DOI: 10.3901/JME.2020.08.037

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*

闫泰起¹ 唐鹏钧² 陈冰清¹ 楚瑞坤³ 郭绍庆¹ 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. 中国航发北京航空材料研究院铝合金研究所 北京 100095;

3. 飞而康快速制造科技有限责任公司 无锡 214145)

摘要: 详细研究了退火温度对激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金微观组织和拉伸性能的影响规律。结果表明, 退火后的激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金组织中网状共晶 Si 发生断裂、粗化; 随着退火温度升高, 网状共晶 Si 发生球化, 以颗粒状均匀分布在 Al 基体中, 且弥散二次 Si 粒子也逐渐溶解消失。激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金经退火后, 其延伸率大幅提高, 拉伸断口表现出韧性断裂特征。在 270~280 °C 下退火 2 h, 延伸率分别达到 15.7%(X/Y 向)和 12.7%(Z 向)以上, 且强度保持在一个较高的水平(300 MPa), 实现了强度/塑性的良好匹配。通过拉伸试样断口分析, 认为导致裂纹源萌生的主要原因是未熔粉体、气孔及氧化物等缺陷。

关键词: 激光选区熔化; AlSi10Mg 合金; 退火; 微观组织; 拉伸性能

中图分类号: TN249

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Tensile Properties of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

YAN Taiqi¹ TANG Pengjun² CHEN Bingqing¹ CHU Ruikun³
GUO Shaoqing¹ XIONG Huaping¹

(1. 3D Printing Research and Engineering Technology Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095;

2. Al-based Alloys Research Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095;

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

Abstract: The effect of annealing temperature on microstructure and tensile properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting (SLM) technology is studied. The experimental results show that the net-like eutectic Si in the as-built samples is fractured and roughened during annealing. With the increase of annealing temperature, the net-like eutectic Si is spheroidized and evenly distributed in Al matrix as particles, and the dispersive secondary Si particles in Al matrix gradually dissolve and disappear. After annealing treatment, the elongation of SLM fabricated AlSi10Mg alloy is greatly increased, and the fracture surface is characterized by dimples. After 270-280 °C annealing for 2 h, the elongation reaches above 15.7%(X/Y direction) and 12.7%(Z direction), with the tensile strength still remained at a high level(300 MPa), which indicates a good strength/plasticity match. Based on the fracture analysis results of tensile samples, it is believed that the main reasons for the crack initiation are the as-built defects including unmelted powder, pores and oxides.

Key words: selective laser melting; AlSi10Mg; annealing; microstructure; tensile properties

0 前言

AlSi10Mg 合金具有密度低、高比强度、良好的

导电导热性等优点, 在航空航天领域应用广泛^[1-3]。随着航空航天技术的快速发展, 对铝合金零件的复杂程度、轻量化及力学性能均提出了更高要求, 传统制造技术已无法满足使用需求^[4]。激光选区熔化成形技术(Selective laser melting, SLM)作为增材制造技术的一个重要分支, 其基本制造过程是根据零

* 国家国防科技工业局 319 专项、国家自然科学基金(51875541)和航空动力基金(6141B090328)资助项目。20191225 收到初稿, 20200204 收到修改稿

件的三维模型,通过高能束激光沿特定路径逐层熔化粉末颗粒、逐层堆叠,最终得到近净成形的零件实体^[5-6]。SLM 技术对零件复杂程度无要求,且近净成形可最大程度保证零件的轻量化及精度^[7],故十分适用于铝合金复杂构件的制造。

然而,由于铝合金在高温下易氧化,以及对激光的高反射率(91%)^[8-9],铝合金 SLM 技术的研究进展较为缓慢。孙靖等^[10]研究发现采用棋盘式扫描方式,并预热基板至 80 ℃,成形的铝合金致密度最高,抗拉强度可达到 380 MPa,但延伸率仅为 3%;ZHANG 等^[11]对比了退火、固溶、固溶时效后 SLM 铝合金的拉伸性能,发现固溶及固溶时效可大幅提升延伸率至 9%以上,但是屈服强度会降低至 150 MPa 以下;侯伟等^[12]对 SLM 铝合金进行 300 ℃/2 h 退火后,试样在保证较高强度的同时,其纵向延伸率也达到了 7%的水平。由此可见,SLM 铝合金在成形状态下的塑性普遍较低,经过热处理后,塑性会得到提高,但强度下降明显。相比之下,经退火处理的 SLM 铝合金的强度和塑性可实现相对良好的匹配。但从目前的研究结果来看,SLM 铝合金的拉伸性能还有很大的提升空间。

