DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5054

热处理对选区激光熔化 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金显微组织及力学性能的影响

顾　军[1],徐玉棱[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:采用选区激光熔化技术(selective laser melting, SLM)制备了 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 稀土镁合金,通过对合金在不同固溶与时效制度下进行热处理,结合扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射(XRD)及能谱分析(EDS),系统研究了不同热处理对合金显微组织演变、析出相特征及力学性能的影响,获得了最佳热处理工艺参数。结果表明,SLM 态合金的晶粒尺寸为 3.8 μm,微观组织主要由 α-Mg、共晶相(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)和 Y_2O_3 组成。成形件试样的屈服强度、抗压强度和压缩应变分别为 406 MPa、509 MPa 和 16.7%。经过 500 ℃×12 h 的固溶处理后,晶粒尺寸为 5.52 μm,与 SLM 态合金相比,屈服强度降至 381 MPa,抗压强度提升至 528 MPa。合金中 α-Mg 的稀土元素含量最高,固溶处理促使稀土元素固溶于 α-Mg 基体,形成弥散分布的富 RE 相,使抗压强度从 509 MPa 提升至 528 MPa,压缩应变保持在 16.4%。

关键词:Mg-Y-Sm-Zn-Zr;选区激光熔化;固溶热处理;显微组织;力学性能
中图分类号:TG155　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)09-0921-09

Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Selective Laser Melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr Alloys

GU Jun[1], XU Yuleng[1], WANG Wenli[2]
(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 rare-earth magnesium alloy was fabricated via selective laser melting (SLM). The effects of various solution treatments and aging regimes on microstructural evolution, precipitate characteristics, and mechanical properties were systematically investigated through heat treatment experiments combined with scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), and energy-dispersive spectroscopy (EDS), with optimal heat treatment parameters identified. The results indicate that the as-SLM alloy has fine equiaxed grains (3.8 μm) consisting of an α-Mg matrix, a eutectic phase (Mg, Zn)$_3$(Y, Sm), and Y_2O_3 oxides. The compressive yield strength (CYS), ultimate compressive strength (UCS), and strain of the as-built samples reach 406 MPa, 509 MPa, and 16.7%, respectively. Following solution treatment at 500 ℃ for 12 h, coarsening of the grains to 5.52 μm reduces the CYS to 381 MPa while increasing the UCS to 528 MPa. Quantitative EDS analysis reveals the maximum rare-earth (RE) element concentration within α-Mg. Solution treatment facilitates RE dissolution into the matrix and subsequent precipitation of dispersed RE-rich phases, whose redistribution underpins the enhanced UCS from 509 MPa to 528 MPa, with favourable compressive strain retained at 16.4%.

Key words: Mg-Y-Sm-Zn-Zr; selective laser melting; heat treatment; microstructure; mechanical properties

镁及其合金因较高的比强度、比刚度及卓越的减震性能,被认为是 21 世纪具有广阔应用前景的绿色工程材料,在汽车、电子和航空航天等领域展现出较大潜力[1-4]。近年来,随着轻量化和绿色节能需求的不断增长,镁合金的研究受到广泛关注。然而,其较低的力学性能和耐热性仍是实际应用中的主要

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:顾　军,1979 年生,本科,中级工程师.主要从事镁合金材料与产品开发方面的工作. Email: guj@baosteel.com
通信作者:王文礼,1977 年生,博士,教授.研究方向为新型镁合金材料组织性能控制. Email: wangwl@nwpu.edu.cn
引用格式:顾军,徐玉棱,王文礼.热处理对选区激光熔化 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金显微组织及力学性能的影响[J].铸造技术,2025, 46(9): 921-929.
GU J, XU Y L, WANG W L. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloys[J]. Foundry Technology, 2025, 46(9): 921-929.

中国知网　https://www.cnki.net

瓶颈[5]。为克服这一挑战，通过研究证明稀土元素在优化镁合金性能方面具有关键作用。稀土元素通过多种机制改善镁合金的综合性能，如 Y、Sm 元素可形成热稳定析出相，提升高温性能，Zn 和 Zr 分别通过固溶强化与晶粒细化改善室温力学性能[6-8]。在开发新型镁基多元稀土合金(Mg-RE)时，常用稀土元素如 Y、Sm、Nd 和 Gd 的加入可形成一系列高性能镁稀土合金，尤其是 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金因优异的高温抗蠕变性能和高温力学性能逐渐成为研究热点。田一清等[9]以 Mg-Sm-xY-Zn-Zr 合金体系为基础，进一步研究了 Y 元素含量差异对镁合金铸态和热处理态的影响，结果表明，随着 Y 元素含量提升，铸态稀土镁合金的各项性能(硬度、强度和伸长率)得到了提高。

尽管稀土元素的合金化显著改善了镁合金的性能，但传统加工方式在制备复杂结构零件时仍面临诸多限制，例如变形能力不足、缩松、夹杂及气孔缺陷等[10-11]。因此，开发更加高效、经济，且能制备高质量镁合金构件的加工技术成为当前的研究重点。选区激光熔化(selective laser melting, SLM)作为增材制造技术中最具发展前景的加工方法之一，因其在设计灵活性、复杂构件成形及成本节约等方面的优势，为镁合金加工提供了全新解决方案[12-13]。由于 SLM 是一个反复熔化与冷却的过程，其瞬态非平衡快速冷却特性可显著细化晶粒，从而提升材料的细晶强化效果。

选区激光熔化 SLM 成形技术固有的快速凝固特性易诱发残余应力、微孔洞及成分偏析等冶金缺陷[14-15]。针对 SLM 成形件的后处理优化，热等静压(hot isostatic pressing, HIP)主要用于降低材料孔隙率，而固溶热处理则通过调控析出相分布与元素固溶度实现组织优化。研究表明，热处理工艺对改善 SLM 成形镁合金的微观组织，消除残余应力及提升力学性能具有关键作用[15]。值得注意的是，热处理虽能有效促进元素均匀化分布并缓解残余应力，但对孔隙缺陷的消除仍需结合 HIP 工艺协同作用。近期研究为热处理工艺优化提供了重要理论依据，Liu 等[16]系统研究了热处理对 SLM 成形 AZ61 镁合金的微观组织演变规律与力学性能影响机制，发现经优化的热处理工艺可使材料伸长率提升 117%，同时保持抗拉强度无显著衰减。通过原位观察揭示了 β-$Mg_{17}Al_{12}$ 相的高温溶解动力学特征，证实该相在 410 ℃以下具有优异的热稳定性，其溶解行为与固溶温度呈现显著相关性。值得注意的是，随固溶温度升高，合金强度呈现适度下降(降幅≤12%)，而塑性指标可提升至铸态合金的 1.8 倍。Esmaily 等[14]采用对比研究方法，系统分析了 SLM+HIP+HT 复合工艺对 WE43 镁合金显微组织、电化学特性及腐蚀行为的影响规律。实验数据表明，经复合工艺处理的 SLM 成形试样可实现完全致密化，其耐腐蚀性能较传统铸造 WE43 合金提升约 30%，为 SLM 成形镁合金的后处理工艺设计提供了重要理论支撑。

