

选区激光熔化 Al-Si-Mg-Zr 合金的组织 and 力学性能

吕洪伟¹, 张志杰¹, 罗金杰², 耿遥祥¹, 鞠洪博¹, 喻利花¹, 许俊华¹

(1. 江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003)

(2. 昆山国力电子科技股份有限公司, 江苏 昆山 215333)

摘要: 针对选区激光熔化 (SLM) 高 Mg 含量 AlSiMg3 合金成形性差的缺点, 通过 Zr 进行合金化, 研究了工艺参数对 SLM 成形高 Mg 含量 Al-Si-Mg-Zr 合金的成形性及时效处理对合金组织和力学性能的影响。结果表明, SLM 成形 Al-Si-Mg-Zr 合金的熔池边界处形成了大量的细小等轴晶, 从而有效地避免了样品在成形过程中裂纹的产生, 增加了样品的 SLM 成形性, 不同激光功率和激光扫描速度下获得样品的孔隙率均低于 0.3%。拉伸测试结果表明, 成形态样品的屈服强度 (YS) 为(426±8) MPa, 极限抗拉强度 (UTS) 为(464±12) MPa。经 165 °C 时效处理后, 由于 α -Al 晶粒内部纳米强化相的增多, 样品的强度增加明显, 时效样品的最大 YS 和 UTS 分别为(482±11) MPa 和(522±10) MPa。本研究获得 SLM 成形 Al-Si-Mg-Zr 样品的强度高于目前商用的 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金。

关键词: 选区激光熔化; 成分优化; Al-Si-Mg-Zr 合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)03-1087-07

铝合金是用量仅次于钢铁的第二大金属结构材料, 在航空航天和交通运输等领域应用广泛^[1]。高性能铝合金零部件的生产往往需要通过锻造、轧制、挤压或机加工等工艺完成, 该过程生产周期长, 材料利用率低, 并且很难实现高复杂形状铝合金零部件的制备^[2]。

选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术是增材制造技术的一种, 可实现复杂金属零部件的直接近净成形, 是传统加工技术的有利补充^[3-4]。此外, 该技术可有效细化合金的组织, 提升成形件的力学性能, 具有广阔的应用前景^[5]。目前获得商业应用的 SLM 成形铝合金主要是以 AlSi10Mg 为代表的 Al-Si 系铸造合金成分^[6-7]。该类铝合金具有优异的 SLM 成形性, 所获得成形件应力变形小, 不存在冷、热裂纹等缺陷, 致密度接近 100%^[8]。在过去几年间, 关于 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金的研究主要集中在其成形性、微观组织、力学性能和热处理工艺等方面。Al-Si-Mg 合金的 SLM 成形工艺窗口较宽, 设备敏感性小, 在成形过程中熔体的高速冷却过程有效细化了合金的晶粒尺寸, 并且在 α -Al 晶粒内部产生了特殊的胞状亚结构, 所获得合金的强度明显高于铸造合金^[9-11]。热处理研究表明, SLM 成形 Al-Si-Mg 合金的组织演变过程明显区别于铸造合金, 传统的 T6 热处理过程并不能增加 SLM 成形合

金的强度, 相反, 由于固溶处理过程中富 Si 网状组织的分解, 导致合金的强度大幅降低^[12]; 而成形合金经直接低温 (150~200 °C) 时效处理后, 其强度则有所提升。Rao^[13]等人的研究结果表明, SLM 成形 Al-Si-Mg 合金经低温时效处理后其强度增加的主要原因是 α -Al 内部纳米 Si 颗粒的析出, 而不是传统铸造合金中的 Mg₂Si 强化相。

虽然目前关于 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金的研究较多, 但其主要为传统牌号成分, 缺乏针对 SLM 技术特点的专用合金, 这也导致该类合金的强度提升空间受限。最近, 耿遥祥等人^[14-18]基于 SLM 技术熔体急冷的技术特点, 设计了 SLM 专用高 Mg 含量 AlSiMg1.4 和 AlSiMg3 合金。研究结果表明, SLM 成形 Al-Si-Mg 合金中 Mg 含量的增加促进了合金中 Mg-Si 相的直接低温时效析出, 从而有效增加了时效样品的强度。经 150 °C 直接时效处理后, SLM 成形 AlSiMg1.4 合金的屈服强度 (YS) 和极限抗拉强度 (UTS) 可分别达到(370±3) MPa 和(538±1) MPa, 并且保持约 6% 的延伸率, 力学性能明显优于传统 SLM 成形 AlSi10Mg 合金^[18]; SLM 成形 AlSiMg3 合金的硬度超过 2058 MPa, 抗压缩屈服强度接近 600 MPa^[17], 但该合金成形过程中容易产生变形和开裂等现象, 不利于应用。

