

激光与光电子学进展

选区激光熔化成形 VNbMoTaW 难熔高熵合金工艺研究

谷鹏飞¹, 齐腾博², 陈兰¹, 葛通¹, 任旭东^{1*}¹江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013;²中瑞智创三维科技股份有限公司, 江苏 苏州 215000

摘要 采用选区激光熔化技术制备了 VNbMoTaW 难熔高熵合金, 研究了激光工艺参数对 VNbMoTaW 难熔高熵合金试样的表面成形质量、微观组织和力学性能的影响。结果表明, 当采用较高的功率和较低的扫描速度时, 可有效改善 VNbMoTaW 试样表面质量, 其中孔隙和裂纹是选区激光熔化技术制备 VNbMoTaW 难熔高熵合金的主要缺陷。 VNbMoTaW 难熔高熵合金组织主要由柱状晶和胞状晶组成, 底部和中心大多为柱状晶, 而熔池的两侧及顶部主要为胞状晶。 VNbMoTaW 的最高极限抗压强度可达 2154 MPa, 相比电弧熔炼方式制备的合金强度提高了 69.6%。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; VNbMoTaW 难熔高熵合金; 表面质量; 内部缺陷; 力学性能

中图分类号 TG146.4

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP220476

Selective Laser Melting and Forming VNbMoTaW Refractory High Entropy Alloy

Gu Pengfei¹, Qi Tengbo², Chen Lan¹, Ge Tong¹, Ren Xudong^{1*}¹School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China;²Zhong Rui Zhichuang 3D Technology Co., Ltd., Suzhou 215000, Jiangsu, China

Abstract The VNbMoTaW refractory high entropy alloy was prepared using selective laser melting. The effect of laser melting parameters on the surface forming quality, microstructure, and mechanical properties of VNbMoTaW refractory high entropy alloy specimens were investigated. The results show that the surface quality of the specimens can be effectively improved when a higher power and lower scanning speed are used, where porosity and cracks are the main defects in the preparation of the VNbMoTaW refractory high entropy alloy using selective laser melting. The VNbMoTaW refractory alloy mainly comprises columnar and cellular crystals, the bottom and central areas are mostly columnar crystals, while the sides and top of the melt pool are mainly cellular crystals. The maximum ultimate compressive strength of VNbMoTaW can reach 2154 MPa, which is 69.6% higher than that of alloys prepared using arc melting.

Key words laser technique; selective laser melting; VNbMoTaW refractory high entropy alloy; surface quality; internal defects; mechanical properties

1 引言

高熵合金由 5 种及 5 种以上等原子比或近等原子比的主要元素组成且具有简单的晶体结构。不同原子大小的合金元素导致显著的晶格应变, 从而表现出良好的固溶强化效果^[1-4]。这些特性有利于高熵合金在诸如更高的硬度和强度、良好的抗氧化性和耐磨性等

方面应用较为广泛^[5-9]。最近, Senkov 等^[10-11]通过真空电弧熔炼制备了 WNbMoTa 和 WNbMoTaV 难熔高熵合金 (RHEAs)。他们发现这些合金由单相体心立方固溶体组成, 与传统合金 (如 Inconel 718 和 Haynes 230) 相比, 难熔高熵合金具有更高的高温屈服强度。难熔高熵合金的金属元素 (Ti、V、Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、W 等) 在 2500 °C 左右的温度下处于熔融状态, 具有耐

收稿日期: 2021-12-06; 修回日期: 2022-01-10; 录用日期: 2022-01-13; 网络首发日期: 2022-01-24

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFB1102602)、国家自然科学基金 (51975261)、江苏省青年科学基金 (BK20210754)

通信作者: *renxd@ujs.edu.cn

高温和高强度的特点,为高温工况下使用的热端部件提供了更多应用前景。

目前难熔高熵合金的制备主要采用真空电弧熔炼法^[12-13]。Guo等^[14]制备了MoNbHfZrTi难熔高熵合金,在室温(1719 MPa)和高温(825 MPa)下分别表现出较高的抗压屈服强度。Han等^[15]在WNbMoTa和WNbMoTaV难熔合金中加入了等摩尔的钛元素,改善了这两种难熔高熵合金在室温下的延展性和高温强度。然而,用电弧熔炼方式制备的合金试样需要多次冶炼才能获得均匀的成分,工艺复杂。

为了克服传统制造方法的缺点,选区激光熔化(SLM)技术被认为是制备难熔高熵合金的一种有效方法。SLM技术可以根据三维(3D)模型数据直接成形金属零件,而不需要考虑零件的复杂程度,也不需要特定的模具。最近,相关研究人员通过激光加工技术制备了难熔高熵合金。Zhang等^[16]采用激光熔覆技术在45钢表面制备了TiZrNbWMo难熔高熵合金涂层,涂层表现出较高的强度和良好的抗软化性。漆陪部等^[17]通过激光熔覆技术制备了NbMoTaW高熵合金涂层,与基材相比,涂层显示出更高的显微硬度。Zhang等^[18]通过SLM制备了具有单相体心立方固溶体的

NbMoTaW难熔合金,与传统的高温合金相比,它表现出更高的硬度和更好的耐腐蚀性。Zhang等^[19]通过SLM制备了NbMoTaTi0.5Ni0.5难熔高熵合金,结果表明,添加镍和钛可有效抑制裂纹的形成,并具有良好的高温抗压强度。

