅助成形条件延长晶粒生长时间, 进一步强化上述影响。因此, 整体高温辅助LDED制备的TiAl4822合金样件硬度较常温沉积的样件略有下降。由于两种温度条件下成形样件的平均硬度均与增材制造成形TiAl4822合金硬度 $(375 \text{HV}_{0.2})$ <sup>[38]</sup>相近, 故整体高温辅助几乎不影响成形样件的显微硬度, 制备的TiAl4822合金构件的显微硬度仍能满足航空服役要求。

### 3 结论

(1) 常温下LDED成形的TiAl4822合金构件

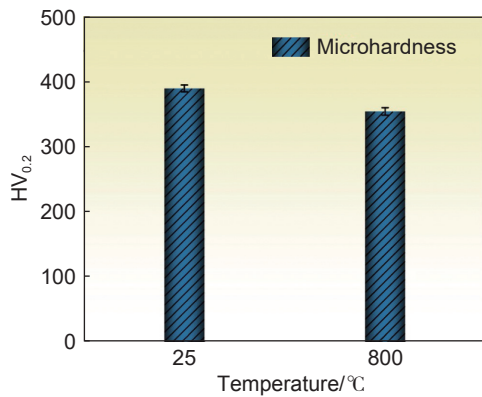


图7 常温和高温成形样件的显微硬度

Fig. 7 Microhardness of specimens fabricated at ambient and high temperature

易产生脆性解理裂纹, 裂纹多从沉积层基板界面萌生并沿熔覆层高度方向扩展; 800 °C 整体高温辅助条件下, 熔池温度升高、温度梯度显著降低, 残余热应力和应力强度得到有效抑制, 样件表面无宏观裂纹, 且成形样件宽度和高度均有提升, 这得益于更大的熔池体积和更充分的粉末熔融, 显著改善了成形效率与尺寸精度。

(2) 常温沉积层显微组织以细小等轴晶为主; 整体高温辅助下, 沉积层晶粒表现为自下而上倾斜的柱状晶, 且相邻层晶粒倾斜方向呈周期性交替。

(3) 整体高温辅助将样件孔隙率从常温的 0.05% 降至 0.008%, 同时平均等效直径从常温的 42.20 μm 降至 40.03 μm, 孔径分布更均匀, 大尺寸孔隙几乎完全消除。

(4) 高温辅助样件的平均硬度从常温条件下的 390.46HV<sub>0.2</sub> 略降至 354.94HV<sub>0.2</sub>, 这主要源于高温条件延长晶粒长大时间、减少晶界数量并改变析出相行为, 从而略微降低沉淀强化效应。

