

# 激光与光电子学进展

## 铝合金液冷板激光选区熔化快速成形工艺研究

刘梦娜, 魏恺文\*, 邓金凤, 黄高, 钟桥, 曾晓雁

华中科技大学武汉光电国家研究中心, 湖北 武汉 430074

**摘要** 铝合金液冷板是航空航天、国防等领域电子设备的重要散热零件, 一般具有微细流道和复杂的外形, 非常适合采用激光选区熔化(SLM)增材制造技术整体成形。为提升液冷板的整体成形效率, 研究了 1 kW 高功率激光 SLM 成形铝合金的致密化行为、显微结构、力学性能以及微孔的最小孔径。结果表明: 随着激光体能量密度增加, SLM 成形 AlSi10Mg 试样的致密度先提升后趋于稳定; 成形高致密(致密度 > 99.5%) 试样所需的激光体能量密度为 47.6~200 J/mm<sup>3</sup>; 成形试样的显微组织由总体上呈 <100> 择优取向的  $\alpha$ -Al 基体和网状共晶 Si 组成; 在晶界强化、固溶强化和第二相强化的共同作用下, 成形试样的抗拉强度、屈服强度、延伸率分别达到 (433±10) MPa、(267±8) MPa、(5.5±0.5)%, 均超过同牌号压铸件; 在高功率 SLM 成形条件下, 水平与竖直伸展微孔的最小孔径分别为 0.6 mm 和 0.4 mm, 可以满足大部分微细流道的设计与成形需求。依托基础工艺研究, 本文利用高功率 SLM 技术实现了液冷板局部模拟样件的快速成形, 成形效率可达到 75.6 cm<sup>3</sup>/h。

**关键词** 激光技术; 激光选区熔化; 铝合金液冷板; 成形效率; 显微组织; 力学性能; 最小孔径

中图分类号 TG146.2+1

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.1314002

## Selective Laser Melting Rapid Forming Technology of Aluminum Alloy Liquid Cold Plate

Liu Mengna, Wei Kaiwen\*, Deng Jinfeng, Huang Gao, Zhong Qiao, Zeng Xiaoyan

Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology,

Wuhan, Hubei 430074, China

**Abstract** Aluminum alloy liquid cold plates are important parts of heat dissipation for the electronic equipments used in aerospace and national defense industries. Usually they have complex outlines and microchannels; thus, they are suitable to be fabricated via selective laser melting (SLM) additive manufacturing technology. To elevate the build rate of the SLM-processed liquid cold plates, a high-power (1 kW) SLM apparatus was used to process AlSi10Mg alloy in this study, and the densification behavior, microstructure, mechanical properties, and minimum hole diameter of the SLM-processed samples were investigated. Results show that the relative density of the high-power SLM-processed samples first increase with the increase in laser volume energy density, and then remain unchanged at high laser volume energy densities. To obtain a high relative density of more than 99.5%, the laser volume energy density should be set in the range of 47.6–200 J/mm<sup>3</sup> during the high-power SLM process. The microstructure of the as-fabricated sample comprises  $\alpha$ -Al cellular dendritic matrix possessing a <100> texture along the building direction and reticular eutectic Si. Owing to the comprehensive effects of grain boundary, solid solution, and second phase strengthening, the tensile strength, yield strength, and elongation of the high-power SLM-processed samples were (433±10) MPa, (267±8) MPa, and (5.5±0.5)%, respectively, which were higher than the corresponding values of the die casting AlSi10Mg. When the 1 kW high-power laser was used in the SLM

收稿日期: 2020-11-27; 修回日期: 2020-12-07; 录用日期: 2020-12-17

通信作者: \*laser\_wei@hust.edu.cn

process of AlSi10Mg, the minimum horizontal and vertical hole diameters that could be fabricated were 0.6 mm and 0.4 mm, respectively, which could satisfy almost all design and forming requirements for a liquid cold plate. Based on the above technology, local simulation parts of an aluminum alloy liquid cold plate were successfully fabricated using high-power SLM, and the build rate was up to 75.6 cm<sup>3</sup>/h.

**Key words** laser technique; selective laser melting; aluminum alloy liquid cold plate; build rate; microstructure; mechanical properties; minimum hole diameter

**OCIS codes** 140.3390; 350.3850; 160.3900

## 1 引言

铝合金液冷板是航空航天、国防等领域电子设备的重要散热部件,用以满足集成化程度不断提升带来的高热流密度散热需求<sup>[1-2]</sup>。随着铝合金液冷板向流道微细化、外形复杂化、结构轻量化等方向快速发展,铸造、钎焊和机械加工等传统成形工艺因工序复杂、生产周期长、难以成形复杂结构等问题而逐渐难以满足生产要求。激光选区熔化(SLM)是近些年新兴起来的高性能金属增材制造技术,它基于零件三维模型,采用激光束“逐点-逐线-逐层”扫描熔化金属粉末床并凝固堆积,无需任何工装和模具就能实现几乎任意复杂金属零部件的近净成形<sup>[3-9]</sup>,为铝合金液冷板的整体制造开辟了一条新途径。

目前,已有一些学者研究了 SLM 技术在液冷板成形中的应用,并成功实现了液冷板的整体制造<sup>[10-12]</sup>。然而,现有的 SLM 技术通常使用中低功率激光器(功率一般小于 500 W)。在成形铝合金零件时,为确保粉末层充分熔化,铺粉层厚  $t$ 、扫描速度  $v$  和扫描间距  $s$  等主要工艺参数的选择相互制约,导致成形效率  $\eta$  一般仅为 5~30 cm<sup>3</sup>/h( $\eta=t \times v \times s$ )<sup>[13-15]</sup>,难以实现液冷板的高效批量生产。近期的研究表明,提升激光功率是提高 SLM 成形效率的一个有效方法<sup>[16-19]</sup>。研究人员已采用 1~2 kW 高功率激光束大幅提升了 Ti-6Al-4V 钛合金、316L 不锈钢、IN718 镍基合金以及 300M 高强钢等材料的 SLM 成形效率。在铝合金的高功率 SLM 成形研究方面,目前的公开报道较少,仅有亚琛工业大学的 Buchbinder 等<sup>[20-21]</sup>进行了一些基础工艺研究,他们发现,将激光功率由 240 W 提升至 960 W 可使 AlSi10Mg 合金的成形效率提升 5 倍。到目前为止,高激光功率条件下 SLM 成形铝合金的致密化行为、显微结构、力学性能等均未得到充分研究,而采用高功率 SLM 技术成形铝合金液冷板的案例更是尚未见相关报道。鉴于此,本文以自主研发的高功率 SLM 装备为试验平

