

# 选区激光熔化成形 AlSi10Mg 组织与 拉伸性能的各向异性研究

侯伟, 陈静, 储松林, 王修专, 杨志逸, 张毓祺, 滕伟斌

中国航发控制系统研究所 3D 使能研发技术联合实验室, 江苏 无锡 214063

**摘要** 采用选区激光熔化(SLM)技术成形了 AlSi10Mg 合金,研究了该合金的显微组织及室温拉伸性能。结果表明:SLM 成形 AlSi10Mg 合金具有细小的显微组织与较高的室温拉伸性能,且存在明显的各向异性;SLM 成形过程中的高冷速显著细化了初生  $\alpha$ -Al 枝晶,熔池内部及边缘不同的凝固条件不仅使两处  $\alpha$ -Al 枝晶的尺寸不同,而且决定了  $\alpha$ -Al 枝晶的生长形态,但整体呈外延生长;结合试样不同取向上枝晶间 Al-Si 共晶组织的形态及演化规律,揭示了合金组织的各向异性;室温拉伸试样沿沉积方向(纵向)与扫描方向(横向)的强度相当,但延伸率相差近一倍,合金性能的各向异性主要表现在延展性上;拉伸断口 SEM 形貌特征体现了试样的断裂机理,结合横、纵向试样断口处的韧窝尺寸、Al-Si 共晶组织形态、微裂纹形成等因素说明了断裂方式为沿晶断裂;SLM 成形 AlSi10Mg 的组织与性能均优于传统铸件,有利于 SLM 技术在航空发动机控制系统典型复杂零部件的设计制造中实现工程化应用。

**关键词** 材料;选区激光熔化;AlSi10Mg;各向异性;显微组织;拉伸性能

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0702003

## Anisotropy of Microstructure and Tensile Properties of AlSi10Mg Formed by Selective Laser Melting

Hou Wei, Chen Jing, Chu Songlin, Wang Xiuzhuan, Yang Zhiyi, Zhang Yuqi, Teng Weibin

*Joint Laboratory of 3D Enable Research & Development Technology, AECC Aero Engine Control System Institute, Wuxi, Jiangsu 214063, China*

**Abstract** Selective laser melting(SLM) technology is adopted to form AlSi10Mg alloy and the microstructure and tensile property at room temperature are studied. The results show that SLM formed AlSi10Mg alloy has fine microstructure and high room temperature tensile properties, and the microstructure and strength show obvious anisotropy. The high cooling rate in SLM process refine the previous  $\alpha$ -Al dendrites significantly, and the different solidification conditions in the core and boundary of melt pool can not only lead to different scales of  $\alpha$ -Al dendrites, but determine the growth morphology of  $\alpha$ -Al dendrites, which follows the law of epitaxial growth. Combination of the morphology and evolution of Al-Si eutectic structure of sample in different orientations, the anisotropy of microstructure is investigated. Furthermore, the strength of tensile samples along deposition (L) and scanning (T) directions is almost the same, while the elongation shows double relationship, so the different mechanical properties are due to its anisotropy of ductility. The SEM morphology of tensile fracture presents the crack mechanism, the size of the dimple, morphology of Al-Si eutectic structure and formation of micro cracks prove that the crack mode is intergranular fracture. The experimental results show that the microstructure and properties of SLM formed AlSi10Mg are higher than those of conventional cast components, which make SLM technology realizable in engineering application of typical components manufacturing in the field of aero engine control system.

**Key words** materials; selective laser melting; AlSi10Mg; anisotropy; microstructure; tensile property

**OCIS codes** 140.3390; 140.3510

收稿日期: 2017-11-08; 收到修改稿日期: 2018-01-10

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100603)

作者简介: 侯伟(1992—),男,硕士,助理工程师,主要从事激光加工、选区激光熔化成形、激光立体成形技术等方面的研究。E-mail: hf614\_3d@163.com

# 1 引 言

增材制造(AM)技术因具有高柔性、快速成形、不受零件形状复杂程度的约束等优势而深受航空航天领域研究人员的青睐。增材制造技术的基本原理为:首先在计算机中生成零件的三维 CAD 模型,并分层切片,将零件的三维形状信息转化为一系列的二维轮廓信息,在计算机控制下沿特定路径逐层沉积材料,最终形成零件的三维近净形实体<sup>[1-3]</sup>。在选区激光熔化(SLM)技术中,激光束按特定路径逐层熔化铺展在粉床上特定区域的金属粉末,最终形成形状复杂的三维零件<sup>[4-7]</sup>。在成形过程中,高能激光束与金属粉末相互作用形成高温液态熔池,随着激光的快速扫描(速率约为 1 m/s),熔池快速凝固,熔池在凝固过程中具有较高的温度梯度(约  $10^5$  °C/m)和凝固速率(约  $10^6 \sim 10^8$  m/s)。该凝固属于近快速凝固过程,因此材料内部组织的形成条件异于常规条件<sup>[8]</sup>。

AlSi10Mg 合金属于 Al-Si-Mg 系的典型亚共晶合金,具有轻量化、低热膨胀系数、高热导率、高力学性能和低成本等特点,在航空航天、汽车、热交换设备中广泛应用<sup>[9-10]</sup>。该合金具有小的凝固区间,凝固过程中形成的共晶硬质 Si 相的形态与尺寸对合金的力学性能有显著影响<sup>[11]</sup>。与铸造不同,SLM 成形过程中熔池内部极高的冷却速率不仅使晶粒变得细小,起到细晶强化的作用,还使 Si 相的形态趋于细小弥散分布,极大地提高了合金的强度<sup>[9,12-14]</sup>。

材料的组织形态决定了其最终的使用性能<sup>[15-17]</sup>。在 SLM 成形 Al-Si 系合金过程中,往往通过后续的固溶和时效处理来提升合金的力学性能<sup>[12,18-20]</sup>,热处理过程使合金中析出的 Si 相逐渐球化并长大。与沉积态合金相比,热处理后的合金强度降低,塑性增大。对 Al-Si 系合金的疲劳与断裂机理进行研究后可知<sup>[20-21]</sup>,合金经不同热处理后的

疲劳性能与抗断裂能力不同。SLM 成形的 Al-Si 系合金组织存在明显的各向异性,因此其性能必然存在各向异性,而不同方向上性能的差异对零件的使用具有重要意义。

本文对 SLM 成形 AlSi10Mg 试样沿沉积方向和垂直于沉积方向的显微组织进行了分析,重点研究 AlSi10Mg 合金内部组织在这两个方向上的各向异性,并结合试样在上述两个方向上的力学性能及断口检测结果,进一步讨论了合金力学性能的各向异性,为 SLM 成形 AlSi10Mg 零件在航空发动机控制系统中的工程化应用提供参考。

