

增材制造Ti-6Al-4V组织的演化与拉伸性能的差异*

王 祥, 张林杰, 李 森, 张建勋

(西安交通大学, 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

[摘要] Ti-6Al-4V 适用于多种增材制造技术, 但是不同增材技术制造的 Ti-6Al-4V 组织演变形式不同。以沉积效率最低的选区激光熔化和沉积效率最高的电弧填丝增材制造技术为研究对象, 总结了这两种工艺条件下 Ti-6Al-4V 微观组织的演变形式和拉伸性能的差异。选区激光熔化制造的 Ti-6Al-4V 组织以 α' 马氏体为主, 使其延展性降低。电弧填丝增材技术制造的 Ti-6Al-4V 晶粒粗大、存在晶界 α 相, 导致其强度较低。针对这些问题, 提出了有效改善性能的方法, 同时对这两种增材技术的发展和未来的研究趋势进行了预测。

关键词: Ti-6Al-4V; 增材制造; 组织演变; 拉伸性能; 研究进展

Evolution of Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V in Additive Manufacturing

WANG Xiang, ZHANG Linjie, LI Sen, ZHANG Jianxun

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

[ABSTRACT] Ti-6Al-4V is suitable for a variety of additive manufacturing technologies, but the organizational evolution forms of Ti-6Al-4V manufactured by different additive technologies are different. In this work, selective laser melting with the lowest deposition efficiency and wire arc additive manufacture with the highest deposition efficiency are studied. The differences in evolutionary form of microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V under these two conditions were summarized. The Ti-6Al-4V microstructure manufactured by selective laser melting is dominated by α' martensite, which reduces its ductility. The grain size of Ti-6Al-4V manufactured by wire arc additive manufacture is large and has grain boundary α , resulting in low strength. In order to solve these problems, the effective methods to improve the performance were proposed. Meanwhile, the development and future research trends of these two additive technologies were predicted.

Keywords: Ti-6Al-4V; Additive manufacturing; Microstructure evolution; Tensile property; Research progress

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.17.088

Ti-6Al-4V 具有低模量、良好的比强度, 优异的抗疲劳性、生物相容性和耐腐蚀性等特点^[1-2], 在商业和工业中得到广泛的应用, 如飞机机身、航空发动机零件、生物医学植入物、汽车部件、船舶构件等。此外, Ti-6Al-4V 用量占钛合金总使用量的 50% 以上, 是目前应用最广泛的钛合金。由于钛合金固有的特性, 如低导热性、高化学反应性、高抗变形能力和抗切削力强等, 传统的制造方法对于加工钛合金而言存在加工工艺复杂、生产周期长、废料率高(高达 95%) 等缺点, 导致生产成本大幅度增加^[3-4]。增材制造(Additive Manufacturing, AM) 技术的出现, 为几何形状复杂的构件提供了新的制造方法, 越来越多的制造商用 AM 技术

制造 Ti-6Al-4V 合金构件。

随着金属 AM 的不断发展, 金属 AM 技术呈现出多样化, 从材料的供给方式来分可以分为两大类, 分别是粉末床熔化(PBF) 和直接能量沉积(DED), 具体分类如图 1 所示。虽然金属 AM 技术的种类很多, 但是这些技术共同的特点都是通过局部熔融和凝固逐层添加原材料。因此, 金属 AM 技术拥有制造微观结构由大量晶体相组成的材料的能力, 而具备这种特性的材料在传统制造方法中只能通过后热处理来实现^[5]。此外, 由于金属 AM 过程中连续沉积层具有循环再加热的的作用, 因此金属 AM 拥有本征热处理(IHT) 的特点, 具有原位诱导析出相生长的潜力^[6]。相对于传统的制造方法而言, 金属 AM 技术制造的 Ti-6Al-4V 合金集熔化、铸造、成型、热处理为一体。材料在制造过程中受多种因素的影响,

