

通过多级热处理实现选区激光熔化Ti-6Al-4V合金强度与塑性平衡

王松, 张康, 唐洪奎, 王永哲, 瞿宗宏, 赖运金, 李少强

西安欧中材料科技股份有限公司 陕西西安 710018

摘要: 选区激光熔化制造Ti-6Al-4V合金通常表现出高强度与低延展性, 需要通过热处理将针状 α' 马氏体分解为平衡的 $\alpha + \beta$ 相来获得优异的力学性能。在优化SLM成形工艺参数的基础上, 系统研究了多级热处理对Ti-6Al-4V合金显微组织与拉伸性能的影响。试验结果表明: 在最佳工艺参数下, SLM制备Ti-6Al-4V合金的相对密度为99.66%。经应力消除、固溶时效、热等静压处理后, Ti-6Al-4V合金获得了近等轴 β 晶粒内 α 集束组成的魏氏组织, 相比SLM制造Ti-6Al-4V合金柱状 β 晶粒内的针状 α' 马氏体, 屈服强度降低252MPa, 抗拉强度降低312MPa, 伸长率提高8%~9%, 拉伸性能满足ASTM F2924-14: 2014的指标要求, 实现了强度与塑性的平衡。

关键词: Ti-6Al-4V; 选区激光熔化; 热处理; 显微组织; 拉伸性能

Realizing strength and plasticity balance of selective laser melting fabricated Ti-6Al-4V alloy through multi-stage heat treatment

WANG Song, ZHANG Kang, TANG Hongkui, WANG Yongzhe, QU Zonghong, LAI Yunjin, LI Shaoqiang

Sino-Euro Materials Technologies of Xi'an Co., Ltd., Xi'an 710018, Shaanxi, China

Abstract: Selective laser melting (SLM) manufacturing of Ti-6Al-4V alloy typically exhibits high strength and low ductility, requiring heat treatment to decompose acicular α' martensite into balanced $\alpha + \beta$ phases to achieve excellent mechanical properties. Based on optimizing SLM forming process parameters, this study systematically investigated the effect of multi-stage heat treatment on the microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V alloy. The experimental results demonstrated that the Ti-6Al-4V alloy fabricated through SLM exhibits a relative density of 99.66% under the optimal process parameters. After undergoing stress relieving, solution-aging, and hot isostatic pressing treatments, the Ti-6Al-4V alloy obtained a Widmanstätten structure consisting of α colony within nearly equiaxed β grains. In comparison to the acicular α' martensite within the columnar β grains of SLM-manufactured Ti-6Al-4V alloy, the yield strength and tensile strength decreased by 252MPa and 312MPa, respectively, while the elongation at break increased by 8%~9%. The tensile properties meet the requirements of ASTM F2924-14, achieving a balance between strength and plasticity.

Keywords: Ti-6Al-4V; selective laser melting; heat treatment; microstructure; tensile properties

通信作者: 张康, 硕士, 主要从事激光增材制造和粉末冶金研究, E-mail: zhangkang19960709@163.com。

1 序言

由于选区激光熔化制造 (Selective Laser Melting, SLM) 中的逐层构造过程和快速加热冷却特性, 其制造的Ti-6Al-4V合金不可避免地会出现沿构造方向生长的初生 β 柱状晶粒和含有高密度缺陷的针状 α' 马氏体, 导致Ti-6Al-4V合金表现出高强度、低延展性, 以及不同方向之间显著的力学性能各向异性^[1-3]。使直接制造的部件通常无法在其完工状态下投入使用, 往往需要进行一系列的后处理, 通过改善特定应用零件的物理和结构性能, 以达到提高使用性能的目的^[4-6]。目前, 增材制造Ti-6Al-4V合金常用的热处理有退火 (Annealing)、固溶时效 (Solution-Aging Treatment, SAT)、热等静压 (Hot Isostatic Pressing, HIP), 其主要目的是改变初生 β 晶粒的尺寸和形态, 并将 α' 马氏体显微组织分解为双相 $\alpha + \beta$ 结构, 以提升合金的塑性^[7-11]。去应力退火 (Stress Relieving, SR) 对SLM制造Ti-6Al-4V合金的 α' 马氏体形貌和尺寸几乎没有影响, 只有当温度超过900℃时, α' / α 片层宽度才会明显增长, 并且在800~850℃退火时, Ti-6Al-4V合金具有较佳的综合力学性能^[12, 13]。SAT可以消除SLM制造Ti-6Al-4V合金 α' 马氏体中的孪晶和位错, 形成 $\alpha + \beta$ 层状结构, 各成形方向上的拉伸性能各向异性明显弱化, 并使伸长率均超过11%^[14]。HIP处理可以闭合SLM制造Ti-6Al-4V合金内部的孔隙, 并将 α' 马氏体完全转变为 $\alpha + \beta$ 片层结构, 使拉伸性能与经热加工处理和退火的样品相当^[15, 16]。

