航空航天用高强度Mg-RE系合金的研究进展

顾 侃[1,2],肖 旅[3],曾小勤[1,2],陈 彬[1]

(1.上海交通大学 材料科学与工程学院,上海 200240;2.上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心,上海 200240;3.上海航天精密机械研究所,上海 201600)

摘 要: 近年来,镁稀土合金由于其高强度、低密度和高温性能良好等特点,在追求轻量化的航空航天产业当中受到越来越多的关注。总结当前主流的2系高强度Mg-RE合金(Mg-Gd和Mg-Y系合金)的性能特点、强化机制和研究进展,简要介绍其他Mg-RE合金的研究情况,最后回顾镁稀土合金在航空航天领域的应用。

关键词: 镁合金(Mg); 稀土(RE); 高强度; 航空航天

中图分类号: TG 146.2^{+}2 **文献标志码:** A **DOI:** 10.19328/j.cnki.2096-8655.2022.06.010

Recent Development of High Strength Mg-RE Alloys for Aerospace Application

GU Kan[1,2], XIAO Lv[3], ZENG Xiaoqin[1,2], CHEN Bin[1]

(1.School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China; 2.Light Alloy Net Forming National Engineering Research Center, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China; 3.Shanghai Spaceflight Precision Machinery Institute, Shanghai 201600, China)

Abstract: In recent years, owing to the characteristics such as high strength, low density, and excellent properties at elevated temperature, magnesium-rare earth (Mg-RE) alloys have attracted more and more attention from aerospace industries in pursuit of light-weight. In this paper, the mechanical properties, strengthening mechanisms, and research development of two mainstream high strength Mg-RE alloy systems, i.e., Mg-Gd and Mg-Y, are summarized, the research status of some other Mg-RE alloys is also introduced. Finally, the applications of Mg-RE alloys in aerospace industries are reviewed.

Key words: magnesium (Mg) alloy; rare earth (RE); high strength; aerospace

0 引言

近年来,随着我国航空航天事业的飞速发展,人们对于兼具轻量化和高强度的先进结构材料的需求日益强烈。镁合金具有比强度优秀、比刚度高、弹性模量小、加工性能和铸造性能好和尺寸稳定性高等优点,因此在航空航天产业、汽车产业和通讯电子产业中都得到了广泛应用,被誉为“21世纪绿色工程材料”[1]。尽管镁合金优点众多,但也有一些突出的缺点,如强度较低、塑性很差、高温性能较差、抗燃和抗腐蚀能力差等,这些问题大大制约了镁合金的大规模应用。向镁中掺杂稀土元素对于改善镁合金力学性能就有着很好的效果,大多数稀土元素与镁的原子尺寸半径非常接近(相差在±15%以内),因此在镁基体当中有较大的固溶度,可形成置换固溶体,在经过适当的时效处理后可形成析出相,阻碍位错运动,达到提升力学性能的效果。且镁和稀土组成的金属间化合物在高温下非常稳定,能够提升镁合金的高温性能和蠕变强度。此外,稀土元素在熔铸过程中还能够起到除氢、除氧、除硫、除金属杂质和细化晶粒的作用[2-3]。我国是稀土资源大国,因此对于镁稀土合金的进一步研究和开发对我国的航空航天、国防建设等领域都将起到极其重要的作用。

狭义上来说,稀土元素指元素周期表中从La到

收稿日期: 2020-11-27; **修回日期:** 2020-12-12

作者简介: 顾 侃(1996—),男,硕士,主要研究方向为镁合金工艺优化和表征。

通信作者: 曾小勤(1974—),男,博士,教授,主要研究方向为合金强韧化理论与方法、先进镁合金设计与制备。

Lu 的 15 个 La 系元素，广义上则还需要加上同在 IIIB 族的 Sc 和 Y。这些元素除了 Sc 与 Mg 形成包晶体系以外，都能够与 Mg 形成富 Mg 的 Mg-RE 共晶相，共晶温度基本在 550 ℃到 650 ℃之间。大部分稀土元素在镁基体中都有着较高的固溶度，且随温度下降而下降，因此经过时效处理后能够产生大量的析出相，起到沉淀相强化的作用。各个稀土元素在镁基体中的共晶温度、固溶度以及与共晶相[4]见表 1。

表 1　各个稀土元素在镁中的共晶温度、固溶度以及与共晶相

Tab. 1　Eutectic temperatures, solid solution rates, and eutectic phases of different RE elements in Mg

稀土元素	原子序号	共晶点/℃	固溶度/%	共晶相
Sc	21	—	25.90	MgSc
Y	39	565	12.00	$Mg_{24}Y_5$
La	57	613	0.79	$Mg_{12}La$
Ce	58	560	1.60	$Mg_{12}Ce$
Pr	59	575	1.70	$Mg_{12}Pr$
Nd	60	548	3.60	$Mg_{12}Nd$
Pm	61	550	—	—
Sm	62	542	5.80	$Mg_{41}Sm_5$
Eu	63	571	极小	$Mg_{17}Eu_2$
Gd	64	548	23.50	Mg_5Gd
Tb	65	559	24.00	Mg_5Tb
Dy	66	559	25.80	$Mg_{24}Dy_5$
Ho	67	561	28.00	$Mg_{24}Ho_5$
Er	68	565	32.70	$Mg_{24}Er_5$
Tm	69	584	31.80	$Mg_{24}Tm_6$
Yb	70	592	3.30	Mg_2Yb
Lu	71	616	41.00	$Mg_{24}Lu_5$

在稀土元素共性之外，不同元素的掺杂对镁合金的影响也相当不同，进而发展出了多种 Mg-RE 合金体系。目前，基于 Mg-RE 系发展的高强度合金主要集中在 Mg-Gd 和 Mg-Y 2 系当中。本文将主要介绍这 2 系合金以及一些其他 Mg-RE 合金的研究进展，并回顾和展望 Mg-RE 系合金在航空航天中的应用。

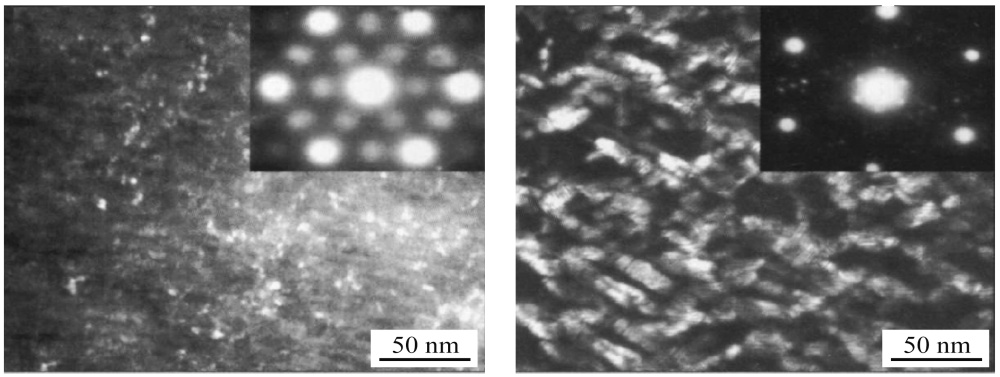
1　Mg-Gd 系合金

钆元素是一种十分昂贵的稀土元素，也是一种相当有效的合金元素。原因是钆在镁中的固溶度非常高，共晶温度下质量分数可达到 23.5%，有着优秀的固溶和时效强化潜力。Mg-Gd 合金的主要强化机制是析出强化，其析出序列为 SSSS→β″($D0_{19}$)→β′(cbco)→β_1(fcc)→β(fcc)[5]，其中 β′ 相是主要的析出强化相。Hort[6]等测量了钆元素质量分数在 0～15% 的 Mg-Gd 二元合金的力学性能，结果发现 Mg-Gd 合金的强度随 Gd 含量增加而增加，但塑性却随之降低。其中，Mg-15Gd 合金在 T6 态下抗拉强度达到 251 MPa，相比其他 Mg-RE 二元合金非常突出，但延伸率只有 0.74%，这也反映了 Mg-Gd 二元合金的一大缺陷。