* 基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1105803)。

型,当沉积层到达一定数量的时候,基板附近的柱状 β 颗粒的形态完全消失,呈现等轴晶 β 形态,表明了基板附近等轴 β 晶的形成是由于先沉积层的再结晶作用引起的。

1.2 非平衡 α' 马氏体组织

当冷却速度大于 $410^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, Ti-6Al-4V合金的 bcc β 相通过无扩散相变完全转变为非平衡 hcp α' 马氏体^[16]。SLM过程中具有很高的冷却速度(可达 $10^5\text{K}/\text{s}$),通常 SLM 制造的 Ti-6Al-4V 组织为针状 α' 马氏体^[17-20],大幅提升了 Ti-6Al-4V 的屈服强度($>900\text{MPa}$)和抗拉强度($>1000\text{MPa}$)。针状 α' 马氏体在 Ti-6Al-4V 中呈典型的层级结构,如图 6 所示, α' 马氏体的类型可以分为初生 α' 马氏体(Primary α')、次生 α' 马氏体(Secondary α')、三次 α' 马氏体(Tertiary α')和四次 α' 马氏体(Quartic α')。初生 α' 马氏体的尺寸在 $1\sim 3\mu\text{m}$ 之间,次生 α' 马氏体的尺寸在几百纳米之间($100\sim 900\text{nm}$),三次 α' 马氏体的尺寸在几十纳米之间($20\sim 90\text{nm}$),四次 α' 马氏体尺寸范围小于 20nm 。该结构能有效阻碍位错运动和塑性变形,同时这些马氏体中含有高密度位错和孪晶,因此导致 SLM 制造的 Ti-6Al-4V 延展性较差^[21]。

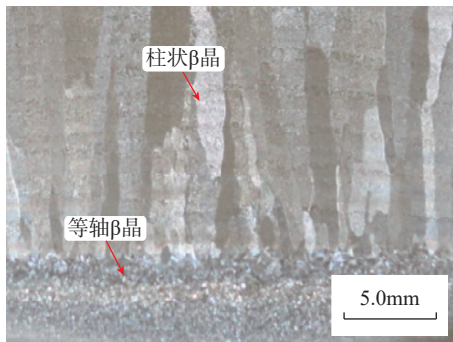


图5 WAAM过程中初生 β 晶的形貌

Fig.5 Evolution of primary β grain in WAAM process

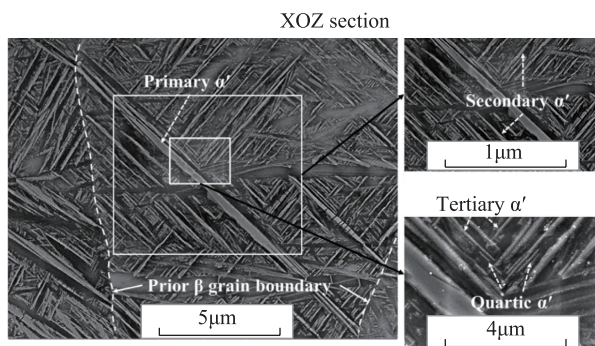


图6 SLM过程产生的不同类型的 α' 马氏体

Fig.6 Different types of martensite produced by SLM process

WAAM过程中冷却速率较慢,只有在前几个沉积层中,少量的初生 β 晶会转变为 α' 马氏体;随着沉积层的增加,后续沉积层对先前沉积层的循环再加热,使 α' 马氏体分解,如图 7 所示^[22]。因此 WAAM 制备的 Ti-6Al-4V 很少或几乎不含有 α' 马氏体。

1.3 平衡组织

1.3.1 SLM

通常情况下 SLM 的组织为非平衡 α' 马氏体组织,如图 8 (a) 所示^[20]。Xu 等^[20]通过控制扫描策略实现了非平衡 α' 马氏体原位向平衡 $\alpha+\beta$ 组织的转变,如图 8 (b) 所示。他们利用新沉积层的残余热量来调节前一层的温度分布,以确保 α' 马氏体转变为 $\alpha+\beta$ 组