现有文献中对SLM工艺制备VNbMoTaW难熔高熵合金的成形质量、内部缺陷和力学性能的研究较少。因此,本文研究了SLM工艺参数对VNbMoTaW难熔高熵合金成形的影响,从试样表面质量和内部缺陷两个方面进行研究,揭示了激光能量密度对难熔高熵合金的影响规律,并对试样的微观组织和压缩性能进行测试,探究其成形机理。

2 试验材料及方法

2.1 试验设备及材料

试验设备采用苏州中瑞智创三维科技公司自主研发的ISLM-280打印机,该设备配有最大功率500 W的Nd:YAG光纤激光器。试验用粉末置于温度为120 °C的真空环境中干燥4 h。图1(a)和(b)为VNbMoTaW的粉末形貌,粉末主要呈球形,其直径范围为15~53 μm[图1(c)],元素组成如表1所示。

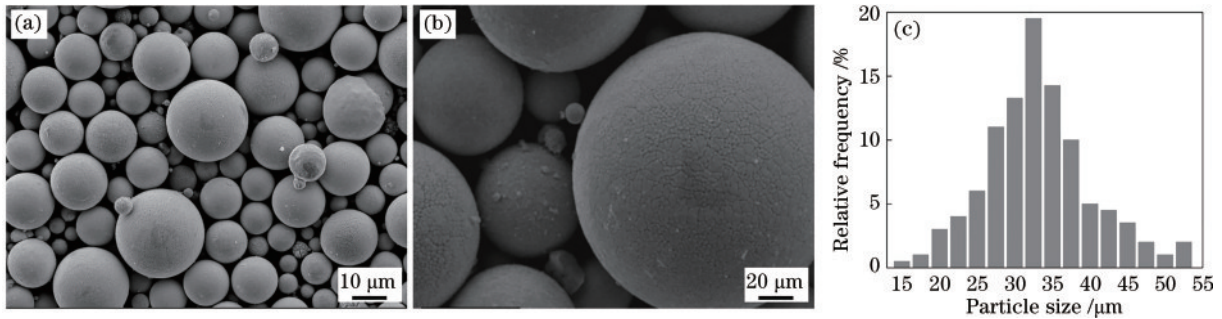


图1 VNbMoTaW粉末。(a) (b)粉末形貌;(c)粉末尺寸分布

Fig. 1 VNbMoTaW powder. (a) (b) Powder morphology; (c) particle size distribution

表1 VNbMoTaW粉末的元素组成

Table 1 Element compositions of VNbMoTaW powder

Element	V	Nb	Mo	Ta	W	Others
Mass fraction /%	19.20	19.33	20.65	19.98	20.82	≤0.1

2.2 试验方法

成形过程中舱室内充入高纯度氩气,且氧的体积分数低于0.01%以保护打印过程中样品不被氧化。

表2 VNbMoTaW试样的SLM工艺参数

Table 2 SLM process parameter of VNbMoTaW sample

Sample number	Laser power /W	Laser scanning speed / (mm·s ⁻¹)	Laser thickness /μm	Hatch spacing /μm
1-4	200	50, 100, 200, 300	30	90
5-8	300	50, 100, 200, 300	30	90
9-12	400	50, 100, 200, 300	30	90
13-16	450	50, 100, 200, 300	30	90

在SLM成形前,基材钨板在180 °C下预热2 h以减小打印试样的残余应力。为探究工艺参数对试样表面成形质量及缺陷的影响,采用表2所示的SLM工艺参数成形16组VNbMoTaW试样。图2为扫描策略示意图,新一层成形后,扫描路径旋转67°,如此反复。采用SLM直接成形8 mm×8 mm×5 mm的方块试样和直径8 mm、高度10 mm的圆柱压缩试样。

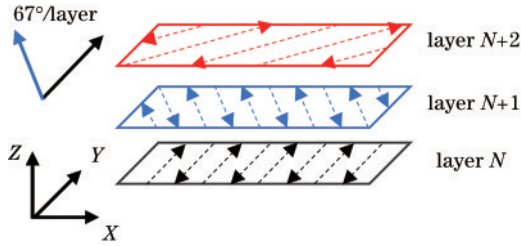


图 2 SLM 工艺扫描策略示意图

Fig. 2 Schematic of scanning strategy of SLM process

2.3 材料分析方法

将 SLM 成形的 16 组 VNbMoTaW 试样经线切割与基板分离后对其进行超声波清洗。利用 VK-X260 基恩士激光共聚焦显微镜拍摄了各个样品的高精度三维表面形貌和内部缺陷。试样经研磨抛光后,采用 HF (10 mL)+HNO₃(10 mL)+H₂O(10 mL)腐蚀溶液进行腐蚀,腐蚀时间为 15 s。通过 JSM-7800 场发射扫描电子显微镜(SEM)来观察试样的表面形貌和腐蚀试样的微观结构。EUT-305D 微机控制电子万能试验机用来测量合金试样的抗压强度,初始应变率为 0.5 mm/min。

3 结果与讨论

3.1 SLM 工艺参数对表面质量的影响规律

图 3 为不同 SLM 参数(激光功率、扫描速度)下,试样的翘曲分布。在给定的扫描速度下,翘曲倾向随着激光功率的增大而增大。为了评估激光参数对试样翘曲现象的影响,引入线性能量密度(LED),公式^[20]定义为

$$E_l = P/V, \quad (1)$$

式中: E_l 为 LED(单位: $J \cdot mm^{-1}$); P 是激光功率(单位:W); V 为激光扫描速度(单位: $mm \cdot s^{-1}$)。