## 2 实验方法

### 2.1 AlSi10Mg 粉末材料

所选材料为 AlSi10Mg 球形粉末,粉末粒径分布范围为 0~50  $\mu\text{m}$ 。该合金是一种小凝固区间的典型亚共晶铸造铝合金,在 SLM 过程中形成的亚共晶组织可以显著提高零件的综合性能。图 1 为 SLM 成形实验使用的通过气雾化法制备的 AlSi10Mg 粉末的扫描电子显微镜(SEM)形貌,该粉末的球形度较高,但粉末粒径差异较大,大颗粒粉末局部位置黏结有小颗粒粉末,形成了典型的卫星粉。表 1 为通过电感耦合等离子体原子发射光谱法测得的 AlSi10Mg 粉末的化学成分。

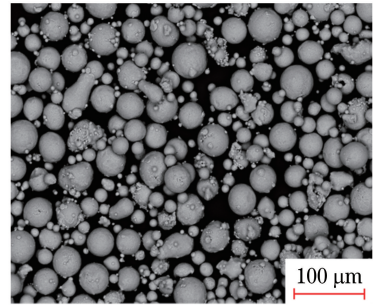


图 1 AlSi10Mg 粉末材料的 SEM 形貌  
Fig. 1 SEM image of AlSi10Mg powder

表 1 AlSi10Mg 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg powder

Al	Si	Cu	Zn	Mn	Mg	Fe	Ti	Ni	Sn	%
Balance	10.72	0.0068	0.0037	0.015	0.3	0.17	0.0083	0.003	0.00013	

### 2.2 实验条件与试样制备

采用选区激光熔化技术制备 AlSi10Mg 合金试样,该技术的基本原理如图 2(a)所示:在金属粉床上,激光热源按照给定的扫描路径熔化特定区域的粉末材料,成形完一层后工作台下降一定高度,同时铺展一层新的粉末,如此往复直至成形结束。SLM

成形实验采用 EOS M290 设备,如图 2(b)所示,该设备的成形工作台尺寸为 250 mm × 250 mm × 325 mm,工作台预热最高温度为 200 °C,且配备了最大功率为 400 W 的 Nd:YAG 激光器作为熔化金属粉末的热源。SLM 成形环境为氩气气氛,成形舱压力为 45 Pa,氧气的体积分数为 0.1%~0.3%。

成形 AlSi10Mg 合金试样的工艺参数如表 2 所示。SLM 成形实验前先将铝合金基板由室温 (25 ℃) 加热至 200 ℃ 进行预热处理, 基板预热的目的是降低成形过程中零件内部的热应力与变形, 确保成形过程稳定进行。实验中分别成形尺寸为

10 mm×10 mm×10 mm 的块状试样和 3 组标准室温拉伸试样, 拉伸试样按标准 GB/T 228.1—2010 进行加工, 试样的宏观形貌如图 3(a)、(c) 所示。成形结束后对沉积态试样进行 300 ℃×2 h 的退火处理, 以消除试样内部的残余应力。

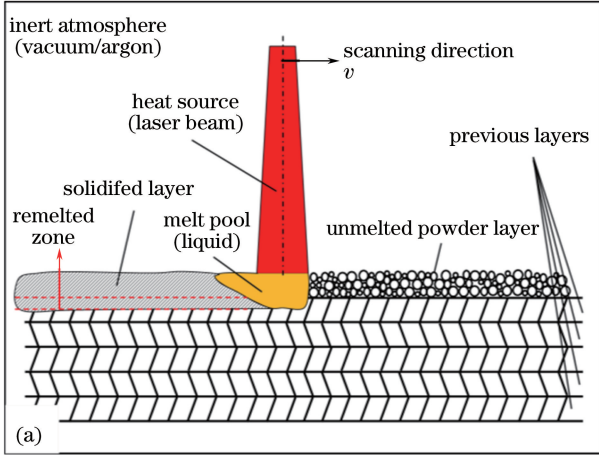


图 2 (a) 基于粉末床的 SLM 技术示意图; (b) EOS M290 选区激光熔化设备

Fig. 2 (a) Schematic drawing of SLM technology based on powder bed; (b) SLM equipment of EOS M290

表 2 SLM 成形过程工艺参数

Table 2 Processing parameters used in SLM

Laser power /W	Spot diameter /mm	Layer thickness / $\mu\text{m}$	Scanning speed / $(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	Hatching space /mm
370	0.1	30	1000	0.19

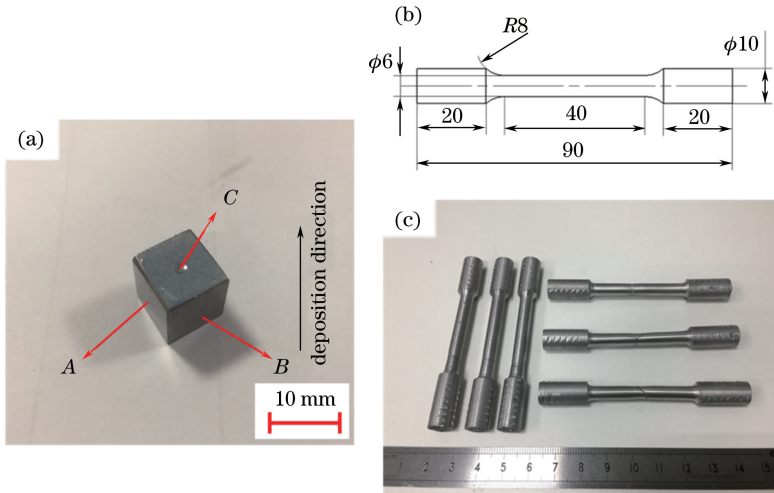


图 3 (a) SLM 成形 AlSi10Mg 块状试样; (b) 拉伸试样的尺寸; (c) SLM 成形 AlSi10Mg 拉伸试样

Fig. 3 (a) AlSi10Mg cubic sample formed by SLM; (b) size of tensile sample;

