

激光定向能量沉积 Ti6Al4V 合金组织调控及力学性能研究

周庆军^{1,2}, 潘宇¹, 况帆¹, 岳连生¹, 路新¹

(1. 北京科技大学 工程技术研究院, 北京 100083)

(2. 首都航天机械有限公司, 北京 100076)

摘要: 固溶时效热处理是优化激光定向能量沉积 Ti6Al4V 合金显微组织, 提升其力学性能的重要途径。研究表明, 沉积态 Ti6Al4V 试样由宽度为 200~500 μm 的初生 β 柱状晶构成, 包含晶界 α 相、晶界魏氏组织和晶内网篮组织。垂直和平行于打印方向的抗拉强度分别为 1010 和 996 MPa, 延伸率分别为 8.1% 和 11.2%。在 β 相变点以下固溶后并经过随后中温时效处理, 显微组织演变为不连续的晶界 α 相、短棒状 α 相和 β 转变组织 (由残余 β 相和次生 α 相组成)。而当固溶温度提升至 β 相变点以上时, 晶粒显著粗化并形成粗大魏氏组织。经 850 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}+500\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h AC}$ 处理, Ti6Al4V 合金展现出优异的室温力学强塑性匹配, 其中垂直于打印方向和平行于打印方向的抗拉强度分别为 1033 和 1007 MPa, 延伸率分别为 12.1% 和 15.8%。强塑性协同提升主要源自 β 相变点以下固溶配合中温时效所构建的多尺度 α/β 结构, 晶界 α 相由连续转为不连续/球化状态以削弱边界开裂通道, 晶内 α 相适度粗化并由片状向短棒状演化以提升变形协调, β 转变组织中弥散析出的次生 α 相与残余 β 相共同促进滑移传递与加工硬化。

关键词: 激光定向能量沉积; 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(2026)12-3145-10

1 引言

钛及钛合金具有轻质、高强、耐热、耐蚀、无磁等优良特性, 广泛应用于航天、航空、化工和海洋工程等领域。但由于钛化学活性高、熔点高、热导率低, 传统制造方法在制造大型复杂钛制件时存在生产周期长、材料利用率低和切削加工困难等问题, 严重限制了钛材应用水平^[1-2]。增材制造是一种可实现从数字化模型到实体零件的无模具近净成形技术, 被称为“具有工业革命意义的制造技术”。其中, 基于同轴送粉的激光定向能量沉积 (laser directed energy deposition, LDED) 技术^[3-4], 因其具有成形构件尺寸大、制造柔性高、生产流程短、局部形性可控等优点, 在大型复杂零件, 特别是钛合金等难加工材料制造领域具有巨大的应用潜力。随着钛合金在航空航天领域应用越来越广泛, 为满足复杂结构钛制件一体化成形制造需求, 具有近净成形优势的 LDED 技术已逐渐成为高性能大型复杂钛合金零部件的一条重要制造途径^[5]。

在 LDED 过程中, 非平衡凝固过程与周期性热循环对微观组织演化的耦合影响是当前研究的核心挑战^[6-8]。

一方面, 熔池在高温梯度与凝固速率协同作用下沿热流方向外延生长, 形成粗大柱状晶粒, 导致力学性能产生显著各向异性; 另一方面, 逐层沉积伴随的周期性热循环引发亚稳相的多重相变, 促使亚微米级二次/三次析出相弥散分布, 进而影响综合力学性能。钛合金的力学性能强烈依赖于合金的微观组织特征, 通过工艺优化和热处理调控 α 和 β 相的形貌和尺寸能有效改善钛合金的力学性能。研究表明^[9], 激光功率与扫描速度的协同调控可显著影响 Ti6Al4V 合金的凝固组织, 降低激光功率并提高扫描速度时, 热积累效应减弱, 晶粒尺寸细化, 拉伸强度与延展性协同优化。Qi 等^[10]通过热处理将沉积态 α' 马氏体相转变为 $\alpha+\beta$ 双相结构, 残余应力降低约 30%, 力学性能显著提升。Hao 等^[11]通过对激光定向能量沉积钛合金进行二次退火热处理, 使晶内 α 相的纵横比减小、晶界 α 相变得不连续, 晶内析出次生 α 结构, 所得制件综合力学性能明显提高, 优于锻造标准, 且强度各向异性小于 3%。Ren 等^[12]采用固溶时效工艺调控初生 β 晶内 α 板条形貌, 获得粗大 α 板条与细小层片的 $(\alpha_s+\beta)$ 复合组织, 其强塑性大幅提升。然而, 现阶段针对 LDED 钛合金力学性能的研究多集中于调控优化, 针对其强度-塑性匹配规

收稿日期: 2025-12-26

基金项目: 国家自然科学基金 (52571030, 52304379); 山东省重点研发计划 (2025****0306)

作者简介: 周庆军, 男, 1989 年生, 博士, 北京科技大学工程技术研究院, 北京 100083, E-mail: zhouqingjunxxx@163.com

律和组织关联机制尚缺乏系统研究,导致强度-塑性协同优化存在盲目性。

为此,本研究基于 LDED 技术制备 Ti6Al4V 制件,并优化设计阶梯式热处理制度,重点研究不同热处理制度对成形件微观组织演变的影响,并对其力学性能进行评价,从而揭示不同微观组织特征对力学性能及断裂机理的影响机制,为制备高强塑 LDED Ti6Al4V 合金提供技术支持。

2 实验

采用 LDED 制备 Ti6Al4V 制件,所使用的 Ti6Al4V 合金粉末由西安欧中材料科技股份有限公司生产,其制备工艺采用等离子旋转电极法,粒径 $D_{50}=93\text{ }\mu\text{m}$,流动性为 21.7 s/50 g,松装密度为 2.62 g/cm³,具体化学成分如表 1 所示。LDED 采用的具体成形参数如下:激光功率为 3000 W,光斑直径为 5~6 mm,外轮廓扫描速度为 700 mm/min,内部填充扫描速度为 800 mm/min,送粉速度为 15~25 g/min,扫描间距为 2.5 mm,层厚为 1 mm。LDED 沉积态试样如图 1 所示。

对于固溶时效工艺选择,双相钛合金固溶温度选择在 β 相变点附近一定区间内,此时可获得一定比例的过饱和亚稳相,为后续时效处理创造条件。Ti6Al4V 合金的 β 相变点温度约为 995 °C,因此本研究固溶处理选取 3 个温度点, β 转变点下 850 °C、近 β 转变点 950 °C 和 β 相变点上 1050 °C, 3 个温度点各保温 2 h 空冷 (air cooling, AC) 后进行固溶处理。随后将固溶试样加热到中温范围内 (450~650 °C) 某一温度进行时效处理,本研究选取 500、550 和 600 °C 3 个温度点进行时效处理,其中在热处理过程中的升温速率为 5 °C/min。具体热处理工艺优选制度如图 2 所示。

