

外场对激光熔化沉积 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织性能的影响

赵宇辉^{1,3}, 贺晨^{1,3*}, 邹健², 王志国^{1,3}, 何振丰^{1,3}, 赵吉宾^{1,3}

¹中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016;

²沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110135;

³中国科学院机器人与智能制造创新研究院, 辽宁 沈阳 110169

摘要 为了实现高强度、高致密 Al-Mg-Sc-Zr 合金的成功制备, 基于激光熔化沉积技术制备了不同工艺条件下的合金块体试样, 采用金相显微镜、扫描电子显微镜、显微硬度仪和室温拉伸等实验方法, 研究了水冷条件及超声振动辅助对沉积试样微观组织、孔隙缺陷演变及力学性能的影响规律。结果表明: 外部冷却场辅助可以显著提高基板对沉积试样累积热量的传输效率, 从而降低沉积试样的孔隙率、提高致密度; 超声振动辅助凭借其特有的声流效应与声空化效应, 促进了熔池中气泡的聚集与上浮, 孔隙数量明显减少、尺寸明显减小, 晶界处共晶相发生细化; 在优化的外场辅助条件下, 获得了沉积试样的最优力学性能, 其屈服强度、抗拉强度、延伸率、显微硬度分别为 234 MPa、385 MPa、17.1%、125.84 HV (加载载荷为 1.96 N)。

关键词 激光光学; Al-Mg-Sc-Zr 合金; 激光熔化沉积; 外场辅助; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG146 **文献标志码** A

DOI: 10.3788/AOS221128

1 引言

Sc/Zr 微合金化改性的 Al-Mg 系合金被认为是开发新一代高性能铝合金材料的重要方法之一^[1-2], 其具有比强度高、耐腐蚀性强、热裂纹敏感性低、热稳定性高和良好的抗蠕变性能等诸多优势, 广泛应用于航空航天、轨道交通和化学工程等领域^[3-5]。激光增材制造 (LAM) 技术是一种通过三维模型数据将材料逐层累加、从而形成实体的快速成型技术, 采用与传统“减法”制造相反的“加法”制造^[6-7]。依据工艺原理的不同, 增材制造技术可以分为定向能量沉积 (DED) 和粉末床熔化 (PBF) 两大类。以激光作为热源的 DED 技术又被称为激光熔化沉积 (LMD) 技术, 是目前主流的增材制造技术之一。其中, LMD 技术的应用主要有所需零部件快速成型、现有零部件结构添加和受损零部件的原位修复这 3 个方面, 涉及航空航天、轨道交通、石油化工、船舶工业、模具制造等行业^[8-10]。

增材制造过程可对沉积工艺窗口进行调控, 虽然可以在一定程度上抑制凝固缺陷的产生、实现冶金组织改善, 但仍无法实现高强度、高致密度、高性能铝合金块体沉积试样的制备。而多物理场辅助金属凝固一直以来都是实现传统铸造产品破碎枝晶、细化晶粒、减

少工件缺陷的重要手段, 对于增材制造构件组织性能的改善具有重要的借鉴意义^[11-13]。2020 年发表于 *Nature* 上的研究论文指出, 超声振动引导金属增材制造可以降低沉积层的孔隙率、细化晶粒、降低残余应力水平、减弱沉积层开裂倾向^[14-15]。结合理论分析, 强超声作用于熔池产生的声流效应与声空化效应是导致晶体特性发生转变的关键因素。为了提高激光增材制造过程中熔池中强化相颗粒分布的均匀性、获得高性能金属基复合材料, Wang 等^[16-17]利用电/磁复合场辅助激光熔化成形, 耦合传热、流体动力学、洛伦兹力和相方程等建立二维多物理场模型, 指出将电/磁波产生周期性变化的洛伦兹力作为一种体积力, 可以改变作用在颗粒上的等效浮力, 改善强化相颗粒的分布状态。

LMD 和传统铸造/锻造工艺之间的一个关键区别是: 它具有快速凝固和沉积期间周期性热循环引起的重复固态转变特性^[18]。因此, 控制 LMD 制造的 Al-Mg-Sc-Zr 合金在沉积过程中的热累积的传输非常重要。Shi 等^[19]研究了平台温度对 SLM 装备的 Al-3.4Mg-1.08Sc-0.23Zr 合金微观组织的影响, 阐明了高平台温度 (200 °C) 促进了凝固过程中初生 Al₃(Sc, Zr) 相的结晶和重复热循环过程中二次 Al₃(Sc, Zr) 相的原位析出。Spierings 等^[20]的研究指出, 较低的激光

