

引用格式: 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 Yang, CHEN Bingqing, YAN Taiqi, 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.

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

雷杨^{1,2}, 陈冰清¹, 闫泰起¹, 吴宇¹, 秦仁耀¹, 孙兵兵^{1*}

(1. 中国航发北京航空材料研究院 焊接与塑性成形研究所, 北京 100095; 2. 华中科技大学 武汉光电国家研究中心, 武汉 430074)

摘要: 钛合金以其优异的强度、焊接性和良好的塑性在航空、航天和航海领域得到广泛应用。本工作采用选区激光熔化成形制备近 α 钛合金 Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V(TA15), 基于共聚焦激光扫描显微镜(CLSM)、金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X射线衍射(XRD)、能量色散谱仪(EDS)等方法, 研究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。结果表明: 激光扫描速度变化对 TA15 合金成形质量具有显著影响。较高激光扫描速度会导致熔道波动不连续、表面出现不规则起伏; 较低激光扫描速度会显著促进截面孔隙产生。激光扫描速度的提高导致合金内部马氏体尺寸先增加后减小, 马氏体层级逐步降低。过低或过高的激光扫描速度使合金表面产生局部裂纹, 这些裂纹处存在元素缺失及富集现象。激光扫描速度与合金成形质量之间的直接关系, 可以为优化选区激光熔化成形 TA15 合金的工艺路线及方案提供参考, 有助于 TA15 合金的进一步推广及应用。

关键词: 选区激光熔化; TA15 合金; 激光扫描速度; 微观组织

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000012

中图分类号: V252; TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)03-0131-11

Effect of laser scanning speed on macroscopic morphology and microstructure of TA15 alloy fabricated by selective laser melting

LEI Yang^{1,2}, CHEN Bingqing¹, YAN Taiqi¹, WU Yu¹, QIN Renyao¹, SUN Bingbing^{1*}

(1. Welding and Plastic Forming Division, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: Titanium alloys are widely used in the fields of aviation, aerospace and marine due to their excellent strength, weldability and plasticity. This study focuses on a near- α titanium alloy Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V(TA15), fabricated by selective laser melting(SLM) technology. The impact of laser scanning speed on the macroscopic morphology and microstructure of the TA15 alloy is investigated using a range of analytical methods such as confocal laser scanning microscopy(CLSM), optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM), X-ray diffraction(XRD) and energy dispersive spectroscopy(EDS). The results show that variations in laser scanning speed significantly influence the forming quality of the alloy. Specifically, higher scanning speeds induce discontinuous fluctuations in the melt pool and irregular surface undulations, whereas lower speeds promote porosity formation at the cross-section. Initially, an increase in laser scanning speed enlarges the size of the martensite structure, followed by a decrease, accompanied by a gradual reduction in martensite hierarchy. Low or high laser scanning speeds cause local cracks on the alloy surface, where elemental depletion and enrichment are observed. These findings demonstrate a direct correlation between laser scanning speed and alloy forming quality. These results provide valuable insights for optimizing the process

parameters and strategies of SLM for TA15 alloy, thereby facilitating its further promotion and application.

Key words: selective laser melting; TA15 alloy; laser scanning speed; microstructure

TA15 合金作为一种典型的 $\alpha+\beta$ 型双相钛合金^[1], 具有强度高、耐热性和耐腐蚀性良好等特点, 能够承受复杂严苛载荷^[2-3], 在高温环境下保持较高的强度和硬度^[4-5], 同时可以有效抵抗盐水、酸碱等腐蚀介质侵蚀^[6-7], 综合性能优越, 因而在航空航天领域应用广泛, 常用于制造飞机机翼梁、隔框、机身结构件、发动机喷嘴等关键零部件^[8-10]。由于航空航天领域高价值、高复杂性等特点, 对零部件精密设计及制造工艺提出严格要求, 因此激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 技术以其在复杂构件成形方面的独特优势, 成为制造航空航天高性能复杂零部件的热门选择^[11-13]。

选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 成形技术是激光粉末床熔融技术的重要分支^[14-15]。SLM 技术采用聚焦高能量密度激光束逐层分区熔化粉末床上预置的金属粉末, 减少由于连续沉积物再熔化作用产生的孔隙、裂纹、杂质、残余应力等缺陷, 从而有利于零部件的均匀化^[16-19]。同时 SLM 技术极高的冷却速率也有助于产生细小的晶粒和较高的过饱和度, 提高合金强度^[20], 因此, SLM 技术已成为航空航天领域关键零部件制造的重要研究方向。Xu 等^[21]发现 SLM 成形 TA15 合金比激光熔融沉积或锻造成形 TA15 合金具有更高耐腐蚀性、耐磨性和抗摩擦腐蚀性能。Gupta 等^[22]研究 SLM 成形的 Ti-6Al-4V 合金航空发动机支架, 发现其比锻造 Ti-6Al-4V 合金支架具备更优良的高周疲劳和拉伸性能。Liu 等^[23]揭示了 SLM 技术扫描策略和残留飞溅分布与零件质量的关系。这些研究表明 SLM 成形 TA15 合金可以从多种工艺角度探讨不同参数对成形试样的影响。然而上述研究集中于 SLM 成形合金组织力学性能或扫描策略对成形质量的影响研究, 选取角度集中于微米级尺度^[24]。但激光扫描速度对 SLM 成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响是涉及热-流-物理化学多因素耦合的复杂问题, 仅基于微米级尺度研究并不能完全揭示材料机理属性。Zhong 等^[25]利用计算机断层扫描技术对 SLM 成形 TA15 合金中孔隙缺陷进行三维重建, 通过量化孔隙率方式对不同温度下疲劳裂纹扩展行为进行探究, 跨尺度分析造成微裂纹、孔隙等缺陷的关键因素, 并通过优化工艺参数减少缺陷形成。

本工作研究不同激光扫描速度下, SLM 成形 TA15 合金表面形貌变化和截面孔隙分布之间存在的三维尺度联系。将宏观形貌和微观组织相结合, 脱离传统的二维视角, 观察不同激光扫描速度对微观组织的影响并分析裂纹孔隙的产生原因, 进一步揭示激光扫描速度与 TA15 合金成形质量的关系, 为优化 SLM 成形 TA15 合金的成形质量提供指导。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本工作用到的实验材料为 TA15 合金粉末, 化学成分详见表 1。粉末形貌为球形, 粒径范围 18~51 μm 。SLM 成形前, 粉末在 100 $^{\circ}\text{C}$ 下烘干 2 h, 以提高流动性, 防止制备过程中出现不必要的缺陷。

表 1 TA15 合金粉末化学成分 (质量分数/%)
Table 1 Chemical composition of TA15 alloy powder (mass fraction/%)

Al	Mo	Si	V	Zr	Fe	C	O	N	H	Ti
6.6	1.7	0.02	2.2	2.1	0.03	0.01	0.12	0.01	0.003	Bal.

