



Nd 含量对 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金 显微组织和力学性能的影响

石洪吉^{1,3}, 邓运来^{1,2,3}, 张 凯^{2,3}, 杨 柳^{1,3}, 陈明安^{1,3}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 轻合金研究院, 长沙 410083;

3. 中南大学 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心, 长沙 410083)

摘 要: 通过金相观察、X 射线衍射、透射电镜、硬度测试和拉伸性能测试等实验方法, 研究添加不同含量的 Nd 元素对 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金的显微组织、时效硬化行为以及峰值时效下力学性能的影响。结果表明: 随着 Nd 含量的增加, 铸态合金中第二相 $Mg_5(Gd/Y)$ 和 $Mg_{24}(Gd/Y)_5$ 的含量显著增加, 合金经固溶淬火后, 时效强化现象越来越显著, 峰值时效时间缩短, 峰值时效硬度明显增加。当 Nd 元素的含量为 1.0%(质量分数), 合金的力学性能最佳, Mg-6Gd-2.5Y-1Nd-0.5Zr 的抗拉强度为 289 MPa, 屈服强度为 241 MPa。时效硬化行为和峰值时效力学性能得到改善, 其主要是因为加入 Nd 元素后, 在 α -Mg 基体中形成大量的 β' 相, 且 β' 相明显细化, β' 相的形貌也发生改变。

关键词: Nd 元素; 镁合金; 显微组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2017)-09-1785-09

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

镁合金以其密度低、比强度和比刚度高、导热性好、电磁屏蔽效果佳等优点, 被广泛地应用于航天航空、汽车、计算机、电子、通讯等各个领域, 被誉为“21 世纪的绿色工程材料”, 但纯镁的强度比较低, 不能作为结构材料而广泛使用^[1-2]。最近的研究表明^[3-4], 向纯镁中添加重稀土元素可提高其抗蠕变性能和力学性能, 稀土添加对镁合金的两种主要强化方式是固溶强化和时效析出强化^[4-5]。但是在 Mg-Gd 二元合金中, Gd 含量少于 10%, 时效强化现象不明显^[6-7]。通常只有 Gd 含量达到 10%~20% 或添加其他稀土元素才会有显著的时效强化效果^[7-9]。向 Mg-Gd 合金中添加少量 Y, 能显著增加合金的时效强化效果, 其室温强度和高温强度都表现优秀, 但是伸长率相对较低, 耐腐蚀性能也较差^[10-11]。

最近的一些研究表明^[7, 12-13], Mg-Gd 系和 Mg-Gd-Y 系合金的时效析出序列分为 4 个阶段: α -Mg $\rightarrow \beta''$ (DO19) $\rightarrow \beta'$ (c0bc) $\rightarrow \beta_1$ (FCC) $\rightarrow \beta$ (FCC), 其中 β' 相被认为是合金的主要强化相。在时效过程中, 当合金形成细小弥散的 β' 相时, 合金的强度和硬度达到峰值。 β_1 相只有在较高的温度时效或者过时效时才

会形成^[14]。JIANG 等^[15]在其研究中指出, Mg-10Gd-3Y-0.3Zr 合金峰值时效的抗拉强度为 311 MPa, 屈服强度为 224 MPa, 伸长率为 1.8%。

李永军等^[16]开始研究向 Mg-Gd-Y-Zr 合金添加 Nd 元素, 对 Mg-5.0Y-7.0Gd-1.3Nd-0.5Zr 合金进行挤压变形, 当挤压比为 20:1、挤压筒温度为 400 °C、挤压速度 1~2 m/min 时, 合金的极限抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 335 MPa、240 MPa 和 16.5%。唐昌平等^[17]指出, Mg-5Gd-3Y-1Nd-1Zr 合金峰值时效时, 室温条件下的抗拉强度为 322 MPa, 伸长率为 4.0%。

