DOI: 10.3901/JME.2020.24.096

能量密度对激光选区熔化成形AlSi10Mg合金 缺陷及力学性能的影响

闫泰起¹ 唐鹏钧¹ 陈冰清¹ 高祥熙¹ 楚瑞坤² 熊华平¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院 3D 打印研究与工程技术中心 北京 100095;

2. 飞而康快速制造科技有限责任公司 无锡 214145)

摘要: 分析了能量密度对激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金致密度的影响规律, 并采用微纳 CT 检测结合 EDS 能谱分析的方法, 统计了试样内部缺陷的类型和尺寸, 分析了缺陷在试样三维层面上的分布规律及产生原因, 得出了影响激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金致密度和内部缺陷的主要因素。结果表明, 合适的激光能量输入是获得高致密度的关键, 当激光能量密度处于 47.62~50.00 J/mm³ 区间时, 试样致密度最高, 此时试样中夹杂缺陷消失, 孔洞缺陷最大尺寸降至 0.056 mm。孔洞缺陷产生原因主要与未熔粉体、空心粉及氧化物有关。在优选激光能量密度区间内成形的 AlSi10Mg 合金试样, 其平均抗拉强度和伸长率分别在 294 MPa 和 8.0% 以上, 优于铸造 AlSi10Mg 合金。

关键词: 激光选区熔化成形; AlSi10Mg; 致密度; 孔洞缺陷; 拉伸性能

中图分类号: TN249

Effect of Energy Density on Defects and Mechanical Properties of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

YAN Taiqi¹ TANG Pengjun¹ CHEN Bingqing¹ GAO Xiangxi¹
CHU Ruikun² XIONG Huaping¹

(1. 3D Printing Research and Engineering Technology Center,

AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095;

2. Falcon Fast Manufacturing Technology Co., Ltd., Wuxi 214145)

Abstract: The influence of energy density on relative density of the formed AlSi10Mg alloy is analyzed, and the types as well as sizes of internal defects in AlSi10Mg samples are counted by micro-nano CT detection together with energy dispersive spectrometer (EDS) analysis. The three-dimensional distribution and causes of defects with the samples are analyzed, and the main factors affecting the relative density as well as internal defects of selective laser melting fabricated AlSi10Mg alloy are put forward. It is shown that appropriate laser energy input is the key to obtain high density. When the laser energy density is in the range of 47.62-50.00 J/mm³, the samples have the highest density, the inclusion defects disappear and the maximum size of the hole defects reduce to 0.056 mm. The causes of hole defects are mainly related to unmelted powder, hollow powder and oxides. The average tensile strength and elongation of AlSi10Mg alloy fabricated under the optimum laser energy density range are above 294 MPa and 8.0%, respectively, which are higher than those of cast AlSi10Mg alloy.

Key words: selective laser melting; AlSi10Mg; relative density; hole defects; tensile properties

0 前言

AlSi10Mg 合金属于 Al-Si 系铸造铝合金, 具有铸造性能优异、比强度高、热膨胀系数小、导热性

好等诸多优点, 广泛应用于航空航天领域^[1-2]。然而, 随着先进航空航天装备对性能的要求越来越高, 零部件形状设计越来越复杂和新颖, 如轻量化、镂空、薄壁等复杂铝合金结构件的比例逐渐增加, 传统制造技术难以完全满足制造需求。激光选区熔化 (Selective laser melting, SLM) 成形技术属于增材制

20200609 收到初稿, 20200902 收到修改稿

造技术的一种, 通过高能束激光选择性熔化金属粉末层, 并逐层叠加, 从而实现零件的近净成形^[3-4]。独特的制造过程决定了激光选区熔化成形技术非常适合制备复杂形状结构件, 且能满足严格的尺寸精度及快速制造的要求, 可应用于目前航空航天铝合金复杂结构零件的制造^[5-6]。然而, 原材料中的空心粉和激光选区熔化成形过程中的球化现象等因素会增加成形试样的孔隙率、降低成形试样的致密度^[7], 从而影响其力学性能。尤其铝合金还具有很高的激光反射率($>90\%$)^[8-9], 需要足够高的激光能量才能将铝合金粉末熔化, 因此对成形设备要求较高; 同时铝合金的强氧化性还易导致其粉末表面生成氧化膜, 成形过程中氧化膜与熔池之间冶金结合较弱, 从而影响铝合金成形件的致密度及成形质量。这些因素在一定程度上限制了激光选区熔化成形铝合金构件的进一步广泛应用。

