

激光功率对 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金组织性能的影响

贾雪玲¹, 吴锦超¹, 王颢琦¹, 郭瑞鹏¹, 张长江^{1,2}, 王斌²

(1 太原理工大学, 山西太原, 030024; 2 先进金属复合材料成形技术与装备教育部工程研究中心, 山西太原, 030024)

*通讯作者: 张长江, 男, 教授, 工学博士(后)。E-mail: zhangchangjiang@tyut.edu.cn

摘 要: 基于模拟和试验讨论激光功率对激光选区熔化 (SLM) 成形 Ti-6Al-4V 合金的微观组织演变、缺陷和力学性能的影响。结果表明, 随着激光功率增大, 熔池的深度变深, 表面形貌呈连续轨迹, 熔化粉末与基板结合紧密。但当激光功率过大时, 过高的能量输入导致粉末的气化对熔池的反冲力增大。SLM 的快速冷却使其表面质量变差, 且孔隙率也会随激光功率的增加而先减小后增大。讨论了孔隙和未熔化颗粒缺陷的形成机理, 发现减少激光能量输入可以有效降低反冲压力, 避免小孔的产生; 增大激光能量输入可有效减少未熔化金属颗粒数量。此外, 随着激光功率增大, 成形件抗拉强度和伸长率呈现先增高后降低的趋势。当扫描速度为 240 W 时, 成形件抗拉强度最高, 为 1216.98 MPa, 伸长率为 6.87%。

关键词: 激光选区熔化; Ti-6Al-4V 合金; 缺陷; 微观结构

Effects of Laser Power on Microstructure and Properties of SLMed Ti-6Al-4V Alloy

JIA Xue-ling¹, WU Jin-chao¹, WANG Hao-qi¹, GUO Rui-peng¹, ZHANG Chang-jiang^{1,2}, and WANG Bin²

(1. Taiyuan University of Technology, Shanxi, Taiyuan, 030024, PR China; 2. Engineering Research Center of Advanced Metal Composites Forming Technology and Equipment Ministry of Education, Shanxi, Taiyuan, 030024, PR China)

*Corresponding author: ZHANG Changjiang¹, Male, Professor, Doctor of Engineering (Postdoctoral)

Abstract: Effects of different laser powers on microstructure evolution, defects and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy formed by selective laser melting (SLM) were investigated based on simulations and experiments. The results indicate that the depth of melt pool is deepened, the surface morphology presents a continuous trajectory and the bonding of melted powder to the substrate is closely combined with increasing laser power. However, when the laser power is too high, the excessive energy input leads to an increase in the recoil force of the powder vaporization on the molten pool. The rapid cooling of SLM deteriorates its surface quality, and the porosity will first decrease and then increase with the increase of laser power. The formation mechanism of pore and unmelted particle defects was discussed. The results reveal that reducing the input of laser energy could effectively lower the recoil pressure and avoid the occurrence of small holes. The quantities of unmelted metal particles can be reduced effectively with increasing in the laser energy input. In addition, the tensile strength and elongation of the alloy show a trend of increasing first and then decreasing with laser power increasing. The tensile strength reaches the maximum of 1216.98 MPa at 240 W, and elongation is 6.87%.

Keywords: Selective Laser melting, Ti-6Al-4V alloy, Defects, Microstructure

文章版权由第 17 届亚洲铸造会议及中国机械工程学会铸造分会所有

1 前言

激光选区熔化 (Selective Laser Melting, SLM) 技术自 20 世纪 80 年代末问世以来, 已成为增材制造领域的重要研究方向之一^[1-3]。SLM 技术通过逐层熔化金属粉末, 能够直接制造复杂形状和高性能的金属零件, 广泛应用于航空航天、生物医学、汽车制造等领域。然而, SLM 成形过程中不可避免地会受到工艺参数的影响, 导致零件内部出现各种缺陷^[4,5], 如裂纹、孔隙、残余应力^[6,7]等, 这些缺陷显著影响零件的力学性能和服役寿命。因此, 深入研究 SLM 成形过程中工艺参数的优化及其对组织缺陷的影响机制, 对于提升 SLM 技术的实际应用价值具有重要意义。

