

# 热处理工艺对铸造 / 激光增材制造复合制备 Ti-6Al-4V 合金组织和性能的影响

薛松海<sup>1,2</sup>, 李重阳<sup>1</sup>, 李雪辰<sup>3</sup>, 刘鸿羽<sup>1</sup>, 刘时兵<sup>1</sup>, 曲玉福<sup>1</sup>, 刘田雨<sup>1</sup>

(1. 沈阳铸造研究所有限公司, 高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室, 辽宁沈阳 110022; 2. 机械科学研究总院海西(福建)分院有限公司, 福建福州 365050; 3. 陆军装备部驻沈阳地区第三军代室, 辽宁沈阳 110031)

**摘要:** 研究了热处理工艺对复合制备Ti-6Al-4V合金组织和性能的影响。结果表明, 制备的Ti-6Al-4V试样有3个典型区域, 分别为激光增材制造区、铸造基底区和铸造/激光增材制造冶金结合区; 激光增材制造区由网篮组织构成, 铸造基底区由魏氏组织构成, 而铸造/激光增材制造结合区微观组织取决于热处理工艺; 铸态和固溶态呈魏氏组织, 而固溶时效和热等静压+固溶时效态呈网篮组织。固溶时效态由于组织均匀性较高、析出次生 $\alpha$ 相, 从而使得合金不但具有较高的强度(915 MPa), 而且具有较高的伸长率(11%)。

**关键词:** 铸造/激光增材制造复合制造; Ti-6Al-4V; 热处理工艺; 微观组织; 力学性能

钛合金由于具有较低的密度、较高的强度、良好的耐腐蚀以及耐高温等性能, 近年来被广泛用于航空航天、石油化工、生物医疗等领域。复杂钛合金构件通过铸造成形, 主要包括石墨型铸造、熔模精密铸造和金属型铸造等<sup>[1-2]</sup>。然而, 由于铸造成形过程需要制备型壳, 从而增加了生产成本以及生产周期。另外, 受限於铸型的复杂程度, 传统铸造成形钛合金构件复杂度较低, 无法满足日益发展航空航天等领域的需求。与传统铸造方法相比, 金属增材制造(又称3D打印)是以数字模型为基础, 在高能量激光束(或电子束、离子束、电弧)的作用下, 将金属粉末或丝材逐层沉积而形成三维零件的技术。在过去的十年中, 金属增材制造因其零件近净成形、可成形复杂结构零件、制造周期短等优点被广泛关注<sup>[3]</sup>。

在金属增材制造过程中, 当构件成形完成后, 作为支撑结构的基底部分需通过线切割进行切除, 从而降低了生产效率。将基底进行设计, 使其成为零件的一部分, 这种基于增材制造的特殊工艺被称为复合制备工艺<sup>[4]</sup>。由于复合制备工艺可以快速成形大且复杂的构件, 目前已经引起了广泛的关注。Wang等人<sup>[4]</sup>研究了复合制备不锈钢的显微组织和力学性能, 结果表明, 基底热影响区的晶粒发生了明显的长大, 从而降低了合金的塑性。Zhu等人<sup>[5]</sup>研究了复合制备钛合金的显微组织和力学性能, 结果表明, 尽管拉伸断裂发生在基底区, 但复合制备合金的伸长率仍然达到了7%。

TC4(Ti-6Al-4V)是在金属增材制造技术中应用最为广泛、工艺成熟度最高的合金<sup>[6]</sup>。为了提高增材制造TC4合金的综合性能, 学者们对金属增材制造后续热处理工艺进行了详细的研究<sup>[7-9]</sup>。Vrancken等人<sup>[10]</sup>将增材制造TC4合金进行850℃退火2h, 随后随炉冷却, 使合金的伸长率从7%提高到13%。Ren等人<sup>[11]</sup>将合金在920℃固溶2h后, 在550℃时效4h, 使伸长率提升到18%。Zhao等人<sup>[12]</sup>首先将合金在亚临界温度区(980℃)退火1h, 为了保证合金的强度, 随后在920℃固溶2h后, 在550℃时效4h, 最终使得合金的伸长率提高到25%。另外, 刘莹莹等<sup>[13]</sup>对激光立体成形Ti<sub>3</sub>Al/TC11过渡材料的界面处的热处理工艺进行了研究, 结果表明初始沉积态两种材料存在较大的组织差异, 经过960℃固溶1h后空冷, 随后700℃时效7h处理后, 形貌差异显著降低。北京航空航天大学将激光沉积技术与不锈钢锻件相结合, 并对复合成形材