在 SLM 成形 2xxx、5xxx 和 7xxx 系铝合金中, Zr 合

收稿日期: 2022-03-16

基金项目: 国家自然科学基金 (52001140, 51801079)

作者简介: 吕洪伟, 男, 1996 年生, 硕士生, 江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003, 电话: 0511-84401184, E-mail: yaoliangeng@163.com

金化是改善其成形性和力学性能的有效手段^[19-23]。在熔体凝固过程中,初生的Al₃Zr粒子可作为 α -Al的异质形核点,从而有效细化晶粒,增加样品的SLM成形性和塑性^[20]。基于此,本研究以AlSiMg3合金为基础,通过Zr进行成分改性,系统研究了高Mg含量Al-Si-Mg-Zr合金的SLM成形性及时效处理对SLM成形合金组织和力学性能的影响。

1 实验

采用N₂雾化方法制备Al-Si-Mg-Zr铝合金粉末。由Icp2060t等离子体扫描光谱仪(ICP)测试样品的化学成分,测试获得粉末和SLM成形样品的化学成分见表1。筛取直径为15~53 μm 区间的铝合金粉末进行SLM试验。以EPM250型SLM设备制备样品,样品尺寸为:50 mm×15 mm×15 mm,样品的SLM成形工艺参数为:激光功率分别为250和350 W,激光扫描速率为800~1200 mm/s,光斑直径为100 μm ,激光扫描间距为100 μm ,单层Z轴下降高度为30 μm ,相位角为67°,基板加热温度为100 °C。采用Zeiss Axioskop2型金相显微镜(OM)和SM-6480扫描电子显微镜(SEM, 200 kV)观察SLM成形样品的表面形貌和显微组织。采用电子背散射衍射(EBSD)分析样品的晶粒尺寸和取向关系。采用图像法测定样品的孔隙率,取试样所拍图片测量值的平均值。应用岛津XRD-6000型射线衍射仪(XRD, Cu K α , $\lambda=0.154\ 06\ \text{nm}$)测试SLM成形样品的晶体结构。应用HXS-100TAC型显微硬度仪测试SLM成形样品的Vickers硬度,载荷为300 g,保压时间为15 s。采用Zwick/Roell Z100型微机控制电子万能拉伸试验机测试样品的拉伸性能,拉伸试样的速率为1 mm/min,所用拉伸片状试样厚为2 mm,宽为3 mm,标距长度为10 mm。样品的时效处理和力学性能测试均在激光250 W/1200 mm s⁻¹成形工艺下获得的样品上进行。

2 结果与讨论

2.1 样品的成形性

图1为SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的宏观形态照片。从图1中可知,样品表面平整,不存在变形和裂纹等宏观缺陷,表现出良好的SLM成形性,明显优于SLM成形AlSiMg3样品^[24]。图2给出了SLM成形样品的上表面SEM照片及对应纵剖面(平行于样品沉积方向)的OM组织。可知,样品上表面平整,熔道搭接完好,只在样品表面发现由于熔体飞溅产生的少量球化现象^[25];样品纵剖面表现为典型的熔池结构^[26],仅存在少量细小的冶金孔洞,冶金孔洞的产生主要是由于粉

末中的水蒸气经高温分解后产生的H₂或Mg蒸气残存在样品中所致^[27]。依据样品的金相组织照片,通过Image-Pro Plus软件可分析获得样品的孔隙率,其结果见图3。可知,随着激光扫描速率的增加,样品的孔隙率略有升高,但所有样品的孔隙率均小于0.3%,表现出较宽的工艺窗口。