收稿日期: 2022-05-16; 修回日期: 2022-06-16; 录用日期: 2022-07-18; 网络首发日期: 2022-07-28

基金项目: 国家自然科学基金 (52105415)、国防科技重点实验室基金 (JCKY61420052017)

通信作者: *hechen@sia.cn

扫描速度促进了 Al-4.6Mg-0.49Mn-0.66Sc-0.42Zr 合金中 Al₃(Sc, Zr) 颗粒的析出和长大。与使用大激光扫描速度相比,凝固过程中的冷却速度较小,重复热循环过程中的退火/回火时间较长。除了凝固过程中的高冷却速率外,后续沉积热循环过程中的原位沉淀也有助于 Al₃(Sc, Zr) 二次相的析出与长大。

因此,本研究旨在明确不同外场辅助工艺条件对 LMD 过程中孔隙缺陷衍生行为及拉伸等力学性能的影响规律。在这项研究中,沉积层中的传热条件由空气冷却(AC)或水冷却(WC)的基板控制。同时研究了超声振动对沉积体孔隙缺陷抑制行为和显微硬度、强度等力学性能的影响规律,以期采用 LMD 技术制备大尺寸、高性能、高致密度铝合金零件,以及突破

SLM 技术成形腔尺寸的限制提供一定的工艺参考与数据支撑。

2 实验

2.1 实验材料与方法

激光熔化沉积成形实验采用的粉末材料是由北京有色金属研究总院生产的 Al-Mg-Sc-Zr 合金气雾化球形铝合金粉末,粒径范围为 75~150 μm,粉末的霍尔流动性数值为 87 s/50 g,采用 ICP-900 等离子体发射光谱仪测试了金属粉末和基板的化学成分,其结果如表 1 所示。基板采用尺寸为 Φ110 mm×20 mm 的铸态 Al-Mg-Sc-Zr 合金圆棒,沉积实验开始前,用 600# 砂纸打磨去除基板表面的氧化层,后用 95% 乙醇溶液擦洗。

表 1 Al-Mg-Sc-Zr 合金粉末和基板的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of Al-Mg-Sc-Zr alloy powder and substrate (mass fraction)

unit: %

Element	Mg	Sc	Zr	Mn	Zn	Cu	Fe	Si	Al
Powder	5.87	1.01	0.37	0.54	0.3	0.01	0.1	0.036	Balance
Substrate	4.64	0.76	0.27	0.54	0.2	0.01	0.1	0.028	Balance

如图 1 所示,基于中国科学院沈阳自动化研究所第四代激光增材制造系统,开展相关激光熔化沉积实验,实验平台包括 YLS-10000-KC 激光器(波长为

1064 nm)、KUKA 机器人、双桶式送粉器、同轴送粉喷嘴、柔性 Ar 气氛保护舱、昶艾 CI-PC128-1 氧含量分析仪、宇电 AI-3700 温度检测仪等。

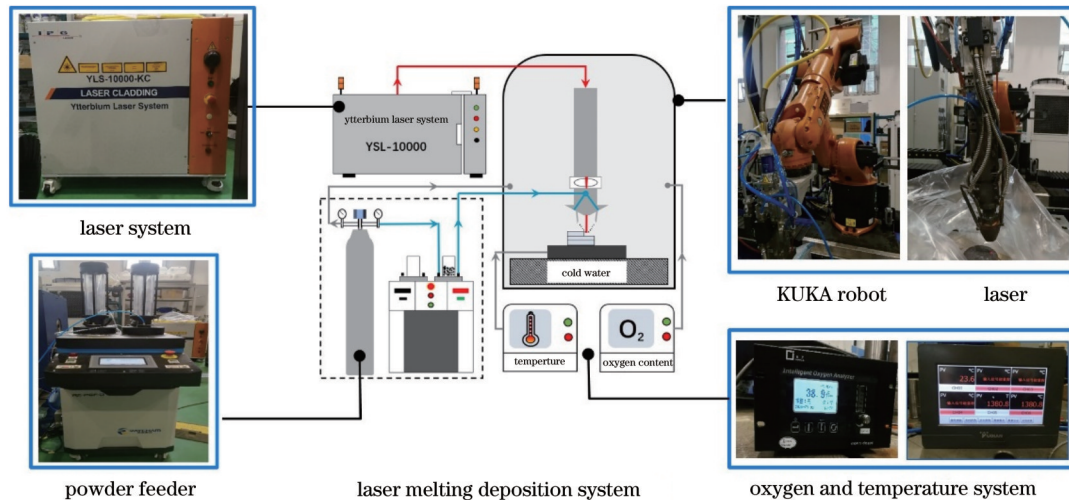


图 1 激光熔化沉积增材制造系统

Fig. 1 Laser melting deposition additive manufacturing system

2.2 样品制备

图 2 为外场辅助装置。激光熔化沉积过程中基板由通过室温冷却的平台及带有冷水循环系统的水冷平台控制,在通过室温冷却平台的激光沉积过程中,热量仅通过周围的大气和系统中的工作平台散发。室温为 25℃。在通过水冷平台的激光沉积过程中,基材被放置在具有强制水冷却系统的铜板上,水冷平台示意图如图 2(b)所示,通过在基板与平台之间涂抹导热硅脂提高两者之间的传热效率。冷水通过平台内部管道进行循环流动,冷水温度为 10℃。超声辅助成形平台示