1.2 表征与测试

采用尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的 SLM 成形试块进行结构表征。测试样品采用型号为 FS421M 的 SLM 设备棋盘扫描策略进行成形, 激光束逐层旋转 67°, 激光功率为 300 W, 扫描间距为 120 μm , 铺粉层厚为 30 μm , 激光扫描速度为低激光扫描速度 (800 mm/s 和 900 mm/s) 和高激光扫描速度 (1100、1200、1300 mm/s 和 1400 mm/s)。由于 SLM 组织成形过程存在各向异性, 采用型号为 OLYMPUS LEXT OLS4100 的共聚焦激光扫描显微镜和型号为 OM Leica DM2700P 的金相显微镜对立方体试块沿扫描方向的平面进行宏观形貌表征, 采用型号为 SEM MIRA 的扫描电子显微镜对试块沿垂直于扫描方向的平面进行微观组织表征, 观察样品的微观结构。采用型号为 XRD SmartLab 的 X 射线衍射仪和型号为 EDS Phenom XL 的能量色散谱仪进行物相检测。每个试块表面均使用 300~2000 目碳化硅砂纸研磨至精加工状态, 再使用 $\text{SiO}_2\text{-H}_2\text{O}_2$ 溶液进行抛光, 最后, 使用 Kroll 蚀刻剂 (1% 氢氟酸、1.5% 盐酸、2.5% 硝酸和 95% 水

(体积分数)的混合溶液)进行蚀刻。

2 结果与分析

2.1 表面形貌

图1显示不同扫描速度下,采用共聚焦激光扫描显微镜拍摄的 SLM 成形 TA15 合金试样三维表面形貌。如图1(a)所示,当激光扫描速度为 800 mm/s 时,TA15 合金试样表面存在不规则波动,部分区域明显隆起或凹陷,熔体边缘呈现波浪形,熔道波动不连续。较低激光扫描速度导致激光能量密度过大,熔池在重力和毛细管作用下整体向下坍塌,导致凝固后的熔道向内凹陷。同时,熔池外边缘部分熔化的粉末颗粒被熔池吸引黏附,导致凝固后熔道隆起。粉末颗粒的随机分布导致熔道随机隆起或沉降,从而形成波动表面。由图1(b)~

(d)可以看出,随着激光扫描速度由 900 mm/s 提高至 1200 mm/s,TA15 合金试样表面的熔道明显趋于连续,试样表面隆起的数量和尺寸也逐步减少。显然,当激光扫描速度在 900~1200 mm/s 区间范围内,会产生适中的激光能量密度。试样表面形成较为稳定的熔池,具有更好的流动性和连续性,可以充分润湿已沉积熔道,在冷却过程中试样表面趋于平整。由图1(e)和(f)可以看出,随着激光扫描速度由 1300 mm/s 继续提高至 1400 mm/s,试样表面再次出现明显起伏。但相较于低激光扫描速度下熔池坍塌以及吸附边缘熔化颗粒堆叠形成的隆起,高激光扫描速度导致熔池内激光能量密度过低,进而导致熔池之间不能稳定过渡,熔液在自身张力的作用下发生团聚并凝固,在试样表面形成不规则隆起和凹陷,使 TA15 合金试样表面熔道破碎不连续并高低起伏。

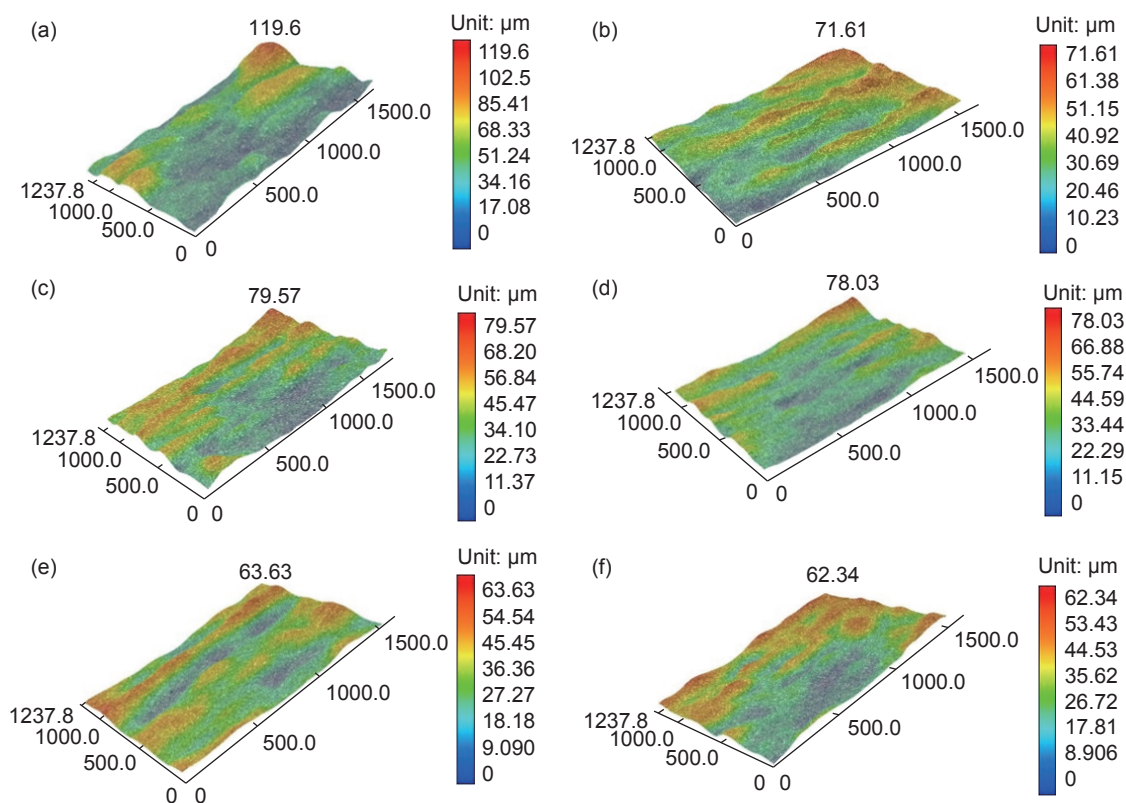


图1 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的三维表面形貌 (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

Fig. 1 Three-dimensional surface morphology of TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

图2显示不同激光扫描速度下,采用共聚焦激光扫描显微镜拍摄的 SLM 成形 TA15 合金试样的表面形貌。如图2(a)所示,当激光扫描速度为 800 mm/s 时,样品表面可见少量球形孔隙分布。但随着激光扫描速度提高至 900 mm/s,TA15 合金试