尽管现有研究在热处理改善 SLM 镁合金性能方面取得了一定进展，但仍存在不足。例如，不同热处理工艺参数对不同镁合金的具体影响机制尚未完全明确，同时在工业应用中实现热处理工艺的优化及标准化仍需深入探索。因此，本研究旨在系统探讨不同热处理工艺对 SLM 制备稀土镁合金的影响，揭示其在改善微观组织和力学性能方面的作用机理，为 SLM 制备稀土镁合金的热处理参数优化提供实验依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

研究采用的原始材料由课题组自研的稀土镁合金粉体制备工艺和设备通过机械研磨和球磨获得。图 1 为稀土镁合金粉末的 SEM 像及粉末的元素分布和含量。如图 1c 所示，实验所用非球形粉末的粒径分布特征表现为：最大粒径 83.66 μm，特征粒径参数 D_{10}=35.89 μm、D_{50}=54.49 μm、D_{90}=73.97 μm。通过对粉末的 EDS 分析可知，与Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 相比，各元素的含量并未发现明显变化，粉末氧含量为 5.55%，导致合金其他元素与名义成分有所下降，实验所用粉末满足选区激光熔化工艺要求。

1.2 实验设备

SLM 设备采用铂力特 S210，该设备采用了 Nd:YAG 激光源，其最高输出功率 500 W，工作波长为 1 060~1 080 nm。在整个选区激光熔化过程中，设备成型舱内的氧含量(质量分数)应控制在 2×10^{-5} 以下，为防止选区激光熔化过程中残余应力所导致的样品翘曲，在打印前将基板预热至 200 ℃。由于本文采用非球形粉末，其流动性较差，因此在打印过程中，对前 10 层粉末进行多次重熔(3 次)，后续进行单次扫描。具体工艺参数如表 1 所示。

1.3 力学性能测试及微观组织观察

使用 Gemini SEM 300 场发射扫描电子显微镜观察样品的表面形貌和微观组织。先用 800#、1000#、1500#、2000# 和 3000# 水砂纸对样品进行打磨，再用 BUFHLER 金相自动磨样机抛光，然后用浓度 4%硝酸酒精溶液腐蚀 20~30 s 后吹干，使用超声清洗腐蚀产物后，干燥并观察，晶粒尺寸通过线性截

中国知网 https://www.cnki.net

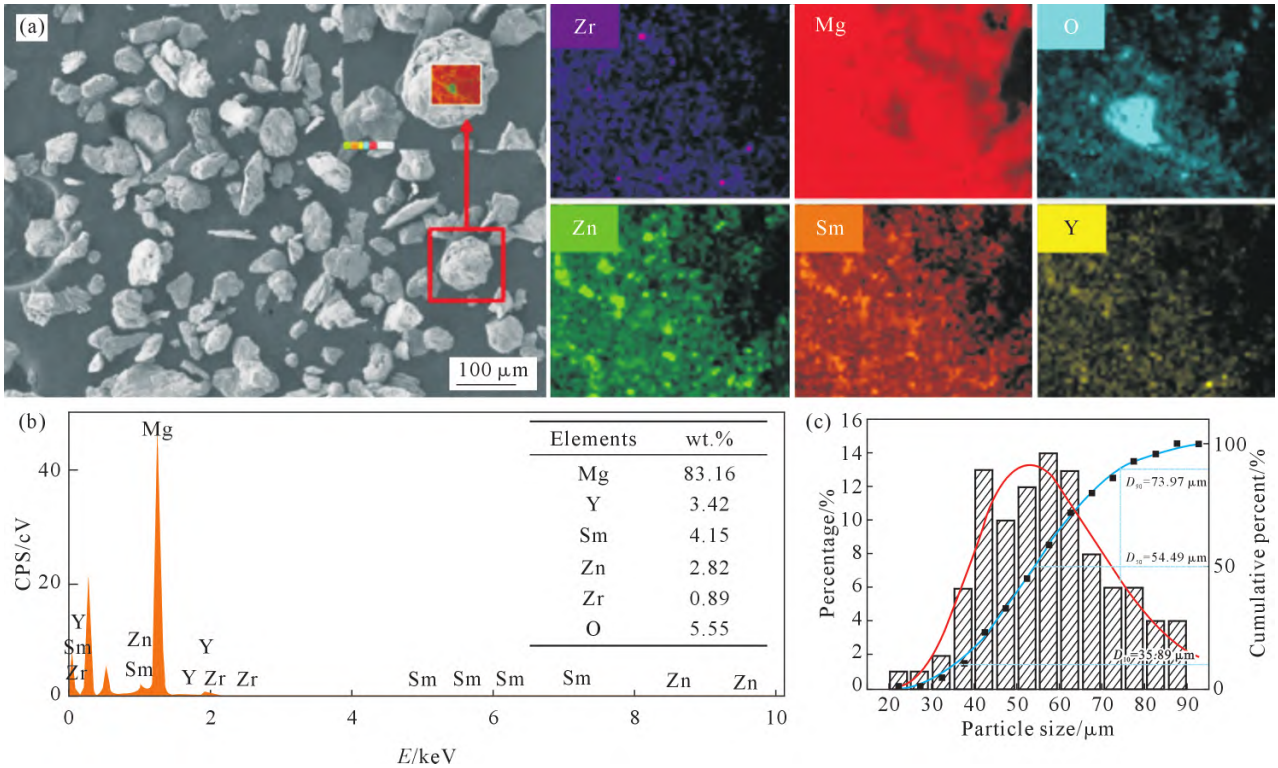

图 1　球磨处理后粉末形貌：(a) 粉末 SEM 图片及元素分布；(b) 粉末 EDS 能谱；(c) 粉体粒径分布

Fig.1　Powder morphology after ball milling treatment: (a) SEM image of the powder and elemental distributions; (b) EDS energy spectrum of the powder; (c) particle size distribution of the powder