台,系统研究了 1 kW 高功率激光作用条件下,SLM 成形 AlSi10Mg 试样的致密化行为、显微结构、力学性能及微孔结构的最小尺寸;并在此基础上,成功实现了高质量铝合金液冷板模拟样件的高效 SLM 打印,成形效率可达 75.6 cm<sup>3</sup>/h。

## 2 试验方法

### 2.1 试验装置与参数设计

高功率 SLM 成形试验采用粒度为 15~45  $\mu\text{m}$  的气雾化 AlSi10Mg 粉末,该粉末的化学成分(质量分数,%)为 10.04 Si, 1.42 Fe, 0.47 Mg, <0.01 Cu, 0.018 Ti, <0.01 Mn, <0.01 Zn, Al 余量。粉末总体上呈球形,其典型扫描电镜(SEM)形貌如图 1 所示。

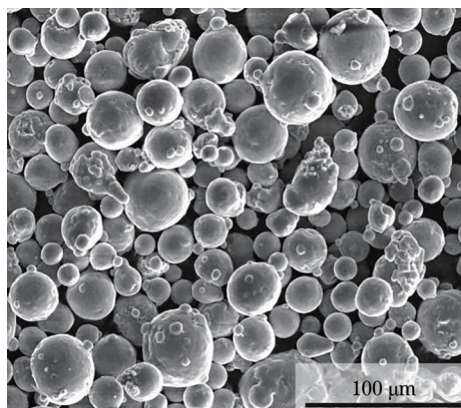


图 1 AlSi10Mg 粉末的 SEM 图像

Fig. 1 SEM image of AlSi10Mg powder

使用自主研发的 TSH300 型高功率 SLM 装备进行 AlSi10Mg 合金的高功率 SLM 成形试验。试验采用高功率多模激光器,主要试验参数(激光功率、扫描速度、扫描间距、铺粉层厚及激光体能量密度)如表 1 所示。

在成形过程中,采用图 2(a)所示的交替式直线光栅扫描策略,并控制成形室内氧的体积分数小于  $5 \times 10^{-5}$ 。共成形三组试样:第一组是尺寸为 10 mm × 10 mm × 10 mm 的工艺试块,用以研究工

表 1 高功率 SLM 成形参数

Table 1 Parameters for high-power SLM forming

Parameter	Value
Laser power, $P/\text{kW}$	1
Laser beam diameter, $d/\mu\text{m}$	500
$M^2$ factor	18.3
Layer thickness, $t/\text{mm}$	0.05-0.10
Scanning velocity, $v/(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	300-2000
Hatching space, $s/\text{mm}$	0.10-0.30
Laser volume energy density, $E/(\text{J}\cdot\text{mm}^{-3})$	33.3-200

Notes:  $E=P/(vts)$ .

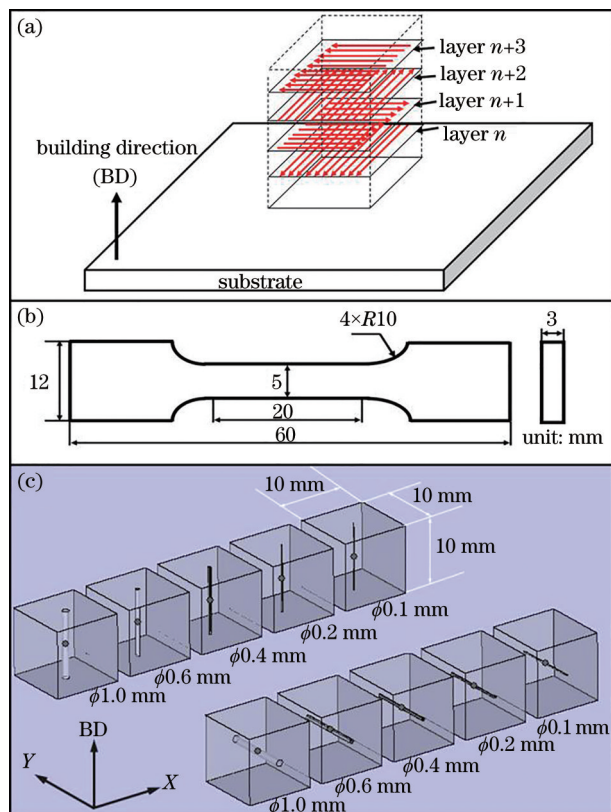


图 2 高功率 SLM 试验细节。(a)激光扫描策略;(b)拉伸试样示意图;(c)微孔样品示意图

Fig. 2 Details of high-power SLM experiments. (a) Laser scanning strategy; (b) schematic of tensile specimen; (c) schematic of micro hole samples

艺参数对致密化行为的影响规律以及成形试样的显微结构;第二组是根据 ISO 6892-1—2009 标准设计的拉伸试样,用以表征高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 的力学性能,拉伸试样尺寸如图 2(b)所示;第三组试样是竖直伸展微孔和水平伸展微孔样品,微孔的设计尺寸分别为  $\phi 1.0\text{ mm}$ 、 $\phi 0.6\text{ mm}$ 、 $\phi 0.4\text{ mm}$ 、 $\phi 0.2\text{ mm}$ 、 $\phi 0.1\text{ mm}$ ,用以评估高功率 SLM 成形铝合金液冷板微细流道的工艺可达性,样