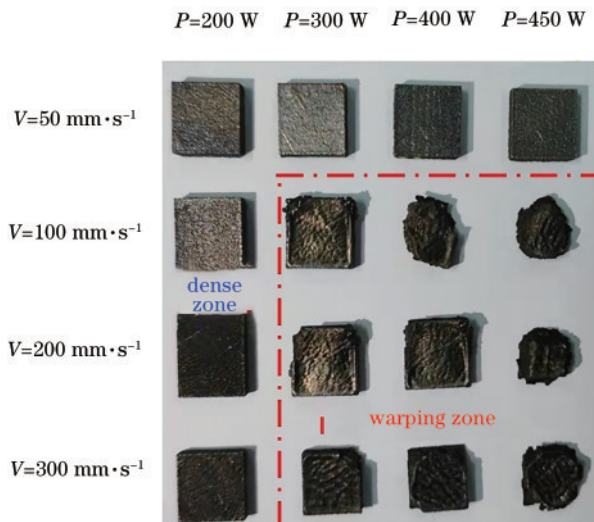


图 3 不同 SLM 工艺参数下试样翘曲区域分布
Fig. 3 Warping zone distribution with different SLM process parameters

如图 3 所示,在 LED 值低于 $1 J \cdot mm^{-1}$ 时,未发现翘曲样品。这是由于较低的 LED 输入导致较低的熔池温度和温度梯度。但随着 LED 值的增加,样品逐渐出现翘曲现象。由于热残余应力大于样品和基板之间的黏合强度,具有较高 LED 值(1.5, 2, 3, 4, 4.5)的样品明显翘曲。所有激光功率为 200 W 的样品均未发生翘曲。根据热传导微分方程^[21]可知,对于相同的 LED 值,较低的激光功率表示较长的加热时间、更均匀的温度分布和较小的温度梯度。最后,当 LED 达到最高值 $9 J \cdot mm^{-1}$ 时,翘曲现象得到改善,因为样品和基板之间的结合强度更强。更高的 LED 值可以更加显著地增加熔池的宽度和深度,并提高黏结强度^[22-23]。

随着激光功率从 200 W 增加到 450 W,原始试样的 SEM 和 3D 表面形貌如图 4(a)~(d)所示。在 200 W 的激光功率下,出现了大孔、熔体黏结间隙和非连续熔体轨迹,导致表面质量非常差。随着激光功率增加到 300 W 和 400 W,表面质量逐渐得到改善,没有较大的孔和间隙,如图 4(b)和(c)所示。表面上只留下了一些小孔,熔化轨迹变得连续。当激光功率增加到 450 W 时,表面变得更加平坦[图 4(d)]。由于熔体轨道之间的有效冶金结合,没有留下深孔和大间隙。

结合试样的三维形貌与表面 SEM 图可知:足够的激光能量输入是保证试样表面质量的关键因素。在激光功率为 450 W 时,大部分粉末颗粒可以吸收足够的激光能量并熔化,从而形成大量熔融状态的液态熔体。而液态熔体的黏度和表面张力梯度随着液态熔体体积的增大而减小,从而导致熔池的宽度和深度增加,进一步熔化更多的粉末颗粒,仅在表面留下一些小孔。当激光功率为 450 W 时,表面质量更好的另一个原因是:较高的激光能量会产生较高的反冲压力,从而使表面变平。根据 Gu 等^[24]的研究,在激光能量密度较高时,熔体的温度更高、表面张力更低以及润湿性更好,有利于形成稳定的熔池和光滑的熔道。随着激光功率下降至 300 W 以及 200 W,粉末颗粒吸收的能量显著减少,导致液态熔体的体积急剧下降。然后,液态熔体的黏度迅速上升,降低了液态熔体的流动性和润湿性。在这种情况下,液态熔体不足以渗入粉末颗粒,造成粉末颗粒的不完全熔化^[25]。此外,熔体轨迹变得狭窄,相邻熔体轨迹之间不能有效结合,最终导致大间隙的形成[图 4(a1)、(a2)]。

扫描速度对试样上表面成形质量的影响如图 5 所示。与激光功率相反,随着扫描速度的增加,表面质量下降。可以观察到,随着扫描速度的增加,孔洞变得越来越大,这是大量未熔化粉末造成的。当扫描速度较低(100 mm/s)时,激光能量密度较大,它能提供充足的能量将粉末完全熔化。熔池和前一层的润湿性也很高,这有助于形成平坦表面,如图 5(a1)~(a3)所示。此外,熔融轨迹显示出良好的连续性,它们之间的间隙很小。随着扫描速度增加到