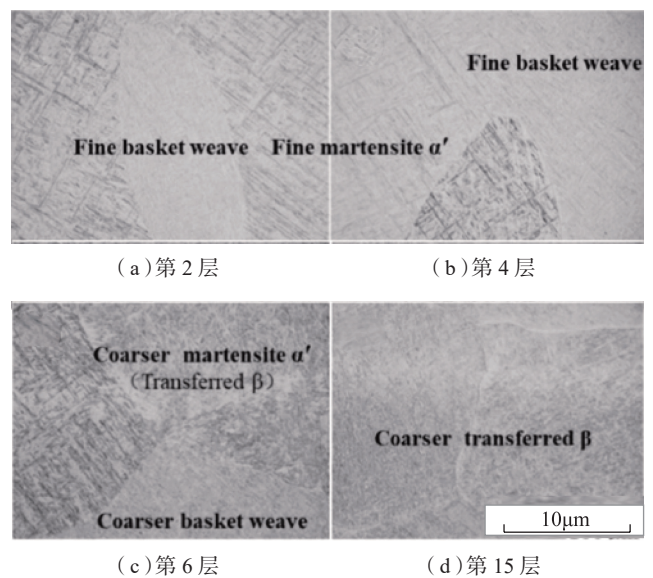
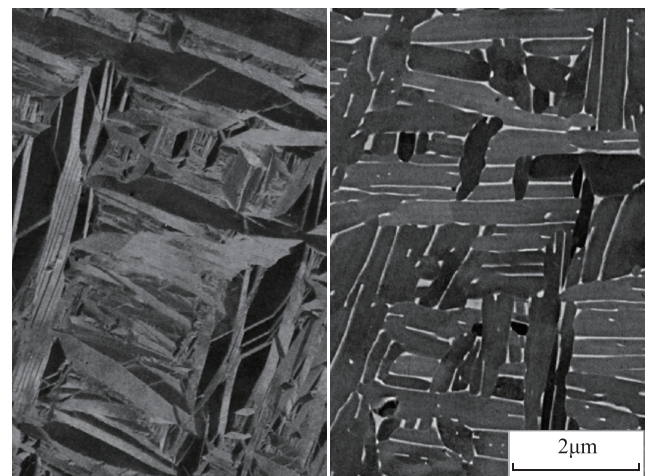


图7 WAAM过程中不同沉积层的组织

Fig.7 Optical micrographs of microstructures in different deposited layers



(a) α' 马氏体

(b) $\alpha+\beta$ 组织

图8 α' 马氏体和 $\alpha+\beta$ 组织

Fig.8 α' martensite and $\alpha+\beta$ microstructure

织, $\alpha+\beta$ 组织在不牺牲强度条件下大幅度提升了 Ti-6Al-4V 的延展性。原位 α' 马氏体组织分解调控拥有很多重要的优势, 例如 α' 马氏体转变的过程不需要热处理, 减少了制造成本和时间。该技术为形成由 $\alpha'+(\alpha+\beta)$ 、超细片层状 $(\alpha+\beta)$ 和粗片层状 $(\alpha+\beta)$ 组成的不同微观结构提供了正确的方向, 为 SLM 原位调控微观组织而开发高性能 Ti-6Al-4V 零件迈出了重要的一步。

1.3.2 WAAM

WAAM 过程中初生 β 相近乎平衡转变为 $\alpha+\beta$ 组织, 如图 7 (d) 所示。根据 α 相的尺寸和排列方式, α 相的形状被描述为初级 α 、次级 α 、针状 α 、片层状 α 相和晶界 α 相。一般来说, 相邻而且取向相同的片层状 α 称为 α 团簇。在初生 β 相向 α 相的转变过程中, 晶界 α 相沿着初生 β 晶的晶界析出, 并且勾勒出初生 β 晶的轮廓, 如图 9 所示^[8]。Ti-6Al-4V 的抗拉强度与片层状 α 相的宽度以及晶界 α 相的大小直接相关, 因为这些特征决定了有效的滑移长度^[8]。晶界 α 相降低了 Ti-6Al-4V 的延展性, 这种高强度的脆性相勾勒出了整个初生 β 晶粒, 并且通常在 AM 部件中延伸数毫米(由于初生 β 晶粒较大), 为裂纹扩展提供一条连续的路径^[23-24], 消除晶界 α 相是改善其性能的主要途径。

