

激光与光电子学进展

激光熔化沉积成形 TiAl 合金组织及力学性能研究

张峰^{1,2}, 岳航宇², 孙兵兵^{1,3*}, 李瑞峰², 赵海生^{1,3}, 尧有行², 庞义斌¹¹航发优材(镇江)增材制造有限公司, 江苏 镇江 212132;²江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003;³中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095

摘要 利用增加预热措施的激光熔化沉积(LMD)方法制备出高度为 30 cm、致密无裂纹的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金(以下简称 TiAl 合金),对其内部缺陷、显微组织、相组成和力学性能进行了研究。微纳 CT(computed tomography)测试结果显示,预热后制备的 TiAl 合金致密度为 99.996%,气孔数量明显少于未预热制备的 TiAl 合金;利用光学显微镜及扫描电子显微镜发现其显微组织为片层组织、亚稳的魏氏组织和羽毛状组织;通过能谱仪设备仅观察到 Cr、Nb 元素存在轻微偏析;对试样进行电子背散射衍射实验,试样主要相组成为 γ 相,含有少量的 α_2 相及 B2 相;预热后制备的 TiAl 合金的平均局部取向差(KAM)值略高于未预热制备的合金;此外,对致密无裂纹的合金的硬度和拉伸性能进行了测试,合金的显微硬度为 350 HV0.5,室温抗拉强度为 497 MPa,延伸率为 0.49%,其拉伸性能高于传统铸造的 TiAl 合金。因此,增加预热措施对 LMD 成形高致密度且无裂纹的 TiAl 合金具有重要的指导意义。

关键词 激光技术; TiAl 合金; 冶金缺陷; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG44

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP231142

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

Zhang Feng^{1,2}, Yue Hangyu², Sun Bingbing^{1,3*}, Li Ruifeng², Zhao Haisheng^{1,3}, Yao Youxing², Pang Yibin¹¹HFYC (Zhenjiang) Additive Manufacturing Co., Ltd., Zhenjiang 212132, Jiangsu, China;²School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, Jiangsu, China;³AEECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China

Abstract A dense and crack free Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy (TiAl alloy) with a height of 30 cm is prepared using laser melting deposition (LMD) method with preheating process, and the internal defects, microstructure, phase composition and mechanical properties of the alloy are studied. The micro/nano CT (computed tomography) testing results show that the density of the TiAl alloy formed after preheating is 99.996% and the number of pores is significantly less than that of the TiAl alloy formed without preheating. The microstructure of the sample is lamellar structure, metastable Weinsten structure, and feathery structure observed by optical microscopy and scanning electron microscopy. Only slight segregation of Cr and Nb elements is observed through energy spectrometer equipment. Electron back scatter diffraction experiment is conducted on the sample, and the main phase composition of the sample is γ phase, containing a small amount of α_2 and B2 phase. The average kernel average misorientation (KAM) value of TiAl alloy formed after preheating is slightly higher than that of the alloy formed without preheating. In addition the hardness and tensile properties of the dense and crack free alloy are tested, the alloy has a microhardness of 350 HV0.5, a tensile strength of 497 MPa, and an elongation of 0.49%. Its tensile properties are higher than those of traditional casting TiAl alloy. Therefore, the preheating process has important guiding significance for the LMD formation of high-density and crack free TiAl alloys.

Key words laser technology; TiAl alloy; metallurgical defect; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2023-04-23; 修回日期: 2023-06-11; 录用日期: 2023-07-12; 网络首发日期: 2023-07-22

基金项目: 镇江市重点研发计划(GY2021015)、中国博士后科学基金面上项目(2023M731639)、国家自然科学基金(52001143)

通信作者: *sunbingbing2005@163.com

1 引言

TiAl 合金(γ -TiAl 金属间化合物)具有低密度、高比强度和比模量以及优异的高温抗氧化性及抗蠕变等特点^[1-4],是航空航天领域最具潜力的高温结构材料,具有巨大的工程化应用潜力和广阔的应用前景^[5]。2006 年,铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金首次应用于 GEnx-1B 型波音 787 航空发动机的第 6 级和第 7 级低压涡轮叶片,使单台发动机减重约 90.72 kg,发动机能耗降低 15%^[6]。2014 年,锻造 TiAl 合金低压涡轮叶片被应用于 PW1100G 发动机,并在空客 320 飞机上完成试飞^[7]。

TiAl 合金是典型的金属间化合物材料,具有本征脆性,其室温塑性极低(延伸率常不足 2.5%),导致其加工难度大、成形困难。利用传统工艺难以制备出结构复杂的高性能 TiAl 合金零件,而且采用传统熔铸工艺制备的 TiAl 合金零件易产生偏析、组织不均匀以及晶粒粗大等问题,会对合金性能,尤其是室温塑性产生严重危害,导致加工成形异常困难,从而在一定程度上限制了其工程应用^[8]。因此,高性能、复杂结构的 TiAl 合金构件的成形制造依然是亟须解决的关键问题之一。

增材制造技术为直接成形复杂的 TiAl 合金构件提供了有效手段^[9-11]。近期的研究表明,在真空中进行电子束选区熔化增材制造,可以避免试样与杂质发生反应,并且预热温度较高(可达 1100 °C),适合复杂 TiAl 合金构件的制备^[12-13]。然而,目前电子束选区熔化成形 TiAl 合金面临着一些问题,如在真空下成形时,轻质元素 Al 易挥发,从而造成 Al 损失和 Al 元素分布不均匀,对合金的力学性能产生不利影响^[14]。此外,成形过程中,较高的预热温度会使合形成试样的片层组织发生分解,最终形成近 γ 组织^[15]。由于电子束选区熔化成形 TiAl 合金在