件模型如图 2(c)所示。

## 2.2 材料测试表征方法

采用尼康 EPIPHOT 300 光学显微镜(OM)和 PANalytical X'pert PRO 型 X 射线衍射仪(XRD)表征高功率 SLM 样品的缺陷分布与相组成。采用 FEI Nova Nano 450 扫描电子显微镜(SEM)、FEI Tecnai-G2-F30 透射电子显微镜(TEM)和 FEI Sirion 200 扫描电子显微镜(SEM)及其配套的电子背散射衍射系统(EBSD)研究高功率 SLM 样品的微观组织和晶体取向特征。对于 OM 和 SEM 观察,首先根据标准制样流程对试样进行研磨和机械抛光,然后用 Keller 试剂(2.5 mL  $\text{HNO}_3$ +1.5 mL  $\text{HCL}$ +1 mL  $\text{HF}$ +95 mL 去离子水)进行腐蚀。采用图像法测量块体试样的致密度( $R$ ),具体过程为:在 50 倍光学显微镜下对试样的纵截面进行拍摄;随机选择 5 张金相照片,并使用 Image-Pro Plus 6.0 软件对金相照片中缺陷的面积百分比进行测量;对测量结果取平均值就可得到试样的致密度。对于 EBSD 表征,需将机械抛光后的试样在抛光液(由高氯酸和甲醇电解液按体积比为 1:9 配制而成)中进一步电解抛光。对于 TEM 分析,首先通过线切割和机械减薄方法制备直径为 3 mm、厚度小于 50  $\mu\text{m}$  的圆片,然后在  $-25\text{ }^\circ\text{C}$  下使用高氯酸和甲醇按体积比为 1:9 配制而成的溶液进行双喷。

使用 AG-100KN 型高精度电子通用测试机进行拉伸测试,测试过程中控制拉伸速度为 2 mm/min,拉伸测试至少进行三次,以减小测量误差。使用 FEI Quanta-200 扫描电子显微镜(SEM)观察拉伸试样的断口形貌。采用尼康 EPIPHOT300 光学显微镜观察微孔样品孔出口截面的形貌。

## 3 试验结果与讨论

### 3.1 致密化行为

图 3 给出了高功率 SLM (HP-SLM) 成形 AlSi10Mg 合金试样的致密度  $R$  随激光体能量密度  $E$  的变化规律。可以看出,试样的致密度随着激光体能量密度的增大呈先增加后趋于稳定的趋势。当  $E$  较低( $<47.6\text{ J}/\text{mm}^3$ )时,一方面金属粉末熔化不充分,相邻熔覆层及熔覆道之间形成了形状不规则的“不充分融合”缺陷;另一方面,熔池存在时间过短,熔体卷入或析出的气体来不及逸出,形成了许多直径为 10~20  $\mu\text{m}$  的圆形气孔。上述两方面因素的共同作用导致试样的致密化程度较低,不能满足常



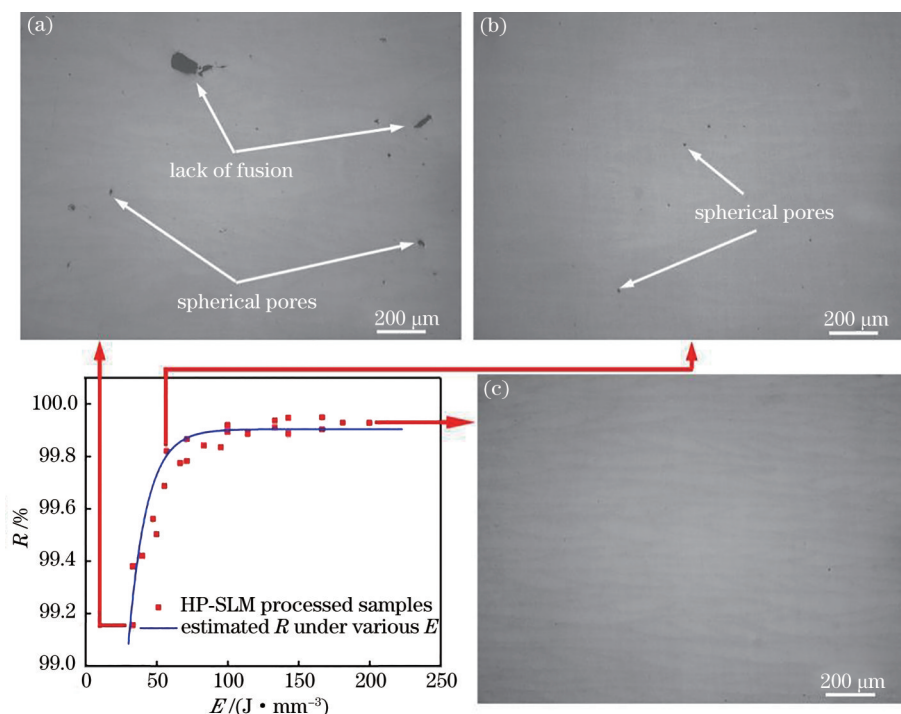


图3 激光体能量密度对高功率 SLM 试样致密度的影响规律及典型试样的 OM 照片

Fig. 3 Influence of laser volume energy density  $E$  on relative density  $R$  of high-power SLM-processed samples and OM images of typical samples

规应用中致密度不低于 99.5% 的公认标准<sup>[19-20]</sup>。将  $E$  提升至 47.6~100 J/mm<sup>3</sup> 区间后, 尽管熔池存在的时间依然偏短, 致使试样内部仍存在少量直径为 5~10 μm 的气孔, 但“不充分熔合”缺陷已经消失, 试样的致密度提升至 99.5%~99.9%, 能够满足常规应用对于致密度的要求<sup>[19-20]</sup>。将  $E$  进一步提升到 100~200 J/mm<sup>3</sup> 后, 相邻熔覆层和熔覆道之间实现了良好的冶金结合, 而且熔池内的气体也因熔体存在时间的进一步延长而及时逸出, 使得试样内部几乎观察不到任何冶金缺陷, 致密度可达 99.9% 以上。

