

激光与光电子学进展

工艺参数对选区激光熔化 316L 不锈钢缺陷的影响

王磊¹, 郭铠¹, 丛佳琦¹, 白慧怡¹, 康学良^{1,2}, 计云萍^{1,3**}, 李一鸣^{1,2,3*}, 任慧平^{2,3}¹内蒙古科技大学材料与冶金学院(稀土学院), 内蒙古 包头 0140101;²内蒙古自治区新金属材料重点实验室, 内蒙古 包头 014010;³白云鄂博共生伴生矿资源高效综合利用省部共建协同创新中心, 内蒙古 包头 014010

摘要 通过试验观察和数值模拟研究了关键工艺参数(激光功率、扫描速度和激光能量密度)对选区激光熔化 316L 不锈钢样缺陷的影响,结果表明,孔隙是造成致密度降低的最主要原因。不同类型孔隙的产生与工艺参数特别是激光能量密度密切相关。激光能量输入不足($E < 52.778 \text{ J/mm}^3$),特别是熔池宽度不够是造成未熔合孔隙的关键原因。激光能量输入过高($E \geq 93.056 \text{ J/mm}^3$)时,熔池温度过高和尺寸过深,是导致匙孔形成的重要因素。而气孔很难完全消除,但合理控制避免过高激光能量输入有利于降低气孔尺寸。通过合理调整工艺参数,致密度可以达到 99.62%。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; 工艺参数; 致密度; 孔隙

中图分类号 TG146.23

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP220480

Effect of Process Parameters on Defect in Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel

Wang Lei¹, Guo Kai¹, Cong Jiaqi¹, Bai Huiyi¹, Kang Xueliang^{1,2}, Ji Yunping^{1,3**},
Li Yiming^{1,2,3*}, Ren Huiping^{2,3}¹School of Materials and Metallurgy (Rare Earth School), Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China;²Inner Mongolia Autonomous Region Key Laboratory of Advanced Metal Material, Baotou 014010, Inner Mongolia, China;³Collaborative Innovation Center of Integrated Exploitation of Bayan Obo Multi-Metal Resources, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China

Abstract The effects of key process parameters (laser power, scanning speed, and laser energy density) on the defects of 316L stainless steel samples are studied by experimental observation and numerical simulation. The results show that porosity is the main reason for the decrease in density. The generation of different types of pores is closely related to the process parameters, especially the laser energy density. Insufficient laser energy input ($E < 52.778 \text{ J/mm}^3$), especially insufficient molten pool width, is the key cause of unfused porosity. The formation of keyhole is mainly caused by high temperature and deep size of molten pool due to high laser energy input ($E \geq 93.056 \text{ J/mm}^3$). It is difficult to eliminate stomata completely, but reasonable control to avoid excessive laser energy input is beneficial to reduce stomata size. By adjusting the process parameters reasonably, the density can reach 99.62%.

Key words laser technique; selective laser melting; process parameters; density; porosity

1 引言

金属增材制造,也被称为三维(3D)打印,是一种颠覆性制造技术,使用高能热源以粉末和金属丝作为

进料,逐层生产复杂的工程零件^[1]。金属增材制造具有生产周期短、能够成形复杂结构、广泛的材料和设计适应性的特点,与传统生产方式相比,其效率得到了极大提高^[2]。在金属增材制造中选区激光熔化(SLM)技

收稿日期: 2022-01-10; 修回日期: 2022-02-18; 录用日期: 2022-02-25; 网络首发日期: 2022-03-08

基金项目: 内蒙古自治区自然科学基金(2021MS05010)

通信作者: *liyiming79@sina.com; **jiyunpingpp@163.com

术的应用非常广泛。选区激光熔化技术通过建立三维实体模型,在成形过程中采用高能量密度的激光逐层铺粉、逐层熔化和快速凝固的方式完成成形。可以制备几乎任意形状、完全冶金结合的金属结构零件,且尺度精度达 20~50 μm ,表面粗糙度达 20~30 μm ^[3]。目前,SLM 可用于成形多种合金粉末,包括铝合金、镁合金、钛合金、钢和镍基或钴基高温合金等^[4]。其中,316L 不锈钢因其优异的力学性能和良好的成形性能,被广泛应用于航空航天、电气电工以及医学植入物等领域^[5]。

SLM 的冷却速率可达 $10^2\sim 10^5$ K/s^[6],由于具有逐点逐层堆积成形以及局部的快速加热和冷却特点,容易导致成形件中存在裂纹、孔隙、熔合不良、残余应力等缺陷^[7-8]。孔隙几乎是所有 SLM 成形金属材料中不可避免的问题。孔隙对 SLM 成形零件的韧性和疲劳性能均会造成不利影响^[7-8]。诸多研究表明,SLM 成形 316L 不锈钢的缺陷主要为孔隙^[9-13]。其形成及数量同工艺参数密切相关。Li 等^[9]研究了扫描速度对 SLM 成形 316L 不锈钢孔隙的影响,结果表明,随扫描速度逐渐增大,未熔合孔隙逐渐变多且尺寸增大。Hu 等^[10]研究了激光功率和扫描速度对 SLM 成形的单道 316L 不锈钢缺陷的影响,发现在相同激光功率下,最小和最大的扫描速度分别对应匙孔和未熔合孔隙两种缺陷。Brytan 等^[11]在 SLM 成形 316L 不锈钢的微观组织中发现了未熔合的孔隙,并在孔隙处发现未完全熔化的粉末颗粒,可通过调整激光功率和扫描速度来降低孔隙率。Cherry 等^[12]研究了 SLM 成形 316L 不锈钢过程中孔隙产生与激光能量密度的关系,结果表明,当激光能量密度为 41.81 J/mm³时,孔隙率最高为 8.84%,且孔隙形状不规则,孔隙中存在未熔化颗粒,随激光能量密度增加孔隙率逐渐降低。许明三等^[13]研究能量密度对