真空下进行,限制了成形试样的尺寸,难以制备大尺寸的 TiAl 合金。

相较于电子束选区熔化成形技术而言,激光熔沉(LMD)技术可以制备大尺寸的合金构件。然而,由于 TiAl 合金的低延展性和断裂韧性,LMD 技术制备 γ -TiAl 合金的最大难点在于,成形过程中 TiAl 合金构件易开裂^[16-17]。其主要原因是 LMD 成形过程预热温度较低,且输入热量高,会形成较高的温度梯度和冷却速率,产生较大的残余应力,并且 TiAl 这种脆性合金无法通过自身变形来适应应力^[18-19]。目前已被证实可以通过改善 LMD 工艺参数来减少裂纹^[20-21]。Liu 等^[22]通过采用较高的激光功率和较慢的扫描速度增加了 LMD 的热输入,进而减少了样品中的裂纹。另外,Sharman 等^[16]对不同的激光焦点位置进行了研究,研究表明,在激光功率为 300 W 且激光焦点位于基板平面上方 3.81 mm(其目的在于预热粉末)的工艺参数下成形出的样品没有明显的裂纹。Thomas 等^[23]认为改变激光工艺参数(以获得更低的冷却速率)并不能完全抑制样品开裂,并提出了通过引入预热源来生产无裂纹 TiAl 合金的方案。因此,本文通过增加预热措施来改进成形工艺,成功制备出长度为 30 cm 的致密度高、无裂纹的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金(以下简称 TiAl 合金)构件,并且对 TiAl 合金构件的内部冶金缺陷、显微组织和力学性能进行了研究。

2 材料及方法

2.1 实验材料

所用实验材料为雾化法制备的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 预合金粉末,粉末粒径规格为 45~150 μm ,如图 1(a)所示。图 1(b)为预合金粉末的表面形貌图,可以看出其呈枝晶形貌^[24]。接着用能谱仪(EDS)对预合金粉末进行元素分析,如图 1(b)插图所示。

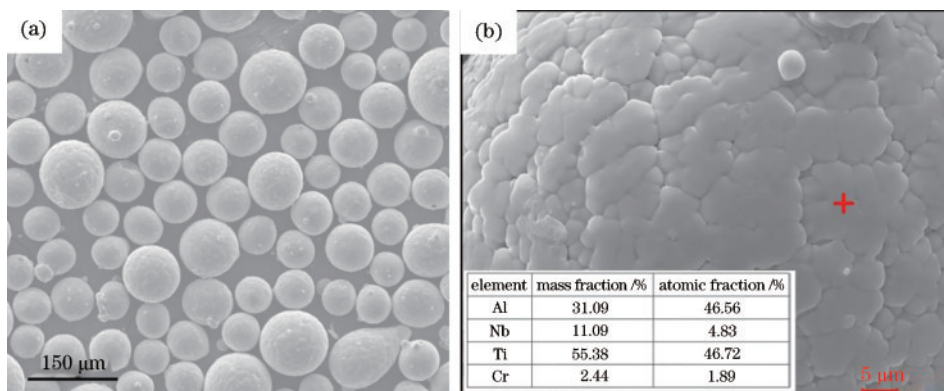


图 1 Ti-48Al-2Cr-2Nb 预合金粉末特性。(a)宏观形貌;(b)表面微观形貌

Fig. 1 Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb pre-alloyed powder. (a) Macromorphology map; (b) surface micromorphology map

2.2 实验设备及方法

使用的激光增材设备主要包括:TruDisk6002 碟片式激光器、KUKA KR90 六轴机器人、KUKA

DKP400 变位机、Medicoat 振动送粉器、SPR4800 加工机床等。TiAl 合金构件在锻造的钛合金(TC4)基板上进行沉积制造,基板尺寸为 50 mm×15 mm×30 mm。

首先利用电磁感应加热设备对基板进行预热。如果预热温度较高,容易导致成形试样的片层组织发生粗化,对其力学性能产生不利影响;如果预热温度较低,则无法保证较小的温度梯度,产生的残余应力就会较大,容易导致成形试样的开裂。通过多次实验,确定了当预热温度在 500 °C 左右时,试样无裂纹出现。随着沉积的进行,感应加热设备的高度也逐渐增加,设备始终处于沉积试样的顶部位置,整个 TiAl 合金构件的 LMD 成形示意图如图 2 所示。

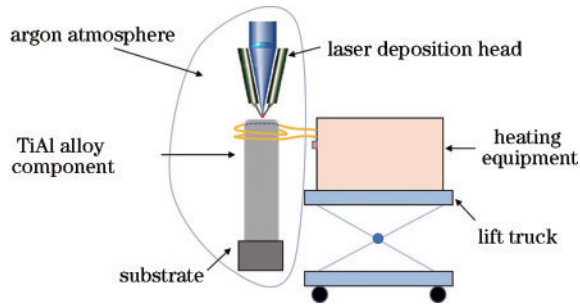


图 2 TiAl 合金构件 LMD 成形示意图

Fig. 2 Schematic diagram of LMD forming TiAl alloy components

前期对工艺参数进行优化,获得了 LMD 制备 TiAl 合金的工艺参数,如表 1 所示。采用该工艺参数制备的 TiAl 合金沉积层无裂纹、未熔合等缺陷。

表 1 LMD 制备 TiAl 合金工艺参数

Table 1 Process parameters of LMD forming TiAl alloy

| Parameter | Value |
|------------------------------|-----------|
| Laser power /W | 800 |
| Scanning rate /(mm/s) | 10 |
| Powder feeding rate /(g/min) | 2.5 |
| Layer thickness /mm | 0.5 |
| Scanning interval /mm | 1.36 |
| Spot size /mm | 3 |
| Substrate | Ti-6Al-4V |
| Argon purity /% | 99.999 |

通过 LMD 工艺制备 TiAl 合金后,利用线切割的方法,从样品不同高度处切取试样并进行镶嵌,切取的试样尺寸为 5 mm×5 mm×3 mm。分别用 60#、800#、1200#和 2000#砂纸将镶嵌好的试样磨至观察不到明显划痕,之后用 SiO₂悬浮液对试样进行抛光。用金相腐蚀液(体积配比:90% H₂O+10% HF)对试样进行腐蚀,腐蚀时间为 8 s,之后依次用水和酒精清洗,最后再吹干。对制备好的金相试样分别进行成分测试和微观组织观察,利用 AXIOS-PW4400 型 X 射线荧光光谱(XRF)分析设备对试样成分进行测试;利用德国徕卡 DM4M 型半自动金相显微镜对金相试样的显微组织进行表征;使用 GE phoenix v|tome|x m 全能型 X 射线微焦点 CT 系统(300 kV/180 W)检测样品缺陷,从成形试样中部位置切取圆柱状微纳 CT 试样,试样尺寸

