

激光与光电子学进展

激光选区熔化高强铝合金热行为模拟研究

杨雪慧, 张争艳*, 王顺

河北工业大学机械工程学院, 天津 300130

摘要 针对高强铝合金利用选区激光熔化技术成形困难的问题, 基于 ANSYS 软件进行有限元分析研究激光选区熔化变形铝合金, 揭示了成形过程中温度场分布与基本特征, 并通过温度分布云图研究了扫描道的温度梯度变化。同时, 研究了激光功率和扫描速度对熔池热行为的影响, 借助仿真研究了扫描工艺参数对熔池形态变化的影响规律。结果发现: 在仿真成形过程中, 熔池尺寸与扫描速度呈非线性变化关系, 与激光输入的线能量密度呈正相关, 随着能量密度的增加, 尺寸增加。通过试验对该模拟结果进行验证, 此研究可以为后续的成形分析提供理论参考。

关键词 激光光学; 选择性激光熔化; 数值模拟; 高强铝合金; 熔池形态; 热行为

中图分类号 TG665; TG146.21

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP202259.2314003

Simulation of Thermal Behavior of Selective Laser Melting High Strength Aluminum Alloy

Yang Xuehui, Zhang Zhengyan*, Wang shun

School of Mechanical Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300130

Abstract Aiming at the difficulty of forming high strength aluminum alloys by selective laser melting technology, this paper conducts finite element analysis based on ANSYS software to study the selective laser melting of aluminum alloys, and reveals the temperature field distribution and basic characteristics during the forming process. And the temperature gradient of the scan track is studied through the temperature distribution cloud map. At the same time, the influence of laser power and scanning speed on the thermal behavior of the molten pool was studied, and the influence of the scanning process parameters on the shape of the molten pool was studied by means of simulation. The results show that in the simulation forming process, the size of the molten pool has a nonlinear relationship with the scanning speed, and is positively related to the linear energy density of the laser input. As the energy density increases, the size increases. The simulation results are verified by experiments, and this study can provide a theoretical reference for subsequent forming analysis.

Key words laser optics; selective laser melting; numerical simulation; high strength aluminum alloy; molten pool morphology; thermal behavior

1 引言

增材制造技术是一种以设计构造的三维模型为输入, 逐层生成所需零件形状的加工制造方法。现阶段所使用的技术主要分为两种, 即激光工程净成形技术^[1-2] (LENS) 和激光选择性熔化成形技术 (SLM), 均可广泛用于各种金属粉末成形。选择性激光熔化技术主要指的是从三维 (3D) 打印技术发展到了后期研究开发的新型加工技术^[3-5]。理论上, 随着激光选择性熔化

成形技术和设备的发展, SLM 可以应用于各种材料的成形^[6], 如不锈钢^[7]、镍基合金^[8]、钛合金^[9]、高温合金、钴铬合金等。高强度铝合金具有较大的设计自由度和可灵活制造复杂零件的特性, 使其在航空、封装等领域得到广泛应用, 然而由于其特殊的物理性能, 在 SLM 成形中存在很大的困难。

目前, 利用 SLM 成形铝合金的研究主要集中在铝硅合金成形上, 如 Al-7Si 和 Al10SiMg 合金^[10-12]。王小军等^[13]研究了 SLM 成形时, 工艺参数对 Al-Si 合金加

收稿日期: 2021-09-08; 修回日期: 2021-11-02; 录用日期: 2021-11-08

基金项目: 国家自然科学基金 (61802108)、河北省自然科学基金 (E2017202296)