本文采用国内自主研制的 AlSi10Mg 合金粉末进行激光选区熔化成形试验,研究退火温度对成形试样微观组织及拉伸性能的影响规律,并试图摸索出合适的退火温度,以期实现 SLM 铝合金延伸率和拉伸强度的良好匹配。

1 试验材料与方法

试验所采用的 AlSi10Mg 合金粉末原材料通过雾化法制备得到,粒径范围为 10~53 μm,化学成分如表 1 所示,粉末形貌如图 1 所示。可得,粉末球形度较高,测试结果达到 91.5%,粉末颗粒表面平整,卫星粉较少,适用于激光选区熔化成形试验。

表 1 AlSi10Mg 合金粉末化学成分(质量分数) wt. %

Al	Si	Mg	Ti	Ni	Mn
余量	9.67	0.34	<0.01	<0.01	<0.01
Cu	Fe	Zn	Pb	Sn	O
<0.01	0.034	<0.01	<0.01	<0.01	0.094

采用德国 Concept Laser 公司生产的型号为 XLine 1000R 的设备(图 2),进行 AlSi10Mg 合金激光选区熔化成形试验。激光扫描方式采用棋盘式扫描策略,如图 3 所示,将待打印零件模型分层后进行棋盘式分区,成形过程以特定顺序跳动扫描棋盘

格,相邻棋盘格的激光扫描方向呈 90°,该过程可有效降低零件局部热应力。激光选区熔化成形具体参数如表 2 所示。整个成形过程在氩气保护气氛下进行,成形舱内氧含量不大于 0.1%。

图 1 AlSi10Mg 合金粉末形貌

图 2 XLine 1000R 激光选区熔化成形设备

图 3 激光扫描策略示意图

表 2 AlSi10Mg 合金激光选区熔化成形工艺参数

层厚/μm	光斑直径/mm	激光功率/W	扫描速度/(mm/s)	扫描间距/mm
40	0.1	350~500	1 500~1 800	0.15~0.18

AlSi10Mg 合金成形试样的退火制度如表 3 所示, 其中 6 号试样为成形态试样(不进行退火处理), 用于组织和性能的对比。按照 GB/T 3246.1—2012 规定的方法, 对金相试块打磨、抛光后, 采用 Keller 试剂进行腐蚀, 腐蚀时间 30 s, 经清水冲洗后用 HNO_3 溶液清洗腐蚀产物, 再次清水冲洗并吹干。利用 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。同时, 采用 AG-IS250kN 型万能材料试验机测试成形试样的拉伸性能, 并利用 FEI nano450 型场发射扫描电子显微镜观察断面形貌。

表 3 激光选区熔化 AlSi10Mg 合金试样的退火制度

编号	退火制度	
	温度/℃	持续时间/h
1	260	2
2	270	2
3	280	2
4	290	2
5	300	2
6	成形态	

2 试验结果与分析

2.1 AlSi10Mg 合金成形态试样微观组织

AlSi10Mg 合金成形态试样的微观组织如图 4 所示。由图 4a 可以看出, 在垂直于成形方向的 X/Y 面, 熔池主要沿相互垂直的两个方向排布, 这与成形过程中激光扫描路径一致。熔池内部颜色、衬度均匀, 说明该区域组织较为均匀、细小; 相比之下, 熔池边界组织相对粗大, 表现为衬度的不均匀性。在平行于成形方向的 Z 面, 由于 SLM 逐层堆叠的特点, 可以看到组织呈圆弧状熔池堆叠的形貌特征, 类似“鱼鳞状”排布, 如图 4b 所示。熔池间距约为 $180\text{ }\mu\text{m}$, 堆叠高度约为 $40\text{ }\mu\text{m}$ 。 X/Y 面和 Z 面均可观察到少量孔洞, 孔洞的分布没有规律性, 在熔池内部或熔池边界均有分布。