SLM 成形 316L 致密度的影响,结果表明,当能量密度为 86.81 J/mm³时试样拥有最好的致密度。研究结果表明,过低或过高的激光功率和扫描速度均会有孔隙产生,故控制激光功率和扫描速度相互配合对优化参数减少孔隙尤为重要。

工艺窗口的确定对于激光增材制造生产实际具有重要的指导意义。尽管已有大量关于工艺参数(激光功率、扫描速度和能量密度)对增材制造产品致密度以及孔隙率的影响规律及形成机理的研究,但由于所用设备和材料的差异,文献报道工艺窗口的普适性仍有待提高。熔池特征是决定增材制造产品质量的关键因素,并具有较好的可参考性。为了进一步验证工艺参数对孔隙形成的影响规律,并探究在工艺参数影响下熔池形状对孔隙形成机理的影响,本文选取了不同扫描速度和激光功率,以获得不同激光能量密度的 SLM 成形 316L 不锈钢试样,通过试验观察细致研究了孔隙的数量、尺寸、分布等特征,并结合数值模拟研究了熔池特征的变化规律及其对孔隙的影响。在明确能量密度对孔隙的影响的基础上,进一步探究激光功率和扫描速度的配合关系对孔隙的影响。结合试验数据和数值模拟分析提出了优化的工艺参数,为实际生产提供参考。

2 试验材料及方法

2.1 粉末原料

试验采用粒径为 15~53 μm 的 316L 不锈钢雾化粉末作为打印材料,其化学成分如表 1 所示,粉末颗粒形貌呈圆球状。采用德国 SLM Solutions 公司的 SLM280HL 选区激光熔化设备,在氩气保护下,利用线性往复的扫描策略,100 $^{\circ}\text{C}$ 基板预热下,打印出 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 规格大小的立方体试样。

表 1 316L 不锈钢粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of 316L powder

| Composition | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | S | P | Fe |
|-------------------|--------------|------------|------------|-----------|-----------|---------|--------------|--------------|------|
| Mass fraction / % | ≤ 0.030 | ≤ 1.0 | ≤ 2.0 | 10.0-14.0 | 16.0-18.0 | 2.0-3.0 | ≤ 0.030 | ≤ 0.045 | Bal. |

2.2 SLM 成形

激光能量密度是选区激光熔化成形过程的重要参数,体能量密度表示单位体积上输入的激光能量,由激光功率、扫描速度、扫描间距、铺粉厚度决定。体能量密度 E_v 的公式^[14]表示为

$$E_v = \frac{P}{SVT}, \quad (1)$$

式中: P 是激光功率(W); S 是扫描间距(mm); V 是扫描速度(mm/s); T 是铺粉厚度(mm)。加工参数如表 2 所示,扫描间距和铺粉厚度参数分别为 0.12 mm 和 0.05 mm 固定不变。

2.3 致密度测定和微观表征

用钼丝切割机将成形好的试样从基板上切割下,

表 2 SLM 加工参数

Table 2 SLM processing parameters

| Number | Laser power / W | Scanning speed / (mm \cdot s ⁻¹) | Energy density / (J \cdot mm ⁻³) |
|--------|-----------------|--|--|
| 1 | 135 | 900 | 25 |
| 2 | 185 | 900 | 34.259 |
| 3 | 235 | 900 | 43.519 |
| 4 | 285 | 900 | 52.778 |
| 5 | 335 | 900 | 62.037 |
| 6 | 335 | 800 | 69.792 |
| 7 | 335 | 700 | 79.762 |
| 8 | 335 | 600 | 93.056 |
| 9 | 335 | 500 | 111.667 |
| 10 | 335 | 400 | 139.583 |

采用阿基米德排水法测致密度,计算公式为

$$\rho = \frac{m_1 \rho_0}{m_3 - m_2}, \quad (2)$$

式中: m_1 为试样质量(g); m_2 为水和烧杯的质量(g); m_3 为试样完全浸入装有水的烧杯的总质量(g); ρ_0 为水的密度(g/cm^3)。根据测得试样密度和标准 316L 密度测量致密度,试验重复三次取其平均值。

选取与成形方向垂直的侧面进行微观表征。利用奥林巴斯 OLS 4000 激光共聚焦显微镜观察试样中的孔隙分布。利用体积比为 $\text{HNO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}=1:2:1$ 的混合溶液对试样侵蚀 15~20 s 左右。使用激光共聚焦显微镜和 GAIA 3 XMN (TESCAN) 扫描电子显微镜 (SEM) 对试样微观组织进行观察。

2.4 熔池形态的数值模拟

采用 Abaqus 软件对 316L 不锈钢粉末 SLM 成形过程中的温度场和熔池形状进行数值模拟,探讨孔隙的形成机理。模型尺寸为 $1500 \mu\text{m} \times 400 \mu\text{m} \times 400 \mu\text{m}$, 网格划分为 $20 \mu\text{m} \times 20 \mu\text{m} \times 20 \mu\text{m}$, 网格类型为 DC3D8, 初始温度为 100°C 。模拟热源选用双椭圆

