

激光增材修复 Ti60 钛合金显微组织及力学性能

黄琪^{1,2}, 高旭^{1,2}, 刘栋^{1,3}, 何蓓^{1,3}

(1. 北京航空航天大学 大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191)

(2. 北京航空航天大学 材料科学与工程学院, 北京 100191)

(3. 北京航空航天大学 前沿科学技术创新研究院, 北京 100191)

摘要: 对整体叶盘材料 Ti60 钛合金进行激光增材修复, 研究其显微组织及力学性能。结果表明, 热影响区组织呈现由基体区双态组织向修复区网篮组织的过渡特征, 平均宽度约为 900 μm 。修复区主要由贯穿多个沉积层的外延生长的柱状晶组成, 柱状晶内为分布均匀的 α 相网篮组织。3 个区域内均弥散分布着 $\text{Ti}_3(\text{Sn}, \text{Al})$ 小平面相, 尺寸相近, 其形貌和含量却因制备工艺凝固速度的不同而差异明显。3 个区域硬度相当。拉伸试样断口特征表明激光增材修复 Ti60 钛合金的断裂机制为混合型断裂, 平均抗拉强度和屈服强度分别为 992.4 和 916.6 MPa, 优于 Ti60 钛合金锻件强度标准, 断后伸长率和断面收缩率的平均值为 8.5% 和 14.6%, 与 Ti60 钛合金锻件标准相差不大, 达到实际工程应用要求。

关键词: 激光增材修复; Ti60 钛合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)04-1058-07

Ti60 (Ti-6Al-0.4Mo-0.4Nb-4Sn-0.9Ta-3.5Zr) 是我国自主研发的一种近 α 型高温钛合金^[1], 具有高比强度和良好的高温抗氧化性等优点, 服役温度可达 600 $^{\circ}\text{C}$, 是航空发动机、压气机整体叶盘的重要材料之一。整体叶盘是先进高性能航空发动机中实现结构创新与技术跨越的核心部件^[2], 钛合金整体叶盘在制造和服役过程中常产生加工超差、磨损和裂纹等缺陷, 直接报废会造成极大浪费^[2-3], 因此可靠的高品质的修复技术是整体叶盘工程化应用的关键。

传统的整体叶盘修复技术有 TIG 焊、MIG 焊、电镀刷、热喷涂火焰、等离子或爆炸喷涂等, 但存在对基体热输入大、残余应力水平高、基体变形大、修复区与零件本体结合强度低且自动化困难等问题^[4]。激光增材修复技术与激光增材制造具有相同的技术原理, 具有高适应性、高灵活性、高成形柔性、加工便捷性、低成本及高精度等优势^[5-7], 是整体叶盘修复的最佳选择。

近年来, 国内外相关研究机构对钛合金激光成形和激光增材修复进行了研究, 分析了激光增材修复基体、沉积区域和结合区域的微观组织和力学性能。文献表明激光增材修复过程中的加工工艺参数、成形后热处理制度对其形貌特征、组织缺陷以及力学性能具有较大影响, 沉积层组织的结晶过程体现了快速凝固的特点^[8-11]。

激光增材修复 Ti60 钛合金的性能好坏很大程度上

决定着该材料在工程实际中的应用前景, 而目前研究的钛合金材料主要集中于 TC4、Ti17 等常规牌号, 针对新成分 Ti60 钛合金的激光增材修复研究较少, 对其组织性能特点认识不足。因此, 本工作针对 Ti60 钛合金整体叶盘的损伤修复需求及其成形特性, 以锻造 Ti60 钛合金为研究对象, 开展激光增材修复的基础理论和组织性能的研究。通过分析锻造基体区、热影响区、激光增材修复区的宏微观组织、相组成以及显微硬度和拉伸性能的差异, 研究修复前后显微组织与力学性能变化, 建立激光增材修复技术与组织、性能的关系, 为 Ti60 钛合金的应用提供理论基础。

1 实验

本研究的激光增材修复实验在北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室所研发的数控激光增材制造设备上完成, 激光增材修复保护箱内充满高纯氩保护气。

修复试样基体是尺寸为 $\Phi 120 \text{ mm} \times 65 \text{ mm}$ 的 Ti60 钛合金锻件, 增材制造成形大块试样时, 为提高沉积效率, 一般选用大粒径粉末, 因此本试验选用等离子旋转电极雾化法制备的 Ti60 钛合金大粒径粉末作为添加材料, 粉末粒度为 50~150 目 (粒径约 106~270 μm)。基材与粉末的化学成分如表 1 所示。Ti60 钛合金粉末呈形状规则