意图如图 2(a)所示,在平台下有 4 个超声变幅杆提供超声振动,平台上方固定实验用基板。数控超声波发生器的频率为 20 kHz,每启动 15 s 停 1 s,以保证设备的正常运行。沉积过程中其余工艺参数均保持一致,即激光功率为 3000 W、扫描速度为 5 mm/s、送粉速率为 5.5 g/min、层间抬高量为 0.5 mm。沉积方式为单向往复运动,第 n 层的扫描终点为第 $n+1$ 层的扫描起点。

激光熔化沉积制备的工件如图 3(a)所示,实验后对沉积态工件进行线切割取样,经镶嵌、打磨、抛光后通过光学显微镜(Zeiss Axio Observe A1)观察样品截

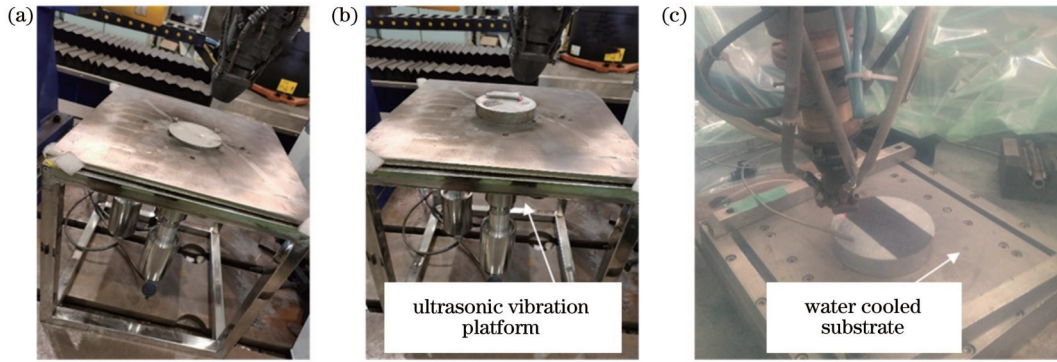


图 2 外场辅助装置。(a)(b)超声振动平台;(c)水冷基板

Fig. 2 External physical field assistance equipment. (a)(b) Ultrasonic vibration platforms; (c) water cooled substrate

面处微观组织及缺陷情况,分析不同工艺条件对沉积试样致密度的影响;使用 FM-310 显微硬度仪测试试样的硬度;使用 Keller 试剂(HF 2 mL、HNO₃ 5 mL、HCl 3 mL、H₂O 190 mL)腐蚀样品 30 s 后,使用光学显

微镜及扫描电子显微镜观察微观组织,并分析微观组织的演变情况;拉伸试样的取样位置和尺寸如图 3(b)所示,采用 INSTRON 5982 型万能试验机对试样进行室温拉伸测试,拉伸速率设定为 1 mm/min。

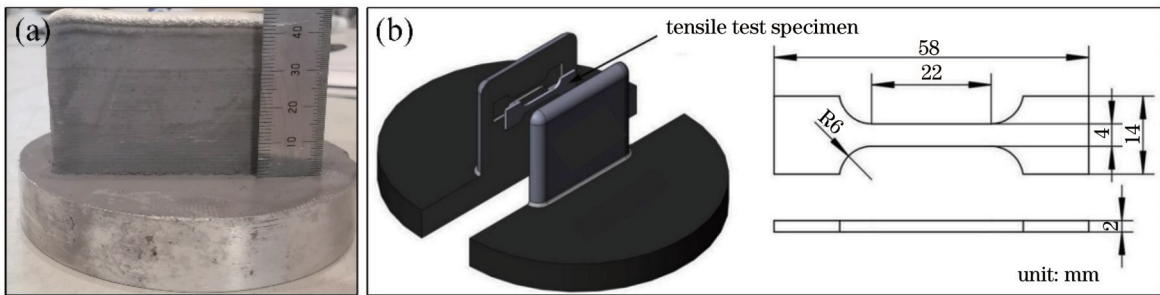


图 3 沉积试样及拉伸试样取样位置和尺寸。(a)沉积试样;(b)试样的取样位置和尺寸

Fig. 3 Sampling position and size of deposited sample and tensile sample. (a) Deposited sample; (b) sampling position and size of tensile specimen