## 作者简介:

薛松海(1978-), 男, 博士研究生, 主要从事于钛合金成形及工艺研究。电话: 13940060269, E-mail: srifxsh@163.com

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)07-0800-06

## 基金项目:

国家重点研发计划(2018YFB1106000, 2018YFB1106002); 辽宁省“兴辽英才计划”(XLYC1808030); 沈阳市科技计划(Z19-1-003)。

## 收稿日期:

2021-03-10 收到初稿,

2021-05-11 收到修订稿。

料进行性能检测,发现热影响区的组织要优于锻造基体,拉伸试棒的断裂位置均出现在锻造基体区域。何波等<sup>[14]</sup>使用激光沉积技术,对钛合金(TC4/TC11)过渡件进行不同工艺的热处理,当合金在970℃固溶1 h后空冷,随后在550℃时效4 h空冷,结果表明,两侧组织逐渐变得均匀,过度线消失,硬度值之间的差异也逐渐减小。

本文结合激光熔覆技术,在铸态TC4基体上进行同种合金成分的增材制造,研究热处理工艺对TC4合金铸态和沉积态界面处组织和性能的影响。

## 1 试验方法

通过水冷铜坩埚、真空磁悬浮熔炼法制备Ti-6Al-4V(质量分数)合金铸锭5 kg,且熔炼过程中利用高纯Ar气进行保护,熔炼三次保证成分的均匀性。根据DSC,表明其相变点为980℃。将熔炼的Ti-6Al-4V合金经热等静压处理后作为基底,其尺寸为100×40×50 mm<sup>3</sup>。通过激光熔覆沉积技术在基底上进行TC4成形,工艺参数为:激光功率为6~7 kW,扫描速率为800~1 200 mm/min,搭接率为40%~50%,光斑直径为6~7 mm,Z轴抬升量为1 mm。图1为铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金试样。

表1为铸造基底区与激光增材制造区Ti-6Al-4V合金化学成分分析结果。由表1可知,相比于其他合金元素,铸造区和激光增材制造区内Al元素含量相差较大,这一方面是由于铸态基体与增材粉末非同源材料而产生的成分偏差;另一方面,相比于铸造,增材区输入的激光能量较大而导致Al元素烧损较多。

表1 铸造/激光增材制造Ti-6Al-4V合金不同位置化学成分  
Table 1 Chemical composition of different positions of Ti-6Al-4V Alloy Fabricated by casting / laser additive

位置	additive						w <sub>B</sub> /%
	Al	V	Fe	N	H	O	
铸造区	6.47	4.12	0.11	0.013	0.002 9	0.14	余量
增材区	6.22	4.12	0.13	0.013	0.003 9	0.14	余量



图1 铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金试样

Fig. 1 Ti-6Al-4V alloy sample prepared by casting / laser additive manufacturing

试验采用4种状态的试样:铸态试样、固溶处理试样、固溶及时效处理试样、热等静压+固溶时效处理试样。其中,固溶处理试样的条件为950℃保温1 h后空冷;固溶及时效处理试样的条件为930℃保温1 h后空冷,随后在550℃保温2 h后空冷;热等静压+固溶时效处理试样的条件为930℃下以150 MPa的压力保温4 h后,930℃保温1 h后空冷,随后在550℃保温2 h后空冷。