收稿日期: 2023-04-10

基金项目: 国家科技重大专项 (J2019-VII-0004-0144); 科工局重点项目 (JPPT-2016-057)

作者简介: 黄琪, 女, 1999 年生, 硕士生, 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191, E-mail: huangqi@buaa.edu.cn

表 1 基体与粉末的实测化学成分

Table 1 Chemical composition of substrate and powder (wt%)

Sample	Al	Nb	Si	Sn	Ta	Zr	Mo
Substrate	5.92	0.40	0.42	3.94	0.94	3.52	0.52
Powder	6.03	0.41	0.42	4.19	0.94	3.48	0.44

的球形、表面无明显冶金缺陷。实验前对粉末进行烘干处理，同时用砂纸将基材表面打磨，然后用丙酮和清水清洗干净。

激光增材修复工艺参数如表 2 所示。图 1a 是激光增材修复过程示意图，修复高度为 55 mm，对完成沉积后的 Ti60 钛合金修复试样进行去应力退火 (670 °C/4 h/AC) 处理以消除残余应力，但不改变微观组织。采用线切割、打磨、抛光、腐蚀 (HF:HNO₃:H₂O=1:6:43) 后制成金相样品 (5 mm×10 mm×5 mm)，对试样进行光学金相显

表 2 激光增材修复的参数

Table 2 Parameters of laser additive repair technology

Laser power/kW	Scanning velocity/mm min ⁻¹	Laser spot diameter/mm	Powder feeding rate/g h ⁻¹	Monolayer deposit/mm
3.5	400	3	600	0.5

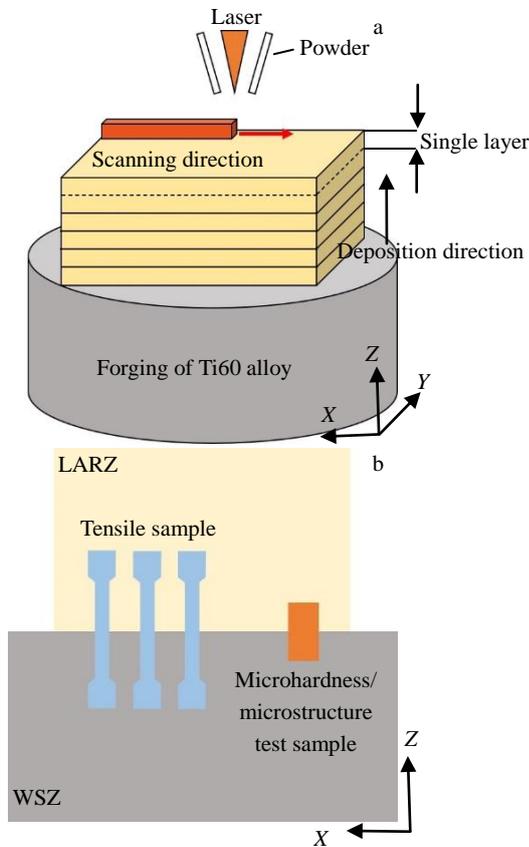


图 1 沉积示意图及取样图

Fig.1 Schematic of deposition (a) and sampling (b)

微组织、扫描电子显微组织观察，并采用扫描电子显微镜配套设备能谱分析仪 (EDS) 定性分析各区域组织元素及其成分含量。组织观察完成后进行 XRD 试验和硬度测试。试样取样示意图如图 1b 所示，WSZ 为锻造基材区，LARZ 为激光增材修复区。按照 GB/T228.1-2010 标准加工拉伸试样，室温拉伸试验在 S2011643 型 100 kN 疲劳试验机 (双轴) 上进行。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图 2 为 Ti60 钛合金激光增材修复试样在 XZ 截面的组织图。图 2a 为宏观组织图像，可以明显观察到锻造基材区 (wrought substrate zone, WSZ) 和激光增材修复区 (laser additive repair zone, LARZ)，2 个区域间有较好的物理冶金结合。由于组织内结晶学取向的不同，修复区组织呈现明暗交替生长的现象。LARZ 内存在贯穿多个沉积层外延生长的柱状晶，沿着增高方向可以清晰地看到 β 柱状晶晶界，如图 2b 所示。连续晶界 α 相在初生 β 晶界上形成，柱状晶宽度为 90~140 μm 。原始 β 柱状晶内部的显微组织如图 2b1 所示，可以看出，显微组织由细小网篮组织和多个平行的 α 相片层形成 α 集束组成，片层宽度为 0.49~2.47 μm ，长度为 3.95~14.35 μm 。从图 2c 可以看出 WSZ 是典型的双态组织，在 β 相转变组织的基体上分布着等轴初生 α 相。等轴 α 相尺寸较小且含量较低，约为 10.3%。