样表面出现局部裂痕(图2(b))。随着激光扫描速度由 900 mm/s 提高至 1300 mm/s,TA15 合金样品表面开始附着少量未熔粉末球,孔隙缺陷仍然存在且有一定程度增加(图2(c)~(e))。由于孔隙直径普遍在 10 μm 以下,可能是高激光扫描速度导致激

光能量密度不足从而无法完全熔化 TA15 粉末, 在激光束的冲击下产生飞溅从而导致熔体缺失, 由于达西定律的存在, 金属液体的相对流动受到阻碍, SLM

成形极高的冷却速率使熔体缺失区域无法及时得到补充, 生成的孔隙无法被填充, 因此随着激光扫描速度提高, 球形孔隙仍然存在且有一定程度增加。

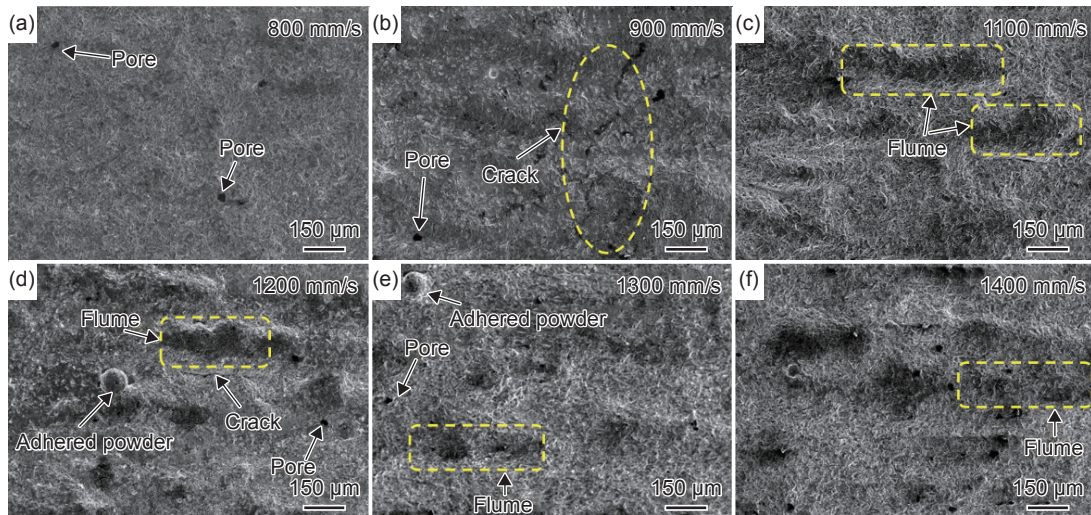


图2 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的表面形貌 (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

Fig. 2 Surface morphology of TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

2.2 截面缺陷

采用金相显微镜拍摄不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的内部缺陷如图 3 所示。采用 Media Cybernetics Inc 开发的 Image-Pro Plus 软件, 通过去除孔隙含量后剩余尺寸面积占原尺寸面积的百分比来测算致密度; 通过逐个测量选取到最大孔隙直径, 并对其多次测量取平均值, 结果保留 $\pm 5\%$ 偏差作为误差, 统计到不同激光扫描速

度下 SLM 成形 TA15 合金试样的致密度和最大孔径如图 4 所示。随着激光扫描速度增加, TA15 合金试样中较大直径的球形孔隙显著减少。如图 3(a) 和图 4 所示, 当激光扫描速度为 800 mm/s 时, TA15 合金试样的截面分布有大量球形孔隙, 且孔径较大, 最大孔隙为 84.457 μm , 这也导致试样整体致密度较低, 致密度为 97.38%。较低激光扫描速度导致单位时间内粉末颗粒获得的激光能量密

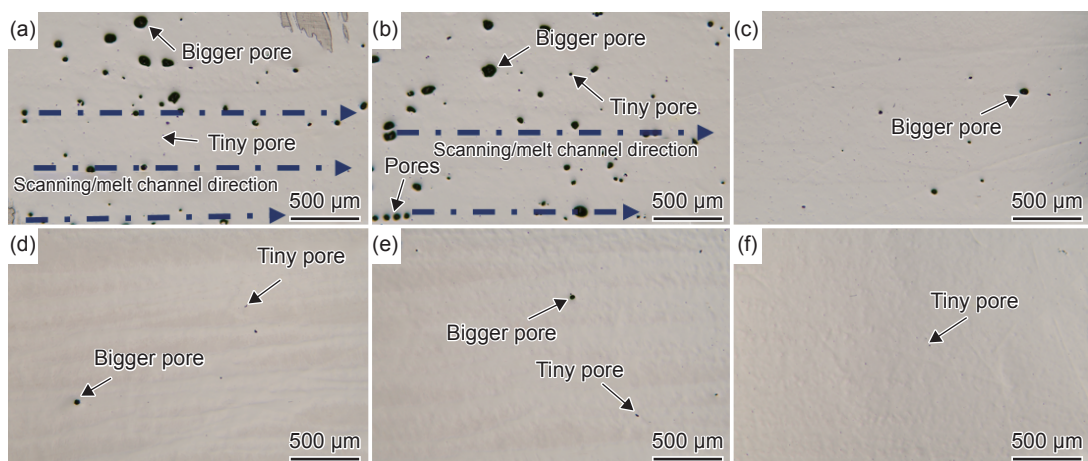


图3 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的截面内部缺陷 (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

Fig. 3 Internal cross-sectional defects of TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds (a)800 mm/s; (b)900 mm/s; (c)1100 mm/s; (d)1200 mm/s; (e)1300 mm/s; (f)1400 mm/s

度过大, TA15 粉末熔化形成大而深的熔池。熔池在重力、毛细管力及金属快速蒸发产生的反冲压力下向下坍塌, 形成较大的锁孔。同时在激光扫描过程中, 大部分入射光束照射锁孔前壁, 使得锁孔整体形貌向扫描方向(图 3(a)中蓝色虚线箭头方向)偏移, 锁孔处于亚稳态, 这也导致熔体在马拉尼效应下, 表面张力使锁孔顶部熔池愈合。然而在激光扫描过程中, 扫描光束会再次熔化愈合区域并形

成同等熔化区域, 使得锁孔底部形成冷热共存区。冷区的动力学主要由表面张力主导, 表面张力通过减少表面积来降低表面能, 这也导致锁孔底部形成球形几何形状空间。继续扫描使球形空间被热区熔液填覆或在充足时间内冷却凝固, 从而形成球形孔隙。因此较大球形孔隙一般出现在激光扫描路径中, 沿熔道方向(图 3(a)中蓝色虚线箭头方向)分布。

