

热处理对砂型铸造 Mg-Gd-Y 合金 微观组织和力学性能的影响

杨庆波^{1,2} 吴迪¹ 马跃群¹ 陈荣石¹ 牛建平²

(1 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

(2 沈阳大学机械工程学院, 沈阳 110044)

文 摘 通过金相观察(OM)、扫描电镜(SEM)以及拉伸测试系统地表征和研究了热处理对砂型铸造 Mg-Gd-Y 合金微观组织和力学性能的影响。研究表明:固溶态 GW94、GW74、GW44 合金主要由 α -Mg 过饱和固溶体、铸态残留相 $Mg_5(Gd, Y)$ 以及固溶过程形成的方块相组成。随着 Gd 含量的增加,固溶态 Mg-Gd-Y 合金中方块相的体积分数不断增加;在同一时效温度下,合金达到时效峰值的时效时间缩短;室温下拉伸的固溶态、时效峰值态合金以及 200 和 250℃ 下拉伸的时效峰值态合金的抗拉强度和屈服强度不断提高(固溶态合金屈服强度先降低后升高),但是伸长率却是不断降低。时效峰值态 GW94 合金表现出优越的力学性能,室温时其抗拉强度和屈服强度分别为 300、247 MPa,而伸长率仅为 0.9%;200 和 250℃ 拉伸时,时效峰值态 GW94 合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 329、234 MPa 和 2.6% 以及 312、233 MPa 和 2.7%。时效峰值态 GW94、GW74 合金出现抗拉强度随温度升高而升高的反常力学行为。

关键词 热处理,砂型铸造,Mg-Gd-Y 合金,微观组织,力学性能

中图分类号: TG146

DOI:10.3969/j.issn.1007-2330.2016.05.013

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Sand Casting Mg-Gd-Y Magnesium Alloys

YANG Qingbo^{1,2} WU Di¹ MA Yuequn¹ CHEN Rongshi¹ NIU Jianping²

(1 Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016)

(2 School of Mechanical Engineering, Shenyang University, Shenyang 110044)

Abstract The effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of sand casting Mg-Gd-Y system alloys were investigated systematically by optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM) and tensile tests. The results showed that the microstructure of solutionized GW94, GW74 and GW44 Mg alloys was mainly composed of supersaturated α -Mg solid solution, residual phases of $Mg_5(Gd, Y)$ as well as square phases formed during solution treatment. As the content of Gd addition to Mg-Gd-Y alloys increased, the volume fraction of square phases in the matrix increased. The time of reaching peak hardness decreased in the same aging temperature. The ultimate tensile strength and yield strength increased gradually (the yield strength of solutionized alloys firstly decreased and then increased), while the elongation-to-failure decreased gradually from solution treated and peak-aged alloys at room temperature to peak-aged alloys at 200 and 250℃. The peak-aged GW94 Mg alloys exhibited superior mechanical properties. The ultimate tensile strength, yield strength and elongation-to-failure of the peak-aged GW94 Mg alloys

收稿日期:2016-02-14

基金项目:国家重点基础研究发展计划(973 计划:2013CB632202)和国家自然科学基金(51301173)(51531001)

作者简介:杨庆波,1987 年出生,硕士,主要研究方向为高强耐热 Mg-Gd-Y 合金微观组织和力学性能表征与调控。E-mail:813351739@qq.com

通讯作者:吴迪,副研究员。E-mail:dwu@imr.ac.cn

at room temperature were 300, 247 MPa and 0.9%. The ultimate tensile strength, yield strength and elongation-to-failure of the peak-aged GW94 Mg alloys at elevated temperature (200 and 250°C) were 329, 234MPa, 2.6% and 312, 233MPa, 2.7%, respectively. The peak-aged GW94 and GW74 Mg alloys showed an abnormal behavior that the ultimate tensile strength increased with the increase of temperature.

Key words Heat treatment, Sand casting, Mg-Gd-Y alloys, Microstructure, Mechanical properties

0 引言

镁合金具有高的比强度和比模量、良好的减震降噪特性、电磁屏蔽性能、机械加工性能以及易回收性等优点,被广泛地应用于汽车、通讯和航空航天等领域^[1-2]。然而,传统的铸造镁合金,如 Mg-Al-RE、Mg-Al-Si 及 Mg-Al-Ca 合金,在室温下抗拉强度通常低于 180 MPa,在 175°C 下抗拉强度不到 140 MPa,不能在高于 200°C 的条件下使用,无法满足航空航天及军事领域上的特殊结构件的高强耐热需求^[3-10]。

新型 Mg-RE 合金具有很高的室温和高温强度,其中最具有发展前景的为 Mg-Gd-Y 合金。这是因为 Gd、Y 元素在 Mg 基体中具有极高的固溶度,最大固溶度分别可以达到 23.5wt% 和 12.4wt%;固溶到基体中的 Gd 和 Y 元素不但可以与 Mg 元素形成较强的共价键,还可以增强其周围的 Mg-Mg 共价键^[11],具有较好的固溶强化效果。此外,随着温度的降低,Gd、Y 元素在镁基体中的固溶度急剧下降;因此,Mg-Gd-Y 合金还具有极佳的时效硬化响应能力^[12-15]。研究表明,Mg-10Gd-3Y-0.4Zr 合金在 250°C 等温时效过程中的析出相序列为:α-Mg 过饱和固溶体(SSSS)→亚稳相 β''(D0₁₉)→亚稳相 β'(cbco)→亚稳相 β₁(fcc)→平衡相 β(fcc),峰值时效态合金主要强化相为棱柱面上呈三角分布的亚稳相 β',其呈凸透镜形状,长轴方向与(0001)面垂直,对基面滑移的阻碍作用十分有效,并且具有良好的高温稳定性,保障合金在 250°C 下仍具较高的强度^[16]。金属型 Mg-10Gd-2Y-0.5Zr 合金 T6 态的室温抗拉强度高达 362 MPa,屈服强度高达 239 MPa,即使在 250°C 下其抗拉强度也高于 300 MPa,屈服强度高于 200 MPa^[17]。目前,国内外有关 Mg-Gd-Y 合金的研究大多数是金属型铸造,而针对砂型铸造的研究报道相对较少,但是一些大型的航空航天用的结构件、复杂结构零部件以及薄壁铸件多采用砂型铸造。