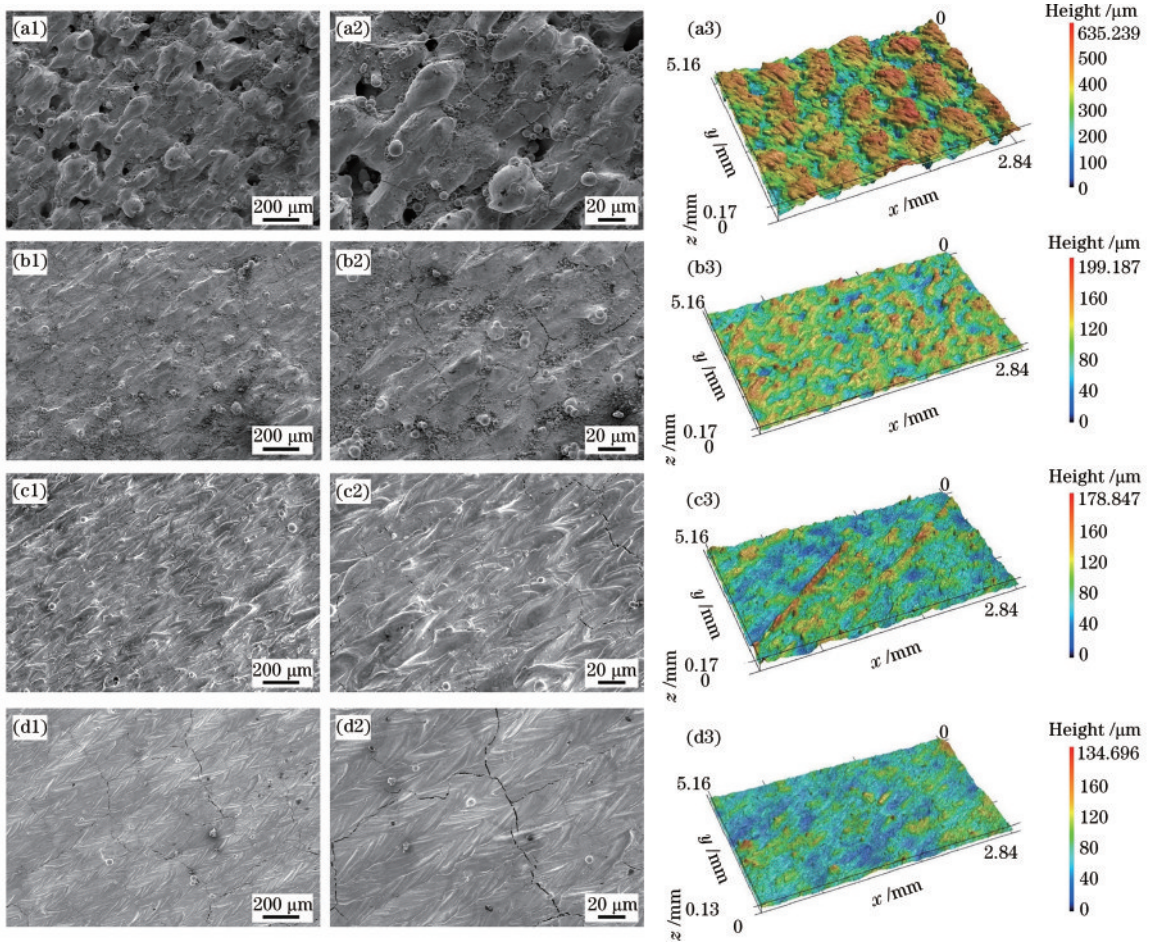


图 4 不同激光功率下试样上表面 SEM 和 3D 形貌。(a) 200 W; (b) 300 W; (c) 400 W; (d) 450 W

Fig. 4 SEM and 3D morphologies on the top surface of the sample under different laser powers. (a) 200 W; (b) 300 W; (c) 400 W; (d) 450 W