最近, 许多学者都开始研究添加稀土元素对镁合金的影响^[18-19], 在保证抗拉强度不变的情况下, 添加少量的 Nd 元素, 能极大地减少合金中 Gd 和 Y 元素的添加, 具有极大地经济效益, 但始终未确定出一个比较合适的 Nd 元素添加量。本文作者开创性地向 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金中加入 Nd 元素, 研究了添加不同含量的 Nd 元素对 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金的显微组织与力学性能的影响, 为开发高强度、高伸长率的 Mg-Gd-Y 系合金奠定了基础。

基金项目: 国家重点研发项目(2016YFB0300901); 国家自然科学基金资助项目(51375503); 广西八桂学者资助项目(2013A017)

收稿日期: 2016-07-15; 修订日期: 2017-02-27

通信作者: 邓运来, 教授, 博士; 电话: 13873152095; E-mail: luckdeng@csu.edu.cn

1 实验

1.1 实验材料

本实验中采用自熔炼镁合金。将铁坩埚在熔炼用感应炉中预热到 700 °C，依次加入纯镁、Mg-30%Nd、Mg-30%Gd、Mg-30%Y 和 Mg-30%Zr 中间合金，全程用氩气作为保护性气体。合金的成分由 X 荧光分析仪 (XRF) 测得，其结果如表 1 所示。4 种合金铸锭在 520 °C 条件下固溶 12 h，然后进行淬火处理，最后在 225 °C 进行时效处理。

表 1 实验用合金的实际化学组成

Table 1 Chemical composition of experimental alloys

No.	Alloy	Mass fraction/%				
		Gd	Y	Nd	Zr	Mg
I	Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr	5.95	2.44	-	0.49	Bal.
II	Mg-6Gd-2.5Y-0.5Nd-0.5Zr	6.03	2.61	0.49	0.51	Bal.
III	Mg-6Gd-2.5Y-1Nd-0.5Zr	5.87	2.55	1.02	0.47	Bal.
IV	Mg-6Gd-2.5Y-1.5Nd-0.5Zr	6.05	2.46	1.53	0.50	Bal.

1.2 实验方法

采用 HV-10B 型硬度计测定不同时效时间样品硬

度，试验负荷为 30 N，加载时间为 15 s。采用 Instron 3369 材料试验机上对峰值时效样品进行室温拉伸试验，拉伸试样用线切割加工而成，拉伸速率为 1 mm/min，将抗拉强度、屈服强度和伸长率取平均值。用 XJP-6A 型立式光学显微镜进行金相组织观察，用于金相组织观察的试样采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液进行腐蚀，腐蚀时间为 20~30s。用 TecnaiG² 20 型透射电镜 (TEM) 进行显微组织分析。透射薄膜样是先将试样机械研磨减薄到厚度为 0.08 mm，再冲压出直径为 3 mm 的圆片，用体积分数为 30% 的硝酸甲醇溶液进行双喷减薄，双喷溶液用液氮冷却，温度为 -30 °C，双喷电压为 30 V。用 Rigaku D/max 2500 型 X 射线仪 (XRD) 对合金进行相组成分析。

2 实验结果

2.1 铸态显微组织

图 1 所示为 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 4 种合金的铸态金相组织照片。从图 1 中可以看出：4 种合金的铸态组织晶粒均为等轴枝晶，由被非平衡共晶组织环绕的 α -Mg 组成。随着 Nd 元素含量的增加，在晶界位置的非平衡共晶组织的体积分数不断增加。

Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 4 种合金铸态组织的

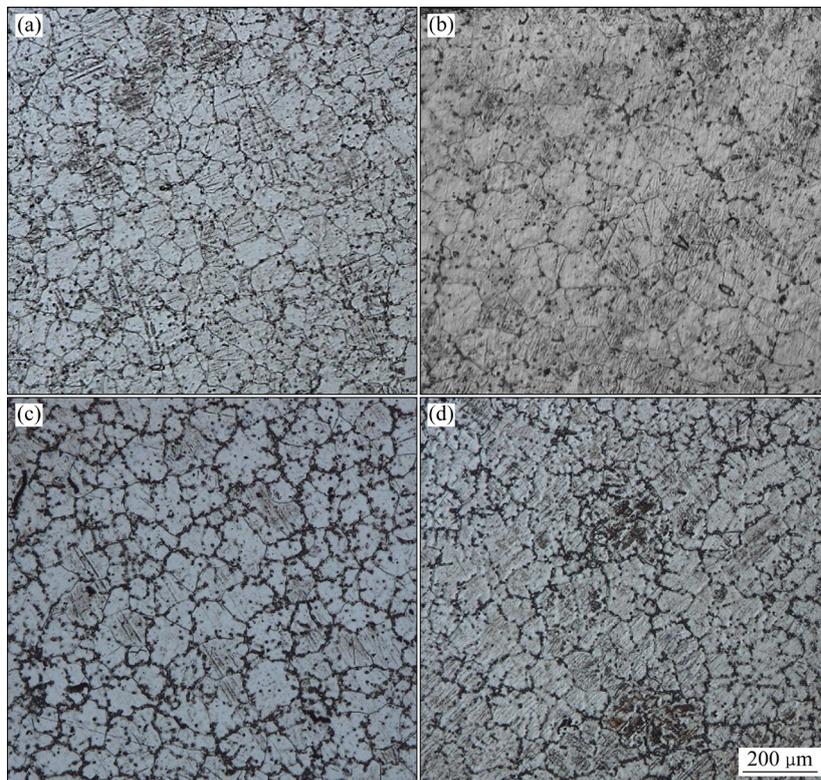


图 1 铸态 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 的金相组织

Fig. 1 Optical microstructures of as-cast Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

XRD 谱如图 2 所示。从图 2 可以看出: 非平衡共晶组织主要是富稀土相, 由 Mg_5Gd 和 $Mg_{24}Y_5$ 组成, 并且随着加入 Nd 元素含量的增加, Mg_5Gd 和 $Mg_{24}Y_5$ 衍射峰不断增高。这说明铸态组织中 Mg_5Gd 和 $Mg_{24}Y_5$ 的含量随着 Nd 元素含量的增加而不断增加, 与金相组织观察的结果相一致。由于 Gd 元素和 Y 元素性质相似, $Mg_5(Gd)$ 中的 Gd 元素易被 Y 元素取代, $Mg_{24}Y_5$ 中的 Y 元素易被 Gd 元素取代, 因此, 他们也常常被写为 $Mg_5(Gd/Y)$ 和 $Mg_{24}(Gd/Y)_5$ ^[20]。在 XRD 的衍射结果中, 并未发现含 Nd 元素的第二相, 这说明 Nd 元素主要以固溶态的形式存在于 α -Mg 基体或者以 $Mg_5(Gd/Y)$ 和 $Mg_{24}(Gd/Y)_5$ 为主的第二相中。

2.2 时效显微组织

图 3 所示为 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 4 种合金峰值时效时的金相组织。从图 3 可以看出: 经过热处理之后, 晶界富稀土的非平衡共晶组织基本消除, 晶界偏析基本消失。与铸态金相组织相比, 经过热处理后, 晶粒尺寸更加均匀, 晶界也更加平直清晰, 组织缺陷明显减少。

峰值时效态 4 种合金的 XRD 谱如图 4 所示。从图 4 可以看出: $Mg_5(Gd/Y)$ 和 $Mg_{24}(Gd/Y)_5$ 的衍射峰基本消失, $Mg_5(Gd/Y)$ 和 $Mg_{24}(Gd/Y)_5$ 在经过热处理之后已完全固溶到 α -Mg 基体中, 但出现了稀土氧化物的峰, 并且随着 Nd 元素含量的增加, 稀土氧化物

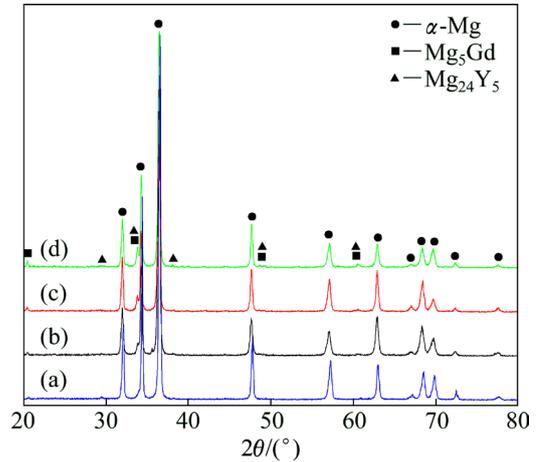


图 2 铸态 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 合金的 XRD 谱

Fig. 2 XRD patterns of as-cast Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

