

SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金残余应力及组织性能

孙金娥^{1, 2} 贺亚飞³

(1. 北京科技大学天津学院材料科学与工程学院; 2. 北京科技大学新材料技术研究院;
3. 北京科技大学天津学院基础部)

摘 要 通过阿基米德排水法以及试验测试综合分析选区激光熔融成形 Al-Mg-Li-Cu 合金的致密度、微观形貌和硬度等组织性能特征,探究了打印参数对合金残余应力的影响。结果表明,当粉末层厚(T)、激光功率(P)、舱口间距(H)逐渐增加时,残余应力逐渐减小。当 T 、 P 、 H 一定时,残余应力随扫描速率的增加先减小后增大。在最佳打印参数如下: P 为 240 W、 V 为 140 mm/s、 H 为 100 μm 、 T 为 50 μm 时,成形件的残余应力最小,为 56.53 MPa,且致密度高,硬度(HV)为 114。

关键词 选区激光熔融; Al-Mg-Li-Cu 合金; 残余应力; 致密度; 硬度

中图分类号 TG146.22; TG249.9 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.03.005 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Residual Stress, Microstructure and Properties of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu Alloy

Sun Jin'e^{1, 2}, He Yafei¹

(1.School of Materials Science and Engineering, Tianjin College, University of Science and Technology Beijing;
2.Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing;
3.Department of Foundation Courses, Tianjing College, University of Science and Technology Beijing)

Abstract: The density, micromorphology and hardness of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy were comprehensively investigated by Archimedes drainage method and tests. The influence of printing parameters on the residual stress of alloy was explored. The results indicate that the residual stress of Al-Mg-Li-Cu alloy is gradually reduced with the increase of powder layer thickness(T), laser power(P) and hatch spacing(H). When T 、 P 、 H are constant, the residual stress is decreased firstly and then increased as the scanning rate increases. The optimal printing parameters is presented as follows: laser power of 240 W, scanning rate of 140 mm/s, scanning spacing of 100 μm , and layer thickness of 50 μm , corresponding to the minimum residual stress of 56.53 MPa, where the alloy is highly dense, and the hardness is 114 HV.

Key Words: Selective Laser Melting, Al-Mg-Li-Cu Alloy, Residual Stress, Density, Hardness

收稿日期:2022-06-23;修改稿收到日期:2022-08-20
基金项目:天津市教育科研计划资助项目(2021KJ605)
第一作者简介:孙金娥,女,1987 年出生,副教授,天津(301800),E-mail:sunjine0406@163.com
引用格式:孙金娥,贺亚飞. SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金残余应力及组织性能[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(3):313-317.
SUN J E, HE Y F. Residual stress, microstructure and properties of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Al-
loys, 2023, 43(3):313-317.

[15] BAI P, ZHANG H R, LI Y M, et al. Effect of Y_2O_3 crucible on purification of Ni_3Al -based superalloy scraps[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(2): 406-410.

[16] 罗文忠, 沈军, 闵志先, 等. TiAl 合金定向凝固过程中与坩埚材料的界面反应研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(8): 1 441-1 445.

[17] CHEN X Y, ZHOUY H, JIN T, et al. Effect of carbon on wettability and interface reaction between melt superalloy and ceramic material[J]. MATEC Web of Conferences, 2014(14): 1-5.

[18] UEDA M, ABE Y, OHTSUKA T. Reduction of SiO_2 to Si by aluminum metal fog in NaCl-KCl-AlCl_3 molten salt[J]. Materials Letters, 2006, 60(5): 635-638.

[19] 朱永法, 苗冬, 曹立礼. Cr/ SiO_2 界面还原反应研究[J]. 真空科学与技术, 1996, 16(2): 81-86.

[20] 吉莫尼斯.И.М, 卡尔波维奇.Ю.Ф, 格烈热尔.Г.М. 定向结晶时陶瓷与熔融合金的相互作用[J]. 航空材料学报, 1991(11): 62-63.

