

Mg-10Gd-0.3Nd-0.3Zn-0.5Zr 高强镁合金大尺寸砂型铸件组织及力学性能

王晓明¹, 张根苗², 康洪岩¹, 蔡增辉¹, 王志超¹, 黄永江³, 宁志良³

(1. 中国航发哈尔滨东安发动机有限公司, 黑龙江哈尔滨 150001;

2. 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南株洲 412100;

3. 哈尔滨工业大学, 黑龙江哈尔滨 150006)

摘要: 随着航空机匣类铸件向大吨位、高载荷和轻量化要求的不断发展, 亟需开发适合砂铸的高性能铸造镁合金。本课题研究了大型砂铸Mg-10Gd-0.3Nd-0.3Zn-0.5Zr合金铸件的组织及力学性能。合金的铸态组织为细小的等轴 α -Mg相和少量 $Mg_3(RE, Zn)$ 析出相。经510℃固溶处理, $Mg_3(RE, Zn)$ 相溶入到基体中, 晶粒尺寸增加, 同时出现LPSO相。测试了175~250℃时效硬化曲线, 确定最佳时效工艺为225℃/16h, 峰时效组织为基体上均匀分布的细小 β' 相和 β 相。室温力学性能抗拉强度328.9 MPa, 屈服强度213.0 MPa, 伸长率6.8%, 完全满足大吨位、高载荷和轻量化航空大型机匣类铸件的设计要求。

关键词: Mg-10Gd-0.3Nd-0.3Zn-0.5Zr合金; 组织; 热处理工艺; 力学性能

作者简介:

王晓明(1990-), 男, 博士, 高级工程师, 主要研究方向为高性能铸造镁合金研制、镁合金构件砂型精密成形技术。电话: 15244687256, E-mail: wxm7256@163.com

中图分类号: TG146.2⁺2;
TG29

文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2025)
12-1581-09

基金项目:

国防基础科研计划资助
(JCKY2023213C003)。

收稿日期:

2025-09-04 收到初稿,
2025-09-22 收到修订稿。

镁合金由于具有低密度, 高的比强度和比刚度, 良好的加工性能而在航空航天、汽车及电子领域得到广泛应用^[1-4]。部分稀土元素高温时在镁合金中溶解度较高, 并随温度降低而降低。镁稀土合金经过固溶和时效处理后具有较强的时效强化效应, 可有效提高镁合金的室温、高温及蠕变性能^[5-6]。镁-稀土合金主要有Mg-Gd、Mg-Y、Mg-Dy系等合金。其中, Mg-Gd系具有优异的时效强化特性而备受青睐。近年来开发了一系列高强Mg-Gd系镁合金^[7]。稀土Gd在镁合金中的溶解度高, 含量高于10%产生良好的时效强化^[8]。在Mg-Gd合金中添加其他稀土元素可以进一步提高合金的力学性能, 最常用的添加稀土元素为Y^[9]、Nd^[10]和Dy^[11]等, 形成了Mg-Gd-Y系、Mg-Gd-Nd系和Mg-Gd-Dy系等高强镁合金系。Mg-Gd-Y系合金氧化倾向严重, 大型复杂铸件的冶金质量难以控制^[12]。Mg-Gd-Dy系合金成本过高, 大规模工业化生产成本难以接受。而Mg-Gd系及Mg-Gd-Nd系合金既具有优良的铸造性能和优异的力学性能, 同时也具有成本优势, 因而在高性能镁合金优质铸件生产中具有明显优势。

相关Mg-Gd系合金的组织及力学性能研究较为广泛^[13-14], 但大多仅限于实验室或简单小尺寸铸件, 且多为金属型铸造。由于冷却速度快, 凝固组织晶粒细小, 表现出较高的强度^[15]。对于Mg-Gd合金而言, 有关大型铸件的应用较少, 尤其是大型砂铸复杂铸件。近年来, 随着航空机匣类铸件向集成化和大型化发展, 铸件减重的需求不断提升, 发展趋势是镁合金取代铸造铝合金(ZL114A), 对铸造镁合金的铸造性能及力学性能要求不断提升。国内航空机匣类镁合金铸件长期使用ZM6(Mg-2Nd-0.5Zn-0.5Zr)高强镁合金。后引入了Elektron公司研制的EV31(Mg-3Nd-1Gd-0.5Zr)合金。目前, 随着大吨位、高载荷、轻量化要求的航空大型机匣类铸件的需求不断提升, 对机匣力学性能要求日益增长。新的设计要求铸造合金抗拉强度>300 MPa, 屈服强度>200 MPa, 伸长率>4%。ZM6合金的抗拉强度为230~260 MPa, 屈服强度为130~150 MPa, 伸长率为3%~7%。EV31合金的抗拉强度为260~300 MPa, 屈服强度为160~180 MPa, 伸长率为5%~9%。ZM6合金和EV31合金材料力学性能难以满足上述

铸件的设计需求，亟需开发新型高强度镁合金。本课题以某型号大型砂铸Mg-10Gd-0.3Nd-0.3Zn-0.5Zr合金铸件为研究对象，分析其组织及力学性能，为该合金向重型、强负载、低自重要求的航空大型机匣类铸件上的应用进行探索。

1 试验方法

1.1 合金熔炼及热处理

将坩埚预热至400℃后，在坩埚底部撒上一层RJ-2，其成分为：38%~46% MgCl₂、32%~40% KCl、5%~8% BaCl₂、3%~5% CaF₂，8% (NaCl+CaCl₂)。装入预热的99.9%纯度的镁锭，熔化后升温至740~760℃，加入RJ-2溶剂保护，防止镁合金液氧化。加入经预热的99.9%纯度的Zn、Mg-30%Gd和Mg-30%Nd中间合金，搅拌2~3 min后加入适量的RJ-2溶剂覆盖，升温至780~800℃，加入预热的Mg-30%Zr中间合金，然后机械搅拌5~10 min以保证Mg-Zr中间合金的溶解。采用高纯Ar气精炼，通气时间为15 min。

