



选区激光熔化AlCoCrFeNi_{2.1}温度场数值模拟与实验

岳聪聪 张瑞祥 孙婉婷 贾东洲 付莹 孔祥清

Numerical simulation and experimental study of the temperature field of AlCoCrFeNi_{2.1} by selective laser melting

YUE Congcong, ZHANG Ruixiang, SUN Wanting, JIA Dongzhou, FU Ying, KONG Xiangqing

引用本文:

岳聪聪, 张瑞祥, 孙婉婷, 贾东洲, 付莹, 孔祥清. 选区激光熔化AlCoCrFeNi_{2.1}温度场数值模拟与实验[J]. 北科大: 工程科学学报, 2025, 47(5): 1021–1031. doi: 10.13374/j.issn2095–9389.2024.08.11.001

YUE Congcong, ZHANG Ruixiang, SUN Wanting, JIA Dongzhou, FU Ying, KONG Xiangqing. Numerical simulation and experimental study of the temperature field of AlCoCrFeNi_{2.1} by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2025, 47(5): 1021–1031. doi: 10.13374/j.issn2095–9389.2024.08.11.001

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2024.08.11.001>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

铜锡合金激光选区熔化非平衡凝固组织与性能

Nonequilibrium solidification microstructures and mechanical properties of selective laser–melted CuSn alloy
工程科学学报. 2021, 43(8): 1100 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2020.10.29.006>

铌硅基高温合金定向凝固铸造温度场模拟计算

Simulation of temperature field in directional solidification casting of NbSi based alloys
工程科学学报. 2020, 42(9): 1165 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2019.10.02.001>

Y₂O₃弥散强化高速钢的激光选区熔化制备及性能

Research of selective laser melting process and properties of Y₂O₃ dispersion strengthened high speed steel
工程科学学报. 2025, 47(1): 33 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2023.09.25.002>

电磁搅拌对特大方坯结晶器内流场及温度场影响

Effect of electromagnetic stirring in extra–large billet on the flow field and temperature field
工程科学学报. 2023, 45(1): 64 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2021.06.25.001>

底吹氩钢包内废钢熔化行为的数值模拟

Numerical simulation on the melting behaviors of steel scrap in a ladle with bottom argon blowing
工程科学学报. 2024, 46(5): 822 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2023.05.30.002>

单晶锗微切削温度场建模及实验分析

Modeling and experimental analysis of micro–cutting temperature on single crystal germanium
工程科学学报. 2020, 42(11): 1499 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2019.11.21.003>

选区激光熔化 AlCoCrFeNi_{2.1} 温度场数值模拟与实验

岳聪聪¹⁾, 张瑞祥²⁾, 孙婉婷²⁾, 贾东洲¹⁾, 付莹^{1,2)}, 孔祥清³⁾✉

1) 辽宁工业大学机械工程与自动化学院, 锦州 121001 2) 松山湖材料实验室, 东莞 523808 3) 中国石油大学(华东)储运与建筑工程学院, 青岛 266580

✉通信作者, E-mail: xqkong@upc.edu.cn

摘 要 采用 ABAQUS 软件建立了选区激光熔化 (Selective laser melting, SLM) 成形 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的有限元模型, 利用 DFLUX 子程序编译实现高斯热源移动. 研究了不同工艺参数下熔池尺寸、温度变化和液相时间对温度场、显微组织和力学性能的影响. 通过模拟 SLM 成形过程中熔池的尺寸与形貌, 得到不同工艺参数条件下制备 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的熔池温度场的变化规律. 此外, 基于实验研究了试样的微观组织并对其力学性能进行测试, 验证了数值模拟的可靠性. 研究表明: 熔池最高温度与熔池尺寸随激光功率增大而增大, 随扫描速度增大而减小; 熔池冷却速率随激光功率和扫描速度增大均增大. 当激光功率为 350 W, 扫描速度为 850 mm·s⁻¹, 扫描间距为 100 μm, 粉层厚度为 30 μm 时, 熔池宽度 138 μm, 深度 61 μm, 宽深比为 2.26, 获得的试样致密度最高为 99.7%, 显微硬度和抗拉强度分别达到 398.08 HV 与 1529.5 MPa, 综合力学性能最佳.

关键词 共晶高熵合金; 选区激光熔化; 温度场; 工艺参数; 数值模拟

分类号 TG146.8

Numerical simulation and experimental study of the temperature field of AlCoCrFeNi_{2.1} by selective laser melting

YUE Congcong¹⁾, ZHANG Ruixiang²⁾, SUN Wanting²⁾, JIA Dongzhou¹⁾, FU Ying^{1,2)}, KONG Xiangqing³⁾✉

1) College of Mechanical Engineering and Automation, Liaoning University of Technology, Jinzhou 121001, China

2) Songshan Lake Materials Laboratory, Dongguan 523808, China

3) College of Pipeline and Civil Engineering, China University of Petroleum (East China), Qingdao 266580, China

✉Corresponding author, E-mail: xqkong@upc.edu.cn

ABSTRACT AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy is widely utilized in the aerospace, nuclear power, military, and automotive industries due to its exceptional properties, such as high strength, excellent ductility, and remarkable wear and oxidation resistance. However, as the demand for components in the aerospace sector continues to rise, traditional processing methods, such as casting technology, are no longer sufficient for producing complex parts. In contrast to traditional melting techniques, Selective laser melting (SLM), a key technology in metal additive manufacturing, offers advantages, such as precise local process control, flexible design capabilities, and a high cooling rate, overcoming the limitations of conventional manufacturing methods. During SLM, parameters like laser power and scanning speed directly influence the thermal behavior of the molten pool, which in turn affects the microstructure and properties of the AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy. Currently, most studies rely on experimental methods; however, complex thermophysical changes during SLM considerably impact the internal thermal behavior of the component. The temperature field of the molten pool, melting behavior of the powder, and morphology of the molten pool during the forming process cannot be fully studied

收稿日期: 2024-08-11

基金项目: 广东省基础与应用基础研究基金区域联合基金资助项目 (2022A1515140003); 国家重点研发计划资助项目 (2022YFA1403504)

through experiments alone. Numerical simulation methods offer a more effective, economical, and accurate alternative by reducing the need for experiments. In this study, a finite element model of the $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy formed by SLM was developed using the ABAQUS software, with the movement of the Gaussian heat source implemented through the DFLUX subroutine. The effects of the bath size, temperature change, and liquid phase time on the temperature field, microstructure, and mechanical properties under different process parameters were investigated. By simulating the size and morphology of the molten pool during SLM, the temperature field of the molten pool to produce $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy under various process parameters was determined. In addition, based on experimental observations, the microstructure of the sample was analyzed, and its mechanical properties were tested, confirming the reliability of the numerical simulation. The results show that the maximum temperature and size of the molten pool increase with laser power, whereas they decrease with an increase in scanning speed. The cooling rate of the molten pool increases with the increase of laser power and scanning speed. High-quality $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy samples were fabricated using the SLM technique, with optimized processing parameters of 350 W laser power, $850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ scanning speed, $100 \mu\text{m}$ hatching space, and $30 \mu\text{m}$ layer thickness. The samples exhibited a relative density of 99.7%, with virtually no pores, spheroidization, or warping defects observed. The simulated molten pool width was $138 \mu\text{m}$, the depth was $61 \mu\text{m}$, and the width-to-depth ratio was 2.26. The samples demonstrated a microhardness of 398.08 HV and an ultimate tensile strength of $1529.5 \pm 12.8 \text{ MPa}$, with overall mechanical properties being optimal. This scientific data is valuable for future SLM-based $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy structure design, microstructure evolution, and mechanical property enhancement, contributing to the theoretical foundation for manufacturing high-quality eutectic high-entropy alloy products in industry.