2.2 成形态样品的显微组织

图4给出了SLM成形样品的纵剖面SEM组织。可知,样品主要由亮色富Si组织和暗色 α -Al基体构成^[14,17],富Si组织主要表现为片层状或网状, α -Al为拉长的胞状,富Si组织所占面积约为32%,明显高于SLM成形AlSi10Mg合金(测量结果约为20%)^[12]。作者前期的研究表明,网状富Si组织主要包含Al-Si共晶组织、Al-Si-Mg和Mg₂Si相^[17],该成分中富Si组织比例较多,可能是由于合金成分中Mg含量较高,增加了富Si组织中Al-Mg-Si和Mg₂Si相的含量所致。按亚结构分布的不同,可将样品的组织分为熔池内部的细晶区及熔池边界的粗晶区和热影响区(HAZ),见图4a。粗晶区的形成主要是由于样品发生重熔再凝固,熔池中的余热导致熔体凝固速度降低所致;粗晶外的区域是HAZ,该区域中的Si元素在诱导热的作用下发生扩散,富Si组织分解,胞状 α -Al基体过固溶的Si元素发生沉淀凝聚^[28]。样品的高倍SEM照片(图4b)表明, α -Al基体内部有尺寸约几十纳米的粒子析出^[15],不同工艺参数下获得样品的显微组织没有明显区别。图5给出了SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的EBSD重构微观组织。可知,样品的熔池边界出现了大量的细小随机取向的等轴晶,

表1 Al-Si-Mg-Zr合金粉末及SLM成形样品的化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Si-Mg-Zr powder and SLM-formed sample ($\omega/\%$)

Sample state	Si	Mg	Zr	Al
Powder	8.0	2.6	0.4	Bal.
SLM-formed	8.2	2.3	0.4	Bal.

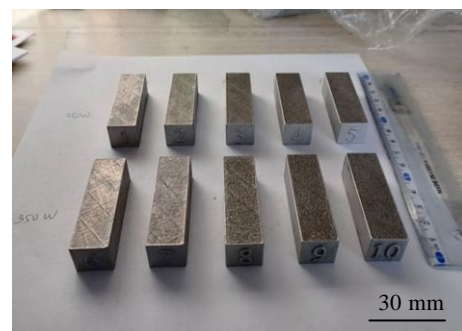


图1 SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的宏观照片

Fig.1 Photography of SLM-formed Al-Si-Mg-Zr samples

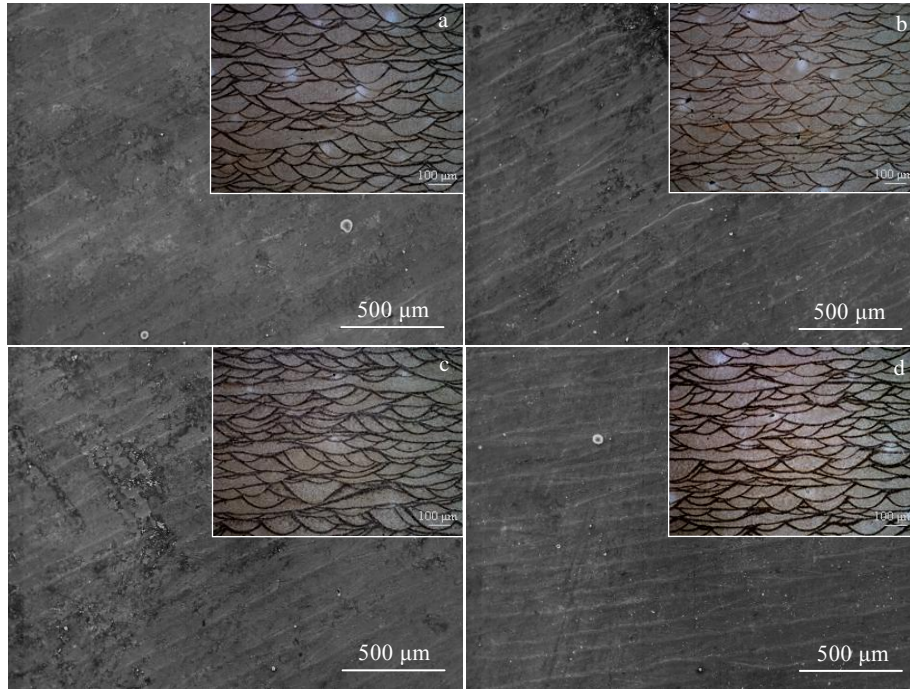


图 2 不同激光功率和扫描速率下获得SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的上表面SEM照片及样品纵剖面的金相组织(插图)