热源模型。

3 结果与分析

3.1 致密度

表 3 是通过阿基米德排水法测试的试样致密度。图 1 为根据表 3 得到的激光功率、扫描速度和能量密度与致密度的关系图。从图 1 可以看出:当扫描速度为 $900 \text{ mm}/\text{s}$ 时,随激光功率的增加,致密度先增加后减小,致密度随激光功率增加过程中变化幅度较大;当激光功率为 335 W 时,虽然激光功率随扫描速度的增加致密度先增加后减小,但致密度均在 95% 以上,且试样最高致密度为 99.62% 。故:在较高扫描速度下,激光功率对致密度的影响较大;在较高激光功率下,扫描速度对致密度的影响较小。根据致密度随激光能量密度变化的曲线可知,随激光能量密度的增加,致密度先增加到达一定值后在小范围波动随后逐渐减小。激光能量密度在 $52.778 \sim 111.667 \text{ J}/\text{mm}^3$ 时样品的致密度较高,均在 99% 以上。当激光能量密度过低或过高时,致密度都相对较低。

表 3 不同 SLM 成形工艺试样的致密度结果

Table 3 Density results of samples with different SLM forming processes

| Number | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 |
|-------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Density / % | 87.42 | 94.67 | 98.62 | 99.14 | 99.02 | 99.20 | 99.44 | 99.62 | 99.18 | 97.36 |

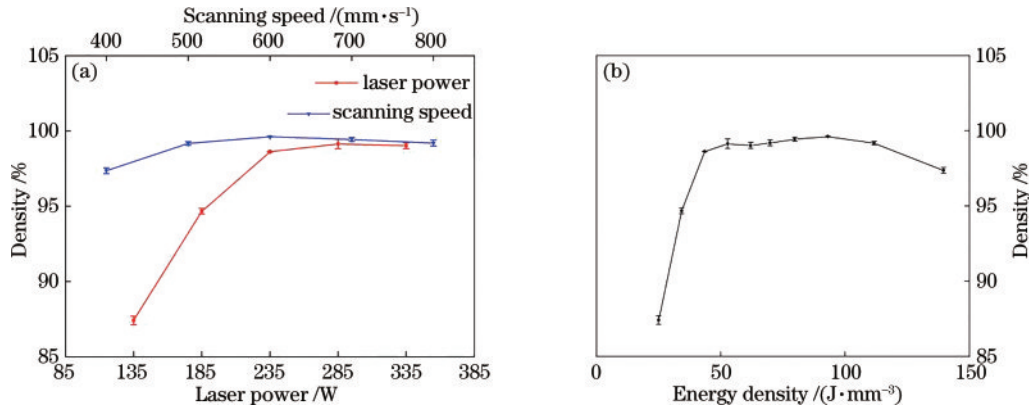


图 1 结果分析。(a)激光功率、扫描速度和致密度的关系;(b)能量密度与致密度的关系

Fig. 1 Result analysis. (a) Relationship among laser power, scanning speed, and density; (b) relationship between energy density and density

3.2 缺陷的类型及形成原因分析

图 2 为采用激光共聚焦显微镜对 SLM 成形试样进行低倍观察的照片,图中未发现明显的裂纹,但在所有试样中均发现存在孔隙。在扫描速度为 $900 \text{ mm}/\text{s}$ 、激光功率为 135 W 和 185 W ,以及激光功率为 335 W 、扫描速度为 $400 \text{ mm}/\text{s}$ 情况下,孔隙较明显,如图 2(a)、(b)、(f)所示。在 $900 \text{ mm}/\text{s}$ 扫描速度下,随着激光功率增加,试样中孔隙在尺寸、数量上均显著降低。在 335 W 的激光功率下,随着扫描速度增加,孔隙同样呈现降低的趋势。形貌观察的结果同图 1 中致密度的变化趋势完全吻合,说明孔隙是造成致密度降低的主要原因。在激光能量输入过低 ($E < 52.778 \text{ J}/\text{mm}^3$) 和

过高 ($E \geq 111.667 \text{ J}/\text{mm}^3$) 的样品中,均可以清晰地观察到大量孔隙的存在。

为了确定孔隙的分布特征,采用激光共聚焦显微镜对腐蚀后的试样进行观察,如图 3 所示。在显微组织中主要观察到了两种孔隙,一种是形状不规则的大孔隙,多分布在熔池搭接处。这种类型的缺陷只在激光功率较低、扫描速度过快 [图 3(a)~(c)] 的样品中出现。另一种是形状不规则但近似球形的大孔隙,多分布在高激光功率、低扫描速度 [图 3(f)、(g)] 下的样品熔池底部。同时,在每个样品中均能观察到形状为规则球形且尺寸较小的孔隙随机地分布在熔池中。