3 分析与讨论

3.1 外场对沉积试样组织形貌的影响

图 4 为不同条件下 LMD 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金沉积试样截面 SEM 图像。由图 4 可见,沉积体孔隙缺陷大多处于熔合线区域,冷条件下气孔缺陷数量明显减少。通过对气孔缺陷的对比分析可知,水冷条件下沉积试样内部的孔隙缺陷数量明显少于空冷条件下的气孔数量,而且水冷条件下的气孔尺寸也远小于空冷条件下的尺寸。这说明水冷条件下,较高的冷却速率有助于减少激光熔化沉积成形铝合金过程中的气孔缺陷,提高沉积体的致密度,而且水冷条件使沉积过程中的热累积问题得到缓解,有效抑制了晶粒的过度长大现象。

如图 4(c)所示,超声振动辅助条件下沉积试样内部的孔隙缺陷明显减少,这是由于超声振动外场的声空化效应及声流效应是通过超声减少气孔缺陷的主要原因,在高频振动下无数小型气泡不断生成、破碎或聚集成大气泡、上浮至熔池表面并溢出。声流效应和机械效应加剧了液态熔池的搅动现象,从而促进了合金

元素均匀分布。20 kHz 的频率所产生的声空化、声流效应及熔池搅动效应不仅促进了小孔隙的聚集与长大,而且降低了孔隙率。

图 5 为不同条件下 LMD 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金沉积层熔合线位置的 SEM 图像。从图中可以看出,空冷和水冷条件下的沉积体内部有明显的熔合线区域,同时沉积试样呈现为熔合线边界处的细晶区(FG)以及熔池内部的粗晶区(CG)的混晶组织结构。这是由于熔池融化边界处独特的冷却速率条件不可避免地促进了初生 Al₃(Sc, Zr)颗粒在该区域的析出,致使空冷条件下的沉积试样中的等轴晶粒结构向具有更高冷却速率的水冷条件下的沉积试样中的非均匀晶粒结构转变。经超声辅助成形的沉积体内部的等轴晶较无超声条件下的沉积体内部等轴晶有了明显的细化,晶界处有较多共晶相析出。分析认为,晶粒得到细化的主要原因在于声空化效应产生的空化泡或空穴在崩塌时产生的高温、高压及强烈冲击波能够熔断并击碎局部范围内的固-液界面初生晶体以及正在生长的晶粒。在声流产生的搅拌运动中,这些破碎的晶体会重新分布到熔体当中,提高了形核率,使晶粒得以细化。晶粒的

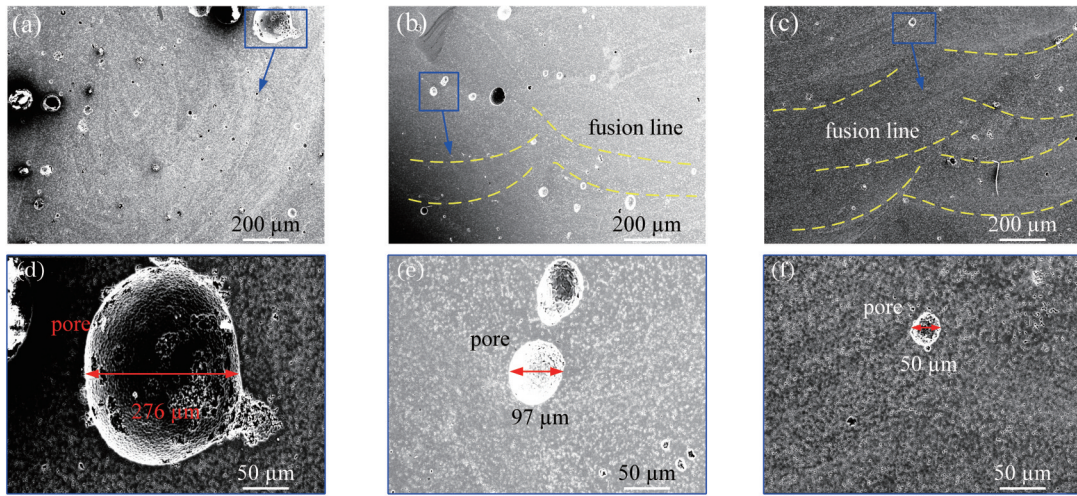


图 4 不同工艺条件下的沉积微观组织形貌。(a)(d)空冷;(b)(e)水冷;(c)(f)超声振动辅助

Fig. 4 Microstructure morphologies of deposited samples with different processing conditions. (a)(d) Air-cooling; (b)(e) water-cooling; (c)(f) ultrasonic vibration assistance