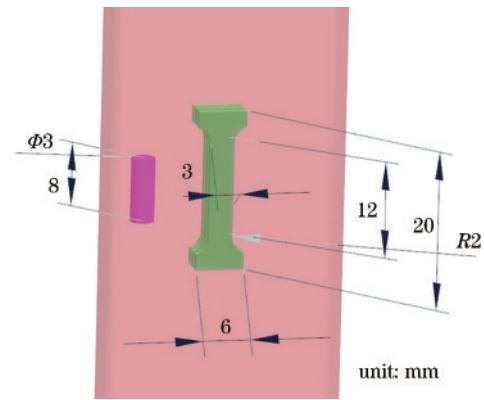


图 3 拉伸试样及微纳 CT 试样尺寸示意图

Fig. 3 Dimensional diagram of tensile specimen and micro CT specimen

为 $\Phi 3 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$,尺寸示意图如图 3 所示;使用 VG Studio Max 软件对 CT 图像进行处理。

根据上述标准金相试样制备步骤制备 TiAl 合金的高倍显微组织试样,试样尺寸与金相试样一致。利用电解抛光设备[电解液成分:60% 甲醇+30% 正丁醇+10% 高氯酸(质量分数)]制备扫描电子显微镜(SEM)和电子背散射衍射(EBSD)试样,不进行腐蚀,之后对试样进行超声清洗并吹干。使用 ZEISS Merlin Compact 型场发射 SEM 对粉末形貌、样品高倍显微组织与拉伸断口形貌进行表征;用该场发射 SEM 附带的 EDS 对粉末表面成分、试样表面元素分布进行表征;同时,用该仪器的 EBSD 图像采集装置进行 EBSD 实验,扫描步长为 0.6 μm ;使用 Channel 5 软件对 EBSD 图像数据进行处理。

使用 HXS-1000AC 数显维氏硬度计测试试样的显微硬度,加载力为 4.9 N,保持时间为 10 s,沿着试样打印方向从下至上依次进行打点测试;使用线切割机在 TiAl 构件中部位置切取拉伸试样,其取样尺寸示意图如图 3 所示;利用 Instron 5569 拉伸试验机对拉伸试样的室温和高温拉伸性能进行测试,室温拉伸速率为 0.03 mm/min,高温拉伸前在 750 °C 温度下保温 5 min,高温拉伸速率为 0.5 mm/min,通过应变片测量试样的延伸率。

3 结果与讨论

3.1 成形试样及其成分分析

图 4 是未预热和预热制备的 LMD TiAl 合金试样,可以看出:未预热制备的 TiAl 合金试样表面出现明显的裂纹;而增加电磁感应预热措施,成功制备出无裂纹、大尺寸的致密 TiAl 合金构件,试样高度为 30 cm,表面质量良好,从外部观察不到裂纹、气孔及未熔合等缺陷,说明通过改进成形工艺可以制备出质量良好的大尺寸 TiAl 合金构件。

对成形前后粉末及成形试样的 Al 元素含量进行了分析,结果如表 2 所示。LMD 成形后,试样中的 Al

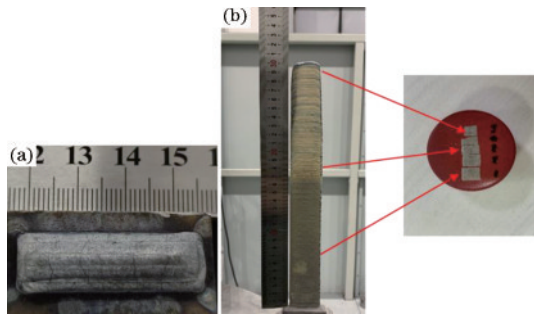


图 4 LMD 成形的 TiAl 合金构件。(a)未预热；
(b)感应预热

Fig. 4 TiAl alloy component formed by LMD. (a) Without preheating; (b) with induction preheating

表 2 粉末及 TiAl 合金样品的化学成分

Table 2 Chemical compositions of the powder and as-built TiAl alloy sample

| Sample | Elemental chemical composition (atomic fraction / %) | | | |
|---------------------|---|-------|------|------|
| | Ti | Al | Cr | Nb |
| Powder | 48.09 | 48.02 | 1.97 | 1.92 |
| As-built TiAl alloy | 48.29 | 47.80 | 1.95 | 1.96 |

元素的原子数分数较初始预合金粉末降低了 0.2 个百分点。相较于电子束选区熔化成形的 TiAl 合金试样，LMD 成形的 TiAl 合金试样的 Al 元素挥发相对较少，这主要是因为电子束选区熔化以电子束为热源，能量密度较高，并且在真空下进行；而 LMD 方法在大气环境下进行，并且激光能量密度相对电子束而言小一些。

3.2 微纳 CT

利用微纳 CT 技术对未预热和预热制备的试样内部裂纹、气孔率、缺陷形貌及气孔尺寸进行了研究。两种微纳 CT 试样均取中部面积为 2 mm^2 的区域进行数据分析，结果如图 5(a)~(d) 所示。可以发现：未预热时，试样内部出现较大的裂纹，如图 5(a) 灰色衬度部分所示；而预热后，试样内部没有观察到裂纹的出现，如图 5(c) 所示。同时，利用 LMD 制备的 TiAl 合金试样内部的气孔率均较低，试样的致密度均较高，超过 99.99%，分别为 99.992% 和 99.996%。接着对不同预热条件下制备的试样内部不同气孔尺寸的数量进行了统计分析。发现在未预热制备的试样中，气孔尺寸主要集中于 $10\sim 60\text{ }\mu\text{m}$ ，其中：最大气孔的尺寸为 $155\text{ }\mu\text{m}$ ；尺寸为 $10\sim 20\text{ }\mu\text{m}$ 的气孔数量为 890 个，尺寸为 $>20\sim 30\text{ }\mu\text{m}$ 的气孔数量为 1120 个，尺寸为 $>30\sim 40\text{ }\mu\text{m}$ 的

