



Er改性铝合金的选区激光熔化成形性及力学性能

贾朝港, 耿遥祥, 吕洪伟, 许俊华, 鞠洪博, 喻利花

(江苏科技大学 材料科学与工程学院, 镇江 212003)

摘要: 通过选区激光熔化(SLM)技术制备了Al-Mg-Mn-Er-Zr铝合金, 系统研究了不同工艺参数对合金粉末成形性以及时效处理对沉积态样品力学性能的影响。结果表明: 高激光能量密度下获得的样品不存在微裂纹, 样品的孔隙率较低, 最低约为0.4%。样品以柱状晶为主, 熔池边界分布有少量等轴晶, 平均晶粒宽度约为5 μm 。样品中主要包含 $\alpha(\text{Al})$ 、 Al_6Mn 和L12型晶体相。在350 $^\circ\text{C}$ 下, 样品的硬度和压缩屈服强度随时效时间的延长先增加后降低, 最大值分别为(171 \pm 1) HV和(555 \pm 12) MPa。

关键词: 选区激光熔化; Al-Mg-Mn-Er-Zr合金; 时效处理; 显微组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-12-3578-11

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 贾朝港, 耿遥祥, 吕洪伟, 等. Er改性铝合金的选区激光熔化成形性及力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(12): 3578-3588. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42497

JIA Chao-gang, GENG Yao-xiang, LÜ Hong-wei, et al. Processability and mechanical properties of Er-modified aluminum alloy fabricated by selective laser melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(12): 3578-3588. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42497

随着航空航天等领域对金属零部件性能要求的不断提升, 金属零部件的轻量化、复杂化和结构功能一体化已成为未来发展趋势, 而传统金属零部件的加工方法难以实现复杂金属零部件的快速有效成形, 在一定程度上限制了先进制造业的发展^[1-3]。选区激光熔化(SLM)技术采用高功率密度激光对金属粉末进行选择性地熔化, 通过层层累加的方式实现复杂金属零件的近净成形, 具有生产效率高、生产周期短和低成本等优点^[4-6]。

铝合金具有比强度高、热膨胀系数低、耐腐蚀性能优异等特点^[7-9], 广泛应用于航空航天和交通运输等领域。目前获得商业应用的SLM成形铝合金主要为Al-Si、Al-Si-Mg和Al-Mg-Sc-Zr^[10-12]。Al-Si-Mg合金具有优异的SLM成形性和较宽的成

形工艺窗口, 但该类SLM成形铝合金强度较低, 组织稳定性较差^[13-15]。为了提高SLM成形Al-Si-Mg合金的强度, GENG等^[16-17]系统研究了高Mg含量SLM专用Al-Si-Mg合金的组织 and 力学性能。结果表明, Al-Si-Mg合金中Mg含量的增加促进了Mg-Si团簇或 Mg_2Si 相的形成, 从而有效提升了合金的强度; 当合金中Mg含量为1.4%(质量分数, 下同)时, 成形态样品的抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)可分别达到(518 \pm 6) MPa和(341 \pm 4) MPa, 伸长率为(7.1 \pm 0.4)%, 优于已知的SLM成形AlSi10Mg和AlSi7Mg合金^[18-19]; 当Mg含量增加至3.0%时, 成形态样品的最大Vickers硬度接近200 HV, 压缩屈服强度超过500 MPa; 经150 $^\circ\text{C}$ 时效处理后, 这些样品的强度获得进一步的提升。然而, 当时效温

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51801079, 52001140)

收稿日期: 2021-10-04; 修订日期: 2021-11-22

通信作者: 耿遥祥, 副教授, 博士; 电话: 13952871355; E-mail: yaoxiangeng@163.com

度超过200℃后,由于网格状富Si组织的分解,导致样品的强度迅速降低^[19]。

Scalmalloy[®](Al-4.6Mg-0.49Mn-0.66Sc-0.42Zr)合金为空客集团开发的SLM专用高强铝合金^[20]。该SLM成形铝合金经直接时效处理后的UTS和YS分别为530 MPa和520 MPa,伸长率为14%,力学性能优异。SPIERINGS等^[21-23]的研究结果表明,SLM成形Al-Mg-Sc-Zr合金的微观组织由细小等轴晶和粗大柱状晶组成,合金凝固过程中一次析出的Al₃(Sc,Zr)粒子为 α (Al)提供了随机形核点,从而细化了合金的晶粒尺寸,提升了合金的SLM成形性和力学性能;经直接时效处理后,由于 α (Al)基体中Al₃Sc粒子的析出使得合金强度获得进一步提升。JIA等^[24]系统研究了SLM成形Al-4.52Mn-1.32Mg-0.79Sc-0.74Zr合金的组织 and 力学性能,发现Mn部分替代Mg后会在合金的晶界处析出Al₆Mn纳米晶粒,这些纳米晶粒可有效抑制合金的回复再结晶,提升合金的组织稳定性;经300℃直接时效处理后合金的YS可达560 MPa,明显高于Scalmalloy[®]合金。LI等^[25]研究了Si元素的加入对SLM成形Al-Mg-Sc-Zr合金组织和性能的影响;结果表明,Si元素的加入可通过成分过冷细化 α (Al)晶粒,从而抑制合金SLM成形过程中微裂纹的产生,新设计合金经时效处理后的最大UTS可达550 MPa。最近TANG等^[26]为进一步提高合金的强度,设计并制备了高(Mg+Mn)和(Sc+Zr)含量的SLM专用Al-Mn-Mg-Sc-Zr铝合金,发现合金具有较好的SLM成形性,其最低孔隙率为0.23%;合金经300℃直接时效处理后,最大YS和UTS可分别达到(621±41) MPa和(712±28) MPa,为目前报道强度最高的SLM成形铝合金。虽然SLM成形Sc、Zr改性Al-Mg/Al-Mn-Mg铝合金综合力学性能优异,但该类合金中Sc元素质量分数较高(0.5%~1.1%),原料成本高昂。为降低原料成本,TANG等^[27]和CROTEAU等^[28]分别研究了高Mg含量(~14%)Al-Mg-Sc-Zr铝合金和Al-Mg-Zr铝合金的SLM成形性和力学性能;结果表明,这些合金均表现出优异的SLM成形性,但其强度明显低于高Sc含量的SLM成形Al-Mg-Sc-Zr合金。

在传统铝合金中,Er和Sc的作用类似,均可与铝基体形成L12型沉淀强化相,从而提高合金力

学性能^[29],但Er的价格仅为Sc的几分之一,原料成本低廉。基于此,本研究通过Er替代Sc,系统研究了Al-Mg-Mn-Er-Zr合金的SLM成形性和力学性能。