KEY WORDS eutectic high-entropy alloys; selective laser melting; temperature field; process parameters; numerical simulation

$\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金因具有高强度、高延展性、良好的耐磨性和抗氧化性等优异特性,被广泛应用于航空航天、核电军工和汽车工业等领域^[1-3]。然而,传统的铸造、锻造及粉末冶金等制备方法存在效率低、周期长、灵活性差等缺点,且由于冷却速率低,使 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金试样在制备过程中产生不同程度的孔隙缺陷,限制了其在工程领域中的推广及应用。选区激光熔化 (Selective laser melting, SLM) 作为一种先进增材制造技术,可以通过部件的 3D 模型直接快速成形结构复杂、力学性能优异、成形精度高的零件,减少材料浪费,在航空航天和汽车制造等方面有非常广阔的发展前景^[4-5]。由于其具有较快的冷却速率,合金将获得超细的微观组织结构,并可实现细晶强化,使零件性能的显著提高,因此 SLM 技术已被应用于高温合金、铝合金、钛合金等金属材料的制备并取得了丰富的研究成果^[6-8]。

近年来,国内外研究学者对 SLM 制备 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金展开了研究。Lu 等^[9] 提出通过 SLM 技术大批量打印制造工业规模的 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金,发现凭借细小的片层间距,SLM 制备的 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 表现出突出的力学性能,屈服强度为 1040 MPa,总伸长率为 24%。Ren 等^[10] 打印出具有双相纳米层状的 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金,其屈服强度高达 1.3 GPa,伸长率为 14%。但是,他们对 SLM 成形过程中工艺参数的影响未展开

详细研究。实际上,SLM 成形过程中,激光功率和扫描速度等工艺参数将会直接影响熔池热行为进而影响材料的组织和性能^[11]。Lan 等^[12] 研究了 SLM 中扫描速度对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金密度、微观组织和力学性能的影响,发现扫描速度过大会导致熔池温度明显降低,能量传输少,从而引起样品孔隙增多,降低其力学性能。Guo 等^[13] 通过优化 SLM 成形过程中的激光功率和扫描速度,制备出具有超细且分层结构的完全共晶组织 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 高熵合金,实现了高强度和高塑性的良好结合。然而,当前研究多集中在 SLM 成形过程中激光功率和扫描速度对样品微观组织和性能的影响,鲜有研究考虑不同工艺参数对 SLM 成形过程中温度变化、冷却速率和液相时间等熔池温度场热行为的变化规律。掌握其影响规律可以有效调控其微观组织结构,有利于通过控制激光功率和扫描速度获得 SLM 技术制备 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的最佳工艺参数。此外,目前研究多基于实验方法,但 SLM 成形过程中复杂的热物理变化对构件的内部热行为影响较大,单纯依靠实验研究无法对成形过程的熔池温度场、粉末熔化行为及熔池形貌进行研究。

数值模拟方法不仅可以减少实验次数,有效、经济且精确度高^[14]。池敏等^[15] 采用 ABAQUS 软件对 316L 不锈钢建立仿真模型,预测了 SLM 中温度场分布和演变规律,分析了激光功率对熔池最高

温度、熔池尺寸的影响规律. 张亮等^[16] 利用 ABAQUS 软件对 SLM 成形 Inconel 718 合金进行有限元模拟, 研究了激光能量密度与熔池温度分布和冷却速率之间的影响规律. 文舒等^[17] 基于 ABAQUS 软件建立了 SLM 成形 GH536 合金的有限元模型, 研究了成形过程中熔池温度分布与熔池结构演变规律, 结果发现, 熔池最高温度和熔池尺寸均随激光功率的增大而增大, 并通过对比实验和模拟所得熔池尺寸验证了模型的准确性, 弥补了传统实验测量方法获取 SLM 成形过程中复杂的瞬态热演变比较困难且获得的温度场实验数据比较有限的不足.

目前国内外对于 SLM 制备金属材料的温度场模拟已经取得了一定的进展, 但尚缺乏 SLM 技术制备 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的数值模拟研究, 对于 SLM 成形工艺下工艺参数与温度场和力学性能之间的影响规律尚待深入研究. 因此, 本文采用 ABAQUS 仿真软件建立了 SLM 成形 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的有限元模型, 利用 DFLUX 子程序编译实现高斯面热源的移动, 系统研究了不同激光功率和扫描速度下的 AlCoCrFeNi_{2.1} 温度场, 分析了 SLM 过程中激光功率和扫描速度与熔池热行为和冷却速率之间的关系. 同时, 采用 SLM 方法制备出 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金试样, 结合实验研究了不同激光功率和扫描速度下试样的微观组织和力学性能. 相关研究结果可为 SLM 技术制备 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金工艺参数调整和优化提供参考.

1 温度场数值模拟

1.1 数值模型建立

1.1.1 有限元模型

如图 1(a) 所示, 利用 ABAQUS 建立了 SLM 成形 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的三维瞬态数值模型. Foroozmehr 等^[18] 通过模拟发现, 由于 SLM 过程中激光束作用时间极短, 热影响区很小, 在超过一定的模型尺寸后, 不同区域之间的相互作用影响极小, 因此可以通过对一个微区的模拟来考察整个 SLM 过程中的温度和分布特征, 因此模型尺寸为 2 mm×2 mm×1.1 mm. 图 1(b) 为模型中通过灵活子程序接口实现的高斯面热源模型. 模型均采用四面体单元进行网格化处理, 如图 1(c) 所示, 为保证模拟结果的准确性以及模拟过程中计算速度, 采用过渡网格对模型进行网格划分, 模型中网

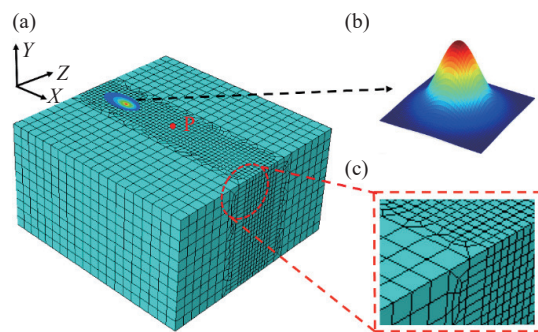


图 1 模型建立. (a) SLM 过程原理图; (b) 高斯热源模型; (c) 网格模型

Fig.1 Model setup: (a) schematic of SLM process; (b) Gaussian heat source model; (c) meshed model

格尺寸为 0.05 mm×0.025 mm×0.01 mm. 在模型上表面中心位置设置一个固定监测点 P, 用于激光扫描时近似测量熔池热行为. 为了准确研究 SLM 过程中的热行为, 该模型除了考虑热传导外, 还考虑了对流和辐射引起的热量损耗.

1.1.2 控制方程

在 SLM 成形过程中, 当激光热源作用于合金粉末时, 由于粉末颗粒对激光的吸收率有限, 部分能量通过热对流、热辐射与周围环境进行传热, 粉末内部则通过热传导方式进行热交换. 因此 SLM 加工过程属于非线性瞬态热传导响应, 其方程可表示为^[19]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(K_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q \quad (1)$$

式中: ρ 为材料密度; c 为比热容; T 及 t 分别为激光作用温度及时间; K_x 、 K_y 、 K_z 分别代表沿 x 、 y 、 z 方向上的热导率; Q 为内热源的生成热.