目前国内外的研究结果已经表明^[10-11], 无论激光选区熔化成形工艺如何优化, 成形得到的合金试样中都存在无法消除且分布随机的孔洞缺陷。为提升激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金制件的致密度, 国内外学者开展了大量相关研究工作。KEMPEN 等^[12]通过改变激光功率和扫描速度优化 AlSi10Mg 合金的致密度, 得到致密度高达 99.3% 的成形试样, 其抗拉强度比同等热处理条件下的 AlSi10Mg 合金铸件高 33%, 但伸长率仅为 3.3% (铸件为 3%~5%)。WEI 等^[13]则通过改变激光功率、扫描速度及扫描间距优化试样的致密度, 并分析了致密度及组织中 Si 含量随成形参数变化的原因。张文奇等^[14]通过优化各项激光工艺参数得到了致密度 99.9% 以上的 AlSi10Mg 合金试样, 其抗拉强度(成形态)达 500 MPa 以上, 伸长率为 3.0%~3.5%。但是, 以上研究均采用金相法研究激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金试样内部的孔洞缺陷, 对缺陷仅进行了定性分析, 未从三维层面揭示试样内部的缺陷分布情况, 未形成对激光选区熔化成形铝合金试样内部缺陷的深入认识。

针对上述问题, 本文开展了激光能量密度对 AlSi10Mg 合金成形试样致密度及内部缺陷的影响规律研究。采用微纳 CT 检测结合 EDS 能谱分析的方法, 统计了试样内部缺陷的类型和尺寸, 分析了缺陷在试样三维层面上的分布规律及产生原因, 提出了影响激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金致密度及内部缺陷的主要因素。最后, 研究了具有较高致密度成形试样的室温拉伸性能。研究结果有助于探明激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金缺陷产生的原

因, 有效减少缺陷, 提升合金致密度及力学性能, 为激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金制件的实际工程应用提供技术基础。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料及设备

激光选区熔化成形试验的原材料为 AlSi10Mg 合金粉末。该粉末通过雾化法制备得到, 化学成分如表 1 所示。粉末形貌如图 1 所示, 可以看到, 试验所采用的 AlSi10Mg 合金粉末颗粒基本呈规则球形, 颗粒表面相对光洁, 但也观察到少量卫星粉现象。粉末粒径分布如图 2 所示, 其中, $D(10)=17.24\ \mu\text{m}$, $D(50)=29.71\ \mu\text{m}$, $D(90)=50.15\ \mu\text{m}$ 。

表 1 AlSi10Mg 合金粉末化学成分(质量分数) %

Al	Si	Mg	Ti	Ni	Mn
余量	9.64	0.38	<0.01	<0.01	<0.01
Cu	Fe	Zn	Pb	Sn	O
<0.01	0.054	<0.01	<0.01	<0.01	0.042

图 1 AlSi10Mg 合金粉末形貌

图 2 AlSi10Mg 合金粉末粒径分布

将粉末置于烘干箱中,在 120 °C 下烘干 2 h 后,取出放入激光选区熔化成形设备。采用德国 Concept Laser 公司研发的型号为 XLine 1000R 的设备进行激光选区熔化成形试验,该设备内置最大功率为 1 kW 的光纤激光器,成形尺寸最大可达 630×400×500 mm³。成形之前,预热铝合金基板至 150 °C,并在成形舱内充入氩气,保证成形舱内氧的质量分数不大于 0.1%。