Fig.2 Upper surface SEM images and longitudinal section OM microstructures (insets) of the SLM-formed Al-Si-Mg-Zr samples under different laser powers and scanning speeds: (a) 250 W/800 mm s⁻¹, (b) 250 W/1100 mm s⁻¹, (c) 350 W/800 mm s⁻¹, and (d) 350 W/1100 mm s⁻¹

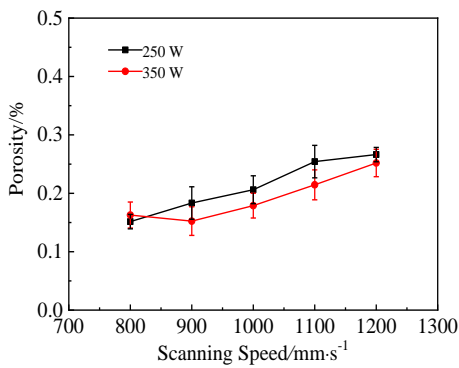


图 3 SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的孔隙率随激光扫描速率的变化关系

Fig.3 Variations of the porosity of the SLM-formed Al-Si-Mg-Zr samples with the scanning speed at different laser powers

表现出明显的等轴晶-柱状晶双峰组织特征,这一组织特征与SLM成形Al-Mg-Sc-Zr合金类似^[21,22,29]。通过统计可知,SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的平均晶粒尺寸约为2 μm,明显小于SLM成形AlSiMg3样品(约5 μm)^[17]。在传统的铸造或锻造铝合金中,Zr通常用作晶粒细化剂,但受到固溶度的限制,Zr在铝合金中含量往往小于0.3%

(质量分数,下同)^[30]。在本研究的Al-Si-Mg-Zr合金中,Zr的浓度超过了其在铝合金中的固溶极限,在熔体凝固过程中,初生的Al₃Zr纳米颗粒可作为α-Al的随机形核中心,起到强烈的晶粒细化效果,最终使得SLM成形样品凝固前沿的熔池边界处产生了大量随机取向的细小等轴晶粒,从而有效缓解了样品成形过程中产生的热应力,避免了裂纹的产生,提高了样品的SLM成形性^[31];随着凝固的进行,Zr元素的浓度降低,合金熔体凝固速度增加,使得Al₃Zr粒子无法析出,剩余熔体沿热梯度方向凝固生长,形成具有<100>织构的粗大柱状晶粒^[32]。

2.3 时效处理对 SLM 成形样品显微组织和力学性能的影响

在传统铸造Al-Si-Mg中,需要通过后期的固溶和时效处理(T6)改善其力学性能,但在SLM成形Al-Si-Mg合金中,由于熔体冷却速度极快,该过程可获得特殊的凝固组织及高的溶质元素固溶量,后期T6处理的固溶处理过程反而会破坏合金的精细凝固组织,降低溶质元素的固溶量,恶化材料的力学性能^[12],因此,传统的热处理制度已经不再适合SLM成形铝合金。由于SLM加工过程已经在合金中固溶了大量的溶

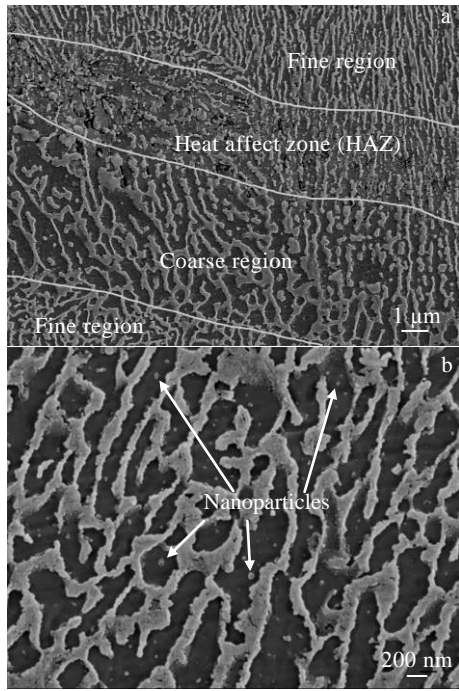


图 4 SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品纵剖面SEM显微组织

Fig.4 Longitudinal section SEM microstructures of SLM-formed Al-Si-Mg-Zr sample: (a) low magnification image and (b) enlarged image of fine region in Fig.4a