钛合金因其优异的比强度、耐腐蚀性和生物相容性, 在航空航天、生物医疗等领域具有重要应用。然而, SLM 成形钛合金零件时, 由于激光功率、扫描速度等工艺参数的不当选择, 容易导致内部缺陷的产生^[8,9], 如裂纹、孔隙、表面粗糙度以及柱状晶结构^[4,5,10]等。裂纹的形成通常与快速熔化和冷却过程中的热梯度有关, 而孔隙则可能来源于粉末中残留气泡的析出或熔池凝固过程中的不完全熔融^[11]。

基于此问题, 本研究探索了不同激光功率下 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金的不同形貌的熔融径迹, 分析了其单熔道的成形质量、组织和拉伸性能, 揭示了缺陷的形成机理, 为 SLM 技术在钛合金零件制造中的工艺优化提供理论依据和技术支持。

2 试验过程

2.1 数值模拟

基于离散单元法和有限体积法建立了选区激光熔化过程的三维数值模型^[12,13], 模型中考虑了马兰戈尼效应和反冲压力。将粉床模型以 STL 格式导入 FLOW-3D 中, 构建 CFD 模型。选择 Ti-6Al-4V 合金作为材料, 完成模拟设置、材料特性和实验程序。Ti-6Al-4V 合金在模拟中使用的热物性参数见参考文献^[14-16]。

2.2 粉末和工艺参数

采用 Ti-6Al-4V 粉末颗粒制备试样^[13]。粉末

颗粒大多呈球形, 其粒径遵循高斯分布。SLM 成形在 BLT-S320 设备上, 相关工艺参数为: 激光功率分别设置为 120 W、180 W、240 W 和 300 W、扫描速度 1200 mm/s, 扫描角度 90°, 层厚 30 μm , 扫描间距 120 μm 。

2.3 显微组织表征和拉伸测试

垂直于基板制作了一系列 65 mm×12 mm 的长方体形试样, 扫描速度为 1200 mm/s。其中金相试样的尺寸为 2 mm×6 mm×8 mm。首先用砂纸对试样进行研磨, 并使用 SiO_2 抛光悬浮液 (HClO_4 : $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ = 1:9) 抛光, 完成后使用标准的 Kroll 试剂 (HF : HNO_3 : H_2O = 3: 5: 92) 对试样表面进行腐蚀。使用金相显微镜(OM)、ZEISS Gemini 300 SEM 显微镜和 Quanta 200 FEG SEBD 观察试样的显微组织。拉伸试验在 Instron-5969 万能试验机上进行。室温拉伸试样为非标准试样, 其标距为 18×4×2 mm。在测试过程中使用长度为 12.5 mm 引伸计记录拉伸过程中位移的变化, 拉伸速度为 0.5 mm/min。

2.4 孔隙率测量

通过阿基米德法^[17], 采用配备有固体材料比重测量组件 (型号为 AB33360 型) 的梅特勒品牌天平 (AE200 型) 来测定试样的密度值。在常温环境下, 分别在空气及乙醇液体环境中对其质量进行精确测量。所有测量均选用去离子水以及技术纯度的丙酮作为测量介质, 并且充分考量了流体密度随温度变化而产生的依赖性^[18]。本试验采用去离子水对每个试样独立测量四次, 然后在空气中独立测量四次。

3 试验结果及分析

3.1 单熔体轨道的形态和热行为

不同激光功率下熔道表面形貌和不同时刻速度矢量图如图 1 所示。结果表明, 扫描速度为 1200 mm/s 时, 不同激光功率下的单一熔道的成形质量存在差异。当激光功率为 120 W 时, 熔池中出现了明显的未熔化的粉末颗粒, 形成了表面形貌较差的不连续轨迹, 且熔池的深度很浅, 熔化后的粉末与基板结合十分松散。当激光功率增加到 180 W

时, 单个熔体轨迹中未熔化的粉末颗粒已有所改善, 如图 1b 所示。随着激光功率增大, 当激光功率增大时, 熔池长度增加比宽度变化更突出, 其形态从圆形渐变为彗星状, 深度较深, 表面呈连续轨迹。成形后, 熔化的粉末与基板结合紧密, 如图 1c。当激光功率继续增大到 300 W 时, 熔池没有太大变化, 但冷却后粉末形成的表面形貌有较大的起伏波动, 如图 1d。随着激光功率的增大, 单位面积的能量输入增高导致熔池的深度和宽度增大, 过高的能量输入导致粉末的气化对熔池的反冲力增大。由于 SLM 快速冷却的机制, 使得由反冲力形成的凹陷来不及恢复, 冷却后形成不平整的表面^[19,20]。