虽然上述研究通过热处理消除了SLM制造Ti-6Al-4V合金中的 α' 马氏体, 提高了综合力学性能, 但单一热处理对组织和力学性能的改善有限, 且难以实现传统工艺制造Ti-6Al-4V合金强度与塑性的组合。因此, 有必要开发并研究循环或多级热处理工艺。最近, SABBAN等^[17]通过在975℃和875℃之间的循环热处理为 α 板条的球化提供额外的驱动力, 获得了双峰或几乎完全等轴的微观结构, 导致塑性显著提高 (>16%), 强度仅略有下降 (>1000MPa)。LI等^[18]通过多步高低温热处理获得了薄片、短棒和等轴晶粒的三模态微观结构, 使Ti-6Al-4V合金表现出优于传统工艺的综合力学性能。FUNCH等^[19]通过临界间退火+时效热处理, 将SLM制造Ti-6Al-4V合金的伸长率从4.4%提高至12.4%,

而极限抗拉强度从1283MPa降至1048MPa。但对于增材制造Ti-6Al-4V合金常用的热处理, 很少有人研究其组合及顺序对显微组织与力学性能的影响。

本文通过等离子旋转电极 (Plasma Rotating Electrode Process, PREP) 制备Ti-6Al-4V合金球形粉末, 在优化SLM成形工艺参数的基础上, 系统研究典型的SR、SAT、HIP多级热处理对SLM制造Ti-6Al-4V合金显微组织演变与拉伸性能的影响, 以实现Ti-6Al-4V合金强度与塑性的平衡。

2 试验

通过SMT的PREP设备制备了15~53 μm 的Ti-6Al-4V合金粉末原材料, 使用电感耦合等离子体发射光谱和惰性气体熔融法分别测量粉末的金属和非金属元素含量, 其化学成分见表1。通过扫描电子显微镜和百特激光粒度分析仪对粉末形貌和粒度分布进行表征, 如图1所示, 粉末为均匀的球形颗粒, 球形度为94.39%, 不含卫星粉和空心粉, $D_{10}=29.30\mu\text{m}$, $D_{50}=45.02\mu\text{m}$, $D_{90}=63.36\mu\text{m}$ 。

表1 Ti-6Al-4V合金粉末的化学成分 (质量分数) (%)

元素	Ti	Al	V	Fe	C	N	O	H
ASTM B348-23: 2021	Bal.	5.50 ~ 6.50	3.50 ~ 4.50	$\leq$ 0.250	$\leq$ 0.080	$\leq$ 0.030	$\leq$ 0.130	$\leq$ 0.0125
粉末	Bal.	6.18	3.96	0.175	0.019	0.015	0.087	0.0063

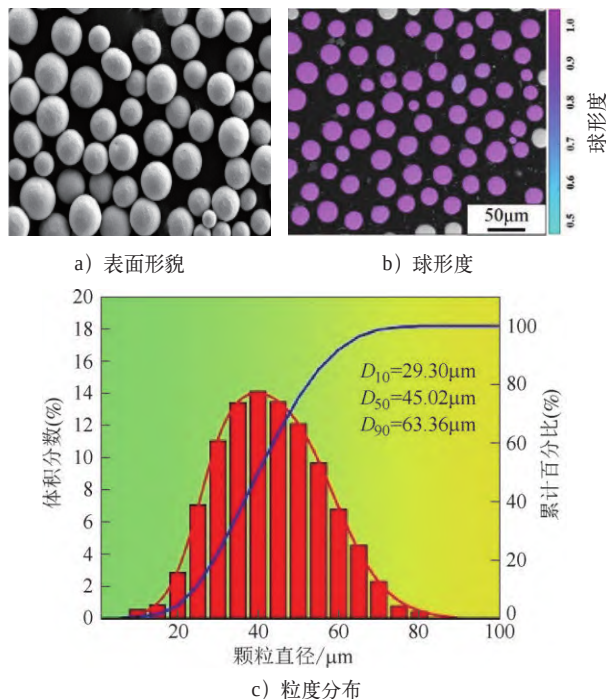


图1 Ti-6Al-4V合金粉末

所有的Ti-6Al-4V样品都是通过SLM设备（Fast Form M140）在高纯度氩气气氛下制造的。在设备上通过设置激光功率为220~300W，扫描速度为1300~1700mm/s，扫描间距为0.12mm，粉末层厚度为0.03mm，基板在打印过程中预热并保持在80℃，采用棋盘式扫描策略成形每一层，成形舱室的氧含量控制在≤0.5%（误差0.2%），循环系统风速23.0Hz，制备15mm×15mm×10mm的样品进行SLM工艺参数优化测试，优化样品如图2a所示。通过阿基米德排水法测试工艺参数优化样品的致密度，筛选出最致密样品的工艺参数再制备φ15mm×90mm圆柱形力学性能样品如图2b所示。通过线切割将打印后的Ti-6Al-4V合金样品与基板分离，对SLM制造的圆柱形试样进行3种典型的后处理，即SR：650℃×2h，空冷；SAT：960℃×1h，水淬，550℃×4h，炉冷；HIP：920℃（120MPa）×2.5h，炉冷。拉伸试样由SLM制造和经热处理的圆柱形试样加工而成，尺寸如图2c所示。