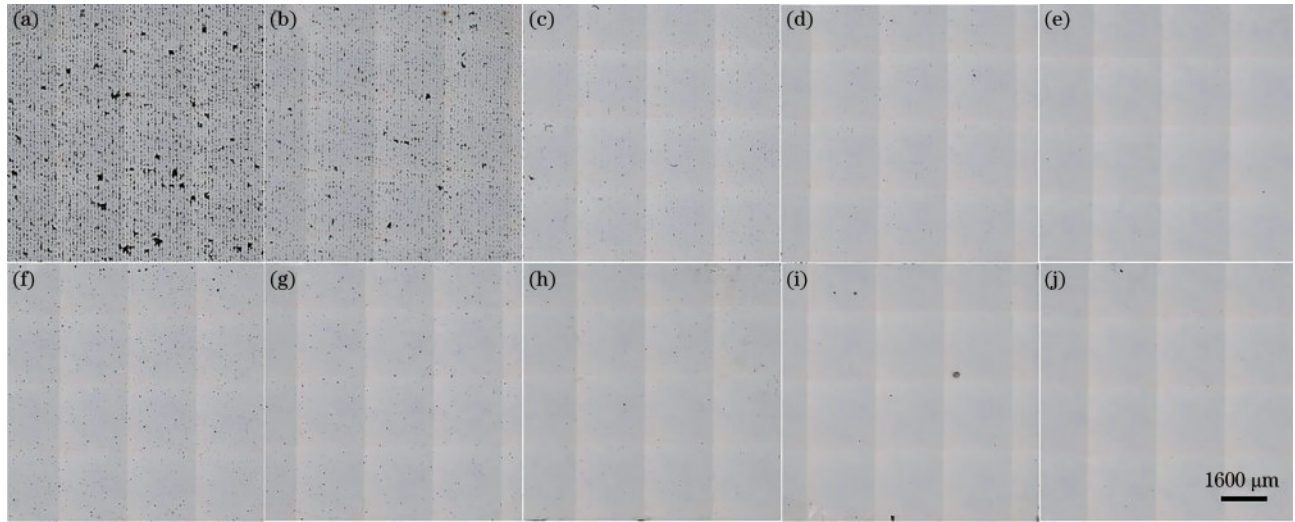


图 2 900 mm/s 扫描速度下,激光功率分别为(a)135 W、(b)185 W、(c)235 W、(d)285 W、(e)335 W 时的试样缺陷;335 W 激光功率下,扫描速度分别为(f)400 mm/s、(g) 500 mm/s、(h) 600 mm/s、(i) 700 mm/s、(j) 800 mm/s 时的试样缺陷

Fig. 2 Specimen defects at scanning speed of 900 mm/s, under laser power of (a) 135 W, (b) 185 W, (c) 235 W, (d) 285 W, and (e) 335 W, respectively; specimen defects at laser power of 335 W, with scanning speed of (f) 400 mm/s, (g) 500 mm/s, (h) 600 mm/s, (i) 700 mm/s, and (j) 800 mm/s, respectively

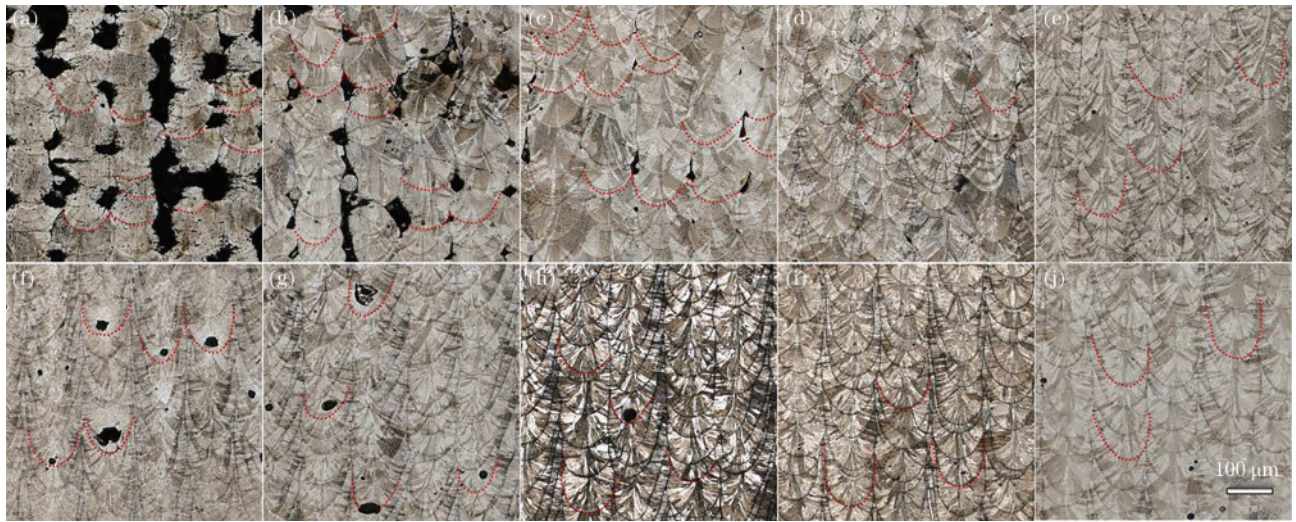


图 3 900 mm/s 扫描速度下,激光功率分别为(a) 135 W、(b) 185 W、(c) 235 W、(d) 285 W、(e) 335 W 时的腐蚀试样缺陷;335 W 激光功率下,扫描速度分别为(f) 400 mm/s、(g) 500 mm/s、(h) 600 mm/s、(i) 700 mm/s、(j) 800 mm/s 时的腐蚀试样缺陷

Fig. 3 Corrosion specimen defects at scanning speed of 900 mm/s, under laser power of (a) 135 W, (b) 185 W, (c) 235 W, (d) 285 W, and (e) 335 W, respectively; corrosion specimen defects at laser power of 335 W, with scanning speed of (f) 400 mm/s, (g) 500 mm/s, (h) 600 mm/s, (i) 700 mm/s, and (j) 800 mm/s, respectively