1 实验

通过真空N₂雾化法制备Al-Mg-Mn-Er-Zr铝合金粉末。由Icp2060t等离子体扫描光谱仪(ICP)测试粉末样品的化学成分为Al-2.74Mg-6.01Mn-0.86Er-0.52Zr。筛取直径15~53 μm区间的合金粉末进行SLM沉积实验,粉末的平均粒径(D_{50})约为35.61 μm。以EPM250型SLM设备制备样品,样品的沉积工艺参数如下:激光功率为250 W和350 W,激光扫描速率为800~1200 mm/s,光斑直径为75 μm,扫描间距为100 μm,铺粉厚度为30 μm,相位角为67°,基板加热温度为100℃。沉积样品长×宽×高为55 mm×15 mm×16 mm。使用Axioskop2-MAT光学显微镜(OM)和JSM-6480扫描电子显微镜(SEM))观察粉末和SLM沉积样品的表面形貌和微观组织。应用电子背散射衍射(EBSD, Oxford Nordlys Max2)分析样品的取向关系和晶粒尺寸。使用HXS-1000TAC硬度测量仪测量样品的Vickers硬度,载荷为500 g,保载时间为10 s。使用CMT5205万能试验机测试样品的压缩性能,样品为长6 mm、直径3 mm的圆棒,压缩速率为0.5 mm/min。样品时效处理条件为350℃下时效处理1~12 h。样品孔隙率的计算是由Image-Pro Plus软件通过分析低倍(×50)OM照片获得,每个参数样品在不同区域选取5张OM照片,分析结果取平均值。EBSD表征和时效处理均选取激光功率为350 W、激光扫描速率为800 mm/s的沉积样品。

2 结果与讨论

2.1 粉末样品的表征

图1所示为合金粉末样品的表面形貌及剖面SEM像。从图1可知,粉末球形度良好,部分球形粉末表面黏着有少量不规则小颗粒粉末,粉末呈正态分布,平均粒径(D_{50})约为35.61 μm,90%体积分数(D_{90})粉末样品的直径小于56.82 μm(见图1(a))。

粉末样品内部致密，不存在孔洞等缺陷(见图1(b))。

2.2 样品的SLM成形性及显微组织

图2和3所示分别为激光功率为250 W和350 W时，不同激光扫描速度下获得的SLM沉积态Al-Mg-Mn-Er-Zr样品在平行于沉积方向上的OM照

片。从图2和3可知，SLM沉积态样品呈现典型的鱼鳞状熔池组织^[30]。当激光功率为250 W时，沉积样品中存在明显的裂纹和孔洞等缺陷，并且裂纹和孔洞的数量随着激光扫描速率的增加而增多(见图2)。当激光功率为350 W时，在800 mm/s和900 mm/s激光扫描速率下沉积样品的熔池内部只存在

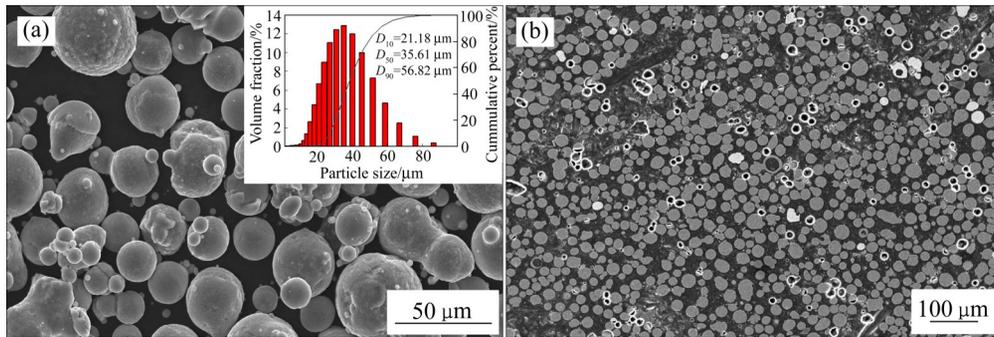


图1 Al-Mg-Mn-Er-Zr粉末样品的表面和剖面SEM像

Fig. 1 SEM images of surface(a) and section(b) of Al-Mg-Mn-Er-Zr powders

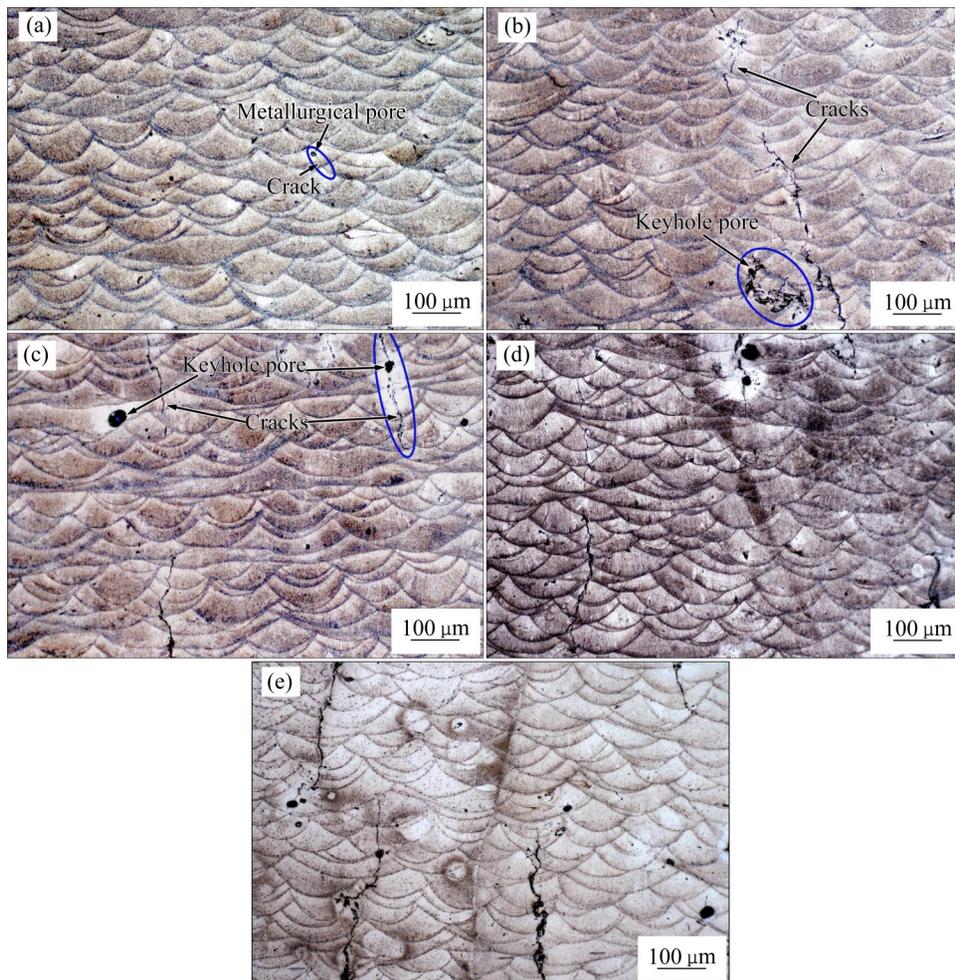


图2 激光功率为250 W时SLM沉积样品的OM照片

Fig. 2 OM images of SLM-fabricated samples under a laser power of 250 W with scanning speeds of 800 mm/s(a), 900 mm/s(b), 1000 mm/s(c), 1100 mm/s(d) and 1200 mm/s(e)

