

引用格式: 张琦, 舒丽霞, 彭聪, 等. 激光选区熔化原位合金化形成钛合金(TC4-x316L)的组织性能[J]. 航空材料学报, 2025, 45(4): 124-132.

ZHANG Qi, SHU Lixia, PENG Cong, et al. Microstructure and properties of titanium alloy(TC4-x316L) fabricated by *in-situ* alloying using laser selective melting(SLM)[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(4): 124-132.

激光选区熔化原位合金化形成钛合金 (TC4-x316L)的组织性能

张琦^{1,2}, 舒丽霞¹, 彭聪¹, 张文玮², 陈孟², 白璐³, 刘征^{1*}

(1. 南昌航空大学材料科学与工程学院, 南昌 330063; 2. 中国航发贵州红林航空动力控制科技有限公司, 贵阳 550000; 3. 南昌交通学院, 南昌 330100)

摘要: 原位合金化可灵活和快速调整合金成分, 在研发具有独特微观结构的新型合金方面具有优势。本工作采用激光选区熔化(SLM)技术原位合金化制备新型的 TC4-x316L 合金($x=1\%$ 、 3% 和 5% , 质量分数), 使用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、X射线衍射(XRD)和测试拉伸性能等方法研究 316L 含量和打印工艺参数(扫描速率和激光功率)对合金的显微组织及力学性能的影响。结果表明: 随着 316L 含量的增加, 合金的显微组织明显细化, 马氏体 α' 相全部转化为 β 相, 合金的硬度先增加后略有降低, 含 1%316L 合金的拉伸强度最高。在激光功率为 175 W, 扫描速率为 1000 mm/s 时, TC4-1%316L 合金屈服强度可达 1200 MPa、抗拉强度 1425 MPa、断后伸长率为 6.8%, 达到良好的强韧性匹配。

关键词: 激光选区熔化; 原位合金化; 显微组织; 力学性能; 钛合金

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2023.000121

中图分类号: V252.2; TG146

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)04-0124-09

Microstructure and properties of titanium alloy(TC4-x316L) fabricated by *in-situ* alloying using laser selective melting(SLM)

ZHANG Qi^{1,2}, SHU Lixia¹, PENG Cong¹, ZHANG Wenwei², CHEN Meng², BAI Lu³, LIU Zheng^{1*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China; 2. AECC Guizhou Honglin Aero-engine Control Technology Co., Ltd., Guiyang 550000, China; 3. Nanchang Jiaotong Institute, Nanchang 330100, China)

Abstract: “*In-situ* alloying” facilitates agile and swift adjustments to alloy compositions, thereby unlocking a multitude of prospects for developing novel alloys with distinctive microstructures. In this study, TC4-x316L alloys (with $x=1\%$, 3% , and 5% by mass) are fabricated through the combination of selective laser melting(SLM) and the *in-situ* alloying approach. The effects of varying concentrations and SLM process parameters, including scanning rate and laser power, on the microstructural characteristics and mechanical properties of the alloys are investigated using metallographic microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM), XRD, and tensile testing. The results indicate that an increase in 316L content refines the alloy’s microstructure, causing the martensitic α' phase to transform into the β phase. The alloy’s hardness initially rises and then decreases slightly, while its strength peaks at an x value of 1%. Specifically, when the laser power is set to 175 W and the scanning rate to 1000 mm/s, the TC4-1%316L alloy exhibits a yield strength of 1200 MPa, a tensile strength of 1425 MPa, and an elongation at break of 6.8%.

Key words: laser selective melting; *in-situ* alloying; microstructure; mechanical property; titanium alloy

激光选区熔化(selective laser melting, SLM)是增材制造技术(AM)的一个重要研究方向^[1],是通过专业计算机软件对零件三维数模进行分层切片,形成截面信息后,利用高能激光束逐层选择性烧结金属粉末,凝固堆积零件实体的制造方式^[2]。其允许直接利用粉末快速打印复杂几何形状的零件,而无需耗时进行模具设计,近净成形制造使其能够适用于零件的最终生产而几乎不需要后处理。因此,SLM在复杂构件一体化成形方面具有巨大优势^[3]。然而,由于SLM成形过程具有较大的温度梯度,其成形的合金构件往往表现出各向异性的显微组织和力学性能^[4]。例如,SLM成形的TC4合金通常存在沿着堆积增高方向生长的粗大原始 β 柱状晶,这种柱状晶组织会导致合金在堆积增高方向表现出更为优异的延展性,但强度较低。各向异性的组织和力学性能在一定程度上限制了增材制造技术的广泛应用,因此如何抑制增材制造合金中组织和性能的各向异性成为近年来的研究热点^[5-7]。

研究证明在合金中添加其他元素成分,通过原位合金化的方法消除增材制造成形合金构件组织和力学各向异性,提高合金构件力学性能是有效方法^[8-10]。Marco等^[11]通过原位合金化的方式在TC4合金中添加了Fe元素,发现Fe元素的添加可以抑制合金中柱状晶的生长,促进柱状晶转变为等轴晶,成形后TC4-3Fe(质量分数/%,下同)的微观结构分解成完全层状 $\alpha+\beta$ 微观结构,生成细小的原始 β 晶粒和 $\alpha+\beta$ 的片层结构,并具有良好的强塑性匹配;Mo元素的添加同样可以抑制TC4合金中柱状晶的生长,打印后的TC4+10Mo合金完全由 β 相组成,且合金中随机分布着尺寸小于 $10\mu\text{m}$ 未完全扩散的钼颗粒^[12]。在TC4+5Cu合金中,Macpherson等^[13]发现Cu的添加导致 α' 马氏体分解为极细的 $\alpha+\beta$ 片层组织,且基体中存在 Ti_2Cu 相,这使得TC4+5Cu合金具有极高的强度。