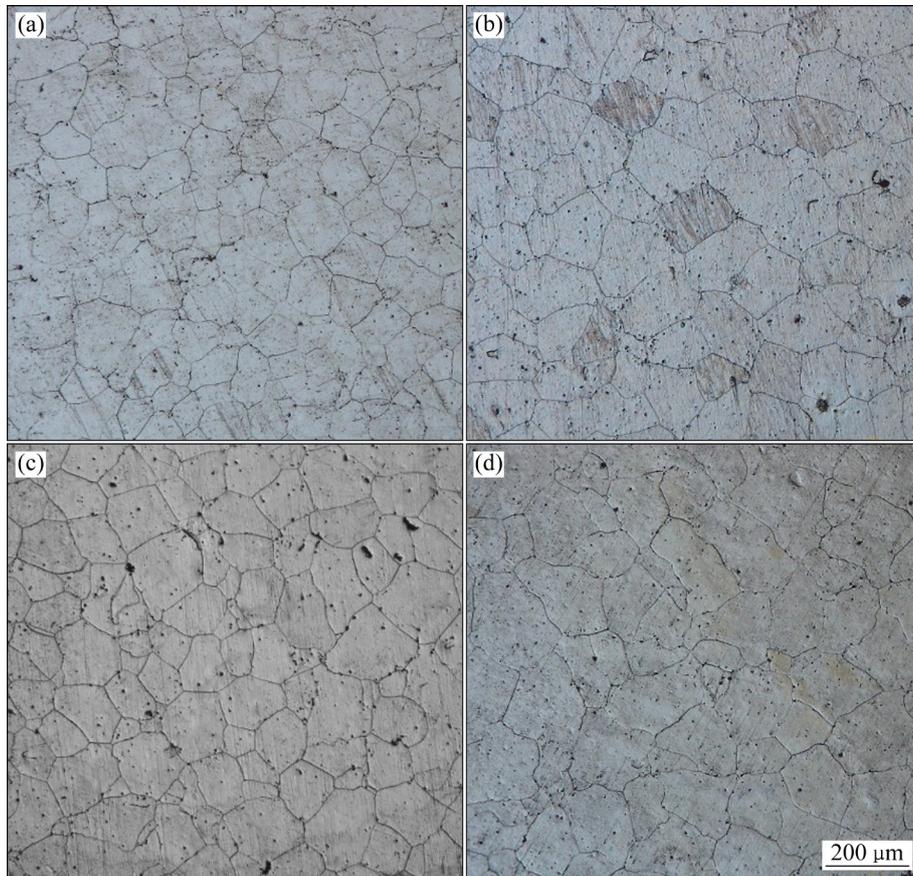


图 3 峰值时效态 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 的金相组织

Fig. 3 Optical microstructures of aged-peak Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

的量不断增加。根据文献[21-22]介绍, 稀土氧化物存在于晶界和晶内, 是富含 Gd 元素和 Y 元素的片状的第二相, 其主要在合金固溶的过程中形成。

图 5 所示为合金 I 和合金 III 峰值时效后, 沿 $\langle 0001 \rangle_{\text{Mg}}$ 轴方向的选区电子衍射图谱以及相应明场像的照片。从图 5(a) 衍射斑点来看, 合金 I 和合金 III 的峰值时效析出相衍射斑点存在明显的超结构, 其实际衍射斑点如图 5(b) 所示。通过计算分析, 峰值时效的析出相为底心正交结构, 晶格常数为 $a=2a_{\alpha\text{-Mg}}\approx 0.64$ nm, $b=8d\{10\bar{1}0\}_{\alpha\text{-Mg}}\approx 2.22$ nm, $c=c_{\alpha\text{-Mg}}\approx 0.52$ nm。它和基体的位向关系是 $[001]_{\beta} \parallel [0001]_{\alpha}$, $(100)_{\beta} \parallel \{1\bar{2}10\}_{\alpha}$, 呈现典型的 β' 相结构特征。图 5(c) 和图 5(d) 所示为合金 I 和合金 III 沿 $\langle 0001 \rangle_{\text{Mg}}$ 轴方向的明场像。从图中可