粉床的初始温度设置为环境温度 T_0 (25 °C), 初始条件为:

$$T(x, y, z)|_{t=0} = T_0(x, y, z) \quad (2)$$

粉床表面与外界环境热边界条件^[20] 可表示为:

$$k \frac{\partial T}{\partial n} = Q - h(T - T_0) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) \quad (3)$$

式中: k 为粉末的热传导系数; n 为边界外法线方向; h 为对流换热系数; σ 为 Stefan-Boltzmann 常量; ε 为热辐射系数.

1.1.3 热源模型

SLM 成形过程中, 激光热源主要照射在粉层表面, 可采用高斯面热源来模拟激光输入. 本研究所采用的 IPG 连续激光器, 激光能量符合高斯分布并以面热源的照射形式照射在粉层上表面, 热源公式^[21] 可表示为:

$$q = \frac{2AP}{\pi R^2} \exp\left(-\frac{2r^2}{R}\right) \tag{4}$$

式中: q 为热流量密度; A 为激光吸收率; P 为激光功率; r 为粉层上某一点到光斑中心的距离; R 为激光半径.

1.1.4 材料热物性参数

SLM 成形过程中, 材料的热物性参数随着温度的变化发生明显变化. 在 SLM 成形过程计算中, 需要定义的热物性参数有热导率、比热容等. AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金材料的热物性参数^[22]如表 1 所示.

1.2 数值模拟结果分析

1.2.1 熔池形貌与尺寸分布

图 2 为不同激光功率和扫描速度下固定监测点 P 处的熔池温度分布情况, 黑色虚线代表 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的熔化线, 虚线内为熔池区域, 并测量得到相应的熔池长度、宽度和深

度尺寸. SLM 成形过程中, 激光束将粉末熔化形成熔池, 熔池等温线呈类椭圆形由内向外分布, 熔池温度由光斑中心向周围逐渐降低, 观察可见, 熔池前端等温线分布比熔池末端密集, 表示熔池前端温度梯度大于末端, 这是因为激光束扫描过的位置已经凝固成实体, 相比于未扫描的粉体热导率较高, 热量扩散更快^[23]. 如图 2(a) ~ (c) 所示, 随着激光功率从 150 W 增加到 350 W, 熔池宽度由 96 μm 增大至 138 μm, 熔池深度由 35 μm 增大至 61 μm. 从图 2(d) ~ (f) 可以看出, 随着扫描速度从 850 mm·s⁻¹ 减小到 650 mm·s⁻¹, 熔池宽度由 138 μm 增大至 161 μm, 熔池深度由 61 μm 增大至 85 μm, 这是因为当激光功率增加或扫描速度降低时, 熔池吸收的能量增加表现为熔池最高温度升高, 由熔池中心区域向周围粉末颗粒或已成形实体传递能量的能力加强, 最终导致熔池的尺寸增加^[24].

此外, 由图 2 中 (a) ~ (c) 与 (d) ~ (f) 对比可知,

表 1 热导率、比热容数据表

Table 1 Data sheet for thermal conductivity and specific heat capacity					
Temperature/℃	Thermal conductivity/(W·m ⁻¹ ·℃ ⁻¹)	Specific heat capacity/(J·kg ⁻¹ ·℃ ⁻¹)	Temperature/℃	Thermal conductivity/(W·m ⁻¹ ·℃ ⁻¹)	Specific heat capacity/(J·kg ⁻¹ ·℃ ⁻¹)
100	108.76	4984.62	800	285.96	7753.85
200	128.28	5353.85	900	354.42	8861.54
300	136.12	5169.23	1000	357.77	9138.46
400	160.40	5630.77	1100	417.54	10061.54
500	190.55	6184.62	1200	509.99	11630.77
600	232.71	6923.08	1300	592.74	12830.77
700	256.56	7107.69			

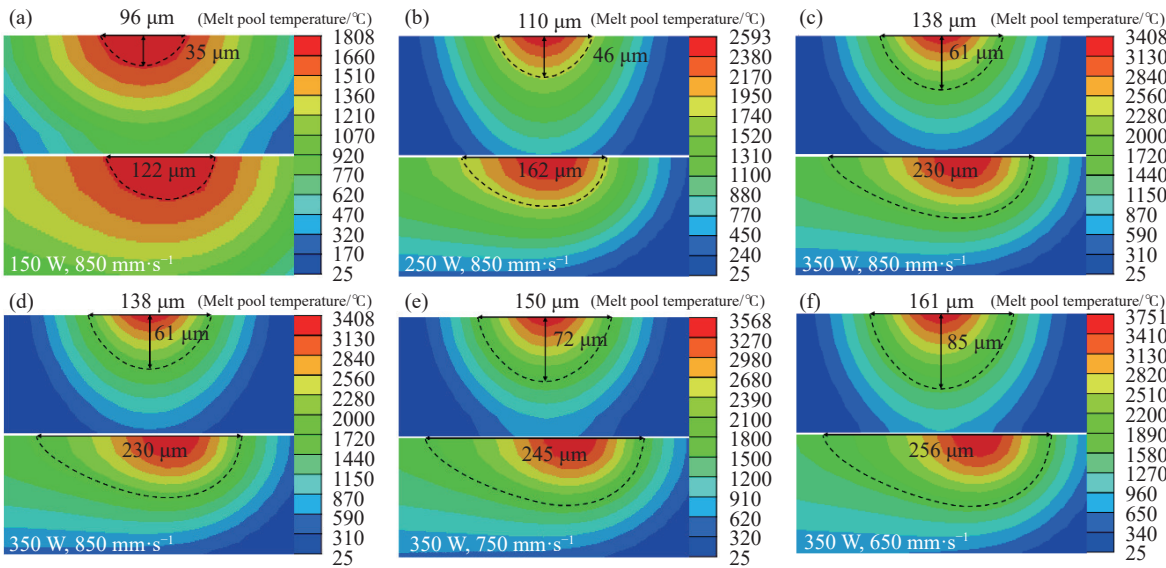


图 2 SLM 成形 AlCoCrFeNi_{2.1} 过程中熔池纵截面温度分布

Fig.2 Temperature distribution along the longitudinal section of the molten pool during SLM of AlCoCrFeNi_{2.1} powder

激光功率对熔池形貌和尺寸的影响大于扫描速度, 这是由于激光功率直接控制激光能量输入, 而扫描速度则是通过改变激光能量与粉末的相互作用时间间接影响熔池的能量输入^[25].

通过上述模拟结果分析可知, SLM 中工艺参数变化会导致熔池结构发生改变, 为了准确表示熔池结构的变化, 采用熔池长宽比和宽深比来数据化描述熔池结构变化趋势. 图 3 为不同激光功率(P)和扫描速度(v)下熔池长宽比和宽深比的变化趋势. 当激光功率从 150 W 增加到 350 W 时, 长宽比从 1.28 增加到 1.67, 宽深比从 2.74 降低到 2.26. 当扫描速度从 650 mm·s⁻¹ 增加到 850 mm·s⁻¹ 时, 长宽比从 1.59 增加到 1.67, 宽深比从 1.89 增加到 2.26. 由此可见, 随着激光功率的增加, 熔池长宽比逐渐增大, 熔池宽深比逐渐减小, 随着扫描速度的增加, 熔池长宽比和宽深比值逐渐增大. 这是因为当激光功率较高或扫描速度较低时激光能量密度较高, 熔池宽度方向主要为金属粉末, 而深度方向为基板和实体, 更有利于热量传递. 此外, 熔池宽度与深度的比值影响着熔池与粉末床之间的接触角度, 比值越小接触角越大^[26]. 通常情况下, 接触角