试样经热处理后采用GX51OLYMPUS型金相显微镜(OM)观察微观组织。采用WS-2005型维氏硬度计测试各试样的维氏硬度,载荷为1 kg,保载时间为15 s。分别对每个试样的增材区、铸态区和增材/铸态结合区进行测试,每个位置测试5次,并取它们的平均值作为该区域的维氏硬度值。使用INSTRON5982电子万能试验机对加工后的标准拉伸试棒进行常温拉伸,试样尺寸如图2所示,为标准Φ6 mm拉伸试棒,试样的高度方向垂直于沉积方向,结合面处位于拉伸试棒中间位置,每组试验取两组数据。采用ZEISS ΣIGMA扫描电子显微镜对拉伸断口进行形貌观察。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 热处理工艺对微观组织的影响

图3为热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金微观组织的影响。其中,图3a、d、g和j为激光增材制造区域内微观组织变化。由图可知,激光增材制造区域内微观组织由网篮组织构成,但初生α相板条宽度有所差异。沉积态的初生α相板条宽度为0.5~2 μm,如图3a所示。当合金在α+β两相区固溶时,由于固溶温度较高而粗化了初生α相。另外,固溶温度接近于β相转变温度,使得部分初生α相转变为β相。在随后的空冷过程中,由于冷却速度较快,残留β相含量增加,且在β基体中析出了针状次生α相,如图3d所示。当合金经固溶时效处理后,初生α相板条宽度增加到6~7 μm,次生α相含量增加且其晶粒发生长大,导致了初生α板条被截断,从而降低了初生α相的长宽比,如图3g所示。当合金经过热等静压处理后,初生α板条在恒定温度和压力的作用下,使其长宽比减小。在随后的固溶时效处理后,析出的