热影响区 (heat affected zone, HAZ) 是 LARZ 和 WSZ 的过渡区域，在图 2a 的宏观组织图像中未观察到是因为修复过程中对基体的热输入比较小，使得基体组织变化不大，热影响区范围相对较小。如图 3a 所示，热影响区不同区域显微组织有差异，越靠近 LARZ，等轴 α 相的边界越模糊，难以分辨。在 HAZ 中，等轴 α 相板条化 (图 3a 中的椭圆区域所示)，晶界 α 相开始形成。图 3b 为等轴 α 相板条化区域的高倍扫描图像，呈现出 HAZ 区域特有的阴影特征。如图 3c 和 3d 所示，热影响区上部与下部均有少量由尺寸较小的 α 板条长大合并成的粗大 α 板条，热影响区上部较下部组织更为细密。对比图 2 和图 3 可以发现，HAZ 组织呈现出由锻造的双态组织向快速凝固的网篮组织过渡的特征。

在激光增材修复过程中，熔池凝固的温度梯度基本沿着沉积方向，因此熔池内的晶粒沿着激光沉积方向生长，从而形成有一定择优取向的连续生长的粗大柱状晶。在激光增材修复层层堆积的过程中，随着激光束的运动，高温、高能量熔池对已沉积层进行快速加热和冷却的微热处理，不断进行着 α 相 \rightarrow β 相 \rightarrow α 相的转变。激光的热量使熔池内的温度迅速上升至 β 相转变温度，发生

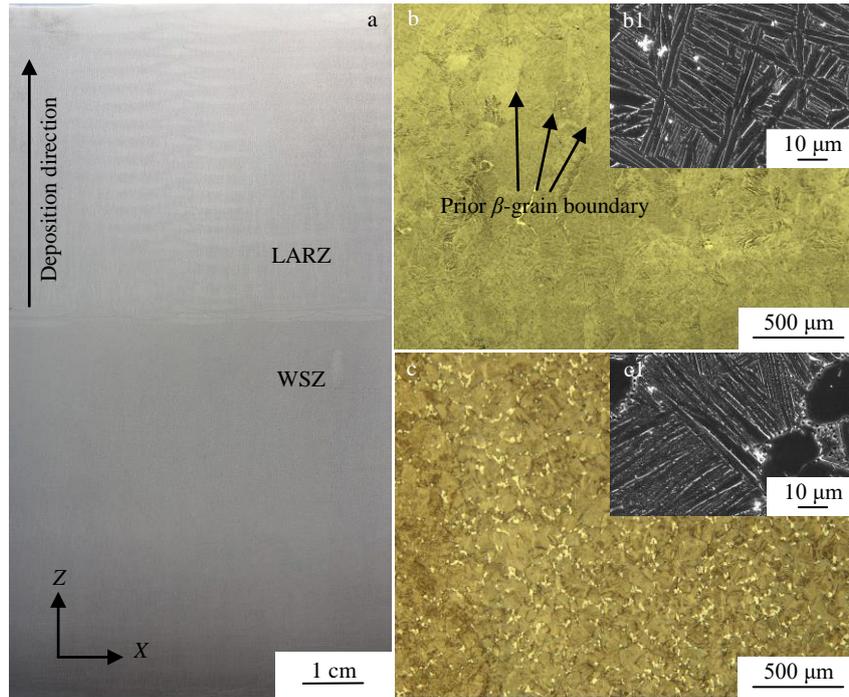


图 2 Ti60 钛合金修复试样 XZ 截面的组织图

Fig.2 Microstructures of the XZ section of Ti60 alloy: (a) macroscopic structure; (b) optical microscope image of LARZ; (b1) magnified SEM image in LARZ; (c) optical microscope image of WSZ; (c1) magnified SEM image in WSZ