还有一个特殊的现象是 WAAM 过程中会出现层带, 如图 10 所示^[25]。层带中的组织经过分析后表明层带中不存在 α' 马氏体, 只存在 α 和 β 相, 所以层带也是平衡组织。关于层带的形成机理目前还不是很清楚, 文献报道^[26-27] 层带是由于该区域内 α 相转变为网状 $\alpha+\beta$ 组织而导致的。有学者^[28] 认为该组织可能是由于 $\alpha+\beta$ 组织区域的再加热效应引起, 热积累直接导致冷却速率的降低, 从而对凝固过程中的组织类型产生显著影响。Lin 等^[22] 发现, 在沉积过程中, 沉积第 6 层时出现层带, 而且该层带出现在第 4 层的沉积位置, 前 3 层中没有层带。通过观察层带区域内的微观组织发现, 在初级片层状 α 相上含有大量次级纳米弥散 α 相, 弥散分布的 α 相提高了层带区域的硬度。目前对层带形成机理只给出了定性的结论, 即受后续沉积层循环再加热的影 响, 但是人们对循环再加热过程中层带区域内组织演变 的理解还很模糊, 需要进一步的研究。

2 SLM 与 WAAM 制造的 Ti-6Al-4V 的力学性能

表 1 是 SLM、WAAM 及铸造的 Ti-6Al-4V 屈服强度、抗拉强度、延伸率的对比。为了便于比较, 将表中的数据分类取平均, 若表中数据栏无数据则不参与平均,

绘制出图 11 所示的直方图。从图 11 可以看出, 当 SLM 制造的 Ti-6Al-4V 合金的微观组织以 α' 马氏体为主时, Ti-6Al-4V 合金的强度最高, 但是延展性却很低; 当其微观组织以片层状 $\alpha+\beta$ 为主时, Ti-6Al-4V 合金可以同时获得高的强度和延展性。WAAM 制造的 Ti-6Al-4V 合金强度介于 SLM 与铸造之间, 但其延展性却很好; 这是因为 WAAM 制造的 Ti-6Al-4V 合金组织以 $\alpha+\beta$ 组织为主, 改善了其延展性, 但是由于 WAAM 的热输入较大, 粗化了晶粒的尺寸, 生成晶界 α 相, 导致其强度下降。

3 性能调控措施

3.1 SLM

一般来说 SLM 制造的 Ti-6Al-4V 具有很高的强度, 但是延展性很差, 改善 Ti-6Al-4V 的性能主要是改善其延展性。通过后热处理或热等静压 (HIP) 可以使非平衡 α' 马氏体分解为 $\alpha+\beta$ 组织, 从而改善延展性。但是,