细化作用使得材料的强度也会有一定的提升。

对微观组织中出现的大量菱形块状相进行面扫描分析,发现该相主要为 Sc、Zr 元素富集产生的析出相,这与前文分析认为的 $Al_3(Sc, Zr)$ 相结论一致;与此同

时,对晶界处聚集的共晶相进行了面扫描分析,结果表明:晶界处的共晶相主要含 Sc、Zr 元素,而且由于超声振动的冲击效应,晶界处共晶相分布较为均匀且尺寸细小,约为 $3\sim 5\ \mu m$ 。

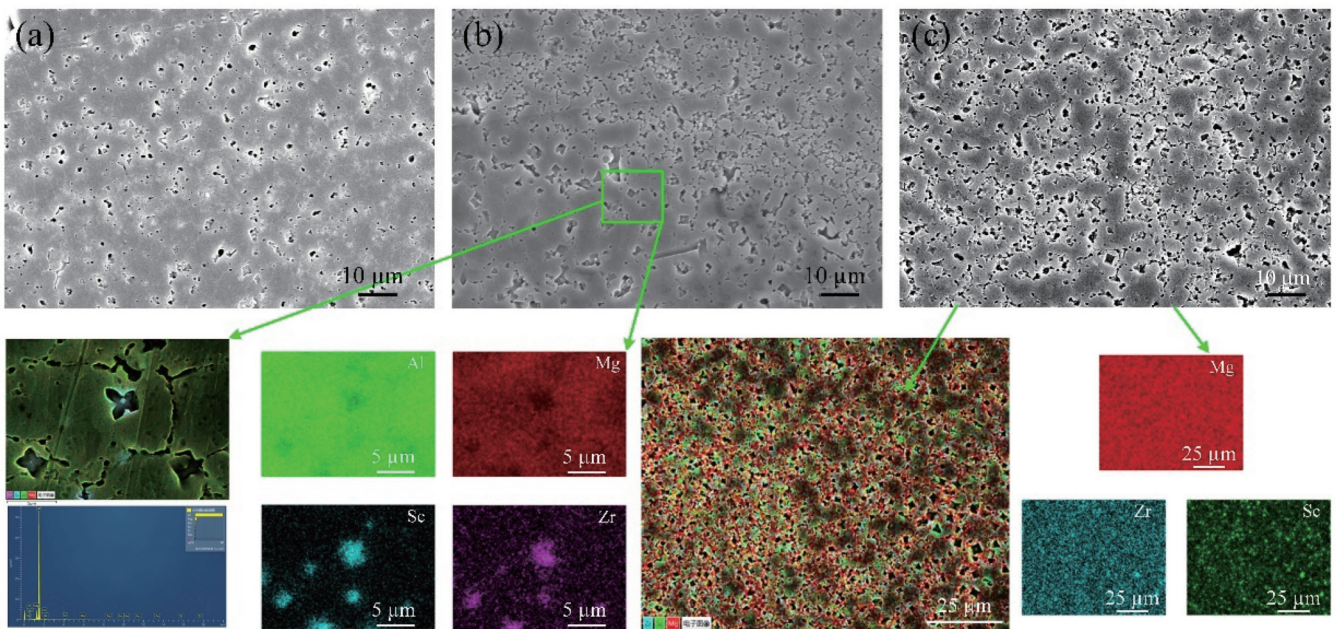


图 5 不同工艺条件下沉积件微观组织形貌。(a)空冷;(b)水冷;(c)超声振动辅助

Fig. 5 Microstructure and morphology of deposited parts under different process conditions. (a) Air-cooling; (b) water-cooling; (c) ultrasonic vibration assistance

3.2 外场对沉积态试样显微硬度的影响

图 6 为不同条件下的 LMD 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金沉积试样的显微硬度对比曲线。如图 6 所示,显微硬度值均随着沉积试样高度的增加而有所增加,这是由激光熔化沉积过程的成形特点导致的,前一层反复的沉积过程导致的循环热处理效应影响着下方沉积层的晶粒生长。水冷条件下的各位置硬度均高于空冷条件

下的硬度值,最高硬度为 $120.64\ HV$ (加载载荷为 $1.96\ N$),而空冷条件下的显微硬度值最高为 $116.17\ HV$ 。这说明水冷条件下,熔池内的凝固速率显著提高,进而提高了合金元素在基体中的过饱和固溶程度,同时较高的传热效率缩短了沉积层中晶粒的长大时间,固溶强化与细晶强化的协同效应提高了沉积试样的硬度。