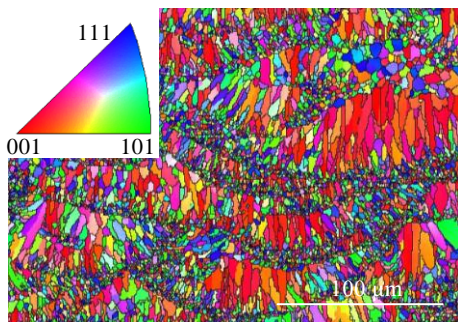


图 5 SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品纵剖面的EBSD微观组织

Fig.5 Longitudinal section EBSD microstructure of inverse pole of SLM-formed Al-Si-Mg-Zr sample

质元素，因此，直接低温时效处理是提升SLM成形Al-Si-Mg铝合金强度的有效手段^[18]。本研究选择对所获得样品直接进行165 °C时效处理。图 6给出了SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品在165 °C下时效处理2和12 h后的SEM照片。可知，经165 °C时效处理后，样品 α -Al内部纳米析出相的数量明显增加，并且随着时效时间的延长，纳米颗粒的数量逐渐增多，见图4b和图 6。XRD测试结果表明，时效前后样品中均包含 α -Al、Si和Mg₂Si相，见图 7。传统SLM成形Al-Si-Mg合金所包

含的Mg含量较低 ($\leq 0.6\%$)^[33]，且Mg元素主要聚集于网状富Si组织，由于胞状 α -Al中较高的Si浓度使Si具有更高的聚集和析出驱动力，因此在时效过程中，Si原子会在 α -Al中聚集析出，而Mg原子的聚集速度较慢，导致Si-Mg团簇或Mg₂Si相析出困难。由于Si颗粒取向随机，导致时效合金的强度提升有限。在SLM成形高Mg含量Al-Si-M合金中，其胞状 α -Al内部Mg固溶量的增加，由此带来的单轴拉伸应变可以增加空位浓度，通过空位偏析降低界面能和应变能，有利于提高Mg的扩散速率和Mg-Si相的形核速率，从而促进了胞状 α -Al内部Mg-Si团簇和/或Mg₂Si的形成^[13, 34]。成形态样品经直接时效处理后， α -Al内部的Mg-Si团簇可作为Mg₂Si强化相的前驱体，在 α -Al基体中析出Mg₂Si相或增加Mg₂Si相的数量，从而有效提升合金的强度^[18]。在SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品中，由于Zr在铝合金中的扩散缓慢^[35]，二次Al₃Zr纳米颗粒的析出温度较高(约400 °C)^[35, 36]，因此，其低温时效过程中的组织演变与SLM成形高Mg含量Al-Si-Mg合金类似，即胞状 α -Al内析出的纳米颗粒主要为Si和Mg₂Si相^[17, 18]。

图 8为SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品经165 °C时效处理不同时间后的硬度及力学性能测试结果。可知，随着时效时间的增加，样品的硬度(HV)逐渐增加后保持稳定，由成形态时的(1626.8 ± 88.2) MPa增加到4 h后的(1852.2 ± 29.4) MPa，之后保持在1862 MPa左右，见

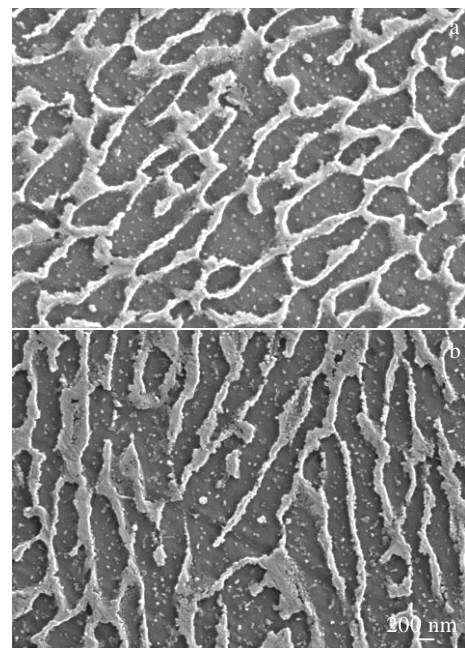


图 6 SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品在165 °C下时效处理不同时间后的SEM照片