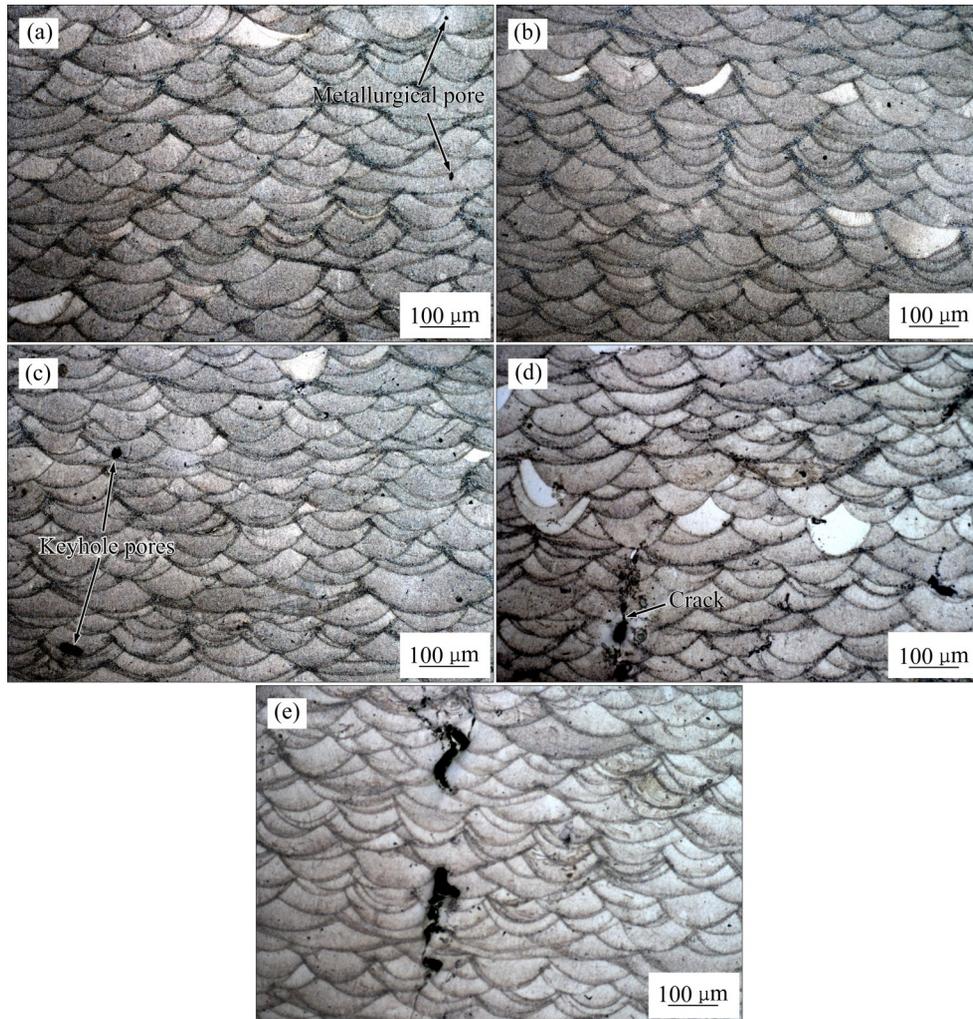


图3 激光功率为350 W时 SLM 沉积样品金相组织照片

Fig. 3 OM images of SLM-fabricated samples under laser power of 350 W with scanning speeds of 800 mm/s(a), 900 mm/s(b), 1000 mm/s(c), 1100 mm/s(d) and 1200 mm/s(e)

少量的冶金孔(见图3(a)和(b)), 表现出良好的 SLM 成形性; 当激光扫描速率增加至 1000 mm/s 时, 样品中开始出现未熔合孔洞(钥匙孔, 见图3(c)); 当激光扫描速率超过 1100 mm/s 后, 样品中开始出现明显的裂纹(见图3(d)和(e)). SLM 沉积样品中冶金孔的形成主要是由于粉末中水蒸气经高温分解产生的氢气^[31]及 Mg 蒸气在熔体凝固过程中来不及逸出而残存在样品中所致^[32]. 在高激光扫描速率下, 激光的能量输入降低, 无法完全熔化大颗粒粉末, 从而导致沉积层表面产生球化现象. 这些大尺寸球化颗粒除了会阻止下一层粉末的均匀沉积外, 还会在其底部保留孔隙或截留粉末等缺陷; 这些缺陷一旦形成, 在下层金属沉积过程中很难将其消除, 从而在 SLM 沉积样品中产生粗大不均匀形状的未熔合

孔洞, 并且孔洞的数量也会随着激光扫描速率的增加而增多^[33]. SLM 沉积过程中熔体的冷却速率极快($10^3 \sim 10^6$ K/s), 其沉积样品内部会存在较大的内应力^[34]. 对于本工作获得的 SLM 沉积 Al-Mg-Mn-Er-Zr 样品, 鉴于其裂纹主要始于或贯穿于孔洞等缺陷处, 因此可以推断其主要是由于拉内应力在孔洞等缺陷处集中而产生. 裂纹一旦萌生会沿柱状晶的晶界开始扩展, 因此, 裂纹的扩展方向与样品的沉积方向相同^[35]. 随着激光扫描速率的增加, 熔体的冷却速率加快, SLM 沉积样品的内应力逐渐增加, 同时由于未熔合孔数量的增多, 最终导致样品内部裂纹数量增多^[36].