1.2 试验参数设计

激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金的致密度受激光功率、扫描速度、扫描间距等成形参数的综合影响,引入激光能量密度 E ^[15-16]

$$E = \frac{P}{v \times h \times t} \quad (1)$$

式中, P 为激光功率(W), v 为扫描速度(mm/s), h 为扫描间距(mm), t 为铺粉层厚(mm)。在前期研究的基础上,铺粉层厚固定为 0.04 mm,其他成形参数设计如表 2 所示。其中,组别 1~4 中扫描速度每次增加 100 mm/s;组别 5 中,扫描功率每次增加 25 W。成形结束,对试样进行 250 °C/2 h 去应力退火,空冷至室温。

表 2 激光选区熔化成形工艺参数

组别	光斑直径/mm	激光功率/W	扫描速度/(mm/s)	扫描间距/mm	能量密度/(J/mm ³)
1	0.2	700	1 800~2 200	0.20	39.77~48.61
2	0.2	750	1 800~2 200	0.20	42.61~52.08
3	0.2	800	1 800~2 200	0.20	45.45~55.56
4	0.1	500	1 400~1 900	0.18	36.55~49.60
5	0.1	425~600	1 600	0.18	36.89~52.08

1.3 试验方法

激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金试样的相对致密度 η 采用阿基米德排水法测量并计算得到。测试前将待测试样置于超声清洗器中清洗 5~10 min,并用烘箱烘干至恒重。

采用 GE 公司生产的型号为 v|tome|x m300 的 CT 扫描仪对成形试样进行微纳 CT 检测,检测参数如表 3 所示。随后利用三维可视化分析软件 VG studio MAX 对检测结果进行三维重构,获取样品内部缺陷的空间分布及三维形貌。对成形试样进行打磨、抛光、腐蚀后,经清水冲洗吹干,采用 Leica DM4000 型金相显微镜及 FEI nano450 型场发射扫描电子显微镜进行微观组织观察及 EDS 能谱分析。最后,采用 AG-IS250kN 型万能材料试验机进行室温拉伸性能测试,并利用 FEI nano450 型场发射扫描电子显微镜观察断口形貌。

表 3 微纳 CT 检测参数

试样尺寸/mm	检测电压/kV	检测电流/ μ A	体素尺寸/ μ m
10×10×10	100	80	9

2 试验结果与分析

2.1 激光能量密度对成形试样致密度的影响

采用表 2 中组别 1~3 的激光工艺参数进行 AlSi10Mg 合金激光选区熔化成形,观察对应成形试样的低倍金相照片并测试试样的相对致密度(简称致密度)。由图 3 可以看到,在不同的激光功率下,随着扫描速度从 1 800 mm/s 提高至 2 200 mm/s,成形试样致密度的变化规律是不同的。当激光功率为 700 W 时,随着扫描速度升高,成形试样的致密度从 99.94% 逐渐下降到 99.32%。但当激光功率提高至 750 W 和 800 W 时,致密度却呈现先升高后降低的趋势。

图 3 光斑直径 0.2 mm 时不同激光功率下成形试样的致密度随扫描速度的变化曲线

进一步的,将上述工艺参数下成形试样的激光能量密度及低倍金相照片列于图 4 中,可以看到,当激光能量密度处于 47.62~50.00 J/mm³ 区间时(图 4 中虚线框内),可成形得到致密度大于 99.90% 的 AlSi10Mg 合金试样。改变激光功率或扫描速度,使激光能量密度小于 47.62 J/mm³ 或大于 50.00 J/mm³ 时(图 4 中虚线框外),致密度均会出现下降。分析 AlSi10Mg 合金成形试样的致密度与激光能量密度的变化关系可知,当激光功率较高或扫描速度较慢时,激光在熔池单位体积内的能量输入过多(大于 50.00 J/mm³),在完全熔化粉末颗粒的同时,会造成部分熔体飞溅出来,冷却后在成形表面形成球状颗粒,即球化现象,球化现象又会影响到下一层粉末的铺粉效果,从而导致致密度降低。适当减小激光功

率或提升扫描速率, 使单位体积内的粉末吸收大小适中的能量($47.62 \sim 50.00 \text{ J/mm}^3$), 球化现象减少, 且粉末颗粒熔化后具有较好的流动性和润湿性, 可与已凝固层充分结合。此外, 合适的激光能量密度在熔化当前层粉末颗粒的同时, 会重熔部分已凝固层, 使得已凝固层中夹杂的未熔粉末颗粒及气孔在