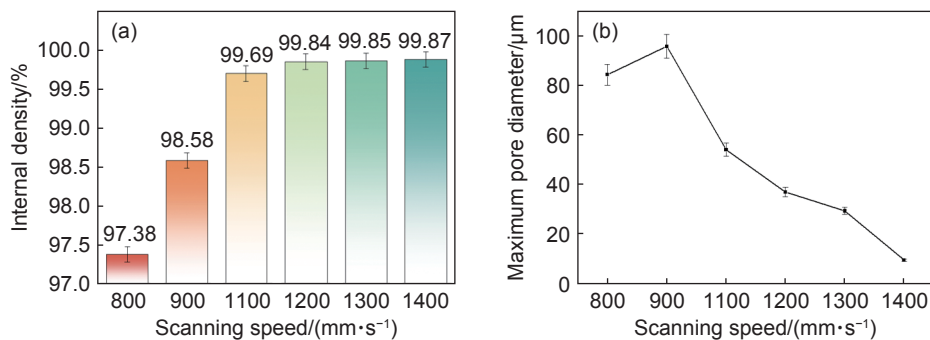


图4 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的截面内部致密度(a)和最大孔径(b)

Fig. 4 Internal density(a) and maximum pore diameter(b) of TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds

由图 3(b)可以看出, 当激光扫描速度提升至 900 mm/s 时, 仍存在激光能量密度过大, 产生的反冲压力使熔池向下坍塌, 在激光束前进过程中, 处于亚稳态的熔池底部与熔池产生脱离并在表面张力作用下冷却形成沿扫描方向紧密排布直径较大的球形孔隙(图 3(b)中蓝色箭头标注), 直径均为 50 μm 左右。当激光扫描速度继续提高, 由 1100 mm/s 提高到 1300 mm/s, TA15 合金试样表面直径较大的球形孔隙数量明显减少(图 3(c)~(e)), 但直径在 1~10 μm 的细小孔隙仍存在增多趋势。图 4 中可以看出 TA15 合金试样最大孔径也呈现急剧降低趋势, 从最大 95.902 μm 降低到 29.517 μm。同时发现, TA15 合金试样的致密度从 98.58%(激光扫描速度为 900 mm/s)跃升至 99.69%(激光扫描速度为 1100 mm/s), 并逐步提升至 99.85%(激光扫描速度为 1300 mm/s)。当激光扫描速度进一步提高至 1400 mm/s 时, 由图 3(f)可以看出, 试样表面几乎完全致密, 未见直径较大的球形孔隙, 最大孔隙尺寸仅为 9.606 μm, 表面致密度为 99.87%。这意味着在激光功率恒定时, 合适的激光扫描速度可使 TA15 粉末充分熔化并形成致密样品。

2.3 物相分析

不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的 X 射线衍射(XRD)图谱如图 5 所示。晶体在

20°~100°范围内 XRD 图谱与 Ti 的密排六方结构(100)、(002)、(101)、(102)、(110)、(103)和(112)衍射峰一致, 未见 β 相衍射峰。在 SLM 过程中, 极高的冷却速率使温度降至马氏体相变温度时, 体心立方 β 相通过非剪切扩散转变为密排六方的 α/α' 相。通过 XRD 图谱计算晶格常数发现, 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样的晶格常数均集中在 0.29395 nm ± 0.00015 nm 范围内, 可以确定试样内几乎全部为 α' 相。

XRD 图谱底部红线是标准 α-Ti 峰线所在位置, SLM 成形 TA15 合金试样的峰线相较标准

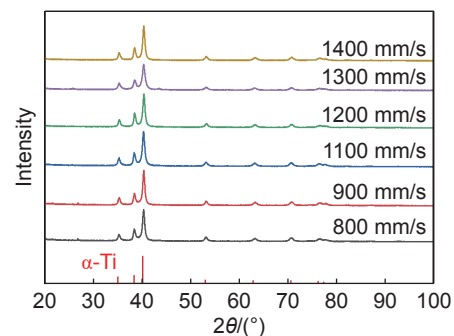


图5 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样 XRD 图谱

Fig. 5 XRD patterns of SLM-ed TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds

α -Ti 峰整体右移,这主要是由于 SLM 成形 TA15 合金试样内稳定元素钒(原子半径为 0.134 nm)和钼(原子半径为 0.139 nm)的原子半径小于钛(原子半径为 0.145 nm)。稳定元素的掺杂导致 α' 相的晶格常数变小,根据布拉格方程,晶格常数的减小会增加衍射角度。因此 SLM 成形 TA15 合金试样的峰线整体向更大角度移动。此外,在 SLM 成形 TA15 合金部分试样中可见少量钨铬氧化物峰线,不规则出现的氧化物主要由 SLM 制备过程中氧元素与 TA15 粉末内的微量稳定元素反应生成。

2.4 微观组织

采用金相显微镜和扫描电子显微镜拍摄的 SLM 成形 TA15 合金试样截面组织及局部放大图如图 6 所示。激光扫描速度对 TA15 合金试样截面微观组织的影响一致,因此对图 6 中激光扫描速度为 1200 mm/s 的 TA15 合金试样进行描述。由图 6(a)可见,在 SLM 成形 TA15 合金中形成典型不规则条状 β 相。白色基底上分布大量与扫描方

向相互平行的暗带(图 6(b)),即热影响区(heat-affected zone, HAZ)。HAZ 带一般出现在冷却速率低于激光熔融沉积或电弧增材制造钛合金工艺中。高能量激光穿透基体材料,产生极高温梯度,从而使基体材料再加热温度达到 β 相重熔温度,导致 β 相再生,形成 HAZ 带。

从图 6(c)中可以发现,SLM 成形 TA15 合金试样内部组织非均匀, β 相跨越 HAZ 带和非 HAZ 带区域。 β 相内析出大量针状 α' -马氏体相。图 6(d)和(e)分别是图 6(c)中 HAZ 带和非 HAZ 带的扫描电子显微镜放大图。HAZ 带的 α' -马氏体相互紧密交叉编织,呈现典型的篮式编织结构(图 6(d))。在非 HAZ 带区域,出现了 3 种不同尺寸的 α' -马氏体,分别为长度较长的初级 α' -马氏体、长度中等的次级 α' -马氏体和长度较短的三级 α' -马氏体(图 6(e))。初级 α' -马氏体与次级 α' -马氏体相互平行或垂直,大量三级 α' -马氏体也呈现相互平行或垂直,它们位于相对较粗的二级 α' -马氏体