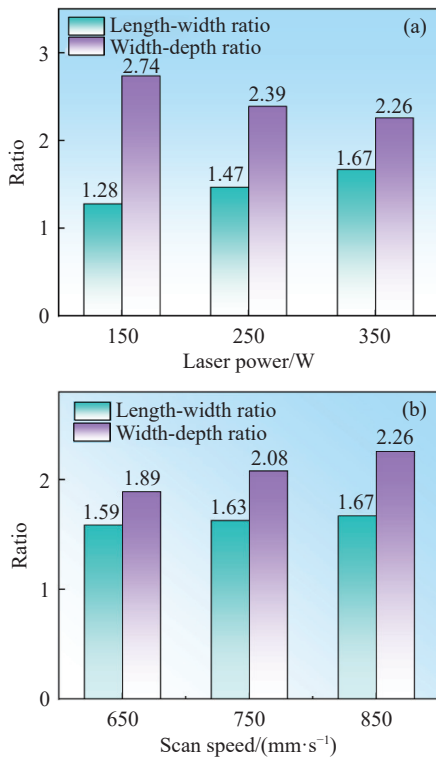


图3 熔池尺寸长宽比和宽深比的变化. (a) 不同激光功率 ($v=850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (b) 不同扫描速度 ($P=350 \text{ W}$)

Fig.3 Variation of the length-to-aspect ratio and the width-to-depth ratio of the molten pool: (a) different laser powers ($v = 850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (b) different scanning speeds ($P = 350 \text{ W}$)

度较大时熔池更稳定^[27], 因此熔池宽深比不宜过大.

1.2.2 熔池热行为

图 4 为不同激光功率和扫描速度下 P 点的温度随时间变化曲线. 熔化线上方的曲线表示 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金处于熔融状态, 投影到 x 轴上的长度为相应的液相时间. 图 4(a) 中当激光功率从 150 W 增加到 350 W 时, 最高温度从 1808 °C 增加到 3408 °C, 液相时间从 0.05 ms 增加到 0.3 ms. 随着激光功率逐渐增大, 粉末吸收的能量增加, 形成的熔池尺寸较大, 液相时间较长, 熔池之间连接更紧密, 相邻熔道之间融合加强, 减少了孔隙的出现, 使致密度增加和力学性能增强. 图 4(b) 中当扫描速度从 850 mm·s⁻¹ 降低到 650 mm·s⁻¹ 时, 最高温度从 3408 °C 增加到 3751 °C, 液相时间从 0.3 ms 增加到 0.42 ms. 随着扫描速度逐渐减小, 粉末吸收激光能量过高, 吸收的能量一部分传递给周围的粉末颗粒, 另一部分使熔池能量增加即表现为温度增加^[28], 熔池温度过高容易使其黏度降低, 导致熔池稳定性降低, 容易产生气孔等冶金缺陷^[29].

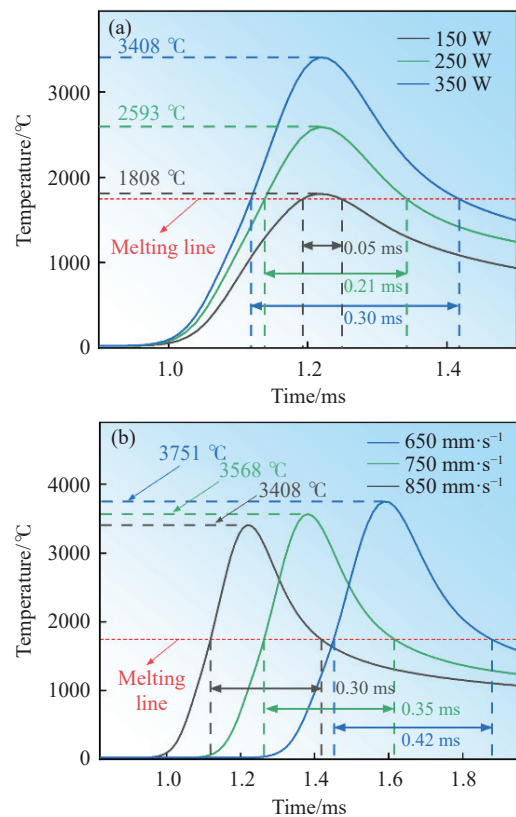


图4 点 P 的瞬时温度与时间的关系. (a) 不同激光功率 ($v=850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (b) 不同扫描速度 ($P=350 \text{ W}$)

Fig.4 Instantaneous temperature as a function of time at point P: (a) different laser powers ($v = 850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (b) different scanning speeds ($P = 350 \text{ W}$)

图 5 为不同激光功率和扫描速度下 P 点处的熔池温度变化率, 包括最大升温速率和最大冷却速率. 图 5(a) 中激光功率从 150 W 增加到 350 W 时, 最大升温速率从 $12.9 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 增加到 $22.74 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, 最大冷却速率从 $5.25 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 增加到 $12.71 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. 激光功率增加时, 熔池最高温度增大, 熔池单位时间内吸收和释放能量的能力提高, 导致升温速率和冷却速率增大. 图 5(b) 中当扫描速度从 $650 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 增加到 $850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时, 最大升温速率从 $20 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 增加到 $22.74 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, 最大冷却速率从 $11.3 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 增加到 $12.71 \times 10^6 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. 扫描速度增大时, 激光束和粉末颗粒的相互作用时间减小, 向周围环境的传热增加, 使熔池温度降低, 促进冷却速率提高^[30]. SLM 过程中, 高冷却速率有利于阻止晶粒的连续生长, 从而获得晶粒较细的成形零件^[31]. 因此, 在实际加工中, 可通过改变激光功率和扫描速度来控制冷却速率, 进而改善零部件的性能.

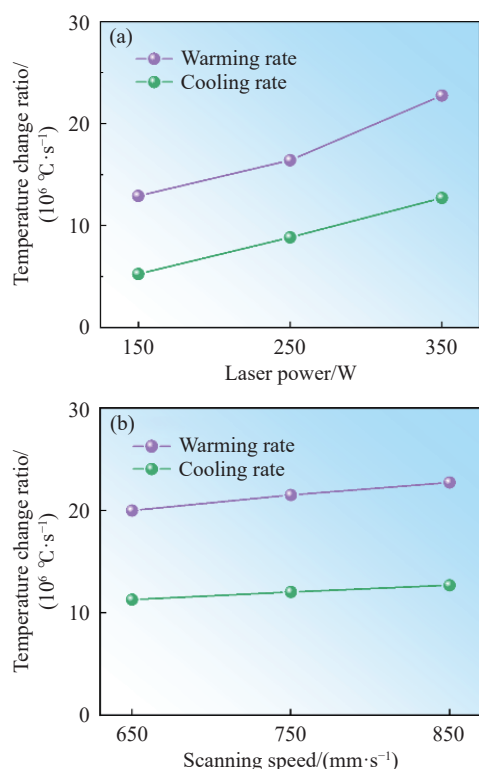


图 5 点 P 最大温度变化率. (a) 不同激光功率 ($v=850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (b) 不同扫描速度 ($P=350 \text{ W}$)

Fig.5 Maximum rate of temperature change at point P: (a) different laser powers ($v = 850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (b) different scanning speeds ($P = 350 \text{ W}$)

图 6 为不同工艺参数下熔池不同位置的冷却速率, 选取位置如 6(a) 所示, 从图 6(b) 和图 6(c) 可以看出, 在 SLM 过程中, 熔池不同位置处冷却速率不同. 样品上表面 (如图 6(a) 所示位置 1) 的冷却

速率都高于其他区域 (如图 6(a) 所示位置 2、3 和 4), 冷却速率越高时合金的微观组织越容易保持在原来位置, 形成更细小的晶胞结构^[32]. 研究表明, 与中心区域相比, 冷却速率较高的熔池表面由更细的枝晶和更多的亚边界组成, 因此具有更高的显微硬度^[33]. 综上所述, 工艺参数通过影响熔池的温度场来影响熔池冷却速率, 试样的微观结构与冷却速率密切相关, 同时熔池不同位置的冷却速率不同, 会产生不同的微观结构.