Fig.6 SEM images of SLM-formed Al-Si-Mg-Zr sample after aging at 165 °C for 2 h (a) and 12 h (b)

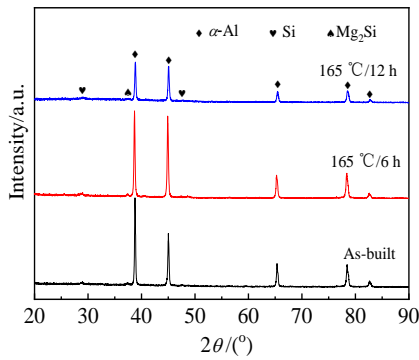


图 7 SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品在165 °C时效前后的XRD图谱

Fig.7 XRD patterns of the SLM-formed Al-Si-Mg-Zr samples before and after aging at 165 °C for different time

图8a。样品硬度的增加主要是由于时效过程中纳米Si和Mg₂Si强化相逐渐增多所致。图8b给出了SLM成形样品在165 °C下时效处理不同时间后的拉伸应力-应变曲线，依据曲线可获得样品的YS、UTS和延伸率，其结果见图8c。成型态样品的YS和UTS分别为(426±8) MPa和(464±12) MPa，经时效处理后，样品的强度明显增加，当时效时间为12 h时，样品具有最大的YS和UTS，分别为(482±11) MPa和(522±10) MPa，各自提升了约13.1%和12.5%。本研究获得的SLM成形Al-Si-Mg-Zr合金的屈服强度明显高于现有报道的SLM成形Al-Si-Mg合金及其大部分SLM成形Al-Si-Mg复合材料^[26,37-39]。SLM成形Al-Si-Mg-Zr合金具有较高的强度，主要是由于：(1) Zr的合金化有效细化了合金的晶粒尺寸，产生了细晶强化的效果^[21]；(2) 合金中包含了较多的Mg元素(2.6%)，SLM成形过程中高的熔体冷却速度增加了Mg元素在铝合金中的固溶度及网状富Si组织的比例，并促进了Mg₂Si纳米强化相的析出，提升了合金的固溶强化、组织强化和第二相强化效果；(3) 在后期的时效过程，Si和Mg₂Si纳米强化相数量的增多，进一步增加了时效样品的析出强化效果。

本研究获得样品的延伸率均小于2%，高于SLM成形AlSiMg3合金(样品几乎无压缩塑性)^[17]，但明显低于SLM成形AlSi10Mg和AlSiMg1.4合金^[9,5,18]。相对于SLM成形AlSiMg3合金，一方面，Zr合金化元素的加入，使得SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的晶粒明显细化，样品的塑性变形均匀，应力集中较小，有利于塑性的增加^[40]；另一方面，在SLM成形Al-Si-Mg合金中，

网状富Si组织强度较高，是样品强度的主要承载体，但由于该区域富Si组织相互连通，在拉伸失效前不能承受高应变，即在低应变下(<0.1%)便可在富Si组织中形成空洞和微裂纹^[41]，损伤一旦形成，便会向近邻的富Si组织和密闭的α-Al胞状组织扩展，直至失效断裂^[42]。由于本研究获得的合金中网状富Si组织所占比例较高，在高应变条件下，富Si组织会产生高密度的空洞，由于空洞间的距离较短，这些空洞会迅速连接合并导致材料的迅速失效，因此，本研究获得SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品的延伸率较传统SLM成形Al-Si-Mg合金低。