在增材制造领域,316L合金是一种应用成熟的合金粉末体系。其主要组成元素包括Fe、Cr、Ni和Mo,这些元素均为钛合金的 β 相稳定元素,同时在钛合金中起到晶粒细化的作用,展现出良好的改性潜质。例如,为了细化激光增材制造成形TC4合金的柱状晶尺寸,Zhang等^[14]设计在TC4合金粉末中混合不同含量的316L合金粉末,采用激光增材制造成形了新型TC4-316L钛合金。结果表明,316L合金粉末的添加可以实现TC4基体中微尺度下的成分调制,经过成分调制的合金表现出超高的强度(约1.3 GPa),较高的断后伸长率(约

9%)以及出色的加工硬化能力(大于300 MPa)。考虑到经过316L合金调制的钛合金表现出优异的力学性能,本实验以TC4合金为基体,设计在TC4合金中添加不同含量的316L(1%、3%和5%)。在此基础上,深入研究316L含量和SLM的工艺参数(激光功率和扫描速率)对合金组织和力学性能的影响,并且确定SLM成形新型TC4-316L钛合金较佳的工艺参数,分析成形工艺-合金组织-冶金缺陷-力学性能之间的关系,为进一步优化TC4-316L钛合金性能提供理论依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

采用粒径为 $15\sim 35\mu\text{m}$ 的TC4粉末和粒径为 $15\sim 53\mu\text{m}$ 的316L粉末制备TC4-316L新型钛合金,粉末的化学成分见表1和表2。制备3种不同316L含量的钛合金试样,即TC4-x316L($x=1\%$ 、 3% 、 5%)。制备流程为:配置TC4-1%316L、TC4-3%316L和TC4-5%316L金属粉末,采用混粉机将粉末混合均匀(机械混合2h),混合完成后将混合粉末放置在 $120\text{ }^\circ\text{C}$ 的真空烘干箱中进行3h烘干。利用铂力特S210设备,采用不同的激光功率和扫描速率打印块状合金样品(见图1),相应的主

表1 TC4合金粉末的成分(质量分数/%)

Table 1 Composition of TC4 alloy powder(mass fraction/%)

| C | O | Al | V | Fe | Ti |
|-------------|------------|----------|---------|-------------|------|
| ≤ 0.03 | ≤ 0.1 | 6.0-6.75 | 3.5-4.5 | ≤ 0.20 | Bal. |

表2 316L合金粉末的成分(质量分数/%)

Table 2 Composition of 316L alloy powder (mass fraction/%)

| Cr | Ni | Mo | Mn | Si | Fe |
|-----------|-----------|---------|-------------|-------------|------|
| 16.0-18.0 | 10.0-14.0 | 2.0-3.0 | ≤ 2.00 | ≤ 1.00 | Bal. |



图1 SLM成形的TC4-x316L试样

Fig. 1 TC4-x316L alloy fabricated via SLM

要参数设置如表3所示。

表3 SLM打印的主要工艺参数
Table 3 Process parameters of SLM

| No. | Laser power/ W | Scanning rate/ ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$) | Scan spacing/ mm | Rotation increment/ ($^{\circ}$) | Layer thickness/ mm |
|-----|-------------------|---|---------------------|---------------------------------------|------------------------|
| 1 | 155 | 800 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 2 | 155 | 1000 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 3 | 155 | 1200 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 4 | 175 | 800 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 5 | 175 | 1000 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 6 | 175 | 1200 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 7 | 195 | 800 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 8 | 195 | 1000 | 0.1 | 67 | 0.03 |
| 9 | 195 | 1200 | 0.1 | 67 | 0.03 |

1.2 实验方法

经 SLM 打印后的样品制备成标准金相试样。先将试样进行粗磨和精磨,然后使用二氧化硅悬浮液进行抛光处理。腐蚀液选择钛合金常用的 Kroll 试剂($\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:2:50$, 体积比),腐蚀时间 30 s。利用型号为 ScopeA1 金相显微镜(OM)观察腐蚀后的组织形貌,使用型号为 Thermofisher Scios 2 扫描电子显微镜(scanning electron microscopy, SEM)对打印后的试样进行显微组织和表面形貌观察,利用扫描电镜自带的能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)对其成分进行测定,利用型号为 SmartLab SE 的 X 射线衍射仪对打印试样相结构进行分析。

利用型号 THV-50DP 硬度计测量维氏硬度,载荷为 2 N,保荷时间为 10 s,为减少测量误差,每个样品随机测 10 个硬度值,而后求取平均值。利用线切割沿着水平方向切取拉伸试样,试样尺寸见图 2。

利用 Instron 5965 型电子万能力学试验机测试合金的室温拉伸性能。拉伸应变速率为 $1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$,为保证结果的可靠性,每组有 3 件平行试样。