[21] FEDERICA B, ANNA M, CRISTINA L, et al. Reaction mechanism in alumina/chromia ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$) solid solutions obtained by coprecipitation[J]. J. Am. Ceram. Soc., 2000, 83(8): 2 036-2 040.

[22] 马勤, 阎秉钧, 康沫狂, 等. 金属硅化物的应用与发展[J]. 稀有金属材料与工程, 1999, 28(1): 10-13.

(编辑:刘卫)

313

近年来,增材制造铝合金发展迅速。铝合金作为一种轻质结构材料,具有高模量、高比强度的优良性能和优异的抗损伤性能,可广泛应用于航空航天工业^[1]。选区激光粉末床熔融(SLM),作为广泛适用的近净成形增材制造技术之一,具有定制化、设计自由、快速制造和成本效益高等特点,为解决航空航天制造业对铝结构部件的复杂几何结构等高需求提供了途径^[2]。SLM 基于离散-堆积原理,由零件三维数据驱动,高能激光束快速加热熔化粉末,以逐层粉末打印、累积、快速冷却成形为高度致密的零部件。然而,在 SLM 成形金属材料过程中,因其特有的快速加热/快速冷却本质特征,易形成较大的温度梯度,致使冷却凝固过程中易引发较大的残余应力^[3],从而增大裂纹形成的可能性,这对材料的组织均匀性与综合力学性能不利。

当前,在 SLM 成形铝合金中,研究最广泛的是 Al-Si 合金,因其较小的凝固范围和良好的粉末润湿性,而具有良好的加工能力^[4]。对于通常应用于汽车和航空航天工业的锻铝合金,如 2xxx、5xxx、6xxx 和 7xxx 系列合金,常会因较大的凝固范围而在 SLM 加工过程中导致热裂^[5-6]。在铝合金中添加 Sc、Si 等元素,以形成非均匀形核质点,诱导柱状晶向等轴晶转变,来降低裂纹敏感性,这是生产无裂纹的高强度铝合金的有效方法。SPIERINGS A B 等^[7]报道了一种 SLM 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金,其中形成的 Al₃Sc 作为成核质点促进了 α-Al 等轴晶的形成,有效抑制热裂纹的产生。LI R L 等^[8]设计开发了一种新型 Al-8.0Mg-1.3Si-0.5Mn-0.5Sc-0.3Zr 合金,加入质量分数为 1.3% 的 Si,在改善 SLM 成形热裂缺陷的同时,抗拉强度可提高到 497 MPa,伸长率高达 11%。在传统制造中,Al-Li 合金比传统的高强度铝合金性能更高,质量更轻。在增材制造 Al-Li 合金的研究中,Li 含量一般低于 1%。Al-Li 合金由于其凝固范围大、热膨胀系数高、凝固过程中熔点共晶形成量低,在激光加工过程中也容易发生热裂纹。QI Y 等^[9]通过 SLM 制备了 2195Al-Li 合金(Li 含量为 0.82%),合金呈粗柱状颗粒结构,元素分布不均匀,位错密度高,沉淀类型复杂,其屈服强度为(207.7±1.5) MPa,抗拉强度为(340.7±2.9) MPa,伸长率为(17.2±0.9)%。RAFFEIS I 等^[10]利用 SLM 技术开发了一种 AA2099Al-Li 合金,合金组织均匀,但显微硬度(HV)最高仅为 72.8。到目前为止,SLM 成形铝合金的研究主要集中在通过合金化来改善高强铝合金的热裂性能,以提高其力学性能。关于 SLM 成形高锂铝合金的报道较少,特别是关于打印参数对高锂铝合金残余应力影响的研究。因此,本研究通过阿基米德排水法、维氏硬度测试等方法,研究了打印参数,如激光功率、扫描