表1 设备工艺参数

Tab.1 Process parameters

Processing parameters	Value
Laser power P/W	60
Scanning speed V/(mm·s^{-1})	300
Thickness of powder layer T/μm	20
Hatch spacing S/μm	80
Substrate material	ZK61

距法计算。使用 Smart-Lab 型 X 射线衍射仪分析不同工艺参数下试样的物相组成，扫描步长设置为 0.02°，扫描角度为 10°~90°。使用 HXD-2000TMC/LCD 硬度计测试样品的显微硬度，测试面为横截面，抛光后进行测试。每个试样测试 16 个点，测试点间距为 0.5 mm，载荷为 200 g，加载时间为 10 s。压缩性能测试采用电子万能试验机(DDL-300)将试样加工为标准测试尺寸，压缩速率设定为 0.5 mm/min。显微组织观察平行于沉积方向的横截面，力学性能测试垂直于沉积方向的横截面，以系统评估 SLM 层状堆积特性对组织与性能的影响。

2　实验结果及讨论

2.1　微观组织

图 2 为 SLM Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr(质量分数，%)合金的差式扫描量热(DSC)分析曲线。由图 2 可知，DSC 曲线起始温度和峰值温度分别为 509.3 和 516.8 ℃，表明共晶相(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)的溶解始于 509.3 ℃。液相和 α-Mg 基体在合金中共存，当温度升至 509.3 ℃左右时，发生共晶反应，反应方程式为：L→α-Mg+(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)[17]。在 610.7 ℃时出现一个较大的吸热峰，此时对应合金的熔点。为了获得最大的过饱和固溶度，镁合金的固溶处理温度应比共晶相的熔化温度低 5~10 ℃。因此，实验选取的固溶温度分别为 480、500 和 510 ℃，热处理时间选择参考铸态合金[18]，选取情况如表 2 所示。

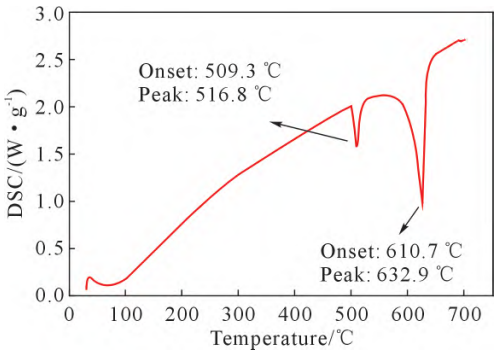

图 2　合金的 DSC 曲线

Fig.2　DSC curve of the as-cast alloy

图 3 为合金在不同热处理参数下的显微组织，固溶处理后合金的淬火方式选择水淬。从图中可以观察到合金固溶热处理后并未发现网状(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)相及板条状 Mg$_{12}$(Y, Sm)Zn 相，但在合金的晶界及晶内出现了大量白色析出物。温度不变的情况下，

中国知网　https://www.cnki.net

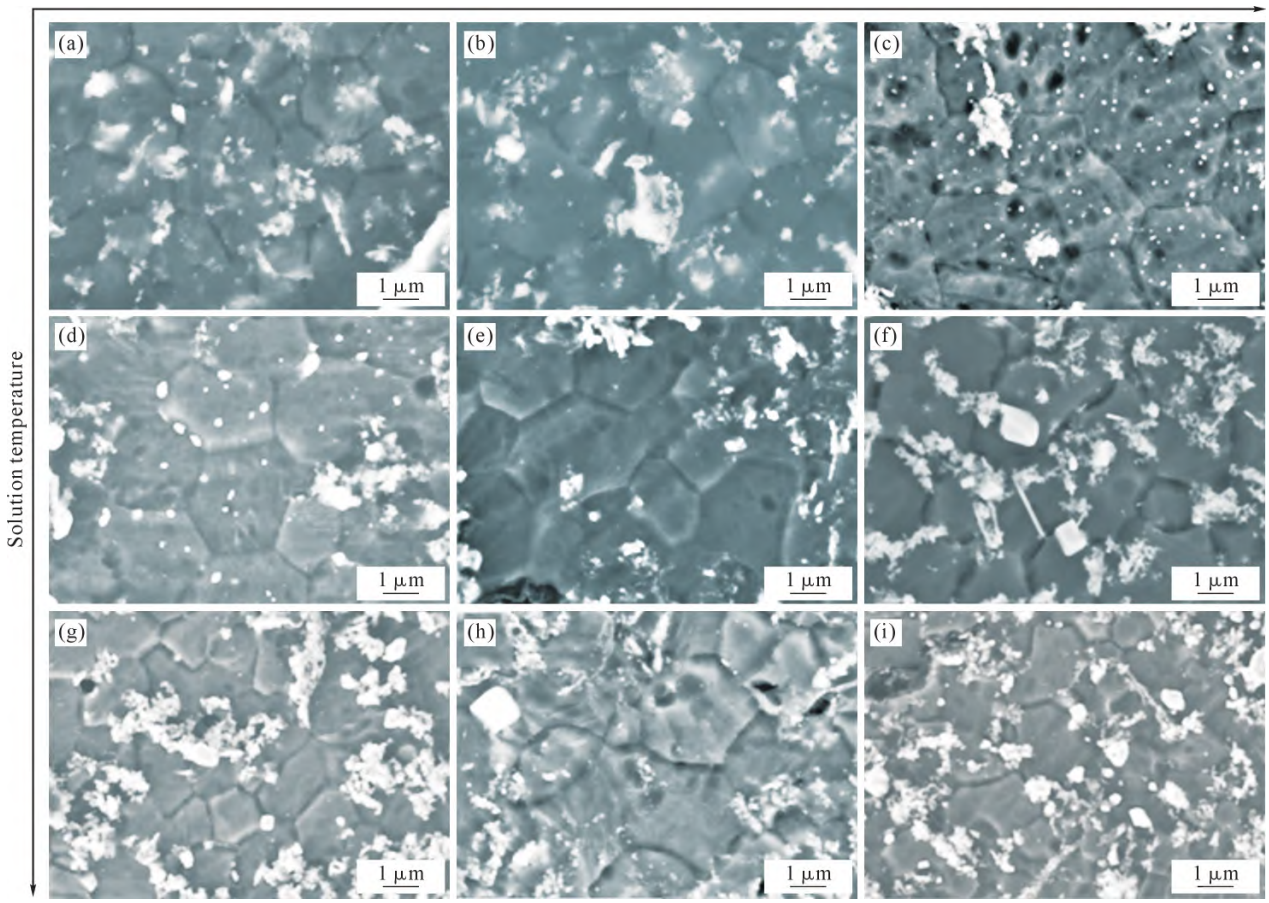

图 3 不同固溶参数下合金的显微组织:(a) 480 ℃×4 h; (b) 480 ℃×12 h; (c) 480 ℃×16 h; (d) 500 ℃×4 h; (e) 500 ℃×12 h; (f) 500 ℃×16 h; (g) 510 ℃×4 h; (h) 510 ℃×12 h; (i) 510 ℃×16 h