通过光学显微镜（OM）和扫描电子显微镜（SEM）及能量色散X射线光谱（EDS）对SLM制造Ti-6Al-4V合金的后处理显微组织演变进行了研究。根据ASTM E8：2024标准，使用Instron-5985设备以 2×10^{-3} /s的应变速率对SLM制造和热处理的Ti-6Al-4V合金样品进行室温拉伸试验，并使用SEM对拉伸断口进行了分析。

3 结果和讨论

3.1 工艺参数优化

采用阿基米德排水法测试SLM工艺参数优化样品的相对密度，每个样品重复测量干/湿3次，测试原理按式（1）和（2）计算，即

$$\rho_{\text{Measured}} = \frac{m_{\text{air}}}{m_{\text{air}} - m_{\text{water}}} \rho_{\text{water}} \quad (1)$$

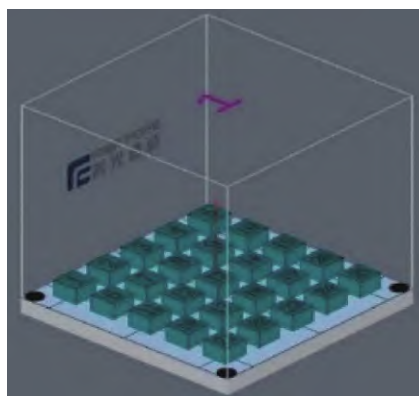
$$\text{相对密度} = \frac{\rho_{\text{Measured}}}{\rho_{\text{Theory}}} \times 100\% \quad (2)$$

式中 m_{air} ——样品在空气的质量（g）；

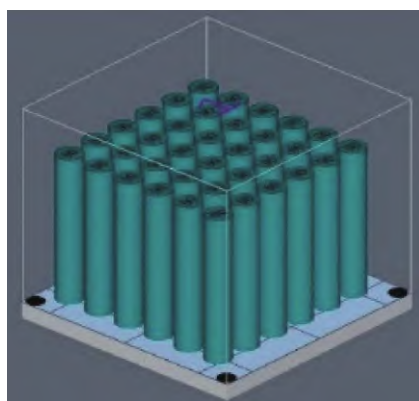
m_{water} ——样品在水中的质量（g）；

ρ_{water} ——样品在水中的密度（g/cm³）。

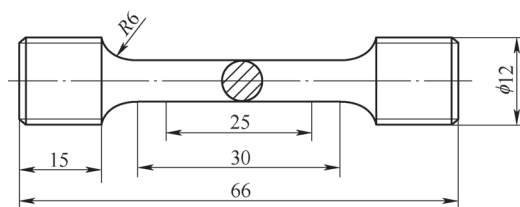
Ti-6Al-4V合金的理论密度使用粉末化学成分通过JMatPro7.0软件进行计算，在25℃时为4.43g/cm³。根据测试结果，SLM工艺参数对Ti-6Al-4V合金样品