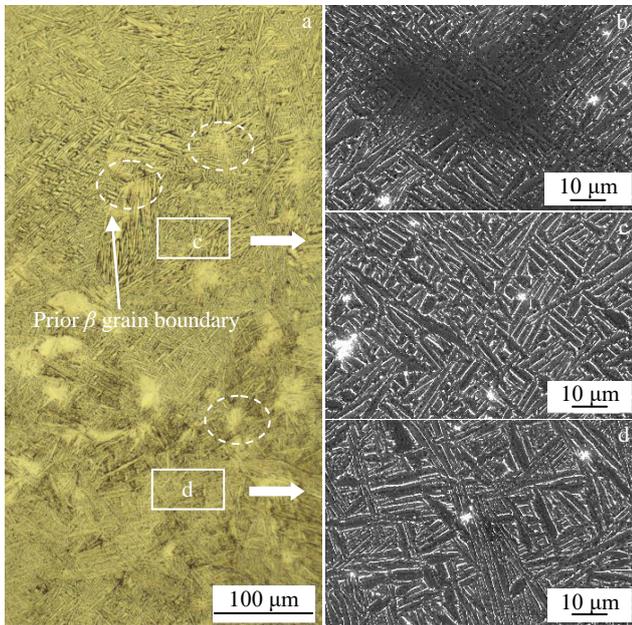


图 3 HAZ 的组织图

Fig.3 Microstructure of HAZ: (a) optical microscope image of HAZ; (b) “shaded” area; (c) magnified SEM image of the upper part of HAZ; (d) magnified SEM image of the lower part of HAZ

$\alpha \rightarrow \beta$ 相变。随着激光束的离开，发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变，由于 α 相和 β 相之间的 Burgers 取向关系^[12]，大量 α 相沿着

不同的方向以板条状相互编织长大，形成网篮组织。

对 3 个区域进行了 XRD 分析，图 4 给出的 XRD 结果显示 3 个区域衍射峰对应的 2θ 角相差不大且仅能发现 α -Ti 对应的衍射峰。这说明 3 个区域组中均没有或只有少量残余的 β 相，与上文显微组织分析一致。从图 2 及图 3 中可以看到 3 个区域内均存在弥散分布的析出相，尺寸为 1~3 μm 。但在 XRD 分析结果中没有出现这一微小衍射峰的原因可能与 XRD 红外光斑大小、析出相的体积分数、尺寸等因素有关。

图 5 为 LARZ 和 WSZ 区域显微组织中析出相的 SEM 观察结果，可以看出该析出相的形貌与一般金属凝

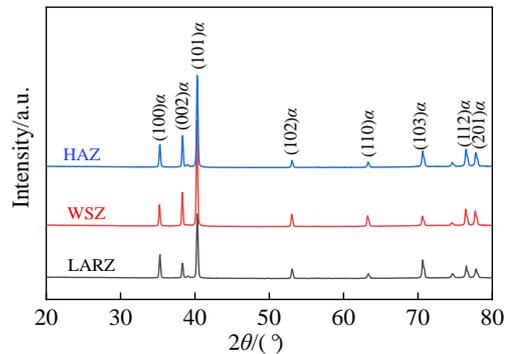


图 4 3 个区域的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of the three regions

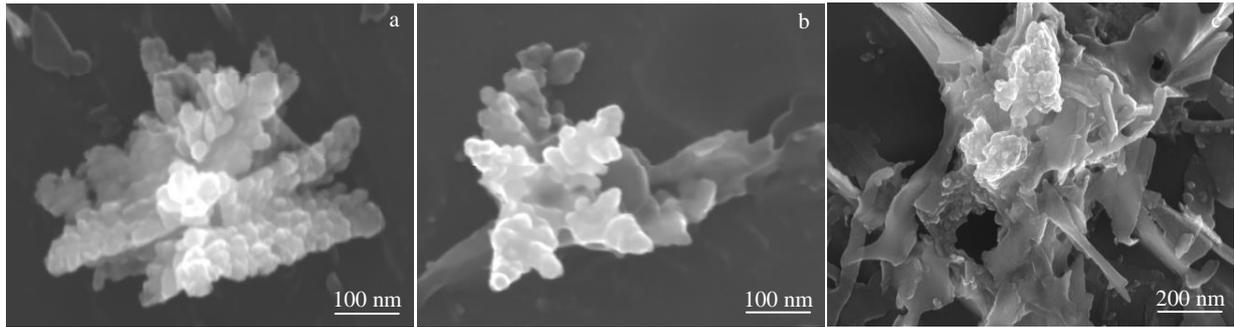


图5 LARZ 和 WSZ 区域析出相形貌

Fig.5 Morphologies of precipitated phase in LARZ (a, b) and WSZ (c)

固时的树枝晶的生长形貌不同,图 5a 呈现出小面花瓣晶形貌,图 5b 呈现小面辐射团簇晶形貌,图 5c 呈现三维网络小面树枝状形貌。因为各区域形成过程中的凝固冷却速度不同所以呈现出不同的生长形态。测定各区域中该析出相的含量,发现在 LARZ 内含量最高。推测这三种形貌的析出相均是在非平衡凝固条件下析出的小平晶,生长机制为依靠固液界面上孪晶和螺位错等晶体缺陷所产生的台阶侧向扩展生长^[13]。