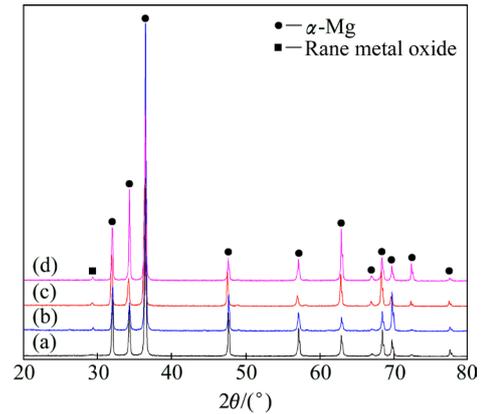


图 4 峰值时效态 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 合金的 XRD 谱
Fig. 4 XRD patterns of aged-peak Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

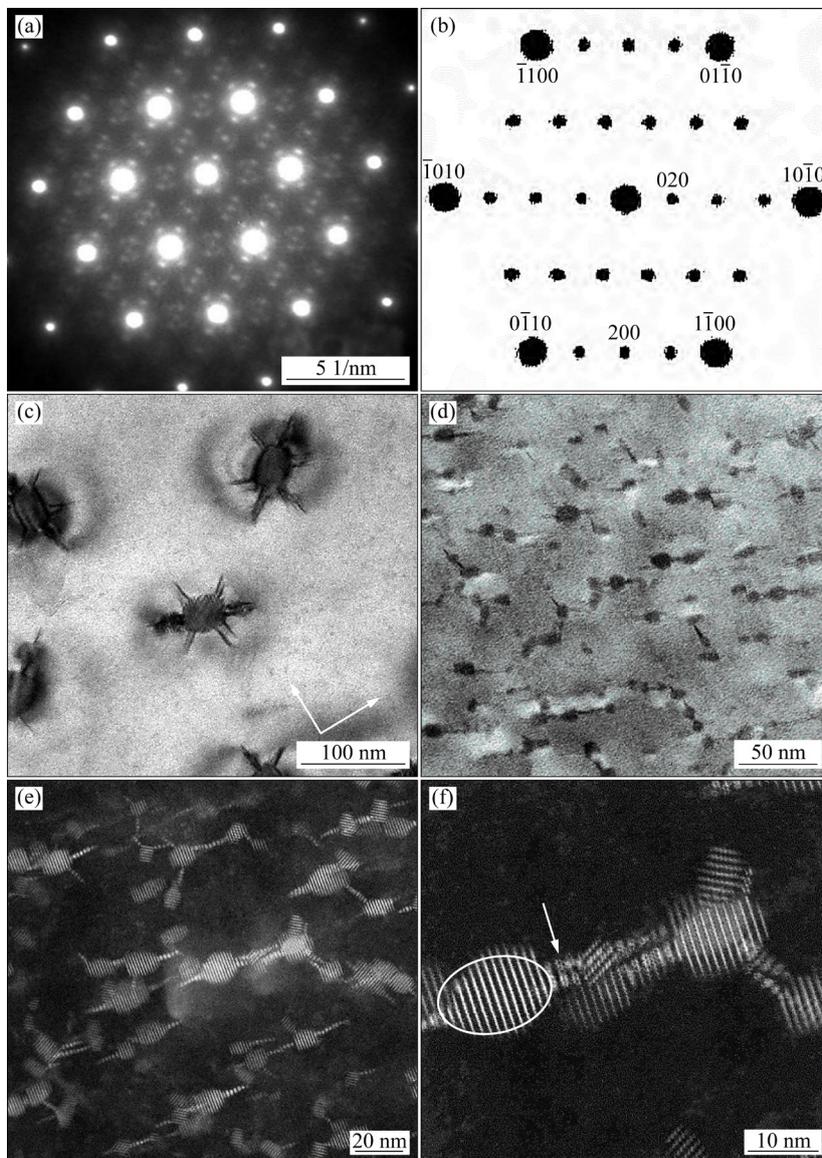


图 5 合金 I 和 III 在 225 °C 峰值时效时沿 $\langle 0001 \rangle_{\text{Mg}}$ 选取衍射斑点、明场像以及合金 III 峰值时效 STEM 及局部放大图
Fig. 5 Corresponding SAED pattern taken from $\langle 0001 \rangle_{\text{Mg}}$ (a) and actual diffraction pattern (b), TEM bright field image of aged-peak alloy I (c) and alloy III (d) and STEM (e) of alloy III and partial enlarged detail (f)

以看出, 合金 I 和合金 III 的峰值时效析出相 β' 相沿 Mg 基体的 $\langle 10\bar{1}0 \rangle_{\text{Mg}}$ 3 个方向分布, 但二者的析出相在尺寸、数量和形貌上均存在明显差异。随着合金中 Nd 元素含量的增加, 峰值时效样品中 β' 相的数目显著增加, β' 相细化明显。合金 I 中, 析出相长度约为 100 nm, 宽 50 nm, 长宽比接近 2:1, 而合金 III 中的纺锤状析出相长度约为 30 nm, 宽 10 nm, 长宽比接近 3:1, 细化效果十分明显。析出相的形貌也发生了巨大的变化, 图 5(e)和(f)所示为合金 III 析出相的 STEM 及局部放大照片。从图 5(e)和(f)可以看出, β' 相表现为锯齿状, 并在 $[010]$ 方向具有明显的周期特征。除了发现锯齿状的 β' 相(圆圈位置), 还有原子呈六方结构排列的针状析出相 β'' 相(箭头位置), 峰值时效时, 析出亚稳相 β'' 与 β' 共存。