a) 工艺参数优化样品



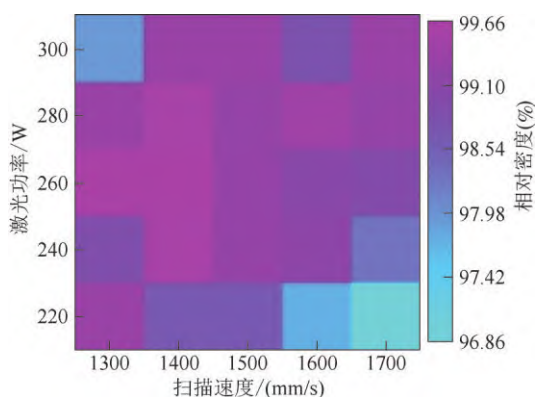
b) 力学性能样品



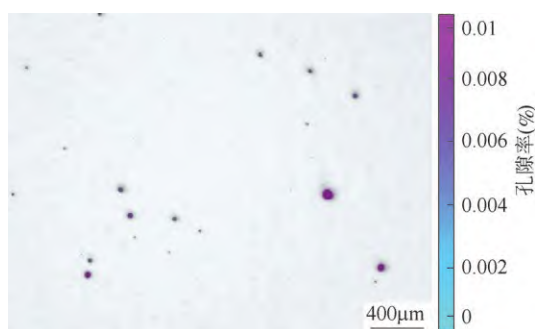
c) 拉伸试验样品

图2 试验样品

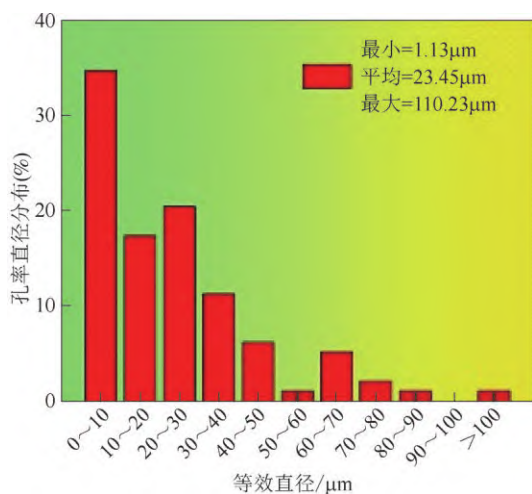
相对密度影响的热分布如图3a所示，结果表明，在260W、1300mm/s时成形的样品最致密，相对密度为99.66%。对最优工艺参数的样品进行金相抛光，发现内部缺陷以近球形孔隙为主，如图3b所示。使用MIPAR软件统计该样品的孔隙率为0.32%，近球形孔隙可能是制造过程保护性气体以气泡的形式被捕获在熔池中固化后形成的^[20]将最优工艺参数样品内部的近球形孔隙缺陷按等效圆直径进行统计，分布如图3c所示，整个样品截面内的平均孔径为23.45μm，最大孔径为110.23μm，这对抗拉强度和伸长率的影响可以忽略不计^[21]。基于最优SLM工艺参数，使用260W的激光功率、1300mm/s的激光扫描速度、0.12mm的扫描间距和0.03mm的粉末层厚



a) 激光功率和扫描速度对SLM制造Ti-6Al-4V合金相对密度的影响



b) 最优SLM工艺参数制造样品的内部缺陷



c) 孔隙缺陷等效直径分布

图3 SLM样品分析

度等工艺参数制备了圆柱形样品。

3.2 显微组织

SLM制造Ti-6Al-4V合金的显微组织由针状 α' 马氏体和 α' 间的纳米 β 相组成,如图4a、b所示。由于先前已沉积层的部分重熔和导热方向,初生 β 晶粒会沿着构建方向发生外延柱状生长,长度可达1mm,然后在极高的冷却速率($10^4 \sim 10^6$ K/s)下转变为非平衡态的针状 α' 马氏体, α' 马氏体中包含大

量的孪晶和位错,其中孪晶主要分布于初级 α' 马氏体中,而位错主要分布于更细的次级 α' 马氏体中,以协调制造过程中的热应力与组织应力^[22, 23]。经SR处理后,Ti-6Al-4V合金的显微组织主要发生回复变化, α' 马氏体由非平衡态向平衡态转变,但初生 β 柱状晶粒的宽度基本保持不变,马氏体的宽度与SLM样品相比显示出轻微的粗化,如图4c、d所示。这主要是未溶解的 α' 马氏体钉扎 β 晶界,使其柱状结构得以保留,以及 α' 马氏体的分解发生在700~850℃导致的^[24]。