在金相观察的基础上, 采用扫描电镜(Scanning electron microscope, SEM)对 AlSi10Mg 合金熔池边界和熔池内部微区形貌进一步观察。从图 4c 和 4d 中可以看出, 熔池主要由深色基体、白色网状组织和深色基体中分散的白色细小弥散颗粒组成。AlSi10Mg 合金属于典型的亚共晶 Al-Si 合金, 其中质量分数约为 0.34% 的 Mg 元素主要固溶在 Al 基体中, 对合金的凝固过程影响不大。结合 Al-Si 二元相图, 合金在平衡凝固时, 首先析出初生 $\alpha\text{-Al}$ 相; 当温度降至共晶温度($577\text{ }^\circ\text{C}$)^[13], 残余液相发生共晶转变成 Al-Si 共晶体。由于 Si 在 Al 中的溶解度

在共晶温度下达到最大 1.65%(质量分数), 室温时降至 0.05%^[14], 故当合金继续冷却, 二次 Si 相开始从初生 $\alpha\text{-Al}$ 相和 Al-Si 共晶体中的 Al 相中析出, 直至室温。由于二次 Si 相析出量不多, 故一般只能在初生 $\alpha\text{-Al}$ 相中看到二次 Si 相。对试样进行元素面扫描分析, 结果如图 5 所示。可以看到, Mg 元素相对均匀地分布在 Al 基体中; 而 Si 元素大部分富集在白色网状组织中, 少部分 Si 则弥散分布于 Al 基体。

(a) 垂直成形方向 X/Y 面: 50×(左)、200×(右)

(b) 平行成形方向 Z 面: 50×(左)、200×(右)

(c) 熔池边界 SEM 形貌

(d) 熔池内部 SEM 形貌

图 4 AlSi10Mg 合金成形态试样的微观组织

结合 AlSi10Mg 合金的平衡凝固过程和元素面

扫描分析结果可知,图 4c 和 4d 中的深色基体主要为初生 α -Al 相(以下简称 Al 基体);Al 基体中分布的白色网状组织应为共晶转变过程中析出的 Al-Si 共晶体中的 Si 相,Al 相则存在于 Al 基体中,不易分辨出来;而 Al 基体中分布的白色细小弥散颗粒,应为初生 α -Al 相和 Al-Si 共晶体中的 Al 相在共晶温度下继续冷却析出的二次 Si 粒子。KIM 等^[15]采用高分辨透射电子显微镜对激光选区熔化成形的 AlSi10Mg 合金晶粒形貌观察,发现成形态 Al 基体晶粒内部分散着尺寸为 30~50 nm 的颗粒相,结合选区电子衍射确认了该颗粒物为极细小的 Si 粒子,这也与本试验的观察分析结果一致。

图 5 AlSi10Mg 合金成形态试样微观组织及元素面分布

同样可以看到,熔池边界中存在的网状共晶 Si 形貌较为粗大,其宽度为 0.1~0.5 μm ,如图 4c 所示;熔池内部存在的网状共晶 Si 形貌相对细小且不连续,其宽度约为 0.1 μm ,如图 4d 所示。导致熔池微观组织出现上述形貌差异的原因主要与激光选区熔化成形技术自身的特点有关:激光选区熔化成形过程温度梯度大(约为 10^6 K/m)、冷却速度高(达到 $10^6\sim 10^8$ K/s)^[16-17],故熔池微观组织整体十分细小;相比熔池边界,熔池内部由于温度梯度更大,冷却速度更高,因而产生了相对更为细小的组织。

2.2 退火温度对微观组织的影响

图 6a~6e 为 AlSi10Mg 合金试样经 260~300 $^{\circ}\text{C}$ 退火 2 h 后,熔池边界与熔池内部微观组织的 SEM 照片。可知成形态组织经退火后,熔池边界仍为网状共晶 Si 组织,但与成形态不同的是,网状共晶 Si 组织并不连续,而是由断续的、呈链状分布

