DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2023.3103

均匀化退火处理对 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr 合金微观组织的影响

田　军[1,2],屠　涛[1,2],代　盼[3],徐春杰[4,5],曾建新[1]

(1. 镁高镁诺奖(铜川)新材料有限公司,陕西 铜川 727031; 2. 西安诺高镁防务技术有限公司,陕西 西安 710076; 3. 西安石油大学 材料科学与工程学院,陕西 西安 710065; 4. 西安谢赫特曼诺奖新材料研究院,陕西 西安 710048; 5. 西安理工大学 材料科学与工程学院,陕西 西安 710048)

摘　要:均匀化退火处理对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的微观组织具有重要影响,特别是 LPSO 结构的演变对于稀土镁合金的推广应用具有重要的作用。为研究均匀化退火处理对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金组织演变的影响,采用氩气保护真空电阻炉熔铸 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr(质量分数,%)铸棒,随后进行均匀化退火处理,并采用光学、扫描电子及透射电子显微镜对铸态和均匀化退火态试样进行显微组织分析。结果显示,铸造态试样由少量随机散布的孤岛状 $Mg_{5.05}$(Gd,Y,Zn)微粒相、粗大块状 Mg_{10}(Gd,Y)Zn 共晶相、少量 Mg-RE 微粒相及大量粗壮基体 α-Mg 组成,平均晶粒尺寸为 91.2 μm;均匀化退火态合金由基体 α-Mg 和 Mg_{12}(Gd,Y)Zn 及 Mg-RE 等第二相组成,平均晶粒尺寸为 142.1 μm。相较铸态,均匀化退火态晶粒发生显著生长,晶界处粗大的块状 Mg_5(Gd,Y,Zn)共晶相和 18R-LPSO 结构转变为晶粒内部细小层片状 14H-LPSO 结构,基体中的 LPSO 结构数量增多,形貌由粗大块状演变为密集细小的层片状,且未有高密度位错和第二相,表明均匀化退火过程有效促进了合金的软化,对后续塑性加工的进行有重要作用。

关键词:Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr;微观组织;均匀化退火;LPSO 结构

中图分类号:TG146.2　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2023)09-0843-06

Effect of Homogenization Annealing on the Microstructure of Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr Alloy

TIAN Jun[1,2], TU Tao[1,2], DAI Pan[3], XU Chunjie[4,5], ZENG Jianxin[1]

(1. Meigaomei Nobel Prize (Tongchuan) New Materials Co., Ltd., Tongchuan 727031, China; 2. Xi'an Nuogaomei Defense Technology Co., Ltd., Xi'an 710076, China; 3. China School of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China;4. Xi'an Shechtman Nobel Prize New Materials Institute, Xi'an 710048, China; 5. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: The homogenization annealing treatment has an important effect on the microstructure of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys. In particular, the evolution of the LPSO structure plays an important role in the application of rare earth magnesium alloys. To study the effect of homogenization annealing on the microstructure evolution of the Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr (mass fraction, %) alloy, the alloy was prepared by casting with vacuum argon protection in an electric-resistance furnace, followed by homogenization annealing. The microstructures of the as-cast and homogenized alloys were observed by OM, SEM and TEM. The results show that the as-cast alloy consists of a small amount of randomly dispersed island-like $Mg_{5.05}$(Gd,Y,Zn) phase, coarse bulk Mg_{10}(Gd,Y)Zn eutectic phase, Mg-RE particles and a large amount of coarse matrix α-Mg, with an average grain size of 91.2 μm. The α-Mg matrix, Mg_{12}(Gd,Y)Zn eutectic phase and granular Mg-RE phase appear within the homogenized alloy, with an average grain size of 142.1 μm. The grains of the homogenized alloy grow significantly, and the coarse block $Mg_{5.05}$(Gd, Y, Zn) eutectic phase and 18R-LPSO structure at the grain boundary are

收稿日期:2023-05-07

基金项目:陕西省厅市联动重点项目(2022GD-TSLD-49);2022 年陕西省关键核心技术产业化"揭榜挂帅"项目;西安市科技计划项目(22SFGX0003);秦创原引用高层次创新创业人才项目(QCYRCXM-2022-62, QCYRCXM-2022-138)