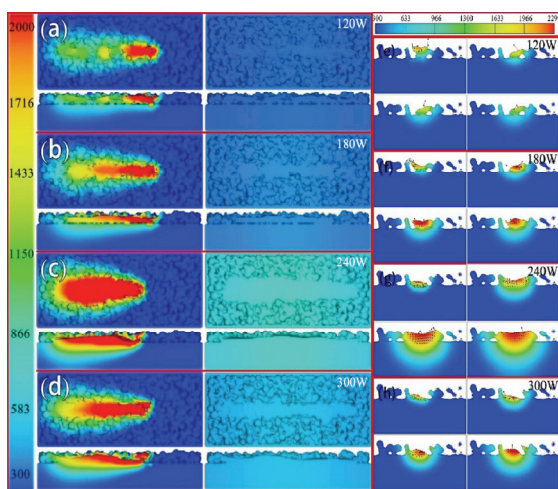


图 1 单熔道表面形貌和不同时刻的速度矢量

Fig. 1 Melt pool morphology during and at the end of the process for different laser powers

此外, 不同激光功率下获得的同一位置的不同时刻截面形貌也存在差异。模拟结果表明, 激光功率为 120 W 时, 每个时刻熔池流体速度很小, 在熔液与基体之间没有良好的润湿效果。激光功率增加到 180 W 时, 由于马兰戈尼效应和反冲压力相互作用下熔池不稳定, 产生飞溅, 可在熔池的两端观察到较密集的黑色箭头, 表明了流体速度比熔池的其他部分更剧烈, 如图 1f。从图 1g 中可看出每个时刻下熔池中的黑色箭头都比较平均, 在熔液与基体之间获得了良好的润湿效果, 避免了球化效应的发生。图 1h 中熔池后端的流体速度比熔池的其他部分更剧烈, 表明附近的熔体以强烈且不稳定的流型流动, 在熔池的后壁上形成较深的侵蚀孔。因此, 适当的激光功率对减轻缺陷起着至关重要的作用。

3.2 不同激光功率的表面形貌和相组成

SLM 样品的表面特征与激光扫描速度密切相

关, 反映了熔池的稳定性和行为。SLM 成形 Ti-6Al-4V 的微观结构演变高度依赖于工艺参数的变化, 为了了解在最佳工艺区制备的样品的相组成的整体情况。对恒定扫描速度为 1200 mm/s, 激光功率分别为 120 W、180 W、240 W 和 300 W 的试样进行了研究, 如图 2 所示。当激光功率为 120 W 时, 试样表面由典型的马氏体 α' 、微小的开放孔隙和飞溅的颗粒组成, 截面形貌质量最差, 见图 2a。当激光功率增至 180 W 时, 截面产生波纹状的未熔融迹, 波纹间距有几微米到几十微米不等, 还残留微小的开放孔隙和飞溅的颗粒, 此时柱状 β 晶粒沿导热方向形成宽度约为 100 μm 细长柱状晶, 截面形貌质量改善, 见图 2b。当激光功率增至 240 W 时, 微小孔隙几乎消失, 截面仅有少量的飞溅的颗粒, 细长柱状 β 晶粒宽度增加到约为 110 μm , 表面形貌质量进一步改善(图 2c)。随着激光功率增至 300 W, 除孔隙和飞溅的颗粒外出现了气化蚀痕, 细长柱状 β 晶粒宽度增加到约为 120 μm , 截面形貌没有太大变化(图 2d)。

由图 2 可知, 随着激光功率的增加, 柱状晶的宽度将增加, 表面形貌质量改善。激光功率很低时, 导致熔池中的高粘度吸引了粘附的粉末颗粒。由于扫描速度快, 粘附的颗粒没有足够的时间熔化大量颗粒; 另一方面, 高粘度导致熔池的流动性和润湿性差, 阻碍了液体渗入粉末。因此, 样品的垂直表面与粘附的粉末颗粒之间发生了不良的冶金结合。随着激光功率的增加, 降低了熔池的粘度, 粘附的粉末颗粒在扫描轨道上和非常接近扫描轨道上熔化良好。

