

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5055

增材制造镁合金的固溶热处理工艺研究

张 明¹, 徐玉陵¹, 王文礼²

(1. 宝玛克(合肥)科技有限公司, 安徽 巢湖 238000 2. 西安建筑科技大学 冶金工程学院 陕西 西安 710055)

摘 要: 采用选区激光熔化(selective laser melting, SLM)技术制备 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金, 系统探究固溶及时效热处理工艺对其显微组织与力学性能的影响。通过优化 SLM 工艺参数(激光功率 60 W, 扫描速度 300 mm/s, 层厚 20 μm), 结合固溶热处理(500 $^{\circ}\text{C}\times 12\text{ h}$)和时效处理(225 $^{\circ}\text{C}\times 0\sim 50\text{ h}$), 利用 SEM、TEM、XRD 等手段分析显微组织演变, 并测试压缩性能及硬度。结果表明, 时效处理 40 h 后, 合金硬度达峰值 93.9 HV, 晶内析出纳米级 β' 相(尺寸约 7 nm $\times$ 3 nm), 晶界处形成 Mg_{24}Y_5 和少量 $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ 混合相, 同时生成层状 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ (14H-LPSO 结构)。相较于固溶态, 时效后屈服强度与抗压强度分别下降 11.3%(338 MPa)和 11.2%(469 MPa), 但压缩应变提升 5%(21.4%), 归因于 LPSO 相的非均匀变形机制。研究揭示了 SLM 稀土镁合金的强化机理以相变强化为主, 晶界粗大析出相导致力学性能恶化, 而 LPSO 相显著改善塑性。

关键词: 镁合金; 选区激光熔化; 固溶热处理; 显微组织; 力学性能; LPSO 相; 析出强化

中图分类号: TG146

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)10-1027-09

Solution Heat Treatment of Additively Manufactured Magnesium Alloy

ZHANG Ming¹, XU Yuleng¹, WANG Wenli²

(1. Baomarc (Hefei) Technology Co Ltd, Chaohu 238000, China; 2. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: A Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr alloy was fabricated via selective laser melting (SLM), and the effects of solution and aging heat treatments on its microstructure and mechanical properties were systematically investigated. The SLM processing parameters were optimized (laser power: 60 W, scanning speed: 300 mm/s, layer thickness: 20 μm), followed by solution treatment (500 $^{\circ}\text{C}$ for 12 h) and aging treatment (225 $^{\circ}\text{C}$ for 0~50 h). The microstructural evolution was analysed via SEM, TEM, and XRD, and the compressive properties and hardness were evaluated. The results show that after 40 h of aging, the peak hardness of the alloy reaches 93.9 HV. Nanoscale β' precipitates (~7 nm $\times$ 3 nm) form within the grains, whereas Mg_{24}Y_5 and a small amount of $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ phases are observed at the grain boundaries, along with the formation of layered $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ (14H-LPSO structure). Compared with those in the solution-treated state, the yield strength and compressive strength of the aged alloy decrease by 11.3% (338 MPa) and 11.2% (469 MPa), respectively, whereas the compressive strain increases by 5% (21.4%). This improvement in plasticity is attributed to the heterogeneous deformation mechanism of the LPSO phase. The study reveals that the strengthening mechanism of the SLM-processed rare-earth magnesium alloy is primarily phase transformation strengthening, whereas the coarsened grain boundary precipitates lead to deterioration of the mechanical properties. In contrast, the LPSO phase significantly enhances plasticity.

Key words: magnesium alloy; selective laser melting; solution heat treatment; microstructure; mechanical properties; LPSO phase; precipitation strengthening

镁合金作为一种轻质金属材料, 凭借其低密度和优异的比强度特性, 成为减轻结构质量、提高能源效率的理想材料, 尤其适用于轻量化要求较高的应用场景。在航空航天、汽车和电子等领域得到了

广泛应用^[1-3]。然而, 镁合金的高温性能相对较差, 尤其在承受较大机械载荷时, 其性能往往难以满足部分高端应用的需求^[4-5]。因此, 如何提升镁合金的综合性能, 尤其是改善其在高温下的强度和韧性, 已成为

收稿日期: 2025-03-31

基金项目: 宝玛克(合肥)科技有限公司企业项目

作者简介: 张 明, 1975 年生, 硕士, 工程师. 主要从事镁合金材料与产品开发方面的工作. Email: zhangming@baosteel.com

通信作者: 王文礼, 1977 年生, 博士, 教授. 主要从事新型镁合金材料组织性能控制方面的工作. Email: wangwl@nwpu.edu.cn.

引用格式: 张明, 徐玉陵, 王文礼. 增材制造镁合金的固溶热处理工艺研究[J]. 铸造技术, 2025, 46(10): 1027-1035.

ZHANG M, XU Y L, WANG W L. Solution heat treatment of additively manufactured magnesium alloy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(10): 1027-1035.

当前相关领域的研究重点。

为了突破这些限制,研究者持续探索通过合金化优化镁合金的性能,特别是通过添加稀土元素。稀土元素在镁合金中的作用主要通过调控晶体结构,提升合金的高温稳定性和强度^[6-8]。张薇等^[9]研究了稀土元素对镁合金性能的影响,结果表明,向镁合金中添加 Sm、Ce 元素可细化合金晶粒尺寸,促进合金内部的晶界相由不连续细条状向连续网状结构转变,改性后合金常温抗拉强度可达 230 MPa,且在高温条件下(如 300 °C)仍能保持较高的抗拉强度,展现出良好的热稳定性和高强度特性。尽管稀土镁合金在力学性能方面有显著的提升,但在制造过程中仍面临着若干技术难题。稀土元素分布不均、铸造和加工过程中易产生裂纹等问题,仍制约稀土镁合金在实际应用中的表现^[10]。因此,优化稀土元素的添加比例以及制造工艺,特别是针对复杂零部件的加工工艺,依然是当前面临的一大挑战。