作者简介:田　军,1988 年生,硕士,工程师.主要从事有色金属材料组织性能调控及工艺设计.Email: tianjunfly@163.com

通讯作者:代　盼,1988 年生,博士,讲师.研究方向为金属材料微观组织表征及强韧化机理.Email: daipanviola@163.com

引用格式:田军,屠涛,代盼,等.均匀化退火处理对 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr 合金微观组织的影响[J].铸造技术,2023, 44(9): 843-848.
TIAN J, TU T, DAI P, et al. Effect of homogenization annealing on the microstructure of Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr alloy[J]. Foundry Technology, 2023, 44(9): 843-848.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

transformed into the fine lamellar 14H-LPSO structure in the grains. The homogenized alloy contains more LPSO phase, of which the morphology evolves from coarse block to dense and fine lamellar and lacks high density dislocations and second phases compared with the as-cast alloy, indicating that the homogenization annealing process effectively promotes the softening of the alloy and plays an important role in the subsequent plastic processing.

Key words: Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr; microstructure; homogenization annealing; LPSO structure

突出的轻量化效果、优异的电磁屏蔽和显著的减振吸噪等优点，使得镁合金在军工、航空航天和智能装备等领域具有极大潜力[1-2]。然而，常规镁合金强度低、成本高和缺乏先进的生产工艺等限制了其在智能化高端装备领域的应用[3]。微观组织是决定合金性能的重要因素。因此，需要对镁合金的微观组织进行深入研究，制备高强韧稀土镁合金，从而达到镁合金替代部分钢铁和铝合金等材料的目的。近年来，高性能 Mg-Gd-Y-Zn 系合金受到广泛关注，其在热处理过程中表现出良好的析出强化效果[4]，国内外学者主要开展了不同元素种类和含量对 Mg-Gd-Y 系材料微观组织演变和机械性能影响机理的研究[5-6]。刘文才等[5]分析了不同 Y 和 Gd 含量对该材料系性能的影响，结果表明 Gd 和 Y 含量差异对铸态 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的力学性能影响不大；王玉骄等[6]对该材料热变形能力受 Ca 元素和含量的影响规律进行探究，发现 Ca 增大了Mg-Gd-Y-Zn 合金的流变应力和变形激活能，扩宽了加工安全区及最佳加工区范围。同时，均匀化退火处理工艺对 Mg-RE-Zn 系材料组织演变和性能改善成为研究热点[7]。马晗等[7]观察了时效热处理对挤压态合金相组成的变化，发现大量纳米尺度的第二相在基体中析出，有效提高了材料的强度。但对于Mg-Gd-Y-Zn 系材料在均匀化退火处理时微观组织演变的分析和探究较少。本文以 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr 材料为对象，探索铸态及均匀化退火态材料的微观组织变化规律，以期为 Mg-Gd 系高性能稀土镁合金的广泛推广和应用提供基础研究和成果。

1 实验材料与方法

使用井式真空氩气保护电阻炉，以纯镁(纯度>99.95%)，Mg-30%Gd，Mg-30%Y，锌锭(纯度>99.5%)及 Mg-25%Zr 等材料制备 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr 铸棒。将清理后的原材料填装入钛合金坩埚内，并在加热前重复 2 次抽真空–通氩气。加热至 135 ℃，第 3 次抽真空–通氩气。熔炼炉加热升温过程中，持续向炉膛内通氩气，并对熔融的金属液进行搅拌。当金属熔液加热至 780 ℃，保温 15 min，停止加热，待金属熔液温度降到 750 ℃时，将金属熔液浇注至铜制模具中，得到所需镁合金铸棒。将铸造的 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr 材料加工成 ϕ12 mm 的试棒进行 520 ℃×14 h 的均匀化退火处理，试棒随炉冷却。

金相试样取自铸锭底部，微观组织观测采用 OM、SEM 及 TEM 进行表征。OM 观测试样用粗细砂纸逐步研磨，试样观测表面抛光，随后用浓度 4% 的硝酸酒精轻微腐蚀。TEM 薄膜观测样品先通过研磨抛光，再进行减薄处理获得。