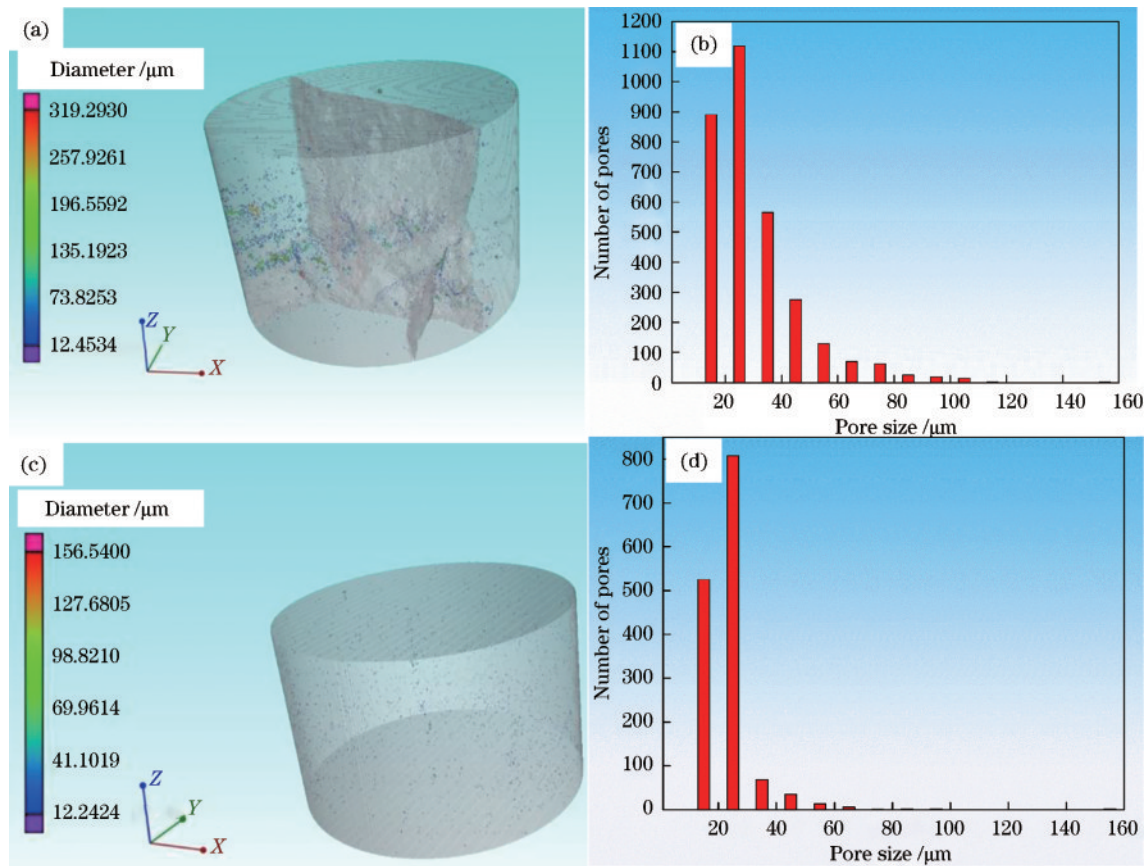


图 5 未预热及预热制备的 LMD 成形 TiAl 合金试样的 CT 结果。(a)微纳 CT 重构图(未预热)；(b)气孔尺寸分布(未预热)；(c)微纳 CT 重构图(预热)；(d)气孔尺寸分布(预热)

Fig. 5 CT results of TiAl alloy samples formed by LMD with and without preheating. (a) Micro-nano CT reconstruction diagram (without preheating); (b) pore size distribution (without preheating); (c) micro-nano CT reconstruction diagram (with preheating); (d) pore size distribution (with preheating)

气孔数量为 565 个, 尺寸为 $>40\sim 50\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 275 个, 尺寸为 $>50\sim 60\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 128 个, 尺寸为 $>60\sim 70\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 70 个, 尺寸为 $>70\sim 80\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 61 个, 尺寸为 $>80\sim 160\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 60 个。可以看出, 未进行预热制备的试样中存在大量气孔, 其中不乏较大尺寸的气孔。而在采用电磁感应预热制备的试样中发现, 气孔尺寸主要集中于 $10\sim 30\ \mu\text{m}$, 该尺寸范围的气孔个数占总数的 99.6%, 其中: 最大气孔的尺寸为 $156.54\ \mu\text{m}$; 尺寸为 $10\sim 20\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 525 个, 尺寸为 $>20\sim 30\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 808 个, 尺寸为 $>30\sim 40\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 68 个, 尺寸为 $>40\sim 50\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 35 个, 尺寸为 $>50\sim 60\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 14 个, 尺寸为 $>60\sim 70\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 5 个, 尺寸为 $>70\sim 160\ \mu\text{m}$ 的气孔数量为 6 个。

可以看出该试样中基本上不存在较大的气孔。这些尺寸为 $10\sim 30\ \mu\text{m}$ 的微小气孔形成的主要原因是: 在成形过程中, 由于熔池不稳定、保护气卷入, 熔池塌陷, 在气体逸出之前凝固, 气体残留在基体中。同时可以发现, 试样内部无裂纹形成, 说明采取的电磁感应预热可以减小残余应力, 避免裂纹的形成。

为更加全面地反映出制备的高度为 30 cm 的 TiAl 合金内部质量情况, 对 TiAl 合金从上至下均匀取 5 个试样, 试样尺寸为 $\Phi 3\ \text{mm}\times 8\ \text{mm}$ 。再利用微纳 CT 对它们进行测量, 结果如表 3 所示。从表 3 中可以看出, 各位置致密度均超过 99.99%, 且最大缺陷尺寸均未超过 $200\ \mu\text{m}$, 缺陷数量处于 1000~2500 个。因此, 制备的 TiAl 合金从上至下, 内部致密度均较高, 缺陷尺寸较小, 数量可控。