图 4 为不同 SLM 成形工艺下试样的 SEM 照片。观察发现,形状不规则孔隙的尺寸可达数百微米,通常沿着“半圆形”的熔池边界产生,跨越几个熔池。通常认为该类孔隙是由熔合不足而引起的,也称未熔合孔隙^[15]。未熔合孔隙经常出现在激光功率较低、扫描速度过快、激光能量输入不足的样品中。图 4(a)和图 4(b)分别为扫描速度 900 mm/s、激光功率 135 W、较低激光能量密度 (25 J/mm^3) 下,所形成的典型未熔合孔隙。孔隙中存在明显的未熔粉末,表明能量输入不足以使粉末熔化。

另外发现,在两个未熔合孔隙之间有几十微米长

的微裂纹沿熔池边界存在,如图 4(b)所示。且微裂纹两侧胞状组织的取向不同,如图 4(c)所示,由此可以认为,微裂纹多在晶界处产生。在 900 mm/s 扫描速度下,135 W、185 W、235 W 和 285 W 激光功率下均有未熔合孔隙的产生,直至 335 W 激光功率下未熔合孔隙消失。

从图 4(d)~(f)可以看出,形状近似球形的大孔隙尺寸约为几十微米,多分布在熔池的中下部,因其形状与匙孔相似,也称其为匙孔。匙孔多出现在高激光功率、低扫描速度下,是金属激光焊接中常见的一种孔隙^[16]。以往的研究表明,匙孔形成与高激光能量密度

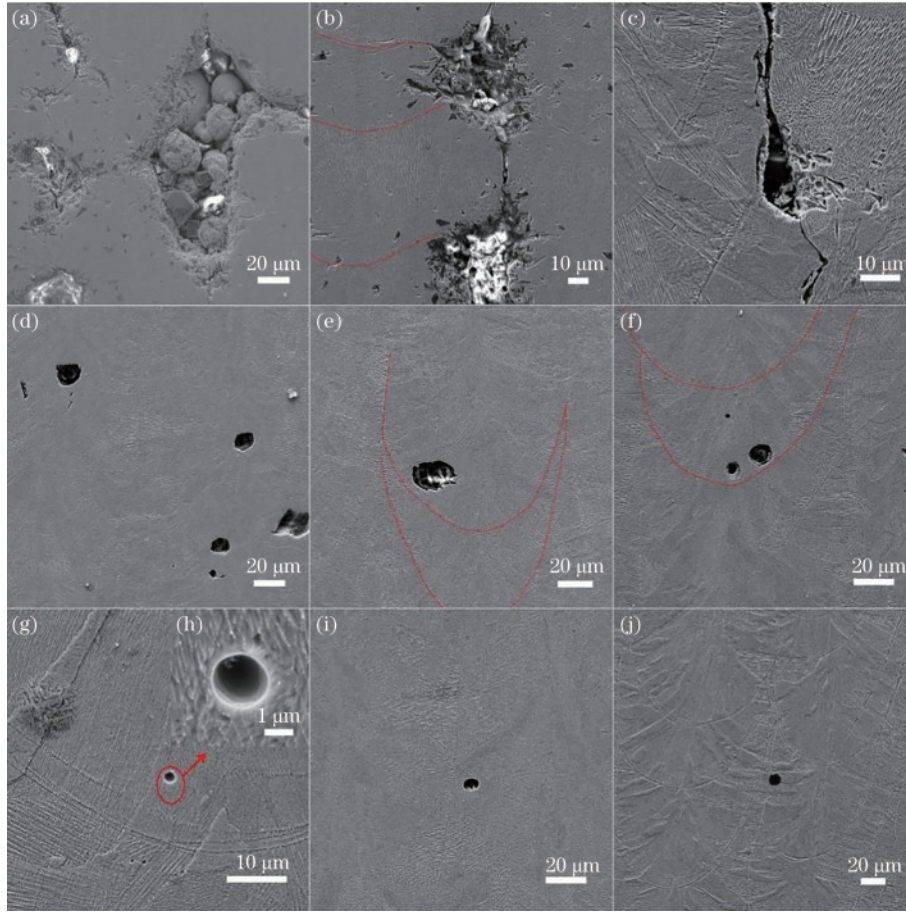


图4 900 mm/s扫描速度下,激光功率分别为(a)(b) 135 W、(c) 235 W、(g) 185 W、(i) 335 W时的试样SEM照片;(h)图(g)中气孔局部放大图;激光功率335 W下,扫描速度分别为(d)(e) 400 mm/s、(f) 500 mm/s、(j) 600 mm/s时的试样SEM照片
Fig. 4 SEM images at scanning speed of 900 mm/s, under laser power of (a)(b) 135 W, (c) 235 W, (g) 185 W, and (i) 335 W, respectively; (h) enlarged view of gas hole in Fig. (g); SEM images at laser power of 335 W, with scanning speed of (d)(e) 400 mm/s, (f) 500 mm/s, and (j) 600 mm/s, respectively

下匙孔模式密切相关^[17]。在匙孔模式中,激光能量输入过高,熔池中心处温度高于材料沸点,热量累积增加,导致大量金属蒸发,产生向熔池底部的反冲压力。一旦反冲压力大于液态金属的表面张力和静液压力,液态金属被向下推,形成一个深熔池。在反冲压力、静液压力、表面张力的作用下,将会产生相反流动的液态金属与熔池内壁碰撞,形成了封闭的匙孔^[18]。匙孔一般位于熔池底部,形状接近球形。其中激光反冲力 P_r ^[19]表示为

$$P_r = 0.54P_0 \exp\left(\frac{\Delta H_v}{RT} \frac{T - T_v}{T_v}\right), \quad (3)$$