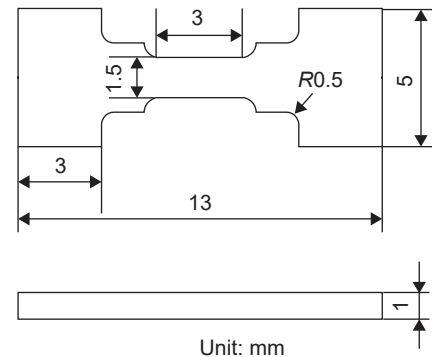


图2 拉伸试样示意图
Fig. 2 Schematic of tensile sample

2 结果与分析

2.1 元素成分对合金组织性能的影响

图3为相同 SLM 成形工艺下(扫描速率为 800 mm/s、激光功率为 195 W),不同 316L 添加量合金的 SEM 图。当 316L 添加量为 1% 时(见图 3(a)),合金中存在大量针状马氏体 α' 相,形态细长,同时分布着 β 相;当 316L 添加量为 3% 时(见图 3(b)),合金中存在大量 β 相,仍可见部分细针状 α' 相组织;而当 316L 添加量为 5% 时,合金内没有观察到细针状 α' 相组织。这是由于 316L 中的 Fe, Cr, Ni 和 Mo 等元素均为钛合金 β 相稳定元素,随着 β 稳定元素的增加,TC4 合金中 α' 相数量逐渐降低, β 相含量逐渐增多,当 β 稳定元素达到一定含量后,室温下完全由 β 相组成(见图 3(c))。对比不同 316L 添加量的显微组织可知,随着 316L 添加量的增加,合金显微组织明显细化。产生这一现象的原因主要有两方面:(1)在合金凝固

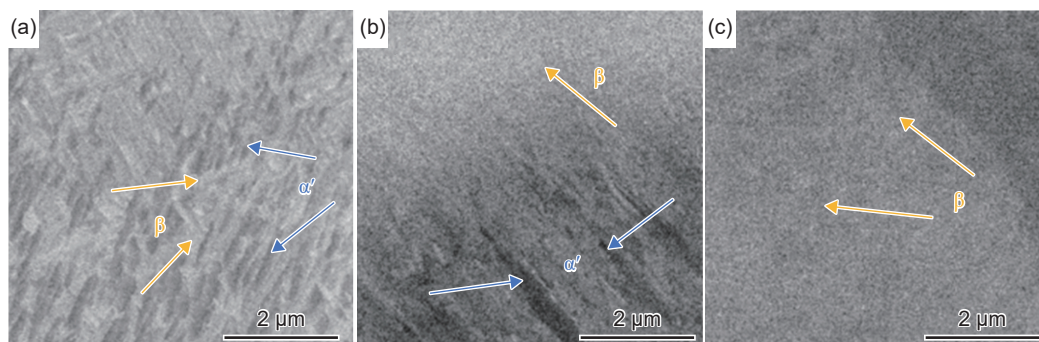


图3 不同成分下合金纵截面 SEM 图像 (a)1%316L; (b)3%316L; (c)5%316L

Fig. 3 SEM images of alloys in longitudinal section with different composition (a)1%316L; (b)3%316L; (c)5%316L

过程中,由于晶胚能附着在溶质元素上形核,因此添加的合金元素可作为非均匀形核的基底,从而使晶粒数量变多,晶粒显著细化;(2)随着316L添加量的增加,溶质元素增多,在凝固时熔池的固-液界面前沿会导致更大的成分过冷度,从而提高形核率和生长速率的比值,使晶粒数目增大,晶粒细化。图4~图6分别给出3种不同316L含量合金的

EDS图谱,在316L添加量为1%时,合金中的各元素分布较为均匀,未发现明显的偏析;而当316L含量增加至3%和5%时,Fe和Cr元素在钛合金基体中均存在局部非均匀分布(图5和图6),这说明当316L添加量较多时,激光熔池的快速凝固并没有使合金化元素完全均匀化,形成局部的成分梯度,这与Zhang等得出的结论一致^[14]。

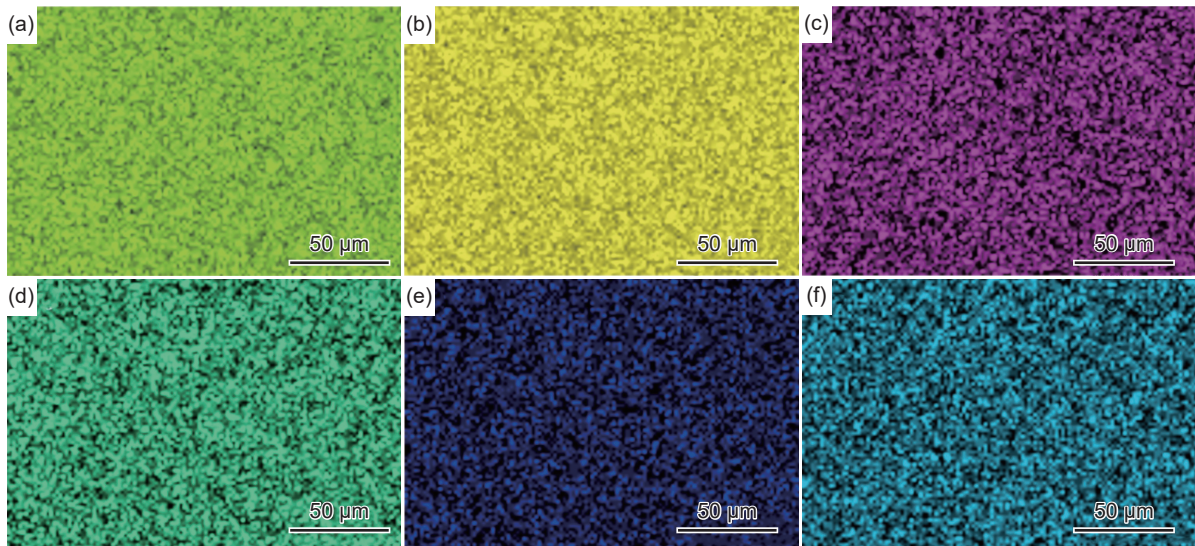


图4 TC4-1%316L的EDS图像 (a)Al; (b)V; (c)Fe; (d)Mo; (e)Ni; (f)Cr
Fig. 4 EDS maps of TC4-1%316L alloy (a)Al; (b)V; (c)Fe; (d)Mo; (e)Ni; (f)Cr