铸型采用PEP-SET (Phenolic Epoxy Polyester Set, 酚醛-环氧-聚酯树脂) 砂型，砂芯采用3D打印快速成形砂芯。铸件外轮廓尺寸为1 120 mm × 1 070 mm × 320 mm，最小壁厚6 mm，最大壁厚42 mm，内有油路28条。每炉熔合金液450 kg，采用反重力铸造，浇注温度750℃，浇注合金液210 kg，铸件净重62 kg。微观组织表征和力学性能测试试样均切取自铸件上凝固条件相同的关键区部位。

经电感耦合等离子体原子发射光谱法 (Inductively Coupled Plasma-Atomic emission Spectroscopy, ICP-AES) 测试合金化学成分，结果如表1所示。

热处理时为防止试样表面氧化，铸件热处理前经铬酸盐处理。热处理炉内放置硫铁矿和硫磺粉混合物。热处理工艺为：固溶温度为510℃，空冷；时效温度为175~250℃，空冷。

1.2 组织表征与性能测试

在铸件关键承重部位 (铸件最大壁厚处48 mm) 切取

表1 合金化学成分
Tab. 1 Chemical compositions of the alloy

项目	Gd	Nd	Zn	Zr	Mg
设计成分	9~11	0.2~0.5	0.2~0.5	0.4~0.7	余量
实测成分	10.2	0.3	0.3	0.45	余量

试样用于组织及力学性能分析。切取 $\Phi 12$ mm × 10 mm铸态及热处理试样用于组织分析，经砂纸粗磨、细磨、抛光后腐蚀，腐蚀液为：1.2 g苦味酸+1 mL冰醋酸+2 mL蒸馏水+20 mL酒精的混合液。采用Nano measurer软件对晶粒尺寸分布和平均晶粒尺寸进行统计分析，其中D50表示为晶粒尺寸中值。用Olympus PMG3光学显微镜进行光学组织分析。采用D/MAX-RA型X射线衍射仪 (XRD) 分析铸态及固溶态试样物相组成，扫描速度设为2°/min，扫描范围为10°~90°。采用HVS-1000A型数显显微硬度计测试试样的显微硬度，测试前试样表面磨至光滑无划痕。测试时加载0.981 N，保持时间15 s，每个试样测试五点。利用HELIOS NanoLab 600i扫描电子显微镜 (SEM) 对试样中的析出相与微观组织形貌进行分析。采用GATAN695离子减薄仪进行离子减薄透射试样，试样厚度减薄至~30 μ m，采用原位多功能透射电镜Talos-F200X对时效态合金析出相进行分析。利用ED25.305型号电子万能试验机进行室温力学性能测试。力学性能测试试样采用 $\Phi 6$ mm标准试样，按GB/T 228.1—2021标准测试，试样尺寸如图1所示。为了确保试验可重复性，每种状态拉伸5个试样，取平均值。

2 结果及分析

2.1 铸态组织分析

图2给出了合金的XRD图谱和铸态光学组织及晶粒尺寸分布图。由图2 (a) 的XRD图谱可知，合金铸态组织主要由 α -Mg基体组成，此外有少量的Mg₃RE相。图2 (b) 为合金的光学组织，初生相为含RE和Zn的 α -Mg相，形状比较规则，晶界分布着共晶组织。图