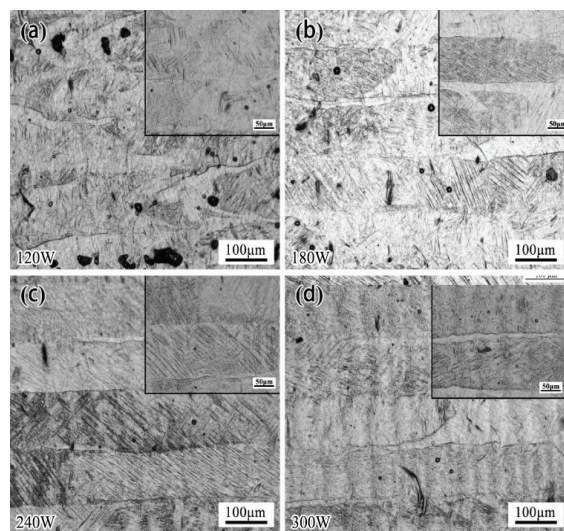


图 2 不同激光功率下的金相组织

Fig. 2 OM diagrams for different laser powers

3.3 不同激光功率下成形件的显微组织

SLM 试样的显微组织由 β 柱状晶和网篮状马氏体组成。柱状初生 β 晶粒在垂直于沉积粉末层的 β 方向上生长。观察柱状晶粒微观结构可知,在熔池内,不存在异质晶粒成核所需的特定位置。并且,在熔池凝固的过程中,底层晶粒的生长态势占据主导地位,对熔池最终的凝固组织形态起到决定性作用。另外,SLM 工艺的高能量密度可熔化熔池内所有粉末颗粒,防止其成为异质成核位点,有利于 β 柱状晶形成。随激光功率增大,柱状晶的平均晶粒宽度将增加,截面形貌质量得以改善,见图 3。

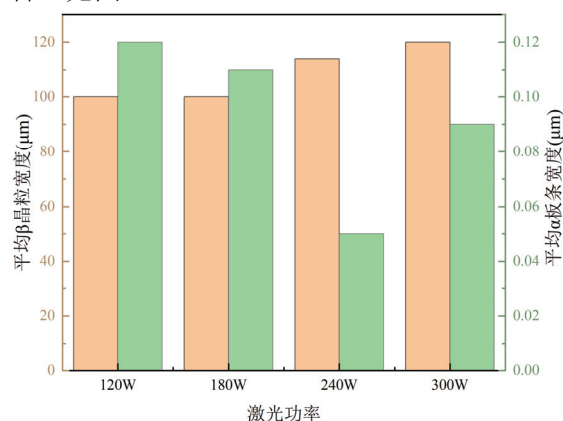


图 3 不同激光功率的 β 和 α 平均晶粒宽度

Fig. 3 Average grain widths of β and α for different laser powers

图 4 为恒定扫描速度为 1200 mm/s 的试样微观结构。可以看出,随激光功率增大,表面未熔化的粉末缺陷会逐渐减少,见图 4a-d。随着激光功率的增大,平均 α' 马氏体尺寸从 120 W 时 0.12 μm 减少到 300W 时 0.09 μm (图 4a₂-d₂)。图 4c₁ 和 d₁ 观察到 α' 马氏体在初生 β 柱状晶内部开始形核并逐步生长。初生 α' 马氏体呈现出与初生 β 柱状晶生长方向平行的态势,初生 α' 马氏体在遇到晶界时停止生长。与此同时,二次马氏体与初生马氏体相互交织,最终形成了具有网篮状结构的马氏体显微组织。这种独特的网篮状马氏体显微组织赋予了材料优良的强度、硬度以及高温耐久性^[21]。