此过程中熔化或逸出, 也会提高成形试样的致密度。继续减小激光功率或提升扫描速率, 单位体积内的粉末吸收的能量进一步减少(小于 47.62 J/mm^3), 粉末熔化不充分且熔体流动性、润湿性变差, 熔体之间的冶金结合力较弱, 甚至可能出现部分粉末未熔现象, 导致成形试样致密度降低。

图4 光斑直径 0.2 mm 时不同能量密度下成形试样的致密度及对应金相照片

随后, 改变光斑直径为 0.1 mm, 采用表 2 中组别 4 和 5 的激光工艺参数进行 AlSi10Mg 合金激光选区熔化成形, 分别得到试样致密度随扫描速度和激光功率的变化曲线如图 5、6 所示。可以看到, 图 5 中, 随着扫描速度从 1400 mm/s 提升至 1900 mm/s, 能量密度从 49.60 J/mm^3 逐渐减小至 36.55 J/mm^3 , 致密度从 99.95% 逐渐下降至 99.16%; 图 6 中, 随着激光功率从 425 W 升高至 575 W, 能量密度从 36.89 J/mm^3 逐渐增大至 49.91 J/mm^3 , 成形试样的致密度从 99.12% 逐渐升高至 99.90%, 但继续提高激光功率, 致密度出现下降。另外, 观察图 5、图 6 中方框部分可知, 致密度高于 99.90% 的成形试样, 对应能量密度分别为 49.60 J/mm^3 和 49.91 J/mm^3 , 均处于上述优选能量密度区间内 ($47.62 \sim 50.00 \text{ J/mm}^3$)。

最后, 将上述所有工艺参数下成形试样的致密度与激光能量密度的对应关系列于图 7 中, 可以看到, 致密度随激光能量密度呈先上升后下降的趋势。当激光能量密度小于 47.62 J/mm^3 时, 随着激光能量密度增大, 粉末颗粒熔化更加充

分, 流动性、润湿性增加, 提升了层与层、道与道之间的冶金结合力, 从而致密度逐渐升高; 当激光能量密度处于 $47.62 \sim 50.00 \text{ J/mm}^3$ 区间时, 成形试样的致密度最优。而当激光能量密度大于 50.00 J/mm^3 时, 随着激光能量密度进一步增大, 单位体积内粉末颗粒吸收能量逐渐增多, 导致球化现象更加明显, 影响下一层铺粉质量, 所以致密度逐渐降低。

图5 光斑直径 0.1 mm 时成形致密度随扫描速度的变化曲线

图6 光斑直径0.1 mm时成形致密度随激光功率的变化曲线

图7 成形试样致密度随激光能量密度的变化曲线

由此得出,在本试验设计的参数窗口下(表2),不论光斑直径为0.1 mm或0.2 mm,当激光功率、扫描速度等成形参数达到合理匹配,使粉末吸收的能量密度处于合适的区间($47.62 \sim 50.00 \text{ J/mm}^3$),可使激光选区熔化成形得到的AlSi10Mg合金致密度处于较高的水平。

2.2 成形试样内部缺陷分析

分别在激光能量密度小于 47.62 J/mm^3 , $47.62 \sim 50.00 \text{ J/mm}^3$, 大于 50.00 J/mm^3 区间内各选择1组试样进行微纳CT检测,具体激光成形参数列于表4中。试样微纳CT扫描结果如图8所示,可以看到,3组试样的缺陷均呈随机分布,1号试样缺陷最多,2号试样缺陷最少,符合表4中致密度结果。随后统计1~3号试样的缺陷信息如表5所示。在1号试样中,除了检测到直径约为0.145 mm的大尺寸孔洞缺陷以外,还发现少量高密夹杂缺陷,尺寸在0.052 mm左右,与粉末颗粒尺寸相当,推测为未熔粉体颗粒。2号和3号试样中均未检测到高密夹杂缺陷,最大孔洞缺陷尺寸明显减小,在0.05~0.07 mm之间。2号试样中的缺陷总体积比3号试样