速率、扫描间距、粉末层厚等对 SLM 成形高锂含量(1.9%~2.3%)的 Al-Mg-Li-Cu 合金残余应力的影响,并对工艺进行优化,确定了最佳工艺参数,分析了最佳打印参数下 Al-Mg-Li-Cu 合金的组织 and 硬度,为开发高致密度、优异性能的 SLM 成形高锂铝合金提供参考。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

采用气体雾化法制备 Al-Mg-Li-Cu 合金粉末,其成分见表 1。粉末呈球形,尺寸为 21.7~45.3 μm。

表 1 Al-Mg-Li-Cu 合金粉末的化学成分

Tab.1 Chemical composition of Al-Mg-Li-Cu alloy powders %							
w _B							
Li	Mg	Cu	Si	Ti	Fe	Zr	Al
1.9~2.3	4.5~6.0	<0.05	0.15	0.1	0.2	0.08~0.15	余量

1.2 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金过程

SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金在自主开发的 SLM 系统(AFS-M120X)上进行,其配备了 400 W 光纤激光源,光斑尺寸固定在 30 μm。首先以垂直于 XY 平面方向为 SLM 成形合金建构方向,然后利用 Magics 软件进行块体(10 mm×10 mm×5 mm)试样建模,切片生成多个 2D 数据。设计 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金的打印参数:粉末层厚(T)分别为 30 和 50 μm,舱口间距(H)分别为 80 和 100 μm,扫描速率(V)分别为 80、140、200 和 260 mm/s,功率(P)分别为 150、180、200 和 240 W。粉末交替层间的扫描方向旋转值为 67°。基板预热后,激光按照指定的二维轨迹扫描合金粉末,以高能量激光束进行局部熔化,超快冷却,层层叠加成形,试样依次按照预先设定的打印参数,在 Ar 气体保护下完成打印工作,试样见图 1。

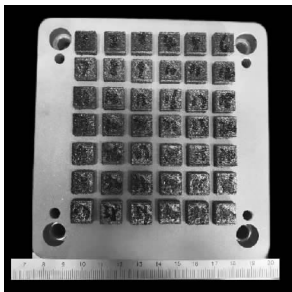


图 1 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金试样

Fig.1 Image of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy specimen

1.3 测试方法

1.3.1 致密度测试

采用阿基米德排水法^[7]进行致密度测试,首先将试

样用丙酮清洗,除去油污并吹干,用密度测试仪分别测试试样在空气中和在水中的质量,理论密度 ρ 和致密度 K 计算如下:

$$\rho = \frac{100}{\frac{m_1}{\rho_1} + \frac{m_2}{\rho_2} \dots \frac{m_n}{\rho_n}} \quad (1)$$

$$K = \frac{m_{\text{空}} g \rho_{\text{水}}}{\rho(m_{\text{空}} - m_{\text{水}})} \times 100\% \quad (2)$$

式中, $m_1, m_2, \dots, m_n$ 为 Al-Mg-Li-Cu 合金粉末中各元素所占的质量分数,%; $\rho_1, \rho_2, \dots, \rho_n$ 为各元素的理论密度, kg/m^3 ; $m_{\text{空}}$ 为试样在空气中的质量, kg ; g 为重力加速度, $9.8 \text{ N}/\text{kg}$; $\rho_{\text{水}}$ 为室温下水的密度, $1.0 \text{ g}/\text{cm}^3$; $m_{\text{水}}$ 为试样在水中的质量, kg 。

1.3.2 组织结构测试

根据 ASTM E3-11^[11] 制备了与构建方向平行的金相试样。利用由 HF (5 mL) 和蒸馏水 (95 mL) 组成的浸蚀溶液腐蚀试样,通过光学显微镜 (Olympus, GX53) 对其进行显微组织观察。采用 Regulus 8100 型扫描电镜 (SEM), 配备有电子背散射电子 (EBSE) 检测仪和能谱 (EDS) 检测仪测试观察 Al-Mg-Li-Cu 合金的显微组织。通过配备 Co-K α 辐射的 X 射线衍射仪 (XRD, Rigaku Ultima-IV) 采集试样的 XRD 图谱,扫描速度为 $5^\circ/\text{min}$ 。