按照 GB/T 6394-2017 要求，采用截点法测量铸造状态和均匀化退火态试样的晶粒尺寸。试样的拉伸性能按照 GB/T 228.1-2021 标准，试验速率为 1 mm/min，在 HT2402 型材料试验机上进行。采用 ICPS-7510 型电感耦合等离子体发射光谱仪测量铸造状态的实际元素含量，分别在铸棒的顶部、中部和底部截面位置测量，每个截面测试 3 个点，结果取平均值。

2 实验结果与分析

2.1 合金铸态组织和性能

采用 ICPS-7510 型光谱仪测量铸棒的化学成分，表 1 中合金的设计成分和检测成分基本一致，铸棒的成分均匀性较好，溶质原子未出现明显的宏观偏析。

表 1 铸造状态材料主要元素含量
Tab.1 Chemical composition of the as–cast alloy

Element/%		Gd	Y	Zn	Zr	Mg
Actual composition	Bottom	10.18	4.16	0.99	0.42	Bal.
	Middle	10.02	4.09	0.95	0.44	Bal
	Top	10.10	4.30	1.10	0.47	Bal.
Nominal composition		10.00	4.00	1.00	0.50	Bal.

铸造 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr 组织中形成平均尺寸为 91.2 μm 的粗大晶粒，硬度为 82.73 HV_{50}，抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 289.87 MPa、251.15 MPa 和 8.97%(表 2)。铸态试样的相组成为富集在晶界处的粗壮第二相，少量不规则孤岛状和粗大块状层片随机相分布在基体内，如图 1(a)所示。从图 1(b~c)可以看出，材料组织中分布着大量暗灰色基体、亚灰色块状层片结构、不规则孤岛状第二相以及细小白色微粒(依次标注为 A、B、C 和 D 点)，对 4 种衬度存在差异的微观组织进行 EDS 检测，检测结

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

表 2 铸态和均匀化退火态试样晶粒尺寸和性能
Tab.2 The grain sizes and properties of the as-cast and homogenized specimens

状态	晶粒尺寸 /μm	硬度 /HV_{50}	抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	伸长率 /%
铸态	91.2	82.73	289.87	251.15	8.97
均匀化退火态	142.1	76.45	273.61	243.59	7.56

果见表 3。

结合图 2(a)的铸态试样 XRD 图谱，图 1(c)中 A 点代表的区域呈现 Mg 元素富集，并含有少量 Gd 和 Y 元素，故可知暗灰色相为 α-Mg 基体；B、C 点代表的相组织都含有元素 Mg、Gd、Y 和 Zn，因此亚灰色层片和孤岛状相分别为共晶相 $Mg_{10}(Gd,Y)Zn$ 和 $Mg_{5.05}(Gd,Y,Zn)$。考虑到 D 点所代表的白色微粒相含量较少，不能被 XRD 检测到，但由 EDS 结果分析可知，该相含有 Mg 和 Y 元素，且 Mg 含量远低于 Y。高岩等[8]研究发现 Mg-Gd-Y-Zn 系合金中 Gd 和 Y 等稀土元素富集形成颗粒相，由此可知该相为 Mg-RE 颗粒相。结合制备工艺可推断该相是非平衡凝固过程中，由于冷速较快而导致固/液界面前沿 Y 元素的含量发生起伏生成的[9-10]。

2.2 合金均匀化退火态组织和性能

铸态试样经过 520 ℃×14 h 保温，并随炉冷却的均匀化退火工艺，微观形貌如图 3 所示，平均晶粒尺寸为 142.1 μm，晶粒内部可观察到具有相同排布方向、细小且密集的层片状相，不同晶粒之间排列方向则不同(图 3(a))。图 3(b)显示材料组织主要包括深灰色的基体相(A_1 点)，晶粒内部具有一定排布方向的层片状相和极少量白色点状分布微粒相 (B_1 点)，对 A_1 和 B_1 所代表区域进行 EDS 分析，结果见表 4。