式中: P_0 为气氛压力; ΔH_v 是蒸发潜热; R 是气体常数; T 是熔体温度; T_v 是沸点温度。由式(3)可知,激光能量密度增加使熔体温度超过沸点后,激光反冲力与熔体温度的增加成正比。此外,激光能量密度增加导致熔池深度增加,金属蒸气难以逸出更加促进了匙孔的形成。这同试验观察的结果吻合,即在能量密度较高(335 W 激光功率,以及 400 mm/s、500 mm/s、600 mm/s 扫描速度)的样品中均存在匙孔。

在扫描电子显微镜下,同样观察到了较多形状规则、边缘光滑的孔隙,如图4(g)~(j)所示。这种孔隙形状规则,为圆球状,尺寸范围广,从几微米到几十微米不等,在熔池中分布不规则。在不同激光能量密度的试样中均可发现这种孔隙的存在。这些孔隙被认为是SLM制备零件中常见的气孔^[20-21]。形成气孔的滞留气可能源自气雾化过程中合金粉末内部的捕获气体,SLM过程中惰性气体的流动,在粉末表面蒸发的合金元素和水分(H_2O)中蒸发的氢^[22]。对比图中气孔可以发现,随激光能量密度的增加气孔的尺寸逐渐增大。研究表明,在SLM过程中,气孔的形成是一个动态过程,包括形核、生长和气体在熔体池中极快地凝固^[20]。随激光能量输入的增加,熔池中最高温度增加,促进了低熔点成分的蒸发,加速了气孔的形核^[21],同时,会促进熔池中现有气孔的长大。尽管气孔在所有工艺参数样品中都可以观察到,但上述结果表明,合理控制参数避免过高激光能量输入有利于减小气孔尺寸。

不同类型孔隙的产生与工艺特别是激光能量密度

密切相关,其根本原因在于工艺参数对熔池温度场和尺寸特征的作用。为此,采用数值模拟对不同工艺参数下的熔池特征进行了模拟分析。图 5(a)是激光功率为 135 W、扫描速度为 900 mm/s 下,存在典型未熔合孔隙时的熔池尺寸和温度场分布图。316L 粉末熔化温度为 1375 °C,故 1375 °C 以上的区域为熔化区,由此确定熔池的大小。熔池中高于熔点区域用灰色表示。

在此参数下模拟得到熔池的宽度和深度分别 84 μm 和 52 μm [图 5(a)]。试验测得熔池的宽度和深度分别为 92 μm 和 62 μm [图 5(b)],与模拟结果基本一致,说明数值模拟的结果较为可靠。试验中采用 120 μm 的搭接尺寸,很显然该工艺下熔池宽度不足以保证搭接处完全熔化,这是导致未熔合孔隙的关键。

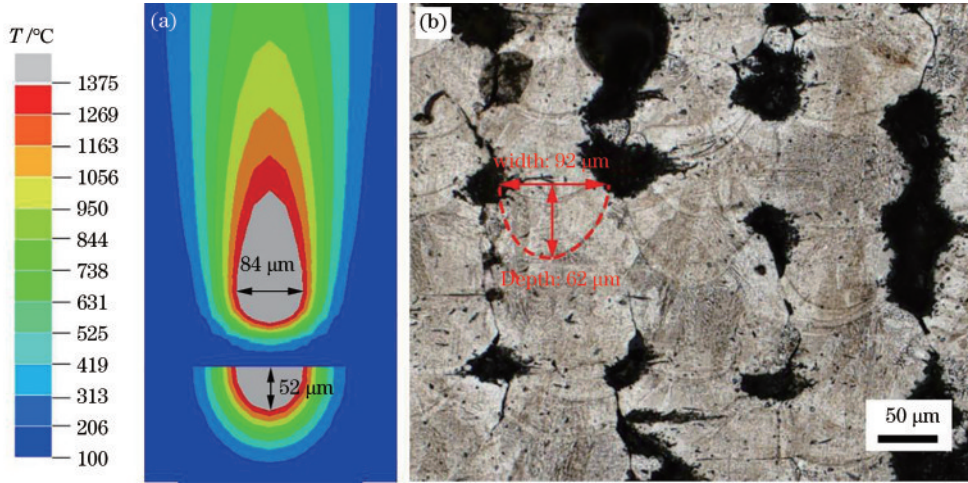


图 5 135 W、900 mm/s 工艺参数下的模拟结果。(a)数值模拟熔池形貌;(b)金相显微图像

Fig. 5 Simulation results under 135 W and 900 mm/s process parameters. (a) Numerical simulation of molten pool morphology; (b) metallographic micrograph

同样地,对其他几个工艺参数进行了模拟,计算了宽度和深度,以此来判断未熔合孔隙同工艺参数的关系。根据 316L 不锈钢熔点确定的熔池宽度和深度随工艺参数和激光能量密度的变化关系,如图 6(a)所示。显然,随激光能量密度的增加,熔池的宽度和深度都逐渐增加,两者几乎呈线性关系。根据试验观察的结果可知,在激光功率为 285 W、扫描速度为 900 mm/s、激光能量密度为 52.778 J/mm³下,仍然存在少量未熔合孔隙。此时,对应模拟的熔池的宽度和深度分别为