少。下面对成形试样中的孔洞缺陷进行分析。

表4 AlSi10Mg合金试样的成形参数及致密度

编号	光斑直径/mm	激光功率/W	扫描速度/(mm/s)	扫描间距/mm	能量密度/(J/mm^3)	致密度/(%)
1	0.1	500	1 900	0.18	36.55	99.16
2	0.1	500	1 400	0.18	49.60	99.95
3	0.2	800	1 900	0.20	52.63	99.81

(a) 1号试样

(b) 2号试样

(c) 3号试样

图8 试样孔洞缺陷空间分布情况

表 5 1~3 号试样缺陷统计结果

试样 编号	缺陷 类型	缺陷最大 直径/mm	缺陷体积/ mm^3	缺陷表面 积/ mm^2	缺陷球 形度(%)
1	气孔	0.145	1.8×10^{-2}	0.89	0.32
	夹杂	0.052	3.7×10^{-5}	7.2×10^{-3}	0.74
2	气孔	0.056	7.5×10^{-4}	6.2×10^{-2}	0.60
3	气孔	0.067	1.3×10^{-3}	7.7×10^{-2}	0.55

为方便观察激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金试样中的孔洞缺陷形貌, 取缺陷相对较多的 1 号试样整体形貌特征进行三维重构, 如图 9 所示。可以看到, 试样中孔洞缺陷形貌不规则, 尺寸大小不一。体积小于 $5.3 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ 的小尺寸缺陷占绝大部分, 该类缺陷树状分支不明显, 近似呈球形, 典型形貌如图 9b 所示。随着缺陷尺寸的增加, 缺陷形状逐渐转变为不规则形状, 最后呈现树状分支结构, 如图 9c~9e 所示。

图 9 1 号试样中的缺陷形貌特征

为分析孔洞缺陷产生的原因, 采用扫描电镜 (Scanning electron microscope, SEM) 对孔洞缺陷形

貌进行观察, 如图 10 所示。可以看到, 圆形孔洞大多独立分布, 尺寸在 $5 \sim 20 \mu\text{m}$ 区间内不等, 根据形貌特征将其分为两类: ① I 类圆形孔洞, 尺寸较大, 与粉末颗粒尺寸处于同一水平, 底部凹陷且为实体, 如图 10a 所示; ② II 类圆形孔洞, 尺寸较小, 内部存在孔隙, 如图 10b、10c 所示, 由孔隙形貌特征分析, 孔隙可能由凝固过程中气体阻碍补缩导致。此外, 组织中还观察到大量不规则孔洞, 如图 10d、10e、10f 所示, 通常表现为多个不规则孔洞聚集成孔洞群并伴有微裂纹, 孔洞群尺寸一般在 $20 \sim 30 \mu\text{m}$ 。

图 10 典型孔洞缺陷 SEM 形貌

对上述典型孔洞缺陷进行能谱 (Energy dispersive spectrometer, EDS) 分析, 结果如图 11 所示。相比基体组织, 圆形孔洞和不规则孔洞中均检测到氧元素, 其中 I 类圆形孔洞中氧的质量分数约为 3%, II 类圆形孔洞中氧的质量分数在 8%~10% 之间, 不规则孔洞中氧的质量分数最高 (大于 13%)。

由上述结果分析, I 类圆形孔洞是由未熔粉末残留导致的, 少量氧元素可能与未熔粉末颗粒表面的氧化膜或吸附氧有关; II 类圆形孔洞尺寸普遍小于 $10 \mu\text{m}$, 且氧的质量分数最高达到 10%, 分析认为该类圆形孔洞主要是由于激光选区熔化成形过程中空心粉内的气体未能及时逸出、阻碍熔体补缩而

形成的。不规则孔洞缺陷尺寸大、氧含量高，是导致致密度降低的主要因素之一。该类缺陷的产生可能与不规则的氧化物颗粒聚集有关：在激光选区熔化成形过程中，粉末颗粒熔化，颗粒表面本来就存在的 Al_2O_3 氧化膜与熔融态的铝元素在高温下可能会发生如下反应^[17]