为了确定析出相的类型,对存在析出相的显微组织进行 EDS 面扫分析,图 6 是 EDS 面扫结果。从 EDS 分层图像中可看出, Ti 和 Al 在析出相上贫化, Sn 在析出相上富集,而 Si 和 Zr 分布比较均匀。可判断,该析出相主要为锡化物。

有研究表明^[14],在一定的成分范围内 Ti 与合金元素 Al、Sn 等固溶处理可以得到初级无序固溶体,且当合金元素 Al、Sn 等含量达到临界固溶度时,无序固溶体六方密堆结构对称性开始发生变化,析出有序相 α_2 ,即 $Ti_3X(X=Sn, Al)$ 。因此将析出相化学式近似地表示为 $Ti_x(Al, Sn)_y$,对析出物

进行元素含量分析,结果如表 3,根据原子分数的数据求得, $x/y \approx 3.0$,故推测该析出物可能为 $Ti_3(Al, Sn)$ 。

2.2 显微硬度

激光增材修复 Ti60 钛合金锻件在 XZ 截面沿沉积方向的显微硬度 (HV) 分布情况如图 7 所示,横坐标为距离,零点选择在 HAZ 与 WSZ 交界处。由图 2c 可知,WSZ 等轴 α 相体积分数较高,等轴 α 相和 β 转变组织有不同的硬度,在测试时,使得硬度有所波动,该区域硬度平均值大约为 3692.44 MPa。LARZ 硬度平均值大约为 3481.55 MPa,相对 WSZ 低 5.7%,其原因在于 WSZ 中片层次生 α 相相对于 LARZ 中的片层 α 相更为细小。由 Hall-Petch 关系可知,组织越细小,对位错运动的阻碍作用就越强。但 3 个区域硬度相差不大。结合图中的压痕图及横坐标距离,可以得出 HAZ 宽度约为 900 μm 。HAZ 硬度平均值大约为 3713.61 MPa,波动较小,表明组织较为均匀。

2.3 室温拉伸性能

激光增材修复 Ti60 钛合金修复试样室温拉伸性能

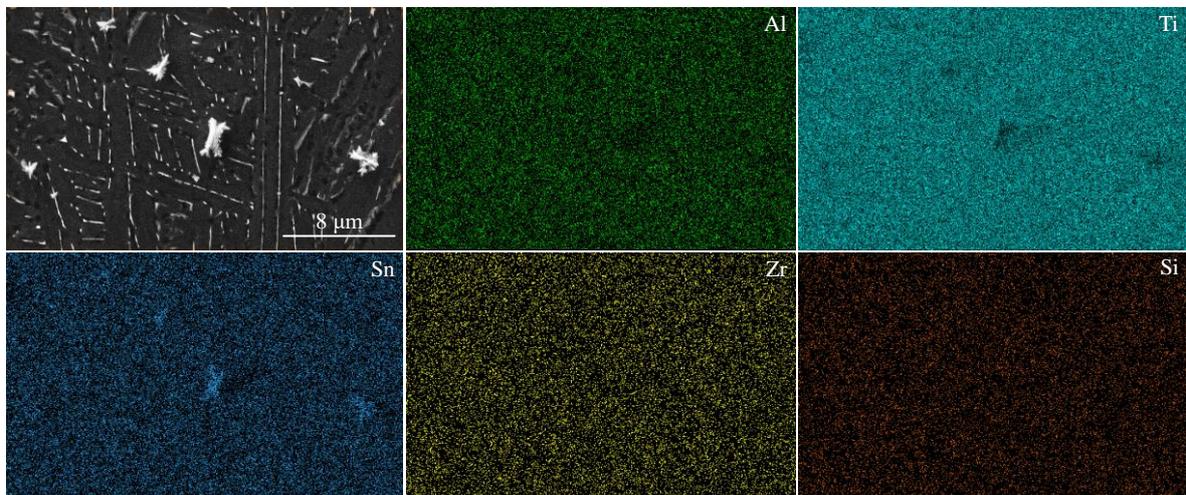


图6 Ti60 钛合金析出相的 EDS 面扫结果

Fig.6 EDS scanning results of precipitates in Ti60 titanium alloy

表 3 析出物元素含量

Element	Mass fraction/%	Atomic fraction/%
Al	3.47-4.48	6.64-9.69
Ta	0.45-0.93	0.14-0.26
Si	0.09-0.62	0.16-1.27
Zr	1.55-4.06	0.88-2.60
Nb	0.37-0.71	0.23-0.53
Mo	0.42-1.53	0.22-0.93
Sn	29.16-37.46	13.32-19.30
Ti	52.36-59.58	62.36-71.34
Total	100.00	100.00