1.3.3 硬度及残余应力测试

采用维氏尖端压痕法测定试样的显微硬度,载荷为 0.1 N ,停留时间为 10 s 。根据残余应力估算模型公式^[12],计算获得试样的残余应力:

$$F = \frac{H_v}{\sin\theta(1 - \frac{\gamma_0}{\gamma})} \quad (3)$$

式中, F 为残余应力, MPa ; H_v 是材料硬度 (HV); γ_0 与 γ 分别为无残余应力和有残余应力时,压头压至同一深度时所对应的压力, MPa ; θ 是压头相对面的夹角,取 136° 。

2 试验结果分析

2.1 工艺参数对 Al-Mg-Li-Cu 合金残余应力的影响

2.1.1 粉末层厚对残余应力的影响

图 2 为试样在功率为 240 W 、舱口间距为 $100 \mu\text{m}$ 、层厚为 $30 \mu\text{m}$ 和 $50 \mu\text{m}$ 时,不同扫描速率下随扫描速率变化的残余应力。可见,随着扫描速率增加,层厚为 $50 \mu\text{m}$ 试样的残余应力始终低于层厚为 $30 \mu\text{m}$ 的,且二者之间残余应力的差值较大。层厚为 $50 \mu\text{m}$ 时,试样的残余应力呈先下降后逐渐上升趋势,且变化幅度较

大。扫描速率为 $140 \text{ mm}/\text{s}$ 时,残余应力最小,为 56.53 MPa 。与层厚为 $30 \mu\text{m}$ 试样中最小的残余应力 (72.47 MPa) 相比,残余应力降低了 220% 。根据体积能量密度 (V_{ed})^[13] 计算如下:

$$V_{\text{ed}} = \frac{P}{VTH} \quad (4)$$

可以看出,当激光功率和舱口间距一定时,在同一扫描速率下,层厚的增加导致能量密度降低,激光瞬间扫描熔化金属粉末时所吸收的能量降低,进而降低了由体积膨胀和收缩所产生残余应力的可能性,因此,最佳的粉末层厚为 $50 \mu\text{m}$,扫描速率为 $140 \text{ mm}/\text{s}$ 。

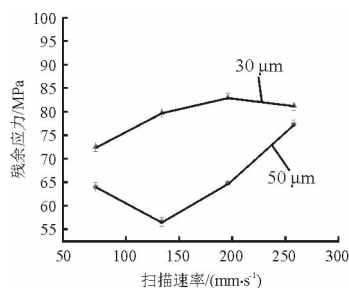


图 2 不同层厚下 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金的残余应力

Fig.2 Residual stress of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy under different layer thickness

2.1.2 扫描速率及功率对残余应力影响

图 3 是粉末层厚为 $50 \mu\text{m}$ 、舱口间距为 $100 \mu\text{m}$ 、不同激光功率下 SLM 成形试样的残余应力随扫描速率的变化。可以看出,当激光功率为 150 W ,扫描速率从 $80 \text{ mm}/\text{s}$ 增加到 $200 \text{ mm}/\text{s}$ 时,试样的残余应力逐渐增大,在 $260 \text{ mm}/\text{s}$ 时降低。当激光功率为 $180 \sim 240 \text{ W}$ 时,试样的残余应力随扫描速率增加的变化趋势基本相同,呈先降低后上升趋势。其中,激光功率为 240 W 时,试样的残余应力整体保持较低值,最小值是扫描速率为 $140 \text{ mm}/\text{s}$ 时的 56.53 MPa ,最大值是扫描速率为 $260 \text{ mm}/\text{s}$ 处的 77.20 MPa 。整体看,在扫描速率一定时,随着激光功率增加,试样的残余应力显著降低,这主要是由于激光功率的上升会产生较大的能量密度,加深熔池的深度,降低等距离温差以及凝固收缩差异,从而使得残余应力减小。而当功率一定,扫描速率增大时,因为能量密度降低而导致粉末熔化不充分等原因,会进一步造成试样残余应力增大。而当扫描速率增大到一定值时,能量密度继续降低,会使单位面积粉末熔化吸收的能量大量减少,降低温度梯度,在急剧加热和冷却过程中,引发体积膨胀和收缩减小,造成所产生的热应力有所减小^[13-14],这点解释了在激光功率为 150 W ,扫描速率为 $260 \text{ mm}/\text{s}$ 处试样残余应力的降低。在成形过程中,较大的残余应力将直接造成材料的变形和开裂