的共晶 Si 颗粒构成。随着退火温度升高,这种共晶 Si 颗粒部分溶解,并出现一定程度的粗化长大现象。

图 6 SLM AlSi10Mg 合金退火态试样熔池边界(左)与熔池内部(右)微观组织

类似地,熔池内部原始网状共晶 Si 组织在退火过程中逐渐球化和粗化。当退火温度在 260 $^{\circ}\text{C}$ 至 270 $^{\circ}\text{C}$ 时,组织中可观察到断续的、呈链状分布的共晶 Si 颗粒。退火温度进一步升高,链状 Si 颗粒

的球化和粗化越发明显, 形成颗粒状共晶 Si 分散于 Al 基体之中。除此之外, 分布在 Al 基体中的弥散颗粒, 即细小的二次 Si 粒子, 也随着退火温度升高逐渐减少。当退火温度达到 300 °C 时, 弥散分布的二次 Si 粒子基本消失。

以共晶 Si 颗粒为研究对象, 由动力学理论可知, 颗粒因表面张力产生附加压力 $\Delta p = 2\sigma / r$, 相应地, 该 Si 颗粒自由能增加 $V\Delta p$, 其中 r 为共晶 Si 颗粒的半径, σ 为表面张力, V 是 Si 颗粒体积。可知当共晶 Si 颗粒半径 r 越小, 附加压力越大, 产生的自由能也越大。也就是说在网状共晶 Si 组织的凹槽处或棱角处, 其自由能更大, 此时更容易发生 Si 原子的溶解断裂现象^[18]。与此同时, 共晶 Si 组织也会发生粗化和球化, 该现象属于典型的 Ostwald 熟化^[19-20]: Ostwald 熟化过程的驱动力是共晶 Si 颗粒与 Al 基体之间的界面能, 在共晶 Si 总体积不变的情况下, 尺寸较大的共晶 Si 颗粒吸收小尺寸共晶 Si 颗粒, 这样共晶 Si 的总面积减小, 即界面能减小。在界面能最小化的驱动下, 共晶 Si 颗粒间发生合并。热处理温度越高, 晶粒间发生的合并情况越严重, 粗化和球化现象越明显。

2.3 退火温度对拉伸性能的影响

图 7a 和 7b 分别为 AlSi10Mg 合金试样经退火后在垂直成形方向(X/Y 向)和平行成形方向(Z 向)上的拉伸性能变化。与铸造 AlSi10Mg 合金的室温拉伸性能相比(抗拉强度 225 MPa, 屈服强度 195 MPa, 断后延伸率 4%)^[21], AlSi10Mg 合金 SLM 成形态试样在 X/Y 向和 Z 向的抗拉强度均远高于铸造铝合金, 分别达到 480 MPa(X/Y 向)和 482 MPa(Z 向)。这是由激光选区熔化成形过程的快熔快凝特点决定的, 快速凝固可细化晶粒, 减少成分偏析, 在细晶强化的作用下, 试样表现出较高的强度。此外, Al 基体中析出的纳米级二次 Si 粒子作为弥散强化相, 进一步提高了强度。

另一方面, AlSi10Mg 合金成形态试样的延伸率较低, 在 X/Y 向和 Z 向分别为 7% 和 4%, 与铸造铝合金处在同一水平。分析认为, 导致成形态试样延伸率较低的原因主要为网状共晶 Si 组织的存在及残余应力过大两个因素, 较大的残余应力在外加拉应力载荷作用下会快速扩展以松弛应力^[22]。

另外, 由于 AlSi10Mg 合金成形态试样在 X/Y 向和 Z 向上组织差异明显, 在外加拉应力作用下(如图 8 中箭头所示), X/Y 向平面是由细小晶粒组成的编织状结构, 无明显薄弱界面; 而 Z 向平面上的“鱼鳞状”熔池中, 熔池边界组织相对粗大, 易成为裂