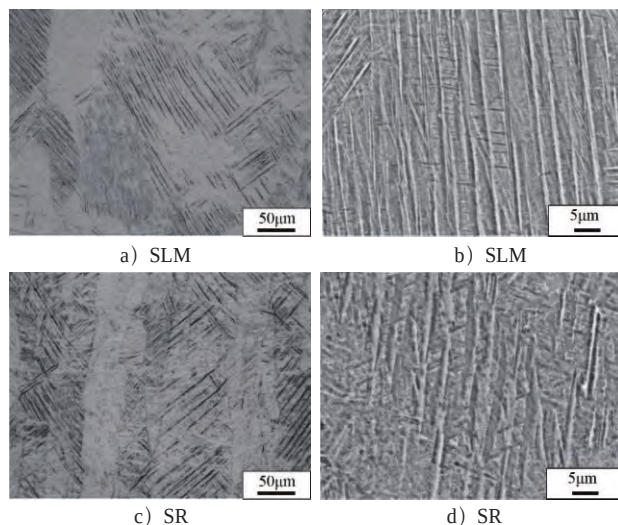


图4 SLM和SR态Ti-6Al-4V合金的OM和SEM显微组织

经SAT处理后,Ti-6Al-4V合金表现出网篮组织形态,由 α_p (初生 α)、 α_s (次生 α)和 β 相组成,如图5a所示。其中,亮色区域为 α 相,暗色区域为 $\alpha + \beta$ 结构, α_p 板条的平均厚度为2~3 μ m。在固溶处理过程中,Ti-6Al-4V合金被加热到960℃,驱动针状 α' 马氏体分解,形成平衡的 $\alpha + \beta$ 结构,在随后的水淬过程中, β 相发生马氏体转变。由于冷却速度较快,部分 α_p 得以保留下来。在550℃时效过程中,晶间马氏体分解成极细且分散的 $\alpha + \beta$ 结构,如图5b、c所示,而 α_p 的长度和宽度不断减小,逐渐发生球化现象^[25]。由于Al是 α 相稳定元素,V和Fe是 β 相稳定元素,所以Al元素在 α 相中偏聚,V和Fe在 β 相中偏聚,对应的EDS结果如图5d~f所示,化学成分见表2。时效过程中驱动 α_2 (Ti_3Al)纳米团簇颗粒在 α_p 中析出,如图5c中的箭头所示。

经HIP处理后,Ti-6Al-4V合金表现出魏氏组

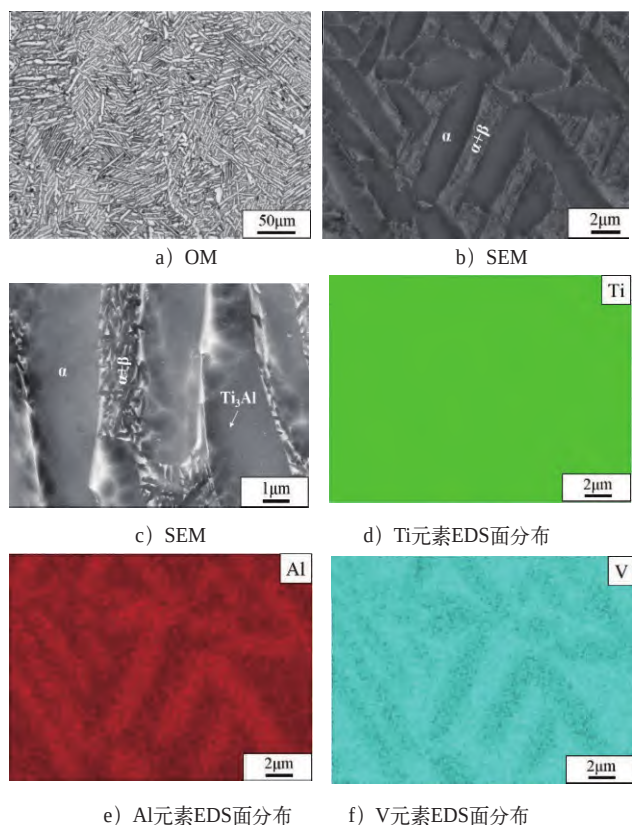


图5 SAT态Ti-6Al-4V合金的显微组织

表2 在SAT态Ti-6Al-4V合金中观察到的不同微观结构的化学成分(质量分数) (%)

元素	Ti	Al	V	Fe
α_p	90.76 ± 0.06	6.92 ± 0.21	2.21 ± 0.19	0.11 ± 0.04
层状 $\alpha + \beta$	88.57 ± 0.43	5.74 ± 0.24	5.38 ± 0.40	0.31 ± 0.03

织,由近等轴 β 晶粒内的 α 集束组成,如图6a所示。在HIP过程中,由于扩散蠕变作用使Al元素向 α 相中扩散,V和Fe元素向 β 相中扩散,因此导致 α_p 片层粗化及层状 $\alpha + \beta$ 结构分解。通过MIPAR软件对SEM图像进行处理,计算出 α 相的体积分数为83.71%, β 相的体积分数为16.29%, α 片层平均厚度为5~6 μm ,如图6b所示。