本文采用砂型铸造制备出不同 Gd 元素的 Mg-Gd-Y 合金单铸拉力棒,系统地表征和研究了不同热处理工艺下砂型铸件 Mg-Gd-Y 合金的微观组织和力学性能,并深入分析了 Gd 含量的影响。

1 实验

1.1 材料

宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2016 年 第 5 期

本文采用的 Mg-Gd-Y 合金为 GW94、GW74 和 GW44 镁合金,具体的合金成分如表 1 所示。原始材料为高纯镁锭 (Mg ≥ 99.95wt%)、纯钇 (Y ≥ 99.5wt%)、纯钆 (Gd ≥ 99.5wt%) 和 Mg-30Zr 中间合金 (wt%)。将原始材料熔化后,浇入到事先制备好的砂型模具中,熔炼和浇铸过程中采用 RJ6 熔剂和硫磺保护熔体。凝固后拆除砂型,获得单铸拉力棒。单铸拉力棒标距部分的长度为 72 mm,直径为 12 mm。

表 1 三种铸态合金的化学成分

Tab. 1 Analyzed chemical compositions of the three investigated alloys

合金	Gd	Y	Zr	Mg
GW94	9.53	4.22	0.50	余量
GW74	7.06	4.12	0.36	余量
GW44	3.85	3.78	0.55	余量

1.2 方法

单铸拉力棒固溶热处理在带有循环风的电阻炉中进行,固溶温度为 525°C,固溶时间分别为 2、6 和 10 h。固溶处理后,单铸拉力棒均在冷水中淬火。选取固溶时间为 6 h 的样品进行时效处理,时效温度分别选取 200 和 250°C,时效时间在 0~240 h 不等,时效后的样品进行空冷。

采用金相显微镜 (Axio Observer Z1) 和带有能谱分析功能的环境扫描电子显微镜 (Philips XL30ESEM-FEG/EDAX) 进行微观组织表征和分析,能谱分析测定各相的成分以及微区域内的元素分布。样品取自单铸拉力棒标距部分,垂直于拉伸方向为观察面。试样经 SiC 金相砂纸从 240#~5 000# 逐级打磨,再用 1.0 μm 金刚石研磨膏进行机械抛光,最后用 4.0vol% 的硝酸酒精侵蚀。采用 ImageJ 图像分析软件进行定量金相分析。平均晶粒尺寸 (d) 采用截线法测量, $d = 1.74 L$,其中 L 为光学显微镜下截线测得的晶粒大小,每种合金至少测量 300 个晶粒。对于要进行扫描电镜观察的样品,只进行到机械抛光而不用侵蚀。

采用显微维氏硬度计测量合金时效后的硬度,加载载荷 500 g,加载时间 10 s,每个样品测量不少于 8

次,并取平均值。拉伸性能测试采用 CMT5105 型三思微机控制电子万能试验机,拉伸时初始应变速率为 1 ms^{-1} ,拉伸试样的拉力棒同样取自单铸拉力棒标距部分,按照国标要求^[18]机加工成 $M10\text{ mm}\times\Phi5\text{ mm}$ 的拉力棒进行力学性能测试。每个测试条件采用 3 个试样,以保证数据的准确性和可重复性。高温拉伸测试是在高低温试验箱中进行,温差控制在 $\pm 3^\circ\text{C}$ 以内。测试时,先将试验箱加热至测试温度,快速放入样品,保温 15 min 后进行拉伸测试。

2 结果与分析

2.1 微观组织

图 1 为三种合金铸态微观组织。可以看出,铸态

合金中除了存在狭窄的岛屿形状的共晶相 $\text{Mg}_{24}(\text{Gd},\text{Y})_5$ [图 1(a) 中的箭头 1] 外,还有一些孤立的方块状颗粒共晶相 $\text{Mg}_5(\text{Gd},\text{Y})$ [图 1a 中的箭头 2] 以及一些晶内富 Zr 核心 [图 1(a) 中的箭头 3]^[19]。随着 Gd 含量的增加, Mg-Gd-Y 合金中 $\text{Mg}_{24}(\text{Gd},\text{Y})_5$ 相逐渐增加,但是 $\text{Mg}_5(\text{Gd},\text{Y})$ 相体积分数几乎不变,而 Zr 核心的体积分数很小,可以忽略不计^[19]。GW94、GW74、GW44 合金的晶粒大小分别为 109、128 和 104 μm 。Zr 元素作为异质形核的核心,是 Mg 合金有效的晶粒细化剂^[20]。本文中 GW74 合金晶粒尺寸突然增大正是由于其 Zr 含量较低所致(表 1)。而 Gd 元素的含量变化对晶粒尺寸影响不大^[21]。