纹扩展的薄弱界面, 裂纹沿熔池边界界面扩展时, 组织几乎未发生变形, 表现为脆性断裂特征^[23]。因此 Z 向试样的延伸率低于 X/Y 向试样。

图 7 SLM AlSi10Mg 合金试样不同温度退火后拉伸性能

经 260 °C/2 h 退火后, AlSi10Mg 合金试样的抗拉强度下降 30%, 延伸率提高 100%。且随着退火温度提高, 强度持续下降, 延伸率持续升高。这与铝合金微观组织在退火过程中的变化有关。首先, 从共晶 Si 的形貌来讲, 经退火处理后, 网状共晶 Si 的溶解、断裂会减弱其对位错滑移的阻碍作用; 网状共晶 Si 的粗化、球化会导致细晶强化作用消失。其次, Ostwald 熟化过程中共晶 Si 会吸收 Al 基体中的二次 Si 粒子, 导致弥散强化作用减弱, 从而降低材料的强度。随着退火温度的升高, 网状共晶 Si 的断裂、粗化程度越来越大, 细小共晶 Si 粒子越来越少, 导致强度进一步下降, 塑性得到提高。

本文采用激光选区熔化成形技术制备的 AlSi10Mg 合金, 当退火温度在 270~280 °C 区间时, 其延伸率分别达到了 15.7%(X/Y 向)和 12.7%(Z 向)以上, 同时抗拉强度也保持在一个较高的水平 (300 MPa), 实现了强度/塑性的良好匹配。当然, 在实际应用中, 可以根据具体需求调整退火温度, 以达到所需要的强度和塑性。

图 8 外加应力下 AlSi10Mg 合金试样内部裂纹扩展路径

2.4 拉伸断口形貌分析

图 9 为经过不同温度退火后 AlSi10Mg 合金 X/Y 向拉伸试样断口的 SEM 照片。可以看到, 成形态试样断口(图 9a)中均匀分布着冰糖状凸起, 属于典型的沿晶断裂; 随着退火温度升高, 断口变得平整, 且孔洞及裂纹等缺陷尺寸增大, 如图 9b~9f 所示。这是因为在断裂过程中, 裂纹源首先萌生于 Al 基体中的缺陷部位, 但成形态组织中的网状 Al-Si 共晶组织阻碍了裂纹的扩展, 随着拉应力增加, 裂纹只能沿着 Al 基体/网状 Al-Si 共晶体界面进行扩展, 故断口出现不同程度的凸起。经退火后, 网状 Al-Si 共晶组织出现断裂, 裂纹源无需沿晶界扩展, 这也给缺陷足够的生长空间, 故断口表面较为平整且缺陷尺寸增大。

根据缺陷产生原因, 对其进行分类。

(1) 未熔粉体脱落造成的孔洞, 如图 10a 所示。该类孔洞一般呈圆形, 且尺寸较小。在高能量密度激光束的作用下, 大多数粉体颗粒完全熔化, 但仍有少数粉体颗粒未熔化或未完全熔化。在凝固过程中, 由于熔体凝固区域与未熔化粉体颗粒之间的物理特性差异, 导致熔体凝固区域与未熔粉体颗粒界面的结合力较弱, 裂纹易沿该薄弱界面扩展。

(2) 气孔, 如图 10b 所示, 气孔是激光成形过程中熔体内残留气体阻碍熔体凝固补缩而形成。

(3) 氧化物。如图 10c 所示, 与氧化物有关的缺陷一般尺寸较大, 且氧化物表面存在亚微米级“胞状”凸起, 如图 10c 中白色箭头所示。这些“胞状”凸起的形成与原始粉体颗粒表面的 Al_2O_3 氧化膜有关, 由于 Al_2O_3 与亚共晶 Al-Si 合金熔体的接触角通常不低于 90° , 故未完全熔化的粉体颗粒表面氧化膜与合金熔体的固/液界面为反润湿界面, 继而形

成富 Al 的亚微米级“胞状”氧化物凸起^[24]。这种氧化物会成为试样中的薄弱环节, 导致裂纹萌生和扩展, 从而影响合金的最终性能^[25]。

图 9 X/Y 向拉伸试样断口形貌

(c) 氧化物及面扫描结果

图 10 拉伸试样断口中的孔洞缺陷类型

成形态 Z 向试样拉伸断口中,可大致观察到部分区域裂纹沿堆叠层间熔池边界扩展的形貌,且熔池边界沿相互垂直的激光束扫描方向分布,如图 11a 所示。退火后可以更加清楚地观察到 Z 向拉伸试样断口中,裂纹沿堆叠层间熔池边界扩展的形貌,且退火温度越高,该形貌特征越显著,如图 11b~11f 所示。这是由于成形态试样中存在的网状共晶 Si 组织在一定程度上阻碍了裂纹沿熔池边界扩展。而经退火后,网状共晶 Si 逐渐断裂、粗化。失去了网状共晶 Si 对裂纹的阻碍作用,使得裂纹更易沿堆叠层间的熔池边界扩展。这也是退火后 AlSi10Mg 合金试样强度下降的主要原因。另外也说明,相比于熔池内部,熔池边界是试样在受力状态下的薄弱环节。