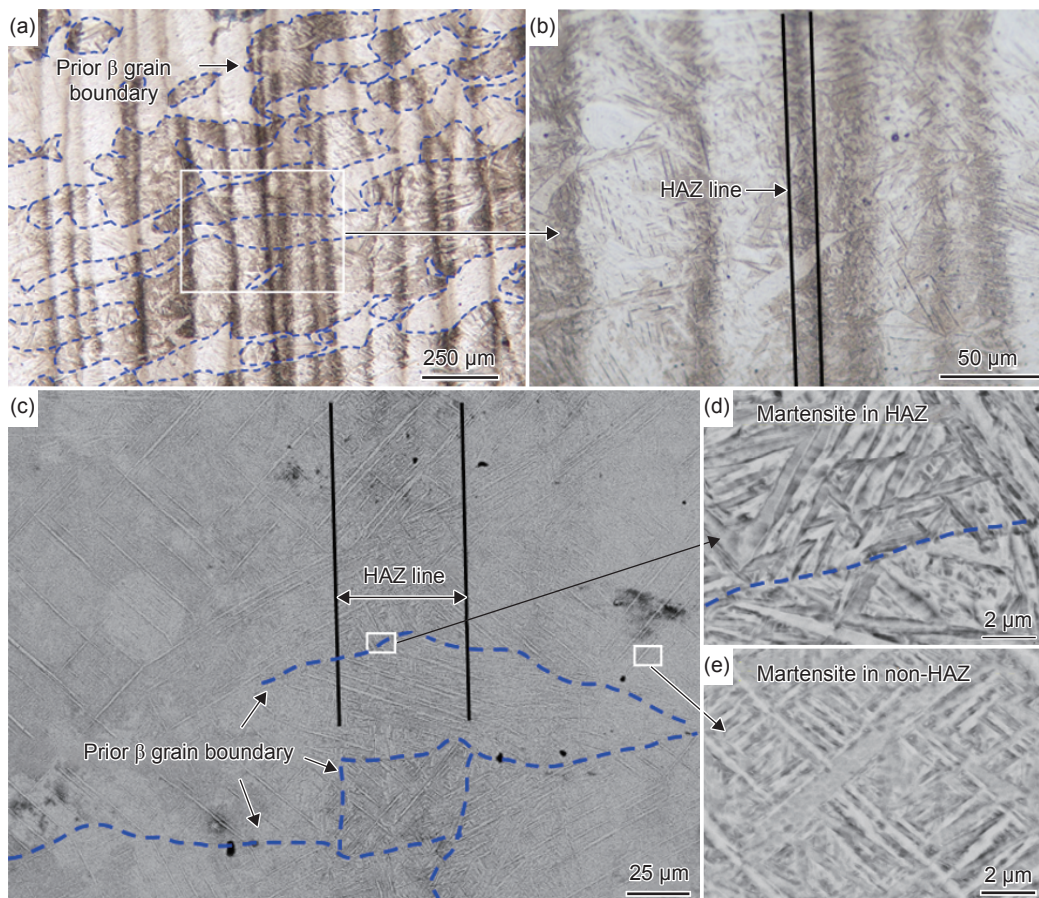


图 6 激光扫描速度为 1200 mm/s 时 SLM 成形 TA15 合金试样截面的典型微观组织 (a)不规则条状 β 相;(b)HAZ 带;(c) β 相和 α' -马氏体相;(d)图(c)中 HAZ 带放大图;(e)图(c)中非 HAZ 带放大图

Fig. 6 Typical microstructure of the cross-section in TA15 alloy samples fabricated by SLM at laser scanning speed of 1200 mm/s (a)irregular strip-like β phase;(b) β phase and α' -martensite phase;(c)magnified view of HAZ in Fig. (c); (e)magnified view of non-HAZ in Fig. (c)

之间。三级 α' -马氏体大多与相对较粗的次级 α' -马氏体之间呈现平行或垂直排列, 它们尺寸较小, 长轴在数百纳米, 短轴在十几纳米甚至更小。通过比较发现, HAZ 带中 α' -马氏体明显粗化(图 6(d)), 这是由于基体内部冷却速率相较于制备层显著降低, 高温和低冷却速率相互作用导致的。

进一步分析 β 相内部结构特征, 从图 7(a) 看

出 β 相内析出大量马氏体。大量初级、次级和三级 α' -马氏体互相平行或垂直交错重叠排布, HAZ 带区域中 α' -马氏体交错排布更加密集。从图 7(b) 可以观察到 β 相的明显晶界, β 相呈现不规则形状。放大 β 相晶界(图 7(c)), 可以清晰观察到 β 相晶界周围有大量针状 α' -马氏体, 且生长方向与 β 相的晶界夹角呈 $\pm 45^\circ$, α' -马氏体生长延伸至 β 相内部。

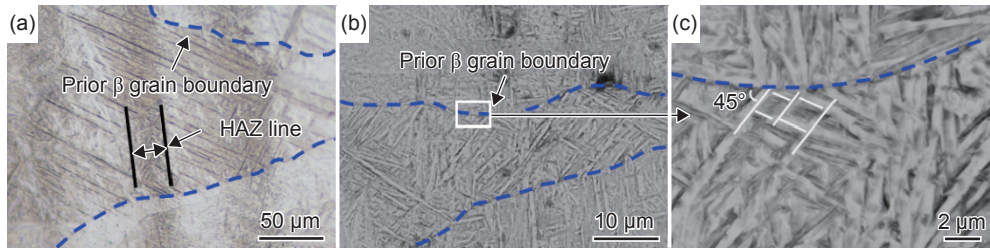


图 7 β 相晶粒内部和晶界的典型微观组织 (a) β 相晶粒内部马氏体分布; (b) β 相晶界; (c) β 相晶界马氏体分布

Fig. 7 Typical microstructure within the grains and at β phase grain boundaries (a) martensite distribution within β phase grains; (b) β phase grain boundaries; (c) martensite distribution at β phase grain boundaries

图 8 显示了不同激光扫描速度对 SLM 成形 TA15 合金试样内部 α' -马氏体形貌的影响。采用 Image J 软件对 TA15 合金试样内部次级 α' -马氏体最大尺寸进行测量, 统计结果如图 9。如图 8(a) 所示, 当激光扫描速度为 800 mm/s 时, TA15 合金试样内部可见大量三级及四级 α' -马氏体交错分布在次级 α' -马氏体之间。马氏体之间可观察到呈条带状分布的颗粒 β 相, 较低的激光扫描速度导致激光能量密度过大, 初级 α' -马氏体已发生分解。经测量统计得到, α' -马氏体长轴和短轴最大尺寸分别