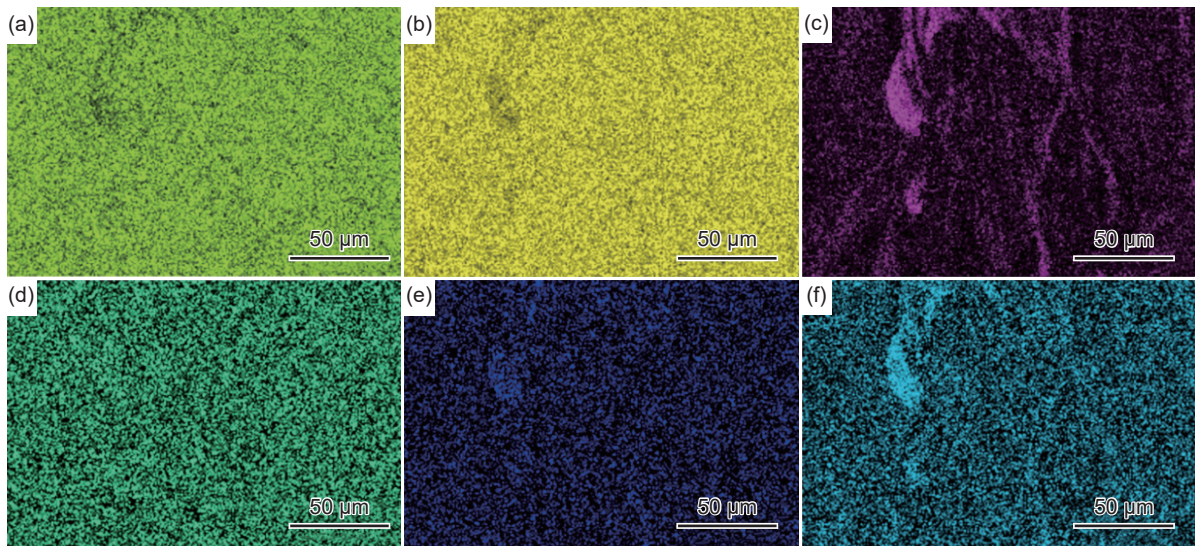


图5 TC4-3%316L的EDS图像 (a)Al; (b)V; (c)Fe; (d)Mo; (e)Ni; (f)Cr
Fig. 5 EDS maps of TC4-3%316L alloy (a)Al; (b)V; (c)Fe; (d)Mo; (e)Ni; (f)Cr

图7给出不同316L含量合金的XRD图像,随着316L含量的增加, α' 相的含量逐渐减少, β 相含量逐渐增多,当316L含量为5%时,几乎全部为 β 相。这是因为316L合金中的Fe、Cr、Ni和Mo都是钛合金强 β 相稳定剂。因此,即使在SLM打

印过程中极高冷却速率下,富含这些元素的区域仍保持 β 相。从图中也可以观察到随着316L含量的增加,衍射峰整体右移,所对应的衍射角度增加,由布拉格方程 $2d\sin\theta = n\lambda$ 可知,对应的晶面间距逐渐减小。