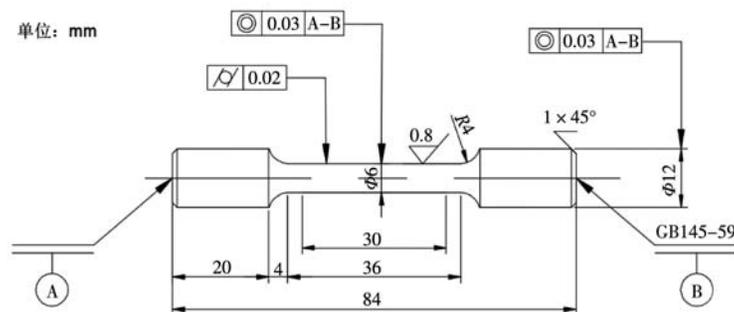


图1 力学性能试样尺寸

Fig. 1 Sample dimensions for mechanical property measurement

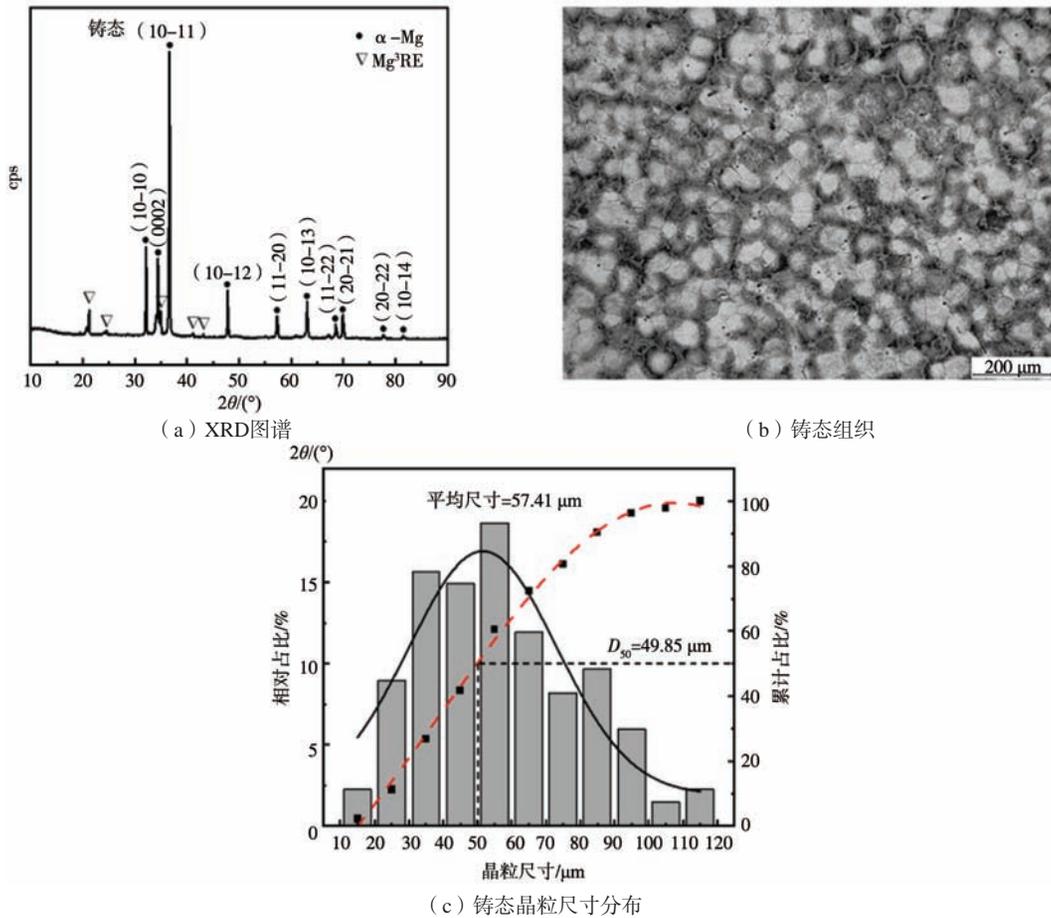


图2 合金的XRD图谱和铸态光学组织及晶粒尺寸分布图

Fig. 2 The XRD pattern, as-cast OM structure and grain size distribution diagram of the alloy

2(c)为晶粒尺寸分布图，图中黑色曲线为柱状图拟合分布曲线，反映了晶粒尺寸呈现对数正态分布。曲线向右倾斜，是因为在合金凝固晶粒长大过程中，大晶粒吞并小晶粒而变得更大，导致分布不对称。红色曲线为累计分布函数曲线，直观地展示了“小于或等于”某一特定尺寸的所有晶粒的总和所占的比例。可以看出，合金铸态晶粒尺寸变化较大，平均晶粒尺寸为 $57.41\ \mu\text{m}$ 。

图3是合金铸态SEM图及EDS分析。晶粒尺寸分布不均匀，在三角晶界处存在小的晶粒。图3(b)为基体1点EDS。基体中Gd的含量为9.33wt%。根据Mg-Gd二元相图，Gd在Mg中的最大溶解量为23.7wt% (548℃)^[8]，Gd在Mg中的溶解度随温度的降低显著降低，150℃时几乎为0。然而相图是在平衡状态下得到的，而实际生产中的冷却速度远大于平衡条件，实际凝固过程Mg-Gd合金中Gd的溶解度远高于平衡相图，如图3(b)所示。由于Gd大量溶解于基体中，造成晶界共晶相数量较少。图3(c)为晶界共晶相EDS，共晶相中含有较高的Gd元素和Zn元素。共晶相中Mg的原子分数为~74.34%，如图3(a)中点2及图3(c)EDS

所示，表明共晶相为 $\text{Mg}_3(\text{Gd}, \text{Nd}, \text{Zn})$ ，与XRD分析结果一致。此外，还有少量的块状相，如图3(a)中点3箭头及图3(d)EDS所示，含有较高的Gd和Nd，由于该相尺寸较小($<5\ \mu\text{m}$)，测试结果包含更多的基体Mg，实际RE的含量会更高。以往的研究表明该块状相为 $\text{Mg}_3\text{RE}_{17}$ 相^[6]。

2.2 热处理组织分析

2.2.1 固态组织

固溶温度 $510\ \text{℃}$ ，固溶时间分别为2 h、4 h、8 h和12 h。固溶后均采用空冷淬火。图4是在 $510\ \text{℃}$ 下合金固溶不同时间的XRD图谱，为了便于比较，加入铸态的XRD图。 $510\ \text{℃}$ 下固溶2 h后Mg-RE相消失，XRD图谱为 $\alpha\text{-Mg}$ 的衍射峰和LPSO(Long period stacking order)相的峰。根据有关含Gd、Y和Zn的镁合金的研究结果表明，这些相为14H-LPSO相^[16-17]，14H-LPSO相的峰与部分 $\alpha\text{-Mg}$ 峰重叠^[18]，如图4所示。合金中含有较高的Gd和少量的Zn，降低了LPSO形成的层错能，有利于LPSO相形成^[19]。