综上, 在 1 kW 高功率激光输入条件下, SLM 成形高致密 (致密度 > 99.5%) AlSi10Mg 试样所需的激光体能量密度为 47.6~200 J/mm<sup>3</sup>, 对应的成形效率最高可达 75.6 cm<sup>3</sup>/h (激光体能量密度为 47.6 J/mm<sup>3</sup> 时)。下文将以  $E=47.6$  J/mm<sup>3</sup> 条件下成形的高致密试样为研究对象, 系统分析高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的组织结构、力学性能以及 SLM 成形铝合金微细流道的工艺可达性。

### 3.2 相组成与显微结构

图 4(a) 给出了高功率 SLM 成形试样和 AlSi10Mg

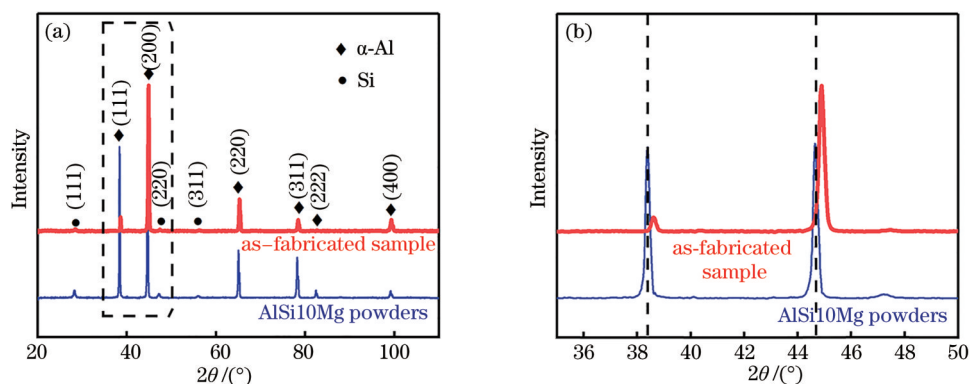


图 4 高功率 SLM 成形试样和 AlSi10Mg 原始粉末的 XRD 衍射图谱。(a) XRD 衍射图谱; (b) XRD 衍射图谱的局部放大

Fig. 4 XRD diffraction patterns of high-power SLM-processed sample and original AlSi10Mg powders. (a) XRD diffraction patterns; (b) partially enlarged XRD diffraction patterns

原始粉末的 XRD 衍射图谱。可以看出,两者均由  $\alpha$ -Al 相和共晶 Si 相组成。图 4(b) 给出了 XRD 衍射图谱的局部放大,可以看出,与原始粉末相比,成形试样的  $\alpha$ -Al 衍射峰向右偏移。根据布拉格定律,峰位向高角度方向偏移意味着  $\alpha$ -Al 基体晶格常数减小。这可能是由于 SLM 过程的冷却速率较大,成形试样的基体中固溶了更多的 Si 元素。

图 5 给出了高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 试样的 OM 照片。在图 5(a) 所示的竖直截面中可以观察到逐道、逐层紧密堆叠的“碟状”熔覆线条;进一步观

察图 5(b) 所示的水平截面,可知这些熔覆线条呈  $90^\circ$  交错排布,这是成形过程中所采用的交替式直线光栅扫描策略导致的。通过测量熔覆线的特征尺寸,可知激光熔池深度为  $100\sim 150\ \mu\text{m}$ ,宽度为  $250\sim 400\ \mu\text{m}$ 。相比之下,常规的中低功率 SLM 成形铝合金熔池的深度为  $50\sim 80\ \mu\text{m}$ ,熔池宽度为  $100\sim 150\ \mu\text{m}$ ,分别仅为本研究的 35% 和 50% 左右<sup>[22-23]</sup>。熔池尺寸会对高功率 SLM 成形微孔结构的最小孔径产生影响,这方面的内容将在 3.4 节详细阐述。

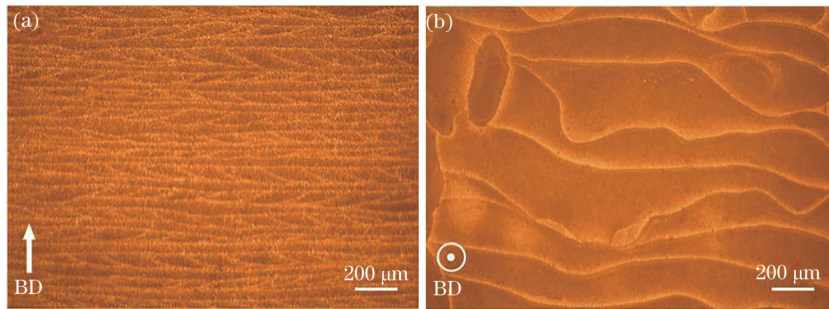


图 5 高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 试样的 OM 图。(a) 竖直截面;(b) 水平截面

Fig. 5 OM images of high-power SLM-processed AlSi10Mg sample. (a) Vertical section; (b) horizontal section

图 6 给出了高功率 SLM 成形试样的高倍 SEM 照片,图 7 则给出了试样的 TEM 明场相和相应区域

的面扫描谱图。可以看出,试样的显微组织由富含 Al 元素的灰色相以及沿其胞状枝晶边缘分布、富含

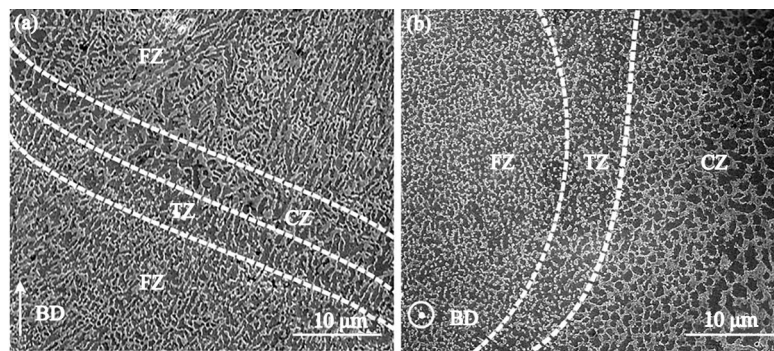


图 6 高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 试样的 SEM 图。(a) 竖直截面;(b) 水平截面