图4(a)所示为不同激光功率下 SLM 沉积样品的孔隙率随激光扫描速率的变化关系曲线. 从图4(a)

可知,不同激光功率下获得样品的孔隙率均随着激光扫描速率的增加而增高;在相同激光扫描速率下,激光功率为350 W时的沉积样品的孔隙率明显低于激光功率为250 W时的沉积样品的孔隙率;当激光功率为350 W、激光扫描速率为800 mm/s时,样品具有最低孔隙率,约为0.4%。激光能量密度(E)是评价SLM沉积样品成形性的重要参数,其表达式为^[37]:

$$E=P/(vht) \quad (1)$$

式中: P 为激光功率; v 为激光扫描速率; h 为激光扫描间距; t 为铺粉厚度。通过式(1)可知, E 与SLM沉积过程中金属粉末的熔化程度、熔池的动力学行为和凝固特征及样品中缺陷的形成机制等具有重要的关联^[38]。通过式(1)计算,获得样品的孔隙率随激光能量密度的变化关系曲线如图4(b)所示,结合SLM沉积样品的OM照片(见图2和3)可知,本研究中能够得到无裂纹和无未熔合孔、具有

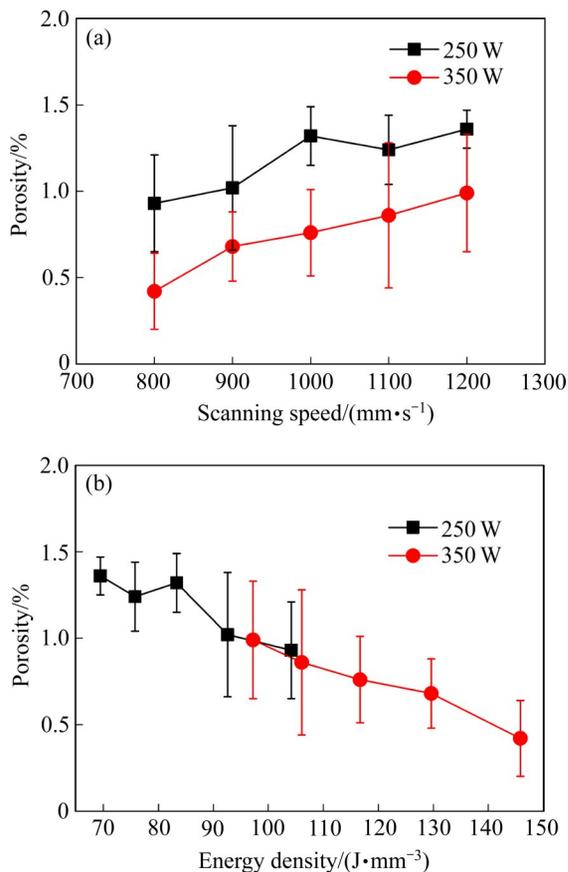


图4 SLM沉积样品的孔隙率与激光扫描速率和激光能量密度的变化关系

Fig. 4 Change relationships between porosity of SLM-fabricated samples, laser scanning speed(a) and energy density(b)

较好SLM成形性的Al-Mg-Mn-Er-Zr合金的激光能量密度阈值约为130 J/mm³,这一数值远高于SHI等^[39]给出的Al-Mg-Sc-Zr合金粉末完全熔化的最小能量输出(60~70 J/mm³)。这主要是由于Al-Mg-Mn-Er-Zr合金中包含了较多的合金化元素,这些合金化元素提高了合金熔点,同时不同尺寸原子的错配增加了熔体的黏度,不利于熔体的铺展和润湿,因此需要更高的激光能量密度实现合金的良好成形^[40]。

图5所示为SLM沉积Al-Mg-Mn-Er-Zr样品沿沉积方向组织的EBSD分析结果。从图5可知,样品的熔池内部主要由柱状晶构成,在样品的熔池边界处存在少量的细小等轴晶(见图5(a)),平均晶粒宽度约为5 μm(见图5(b))。通过分析EBSD样品的极图(见图5(a)插图)可知,在沿样品的沉积方向存在明显的<100>织构,这主要是由于熔池内部的α(Al)晶粒沿熔体冷却方向产生定向凝固所致。相比于高Sc和Zr改性的SLM沉积Al-Mg或Al-Mn合金^[41],SLM沉积Al-Mg-Mn-Er-Zr合金的平均晶

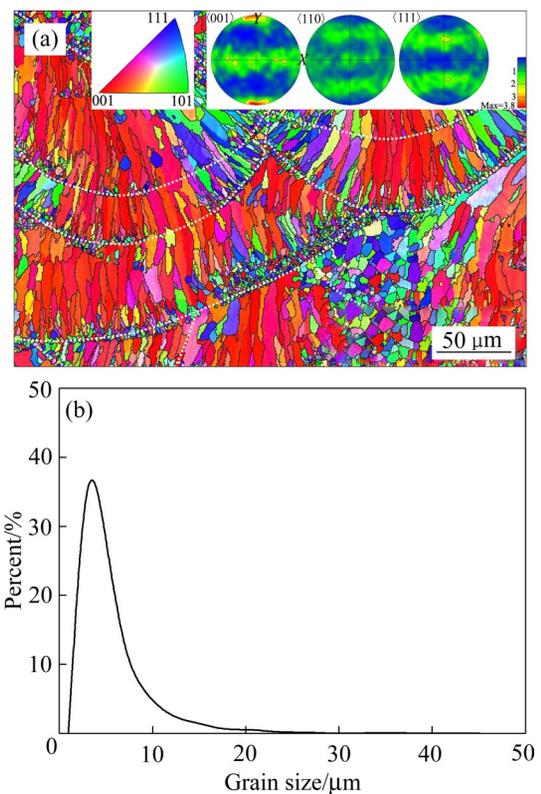


图5 SLM沉积Al-Mg-Mn-Er-Zr样品的EBSD分析结果及晶粒分布

Fig. 5 EBSD orientation map(a) and grain size distribution(b) of SLM-fabricated Al-Mg-Mn-Er-Zr sample (Inset in Fig. 5(a) shows the pole figures)

粒尺寸较大, 同时细小等轴晶的含量的也较低。这主要是由于该合金熔体在凝固过程中晶界处一次析出的 Al_3Er 纳米晶粒促进了 Al_6Mn 相的形核长大, 这些 Al_6Mn 纳米晶粒往往包覆或依附于 Al_3Er 纳米晶粒生长^[42], 由于 Al_3Er 纳米晶粒无法直接作为 $\alpha(\text{Al})$ 的形核点, 因此其晶粒细化作用减弱。对于 SLM 沉积铝合金, 细小等轴晶的存在可以有效地释放样品在快速凝固过程中产生的内应力及改变熔体的凝固过程, 从而避免合金在 SLM 沉积过程中产生裂纹, 增加合金的 SLM 成形性^[43]。而对于本研究设计的 Er 和 Zr 改性铝合金, 由于其等轴晶的含量较低, 在个别工艺参数下获得的样品内应力较大, 导致产生微裂纹, 因此需要严格控制该合金的 SLM 沉积工艺参数, 以保证其良好的 SLM 成形性。

2.3 时效处理对 SLM 沉积样品组织和性能的影响

2.3.1 样品的相结构和组织

图 6 所示为 SLM 沉积态 Al-Mg-Mn-Er-Zr 样品及其经 350 °C 时效处理不同时间后的 XRD 谱。从图 6 可知, 沉积态样品中主要包含 $\alpha(\text{Al})$ 、 Al_3Er 和 Al_6Mn 相。经 350 °C 时效处理后, 样品中的 Al_6Mn 衍射峰的数量、强度和宽度随时效时间的延长而