利用 ZJK7532A 型电火花线切割设备分别在垂直打印方向及平行打印方向切取金相试样,依次使用 400#、

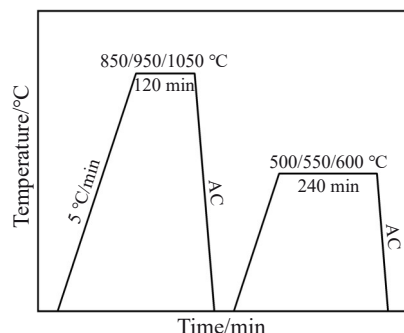


图2 优选固溶时效热处理工艺路径

Fig.2 Selection of an optimal solution-aging treatment route

800#、1000#、1500#、2000#、3000#、5000#砂纸打磨后机械抛光,使用 Kroll 溶液 (HNO₃:HF:H₂O 的体积比为 1:2:17) 腐蚀后,采用金相显微镜进行金相观察,然后采用 ULTRA 55 型号 ZEISS 热场发射扫描电镜进行显微组织观察。电子背散射衍射 (EBSD) 试样的前期准备类似于金相试样制备过程,试样经机械抛光后,采用电解抛光制备出镜面无微应力试样,其中电解液为乙醇+高氯酸溶液,施加电压为 20 V,抛光温度为 30 °C,抛光时间为 15 s。洗涤、干燥后的试样通过配备 EBSD 探头的 JSM-F100 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 进行表征,加速电压为 20 kV,扫描步长为 0.25 μm ,测试结果使用 Channel 5 软件进行校正分析。

以制备的 Ti6Al4V 合金样品为研究对象进行室温拉伸性能测试。垂直于打印方向 (H) 和平行于打印方向 (V) 两个方向取样,如图 3a 所示。将制备的 Ti6Al4V 样品切成 M6 标准拉伸棒,测试段样品直径为 3 mm,有效标距为 15 mm,如图 3b 所示。室温拉伸测试在 INSTRON4206 万能试验机上以 0.6 mm/min 应变速率进行。为了保证试验结果准确性,每种条件下均采用 3 个平行试样进行测试,结果取平均值。

3 结果与讨论

3.1 沉积态 LDED Ti6Al4V 合金的显微组织及力学性能

在 LDED 成形 Ti6Al4V 样品上取垂直于打印方向与平行于打印方向截面的组织对比分析,系统揭示凝固动

表1 Ti6Al4V 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti6Al4V alloy powder (wt%)

Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
6.27	3.7	0.13	0.01	0.17	0.02	0.001	Bal.



图1 LDED 沉积态试样照片

Fig.1 Photograph of the LDED as-deposited specimen

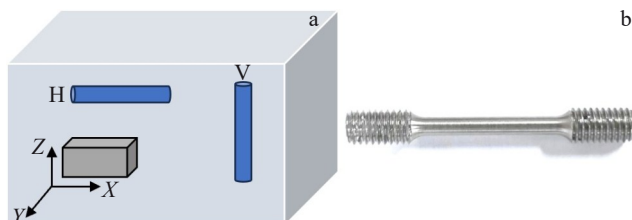


图3 样品取样方向和M6拉伸棒实物示意图

Fig.3 Schematic illustration of sampling orientations (a) and M6 round-bar tensile specimen (b)

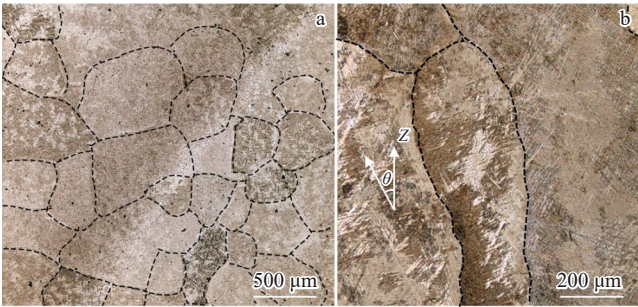


图4 LDED成形 Ti6Al4V 合金沉积态试样金相组织
Fig.4 OM images of the as-deposited LDED-fabricated Ti6Al4V samples in directions perpendicular (a) and parallel (b) to the printing direction

力学对组织的调控规律。图4为LDED成形 Ti6Al4V 合金低倍观察下的组织形貌。由图4a可知垂直打印方向的初生 β 晶粒呈等轴胞状结构,晶粒尺寸为200~500 μm ,长宽比 ≤ 1.5 ;图4b显示平行打印方向,初生 β 晶粒呈粗大柱状形态,部分柱状晶沿打印方向外延生长,宽度为200~500 μm ,且与打印方向呈 $10^\circ\sim 30^\circ$ 。

LDED过程中的非稳态热循环显著影响凝固组织演化^[13]。在LDED过程中,激光束熔化粉末在基体表面形成熔池,熔池底部与冷基材接触,温度梯度最大,液态金属沿热流反方向外延生长,形成单向生长的柱状晶。此外每层沉积后,新熔池会部分重熔前一层顶部,形成层间结合区。这一过程强化了晶粒沿沉积高度方向的连续性,加剧柱状晶的贯穿生长。

图5为沉积态样品沿垂直于打印方向和平行于打印

方向的微观组织。如图5a、5b所示,垂直打印方向初生 β 晶内的组织主要由晶界 α 相(α_{GB})、晶界 α 魏氏组织(α_{WGB})和晶内网篮组织组成。图5b显示 α_{GB} 宽度约为0.63 μm , α_{GB} 两侧的魏氏组织由取向一致的片状 α 相和亚稳 β 相组成,且生长方向与 α_{GB} 呈 45° 夹角,晶内 α 相呈针状,长宽比大于20,相互交截呈网篮状,其宽度约为0.65 μm 。如图5c所示,平行于打印方向组织类型和垂直于打印方向组织类型相同,初生 β 晶内的组织仍主要由 α_{GB} 、 α_{WGB} 和晶内网篮组织组成。图5d显示晶内 α 相呈细长针状,相邻针状 α 相之间为残余 β 基体相。由图5b、5d可知,相比于垂直于打印方向,平行于打印方向针状 α 相发生略微粗化,其宽度约为0.71 μm 。

在激光作用下,Ti6Al4V粉末迅速加热熔化形成熔池,当激光扫过后,熔池快速冷却,当冷却到 β 相相变点以下, β 相开始转变为 α 相,由于 β 晶界上有大量的高能形核位点, α 相优先沿初生 β 晶界形核生长,形成 α_{GB} ,随着进一步冷却, α_{GB} 生长完全,向晶内形成凸起并生长形成 α_{WGB} ,当温度降至某一临界温度时,针状 α 相在晶内形核并沿不同方向生长,针状 α 相之间相互交截,形成晶内网篮组织。实际激光增材制造过程中的冷却速度远高于马氏体从 β 相转变的临界冷却速度(410 K/s)。因此,LDED初期组织主要由马氏体 α' 组成,在后续的循环加热过程中,马氏体 α' 发生扩散转变,形成 $\alpha+\beta$ 双相结构^[14]。

图6展示了LDED制备 Ti6Al4V 合金垂直于打印方向和平行于打印方向的EBSD表征。图6a、6b显示,两个方向上初生 β 晶粒内部均呈现 α_{GB} 、 α_{WGB} 和晶内网篮组织