(c) AlSi10Mg tensile samples formed by SLM

### 2.3 显微组织与性能表征

AlSi10Mg 块状金相试样采用 Keller 试剂 (HF、HCl、HNO<sub>3</sub>、H<sub>2</sub>O 的体积比为 1:1.5:2.5:95) 进行金相腐蚀实验, 腐蚀时间为 10 s; 然后分别采用 Axio Vert.A1 研究级倒置万能材料显微镜 (OM) 和

SIGMA HV 的 ZEISS 场发射 SEM 观测试样的显微组织。取横、纵向各三组拉伸试样, 在型号为 WDW-50 的电子万能试验机上进行室温拉伸试验, 拉伸速度为 2 mm/min, 通过 SEM 分析试样的断口形貌。

### 3 实验结果与讨论

#### 3.1 显微组织

图 4 为块状试样 A、B、C 面的三维显微组织图及其局部放大形貌。在试样顶面可观察到偏转方向不同、宽度差异较大的熔道轮廓,如图中红色箭头所示;在试样侧面可观察到呈半圆形的熔池截面,且熔池截面积大小各异。造成上述差异的原因,一方面在于成形过程中激光采用光栅式扫描,且扫描方向每层偏转  $67^\circ$ ,扫描速率过快 ( $>1 \text{ m/s}$ ),形成的非稳态熔池在多道搭接条件下截面积不均匀;另一方面在于扫描方向的偏转使熔道方向不可能总垂直或平行于剖切截面,而是与截面呈一定的角度。

图 4(b)和 4(c)所示为 A、B 面显微组织的局部

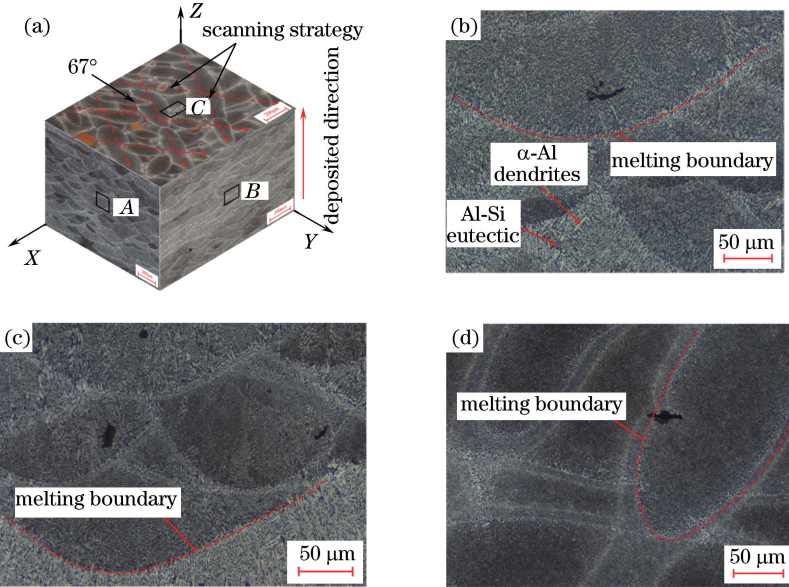


图 4 (a) SLM 成形 AlSi10Mg 合金块状试样显微组织的三维形貌,图中红色虚线为扫描路径示意图;  
(b)~(c) A 面、B 面、C 面组织的放大形貌,红色虚线为熔道边界

Fig. 4 (a) Three-dimensional microstructure image of AlSi10Mg cubical sample formed by SLM, the red dashed lines show the scanning strategy; (b)-(c) enlarged morphology of A, B, C surfaces, the red dashed lines show the boundary of melt pool

图 5 为 Al-Si 二元合金近 Al 角共晶相图<sup>[20]</sup>。根据相图可知,合金在凝固过程中首先经历初生  $\alpha$ -Al 相的析出,即  $L \rightarrow L + \alpha$ ;随后温度达到共晶点 ( $577 \text{ }^\circ\text{C}$ ),发生共晶反应  $L \rightarrow \alpha + \text{Si}$ 。根据 AlSi10Mg 的凝固过程,上文所述的枝晶(胞晶、树枝晶)为初生  $\alpha$ -Al,即图 4 中的亮区;当温度达共晶点时,在枝晶间析出 Al-Si 共晶组织,即图中 4 的暗区,但枝晶生长方向的定向性决定了 Al-Si 共晶组织的析出形态,造成合金在不同方向上组织形态的各向异性。

放大形貌,图中红色虚线为熔池边界,该处枝晶较熔池内部的更粗大,且呈胞状生长,平均一次枝晶间距  $\lambda_1$  为  $2 \text{ } \mu\text{m}$ ;熔池内部的枝晶较为细小,且呈树枝状生长,平均一次枝晶间距  $\lambda_1$  小于  $1 \text{ } \mu\text{m}$ 。枝晶呈典型的外延生长特性,即枝晶沿熔池底部向顶部生长,但同一熔池内局部位置存在多个枝晶生长方向不一致的亚结构。图 4(d)为试样顶面(C 面)的显微组织形貌,熔池边界与内部晶粒尺寸的差异与上述规律一致,但是,由于 C 截面近乎垂直于枝晶的生长方向,在视场中枝晶的形貌呈极细小的圆形。

在传统铸造 Al-Si 亚共晶合金中<sup>[14,21]</sup>,由于凝固过程属于非定向凝固,初生  $\alpha$ -Al 枝晶不具有定向生长的特性,也无固定的枝晶间距,但枝晶尺寸比 SLM 成形大一个数量级。SLM 成形 AlSi10Mg 零件的显微组织优于铸件。

图 6 为 SLM 成形过程中 AlSi10Mg 合金熔池固-液界面推进示意图,熔池形态由固-液界面决定,而固-液界面的推进速度与激光热源的移动速率有关,因此将固-液界面沿扫描方向的速率记为  $v_b$ ,即激光热源的移动速率,将沿熔池固-液界面法线方向的速率记为  $v_{s-L}$ ,即熔池的凝固速率,两者之间的夹角记为  $\theta$ 。由几何关系可知<sup>[22]</sup>

$$|v_{s-L}| = |v_b| \cdot \cos \theta. \quad (1)$$

可见,由熔池底部到顶部,凝固速率  $v_{s-L}$  由 0 逐渐增

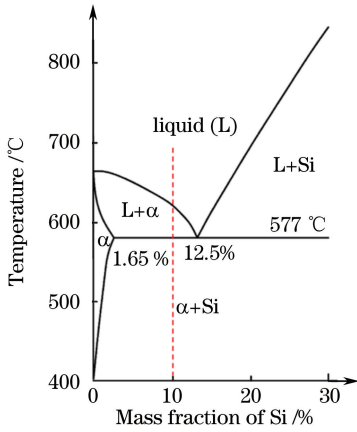


图 5 Al-Si 二元共晶相图(红线为 Al-10Si 的凝固路径与相转变过程)<sup>[20]</sup>

Fig. 5 Phase diagram of aluminum-silicon (the red dashed line shows the solidification path and phase transformation of Al-10Si)<sup>[20]</sup>