#### 参考文献:

- [1] KABIR M R, CHERNOVA L, BARTSCH M. Numerical investigation of room-temperature deformation behavior of a duplex type  $\gamma$  TiAl alloy using a multi-scale modeling approach[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(17): 5834-5847.
- [2] BROTZU A, FELLI F, PILONE D. Effect of alloying elements on the behaviour of TiAl-based alloys[J]. *Intermetallics*, 2014, 54: 176-180.
- [3] 雷杨, 陈冰清, 闫泰起, 等. 激光扫描速度对选区激光熔化成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响[J]. *航空材料学报*, 2025, 45(3): 131-141.  
LEI Y, CHEN B Q, YAN T Q, et al. Effect of laser scanning speed on macroscopic morphology and microstructure of TA15 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2025, 45(3): 131-141.
- [4] 杨宝, 王春锋, 张泽宇, 等. 钛基复合材料的研究进展[J]. *航空材料学报*, 2025, 45(3): 117-130.  
YANG B, WANG C F, ZHANG Z Y, et al. Advances in research of titanium matrix composites[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2025, 45(3): 117-130.
- [5] 高润奇, 彭徽, 郭洪波, 等. 电子束选区熔化制备 TiAl 合金叶片热冲击失效机理[J]. *航空材料学报*, 2022, 42(5): 91-99.  
GAO R Q, PENG H, GUO H B, et al. Thermal shock failure mechanism of TiAl alloy blade prepared by SEBM[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2022, 42(5): 91-99.
- [6] 陈玉勇, 崔宁, 孔凡涛. 变形 TiAl 合金研究进展[J]. *航空材料学报*, 2014, 34(4): 112-118.  
CHEN Y Y, CUI N, KONG F T. Progress of deformed TiAl alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2014, 34(4): 112-118.
- [7] LI G R, ZHAO B W, WANG H M, et al. Microstructure and properties of TiAl-4822 alloy subject to the solid-state treatment with pulsed magnetic field[J]. *Materials Characterization*, 2024, 211: 113919.
- [8] RAMANUJAN R V. Phase transformations in  $\gamma$  based titanium aluminides[J]. *International Materials Reviews*, 2000, 45(6): 217-240.
- [9] DAS G, KESTLER H, CLEMENS H, et al. Sheet gamma TiAl: status and opportunities[J]. *JOM*, 2004, 56(11): 42-45.
- [10] NATH P, BAR H N, BHATTACHARJEE A, et al. Designing of novel microstructure and its impact on the improved service temperature mechanical performance of 2nd and 3rd generation advanced intermetallic TiAl alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 893: 146108.
- [11] ISMAEEL A, WANG C S. Effect of Nb additions on microstructure and properties of  $\gamma$ -TiAl based alloys fabricated by selective laser melting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29(5): 1007-1016.
- [12] EMIRALIOĞLU A, ÜNAL R. Additive manufacturing of gamma titanium aluminide alloys: a review[J]. *Journal of Materials Science*, 2022, 57(7): 4441-4466.
- [13] SCHWERDTFEGGER J, KÖRNER C. Selective electron beam melting of Ti-48Al-2Nb-2Cr: microstructure and aluminium loss[J]. *Intermetallics*, 2014, 49: 29-35.
- [14] GUSSONE J, HAGEDORNY C, GHEREKHLOO H, et al. Microstructure of  $\gamma$ -titanium aluminide processed by selective laser melting at elevated temperatures[J]. *Inter-*