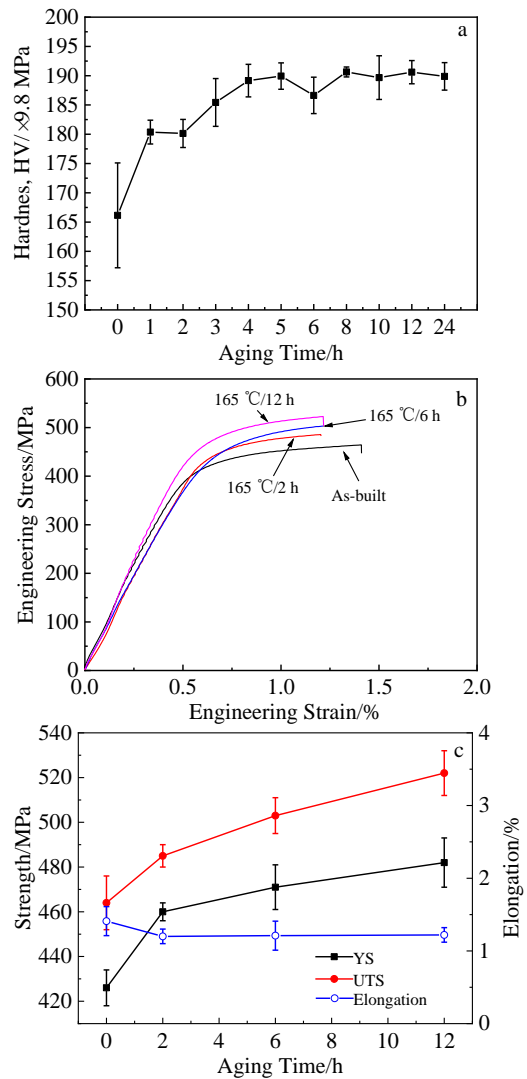


图 8 SLM成形Al-Si-Mg-Zr样品在165 °C不同时效时间的硬度、拉伸工程应力-应变曲线和力学性能

Fig.8 Vickers hardness (a), engineering tensile stress-strain curves (b), and mechanical properties (c) of SLM-formed Al-Si-Mg-Zr samples after aging at 165 °C for different time

3 结 论

1) Zr 元素的加入有效细化了 SLM 成形高 Mg 含量 Al-Mg-Si 合金的晶粒尺寸,从而获得了无裂纹、低孔隙率和宽工艺窗口的 SLM 成形 Al-Mg-Si-Zr 铝合金样品。

2) 成形态样品具有典型的片层状或拉长的胞状亚结构, α -Al 基体中分布有纳米颗粒,样品中高 Mg 含量增加了固溶强化和组织强化效果,并且促进了纳米强化相的析出,使得成形态样品的 YS 和 UTS 分别达到(426±8) MPa 和(464±12) MPa。

3) 样品经 165 °C 直接时效处理后,由于纳米析出相数量的增多,样品的强度获得进一步提升,经 165 °C 时效处理 12 h 后,其 YS 和 UTS 分别为(482±11) MPa 和(522±10) MPa。

4) 本研究获得 SLM 成形 Al-Mg-Si-Zr 铝合金的强度远高于传统 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金及大部分 SLM 成形 Al-Si-Mg 基复合材料,具有广阔的应用前景。相关的成分优化思路也为传统成分 SLM 成形 Al-Si-Mg 合金的性能优化提供了指导。

参考文献 References

- [1] Yang H B, Li M N, Bu H Y *et al.* *Journal of Micromechanics and Molecular Physics*[J], 2020, 5(2): 2 050 003
- [2] Wu H, Ren Y J, Ren J Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2021, 873: 159 823
- [3] Yang Yongqiang(杨永强), Wang Di(王 迪), Wu Weihui(吴伟辉) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2011, 38(6): 0 601 007
- [4] Zhang C Y, Ren Y P, Chen X S. *Proceedings of 2014 International Conference on Experimental and Applied Mechanics*[C]. Miami, USA: EMA, 2014
- [5] Yan Q, Song B, Shi Y S. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 41: 199
- [6] Zhang J L, Song B, Wei Q S *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2019, 35(2): 270
- [7] Schuch M, Hahn T, Bleckmann M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 813: 141 134
- [8] Kimura T, Nakamoto T. *Materials and Design*[J], 2016, 89: 1294
- [9] Zhang Wenqi(张文奇), Zhu Haihong(朱海红), Hu Zhiheng(胡志恒) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(8): 918
- [10] Dai D H, Gu D D, Zhang H *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2018, 99: 91
- [11] Wang M, Song B, Wei Q S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 729: 463
- [12] Fousová M, Dvorský D, Michalcová A *et al.* *Materials Characterization*[J], 2018, 137: 119
- [13] Rao J H, Zhang Y, Zhang K *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 160: 66
- [14] Geng Yaoliang(耿遥祥), Fan Shimin(樊世敏), Jian Jianglin(简江林) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(6): 821
- [15] Geng Y X, Wang Y M, Xu J H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 867: 159 103
- [16] Hou Yu(侯 裕), Geng Yaoliang(耿遥祥), Chen Jinhan(陈金汉) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(11): 3943
- [17] Geng Y X, Hou Y, Xu J H *et al.* *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2022, 28(9): 1770
- [18] Geng Yaoliang(耿遥祥), Fan Shimin(樊世敏), Li Jie(李 洁) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(10): 2897
- [19] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M *et al.* *Nature*[J], 2017, 549: 364
- [20] Croteau J R, Griffiths S, Rossell M D *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 153: 35
- [21] Geng Y X, Tang H, Xu J H *et al.* *Science China Materials*[J], 2021, 64: 3131
- [22] Tang H, Geng Y X, Bian S N *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2022, 35: 466
- [23] Li P, Li R D, Yang H O *et al.* *Intermetallics*[J], 2021, 129: 107 008
- [24] Hou Yu(侯 裕). *Processability and Mechanical Properties of Al_{88.19}Si_{8.37}Mg_{3.08} Alloy Specifically for Selective Laser Melting*(选区激光熔化专用 Al_{88.19}Si_{8.37}Mg_{3.08}合金成形及力学性能研究)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2020
- [25] Dai D H, Gu D D. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2015, 88: 95
- [26] Aboulkhair N T, Simonelli M, Parry L *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2019, 106: 100 578
- [27] Weingarten C, Buchbinder D, Pirch N *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 221: 112
- [28] Cao Y, Lin X, Wang Q Z *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 62: 162
- [29] Geng Yaoliang(耿遥祥), Tang Hao(唐 浩), Xu Junhua(许俊华) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(8): 1044