116 μm 和 103 μm,在 120 μm 的搭接尺寸下仍然不能保证完全搭接。而在激光功率为 335 W、扫描速度为 900 mm/s、能量密度为 62.037 J/mm³下,未发现未熔合孔隙,在该参数下模拟的熔池的宽度达到了 124 μm,大于成形设定的搭接尺寸 120 μm,因此,在该参数下未发现未熔合孔隙的产生。继续增加能量密度,熔池宽度也继续增加,且宽度均大于搭接尺寸,无未熔合孔隙的产生。故模拟结果与试验观察规律相吻合,即在能量密度控制下的熔池宽度是决定未熔合孔隙的关键参数。

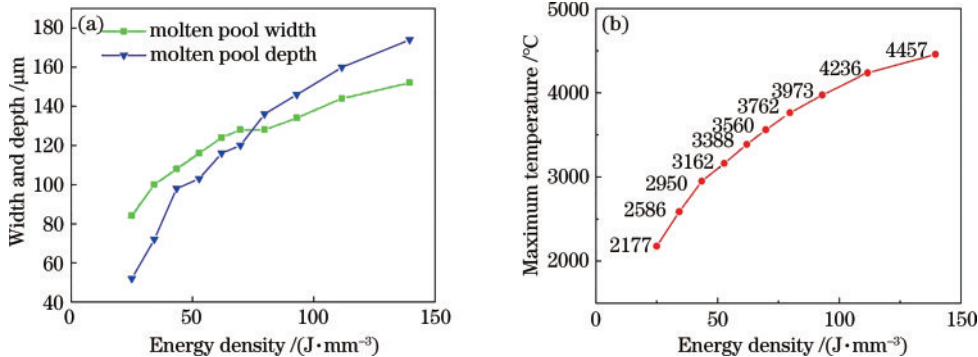


图 6 模拟结果。(a)熔池宽度和深度;(b)熔池内最高温度

Fig. 6 Simulation results. (a) Width and depth of molten pool; (b) highest temperature in the molten pool

熔池温度和深度是决定匙孔产生的关键因素。为此,采用数值模拟对不同工艺参数下的熔池最高温度和深度进行了分析。图 7 是激光功率为 335 W、扫描速度为 400 mm/s 下,存在典型匙孔时的熔池尺寸和温

度场分布。在激光功率为 335 W、扫描速度为 400 mm/s 参数下,模拟得到熔池的宽度和深度分别为 152 μm 和 174 μm。试验得到的熔池的宽度和深度分别为 154 μm 和 180 μm,两者基本一致。由图 6(b)可

知,熔池在此参数下最高温度为 4557 °C,远高于 316L 不锈钢的沸点(2800 °C 左右^[23-24]),且熔池深度较深,匙孔十分明显。其他几个工艺参数的熔池最高温度随能量密度的变化关系,如图 6(b)所示。根据试验观察的结果可知,在 335 W 激光功率下,随扫描速度增加,匙孔逐渐消失,但扫描速度 600 mm/s、激光能量密度 93.056 J/mm³下,仍然存在少量匙孔,此时,模拟的熔池宽度和深度分别为 134 μm 和 146 μm,且熔池最高温度高于沸点。熔池温度高于沸点是形成匙孔的必要

条件之一,但并非所有高于沸点的熔池都有明显的匙孔。根据试验观察的结果可知,当能量密度为 43.5185 J/mm³时,熔池最高温度为 2950 °C,高于 316L 不锈钢的沸点(2800 °C 左右),但在该参数下无匙孔的产生,说明熔池深度同样是影响匙孔形成的重要因素。在本试验中,当能量密度大于 93.056 J/mm³后,熔池最高温度均高于 316L 不锈钢的沸点(2800 °C 左右),熔池深度为大于 146 μm,则可以观察到较为明显的匙孔。

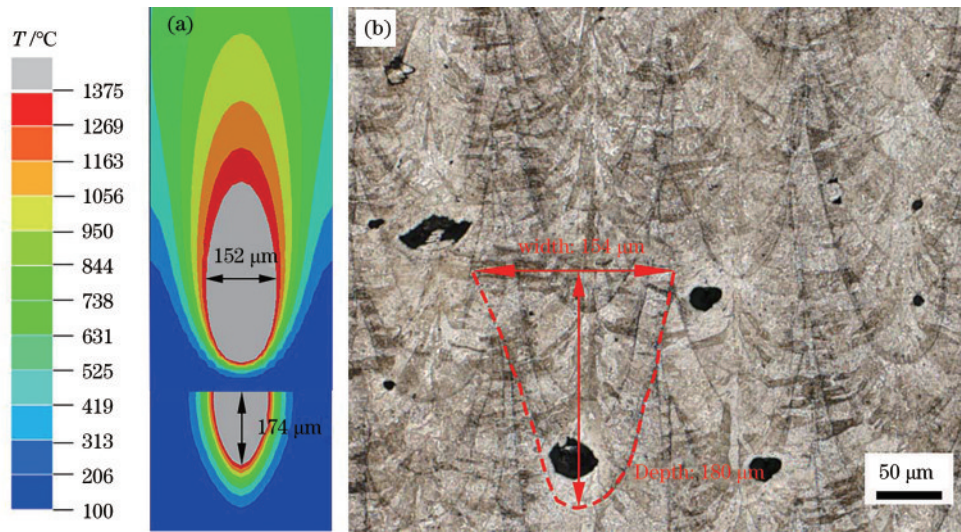


图 7 335 W、400 mm/s 工艺参数下的模拟结果。(a)数值模拟熔池形貌;(b)金相显微图像

Fig. 7 Simulation results under 335 W and 400 mm/s process parameters. (a) Numerical simulation of molten pool morphology; (b) metallographic micrograph