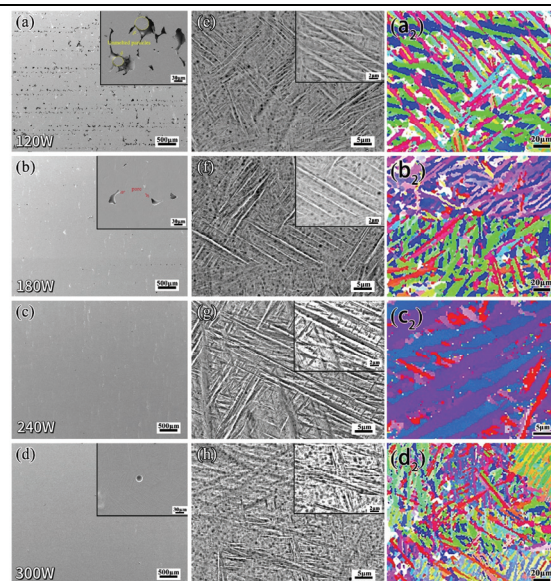


图 4 不同激光功率的扫描和 EBSD 图

Fig. 4 Scan and EBSD plots for different laser powers

3.4 孔隙和缺陷分析

不同激光功率试样的孔隙率如图 5 所示。可以看出,当扫描速度为 1200 mm/s 时,孔隙率随激光功率的增加而先减小后增大。激光功率为 120W、180W、240W 和 300W 时,成形件孔隙率分别为 4.32%、0.2%、0.014%和 0.72%。

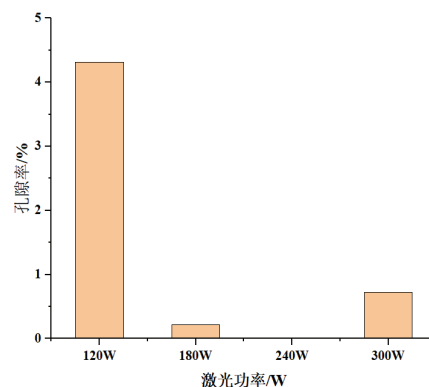


图 5 不同激光功率下 Ti-6Al-4V 试样的孔隙率

Fig. 5 Porosities of Ti-6Al-4V specimens with different laser powers

图 6 为给定熔池中未熔化颗粒缺陷形成机制^[17,22],可以分为三个阶段,分别是(I)萌生阶段,(II)发展阶段和(III)形成阶段。在 I 阶段激光束持续且稳定地照射于熔池底部区域,提升金属粉末温度。然而,当局部温度未能突破金属粉末的熔点阈

值时,部分金属粉末便无法完成熔化过程,进而以未熔化金属颗粒的形态留存于熔池之中。在 II 阶段,熔池底部金属熔体因激光在熔池内部多次反射而不断积累能量输入。与此同时,液气界面的动态波动致使底部金属熔体的曲率发生显著变化,呈现出增大的趋势。在此过程中,由反冲压力以及马兰戈尼效应共同作用所产生的收缩力,会驱动未熔化的颗粒朝着熔池内部发生迁移运动。在 III 阶段,因 SLM 快速冷却,熔池凝固收缩,部分熔化粉末颗粒坚固不平行收缩,冷却后其周围出现微裂纹。因此,显然,通过合理增加激光能量输入,能够显著提升金属粉末的熔化程度,有效降低熔池内未熔化金属颗粒的数量,避免缺陷产生。

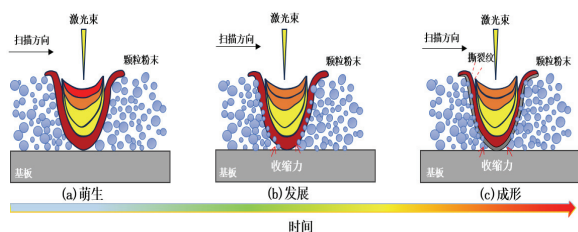


图 6 未熔化颗粒缺陷形成机制图

Fig. 6 Schematic diagram of defect formation mechanism of unmelted powder particles

3.5 力学性能和断口形貌

SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样的拉伸工程应力-应变曲线如图 7 所示。由图可知,激光功率为 120W 时,因有孔隙,成形件抗拉强度和伸长率大幅下降,抗拉强度仅有 942.05 MPa,伸长率 0.89%。随激光功率的增加,成形件孔隙率先减小后增大,抗拉强度先增大后减小。激光功率为 240 W 时,因孔隙少,成形件抗拉强度和伸长率提高,抗拉强度为 1216.98 MPa,伸长率 6.87%。