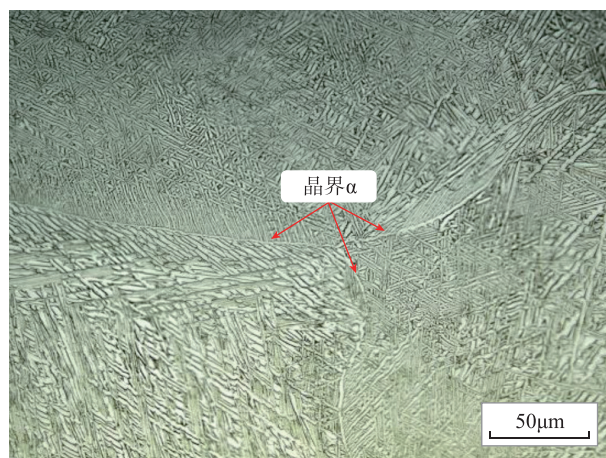


图9 α 相与晶界 α 相

Fig.9 α phase and grain boundary α phase

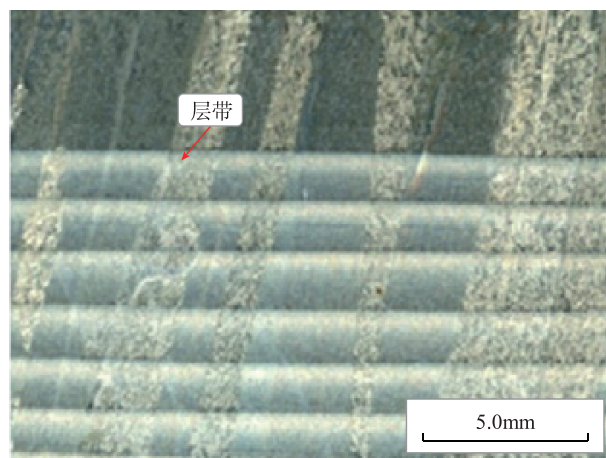


图10 WAAM过程中出现的层带

Fig.10 Layer bands appearing in WAAM process

表1 SLM、WAAM及铸造的Ti-6Al-4V的力学性能对比

Table 1 Comparison of Ti-6Al-4V mechanical properties by SLM, WAAM and cast

| 工艺过程 | 屈服强度 /MPa | 抗拉强度 /MPa | 延伸率 /% | 组织 | 参考文献 |
|------|------------|------------|------------|-------------|------|
| SLM | 1093 ± 64 | 1279 ± 13 | 6 ± 0.7 | 针状 α' | [29] |
| | 1143 ± 30 | 1219 ± 20 | 4.89 ± 0.6 | 板条状 α' | [30] |
| | 978 ± 5 | 1143 ± 6 | 11.8 ± 0.5 | α'+片层状 α+β | [31] |
| | 1040 ± 10 | 1140 ± 10 | 8.2 ± 0.3 | 针状 α' | [32] |
| | 1100 ± 12 | 1211 ± 31 | 6.5 ± 0.6 | 细小的 α' 在柱状 | [33] |
| | 1137 ± 20 | 1206 ± 8 | 7.6 ± 2 | 细小针状 α' | [34] |
| | 1160 | 1240 | 11.5 | 超薄片层状 α+β | [35] |
| WAAM | — | 929 ± 41 | 9 ± 1.2 | α+β 魏氏组织 | [36] |
| | — | 939 ± 24 | 16 ± 3 | 片层状 α | [37] |
| | — | 1033 ± 32 | 7.8 ± 2.3 | α+β 网状结构 | [37] |
| | 803 ± 15 | 918 ± 17 | 14.8 | 粗糙片层状 α | [38] |
| | 861 ± 14 | 937 ± 21 | 16.5 ± 2.7 | — | [39] |
| | 909 ± 13.6 | 988 ± 19.2 | 7 ± 0.5 | α+β 网状结构+α' | [40] |
| | 877 ± 18.5 | 968 ± 12.6 | 11.5 ± 0.5 | α+β 网状结构 | [41] |
| 铸造 | 758 | 860 | >8 | — | [42] |

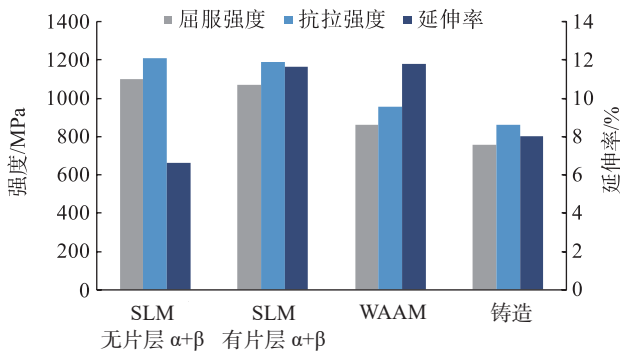


图11 SLM与WAAM及铸造的Ti-6Al-4V的力学性能对比
Fig.11 Comparison of Ti-6Al-4V mechanical properties by SLM, WAAM and cast

热处理需要耗费大量的时间,使生产成本上升,同时热处理温度过高会粗化 Ti-6Al-4V 的组织,削弱其性能。在制造过程中调控扫描策略使非平衡 α' 马氏体原位分解,既可以获得细小的 α+β 组织,又不增加制造成本,是改善 Ti-6Al-4V 性能最有效的方法。