通信作者: *zzy@hebut.edu.cn

工中的成形组织产生的影响,确定了 SLM 成形 Al-Si 合金的最优加工工艺参数:扫描速率为 375~1125 mm/s,扫描间距为 0.15 mm,激光扫描功率为 200 W,激光曝光时间为 0.08 ms,粉末层厚度为 0.05 mm。并通过探讨相对密度、显微硬度和微观组织形貌对其进行了表征,发现 AlSi12、AlSi10Mg、AlSi7Mg 和 AlSi5 试样的密度、硬度与延展性等均随激光能量密度的增加呈现上升趋势,Si 含量的增加,使得成型试样的屈服强度和断裂强度不断增加,断裂韧性与之呈负相关。张文奇^[14]对 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的工艺参数进行了相关研究,并得到了几乎完全致密的成形试样,致密度超过 99.9%。沉积试样的抗拉强度高 500 MPa,远高于铸造标准。沉积试样的伸长率与铸造试件相当,为 3%~3.5%。然而,二次退火处理降低了这些合金 (Al-12Si 和 Al10SiMg) 的性能。Zhang 等^[15-16]研究了高强度铝铜合金的力学性能和显微组织,采用 SLM 法制备 Al-Cu-Mg 系合金。对不同扫描速度下的成形样品进行了检测研究,结果表明,当加工能量密度达到 340 J/mm³时,可获得裂纹较少、密度较高的高强度 Al-Cu-Mg 合金试样。综上所述,国内外学者对钛合金、不锈钢、铜基合金等金属材料的成形进行了大量的研究,但针对高强铝合金成形的研究相对较少。2024 铝合金是一种典型的变形铝合金,具有耐腐蚀性好、密度小等优点。同时,由于凝固温度范围宽、焊接性能差,利用 SLM 成形可能存在较大的热开裂倾向,导致力学性能较低。本文的研究主要对象为 2024 高强铝合金,采用模拟分析的方法,研究了选择性激光熔化成形合金过程中的温度场动态变化规律,利用云图对温度分布状况、熔池尺寸等进行深入探讨,分析了激光工艺参数对金属粉末材料热行为的影响规律,为高强变形铝合金进一步成形提供理论指导。

2 研究方法

根据激光热源加工的实际过程,建立物理模型,选择瞬态热非线性传导控制方程和弹塑性本构方程作为其理论研究依据。进行仿真时的初始温度一般设定为基板环境温度,边界条件的设置需要根据所用的热源,考虑热辐射、热对流等热传递现象。

如图 1 所示,本文建立的热源模型呈高斯分布,其数学分布函数^[17]为

$$q = \frac{2AP}{\pi\omega^2} \exp\left(-\frac{2R^2}{\omega^2}\right), \quad (1)$$

式中: q 为添加的热源强度; A 为金属粉末材料对激光器发射激光的吸收率; P 为打印过程输入的激光功率; ω 为光斑半径,即热源输入的热流密度衰减到光斑中心处热流密度的 $1/e^2$ 时,与光斑中心之间间隔; R 为金属粉末所示平面上任一点距扫描光斑中心的间隔。

SLM 成形是一个金属粉末快速熔化与凝固的过

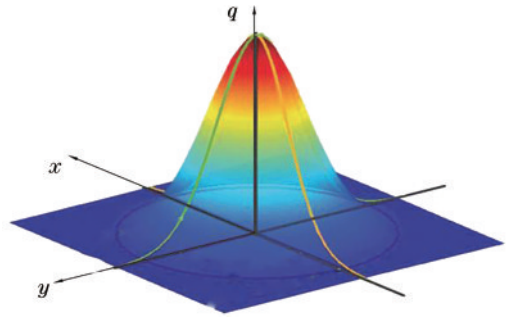


图 1 高斯热源模型

Fig. 1 Gaussian heat source model

程,激光高斯热源沿扫描线高速移动,使整个粉末床所处空间的温度呈现不同的变化现象。因此,对激光选区熔化成形过程的温度场研究,就是解决非线性瞬态热传递的问题,由三维瞬态热传导控制微分方程进行表述

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q, \quad (2)$$

式中: ρ 为粉末材料的理论密度; C 为材料比热容; T 为熔融过程粉末床的瞬时温度; t 为激光与粉末床进行相互作用的时间; K 为 x 、 y 、 z 方向的热传导率,考虑材料属性为各向同性,故各个方向的热传导率一致。

将 SLM 成形开始时粉层的温度作为初始温度,即为初始时刻的温度场条件,

$$T(x, y, z) \Big|_{t=0} = T_0, \quad (3)$$

式中: T_0 表示基板以及预铺设粉末的初始温度,即环境温度,设为 22 °C。

边界条件代表成形试样与外界环境之间的对流换热状况,主要分为四类,在 SLM 成形模拟,一般将热对流换热与热辐射换热统一考虑,设置时以稳态情况下的 80~100 倍作为参考数值。边界条件表示为

$$-K \frac{\partial T}{\partial y} = h(T - T_s) + \sigma\epsilon(T^4 - T_s^4), \quad (4)$$