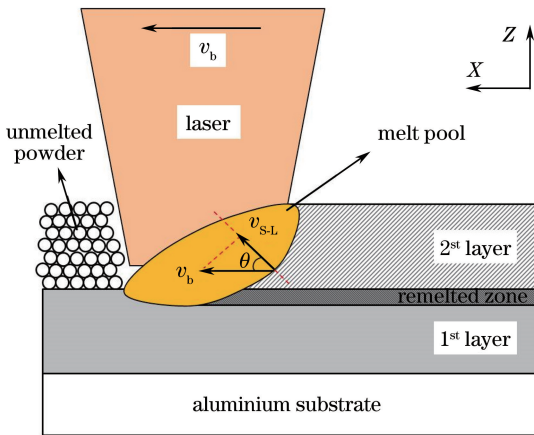


图 6 SLM 成形 AiSi10Mg 合金熔池固-液界面推进示意图  
Fig. 6 Schematic drawing of solid-liquid interface of SLM formed AiSi10Mg alloy melt pool

大为接近  $v_b$ ，而熔池底部因可以通过前一层材料进行充分的热传导，因而具有更大的温度梯度，但热积累效应使温度梯度  $G$  沿熔池底部到顶部逐渐降低，这也说明了熔池底部与顶部具有不同的温度梯度  $G$  和凝固速率  $v_{s-L}$ ，而这两个参数会显著影响熔池中枝晶的生长形态与大小。凝固理论<sup>[23]</sup>指出，在具有特定温度梯度的强制凝固过程中，随着凝固速率的提高，固-液界面通常经历平界面→胞晶→树枝晶→胞晶→平界面生长，而 SLM 过程作为近快速凝固过程，凝固过程中熔池底部具有较高的温度梯度和较低的凝固速率，因此  $\alpha$ -Al 以胞晶的形态生长，几乎不存在二次分支；此后随着凝固速率的增加， $\alpha$ -Al 转为树枝状生长，出现较为发达的二次枝晶臂，且比熔池底部的枝晶更细小。

图 7 更清晰地显示出熔池底部边界的胞状晶区和内部的树枝晶区。在熔池底部边界，枝晶形态为粗大的胞状晶，胞状晶区宽度不超过  $10 \mu\text{m}$ ，而在熔池内部则转变为带有明显二次分支的定向性较强的树枝晶。针对熔池底部边界和内部不同的晶粒生长形态，可由温度梯度  $G$  与凝固速率  $v_{s-L}$  的比值 ( $G/v_{s-L}$ ) 判定<sup>[23]</sup>。熔池底部边界为初始固-液界面形成区域，在凝固过程中，该处的温度梯度较大而凝固速率较小，因此  $G/v_{s-L}$  值大；而在熔池内部，热传导条件的变化使温度梯度降低，但凝固速率却显著增加，因而  $G/v_{s-L}$  值小于熔池底部边界区域。熔池底部边界与内部  $G/v_{s-L}$  值的不同造成两处枝晶生长形态存在上述差异。

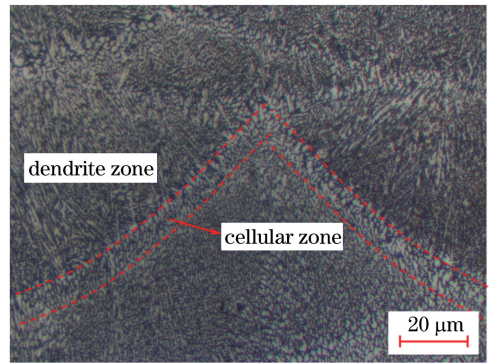


图 7 SLM 成形 AiSi10Mg 合金熔池中的胞状晶区与树枝晶区  
Fig. 7 Cellular and dendrite zones in SLM formed AiSi10Mg melt pool

图 8 为块状试样 A 面的 SEM 高倍组织形貌，组织中存在微小气孔，且气孔直径不超过  $10 \mu\text{m}$ ，对于此类缺陷不做深入讨论，这里主要研究材料内部组织生长特征的各向异性。根据前文的金相分析结果可知，在熔池凝固过程中，液相中先析出  $\alpha$ -Al 相， $\alpha$ -Al 相以树枝晶的形态生长，当温度达到共晶点 ( $577 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 时，在  $\alpha$ -Al 枝晶间的残余液相中析出 Al-Si 共晶体，因此图中黑色区域为初生  $\alpha$ -Al 相，灰色区域为 Al-Si 共晶体。可见，合金中共晶组织的形核与生长对合金材料的组织特征具有重要影响。然而，激光立体成形 (LSF) 中 Al-Si 系合金共晶组织的生长研究表明<sup>[24-26]</sup>，在高冷却速率条件下，Al-Si 系合金中的 Al-Si 共晶组织在初生  $\alpha$ -Al 枝晶间的液相中独立形核，并通过相互协调耦合生长长大，这为本研究提供了理论支撑。SLM 过程具有比 LSF 更高的冷却速率，因此 Al-Si 共晶组织的形核与生长机理与 LSF 过程相同，但形成的 Al-Si 共晶组织更加细小，并连续析出于初

生  $\alpha$ -Al 枝晶间的液相中,最终呈现细长纤维状或网状结构。图 8 中白色虚线为熔池边界,白色箭头指向为 Al-Si 共晶组织的生长方向,可以看出 Al-Si 共晶组织呈典型的外延生长特征。在图 8 中的 a 区域,Al-Si 共晶组织呈细长针状生长,并具有从熔池底部向顶部生长的严格取向,Al-Si 共晶组

织的长宽比较大,宽度约为  $0.2 \mu\text{m}$ ;在图 8 中的 b、c 区域,熔池内部 Al-Si 共晶组织的生长方向并不一致,如图中白色箭头所示,但总的趋势是沿熔池边缘面法线方向。Thijs 等<sup>[13]</sup>在研究 AlSi10Mg 合金组织演化时通过晶粒的电子背散射衍射 (EBSD)形貌观察到过类似的现象。