为 53 μm 和 0.68 μm (图 9)。当激光扫描速度提升至 900 mm/s 时(图 8(b)), TA15 合金试样内部次级 α' -马氏体互相平行排布, 大量三级 α' -马氏体垂直或水平填充在次级 α' -马氏体之间, 部分更细小的四级 α' -马氏体出现等轴粗化现象, 在部分 α' -马氏体之间可见闪亮的颗粒 β 相。此时, α' -马氏体长轴和短轴的最大尺寸分别增加至 61 μm 和 0.77 μm (图 9), 纵横比由 77 略微升高至 79。当激光扫描速度增大至 1100 mm/s 时(图 8(c)), TA15 合金试样内部可见大量篮式编织结构的次级 α' -马氏体以

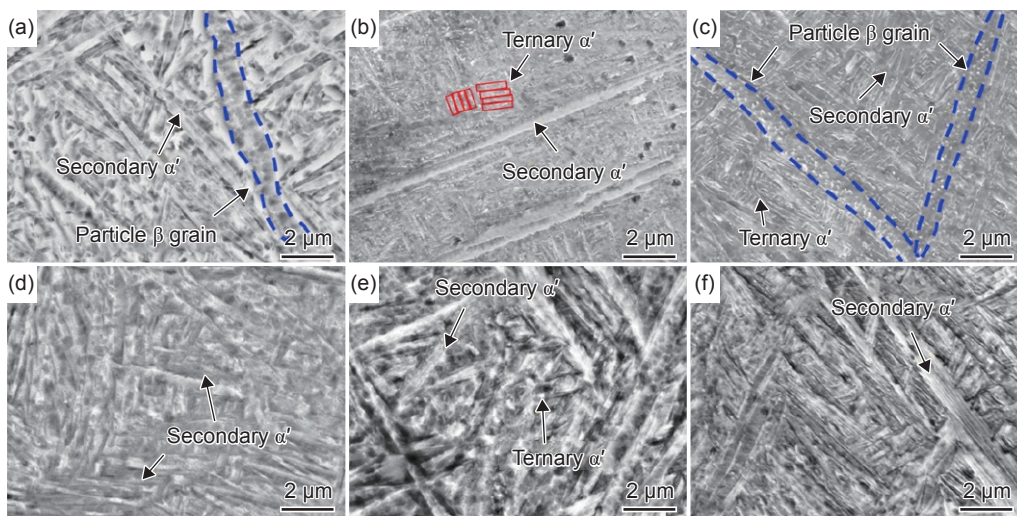


图 8 不同激光扫描速度下 SLM 成形 TA15 合金试样 α' -马氏体显微组织 (a) 800 mm/s; (b) 900 mm/s; (c) 1100 mm/s; (d) 1200 mm/s; (e) 1300 mm/s; (f) 1400 mm/s

Fig. 8 Microstructure of α' -martensite in TA15 alloy samples fabricated by SLM at different laser scanning speeds (a) 800 mm/s; (b) 900 mm/s; (c) 1100 mm/s; (d) 1200 mm/s; (e) 1300 mm/s; (f) 1400 mm/s

及部分呈条带状分布的颗粒 β 相。这是由于该激光扫描速度仍会导致激光能量密度过大,使初级 α' -马氏体分解为颗粒 β 相。马氏体层级的存在,低一级马氏体无法跨越高等级马氏体生长,因此颗粒 β 相呈现相对完整的条带状。 α' -马氏体的长轴最大尺寸降低为 $57\ \mu\text{m}$,短轴最大尺寸上升为 $1.3\ \mu\text{m}$ (图9),纵横比降低至44。随着激光扫描速度继续增加,TA15合金试样内部颗粒 β 相消失,次级 α' -马氏体长轴最大尺寸和纵横比持续降低,三级及更细小的四级 α' -马氏体数量持续减少,并在激光扫描速度为 $1400\ \text{mm/s}$ 时达到最低(图9)。此时TA15试样内部仅可见大量篮式编织结构分布的次级 α' -马氏体和和在次级 α' -马氏体之间等轴分布的极少量三级 α' -马氏体,这是由于较高激光扫描速度导致激光能量密度过小,HAZ无法使次级 α' -马氏体发生重熔并转化为更细小的三级和四级 α' -马氏体。此时,次级 α' -马氏体的长轴最大尺寸为 $51\ \mu\text{m}$,短轴最大尺寸为 $1.5\ \mu\text{m}$,纵横比降低至34。从图9可以发现,尽管次级 α' -马氏体长轴长度变化很大,但仍呈现相对集中的正态分布,绝大

多数集中在 $10\sim 60\ \mu\text{m}$ 范围内,短轴主要集中在 $0.5\sim 1.5\ \mu\text{m}$ 范围内。这导致 α' -马氏体长轴和短轴的纵横比达到几十,也表明相比传统的铸造和锻造合金组织,SLM成形TA15合金试样中 α' -马氏体更细。

2.5 裂纹附近显微组织特征

过低的激光扫描速度会导致激光能量过于集中,过高的激光扫描速度会导致激光能量不足,它们都会使试样表面产生裂纹。图10和图11分别为激光扫描速度为 $800\ \text{mm/s}$ 时SLM成形TA15合金试样表面裂纹的扫描电镜图像和各元素的分布。图10(a)和(b)分别为裂纹的扫描电镜形貌和标记区域的局部放大图。可以观察到,裂纹由一串逐渐向扫描方向偏转的不规则裂纹和球形微孔组成,整体尺寸由小到大,形貌由连续到分散再消失。在高倍扫描电镜下可以观察到裂纹内部存在C和O元素(图11(e)和(f)),这些元素形成的碳化物和氧化物可能是SLM成形TA15合金试样开裂的原因。

如图11所示,对TA15合金试样裂纹及微孔

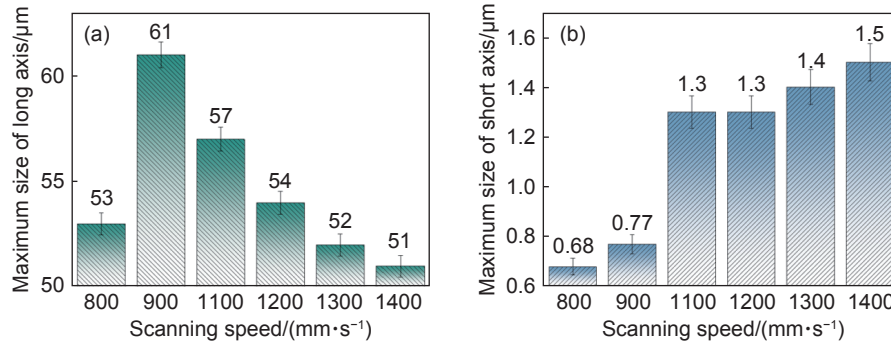


图9 不同激光扫描速度下次级 α' -马氏体长轴(a)和短轴(b)最大尺寸分布

Fig. 9 Distribution of maximum size of the long axis(a) and the short axis(b) in secondary α' -martensite at different laser scanning speeds