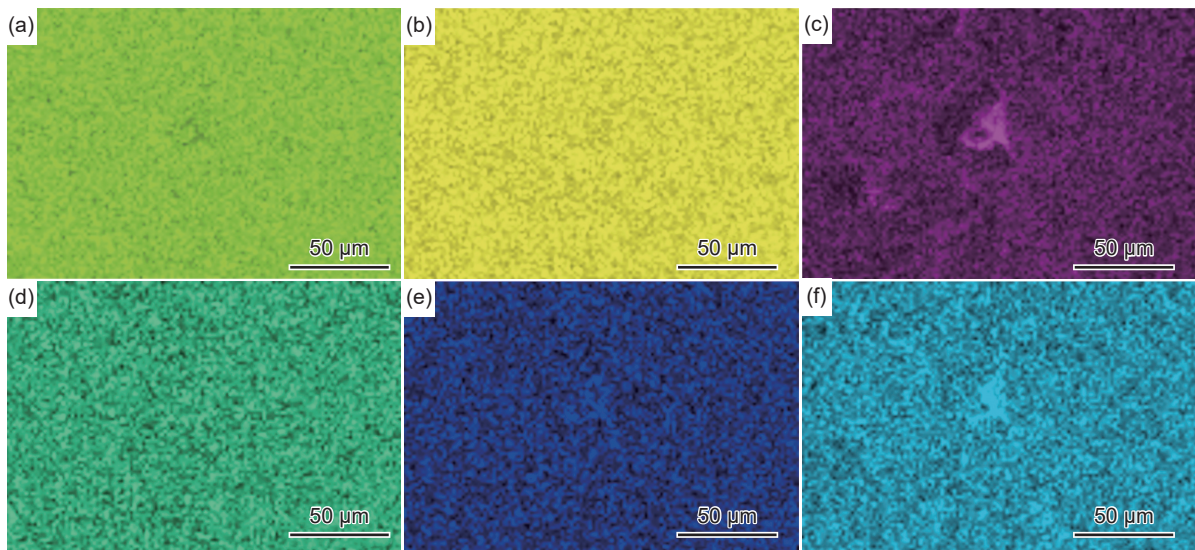


图 6 TC4-5%316L 的 EDS 图像 (a)Al; (b)V; (c)Fe; (d)Mo; (e)Ni; (f)Cr

Fig. 6 EDS maps of TC4-5%316L alloy (a)Al; (b)V; (c)Fe; (d)Mo; (e)Ni; (f)Cr

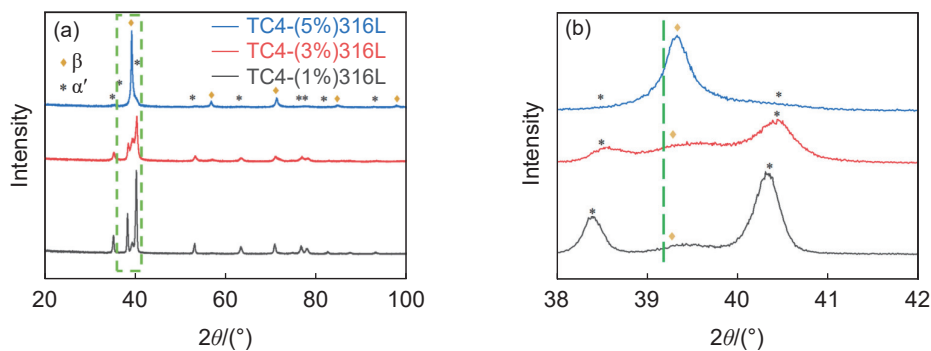


图 7 不同 316L 含量合金的 XRD 图谱 (a)完整 XRD 图谱; (b)局部放大图

Fig. 7 XRD patterns of alloy with different 316L contents (a)complete patterns; (b)partial enlarged patterns

图 8 给出不同 316L 含量下钛合金的维氏硬度 (扫描速率 800 mm/s、激光功率为 195 W)。由图可见, 当 316L 添加量为 3% 时合金的硬度最大, 5% 的次之, 1% 的最小。一般来说, 随着合金含量的增加, 固溶强化会使合金的硬度增加, 然而当

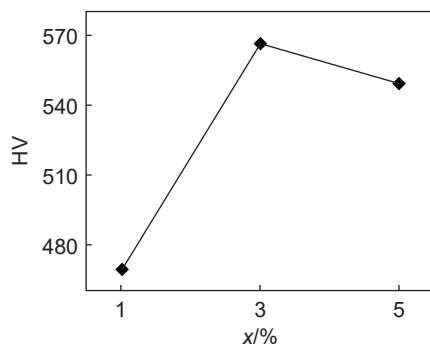


图 8 不同 316L 含量下合金的硬度 (扫描速率为 800 mm/s、激光功率为 195 W)

Fig. 8 Hardness of alloy with different 316L contents (scanning rate 800 mm/s, laser power 195 W)

316L 添加量为 5% 时, 合金的硬度有所降低。由图 5 分析可知: 随着 316L 含量的增加, 凝固时无法完全均质化只能部分均质化, 存在富 316L 区和贫 316L 区。进一步冷却后, 316L 贫化区域发生 β 相向 α' 马氏体转变, 而富 316L 区域则保留亚稳 β 相, 从而形成高度分散的 $\beta+\alpha'$ 双相显微组织。此外, β 相区域内的成分变化会导致相稳定性变化, 而在加载时产生渐进的 TRIP 效应, 从而产生加工硬化, 使强度和硬度提高, 而当 316L 添加量为 5% 时, 合金在打印后主要由 β 相组成, 在变形过程中几乎没有表现出加工硬化^[14]。

图 9 给出不同 316L 含量钛合金的拉伸性能 (扫描速率 1000 mm/s、激光功率为 155 W)。合金拉伸性能的变化规律符合固溶强化的特性。对比 SLM 打印的 TC4 合金, 当 316L 添加量为 1% 时, 合金的强度大幅提升, 抗拉强度可达 1.4 GPa, 但断后伸长率较 TC4 有所下降。随着添加量增加至 3%, 合金的强度无明显变化 (1.4 GPa), 塑性进一步

降低;而当添加量为5%时,合金强度最低且表现为脆断。

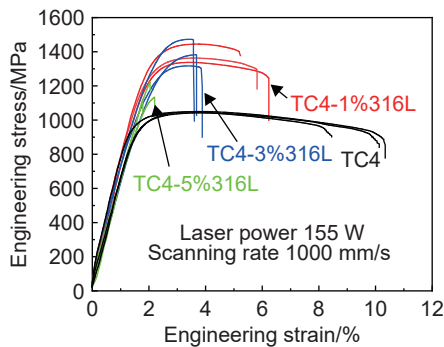


图9 不同316L含量下合金(扫描速率为1000 mm/s、激光功率为155 W)和SLM成形TC4的拉伸性能
Fig. 9 Tensile properties of alloy with different 316L contents (scanning rate 1000 mm/s, laser power 155 W)

2.2 SLM工艺参数对合金组织和性能的影响

图10为激光功率195 W时, TC4-1%316L合金在不同扫描速率下的显微组织。当扫描速率由800 mm/s提升至1200 mm/s时,合金熔池尺寸减小,这是因为扫描速率增加时,激光与合金材料的作用时间缩短,单位面积输入的能量降低,进而导