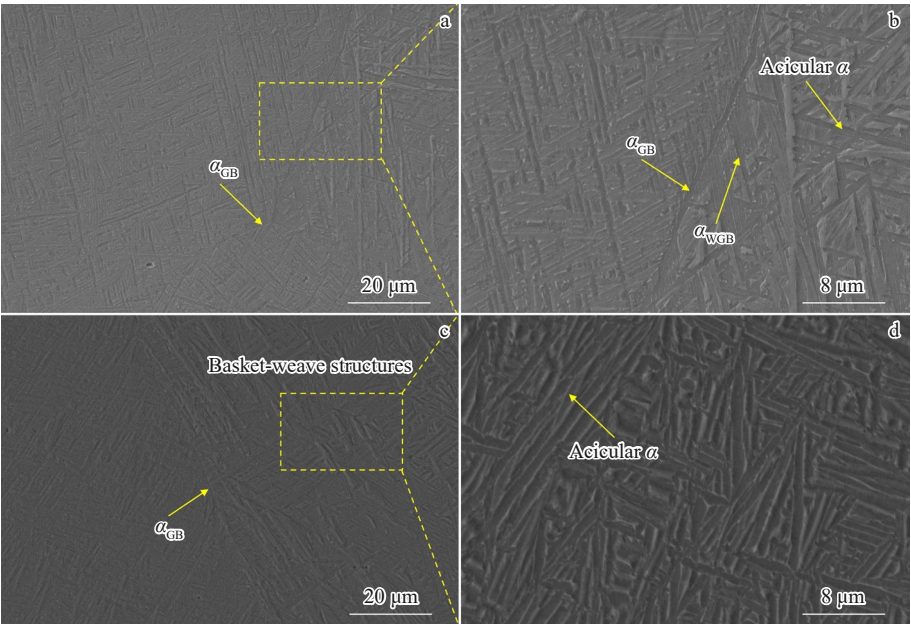


图5 LDED成形 Ti6Al4V 合金沉积态试样微观组织
Fig.5 Microstructures of as-deposited LDED-fabricated Ti6Al4V samples in directions perpendicular (a–b) and parallel (c–d) to the printing direction

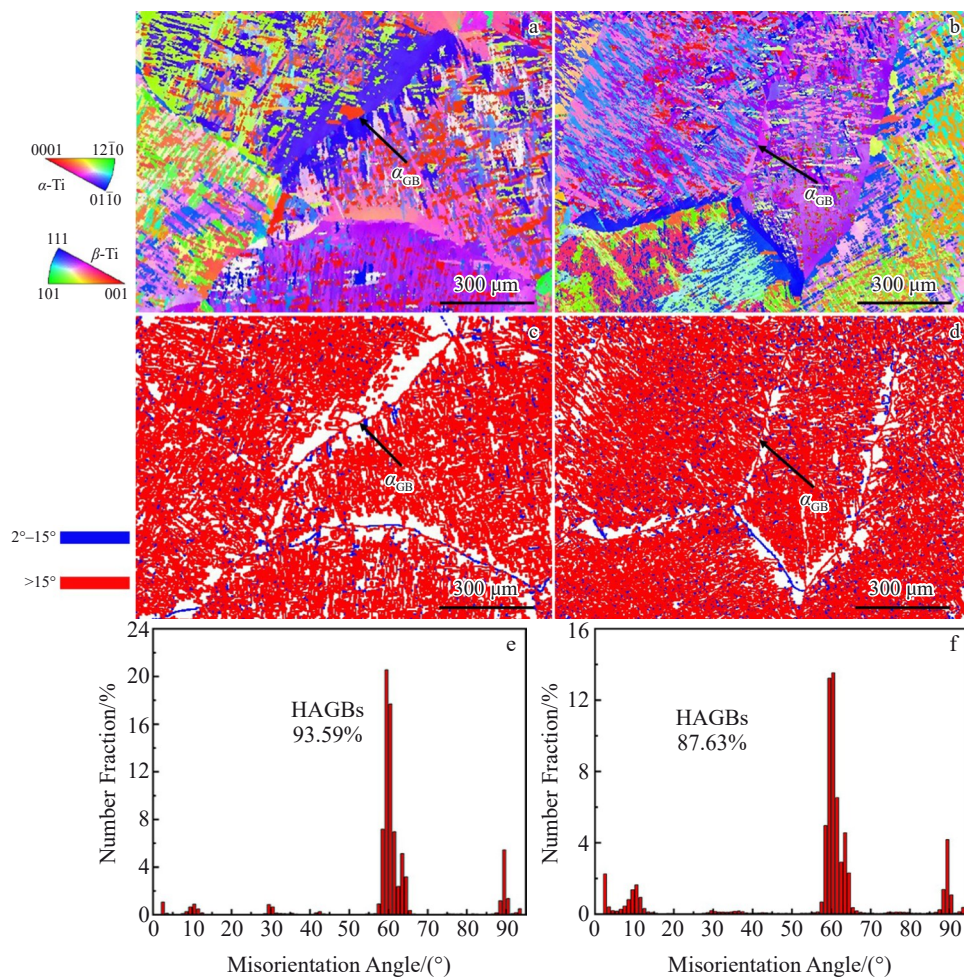


图6 LDED成形Ti6Al4V合金沉积态试样IPF、晶界分布及其统计图

Fig.6 IPF (a–b), grain boundary distribution maps (c–d), and statistical histograms (e–f) of as-deposited LDED-fabricated Ti6Al4V samples in directions perpendicular (a, c, e) and parallel (b, d, f) to the printing direction

结构。晶内细小的 α' / α 片层无序分布,其具有不同的晶体取向,界面处生成较大尺寸的 α 束集,由取向相同的细小 α 片层组成,形成 α_{GB} 。进一步测量了相邻 α 相之间的取向差角(misorientation angle),结果以相对频率分布的形式显示。相邻 α 晶粒呈现出一定的取向差角,其取向差角主要集中在约2°、10°、55°~67°和90°,这表明 α 晶粒具有不同的晶粒取向。晶粒取向不一致,这通常会导致在应力加载下产生不同类型的主要滑移系,从而产生不同的组织变形和损伤行为。图6c、6d为沉积态制件垂直于打印方向和平行于打印方向的晶界分布图,其中小角度晶界(low-angle grain boundaries, LAGBs)的角度范围主要在2°~15°之间,而大角度晶界(high-angle grain boundaries, HAGBs)的角度范围则大于15°。可以看出LAGBs主要分布在晶内,并且在晶界处呈现交织分布。此外,图6c~6f揭示LDED成形Ti6Al4V合金垂直于打印方向HAGBs的数量较多,占比高达93.59%。而平行于打印方向,HAGBs的占比稍低,为87.63%。且初生 β 晶粒界面处存在沿晶界扩展的空白区域,相邻界面的取向

差小于2°。 α 束集内部相同取向的 α 片层对位错运动没有太大的阻碍作用,位错在取向不同的 α 束集界面附近堆积,容易引起内部和界面处位错分布不均匀,导致裂纹萌生。

图7为沉积态样品垂直于打印方向和平行于打印方向的核平均取向差(kernel average misorientation, KAM)图及局部取向差统计图。KAM图揭示了晶内局部应变程度和位错密度信息,可以看出晶内区域局部应变程度相对较高,这通常与晶粒内的位错集中有关,这些区域往往呈现绿色,反映了较高的KAM值,表明相对较大的应力集中。相比之下,沿晶界分布的区域呈现出较低的局部应变程度和较低的位错密度,这些区域在图中往往呈现出深蓝色,表明晶界附近的局部取向差异较小。晶界处相对低的KAM值可能意味着晶粒之间存在一定程度的取向匹配,减少了位错的堆积。对比图7a、7b,可以看出在垂直于打印方向呈现大面积的深蓝色区域,其平均局部取向差为0.624°,而平行于打印方向则呈现大面积的绿色区域,其平均取向差为0.702°。因此平行于打印