2 微观组织与力学性能实验

2.1 实验方法

为了验证数值模型的可行性, 同时进一步分析 SLM 成型共晶高熵合金 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 的力学性能, 在数值模拟的同时, 本文采用 SLM 制备了尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 样品, 对实验制备的样品进行了熔池形貌、孔隙缺陷及力学性能进行了研究. 选用球形 3D 打印专用共晶高熵合金 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 粉末 (粉末粒径范围为 $15 \sim 53 \text{ }\mu\text{m}$), 采用配备 IPG/SPI 激光器的 SLM 设备 (EP-M150E) 进行 3D 打印. 实验中工艺参数如表 2 所示, 铺粉层厚度、扫描间距及光斑直径分别设定为 30、100 和 $70 \text{ }\mu\text{m}$, 激光体能量密度 (Volumetric energy density, VED) 可按公式 (5) 计算:

$$\text{VED} = \frac{P}{v s d} \quad (5)$$

式中: P 为激光功率; v 为扫描速度; s 为扫描间距; d 为粉层厚度.

成形试样采用阿基米德法测量其致密度, 经磨抛后使用腐蚀液 (体积比为 $V(\text{盐酸}): V(\text{硝酸}) = 3:1$) 进行金相腐蚀, 采用光学显微镜 (OM, Olympus BX53M, Japan) 观察熔道的显微组织形貌并对其进行表征. 通过 HV-1000B 显微硬度计进行硬度测试. 采用电火花加工制备尺寸为 $8 \text{ mm} \times 4 \text{ mm} \times 1.5 \text{ mm}$ 的拉伸试样, 磨削后采用通用试验机 (UTM, Instron LE5504, United States) 对试件力学性能进行测试, 应变速率设置为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 每组参数不少于三个拉伸样品进行测试, 以确保数据的可重复性.

2.2 熔池形貌显微组织及尺寸分析

图 7 为实验所得到的熔池形貌与模拟对比图. 图 7(a) 为激光功率为 150 W 时金相显微镜下试样纵截面经刻蚀后的微观形貌, 可以看出, 纵截面熔池相互搭接形成鱼鳞状, 熔池平均宽度和平均深度分别 $101.67 \text{ }\mu\text{m}$ 和 $37.33 \text{ }\mu\text{m}$ (如表 2 所示); 当激

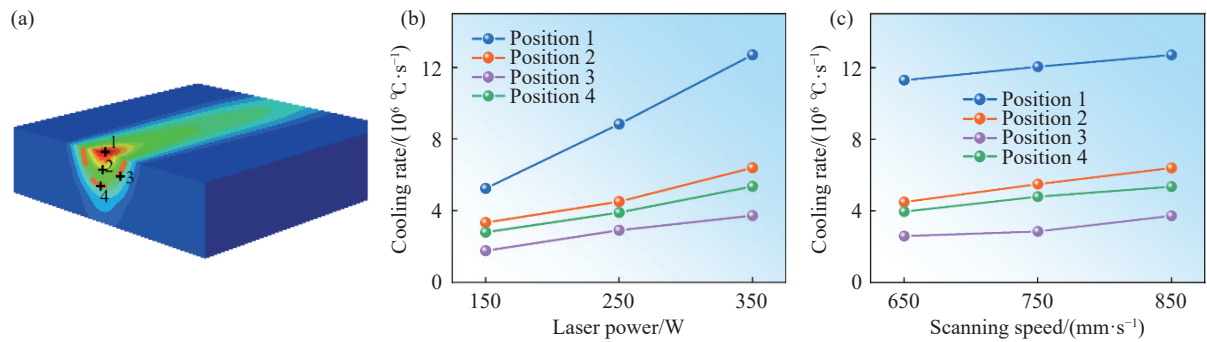


图6 熔池不同位置冷却速率. (a) 熔池选定位置; (b) 不同激光功率 ($v=850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (c) 不同扫描速度 ($P=350 \text{ W}$)

Fig.6 Cooling rates at different locations of the molten pool: (a) selected position for the melt pool; (b) different laser powers ($v = 850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$); (c) different scanning speeds ($P = 350 \text{ W}$)

表2 实验工艺参数与相应工艺参数下模拟与实验尺寸及误差

Table 2 Experimental process parameters and corresponding simulated process parameters, along with experimental size and error

Sample	Laser power/W	Scanning speed/($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	VED/($\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$)	Melt pool width			Melt pool depth		
				Simulation/ μm	Experiment/ μm	Error/%	Simulation/ μm	Experiment/ μm	Error/%
1	150	650	76.92	105	109.3	4.06	42	43.8	4.29
2	150	750	66.67	100	103.62	3.62	38	40.3	6.05
3	150	850	58.82	96	101.67	5.91	35	37.33	6.66
4	250	650	128.21	125	130.5	4.4	54	57.5	6.48
5	250	750	111.11	118	125.7	6.53	50	53.3	6.6
6	250	850	98.04	110	116.67	6.06	46	48.52	5.48
7	350	650	179.49	161	170	5.59	85	89.9	5.76
8	350	750	155.56	150	152	6	72	75.6	5
9	350	850	137.25	138	142.67	3.38	61	62.9	3.11

光功率增加到 350 W 时, 熔池平均宽度和平均深度分别 $142.5 \mu\text{m}$ 和 $63.1 \mu\text{m}$, 熔池形态较均匀, 呈现规则的半圆形 (如图 7(c) 所示). 对比可知实验尺寸略大于熔池尺寸, 这是由于 SLM 加工过程中存在马兰戈尼效应, 导致熔池形成对流, 影响熔池内部的传热效应, 因此产生误差. 不同激光功率和扫描速度下模拟与实验的熔池尺寸对比结果如表 2 所示, 可以看出, 模拟尺寸与实验尺寸数据误差较小, 表明本研究中建立的有限元模型可以有效预测熔池尺寸变化, 可以对 SLM 成形 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金后续研究提供参考.

熔池形貌、尺寸主要受激光功率、扫描速度等工艺参数的影响, 熔池搭接区域大小影响着零件缺陷的形成与分布情况^[31]. 当激光功率为 150 W 时, 熔池宽度小于扫描间距, 相邻熔道之间不能有效搭接, 因此会存在大量未融合缺陷; 当激光功率为 250 W 时, 搭接长度为 $10 \mu\text{m}$, 相邻熔道之间搭接较小会存在小尺寸未融合缺陷, 导致冶金结合较差; 当激光功率增大至 350 W 时, 搭接长度为 $38 \mu\text{m}$,

相邻熔道之间搭接区域较大, 会形成缺陷少、致密性良好的试样. 当扫描速度为 $850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时, 搭接区域合适产生的试样致密性良好, 随着扫描速度逐渐降低, 相邻熔道之间搭接区域过大会导致气孔数量增加. 因此可以推断, 当激光功率过小时, 熔池吸收的能量过低, 无法使粉末完全融合, 相邻熔道之间搭接区域较小导致无法形成良好的冶金结合; 当扫描速度过小时, 会使熔池搭接区域过大产生较多气孔. 当激光功率为 350 W, 扫描速度为 $850 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时, 搭接区域合适, 相邻熔道之间结合较好, 会形成缺陷少、致密性良好的试样.