Fig.3 Microstructures of the alloy under different solution parameters: (a) 480 ℃×4 h; (b) 480 ℃×12 h; (c) 480 ℃×16 h; (d) 500 ℃×4 h; (e) 500 ℃×12 h; (f) 500 ℃×16 h; (g) 510 ℃×4 h; (h) 510 ℃×12 h; (i) 510 ℃×16 h

表 2 固溶处理温度及时间

Tab.2 Parameters of temperature and time for solid solution treatment

	4 h	8 h	12 h	16 h
480 ℃	√	√	√	√
500 ℃	√	√	√	√
510 ℃	√	√	√	√

合金晶粒尺寸随固溶时间的延长而增大,晶界上呈网状的$(Mg, Zn)_3(Y, Sm)$相在短时间内溶入 α-Mg 基体中,新的第二相随时间延长,数量逐渐增多,并且出现棒状析出物。

图 4 为固溶热处理过程中的晶粒尺寸变化。由图可知,随温度的升高和时间的延长,晶粒尺寸出现了明显增长。在 480 和 500 ℃条件下,随着时间延长晶粒尺寸长大较为缓慢,并且长大不明显,但在 510 ℃条件下,晶粒尺寸随着时间延长长大较为明显(3.8~6.3 μm),较大的晶粒通常会导致合金强度和韧性下降,而较小的晶粒则可以提高这些性能,因此选择 480 ℃或者 500 ℃固溶温度。

在固溶热处理过程中,稀土元素在高温条件下通过高温激活扩散至 α-Mg 基体晶格中,实现均匀

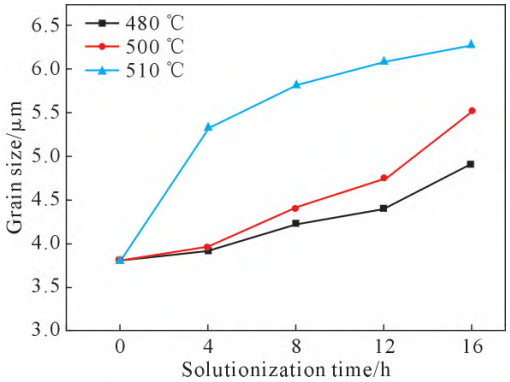

图 4 固溶处理过程中的晶粒尺寸变化

Fig.4 Grain size changes during the solid solution process

固溶与强化合金。固溶热处理实验的主要目的是为了获得过饱和固溶体,因此对 480 和 500 ℃ 2 种参数下的合金进行 EDS 分析。

图 5 为 SLM 合金显微组织及元素含量。对合金基体内部随机标定 5 个点(图 5a),并对其进行 EDS 分析获得 RE 元素含量。从图 5b 可知,A 点 RE 元素质量分数为 4.61%,后续对 B、C、D、E 4 个点进行 EDS 分析,可以得到 SLM 合金基体内部 RE 元素的平均含量为 4.89%。

中国知网 https://www.cnki.net

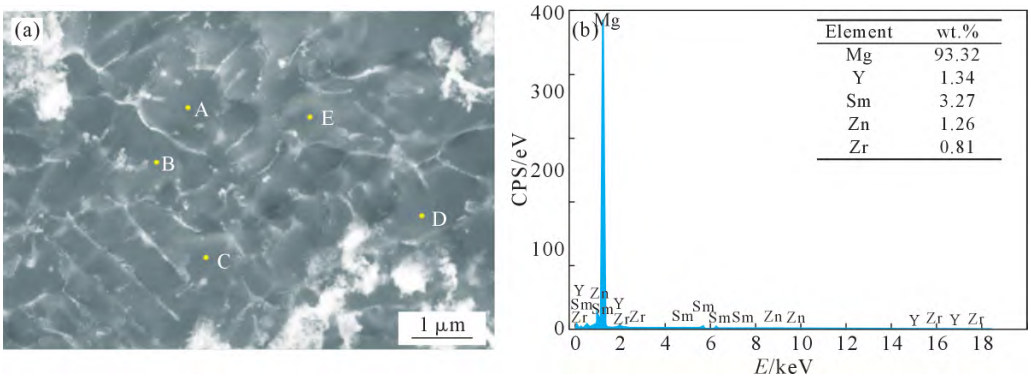

图 5　SLM 合金显微组织及元素含量：(a) α-Mg 基体内随机标定点；(b) A 点元素含量

Fig.5　Microstructure and elemental content of SLMed alloys: (a) internal calibration points of the α-Mg matrix; (b) element content at point A

图 6 为不同固溶参数下合金微区元素分析位置。对不同固溶温度和不同固溶时间的合金 α-Mg 基体内部进行随机标定，并对标定点进行 EDS 分析获得合金各位置稀土元素(Y, Sm)分析结果，如表 3 所示。由 RE 元素含量变化可知，与 SLM 合金基体内部 Y+Sm 元素的平均含量(4.89%，质量分数，下同)相比，α-Mg 基体中的 Y、Sm 元素随固溶时间延长，其含量也随之增加。通过对 480 和 500 ℃固溶处理后晶粒随机 5 个点标定，求得 Y+Sm 元素含量，并进行平均值计算。在固溶参数为 500 ℃×16 h时，α-Mg 基体中 Y+Sm 元素平均含量最高，为 5.28%。但考虑其与 500 ℃×12 h 时两者元素含量相近，且 16 h 时晶粒尺寸更大，因此选择 500 ℃×12 h 作为最佳固溶参数。