- [30] Maxwell I, Hellawell A. *Acta Metallurgica*[J], 1975, 23: 229
- [31] Croteau J R, Griffiths S, Rossell M D *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 153: 35
- [32] Zhang J L, Gao J B, Song B *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 38: 101 829
- [33] Rao J H, Zhang Y, Zhang K *et al. Materials & Design*[J], 2019, 182: 108 005
- [34] Geng Y X, Wang Q, Wang Y M *et al. Materials & Design*[J], 2022, 218: 110 674
- [35] Marumo T, Fujikawa S, Hirano K. *Journal of Japan Institute of Light Metals*[J], 1973, 23: 17
- [36] Knipling K E, Seidman D N, Dunand D C. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(3): 943
- [37] Li X P, Ji G, Chen Z *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 129: 183
- [38] Gao C, Liu Z, Xiao Z *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2021, 853: 156 722
- [39] Gao C F, Wu W, Shi J H *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101 378
- [40] Wang Q, Li Z, Pang S J *et al. Entropy*[J], 2018, 20: 878
- [41] Zhao L, Mac á s J G S, Ding L P *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2019, 764: 138 210
- [42] Yang K V, Rometsch P, Davies C H J *et al. Materials & Design*[J], 2018, 154: 275

Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si-Mg-Zr Alloy Produced by Selective Laser Melting

Lv Hongwei¹, Zhang Zhijie¹, Luo Jinjie², Geng Yaoxiang¹, Ju Hongbo¹, Yu Lihua¹, Xu Junhua¹

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

(2. Kunshan Guoli Vacuum Electric Co., Ltd, Kunshan 215333, China)

Abstract: The effects of process parameters on processability, and aging treatment on microstructure and mechanical properties of selective laser melting (SLM) high Mg-content Al-Si-Mg-Zr alloy were studied. The results show that a large number of fine equiaxed grains form at the boundary of the molten pool of the alloy, which can avoid the generation of cracks during the SLM forming process and increase the processability of the sample. The porosity of the samples obtained under different process conditions is less than 0.3%. The yield strength (YS) and ultimate tensile strength (UTS) of the as-built samples are (426±8) MPa and (464±12) MPa, respectively. After aging treatment, due to the increase in the number of nanoparticles embedded in α -Al cells, the strength of the sample increases obviously. The maximum YS and UTS of aged samples reach (482±11) MPa and (522±10) MPa, respectively. The strength of the present samples is much higher than that of commercial SLM-formed Al-Si-Mg alloy.

Key words: selective laser melting; composition optimization; Al-Si-Mg-Zr alloy; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Zhijie, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China, Tel: 0086-511-84401184, E-mail: zhangzhijie860109@163.com