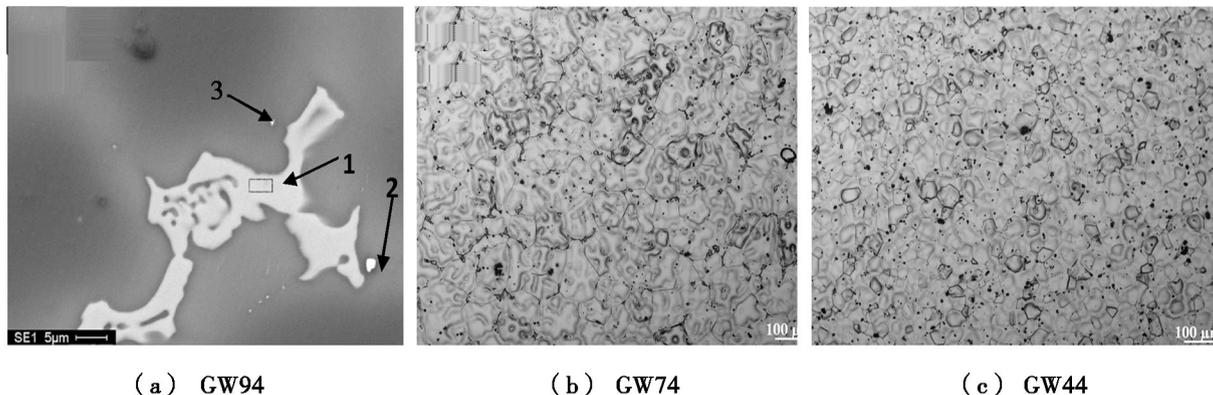


图 1 三种合金的铸态微观组织

Fig. 1 Microstructure of the three investigated alloys in as-cast condition

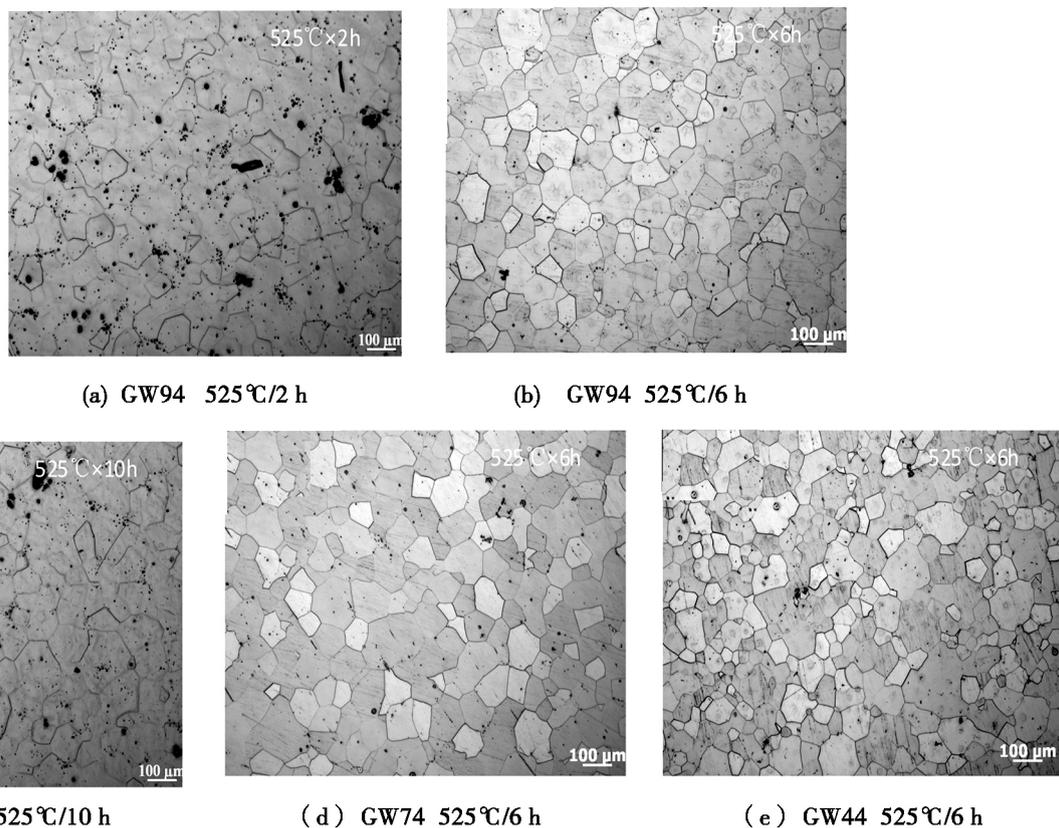


图 2 三种合金不同固溶时间的金相组织

Fig. 2 Optical micrographs of the three investigated alloys in different solution time

图2(a) ~ (c)为GW94铸态合金经525℃不同时间固溶处理后的金相组织。可以看出,固溶处理2h,铸态GW94合金晶界处的粗大的 $Mg_{24}(Gd, Y)_5$ 共晶相基本上融入基体,但是晶界处明显残留着少量较大第二相,该第二相没有充分的固溶到镁基体中;晶界细化且变为直线, α -Mg固溶体由等轴晶长大为不规则的多面体形状(枝晶臂消失),晶粒长大至120 μm 。固溶时间延长至6h,残余的颗粒状第二相数量明显减少,晶粒进一步长大至135 μm ;继续延长固溶

时间至10h,只会导致晶粒尺寸的进一步长大(188 μm)。因此,选取525℃ \times 6h作为砂型铸造GW94合金的固溶处理条件。GW74和GW44合金固溶处理过程中的微观组织变化与GW94合金基本一致,525℃固溶处理6h后,晶粒分别长大至142和127 μm 。