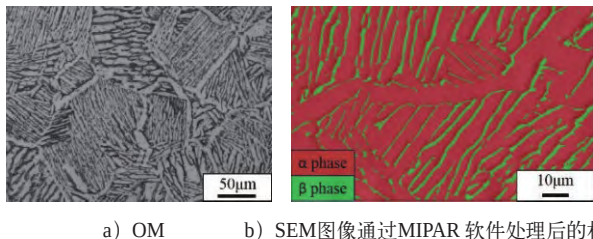


图6 HIP态Ti-6Al-4V合金的显微组织

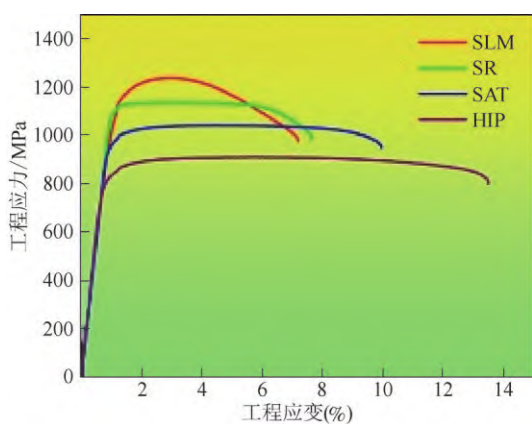
图6 HIP态Ti-6Al-4V合金的显微组织

3.3 力学性能

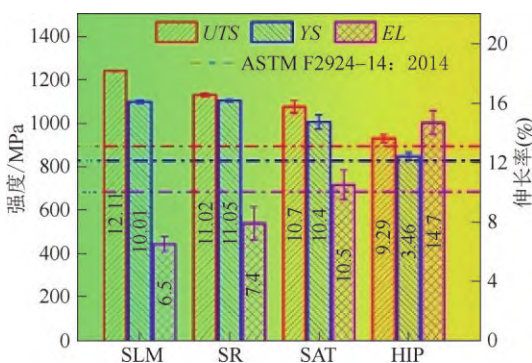
Ti-6Al-4V合金的室温拉伸应力-应变曲线如图

7a所示。随着多级热处理的进行,Ti-6Al-4V合金的拉伸性能表现出极限抗拉强度和屈服强度逐渐降低、伸长率逐渐升高的趋势。由于SLM制备Ti-6Al-4V合金样品中存在精细且完全的 α' 马氏体结构,其具有较短的有效滑移长度,因此在高密度孪晶和位错的共同作用下,导致1241MPa的高极限抗拉强度、1098MPa的高屈服强度,以及6.5%的低伸长率。经SR处理后,Ti-6Al-4V合金样品内部的残余应力被消除,导致屈服强度保持不变或略微增加,极限抗拉强度降低111MPa,伸长率提高1%~2%。经SAT处理后,极限抗拉强度降低56MPa,屈服强度降低98MPa,伸长率提高2%~3%。经HIP处理后, α 板条明显粗化, α 片层内的位错有效滑移长度增加,更有利于塑性变形^[26],导致极限抗拉强度降低145MPa,屈服强度降低159MPa,伸长率提高4%。并且HIP态样品的室温拉伸性能满足ASTM F2924-14:2014的指标要求($YS \geq 825\text{MPa}$, $UTS \geq 985\text{MPa}$, $El > 10\%$),如图7b抗拉强度和伸长率对比中的点划线所示。不同状态的Ti-6Al-4V合金样品的应变硬化速率与真应变的关系曲线如图7c所示,交点表示均匀伸长的终止或应变不稳定性的开始。SLM制备Ti-6Al-4V合金的伸长率通常限制在2%~4%^[27],经SR、SAT、HIP处理后,Ti-6Al-4V合金的伸长率分别为4.03%、5.56%、6.44%,表明随着热处理的叠加,Ti-6Al-4V合金的均匀变形也在逐渐增加。

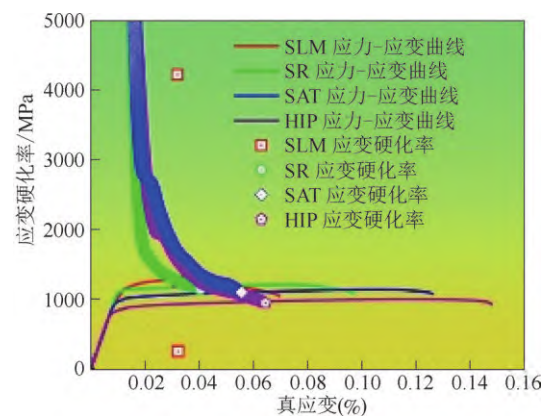
SLM制备Ti-6Al-4V合金的室温拉伸断口形貌如图8a~c所示,中心区域由孔洞及韧窝包围的解理型断裂面组成,主要为脆性断裂,而外部区域特征为均匀的小韧窝,平均尺寸为12.9 μm ,表现为韧性断裂。SR态样品的拉伸断口形貌如图8d~f所示,断口表面平整呈放射状花样,其失效为样品表面的孔隙导致裂纹萌生,并往脆性中心发展。SAT态样品的拉伸断口形貌如图8g~i所示,中心区域为沿晶解理断裂,而外部区域为平均尺寸13.52 μm 的均匀韧窝,因此其断裂方式为脆性和韧性混合断裂。HIP态样品的拉伸断口形貌如图8j~l所示,经HIP处理后,样品内部的孔隙被闭合,断裂表面为致密状态,由中心区域平均尺寸为23.51 μm 的大韧窝和外部区域平均尺寸为13.78 μm 的小韧窝组成,断裂方式属于韧性断裂。



a) 典型的工程应力-应变曲线



b) 抗拉强度和伸长率的对比



c) 应变硬化率-真应变曲线

图7 不同状态下Ti-6Al-4V合金的室温拉伸性能

4 结束语

本文通过优化SLM成形工艺参数,使Ti-6Al-4V合金的相对密度达到99.66%,随后重点研究了SR、SAT、HIP多级热处理对SLM制造Ti-6Al-4V合金显微组织与拉伸性能的影响。