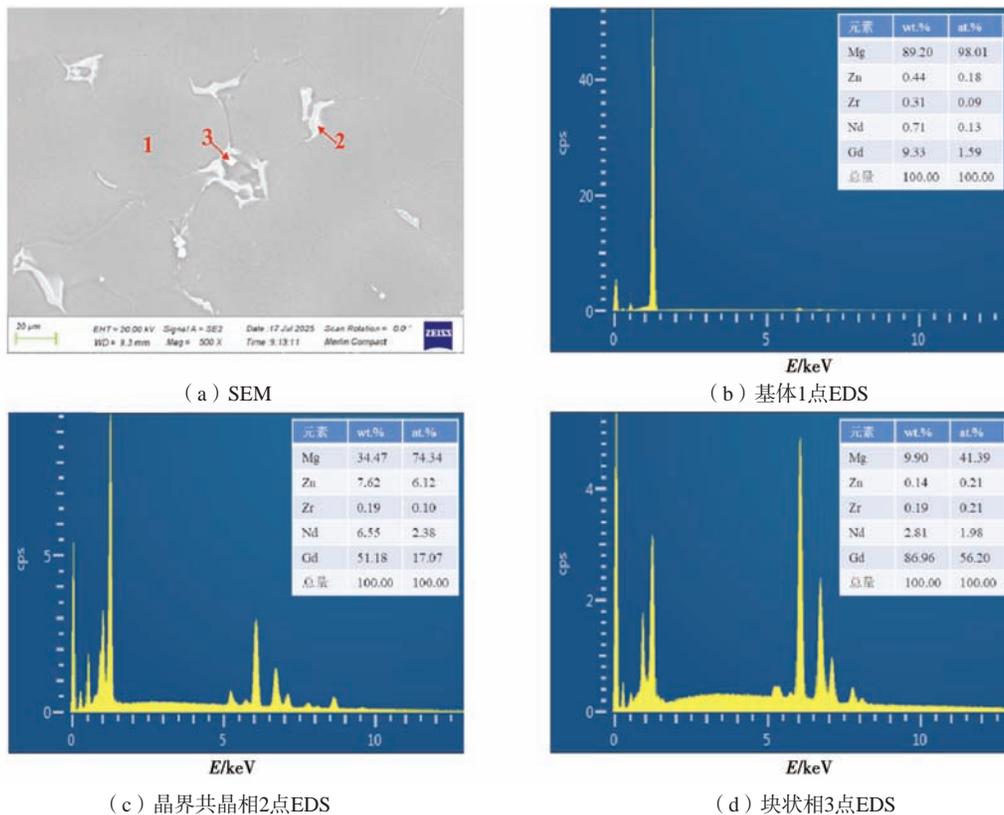


图3 铸态合金SEM图像及EDS能谱

Fig. 3 The SEM images and EDS spectra of the as-cast alloy

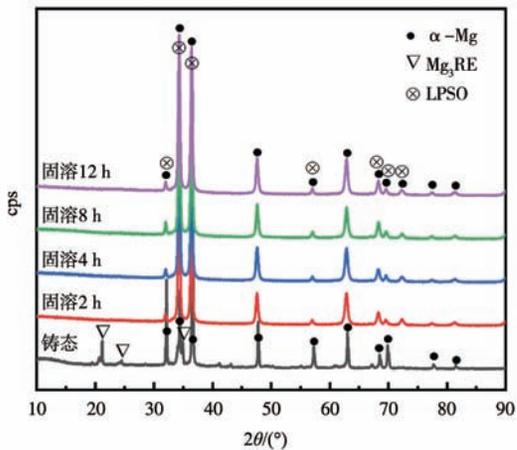


图4 固溶态合金XRD图谱

Fig. 4 The XRD patterns of the solution-treated alloy

如图5所示，左列为不同固溶时间的组织，右列为对应的晶粒分布。固溶后的合金组织，晶粒形状变得规整，多为六边形结构。晶粒与晶粒之间连接更加紧密，晶界处没有明显析出相，说明铸态组织中的晶界析出相经过固溶已经溶入基体中。固溶后晶内出现LPSO相，如图5(a)、(c)、(e)和(g)中红色箭头所示。随着固溶时间的增长，固溶态合金的晶粒尺

寸增加，形状也更加规整。但是在晶粒之间往往夹杂着尺寸较小的晶粒，形成了大小晶粒夹杂的结构。图5右列晶粒尺寸分布说明了固溶后组织的晶粒尺寸并不集中，晶粒尺寸在一个大范围内平均分布。固溶2 h后，平均晶粒尺寸由铸态的57.41 μm增加到60.07 μm，固溶4 h、8 h和12 h后，平均晶粒尺寸分别为78.82 μm、89.75 μm和108.67 μm。由此可知，固溶处理过程中晶粒生长比较明显。由于铸态组织中晶界的析出相较少，对晶粒尺寸的生长阻碍作用降低，同时出现晶粒合并长大，导致晶粒尺寸明显增加。固溶时间取2~4 h较为合适。

2.2.2 时效态组织

为了优化时效工艺，对510 °C固溶4 h的试样进行不同温度下时效处理，时效温度分别为175 °C、200 °C、225 °C及250 °C。时效硬化曲线如图6所示。175 °C、200 °C、225 °C及250 °C下，峰时效时间分别为60 h、30 h、16 h和4 h，峰时效硬度分别为HV85.3、HV112.7、HV116.6和HV107.4，较固溶硬度分别增加了HV10、HV37.4、HV41.3和HV32.1，硬度增加比较明显，表明该合金具有较强的时效强化效应。225 °C/16 h时效工艺硬度最高，由此可以确定时效工艺为225 °C/16 h。