式中: σ 为 Stefan-Boltzmann 常数; ϵ 为模型的有效辐射系数; h 为对流换热系数; T_s 为粉末所处环境温度。

3 有限元仿真

本文研究对象为 2024 铝合金,由于在利用有限元分析增材制造过程的研究中,高强铝合金的研究较少,需要利用 JMatPro 软件对所需加工粉末的成分参数进行输入,通过相关计算得到材料各方面的性能参数,同时导入 Workbench 中,如表 1 所示,采用有限元分析软件具备的建模模块进行仿真模型的设置。如图 2 所示,铝合金粉床被激光扫描的区域尺寸为 0.8 mm × 0.24 mm × 0.04 mm,基板材料选用不锈钢,其尺寸为 1.0 mm × 0.5 mm × 0.1 mm。考虑到数值模拟过程中的计算效率和计算精度,粉末层的热分析单元通常采

表 1 2024 铝合金的物理性能参数

Table 1 Physical performance parameters of 2024 aluminum alloy

$T / ^\circ\text{C}$	25	100	200	350	500
$\rho / (\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	2790	2780	2760	2720	2680
$K / (\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot^\circ\text{C}^{-1})$	158.33	165.72	171.60	175.49	173.56
$C / (\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot^\circ\text{C}^{-1})$	870	920	960	1020	1189

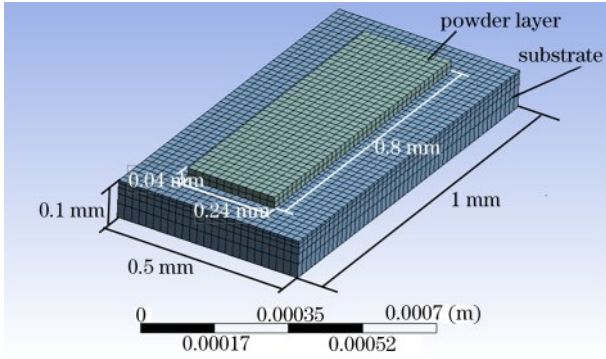


图 2 有限元模型

Fig. 2 Finite-element model

用六面体八节点单元,每个小单元的尺寸为 $0.02\text{ mm}\times 0.02\text{ mm}\times 0.02\text{ mm}$,基板选用六面体单元进行自由网格划分, z 方向采用不均匀的网格划分方式,减少模拟过程中所需的计算量。通过 ANSYS 的 APDL 编程语言加载激光移动热源,并实现在加工面的移动。

4 仿真结果分析

模拟采用的工艺参数如下:输入的激光功率为 200 W,扫描速度设定为 300 mm/s,扫描光斑直径为 0.1 mm,基板初始温度为 $22\text{ }^\circ\text{C}$ 。图 3 为扫描结束时的最高温度分布云图。

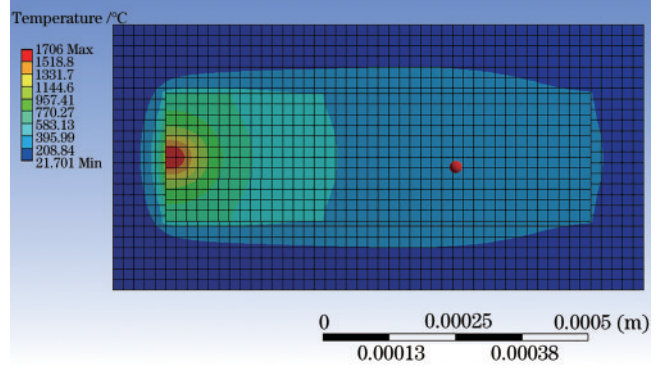


图 3 激光选区熔化铝合金温度分布云图

Fig. 3 Cloud map of temperature distribution of selective laser melting of aluminum alloy

图 4 和图 5 分别为成形过程中扫描线中点的温度变化状况,在激光的作用下,熔池上表面的温度场等温线分布类似一系列的椭圆,观察熔池表面可以发现,预扫描处的等温线比扫描过后的等温线更加密集,这是由于熔池前为未熔化粉末区域,热导率远小于凝固固体,热量的传递速率具有明显差异,故而温度梯度比较密集。熔池中心区域的温度高于高强铝合金的熔点,这部分区域形成小熔池,Cu、Mg 元素易蒸发,产生空洞现象^[18],影响制件表面的成形质量。熔池的预测温度从中心处的 $1377\text{ }^\circ\text{C}$ 逐渐降到边缘处的 $425\text{ }^\circ\text{C}$,扫描线中点位置的最大冷速高达 $3.6\times 10^6\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$,温度梯度为 $3.03\times 10^4\text{ }^\circ\text{C}/\text{mm}$,温度梯度变化和高冷速的存在使得熔池表面张力加大。激光成形过程相互影响,激光的热传递过程对扫描线周围的粉末材料具有预热作用,热量的不断累积,也会引起粉末层高温及大尺寸熔池现象,温度梯度呈现上升趋势。热循环曲线^[19]体现了扫描线上金属粉末快速熔化凝固的温度变化以及冷却过程。