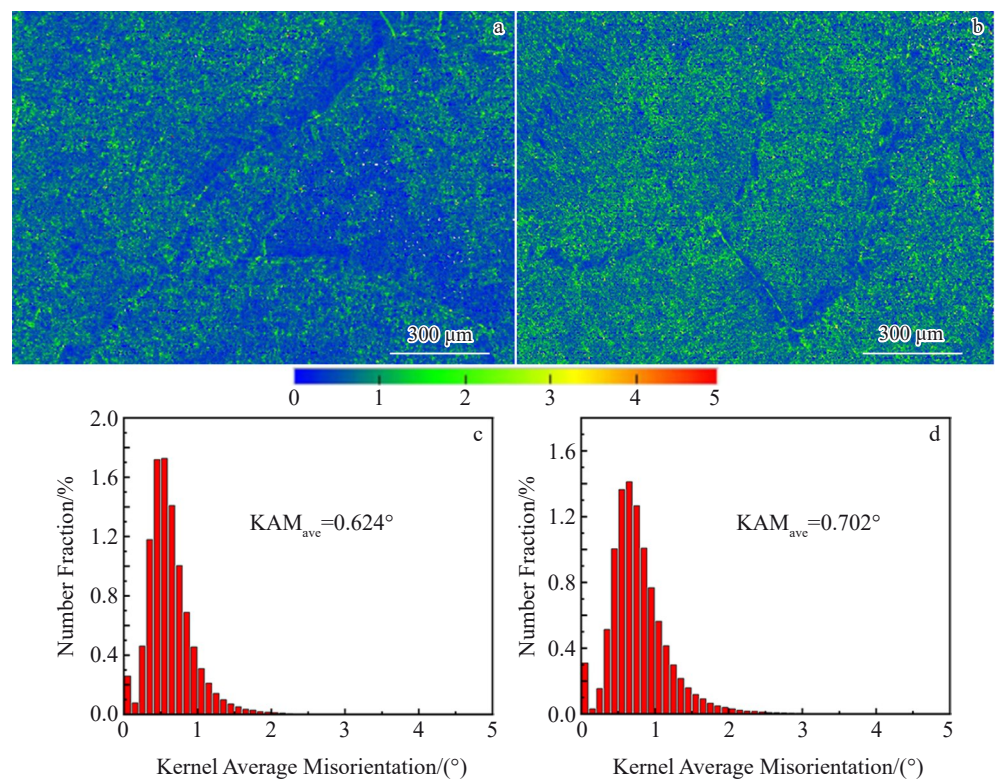


图 7 LDED 成形 Ti6Al4V 合金沉积态试样 KAM 图及局部取向差统计图

Fig.7 KAM maps (a–b) and local misorientation distribution (c–d) of as-deposited LDED-fabricated Ti6Al4V samples in directions perpendicular (a, c) and parallel (b, d) to the printing direction

方向的试样显示出更高的局部应变程度。晶内局部应变程度大于晶界魏氏组织处局部应变程度,这主要由于晶内 α 相相互交错呈网篮状,具有较大的取向差,沿晶界分布的魏氏组织内部 α 片层取向相同,界面错配程度较低^[15]。

图 8 是沉积态样品的室温拉伸工程应力-应变曲线。由图可知,LDED 成形 Ti6Al4V 合金垂直于打印方向和平行于打印方向的极限抗拉强度(UTS)分别为 1010 和

996 MPa,屈服强度(YS)分别为 919 和 903 MPa,延伸率(EL)分别为 8.1% 和 11.2%。结果表明,LDED 制备 Ti6Al4V 制件存在一定的各向异性特征,与垂直于打印方向相比,平行打印方向的试样表现出 1.4% 的抗拉强度降低和 38.3% 的塑性提高,平行于打印方向的试样展现出低强度高塑性特征。

LDED 成形 Ti6Al4V 合金生成粗大初生 β 晶粒,内部细小的 α'/α 相其变形协调能力较差,容易在粗大晶粒界面处引起应力堆积,导致制件塑性较差。力学性能各向异性主要是由于试样沿沉积方向生长形成粗大初生 β 柱状晶,当拉应力沿打印方向加载时,由于拉应力方向平行于柱状晶的晶界,因此位错能够进行有效的滑移,发生塑性变形,且裂纹需要跨越柱状晶界传播,从而增加塑性。而对于垂直于打印方向的加载,连续的 α_{GB} 垂直于最大拉应力方向,这很容易导致位错集中,在 α_{GB} 处形成裂纹,导致强度高而塑性低^[16]。

3.2 固溶时效对 LDED Ti6Al4V 合金显微组织的影响

固溶处理作为调控显微组织与力学性能的重要方式,其温度选择对组织演变具有决定性影响^[17]。本研究选取 β 相变点(995 $^{\circ}\text{C}$)附近 3 个温度点(850、950、1050 $^{\circ}\text{C}$)进行固溶处理,并揭示温度-组织演变规律。图 9 为 LDED 制造 Ti6Al4V 合金在不同温度固溶处理下的金相(OM)照片。在 β 相变点以下 850 和 950 $^{\circ}\text{C}$ 进行固溶

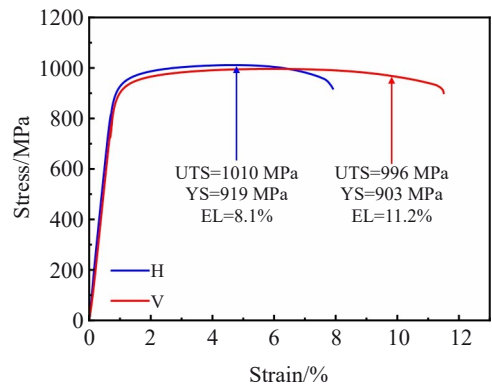


图 8 LDED 成形 Ti6Al4V 合金沉积态试样室温拉伸工程应力-应变曲线

Fig.8 Room-temperature tensile engineering stress-strain curves of as-deposited LDED-fabricated Ti6Al4V alloy