图 11 孔洞缺陷能谱分析结果

与此同时，产生的氧又会与熔融态的铝元素在高温下反应生成新的 Al_2O_3 氧化物。氧化物的存在会降低熔体的流动性和补缩能力，形成形状不规则的孔洞；且氧化物/熔融合金界面无良好的冶金结合，容易出现微裂纹，故不规则孔洞经常伴随有微裂纹产生，对力学性能的影响也极大。

综上，采用激光选区熔化成形技术制备制件时，要严格控制原材料粉末的质量，包括化学成分、粒

径分布与粉末形貌^[18-20]，尤其对铝合金制件而言，要严格控制铝合金粉末颗粒的氧含量(包括吸附氧、潮气以及颗粒表面的氧化膜厚度)和空心粉率，以尽可能降低激光选区熔化成形过程中产生的各类孔洞缺陷，提高合金致密度，进而改善合金力学性能。

2.3 成形试样室温拉伸性能

激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金的拉伸性能受微观组织和致密度的影响。成形的 AlSi10Mg 合金其微观组织由 Al 基体、网状共晶 Si 及弥散二次 Si 颗粒组成^[21]。由于本试验选取的激光工艺参数范围较小，且采用相同的退火制度，故成形得到的 AlSi10Mg 合金具有近似的微观组织。在此前提下，可认为本试验中致密度是影响 AlSi10Mg 合金成形试样拉伸性能的关键因素。

表 6 统计了 AlSi10Mg 合金成形试样致密度高于 99.90% 时的成形参数组合，并测试了其室温拉伸性能，结果如图 12 所示。可以看到，在表 6 中所示的 1~6 号成形参数下，即能量密度在 $47.62 \sim 50.00 \text{ J/mm}^3$ 区间时，激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金试样在横向和纵向上的抗拉强度相近，且均在 294 MPa 以上，比铸造 AlSi10Mg 合金(255 MPa)^[22] 高 15% 以上；塑性高于 8.0%，比铸造 AlSi10Mg 合金(4.0%)高一倍以上，且表现出明显的各向异性，每组参数下成形试样的横向伸长率普遍高于纵向伸长率，该现象在 0.2 mm 光斑直径成形试样中更为明显。

表 6 较高致密度成形试样对应的成形参数及激光能量密度

编号	光斑直径/mm	激光功率/W	扫描速度/(mm/s)	扫描间距/mm	铺粉层厚/mm	能量密度/(J/mm^3)	致密度(%)
1	0.1	575	1 600	0.18	0.04	49.91	99.90
2	0.1	500	1 400	0.18	0.04	49.60	99.95
3	0.2	700	1 800	0.2	0.04	48.61	99.94
4	0.2	750	1 900	0.2	0.04	49.34	99.96
5	0.2	800	2 000	0.2	0.04	50.00	99.91
6	0.2	800	2 100	0.2	0.04	47.62	99.93

图 12 表 6 中 1~6 号参数成形试样的拉伸性能

另外, 观察图 12 可知, 由于成形试样的致密度均较高, 其拉伸性能总体水平相差不大, 但仍有一些差别。强度方面, 在 0.2 mm 光斑直径下成形的试样, 其横向抗拉强度和屈服强度略高于 0.1 mm 光斑直径下成形的试样, 纵向强度水平相当。塑性方面, 不同光斑直径下成形试样的横向伸长率基本处于同一水平, 但 0.1 mm 光斑直径下成形试样的平均纵向伸长率比 0.2 mm 光斑直径下成形的试样高约 20%。这可能与光斑直径较小从而会形成体积更小的熔池有关, 当裂纹沿体积更小的熔池的边界扩展时, 扩展路径更长、更曲折, 从而提高了伸长率。

综合分析, 在本研究范围内, 采用光斑直径 0.1 mm、能量密度 47.62~50.00 J/mm³ 的参数进行 AlSi10Mg 合金的激光选区熔化成形, 可以获得综合水平最佳的室温抗拉强度和塑性。