等,而对于具有最低残余应力的试样,当 240 W 的激光功率,140 mm/s 的扫描速率时,可以获得高致密度且品质优良的 SLM 成形试样。

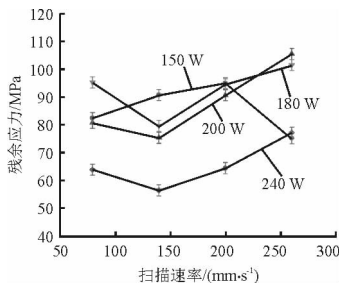


图 3 不同激光功率与扫描速率下试样的残余应力变化

Fig.3 Residual stress of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy under different laser powers and scanning velocities

2.1.3 舱口间距对残余应力的影响

图 4 是功率为 240 W、层厚为 50 μm 、不同舱口间距下试样的残余应力随扫描速率的变化。可以看出,舱口间距为 80 μm 试样随扫描速率的增加,残余应力先增大后减少再增大,在扫描速率为 200 mm/s 时残余应力最小(70.61 MPa)。而与之相比,舱口间距为 100 μm 试样的残余应力都低于舱口间距为 80 μm 试样的,其中,在扫描速率为 140 mm/s 时,残余应力最低,为 56.53 MPa,比舱口间距为 80 μm 试样的最低残余应力(70.61 MPa)降低了 20.1%。当激光功率、层厚、舱口间距一定时,试样的残余应力会随着扫描速率的增加而升高的主要原因是,扫描速率的增加会降低能量密度,导致大颗粒粉末可能出现局部未熔化现象,造成残余应力增大。而扫描间距增加,会引发相等面积内激光能量的降低,这将降低温度梯度,使残余应力降低。因此,最佳的舱口间距为 100 μm 。

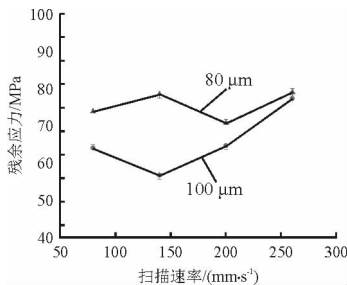


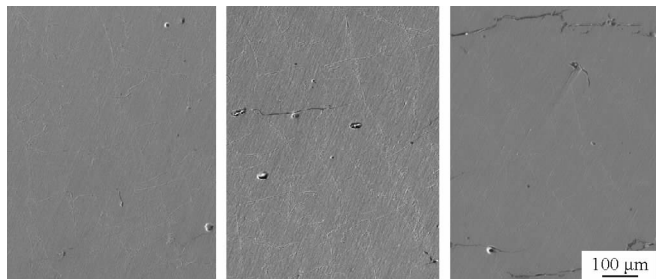
图 4 不同舱口间距下试样残余应力的变化

Fig.4 Residual stress of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy under different hatch spacing

2.2 工艺参数对组织与性能的影响

图 5 为调控激光功率、扫描速率、粉末层厚、舱口间距等打印参数时,获得最低残余应力的 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金试样的金相组织。可以看出,当扫描速率为 140 mm/s 时(见图 5a),试样表面仅观察到一点细