增材制造(additive manufacturing, AM)技术,特别是选区激光熔化(selective laser melting, SLM)技术,凭借其在设计灵活性、复杂构件成形能力以及节省材料成本等方面的优势,为镁合金加工提供了新的思路^[11-12]。Deng 等^[13]通过 SLM 制备高强度 GZ112K 合金,系统分析了工艺参数对选区激光熔化 GZ112K 合金显微组织和拉伸性能的影响。与铸态 GZ112K 合金相比,SLM 制备的 GZ112K 合金不仅具有更细化的晶粒和共晶 β -(Mg, Zn)₃Gd 相,且 Gd 和 Zn 元素固溶度显著提高,其极限抗压强度可达 330 MPa。Zhang 等^[14]研究了镁铝混合粉末 SLM 成形工艺,成功制备出致密度为 82%的试样。该研究不仅验证了镁铝混合粉末 SLM 工艺的可行性,还揭示了在一定条件下激光能量密度和镁铝混合粉末 SLM 部件之间存在正向关联。然而,SLM 过程中瞬时快速冷却和微观组织不均匀性可能导致残余应力的产生以及孔隙缺陷,进而影响材料的综合性能^[12, 15]。在稀土镁合金的应用中仍面临一些挑战。由于镁合金熔点低,在 SLM 过程中容易发生裂纹和氧化,这在一定程度上限制了其在更高要求的应用中的效果。因此,如何优化激光功率、扫描速度等工艺参数,以减少这些缺陷并提升镁合金的性能,仍是一个亟待解决的关键问题。固溶热处理是提升镁合金性能的常用方法之一。通过高温处理,合金中的溶质元素能够更好地溶解并形成过饱和固溶体,随后经过时效处理促使第二相粒子析出,从而提升合金的强度和硬度^[16-18]。对于稀土镁合金而言,固溶热处理可促进稀土元素的均匀分布,进而改善其力

学性能,尤其是高温下的性能。Zheng 等^[19]探究了热处理对 SLM 工艺下 Mg-9.5Gd-4Y-2.2Zn-0.5Zr 合金室温性能的影响,分析了不同峰值时效试样在不同拉伸温度下的力学性能和显微组织演变,结果表明当采用 520 °C×24 h+200 °C×112 h 的热处理工艺时,合金的力学性能达到最优,合金室温屈服强度为 238 MPa,极限抗拉强度 327 MPa,伸长率 2.5%。Liang 等^[20]研究了固溶处理+双重时效热处理对 SLMed ZK60 合金的影响,结果表明,固溶处理使晶界处的 Mg₇Zn₃ 溶解到基体中,晶粒中析出以 Zn₂Zr 为核心的富锌相。继续时效热处理后,棒状 β 相从 α -Mg 基体中析出,与单级时效相比,双级时效处理后的棒状析出相长度更长,数量更多。上述研究结果均表明,热处理对改善 SLM 镁合金性能具有积极影响。然而,固溶热处理过程中仍存在一些问题需克服的问题,如时效过程中析出相的过度聚集或晶粒的长大,可能会导致合金性能的退化。

因此,确定最优的固溶热处理工艺以提升合金的综合性能,是当前研究中的关键问题之一。相较于已有研究多聚焦于传统铸造或单一稀土元素的时效行为,本研究通过选区激光熔化技术制备多元稀土镁合金(Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr),系统探究了固溶+时效复合工艺对显微组织与力学性能的协同调控机制,重点揭示了长周期堆垛有序相(long-period stacking ordered, LPSO)相与纳米析出相的交互作用对塑性强化的贡献,分析其对合金微观组织和力学性能的改善作用,为优化 SLM 工艺和提升镁合金性能提供理论依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料与设备

实验采用铂力特 S210 型 SLM 设备,配置 Nd:YAG 激光系统(波长1 060~1 080 nm,最大功率500 W)。成形过程中严格控制成型舱氧浓度<10⁻³%,通过基板预热至 200 °C,有效抑制了残余应力导致的试样翘曲。针对非球形粉末流动性不足的问题,本研究采用分层调控策略:前 10 层实施三重激光重熔处理,后续层采用单次扫描模式。制备的粉末呈典型非球形形貌如图 1 所示。能量色散光谱(EDS)分析结果表明,粉末元素组成与名义成分 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 基本一致,整体满足 SLM 工艺对原料粉末的技术要求。具体工艺参数如表 1 所示。