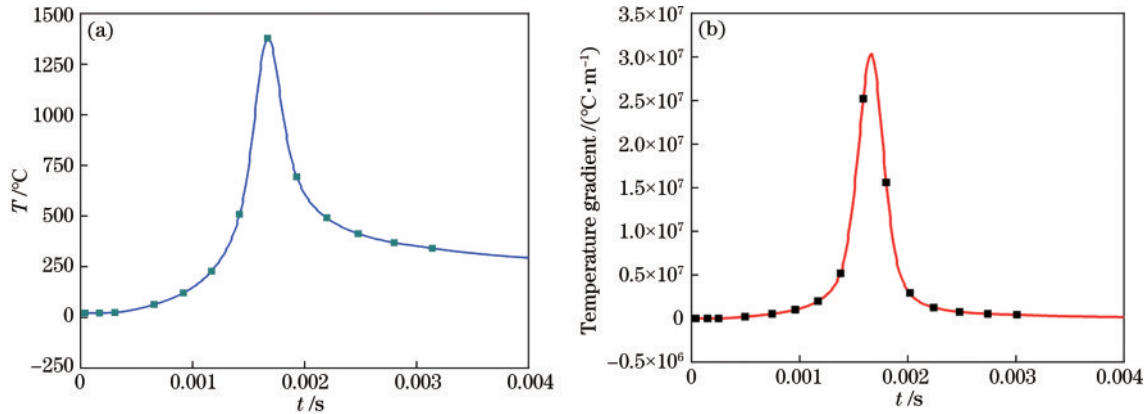


图 4 扫描线中点的温度场分布情况。(a) 热循环曲线;(b) 温度梯度变化曲线

Fig. 4 Temperature field distributions at the midpoint of the scan line. (a) Thermal cycle curve; (b) temperature gradient curve

同时,对改变工艺参数下,高强铝合金温度场的变化进行探讨,研究了激光扫描速度与激光功率的改变对模拟温度场变化的影响,以及温度曲线变化的

规律。

由图 6 可知,同一功率下,熔池末端的峰值温度随着扫描速度的降低逐渐升高,熔池的热影响区随之增

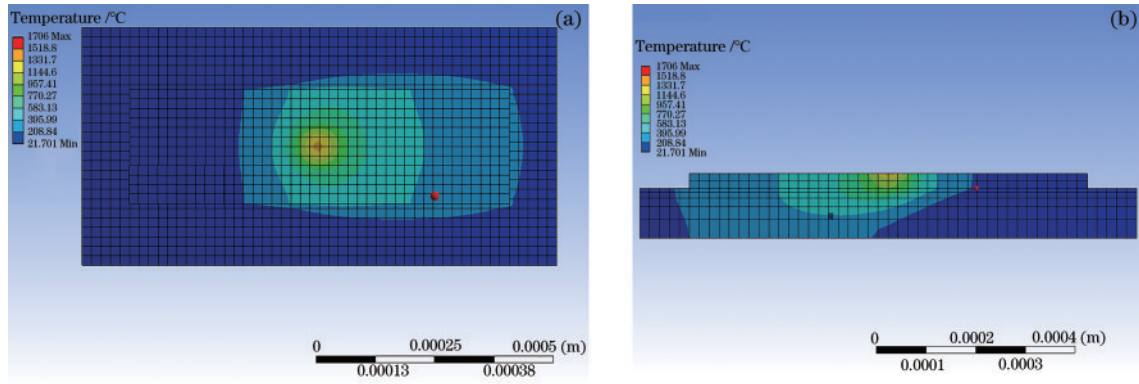


图 5 扫描线中点的熔池情况。(a)熔池表面;(b)熔池截面

Fig. 5 Molten pool at the midpoint of the scan line. (a) Molten pool surface; (b) cross section of molten pool