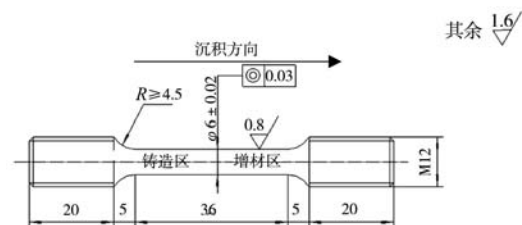


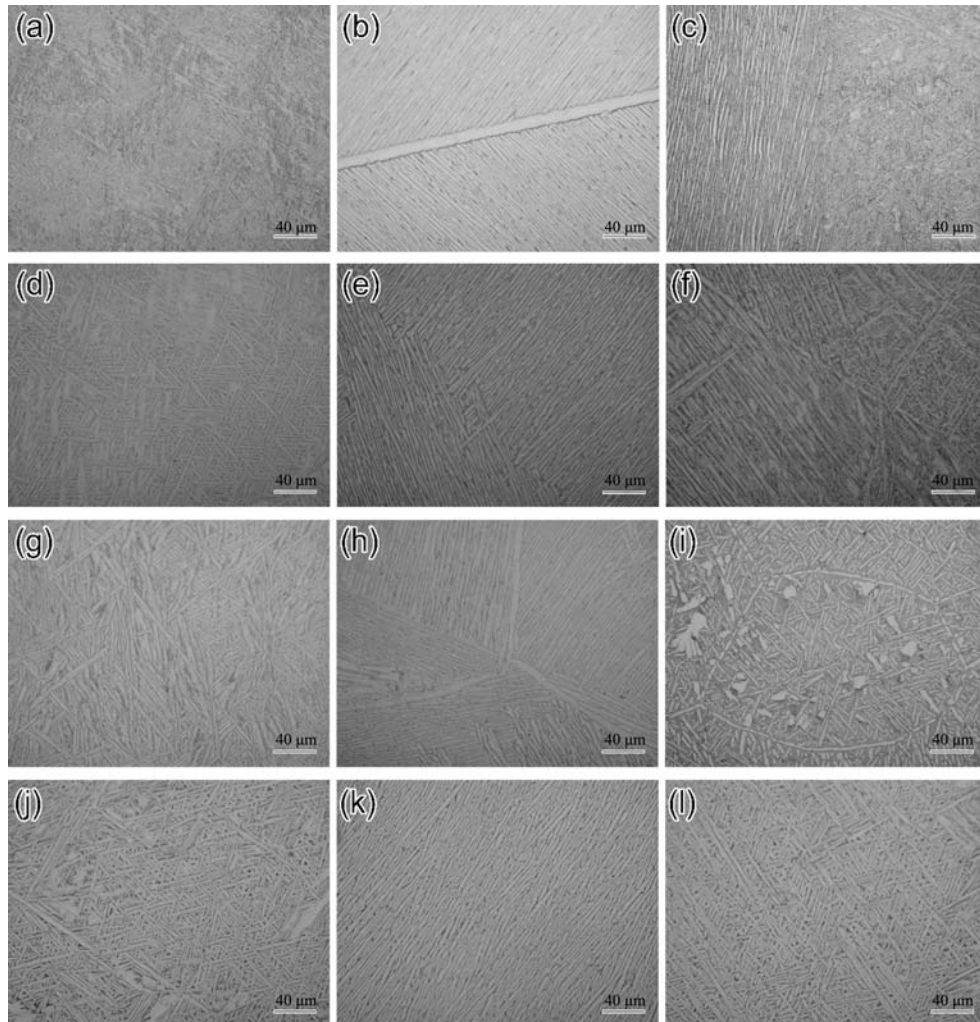
图2 拉伸试棒示意图

Fig. 2 Schematic diagram of tensile test bar

次生 $\alpha$ 相含量增加,晶粒进一步发生长大。

图3b、e、h和k为铸造区域内微观组织变化。由图可知,铸造区域内微观组织由魏氏组织构成。沉积态的晶界 $\alpha$ 相较为完整,在晶界 $\alpha$ 相两侧为不同取向的片层集束,如图3b所示。当合金经固溶处理后,晶界 $\alpha$ 相发生部分熔断,片层集束进一步长大,厚度增加,晶界熔断处片层交错分布,如图3e所示。当合金经固溶时效处理后, $\alpha$ 相进一步析出,且取向各异而形成了许多尺寸较小 $\alpha$ 集束,晶界 $\alpha$ 相完整,如图3h所示。当合金经热等静压处理后,晶界 $\alpha$ 相在恒温恒压的作用下破碎,使其形态转变为等轴状,在固溶时效处理时,板条状 $\alpha$ 相与等轴状 $\alpha$ 相相互限制,形成大尺寸 $\alpha$ 集束区,如图3k所示。

图3c、f、i和l为铸造/激光增材制造结合区域内微观组织变化。由图3c可知,结合区的组织与激光增材制造区域内沉积态的组织存在明显分界线。当合金经固溶处理后,结合区初生 $\alpha$ 相发生长大,原界面处密集排列的板条 $\alpha$ 相被打断,如图3f所示。当合金经固溶时效处理后,结合区与基底和激光增材制造区域内的微观组织差异性较小。另外,在结合区,初生 $\alpha$ 相被次生 $\alpha$ 相截断,长宽比降低且部分 $\alpha$ 相融合长大,从而形成了部分等轴晶,如图3i所示。当合金经热等静压+固溶时效处理后,在恒温恒压的作用下,层状 $\alpha$ 相被破碎,固溶时效使结合区组织转变为网篮状组织,其间仍分布有少量铸态区平行的板条 $\alpha$ 相。



(a) 铸态, 激光增材制造区; (b) 铸态, 铸造区; (c) 铸态, 铸造/激光增材制造结合区  
 (d) 固溶态, 激光增材制造区; (e) 固溶态, 铸造区; (f) 固溶态, 铸造/激光增材制造结合区  
 (g) 固溶时效态, 激光增材制造区; (h) 固溶时效态, 铸造区; (i) 固溶时效态, 铸造/激光增材制造结合区  
 (j) 热等静压+固溶时效态, 激光增材制造区; (k) 热等静压+固溶时效态, 铸造区; (l) 热等静压+固溶时效态, 铸造/激光增材制造结合区  
 图3 热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金微观组织的影响