表 3 LMD 成形 TiAl 合金不同高度处的微纳 CT 检测结果

Table 3 Micro-nano CT detection results at different heights of TiAl alloy formed by LMD

| Item | Bottom-1 | Bottom-2 | Middle | Top-2 | Top-1 |
|-------------------------------------|----------|----------|---------|---------|---------|
| Number of defects | 1047 | 2375 | 1461 | 1472 | 1210 |
| Maximum defect size / μm | 63.94 | 165.54 | 156.54 | 80.19 | 171.20 |
| Densification / % | 99.9970 | 99.9920 | 99.9960 | 99.9958 | 99.9930 |

3.3 显微组织表征

图 6 是 TiAl 合金成形试样在不同高度处的显微组织图, 其中, 顶部、中部、底部分别对应图 4(b) 中取样示

意图的上、中、下部。从图 6 中可以看出, 不同高度处试样的显微组织差异不大, 主要是全片层组织, 层片团尺寸在 $50\sim 300\ \mu\text{m}$ 范围内。通过截线法获得的片层晶团

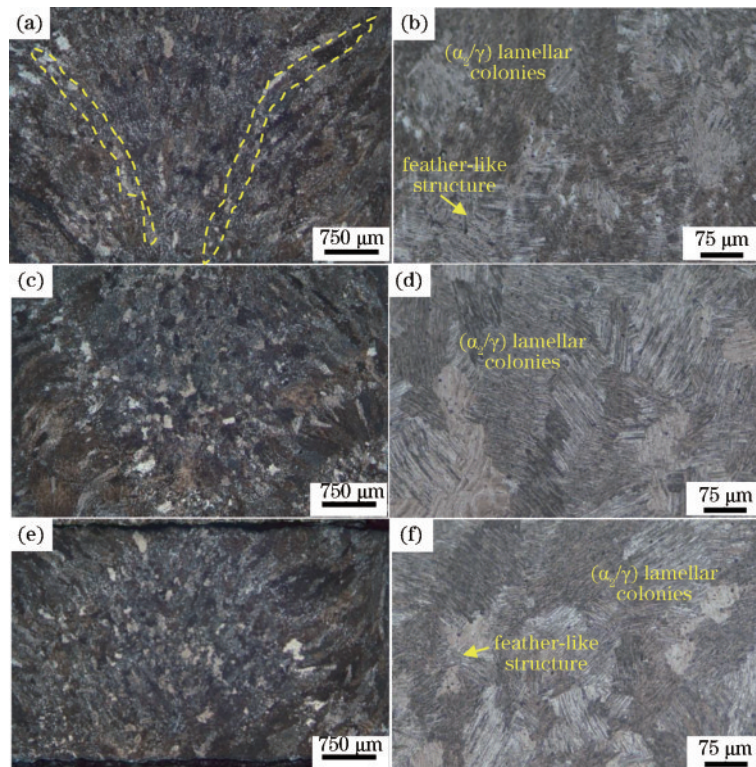


图 6 不同高度处的 TiAl 合金试样的光学显微组织。(a) 顶部宏观组织; (b) 顶部微观组织; (c) 中部宏观组织; (d) 中部微观组织; (e) 底部宏观组织; (f) 底部微观组织

Fig. 6 Optical microstructures of TiAl alloy samples at different heights. (a) Top macrostructure; (b) top microstructure; (c) middle macrostructure; (d) middle microstructure; (e) bottom macrostructure; (f) bottom microstructure

平均尺寸为 $165\ \mu\text{m}$ 。从宏观上来看,沿成形方向上存在柱状晶组织,如图 6(a)所示,其主要原因在于沿成形方向上存在较大的温度梯度($\sim 1.3 \times 10^5\ \text{K/m}$)^[25-26]以及层间部分重熔导致的外延生长及柱状晶的形成。此外,LMD成形的TiAl合金中存在亚稳结构,从图 6中可以看出,由于片层结构相互生长而进入相邻的晶团内部,使得晶团界面呈现出规则的锯齿状,该组织为羽毛状组织^[26],如图 6(b)、(d)、(f)所示。此外,在晶团内部还存在一些与周围片层晶团取向不同的组织,该组织被称为魏氏组织^[27],如图 6(b)所示。羽毛状组

织和魏氏组织都属于亚稳组织,其形成的主要原因为:在LMD成形过程中,由于预热温度较低($\sim 500\ ^\circ\text{C}$),试样在凝固后的固态相变阶段冷却速度相对较快($\sim 930\ \text{K/s}$)^[27-28],从而导致亚稳组织形成。

利用EDS对中部试样中的元素分布进行了表征,Ti、Al、Cr、Nb元素的面扫描图如图 7所示。可以看出,在显微组织中存在轻微的Cr元素和Nb元素偏析现象,而Al元素和Ti元素分布相对比较均匀。其主要原因是试样在成形过程中冷却速度较快,在一定程度上抑制了元素的偏析。

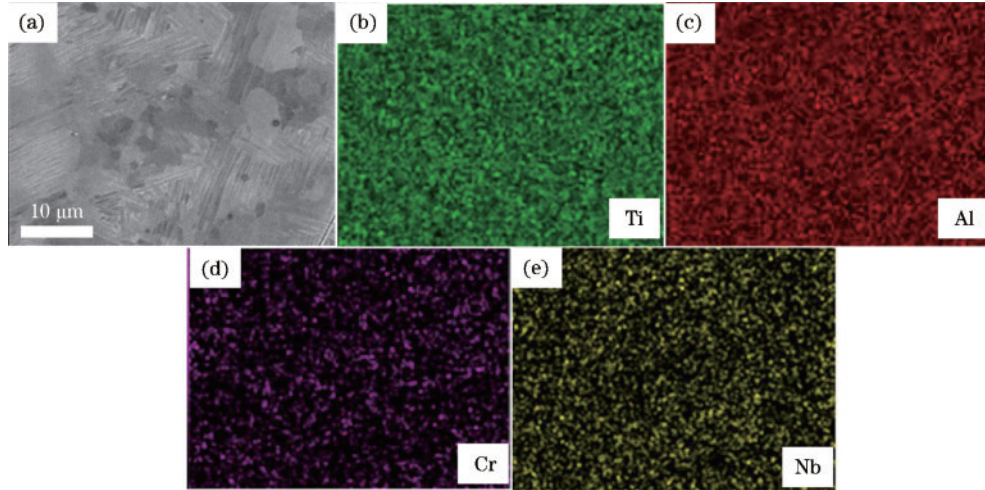


图 7 LMD成形TiAl合金中部的EDS面扫描图。(a) SEM图;(b) Ti元素;(c) Al元素;(d) Cr元素;(e) Nb元素

Fig. 7 EDS area scanning images of the middle of TiAl alloy formed by LMD. (a) SEM; (b) Ti; (c) Al; (d) Cr; (e) Nb