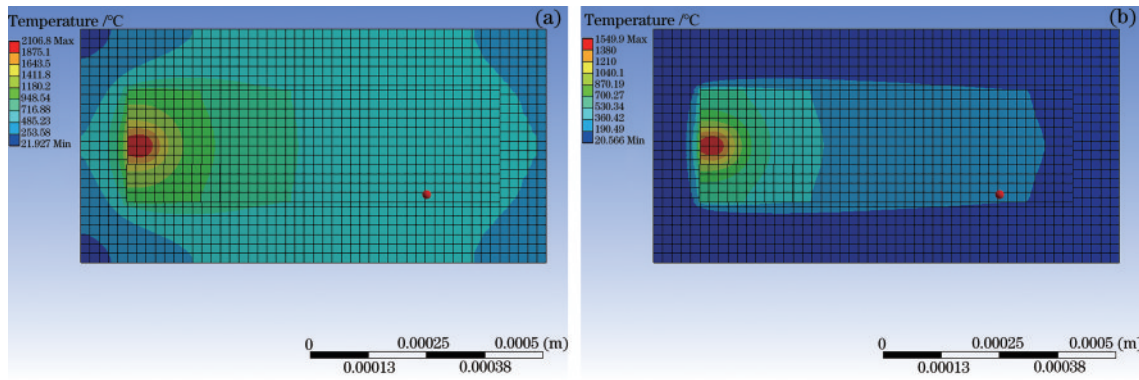


图 6 不同扫描速度下的熔池表面。(a) 100 mm/s; (b) 500 mm/s

Fig. 6 Molten pool surface at different scanning speeds. (a) 100 mm/s; (b) 500 mm/s

大,液相存在时间明显增加,温度梯度随着扫描速度的减小变化增强,而激光功率对其影响则呈相反趋势。这是因为金属粉末或已凝固实体在单位时间内受到的激光热源能量增加,接收的能量一部分传递给周围的粉末颗粒或已成形成实体,影响熔池的热影响区,另一部分会使扫描处吸收能量增加即表现为温度的变化(图7)。铝合金对各种激光器发射激光的反射率普遍

较高,加工过程中熔化其金属粉末往往需要更大的能量,激光功率过小致使粉层所得到的热流能量降低,易存在少量粉末不能完全熔化的现象,在成形件表面出现大量金属球形颗粒,影响加工试件的质量,过大的功率可能会导致熔池具有过高的瞬时最高温度,造成飞溅^[20-21]等,影响成形形貌。

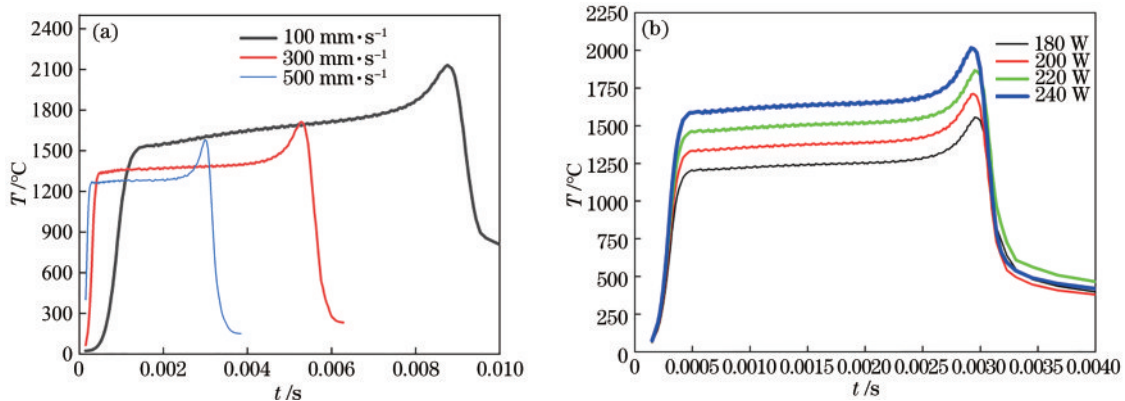


图 7 不同工艺参数下温度演化。(a) 不同扫描速度;(b) 不同激光功率

Fig. 7 Temperature evolution under different process parameters. (a) Different scanning speeds; (b) different laser powers