图3是三种合金固溶态(525℃ \times 6h)扫描电镜组织以及第二相的EDS分析结果。

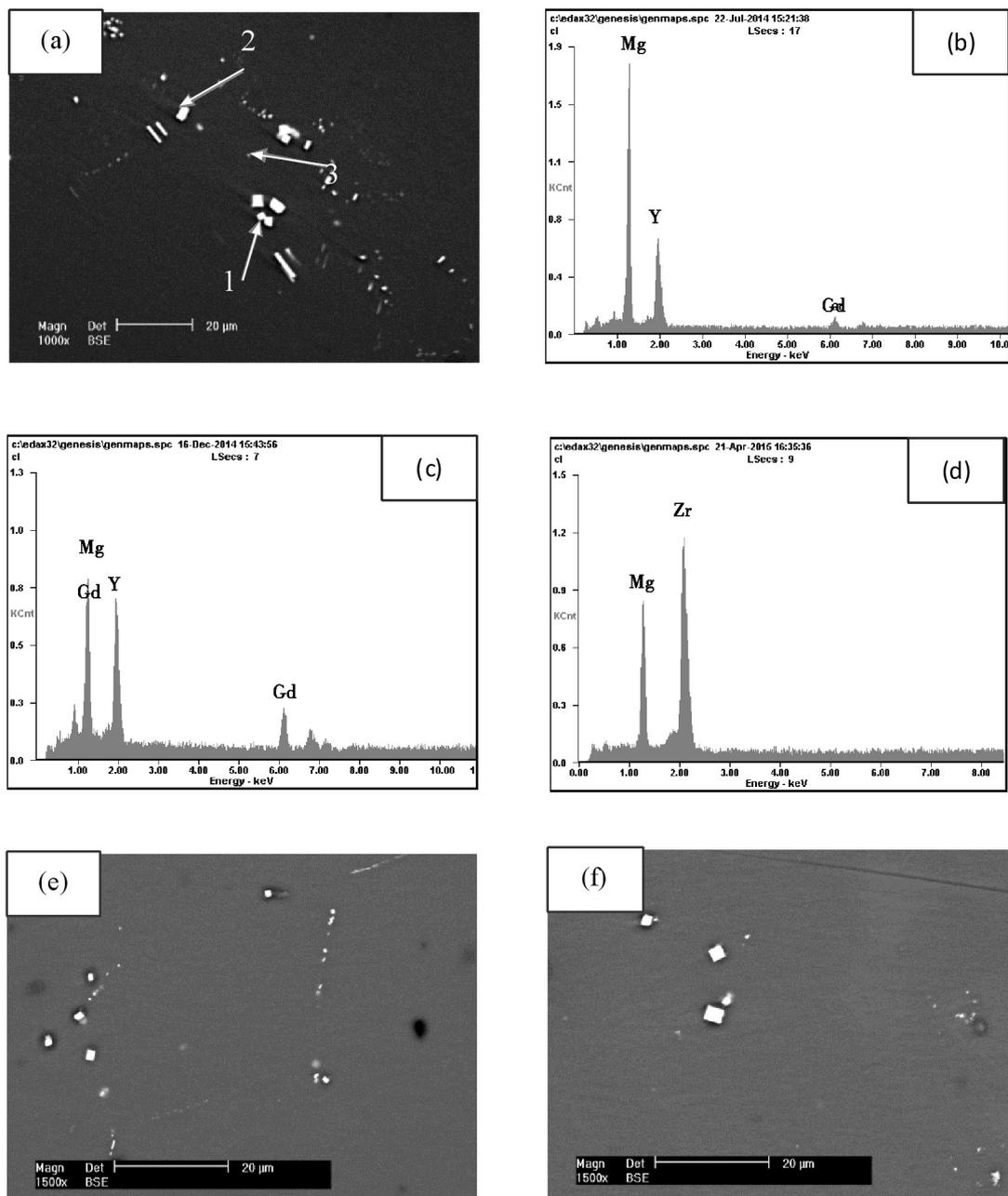


图3 三种合金固溶态(525℃ \times 6h)的扫描电镜组织以及第二相EDS分析:

Fig.3 SEM images of the three investigated alloys in solution-treated condition and

EDS analysis of phases of points of 1, 2 and 3 indicated in Fig.3a

(a)GW94;(b,c,d)图3a中1、2和3点的EDS分析结果;(e)GW74;(f)GW44

可以看出,原来晶界上粗大的 $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ 共晶相基本消失,固溶态合金主要由 $\alpha-Mg$ 过饱和固溶体、一些方块相[图 3(a)中的箭头 1、2]以及富 Zr 核心[图 3(a)中的箭头 3]组成,其中方块相是铸态残留相和固溶过程新形成的相^[15, 22]。图 3(a)中箭头 1 处的方块相经 EDS 分析[图 3(b)],可知其成分为 $Mg_{72.57}Gd_{8.82}Y_{18.61}$ (at%),这与铸态合金形成的 $Mg_5(Gd,Y)$ 相的成分极其接近^[19],通常认为此方块相为固溶过程中没有溶解的 $Mg_5(Gd,Y)$ 相^[23],与铸态时相比,略微粗化;图 3(a)中箭头 2 处方块相经 EDS 分析[图 3(c)],可知其成分为 $Mg_{41.43}Gd_{28.34}Y_{30.23}$ (at%),但是这种新形成的方块相 Mg、Gd、Y 元素原子比例并不能确定,然而,它们具有共同的特征:Gd、Y 总的原子分数高于 Mg,并且 Y 的含量高于 Gd 含量。这种固溶过程中形成的富稀土(Gd、Y)方块相,尺寸约 2~5 μm ,也是面心立方晶体结构,晶格常数为 $a=0.56$ nm, XRD 表征此方块相为 γ 相^[15, 22, 24];图 3(a)中箭头 3 处的第二相经 EDS 分析[图 3(d)],可知其化学成分为 $Mg_{48.06}Zr_{51.94}$ (at. %),此相为富 Zr 相,起到晶粒细化作用。

表 2 固溶态 Mg-Gd-Y 合金(525°C×6h)中相的体积分数

Tab2 Volume fraction of phases of Mg-Gd-Y system alloys in solution-treated condition (525°C×6 h)

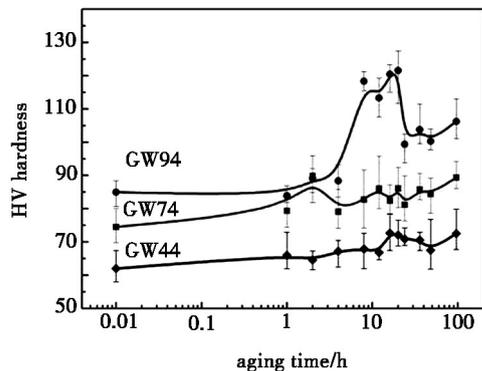
alloys	matrix /vol%	square phase /vol%
GW94	97.15	2.85
GW74	98.10	1.90
GW44	99.00	1.00