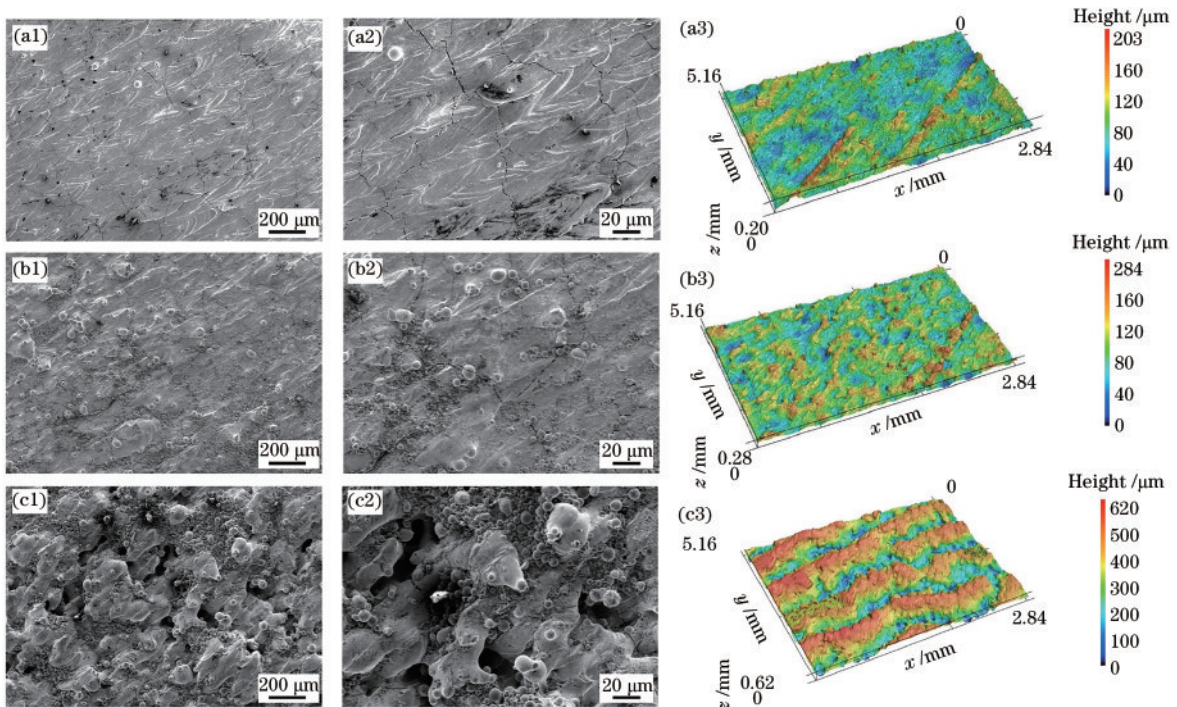


图 5 不同扫描速度下试样上表面 SEM 和 3D 形貌。(a) 100 mm/s; (b) 200 mm/s; (c) 300 mm/s

Fig. 5 SEM and 3D morphologies on the top surface of the sample under different laser scanning speeds.

(a) 100 mm/s; (b) 200 mm/s; (c) 300 mm/s

200 mm/s, 由于激光能量的降低, 熔体轨迹变窄, 间隙尺寸增大。当扫描速度继续增加到 300 mm/s 时, 形成不规则不连续的熔体轨迹, 并最终导致深孔和大间隙的形成, 表明熔体轨迹不稳定。随着扫描速度的增加, 熔体轨迹边缘的凸起数量趋于增加, 如图 5(a3)~(c3) 所示。这种现象主要是由于能量密度降低, 熔池边缘的粉末熔化不足。

3.2 SLM 工艺参数对内部缺陷的影响规律

图 6 为不同激光功率下抛光样品的上表面和截面缺陷。在 200 W 的较低激光功率下, 残留的不规则孔洞和大量的网状裂纹密集分布在试样的上表面 [图 6(a1)]。而在试样的横截面上, 分布着与增材方向平行的密集裂纹 [图 6(a2)]。当功率提高到 300 W 和 400 W 时, 上表面的裂纹和孔隙明显减少 [图 6(b) 和 (c)], 在横截面上长裂纹转化为短裂纹, 孔隙率降低。当继续增大功率到 450 W 时, 表面和截面裂纹减少, 形成了一些匙孔 [图 6(d)]。图 7 为不同扫描速度下抛光试样的上表面和截面缺陷。与激光功率相反, 随着扫描速度的增加, 裂纹和孔隙逐渐增多。在低扫描速度下形成了匙孔 [图 7(a)], 在高扫描速度下更容易形成小而长的不规则孔洞 [图 7(d)]。规则形状的小孔一般是气孔, 而不规则小孔一般是未熔粉末形成

的孔洞 [26]。

对于用 SLM 制备的 VNbMoTaW 难熔高熵合金样品, 孔隙和裂纹是主要的制造缺陷。孔隙的形成可以通过以下原因来解释。首先, 熔池中的保护气体滚动导致了孔隙的形成。此外, SLM 工艺中形成的匙孔是由高能量密度下的反冲压力引起的。根据式 (1) 可知, 激光扫描功率为 450 W、扫描速度为 50 mm/s 条件下的样品线能量密度较高, 在成形过程中熔池中很容易形成匙孔。另外, 由于合金含有一些高熔点元素, 如钨和钼, 未能完全熔化时也会导致气孔的形成。通常情况下, 大量未熔合孔包含一些部分熔化或未熔化的粉末 [27], 激光能量密度不足以完全熔化粉末颗粒, 这些未熔化的粉末会形成孔隙。因此, 激光能量密度降低, 出现更多未熔化的粉末和孔隙, 导致试样表面质量变差和内部缺陷增多。

由于 VNbMoTaW 难熔高熵合金的延性-脆性转变温度 (DBTT) 较高, 在 SLM 加工过程中, 打印的样品在凝固过程中会不可避免地受到脆性温度范围的影响, 同时, 材料在凝固过程中会发生收缩。由于脆性与收缩的影响, SLM 制备的难熔合金将出现裂纹。更重要的是, 舱室内的氧气浓度也会影响样品的裂纹形成 [28-29]。合金中的高熔点元素对氧气很敏感, 即使在

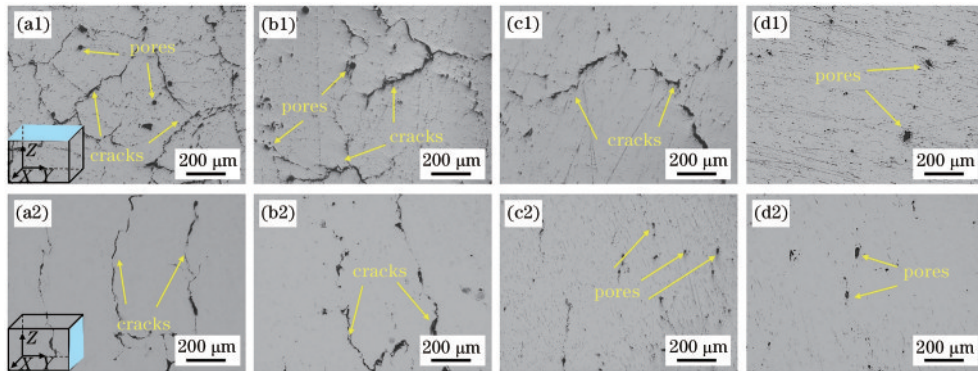


图 6 不同激光功率下试样上表面和截面缺陷。(a) 200 W; (b) 300 W; (c) 400 W; (d) 450 W

Fig. 6 Defects on the top surface and cross-section of the sample under different laser powers. (a) 200 W; (b) 300 W; (c) 400 W; (d) 450 W