3.2 WAAM

热处理是改善性能常用的手段,但是 WAAM 制造的 Ti-6Al-4V 经过热等静压处理后,延展性或强度并没有提高,只有去应力退火能轻微提升其强度 [43]。改善性能的另一个方法是细化晶粒, Birmingham 等 [44] 发现在 WAAM 制造 Ti-6Al-4V 的过程中添加微量的硼元

素可以抑制 β 相晶粒的长大,细化 α 相以及减少晶界 α 相,使强度提高 10%。但是硼元素也有不利的影响,例如生成脆性二次相。目前最有效的方法是层间轧制,即堆积一层金属后利用轧辊在该沉积层上施加塑性变形,只需要施加很小的变形就可以大幅度减小初生 β 相的晶粒尺寸,增加 α 相的形核点,抑制晶界 α 相生成;同时层间引入变形可以减少沉积过程产生的残余应力,提高 Ti-6Al-4V 的拉伸性能,但是该设备对于形状复杂的构件而言存在局限性 [22,25]。

4 结论

(1) SLM 制备的 Ti-6Al-4V,初生 β 晶通常由柱状晶和等轴晶竞争生长形成,形貌较为复杂; WAAM 制备的 Ti-6Al-4V,初生 β 晶以柱状晶为主,只有靠近基板附近的几个沉积层为等轴晶,而这些等轴晶由先前沉积层的再结晶导致。

(2) SLM 生产的 Ti-6Al-4V 通常存在大量非平衡 α' 马氏体,控制扫描策略可以使非平衡 α' 马氏体原位分解为片层状 α+β 组织; WAAM 生产的 Ti-6Al-4V 以 α+β 组织为主,初生 β 晶的晶界处会形成连续的晶界 α 相。

(3) SLM 过程中使 α' 马氏体分解为片层状 α+β 组织,既可以提高 Ti-6Al-4V 的强度又不以牺牲韧性为代价。

(4) WAAM 制备的 Ti-6Al-4V 延展性好,但是晶粒尺寸较为粗大,强度较低。在 WAAM 过程中引入层间轧制可以细化晶粒、消除晶界 α 相,使晶粒变为等轴晶,提升材料的强度。