图 8是LMD成形TiAl合金试样的EBSD图,图 8(a)是相含量分布图,可以看出:其主要相组成为 γ 相,该相的面积分数为99.7%;由于 α_2 片层较薄,片层间距较小,在相含量分布图中表现为直线,其面积分数为

0.08%;此外还有少量的B2相,其面积分数为0.22%。图 8(b)是LMD成形TiAl合金试样的反极图,不同的颜色表示不同的晶粒取向,可以看出有部分片层延伸与其相邻的另一片层晶团中,为典型的羽毛状组织。

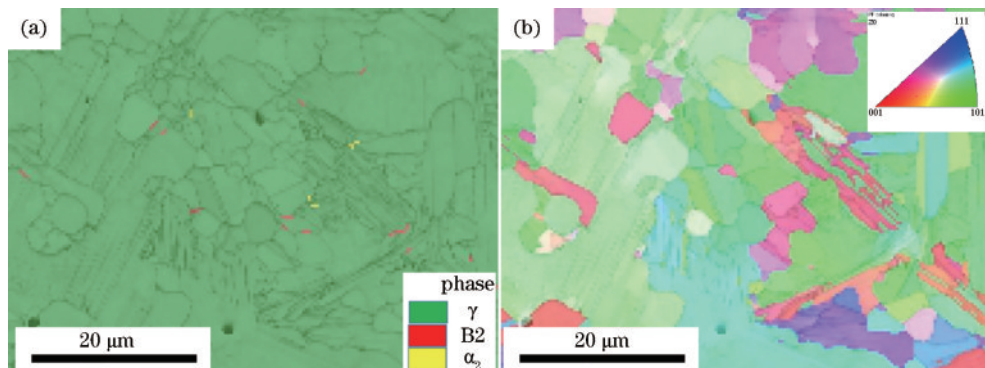


图 8 LMD成形TiAl合金试样的EBSD图。(a)相含量分布图;(b)反极图

Fig. 8 EBSD images of TiAl alloy formed by LMD. (a) Phase distribution map; (b) inverse pole figure (IPF)

接着研究了预热对平均局部取向差(KAM)的影响,以分析预热对晶粒内部平均取向差的影响。图 9(a)为未预热制备的TiAl合金的KAM图,图 9(b)是预热后制备的TiAl合金的KAM图。未预热制备的TiAl合金的平均KAM值为 0.51° ,预热后制备的TiAl合金的平均KAM值为 0.45° ,略低于未预热制备的试样,

说明尽管裂纹的形成在一定程度上释放了部分残余应力,但是未预热制备的试样中还是存在相对更大的晶格畸变以及残余应力。

3.4 力学性能

对试样垂直截面进行显微硬度测试,测试方向为沿试样打印方向,结果如图 10(a)所示。可以看出,增

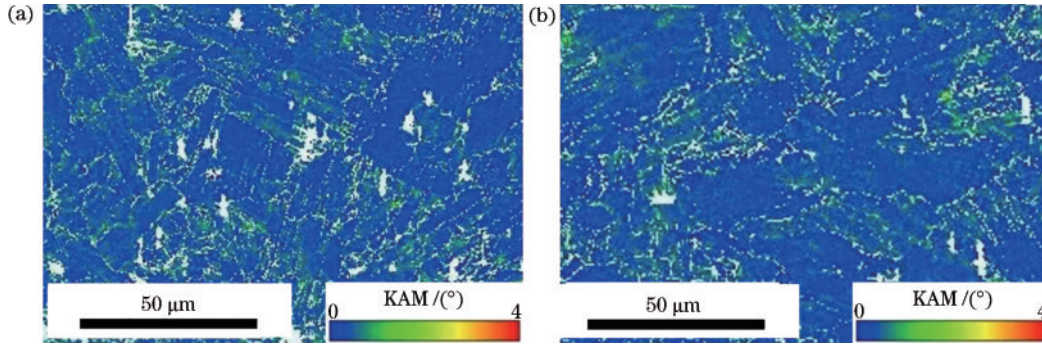


图 9 预热对平均 KAM 值的影响。(a)未预热制备的 TiAl 合金的 KAM 图;(b)预热后制备的 TiAl 合金的 KAM 图

Fig. 9 Effect of preheating on average KAM value. (a) KAM diagram of TiAl alloy without preheating; (b) KAM diagram of TiAl Alloy with preheating

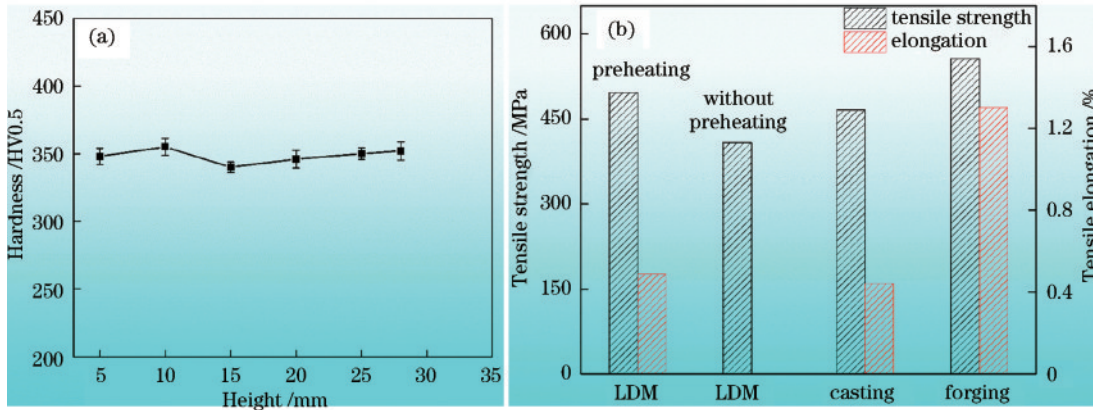


图 10 LMD 成形 TiAl 合金试样的力学性能。(a)显微硬度随高度的变化;(b)拉伸性能

Fig. 10 Mechanical properties of TiAl alloy formed by LMD. (a) Microhardness changes with height; (b) tensile properties