1.2 材料表征与性能测试

显微组织分析采用 Gemini SEM 300 场发射扫描电镜,试样经梯度砂纸研磨(800 #~3000 #)后,使

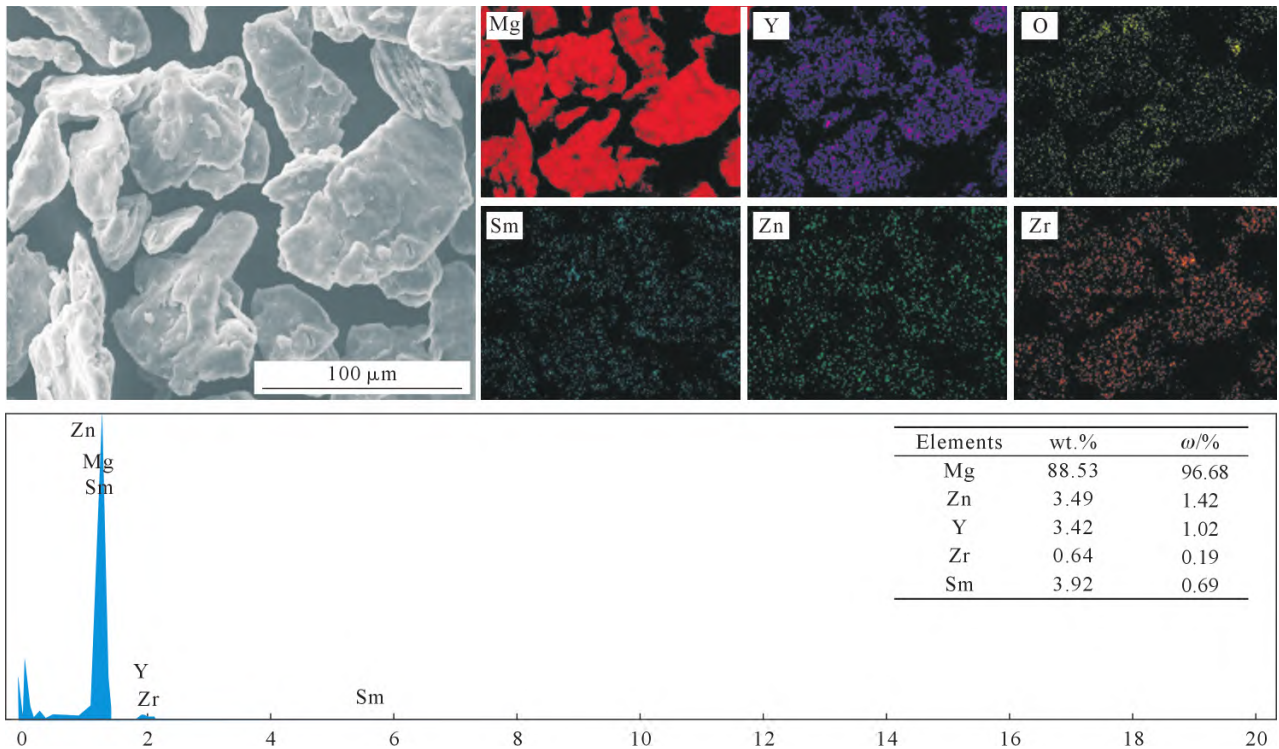


图1 粉体 SEM 图像及分布

Fig.1 SEM image and distribution of the powders

表1 SLM成形工艺参数

Tab.1 SLM processing parameters

Processing parameters	Laser power, P/W	Scanning speed, V/(mm·s ⁻¹)	Thickness of powder layer, T/μm	Hatch spacing, S/μm	Scanning strategy	Interlayer rotation angle/(°)	Substrate material
Value	60	300	20	80	Unidirectional scanning	67	ZK61

用 BUFHLER 自动抛光机进行镜面处理,4%硝酸酒精溶液腐蚀 20~30 s,超声清洗后观察。物相分析通过 Smart-Lab X 射线衍射仪进行,扫描范围 10° ~ 90° ,步长 0.02° 。采用 HXD-2000TMC/LCD 显微硬度计测量横截面硬度,载荷 200 g,保载 10 s,测点间距 0.5 mm,每个试样采集 16 个有效数据。压缩性能测试在 DDL-300 电子万能试验机上进行,试样按 ASTM 标准加工,图 2 为压缩试样尺寸,加载速率 0.5 mm/min。

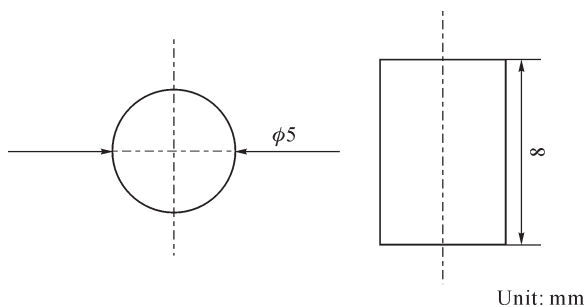


图2 压缩试样示意图

Fig.2 The size of the compression specimen

2 实验结果及讨论

2.1 微观组织

图 3 为固溶态合金经 225 °C 时效温度下,不同时间的显微组织。由图可知,在时效初期(5 h),合金的晶粒尺寸和形貌与时效前无明显区别,且晶粒内部未观察到析出相。当时效时间延长至 20 h,晶粒内部开始出现少量白色析出物,与固溶态处理过程中出现的析出物相比,析出物更为细小且分散。时效时间为 40 h 时,晶粒内部的析出相变得均匀且充分,此时合金硬度达到最高值。随着时效时间进一步延长,晶粒内部的析出相出现了急剧增加,且有明显的聚集现象,同时,整个时效过程中,晶粒尺寸呈现出持续增大的趋势。这一现象对试样的力学性能产生不利影响,因为晶粒长大会导致材料的性能下降。

Mg-RE 系合金的时效析出序列主要包括 β'' 、 β' 、 β_1 和 β 相^[21]。 β'' 通常在较低温度或较短时间内形成,是一种亚稳态的、细小且均匀分布的析出相。其

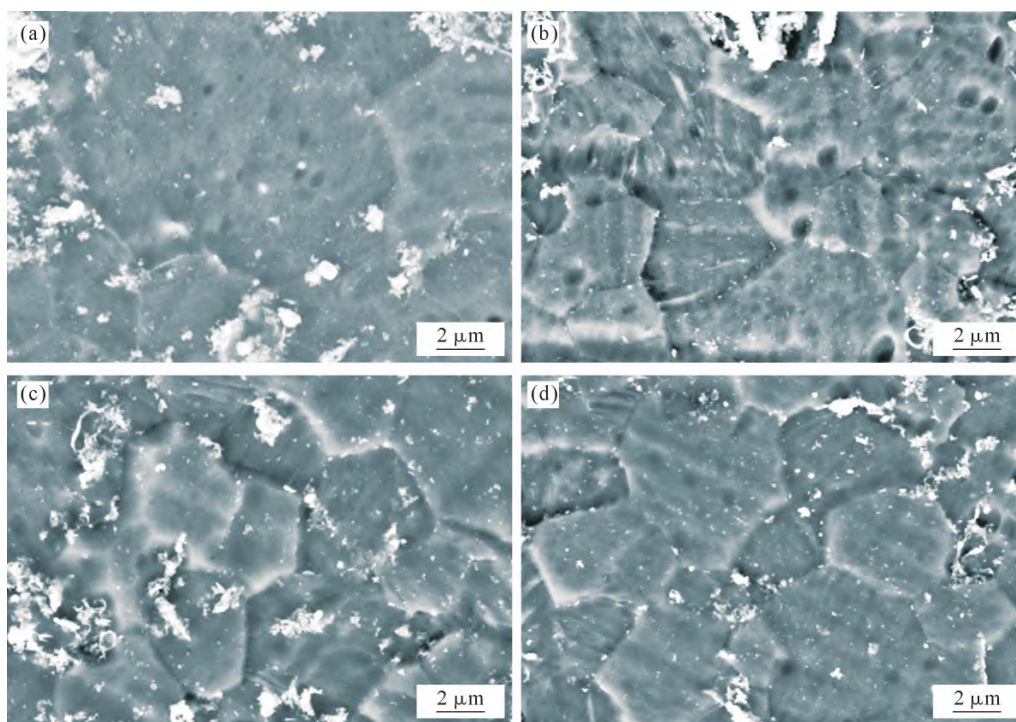


图3 225 °C下不同时效时间合金显微组织:(a) 5 h;(b) 20 h;(c) 40 h;(d) 50 h
Fig.3 Microstructure of the alloy aged for different durations at 225 °C: (a) 5 h; (b) 20 h; (c) 40 h; (d) 50 h