2.3 孔隙缺陷

图 8 为实验中不同激光功率和扫描速度下的孔隙缺陷与致密度. 孔隙缺陷是 SLM 成形件中最常见的问题之一, 但合理的工艺参数能够制造出致密度良好的制件. 图 8(a) ~ (c) 可以看出, 随着激光功率增加, 孔隙数量和孔隙尺寸逐渐减小, 这是因为当激光功率过低时, 单位时间内熔池吸收的能量过小, 熔池温度较低且液相时间较短, 熔液黏

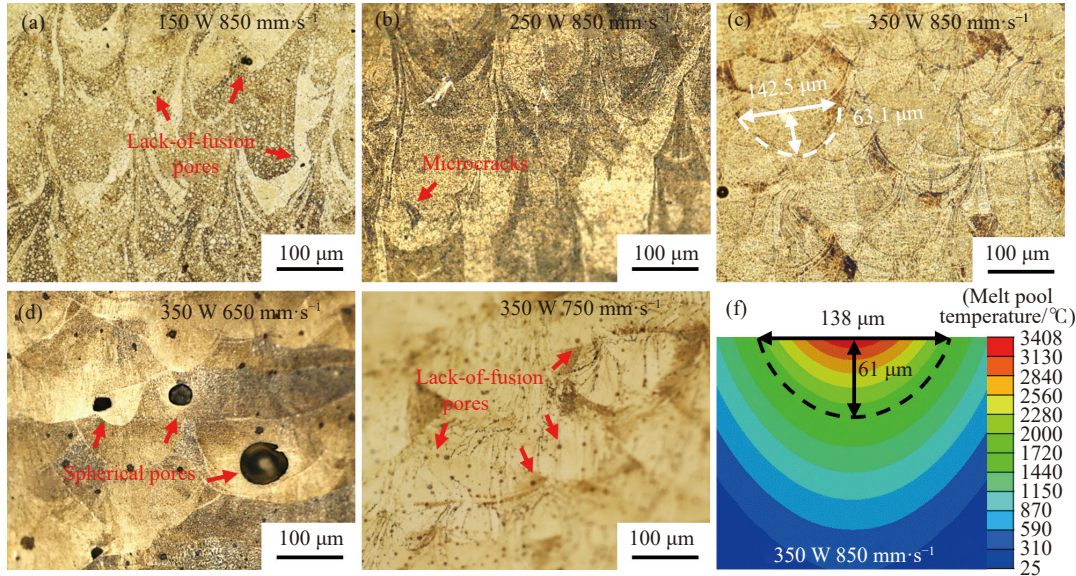


图 7 不同工艺参数下熔池形貌与尺寸对比. (a~e) 实验结果; (f) 模拟结果

Fig.7 Comparison of molten pool morphology and size under different process parameters: (a~e) experimental results; (f) simulation results

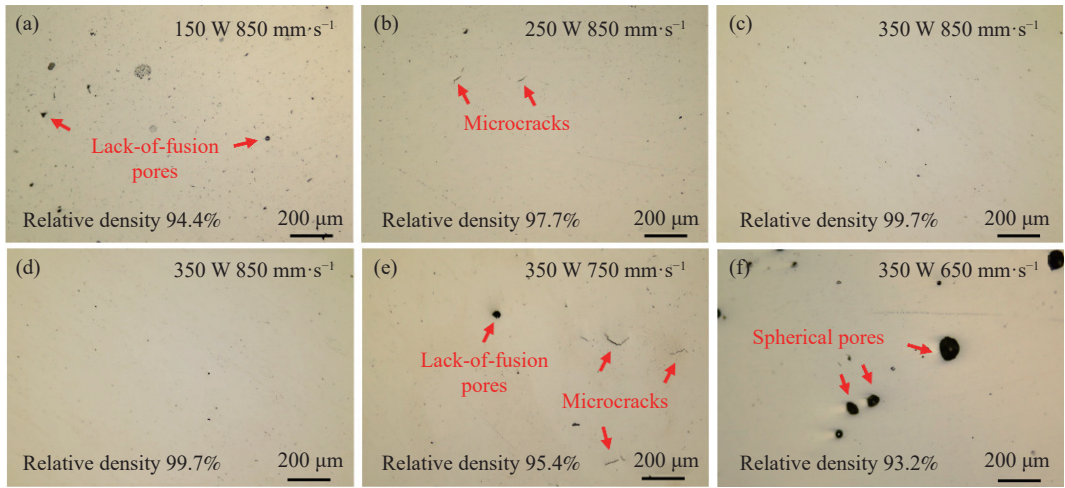


图 8 不同工艺参数下孔隙缺陷与致密度

Fig.8 Pore defects and relative density under different process parameters

着性差, 导致相邻层或相邻轨道之间的熔池融合不良, 与未融合粉末之间形成孔隙. 当激光功率增加到 350 W 时, 激光能量充足, 试样表面平整光洁, 无明显孔洞, 致密度达到 99.7%. 如图 8(d)~(f) 所示, 随着扫描速度减小, 孔洞尺寸和数量逐渐增加. 当扫描速度为 650 mm·s⁻¹ 时, 激光体能量密度过大, 虽然会使粉末熔化得更加充分, 但持续高温会导致较低熔点的元素发生气化现象, 产生的气泡导致熔液面不稳定, 在凝固过程中, 当气泡来不及逸出时, 就形成了不规则孔洞等缺陷. 当扫描速度上升至 850 mm·s⁻¹ 时, 能量密度下降, 气孔减少, 试样致密度增加. 在激光功率为 350 W, 扫描速度为 850 mm·s⁻¹ 的组合下, 所得样品孔隙缺陷最少, 致密度最高, 这与上述 2.1 中温度场模拟结果

一致.

2.4 力学性能

图 9 为实验中不同激光功率和扫描速度下试样的显微硬度. 由图 9(a) 可知, 试样成形件的显微硬度随着激光功率的增大而增大, 该变化趋势与致密度变化趋势一致. 当激光功率为 150 W 时, 粉末在短时间内吸收的能量较少, 不能使自身完全熔化. 未熔粉末过多, 相邻熔池形成的缺陷也越多, 因此该参数下成形件显微硬度最小, 为 361.5 HV. 当激光功率为 350 W 时, 熔道之间结合性较好, 孔隙缺陷几乎消失, 致密化程度增大, 因此成形件硬度达到最大为 398.08 HV. 当扫描速度从 650 mm·s⁻¹ 增加到 850 mm·s⁻¹ 时, 试样硬度从 296.02 HV 增加到 398.08 HV, 这是因为扫描速度过小时, 孔隙数量

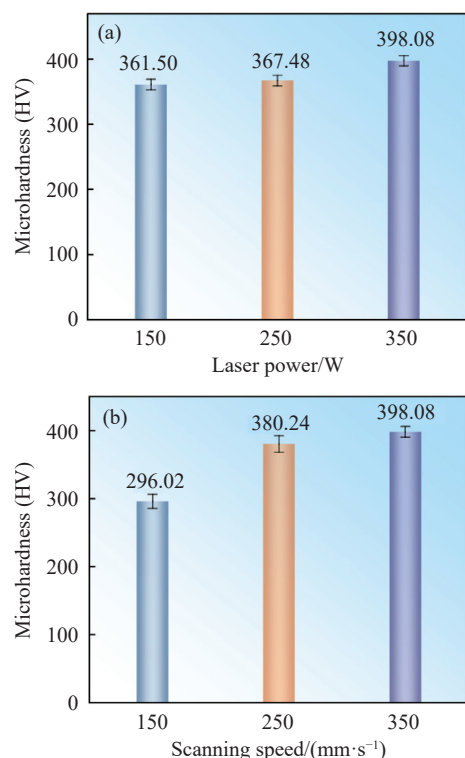


图9 不同工艺参数下显微硬度。(a) 不同激光功率 ($v=850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$); (b) 不同扫描速度 ($P=350 \text{ W}$)