Fig. 6 SEM images of high-power SLM-processed AlSi10Mg sample. (a) Vertical section; (b) horizontal section

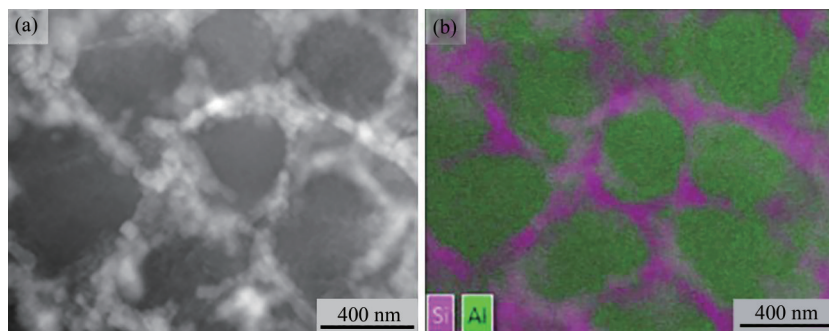


图 7 高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 试样的 TEM 分析。(a) 明场相;(b) 面扫描谱图

Fig. 7 TEM analysis of high-power SLM-processed AlSi10Mg sample. (a) Bright-field image; (b) mapping image



Si元素的白色网状相组成。结合前文的XRD谱可知灰色相为 $\alpha$ -Al基体,白色网状相为共晶Si。

通过进一步观察图6所示的SEM照片,可将高功率SLM试样的显微组织分为三个特征区域:粗化区(CZ)、微细区(FZ)和过渡区(TZ)。其中:粗化区所在的熔池边缘搭接区域因经历激光重熔,热积累效应较为显著,组织相对较粗,枝晶间距为1.2~2.0  $\mu\text{m}$ ;微细区所对应的熔池中上部区域未经历激光重熔,热积累效应相对减弱,组织相对细密,枝晶间距为0.5~0.9  $\mu\text{m}$ ;过渡区位于粗化区和微细区之间,其内部的共晶Si呈颗粒状,系已成形材料中呈连续分布的共晶Si在激光扫描熔化后续粉末层时经历不完全退火处理而发生扩散的结果<sup>[24]</sup>。通过对比现有文献可知,本研究中的高功率SLM试样粗化区与微细区的枝晶尺寸与常规中低功率SLM成形试样对应区域的尺寸处于相同水平<sup>[25-26]</sup>。由此可见,采用高功率激光SLM成形并不会使试样 $\alpha$ -Al基体的显微组织明显粗化,这无疑是有利于获得优良力学性能的。

图8给出了高功率SLM成形试样的反极图和

极图。可以看出,试样的 $\alpha$ -Al基体大部分由 $\langle 100 \rangle$ 取向平行于SLM沉积方向的柱状晶组成,同时存在部分取向随机的等轴晶粒。其中,柱状晶的宽度为5~15  $\mu\text{m}$ ,长度为80~110  $\mu\text{m}$ ,等轴晶的晶粒尺寸为5~20  $\mu\text{m}$ 。大量 $\langle 100 \rangle$ 择优取向柱状晶的存在,使得试样整体表现出较强的 $\langle 100 \rangle$ 织构,在对应的极图中, $\langle 100 \rangle$ 面的最大极密度投影值达5.97。成形试样的晶体特征与其在成形过程中所面临的热环境密不可分。对于以SLM为代表的激光快速熔凝过程,熔池下部区域的温度梯度相对较高,故AlSi10Mg成形材料更易形成 $\langle 100 \rangle$ 取向垂直于固液界面、向熔池内部生长的柱状晶<sup>[27]</sup>;熔池中上部的温度梯度相对较低,相应区域易形成取向随机的等轴晶<sup>[28]</sup>。由于高功率SLM熔池外形呈“碟片”状[如图5(a)所示],其固液界面与熔覆层基本保持平行,故柱状晶的生长方向在总体上与SLM沉积方向保持一致。此外,熔池中上部的等轴晶区在后续熔覆层成形过程中未被完全重熔,因此在柱状晶之间还可以观察到一部分等轴晶粒。

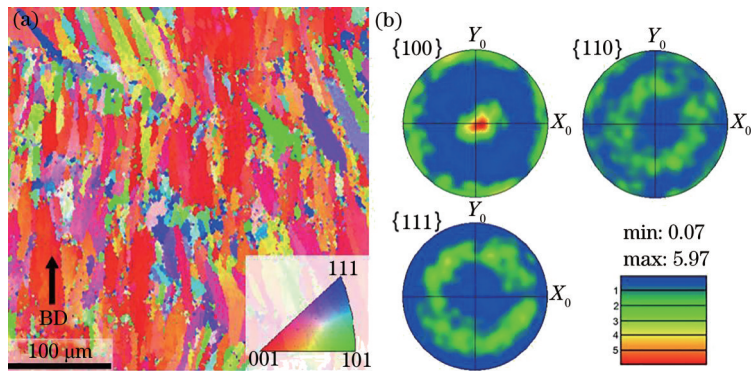


图8 高功率SLM成形AlSi10Mg试样的EBSD分析。(a)反极图;(b)极图

Fig. 8 EBSD analysis of high-power SLM-processed AlSi10Mg sample. (a) Inverse pole figure map; (b) pole figure map