致熔池尺寸减小。从图中也可以看出,随着扫描速率的增加,合金中气孔缺陷逐渐减少,当扫描速率为1200 mm/s时,合金中几乎没有气孔缺陷,这说明选择合适的扫描速率能有效减少合金中的气孔缺陷。图11的SEM图显示,合金中随机分布着 β 相和 α' 相,随着扫描速率的增加, α' 相的含量略微增加,尺寸逐渐减小,这是因为扫描速率的提升通过改变熔池冷却速率,进而对TC4-x316L合金的固相转变过程产生调控作用,从而对合金组织产生一定影响。图12为TC4-1%316L合金在扫描速率为800 mm/s,不同激光功率下组织及缺陷。由图可知,随着激光功率的增大,合金的显微组织未发生明显变化,而气孔缺陷发生变化,当激光功率为155 W和175 W时,合金气孔缺陷较多,而当激光功率增加至195 W时,合金的孔隙缺陷减少,由此可知选择合适的激光功率能够减少合金中的气孔缺陷。另外,合金中形成气孔的原因主要有:(1)合金汽化导致的气孔。与TC4合金粉末相比,混合粉末中每种组分粉末必须熔化才能充分混合^[15]。在TC4-316L新型钛合金中,与Al、V和316L合金相比,Ti具有更高的熔点,熔化钛合金粉末需要更高

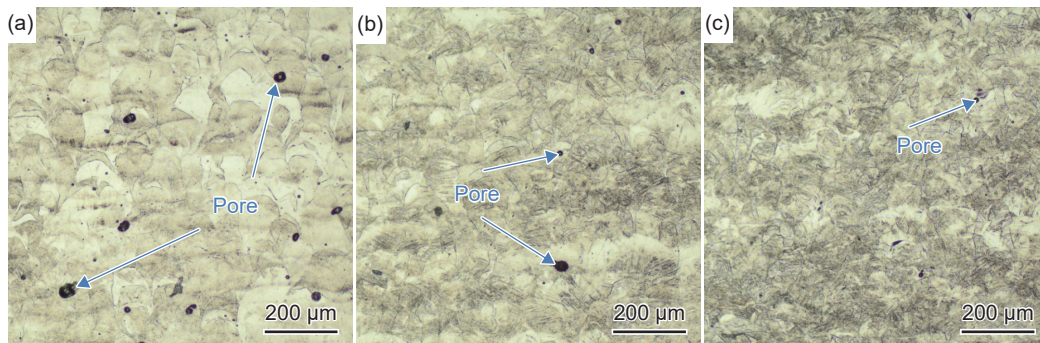


图10 激光功率195 W,不同扫描速率下TC4-1%316L的显微组织 (a)800 mm/s; (b)1000 mm/s; (c)1200 mm/s
Fig. 10 Microstructure of TC4-3%316L alloy at different scanning rates with laser power of 195 W
(a)800 mm/s; (b)1000 mm/s; (c)1200 mm/s

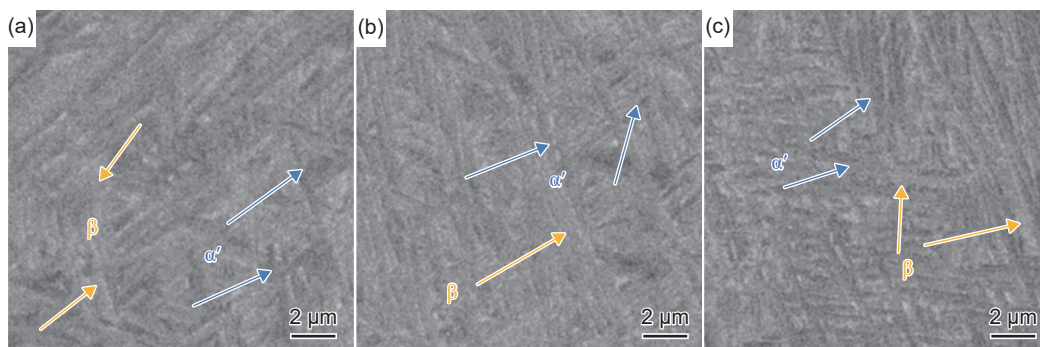


图11 激光功率195 W,不同扫描速率下TC4-1%316L的SEM图像 (a)800 mm/s; (b)1000 mm/s; (c)1200 mm/s
Fig. 11 SEM images of TC4-3%316L alloy at different scanning rates with laser power of 195 W
(a)800 mm/s; (b)1000 mm/s; (c)1200 mm/s

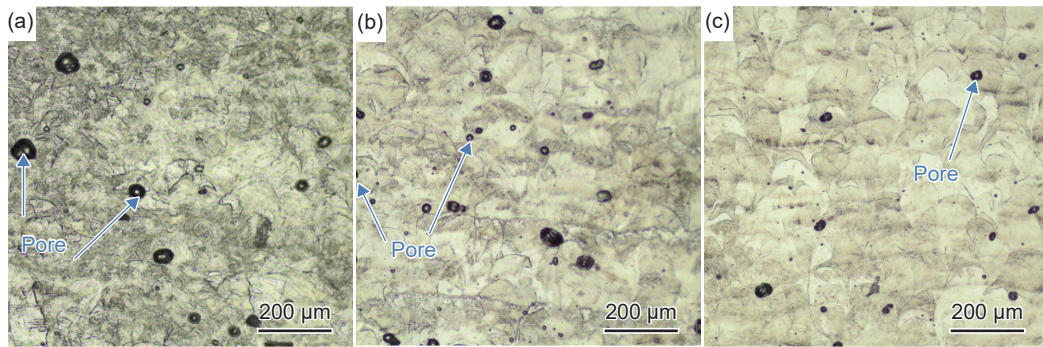


图 12 扫描速率 800 mm/s, 不同激光功率下 TC4-1%316L 的显微组织 (a)155 W; (b)175 W; (c)195 W

Fig. 12 Microstructure of TC4-1%316L alloy at different laser powers with scanning rate of 800 mm/s (a)155W; (b)175 W; (c)195 W