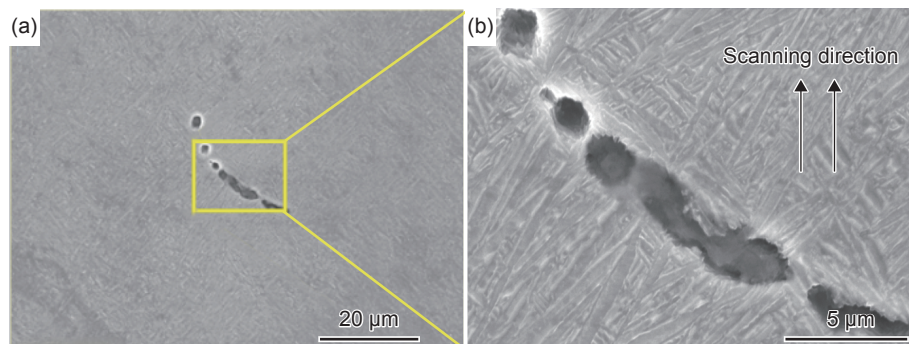


图10 激光扫描速度为 $800\ \text{mm/s}$ 时,SLM成形TA15合金裂纹的微观形貌 (a)裂纹的背散射电子图像;(b)图(a)中标记区域的局部放大图

Fig. 10 Microstructure of crack in TA15 alloy samples fabricated by SLM at laser scanning speed of $800\ \text{mm/s}$ (a)backscattered electron image of the crack; (b)magnified view of the marked area in Fig. (a)

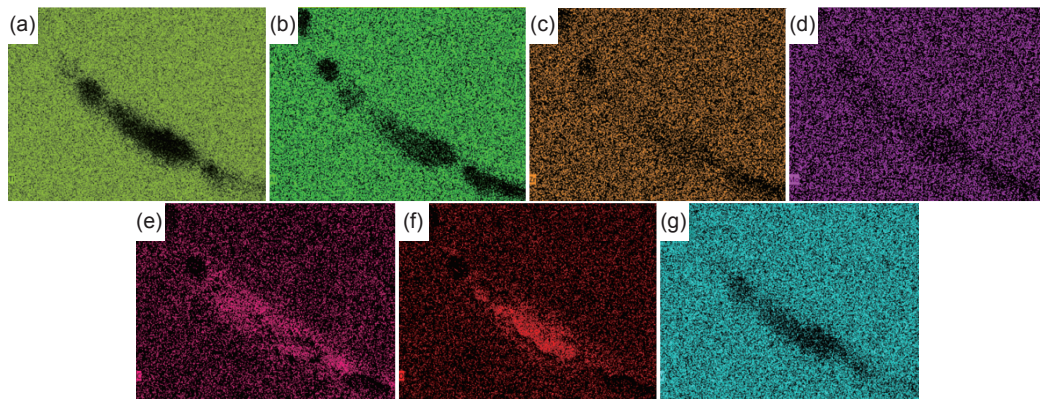


图 11 裂纹处 Ti(a)、Al(b)、Zr(c)、Mo(d)、C(e)、O(f)和 V(g)能量色散谱仪(EDS)分析

Fig. 11 Energy dispersive spectroscopy(EDS) analysis of Ti(a), Al(b), Zr(c), Mo(d), C(e), O(f) and V(g) in crack area

处进行 EDS 分析, 试样的主要组成元素 Ti 和 Al 的 EDS 谱图与裂纹和球形微孔轮廓几乎一致(图 11(a)和(b))。以 Ti 和 Al 元素为代表的像素点均匀分布在裂纹和球形微孔外, 在裂纹和球形微孔内散布少量像素点, 这表明在裂纹处, TA15 合金试样存在元素缺失。但对比主要元素与次要元素的谱图发现, 尽管 Zr、Mo 和 V 元素分布也沿裂纹方向表现出一致性, 含量较少的 Zr、Mo 和 V 元素谱图与裂纹及微孔轮廓却并未高度重合, 在部分裂纹处仍能检出相应元素存在。考虑到 Ti 和 Al 元素的活跃度大于 Zr 和 Mo 元素, 因此可以排除制备过程中元素扩散的影响, 由于 Zr、Mo 和 V 元素在 TA15 合金中含量较低(质量分数均约 1%), 在检测过程中凹陷处与致密处的元素分布并未表现出明显差异。且 Al、Ti、V、Zr 和 Mo 元素的原子序数分别为 13、22、23、40 和 42。一般情况下, 原子序数越高, 元素在 EDS 中产生的特征 X 射线能量越高, 信号也越容易被检测到。因此, 原子序数更高的 Zr 和 Mo 元素在裂纹及微孔处更容易被检测到, EDS 谱图相较 Ti、Al 和 V 元素更加致密。

值得注意的是, 图 11(e)和(f)中代表 C 和 O 元素的粉色及红色像素点分布表现出与 TA15 合金试样组成元素像素点截然相反的分布规律, 粉色和红色像素点遍布裂纹区域, 表明裂纹内部及边缘检测到大量 C 和 O 元素富集。但两种元素的主要分布位置有所区别, C 元素主要分布于裂纹周围, 沿激光扫描方向逐渐增加(图 11(e))。碳化物主要来源于: 一方面, 在 SLM 成形 TA15 合金试样过程中, 钛金属粉末中含有的微量碳在高温条件下与钛反应生成碳化钛; 另一方面, 保护气体中含有的微量碳氢化合物等含碳物质在激光照射下发生分解并在高温条件下与金属反应生成碳化物。O 元素主要分布于裂纹内部, 在裂纹轮廓及试样表面几

乎不存在(图 11(f))。由于裂纹主要由成形过程中震荡脱离产生, 因此氧化物主要生成于制备过程中, 震荡脱离的熔体快速冷却, 使金属和球形孔隙中的氧无法及时扩散, 从而被固定在金属晶格中, O 元素在高温状态下与试样中的 Ti 及 Al 元素结合生成氧化钛、氧化铝等氧化物。这也是 Ti 与 Al 元素在 EDS 图像中元素分布部分侵占裂纹及孔隙区域的原因。

3 结论

(1)激光扫描速度对试样宏观形貌和致密度有显著性影响。较低(800 mm/s 和 900 mm/s)和较高(1300 mm/s 和 1400 mm/s)的激光扫描速度均会导致 SLM 成形 TA15 合金表面裂纹增加, 激光扫描速度为 1200 mm/s 时, 试样表面趋于平整。致密度随着激光扫描速度增加逐渐增加, 激光扫描速度为 1100 mm/s 时趋于稳定, 合金致密度为 99.69%。激光扫描速度为 1400 mm/s 时达到最大, 合金致密度达到 99.87%。