Fig.9 Microhardness under different process parameters: (a) different laser powers ($v = 850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$); (b) different scanning speeds ($P = 350 \text{ W}$)

增加, 打印时孔隙容易引起坍塌, 因此硬度降低。综上所述可推断, 当激光体能量密度接近 $137.25 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ 时, 适当的提高激光功率或增大扫描速度可以提高成形件的硬度, 合理选择 SLM 工艺参数, 能够使样品性能得到改善。

图10为实验中不同激光功率和扫描速度下试样的室温拉伸性能。如图10(b)所示, 随着激光功率由 150 W 上升至 350 W, 试样的抗拉强度由 1453.6 MPa 上升至 1529.5 MPa。由于激光功率过低时 SLM 成形过程中粉末未完全融化, 相邻熔道之间存在未融合粉末形成未融合缺陷, 导致试样抗拉强度和延伸率较低, 当激光功率增大时, 粉末充

分融化, 因此试样抗拉强度增大。如图10(c)所示, 随着扫描速度由 $650 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 上升至 $850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, 试样的抗拉强度由 1169.2 MPa 上升至 1529.5 MPa。当扫描速度为 $650 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 由于能量密度过高, 熔池出现过烧现象, 试样中出现的孔洞成为断裂源, 是导致材料强度和韧性较低的主要原因; 当扫描速度为 $850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 孔隙缺陷最少, 试样的综合力学性能最佳, 抗拉强度和延伸率分别可达 1529.5 MPa 和 2.65%。综上所述, 试样的综合力学性能与其致密度有直接关联, 试样致密性越高, 力学性能越好, 这与文献中的研究规律一致^[34]。此外, 传统工艺^[35]制备的 AlCoCrFeNi_{2.1} 试样屈服强度为 $508 \pm 22 \text{ MPa}$, 极限抗拉强度为 $1096 \pm 33 \text{ MPa}$; 而 SLM 工艺制备的试样屈服强度为 1349.4 MPa, 极限抗拉强度为 1529.5 MPa, 与传统工艺试件相比分别提升了 165.63% 和 39.55%, 力学性能得到了较大提升。这主要由于 SLM 工艺具有较高的冷却速率, 制备的试样具有细微、均匀的快速凝固组织, 因此 SLM 制备试样的强度普遍高于传统工艺制备的同种材料试样。此外, 在最佳工艺参数下, 本文 SLM 制备的 AlCoCrFeNi_{2.1} 试样屈服强度和极限抗拉强度相比于前人也均有所提高 (如表3所示)。

3 结论

本文利用 ABAQUS 软件建立了有限元数值模型, 利用 DFLUX 子程序编译实现高斯面热源的移动, 研究了 SLM 成形工艺参数对制备共晶高熵合金 AlCoCrFeNi_{2.1} 温度场的影响, 并结合实验对熔池形貌进行表征及测试力学性能, 结果表明:

(1) 随着激光功率增加和扫描速度降低, 熔池的长度、宽度和深度均有所增加。当激光功率为 350 W, 扫描速度为 $850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 搭接区域较大, 相邻熔道之间结合较好, 会形成缺陷少、致密性良好的试样, 且熔池宽深比较小, 熔池结构更稳定。

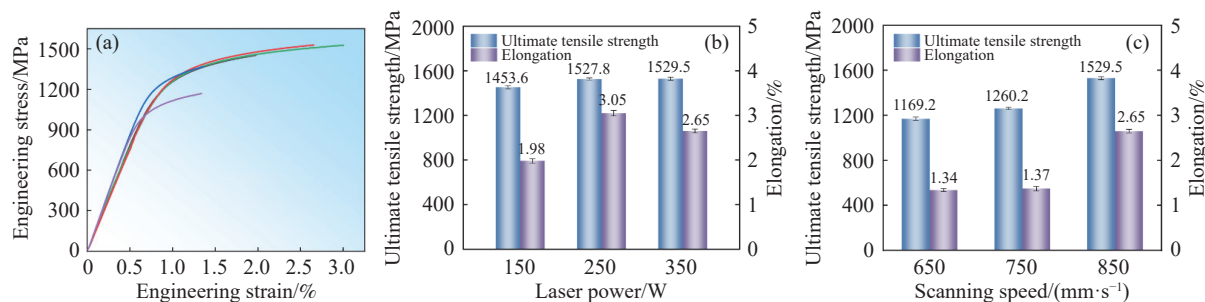


图10 不同工艺参数下室温拉伸性能。(a) 应力-应变曲线; (b) 不同激光功率 ($v=850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$); (c) 不同扫描速度 ($P=350 \text{ W}$)

Fig.10 Tensile properties at room temperature under different process parameters: (a) stress-strain curves; (b) different laser powers ($v = 850 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$); (c) different scanning speeds ($P = 350 \text{ W}$)

表 3 与其他 SLM 成形 AlCoCrFeNi_{2.1} 合金力学性能比较

Table 3 Yield mechanical properties of AlCoCrFeNi_{2.1} alloy prepared via SLM

Ultimate tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation to failure/%	Resource
1529.5	1349.4	2.65	This work
1046	546.4	17.7	[36]
1271	966	22.5	[13]
1322.8	982.1	12.3	[37]
1380	1200	10	[12]

(2)随着激光功率和扫描速度的增加,熔池温度变化率增大,最佳工艺参数(激光功率 350 W, 扫描速度 850 mm·s⁻¹)条件下,熔池升温速率为 22.74 × 10⁶ °C·s⁻¹,冷却速率为 12.71 × 10⁶ °C·s⁻¹,液相时间为 0.3 ms,较高的冷却速率有利于获得更细的晶粒的微观结构,实际加工中可通过改变激光功率和扫描速度来控制冷却速率,进而改善零部件的性能。

(3)对熔池的形貌和尺寸进行了显微组织观察分析,并于模拟结果进行了对比分析.结果表明熔池尺寸与模拟数据吻合较好,表明本文所建立的有限元模型可以有效预测熔池尺寸变化.且通过孔隙缺陷实验观察发现,最佳工艺参数下,熔池孔隙缺陷少,致密度最高,AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的显微硬度为 398.08 HV,抗拉强度和延伸率分别为 1529.5 MPa 和 2.65%,综合力学性能达到最佳。

虽然本文已经对 SLM 成形 AlCoCrFeNi_{2.1} 的温度场进行了一些总结并确定了最佳工艺参数,但 SLM 成形性能不仅与激光功率、扫描速度有关,扫描间距、层厚等多种因素仍需进行更深入的研究,以提高其后续研究的可靠性.同时,尽管本文已经考虑了材料热物性参数等因素对 SLM 成形过程的影响,但熔池形态还与反冲压力、激光光压、马兰戈尼效应等因素有关,所以在综合考虑各种因素问题上,值得后续详细研究。

参 考 文 献

[1] Gao X Z, Lu Y P, Zhang B, et al. Microstructural origins of high strength and high ductility in an AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy. *Acta Mater*, 2017, 141: 59

[2] Lu Y P, Dong Y, Guo S, et al. A promising new class of high-temperature alloys: Eutectic high-entropy alloys. *Sci Rep*, 2014, 4: 6200

[3] He J Y, Wang H, Huang H L, et al. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Acta Mater*, 2016, 102: 187