从表 2 可知,随着 Gd 含量的增加,固溶态 Mg-Gd-Y 合金中方块相的体积分数不断增加,并且比铸态时方块相 $Mg_5(Gd,Y)$ 体积分数(0.20%~0.21%)^[19]大,证明了固溶过程中确实产生了新的方块相,而 Zr 核心的体积分数很小,可以忽略不计。

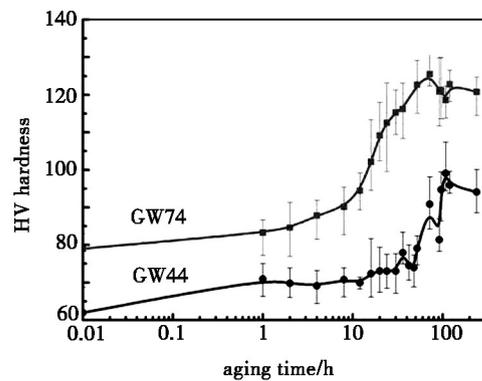
2.2 时效硬化响应

选取 525°C 固溶 6 h 的三种合金样品进行后续的时效实验,图 4 为三种合金分别在 250 和 200°C 下的时效硬化曲线。可以看出,固溶淬火后 GW94、GW74 以及 GW44 合金的显微硬度分别为 HV84.96、HV79.02 以及 HV61.93。在时效初期,四种合金析出少量细小球状的 $\beta''(D019)$ ^[16],因此硬度增加比较缓慢;快速时效阶段, GW94 (250°C 时效)、GW74 以及 GW44 合金(200°C 时效)中 β' 相(β' 相的形成以消耗 β'' 相为代价)的体积分数随时效时间的增加而迅速增加^[16],因此,三种合金的硬度值增加比较迅速;18 h 后, GW94 合金(250°C 时效)达到时效峰值,其硬度

为 HV122,然而 GW74 和 GW44 合金(200°C 时效)达到时效峰值所对应的时间分别为 72、108 h,硬度分别为 HV125、HV97。在过时效过程中,由于 β' 相的粗化以及 β_1 相和平衡相 β 的形成导致合金硬度下降^[23, 25, 26]。



(a) 250°C



(b) 200°C

图 4 不同温度下固溶态(525°C×6 h)三种合金的时效硬化曲线

Fig.4 Aging hardening curves of the three solution-treated alloys at different temperature

随着 Gd 含量的增加, GW44、GW74、GW94 合金时效硬化响应明显逐渐增强。在 0~96 h, GW44 和 GW74 合金在 250°C 下等温时效处理时,其时效硬化响应不显著;然而在 200°C 下时效时,具有明显的时效硬化响应能力。根据固态相变理论, Gd 和 Y 元素固溶在基体中的浓度越大,时效过程中得到析出相越多,所以随着 Gd 含量的增加,从 GW44 到 GW94 合金时效硬化响应能力明显增强。GW44 和 GW74 合金中 Gd 的含量相对较低,所以析出相的体积分数比较低,时效硬化效果比较差。当时效温度降低到 200°C 时(图 4b), Gd、Y 在基体中的固溶度进一步降低,得到较多的时效析出相;同时由于 Gd、Y 元素的扩散速度随温度降低而降低,基体中会形成更多更细小并且分布更均匀的时效析出相^[27]。所以, GW44 和 GW74 合金在 200°C 下时效时,具有明显的时效硬化响应能力。

GW74 和 GW44 合金达到时效峰值所对应的时间分别为 72、108 h,孕育期分别为 8 和 48 h[图 4 宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2016 年 第 5 期

(b)]。在同一时效温度下,随着 Gd 含量的增加,Mg-Gd-Y 系列合金孕育期以及达到时效峰值的时间逐渐缩短,这说明增加 Gd 含量能够加快合金达到时效峰值的时间。随着 Gd 含量的增加,镁基体中 Gd 的浓度也增加,使合金成分变得更有秩序,加快了有序析出相 β'' 的析出时间,所以,Gd 元素会加快亚稳相 β'' 的形核(GW74 和 GW44 合金孕育期时间长短不同),而时效峰值对应的 β' 相是以消耗亚稳相 β'' 为基础的,进而缩短了峰值时效时间;并且 PENG^[13] 和 ROKHLIN^[28] 等人发现 Y 元素含量的增加会抑制 α -Mg 过饱和固溶体的分解速率,从而延长达到时效的时间^[28],而增加 Gd 元素含量则会起到相反的效果。因此,Gd 元素能够加快 Mg-Gd-Y 合金达到时效峰值时效时间。

3 力学性能

3.1 室温力学性能

图 5 为 GW94、GW74 和 GW44 固溶态(525℃×6 h)合金的室温拉伸曲线,相应的室温力学性能总结于表 3。可以看出,相比铸态合金的室温力学性能^[19],固溶态合金的抗拉强度提高,屈服强度降低,伸长率得到大幅度提高。固溶态合金消除了铸态晶界处粗大共晶相,并且溶质原子 Gd 和 Y 均匀的分布在晶粒内,产生固溶强化作用,使裂纹的产生和扩展变得困难,所以固溶态合金的塑性得到显著提高,抗拉强度也得到提高;由于晶粒的长大使得屈服强度略微降低。

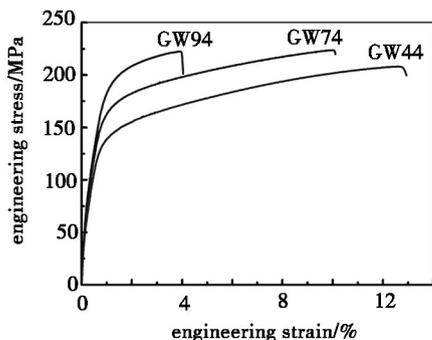


图 5 三种合金固溶态(525℃×6 h)的室温拉伸应力—应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves of the three solution-treated alloys (525℃×6 h) at room temperature