1) SLM制造Ti-6Al-4V合金的显微组织主要由柱状初生 β 晶粒内的针状 α' 马氏体组成,导致1241MPa的高极限抗拉强度、1098MPa的高屈服强

度和6.5%的裂伸长率。经SR、SAT、HIP热处理后,显微组织逐渐粗化,拉伸性能表现出极限抗拉强度和屈服强度逐渐降低、伸长率逐渐升高的趋势。

2) SLM制造Ti-6Al-4V合金经SR、SAT、HIP多级热处理后,显微组织由柱状 β 晶粒内的针状 α' 马氏体转变为近等轴 β 晶粒内 α 集束组成的魏氏组织。

3) 经SR、SAT、HIP多级热处理后,Ti-6Al-4V合金的极限抗拉强度从1241MPa降低至929MPa,屈服强度从1098MPa降低至846MPa,伸长率从6.5%提高至14.7%,最终状态下的性能满足ASTM F2924-14: 2014的指标要求,实现了强度与塑性的平衡。

参考文献:

- [1] SHIPLEY H, MCDONNELL D, CULLETON M, et al. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2018, 128: 1-20.
- [2] LIU S, SHIN Y C. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review[J]. Materials & Design, 2019, 164: 107552.
- [3] SINGLA A K, BANERJEE M, SHARMA A, et al. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: Process parameters, defects and post-treatments[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 64: 161-187.
- [4] KASPEROVICH G, HAUSMANN J. Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 220: 202-214.
- [5] ÖNDER S, SAKLAKOĞLU N, SEVER A. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: Effect of post-processing on fatigue life, residual stress, microstructure, microhardness and surface roughness[J]. Materials Characterization, 2023, 196: 112571.
- [6] KUMAR P, Ramamurty U. Microstructural optimization through heat treatment for enhancing the fracture toughness and fatigue crack growth resistance of selective laser melted Ti6Al4V alloy[J]. Acta Materialia, 2019, 169: 45-59.