(5) SLM 今后的研究热点是通过组织的原位调控,实现特定组织、特定性能的 Ti-6Al-4V 构件的制造。

(6) 目前的层间轧制技术对于几何形状复杂的构件而言还存在局限性,需要开发一套能有效细化晶粒且适用于构件几何形状复杂的设备。

参考文献

- [1] LUTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. Berlin: Springer-Verlag, 2003.
- [2] BOYER R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials properties handbook: Titanium alloys[M]. Almere: ASM International, 1994.
- [3] GIBSON I, ROSEN D W, STUCKER B, et al. Additive manufacturing technologies rapid prototyping to direct digital manufacturing[M]. New York: Springer, 2010.
- [4] FROES F H S, GUNGOR M N, IMAM M A. Cost-affordable titanium: The component fabrication perspective[J]. The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 2007, 59(6): 28-31.
- [5] MURR L E, QUINONES S A, GAYTAN S M, et al. Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing for biomedical applications[J]. Journal of The Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2009, 32(2): 20-32.
- [6] KÜRNSTEINER P, WILMS M B, WEISHEIT A, et al. Massive nanoprecipitation in an Fe-19Ni-x Al maraging steel triggered by the intrinsic heat treatment during laser metal deposition[J]. Acta Materialia, 2017, 129: 52-60.
- [7] SAMES W J, LIST F A, PANNALA S, et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(5): 1743-2804.
- [8] WU B, PAN Z, LI S, et al. The anisotropic corrosion behaviour of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V alloy in 3.5% NaCl solution[J]. Corrosion Science, 2018, 137: 176-183.
- [9] SEIF M, SALEM A, BEUTH J, et al. Overview of materials qualification needs for metal additive manufacturing[J]. The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society. 2016, 68(3): 747-764.
- [10] WANG T, ZHU Y Y, ZHANG S Q, et al. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 632: 505-513.
- [11] KOBRYN P A, SEMIATIN S L. Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 135(2): 330-339.
- [12] MARTINA F, COLEGROVE P A, WILLIAMS S W, et al. Microstructure of interpass rolled wire + arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(12): 6103-6118.
- [13] COLEGROVE P A, DONOGHUE J, MARTINA F, et al. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components[J]. Scripta Materialia, 2016, 135: 111-118.
- [14] WILLIAMS S. Unpublished work[M]. Cranfield: Cranfield University, 2016.
- [15] WANG J, LIN X, WANG J T, et al. Grain morphology evolution and texture characterization of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 768: 97-113.
- [16] SONG Y A, PARK S, CHAE S W. 3D welding and milling: part II—optimization of the 3D welding process using an experimental design approach[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2005, 45(9): 1063-1069.
- [17] CHEN L Y, HUANG J C, LIN C H, et al. Anisotropic response of Ti-6Al-4V alloy fabricated by 3D printing selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 682: 389-395.
- [18] QIU C, ADKINS N J E, ATTALLAH M M. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 578: 230-239.
- [19] SHI X, MA S, LIU C, et al. Selective laser melting-wire arc additive manufacturing hybrid fabrication of Ti-6Al-4V alloy: Microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 684: 196-204.
- [20] XU W, LUI E W, PATERAS A, et al. In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance[J]. Acta Materialia, 2017, 125: 390-400.
- [21] YANG J, YU H, YIN J, et al. Formation and control of martensite in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2016, 108: 308-318.
- [22] JIANJUN L, DENGJI G, YAOHUI L, et al. Heterogeneous microstructure evolution in Ti-6Al-4V alloy thin-wall components deposited by plasma arc additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2018, 157: 200-210.
- [23] BLACKWELL P L, WISBEY A. Laser aided manufacturing technologies; their application to the near net shape forming of a high strength titanium alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 170: 268-276.
- [24] DINDA G P, SONG L, MAZUMDER J. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39(12): 2914-2922.
- [25] DONOGHUE J, ANTONYSAMY A A, MARTINA F, et al. The effectiveness of combining rolling deformation with wire-arc additive manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V[J]. Materials Characterization, 2016, 114: 103-114.
- [26] BAUFELD B, BRANDL E, BIEST O, et al. Wire based additive layer manufacturing: comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser beam deposition and shaped metal deposition[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211: 1146-1158.
- [27] KOBRYN P A, MOORE E H, SEMIATIN S L. The effect of laser power and traverse speed on microstructure, porosity, and build height in laser deposited Ti-6Al-4V[J]. Scripta Materialia, 2000, 43(4): 299-305.
- [28] DONOGHUE J, ANTONYSAMY A A, MARTINA F, et al. The effectiveness of combining rolling deformation with wire-arc

additive manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V[J]. *Materials Characterization*, 2016, 114: 103-114.

[29] CAIN V, THIJS L, VAN HUMBEECK J, et al. Crack propagation and fracture toughness of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2015, 5: 68-76.

[30] RAFI H K, KARTHIK N V, GONG H, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting[J]. *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2013, 22(12): 3872-3883.

[31] SIMONELLI M, TSE Y Y, TUCK C. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 616: 1-11.

[32] FACCHINI L, MAGALINI E, ROBOTTI P, et al. Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2010, 16(6): 450-459.

[33] HOLLANDER D A, VON W M, WIRTZ T, et al. Structural, mechanical and in vitro characterization of individually structured Ti-6Al-4V produced by direct laser forming[J]. *Biomaterials*, 2006, 27(7): 955-963.

[34] VILARO T, COLIN C, BARTOUT J D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting[J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2011, 42(10): 3190-3199.

[35] XU W, BRANDT M, SUN S, et al. Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition[J]. *Acta Materialia*, 2015, 85: 74-84.

[36] BAUFELD B, BIEST OVD, GAULT R, et al. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V components by shaped metal deposition: Microstructure and mechanical properties[J]. *Materials & Design*, 2012, 31(1): 106-111.