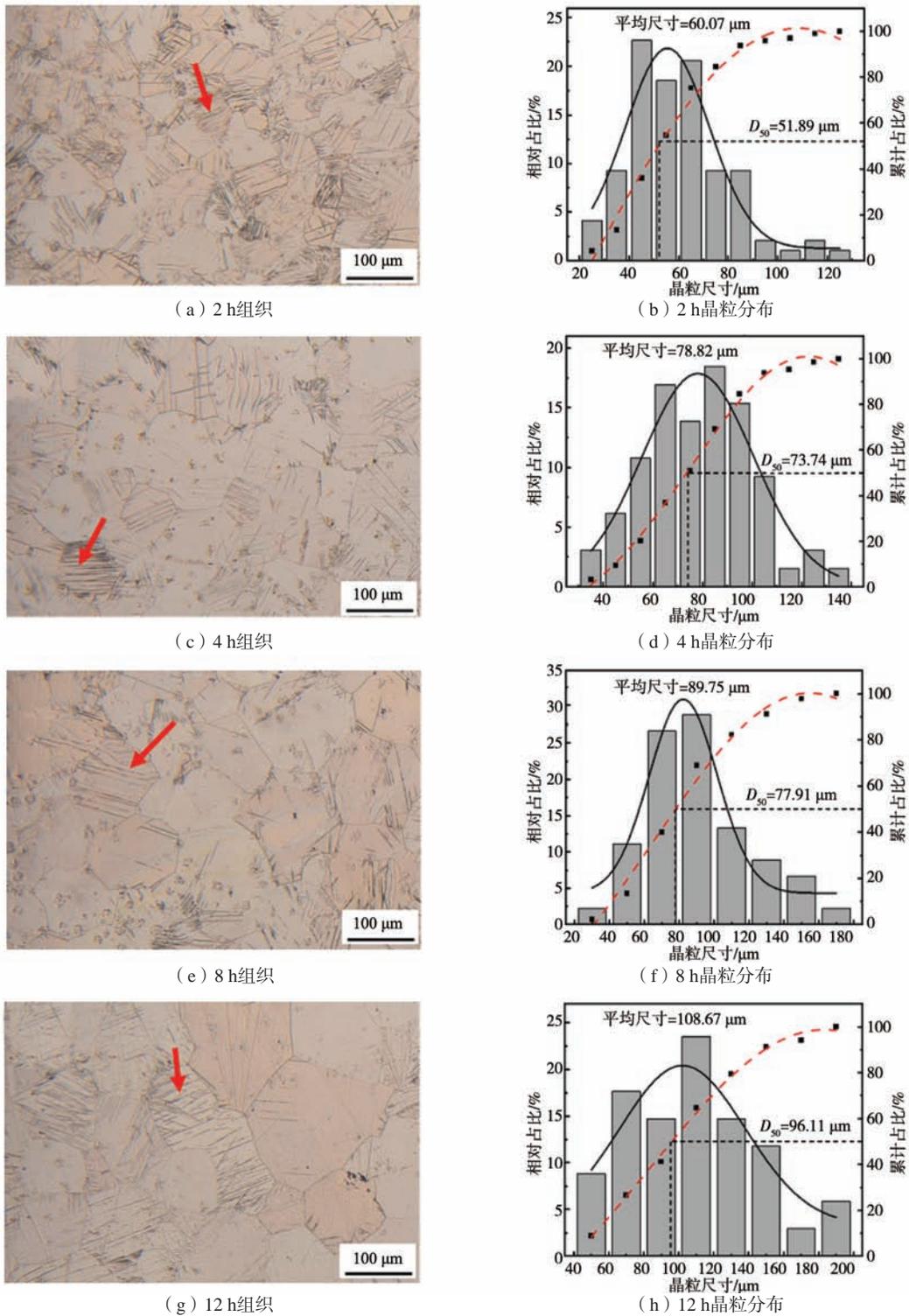


图5 固溶态合金组织及晶粒尺寸分布

Fig. 5 The microstructures and grain size distributions of the solution-treated alloys

相关研究已证实Mg-Gd系合金的析出顺序为：过饱和固溶体 (SSSS) $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta_1 \rightarrow \beta$ [20-23]，其中 β'' 析出相具有 $D0_{19}$ 结构，晶格参数为 $a=2 \cdot a_{Mg}=0.64$ nm， $c \sim c_{Mg}=0.52$ nm，成分接近 Mg_3Gd ；而 β' 析出相为底心

正交结构 (CBCO)，晶格参数为 $a=2 \cdot a_{Mg}=0.64$ nm， $b=2.2$ nm， $c=c_{Mg}=0.52$ nm， β_1 为 FCC 晶体结构， $a=0.74$ nm，与 Mg_3Nd 同构， β 相为平衡相，为 FCC 晶体结构， $a=2.223$ nm。

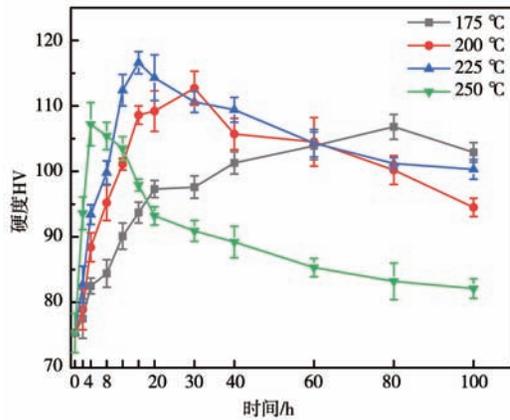


图6 合金时效硬化曲线

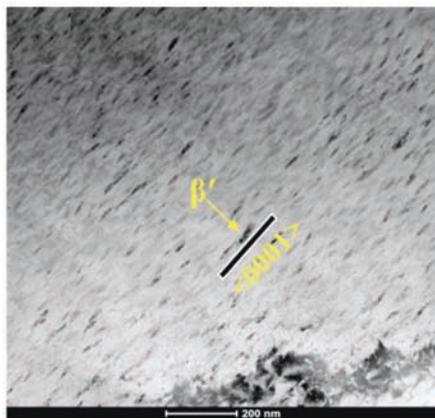
Fig. 6 Aged hardening curves of the alloys

图7为225 °C/16 h时效试样在 $[11\bar{2}0]$ 晶带轴的TEM图。从图7 (a)中可以看出，析出相尺寸较小，平均长度约为40 nm。从图7 (b)的电子衍射斑点可以看出，在镁基体衍射斑点的 $1/4\{01\bar{1}0\}$ 、 $1/2\{01\bar{1}0\}$ 和 $3/4\{01\bar{1}0\}$ 处存在额外的清晰衍射斑点。图7 (c)显示了试样的HADDF-STEM图，可以观察到 β' 相和层片状

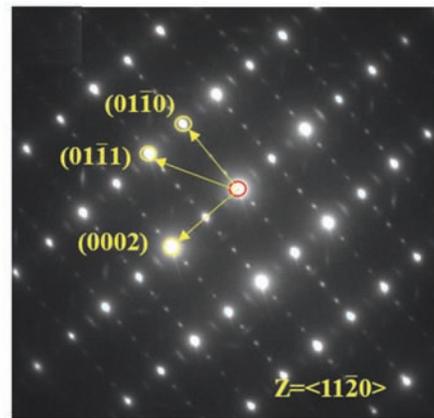
LPSO相。图7 (d)的黄色方框展示的是 β' 相的高分辨图，从该区域的傅里叶转变图可以显示出明显的 β' 相在 $[11\bar{2}0]$ 晶带轴的衍射特征。