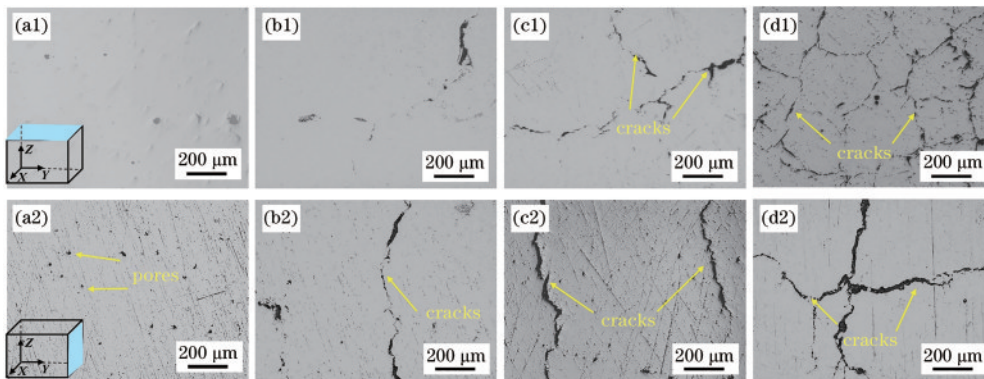


图 7 不同扫描速度下试样上表面和截面缺陷。(a) 50 mm/s; (b) 100 mm/s; (c) 200 mm/s; (d) 300 mm/s

Fig. 7 Defects of on the top surface and cross-section of the sample under different laser scanning speeds. (a) 50 mm/s; (b) 100 mm/s; (c) 200 mm/s; (d) 300 mm/s

较低的氧气浓度下仍会有氧化现象。

3.3 微观组织形貌分析

对 VNbMoTaW 难熔高熵合金的微观组织进行分析,图 8(a)为试样横截面的微观组织形貌,图 8(b)和(c)为底部和侧部的放大图。从图 8 可以发现,其微观组织主要由柱状晶和胞状晶组成,底部和中心即图 8(b)区域大多为柱状晶,而两侧及顶部即图 8(c)区域主要为胞状晶。由于 SLM 层的叠加,凝固熔池中的不同区域经历了重复和复杂的热循环,出现了不同的微观结构。柱状晶生长方式符合激光熔覆沉积定向凝固的原理,即与基板呈一定角度倾斜向上生长。熔池的晶体结构是由温度梯度 G 和晶体生长速率 R 的综合作用决定的。 G/R 决定了熔池的凝固方式和凝固后的微观结构,公式^[30]为

$$G = \frac{2k(T - T_0)^2}{\epsilon P}, \quad (2)$$

$$R = V_s \cos \theta, \quad (3)$$

式中: T 为熔融状液态熔体的温度; T_0 为基体的初始温度; ϵ 为激光吸收系数; P 为激光功率; k 为材料的导热系数; V_s 为激光扫描速度; θ 为扫描速度与凝固速度之

间的夹角。同时, G/R 越大,过冷度越小,熔池在凝固过程中越容易形成胞状结构。

图 8(d)~(e)为熔池的成形机制图。如图 8(d)所示,一个熔池被分为无数条带状区域。当带状区域的厚度足够小时,每一条带状区域内的温度都是相同的。同时,在一个熔池内部,由于与热源的距离缩短,从熔池底部到熔池顶部,带状区域的温度不断升高。如图 8(e)所示,在深色箭头方向 k 、 T_0 、 ϵ 、 P 保持不变,温度不断升高,因此温度梯度 G 随着深色箭头方向不断增大。而同一个带状区域内的温度 T 保持不变,因此同一个带状区域内的温度梯度 G 也保持不变。而同一个带状区域内,在浅色箭头方向, V_s 保持不变, θ 不断减小,因此晶体生长速率 R 随着浅色箭头方向不断增大。综上可知,在同一个带状区域内,温度梯度 G 保持不变,而生长速率 R 随着浅色箭头方向增大, G/R 随着浅色箭头方向减小。 G/R 的改变导致了在同一个带状区域内,从中心到两侧,柱状晶转变为胞状晶。最终,熔池内部形成了底部以及中心为柱状晶,顶部以及两侧为胞状晶的微观结构特征。