材层不同位置的显微硬度维持在 350 HV0.5 左右,不同高度处的试样硬度变化不大。

取 LMD 成形 TiAl 拉伸试样进行室温拉伸性能测试,并将测得的抗拉强度(σ_b)和延伸率(δ)与铸造、锻造成形 TiAl 合金的进行对比,结果如图 10(b)和表 4 所示。利用 LMD 制备的 TiAl 合金的抗拉强度为 497 MPa,延伸率为 0.49%,明显高于利用传统铸造方法制备的 TiAl 合金,但是低于锻造成形的 TiAl 合金。其主要原因可能是 LMD 制备的试样中存在一定的气孔,在拉伸变形过程中,易产生应力集中,形成裂纹源,从而导

表 4 LMD 成形 TiAl 合金与其他方法成形 TiAl 合金的拉伸性能对比

| Method | Tensile strength σ_b / MPa | Elongation δ / % | Reference |
|------------------------|-----------------------------------|-------------------------|-----------|
| LMD with preheating | 497 | 0.49 | Ours |
| LMD without preheating | 408 | — | [30] |
| Casting | 466 | 0.44 | [31] |
| Forging | 557 | 1.30 | [32] |

致断裂失效。表 5 为 LMD 成形 TiAl 合金试样与其他方法成形 TiAl 合金试样在 750 °C 下的高温拉伸性能对比结果,可以看出:LMD 成形 TiAl 合金的抗拉强度值为 613 MPa,高于传统铸造和等温锻造工艺制备的 TiAl 合金。此外,三者 750 °C 下的延伸率均明显高于室温拉伸试样的延伸率,这是因为高温条件下会发生大量由晶界扩散控制的晶界滑移现象,从而使试样的塑性变形能力增强,提高了试样的延伸率^[29]。

表 5 LMD 成形 TiAl 合金与其他方法成形 TiAl 合金在 750 °C 下的高温拉伸性能对比

Table 5 Comparison of high-temperature tensile properties at 750 °C between TiAl alloys formed by LMD and other methods

| Method | Tensile strength σ_b / MPa | Elongation δ / % | Reference |
|---------|-----------------------------------|-------------------------|-----------|
| LMD | 613 | 5.5 | Ours |
| Casting | 600 | 5.6 | [33] |
| Forging | 400 | 200.0 | [34] |

图 11 是在预热条件下进行 LMD 所得试样的室温拉伸断口形貌。观察显微组织的断裂形态可知,断裂方式主要为沿片层断裂和垂直于片层方向的穿片层断裂。此外,在断口上还发现部分解理台阶和“河流花样”

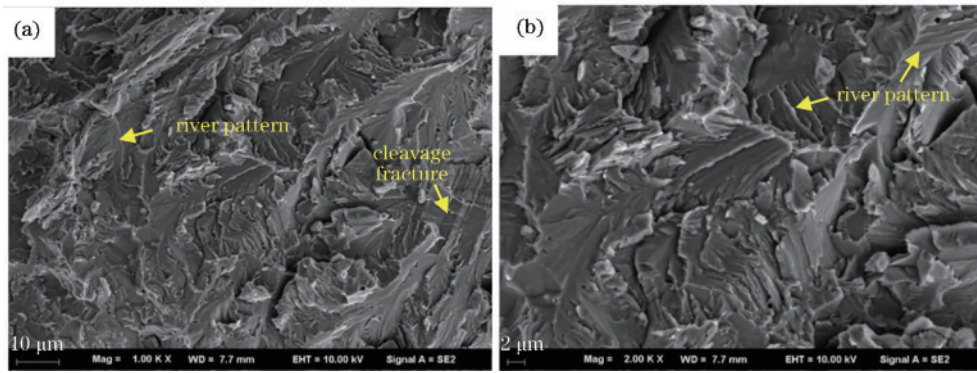


图 11 不同放大倍数下观察到的 LMD 预热条件下制备的试样的室温断口形貌。(a) 1000 \times ; (b) 2000 \times

Fig. 11 Fracture morphologies with different magnifications of TiAl alloy formed by LMD with preheating at room temperature.

(a) 1000 \times ; (b) 2000 \times

的微观组织特征,说明存在解理断裂。这几种断裂特征说明 LMD 成形 TiAl 合金拉伸试样属于脆性断裂。

4 结 论

通过改进 LMD 技术工艺,增加预热措施,成功制备出无裂纹的大尺寸致密 TiAl 合金构件,并对构件的内部缺陷、显微组织及力学性能进行了研究,主要结论如下:

1) 在 LMD 制备 TiAl 合金过程中,利用电磁感应预热方法可以抑制裂纹的形成,制备出致密度为 99.99% 的无裂纹的 TiAl 合金;

2) 利用 LMD 制备的 TiAl 合金的致密度为 99.996%,气孔尺寸主要集中于 10~30 μm ,该尺寸范围的气孔的数量占比为 99.6%;

3) 不同高度处 TiAl 合金试样的组织均为片层组织,其内部还存在魏氏组织和羽毛状组织,层片团尺寸在 50~300 μm 范围内;

4) 不同高度处试样的显微硬度区别不大,在 350 HV0.5 上下波动,成形试样的室温拉伸性能高于铸造 TiAl 合金,抗拉强度为 497 MPa,延伸率为 0.49%。