随着 Gd 含量的增加,固溶态合金的抗拉强度不断提高,伸长率不断降低,然而屈服强度先降低后升高。根据位错与溶质原子的弹性交互作用理论,随着 Gd 含量的增加,镁基体中会产生更强烈的弹性畸变,对位错的阻碍也就越大,强度就会得到提高(然而屈服强度还受到晶粒大小的影响,固溶态 GW74 合金晶粒尺寸相对较大,导致其屈服强度较低),而位错就

越会在这些地方堆积,因此越容易产生裂纹使合金伸长率降低;而且随着 Gd 含量增加基体中相的体积分数也不断增加(表 2),这些相降低了合金的伸长率,并且高磊^[11]等人也证明了随溶质原子增加,强度也呈线性增加。在 Mg-Gd-Y 系合金中,以固溶态 GW94 合金抗拉强度最高,其抗拉强度和屈服强度分别为 226 和 131 MPa,但是伸长率仅为 4.2%。

表 3 三种合金固溶态(525℃×6 h)的室温下力学性能
Tab. 3 Mechanical properties of three solution-treated alloys (525℃×6 h) at room temperature

alloy	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
GW94	226	131	4.2
GW74	216	122	10.4
GW44	208	127	11.7

图 6 为 GW94(525℃×6 h+250℃×18 h)、GW74(525℃×6 h+200℃×72 h)和 GW44(525℃×6 h+200℃×108 h)时效峰值态合金的室温拉伸曲线,相应的室温力学性能总结于表 4。

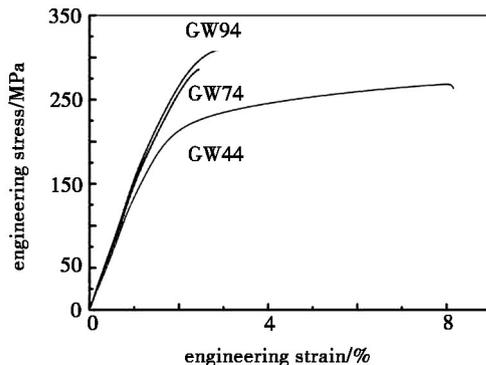


图 6 三种合金时效峰值态室温和下的拉伸应力—应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves of the three peak-aged alloys at room temperature

表 4 三种合金时效峰值态的室温下力学性能
Tab. 4 Mechanical properties of three peak-aged alloys at room temperature

alloy	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
GW94	300	247	0.9
GW74	285	244	0.5
GW44	262	186	7.1

可以看出,相比固溶态合金(表 3)的室温力学性能,时效峰值态合金的抗拉和屈服强度明显提高,但是其伸长率显著降低。时效峰值态合金的相主要由 β 相、 β' 相[$Mg_{15}(Gd, Y)_3$ BCO 结构]^[23, 29], β' 相呈凸透镜形貌,并在 α -Mg 基体的 $\{2\bar{1}\bar{1}0\}_\alpha$ 或 $\{1\bar{1}$

001)₀ 棱柱面上析出,其析出面与基体的(0001)₀ 垂直,并且在(0001)₀ 基面上的投影为三角形,能够有效阻碍基面位错滑移。所以在 Mg-Gd-Y 合金中,β' 相能够显著提高合金的力学性能^[14, 17]。

随着 Gd 含量的增加,室温下时效峰值态合金的抗拉和屈服强度不断提高,但是伸长率不断降低,且峰值时效态 GW94 合金表现出优越的力学性能,其抗拉和屈服强度分别为 300、247 MPa,而伸长率仅为 0.9%。从 GW44 到 GW74 合金,合金的抗拉强度和屈服强度分别提高了 23 和 58 MPa,这主要因为 GW44 和 GW74 合金都是在 200℃ 下时效,随着 Gd 含量的增加,时效峰值态合金 β' 相的体积分数不断增加;而从 GW74 到 GW94 合金,合金的抗拉强度和屈服强度分别提高了 15 和 3 MPa,这主要因为 GW94 合金在 250℃ 下时效,而 GW74 合金在 200℃ 下时效,当时效温度降低时 Gd、Y 元素扩散比较缓慢导致晶界析出相难以长大,因此晶内可以形成更弥散、更细小 β' 相^[17, 27];但是随着 Gd 含量的增加 GW94 合金中的 β' 相的体积分数要比 GW74 合金体积分数大,所以峰值时效态 GW94 和 GW74 合金室温力学性能相差不大。随着 Gd 含量的增加,合金中 β' 相体积分数增加,而 β' 相为金属间化合物,所以导致 Mg-Gd-Y 合金伸长率不断下降。

3.2 高温力学性能

图 7 和图 8 分别为 GW94、GW74 和 GW44 时效峰值态合金在 200 和 250℃ 下的拉伸曲线,相应的力学性能分别总结于表 5 和表 6。可以看出,随着 Gd 含量的增加,高温下时效峰值态合金的抗拉强度和屈服强度不断提高,但是伸长率却不断降低。200 和 250℃ 下拉伸时,时效峰值态 GW94 合金表现出优越的力学性能,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 329、234 MPa 和 2.6% 以及 312、233 MPa 和 2.7%。随着 Gd 含量的增加,时效峰值态合金 β' 相的体积分数不断增加,即使在高温下,由于 β' 相中 Gd、Y 元素在 α-Mg 基体中扩散速度慢,因此仍然具有高的熔点和热稳定性,仍然是位错滑移的有效屏障^[30]。