的激光功率, 这会导致熔池不稳定进而引入气孔。(2)打印工艺的影响。SLM 工艺参数会显著影响合金内部的孔隙, 当激光输入的能量不足时, 合金在层与层之间、扫描道次与道次之间容易形成熔合不良的缺陷; 当激光输入的能量过大时, 合金中会形成大量的气孔、匙空等缺陷。因此, 选择合适的 SLM 工艺参数是获得高密度合金的关键。

图 13 和图 14 给出扫描速率(800~1200 mm/s)与激光功率(155~195 W)对合金屈服强度、抗拉强度及断后伸长率影响的变化规律。由图可知, 当 316L 含量不变时, 随着扫描速率和激光功率的增加, 合金断后伸长率变化较小, 大致在 5%~7% 范围内浮动, 而合金屈服强度、抗拉强度的变化较大。当激光功率为 195 W, 扫描速率为 800 mm/s 时, 合金的屈服强度最大, 为 1295 MPa, 当激光功率为 155 W, 扫描速率为 800 mm/s 时, 合金的屈服强度最小, 为 1095 MPa; 而当激光功率为 195 W, 扫描速率为 1200 mm/s 和 1000 mm/s 时, 合金获得最大和最小的抗拉强度, 分别为 1445 MPa 和 1338 MPa。值得注意的是, 不同能量输入参数组合展现出差异化的力学响应机制: 当激光功率为 175 W 时(见 图 13(b)), 随着扫描速率从 800 mm/s 提至 1200 mm/s, 合金的屈服强度和抗拉强度呈先升高后下降的变化趋势; 激光功率升至 195 W 时(见 图 13(c)), 屈服强度和抗拉强度呈先下降后升高的变化。进一步分析扫描速率影响发现, 在 800 mm/min 低扫描速率下(图 14(a)), 随着激光功率从 155 W 提升至 195 W, 抗拉强度呈上升趋势, 而屈服强度呈下降趋势; 在 1000 mm/min 中扫描速率下(图 14(b)), 随着激光功率的增加, 合金抗拉强度呈先升后降趋势, 而屈服强度呈先降后升趋势; 在 1200 mm/s 高扫描速率下(图 14(c)), 随着激光功率的增加, 合金屈服强度、抗拉强度均

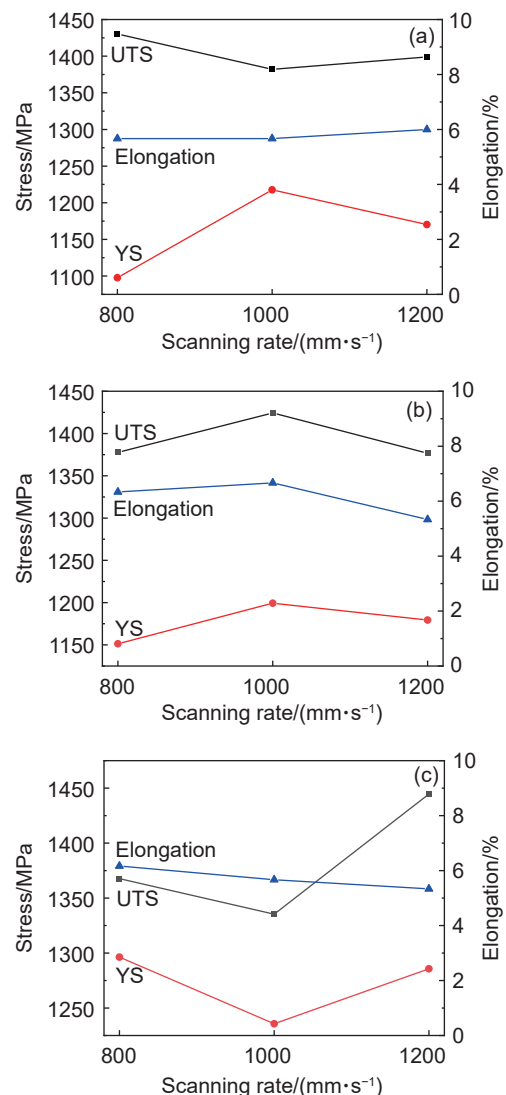


图 13 不同扫描速率 TC4-1%316L 合金的拉伸性能 (a)激光功率 155 W; (b)激光功率 175 W; (c)激光功率 195 W

Fig. 13 Tensile properties of TC4-1%316L alloy at different scanning rates (a)laser power 155 W; (b)laser power 175 W; (c)laser power 195 W

呈先下降后上升的趋势。结合显微组织演变规律

可知,这种力学性能的差异化响应源于工艺参数对微观组织的双重调控作用:一方面,能量密度参数通过改变熔池冷却速率影响 β 相晶粒尺寸及 α' 马氏体相变程度;另一方面,功率-速度匹配状态直接决定气孔等缺陷的分布密度,二者协同作用导致强度指标的复杂演化行为。优化实验表明,TC4-1%316L合金实现了优异的强塑性匹配(屈服强度可达1200 MPa、抗拉强度1425 MPa、断后伸长率为6.8%)。