对合金的强化作用主要体现在阻碍位错的运动,从而提高合金的强度和硬度。作为合金力学性能峰值对应的中间相, β' 相为底心正交结构,同样具有良好的弥散强化效果,其尺寸和数量的变化直接影响合金的力学性能。在更长时间或更高温度的时效处理后, β' 相可能继续转变为 β_1 相。该相具有面心立方晶体结构,晶格常数 a 为0.74 nm,通常沿 $\{1010\}$ 晶面择优定向并呈盘状形态分布。最终形成的平衡相 β 同样属于面心立方结构,由先前形成的 β_1 相原位经原位转化而成。

采用TEM对225 °C下时效40 h下合金的沉淀物进行分析,结果如图4所示。由图4a可见,合金中分布着稀疏的板状沉淀物 β' ,其尺寸约为7 nm×3 nm(TEM统计50个析出相的平均值)。此外,可观察到

纳米级沉淀物呈现层状结构,层间距约为0.21 nm。

图5为时效态(225 °C×40 h)下SLM成形Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金的SEM形貌。由图可知,合金经时效处理后,沿着晶界析出大量白色物质,对图中A点的白色物质进行EDS分析,结果如表2所示,该析出物主要有Mg、Y和Sm元素组成,但Sm元素的含量较低。结合EDS的元素含量分析推测,析出物可能是 $Mg_{24}Y_5$,同时还可能含有少量的 $Mg_{41}Sm_5$,即析出物应为两者的混合相。

表2 图5中颗粒A的EDS分析结果
Tab.2 EDS analysis results for particle A in Fig. 5

Element	Mg	Y	Sm	Zn	Zr
Wt.%	59.64	27.60	8.69	2.33	1.73
At.%	85.30	10.79	2.01	1.24	0.66

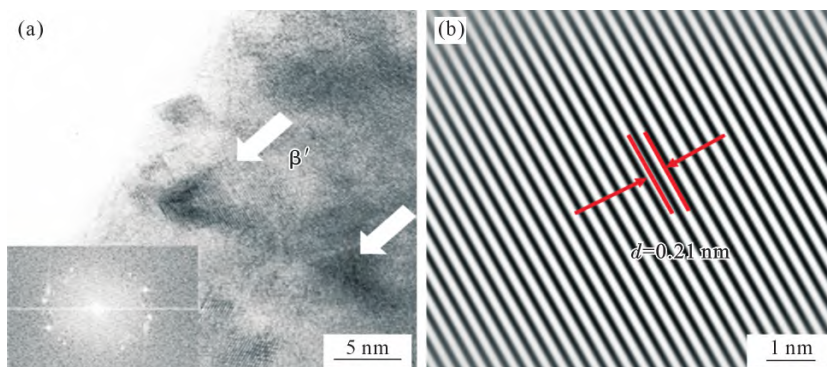


图4 时效225 °C×40 h试样TEM图像:(a) 纳米级沉淀物高分辨图像;(b) 快速傅里叶变化图像
Fig.4 TEM images of the sample aged at 225 °C for 40 h: (a) high-resolution image of nanoscale precipitates; (b) fast Fourier variation image

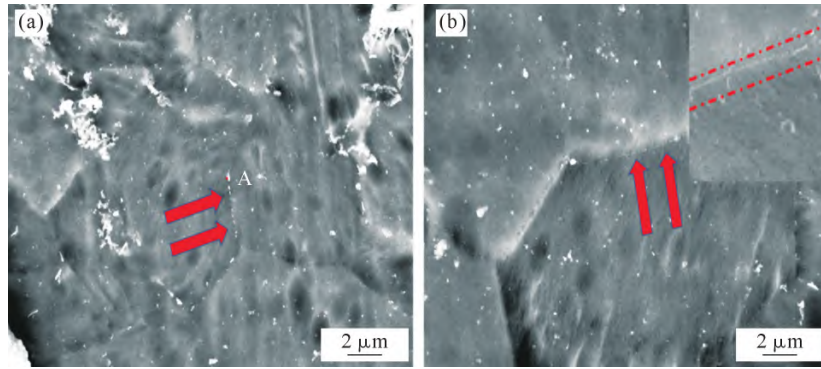


图5 时效态 SLM 合金的晶界析出相形貌:(a) 晶界析出物;(b) 高倍晶界图像

Fig.5 The morphology of the grain boundary precipitates of the aged SLM alloy: (a) precipitates at the grain boundary; (b) image of the grain boundary at high magnification

图6 为时效态 SLM 成形 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金的 SEM 形貌。由图可知,经时效热处理后,部分晶粒形貌发生变化,形成了类似于铸态 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金中的层状结构。对该形貌进行 EDS 元素含量分析,如表3所示。其中, Mg:(Y+Sm):Zn 原子百分比约为 12:1:1,由此推测该相可能为 $Mg_{12}(Y, Sm)Zn$ 。

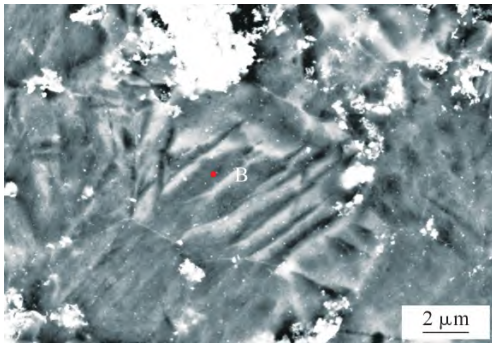


图6 时效态 SLM 合金的层状 LPSO 相形貌

Fig.6 Morphology of the layered LPSO phase in the aged SLM-processed alloy

表3 图6中B点的EDS分析结果

Tab.3 EDS analysis results for particle A in Fig. 6

Element	Mg	Y	Sm	Zn	Zr
Wt.%	70.37	12.12	7.38	8.98	1.15
At.%	89.62	4.22	1.52	4.25	0.39