1.1　Mg-Gd-RE 系合金

Mg-Gd 合金往往需要投入 10% 以上的 Gd 才能达到较好的力学性能，这令合金价格非常昂贵且密度显著增大。加入 Nd 或 Y 等其他稀土元素替代部分 Gd 能够在不牺牲合金性能的同时有效降低稀土用量[7]，基于此设计出 Mg-Gd-RE 系合金。其中，Mg-Gd-Y(GW)系合金是研究最早、发展最广的合金系列[8-17]。Y 与 Gd 有着近似的原子半径，能够在固溶体中取代 Gd 原子，降低其固溶度，提升 Mg-Gd 合金的时效反馈[8]。以铸造合金为例，ZHANG 等[11]发现 T5 时效态的 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金在室温下的抗拉强度能够达到 370 MPa，延伸率 4%，远优于同等稀土用量的 Mg-Gd 二元合金，并且在高温和低温状态下都有着优异的力学性能，在－196 ℃下合金抗拉强度达到 521 MPa，延伸率 8%，在 400 ℃下合金则表现出了超塑性，延伸率达到了 180%。透射电子显微镜(Transmission Electron Microscopy，TEM)表征发现，在镁基体<10$\bar{1}$0>面上生长了大量细小的 β′ 相，如图 1 所示。它们相互交错，对位错滑移起到极大的阻碍作用，提高了合金力学性能。在变形镁合金中，YU 等[15]通过对 Mg-11.7Gd-4.9Y-0.3Zr 合金先后进行预退火、热挤压和时效处理，使其室温抗拉强度达到了 539 MPa，延伸率 2.7%。

除 Y 以外，其他稀土元素的加入也可起到类似效果，由此发展起来的合金系列包括 Mg-Gd-Nd[12]、Mg-Gd-Dy[18-19]、Mg-Gd-Er[20]和 Mg-Gd-Yb[21]等。尤其值得一提的是 Mg-Gd-(Y-)Ag 系列合金[22-26]，尽管 Ag 不是稀土元素，但因它能够在镁基体<0001>面上生成细密的片状 γ″ 析出相[24,26]，可通过共同析出效应对提升 Mg-Gd 的合金时效反馈起到促进作

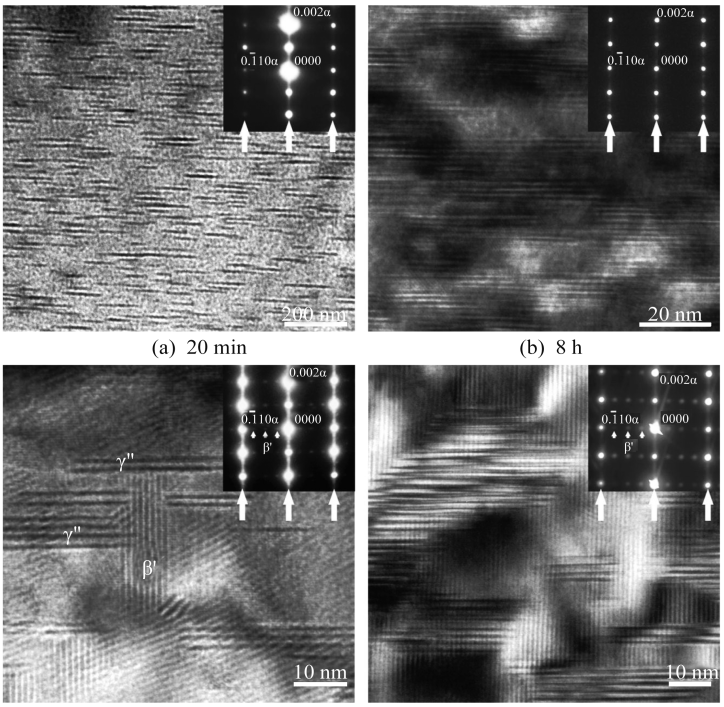


(a) 225 ℃ / 4 h (b) 225 ℃ / 24 h

图 1 不同时效态下的 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金的 β′相的 TEM 图像,入射光//[0001][11]

Fig. 1 TEM images of the β′ phase of Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloy under different aging conditions, where the incident beam is parallel to [0001][11]

用。此外,掺杂 Ag 还能够细化晶粒,提升高角度晶界的比例,从而改善合金的塑性[25]。WANG 等[22]对 T6 态铸造 Mg-8.5Gd-2.3Y-1.8Ag-0.4Zr 合金的研究发现,它在抗拉强度达到 403 MPa 的同时可达到 4.9% 的延伸率,是一种强塑积极高的材料,如图 2 所示。



(a) 20 min (b) 8 h

(c) 32 h (d) 600 h

图 2 Mg-16Gd-2Ag-0.4Zr 在 200 ℃下不同时效后生成的析出相 TEM 图像,入射光//[11$\bar{2}$0][24]

Fig. 2 TEM images of the precipitation phases in Mg-16Gd-2Ag-0.4Zr alloy after aging at 200 ℃ where the incident beam is parallel to [11$\bar{2}$0][24]

1.2 LPSO 相增强 Mg-Gd 系合金

2001 年,KAWAMURA 等[27-28]通过快速凝固(Rapidly Solidified,RS)/粉末冶金(Powder Metallurgy,PM)的方法制备出了一系列超高强度的 Mg-2Y-1Zn 合金,其中最高屈服强度超过 600 MPa,延伸率达 5%,首次发现长周期有序堆垛结构相(Long Period Stacking Ordered Structure)。由于 LPSO 相能够与原有的 β′相产生协同强化作用,有效提升 Mg-

RE 合金强度、塑性及高温蠕变性能[29]，因此引起了对 LPSO 相增强镁合金的研究热潮。LPSO 在 Mg-Gd 和 Mg-Y 合金中均有应用。

目前在 Mg-Gd 系合金中应用最广泛的 LPSO 形成元素是 Zn，主要应用在 Mg-Gd-Zn[29-33] 和 Mg-Gd-Y-Zn[9,34-40] 合金系中。Zn 一方面能够生成 LPSO 相，另一方面还能够与 Mg、Gd 一起生成析出相 SSSS→γ″(hcp)→γ′(hcp)→γ(hcp)[41]。