结合上述组织形貌及图 2(b)的 XRD 结果可知，合金中灰色基体相仍为 α-Mg 基体，亮白色的颗粒为 Mg-RE 颗粒相。由于均匀化退火态合金晶粒内部层片状相的厚度和尺寸较小，因此该相的成分无法通过 EDS 确定。通过与文献[11-12]对比分析可知，

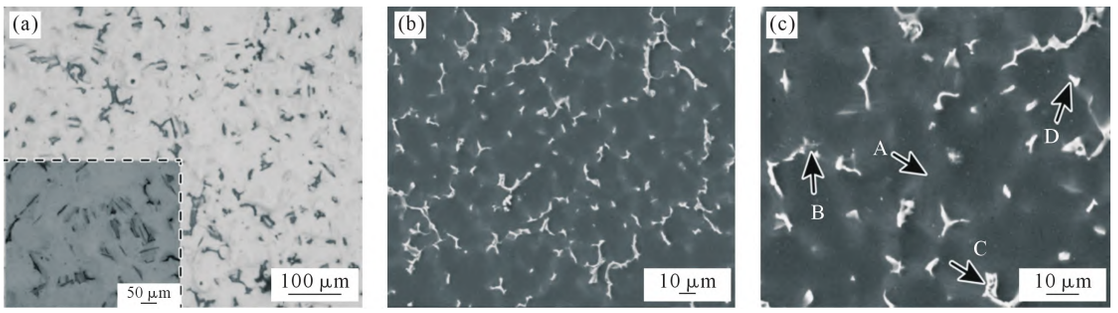

图 1 铸造态合金微观组织：(a) OM 照片，(b~c) SEM 照片
Fig.1 Microstructure of the as-cast alloy: (a) OM image, (b~c) SEM images

表 3 铸造合金中各点所代表相的 EDS 检测数值
Tab.3 EDS results of various points in the as-cast alloy

Point	Mg		Gd		Y		Zn	
	Mass fraction/%	Atomic fraction/%	Mass fraction/%	Atomic fraction/%	Mass fraction/%	Atomic fraction/%	Mass fraction%	Atomic fraction/%
A	96.90	99.47	2.77	0.44	0.33	0.09	/	/
B	70.39	90.97	15.18	3.03	7.35	2.60	7.09	3.41
C	58.99	86.77	25.11	5.71	8.17	3.29	7.74	4.23
D	5.72	17.09	/	/	94.28	82.91	/	/

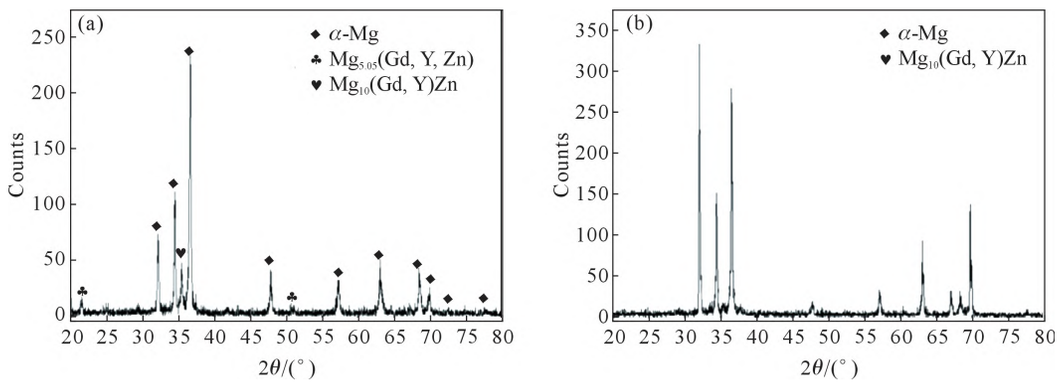

图 2 试样 XRD 图谱：(a) 铸态，(b) 均匀化退火态
Fig.2 XRD patterns of alloy: (a) as-cast alloy, (b) homogenized alloy