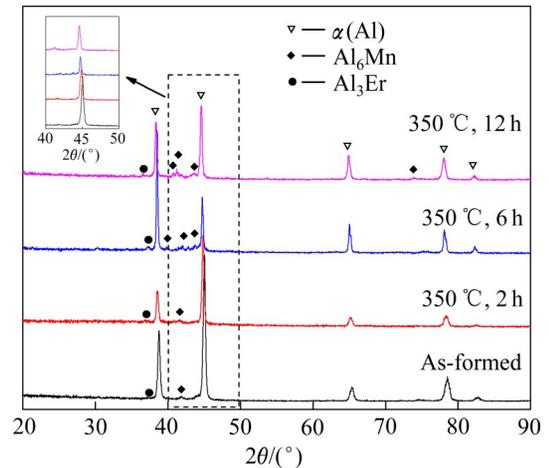


图 6 SLM 沉积态 Al-Mg-Mn-Er-Zr 样品及其经 350 °C 时效处理不同时间后的 XRD 谱

Fig. 6 XRD patterns of SLM-fabricated Al-Mg-Mn-Er-Zr samples and those samples aged at 350 °C for different time

逐渐增多、增强和变窄, 表明样品中 Al_6Mn 相的含量逐渐增多, 尺寸逐渐增大^[44]; 同时, 样品中 $\alpha(\text{Al})$ 的衍射峰逐渐向低角度移动, 表明 $\alpha(\text{Al})$ 的晶格常数逐渐变大, 这主要是过饱和的小原子 Mn 从 $\alpha(\text{Al})$ 中扩散析出形成 Al_6Mn 相所致^[45]。图 7 所示为 SLM 沉积态 Al-Mg-Mn-Er-Zr 样品及样品经 350 °C 时效处理 2 h、6 h 和 12 h 后的 SEM 像。从图 7 可

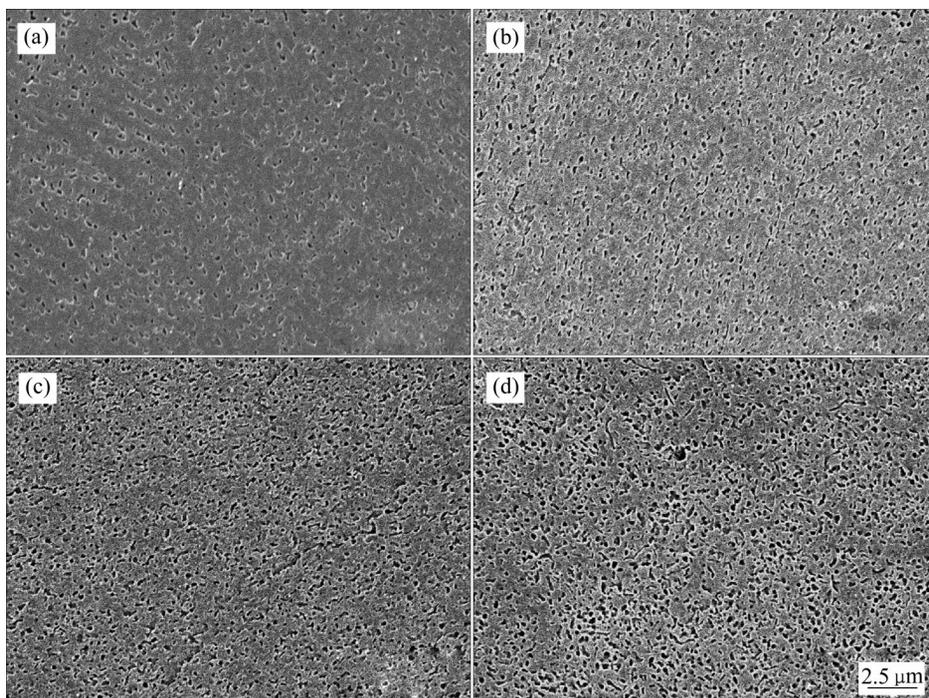


图 7 SLM 沉积态样品及其经 350 °C 时效处理不同时间后的 SEM 像

Fig. 7 SEM images of SLM-fabricated samples(a) and those samples aged at 350 °C for 2 h(b), 6 h(c) and 12 h(d), respectively

知,所有样品表面均存在明显的点蚀坑,并且经350 °C时效处理后样品的点蚀坑数量随时效时间的延长而逐渐增多,尺寸逐渐增大。点蚀坑的出现主要是由于样品中的 $\text{Al}_6\text{Mn}/\text{Al}_3\text{Er}$ 晶粒耐蚀性较差,经金相腐蚀液(Keller试剂)腐蚀后在样品中留下腐蚀坑。因此,腐蚀坑的数量和尺寸与 $\text{Al}_6\text{Mn}/\text{Al}_3\text{Er}$ 晶粒的数量和尺寸相对应。样品的SEM观察结果与其XRD结果相一致。此外,由于一次 $\text{Al}_6\text{Mn}/\text{Al}_3\text{Er}$ 依附析出及二次析出的 Al_3Er 纳米颗粒较小(约几纳米),因此很难通过SEM对其进行分辨和观察。

2.3.2 样品的力学性能

图8(a)所示为不同激光功率下获得的SLM沉积态Al-Mg-Mn-Er-Zr样品的Vickers硬度随激光扫描速率的变化曲线。从图8(a)可知,由于激光功率为350 W时获得的样品孔隙率较低,具有较高的Vickers硬度^[46]。在不同激光功率下,高激光扫描

速率下获得样品的硬度略有提高。这主要是在高激光扫描速率下合金熔体的冷却速度较快,沉积样品中具有相对较大的内应力和 $\alpha(\text{Al})$ 基体中固溶较多的合金元素所致^[47]。当激光功率为350 W,激光扫描速率为1100 mm/s时,样品的Vickers硬度具有最大值,为 (154 ± 2) HV。图8(b)所示为沉积态样品经350 °C时效处理不同时间后的Vickers硬度变化曲线。从图8(b)可知,随着时效时间的增加,样品的Vickers硬度先波动上升而后有所降低;经350 °C时效处理6 h后样品的Vickers硬度具有最大值,为 (171 ± 1) HV。当时效时间达到12 h时,由于 Al_3Er 和 Al_6Mn 粒子粗化,从而导致样品的Vickers硬度降低。

图9(a)所示为SLM沉积态Al-Mg-Mn-Er-Zr样品经350 °C时效处理不同时间后的压缩应力-应变曲线,图9(b)所示为依据样品的应力-应变曲线获得的屈服强度的总结结果。从图9可知,随着时