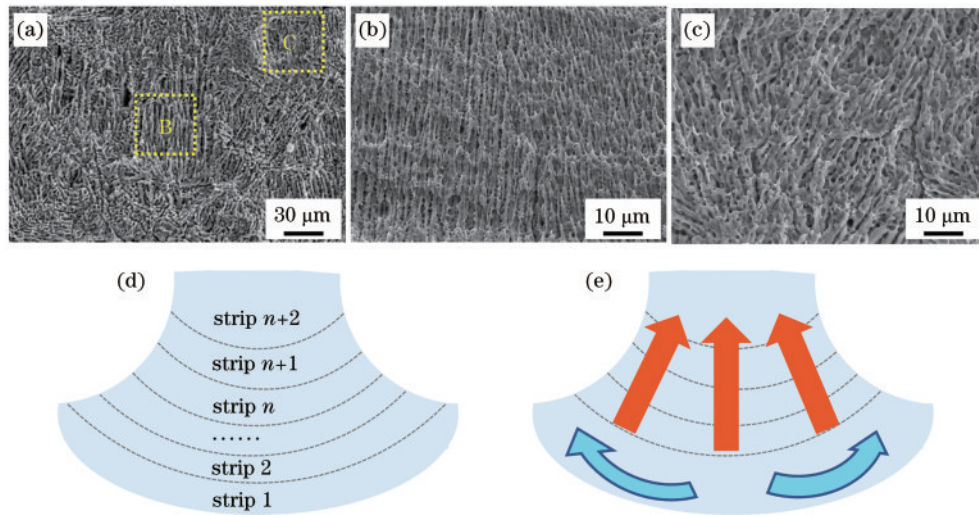


图 8 微观组织形貌分析。(a)~(c) VNbMoTaW 难熔高熵合金的微观形貌;(d) (e)熔池的成形机制

Fig. 8 Microstructure and morphology analysis. (a)~(c) Morphologies of VNbMoTaW refractory alloy; (d) (e) formation mechanism of molten pool

3.4 压缩性能测试

图 9 为不同激光功率下 VNbMoTaW 难熔高熵合金的压缩应力-应变曲线。激光功率为 450 W 的样品显示最高极限抗压强度(UCS)为 2154 MPa,远高于真空电弧熔炼方式制备的试样(1270 MPa)^[10]。随着激光功率的减小,所有样品的 UCS 都显著降低,这是由于激光能量密度较低时晶粒尺寸增大且开裂严重。众所周知,脆性材料包含一系列晶粒大小的裂纹,这些裂纹稳定地扩展,直到它们相互作用,最终在受压时产生破坏。迫使裂纹扩展需要临界应力,这取决于初始裂纹长度和方向。随后,裂纹以稳定的方式扩展,直到它

们开始相互作用。同时,相互作用增加了应力强度,驱动裂纹扩展,导致失稳和最终失效。根据这一理论可知,较高的裂纹密度和较大的裂纹尺寸使得 UCS 和延性随着激光功率的减小而减小。

4 结 论

本文通过选区激光熔化技术制备了力学性能良好的 VNbMoTaW 难熔高熵合金,研究了 SLM 工艺参数对 VNbMoTaW 难熔高熵合金的影响,通过对不同激光能量密度下成形的合金材料进行表面质量和内部缺陷探究,并对难熔高熵合金进行微观组织与力学性能

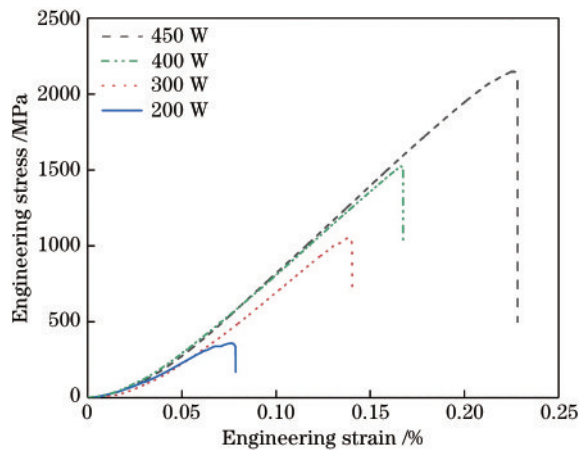


图 9 不同功率下压缩试样应力-应变曲线

Fig. 9 Stress-strain curves of compressed samples under different powers

进行分析,得出以下结论:

1) 激光能量密度对 VNbMoTaW 难熔高熵合金表面质量及内部孔隙、裂纹影响较大,较高的激光能量密度使得粉末完全熔化,熔池和前一层以及相邻熔池轨道之间的润湿性也得到提高,这有助于形成平坦表面并减少内部缺陷。

2) SLM 制备的 VNbMoTaW 难熔高熵合金组织主要由柱状晶以及胞状晶组成,底部和中心大多为柱状晶,而熔池的两侧及顶部主要为胞状晶。

3) SLM 制备的 VNbMoTaW 难熔高熵合金抗压强度相比于电弧熔炼方式制备的试样得到显著提高,其最高抗压强度达到 2154 MPa,是电弧熔炼制备试样的 1.7 倍。