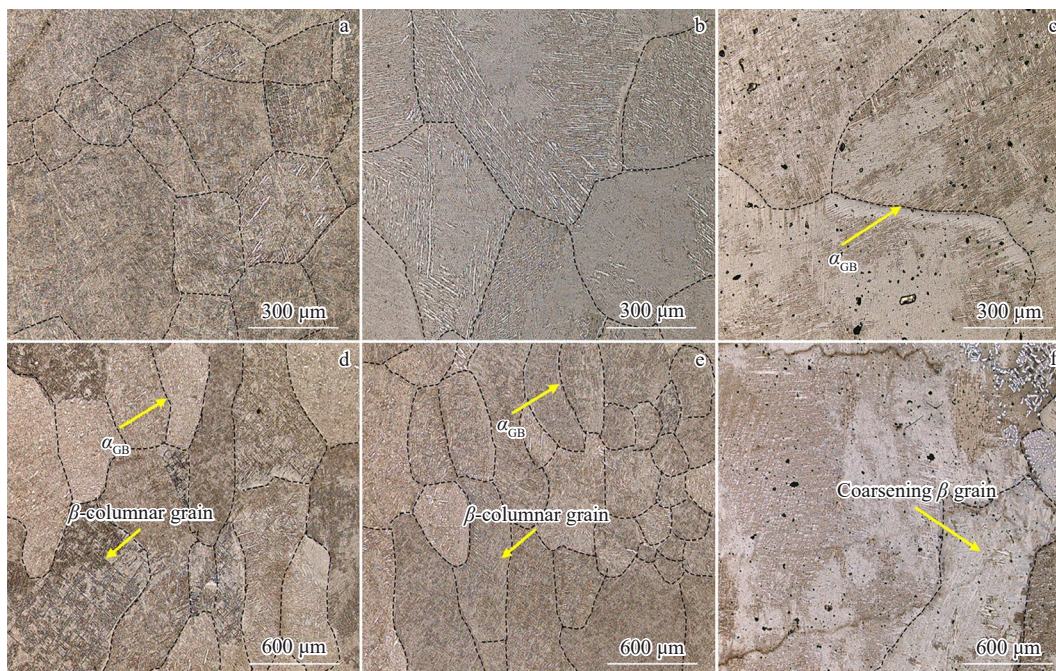


图9 不同温度固溶处理后LDED成形Ti6Al4V合金垂直于打印方向和平行于打印方向的金相照片

Fig.9 OM images of LDED-fabricated Ti6Al4V alloy in directions perpendicular (a–c) and parallel (d–f) to the printing direction after solution treatment at different temperatures: (a, d) 850 °C/2 h AC; (b, e) 950 °C/2 h AC; (c, f) 1050 °C/2 h AC

处理,试样宏观晶粒大小和形态没有发生变化,仍表现为垂直于打印方向初生 β 晶呈近等轴胞状,沿着打印方向呈柱状晶粒,且柱状晶宽度为200~500 μm 。然而,图9c、9f可以看出,在 β 相变点以上1050 °C进行固溶处理后,初生 β 柱状晶发生显著粗化,且呈现等轴化转变,晶粒尺寸>700 μm ,长宽比下降。且沿晶界析出针状细小的 α 相,沿同一方向生长形成尺寸较大的魏氏组织。

在 β 相变点下热处理时,晶粒尺寸和形态没有发生变化; β 相变点以上热处理,晶粒发生明显粗化,热处理温度对晶粒形貌的调控机制可基于相变动力学与扩散行为进行阐释^[18]。在 β 相变点以下,热力学驱动力不足以克服原子扩散势垒,合金元素(如Al、V)在 β 晶界处的迁移速率较低,无法破坏连续的 β 柱状晶结构。此时,固溶处理主要通过再结晶作用优化晶内 α 相片层分布,但晶粒尺寸变化不显著。当保温温度高于 β 相变点时,晶界迁移率显著提升,合金元素通过连续晶界快速扩散,导致 β 晶粒发生粗化。此外,当固溶温度为1050 °C时,固溶温度高于 β 相变温度,处于 β 单相区,在随后的空冷过程中,由于冷却速度较快,在晶界处生成粗大的魏氏组织。

由前文可知,1050 °C固溶处理后初生 β 柱状晶粗化长大且生成较为粗大的魏氏组织,导致 α_{GB} 连续性被破坏及马氏体 α' 相的残余应力集中,具有较差的力学性能。因此,本研究进一步对850 °C/2 h AC和950 °C/2 h AC固溶处理试样进行显微组织观察。图10和图11分别为LDED成形Ti6Al4V合金经固溶热处理的SEM照片。在

β 相变点以下850 °C/2 h AC进行固溶处理,试样显微组织发生明显变化,部分 α_{GB} 分解,而变得不连续,初生 α 片层出现粗化现象,宽度为1.45 μm 。经950 °C/2 h AC固溶处理,组织由不连续 α_{GB} 、短棒状 α 相、网篮 α 相及界面处亚稳 β 相的混合组织构成。高温固溶过程中 α_{GB} 被截断,变得不连续。初生 α 相(α_{p})明显粗化且长径比下降,其宽度为1.75 μm 。随着固溶温度升高,初生 α 相粗化程度增大,且 α_{GB} 不连续球化程度也增加。

α_{p} 相的粗化主要是高温保温过程中溶质原子的扩散和能量最小化造成的^[16,19–20]。首先,在高温固溶处理中,不同初生 α 相的片层之间存在尺寸和形状的差异,大 α 片层相比小 α 片层具有更高的总界面能,能量最小化驱动 α 片层粗化。其次,根据扩散理论, α 稳定元素的浓度与晶粒曲率半径 r 成反比。由于 α 片层尖端的表面曲率较大,弯曲的 α/β 相边界浓度较高,导致 α 稳定元素从 α 片层的尖端扩散到侧面。在这个过程中, α 片层逐渐呈球化,伴随着纵横比的减小。扩散速率随温度的升高而增大,驱动 α 片层的粗化和球化程度提高。在 β 相变点以上进行固溶处理, α 相全部转变为 β 相,在随后的快冷过程中, β 相发生无扩散的剪切转变,生成细小的针状相。随着固溶温度升高,原本连续的 α_{GB} 内部部分区域合金元素可能会偏聚形成 β 相。在后续的冷却过程中,由于元素扩散动力不足,这些区域的 β 相保留至室温。这会导致 α_{GB} 被截断,变得不连续并呈现球化的趋势。

时效处理作为固溶处理后的关键组织调控工序,通

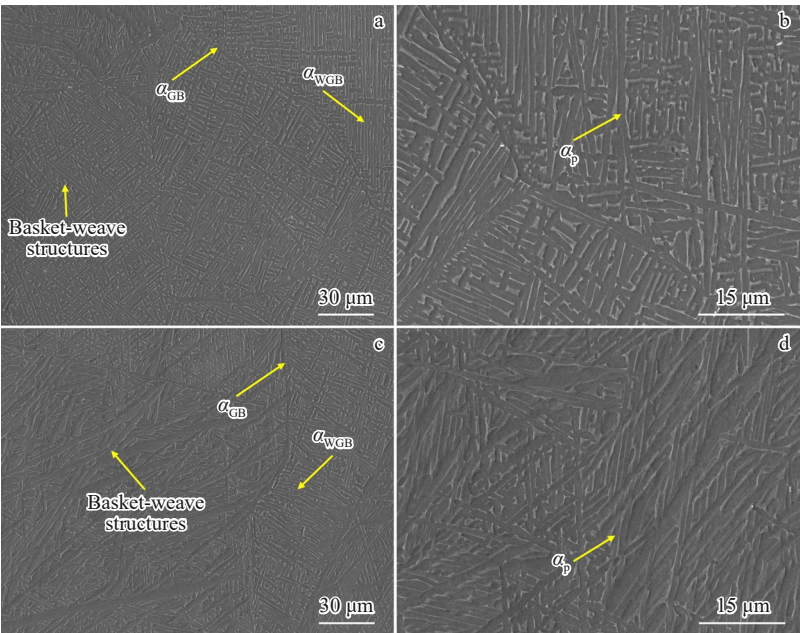


图 10 850 °C/2 h AC 固溶处理后 LDED 成形 Ti6Al4V 合金的显微组织

Fig.10 Microstructures of LDED-fabricated Ti6Al4V alloy in directions perpendicular (a–b) and parallel (c–d) to the printing direction after 850 °C/2 h AC solution treatment