### 3.3 力学性能

图9给出了高功率SLM成形AlSi10Mg试样的室温拉伸性能,并同时给出了ASTM B85-03所公布的压铸AlSi10Mg合金的拉伸性能标准。可以看出,高功率SLM成形试样的抗拉强度、屈服强度、延伸率分别为 $(433 \pm 10)$  MPa、 $(267 \pm 8)$  MPa、 $(5.5 \pm 0.5)\%$ ,较压铸标准分别提升了44%、57%、120%。高功率SLM成形AlSi10Mg合金优异的拉伸性能与其显微组织结构密不可分:1)试样具有较小的基体晶粒尺寸及微细的晶内胞状枝晶结构,晶界强化效应同时提升了强度和延伸率;2)激光的快速熔凝效应使得试样 $\alpha$ -Al基体内的Si等溶质元素的固溶度较高,固溶强化效果显著;3)第二相(Si)沿

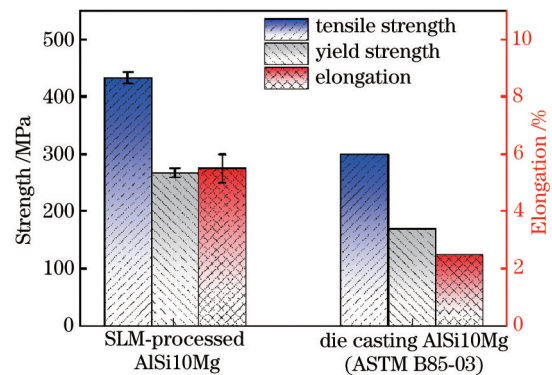


图9 高功率SLM成形AlSi10Mg与ASTM B85-03标准中压铸AlSi10Mg的拉伸性能

Fig. 9 Tensile properties of high-power SLM-processed sample and ASTM B85-03 standard for die casting AlSi10Mg

基体的胞状枝晶边缘呈网状分布,起到了第二相强化效果。

图 10 进一步给出了高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 试样的典型断口形貌。在图 10(a)所示的低倍断口

中可以同时观察到韧窝和撕裂棱,表明试样为韧-脆混合型断裂。观察图 10(b)所示的高倍断口形貌可知,韧窝尺寸为  $0.5\sim 1.5\ \mu\text{m}$ ,与  $\alpha\text{-Al}$  基体微细的胞状枝晶结构相对应。

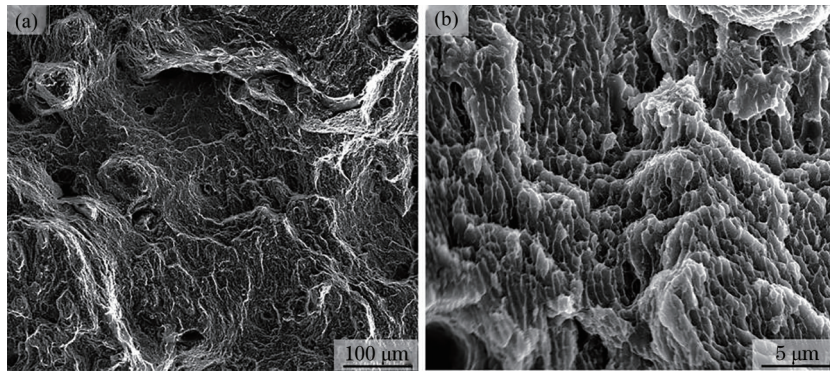


图 10 高功率 SLM 成形 AlSi10Mg 试样的断口形貌。(a)高倍;(b)低倍

Fig. 10 Fracture morphologies of high-power SLM-processed AlSi10Mg sample. (a) High magnification; (b) low magnification

### 3.4 微孔样件的最小孔径

前文提到,高功率 SLM 成形的熔池深度及宽度较常规中低功率 SLM 成形的明显增大。由于熔池是成形过程中的“基本单元”,其深度与宽度的增大势必会导致成形分辨率的降低。因此,本文进一步研究了高功率 SLM 条件下,铝合金微孔结构试样的最小孔径,用以评估高功率 SLM 成形液冷板微细流道的工艺可达性。

图 11 给出了高功率 SLM 成形微孔样件截面的金相结果。由图 11 可知,水平伸展和垂直伸展微孔的最小孔径分别为  $0.6\ \text{mm}$  和  $0.4\ \text{mm}$ ,小于该值的

微孔无法成形。对于现有液冷板而言,微细流道的最小孔径一般要求在  $1\ \text{mm}$  左右<sup>[1-2]</sup>。因此,高功率 SLM 技术可以满足大多数液冷板微细流道的成形要求。相比于竖直伸展微孔,水平伸展微孔的顶部更易在成形过程中因熔体重力效应而塌陷,因此水平伸展微孔可成形的最小孔径相对更大。总体而言,高功率 SLM 技术成形微孔的内表面质量较差,后续可考虑采用双光束 SLM 成形方法(低功率激光成形复杂精密区域,高功率激光高效成形其他区域),以兼顾成形效率和精度。