超声振动辅助沉积使得晶粒尺寸得到明显细化, 孔隙缺陷明显减少, 沉积试样的硬度整体高于无超声辅助的试样, 其最高硬度达到了 125.84 HV。晶粒细化能够增强性能的原理在于晶界对位错滑移的阻滞效应。对于多晶体来说, 位错运动必须克服晶界的阻力, 这是由于晶界两侧位错取向不同。在某一个晶粒中, 滑移的位错不能直接穿越晶界进入相邻的晶粒, 只有在晶界处塞积了大量的位错后, 才能引起应力集中, 激发相邻晶粒中已有位错的运动产生滑移, 最终导致沉积试样的硬度明显升高。

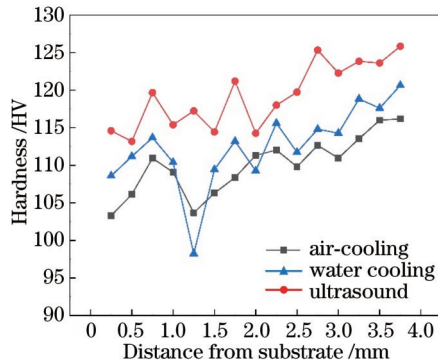


图 6 不同工艺条件下沉积试样的显微硬度

Fig. 6 Micro-hardness of deposited samples under different processing conditions

3.3 外场对沉积试样拉伸力学性能的影响

图 7 为不同条件下的 LMD 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金沉积试样的拉伸性能对比。拉伸性能变化趋势大致与合金显微硬度曲线的变化趋势一致, 水冷条件相较于空冷条件对沉积试样的拉伸性能提升明显。拉伸性能由空冷条件下的 339 MPa 抗拉强度、159 MPa 屈服强度、14.1% 延伸率提升为超声辅助下的 385 MPa 抗拉强度、234 MPa 屈服强度和 17.1% 延伸率。这说明拉伸性能对基体的冷却条件和熔池内熔体流动状态有着较强的相关性, 熔池内较高的凝固速率在提高合金元素固溶度的同时, 缩短了沉积层内晶粒的长大时间。

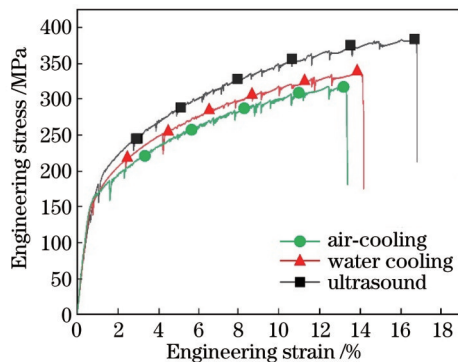


图 7 不同工艺条件下沉积件的拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of deposited parts under different processing conditions

此外, 拉伸性能还与沉积体内部孔隙率有关, 一般情况下, 孔隙率的存在会减小其有效承载截面积, 从而导致抗拉强度降低, 分析认为导致这种情况的原因在于超声试样中存在大气孔。在拉伸过程中, 断裂一般均萌生于构件表面应力集中处或有缺陷的区域, 即图中大尺寸气孔处。当裂纹扩展到一定程度, 材料的剩余尺寸不足以抵抗外载荷作用, 就会发生瞬间断裂。而当在相同载荷作用下, 气孔离试样表面越近, 其周围产生的应力集中程度就会越高, 断裂萌生及扩展就会越快, 从而降低试件的力学性能。因此, 超声辅助下沉积试样的拉伸力学性能较好。

4 结 论

通过 LMD 技术在不同外场辅助条件下制备了 Al-Mg-Sc-Zr 合金块体试样, 研究了空冷、水冷及超声辅助条件对沉积试样微观组织及拉伸等力学性能的影响规律, 并阐明了晶粒细化与孔隙缺陷的抑制是沉积试样显微硬度与拉伸力学性能提升的关键因素, 所得结论如下:

1) 与空冷条件相比, 水冷循环辅助缓解了 LMD 成形 Al-Mg-Sc-Zr 试样的热累积问题, 提高了沉积试样的致密度与力学性能。这表明较高的凝固冷却速率对 LMD 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金起到了优化作用。拉伸力学性能由空冷条件下的 339 MPa 抗拉强度、159 MPa 屈服强度、14.1% 延伸率提升为超声辅助下的 385 MPa 抗拉强度、234 MPa 屈服强度和 17.1% 延伸率。

2) 在频率为 20 kHz 的超声振动辅助条件下, LMD 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金试样的孔隙缺陷显著减少, 强度、硬度等力学性能明显提升。超声振动产生的声空化、声流效应及熔池搅动效应为熔池内气孔的上浮提供足够的逃逸速度、同时减小了 α -Al 晶粒与晶界处共晶相尺寸, 最终提升了 Al-Mg-Sc-Zr 合金试样的力学性能。超声辅助成形试样的拉伸性能为: 抗拉强度为 385 MPa, 屈服强度为 234 MPa, 延伸率为 17.1%。

参 考 文 献

- [1] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
- [2] 秦艳利, 孙博慧, 张昊, 等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402002.
Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402002.
- [3] 林泽桓, 李瑞迪, 祝弘滨, 等. 送粉式激光增材制造 Al-Mg-Sc-Zr 合金的微观组织与力学性能[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2020, 51(11): 3055-3063.