选取表 6 中 1 号参数成形的试样, 分析高致密度 AlSi10Mg 成形合金的断口形貌特征, 如图 13 所示。可以看到, 横向拉伸试样断口中可观察到多处微裂纹及孔洞, 而纵向拉伸试样断口中可明显观察到断口表面相互垂直的线型凹陷痕迹, 与激光扫描路径一致, 如图 13c 所示。这是由于熔池边界属于堆叠区域, 该区域在成形过程中重复受热减缓了冷却速率, 导致该区域组织相对粗大, 在拉伸过程中裂纹容易沿该区域扩展, 从而表现为沿着熔池边界形成了线型凹陷痕迹。同时, 从图 13b、13d 的微观断口形貌可以看出, 横向与纵向试样的断裂模式均属于韧性断裂, 断口均由细小韧窝组成, 部分韧窝周围存在硅颗粒, 如图中箭头所示。硅颗粒的存在起到阻碍裂纹扩展的作用, 有助于提高成形合金的强度^[23]。

图 13 激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金拉伸试样断口形貌

3 结论

(1) 激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金的致密度受激光功率、扫描速度等成形参数的综合影响, 在本试验设计的成形参数范围内, 当各项参数达到合理匹配, 使激光能量密度在 47.62~50.00 J/mm³ 区间时, 成形试样的致密度最高。

(2) 激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金中孔洞缺陷呈随机分布, 大部分缺陷体积小于 $5.3 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ 。随着缺陷体积增大, 缺陷球形度降低, 出现树状分支结构。在优选的激光能量密度区间内, 夹杂缺陷消失, 气孔缺陷最大尺寸降至 0.056 mm。

(3) 圆形孔洞缺陷尺寸在 5~20 μm 之间, 产生原因主要与未熔粉体、空心粉有关。控制 AlSi10Mg 合金粉末的氧含量和空心粉率, 有利于减少成形合金中的各类孔洞缺陷。

(4) 优选激光能量密度区间内成形的 AlSi10Mg 合金试样, 其平均抗拉强度均在 294 MPa 以上, 比铸造 AlSi10Mg 合金高 15% 以上; 平均伸长率大于 8.0%, 高于铸造 AlSi10Mg 合金一倍以上。

参 考 文 献

- [1] READ N, WANG W, ESSA K, et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimization and mechanical properties development[J]. Materials & Design, 2015, 65: 417-424.
- [2] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, et al. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. Materials Science & Engineering A, 2000, 280(1): 102-107.
- [3] YADROITSEV I, SMUROV I. Selective laser melting technology: From the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape[J]. Physics Procedia, 2010, 5(part-PB): 551-560.
- [4] 刘伟, 李能, 周标, 等. 复杂结构与高性能材料增材制造技术进展[J]. 机械工程学报, 2019, 55(20): 128-143. LIU Wei, LI Neng, ZHOU Biao, et al. Progress in additive manufacturing on complex structures and high-performance materials[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(20): 128-143.
- [5] OLAKANMI E O, COCHRANE R F, DALGARNO K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure,