图7 为合金在 SLM 态、固溶热处理 $500^{\circ}\text{C} \times 12\text{h}$, 时效热处理 $225^{\circ}\text{C} \times 40\text{h}$ 3 种状态下的 XRD 谱。结果表明,时效后的衍射峰有很大不同,通过对比可以得知在时效后,除了晶粒内部析出的细小 β' 相,还有 $Mg_{24}Y_5$ 相和 $Mg_{12}YZn$ 相存在。课题组在前期工作中发现,在 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金中, $Mg_{12}YZn$ 的形成应有部分 Sm 元素参与,此处应为 $Mg_{12}(Y, Sm)Zn$,该相在合金中呈层状堆叠,被确定为 14-LPSO 结构,因此在合金时效过程中,实现了 LPSO 相和析出相共存。晶界处析出物通过 XRD 可以确定为 $Mg_{24}Y_5$ 相,并含有少量的 $Mg_{41}Sm_5$ 相。

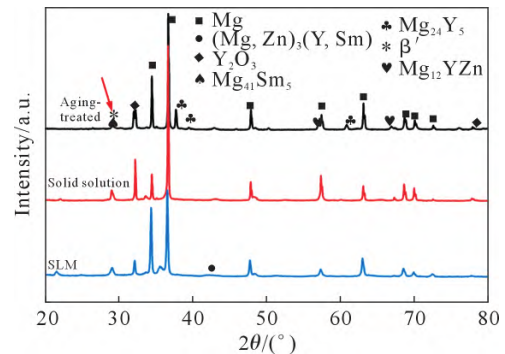


图7 不同热处理状态下合金的 XRD 谱

Fig.7 XRD patterns of alloys in different heat treatment states

2.2 力学性能

图8 为固溶处理后合金在 200、225 和 250°C 下低温处理 0~70 h 后的时效硬化曲线。结果显示,在所有测试温度下,随着时效时间的增加,硬度值均呈现先升高后下降的趋势。在 200 和 250°C 时,合金硬度值在初始阶段迅速升高,分别 30 和 20 h 达到峰值,在峰时效期后合金硬度又逐渐下降。

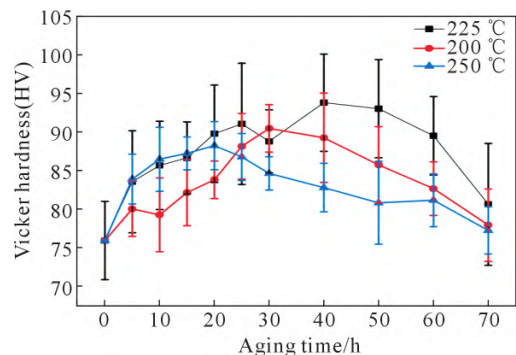


图8 不同温度下合金的时效硬化曲线

Fig.8 Age hardening curves of alloys at different temperatures

合金时效硬度值的变化可以归因于时效期析出相的演化规律。在时效初期,基体内析出一些亚稳的小尺寸析出相,这些细小弥散的析出相能有效阻碍位错运动,从而显著提高合金的硬度。随着时效时间的增加,这些初生的析出相进一步长大为更稳定的析出相,此时析出相仍能有效钉扎位错,合金的硬度

将继续提升。时效后期,因析出相尺寸过大,且分布集中,导致位错易于发生滑移,进而降低合金的硬度。

在 225 °C 时效条件下,合金的时效硬化曲线显示,时效初期(0~25 h),时效硬化曲线走势较为平缓,表明合金在这一阶段硬度增长较为缓慢,溶质原子正在逐步从固溶体中析出,但由于析出相尚未充分形成,对合金硬度的强化作用有限。当时效时间在 30~40 h 时,硬化曲线陡然上升,合金硬度出现了显著的快速增长,此时析出相已形成并均匀分布于晶粒内部,有效地阻碍了位错运动,析出强化效果明显。在此过程中,合金在 225 °C 下时效 40 h 时,硬度达到了峰值 93.9 HV。然而,当时效时间超过 40 h 进入后期阶段时,硬化曲线的上升趋势逆转,硬度开始逐渐下降。合金进入了过时效阶段,此时溶质原子

过多地析出并在晶粒内部集聚,导致位错运动阻力降低,从而使合金的硬度性能退化。因此本文最佳时效工艺选择 225 °C×40 h。

图 9 为不同状态下的合金室温压缩应力应变曲线对比图。如图所示,经过时效热处理后,与固溶态合金相比,合金屈服强度和抗压强度均有所降低,屈服强度由原来的 381 MPa 降低至 338 MPa,降低了 11.2%,抗压强度稍有降低,由原来的 528 MPa 降至 469 MPa,减小了 59 MPa。而压缩应变明显上升,由原来 16.4% 增至 21.4%。

图 10 为固溶态与时效态合金经 225 °C×40 h 试样的压缩断口形貌。结果表明,时效热处理后的压缩断口与固溶态有明显区别。对于时效态试样的压缩断口可以观察到明显的解离面和解离台阶,时

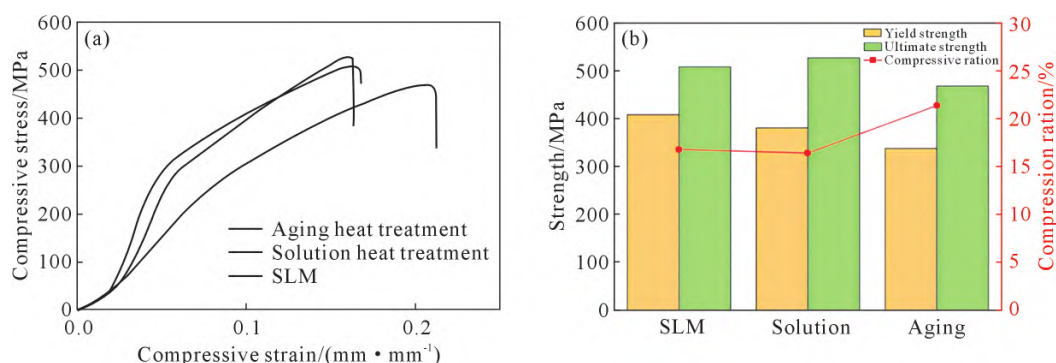


图 9 不同热处理状态下合金压缩性能:(a) 压缩应力-应变曲线;(b) 屈服/极限压缩强度和应变
Fig.9 Compressive mechanical properties of alloys in different heat treatment states: (a) compressive stress-strain curves; (b) yield/ultimate compressive strength and strain