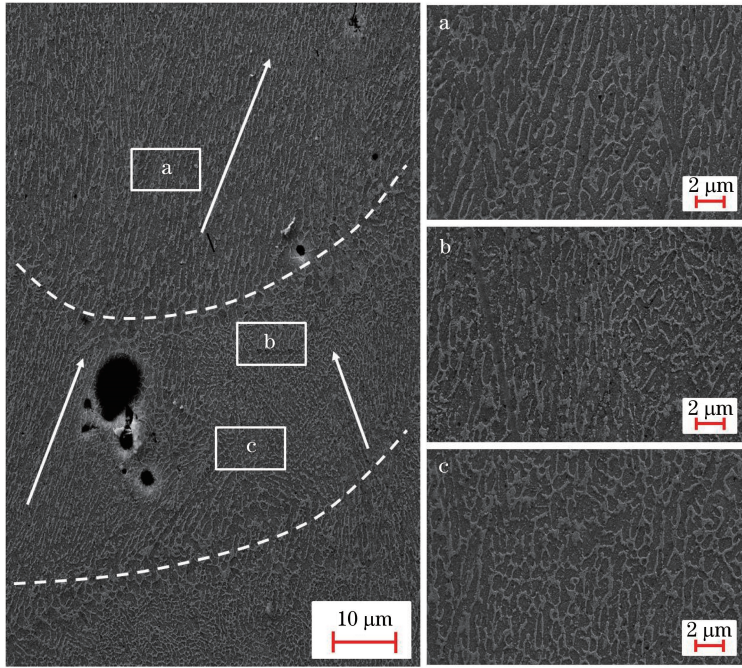


图 8 SLM 成形 AlSi10Mg 块状试样 A 面组织的 SEM 形貌及各区域放大图  
(白色虚线为熔池边界,白色箭头示意方向为树枝晶生长方向)

Fig. 8 SEM morphology of A plane of cubical AlSi10Mg sample formed by SLM (the white dashed line shows the boundary of melt pool and the white arrows present the growth direction of dendrites)

图 9 为块状试样 C 面的 SEM 高倍组织形貌及各区域放大图,图中红色虚线将组织按粗细程度分为三个区域,即位于熔池内部的组织细小区域(细晶区)、处于熔池边界的组织粗大区域(粗晶区)和由前一层扫描引起的热影响区。三个区域中析出的 Al-Si 共晶组织在形态和尺度方面均存在一定差异。在熔池内部的细晶区,Al-Si 共晶组织在  $\alpha$ -Al 枝晶间析出,其形态呈细密的网状结构,宽度  $< 1 \mu\text{m}$ ,初生  $\alpha$ -Al 相被 Al-Si 共晶组织包围;粗晶区位于熔池边界,由于此处初生的  $\alpha$ -Al 以胞晶形式生长,因此 Al-Si 共晶组织的形态呈近乎圆形的网状结构,宽度在  $1 \sim 2 \mu\text{m}$  之间。可见:与熔池内部相比,熔池边界的 Al-Si 共晶组织明显粗化;热影响区位于熔池外侧,由前一层扫描过程中激光对该处的二次加热作用形成,热循环使该处的 Al-Si 共晶组织分解,网状 Al-Si 共晶组织逐渐中断,形态接近球状颗粒。

图 10 为图 9 中 a、b、c 三区域中 Al-Si 共晶组织

的形态演化示意图。根据前文的分析可知:熔池内部的 Al-Si 共晶组织在初生  $\alpha$ -Al 枝晶间析出并长大,熔池内部更大的凝固速率在一定程度上细化了  $\alpha$ -Al 枝晶,因此在后续共晶反应中析出的 Al-Si 共晶组织呈致密的网状结构分布于  $\alpha$ -Al 枝晶间;与熔池内部相比,熔池边界较大的温度梯度和较低的凝固速率使 Al-Si 共晶组织更粗大,粗大的胞晶间在共晶反应前残留有更多的液相,因此在后续共晶反应中形成更多的 Si 相;前一层扫描过程中的热循环作用,极大地提高了热影响区 Al-Si 共晶组织的扩散激活能,并增大了 Al-Si 共晶组织的扩散速率,使该区域中的 Al-Si 共晶组织发生扩散,具体表现为网状 Al-Si 共晶组织发生分解并逐渐球化,由连续的网状结构变为间断的微粒状。