表3 α-Mg基体中Y+Sm元素平均含量

Tab.3 The average content of Y+Sm element in the α-Mg matrix

(mass fraction/%)

	4 h	8 h	12 h	16 h
480 ℃	4.72	4.91	4.73	5.01
500 ℃	4.91	5.03	5.23	5.28

综上可知，合金在固溶处理过程中，由于高温 Y、Sm 元素脱离原来$(Mg, Zn)_3(Y, Sm)$共晶相，进入镁基体的晶格间隙或替代镁原子的位置，实现稀土元素在镁基体内部的固溶，形成过饱和固溶体，使 Y、Sm 元素在基体中的含量增加。考虑到合适的固溶热处理制度不应该生成较大的晶粒尺寸，并且 Y、Sm 元素应尽量多的固溶于基体中，因此选择 500 ℃×12 h 为最佳固溶参数。

2.2　力学性能

图 7 为合金经 500 ℃×12 h 固溶热处理下的应力应变曲线。由图 7 可知，在加载过程中存在明显的屈服点，这表明合金具有良好的塑性变形能力。在低应变范围内(大约 0~0.05)，应力随应变的增加而线性增加，这是弹性变形阶段，符合胡克定律，即应力与应变成正比。随着应变进一步增加(0.05~0.15)，应力的增长速度开始加快，材料进入塑性变形阶段。在这个阶段，材料开始产生永久形变，且应力-应变曲线变得越来越陡峭；在 0.15 之后，曲线出现了拐点，这表示材料达到了其抗压强度。经过固溶处理的SLM 合金在压缩载荷下表现出较高强度和一定塑性。

SLM 沉积态合金的显微硬度(83.6 HV)显著高于固溶处理后的试样(75 HV)，但其屈服强度(406 MPa)与抗压强度(509 MPa)相较于固溶态(381、528 MPa)并未呈现正相关性。这一现象可归因于沉积态合金的微观组织特征：①SLM 快速凝固形成的超细晶粒(3.8 μm)通过 Hall-Petch 效应显著提升硬度；②残余共晶相，如$(Mg, Zn)_3(Y, Sm)$及未完全固溶的稀土元素导致位错运动受阻，但共晶相在压缩载荷下易引发应力集中，从而降低宏观强度。固溶处理后，共晶相部分溶解，富 RE 相弥散分布，缓解了应力集中并提升抗压强度，但晶粒粗化(5.52 μm)弱化了细晶强化作用，导致屈服强度下降[19]。

对于经过固溶热处理后的 SLM 态合金，由于 Mg 原子的尺寸与 Y、Sm 及 Zn 等溶质原子存在差异性，这种尺寸不匹配会在固溶过程中导致晶格结构产生畸变，并形成应力场，阻碍位错运动地进行，进而提升合金的整体强度。经过固溶处理后，富 RE 相以微小且均匀分散的颗粒形态存在于基体相中，带来明显的强化效应。主要原因在于这些富 RE 相颗粒与位错间的相互作用机制，能够有效阻碍位错的移动过程，从而提高了合金的抗压强度，但在固溶过程中由于晶粒的粗大影响合金的屈服强度，导致性能下降。