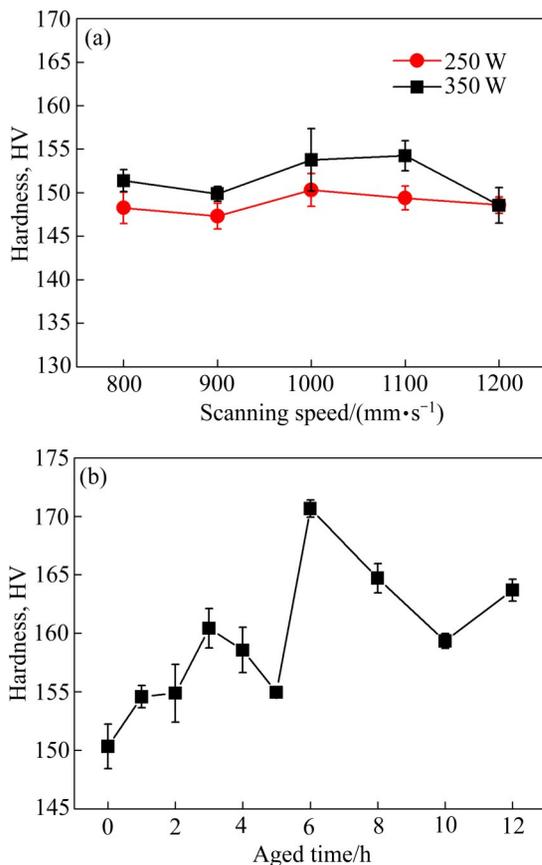


图8 SLM沉积Al-Mg-Mn-Er-Zr样品的Vickers硬度随激光扫描速率和时效时间变化曲线

Fig. 8 Variation curves of Vickers hardness of SLM-fabricated Al-Mg-Mn-Er-Zr samples with scanning speed(a) and aged time(b)

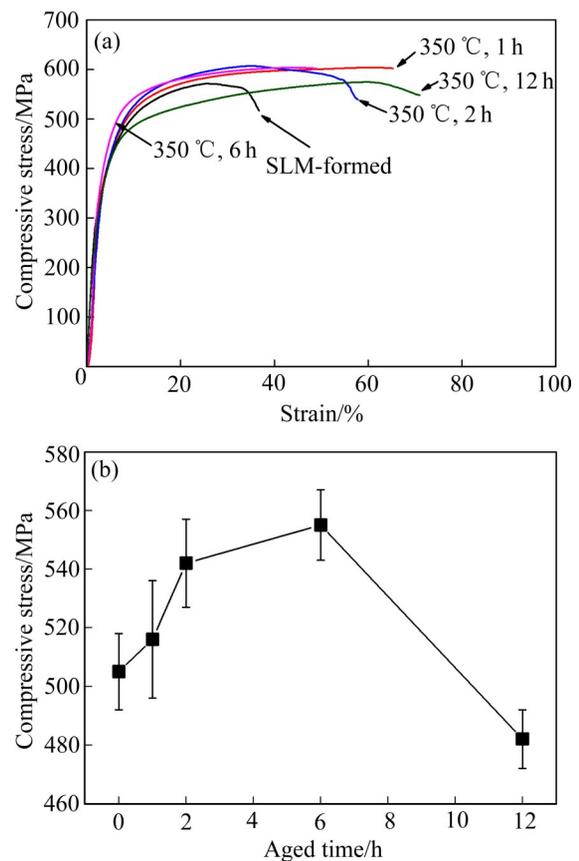


图9 不同时效条件下SLM沉积态Al-Mg-Mn-Er-Zr样品的压缩应力-应变曲线和力学性能

Fig. 9 Compressive stress-strain curves(a) and mechanical properties(b) of SLM-fabricated Al-Mg-Mn-Er-Zr samples aged at 350 °C for different time

效时间的延长, 样品的压缩屈服强度先增大后减小。当时效时间为6 h时, 样品的压缩屈服强度具有最大值, 为(555±12) MPa, 相比于沉积态样品的((505±13) MPa)提升了约50 MPa。样品经时效处理后塑性有所增加。在时效处理初期(时效时间为1~6 h), $\alpha(\text{Al})$ 基体中过固溶的Er元素以 Al_3Er 的形式析出, 由于纳米 Al_3Er 晶粒与 $\alpha(\text{Al})$ 基体共格, 从而有效增加了样品的强度, 并且随着时间的延长, Al_3Er 纳米晶粒的密度逐渐增加, 样品的强度不断上升; 当时效时间增加至12 h后, 长时间时效处理导致 Al_3Er 晶粒粗化, 并且与 $\alpha(\text{Al})$ 基体失去共格, 析出强化作用减弱, 样品的强度降低^[48]。本研究获得的时效态Al-Mg-Mn-Er-Zr合金的压缩屈服强度远高于SLM沉积态Al-6.2Mg-0.36Sc-0.09Zr合金(压缩屈服强度约220 MPa)^[49]。这主要是细晶强化、固溶强化、第二相强化和位错强化共同作用的结果。

在SLM沉积过程中, 存在以下几种作用: 1) 熔体凝固过程中的高速冷却带来的温度过冷^[50]; 2) 高合金化元素带来的成分过冷^[51]; 3) 部分 Al_3Er 可作为形核点。这些作用均可细化 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒, 虽然其晶粒细化程度小于高Sc和Zr改性的SLM沉积Al-Mg或Al-Mn合金^[26], 但其晶粒尺寸远比SLM沉积Al-6.2Mg-0.36Sc-0.09Zr合金和传统铸造Al-Mg-Sc-Zr合金的晶粒尺寸小^[52]。这些细小晶粒会在合金中引入高密度的晶界, 从而阻碍位错的移动, 增加合金的强度^[53]。

在SLM沉积过程中, 熔体的高速冷却会大幅增加合金化元素的固溶度。由于本研究中Al-Mg-Mn-Er-Zr合金中包含较多的合金元素(总质量分数约为10.13%), 虽然部分Mn和Er合金元素在凝固过程中以 Al_6Mn 和 Al_3Er 的形式析出, 但仍有大量的合金元素固溶于 $\alpha(\text{Al})$ 基体中; 由于这些原子的原子尺寸和剪切模量与Al的差别较大, 可在晶格中产生局部应变场, 与位错相互作用阻碍其自由移动, 进而提高材料的屈服强度^[54]。

在沉积态Al-Mg-Mn-Er-Zr合金中, 在其晶界和晶粒内部均存在大量的 Al_6Mn 和 Al_3Er 纳米颗粒, 经350 °C时效处理后, 这些析出相的数量会进一步增多(见图7), 从而有效阻碍位错的移动, 增加合金的强度^[55]。此外, 在SLM沉积样品中, 沉积过程中高内应力的存在会在合金中产生大量的位错。

这些错运动时易于发生相互交割, 形成割阶, 引起位错缠结, 由此造成位错运动的障碍, 给继续塑性变形造成困难, 从而提高合金的强度^[56]。

3 结论

1) Al-Mg-Mn-Er-Zr合金随着激光扫描速度的增加, 样品中孔洞和裂纹缺陷逐渐增多。较高的激光功率和较低的激光扫描速率可有效增加样品的致密度。

2) SLM沉积态Al-Mg-Mn-Er-Zr合金组织主要由细小的等轴晶与柱状晶组成。合金的Vickers硬度和压缩屈服强度分别为(154±2) HV和(505±13) MPa。