本文研究了不同工艺参数对 SLM 过程的熔池深度的影响,影响熔池深度的因素主要是不同扫描参数下粉末纵向传热速度。从图 8(a)可以看出,当激光功

率为 200 W,扫描速度大于 500 mm/s 时,熔池的深度小于 0.04 mm,小于铺设粉末的单层层厚,可能会导致试样成形时层与层之间的欠熔合现象,进而影响成形

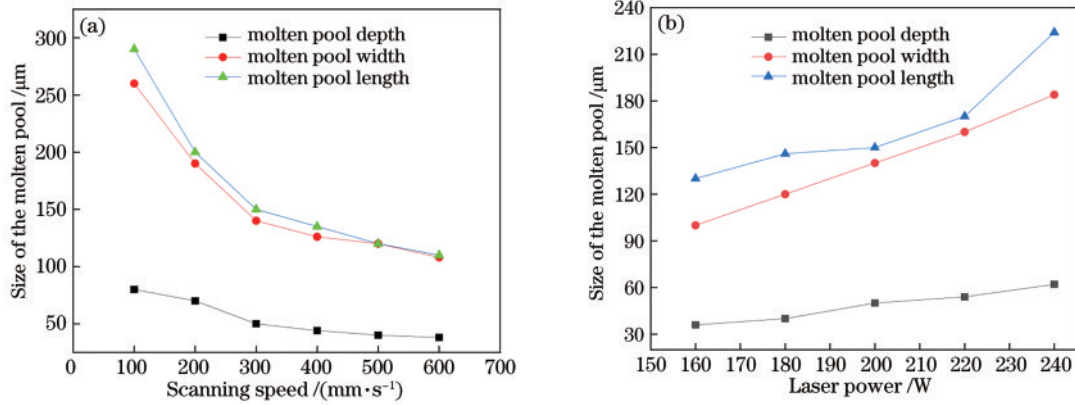


图8 不同参数下熔池的长、宽和深。(a) 不同扫描速度;(b) 不同激光功率

Fig. 8 Length, width, and depth of the molten pool under the different parameters. (a) Different scanning speeds; (b) different laser powers

质量。从图8(b)可以看出,在同一扫描速度(300 mm/s)下,当激光功率为180~240 W时,熔池熔深均大于铺粉层厚,因此在这一参数范围成形时,成形件可以避免因能量密度不足所造成的球化缺陷以及熔深不足所形成的层间未熔合缺陷。

熔池宽度严重影响相邻扫描道的搭接率,进而影响多道扫描间的熔融结合状况等。扫描速度或者激光功率对熔池宽度变化有重要影响,功率的增加使得宽度增大,搭接率增加,扫描道之间熔融凝固加强。

通过对比不同加工参数下的熔池状态可知,熔池的尺寸(如熔深等)均随着扫描速度的降低或者激光功率的增加而增加,这是由于在加工成形过程中,激光能量密度增大,熔融时间也会随之延长,金属粉末也就可以完全被熔化,而且熔融区域也会增大。但需要注意的是,扫描速度过小就会造成熔融区域的过熔,易引起材料粉末的气化^[22],产生液滴飞溅,影响成形表面的质量。通过插值计算,对比激光能量密度相同情况下的两组试验(160 W、300 mm/s和200 W、375 mm/s)可知,激光功率越高,获得的熔池尺寸也就越大。冷却速率随着扫描速度的增加呈现先增加后减小的趋势,这是因为扫描速度影响粉末状态的转变速率以及金属粉末与激光束之间的相互作用时间,速度加快,粉末熔融,由粉末态转变为熔融状态,传热能力提升,冷却加快,但是过快的速度易导致部分粉末未能充分熔化,半熔颗粒的存在使得粉床的传热能力下降,热影响区减小,冷却速率降低,冷却速率的高低严重影响试件成形后的残余应力^[23]。同时,当功率较低时,吸收的激光热源提供的能量密度较低,熔池峰值温度和液相存在时间也随之减小,使得未熔颗粒和已凝固实体之间不能充分熔融凝固进行有效结合,影响后续成形。

5 试验验证

利用打印设备对铝合金粉末进行打印试验,图9为块状打印试件。试验参数设置如下:激光功率为200 W,扫描速度为100~400 mm/s,扫描间距为0.01 mm,层厚为0.04 mm。然后,对试件熔池进行验证。如图10所示,当扫描速度为100 mm/s时,测得的