### 3.2 力学性能

图 11 为通过室温拉伸试验获得的三组横向试样(T,沿扫描方向)与三组纵向试样(L,沿沉积方

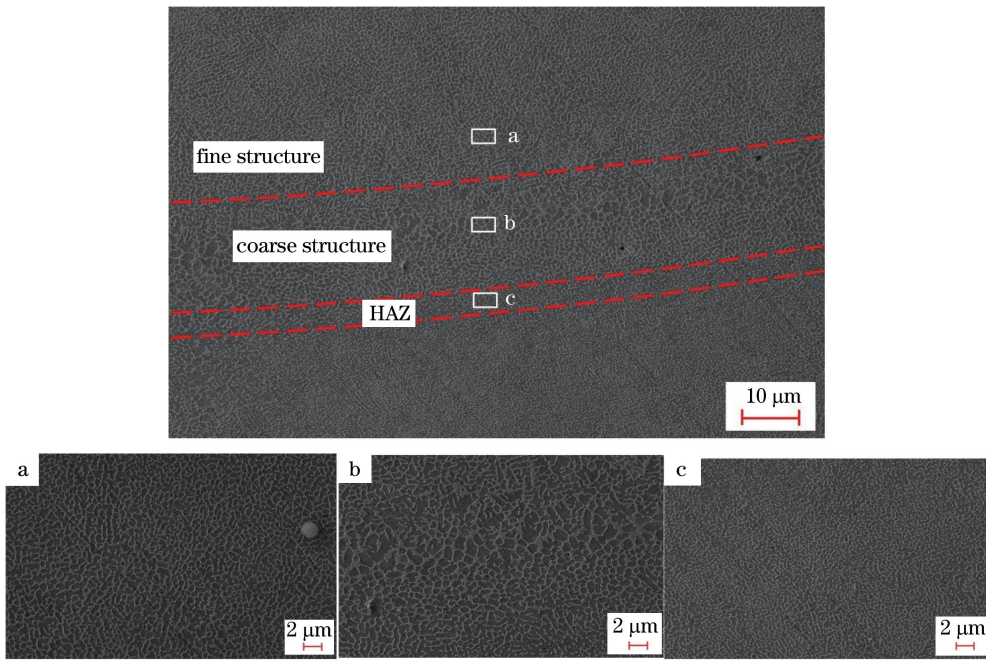


图 9 SLM 成形 AlSi10Mg 块状试样 C 面组织的 SEM 形貌

Fig. 9 SEM morphology of C plane of cubical AlSi10Mg sample formed by SLM

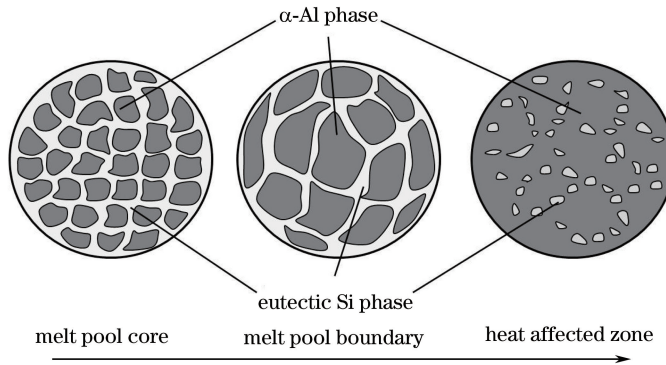


图 10 SLM 成形 AlSi10Mg 合金熔池不同区域 Al-Si 共晶组织的形态演化示意图

Fig. 10 Schematic of morphological evolution of Al-Si eutectic structure in different zones of melt pool in SLM formed AlSi10Mg

向)的强度与延伸率。如图 11(a)所示,纵向试样的屈服强度(YS)比横向试样高,约高 17 MPa,两者的抗拉强度(UTS)相当,可见,横、纵向试样在强度方面的各向异性并不明显;图 11(b)中两者的塑性延伸率却表现出强烈的各向异性,纵向试样的延伸率最大为 $(8.33 \pm 0.52)\%$ ,而横向试样的延伸率最大为 $(14.03 \pm 0.25)\%$ 。表 3 为 6 组试样的拉伸结果及其与传统压力铸造合金性能的对比。室温拉伸过程对纵向试样沿沉积方向施加应力,三组拉伸试样的屈服强度均值为 $(290.13 \pm 4.1)$  MPa,抗拉强度均值为 $(327.88 \pm 3.9)$  MPa,延伸率均值为 $(7.07 \pm 0.41)\%$ 。在拉伸过程中,对横向试样沿垂直于沉积方向施加应力,三组拉伸试样的屈服强度均值为

$(273.51 \pm 5.6)$  MPa,抗拉强度均值为 $(321.98 \pm 4.8)$  MPa,延伸率均值为 $(13.52 \pm 0.24)\%$ 。

根据室温拉伸结果,横、纵向试样强度的各向异性不显著,然而两者的延伸率相差近一倍,可见,SLM 成形材料性能的各向异性主要表现为延展性的各向异性。

表 3 中的数据还指出,SLM 成形 AlSi10Mg 试样的综合性能优于传统压力铸造零件。虽然压力铸造 AlSi10Mg 零件的抗拉强度与本研究 SLM 成形试样相当,但其屈服强度只有 175 MPa。此外,铸件的延伸率也仅有 3%,接近脆性材料,而 SLM 成形试样的延伸率[最大为 $(14.03 \pm 0.25)\%$ ],远高于铸件。铸件与 SLM 成形试样力学性能的差异源于

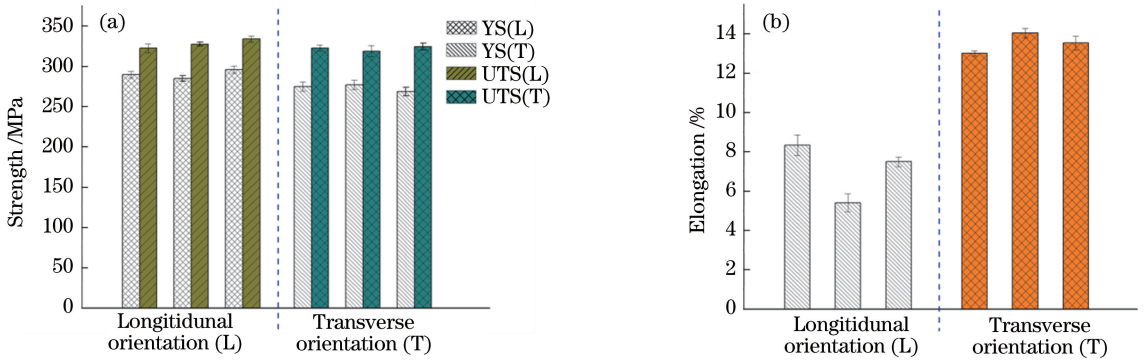


图 11 SLM 成形 AlSi10Mg 合金横向、纵向试样的室温拉伸性能。(a)强度;(b)延伸率

Fig. 11 Room temperature tensile properties of SLM formed AlSi10Mg alloy in transverse and longitudinal directions.

(a) Strength; (b) elongation

其组织。根据 3.1 节的分析可知, SLM 成形 AlSi10Mg 合金的显微组织细密, 平均枝晶间距不超过  $10 \mu\text{m}$ 。根据细晶强化理论<sup>[14]</sup>, 晶粒尺寸与材料强度之间的关系可用 Hall-Petch 公式描述:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-(1/2)}, \quad (2)$$

式中:  $\sigma$  为材料的强度;  $\sigma_0$  为阻碍位错运动的抗力,

表 3 SLM 成形 AlSi10Mg 合金横、纵向试样及压铸合金的拉伸结果

Table 3 Tensile results of SLM formed AlSi10Mg alloy sample in longitudinal and transverse directions and die-casting alloy sample

Item	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation / %
Longitudinal 1	289.55 ± 4.2	322.30 ± 5.5	8.33 ± 0.52
Longitudinal 2	285.02 ± 3.5	327.53 ± 2.6	5.40 ± 0.46
Longitudinal 3	295.82 ± 4.5	333.80 ± 3.7	7.49 ± 0.24
Average	290.13 ± 4.1	327.88 ± 3.9	7.07 ± 0.41
Transverse 1	274.99 ± 5.7	322.69 ± 3.6	13.00 ± 0.13
Transverse 2	276.94 ± 5.8	318.80 ± 6.6	14.03 ± 0.25
Transverse 3	268.61 ± 5.3	324.44 ± 4.2	13.53 ± 0.35
Average	273.51 ± 5.6	321.98 ± 4.8	13.52 ± 0.24
Die cast-A360 <sup>[10]</sup>	175	320	3.0