- metallurgy, 2015, 66: 133-140.
- [15] BIAMINO S, PENNA A, ACKELID U, et al. Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: microstructure and mechanical properties investigation[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(6): 776-781.
- [16] MIZUTA K, HIJIKATA Y, FUJII T, et al. Characterization of Ti-48Al-2Cr-2Nb built by selective laser melting[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 203: 114107.
- [17] DZOGBEWU T C, DU PREEZ W B. Additive manufacturing of Ti-based intermetallic alloys: a review and conceptualization of a next-generation machine[J]. *Materials*, 2021, 14(15): 4317.
- [18] HE P D, WEBSTER R F, YAKUBOV V, et al. Fatigue and dynamic aging behavior of a high strength Al-5024 alloy fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. *Acta Materialia*, 2021, 220: 117312.
- [19] BIFFI C A, BASSANI P, FIOCCHI J, et al. Selective laser melting of AlCu-TiB<sub>2</sub> alloy using pulsed wave laser emission mode: processability, microstructure and mechanical properties[J]. *Materials & Design*, 2021, 204: 109628.
- [20] ZHANG C C, WEI H L, LIU T T, et al. Influences of residual stress and micro-deformation on microstructures and mechanical properties for Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy produced by laser powder bed fusion[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 75: 174-183.
- [21] YANG T, LIU T T, LIAO W H, et al. Laser powder bed fusion of AlSi10Mg: influence of energy intensities on spatter and porosity evolution, microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 849: 156300.
- [22] KENEL C, DASARGYRI G, BAUER T, et al. Selective laser melting of an oxide dispersion strengthened (ODS)  $\gamma$ -TiAl alloy towards production of complex structures[J]. *Materials & Design*, 2017, 134: 81-90.
- [23] SHI X Z, WANG H X, FENG W W, et al. The crack and pore formation mechanism of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective laser melting[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2020, 91: 105247.
- [24] DOUBENSKAIA M, DOMASHENKOV A, SMUROV I, et al. Study of Selective Laser Melting of intermetallic TiAl powder using integral analysis[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2018, 129: 1-14.
- [25] GAO P, HUANG W P, YANG H H, et al. Cracking behavior and control of  $\beta$ -solidifying Ti-40Al-9V-0.5Y alloy produced by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 39: 144-154.
- [26] WANG M S, DU Y L, WEI H L, et al. From crack-prone to crack-free: eliminating cracks in additively manufactured Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy by adjusting phase composition[J]. *Materials & Design*, 2023, 231: 112025.
- [27] 王海江, 刘占起, 梁健慧, 等. 激光熔化沉积 TiAl 合金微观组织和磨损性能研究[J]. *钢铁钒钛*, 2024, 45(3): 86-91.
- WANG H J, LIU Z Q, LIANG J H, et al. Study on microstructure and wear properties of TiAl alloy deposited by laser melting[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2024, 45(3): 86-91.
- [28] PEREVOSHCHIKOVA N, RIGAUD J, SHA Y, et al. Optimisation of selective laser melting parameters for the Ni-based superalloy IN-738 LC using Doehlert's design [J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2017, 23(5): 881-892.
- [29] SRIVASTAVA D, CHANG I T H, LORETTO M H. The optimisation of processing parameters and characterisation of microstructure of direct laser fabricated TiAl alloy components[J]. *Materials & Design*, 2000, 21(4): 425-433.
- [30] THOMAS M, MALOT T, AUBRY P, et al. The prospects for additive manufacturing of bulk TiAl alloy [J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4/5): 571-577.
- [31] 刘子阳. 激光熔化沉积 TiAl 基合金的成形工艺及其组织和性能研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2020.
- LIU Z Y. Study on the forming technology, structure and properties of TiAl based alloy by laser melting deposition[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2020.
- [32] 刘占起, 王文博, 马瑞鑫, 等. 激光熔化沉积制造  $\gamma$ -TiAl 合金的组织与性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2020, 49(6): 1925-1930.
- LIU Z Q, WANG W B, MA R X, et al. Microstructure and properties of  $\gamma$ -TiAl alloy fabricated by laser melting deposition[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(6): 1925-1930.
- [33] 张峰, 岳航宇, 孙兵兵, 等. 激光熔化沉积成形 TiAl 合金组织及力学性能研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2024, 61(9): 371-379.
- ZHANG F, YUE H Y, SUN B B, et al. Microstructure and mechanical properties of TiAl alloy prepared by laser melting deposition[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2024, 61(9): 371-379.
- [34] 李晓磊, 袁岗, 张可伦, 等. 工艺参数对 Ti48Al2Cr2Nb 合金单道激光沉积组织的影响[J]. *铸造技术*, 2022, 43(2): 131-136.
- LI X L, YUAN G, ZHANG K L, et al. Effect of process parameters on microstructure of Ti48Al2Cr2Nb alloy made by single laser metal deposition[J]. *Foundry Tech-*

- nology, 2022, 43(2): 131-136.
- [35] 李城昕. 整体高温辅助  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  共晶陶瓷激光定向能量沉积[D]. 大连: 大连理工大学, 2024.
- LI C X. Integral high-temperature-assisted  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  eutectic ceramic laser directed energy deposition[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2024.
- [36] 牛方勇. 激光熔化沉积成形  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷开裂机理及抑制方法[D]. 大连: 大连理工大学, 2017.
- NIU F Y. Cracking mechanism and suppressing methods for laser melting deposition of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2017.
- [37] TETSUI T. Identifying low-cost, machinable, impact-resistant TiAl alloys suitable for last-stage turbine blades of jet engines[J]. *Intermetallics*, 2024, 168: 108263.
- [38] 王洋, 冉先喆, 苏磊, 等. 激光快速熔炼 TC25G-TiAl4822 梯度成分合金凝固组织演变行为[J]. 材料工程, 2025, 53(3): 95-104.
- WANG Y, RAN X Z, SU L, et al. Microstructure evolution behavior of gradient composition alloy between TC25G and TiAl4822 prepared by laser rapid melting[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2025, 53(3): 95-104.

收稿日期: 2025-07-01; 录用日期: 2025-10-22

基金项目: 国家自然科学基金项目(52375312); 大连理工大学精密/特种加工及微制造技术教育部重点实验室(B类)开放课题基金资助项目(B202305)

通讯作者: 牛方勇(1984—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为熔体自生陶瓷激光增材制造、高性能金属及其复合材料构件增材制造及增材修复、难加工材料激光加工/激光辅助加工等领域, 联系地址: 辽宁省大连市凌工路2号大连理工大学高性能精密制造全国重点实验室(116024), E-mail: niufangyong@dlut.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)