Mg-Gd-Zn 合金中，LPSO 相更多在铸态或固溶态中起主要强化作用，在时效态的强化效果上往往不如析出相。LI 等[30]在 Mg-2.5Gd-1Zn-0.16Zr 合金中尝试采用较低的时效温度使 LPSO 相不完全溶解，取得了 LPSO 相含量分别在 14.5%、3.1% 和 0 时的几种 T6 态合金，结果证明 LPSO 含量越高的合金强度越降低，但其塑性却有所提升。因此在 Mg-Gd-Zn 合金的热处理中，常常将 LPSO 相作为 γ′ 相的前驱相，以期达到更优的强化效果。RONG 等[31]对比了 Mg-15Gd-0.4Zr 合金与 Mg-15Gd-1Zn-0.4Zr 合金，并分析它们在不同热处理状态下的相组成，如图 3 所示。结果发现掺杂了 Zn 后，合金在铸态下大量生成 LPSO 相，在固溶时效过程中完全分解为更细密且平行于基面的 γ′ 相，与原始平行于柱面的 β′ 相成垂直位向关系，大大提升了对位错移动的阻挡能力，使其抗拉强度从 296 MPa 提升到 406 MPa。

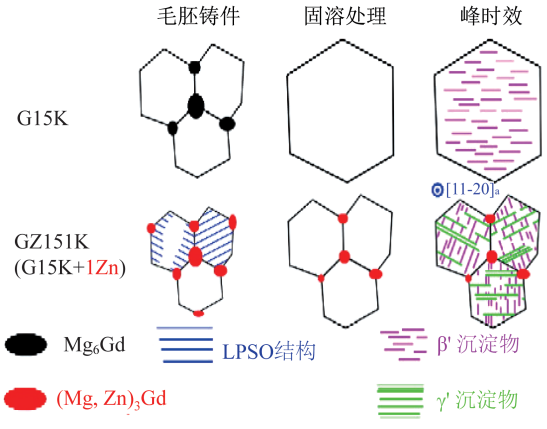


图 3　Mg-15Gd-0.4Zr 合金析出相演化的图示[31]

Fig. 3　Illustration of the microstructure evolution of Mg-15Gd-0.4Zr alloy[31]

在 Mg-Gd-Y-Zn 合金中，LPSO 相更多与稀土析出相共同发挥强化作用。LIU 等[40]对 Mg-1.5Gd-1.3Y-0.6Zn-0.6Mn 铸造合金研究发现，它在最优时效下能达到 538 MPa 的抗拉强度及 13.1% 的延伸率。TEM 表征发现超高的强度和塑性应归功于 β′ 相、LPSO 相和层错的共同作用。又因为在时效过程中，这些相的析出呈相互竞争关系，所以优化 Mg-Gd-Y-Zn 性能需要调控它们的比例。ZHANG 等[36]通过对 Mg-14Gd-3Y-1.8Zn-0.5Zr 合金控制固溶时间改变时效态合金中 LPSO 和稀土析出相的比例，发现随着固溶时间上升，时效态合金的强度先上升后下降。当 LPSO 和稀土析出相比例达到最优平衡时，合金强度也达到最高。

除了上述合金系列，在 Mg-Gd-Er-Zn[42]、Mg-Gd-Yb-Zn[21] 和 Mg-Gd-Dy-Zn[43] 合金中都发现类似的 LPSO 相，并表现出良好的强化性能。同时，近年来人们也尝试采用 Al[44-45]、Ni[46-47] 和 Cu[48-49] 等元素来部分或完全替代 Zn 元素起到生成 LPSO 的效果，取得不错的成效。比如，DAI 等[44]向 Mg-10Gd-3Y 合金中掺入 0.8% 的 Al，结果生成化学组分为 Mg-7.9Al-7.8Gd-3.1Y（原子数分数，%）的 18R-LPSO 相。此外，Al 还会与稀土元素生成 Al_2RE 颗粒[45]，这些颗粒能够作为 α-Mg 的形核点，起到与 Zr 类似的晶粒细化效果，但在固溶过程中需要采用更高温度溶解这些颗粒，以免损失有效稀土含量。YIN 等[46]对 Mg-2Gd-1Ni 合金的研究发现，由于 Ni 几乎不溶于 Mg 基体，因此少量（1%）的 Ni 掺杂就能够生成大量（约 40%）的 LPSO 相，这些相在高温下还会经历 18 R 到 14 H 的结构转变，提升合金的高温性能。

2　Mg-Y 系合金

钇元素和镁类似，拥有密排六方晶体结构，原子半径也相近，因此从理论上来说拥有比铝和锰更优秀的固溶强化性能，而这也通过实验得到了验证。GAO 等[50]测试了钇原子数分数 0.2%～1.88% 的 Mg-Y 合金在 525 ℃固溶处理下的室温力学性能，发现合金的极限拉伸强度随着钇含量的增加而增加，从 0.2% 的 150 MPa 到 1.77% 的 230 MPa，延伸率则随钇含量的增加而降低，从 0.2% 的 14% 左右到 1.77% 的 8% 左右。这些 Mg-Y 合金的强度均高于同等原子数分数的 Mg-Zn 和 Mg-Al 合金。不仅如此，钇元素在镁中的固溶度高达 12.0%，并且随温度降低指数级减小[51]，因此也拥有良好的时效硬化潜力，其在 Mg-Y 二元合金中的析出序列为 SSSS→β′(ortho)→β(bcc)[52]。

2.1 Mg-Y-RE系合金

向Mg-Y合金中加入其他稀土元素如Nd等,会降低Y在镁中的固溶度,促进析出相的生成,提升合金的时效反馈和力学性能。此时析出序列转变为与Mg-Nd二元合金较为接近的SSSS→β″($D0_{19}$)→β′(cbco)→β_1(fcc)→β(fcc)[53]。由此发展而成的WE系合金(Mg-Y-Nd-RE)在我国航空航天以及交通等领域已经有了非常成熟的应用,如WE54和WE43。以WE43为例,其成分为Mg-4Y-2Nd-1HRE-0.6Zr(HRE,重稀土,WE系中常用Gd),T6态铸造合金抗拉强度可达274 MPa,延伸率3.4%,主要强化相为β′和β_1[54]。因WE系合金成分已经相对成熟,研究主要集中在新的加工方法,如搅拌摩擦加工(Friction Stir Processing,FSP)[55-56]和等通道转角挤压(Equal Channel Angular Pressing, ECAP)[57-58]等。SUN等[58]通过锻造+ECAP的方式制备了极细晶Mg-2Y-0.6Nd-0.5Zr,该合金在铸态下晶粒尺寸140 μm左右,经过锻造后降到25 μm,4道ECAP工序后降到3 μm,最终的极细晶强度达到262 MPa,相比铸态提升118%,延伸率达到22.4%,相比铸态提升113%,在低稀土用量的条件下达到非常优秀的强塑积。此外,微合金化也能有效提高WE合金的力学性能。隋联亭[59]在WE43合金的基础上掺杂了1%~3%的Dy元素,并发现Dy掺杂能够有效细化析出相,使析出相的尺寸从500 nm下降到20 nm,提升常温和高温力学性能。相比未掺杂Dy的WE43合金,WE43-3%Dy的室温抗拉强度提升了17.5%,350 ℃下抗拉强度提升45%,强化效果十分显著。