- and properties[J]. Progress in Materials Science, 2015, 74: 401-477.
- [6] 杨强, 鲁中良, 黄福享, 等. 激光增材制造技术的研究现状及发展趋势[J]. 航空制造技术, 2016, 507(12): 26-31.
- YANG Qiang, LU Zhongliang, HUANG Fuxiang, et al. Research on status and development trend of laser additive manufacturing[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 507(12): 26-31.
- [7] 李瑞迪, 魏青松, 刘锦辉, 等. 选择性激光熔化成形关键基础问题的研究进展[J]. 航空制造技术, 2012, 401(5): 26-31.
- LI Ruidi, WEI Qingsong, LIU Jinhui, et al. Research progress of key basic issue in selective laser melting of metallic powder[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2012, 401(5): 26-31.
- [8] 孙成伟, 陆启生, 范正修, 等. 激光辐射效应[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002.
- SUN Chengwei, LU Qisheng, FAN Zhengxiu, et al. Laser radiation effect[M]. Beijing: National Defence Industrial Press, 2002.
- [9] 王霄, 王东生, 高雪松, 等. 轻合金构件激光增材制造研究现状及其发展[J]. 应用激光, 2016, 36(4): 478-483.
- WANG Xiao, WANG Dongsheng, GAO Xuesong, et al. Research status and development in laser additive manufacturing of light alloy components[J]. Applied Laser, 2016, 36(4): 478-483.
- [10] 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 Peng, LI Zhonghua, YAN Zhenyu, et al. Research status of selective laser melting of aluminum alloys[J]. Applied Laser, 2015, 35(5): 607-611.
- [11] ABOULKHAIR N T, EVERITT N M, ASHCROFT I, et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2014(1): 77-86.
- [12] KEMPEN K, THIJS L, HUMBEECK J V, et al. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: Parameter optimization and material characterization[J]. Materials Science and Technology, 2015, 31(8): 917-923.
- [13] WEI P, WEI Z, CHEN Z, et al. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behavior[J]. Applied Surface Science, 2017, 408: 38-50.
- [14] 张文奇, 朱海红, 胡志恒, 等. AlSi10Mg 的激光选区熔化成形研究[J]. 金属学报, 2017(8): 24-32.
- ZHANG Wenqi, ZHU Haihong, HU Zhiheng, et al. Study on the selective laser melting of AlSi10Mg[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017(8): 24-32.
- [15] XU Z, ZHANG J, ZHENG H, et al. Morphology and mechanical properties of PS/Al₂O₃ nanocomposites based on selective laser sintering[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2005, 21(6): 866-870.
- [16] SIMCHI A. Direct laser sintering of metal powders: Mechanism, kinetics and microstructural features[J]. Material Science and Engineering A, 2006, 428(1-2): 148-158.
- [17] JUE J, GU D, CHANG K. Microstructure evolution and mechanical properties of Al-Al₂O₃ composites fabricated by selective laser melting[J]. Powder Technology, 2017, 310: 80-91.
- [18] LI N, HUANG S, ZHANG G D, et al. Progress in additive manufacturing on new materials[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019(2): 242-269.
- [19] 杨启云, 许炯恺, 吴凯琦, 等. 选区激光熔化成形用 GH4169 合金粉末的性能[J]. 粉末冶金工业, 2020, 30(3): 9-13.
- YANG Qiyun, XU Jiongkai, WU Kaiqi, et al. Characteristic of GH4169 alloy powder used in selective laser melting[J]. Powder Metallurgy Industry, 2020, 30(3): 9-13.
- [20] 李能, 熊华平, 秦仁耀, 等. 原位反应制备 Ti₂AlNb/TiC+Ti₃SiC₂ 梯度材料的激光熔覆组织及成形机理[J]. 机械工程学报, 2018(8): 144-150.
- LI Neng, XIONG Huaping, QIN Renyao, et al. Microstructure and mechanism of Ti₂AlNb/TiC+Ti₃SiC₂ gradient materials by in-situ reaction laser cladding[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018(8): 144-150.
- [21] 闫泰起, 唐鹏钧, 陈冰清, 等. 退火温度对激光选区熔化 AlSi10Mg 合金微观组织及拉伸性能的影响[J]. 机械工程学报, 2020, 56(8): 37-45.
- YAN Taiqi, TANG Pengjun, CHEN Bingqing, et al. Effect of annealing temperature on microstructure and tensile properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(8): 37-45.
- [22] 黄伯云, 李成功, 石力开, 等. 中国材料工程大典[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
- HUANG Boyun, LI Chengong, SHI Likai, et al. China

materials engineering canon[M]. Beijing : Chemical Industry Press, 2005.

- [23] 张伟. 共晶 Al-Si 合金的硅相形貌控制及其对合金断裂韧性、疲劳裂纹扩展行为的影响[D]. 郑州: 郑州大学, 2007.

ZHANG Wei. Control of Si morphology in eutectic Al-Si alloy and its effect on fracture toughness and fatigue

growth of the alloy[D]. Zhengzhou : Zhengzhou University, 2007.

作者简介: 闫泰起, 男, 1993 年出生。主要研究方向为航空金属材料增材制造。

E-mail: 18201165269@163.com

陈冰清(通信作者), 女, 1984 年出生, 博士, 研究员。主要研究方向为航空金属材料增材制造。

E-mail: hwtkjcbq1984@163.com