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

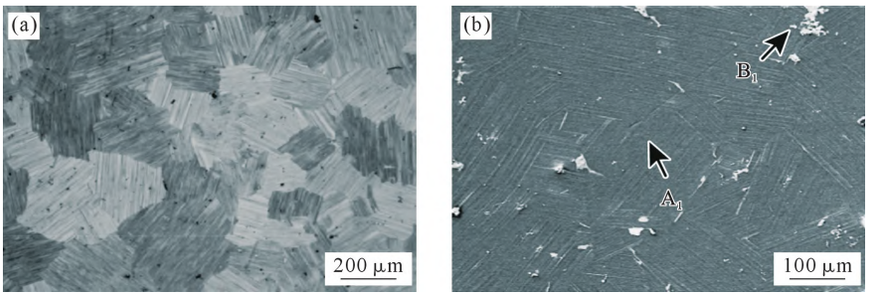

图 3 均匀退火态试样组织形貌:(a) OM 组织,(b) SEM 组织
Fig.3 The microstructure of homogenized alloy: (a) OM image, (b) SEM image

表 4 均匀化退火态各点所代表相的 EDS 结果
Tab.4 EDS results of various points in the homogenized alloy

Point	Mg		Gd		Y		Zn	
	Mass faction/%	Atomic fraction/%	Mass fraction/%	Atomic fraction/%	Mass fraction/%	Atomic fraction/%	Mass fraction/%	Atomic fraction/%
A1	94.68	98.73	2.99	0.34	2.33	0.93	/	/
B1	6.07	18.14	/	/	93.93	81.86	/	/

细小层片状相为 LPSO 结构。

由表 2 可知,铸态试样进行 520 ℃×14 h,随炉降温的均匀化退火处理，材料的硬度由 82.73 HV_{50} 降低到 76.45 HV_{50},抗拉强度由 289.87 MPa 减小到 273.61 MPa。

一方面,经过均匀化退火处理,试样的晶粒尺寸由 91.2 μm 生长到 142.1 μm,晶粒尺寸的增大将减少微观组织内的晶界数量,降低晶界对滑移系运动的抑制作用[13-14],减弱了位错与滑移系的交互作用[15],从而降低了细晶强化的效果;另一方面,具有高硬度的细小层片状 LPSO 结构的生成，增强了与位错的交互作用[13],并促进条状晶粒的产生,从而增强了固溶强化的效果。上述两个相互抑制的原因导致材料的强度降低,合金出现软化现象。

2.3 合金铸态及均匀化退火态的透射电镜组织

铸态和均匀化退火热处理态试样的 TEM 观测结果如图 4 所示,图 4(a)显示铸态合金中晶界(白色箭头区域)附近存在大量的位错(黑色实线箭头区域)。同时,晶粒内部具有相同排布方式的 LPSO 结构(黑色虚线箭头区域)出现在铸态 TEM 组织中,并与位错相互交错[15]。经过均匀化退火处理后,微观组织中形成大量层片状、细小密集的 LPSO 结构,且数量显著增多。

图 4(b)显示均匀化退火热处理组织中形成密集细微的薄片形状 LPSO 结构，经过 520 ℃的均匀化退火处理,合金中 LPSO 结构的含量明显增加,形貌有粗大块状演变为密集细小条纹结构。均匀化退火处理态试样中未发现大量聚集的位错和其余第二相，这说明在均匀化退火处理有助于消除铸态合金内部的位错、第二相和残余应力,起到软化铸态材料的效果,便于塑性深加工处理。

对铸造状态富集在晶界处粗大块状 LPSO 结构进行 TEM 和 SEAD 分析，如图 5 所示。在$(0002)_{Mg}$和电子衍射束间出现 18 个周期性等距排列的衍射斑点,可知晶界处粗大块状相为 18R-LPSO 结构。图 5(b)中,铸态试样晶界处 18R-LPSO 结构以 4 排堆垛单元和 2 排基体单元构成 1 个堆垛组元[16-17],呈现周期性排布，每个堆垛组元厚为 1.568 nm，且每一个 18R 结构具有 3 个相同的堆垛组元。这一测量数值与其他学者[12,16]的测量结果一致。