在合金 I 中, β'' 相沿 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 3 个方向分布, 所有的 β'' 相均与 β' 相相接, 呈现“乌龟状”, 而在合金 III 中, β'' 相仅沿平行于 β' 相长度方向的 $[10\bar{1}0]$ 方向分布, 呈“纺锤体状”。析出相的形貌由不含 Nd 元素的合金 I 中的“乌龟状”变成了含 Nd 元素的合金 III 中的纺锤状。添加 Nd 元素, 影响了峰值时效样品中 β' 相附近 β'' 相的生长惯习取向。

2.3 时效力学性能

4 种合金的时效硬化曲线如图 6 所示。从图 6 中可以看到: 随着 Nd 元素含量的增加, 合金的淬火态硬度会增加, 时效阶段硬度的提升也会更加明显。当合金中 Nd 元素含量为 0% 时, 其淬火态硬度仅 55HV, 时效 30 h 达到峰值 71HV; 随着 Nd 元素含量增加到 1%, 合金淬火态硬度提升到 64HV, 时效 13 小时后达到峰值 97.5HV; 而随着 Nd 元素含量进一步增加至 1.5%, 其淬火态硬度增加至 66HV, 同时在时效 13 h 后硬度达到峰值 105.6HV。相对于没有添加 Nd 元素的合金, 其淬火态硬度和时效峰值硬度分别增加 10HV 和 34.6HV, 而达到峰值时效所需时间缩短了 17 h, 时效强化现象非常明显。

表 2 所示为 4 种合金峰值时效后室温拉伸结果。从表 2 中可以看出: 在 Nd 含量在 0~1% 范围内, 随着合金中 Nd 元素的增加, 合金的抗拉强度和屈服强度不断提升, 伸长率不断下降。当合金中 Nd 元素含量为 0 时, 其抗拉强度为 216 MPa, 屈服强度为 151 MPa, 伸长率为 7.0%。当 Nd 元素含量增加到 1%(质量分数)后, 其抗拉强度为增长到 289 MPa, 屈服强度增长到 241 MPa, 而伸长率下降到 4.1%。随着 Nd 元素含量进一步增加至 1.5%(质量分数), 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率都有了一定程度的下降, 分别为 265 MPa、213 MPa 和 2.8%。很明显, 当 Nd 元素含量为