3) 随着时效温度的提高, Al-Mg-Mn-Er-Zr合金的硬度和屈服强度先增加后减小。在350 °C保温6 h的时效条件下合金硬度和屈服强度达到最大值, 分别为(171±1) HV和(555±12) MPa。合金经时效处理后塑性有所提高。

REFERENCES

- [1] 康霞, 孙芳, 王瑰丽. 镁合金在机械加工中的应用[J]. 科技与创新, 2015(15): 78-79.
KANG Xia, SUN Fang, WANG Gui-li. Application of magnesium alloy in mechanical processing[J]. Science and Technology & Innovation, 2015(15): 78-79.
- [2] 林鑫, 黄卫东. 应用于航空领域的金属高性能增材制造技术[J]. 中国材料进展, 2015, 34(9): 684-688, 658.
LIN Xin, HUANG Wei-dong. High performance metal additive manufacturing technology applied in aviation field [J]. Materials China, 2015, 34(9): 684-688, 658.
- [3] 张学军, 唐思熠, 肇恒跃, 等. 3D打印技术研究现状和关键技术[J]. 材料工程, 2016, 44(2): 122-128.
ZHANG Xue-jun, TANG Si-yi, ZHAO Heng-yue, et al. Research status and key technologies of 3D printing[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(2): 122-128.
- [4] DEBEER M P, VAN DERLAAN H L, COLE M A, et al. Rapid continuous additive manufacturing by volumetric polymerization inhibition patterning[J]. Science Advances, 2019, 5(1): eaau 8723.
- [5] WANG Z, UMMETHALA R, SINGH N, et al. Selective laser melting of aluminum and its alloys[J]. Materials (Basel, Switzerland), 2020, 13(20): E4564.
- [6] GRIFFITH M L, SCHLIENGER M E, HARWELL L D, et

- al. Understanding thermal behavior in the LENS process[J]. *Materials & Design*, 1999, 20(2/3): 107–113.
- [7] HIRSCH J, AL-SAMMAAN T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(3): 818–843.
- [8] LAURINO A, ANDRIEU E, HAROUARD J P, et al. Effect of corrosion on the fatigue life and fracture mechanisms of 6101 aluminum alloy wires for car manufacturing applications[J]. *Materials & Design*, 2014, 53: 236–249.
- [9] WANG W R, CHEN G L, LIN Z Q. Application of new VBHF optimization strategy to improve formability of automobile panels with aluminum alloy sheet[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(3): 471–477.
- [10] 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 and Engineering A*, 2014, 590: 153–160.
- [11] 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.
- [12] BAYOUMY D, SCHLIEPHAKE D, DIETRICH S, et al. Intensive processing optimization for achieving strong and ductile Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy produced by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2021, 198: 109317.
- [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] ABOULKHAIR N T, EVERITT N M, ASHCROFT I, et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2014, 1/2/3/4: 77–86.
- [15] DAI D H, GU D D, ZHANG H, et al. Influence of scan strategy and molten pool configuration on microstructures and tensile properties of selective laser melting additive manufactured aluminum based parts[J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 99: 91–100.
- [16] 耿遥祥, 樊世敏, 简江林, 等. 选区激光熔化专用 AlSiMg 合金成分设计及力学性能[J]. *金属学报*, 2020, 56(6): 821–830.
- GENG Yao-xiang, FAN Shi-min, JIAN Jiang-lin, et al. Mechanical properties of AlSiMg alloy specifically designed for selective laser melting[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(6): 821–830.
- [17] GENG Y X, WANG Y M, XU J H, et al. A high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 867: 159103.
- [18] 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.
- [19] WANG M, SONG B, WEI Q S, et al. Improved mechanical properties of AlSi₇Mg/nano-SiC_p composites fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 810: 151926.
- [20] SCHMIDTKE K, PALM F, HAWKINS A, et al. Process and mechanical properties: applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 369–374.
- [21] SPIERINGS A B, DAWSON K, HEELING T, 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.
- [22] SPIERINGS A B, DAWSON K, UGGOWITZER P J, et al. Microstructure characterization of SLM-processed Al-Mg-Sc-Zr alloy in the heat treated and HIPed condition[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 20: 173–181.
- [23] SPIERINGS A B, DAWSON K, KERN K, et al. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2017, 115: 52–63.
- [24] JIA Q B, ROMETSCH P, KURNSTEINER P, et al. Selective laser melting of a high strength Al-Mn-Sc alloy: Alloy design and strengthening mechanisms[J]. *Acta Materialia*, 2019, 171: 108–118.
- [25] LI R D, WANG M B, LI Z M, et al. 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.
- [26] TANG H, GENG Y X, BIAN S N, et al. An ultra-high strength over 700 MPa in Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2022, 35(3): 466–474.
- [27] TANG H, GENG Y X, LUO J J, et al. Mechanical properties of high Mg-content Al-Mg-Sc-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(8): 2592–2599.
- [28] CROTEAU J R, GRIFFITHS S, ROSSELL M D, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Zr alloys processed by selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2018, 153: 35–44.