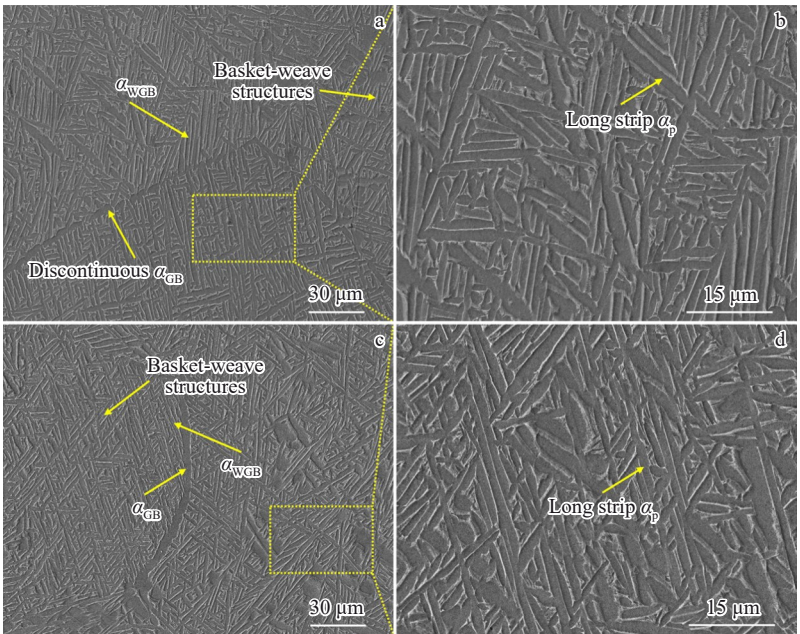


图 11 950 °C/2 h AC 固溶处理后 LDED 成形 Ti6Al4V 合金的显微组织

Fig.11 Microstructures of LDED-fabricated Ti6Al4V alloy in directions perpendicular (a–b) and parallel (c–d) to the printing direction after 950 °C/2 h AC solution treatment

过亚稳相分解与析出相重构显著影响材料性能。本研究基于前期固溶处理(850 °C/2 h AC和950 °C/2 h AC)试样的组织特征(粗化初生 α 相+亚稳 β 转变组织),选取500、550、600 °C 3个中温点进行时效处理(4 h, AC),系统揭示时效温度对组织演变的调控规律。从图12a~12c可见,固溶试样经时效处理后,初生 β 晶粒(宽度200~500 μm)沿打印方向仍呈短柱状,尺寸没有变化,这表明

在 $\alpha+\beta$ 两相区时效时,溶质原子扩散速率低,不足以驱动晶界迁移,晶粒尺寸稳定。由图12d~12f的SEM照片可知,固溶时效试样的 α_{GB} 变得不连续并逐渐消失,初生 α 相明显粗化且由针状转变为短棒状,亚稳 β 相中析出大量次生 α 相(α_s)。最终组织包含不连续的 α_{GB} 、粗化的初生 α 片层、短棒状 α 相和 β 转变组织(β_T ,由残余 β 相和 α_s 相组成)。图13a~13c为经950 °C/2 h AC固溶试样经时

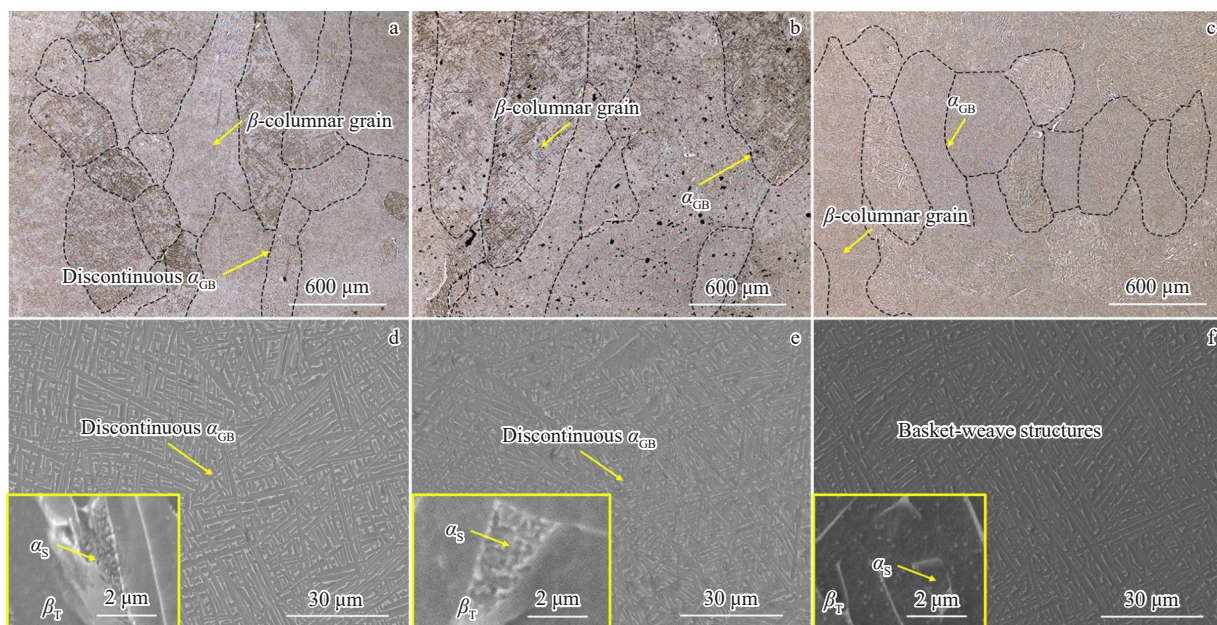


图 12 LDED 成形 Ti6Al4V 合金经 850 °C/2 h AC 固溶处理后在不同温度时效后平行于打印方向和垂直于打印方向试样的显微组织
Fig.12 Microstructures of heat-treated LDED-fabricated Ti6Al4V alloy in directions parallel (a–c) and perpendicular (d–f) to the printing direction: (a, d) 850 °C/2 h AC+500 °C/4 h AC; (b, e) 850 °C/2 h AC+550 °C/4 h AC; (c, f) 850 °C/2 h AC+600 °C/4 h AC