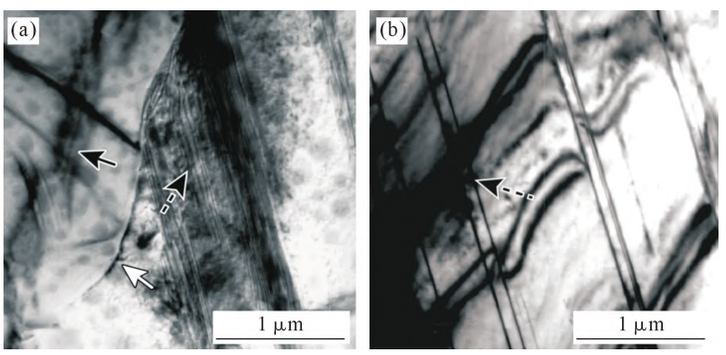

图 4 不同状态合金的 BF-TEM 像:(a) 铸态,(b) 均匀化退火态
Fig.4 The BF-TEM images of alloy: (a) as-cast alloy, (b) homogenized alloy

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

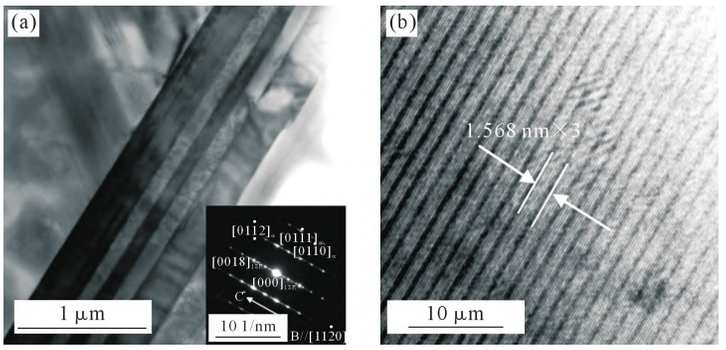

图 5 铸态试样中 LPSO 结构 TEM 图像：(a) BF-TEM 及 SAED 图，(b) HRTEM 图
Fig.5 TEM images of LPSO structure in as-cast alloy: (a) BF-TEM image and SAED pattern, (b) HRTEM image

图 6 为均匀化退火态试样基体中 LPSO 结构的 TEM 和 SAED 分析结果。晶粒内部具有方向性排列的 LPSO 结构呈现细小层片状，这是因为 LPSO 结构在晶界处形核并优先向基体内部生产，元素 Zn 和稀土 RE 等原子优先沿着生成的 LPSO 结构析出[17]，从而在晶粒内部具有方向性。由图 6(a)可知，晶粒内部出现的细小层片状 LPSO 结构的类型为 14H。由图 6(b)观测结果可知，14H-LPSO 结构包含 2 个 1.831 nm 厚的堆垛单元，每个堆垛单元含有 4 排错排原子层和 3 排基体原子层。14H-LPSO 结构厚度数值与 Zhu 等[18]观测数值相同。

铸态试样经过 520 ℃×14 h 均匀化退火处理后，富集在晶界附近的块状 $Mg_{5.05}$(Gd,Y,Zn)共晶相和 18R-LPSO 结构演变为 14H-LPSO 结构[19]。在 520 ℃的高温均匀化退火处理中，富含元素 Zn 和稀土 RE 的共晶相出现分解现象[20]，扩散到基体中形成过饱和的固溶体。随着大量的稀土元素 RE 和 Zn 扩散到晶粒内部的层错上，进而产生大量的细小层片状 14-LPSO 结构。与晶界附近的共晶相相比，18R-LPSO 结构作为一种高硬度和耐高温的增强相[13]，虽然在高温热处理过程中不发生分解，但由于 18R-LPSO结构具有更高的堆垛层错能和剪切应变能[21-22]，因此在均匀化退火过程中，18R-LPSO 结构转变为 14H-LPSO 结构，这样的相转变有助于材料微观组织和性能的稳定。