- Lin Z H, Li R D, Zhu H B, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy by powder feeding laser additive manufacturing[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2020, 51(11): 3055-3063.
- [4] Ma R L, Peng C Q, Cai Z Y, et al. Enhanced strength of the selective laser melted Al-Mg-Sc-Zr alloy by cold rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 775: 138975.
- [5] Wang Z H, Lin X, Tang Y, et al. Laser-based directed energy deposition of novel Sc/Zr-modified Al-Mg alloys: columnar-to-equiaxed transition and aging hardening behavior[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 69: 168-179.
- [6] Wang Z H, Lin X, Kang N, et al. Directed energy deposition additive manufacturing of a Sc/Zr-modified Al-Mg alloy: effect of thermal history on microstructural evolution and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140606.
- [7] 杨胶溪, 柯华, 崔哲, 等. 激光金属沉积技术研究现状与应用进展[J]. 航空制造技术, 2020, 63(10): 14-22.
Yang J X, Ke H, Cui Z, et al. Research and application progress of laser metal deposition[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2020, 63(10): 14-22.
- [8] 王华明. 金属增材制造技术及其对重大装备制造业的影响[J]. 中国工业和信息化, 2019(12): 54-56.
Wang H M. Metal additive manufacturing technology and its influence on major equipment manufacturing industry[J]. China Industry & Information Technology, 2019(12): 54-56.
- [9] 邹田春, 欧尧, 秦嘉徐. 高强铝合金增材制造技术的研究进展[J]. 热加工工艺, 2018, 47(20): 34-37.
Zou T C, Ou Y, Qin J X. Research development of additive manufacturing of high-strength aluminium alloy[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(20): 34-37.
- [10] 郭绍庆, 刘伟, 黄帅, 等. 金属激光增材制造技术发展研究[J]. 中国工程科学, 2020, 22(3): 56-62.
Guo S Q, Liu W, Huang S, et al. Development of laser additive manufacturing technology for metals[J]. Strategic Study of CAE, 2020, 22(3): 56-62.
- [11] He C, Li Y, Li J D, et al. Effect of electromagnetic fields on microstructure and mechanical properties of sub-rapid solidification-processed Al-Mg-Si alloy during twin-roll casting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 766: 138328.
- [12] He C, Li S J, Li Y, et al. Improvement of spatial inhomogeneity of solute elements and mechanical properties of twin-roll cast Al-Mg-Si alloy in presence of electromagnetic fields[J]. JOM, 2020, 72(10): 3634-3644.
- [13] He C, Yu W, Li Y, et al. Relationship between cooling rate, microstructure evolution, and performance improvement of an Al-Cu alloy prepared using different methods[J]. Materials Research Express, 2020, 7(11): 116501.
- [14] Yuan D, Shao S Q, Guo C H, et al. Grain refining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2021, 73: 105472.
- [15] Todaro C J, Easton M A, Qiu D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound[J]. Nature Communications, 2020, 11: 142.
- [16] Wang L, Yao J H, Hu Y, et al. Influence of electric-magnetic compound field on the WC particles distribution in laser melt injection[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 315: 32-43.
- [17] Lu Y, Sun G F, Wang Z D, et al. Effects of electromagnetic field on the laser direct metal deposition of austenitic stainless steel[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 119: 105586.
- [18] Jägle E A, Sheng Z D, Wu L, et al. Precipitation reactions in age-hardenable alloys during laser additive manufacturing[J]. JOM, 2016, 68(3): 943-949.
- [19] Shi Y J, Yang K, Kairy S K, et al. Effect of platform temperature on the porosity, microstructure and mechanical properties of an Al-Mg-Sc-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 732: 41-52.
- [20] Spierings A B, Dawson K, Uggowitzer P J, et al. Influence of SLM scan-speed on microstructure, precipitation of Al₃Sc particles and mechanical properties in Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys[J]. Materials & Design, 2018, 140: 134-143.