- [29] WANG Y C, WU X D, CAO L F, et al. Effect of trace Er on the microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys during heat treatments[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 792: 139807.
- [30] 李晓丹, 朱庆丰, 孔淑萍, 等. 3D 打印 AlSi10Mg 合金组织性能研究[J]. *材料科学与工艺*, 2019, 27(2): 16-21.
LI Xiao-dan, ZHU Qing-feng, KONG Shu-ping, et al. Study on the structure and properties of the AlSi10Mg samples produced by 3D printing[J]. *Materials Science and Technology*, 2019, 27(2): 16-21.
- [31] WEINGARTEN C, BUCHBINDER D, PIRCH N, et al. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 221: 112-120.
- [32] ZHANG B C, LIAO H L, CHRISTIAN C. Effects of processing parameters on properties of selective laser melting Mg-9%Al powder mixture[J]. *Materials & Design*, 2012, 34: 753-758.
- [33] 肖荣诗, 杨武雄, 陈 铠. 1420 铝锂合金激光焊接气孔行为特性研究[J]. *应用激光*, 2007, 27(1): 13-17.
XIAO Rong-shi, YANG Wu-xiong, CHEN Kai. Porosity characterization in laser welds of Al-Li alloy 1420[J]. *Applied Laser*, 2007, 27(1): 13-17.
- [34] VRANCKEN B, GANERIWALA R K, MATTHEWS M J. Analysis of laser-induced microcracking in tungsten under additive manufacturing conditions: Experiment and simulation[J]. *Acta Materialia*, 2020, 194: 464-472.
- [35] 左寒松, 李贺军, 齐乐华, 等. 铝合金微熔滴沉积成形过程中缺陷形成机理研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2013, 42(8): 1596-1600.
ZUO Han-song, LI He-jun, QI Le-hua, et al. Formation mechanism of defects in aluminum alloy during microdroplet deposition[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(8): 1596-1600.
- [36] TANG X, ZHANG S, ZHANG C H, et al. Optimization of laser energy density and scanning strategy on the forming quality of 24CrNiMo low alloy steel manufactured by SLM[J]. *Materials Characterization*, 2020, 170: 110718.
- [37] ABOULKHAIR N T, SIMONELLI M, PARRY L, et al. 3D printing of aluminum alloys: Additive manufacturing of aluminum alloys using selective laser melting[J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 106: 100578.
- [38] YUAN W H, CHEN H, CHENG T, et al. Effects of laser scanning speeds on different states of the molten pool during selective laser melting: Simulation and experiment[J]. *Materials & Design*, 2020, 189: 108542.
- [39] 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.
- [40] NIE X J, ZHANG H, ZHU H H, et al. Analysis of processing parameters and characteristics of selective laser melted high strength Al-Cu-Mg alloys: From single tracks to cubic samples[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 256: 69-77.
- [41] GENG Y X, JIA C G, XU J H, et al. Selective laser melting of a novel high-strength Er- and Zr-modified Al-Mn-Mg alloy[J]. *Materials Letters*, 2022, 313: 131762.
- [42] 文胜平, 林双平, 宫 博, 等. 含铟 Al-4.5Mg-0.7Mn-0.1Zr 合金中 Al₃Er 相的形成及微观结构[J]. *稀有金属*, 2010, 34(6): 802-806.
WEN Sheng-ping, LIN Shuang-ping, GONG Bo, et al. Formation and microstructure of Al₃Er in Er-bearing Al-4.5Mg-0.7Mn-0.1Zr alloy[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2010, 34(6): 802-806.
- [43] 易健宏, 鲍 瑞, 李才巨, 等. 碳纳米管增强 Cu 和 Al 基复合材料的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(5): 1209-1219.
YI Jian-hong, BAO Rui, LI Cai-ju, et al. Research progress of CNTs reinforced Cu/Al matrix composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(5): 1209-1219.
- [44] 占春耀. Al-Mg-Mn-Zr-Er 合金组元相互作用与相变热力学研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2009.
ZHAN Chun-yao. Study on interaction function and thermodynamics of phase transformation in Al-Mg-Mn-Zr-Er alloy[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2009.
- [45] NAKAYASU H, KOBAYASHI E, SATO T, et al. Orientation relationships of phase transformation in α -Al₁₂Mn₃Si pseudomorphs after plate-like Al₆Mn precipitate in an AA3004 Al-Mn based alloy[J]. *Materials Characterization*, 2018, 136: 367-374.
- [46] LESYK D A, MARTINEZ S, MORDYUK B N, et al. Post-processing of the Inconel 718 alloy parts fabricated by selective laser melting: Effects of mechanical surface treatments on surface topography, porosity, hardness and residual stress[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 381: 125136.
- [47] 姚化山. 金属粉末选择性激光熔化成形过程模拟与试验研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2008.
YAO Hua-shan. Selective laser melting process of metal powder simulation and experimental research[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2008.
- [48] 刘孝翠. Al-Er 合金时效过程的显微组织及力学性能的研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2012.

- LIU Xiao-cui. Study on microstructure and mechanical properties of Al-Er alloy during aging[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2012.
- [49] LI R D, WANG M B, YUAN T C, et al. Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: Processing, microstructure, and properties[J]. Powder Technology, 2017, 319: 117–128.
- [50] MENSHIKOVA S G, SHIRINKIN I G, BRODOVA I G, et al. Morphological features of crystal growth in the $Al_{87}Ni_8Y_5$ alloy on rapid cooling of the melt under high pressure[J]. Journal of Crystal Growth, 2019, 525: 125206.
- [51] KIMURA T, NAKAMOTO T, OZAKI T, et al. Microstructural formation and characterization mechanisms of selective laser melted Al-Si-Mg alloys with increasing magnesium content[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 754: 786–798.
- [52] 杨文, 杜刚, 闫德胜, 等. 挤压铸造对 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2014, 34(1): 1–6.
- YANG Wen, DU Gang, YAN De-sheng, et al. Effects of squeeze casting on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2014, 34(1): 1–6.
- [53] PENG P, TANG A T, WANG B, et al. Achieving superior combination of yield strength and ductility in Mg-Mn-Al alloys via ultrafine grain structure[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 1252–1265.
- [54] VARVENNE C, LEYSON G P M, GHAZISAEIDI M, et al. Solute strengthening in random alloys[J]. Acta Materialia, 2017, 124: 660–683.
- [55] 林双平, 黄晖, 文胜平, 等. 含 Er 5083 合金均匀化退火过程中 Al_3Er 相的 TEM 观察[J]. 金属学报, 2009, 45(8): 978–982.
- LIN Shuang-ping, HUANG Hui, WEN Sheng-ping, et al. Tem observation of the Al_3Er phase during homogenizing of the 5083 alloy with Er addition[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(8): 978–982.
- [56] BREITBARTH E, ZAEFFERER S, ARCHIE F, et al. Evolution of dislocation patterns inside the plastic zone introduced by fatigue in an aged aluminium alloy AA2024-T3[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 718: 345–349.

Processability and mechanical properties of Er-modified aluminum alloy fabricated by selective laser melting

JIA Chao-gang, GENG Yao-xiang, LÜ Hong-wei, XU Jun-hua, JU Hong-bo, YU Li-hua

(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003)

Abstract: The effects of process parameters on processability and the effects of aging treatment on mechanical properties of selective laser melting (SLM) fabricated Al-Mg-Mn-Er-Zr aluminum alloy were systematically studied. The results show that crack-free samples are obtained at the high laser energy density. The minimum porosity of the sample is about 0.4%. The sample mainly includes columnar crystal with small amount of equiaxed crystal distributed at the boundary of molten pool, the average grain size is about 5 μm . The $\alpha(\text{Al})$, $Al_6\text{Mn}$ and L12 crystal phases are identified in the SLM-fabricated sample. At 350 $^\circ\text{C}$, the Vickers hardness and compression yield strength of the samples first increase and then decrease with the increase of aging time, and the maximum values are (170.6 \pm 1) HV and (463 \pm 3) MPa, respectively.

Key words: selective laser melting; Al-Mg-Mn-Er-Zr alloy; aging treatment; microstructure; mechanical property

Foundation item: Projects(51801079, 52001140) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-10-04; **Accepted date:** 2021-11-22

Corresponding author: GENG Yao-xiang; Tel: +86-13952871355; E-mail: yaoxianggeng@163.com

(编辑 刘锦伟)