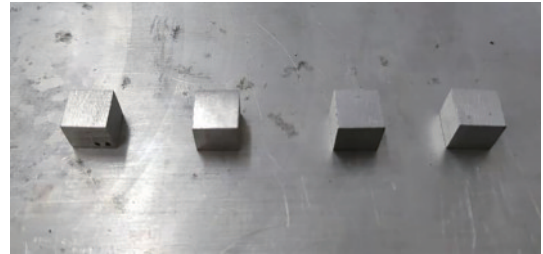


图9 块状打印试件

Fig. 9 Block print test piece

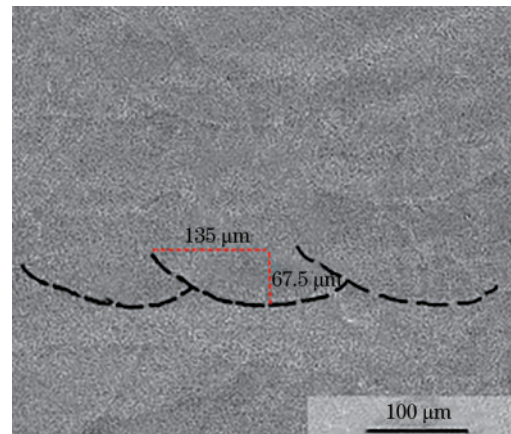


图10 扫描速度为100 mm/s时的熔池截面

Fig. 10 Cross section of molten pool at scanning speed of 100 mm/s

平均熔池宽度为 $270\ \mu\text{m}$, 深度为 $67.5\ \mu\text{m}$ 。最后, 研究了不同扫描速度下的熔池尺寸, 如图 11 所示, 本文模型的平均误差约为 11.8% , 数值模拟计算与试验结果一致, 证实了该模型的可靠性。

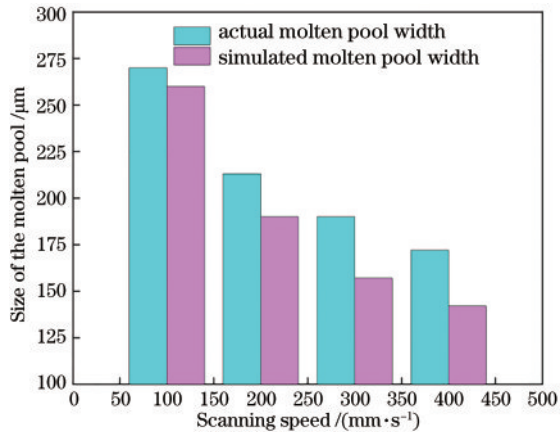


图 11 不同扫描速度下的熔宽对比

Fig. 11 Melt width comparison at different scanning speeds

6 结 论

SLM 过程中存在着明显的预热作用, 在成形高强铝合金时, 随着激光与粉床相互作用时间的增加, 激光热源提供的能量密度增强, 熔池峰值温度和液相存在时间随之增大, 使得未熔颗粒和已凝固实体之间充分熔融凝固, 得到有效结合。

本文借助有限元分析, 对激光选区熔化高强铝合金的温度场进行分析, 研究发现熔池形态与工艺参数密切相关, 随着线能量密度的增加, 熔池尺寸逐渐变大, 扫描速度或者激光功率主要影响熔池的长宽变化, 对熔池深度影响较小, 当激光功率为 $200\ \text{W}$, 扫描速度小于 $500\ \text{mm/s}$ 时, 熔池熔深均大于铺粉层厚, 激光扫描道上的最高温度均超过粉末的熔点。

本文通过试验研究了不同扫描速度下的熔池宽度变化, 并对模型进行了验证, 为高强铝合金的激光选区熔化成形提供理论基础, 为后续研究工艺参数的设计提供了参考。

参 考 文 献

- [1] 黎志勇, 杨斌, 王鹏程, 等. 金属 3D 打印技术研究现状及其趋势[J]. 新技术新工艺, 2017(4): 25-28.
Li Z Y, Yang B, Wang P C, et al. Research status and trend of metal 3D printing technology[J]. New Technology & New Process, 2017(4): 25-28.
- [2] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.
- [3] 杨永强, 吴伟辉, 来克嫻, 等. 金属零件选区激光熔化直接快速成形工艺及最新进展[J]. 航空制造技术, 2006, 49(2): 73-76, 97.