Fig. 3 Effect of heat treatment process on Microstructure of Ti-6Al-4V alloy prepared by casting/laser additive manufacturing

### 2.2 热处理工艺对力学性能的影响

不同状态下试样显微硬度取样区域如图4所示，分别在三个区域五点取值。图5为热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金维氏硬度的影响。由图可知，在激光增材制造区内，维氏硬度分别为HV 313（铸态）、HV 364（固溶）、HV 406（固溶时效）、HV 299（热等静压+固溶时效），呈现出先增加后降低的现象。铸造/激光增材制造结合区和铸造区内维氏硬度变化与激光增材制造区内相同。在结合区内，维氏硬度从铸态的HV338增加到固溶条件下的HV 350、固溶时效条件下的HV 461，热等静压+固溶时效条件下的维氏硬度较低，仅为HV 294。在铸造区内，维氏硬度从铸态的HV 348增加到固溶条件下的HV 353、固溶时效条件下的HV 390，热等静压+固溶时效条件下的维氏硬度较低，仅为HV 310。相比于铸态，固溶时效条件下由于析出次生α相，相对于初生α相，次生α相较硬而难以变形，阻碍位错运动的能力更强，从而提高了合金的强度。热等静压+固溶时效条件下晶粒尺寸较大，根据霍尔-佩奇<sup>[15]</sup>公式：

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

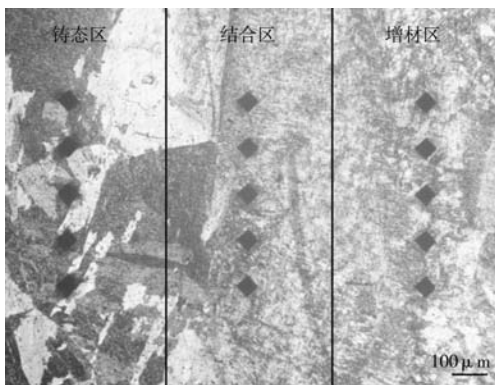


图4 显微硬度取样示意图

Fig. 4 Schematic diagram of microhardness sampling

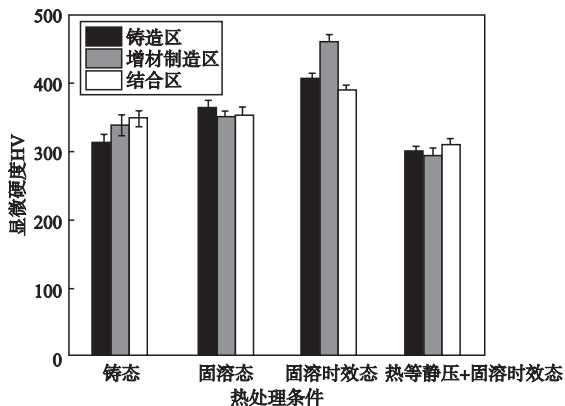


图5 热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金维氏硬度的影响

Fig. 5 Effect of heat treatment process on Vickers hardness of Ti-6Al-4V alloy prepared by casting / laser additive manufacturing

式中： $\sigma_y$ 为屈服强度， $d$ 为晶粒尺寸， $\sigma_0$ 和 $k$ 为材料本身属性。因此，热等静压+固溶时效试样的强度较低。

图6为热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金拉伸性能的影响。由图可知，铸态、固溶、固溶时效、热等静压+固溶时效试样的抗拉强度分别为909 MPa、867 MPa、915 MPa和821 MPa，铸态、固溶和固溶时效试样的屈服强度相近，分别为798 MPa、797 MPa和798 MPa，而热等静压+固溶时效试样的屈服强度较低，为737 MPa。铸态、固溶和热等静压+固溶时效试样的伸长率相近，分别为6%、4.5%和5%，而固溶时效试样的伸长率较高，达到了11%。