[4] Chen Y Y, Shi G H, Du Z M, et al. Research progress on additive manufacturing TiAl alloy. *Acta Metall Sin*, 2024, 60(1): 1
(陈玉勇, 时国浩, 杜之明, 等. 增材制造 TiAl 合金的研究进展. *金属学报*, 2024, 60(1): 1)

[5] Gao B W, Zhao H J, Peng L Q, et al. A review of research progress in selective laser melting (SLM). *Micromachines*, 2022, 14(1): 57

[6] Zhang X Y, Liang Y F, Yi F, et al. Anisotropy in microstructure and mechanical properties of additively manufactured Ni-based GH4099 alloy. *J Mater Res Technol*, 2023, 26: 6552

[7] Wang X F, Wang G, Nan X L, et al. Mechanical behavior and microstructure evolution of different aluminum materials under shock loading. *J Mater Res Technol*, 2024, 29: 3614

[8] Taheri A, Farahmand F, Bahraminasab M. Radially and axially graded cellular tibial stems for total knee replacement. *Int J Mech Sci*, 2024, 263: 108772

[9] Lu Y P, Wu X X, Fu Z H, et al. Ductile and ultrahigh-strength eutectic high-entropy alloys by large-volume 3D printing. *J Mater Sci Technol*, 2022, 126: 15

[10] Ren J, Zhang Y, Zhao D X, et al. Strong yet ductile nanolamellar high-entropy alloys by additive manufacturing. *Nature*, 2022, 608(7921): 62

[11] Yin J N, Liu W, Cao Y, et al. Rapid prediction of the relationship between processing parameters and molten pool during selective laser melting of cobalt-chromium alloy powder: Simulation and experiment. *J Alloys Compd*, 2022, 892: 162200

[12] Lan L W, Wang W X, Cui Z Q, et al. Effect of scanning speed on microstructure and mechanical properties of selective laser melting AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy. *Mater Lett*, 2023, 330: 133321

[13] Guo Y N, Su H J, Zhou H T, et al. Unique strength-ductility balance of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy with ultra-fine duplex microstructure prepared by selective laser melting. *J Mater Sci Technol*, 2022, 111: 298

[14] Tan J H K, Sing S L, Yeong W Y. Microstructure modelling for metallic additive manufacturing: A review. *Virtual Phys Prototyp*, 2020, 15(1): 87

[15] Chi M, Qian B, Wei Q S, et al. Finite element simulation and analysis of the temperature field in selective laser melting process. *Manuf Technol Mach Tool*, 2018(7): 97
(池敏, 钱波, 魏青松, 等. 选择性激光熔化成形温度场模拟与分析. *制造技术与机床*, 2018(7): 97)

[16] Zhang L, Wu W H, Lu L, et al. Effect of heat input parameters on temperature field in inconel 718 alloy during selective laser melting. *J Mater Eng*, 2018, 46(7): 29
(张亮, 吴文恒, 卢林, 等. 激光选区熔化热输入参数对 Inconel 718 合金温度场的影响. *材料工程*, 2018, 46(7): 29)

[17] Wen S, Dong A P, Lu Y L, et al. Finite element simulation of the temperature field and residual stress in GH536 superalloy treated by selective laser melting. *Acta Metall Sin*, 2018, 54(3): 393
(文舒, 董安平, 陆燕玲, 等. GH536 高温合金选区激光熔化温度场和残余应力的有限元模拟. *金属学报*, 2018, 54(3): 393)

- [18] Foroozmehr A, Badrossamay M, Foroozmehr E, et al. Finite element simulation of selective laser melting process considering optical penetration depth of laser in powder bed. *Mater Des*, 2016, 89: 255
- [19] Li Z H, Xu R J, Zhang Z W, et al. The influence of scan length on fabricating thin-walled components in selective laser melting. *Int J Mach Tools Manuf*, 2018, 126: 1
- [20] Huang W B, Zhang Y M. Finite element simulation of thermal behavior in single-track multiple-layers thin wall without-support during selective laser melting. *J Manuf Processes*, 2019, 42: 139
- [21] Belazi A, El-Latif A A A. A simple yet efficient S-box method based on chaotic sine map. *Optik*, 2017, 130: 1438
- [22] Li W J. *Study on Numerical Simulation and Regression Analysis of SLM Forming of AlCoCrFeNi_{2.1} High Entropy Alloy* [Dissertation]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021 (李唯嘉. AlCoCrFeNi_{2.1} 高熵合金 SLM 成型数值模拟及回归分析研究[学位论文]. 大连: 大连理工大学, 2021)
- [23] Du Y, You X Y, Qiao F B, et al. A model for predicting the temperature field during selective laser melting. *Results Phys*, 2019, 12: 52
- [24] Hussain M, Gupta P, Kumar P, et al. Selective laser melting of single track on Ti-6Al-4V powder: experimentation and finite element analysis. *Arab J Sci Eng*, 2020, 45(2): 1173
- [25] Yin J N. *Numerical Simulation and Experimental Study on Selective Laser Melting of Cobalt-Chromium Alloy* [Dissertation]. Taiyuan: North University of China, 2022 (阴建能. 选区激光熔化钴铬合金数值模拟与实验研究[学位论文]. 太原: 中北大学, 2022)
- [26] Yadroitsev I, Gusarov A, Yadroitsava I, et al. Single track formation in selective laser melting of metal powders. *J Mater Process Technol*, 2010, 210(12): 1624
- [27] Xiang Z W, Yin M, Yin G F, et al. Influence of critical process parameters on the thermal physical process in selective laser melting. *Adv Eng Sci*, 2020, 52(1): 134
- (向召伟, 殷鸣, 殷国富, 等. 激光选区熔化关键工艺参数对热物理过程的影响. 工程科学与技术, 2020, 52(1): 134)
- [28] Paul M J, Liu Q, Best J P, et al. Fracture resistance of AlSi₁₀Mg fabricated by laser powder bed fusion. *Acta Mater*, 2021, 211: 116869
- [29] Wang Q J, Shao H J, Zhang X, et al. Study of thermal behavior and microstructure formation mechanism of CuCrZr alloy melted by laser powder bed fusion. *Mater Charact*, 2023, 198: 112721
- [30] Dai D H, Gu D D. Influence of thermodynamics within molten pool on migration and distribution state of reinforcement during selective laser melting of AlN/AlSi₁₀Mg composites. *Int J Mach Tools Manuf*, 2016, 100: 14
- [31] Zhao X, Dong S Y, Yan S X, et al. The effect of different scanning strategies on microstructural evolution to 24CrNiMo alloy steel during direct laser deposition. *Mater Sci Eng A*, 2020, 771: 138557
- [32] Tang M, Pistorius P C, Narra S, et al. Rapid solidification: Selective laser melting of AlSi₁₀Mg. *JOM*, 2016, 68(3): 960
- [33] Liu Y J, Liu Z, Jiang Y, et al. Gradient in microstructure and mechanical property of selective laser melted AlSi₁₀Mg. *J Alloys Compd*, 2018, 735: 1414
- [34] Guan P F, Chen X H, Liu P, et al. Effect of selective laser melting process parameters and aging heat treatment on properties of CuCrZr alloy. *Mater Res Express*, 2019, 6(11): 1165c1
- [35] Huang L F, Sun Y N, Chen N, et al. Simultaneously enhanced strength-ductility of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy via additive manufacturing. *Mater Sci Eng A*, 2022, 830: 142327
- [36] Lu Y P, Gao X Z, Jiang L, et al. Directly cast bulk eutectic and near-eutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range. *Acta Mater*, 2017, 124: 143
- [37] He L, Wu S W, Dong A P, et al. Selective laser melting of dense and crack-free AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy: Synergizing strength and ductility. *J Mater Sci Technol*, 2022, 117: 133