图 8 为经 500 ℃×12 h 固溶热处理后的压缩试样断口形貌。由图 8a 可以看出，试样在压缩断裂后

中国知网　https://www.cnki.net

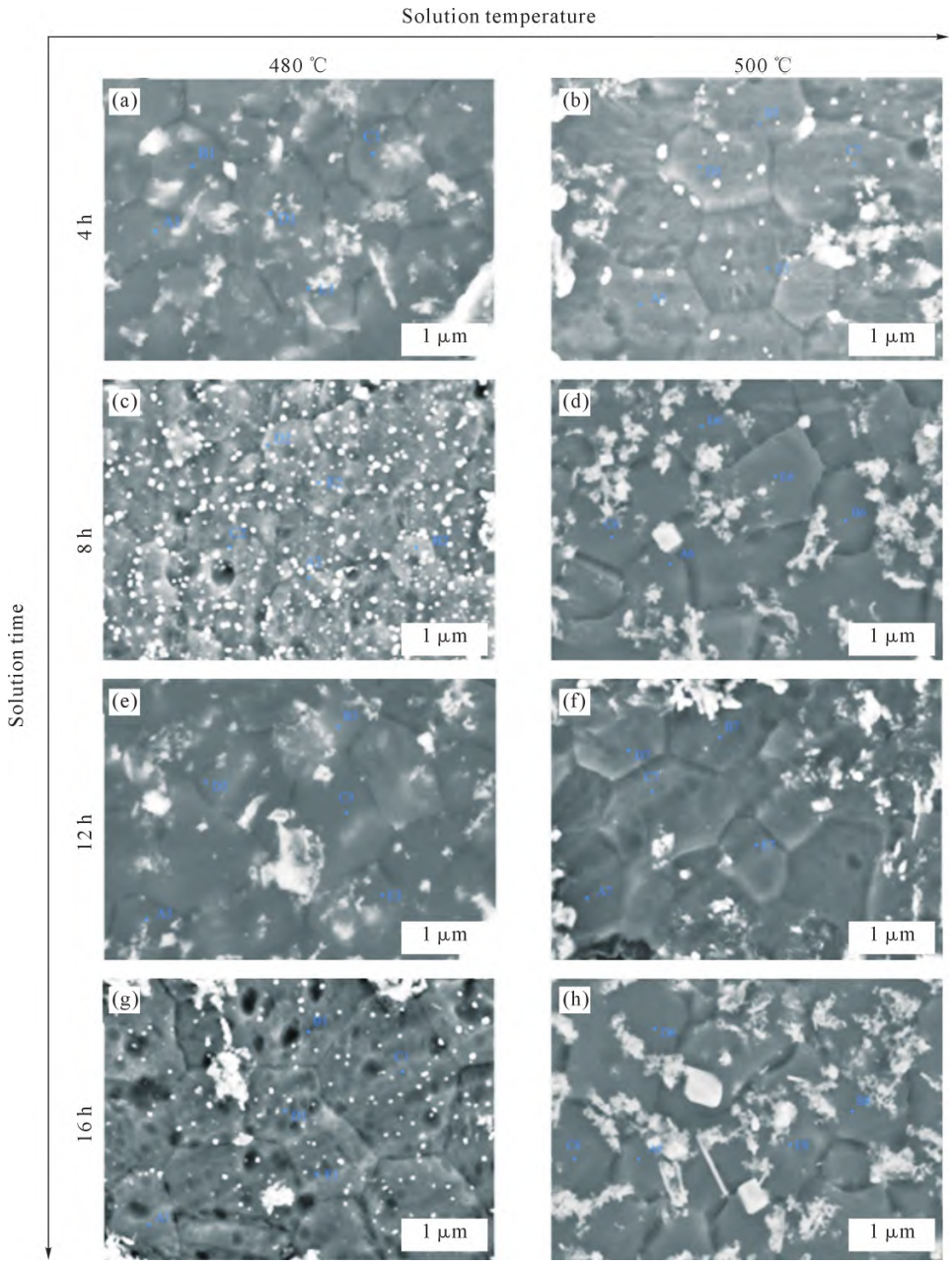

图 6 不同固溶处理参数下 Y+Sm 元素含量分析位置:(a) 480 ℃×4 h; (b) 500 ℃×4 h; (c) 480 ℃×8 h; (d) 500 ℃×8 h; (e) 480 ℃×12 h; (f) 500 ℃×12 h; (g) 480 ℃×16 h; (h) 500 ℃×16 h

Fig.6 Position of Y+Sm content under different solid solution treatment parameters: (a) 480 ℃×4 h; (b) 500 ℃×4 h; (c) 480 ℃×8 h; (d) 500 ℃×8 h; (e) 480 ℃×12 h; (f) 500 ℃×12 h; (g) 480 ℃×16 h; (h) 500 ℃×16 h

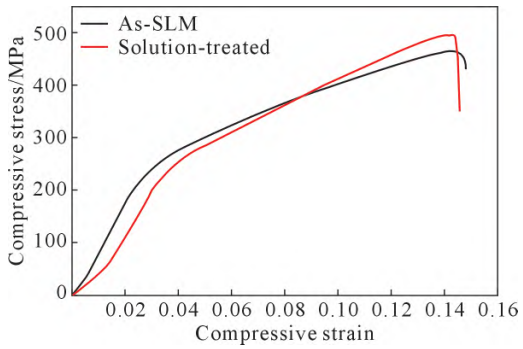

图 7 固溶 500 ℃/12 h 合金的压缩试验结果

Fig.7 Compression test results for the alloy solidified at 500 ℃ for 12 h

的断口微观形貌呈现典型的河流状纹路特征和解离面现象，未检测到韧窝结构的存在，这与脆性断裂机制相吻合。在压缩断面可观察到一系列不规则分布的孔洞结构，在这些孔洞内部发现了未完全熔融的颗粒及氧化物存在。此外，断口表面显现出明显的不平整状态。这一系列特征与 SLM 试样在压缩断裂后的断口特性一致，但值得注意的是，本样品中大量出现了小颗粒物质，与现有研究得析出物一致[20]。图 8b 为图 8a 黄色区域的高倍率照片，从图中可以看出，断裂面出现了大量富 RE 相，这类析出相可以阻止裂纹扩展，使裂纹难以穿过整个合金，从而提高合金的抗压强度，提升合金的力学性能。尽管沉

中国知网 https://www.cnki.net

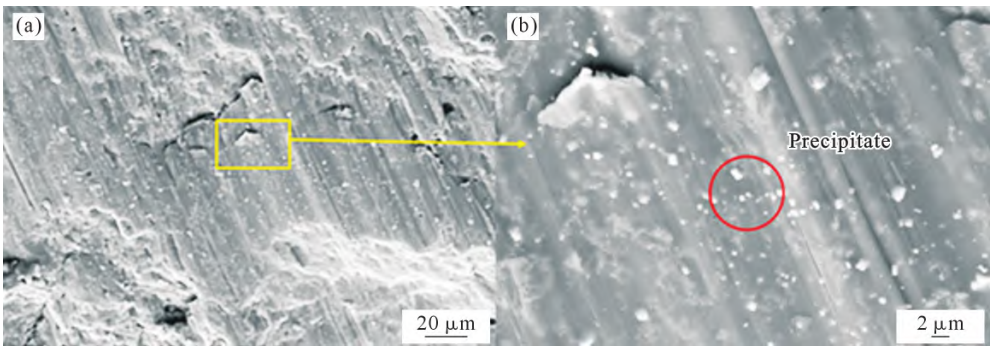

图 8　固溶 500 ℃/12 h 合金的压缩断口：(a) 断口微观形貌；(b) 图(a)局部放大像

Fig.8　Compression fracture surface of the alloy solid soluted at 500 ℃ for 12 h: (a) morphology of the fracture; (b) local enlarged view in (a)

积态(SLM 态)屈服强度较高(406 MPa)，但其抗压强度(509 MPa)与压缩应变(16.7%)仍存在优化空间。

图 9 显示了合金在 480、500 和 510 ℃不同固溶处理时间的维氏硬度变化。3 个曲线呈现了相似的变化规律，硬度在 4 h 内急剧下降，结合之前的研究可知[21-23]，这是由于硬度较大的(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)中间相快速溶解，使合金硬度急剧下降，稀土元素固溶至镁基体，每种固溶物都有其峰值硬度，达到峰值硬度较高的固溶温度需要的固溶时间较短，在 12 h 达到峰值硬度，因此 4~12 h 之间合金硬度有缓慢升高的趋势，但未达到热处理前的硬度，随着平均晶粒尺寸长大，硬度也再次下降。

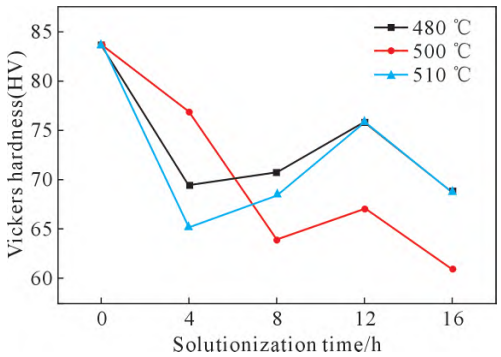

图 9　不同固溶处理参数下合金维氏硬度变化

Fig.9　Variation in the Vickers hardness of alloys with different solid solution treatment parameters