Yang Y Q, Wu W H, Lai K X, et al. Newest progress of direct rapid prototyping of metal part by selective laser melting[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2006, 49(2): 73-76, 97.

- [4] 林鑫, 黄卫东. 应用于航空领域的金属高性能增材制造技术[J]. 中国材料进展, 2015, 34(9): 658, 684-688.
Lin X, Huang W D. High performance metal additive manufacturing technology applied in aviation field[J]. Materials China, 2015, 34(9): 658, 684-688.
- [5] Tang Y, Loh H T, Wong Y S, et al. Direct laser sintering of a copper-based alloy for creating three-dimensional metal parts[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 140(1/2/3): 368-372.
- [6] 董鹏, 李忠华, 严振宇, 等. 铝合金激光选区熔化成形技术研究现状[J]. 应用激光, 2015, 35(5): 607-611.
Dong P, Li Z H, Yan Z Y, et al. Research status of selective laser melting of aluminum alloys[J]. Applied Laser, 2015, 35(5): 607-611.
- [7] Liverani E, Toschi S, Ceschini L, et al. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 249: 255-263.
- [8] Amato K. Comparison of microstructures and properties for a Ni-base superalloy (alloy 625) fabricated by electron beam melting[J]. Journal of Materials Science Research, 2012, 1(2): 435-438.
- [9] Kobryn P A, Semiatin S L. Mechanical properties of laser-deposited Ti-6Al-4V[J]. Solid Freeform Fabrication Proceedings, 2001: 6-8.
- [10] Thijs L, Kempen K, Kruth J P, et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi₁₀Mg powder[J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.
- [11] Brandl E, Heckenberger U, Holzinger V, et al. Additive manufactured AlSi₁₀Mg samples using selective laser melting (SLM): microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior[J]. Materials & Design, 2012, 34: 159-169.
- [12] Oper A F P I, Dewitt D P, Bergman T L, et al. Fundamentals of heat and mass transfer[M]. 6th ed. New York: John Wiley & Sons, 2005: 563-564.
- [13] 王小军, 王修春, 伊希斌, 等. 粉体特征对选区激光熔化 Al-Si 合金成型性能的影响[J]. 山东科学, 2016, 29(2): 30-35.
Wang X J, Wang X C, Yi X B, et al. Impact of powder characteristics on formation properties of selective laser melted Al-Si alloy[J]. Shandong Science, 2016, 29(2): 30-35.
- [14] 张文奇. AlSi₁₀Mg 合金粉末的选区激光熔化成形工艺及性能研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2015.
Zhang W Q. Investigation on process and performance of AlSi₁₀Mg parts fabricated by selective laser melting[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2015.
- [15] Zhang H, Zhu H H, Qi T, et al. Selective laser melting of high strength Al-Cu-Mg alloys: processing, microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and

- Engineering: A, 2016, 656: 47-54.
- [16] Nie X J, Zhang H, Zhu H H, et al. analysis of processing parameters and characteristics of selective laser melted high strength Al-Cu-Mg alloys: from single tracks to cubic samples[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 256: 69-77.
- [17] Zhang H, Zhu H H, Nie X J, et al. Fabrication and heat treatment of high strength Al-Cu-Mg alloy processed using selective laser melting[J]. Proceedings of SPIE, 2016, 9738: 97380X.
- [18] 罗心磊, 刘美红, 黎振华, 等. 不同热源模型对选区激光熔化 18Ni300 温度场计算结果的影响[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402005.
Luo X L, Liu M H, Li Z H, et al. Effect of different heat-source models on calculated temperature field of selective laser melted 18Ni300[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402005.
- [19] Li R D, Liu J H, Shi Y S, et al. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 59(9/10/11/12): 1025-1035.
- [20] Liu Y, Pang Z C, Zhang J. Comparative study on the influence of subsequent thermal cycling on microstructure and mechanical properties of selective laser melted 316L stainless steel[J]. Applied Physics A, 2017, 123(11): 688.
- [21] Andani M T, Dehghani R, Karamooz-Ravari M R, et al. Spatter formation in selective laser melting process using multi-laser technology[J]. Materials & Design, 2017, 131: 460-469.
- [22] Wang D, Wu S B, Fu F, et al. Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties[J]. Materials & Design, 2017, 117: 121-130.
- [23] Li Y L, Gu D D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder[J]. Materials & Design, 2014, 63: 856-867.