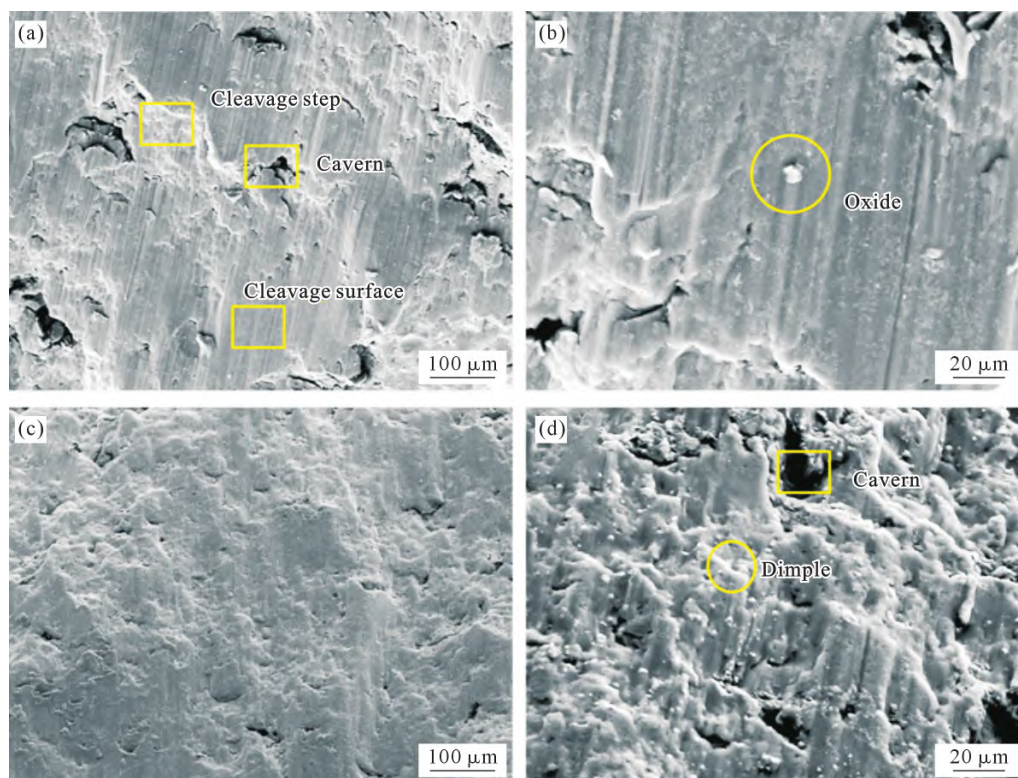


图 10 试样压缩断口形貌:(a, b) 时效态;(c, d) 固溶态
Fig.10 Compression fracture morphology of the sample: (a, b) aging state; (c, d) solid solution state

效态断口呈现更多韧窝与层状撕裂特征,表明 LPSO 相通过非均匀变形机制提升了塑性,在一些区域也观察到较为尖锐的边缘或者裂缝,代表部分脆性断裂特征存在。因此,经 $225\text{ }^{\circ}\text{C}\times 40\text{ h}$ 时效处理的固溶态合金试样来说,其韧窝状解离面上分布着少量较尖锐的脆性断裂特征,因此其相较于固溶态合金压缩应变有所提升。

此外,经 $225\text{ }^{\circ}\text{C}\times 40\text{ h}$ 时效处理的固溶态合金压缩断口上可观察到大量弥散的析出物,与固溶态合金析出物相似。值得注意的是,在裂纹处出现了白色聚集物,这些白色聚集物,是导致时效后材料性能恶化的主要因素。

对于稀土镁合金来说,时效析出强化是主要的强化机制,但通过本文发现经过时效热处理后,其屈服强度和抗压强度与时效前和热处理前均有所恶化。作者认为主要原因是固溶热处理后,大量的富 RE 相存在于晶界和晶粒内部,导致稀土元素不能充分固溶入镁基体,没有表现出应有的固溶强化及时效析出强化效果。在时效热处理过程中,在合金晶界处析出了大量 Mg_{24}Y_5 相和少量的 $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ 相,这一过程一方面降低了镁基体中的稀土元素,减少纳米级沉淀物对形成,另一方面这类析出物在晶界的大量析出,破坏合金晶界的连续性,降低结合强度,较大且集中的析出物导致应力集中,恶化其机械性能。

与之相反,时效后其压缩应变有明显的提升,这是与合金中 14H-LPSO 结构的 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相密切相关。当加入的 Y 和 Zn 合金的质量比为 6.6~11.6 之间时,会发生一种特殊的相变过程,即诱发生成层错型长周期有序晶体结构相^[22]。在镁合金塑性变形过程中,LPSO 相以其周期性的原子排列,形成对位错运动的强大阻碍,有效增强合金的强度和硬度。

然而,这种阻碍并非绝对不利于塑性,因为它可以促进非均匀变形,即在通过调控位错的运动路径和分布,使得材料能够在局部区域产生较大的塑性变形而不至于过早断裂。此外,LPSO 相在变形时可能经历动态溶解和再析出,这一机制有助于吸收部分变形能量,从而在某种程度上起到软化效应,有利于在更大应变范围内保持良好的塑性变形能力。在 $\text{Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr}$ 合金的时效处理阶段,生成的 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相主要作用在于改善镁合金的塑性变形能力,提高延伸率。因此时效后的产生的 LPSO 相能够明显改善合金的应变能力。

2.3 讨论与分析

图 11 为时效态合金的各元素面扫描结果。结果表明 Sm 和 Zn 元素分布相对均匀,但 Y 元素出现了明显的富集现象。结合前文研究可知,Y 元素除部分以 Y_2O_3 形式存在外,部分在晶界和晶粒内部析出形成 Mg_{24}Y_5 相,并且含有少量 $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ 相,这导致晶粒内纳米级沉淀物 β' 相析出状况差。Zn 元素分布较为均匀,一部分在参与晶内弥散 β' 相的形成,另一部分则如前文所述,与 Y、Sm 元素一同参与 LPSO 相 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相的形成。合金内 Zr 元素仍以质点形式存在。