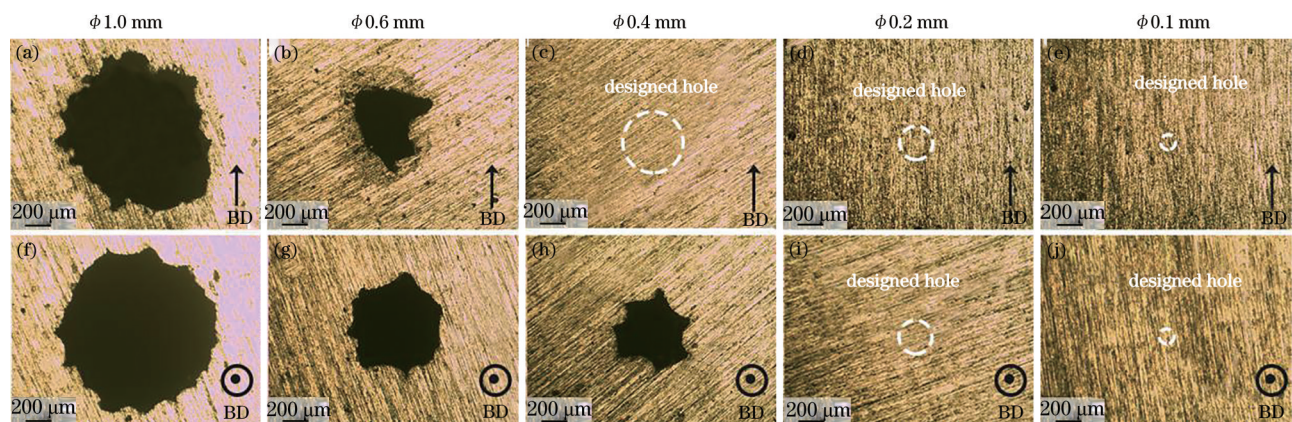


图 11 不同孔径直线型微孔样件孔出口截面的金相图。(a)~(e)水平伸展微孔;(f)~(j)竖直伸展微孔。

Fig. 11 OM images of hole exit cross-sections of linear microporous samples with different hole diameters. (a)~(e) Horizontal holes; (f)~(j) vertical holes

### 3.5 应用验证

基于上述基础工艺研究,本文在  $E=47.6\ \text{J}/\text{mm}^3$  的条件下(成形效率为  $75.6\ \text{cm}^3/\text{h}$ ),采用高功率 SLM 技术成形了铝合金液冷板的局部模拟样件。

模拟样件的原始数模、宏观外形以及内部流道的 X 射线成像如图 12 所示。可以看出,模拟样件成形良好,两者的外部均无肉眼可见的成形缺陷,内部流道均无堵塞。



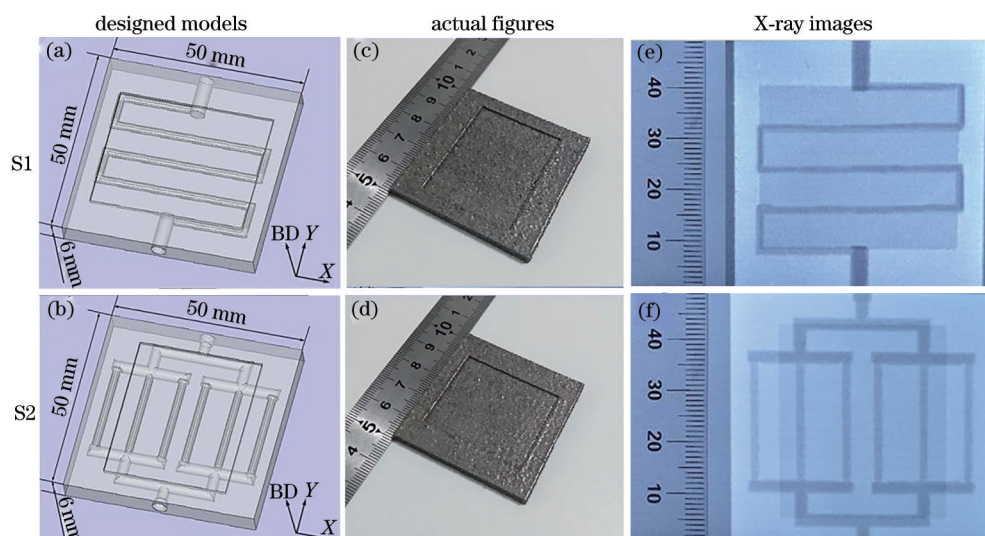


图 12 高功率 SLM 成形铝合金液冷板的局部模拟样件 S1 和 S2

Fig. 12 Two kinds of local simulation parts of liquid cold plate fabricated by high-power SLM

## 4 结 论

为提升铝合金液冷板的整体成形效率,本文研究了 1 kW 高功率激光 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的致密化行为、显微结构、力学性能以及微孔结构的最小孔径,并在此基础上实现了铝合金液冷板局部模拟样件的高效成形。得到的主要结论如下:

1) 随着激光体能量密度的增加,高功率 SLM 成形试样的致密度先提升后趋于稳定,成形高致密度(致密度 $>99.5\%$ )试样所需的激光体能量密度  $E$  为  $47.6\sim 200\text{ J/mm}^3$ ,对应的最高成形效率为  $75.6\text{ cm}^3/\text{h}(E=47.6\text{ J/mm}^3)$ 。

2) 成形试样的显微组织由总体上呈 $\langle 100 \rangle$ 择优取向的 $\alpha\text{-Al}$ 基体和网状共晶 Si 组成。根据共晶 Si 的形态和基体枝晶尺寸的差异,可将组织分为三个特征区域,即粗化区、微细区和过渡区。

3) 在晶界强化、固溶强化和第二相强化的共同作用下,SLM 成形试样的抗拉强度、屈服强度和延伸率分别可达  $(433\pm 10)\text{ MPa}$ 、 $(267\pm 8)\text{ MPa}$  和  $(5.5\pm 0.5)\%$ ,均超过同牌号铸件。

4) 高功率 SLM 技术能够成形的水平伸展和竖直伸展微孔的最小孔径分别为  $0.6\text{ mm}$  和  $0.4\text{ mm}$ ,可以满足大部分液冷板微细流道的设计与成形要求。但是,高功率 SLM 成形微孔的内表面质量较差,后续需开展针对性研究。

5) 基于基础工艺研究,本文利用高功率 SLM 技术实现了铝合金液冷板的局部模拟件的高效率整体制造,成形效率达到  $75.6\text{ cm}^3/\text{h}$ ,约为现阶段其