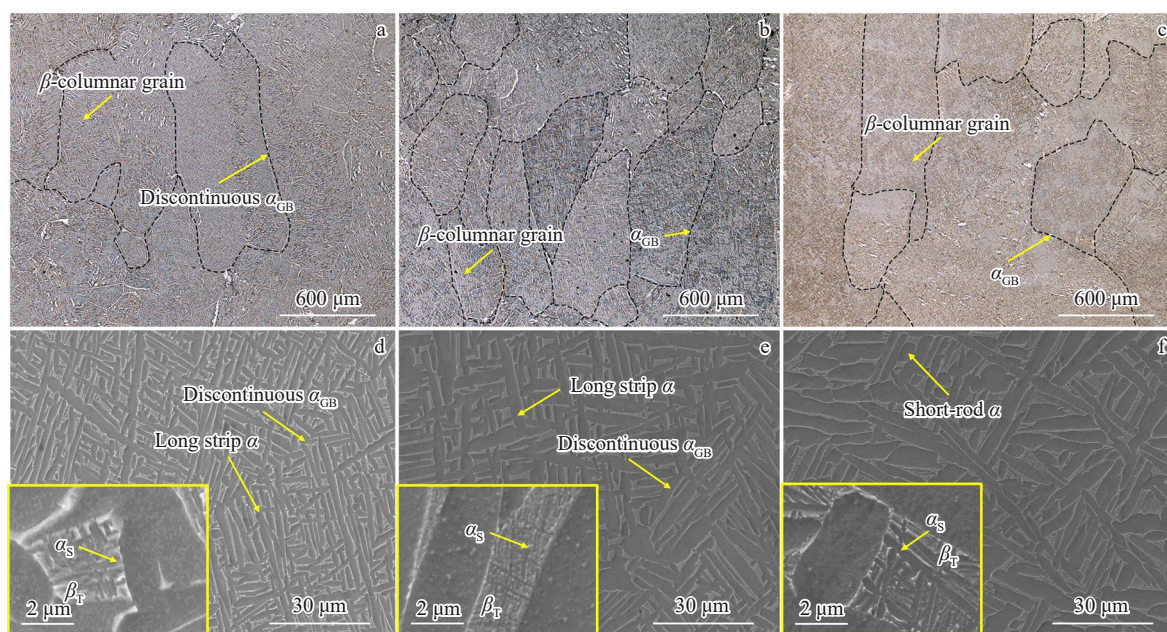


图 13 LDED 成形 Ti6Al4V 合金经 950 °C/2 h AC 固溶处理后在不同温度时效后平行于打印方向和垂直于打印方向试样的显微组织
Fig.13 Microstructures of heat-treated LDED-fabricated Ti6Al4V alloy in directions parallel (a–c) and perpendicular (d–f) to the printing direction: (a, d) 950 °C/2 h AC+500 °C/4 h AC; (b, e) 950 °C/2 h AC+550 °C/4 h AC; (c, f) 950 °C/2 h AC+600 °C/4 h AC

效处理晶粒形貌图, 试样晶粒形态没有发生变化, 沿着打印方向初生 β 晶呈柱状, 初生 α 相粗化和晶界不连续现象较为明显, 相邻晶粒界面模糊, 难以区分不同晶粒。图 13d~13f 为相应的显微组织形貌图, 组织由不连续 α_{GB} 、短棒状 α 相、网篮 α 相及 β_T 的混合组织构成, 且 β_T 中析出大量的 α_s 相。上述结果可知, 对于同一固溶温度样品, 时效处理对晶粒演变影响较小, 其晶粒形态和尺寸均没有发

生变化。但时效温度会影响显微组织, 随着时效温度从 500 °C 提高到 600 °C, 初生 α 相尺寸略微粗化。然而, α_s 相受时效温度影响较为明显, 随着时效温度逐渐升高, 在 α 相之间的 β_T 中的 α_s 相尺寸发生明显变化, 长度宽度均有所增加, 即发生较为明显的长大。

在 Ti6Al4V 合金中, 固溶处理是实现元素均匀分布的关键步骤, 但因合金扩散激活能高, 在 β 相变点以下温

度时,原子扩散受较大阻碍,试样柱状晶粒形态和尺寸无明显变化。时效处理会使固溶态亚稳相分解,对固溶态 Ti6Al4V 合金时效后发现,时效保温时元素扩散使亚稳 β 相析出 α_s 相。由图 12 和 13 可知,时效温度从 500 °C 升至 600 °C,初生 α 相形貌变化不大,但 α 相间 β_T 混合相中的 α_s 相尺寸增大。固溶快冷产生亚稳 β 相,时效时元素扩散使其析出次生 α 相,温度升高扩散速率加快使 α_s 相尺寸提高。而时效温度低时,元素扩散慢且初生 α 相粗化驱动力不足,致其形态尺寸变化不大。

3.3 固溶时效对 LDED Ti6Al4V 合金力学性能的影响

热处理引起的 α 相和 β 相在尺寸、形态、分布及数量上的差异均会影响合金的力学性能。图 14 为 LDED 成形 Ti6Al4V 合金固溶时效处理试样的室温拉伸性能。可以看出,在 850 °C/2 h+500 °C/4 h AC 条件下,垂直于打印方向和平行于打印方向的极限抗拉强度分别为 1033 和 1007 MPa,延伸率分别为 12.1% 和 15.8%。在相同固溶温度下,随着时效温度提升,Ti6Al4V 的抗拉强度均发生明显降低,垂直于打印方向极限抗拉强度分别为 989 MPa (550 °C 时效)和 972 MPa (600 °C 时效),延伸率没有明显变化。平行于打印方向的极限抗拉强度分别为 946 和 968 MPa,延伸率稍微降低。随着固溶温度提高到 950 °C,在 500 °C 的时效温度下,试样垂直于打印方向和平行于打印方向的极限抗拉强度分别为 959 和 982 MPa,延伸率分别为 9.7% 和 10.9%,且随时效温度的提高,试

样垂直打印方向的强度略有提高,而平行打印方向的强度下降,在两个方向上的延伸率均呈上升趋势。总体而言,经过固溶时效处理,合金的力学性能相较于沉积态试样均有一定程度提高。综合比较可知,在相同固溶温度下,随时效温度由 500 °C 升至 600 °C,强度整体略有下降,而在 950 °C 固溶条件下塑性提升更为明显。在相同时效温度下,将固溶温度由 850 °C 提高到 950 °C,强度通常略降而延伸率在 550~600 °C 时效时有所提高。在 850 °C/2 h+500 °C/4 h AC 条件下,试样垂直于打印方向和平行于打印方向强度最高,同时塑性保持在良好水平。

LDED 制造的 Ti6Al4V 合金组织特征对力学性能有决定性的影响,通过热处理调控试样的组织类型是提高力学性能的重要途径。有研究表明,初生 α 相的粗化、 α_{GB} 的不连续球化和 α_s 的析出是实现强塑性同步提高的重要因素^[21-22]。一方面,粗化的初生 α 相弥散均匀地分布在网篮组织中,能够协调变形,提高了基体变形协调能力;另一方面, α_{GB} 变得不连续球化,能够有效地缓解局部应力集中,降低了开裂风险,从而提高了合金塑性。此外,弥散分布的细小 α_s 相起着析出强化作用,一定程度上提高了合金强度,因此经固溶时效处理后试样的强塑性均有所改善。850 °C/2 h+500 °C/4 h AC 和 950 °C/2 h+(500 °C/550 °C/600 °C)/4 h AC 试样均由静态粗化 α 相和析出细小 α_s 的 β 转变组织组成,可提高微观组织的变形协调能力和抗裂纹扩展能力,提高试样强塑性,但 950 °C 固溶温度较高,初生 α 相粗化程度更高,变形相容性更好,从而提高了合金塑性。同时粗化的 α 相在一定程度上降低了试样强度。随着时效温度升高,试样的塑性逐渐提高,这和 α_s 尺寸相关,在相同固溶温度下,随着时效温度升高, α_s 尺寸增加,这增加了变形相容性,从而有利于塑性的提高。