3　结论

(1)铸造 Mg-10Gd-4Y-1Zn-0.5Zr 材料相组成是大量粗大 α-Mg、少量不规则孤岛状 $Mg_{5.05}$(Gd,Y,Zn)微粒、粗大块状 Mg_{10}(Gd,Y)Zn 共晶相及微粒状Mg-RE 相。铸造态试样微观组织的晶粒度较大，晶界呈现粗壮而不连续形貌。经过均匀化退火处理，合金的微观组织包含大量 α-Mg 基体、细小层片状 Mg_{12}(Gd,Y)Zn 相及少量 Mg-RE 颗粒相组成。

(2)铸造态试样经过 520 ℃，保温 14 h 的均匀化退火处理，组织中形成密集微小的薄片形状 LPSO 结构，且该结构的含量明显增加。同时，均匀化退火处理态试样中未发现大量聚集的位错和其余第二相，这表明 520 ℃×14 h，随炉降温的均匀化退火处理工艺溶解了大量的第二相，去除了位错和凝固过程的残余应力，软化铸造态材料。

(3)经过均匀化退火处理，晶粒发生生长，晶界处粗大的块状 Mg_5(Gd,Y,Zn)共晶相和 18R-LPSO 结构转变为晶粒内部细小层片状 14H-LPSO 结构。与铸态试样相比，均匀化退火态试样的细晶强化效果减弱，固溶强化效果有一定程度增强，抗拉强度由 289.87 MPa 减小到 273.61 MPa，材料发生软化，为后续材料的塑性变形提供便利条件。

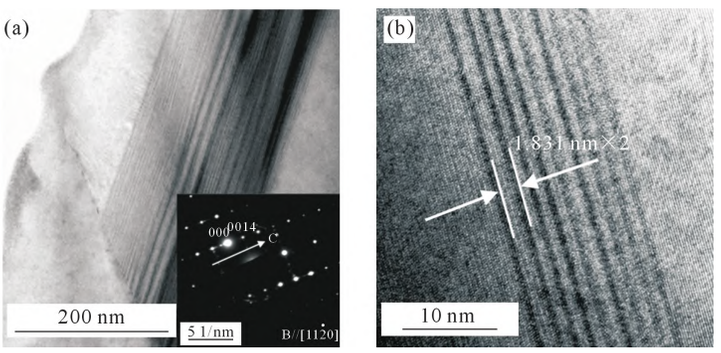

图 6 均匀退火态试样中 LPSO 结构 TEM 图：(a) BF-TEM 图及 SAED 图，(b) HRTEM 图
Fig.6 TEM images of LPSO structure in homogenized alloy: (a) BF-TEM image and SAED pattern, (b) HRTEM image

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

参考文献：

[1] MA Z D, LI G, PENG Q, et al. Microstructural evolution and enhanced mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy via centrifugal casting, ring-rolling and aging[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 10(1): 119-128.

[2] 徐春杰，屠涛，马涛，等. 热处理对 Mg-3Sn-1Y 合金显微组织及显微硬度的影响[J]. 中国有色金属学报，2013, 23(1): 9-14.
XU C J, TU T, MA T, et al. Effects of heat treatment on microstructure and microhardness of Mg-3Sn-1Y alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(1): 9-14.

[3] 徐春杰，田军，陈丽萍，等. 镁合金中 LPSO 结构与形成机制的研究进展[J]. 兵器材料科学与工程，2015, 38(3): 131-135.
XU C J, TIAN J, CHEN L P, et al. Research progress of long-period stacking ordered (LPSO) structures and formation mechanisms in magnesium alloys[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2015, 38(3): 131-135.

[4] CHEN T, CHEN Z Y, SHAO J B, et al. Evolution of LPSO phases in a Mg-Zn-Y-Gd-Zr alloy during semi-continuous casting, homogenization and hot extrusion[J]. Materials & Design, 2018, 152: 1-9.

[5] 刘文才，温璐，孟德浩，等. Y 和 Gd 含量对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金，2021, 41(4): 397-401.
LIU W C, WEN L, MENG D H, et al. Effects of Y and Gd content on microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(4): 397-401.