4 结 论

采用不同工艺参数(激光功率为 135~335 W,扫描速度为 400~900 mm/s),通过选区激光熔化技术制备了一系列的 316L 不锈钢样品。通过试验观察和数值模拟研究了样品的致密度、缺陷和熔池特征,发现随激光能量密度增加,样品致密度先增加后降低。过低和过高的激光能量输入分别会形成较为严重的未熔合孔隙和匙孔。孔隙是造成选区激光熔化 316L 不锈钢致密度降低的关键因素。当激光能量密度 $E < 52.778 \text{ J/mm}^3$ 时,熔化不足导致熔道搭接不完全,故形成了未熔合孔隙。数值模拟结果表明,熔池宽度是决定未熔合孔隙的关键参数,当熔池宽度大于扫描间距后,可以消除未熔合孔隙。高激光能量输入($E \geq 93.056 \text{ J/mm}^3$)时,熔池中心处温度过高,热量累积增加,熔池不稳定,当熔池深度为大于 146 μm 后,会形成较为明显的匙孔。在所有工艺下均可以观察到气孔的形成,且尺寸随激光能量输入的增大而增大。

参 考 文 献

- [1] Haghdadi N, Laleh M, Moyle M, et al. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges[J]. Journal of Materials Science, 2021, 56(1): 64-107.
- [2] Huang R Z, Riddle M, Graziano D, et al. Energy and emissions saving potential of additive manufacturing: the case of lightweight aircraft components[J]. Journal of Cleaner Production, 2016, 135: 1559-1570.
- [3] 罗晓强. 金属直接微熔铸增材制造技术的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2018.
Luo X Q. Study on the additive manufacturing technology of directly micro fused-casting for metal[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018.
- [4] Chen L Y, Liang S X, Liu Y J, et al. Additive manufacturing of metallic lattice structures: unconstrained design, accurate fabrication, fascinated performances, and challenges[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2021, 146: 100648.
- [5] Langi E, Zhao L G, Jamshidi P, et al. Microstructural and mechanical characterization of thin-walled tube manufactured with selective laser melting for stent application[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(1): 696-710.
- [6] 席明哲, 虞钢. 连续移动三维瞬态激光熔池温度场数值模拟[J]. 中国激光, 2004, 31(12): 1527-1532.
Xi M Z, Yu G. Numerical simulation for the transient temperature field of 3D moving laser molten pool[J]. Chinese Journal of Lasers, 2004, 31(12): 1527-1532.

- [7] Vrancken B, Cain V, Knutsen R, et al. Residual stress via the contour method in compact tension specimens produced via selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2014, 87: 29-32.
- [8] Read N, Wang W, Essa K, et al. Selective laser melting of AlSi₁₀Mg alloy: process optimisation and mechanical properties development[J]. Materials & Design, 2015, 65: 417-424.
- [9] Li R D, Liu J H, Shi Y S, et al. 316L stainless steel with gradient porosity fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(5): 666-671.
- [10] Hu Z H, Nagarajan B, Song X, et al. Formation of SS316L single tracks in micro selective laser melting: surface, geometry, and defects[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2019, 2019: 9451406.
- [11] Brytan Z. Comparison of vacuum sintered and selective laser melted steel AISI 316L[J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2017, 62(4): 2125-2131.
- [12] Cherry J A, Davies H M, Mehmood S, et al. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 76(5): 869-879.
- [13] 许明三, 张正, 黄旭. 能量密度对 SLM 成形 316L 致密度与耐磨性能的影响研究[J]. 应用激光, 2021, 41(3): 431-438.
Xu M S, Zhang Z, Huang X. Effect of energy density on density and wear resistance of SLM formed 316L[J]. Applied Laser, 2021, 41(3): 431-438.
- [14] 宗学文, 高倩, 周宏志, 等. 体激光能量密度对选区激光熔化 316L 不锈钢各向异性的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502003.
Zong X W, Gao Q, Zhou H Z, et al. Effects of bulk laser energy density on anisotropy of selective laser sintered 316L stainless steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502003.
- [15] Qiu C L, Wang Z, Aladawi A S, et al. Influence of laser processing strategy and remelting on surface structure and porosity development during selective laser melting of a metallic material[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(9): 4423-4434.
- [16] Fabbro R. Scaling laws for the laser welding process in keyhole mode[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 264: 346-351.
- [17] Wei K W, Zeng X Y, Huang G, et al. Selective laser melting of Ti-5Al-2.5Sn alloy with isotropic tensile properties: the combined effect of densification state, microstructural morphology, and crystallographic orientation characteristics[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 271: 368-376.
- [18] 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.
- [19] Pang S Y, Chen W D, Zhou J X, et al. Self-consistent modeling of keyhole and weld pool dynamics in tandem dual beam laser welding of aluminum alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 217: 131-143.
- [20] Weingarten C, Buchbinder D, Pirch N, et al. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi₁₀Mg[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 221: 112-120.
- [21] Galy C, Le Guen E, Lacoste E, et al. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: from causes to consequences[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 165-175.
- [22] Tan Q Y, Liu Y G, Fan Z Q, et al. Effect of processing parameters on the densification of an additively manufactured 2024 Al alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 58: 34-45.
- [23] Tang C, Tan J L, Wong C H. A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2018, 126: 957-968.
- [24] Brooks R F, Egry I, Seetharaman S, et al. Reliable data for high-temperature viscosity and surface tension: results from a European project[J]. High Temperatures-High Pressures, 2001, 33(6): 631-637.