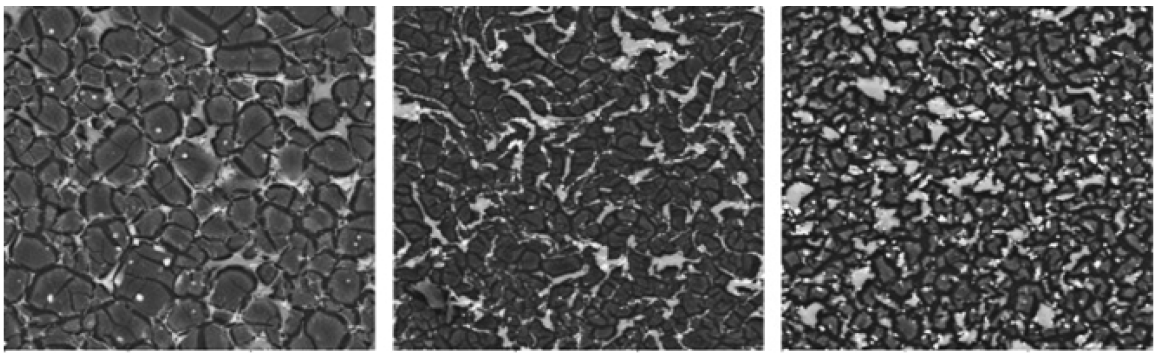
钐元素在镁中的固溶度相对较高,达到5.8%,且随着温度降低快速降低,在200 ℃时只有0.4%,因此有着良好的时效性能[7],同时价格仅有Nd或Y的20%左右[60]。可见Sm是一种良好的稀土替代元素,由此发展起来的Mg-Y-Sm系合金兼具高性能和低成本的优势,有着巨大的商业潜力。张清等[61-64]对Mg-10Y-xSm(x=0.5,1.5,2.5)合金进行了一系列研究,结果发现尽管Mg-10Y-xSm合金在常温下的抗拉强度仅有200~210 MPa,并不理想,但是其随着温度升高抗拉强度几乎不降低,甚至Mg-10Y-0.5Sm合金在300 ℃下抗拉强度反而上升到233 MPa[64],体现出了极强的高温稳定性。对Mg-Y-Sm合金的结构表征[63-64]发现,Sm并没有生成新的析出相,而是通过细晶强化、固溶强化和提高$Mg_{24}(Y,Sm)_5$析出相强度等方式提升合金的强度和热稳定性。LI等[65]则进一步提高Sm用量,并加入晶粒细化剂Zr,制备出力学性能优秀的Mg-4Y-4Sm-0.5Zr合金。这一铸造合金在T6态下抗拉强度达到348 MPa,延伸率6.9%,在强度和塑性指标上均明显优于稀土含量相近的WE43合金。表征表明时效处理后析出的大量细密的、含Y和Sm的β′相是主要的强化相。

2.2 LPSO相增强Mg-Y系合金

与Mg-Gd合金类似,向Mg-Y合金中掺入LPSO生成元素也能够生成含有LPSO相的高强度合金。事实上,最早发现LPSO的Mg-2Y-1Zn合金[27-28]就是其中之一。由此发展出来的Mg-Y-Zn[66-70]和Mg-Y-Ni[71-73]系合金有着优秀的加工性能和极高的强度,其应用潜力值得期待。

Mg-Y-Zn系合金是发展最早的LPSO相增强镁稀土合金体系之一。其相组成比较复杂,除了Mg-Y原有的β′相,还有二十面体准晶I相(Mg_3Zn_6Y)、LPSO相(X相,$Mg_{12}YZn$)以及立方晶系的W相($Mg_3Y_2Zn_3$)等[70]。WANG等[68]对热挤压Mg-5Zn-5Y-0.6Zr的研究发现,不仅LPSO相本身通过析出相强化提高了合金的力学性能,其沿晶界延伸的网络状形貌也有助于细化Mg再结晶晶粒,进一步提升合金的强度和塑性,使其抗拉强度达到412 MPa,延伸率11.8%。扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscopy, SEM)图像如图4所示。CHEN等[66]则借助ECAP对Mg-2Y-1Zn合金进一步加工,取得了尺寸~330 nm的超细晶粒,将合金抗拉强度提升到450 MPa。

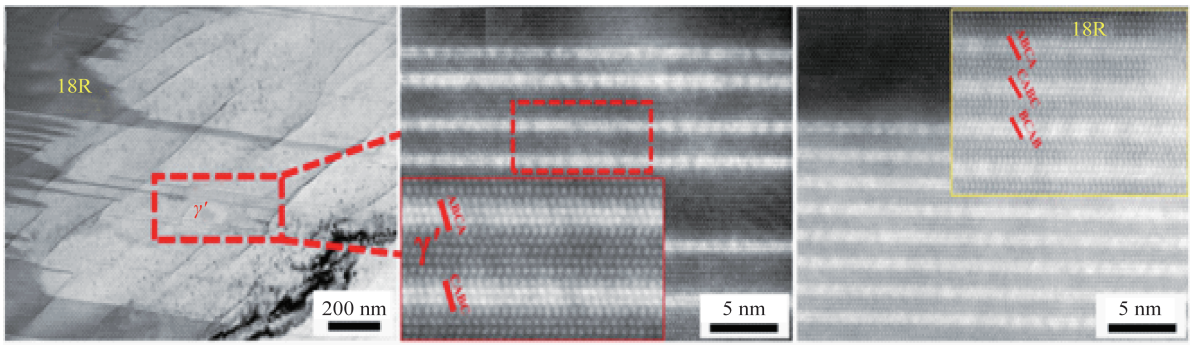
Mg-Y-Ni系合金是近年来逐渐受到关注的合金系列。根据掺杂元素比例与热处理工艺的不同,合金中可能会生成18R、14H和10H等LPSO相[74],以及Mg-Y、Mg-Ni的多种沉淀相,有着优秀的强化潜力。最近,WU等[73]通过调节Y/Ni比例,发现当Y/Ni原子比达到1:1时,形成的Mg-6.7Y-4.3Ni合金有最优的性能。此时,合金中主要的强化相是LPSO相,还有大量的纳米级γ′相也参与了析出强化,使其抗拉强度达510 MPa,延伸率达到7.2%。透射电子显微镜(Transmission Electron Microscope,TEM)和高角度环形暗场扫描透射电子显微镜(High Angle Annular Dark Field Image-Scanning-Transmission Electron Microscope, HAADF-STEM)图像如图5所示。



(a) 挤压比为11　　(b) 挤压比为25　　(c) 挤压比为89

图 4　Mg-5Zn-5Y-0.6Zr 合金中 LPSO 相（灰色）的 SEM 图像[68]

Fig. 4　SEM images of the LPSO phase (grey) in Mg-5Zn-5Y-0.6Zr alloy extruded [68]



(a) TEM明场图像　　(b) γ′相　　(c) LPSO相

图 5　Mg-6.7Y-4.3Ni 合金的 HAADF-STEM 图像[73]

Fig. 5　HAADF-STEM images of Mg-6.7Y-4.3Ni alloy [73]