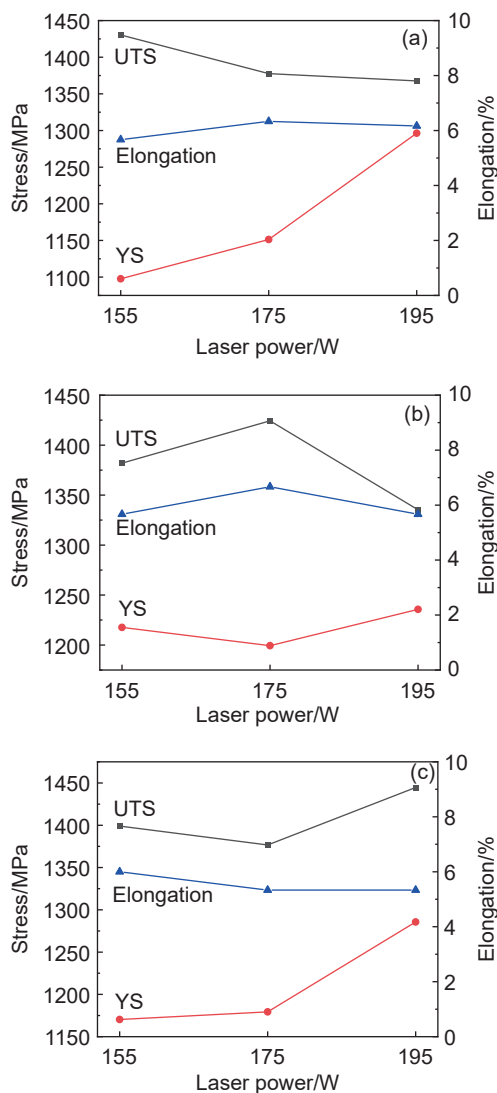


图14 不同激光功率 TC4-1%316L 合金的拉伸性能
(a)扫描速率 800 mm/s; (b)扫描速率 1000 mm/s;
(c)扫描速率 1200 mm/s

Fig. 14 Tensile properties of TC4-1%316L alloy with different laser power (a) scan rate 800 mm/s; (b) scanning rate 1000 mm/s; (c) scanning rate 1200 mm/s

3 结论

(1)在激光功率为195 W,扫描速率为800 mm/s

时,合金的显微组织明显细化,马氏体 α' 相全部转化为 β 相,合金的硬度先增加后略有降低。合金的抗拉强度在316L含量为1%时达到最高,为1425 MPa,随着316L含量的增加,合金的强度和塑性均有所降低。

(2)SLM的激光功率和扫描速率对合金显微组织和力学性能有一定影响,在激光功率为175 W,扫描速率为1000 mm/s时,TC4-1%316L合金表现出良好的强韧性匹配(屈服强度可达1200 MPa、抗拉强度1425 MPa、断后伸长率为6.8%)。

参考文献:

- [1] SING S L, YEONG W Y, WIRIA F E, et al. Characterization of titanium lattice structures fabricated by selective laser melting using an adapted compressive test method[J]. *Experimental Mechanics*, 2016, 56: 735-748.
- [2] 许世娇, 权纯逸, 杨堃, 等. 金属增材制造技术在航空领域的应用现状及前景展望[J]. *粉末冶金工业*, 2022, 32(3): 9-17.
- [3] XU S J, QUAN C Y, YANG K, et al. Application and prospect of metal additive manufacturing technology in aviation field[J]. *Powder Metallurgy Industry*, 2022, 32(3): 9-17.
- [3] FRAZIER W E. Metal additive manufacturing: a review [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23: 1917-1928.
- [4] KOK Y, TAN X P, WAN G P, et al. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review[J]. *Materials and Design*, 2018, 139: 565-586.
- [5] NGUYEN H D, PRAMANIK A, BASAK A K, et al. A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 4641-4661.
- [6] YADROITSEV I, KRAKHMALOV P, YADROITSAVA I. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy for biomedical applications: temperature monitoring and microstructural evolution[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 583: 404-409.
- [7] YANG J J, HAN J, YU H C, et al. Role of molten pool mode on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials & Design*, 2016, 110: 558-570.
- [8] SING S L, HUANG S, GOH G D, et al. Emerging metallic systems for additive manufacturing: *in-situ* alloying and multi-metal processing in laser powder bed fusion[J]. *Progress in Materials Science*, 2021, 119: 100795.

- [9] MARTINEZ R, TODD L, MUMTAZ K. *In situ* alloying of elemental Al-Cu₁₂ feedstock using selective laser melting[J]. *Virtual and Physical Prototyping*, 2019, 14: 242-252.
- [10] MOHAMMAD H M, BEHZAD N, ALBERTA A, et al. *In-situ* alloying in laser-based additive manufacturing processes: a critical review[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 872: 159567.
- [11] MARCO S, NESMA T A, PHILIP C, et al. A comparison of Ti-6Al-4V *in-situ* alloying in selective laser melting using simply-mixed and satellited powder blend feedstocks[J]. *Materials Characterization*, 2018, 143: 118-126.
- [12] VRANCKEN B, THUIS L, KRUTH J P, et al. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2014, 68: 150-158.
- [13] MACPHERSON A, LI X P, McCORMICK P, et al. Antibacterial titanium produced using selective laser melting[J]. *JOM*, 2017, 69: 2719-2724.
- [14] ZHANG T L, HUANG Z H, YANG T, et al. *In situ* design of advanced titanium alloy with concentration modulations by additive manufacturing[J]. *Science*, 2021, 374(6566): 478-482.
- [15] THERESA H, LUKE N C, MORITZ H, et al. *In-situ* alloying of AlSi10Mg+Si using selective laser melting to control the coefficient of thermal expansion[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 795: 8-18.

收稿日期: 2023-07-14; 录用日期: 2025-02-27

基金项目: 国家自然科学基金青年基金资助项目(52105356); 江西省重点研发计划(20252BCE310037)

通讯作者: 刘征(1989—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为增材制造, 联系地址: 江西省南昌市丰和南大道 696 号南昌航空大学(330063), E-mail: 70950@nchu.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)