[37] BAUFELD B, BRANDL E, BIEST OVD. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(6): 1146-1158.

[38] WANG F, WILLIAMS S, PAUL C, et al. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(2): 968-977.

[39] BRANDL E, BAUFELD B, LEYENS C, et al. Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications[J]. *Physics Procedia*, 2010, 5: 595-606.

[40] LIN J, LÜ Y, LIU Y, et al. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, 69: 19-29.

[41] LIN J J, LÜ Y H, LIU Y X, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-6Al-4V wall deposited by pulsed plasma arc additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2016, 102: 30-40.

[42] ASTM F1108-14. Standard specification for titanium-6aluminum-4vanadium alloy castings for surgical implants[S]. Almere: ASTM International, 2014.

[43] BERMINGHAM M J, NICASTRO L, KENT D, et al.

Optimising the mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by wire + arc additive manufacturing with post-process heat treatments[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 753: 247-255.

[44] BERMINGHAM M J, KENT D, ZHAN H, et al. Controlling the microstructure and properties of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V with trace boron additions[J]. *Acta Materialia*, 2015, 91: 289-303.

通讯作者: 张林杰, 副教授, 博士生导师, 研究方向为激光焊、激光增材制造, E-mail: zhanglinjie@mail.xjtu.edu.cn.

(责编 铃兰)

(上接第80页)

the CNC machining of blade surface of blisk[D]. Beijing: Beihang University, 2015.

[15] 康仁科, 杨巧凤, 齐威, 等. 电镀 CBN 砂轮缓进给磨削高温合金叶片窄深槽的试验研究 [J]. *航空制造技术*, 1999, 42(6): 16-18, 23.

KANG Renke, YANG Qiaofeng, QI Wei, et al. An experimental study on creep feed grinding narrow deep groove of high temperature alloy blade with electroplated CBN wheel[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 1999, 42(6): 16-18, 23.

[16] 杨茂奎, 李雅卿, 史兴宽, 等. 陶瓷结合剂 CBN 砂轮磨削 GH4169 高温合金的磨削加工性与磨削表面完整性 [J]. *工具技术*, 1996(11): 6-10.

YANG Maokui, LI Yaqing, SHI Xingkuan, et al. The grindability and grind surface integrity of nickel-based superalloy GH4169 using CBN wheel[J]. *Tool Engineering*, 1996(11): 6-10.

[17] 马爽, 李勋, 苏帅, 等. 电镀砂轮磨损对 GH4169 磨削表面完整性的影响 [J]. *航空制造技术*, 2017, 60(1/2): 74-78.

MA Shuang, LI Xun, SU Shuai, et al. Influence of electroplated wheel wear on GH4169 grinding surface integrity[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(1/2): 74-78.

[18] 马爽, 李勋, 崔伟, 等. GH4169 叶片悬臂磨表完整性及参数优化研究 [J]. *航空制造技术*, 2016, 59(18): 102-108.

MA Shuang, LI Xun, CUI Wei, et al. Study on surface integrity and parameter optimization of GH4169 machined by cantilever plunge grinding[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016, 59(18): 102-108.

[19] 孙杰, 李剑峰, 王中秋, 等. 航空整体结构件加工变形控制与校正关键技术 [J]. *航空制造技术*, 2009, 52(23): 62-66.

SUN Jie, LI Jianfeng, WANG Zhongqiu, et al. Key technology on processing deformation control and correction of aviation overall parts[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2009, 52(23): 62-66.

[20] 王瑞秋, 陈五一, 肖俊, 等. 鼓形砂轮周磨自由曲面刀位算法 [J]. *中国机械工程*, 2006, 17(16): 1719-1722.

WANG Ruiqiu, CHEN Wuyi, XIAO Jun, et al. Tool positioning strategy for free form surface flank grinding with drum wheel[J]. *China Mechanical Engineering*, 2006, 17(16): 1719-1722.

通讯作者: 徐汝锋, 博士, 副教授, 研究方向为复杂曲面多轴数控加工技术, E-mail: xurufeng2003@126.com.

(责编 铃兰)