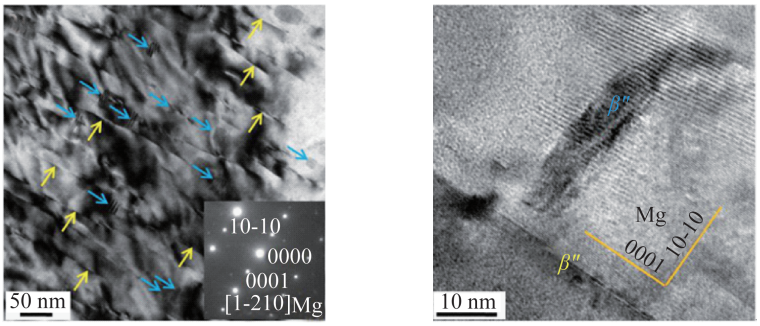
此外，在 Mg-Y-Zn 合金的基础上，还可以用一些其他稀土元素部分替代 Y，由此发展的 Mg-Y-Sm-Zn[75-76] 和 Mg-Y-Gd-Zn[77] 系合金也都表现出了不错的力学性能，有相当的发展潜力。例如 LYU 等[75]通过热挤压制备出了高强塑积的 Mg-7Y-5Sm-0.5Zn-0.3Zr 合金，抗拉强度达到 465 MPa，延伸率达到 6.5%。其优异的力学性能是平行于基面的 LPSO 相、γ′相以及平行于柱面的 β′相的共同作用。

3　其他 Mg-RE 合金

除了发展最广、研究最深入的 Mg-Gd 和 Mg-Y 2 大系镁稀土合金以外，还有一些针对其他 Mg-RE 稀土合金的探索，其中一部分表现出了良好的力学性能，如 Mg-Sm、Mg-Nd、Mg-Er 和 Mg-Dy 等，本章将对其研究情况做简略介绍。其他的稀土元素大多受限于固溶度较低或强度有限等因素，没能得到大规模的研究和运用，多限于微合金化研究或理论计算，在此不做赘述。

3.1　Mg-Sm 系合金

Sm 元素有着较高的固溶度和低廉的价格，常作为 Mg-Y 和 Mg-Y-Zn 系合金中的替代稀土元素使用。为了进一步发挥 Sm 元素的性价比优势，GUAN 等[78]设计了以 Sm 为主的 Mg-3.5Sm-0.6Zn-0.5Zr 合金。表征发现主要强化相是层片状的 β″相（Mg_3Sm），部分板状的 β′相（$Mg_{24}Sm_5$）也起到了一定的强化作用，如图 6 所示。该合金在挤压 T5 态下的抗拉强度达到 427 MPa，延伸率 5.1%，力学性能优秀。最近，ZHANG 等[79]在这一合金的基础上再次优化，加入了质量分数 2% 的 Yb。由此制成的 Mg-3.5Sm-2Yb-0.6Zn-0.5Zr 合金相比 Mg-3.5Sm-0.6Zn-0.5Zr 合金在 T6 态下的室温抗拉强度提高了 28%，延伸率提高 9.5%，200 ℃下抗拉强度提升了 24%，延伸率提高 18%。Yb 的加入不仅细化了晶粒，还产生了新的、平行于基面的板状 Mg_5RE 相，它们与原有的 β″、β′相的共同作用大大提升了时效反馈，改善了力学性能。



(a) 50 nm (b) 10 nm

图 6 不同放大倍数下,Mg-3.5Sm-0.6Zn-0.5Zr 合金中 β″(用黄色标记)、β′(用蓝色标记)相的 TEM 图像[78]

Fig. 6 TEM images of the β″ (marked by yellow arrows) and β′ (marked by blue arrows) phases in Mg-3.5Sm-0.6Zn-0.5Zr alloy under different magnifications[78]

3.2 Mg-Nd 系合金

Nd 元素能与镁生成稳定的共晶相,有效提升镁合金的强度,尤其是高温强度。但强化作用却受到固溶度(3.6%)的限制[7],无法充分发挥。麦考利企业有限公司的研究发现[80],向 Mg-Nd 合金加入少量 Gd 能达到较好的时效硬化效果,基于此开发出了 Elektron 21(EV31)合金,其成分为 Mg-3Nd-1.5Gd-0.3Zn-0.5Zr。该合金在铸造 T6 态下的室温抗拉强度达到 280 MPa,延伸率 3%[81]。EV31 合金的析出序列与 Mg-Nd 二元合金[82]相似,主要强化相是 β′ 相,其形核早期 GP 区或初生相的情况尚不明确[83-84]。

3.3 Mg-Er 系合金

铒元素在镁中有着极高的固溶度,高达 32.7%[7]。Er 元素本身对合金的强化效果并不显著,在 Mg-Er 二元合金中 Er 元素含量越高,合金强度反而越低[85]。ZHANG 等[86]将 0~4% 的 Er 加入 Mg-1.5Zn-0.6Zr 合金,发现强度上只有不到 10% 的提升,但延伸率却能从原本的 18% 提升到 37%(4%Er)。显微表征指出这与 Er 元素细化晶粒的作用有关,可见 Er 元素对合金性能改善确有潜力。最近,FENG 等[87-88]设计了 Mg-6Er-3Y-1.5Zn-0.4Mn 合金并分析其性能与结构,这一合金有良好的力学性能和高温性能,在室温下抗拉强度达 354 MPa,延伸率 8.1%,在 300 ℃下抗拉强度仍保持 301 MPa,且延伸率上升到 17.3%。表征发现挤压后的合金产生了纳米级间距的层错,这与 W 相、LPSO 相共同起到了强化合金的作用,如图 7 所示。

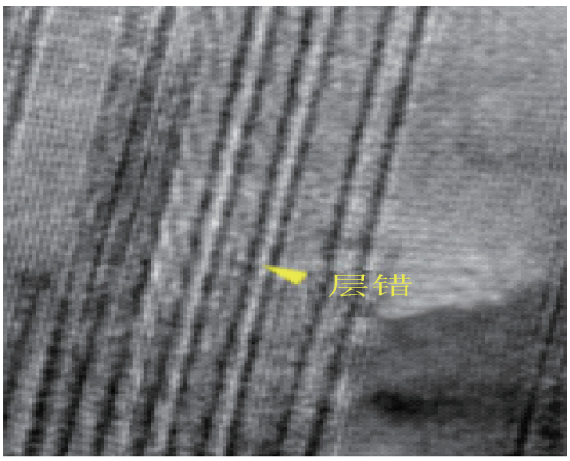


图 7 Mg-6Er-3Y-1.5Zn-0.4Mn 合金中纳米级间距的层错的 HRTEM 图像[87]

Fig. 7 HRTEM images of nano-spaced stacking faults in Mg-6Er-3Y-1.5Zn-0.4Mn alloy[87]

3.4 Mg-Dy 系合金

Dy 元素与 Y、Gd 等重稀土元素物理化学性质比较接近,其固溶度也达到了 25.8%[7],有良好的时效硬化性能,但 Mg-Dy 二元合金在室温下的塑性很差。YANG 等[89]测试了含有 5%~20%Dy 的 Mg-Dy 二元合金,结果发现其强度随 Dy 含量增加而增加,T6 态的 Mg-20Dy 合金的拉伸强度可达 223 MPa,但其延伸率只有 0.9%。考虑到 Dy 与 Y、Gd 的相似性,可以向合金中引入 LPSO 相以改善其塑性。BI 等[90-91]对 Mg-2Dy-0.5Zn 合金研究,发现其中大量的 14H-LPSO 相和形状不规则的 $(Mg,Zn)_xDy$ 颗粒,也使其抗拉强度提升到 321 MPa,延伸率 11.6%。最近,BI 等[92]还利用 Ni 代替 Zn 来生成 LPSO,设计了 Mg-12Dy-1.1Ni 合金,该合金在时效过程中会出