表 4 激光增材修复 Ti60 钛合金室温拉伸结果

Sample	Ultimate tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	Reduction of area/%
1	995	919	5	8
2	1004	928	12	23
3	986	914	9.5	15
4	985	909	9	15
5	992	913	7	12
Average	992.4	916.6	8.5	14.6
Standard	≥950	≥880	≥6	≥15

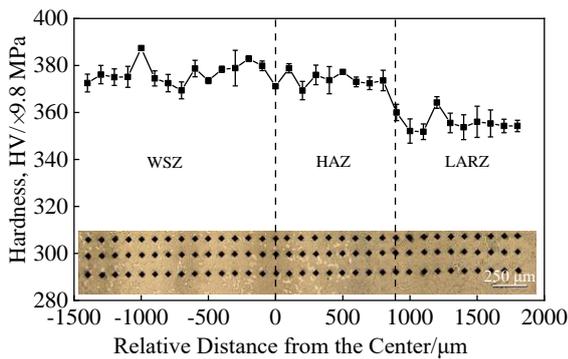


图 7 WSZ 至 LARZ 的显微硬度分布

Fig.7 Microhardness distribution from WSZ to LARZ

测试结果如表 4 所示。分析表中数据可知，激光增材修复 Ti60 钛合金纵向拉伸试样的平均抗拉强度和屈服强度分别为 992.4 和 916.6 MPa，断后伸长率和断面收缩率的平均值分别为 8.5% 和 14.6%。断后伸长率及断面收缩率数据较为分散，波动很大。但总体来看，激光增材修复试样的强度优于 Ti60 钛合金锻件强度标准，塑性与

锻件标准相差不大，已达到实际工程应用要求。

图 8 是试样拉伸失效宏观照片，可以看出只有试样 2 的断裂位置在 WSZ，其余试样最终断裂位置均在 LARZ。试样 2 可以看到明显的颈缩，其余试样只发生了不同程度的微小颈缩，这说明 WSZ 较 LARZ 具有更好的塑性。

对激光增材修复 Ti60 钛合金室温拉伸试样 2 和试样 4 进行断口形貌分析，如图 9。断口宏观形貌如图 9a 和图

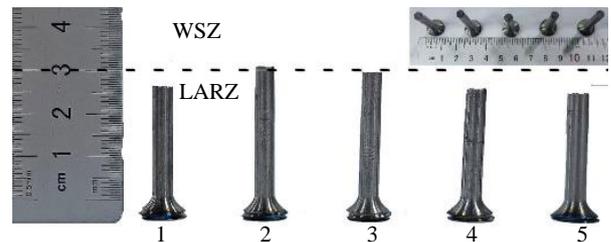


图 8 拉伸失效试样宏观图

Fig.8 Macroscopic diagram of tensile failure samples

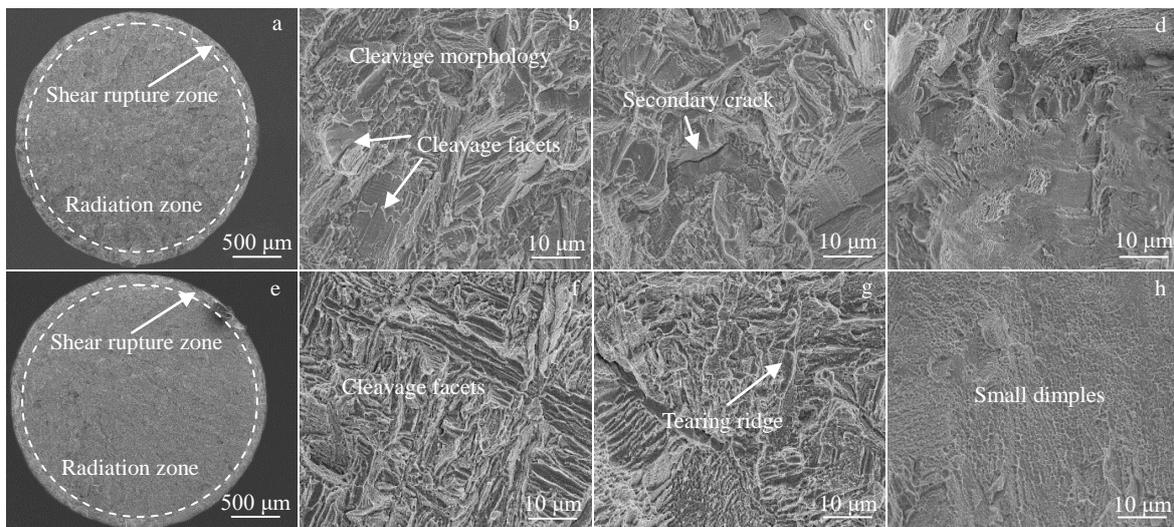


图 9 室温拉伸试样的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of tensile samples at room temperature: (a-d) sample 2 and (e-h) sample 4