随着温度的升高,三种时效峰值态合金的屈服强度不断降低,伸长率不断升高,时效峰值态 GW44 合金抗拉强度不断降低,然而时效峰值态 GW94 和 GW74 合金抗拉强度先升高后降低,表现出反常的力学行为。时效峰值态 GW94 和 GW74 合金在 200℃ 下拉伸时具有最大抗拉强度分别为 329 和 314 MPa,并且在 250℃ 以内拉伸,峰值时效态 GW94 合金的抗拉强度都大于 300 MPa,表现出优异的耐热性能,然而峰值时效态 GW74 合金在 250℃ 抗拉强度(275 MPa)低于室温(285 MPa)。

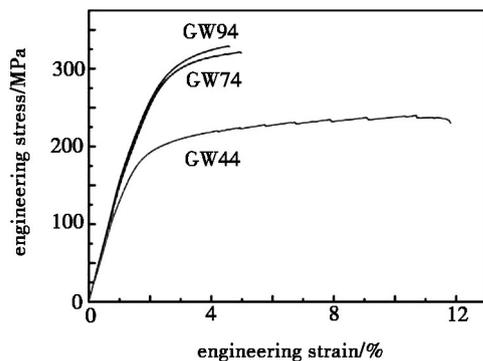


图 7 三种合金时效峰值态 200℃ 下的拉伸应力-应变曲线
Fig. 7 Stress-strain curves of the three peak-aged alloys at 200℃

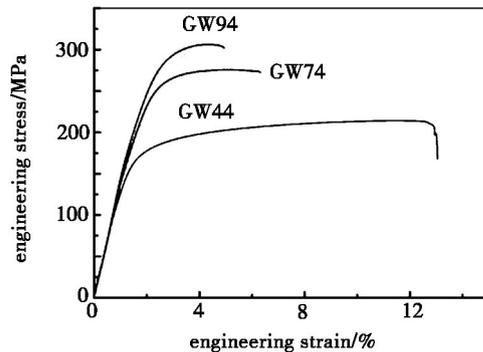


图 8 三种合金时效峰值态 250℃ 下的拉伸应力-应变曲线
Fig. 8 Stress-strain curves of the three peak-aged alloys at 250℃

杨等人^[31]认为镁合金室温拉伸时,其塑性变形主要以基面滑移为主,β' 相导致位错塞积,产生局部应力集中,所以,时效峰值态合金没有经历充分的加工硬化而断裂,塑性和抗拉强度较低;高温拉伸时,β' 相附近产生的局部应力集中,可以通过位错攀移、交滑移等方式得到缓解,因此时效峰值态合金屈服后可以经历充分的加工硬化而不发生断裂,塑性提高并且抗拉强度也得到相应的提高(高温拉伸时 β' 相仍然可以有效的阻碍位错滑移),出现时效峰值态合金 GW94 和 GW74 的抗拉强度,随着温度的升高,先升高后降低的现象。

温度升高导致原子结合力的降低,相比 200℃ 拉伸,Mg-Gd-Y 系列合金在 250℃ 下拉伸时,由于临界分切应力下降,镁合金的棱柱滑移系和棱锥滑移系很容易开启,并且会出现位错攀移以及交滑移,此时棱柱面上析出 β' 相不再垂直于滑移面,对滑移阻碍效果减弱^[17, 23],因此时效峰值态三种合金 250℃ 抗拉强度比 200℃ 下低。

GW74 和 GW44 合金(200℃ 时效),在 250℃ 下拉伸时,这些析出相会变得不稳定,β' 相可能会溶解
宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2016 年 第 5 期

到基体中导致体积分数下降。ROKHLIN 和 NIKITINA^[32] 在 Mg-12wt% Y 和 Mg-24wt% Gd 合金中也观察到析出相在高于时效温度下的溶解现象,最终导致材料强度降低。因此时效峰值态 GW74 和 GW44 合金在 250℃ 下抗拉强度低于在室温时的。原子运动能力增加、位错滑移阻力减小,以及当基面滑移受阻时,会开启非基面滑移,通过位错攀移以及交滑移使位错从基面转移到非基面,进而使 β' 相的阻碍作用减弱,并且此时 β' 相也会粗化,使三种合金由低温到高温屈服强度减弱^[17, 23]。镁合金在形变过程中,晶界处会产生很大的畸变,在适当的温度下会发生回复和软化,使变形不断在晶界附近进行,引起晶界滑动,导致三种合金的伸长率不断增加。

表 5 三种合金时效峰值态 200℃ 下的力学性能

Tab. 5 Mechanical properties of the three peak-aged alloys at 200℃

alloy	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
GW94	329	234	2.6
GW74	314	225	2.8
GW44	236	173	10.4

表 6 三种合金时效峰值态 250℃ 下的力学性能

Tab. 6 Mechanical properties of three peak-aged alloys at 250℃

alloy	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
GW94	312	233	2.7
GW74	275	204	4.0
GW44	214	154	11.8

4 结论

(1) 经实验优化,选取 525℃×6 h 作为砂型铸造 GW94、GW74 和 GW44 合金的固溶处理条件。固溶态 Mg-Gd-Y 合金主要由 α -Mg 过饱和固溶体、铸态残留相 Mg_5 (Gd, Y) 以及固溶过程形成的方块相组成,随着 Gd 含量的增加,基体中方块相的体积分数不断增加。

(2) 在 250℃ 下时效时,随着 Gd 含量的增加, Mg-Gd-Y 合金的时效硬化响应逐渐增强,并且 GW44 和 GW74 合金(0~96 h)时效硬化响应不显著。时效温度降低到 200℃, GW44 和 GW74 合金时效硬化响应能力增强且随着 Gd 含量的增加, Mg-Gd-Y 合金达到时效峰值对应的时间逐渐缩短,这说明 Gd 元素

能够加快达到时效峰值的时效时间。

(3) 随着 Gd 含量的增加,固溶态合金的抗拉强度不断提高,伸长率不断降低,而屈服强度先降低后升高。GW94 合金抗拉和屈服强度分别为 226 和 131 MPa,而伸长率却仅为 4.2%。