Effect of External Field on Microstructure and Properties of Al-Mg-Sc-Zr Alloy Prepared by Laser Melting Deposition

Zhao Yuhui^{1,3}, He Chen^{1,3*}, Zou Jian², Wang Zhiguo^{1,3}, He Zhenfeng^{1,3}, Zhao Jibin^{1,3}

¹Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China;

²School of Mechatronics Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110135, Liaoning, China;

³Institutes for Robotics and Intelligent Manufacturing, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110169, Liaoning, China

Abstract

Objective Al-Mg alloy modified by Sc/Zr microalloying is used to realize the generation of high-performance aluminum alloy materials. It has many advantages, such as high specific strength, strong corrosion resistance, low hot crack sensitivity, high thermal stability, and good creep resistance, and is widely used in aerospace, rail transit, chemical engineering, and other fields. The additive manufacturing process can adjust and control the deposition process window. Although it can inhibit the generation of solidification defects to a certain extent and improve the metallurgical structure, it is still unable to achieve the preparation of high-strength, high-density, and high-performance aluminum alloy bulk deposition samples. Multi physical field assisted metal solidification has always been an important means to achieve traditional casting products to break dendrites, refine grains, and reduce workpiece defects, which has important reference

significance for improving the microstructure and mechanical properties of additive manufacturing components. To achieve the preparation of high-strength and high-density Al-Mg-Sc-Zr alloy, we use the laser melting deposition (LMD) technology to prepare the bulk samples of this alloy under different process conditions.

Methods The purpose of this study is to clarify the influence of different external field assisted processing conditions on the pore defect derivation behavior, tensile stress, and other mechanical properties during LMD. The heat transfer conditions in the deposition layer are controlled by air cooling (AC) and water cooling (WC) substrates. At the same time, the influence of ultrasonic vibration on the pore defect inhibition behavior and mechanical properties such as micro-hardness and strength of the samples is studied. In order to provide some process reference and data support for the preparation of large size, high-performance, and high-density aluminum alloy parts by LMD technology, and to break through the limitation of SLM technology forming cavity size, the effects of water-cooling conditions and ultrasonic vibration assistance on the microstructure, pore defect evolution, and mechanical properties of deposited samples are studied by means of the metallographic microscope, scanning electron microscope, micro-hardness test, and room-temperature tensile test.

Results and Discussions The results reveal that the external cooling field can significantly improve the efficiency of cumulative heat transfer from the substrate to the deposited samples, so as to reduce the porosity and improve the density of the deposited samples (Fig. 4). Ultrasonic vibration assistance by its unique acoustic flow effect and acoustic cavitation effect promotes the accumulation and floating of small bubbles in the molten pool, and the number and size of pores are significantly reduced, with the eutectic phase at the grain boundary refined. Under optimized external field-assisted conditions, the optimal mechanical properties of the deposited samples are obtained. Specifically, the yield strength, tensile strength, specific elongation, and micro-hardness are 234 MPa, 385 MPa, 17.1%, and 125.84 HV, respectively (Fig. 6 and Fig. 7).

Conclusions Al-Mg-Sc-Zr alloy bulk samples were prepared by LMD technology under different external field conditions. The influence of air cooling, water cooling, and ultrasonic vibration assistance conditions on the microstructure, tensile, and other mechanical properties of the deposited samples was studied. It was clarified that grain refinement and the inhibition of pore defects were the key factors to improve the micro-hardness and tensile mechanical properties of the deposited samples. The conclusions are as follows:

1) Compared with the air cooling condition, the water cooling cycle assisted to alleviate the heat accumulation problem of the LMD formed Al-Mg-Sc-Zr samples, and improved the density and mechanical properties of the deposited samples. This shows that higher solidification cooling rate plays an optimization role in LMD forming of Al-Mg-Sc-Zr alloy. The tensile mechanical properties are improved from 339 MPa tensile strength, 159 MPa yield strength, and 14.1% elongation under air cooling condition to 385 MPa tensile strength, 234 MPa yield strength, and 17.1% elongation under ultrasonic vibration assistance condition.

2) Under the assistance of ultrasonic vibration with a frequency of 20 kHz, the porosity defects of the LMD formed Al-Mg-Sc-Zr alloy samples were significantly reduced, and the mechanical properties such as strength and hardness were significantly improved. The acoustic cavitation, acoustic flow effect, and molten pool stirring effect generated by ultrasonic vibration provide sufficient escape velocity for the floating of pores in the molten pool, reduce the size of α -Al grains and eutectic phases at grain boundaries, and finally improve the mechanical properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy samples. The tensile properties of ultrasonic assisted forming specimens are 385 MPa tensile strength, 234 MPa yield strength, and 17.1% elongation.

Key words laser optics; Al-Mg-Sc-Zr alloy; laser melting deposition; external field assistance; microstructure; mechanical property