2.3　机理分析

图 10 为 SLM 合金的 XRD 谱。可以看出，SLM Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 主要由 α-Mg 基体、(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)相和 Y_2O_3 相组成。SLM 成型试样的曲线中并未出现 Mg$_{12}$(Y, Sm)Zn 的衍射峰，这是因为选区激光熔化的冷却速度极快(10^6~10^8 K/s)，没有充分的时间使Mg$_{12}$(Y, Sm)Zn 进行成核和生长，除此之外，XRD 曲线还出现了少量 Y_2O_3 的衍射峰，并未出现 Zr 的衍射峰，一般认为是合金中 Zr 含量较低(0.8%，质量分数)，X 衍射仪并不能检测到 Zr 元素。

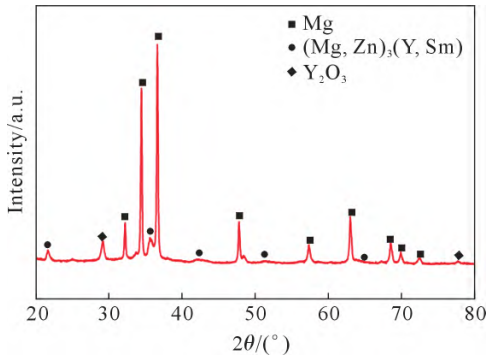

图 10　SLM 合金的 XRD 衍射谱

Fig.10　XRD pattern of the SLMed alloy

根据 Mg-Zr 二元合金相图[24]，在包晶反应过程中，最初成核的核心物质是由 Zr 原子及其富集的Zr 固溶体组成，鉴于 α-Zr 和 α-Mg 2 种结构皆属于密排六方(HCP)晶系，它们的晶格参数具有良好的匹配性，即 Mg 的晶格常数 a_{Mg}=0.320 nm，c_{Mg}=0.520 nm，而 Zr 的晶格常数 a_{Zr}=0.323 nm，c_{Zr}=0.514 nm，尺寸满足结构匹配原则。在液态合金处于过冷状态时，富含 Zr 的质点优先成核，扮演异质形核中心的角色，从而促进了 Mg 晶粒细化。根据相图可知，当 Zr 质量分数大于 0.6%，溶液温度为 654 ℃时，Zr 原子在熔体中能够成为有效的晶核析出，增加形核位点数量，在冷却凝固过程中，使晶粒有更多的机会在 Zr 颗粒周围而非原有晶粒上生长，从而细化晶粒。本文的合金中 Zr 元素质量分数为 0.8%，合金中起晶粒细化的作用。

图 11 为(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)共晶相溶解示意。由此可知，在热处理过程中，界面张力使 Y、Sm 原子从(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)晶格中逸出并同时运动，Y 和 Sm 原子沿界面扩散并在新的位置进入镁晶格，固溶至镁基体中，导致(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)相分解。随时间延长，连续的网状(Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)球化，并最终溶解，剩余部分块状富 RE 相，即 Mg$_{41}$(Sm, Y)$_5$ 相[17]。

对 SLM Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金经过

中国知网　https://www.cnki.net

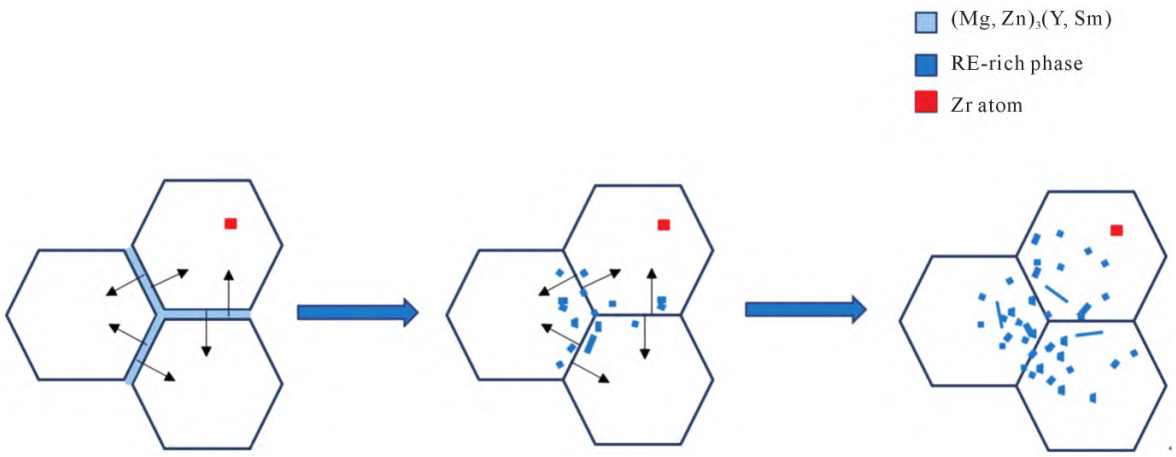

图 11 (Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)共晶相溶解示意图
Fig.11 Schematic diagram of dissolution for the (Mg, Zn)$_3$(Y, Sm) eutectic phase

固溶热处理后，通过观察其显微组织，检测力学性能，可确定合金的强化机制包括细晶强化、固溶强化和弥散强化。

一般来说，材料的晶粒越细小，晶界面积就越大，晶界作为一种物理障碍，可以有效阻止位错的长距离迁移，从而提高材料的强度和硬度。这是因为晶界可以作为位错运动的“钉扎点”，增大了位错滑移所需要的能量。根据 Hall-Petch 公式[25]：

$$\sigma_y=\sigma_0+K_y\times d^{-1/2} \quad (1)$$

式中，σ_y 为材料屈服强度；σ_0 为材料自身性质相关的常数，表示在无限大晶粒尺寸(即单晶)时的屈服强度，K_y 为 Hall-Petch 系数，反映了晶粒尺寸对屈服强度贡献的大小，是材料特性参数，不同材料的 k_d 值有所不同；d 为合金的平均晶粒直径。