(2)当激光扫描速度为 800 mm/s 和 900 mm/s 时, SLM 成形 TA15 合金中初级 α' -马氏体分解, 针状 α' -马氏体尺寸增加, 长轴最大尺寸由 53 μm 增加至 61 μm ; 当激光扫描速度为 1100~1400 mm/s 时, SLM 成形 TA15 合金针状 α' -马氏体尺寸减小, 长轴最大尺寸由 57 μm 递减至 51 μm , 低层级 α' -马氏体逐渐消失。

(3)TA15 合金表面裂纹处存在 Ti、Al 和 V 元素缺失及 C 和 O 元素富集现象。其中, C 元素主要分布于裂纹周围, 碳化物主要来源于碳化钛和含碳物质分解并在高温下与金属反应生成的碳化物; O 元素主要分布于裂纹内部, 在高温状态下与试样中的 Ti 和 Al 元素结合生成氧化钛、氧化铝等氧

化物。

参考文献:

- [1] ARAB A, CHEN P, GUO Y. Effects of microstructure on the dynamic properties of TA15 titanium alloy[J]. *Mechanics of Materials*, 2019, 137: 103121.
- [2] HUANG S, SUN B, GUO S. Microstructure and property evaluation of TA15 titanium alloy fabricated by selective laser melting after heat treatment[J]. *Optics and Laser Technology*, 2021, 144: 107422.
- [3] GAO P F, QIN G, WANG X X, et al. Dependence of mechanical properties on the microstructural parameters of TA15 titanium alloy with tri-modal microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 739: 203-213.
- [4] WEI M, CHEN S, SUN M, et al. Preparation of TA15 powder reinforced 45CrNiMoY alloy steel with high mechanical property by pre-laid laser cladding technology[J]. *Materials Characterization*, 2020, 160: 110097.
- [5] JIANG J, REN Z, MA Z, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of TA15 Ti alloy processed by selective laser melting before and after annealing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 772: 138742.
- [6] KANG Q, XU X, WANG G, et al. Hot corrosion behavior of network structured TiB_w/TA15 composite with Na₂SO₄ film at 800 °C[J]. *Materials Characterization*, 2023, 195: 1121499.
- [7] FAZEL M, SHAMANIAN M, SALIMIJAZI H R. Enhanced corrosion and tribocorrosion behavior of Ti6Al4V alloy by auto-sealed micro-arc oxidation layers[J]. *Biotribology*, 2020, 23: 100131.
- [8] ZHAO B, DING W, SHAN Z, et al. Collaborative manufacturing technologies of structure shape and surface integrity for complex thin-walled components of aero-engine: status, challenge and tendency[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2023, 36(7): 1-24.
- [9] KOBER M, BEIROW B, MEYER M, et al. Towards the isogeometric aero-engine[J]. *Results in Engineering*, 2023, 18: 101135.
- [10] HAN P. Additive design and manufacturing of jet engine parts[J]. *Engineering*, 2017, 3(5): 648-652.
- [11] SHRIVASTAVA A, RAO S, BARAD S, et al. Remanufacturing of nickel-based aero-engine components using metal additive manufacturing technology[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 45: 4893-4897.
- [12] DHANSAY N M, TAIT R, BECKER T. Fatigue and fracture toughness of Ti-6Al-4V titanium alloy manufactured by selective laser melting[J]. *Advanced Materials Research*, 2014, 1019: 248-253.
- [13] XIANG H, ZHOU Y, ZHANG X, et al. Supportfree printing in laser powder bed fusion: formation mechanisms of discontinuity, dross and surface roughness[J]. *Optics & Laser Technology*, 2024, 177: 111201.
- [14] NANDHAKUMAR R, VENKATESAN K. A process parameters review on selective laser melting-based additive manufacturing of single and multi-material: microstructure, physical properties, tribological, and surface roughness[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 35: 105538.
- [15] 王天元, 黄帅, 周标, 等. 航空装备激光增材制造技术发展及路线图[J]. *航空材料学报*, 2023, 43(1): 1-17.
WANG T Y, HUANG S, ZHOU B, et al. Development and roadmap of laser additive manufacturing technology for aviation equipment[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2023, 43(1): 1-17.
- [16] CHEN Z, SHEN S, YANG L, et al. A novel laser continuous powder bed fusion of TA15 titanium alloy: microstructure and properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 3676-3686.
- [17] ZHOU J, SU B, ZHU G, et al. High-temperature tensile properties of laser powder bed fusion Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V alloy after annealing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 923: 147700.
- [18] LI Y, LIU C, GU J, et al. Recent advances on defects, microstructures and mechanical properties of additively manufactured titanium alloys[J]. *Materials Today Communications*, 2024: 111312.
- [19] 刘记, 张云龙, 朱彬, 等. 激光选区熔化 GH3536 高温合金的静态再结晶行为及力学性能[J]. *材料工程*, 2025, 53(2): 142-151.
LIU J, ZHANG Y L, ZHU B, et al. Static recrystallization behavior and mechanical properties of GH3536 superalloy by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2025, 53(2): 142-151.
- [20] ZHANG W, WANG L, FENG Z, et al. Research progress on selective laser melting(SLM) of magnesium alloys: a review[J]. *Optik*, 2020, 207: 163842.
- [21] XU W, DU Z, WANG Z, et al. A comparative study on the corrosion, wear, and tribocorrosion performances of Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V (TA15) alloy fabricated by selective laser melting and laser metal deposition[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 30: 6245-6253.
- [22] GUPTA A, BENNETT C J, SUN W. High cycle fatigue performance evaluation of a laser powder bed fusion manufactured Ti-6Al-4V bracket for aero-engine applications[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2022, 140: 106494.

- [23] LIU Z, YANG Y, WANG D, et al. Correlation between the scan strategy, residing spatter distribution, and parts quality in laser powder bed fusion[J]. *Materials & Design*, 2023, 234: 112317.
- [24] YANG S, SUN Q, ZHOU S, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of near α titanium alloy TA15 manufactured *via* laser powder bed fusion before and after heat treatment[J]. *Materials Today Communications*, 2025, 46: 112616.
- [25] ZHONG W, YU K, SHI J. High-temperature oxidation behavior of TA15 aerospace titanium alloy at 500 °C and

800 °C [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 30: 3355-3366.

收稿日期: 2025-02-03; 录用日期: 2025-04-07

基金项目: 国家重大科技项目(J2022-VII-0002-0044-0507)

通讯作者: 孙兵兵(1986—), 男, 硕士, 研究员, 研究方向为航空材料及结构增材制造技术研究与应用, 联系地址: 北京市海淀区温泉镇环山村 8 号(100095), E-mail: sunbingbing2005@163.com

(本文责编: 陈 卉)