参 考 文 献

- [1] Liu C T, Schneibel J H, Maziasz P J, et al. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures[J]. *Intermetallics*, 1996, 4(6): 429-440.
- [2] Karthikeyan S, Viswanathan G B, Gouma P I, et al. Mechanisms and effect of microstructure on creep of TiAl-based alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 329/330/331: 621-630.
- [3] 岳航宇, 尧有行, 杨济邦, 等. 热处理工艺对电子束选区熔化成形 TiAl 合金显微组织和硬度的影响[J]. *江苏科技大学学报(自然科学版)*, 2022, 36(2): 22-26.
Yue H Y, Yao Y X, Yang J B, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and microhardness of TiAl alloy produced via selective electron beam melting[J]. *Journal of Jiangsu University of Science and Technology (Natural Science Edition)*, 2022, 36(2): 22-26.
- [4] Yue H Y, Liang Z Q, Zhang F, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and creep properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy produced by selective electron beam melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 859: 144224.
- [5] Appel F, Oehring M, Wagner R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(9/10/11): 1283-1312.
- [6] Wu X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. *Intermetallics*, 2006, 14(10/11): 1114-1122.
- [7] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. *金属学报*, 2015, 51(2): 129-147.
Yang R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129-147.
- [8] Bewlay B P, Nag S, Suzuki A, et al. TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4/5): 549-559.
- [9] 谢寅, 滕庆, 沈沐宇, 等. 多激光粉床熔融成形 GH3536 合金搭接区域组织与性能特征研究[J]. *中国激光*, 2023, 50(8): 0802004.
Xie Y, Teng Q, Shen M Y, et al. Study on microstructure and properties of overlap region of GH3536 alloy processed by multi-laser powder bed fusion [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2023, 50(8): 0802004.
- [10] 张莎莎, 张宝鹏, 张文奇, 等. 激光选区熔化成形高铜合金致密化行为及其组织性能[J]. *中国激光*, 2022, 49(16): 1602005.
Zhang S S, Zhang B P, Zhang W Q, et al. Densification behavior and microstructure and properties of high copper alloy formed by laser selective melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(16): 1602005.
- [11] 于群, 王存山, 董闯. 激光增材制造 Ni-Cr-Al 基础合金系组织与性能研究[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402104.
Yu Q, Wang C S, Dong C. Study on microstructure and properties of Ni-Cr-Al base alloy system made by laser additive[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402104.

- [12] Yue H Y, Peng H, Li R F, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy of tensile properties of TiAl alloy produced via selective electron beam melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 803: 140473.
- [13] Gao B, Peng H, Liang Y, et al. Electron beam melted TiC/high Nb-TiAl nanocomposite: microstructure and mechanical property[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 811: 141059.
- [14] Kan W, Chen B, Peng H, et al. Formation of columnar lamellar colony grain structure in a high Nb-TiAl alloy by electron beam melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 809: 151673.
- [15] Yue H Y, Peng H, Li R F, et al. Metastable phase and microstructural degradation of a TiAl alloy produced via selective electron beam melting[J]. *Vacuum*, 2021, 192: 110491.
- [16] Sharman A R C, Hughes J I, Ridgway K. Characterisation of titanium aluminide components manufactured by laser metal deposition[J]. *Intermetallics*, 2018, 93: 89-92.
- [17] Lee S, Kim J, Choe J, et al. Understanding crack formation mechanisms of Ti-48Al-2Cr-2Nb single tracks during laser powder bed fusion[J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(1): 78-91.
- [18] 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.
- [19] 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.
- [20] 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: 6-7.
Liu Z Y. Study on forming process, microstructure and properties of TiAl-based alloy deposited by laser melting [D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2020: 6-7.
- [21] 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.
- [22] Liu W P, DuPont J N. Fabrication of carbide-particle-reinforced titanium aluminide-matrix composites by laser-engineered net shaping[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(13): 1133-1140.
- [23] 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.
- [24] Moghimian P, Poirié T, Habibnejad-Korayem M, et al. Metal powders in additive manufacturing: a review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 43: 102017.
- [25] 王予. IN718 合金同轴送粉激光沉积层与熔池形貌特征的模拟研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2020.
Wang Y. Simulation study on morphology characteristics of laser deposited layer and molten pool of IN718 alloy by coaxial powder feeding[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2020.
- [26] 叶琛. 基于 VOF 法的激光熔覆层形貌预测与组织研究 [D]. 杭州: 浙江工业大学, 2020.
Ye C. Morphology prediction and microstructure study of laser cladding layer based on VOF method[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2020.
- [27] Wang L, Zhang Y L, Hua X M, et al. Fabrication of γ -TiAl intermetallic alloy using the twin-wire plasma arc additive manufacturing process: microstructure evolution and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 812: 141056.
- [28] Wang J W, Luo Q, Wang H M, et al. Microstructure characteristics and failure mechanisms of Ti-48Al-2Nb-2Cr titanium aluminide intermetallic alloy fabricated by directed energy deposition technique[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 32: 101007.
- [29] Imayev R M, Salishchev G A, Shagiev M R, et al. Low-temperature superplasticity of submicrocrystalline intermetallics[J]. *Materials Science Forum*, 1999, 304/305/306: 195-200.
- [30] Liu Z Q, Wang C Y, Wang W B, et al. Effects of tantalum on the microstructure and properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy fabricated via laser additive manufacturing [J]. *Materials Characterization*, 2021, 179: 111317.
- [31] Guo Y F, Chen Y Y, Xiao S L, et al. Influence of nano- Y_2O_3 addition on microstructure and tensile properties of high-Al TiAl alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 794: 139803.
- [32] Hu D, Godfrey A, Blenkinsop P A, et al. Processing-property-microstructure relationships in TiAl-based alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, 29(3): 919-925.
- [33] Zhang X Y, Li C W, Zheng M Y, et al. Anisotropic tensile behavior of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by direct laser deposition[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 32: 101087.
- [34] Imayev V M, Salishchev G A, Shagiev M R, et al. Low-temperature superplasticity of submicrocrystalline Ti-48Al-2Nb-2Cr alloy produced by multiple forging[J]. *Scripta Materialia*, 1998, 40(2): 183-190.