现 2 个峰值，如图 8 所示。54 h 时出现的峰时效体现为大量的块状 18R-LPSO 和交错其中的少量 14H-LPSO，而 108 h 时出现的峰时效则体现为大量的 14H-LPSO 相。108 h 时效下的合金能达到最优的力学性能，其室温抗拉强度达 369 MPa，延伸率 20.5%。

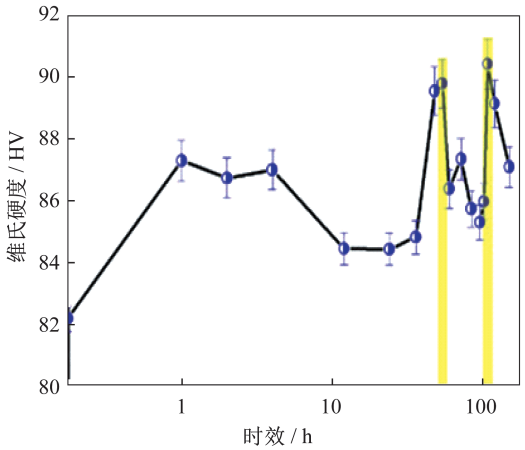


图 8　Mg-12Dy-1.1Ni 合金在 250 ℃下的时效硬度曲线[92]

Fig. 8　Aging behavior of Mg-12Dy-1.1Ni alloy at 250 °C[92]

4　Mg-RE 系合金在航空航天中的应用

在航空航天工业中，轻量化是最重要的课题之一。结构材料的轻量化能提升航空器和航天器的运行性能和有效载荷，对于降低民用航空器的碳排放有着重要意义。另一方面，航空航天器与汽车等民用产品相比，更多暴露于高温、震动等恶劣条件之下，因此对于结构材料的高温性能与疲劳性能都提出了更高的要求。稀土镁合金作为一种具有轻质高强、耐热耐腐蚀等特点的先进结构材料，在航空航天产业中得到了普及。例如 MEL 公司生产的 Elektron 21（EV31）、Elektron 43（WE43）和 Elektron 675（Mg-7Gd-6Y-Zr）等合金[93]广泛应用于欧美国家的民用及军事航天器上。波音、西科斯基、贝尔等飞机与直升机厂商在结构中大量使用镁稀土合金，美军的 H-60“黑鹰”系列直升机、CH-47“支奴干”直升机、AH-64“阿帕奇”直升机的传动系统通常采用 Elektron 21 合金。而 Elektron 43 合金由于优异的高强耐热性能，与 Elektron 21 一起被应用在 F-22、F-35、台风等战机的部分引擎系统上，如减速器、辅助动力系统等。

我国最早应用在航空领域的稀土镁合金是 ZM3（Mg-3RE-Zn）合金，该合金于 1967 年实现大批量生产，主要用于歼-6 的发动机前舱上[94]。在此基础上发展起来的 ZM2 到 ZM9 等一系列高性能铸造稀土镁合金被广泛应用于我国各型歼击机、轰炸机、直升机的发动机壳体、减速机匣、离心机匣、油箱隔板等关键结构部件上。在我国航天工业中，镁稀土合金也有一定用途，如我国神舟 6 号载人飞船的电器箱就以 MB26（Mg-RE-Zn）合金制造，实现了约 13 kg 的减重[95]。近年来，上海交通大学基于 Mg-Gd-Y（-Zn，Ag）系合金研发的 JDM1 到 JDM4 系列高性能稀土镁合金被用于制备某卫星和某火星探测器的多种零部件，减重效果达到 20%～30%[96]。此外，我国在民用航空器、导弹、运载火箭、雷达等多种航空航天相关的产品中都有镁稀土合金部件的出现[95-96]。

5　结束语

我国作为世界上镁资源和稀土资源最丰富的国家，在镁稀土合金的开发和运用上具有天然优势。而不同系列的镁稀土合金除了轻质高强、耐热耐腐蚀等共性优势以外，还各自有着不同特点，在航空航天领域能够发挥难以估量的潜力。我国航空航天相关企业、研究单位以及高校应当加深产学研合作，深入探索镁稀土合金性能与成分、结构之间的关系，研发性能更强的新型镁稀土合金，并推进其在航空航天工业中的应用。

参考文献

[1] 丁文江．镁合金科学与技术[M]．北京：科学出版社，2007.

[2] 杨素媛，张丽娟，张堡垒．稀土镁合金的研究现状及应用[J]．稀土，2008，29(4)：81-86.

[3] 邢清源，孟令刚，杨守杰，等．新型稀土镁合金的研究进展[J]．铸造，2018，67(4)：317-322.

[4] 张诗昌，段汉桥，蔡启舟，等．主要合金元素对镁合金组织和性能的影响[J]．铸造，2001，50(6)：310-315.

[5] GAO X, HE S M, ZENG X, et al. Microstructure evolution in a Mg-15Gd-0.5Zr (wt.%) alloy during isothermal aging at 250 ℃ [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 431(1/2): 322-327.

[6] HORT N, HUANG Y, FECHNER D, et al. Magnesium alloys as implant materials-principles of property design for Mg-RE alloys [J]. Acta Biomaterialia, 2010, 6(5): 1714-1725.

[7] ROKHLIN L L. Magnesium alloys containing rare

earth metals: structure and properties [M]. Boca Raton: CRC Press, 2003.

[8] WANG J, MENG J, ZHANG D, et al. Effect of Y for enhanced age hardening response and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 456(1-2): 78-84.

[9] LIU X, CHEN R, HAN E. Effects of ageing treatment on microstructures and properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys with and without Zn additions [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 465(1/2): 232-238.

[10] LI J L, CHEN R S, WEI K. Microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy cast by metal mould and lost foam casting [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(4): 761-766.

[11] XIAO Y, ZHANG X M, CHEN B X, et al. Mechanical properties of Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006(16):S1669-S1672.

[12] FU P H, PENG L M, JIANG H Y, et al. Tensile properties of high strength cast Mg alloys at room temperature: a review [J]. China Foundry, 2014, 11(4): 277-286.

[13] GAO L, CHEN R, HAN E. Microstructure and strengthening mechanisms of a cast Mg-1.48 Gd-1.13 Y-0.16Zr (at.%) alloy [J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(16): 4443-4454.

[14] HE S M, ZENG X Q, PENG L, et al. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 427(1/2): 316-323.

[15] YU Z, XU C, MENG J, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a high strength Mg-11.7 Gd-4.9 Y-0.3Zr (wt%) alloy prepared by pre-deformation annealing, hot extrusion and ageing [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 703: 348-358.

[16] HONG M, SHAH S, WU D, et al. Ultra-high strength Mg-9Gd-4Y-0.5Zr alloy with bi-modal structure processed by traditional extrusion [J]. Metals and Materials International, 2016, 22(6): 1091-1097.

[17] LI X, QI W, ZHENG K, et al. Enhanced strength and ductility of Mg-Gd-Y-Zr alloys by secondary extrusion [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2013, 1(1): 54-63.

[18] PENG Q, DONG H, WANG L, et al. Microstructure and mechanical property of Mg-8.31Gd-1.12Dy-0.38Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 477(1/2): 193-197.