图8为225 °C/16 h峰时效试样 $[0001]$ 晶带轴的TEM图。从图8 (a)中可以看出，合金的析出相主要为 β' 相，其余还有少量的 β_1 相，多个椭圆形 β' 相沿着 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向呈链状相互链接，链长约20 nm。 β' 相应为椭圆形颗粒。峰时效时，析出相主要为 β' 相和 β_1 相。图8 (b)的虚线框是典型的 β' 相的衍射斑点。如图8 (c)所示， β' 析出相呈长椭球立体形状：长轴约为10~20 nm，平行于 $\langle 0001 \rangle$ 方向，短轴约为6 nm。 β_1 相具有独特的菱形形状且其中的两条棱边与 β' 相相连。图8 (d)的高分辨图进一步确定了所描述的特征。

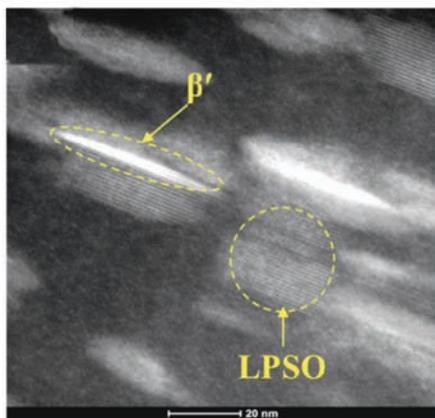
时效过程中晶界结构演变包含并行的两个过程：晶界析出相的生长和无析出带的宽化。图9是晶界形貌TEM图，图9 (a) - (d)给出了各位置的晶界析出相形貌和无析出带宽度。晶界处析出相的形貌为椭球状，可以判断晶界析出相为与 α -Mg基体呈非共格关系的 β 平衡相。图9 (a) - (d)无析出带宽度分别为197 nm，204 nm，203 nm和186 nm；平均宽度~197 nm。



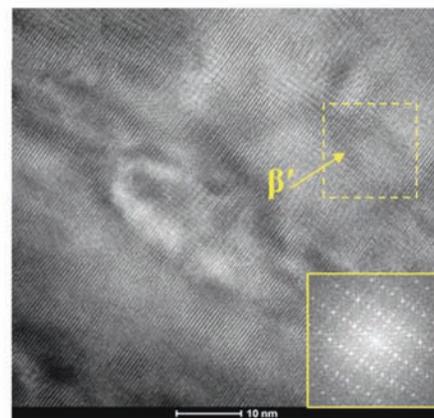
(a) 明场像



(b) 选区电子衍射斑点

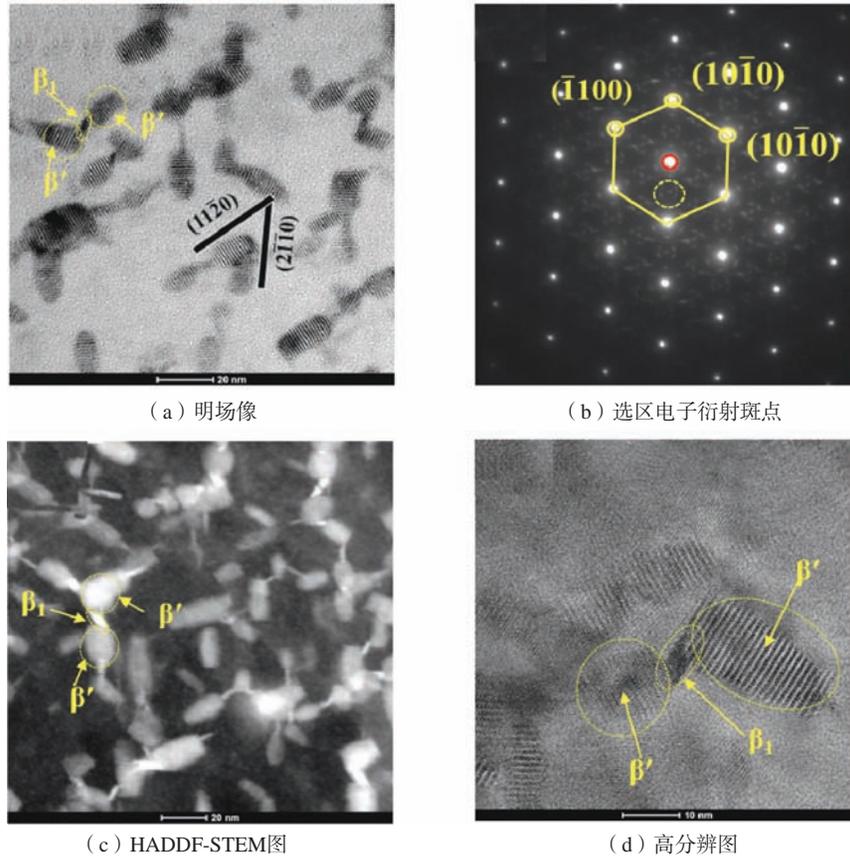


(c) HADDF-STEM图



(d) 高分辨及FFT图

图7 $[11\bar{2}0]$ 晶带轴的TEM图Fig. 7 TEM micrographs along $[11\bar{2}0]$ crystal zone axis