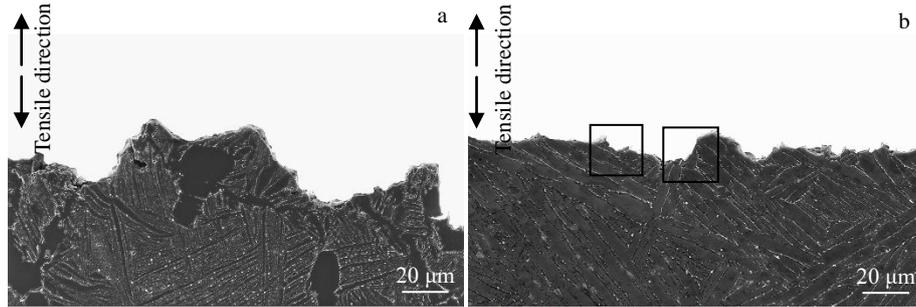


图 10 拉伸试样亚表面 SEM 形貌

Fig.10 SEM morphologies of sub-surface of tensile specimen: (a) sample 2 and (b) sample 4

9e 所示, 两试样断口均较为平整光亮, 剪切唇瞬断区范围较小, 观察不到明显的纤维区。断口位置在 WSZ 的试样 2 的断口存在少量解理面 (图 9b), 一定数量的二次裂纹 (图 9c) 以及一些大尺寸韧窝 (图 9d)。断口位置在 LARZ 的试样 4 的断口存在解理面、撕裂棱等解理形貌 (图 9f~9g), 剪切唇区域内存在少量较浅的小尺寸韧窝 (图 9h)。

图 10 为试样 2 和试样 4 的亚表面形貌, 可以看出无论试样 2 还是试样 4, 均呈现出混合断裂的特征。在钛合金双态组织中, β 转变组织的强度低于等轴初生 α 相^[15], 使得基体中裂纹萌生于 β 转变组织中的片状 α 相界面或者等轴状初生 α 相晶界处。由于等轴状初生 α 相具有高的位错密度, 可以起到阻碍裂纹萌生的效果, 且当裂纹遇到等轴初生 α 相及较宽的板条 α 相时, 其更容易发生偏转^[16], 故断口位置在 WSZ 的试样 2 的断口裂纹扩展路径更加曲折, 这也表明 WSZ 塑性较好。在片层组织中, 当裂纹遇到不同位向的 α 集束时, 由于 α 相的强度较高, 裂纹前沿难以穿过 α 集束, 在应力的作用下, 裂纹前沿在集束边界发生剧烈的塑性变形, 扩展方向发生偏转裂纹的扩展 (如图 10b 中矩形框所示) 消耗更多能量。然而, 晶粒变形的不协调和不同位向集束的交界处发生滑移堵塞, 导致塑性降低, 进而导致激光增材修复区断裂韧度低于基材区, 值得注意的是, 在 2 种裂纹扩展路径上并没有观察到 $\text{Ti}_3(\text{Sn}, \text{Al})$ 相的存在。

在拉伸过程中, 晶界 α 相及 α/β 相界面作为滑移传递的阻碍, 易产生位错塞积和应力集中, 难以协调变形从而开裂^[16-20]。原始 β 柱状晶晶粒内部的片层 α 相取向杂乱, 在变形协调的过程中容易形成图 10b 所述情况, 位错在界面处大量塞积, 从而导致应力集中, 且 LARZ 中存在大量尺寸不一的连续晶界 α 相, 微裂纹易在晶界 α 相处萌生, 短裂纹会沿着晶界、相界面快速扩展、连接, 直至最终断裂。

3 结 论

1) 激光增材修复 Ti60 钛合金可分为锻造基材区、热影响区和激光增材修复区 3 个区域。修复区组织为贯穿多个沉积层外延生长的柱状晶, 柱状晶的生长方向基本平行于沉积方向或略向扫描方向倾斜。柱状晶内是分布均匀的细小 α 相网篮组织。热影响区组织表现出由基体的锻造双态组织向修复区组织过渡的特征, 宽度约为 900 μm 。

2) 激光增材修复 Ti60 钛合金 3 个区域组织基体中均弥散分布着尺寸为 1~3 μm 的小平面相 $\text{Ti}_3(\text{Sn}, \text{Al})$ 。析出相在激光增材修复区含量最高, 呈现出小面花瓣晶、小面辐射团簇晶形貌, 而在基材区则呈现出三维网络小面树枝状形貌。