对于 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金，在固溶热处理后，晶粒尺寸由 3.7 μm 增加到 5.52 μm，这意味着晶界密度相对减少。按照细晶强化理论，其屈服强度应该有所降低。实际检测结果显示，屈服强度确实略微下降至 381 MPa，符合细晶强化理论的预测。但是，该合金的屈服强度降幅并不显著，而且抗压强度还呈现出 20 MPa 的提升。因此除细晶强化之外，还有其他强化机制在起作用。高温固溶后的合金组织中出现大量的富 RE 相，以细小弥散的颗粒均匀分布在基体相中，这些具有特定形状的稀土聚合物如同“钉扎”在晶格中的障碍，能够有效阻碍位错的连续滑移。当外力作用于合金时，原本易于移动的位错会被这些弥散分布的稀土聚合物阻挡，必须绕过或者克服这些障碍才能继续运动，这就显著增加了位错滑移所需的能量，从而提高了合金性能。因此，弥散强化对于合金的整体力学性能起到了关键作用。稀土元素(Y、Sm)在固溶处理后形成的析出物聚集在晶界处时，这些析出物可以作为钉扎中心，阻止位错在受力时穿过晶界，进一步增强晶界强度，从而改善合金的性能。因此，SLM Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金在固溶热处理过程中最主要的强化机理为弥散强化。

3 结论

(1)在 480、500 和 510 ℃ 3 种温度下分别进行 0~16 h 的固溶处理，固溶参数为 500 ℃×12 h 时，合金中的 Y、Sm 元素在镁基体的固溶度最高，最佳固溶热处理参数为 500 ℃×12 h。

(2)在固溶热处理过程中，合金显微组织演变规律为：α-Mg+ (Mg, Zn)$_3$(Y, Sm)相+Y_2O_3 相→α-Mg(过饱和)+富 RE 相(Mg_{41}(Sm, Y)$_5$)+Y_2O_3 相。

(3)选区激光熔化 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金室温下的压缩性能：屈服强度为 406 MPa，抗压强度 509 MPa，压缩应变 16.8%。经过 500 ℃×12 h 固溶后，合金屈服强度稍微降低，为 381 MPa，抗压强度为 528 MPa，提升了 20 MPa，压缩应变为16.4%。但热处理过程中晶粒的长大(3.8 ~5.52 μm)导致其屈服强度有所下降。合金室温显微硬度为 83.6 HV，经固溶热处理后，显微硬度有所降低，为 75 HV。

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] 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.

[3] HUANG Y D, ZHANG Y P, SONG J F, PAN F S, WILLUMEIT R, KAINER K U, HORT N. Development and prospects of degrad-

中国知网 https://www.cnki.net

able magnesium alloys for structural and functional applications in the fields of environment and energy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(11): 3926-3947.

[4] YANG Y, XIONG X M, CHEN J, PENG X D, CHEN D L, PAN F S. Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2022[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11 (8): 2611-2654.

[5] RONG W, WU Y J, ZHANG Y, SUN M, CHEN J, PENG L M, DING W L. Characterization and strengthening effects of γ′ precipitates in a high-strength casting Mg-15Gd-1Zn-0.4Zr (wt.%) alloy[J]. Materials Characterization, 2017, 126: 1-9.

[6] LI Y F, ZHANG A, LI C G, XIE H C, JIANG B, DONG Z H, JIN P P, PAN F S. Recent advances of high strength Mg-RE alloys: Alloy development, forming and application[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 2919-2940.

[7] WU G H, TONG X, WANG C L, JIANG R, DING W J. Recent advances on grain refinement of magnesium rare-earth alloys during the whole casting processes: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(10): 3463-3483.

[8] WU G H, WANG C L, SUN M, DING W J. Recent developments and applications on high-performance cast magnesium rare-earth alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(1): 1-20.

[9] BEDNARCZYK I, KUC D. The influence of the deformation method on the microstructure and properties of magnesium alloy Mg-Y-RE-Zr[J]. Materials, 2022, 15(6), 2017.

[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. Rare earth microalloyed magnesium alloy and its problems[J]. Foundry Technology, 2012, 33(10): 1149-1152.

[11] HANTZSCHE K, BOHLEN J, WENDT J, KAINER K U, YI S B, LETZIG D. Effect of rare earth additions on microstructure and texture development of magnesium alloy sheets[J]. Scripta Materialia, 2010, 63(7): 725-730.

[12] LU J W, ZHUO L C. Additive manufacturing of titanium alloys via selective laser melting: Fabrication, microstructure, post-processing, performance and prospect[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2023, 111: 106110.

[13] NANDHAKUMAR R,VENKATESAN K. A process parameters review on selective laser melting-based additive manufacturing of single and multi-material: Microstructure, physical properties, tribological, and surface roughness[J]. Materials Today Communications, 2023, 35: 105538.

[14] MANAKARI V, PARANDE G, GUPTA M. Selective laser melting of magnesium and magnesium alloy powders: A review[J]. Metals, 2017, 7(1): 2.

[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] 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.

[17] WANG W L, YANG X,WANG K K. Research on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Mg-Y-Sm-Zn-Zr magnesium alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 189: 111980.

[18] **邱玉龙. 热处理工艺对** Mg-Y-Sm-Zn-Zr **合金组织和性能的影响**[D]. **西安：西安建筑科技大学**，2018.
QIU Y L. Effect of heat treatment process on microstructure and properties of Mg-Y-Sm-Zn-Zr Alloy[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2018.

[19] **王南清**. NZ30K **镁合金激光选区熔化增材制造成型工艺基础研究**[D]. **上海：上海交通大学**，2020.
WANG N Q. Basic research on selective laser melting additive manufacturing process of NZ30K magnesium alloy[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2020.

[20] WANG W L, YANG X ,WANG K K, HE L. Research on solidification behavior of selective laser melted Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy: From molten pool to cubic sample[J]. Materials Today Communications, 2021, 28: 102517.

[21] XU C, ZHENG M Y, XU S W, WU K, WANG E D, FAN G H, KAMADO S. Improving strength and ductility of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy simultaneously via extrusion, hot rolling and ageing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 643: 137-141.

[22] WANG W L, HE L, YANG X, WANG D. Microstructure and microhardness mechanism of selective laser melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 868: 159107.

[23] WANG W L, HE L, YANG X, WANG D. Research on the formation process of selective laser melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy[J]. Materials Science and Technology, 2021, 37(2): 174-181.

[24] **张保丰，蔡海勇，李庆奎. 利用海绵锆制备低成本** ZK60A **镁合金的研究**[J]. **铸造**，2013, 62(1): 17-20.
ZHANG B F, CAI H Y, LI Q K. Study on preparation of low cost ZK60A magnesium alloy with zirconium sponge[J]. Foundry, 2013, 62(1): 17-20.

[25] YU H H, XIN Y C, WANG M Y,LIU Q. Hall-petch relationship in Mg alloys: A review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(2): 248-256.

(责任编辑：李亚敏)

中国知网 https://www.cnki.net