图 11 Z 向拉伸试样断口形貌照片

图 12a~12b 和图 12c~12d 对比了 AlSi10Mg 合金 X/Y 向和 Z 向成形态试样和退火态(280 °C/2 h)试样拉伸断口的高倍 SEM 照片。可以看到, AlSi10Mg 合金成形态试样拉伸断口没有表现出明显韧窝形貌。这主要是由于网状共晶 Si 分割了 Al 基体,导致裂纹扩展时受到网状共晶 Si 阻碍,无法在 Al 基体中形成完整的韧窝形貌,试样的强度高、塑性低。而退火态试样断口中可观察到细小韧窝,表现为韧性断裂特征。这也进一步证明了 AlSi10Mg 合金经退火后塑性提高,且退火过程中网状共晶 Si

组织形貌的变化是塑性上升的主要原因之一。另一方面,随着退火温度的升高,试样中残余应力逐渐得以释放,延伸率得到进一步的提升。

图 12 AlSi10Mg 合金拉伸断口微观形貌

3 结论

本文采用激光选区熔化成形技术制备了 AlSi10Mg 合金试样,并详细研究了退火温度对其微观组织和拉伸性能的影响规律及机理,得出以下结论。

(1) AlSi10Mg 合金成形态组织由 Al 基体、网状共晶 Si 及 Al 基体中弥散分布的二次 Si 颗粒组成。随着退火温度的升高,网状共晶 Si 发生断裂、粗化及球化,弥散二次 Si 粒子逐渐减少直至消失,该过程属于典型 Ostwald 熟化。

(2) 随着退火温度的升高,合金延伸率提高,强度下降。退火过程发生的网状共晶 Si 断裂和粗化是导致强度降低、塑性上升的主要原因,且残余应力的释放也会进一步提升塑性。当退火温度在 270~280 °C 时,其延伸率分别达到了 15.7%(X/Y 向)和 12.7%(Z 向)以上,同时抗拉强度也保持在较高的水平(300 MPa)。

(3) 与 X/Y 向成形态试样相比, X/Y 向退火态试样断口变得平整,且孔洞及裂纹等缺陷尺寸增大。Z 向成形态试样断口无明显韧窝形貌, Z 向退火态试样断口表现出韧性断裂特征。熔池边界是试样在受力状态下的薄弱环节。

(4) 激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金中缺陷产生的原因主要包括未熔粉体、气孔及氧化物。