[6] 王玉娇，江海涛，柳超敏，等. Ca 对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金热变形行为及热加工性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程，2020, 40(5): 1650-1656.
WANG Y J, JIANG H T, LIU C M, et al. Effect of Ca-addition on hot deformation behavior and workability of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 40(5): 1650-1656.

[7] 马晗，黄正华，张浩，等. Mg-1.4Gd-1.2Y-0.4Zn-0.1Zr 合金挤压板材的组织与力学性能[J]. 热加工工艺，2021, 50(16): 108-111.
MA H, HUANG Z H, ZHANG H, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-1.4Gd-1.2Y-0.4Zn-0.1Zr alloy extruded sheet[J]. Hot Working Technology, 2021, 50(16): 108-111.

[8] 高岩. Mg-Y-Gd-Zn-Zr 镁合金组织、性能及其蠕变行为研究[D]. 上海：上海交通大学，2009.
GAO Y. Microstructure, properties and creep behavior of Mg-Y-Gd-Zn-Zr alloys[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009.

[9] BI G L, FANG D Q, ZHAO L, et al. Double-peak ageing behavior of Mg-2Dy-0.5Zn alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(32): 8268-8275.

[10] ZHAO J Q, GUO H S, LUO T T, et al. Microstructure evolution and grain refinement mechanism of fine-grained Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy during multi-directional forging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 928: 167199.

[11] XU C, ZHENG MY, XU S W, et al. Microstructureand mechanical properties of rolled sheets of Mg-Gd-Y-Zn-Zralloy: As-cast versus as-homogenized[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 528: 40-44.

[12] YIN D D, WANG Q D, GAO Y, et al. Effects of heat treatments on microstructure and mechanical properties of Mg-11Y-5Gd-2Zn-0.5Zr(wt.%) alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(5): 1696-1704.

[13] ZHANG S, LIU W C, GU X Y, et al. Effect of solid solution and aging treatments on the microstructures evolutionand mechanical properties of Mg-14Gd-3Y-1.8Zn-0.5Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 557:91-97.

[14] KIU H, YAN K, YAN J L, et al. Precipitation behavior of 14H LPSO structure in single 18R phase Mg-Y-Zn alloy during annealing at 773 K[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27: 63-72.

[15] WANG D, WU H J, WU R Z, et, al. The transformation of LPSO type in Mg-4Y-2Er-2Zn-0.6Zr and its response to the mechanical properties and damping capacities[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(3): 793-798.

[16] 徐春杰，田军，陈丽萍，等. Mg-RE 合金 LPSO 结构的析出与控制研究进展[J]. 兵器材料科学与工程，2015, 38(4): 132-138.
XU C J, TIAN J, CHEN L P, et al. Research progress in precipitation and control of LPSO structure in Mg-RE alloys[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2015, 38(4): 132-138.

[17] MAO P L, XIN Y, HAN K, et al. Formation of long-period stacking-ordered (LPSO) structures and microhardness of as-cast Mg-4.5Zn-6Y alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 777: 139019.

[18] ZHU Y M, MORTON A J, NIE J F. The 18R and 14H long-period stacking ordered structures in Mg-Y-Zn alloys[J]. Acta Materialia, 2010, 58(8): 2936-2947.

[19] ZHANG S, LIU W C, GU X Y, et al. Effect of solid solution and aging treatments on the microstructures evolutionand mechanical properties of Mg-14Gd-3Y-1.8Zn-0.5Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 557: 91-97.

[20] ZHANG J S, CHEN C J, QUE Z P, et al.18R and 14H long-period stacking ordered structures in the $Mg_{93.96}Zn_2Y_4Sr_{0.04}$ alloy and the modification effect of Sr on X-phase[J]. Materials Science and Engineering:A, 2012, 552: 81-88.

[21] KIU H, YAN K, YAN J L, et al. Precipitation behavior of 14H LPSO structure in single 18R phase Mg-Y-Zn alloy during annealing at 773 K[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27: 63-72.

[22] XI G Q, MOU Y, MA Y L, et, al. Effect of volume fraction of 18R-LPSO phase on corrosion resisitance of Mg-Zn-Y alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(2): 454-466.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net