小的孔隙,这主要是因 SLM 打印过程中轻质元素蒸发所致,致密度为 99.35%。而在扫描速率为 200 mm/s 和 260 mm/s 时,由于试样中残余应力较大,试样表面的裂纹逐渐增多,且孔隙也逐渐增加,致密度分别为 97.15% 和 98.17%。显然,试样中形成的较大残余应力将直接触发裂纹萌生,严重影响试样的致密度,而优化工艺参数,可以有效地降低因 SLM 快冷/热循环打印过程中产生的残余应力,减少裂纹、孔隙等缺陷的产生。



(a) 140 mm/s (b) 200 mm/s (c) 260 mm/s

图 5 不同扫描速率下 SLM 成形试样的 SEM 形貌

Fig.5 SEM images of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy at different scanning velocities

图 6 是打印参数粉末层厚为 50 μm 、舱口间距为 100 μm 、激光功率为 240 W、扫描速率分别为 140、200 和 260 mm/s 时,SLM 成形试样的硬度。可以看出,扫描速率为 140、200、260 mm/s 时,SLM 成形试样的硬度(HV)分别为 114、118 和 105,均高于目前所报道的 SLM 成形 Al-Li 合金试样的硬度^[14]。优选具有高致密度和硬度,即打印参数粉末层厚为 50 μm 、舱口间距为 100 μm 、激光功率为 240 W、扫描速率为 140 mm/s 的试样进行后续物相和显微组织的测试分析。

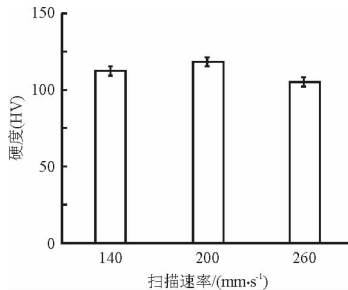


图 6 SLM 成形试样的硬度

Fig.6 Hardness of SLM-formed specimen

图 7 为优化得到最佳的 SLM 参数(粉末层厚为 50 μm 、舱口间距为 100 μm 、激光功率为 240 W、扫描速率为 140 mm/s)时试样的 XRD 图。可以看出,扫描速率在 2θ 为 38.41° 、 45.10° 、 65.15° 和 77.17° 处出现了 α -Al 相的特征衍射峰,以及在 2θ 为 83.14° 处出现了 Al_2O_3 相的小峰,可以合理推测出,SLM 成形试样中主要形成的相是 α -Al,以及因氧化而形成的 Al_2O_3 相。

图 8 是优化工艺参数下试样的 SEM 形貌。可以

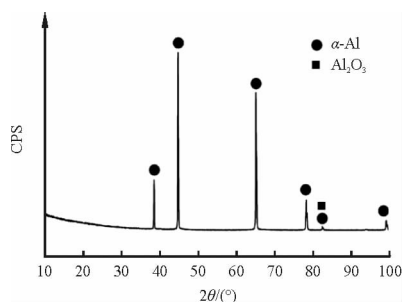
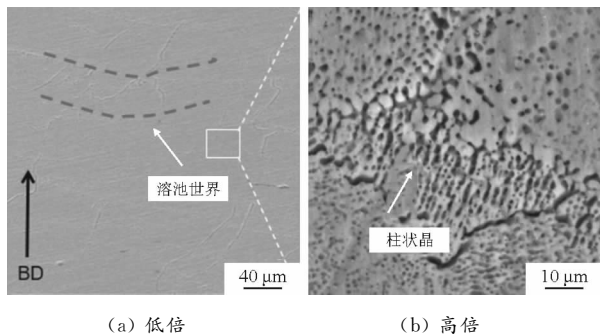


图7 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金试样 XRD 图

Fig.7 XRD patterns of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy specimen