参 考 文 献

- [1] 张钰. 铝合金在航天航空中的应用[J]. 铝加工, 2009(3): 52-55.
ZHANG Yu. Application of aluminum alloy to aerospace industry[J]. Journal of Aluminum Processing, 2009(3): 52-55.
- [2] 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.
- [3] 饶项炜, 顾冬冬, 席丽霞. 选区激光熔化成形碳纳米管增强铝基复合材料成形机制及力学性能研究[J]. 机械工程学报, 2019, 55(15): 1-9.
RAO Xiangwei, GU Dongdong, XI Lixia. Forming mechanism and mechanical properties of carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites by selective laser melting[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(15): 1-9.
- [4] 柯宇, 马盼, 马永超, 等. 激光选区熔化 AlSi10Mg 合金微观组织及力学性能研究[J]. 应用激光, 2019, 39(2): 198-203.
KE Yu, MA Pan, MA Yongchao, et al. Microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Applied Laser, 2019, 39(2): 198-203.
- [5] 张家莲, 李发亮, 张海军, 等. 选区激光熔化技术制备金属材料研究进展[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(10): 100003.
ZHANG Jialian, LI Faliang, ZHANG Haijun, et al. Research progress on preparation of metallic materials by selective laser melting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(10): 100003.
- [6] LI Neng, HUANG Shuai, ZHANG Guodong, et al. Progress in additive manufacturing on new materials[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019(2): 242-269.
- [7] 赵志国, 柏林, 李黎, 等. 激光选区熔化成形技术的发展现状及研究进展[J]. 航空制造技术, 2014, 463(19): 46-49.
ZHAO Zhiguo, BAI Lin, LI Li, et al. Status and progress of selective laser melting forming technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 463(19): 46-49.
- [8] DARKEN L, GURRY R. Physical chemistry of metals[M]. New York: McGraw-Hill, 1953.
- [9] 李帅, 李崇桂, 张群森, 等. 铝合金激光增材制造技术研究现状与展望[J]. 轻工机械, 2017, 35(3): 98-101.
LI Shuai, LI Chonggui, ZHANG Qunsen, et al. Research status and prospect of additive manufacturing in laser by aluminum alloy[J]. Light Industry Machinery, 2017, 35(3): 98-101.
- [10] 孙靖, 朱小刚, 王联凤, 等. 扫描方式与预热温度对激光选区熔化制备大尺寸 AlSi10Mg 合金性能的影响[J]. 机械工程材料, 2017, 41(10): 52-57.
SUN Jing, ZHU Xiaogang, WANG Lianfeng, et al. Effect of scanning strategy and preheating temperature on properties of large-scale AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2017, 41(10): 52-57.
- [11] ZHANG Changchun, ZHU Haihong, LIAO Hailong, et al. Effect of heat treatments on fatigue property of selective laser melting AlSi10Mg[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 116: 513-522.
- [12] 侯伟, 陈静, 储松林, 等. 选区激光熔化成形 AlSi10Mg 组织与拉伸性能的各向异性研究[J]. 中国激光, 2018, 45(7): 0702003.
HOU Wei, CHEN Jing, CHU Songlin, et al. Anisotropy of microstructure and tensile properties of AlSi10Mg formed by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(7): 0702003.
- [13] 刘仁培, 董祖珏, 潘永明. 6082 和 ZL101 铝合金低熔共晶测试与分析[J]. 焊接学报, 2005(10): 6, 37-40.
LIU Renpei, DONG Zujue, PAN Yongming. Measurement and analysis of the eutectic aluminum alloys of 6082 and ZL101[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005(10): 6, 37-40.
- [14] BAKER H, OKAMOTO H. ASM metals handbook, vol. 3: Alloy phase diagrams[M]. Ohio: ASM International, 1992.
- [15] KIM D K, HWANG J H, KIM E Y, et al. Evaluation of the stress strain relationship of constituent phases in AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting using crystal plasticity FEM[J]. Journals of Alloys and Compounds, 2017, 714: 687-697.
- [16] 李雅莉. 选区激光熔化 AlSi10Mg 温度场及应力场数值模拟研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2015.
LI Yali. Numerical investigation on temperature field and stress field during selective laser melting of AlSi10Mg [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and

- Astronautics, 2015.
- [17] DAS M, BALLA V K, BASU D, et al. Laser processing of SiC-particle-reinforced coating on titanium[J]. Scripta Materialia, 2010, 63(4): 438-441.
- [18] 余开斌. 激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金的显微组织与力学性能研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2018.
- YU Kaibin. Study on microstructures and mechanical properties of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2018.
- [19] VOORHEES P W. The theory of ostwald ripening[J]. Journal of Statistical Physics, 1985, 38: 231-252.
- [20] HARDY S C, VOORHEES P W. Ostwald ripening in a system with a high volume fraction of coarsening phase[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19A: 2713-2721.
- [21] 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 Chenggong, SHI Likai, et al. China materials engineering canon[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [22] ROSENTHAL I, SHNECK R, STERN A. Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process[J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 729: 310-322.
- [23] 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.
- [24] TANG M, PISTORIUS P C. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 94: 192-201.
- [25] WANG Q G, CREPEAU P N, DAVIDSON C J, et al. Oxide films, pores and the fatigue lives of cast aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2006, 37(6): 887-895.

作者简介: 闫泰起, 男, 1993 年出生, 硕士, 助理工程师。主要研究方向为金属材料激光增材制造。

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