图7为拉伸试棒断口位置示意图。可以看出，断裂位置趋于一致性，即均位于铸态区一侧，意味着激光增材制造区强度要明显优于铸造基体。值得注意的是，此时铸态区与增材区的结合处并未发生开裂，反映了高的界面结合强度。事实上，根据图3可知，铸态区组织一般为魏氏组织，其晶粒尺寸较为粗大，α片层较厚，因此展现出的强度较差；相反，增材区组织由细小的网篮状结构组成，具有更多的α/β界面以阻止位错滑移，因此具有更高的强度。固溶时效试样的

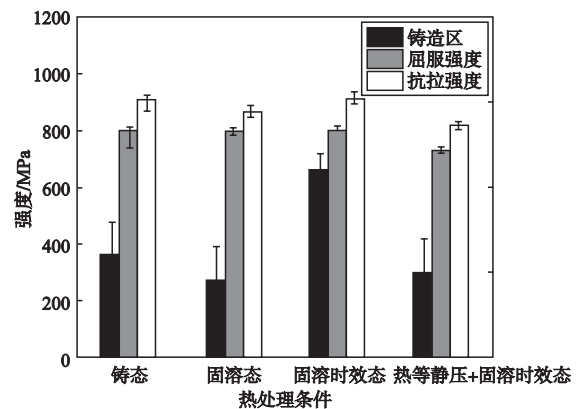


图6 热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金拉伸性能的影响

Fig. 6 Effect of heat treatment process on tensile properties of Ti-6Al-4V Alloy fabricated by casting / laser additive manufacturing

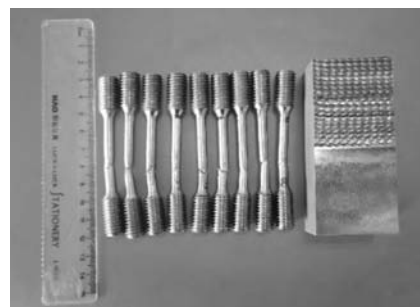


图7 拉伸试棒取样及断口位置示意图

Fig.7 Schematic diagram of tensile test bar sampling and fracture location

强度较高是因为在时效过程中会析出次生 $\alpha$ 相,相对于初生 $\alpha$ 相,次生 $\alpha$ 相较硬而难以变形,阻碍位错运动的能力更强,从而提高了合金的强度。热等静压+固溶时效试样的强度较低是因为在热等静压过程中晶粒会继续长大,铸态区大尺寸的 $\alpha$ 集束区形成的魏氏组织,力学性能具有明显的方向性,从而降低了合金的强度。固溶时效试样伸长率的提高取决于铸造/激光增材制造结合区域内微观组织。相对于魏氏组织,网篮组织的伸长率较高,且大量等轴晶的存在,阻碍了位错的滑移,因此固溶时效试样达到较高的伸长率。然

而,由于热等静压+固溶时效试样的 $\alpha$ 晶粒过分长大,显著降低合金的伸长率。

### 2.3 热处理工艺对断口形貌的影响

图8为热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金断口形貌的影响。由图可知,铸态、固溶态和热等静压+固溶时效态试样呈脆性断裂,断口可以明显观察到微裂纹、解理面的存在,从而导致伸长率较低。固溶时效态试样呈延性断裂,断口可以明显观察到韧窝的存在,从而导致伸长率较高。