4 结 论

1)沉积态 LDED Ti6Al4V 试样在宏观上由宽度为 200~500 μm 的初生 β 柱状晶组成,晶内包含 α_{GB} 、晶界魏氏组织和晶内网篮组织。此外,LDED 成形 Ti6Al4V 制件存在一定的各向异性特征,与垂直于打印方向相比,平行打印方向的试样表现出 1.4% 的抗拉强度降低和 38.3% 的塑性提高。

2)在 β 相变点以下进行固溶,驱动力不足以使柱状晶粒形态和尺寸发生改变,而在 β 相变点以上固溶,晶粒发生明显粗化。在 β 相变点以下固溶配合中温时效,组织调控获得粗化 $\alpha_p+(\alpha_s+\beta)$ 的多尺度微观结构。随着固溶温度升高, α 相粗化程度和 α_{GB} 不连续程度增加。

3)LDED 成形 Ti6Al4V 合金制件经固溶时效热处理后的强塑性均有所提高,其中 850 °C/2 h+500 °C/4 h AC 试样具有最优的强塑性匹配,垂直及平行于打印方向的

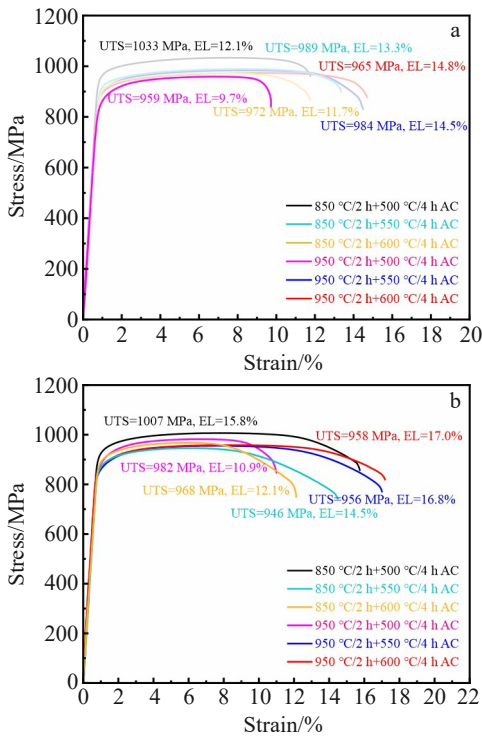


图 14 LDED 成形 Ti6Al4V 合金热处理态试样室温拉伸性能
Fig.14 Room-temperature tensile engineering stress-strain curves of heat-treated Ti6Al4V specimens in directions perpendicular (a) and parallel (b) to the printing direction

抗拉强度分别为 1033、1007 MPa, 延伸率分别为 12.1%、15.8%。其协同提升源于次生 α 相弥散析出提供强化, 残余 β 相促进滑移传递与加工硬化, 不连续/球化的 α_{GB} 与网篮组织促使裂纹偏折与阻滞。

参考文献 References

- [1] Pan Y, Yang Y C, Zhou Q J *et al. Acta Materialia*[J], 2024, 263: 119485
- [2] Yao Bibo(姚碧波), Peng Yuyang(彭钰洋), Li Zhenhua(黎振华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(5): 1235
- [3] Kuang F, Zhou Q J, Pan Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 927: 148023
- [4] Li Yanping(李艳萍), Huang Wei(黄 玮), He Yan(赫 燕) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(1): 62
- [5] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [6] Zhu Y Y, Tian X J, Li J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 616: 468
- [7] Hou Y H, Liu B, Liu Y *et al. Opto-Electronic Advances*[J], 2019, 2(5): 180028
- [8] Kuang F, Zhou Q J, Pan Y *et al. Materials & Design*[J], 2025, 253: 114011
- [9] Azarniya A, Colera X G, Mirzaali M J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 804: 163
- [10] Qi C Q, Du Y, Yang P *et al. Metals and Materials International*[J], 2022, 28: 3068
- [11] Hao Y B, Huang Y L, Zhao K *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2022, 150: 107983
- [12] Ren Y M, Lin X, Fu X *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 132: 82
- [13] Bertoli U S, Guss G, Wu S *et al. Materials & Design*[J], 2017, 135: 385
- [14] Ren Y M, Lin X, Guo P F *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 127: 58
- [15] Asherloo M, Wu Z H, Sabisch J E C *et al. Journal of Materials Science Technology*[J], 2023, 147: 56
- [16] Li R K, Wang H M, Zheng D D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 850: 143556
- [17] Luo Hengjun(罗恒军), Deng Hao(邓 浩), Yuan Wuhua(袁武华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(5): 1185
- [18] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Fraser H L. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(20): 6765
- [19] Stefansson N, Semiatin S L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(3): 691
- [20] Stefansson N, Semiatin S L, Eylon D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(11): 3527
- [21] Qi C Q, Du Y, Yang P *et al. Metals and Materials International*[J], 2022, 28(12): 3068
- [22] Sui S, Chew Y X, Hao Z W *et al. Advanced Powder Materials*[J], 2022, 1(1): 100002

Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Alloy Fabricated by Laser Directed Energy Deposition

Zhou Qingjun^{1,2}, Pan Yu¹, Kuang Fan¹, Yue Liansheng¹, Lu Xin¹

(1. Institute of Engineering Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Capital Aerospace Machinery Co., Ltd, Beijing 100076, China)

Abstract: Solution-aging treatment is a critical approach for optimizing the microstructure and enhancing the mechanical properties of laser directed energy deposition (LDED)-fabricated Ti6Al4V alloys. The results show that as-deposited Ti6Al4V alloys consist of primary β columnar grains with width ranging from 200 μm to 500 μm . The intragranular features include grain-boundary α phase, Widmanstätten structure at grain boundaries, and basket-weave microstructure. The ultimate tensile strengths in the directions perpendicular and parallel to the printing direction are 1010 and 996 MPa, with corresponding elongations of 8.1% and 11.2%, respectively. After sub- β -transus solution treatment followed by intermediate-temperature aging, the microstructure consists of discontinuous grain-boundary α phase, short rod-like α phase, and transformed β phase (composed of retained β phase and secondary α phase). Solution treatment above the β -transus causes pronounced grain coarsening and coarse Widmanstätten structure. The treatment of 850 °C/2 h+500 °C/4 h with air cooling (AC) yields the excellent strength-ductility balance at room temperature. The ultimate tensile strengths perpendicular and parallel to the printing directions reach 1033 and 1007 MPa, respectively, with corresponding elongations of 12.1% and 15.8%. The strength-plasticity synergy originates from the multiscale α/β structure formed by sub- β -transus solution combined with intermediate-temperature aging. Specifically, the grain-boundary α phase transforms from a continuous to a discontinuous/spheroidized morphology, thereby weakening the cracking propagation channels along boundaries. The intragranular α phase is moderately coarsened and evolves from acicular to short-rod morphology, which improves deformation compatibility. Meanwhile, the secondary α phase dispersed within the transformed β phase and the residual β phase jointly promote slip transfer and work hardening.

Key words: laser directed energy deposition; titanium alloy; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Pan Yu, Ph. D., Associate Professor, Institute of Engineering Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: panyu@ustb.edu.cn; Lu Xin, Ph. D., Professor, Institute of Engineering Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: luxin@ustb.edu.cn