[19] YANG L, HUANG Y, FEYERABEND F, et al. Microstructure, mechanical and corrosion properties of Mg-Dy-Gd-Zr alloys for medical applications [J]. Acta Biomaterialia, 2013, 9(10): 8499-8508.

[20] ZHENG X, DU W, WANG Z, et al. Remarkably enhanced mechanical properties of Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy on the route of extrusion, rolling and aging [J]. Materials Letters, 2018, 212:155-158.

[21] LI B, GUAN K, YANG Q, et al. Microstructures and mechanical properties of a hot-extruded Mg-8Gd-3Yb-1.2Zn-0.5Zr (wt%) alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 776:666-678.

[22] WANG Q, CHEN J, ZHAO Z, et al. Microstructure and super high strength of cast Mg-8.5Gd-2.3Y-1.8Ag-0.4Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 528(1): 323-328.

[23] YAMADA K, HOSHIKAWA H, MAKI S, et al. Enhanced age-hardening and formation of plate precipitates in Mg-Gd-Ag alloys [J]. Scripta Materialia, 2009, 61(6): 636-639.

[24] ZHANG Y, WU Y, PENG L, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of an ultra-high strength casting Mg-15.6Gd-1.8Ag-0.4Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 615:703-711.

[25] MOVAHEDI-RAD A, MAHMUDI R, WU G, et al. Enhanced superplasticity in an extruded high strength Mg-Gd-Y-Zr alloy with Ag addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 626:309-313.

[26] GAO X, NIE J F. Enhanced precipitation-hardening in Mg-Gd alloys containing Ag and Zn [J]. Scripta Materialia, 2008, 58(8): 619-622.

[27] KAWAMURA Y, HAYASHI K, INOUE A, et al. Rapidly solidified powder metallurgy $Mg_{97}Zn_1Y_2$ alloys with excellent tensile yield strength above 600 MPa [J]. Materials Transactions, 2001, 42(7): 1172-1176.

[28] INOUE A, KAWAMURA Y, MATSUSHITA M, et al. Novel hexagonal structure and ultrahigh strength of magnesium solid solution in the Mg-Zn-Y system [J]. Journal of Materials Research, 2001, 16(7): 1894-1900.

[29] LI Y, YANG C, ZENG X, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of magnesium alloys containing long period stacking ordered phase [J]. Materials Characterization, 2018, 141:286-295.

[30] LI J, HE Z, FU P, et al. Heat treatment and

mechanical properties of a high-strength cast Mg-Gd-Zn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 651:745-752.

[31] RONG W, WU Y, ZHANG Y, et al. 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.

[32] OZAKI T, KUROKI Y, YAMADA K, et al. Mechanical properties of newly developed age hardenable Mg-3.2mol% Gd-0.5mol% Zn casting alloy [J]. Materials Transactions, 2008, 49(10): 2185-2189.

[33] RONG W, ZHANG Y, WU Y, et al. The role of bimodal-grained structure in strengthening tensile strength and decreasing yield asymmetry of Mg-Gd-Zn-Zr alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 740:262-273.

[34] WU X, PAN F, CHENG R, et al. Effect of morphology of long period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg-10Gd-1Zn-0.5Zr magnesium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 726:64-68.

[35] YU Z, HUANG Y, QIU X, et al. Fabrication of a high strength Mg-11Gd-4.5Y-1Nd-1.5Zn-0.5Zr(wt%) alloy by thermomechanical treatments [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 622:121-130.

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

[37] HOMMA T, KUNITO N, KAMADO S. Fabrication of extraordinary high-strength magnesium alloy by hot extrusion [J]. Scripta Materialia, 2009, 61(6): 644-647.

[38] XU C, ZHENG M, XU S, et al. 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.

[39] XU C, NAKATA T, QIAO X, et al. Effect of LPSO and SFs on microstructure evolution and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy [J]. Scientific Reports, 2017, 7:40846.

[40] LIU S, WANG K, WANG J, et al. Ageing behavior and mechanisms of strengthening and toughening of ultrahigh-strength Mg-Gd-Y-Zn-Mn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 758: 96-98.

[41] NIE J F, OH-ISHI K, GAO X, et al. Solute segregation and precipitation in a creep-resistant Mg-Gd-Zn alloy [J]. Acta Materialia, 2008, 56(20): 6061-6076.

[42] WEN K, LIU K, WANG Z, et al. Effect of microstructure evolution on mechanical property of extruded Mg-12Gd-2Er-1Zn-0.6Zr alloys [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2015, 3(1): 23-28.

[43] ZHANG J, LENG Z, LIU S, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Dy-Zn alloy with long period stacking ordered structure or stacking faults [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(29): 7717-7722.

[44] DAI J, ZHU S, EASTON M A, et al. Precipitation process in a Mg-Gd-Y alloy grain-refined by Al addition [J]. Materials Characterization, 2014, 88:7-14.

[45] DAI J, ZHU S, EASTON M A, et al. Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a Mg-Gd-Y alloy grain-refined by Al additions [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 576: 298-305.

[46] YIN J, LU C, MA X, et al. Investigation of two-phase Mg-Gd-Ni alloys with highly stable long period stacking ordered phases [J]. Intermetallics, 2016, 68:63-70.

[47] HAN Z, ZHANG K, YANG J, et al. Effects of volume fraction of Ni-containing LPSO phase on mechanical and corrosion properties of Mg-Gd-Ni alloys [J]. Materials and Corrosion, 2019, 70(3): 537-548.

[48] DAI J, ZHANG X, WANG Z. Microstructure and enhanced corrosion resistance of biodegradable Mg-Gd-Cu-Zr alloy by solution treatment [J]. Materials Technology, 2018, 33(4): 301-310.

[49] DAI J, NIE Y, ZHANG X. Ambient and elevated temperature mechanical behavior of Mg-Gd-Cu-Zr alloy [J]. Materials Research Express, 2018, 5(11): 116524.

[50] GAO L, CHEN R, HAN E. Solid solution strengthening behaviors in binary Mg-Y single phase alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 472(1-2): 234-240.

[51] AVEDESIAN M M, BAKER H. ASM specialty handbook: magnesium and magnesium alloys [M]. Ohio: ASM International, 1999.

[52] NISHIJIMA M, YUBUTA K, HIRAGA K. Characterization of β′ precipitate phase in Mg-2at% Y alloy aged to peak hardness condition by high-angle annular detector dark-field scanning transmission

electron microscopy (HAADF-STEM) [J]. Materials Transactions, 2007, 48(1): 84-87.

[53] NIE J F, MUDDLE B C. Precipitation in magnesium alloy WE54 during isothermal ageing at 250 ℃ [J]. Scripta Materialia, 1999, 40(10): 1089-1094.

[54] JIANG H, ZHENG M, QIAO X, et al. Microstructure and mechanical properties of WE43 magnesium alloy fabricated by direct-chill casting [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 684: 158-164.

[55] CAO G, ZHANG D, LUO X, et al. Effect of aging treatment on mechanical properties and fracture behavior of friction stir processed Mg-Y-Nd alloy [J]. Journal of Materials Science, 2016, 51(16): 7571-7584.

[56] KUMAR N, CHOUDHURI D, BANERJEE R, et al. Strength and ductility optimization of Mg-Y-Nd-Zr alloy by microstructural design [J]. International Journal of Plasticity, 2015, 68:77-97.