时效热处理过程中,随着时间的延长,在合金晶界和晶内析出 Mg_{24}Y_5 相和少量 $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ 相,晶粒内部弥散出现 β' 相,Zn 元素与 Mg、Y 和 Sm 元素形成层状结构 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相,随着时效时间延长,晶粒尺寸变大。

对固溶态 SLM $\text{Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr}$ 合金经过时效热处理后,其屈服强度和抗压强度有所降低,但压缩应变性能得到显著提升。通过对合金显微组织的观察和力学性能的检测,可确定合金的强

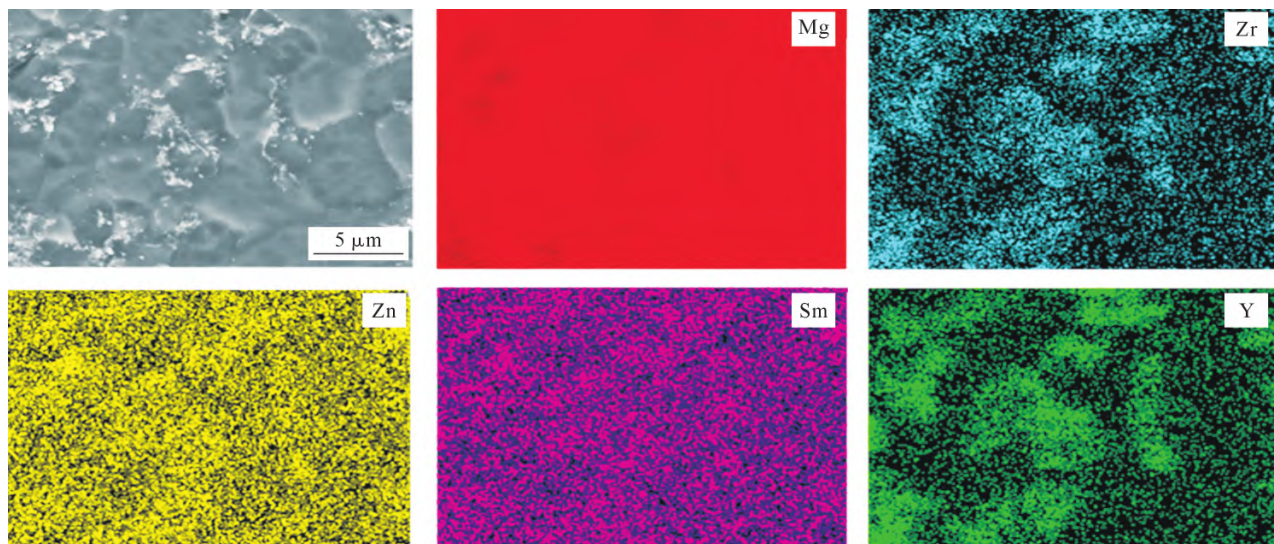


图 11 时效态合金 SEM 像及元素面扫描结果
Fig.11 SEM image and element mapping results of aged alloy

化机制包括细晶强化、析出强化和相变强化。

经过时效处理后,合金的晶粒尺寸相较于固溶状态呈现长大趋势,这一现象可能会对合金的整体性能产生不利影响。

在时效热处理过程中,经过固溶处理的过饱和 α -Mg基体中会弥散析出细小的第二相,该通过阻碍位错运动,增加位错滑移所需的临界应力,从而显著提升合金的屈服强度。根据Orowan机制,合金的屈服强度提升与析出相的尺寸、间距及数量等因素密切相关。屈服强度与析出相之间的关系如下式所示:

$$\Delta\sigma_y = \mu b \sqrt{\rho} \ln\left(\frac{d_{\text{eff}}}{d_p}\right) \quad (1)$$

式中, $\Delta\sigma_y$ 为屈服强度的增量; μ 为剪切模量; b 为柏氏矢量的长度,代表位错的大小; ρ 为单位体积内的析出相粒子数密度; d_{eff} 为有效临界剪切应变的长度尺度,与材料的塑性应变有关; d_p 为析出相粒子的平均直径。时效热处理过程中这些细小且均匀分布的析出相粒子增大位错运动的阻力,提高合金的屈服强度。随着析出相粒子的密度 ρ 增大,粒子直径 d_p 减小,屈服强度的提升效果将更加显著。即析出相粒子尺寸的减小、数量的增多以及弥散度的提高,都有助于增强合金的力学性能,表现为屈服强度的增加。对于SLM Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金来说,由于固溶态合金RE元素的富集和时效态 Mg_{24}Y_5 和 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 的析出和形成,导致析出相数量较少,因此析出强化不明显。

时效过程中,合金中生成新的化合物 Mg_{24}Y_5 相和 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相, Mg_{24}Y_5 相在晶界处聚集,对合金的力学性能是不利的, $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相提升了合金的压缩应变,因此相变强化应为主要的强化机理。

3 结论

(1)相同时效温度下,合金的硬度具有相同的变化规律。合金硬度随着时效时间的延长逐渐升高,达到峰值硬度后又逐渐降低。固溶态SLM Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr在 $225\text{ }^{\circ}\text{C}\times 40\text{ h}$ 时效处理后硬度值最高(93.9 HV)。

(2)SLMMg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金经 $225\text{ }^{\circ}\text{C}\times 40\text{ h}$ 时效处理后,大量的析出相在晶界和晶内析出,该析出相为 Mg_{24}Y_5 相和少量 $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ 相混合相,同时Zn和Y、Sm、Mg发生反应生成新的化合物 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$,该相在合金内以层状存在,在时效过程中,晶内弥散析出纳米析出物 β' 。

(3)时效热处理后,屈服强度、抗压强度和压缩

应变分别为338 MPa、469 MPa、21.4%,与固溶态相比屈服强度和抗压强度均有所下降,分别下降了11.3%和11.2%,一方面由于固溶过程中富RE相的生成,使析出物 β' 析出量较少,析出强化不明显,另一方面大量的 Mg_{24}Y_5 相在晶界处聚集,破坏晶界强度,使机械性能恶化。时效过程中晶粒的长大也是力学性能下降的原因之一。时效过程中形成了LP-SO相 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$,使得合金的伸长率提高,压缩应变提升了5%。Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金固溶+时效热处理后的强化机理主要为相变强化。