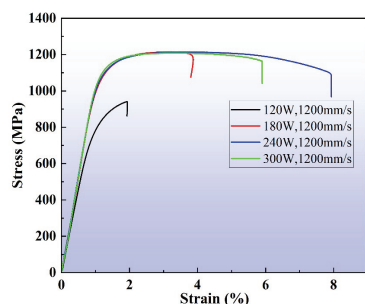


图 7 不同激光功率的真应力应变曲线

Fig. 7 True stress-strain curves of different laser powers

图 8 为不同激光功率下断口的 SEM 图。当激光功率为 120W 时,从图 8a 中可清晰观察到断口呈现出典型的蜂窝状。蜂窝状断口的出现,直观地反映了在该激光功率条件下,材料内部可能存在较多的孔隙和未充分熔合的区域,这些缺陷削弱了材料的力学性能。但当激光功率较高(180 W、240 W 和 300 W)时,观察相应试样的断口宏观形貌(见图 8c),并未发现蜂窝状的形貌特征。这表明随着激光功率的增加,金属粉末的熔化与融合程度得到了显著改善。通过对断口形貌的观察,发现其中孔隙的数量明显减少,未熔化颗粒缺陷几乎完全消失。这一现象说明较高的激光功率能够提供足够的能量,促进金属粉末之间的冶金结合,减少因未熔化颗粒和孔隙导致的应力集中,从而提高材料的整体性能。在图 8d 所示的断口形貌中,尽管未观察到未熔化的粉末颗粒,但仍然存在较为明显的未熔合的层间间隙。这些层间间隙可能是由于在多层堆积过程中,激光能量分布不均匀或扫描策略不当等原因造成的。虽然未熔化颗粒缺陷的减少有助于提高材料的力学性能,但层间间隙的存在,仍可能对材料的强度和韧性产生一定的负面影响。断口表面的高倍放大图像显示了所有样品的韧性断口特征,韧性断口通常表现为断口表面存在大量的韧窝,这些韧窝是材料在拉伸过程中发生塑性变形和微孔聚集的结果。韧性断口特征的出现,表明初生 β 晶粒之间存在着很强的冶金结合。这种冶金结合使得材料在受力时能够通过晶粒之间的滑移和变形来吸收能量,从而提高材料的韧性和抗断裂能力。

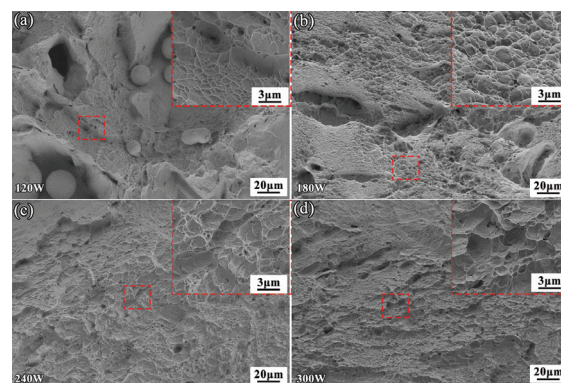


图 8 不同激光功率 SLM 成形 Ti-6Al-4V 试样断口形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of SLMed Ti-6Al-4V specimens with different scanning speeds

4 结论

(1) 随着激光功率的增加, 柱状晶的宽度增加, 熔池表面形貌质量改善, 平均 α 马氏体尺寸减少。 α' 马氏体在初生 β 柱状晶内部开始形核长大。初生 α' 马氏体呈现出与初生 β 柱状晶生长方向平行的态势, 初生 α' 马氏体在遇到晶界时停止生长。与此同时, 二次马氏体与初生马氏体相互交织, 形成了具有网篮状结构的马氏体显微组织。

(2) 相同的扫描速度下, 孔隙率随激光功率的增加先减小后增大。当激光功率为 240 W 时, 孔隙率相对较小, 仅为 0.014%。

(3) 在孔隙率减少的情况下, 强度和伸长率得以改善。且随激光功率的增加, 试样强度增加, 延伸率增加。当激光功率为 240 W 时, 拉伸强度达到最大 1217 MPa, 延伸率 6.9%。