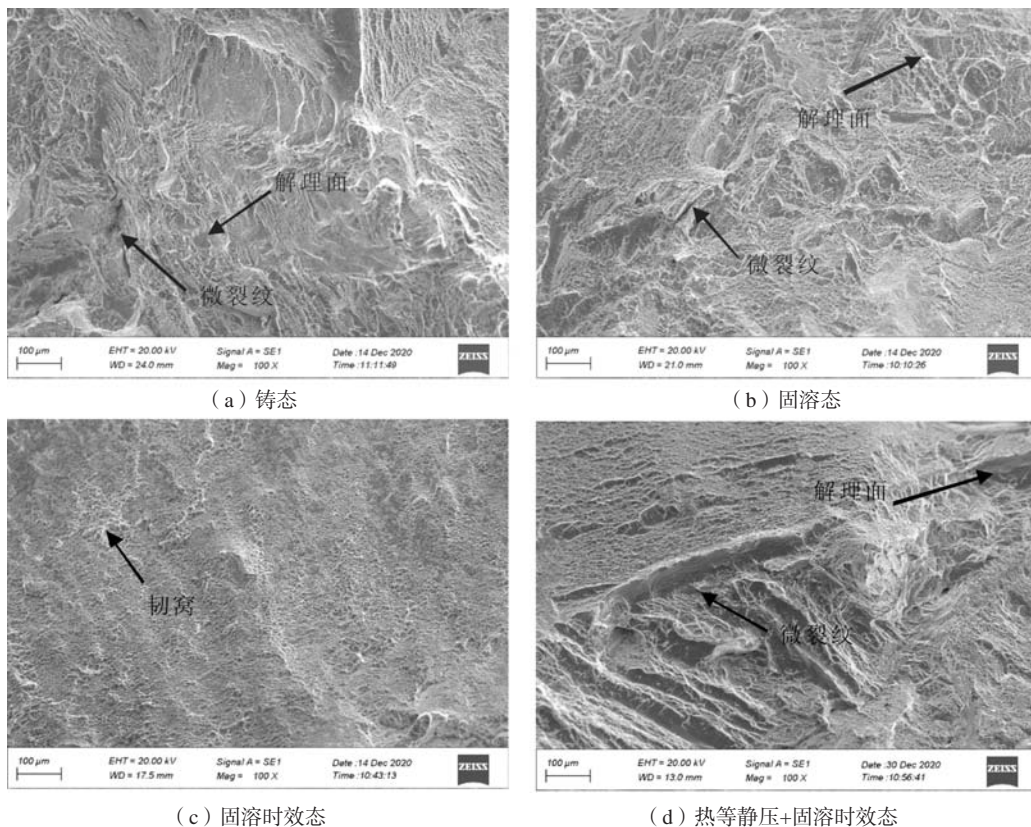


图8 热处理工艺对铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金断口形貌的影响

Fig. 8 Effect of heat treatment process on fracture morphology of Ti-6Al-4V alloy prepared by casting / laser additive manufacturing

## 3 结论

(1) 铸造/激光增材制造复合制备Ti-6Al-4V合金不同区域微观组织存在差异,激光增材制造区由网篮组织构成,铸造区由魏氏组织构成,铸造/激光增材制造结合区则取决于热处理工艺,铸态和固溶态呈魏氏组织,而固溶时效态和热等静压+固溶时效态呈网篮组织;

(2) 热处理工艺可以调控铸造/激光增材制造结合区微观组织结构,通过固溶时效可以使结合区内的魏氏组织转变为网篮组织,从而提高了合金的伸长率;

(3) 相比于铸态、固溶态和热等静压+固溶时效态,固溶时效态试样的强度和伸长率均达到最大值,其中屈服强度达798 MPa,抗拉强度达915 MPa,伸长率达11%