参考文献:

- [1] BAI J Y, YANG Y, WEN C, CHEN J, ZHOU G, JIANG B, PENG X D, PAN F S. Applications of magnesium alloys for aerospace: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(10): 3609-3619.
- [2] FRIEDRICH H, SCHUMANN S. Research for a "new age of magnesium" in the automotive industry[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117(3): 276-281.
- [3] SHE J, CHEN J, XIONG X M, YANG Y, PENG X D, CHEN D L, PAN F S. Research advances of magnesium and magnesium alloys globally in 2023 [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2024, 12(9): 3441-3475.
- [4] 陈娇,赵超宇,刘冬. 耐热镁合金在航空航天工业的应用[J]. 热加工工艺, 2024, 53(22): 11-14.
CHEN J, ZHAO C X, LIU D. Application of heat-resistant magnesium alloys in aerospace [J]. Hot Working Technology, 2024, 53(22): 11-14.
- [5] 樊振中,陈军洲,陆政,熊艳才. 镁合金的研究现状与发展趋势[J]. 铸造, 2020, 69(10): 1016-1029.
FAN Z Z, CHEN J Z, LU Z, XIONG Y C. Research status and development trend of magnesium alloys[J]. Foundry, 2020, 69(10): 1016-1029.
- [6] 杨力祥,肖旅,周海涛,田莹,李飞,曾小勤,孙宝德,李中权. 高强耐热稀土镁合金研究进展[J]. 上海航天, 2019, 36(2): 38-44.
YANG L X, XIAO L, ZHOU H T, TIAN Y, LI F, ZENG X Q, SUN B D, LI Z Q. Current development of high-strength heat-resistant rare earth magnesium alloys [J]. Aerospace Shanghai, 2019, 36(2): 38-44.
- [7] 闫志飞,田光元,苏辉,薛程鹏,李全,王硕,严程铭,杨智皓,高平,王俊升. 高性能镁合金的研究进展[J]. 铸造技术, 2023, 44(2): 101-113.
YAN Z F, TIAN G Y, SU H, XUE C P, LI Q, WANG S, YAN C M, YANG Z H, GAO P, WANG J S. Research progress of high-performance magnesium alloy[J]. Foundry Technology, 2023, 44(2): 101-113.
- [8] 郑伟,柳叶芳,业飞,陈雪,展卫星. 耐热镁合金材料的研究和应用现状[J]. 世界有色金属, 2021(4): 125-126.
ZHENG W, LIU Y F, YE F, CHEN X, ZHAN W X. Research and application status of heat resistant magnesium alloy materials [J]. World Nonferrous Metals, 2021(4): 125-126.

- [9] 张薇. 稀土元素对耐热镁合金组织和性能的影响[D]. 西安:西安建筑科技大学, 2016.
ZHANG W. Effect of rare earth elements on microstructure and mechanical properties of heat-resistant magnesium alloy[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2016.
- [10] 张保丰, 李智, 李庆奎, 沈辉, 周秉彦. 镁合金的稀土微合金化及存在的问题[J]. 铸造技术, 2012, 33(10): 1149-1152.
ZHANG B F, LI Z, LI Q K, SHEN H, ZHOU B Y. Study on preparation of low cost ZK60A magnesium alloy with zirconium sponge [J]. Foundry Technology, 2012, 33(10): 1149-1152.
- [11] ALAMI A H, OLABI A G, ALASHKAR A, ALASAD S, AL-JAGHOUB H, REZK H, ABDELKAREEM M A. Additive manufacturing in the aerospace and automotive industries: Recent trends and role in achieving sustainable development goals[J]. Ain Shams Engineering Journal, 2023, 14(11): 102516.
- [12] MANAKARI V, PARANDE G, GUPTA M. Selective laser melting of magnesium and magnesium alloy powders: A review[J]. Metals, 2017, 7(1): 2.
- [13] DENG Q C, WU Y J, LUO Y H, SU N, XUE X Y, CHANG Z Y, WU Q Y, XUE Y T, PENG L M. Fabrication of high-strength Mg-Gd-Zn-Zr alloy via selective laser melting[J]. Materials Characterization, 2020, 165: 110377.
- [14] ZHANG B C, LIAO H L, CODDET C. Effects of processing parameters on properties of selective laser melting Mg-9%Al powder mixture[J]. Materials & Design, 2012, 34: 753-758.
- [15] ZHANG W N, WANG L Z, FENG Z X, CHEN Y M. Research progress on selective laser melting (SLM) of magnesium alloys: A review[J]. Optik, 2020, 207: 163842.
- [16] MOTALLEBI R, SAVAEDI Z, MIRZADEH H. Post-processing heat treatment of lightweight magnesium alloys fabricated by additive manufacturing: A review[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 20: 1873-1892.
- [17] HU Q J, CHEN C, LIU M, CHANG C, YAN X C, DAI Y L. Improved corrosion resistance of magnesium alloy prepared by selective laser melting through T4 heat treatment for biomedical applications[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 813-825.
- [18] LIU S, GUO H J. Influence of hot isostatic pressing (HIP) on mechanical properties of magnesium alloy produced by selective laser melting (SLM)[J]. Materials Letters, 2020, 265: 127463.
- [19] ZHENG J, YAN Z M, JI J S, SHI Y S, ZHANG H, ZHANG Z M, XUE Y. Effect of heat treatment on mechanical properties and microstructure evolution of Mg-9.5Gd-4Y-2.2Zn-0.5Zr alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(4): 1124-1132.
- [20] LIANG J W, LEI Z L, CHEN Y B, FU W J, WU S B, CHEN X, YANG Y C. Microstructure evolution of laser powder bed fusion ZK60 Mg alloy after different heat treatment [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 898: 163046.
- [21] 张航. Zn 含量对 Mg-Y-Sm-Zr 合金组织和性能的影响[D]. 太原: 中北大学, 2019.
ZHANG H. Effect of Zn content on microstructure and properties of Mg-Y-Sm-Zr alloy [D]. Taiyuan: North University of China, 2019.
- [22] ZHU Z Q, PAN F S, ZHAO C, HU Y B. Effect of calcium and strontium on microstructure of AZ31 wrought magnesium alloys [J]. Materials Science Forum, 2011, 686: 30-39.

(责任编辑: 宫文婧)