看出,试样的显微组织显示了沿成形方向(BD)的层状特征,层与层之间紧密结合,表明在优化的工艺参数下制备的试样具有良好的 SLM 成形加工能力。在 SLM 打印过程中,当激光完成一层金属粉末的熔化过程,试样中形成了典型的熔池形貌(见图 8a)。在熔池中心主要为柱状晶,柱状晶的产生是由于熔池中心热量高,冷却速度慢,与垂直于熔池底部形成较大的热梯度^[15],造成熔池边的晶粒沿垂直于熔池底部的方向生长,最终形成粗大的柱状晶(见图 8b)。



(a) 低倍

(b) 高倍

图8 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 合金试样 SEM 形貌

Fig.8 SEM morphologies of SLM-formed Al-Mg-Li-Cu alloy specimen

3 结 论

(1)随着激光功率、扫描间距和层厚增加,SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 铝合金件残余应力逐渐降低;随着扫描速度增加,残余应力先减小后增加,获得最小残余应力是 56.53 MPa,其对应的成形工艺参数最佳,即激光功率为 240 W、扫描速度为 140 mm/s、扫描间距为 100 μm、层厚为 50 μm。

(2)通过优化得到 SLM 成形 Al-Mg-Li-Cu 铝合金最佳工艺参数,且在此工艺参数下成形试样最致密,致密度为 99.35%。试样的相主要为 α-Al 相,其显微组织由柱状晶构成,硬度(HV)为 114。

参 考 文 献

[1] SUN R, LI L. Microstructure, residual stress and tensile properties control of wire-arc additive manufactured 2319 aluminum alloy with

laser shock peening[J]. Journal of Alloy and Compounds, 2018, 747: 255-265.

[2] LIU M, TAKATA N. Development of gradient microstructure in the lattice structure of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 36 (1): 106-117.

[3] 杜洋,乔凤斌,郭立杰,等. AlSi10Mg 粉末激光选区熔化残余应力场数值模拟[J].电焊机,2019,49(1):103-109.

[4] TRADOWSKY U, WHITE J, WARD R M. Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development[J]. Materials Design, 2016, 105(5): 212-222.

[5] MARTIN J H, YAHATA B D. 3D printing of high-strength aluminum alloys[J]. Nature, 2017, 549: 365-369.

[6] KHAIRALLAH S A, ANDERSON A T. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones[J]. Acta Materialia, 2016, 108: 36-45.

[7] SPIERINGS A B, DAWSON K. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser melting[J]. Materials Design, 2017, 115(5): 52-63.

[8] LI R L, WANG M B. Developing a high-strength Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy for selective laser melting: Crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms[J]. Acta Materialia, 2020, 193: 83-98.

[9] QI Y, ZHANG H. A high strength Al-Li alloy produced by laser powder bed fusion: Densification, microstructure, and mechanical properties[J]. Additive Manufacturing, 2020, 35: 101-134.

[10] RAFFEIS I, ADJEI-KYEREMEH F. Investigation of the lithium-containing aluminum copper alloy (AA2099) for the laser powder bed fusion process [L-PBF]: effects of process parameters on cracks, porosity, and microhardness[J]. JOM, 2019, 71: 1 543-1 553.

[11] ASTM E3-11, PA, 2011. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens[S].

[12] 周世友,周储伟,倪阳,等. 显微硬度压痕法估算铝合金 2A12 残余应力[J]. 工业技术创新, 2018, 5(4): 61-65.

[13] 刘志权,余欢,徐志锋,等. 选区激光熔化成形 ZL205A 合金工艺及性能研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(3): 370-373.

[14] 于宝义,何亮,郑黎,等. SLM 成形 AlSi10Mg 合金残余应力数值模拟及组织性能分析[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(3): 349-355.

[15] LIU D M, YUREKLI B. Microstructural aspects of additive manufacturing of Al/Li alloys with high Li content[J]. Materials Design, 2021, 198: 109-123.

(编辑:刘卫)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com