参 考 文 献

- [1] Miracle D B, Senkov O N. A critical review of high entropy alloys and related concepts[J]. *Acta Materialia*, 2017, 122: 448-511.
- [2] Yeh J W, Lin S J, Chin T S, et al. Formation of simple crystal structures in Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(8): 2533-2536.
- [3] Cantor B, Chang I T H, Knight P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375/376/377: 213-218.
- [4] Yeh J W, Chen S K, Lin S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(5): 299-303.
- [5] 林冉, 舒林森, 董月, 等. 激光功率和扫描速度对熔覆组织与性能的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(19): 1914004.
Lin R, Shu L S, Dong Y, et al. Effect of laser power and scanning speed on microstructure and properties of cladding[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(19): 1914004.
- [6] 黄留飞, 孙耀宁, 季亚奇, 等. 激光熔化沉积 AlCoCrFeNi_{2.5} 高熵合金的组织与力学性能研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(6): 0602107.
Huang L F, Sun Y N, Ji Y Q, et al. Investigation of microstructures and mechanical properties of laser-melting-deposited AlCoCrFeNi_{2.5} high entropy alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(6): 0602107.
- [7] 刘志宏, 刘元富, 张乐乐, 等. 激光熔化沉积 TiC/CaF₂/Inconel 718 复合材料的组织及高温摩擦磨损性能[J]. *中国激光*, 2020, 47(1): 0102008.
Liu Z H, Liu Y F, Zhang L L, et al. Microstructure and high-temperature friction and wear properties of TiC/CaF₂/Inconel 718 composite fabricated using laser melting deposition technique[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(1): 0102008.
- [8] 周芳, 刘其斌, 郑波. Si, Al 添加对 MoFeCrTiW 高熵合金涂层组织性能的影响[J]. *中国激光*, 2016, 43(2): 0203002.
Zhou F, Liu Q B, Zheng B. Effects of silicon and aluminum addition on microstructure and properties of MoFeCrTiW high-entropy alloy coating[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(2): 0203002.
- [9] 刘昊, 高强, 满家祥, 等. 激光熔覆 CoCrFeMnNiTi_x 高熵合金涂层的微观组织及性能研究[J]. *中国激光*, 2022, 49(8): 0802101.
Liu H, Gao Q, Man J X, et al. Microstructure and properties of CoCrFeMnNiTi_x high-entropy alloy coating by laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(8): 0802101.
- [10] Senkov O N, Wilks G B, Scott J M, et al. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(5): 698-706.
- [11] Senkov O N, Wilks G B, Miracle D B, et al. Refractory high-entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2010, 18(9): 1758-1765.
- [12] Senkov O N, Semiatin S L. Microstructure and properties of a refractory high-entropy alloy after cold working[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 649: 1110-1123.
- [13] Stepanov N D, Yurchenko N Y, Panina E S, et al. Precipitation-strengthened refractory Al_{0.5}CrNbTi₂V_{0.5} high entropy alloy[J]. *Materials Letters*, 2017, 188: 162-164.
- [14] Guo N N, Wang L, Luo L S, et al. Microstructure and mechanical properties of refractory MoNbHfZrTi high-entropy alloy[J]. *Materials & Design*, 2015, 81: 87-94.
- [15] Han Z D, Luan H W, Liu X, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti_xNbMoTaW refractory high-entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 712: 380-385.
- [16] Zhang M N, Zhou X L, Yu X N, et al. Synthesis and characterization of refractory TiZrNbWMo high-entropy alloy coating by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 311: 321-329.
- [17] 漆陪部, 梁秀兵, 仝永刚, 等. NbMoTaW 高熵合金涂层的制备与表征[J]. *应用激光*, 2018, 38(3): 382-386.
Qi P B, Liang X B, Tong Y G, et al. Preparation and

- characterization of NbMoTaW high-entropy alloy coating [J]. *Applied Laser*, 2018, 38(3): 382-386.
- [18] Zhang H, Zhao Y Z, Huang S, et al. Manufacturing and analysis of high-performance refractory high-entropy alloy via selective laser melting (SLM)[J]. *Materials*, 2019, 12(5): 720.
- [19] Zhang H, Zhao Y Z, Cai J L, et al. High-strength NbMoTaX refractory high-entropy alloy with low stacking fault energy eutectic phase via laser additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2021, 201: 109462.
- [20] Kruth J P, Deckers J, Yasa E, et al. Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2012, 226(6): 980-991.
- [21] Scipioni B U, Wolfer A J, Matthews M J, et al. On the limitations of volumetric energy density as a design parameter for selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 113: 331-340.
- [22] Kamath C, El-Dasher B, Gallegos G F, et al. Density of additively-manufactured, 316LSS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 74(1): 65-78.
- [23] 张凯, 刘婷婷, 张长东, 等. 基于熔池数据分析的激光选区熔化成形件翘曲变形行为研究[J]. *中国激光*, 2015, 42(9): 0903007.
- Zhang K, Liu T T, Zhang C D, et al. Study on deformation behavior in selective laser melting based on the analysis of the melt pool data[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(9): 0903007.
- [24] Gu D D, Shen Y F. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(8): 2903-2910.
- [25] Li Z, Mukai K, Zeze M, et al. Determination of the surface tension of liquid stainless steel[J]. *Journal of Materials Science*, 2005, 40(9): 2191-2195.
- [26] 窦猛, 卢云, 王学才. 选择性激光熔化 W-Re 合金成形工艺与性能研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2022, 59(1): 0114003.
- Dou M, Lu Y, Wang X C. Forming processes and properties of selective laser melted W-Re alloy[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2022, 59(1): 0114003.
- [27] Sanaei N, Fatemi A. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: a state-of-the-art review[J]. *Progress in Materials Science*, 2021, 117: 100724.
- [28] Braun J, Kaserer L, Stajkovic J, et al. Molybdenum and tungsten manufactured by selective laser melting: analysis of defect structure and solidification mechanisms[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, 84: 104999.
- [29] Iveković A, Omidvari N, Vrancken B, et al. Selective laser melting of tungsten and tungsten alloys[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, 72: 27-32.
- [30] Lei J B, Shi C, Zhou S F, et al. Enhanced corrosion and wear resistance properties of carbon fiber reinforced Ni-based composite coating by laser cladding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 334: 274-285.