图 12 为纵向与横向拉伸试样断口的 SEM 形貌。图 12(a)中红色箭头所指处显示断口位置存在大量高低不平的解理小平面, 并形成了多个解理台阶, 总体呈沿晶断裂的特征。图 12(b)、(c)为解理平面处的局部放大形貌, 可以发现在解理面上存在大量尺寸为  $1 \sim 2 \mu\text{m}$  的韧窝, 韧窝形状规则但深度较浅, 故而纵向试样的延伸率较低; 此外, 在韧窝尾部存在断裂的 Si 相, 如图 12(c)中红色箭头所指。横向试样断口中虽然也存在解理小台阶, 但在断口局部位置存在尺寸为  $5 \sim 10 \mu\text{m}$  的 Si 颗粒, 如图中红色虚线所示, 且在 Si 相表面存在微裂纹, 表明该处在断裂前经历了较强的塑性变形过程。在图 12(e)、(f)中可以发现, 横向试样断口上的韧窝尺寸普遍小于  $1 \mu\text{m}$ , 但韧窝深度明显大于纵向试

样, 这一点说明在塑性变形过程中横向试样的变形更加剧烈, 因而宏观延伸率更大。

相当于理想单晶体的屈服强度;  $k$  为 Hall-Petch 系数;  $d$  为晶粒尺寸。在 SLM 成形 AlSi10Mg 合金中, 不仅晶粒得到细化, 晶界数量增加, 而且共晶反应中析出的细密的网状 Al-Si 共晶组织形成的大量 Al-Si 界面也会阻碍位错运动。可见, 多因素的综合作用提高了材料的强度。

样, 这一点说明在塑性变形过程中横向试样的变形更加剧烈, 因而宏观延伸率更大。

通过以上分析可知, SLM 成形 AlSi10Mg 合金试样的各向异性主要表现在延展性上, 而延展性与拉伸过程中材料的塑性变形相关。在拉伸过程中, 由于  $\alpha\text{-Al}$  相的强度较低, 因此塑性变形首先开始于富 Al 的  $\alpha\text{-Al}$  相, 然而共晶反应过程使  $\alpha\text{-Al}$  相被细密的网状 Al-Si 共晶组织包围, 共晶组织中的 Si 相因强度较高而不易产生塑性变形, 因此在  $\alpha\text{-Al/Si}$  界面处形成应力集中, 如图 13 所示, 当应力水平到达一定程度且不足以协调两相的塑性变形时, 就在该界面处产生微裂纹或微孔, 在随后的应变过程中微孔聚集长大并形成裂纹, 随着裂纹的逐渐扩展最终导致试样发生断裂。通过对拉伸断口进行分析可



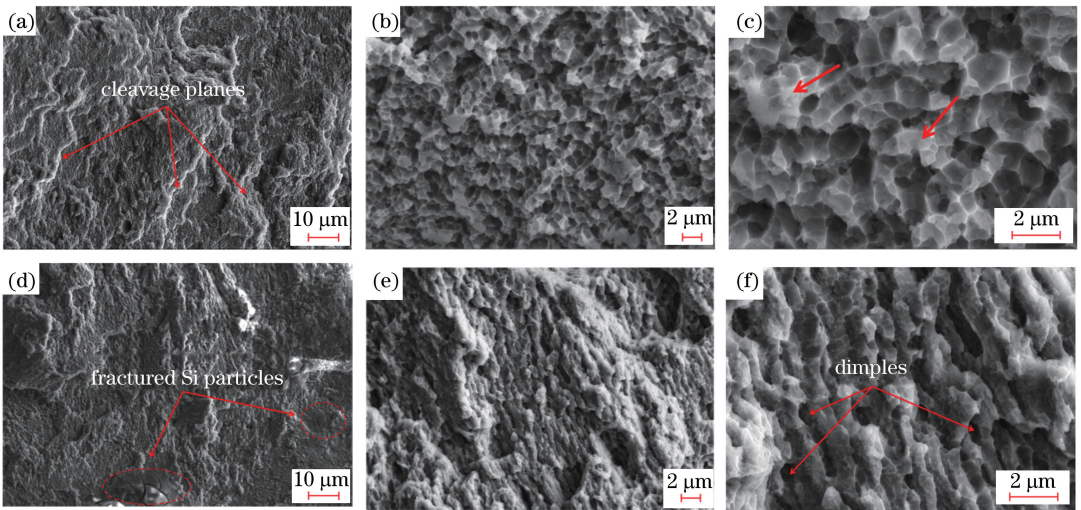


图 12 SLM 成形 AlSi10Mg 合金室温拉伸断口的 SEM 形貌。(a)~(c)纵向试样;(d)~(f)横向试样

Fig. 12 SEM tensile fractures of SLM formed AlSi10Mg alloy at room temperature.

(a)-(c) Longitudinal sample; (d)-(f) transverse sample

知,无论拉伸应力的方向是横向还是纵向,在断口处都可以观察到 Si 相,而 Si 相析出于初生  $\alpha$ -Al 枝晶间,因此可以断定 SLM 成形 AlSi10Mg 合金的断裂方式为沿晶断裂。

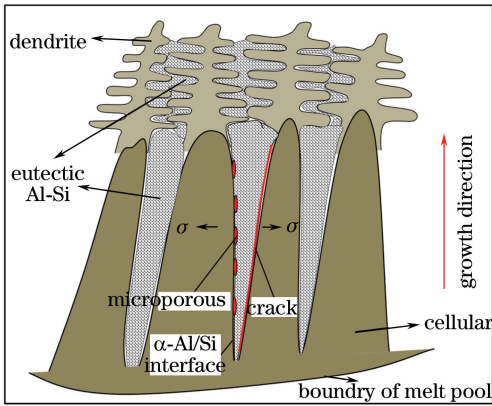


图 13 SLM 成形 AlSi10Mg 合金室温拉伸过程裂纹形成示意图

Fig. 13 Crack formation of SLM formed AlSi10Mg alloy in tensile process at room temperature

## 4 结 论

采用 SLM 技术成形了 AlSi10Mg 合金块状试样和室温拉伸试样,研究了 AlSi10Mg 合金组织与性能的各向异性,得到了如下结论:

1) SLM 成形 AlSi10Mg 合金组织呈各向异性。熔池内部的组织细小,Al-Si 共晶组织沿材料沉积方向呈典型的外延式生长,形态为细长针状,生长方向趋于沿熔池边缘面法线;Al-Si 共晶组织沿扫描方向呈致密网状结构, $\alpha$ -Al 相被包围其中,且熔池边界

上的网状 Al-Si 共晶组织较熔池内部的 Al-Si 共晶组织粗大,但网状 Al-Si 共晶组织在热影响区发生部分分解。

2) SLM 成形 AlSi10Mg 合金性能的各向异性主要表现在延展性上。横、纵向拉伸试样的强度相当,但延伸率相差近一倍。纵向试样断口上的韧窝尺寸小于横向试样,因而宏观塑性更差。在塑性变形过程中, $\alpha$ -Al 相和 Si 相的强度不匹配,使得裂纹在两者界面处萌生并扩展,导致试样最终断裂,试样断口总体呈沿晶断裂的特征。

3) SLM 成形 AlSi10Mg 合金的组织致密且定向性较强,细化的枝晶与大量 Al-Si 界面的存在显著提高了合金的综合力学性能。SLM 技术独具的快速研发集成制造模式,使得其在航空发动机控制系统典型复杂零部件的设计制造中具有广阔的工程化应用前景。

## 参 考 文 献

- [1] Huang W D, Lin X, Chen J, *et al.* Laser solid forming technology [M]. Xi' an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 1-20.  
黄卫东, 林鑫, 陈静, 等. 激光立体成形[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007: 1-20.
- [2] Baufeld B, van der Biest O, Gault R. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V components by shaped metal deposition: microstructure and mechanical properties[J]. Materials and Design, 2010, 31(1): S106-S111.
- [3] Tan H, Zhang F Y, Wen R J, *et al.* Numerical

- simulation of powder feed of laser solid forming[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(10): 1003003.
- 谭华, 张凤英, 温如军, 等. 激光立体成形粉末流输送的数值模拟研究[J]. 中国激光, 2011, 38(10): 1003003.
- [4] Louvis E, Fox P, Sutcliffe C. Selective laser melting of aluminum components [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(2): 275-284.
- [5] Wong M, Tsopanos S, Sutcliffe C, *et al.* Selective laser melting of heat transfer devices [J]. Rapid Prototyping Journal, 2007, 13(5): 291-297.
- [6] Kruth J P, Froyen L, Vaerenbergh J V, *et al.* Selective laser melting of iron-based powder [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 149(1): 616-622.
- [7] Yang X W, Yang Y Q, Liu Y, *et al.* Study on dimensional accuracy of typical geometric features manufactured by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(3): 0303004.
- 杨雄文, 杨永强, 刘洋, 等. 选区激光熔化成形典型几何特征尺寸精度研究 [J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303004.
- [8] Li Y L, Gu D D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder [J]. Materials and Design, 2014, 63(2): 856-867.
- [9] Read N, Wang W, Essa K, *et al.* Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: process optimization and mechanical properties development [J]. Materials and Design, 2015, 65: 417-424.
- [10] Li B, Wang H W, Jie J C, *et al.* Effects of yttrium and heat treatment on the microstructure and tensile properties of Al-7.5Si-0.5Mg alloy [J]. Materials and Design, 2011, 32(3): 1617-1622.
- [11] Tsai Y C, Chou C Y, Lee S L, *et al.* Effect of trace La addition on the microstructure and mechanical properties of A356 (Al-7Si-0.35Mg) aluminum alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 487(1/2): 157-162.
- [12] Aboulkhair N T, Maskery I, Tuck C, *et al.* The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: the effect of a conventional T6-like heat treatment [J]. Materials Science & Engineering A, 2016, 667: 139-146.
- [13] Thijs L, Kempen K, Kruth J P, *et al.* Fine-structured aluminum products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder [J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.
- [14] Qian D Y, Chen C J, Zhang M, *et al.* Study on microstructure and micro-mechanical properties of porous aluminum alloy fabricated by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(4): 0403002.
- 钱德宇, 陈长军, 张敏, 等. 选区激光熔化成形多孔铝合金的显微组织及微观力学性能研究 [J]. 中国激光, 2016, 43(4): 0403002.
- [15] Zhang B, Cao Y, Wang L, *et al.* Anisotropy of body-centered-cubic structures by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(8): 0802005.
- 张博, 曹毅, 王玲, 等. 选区激光熔化体心立方多孔结构的各向异性 [J]. 中国激光, 2017, 44(8): 0802005.
- [16] Hou H P, Liang Y C, He Y L, *et al.* Microstructure evolution and tensile property of Hastelloy-X alloys produced by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(2): 0202007.
- 侯慧鹏, 梁永朝, 何艳丽, 等. 选区激光熔化 Hastelloy-X 合金组织演变及拉伸性能 [J]. 中国激光, 2017, 44(2): 0202007.
- [17] Xiao Z N, Liu T T, Liao W H, *et al.* Microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy formed by selective laser melting after heat treatment [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(9): 0902001.
- 肖振楠, 刘婷婷, 廖文和, 等. 选区激光熔化成形 TC4 钛合金热处理后微观组织和力学性能 [J]. 中国激光, 2017, 44(9): 0902001.
- [18] Prashanth K G, Scudino S, Klauss H J, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: effect of heat treatment [J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 590(2): 153-160.
- [19] 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 & Engineering A, 2016, 663: 116-125.
- [20] 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 and Design, 2012, 34: 159-169.
- [21] Suryawanshi J, Prashanth K G, Scudino S, *et al.* Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting [J]. Acta Materialia, 2016, 115: 285-294.
- [22] Gänmann M, Bezencon C, Canalis P, *et al.* Single-crystal laser deposition of superalloys: processing-

- microstructure maps[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(6): 1051-1062.
- [23] Kurz W, Fisher D J. *Fundamentals of solidification* [M]. Beijing: Higher Education Press, 2010: 64-74.  
Kurz W, Fisher D J. *凝固原理* [M]. 北京: 高等教育出版社, 2010: 64-74.
- [24] Nogita K, Dahle A K. Effects of boron on eutectic modification of hypoeutectic Al-Si alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(3): 307-313.
- [25] Nogita K, Dahle A K. Eutectic solidification in hypoeutectic Al-Si alloys: electron backscatter diffraction analysis [J]. *Materials Characterization*, 2001, 46(4): 305-310.
- [26] Hosch T, England L, Napolitano R. Analysis of the high growth-rate transition in Al-Si eutectic solidification[J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(18): 4892-4899.