他公开报道的 2 倍以上。

## 参 考 文 献

- [1] Ho J Y, Leong K C. Cylindrical porous inserts for enhancing the thermal and hydraulic performance of water-cooled cold plates[J]. Applied Thermal Engineering, 2017, 121: 863-878.
- [2] Wiriyaart S, Naphon P. Liquid impingement cooling of cold plate heat sink with different fin configurations: high heat flux applications[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2019, 140: 281-292.
- [3] Zong X W, Gao Q, Zhou H Z, et al. Effects of bulk laser energy density on anisotropy of selective laser sintered 316 L stainless steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502003.  
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.
- [4] Yuan J G, Li Y, Liu J N, et al. Online detection of molten pool temperature during metal forming based on selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(3): 0302008.  
袁景光, 李宇, 刘京南, 等. 选区激光熔化金属成型熔池温度的在线检测[J]. 中国激光, 2020, 47(3): 0302008.
- [5] Zheng Y L, He Y L, Chen X H, et al. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of GH3536 alloy formed via selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802008.  
郑寅岚, 何艳丽, 陈晓晖, 等. 选区激光熔化成形



- GH3536 合金的高温拉伸性能及断裂行为分析[J]. 中国激光, 2020, 47(8): 0802008.
- [6] Yang C, Dong Z H, Chi C T, et al. Microstructure and mechanical properties of 24CrNiMo alloy steel formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502008.  
杨晨, 董志宏, 迟长泰, 等. 选区激光熔化成形 24CrNiMo 合金钢的组织结构与力学性能[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502008.
- [7] Zou T C, Chen M Y, Zhu H, et al. Research on high cycle fatigue performance of AlSi7Mg alloy fabricated by selective laser melting [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2020, 57(23): 231408.  
邹田春, 陈敏英, 祝贺, 等. 激光选区熔化 AlSi7Mg 合金高周疲劳性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2020, 57(23): 231408.
- [8] Wei K W, Wang Z M, Li F Z, et al. Densification behavior, microstructure evolution, and mechanical performances of selective laser melted Ti-5Al-2.5Sn  $\alpha$  titanium alloy: effect of laser energy input[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 774: 1024-1035.
- [9] Kempf A, Hilgenberg K. Influence of sub-cell structure on the mechanical properties of AlSi10Mg manufactured by laser powder bed fusion[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 776: 138976.
- [10] Cao Y W, Yao D B. Research and application of 3D printing technology in water cold plate manufacturing [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(17): 107-109.  
曹彦伟, 姚达斌. 3D 打印技术在水冷板加工中的应用研究[J]. 航空制造技术, 2016, 59(17): 107-109.
- [11] Zhou Y G, Chen J J, Wang M Y, et al. Research on metal 3D printing process for micro-channel cold plate of antenna[J]. Telecommunication Engineering, 2017, 57(11): 1330-1334.  
周宇戈, 陈加进, 王明阳, 等. 天线微小通道冷板金属 3D 打印成型工艺研究[J]. 电讯技术, 2017, 57(11): 1330-1334.
- [12] Cai Y Z, Huang S L, Li L W. Research on property of Al alloy liquid cooling plate produced by 3D printing technologies[J]. Aviation Precision Manufacturing Technology, 2019, 55(2): 44-46, 56.  
蔡艳召, 黄胜利, 李龙文. 3D 打印铝合金液冷板性能研究[J]. 航空精密制造技术, 2019, 55(2): 44-46, 56.
- [13] 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.
- [14] Li W, Li S, Liu J, et al. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 663: 116-125.
- [15] Tiwari J K, Mandal A, Sathish N, et al. Investigation of porosity, microstructure and mechanical properties of additively manufactured graphene reinforced AlSi10Mg composite[J]. Additive Manufacturing, 2020, 33: 101095.
- [16] Cao S, Chen Z E, Lim C V S, et al. Defect, microstructure, and mechanical property of Ti-6Al-4V alloy fabricated by high-power selective laser melting[J]. Journal of Metals, 2017, 69(12): 2684-2692.
- [17] Montero-Sistiaga M L, Godino-Martinez M, Boschmans K, et al. Microstructure evolution of 316L produced by HP-SLM (high power selective laser melting)[J]. Additive Manufacturing, 2018, 23: 402-410.
- [18] Jing G Y, Huang W P, Yang H H, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of 300 M steel produced by low and high power selective laser melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 48: 44-56.
- [19] Bremen S, Meiners W, Wissenbach K, et al. Correlation of the high power SLM process with resulting material properties for IN718[J]. BHM Berg- Und Hüttenmännische Monatshefte, 2017, 162(5): 179-187.
- [20] Buchbinder D, Schleifenbaum H, Heidrich S, et al. High power selective laser melting (HP SLM) of aluminum parts[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 271-278.
- [21] Buchbinder D, Meiners W, Wissenbach K, et al. Selective laser melting of aluminum die-cast alloy: correlations between process parameters, solidification conditions, and resulting mechanical properties[J]. Journal of Laser Applications, 2015, 27(S2): S29205.
- [22] Manfredi D, Calignano F, Krishnan M, et al. From powders to dense metal parts: characterization of a commercial AlSiMg alloy processed through direct metal laser sintering[J]. Materials, 2013, 6(3): 856-869.
- [23] Kempen K, Thijs L, van Humbeeck J, et al.

- Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation [J]. *Materials Science and Technology*, 2015, 31(8): 917-923.
- [24] 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.
- [25] Yan Q, Song B, Shi Y S. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 41: 199-208.
- [26] Li Z, Li Z Q, Tan Z Q, et al. Stress relaxation and the cellular structure-dependence of plastic deformation in additively manufactured AlSi10Mg alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 127: 102640.
- [27] Ch S R, Raja A, Nadig P, et al. Influence of working environment and built orientation on the tensile properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 750: 141-151.
- [28] Liu S W, Zhu H H, Peng G Y, et al. Microstructure prediction of selective laser melting AlSi10Mg using finite element analysis[J]. *Materials & Design*, 2018, 142: 319-328.