参考文献:

- [1] 张立浩, 钱波, 张朝瑞, 等. 金属增材制造技术发展趋势综述[J]. 材料科学与工艺, 2022, 30(1): 42-52.
- [2] N. L. Gideon, S. Ralf, J. P. Kruth. Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (lm) technologies, state of the art and future perspectives[J]. Cirp Ann., 2003, 52(2): 589-609.
- [3] C. S. Edson, S. Masanari, O. Kozo, et al. Rapid manufacturing of metal components by laser forming[J]. Int. J. Mach. Tools Manuf., 2006, 46(12-13): 1459-1468.
- [4] A. M. Kamran, E. Poonjolai, H. Neil. High density selective laser melting of Waspaloy®[J]. J. Mater. Process. Technol., 2008, 195(1-3): 77-87.
- [5] T. Vilaro, C. Colin, J. Bartout, et al. Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy [J]. Mater. Sci. Eng., 2012, A534: 446-451.
- [6] T. Lore, V. Frederik, C. Tom, et al. A study of the micro structural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V[J]. Acta Mater., 2010, 58(9): 3303-3312.
- [7] Y. Evren, D. Jan, K. Jean-pierre, et al. Charpy impact testing of metallic selective laser melting parts [J]. Virtual and Physical Prototyping, 2010, 5(2): 89-98.
- [8] 周翔, 江五贵, 李琦, 等. 选区激光熔化过程熔池缺陷的形成机理研究[J]. 计算力学学报, 2024, 41(5): 816-21, 50.
- [9] 赵春玲, 李维, 王强, 等. 激光选区熔化成形钛合金内部缺陷及其演化规律研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(8): 2841-9.
- [10] K. N. Amato, S. M. Gaytan, L. E. Murr, et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting[J]. Acta Mater., 2012, 60(5): 2229-2239.
- [11] S. Das. Physical aspects of process control in selective laser sintering of metals[J]. Adv. Eng. Mater., 2003, 5(10): 701-711.
- [12] P. Wei, Z. Y. Wei, Z. Chen, et al. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: Single track, densification, micro structure and mechanical behavior[J]. Appl. Surf. Sci., 2017, 408(30): 38-50.
- [13] 王颖琦, 彭凡, 项炜明, 等. 扫描速度对 SLM 成形 Ti-6Al-4V 合金组织性能影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(03): 390-396.
- [14] C. C. Tseng, C. J. Li. Numerical investigation of interfacial dynamics for the melt pool of Ti-6Al-4V powders under a selective laser[J]. Int. J. Heat Mass Transfer, 2019, 134: 906-919.
- [15] X. D. Xing, Q. Y. Zhou, S. Y. Wang, et al. Numerical investigation of transient temperature distribution during Ti-6Al-4V selective laser melting[J]. J. Therm. Sci., 2019, 28: 370-377.
- [16] C. Zeng, Y. Jia, J. T. Xue, et al. Influence of the thermal-fluid behavior on the microstructure evolution during the process of selective laser melting of Ti-6Al-4V[J]. Heliyon, 2022, 8(11): 11 725-11 732.
- [17] 斯松华, 雷进, 徐震霖, 等. 激光选区熔化 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{CoCrMo}$ 合金的组织结构及力学性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(12): 4212-4219.
- [18] A. B. Spierings, M. Schneider, R. Eggenberger. Comparison of density measurement techniques for additive manufactured metallic parts[J]. Rapid Prototyping J., 2011, 17(5): 380-386.
- [19] 路海涛. 选区激光熔化工艺、熔池流动机理及组织演变规律研究 [D], 2024.
- [20] 向羽, 张树哲, 李俊峰, 等. Ti-6Al-4V 的激光选区熔化单道成形数值模拟与实验验证[J]. 浙江大学学报(工学版), 2019, 53(11): 2102-2109, 2117.
- [21] Y. Zhao, J. Huang, Y. Zhao, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded lap joints of Ti-6Al-4V alloy[J]. Adv. Mater. Res., 2011, 311-313: 2375-2378.
- [22] 杨益, 党明珠, 李伟, 等. 激光选区熔化钛铝合金裂纹形成机理及抑制研究[J]. 机械工程学报, 2020, 56(03): 181-188.