[57] CABIBBO M, PAOLETTI C, MINĀRIK P, et al. Secondary phase precipitation and thermally stable microstructure refinement induced by ECAP on Mg-Y-Nd (WN43) alloy [J]. Materials Letters, 2019, 237: 5-8.

[58] SUN Y, LI W, SHI X, et al. A uniformly fine-grained Mg-Y-Nd-Zr magnesium alloy with simultaneously optimized strength and ductility processed by forging and ECAP [J]. Materials Research Express, 2020, 7(11):116520

[59] 隋联亭.Dy对Mg-Y-Nd系合金组织和力学性能的影响[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2011.

[60] XIA X, SUN W, LUO A A, et al. Precipitation evolution and hardening in Mg-Sm-Zn-Zr alloys [J]. Acta Materialia, 2016, 111:335-347.

[61] ZHANG Q, LI Q, JING X, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-10Y-2.5Sm alloy [J]. Journal of Rare Earths, 2010, 28:375-377.

[62] LI Q A, ZHANG Q, WANG Y, et al. Effects of Sm addition on microstructure and mechanical properties of a Mg-10Y alloy [J]. Research & Development, 2014, 11(1):28-32.

[63] ZHANG Q, LI Q A, JING X T, et al. Solid solution strengthening of Sm in Mg-10Y-1.5Sm alloy [C]// Proceedings of the Advanced Materials Research. Trans Tech Publ, 2011: 1378-1381.

[64] QING Z, JUN C, QUANAN L. Strength stability of aging hardened Mg-10Y-1.5Sm alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(3): 799-802.

[65] LI D, WANG Q, DING W. Effects of heat treatments on microstructure and mechanical properties of Mg-4Y-4Sm-0.5Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 448(1/2): 165-170.

[66] CHEN B, LIN D, ZENG X, et al. Microstructure and mechanical properties of ultrafine grained Mg97Y2Zn1 alloy processed by equal channel angular pressing [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 440(1/2): 94-100.

[67] KAWAMURA Y, YAMASAKI M. Formation and mechanical properties of Mg97Zn1RE2 alloys with long-period stacking ordered structure [J]. Materials Transactions, 2007, 48(11): 2986-2992.

[68] WANG J, SONG P, ZHOU X, et al. Influence of the morphology of long-period stacking ordered phase on the mechanical properties of as-extruded Mg-5Zn-5Y-0.6Zr magnesium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 556:68-75.

[69] QI F, ZHANG D, ZHANG X, et al. Effects of Mn addition and X-phase on the microstructure and mechanical properties of high-strength Mg-Zn-Y-Mn alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 593:70-78.

[70] ZHANG Z, LIU X, WANG Z, et al. Effects of phase composition and content on the microstructures and mechanical properties of high strength Mg-Y-Zn-Zr alloys [J]. Materials & Design, 2015, 88:915-923.

[71] ITOI T, TAKAHASHI K, MORIYAMA H, et al. A high-strength Mg-Ni-Y alloy sheet with a long-period ordered phase prepared by hot-rolling [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(10): 1155-1158.

[72] WU S, ZHANG J, ZHANG Z, et al. A high strength and good ductility Mg-Y-NI-TI alloy with long period stacking ordered structure processed by hot rolling and aging treatment [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 648:134-139.

[73] WU S, QIAO X, ZHENG M. Ultrahigh strength Mg-Y-Ni alloys obtained by regulating second phases [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 45: 117-124.

[74] XU K, LIU S, HUANG D, et al. Experimental investigation of the isothermal section of the Mg-Ni-Y system with LPSO phases at 400 ℃ [J]. Journal of Materials Science, 2018,53(12): 9243-9257.

[75] LYU S, XIAO W, ZHENG R, et al. Fabrication of high-strength Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy by conventional

hot extrusion and aging [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 732:178-185.

[76] LYU S, LI G, HU T, et al. A new cast Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy with high hardness [J]. Materials Letters, 2018, 217:79-82.

[77] LIU K, ROKHLIN L, ELKIN F, et al. Effect of ageing treatment on the microstructures and mechanical properties of the extruded Mg-7Y-4Gd-1.5Zn-0.4Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(3): 828-834.

[78] GUAN K, YANG Q, BU F, et al. Microstructures and mechanical properties of a high-strength Mg-3.5 Sm-0.6Zn-0.5Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 703:97-107.

[79] ZHANG D, YANG Q, LI B, et al. Improvement on both strength and ductility of Mg-Sm-Zn-Zr casting alloy via Yb addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 805:811-821.

[80] LYON P, SYED I, HEANEY S. Elektron 21-an aerospace magnesium alloy for sand cast and investment cast applications [J]. Advanced Engineering Materials, 2007, 9(9): 793-798.

[81] LI J H, JIE W Q, YANG G Y. Effect of gadolinium on aged hardening behavior, microstructure and mechanical properties of Mg-Nd-Zn-Zr alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18:27-32.

[82] SAITO K, HIRAGA K. The structures of precipitates in an Mg-0.5 at% Nd age-hardened alloy studied by HAADF-STEM technique [J]. Materials Transactions, 2011, 52(10): 1860-1867.

[83] KIEŁBUS A. Microstructure and mechanical properties of Elektron 21 alloy after heat treatment [J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2007, 20: 127-130.

[84] RIONTINO G, LUSSANA D, MASSAZZA M, et al. Structure evolution of EV31 Mg alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 463(1-2): 200-206.

[85] WU B, WAN G, DU X, et al. The quasi-static mechanical properties of extruded binary Mg-Er alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 573: 205-214.

[86] ZHANG J, ZHANG X, LI W, et al. Partition of Er among the constituent phases and the yield phenomenon in a semi-continuously cast Mg-Zn-Zr alloy [J]. Scripta Materialia, 2010, 63(4): 367-370.

[87] FENG Y, ZHANG J, QIN P, et al. Characterization of elevated-temperature high strength and decent thermal conductivity extruded Mg-Er-Y-Zn alloy containing nano-spaced stacking faults [J]. Materials Characterization, 2019, 155:109823.

[88] ZHANG M, FENG Y, ZHANG J, et al. Development of extruded Mg-6Er-3Y-1.5Zn-0.4Mn (wt.%) alloy with high strength at elevated temperature [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(10): 2365-2374.

[89] YANG L, HUANG Y, PENG Q, et al. Mechanical and corrosion properties of binary Mg-Dy alloys for medical applications [J]. Materials Science and Engineering: B, 2011, 176(20): 1827-1834.

[90] BI G, FANG D, ZHAO L, et al. An elevated temperature Mg-Dy-Zn alloy with long period stacking ordered phase by extrusion [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(10-11): 3609-3614.

[91] BI G, LI Y, HUANG X, et al. Deformation behavior of an extruded Mg-Dy-Zn alloy with long period stacking ordered phase [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 622:52-60.

[92] BI G, HAN Y, JIANG J, et al. Microstructure and mechanical properties of an extruded Mg-Dy-Ni alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 760: 246-257.

[93] 赵志远.铸造稀土镁合金在我国航空工业中的应用[J].材料工程,1993(7):8-10.

[94] 席俊杰,刘杰.高性能稀土镁合金的研究及其应用[J].热加工工艺,2014(10):6-10.

[95] 丁文江,吴国华,李中权,等.轻质高性能镁合金开发及其在航天航空领域的应用[J].上海航天(中英文),2019,36(2):1-8.