(4) 室温以及高温下拉伸时,随着 Gd 含量的增加,时效峰值态合金的抗拉和屈服强度不断提高,但是伸长率不断降低,且时效峰值态 GW94 合金在室温以及高温下表现出优越的力学性能,其室温下抗拉和屈服强度分别为 300、247 MPa,而伸长率仅为 0.9%。时效峰值态 GW94 和 GW74 合金表现出高温抗拉强度高于室温的反常力学行为。

参考文献

- [1] 陈振华, 严红革, 陈吉华, 等. 镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2002.
- [2] CERRI E, BARBAGALLO S. The influence of high temperature exposure on aging kinetics of a die cast magnesium alloy[J]. Materials Letters, 2002, 56(5): 716-720.
- [3] CHINO Y, NAKAURA Y, OHORI K, et al. Mechanical properties at elevated temperature of a hot-deformed Mg-Al-Ca-Mn-Sr alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 452: 31-36.
- [4] GUO X, SHECHTMAN D. Reciprocating extrusion of rapidly solidified Mg-6Zn-1Y-0.6 Ce-0.6 Zr alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 187: 640-644.
- [5] JINB B, YANGSHAN S, FENG X, et al. Effect of extrusion on microstructures, and mechanical and creep properties of Mg-Al-Sr and Mg-Al-Sr-Ca alloys[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(12): 1163-1166.
- [6] LIM H K, KIM D H, LEE J Y, et al. Effect of grain size on the tensile deformation of wrought Mg-MM-Al-Zn-Sn alloy[J]. Materials Letters, 2008, 62(15): 2271-2274.
- [7] 刘正, 张奎, 曾小勤. 镁合金轻质合金理论基础及其应[M]. 北京: 机械工业出版社. 2002.
- [8] QUDONG W, JIANGUO P, MICHEL S, et al. Effects of aging on the microstructures and mechanical properties of extruded AM50+Ca magnesium alloys[J]. Rare Metals, 2006, 25(4): 377-381.
- [9] WATANABE H, YAMAGUCHI M, TAKIGAWA Y, et al. Mechanical properties of Mg-Al-Ca alloy processed by hot extrusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 454: 384-388.
- [10] ZHANG Y, ZENG X, LIU L, et al. Effects of yttrium on microstructure and mechanical properties of hot-extruded Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 373(1): 320-327.
- [11] GAO L, CHEN R S, HAN E H. Effects of rare-earth

elements Gd and Y on the solid solution strengthening of Mg alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 481(1/2): 379-384.

[12] NIE J, GAO X, ZHU S-M. Enhanced age hardening response and creep resistance of Mg-Gd alloys containing Zn[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 53(9): 1049-1053.

[13] PENG Q M, WU Y M, FANG D Q, et al. Microstructures and properties of Mg-7Gd alloy containing Y[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, 430(1/2): 252-256.

[14] WANG J, MENG J, ZHNG 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): 78-84.

[15] CAO L, LIU W C, LI Z Q, et al. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of sand-cast Mg-10Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloy[J]. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*, 2014, 24(3): 611-618.

[16] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, et al. Precipitation in a Mg-10Gd-3Y-0.4Zr (wt%) alloy during isothermal ageing at 250°C[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 421(1/2): 309-313.

[17] 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(1-2): 316-323.

[18] 中国国家标准化管理委员会. GB/T 228.1-2010. 金属材料-拉伸试验-第一部分: 室温实验方法[S]. 北京: 北京标准出版社, 2010.

[19] 杨庆波, 吴迪, 陈荣石, 等. Gd元素含量对砂型铸造 Mg-Gd-Y合金微观组织和力学性能的影响[J]. *铸造*, 2015, 64(9): 887-892.

[20] 彭卓凯, 张新明, 陈健美, 等. Zr在 Mg-9Gd-4Y合金中的晶粒细化机制[J]. *北京科技大学学报*, 2006, 28(2): 148-152.

[21] JIANG L, LIU W, WU G, et al. Effect of chemical composition on the microstructure, tensile properties and fatigue behavior of sand-cast Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. *Materials Science*

and Engineering: A, 2014, 612: 293-301.

[22] 王其龙, 吴国华, 侯正全, 等. 热处理对砂铸 Mg-Gd-Y合金组织和力学性能的影响[J]. *铸造*, 2009, 58(3): 282-286.

[23] 高磊. 高强度铸造 Mg-Gd-Y-Zr合金的成分设计, 固溶强化及沉淀强化机理研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所. 2010.

[24] 何上明. Mg-Gd-Y-Zr(-Ca)合金的微观组织演变、性能和断裂行为研究[D]. 上海: 上海交通大学. 2007.

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

[26] HONMA T, OHKUBO T, HONO K, et al. Chemistry of nanoscale precipitates in Mg-2.1Gd-0.6Y-0.2Zr (at.%) alloy investigated by the atom probe technique[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 395(1-2): 301-306.

[27] 张新明, 木宗云, 邓运来, 等. Mg-6Gd-Y-0.6Zr的析出行为和力学性能[J]. *中南大学学报(自然科学版)*, 2013, 44(6): 2224.

[28] ROKHLIN L L, DOBATEKINA T V, TARYTINA I E, et al. Peculiarities of the phase relations in Mg-rich alloys of the Mg-Nd-Y system[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 367(1/2): 17-19.

[29] LIANG S, GUAN D, TAN X, et al. Effect of isothermal aging on the microstructure and properties of as-cast Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(3): 1589-1595.

[30] NIE J F. Effects of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in magnesium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(8): 1009-1015.

[31] 杨庆波, 张丙岩, 吴迪, 等. 砂型铸造 Mg-9Gd-4Y-0.5Zr合金的微观组织和力学性能[J]. *铸造*, 2016, 65(2): 124-131.

[32] ROKHLIN L, NIKITINA N. Recovery after ageing of Mg-Y and Mg-Gd alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, 279(2): 166-170.