(a) 明场像

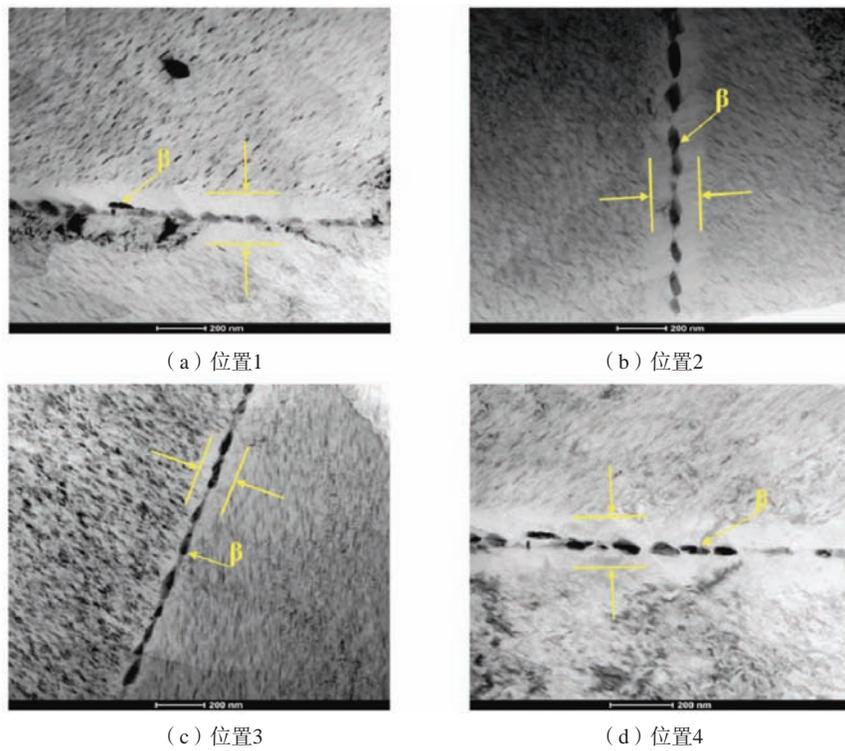
(b) 选区电子衍射斑点

(c) HADDF-STEM图

(d) 高分辨图

图8 试样[0001]晶带轴的TEM图

Fig. 8 TEM micrographs along [0001] crystal zone axis



(a) 位置1

(b) 位置2

(c) 位置3

(d) 位置4

图9 不同位置的试样晶界TEM明场像

Fig. 9 Bright field TEM micrographs showing the grain boundaries at different positions

2.3 力学性能

分别对175 ℃、200 ℃、225 ℃及250 ℃峰时效试样进行室温力学性能测试,结果如图10所示。随着时效温度的增加,抗拉强度和屈服强度提高,伸长率明显降低。175 ℃峰时效下:抗拉强度为296.9 MPa,屈服强度为175.1 MPa,伸长率为11.2%;200 ℃峰时效下:抗拉强度为316.7 MPa,屈服强度为193.5 MPa,伸长率为8.1%;225 ℃峰时效下:抗拉强度为328.9 MPa,屈服强度为213.0 MPa,伸长率为6.8%;250 ℃峰时效下:抗拉强度为322.4 MPa,屈服强度为212.4 MPa,伸长率为4.2%。225 ℃峰时效下合金的综合力学性能最佳。

Gd在Mg中溶解度高,随温度的降低而降低,为

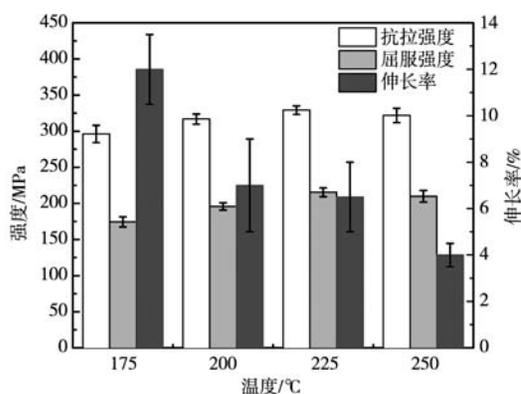


图10 峰时效合金室温力学性能

Fig. 10 Mechanical properties of the peak aged alloys at room temperature

Mg-Gd系合金的时效强化创造了条件。合金中增加了少量的稀土Nd,促进了时效析出,时效过程中析出大量细小的 β' 相和 β_1 相,有效阻碍位错的滑移,有利于提高合金的强度。此外,时效态组织含有LPSO相,提高了基面的临界分切应力并激活非基面滑移,从而提高合金的塑性^[24]。

新型大吨位、高载荷、轻量化航空大型机匣类铸件的设计标准为:抗拉强度>300 MPa,屈服强度>200 MPa,伸长率>5%。225 ℃峰时效力学性能完全满足高性能镁合金技术指标要求,可作为新型号航空机匣铸件候选合金。

3 结论

本课题研究了砂铸大型Mg-10Gd-0.3Nd-0.3Zn-0.5Zr合金的组织与室温力学性能,结论如下。

(1) 合金铸态组织为初生 α -Mg基体和少量分布于晶界的 $Mg_3(RE, Zn)$ 相,初生 α -Mg相为等轴晶,溶解较高的Gd,平均晶粒尺寸为57.41 μm 。

(2) 固溶过程中晶界的 $Mg_3(RE, Zn)$ 相溶解到基体中,伴随LPSO相析出。

(3) 最佳热处理工艺参数为:固溶工艺为510 ℃/4 h,空冷,时效工艺为225 ℃/16 h,合金峰时效组织为均匀分布的细小 β' 相和少量 β_1 相,同时存在LPSO相。峰时效的室温力学性能为:平均抗拉强度328.9 MPa,屈服强度213.0 MPa,伸长率6.8%,满足大吨位、高载荷、轻量化航空大型机匣类铸件的设计要求。

参考文献:

- [1] CHEN Y, SHUAI Q, WU Y J, et al. Effect of heat treatment on fatigue life improvement of Mg-Gd-Zn-Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2024, 906: 146563.
- [2] LUO K, ZHANG L, WU G H, et al. Effect of Y and Gd content on the microstructure and mechanical properties of Mg-Y-RE alloys [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019 (7): 345-354.
- [3] ZHANG D P, LI B Q, DU C, et al. Development of low rare-earth containing magnesium alloy with high strength-ductility synergy by engineering nano-spaced lamellae [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 7233-7243.
- [4] ZHENG K Y, DONG J, ZENG X Q, et al. Precipitation and its effect on the mechanical properties of a cast Mg-Gd-Nd-Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 489: 44-54.
- [5] MA T, ZHAO S C, GUO E, et al. Formation of enclosed precipitates structure in a novel Mg-RE alloy to enhance high-temperature mechanical properties [J]. Materials Letters, 2022, 327: 133048.
- [6] NING Z L, YI J Y, QIAN M, et al. Microstructure and elevated temperature mechanical and creep properties of Mg-4Y-3Nd-0.5Zr alloy in the product form of a large structural casting [J]. Materials & Design, 2014, 60: 218-225.
- [7] 张玉刚,任广笑,高建中,等.热处理诱导LPSO相析出对Mg-9Gd-2Nd-(1.5Zn)-0.5Zr合金性能的影响[J].稀土,2023,44:10-17.
- [8] MEIER J M, CARIS J, LUO A A, et al. Towards high strength cast Mg-RE based alloys: phase diagrams and strengthening mechanisms [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10: 1401-1427.
- [9] XU C, ZHENG M Y, WU K, et al. Effect of ageing treatment on the precipitation behaviour of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 550: 50-56.
- [10] ZHANG C S, ZHAO S C, LI J F, et al. Precipitation behavior and mechanical properties of Mg-Nd-Sm-Zn-Zr alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 3385-3395.

- [11] GUERZA S F, AZZEDDINE H, BAUDIN T, et al. Microstructural and textural investigation of an Mg-Dy alloy after hot plane strain compression [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020 (8): 1198–1207.
- [12] 张新明, 唐昌平, 邓运来, 等. 铸造Mg-Gd-Y-Zr合金氧化夹杂研究 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2009 (5): 409–411.
- [13] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, et al. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, 427: 316–323.
- [14] 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: 6061–6076.
- [15] WANG D, FU P H, PENG L M, et al. Development of high strength sand cast Mg-Gd-Zn alloy by co-precipitation of the prismatic β' and β phases [J]. *Materials Characterization*, 2019, 153: 157–168.
- [16] WU Y J, LIN D L, ZENG X Q, et al. Formation of a lamellar 14H-type long period stacking ordered structure in an as-cast Mg-Gd-Zn-Zr alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44: 1607–1612.
- [17] ZHANG J S, ZHANG W B, BIAN L P, et al. Study of Mg-Gd-Zn-Zr alloys with long period stacking ordered structures [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 585: 268–276.
- [18] VAFAEENEZHAD H, ALIAKBARI-SANI S, KALAKI A, et al. Nanomechanics of Mg-Gd-Y-Nd-Zn alloy with LPSO and MgRE phases [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2024, 12: 3370–3393.
- [19] DANG C, DOU X X, WANG J F, et al. Investigations on microstructure and mechanical properties of cast Mg-Gd-Y-Zn-Zr-Nd alloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 4852–4862.
- [20] HONMA T, OHKUBO T, KAMADO S, et al. Effect of Zn additions on the age-hardening of Mg-2.0Gd-1.2Y-0.2Zr alloys [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55: 4137–4150.
- [21] NIE J F, MUDDLE B C. Characterisation of strengthening precipitate phases in a Mg-Y-Nd alloy [J]. *Acta Materialia*, 2000, 48: 1691–1703.
- [22] ANTON C, DONNADIEU P, PERRARD F, et al. ardening precipitation in a Mg-4Y-3RE alloy [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51: 5335–5348.
- [23] NIE J F. Precipitation and hardening in magnesium alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43: 3891–3939.
- [24] ZHANG J Y, KANG Z X, ZHOU L L. Microstructure evolution and mechanical properties of Mg-Gd-Nd-Zn-Zr alloy processed by equal channel angular pressing [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 647: 184–190.

Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Mg-10Gd-0.3Nd-0.3Zn-0.5Zr Alloy and Large-Sized Casting by Sand Mold

WANG Xiao-ming¹, ZHANG Gen-miao², KANG Hong-yan¹, CAI Zeng-hui¹, WANG Zhi-chao¹, HUANG Yong-jiang³, NING Zhi-liang³

(1. AECC Harbin Dongan Engine Co., Ltd., Harbin 150001, Heilongjiang, China; 2. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412100, Hunan, China; 3. Harbin Institute of Technology, Harbin 150006, Heilongjiang, China)

Abstract:

With the continuous development of heavy-lift, high-load and lightweight requirements for aircraft case castings, there is an urgent need to explore high-performance cast magnesium alloys suitable for sand casting. In this project, the microstructure and mechanical properties of large-sized Mg-10Gd-0.3Nd-0.3Zn-0.5Zr alloy castings manufactured by using of sand molds were studied. The as-cast microstructures consist of fine primary equiaxed α -Mg phases and a small amount of $Mg_3(RE, Zn)$ phases. After solution treatment at 510 °C, $Mg_3(RE, Zn)$ phases dissolve into the α -Mg matrix, the grain size increase, and LPSO phase form. The aging hardening curves within 175–250 °C were tested, and the optimal aging process was determined to be 225 °C /16 h. The peak aging microstructure consists of fine β' and β_1 phases uniformly distributed in the matrix, and the ultimate tensile strength, yield strength, and elongation can reach up to 328.9 MPa, 213.0 MPa and 6.8%, respectively, which fully meet the service requirements of large-sized aircraft case castings with heavy-lift, high-load and lightweight.

Key words:

Mg-10Gd-0.5Nd-0.2Zn-0.5Zr alloy; microstructure; heat treatment; mechanical properties