## 参考文献:

- [1] 高婷, 赵亮, 马保飞, 等. 钛合金铸造技术现状及发展趋势 [J]. 热加工工艺, 2014, 43 (21): 5-7, 11.
- [2] 赵军. 钛合金石墨型铸造技术国内外发展现状及趋势 [C]//2019中国铸造活动周, 武汉, 2019.
- [3] 任永明, 林鑫, 黄卫东. 增材制造Ti-6Al-4V合金组织及疲劳性能研究进展 [J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46 (10): 3160-3168.
- [4] WANG Y, TANG H, FANG Y, et al. Microstructure and mechanical properties of hybrid fabricated 1Cr12Ni2WMoVNB steel by laser melting deposition [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2013, 26 (2): 481-486.
- [5] ZHU Y, JIA L, TIAN X, et al. Microstructure and mechanical properties of hybrid fabricated Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy by laser additive manufacturing [J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 607 (23): 427-434.
- [6] 唐威, 樊新民, 黄洁雯, 等. 选区激光熔化成形Ti6Al4V钛合金的显微组织研究 [J]. 中国体视学与图像分析, 2017, 22 (04): 415-422.
- [7] 蔡雨升, 吉海宾, 雷家峰, 等. 热处理对激光选区熔化TC4钛合金显微组织和力学性能的影响 [J]. 钛工业进展, 2020, 37 (01): 9-16.
- [8] 李明东. 激光沉积制造TC4钛合金的热处理工艺研究 [D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2018.
- [9] 王健, 林鑫, 薛爱堂, 等. 电弧增材制造Ti-6Al-4V钛合金在不同扫描策略下的初生 $\beta$ 晶组织宏观形态演变 [J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49 (3): 857-861.
- [10] BEY Vrancken, LORE Thijs. Heat treatment of Ti6Al4V produced by selective laser melting: microstructure and mechanical properties [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2012, 541: 177-185.
- [11] REN Y.M, LIN X, FU X, et al. Microstructure and deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy by high-power laser solid forming [J]. Acta Materialia, 2017, 132: 82-95.
- [12] ZHAO Z, CHEN J, TAN H, et al. Achieving superior ductility for laser solid formed extra low interstitial Ti-6Al-4V titanium alloy through equiaxial alpha microstructure [J]. Scripta Materialia, 2018 (146): 187-191.
- [13] 刘莹莹, 姚暖, 何磊, 等. 热处理对激光立体成形Ti<sub>3</sub>Al/TC11连接界面组织性能的影响 [J]. 中国科技论文, 2014, 9 (2): 234-237, 242.
- [14] 何波, 邢盟, 孙长青, 等. 热处理对激光沉积TC4/TC11组织和性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48 (6): 1929-1935.
- [15] 周健. 关于金属学中细晶强化教学内容的思考 [J]. 教育教学论坛, 2017 (2): 192-193.

## Effect of Heat Treatment Process on Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V Alloy Fabricated by Casting/Laser Additive Manufacturing

XUE Song-hai<sup>1,2</sup>, LI Chong-yang<sup>1</sup>, LI Xue-chen<sup>3</sup>, LIU Hong-yu<sup>1</sup>, LIU Shi-bing<sup>1</sup>, QU Yu-fu<sup>1</sup>, LIU Tian-yu<sup>1</sup>  
(1. Shenyang Research Institute of Foundry Co., Ltd., State Key Laboratory of Light Alloy Foundry Technology for High-End Equipment, Shenyang 110022, Liaoning, China; 2. Haixi (Fujian) Institute, China Academy of Machinery Science & Technology Co., Ltd., Fuzhou 365050, Fujian, China; 3. Shenyang No 3 Military Representative Office, Shenyang Military Representative Bureau, Equipment Department of Land Force, Shenyang 110031, Liaoning, China)

### Abstract:

The effects of heat treatment process on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy prepared by casting/laser additive composite manufacturing were studied. The results show that the Ti-6Al-4V alloy sample has three typical areas, namely: laser additive manufacturing area, casting base area, and casting/laser additive manufacturing metallurgical bonding area, and the laser additive manufacturing area is composed of a mesh basket structure, the casting base area is composed of Widmanstatten structure, while the microstructure of the casting/laser additive manufacturing junction area depends on the heat treatment process. The as-cast and solid-solution states show the Widmanstatten structure; the solid solution aging and hot isostatic pressing+solid solution aging state are in net basket structure. The solid solution aging alloy, due to the higher uniformity of the structure and the precipitation of secondary  $\alpha$  phase, not only has a higher strength (915 MPa), but also has a higher elongation (11%).

### Key words:

casting/laser additive manufacturing composite manufacturing; Ti-6Al-4V; heat treatment process; microstructure; mechanical properties