3) 锻造基材区、热影响区以及激光增材修复区 3 个区域的硬度平均值分别为 3692.44、3713.61、3481.55 MPa, 3 个区域硬度基本相当。

4) 激光增材修复 Ti60 钛合金纵向拉伸试样的断裂机制为混合断裂, 室温拉伸断裂失效位置基本上在强度较低的修复区内。抗拉强度和屈服强度的平均值分别为 992.4 和 916.6 MPa, 优于 Ti60 钛合金锻件标准; 断后伸长率和断面收缩率的平均值分别为 8.5% 和 14.6%, 与 Ti60 钛合金锻件标准相差不大, 达到实际工程应用要求。

参考文献 References

- [1] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 1
- [2] Huang Chunfeng(黄春峰). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2006(4): 94
- [3] Hou Tinghong(侯廷红), He Yong(何勇), Chen Haisheng(陈海生) et al. *Aviation Maintenance & Engineering*(航空与工程)[J], 2019, 334(4): 37

- [4] Huang Yansong(黄艳松), Ma Junwen(马俊文), Feng Baodong(冯保东). *New Technology & New Process*(新技术新工艺)[J], 2012(8): 78
- [5] Shrivastava A, Mukherjee S, Chakraborty S S. *Optics & Laser Technology*[J], 2021, 144: 107404
- [6] Yan Xiaomeng(闫晓孟), Qi Huan(齐欢), Yang Yi(阳义). *Heavy Casting and Forging*(大型铸锻件)[J], 2022(5): 27
- [7] Cui Lang(崔焯), Liu Guang(刘光), Feng Shengqiang(冯胜强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 351
- [8] Cheng K, Xi M Z, Chen S *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2021, 144: 107410
- [9] Wang Huangming(王华明), Zhang Shuquan(张述泉), Wang Tao(王韬) *et al. Journal of Xihua University: Natural Science Edition*(西华大学学报: 自然科学版)[J], 2018, 37(4): 9
- [10] Tang Hanyao(唐函遥), Zhu Hongmei(朱红梅), Qiu Changjun(邱长军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(4): 1361
- [11] Su J L, Jiang F L, Li J J *et al. Materials & Design*[J], 2022, 223: 111240
- [12] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Vogel S C *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54(2): 231
- [13] Chen Yao, Wang Huangming. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2003, 351(1-2): 304
- [14] Zhang Jun(张钧), Tian Honghua(田红花), Li Jingbo(李景波). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 1998(S2): 178
- [15] Kokuoz B Y, Kosaka Y, Rack H J *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(6): 773
- [16] Guery A, Hild F, Latourte F *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2016, 81: 249
- [17] Wang J, Zhao Y Q, Zhou W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 824: 141790
- [18] Huang S X, Zhao Q Y, Lin C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 809: 140958
- [19] Wang J, Zhao Y Q, Zhou W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 799: 140187
- [20] Zhang Shuafeng(张帅锋), Lv Yifan(吕逸帆), Wei Zhengying(魏正英) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2022, 39(3): 11

Microstructure and Mechanical Properties of Laser Additive Repaired Ti60 Titanium Alloy

Huang Qi^{1,2}, Gao Xu^{1,2}, Liu Dong^{1,3}, Hei Bei^{1,3}

(1. National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Structures, Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. College of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

(3. Research Institute for Frontier Science, Beihang University, Beijing 100191, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of integral bladed titanium alloy Ti60 repaired by laser were studied. The results show that the heat affected zone structure presents the transition characteristics from the dual structure of the matrix area to the mesh basket structure of the repair area, and its average width is about 900 μm . The repair zone is mainly composed of columnar crystals growing epitaxially through multiple sedimentary layers, and the columnar crystals are uniformly distributed by α phase mesh basket structures. $\text{Ti}_3(\text{Sn}, \text{Al})$ facet facies of similar size are dispersed in the structure of the three regions, but their morphology and regional content vary significantly due to the solidification speed of the preparation process. The three areas are equally hard. The fracture characteristics of tensile specimens show that the fracture mechanism of laser additive repaired Ti60 titanium alloy is mixed fracture. The average tensile strength and yield strength are 992.4 and 916.6 MPa, respectively, which are superior to the strength standard of Ti60 titanium alloy forgings. The average elongation and section shrinkage after fracture are 8.5% and 14.6%, respectively, which are similar to the standard of Ti60 titanium alloy forgings and which meet the requirements of practical engineering application

Key words: laser additive repair; Ti60 titanium alloy; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: He Bei, Ph. D., Associate Researcher, Research Institute for Frontier Science, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, E-mail: hebei@buaa.edu.cn