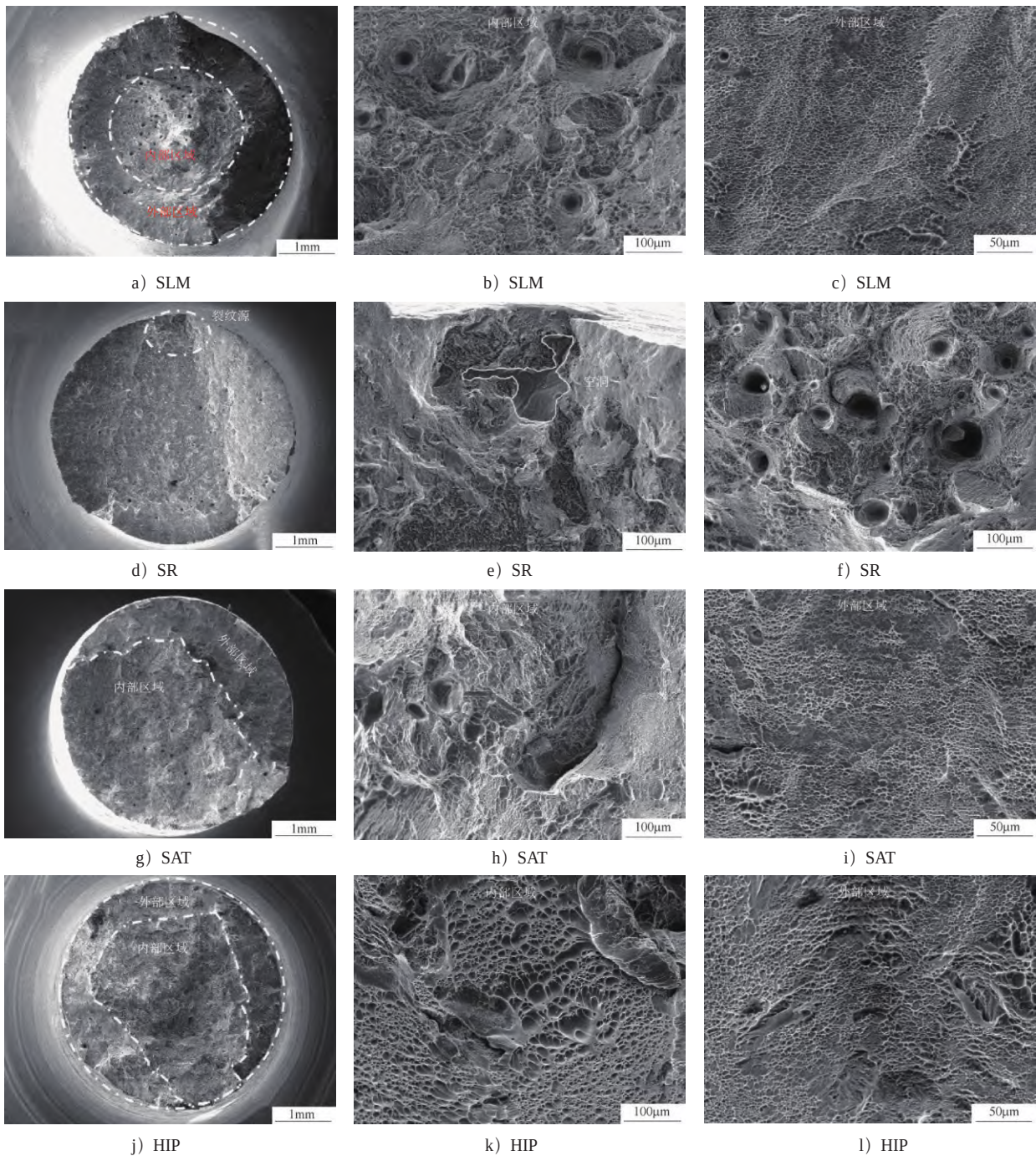


图8 不同状态下Ti-6Al-4V合金的室温拉伸断口形貌

- [7] CAO S, ZOU Y, LIM C V S, et al. Review of laser powder bed fusion (LPBF) fabricated Ti-6Al-4V: process, post-process treatment, microstructure, and property[J]. Light: Advanced Manufacturing, 2021 (2) : 1.
- [8] BEESE A M, CARROLL B E. Review of mechanical properties of Ti-6Al-4V made by laser-based additive manufacturing using powder feedstock[J]. JOM, 2015, 68: 724-734.
- [9] LALEH M, SADEGHI E, REVILLA R I, et al. Heat treatment for metal additive manufacturing[J]. Progress in Materials Science, 2023, 133: 101051.
- [10] YANG X, LI Y, DUAN M G, et al. An investigation of ductile fracture behavior of Ti6Al4V alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 890: 161926.
- [11] ZOU Z, SIMONELLI M, KATRIB J, et al. Refinement of the grain structure of additive

- manufactured titanium alloys via epitaxial recrystallization enabled by rapid heat treatment[J]. Scripta Materialia, 2020, 180: 66-70.
- [12] ZHANG X Y, FANG G, LEEFLANG S, et al. Effect of subtransus heat treatment on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 735: 1562-1575.
- [13] LIANG Z, SUN Z, ZHANG W, et al. The effect of heat treatment on microstructure evolution and tensile properties of selective laser melted Ti6Al4V alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 782: 1041-1048.
- [14] FANG M, HU F, HAN Y, et al. Controllable mechanical anisotropy of selective laser melted Ti6Al4V: A new perspective into the effect of grain orientations and primary grain structure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 827: 142031.
- [15] WU M W, LAI P H. The positive effect of hot isostatic pressing on improving the anisotropies of bending and impact properties in selective laser melted Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 658: 429-438.
- [16] 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.
- [17] SABBAN R, BAHL S, CHATTERJEE K, et al. Globularization using heat treatment in additively manufactured Ti-6Al-4V for high strength and toughness[J]. Acta Materialia, 2019, 162: 239-254.
- [18] LI C L, HONG J K, NARAYANA P L, et al. Realizing superior ductility of selective laser melted Ti-6Al-4V through a multi-step heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 799: 140367.
- [19] FUNCH C V, PALMAS A, SOMLO K, et al. Targeted heat treatment of additively manufactured Ti-6Al-4V for controlled formation of Bi-lamellar microstructures[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 81: 67-76.
- [20] KASPEROVICH G, HAUBRICH J, GUSSONE J, et al. Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2016, 105: 160-170.
- [21] MENG L X, BEN D D, YANG H J, et al. Effects of embedded spherical pore on the tensile properties of a selective laser melted Ti6Al4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 815: 141254.
- [22] KASCHEL F, VIJAYARAGHAVAN R K, Shmeliov A, et al. Mechanism of stress relaxation and phase transformation in additively manufactured Ti-6Al-4V via in situ high temperature XRD and TEM analyses[J]. Acta Materialia, 2020, 188: 720-732.
- [23] ZAFARI A, BARATI M R, XIA K. Controlling martensitic decomposition during selective laser melting to achieve best ductility in high strength Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 744: 445-455.
- [24] 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.
- [25] VRANCKEN B, THIJS L, Kruth J P, et al. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties[j]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 541: 177-185.
- [26] LIU J, ZHANG K, LIU J, et al. In-situ investigation into the deformation behavior of Ti-6Al-4V processed by laser powder bed fusion[J]. Materials Characterization, 2022, 194: 112434.
- [27] VOISIN T, CALTA N P, KHAIRALLAH S A, et al. Defects-dictated tensile properties of selective laser melted Ti-6Al-4V[J]. Materials & Design, 2018, 158: 113-126.

MW 20240805