1% 时, 合金的强度最高, 相比于 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金, 其抗拉强度增加 72 MPa, 屈服强度增加 62 MPa。

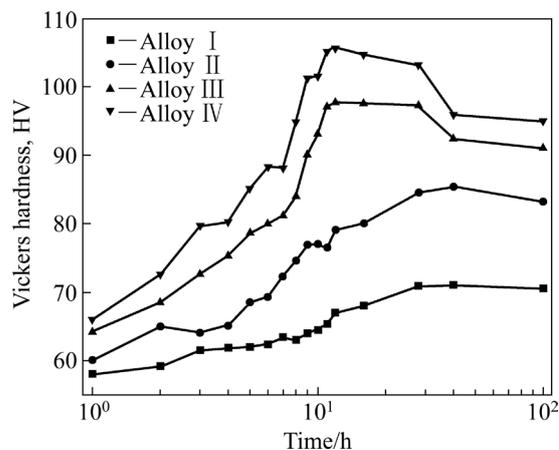


图 6 225 °C 时 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 合金的时效硬化曲线

Fig. 6 Age-hardening curves of Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr alloys at 225 °C

3 分析及讨论

众所周知, 稀土元素的添加对改善镁合金的显微组织, 提高其力学性能有很大的作用。本文通过添加少量的稀土元素 Nd, 研究添加 Nd 元素对 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金显微组织和力学性能的影响。

表 2 4 种 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 合金峰值时效态拉伸性能

Table 2 Tensile properties of T6 aged Mg-6Gd-2.5Y- xNd-0.5Zr

Alloy	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr	151	216	7.0
Mg-6Gd-2.5Y-0.5Nd-0.5Zr	211	260	5.3
Mg-6Gd-2.5Y-1Nd-0.5Zr	241	289	4.1
Mg-6Gd-2.5Y-1.5Nd-0.5Zr	213	265	2.8

影响合金力学性能的因素有很多, 如细晶强化、固溶强化、时效强化、加工硬化。本实验中 4 种合金经固溶淬火处理后, 合金 IV 具有最大的硬度, 对比合金 I, 强化效果十分显著, 这是因为加入 Nd 元素后, 在基体内产生的晶格畸变, 晶格畸变增大位错运动的阻力, 使金属的滑移变形变得更加困难, 起到固溶强化作用。将固溶淬火后的合金在 225 °C 条件下进行时效处理, 随着 Nd 元素的加入, Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr

合金的时效硬化现象明显增强，峰值时效硬度明显增加，到达峰值时效的时间明显缩短，并且，其峰值强化相数目显著增加，尺寸明显缩小。因此在本研究中，影响力学性能的主要因素是固溶强化和时效强化，但由于添加 Nd 元素的量较少，以下固溶强化的效果有限。以下主要讨论时效强化。

加入 Nd 元素将会增加合金中稳态或者亚稳态中第二相的量。在 520℃进行固溶处理后，Nd 原子与镁基体形成置换固溶体，由于 Nd 的原子尺寸比 Gd 和 Y 的大，远远大于 Mg 的，添加少量的 Nd 将使合金产生较大的晶格畸变，固溶体的畸变能增加，此外，Nd 的电负性、电子浓度等各方面与基体也存在差异，这都将使得体系不稳定性增加，系统能量增加。图 7 所示为时效析出过程的成分吉布斯自由能曲线。由于 Nd 的加入，自由能由 α_1 上升到 α_2 ，绘制公切线可以发现，对于成分为 C_0 的合金，其峰值时效的相组成由 $\beta'+C_{\beta 1}$ 变为 $\beta'+C_{\beta 2}$ ，极限固溶度减小。此外，由于过饱和固溶体中 Nd 原子部分的取代了原来 Gd 原子和 Y 原子的位置，这也将使得 Gd 元素和 Y 元素的极限固溶度降低，由杠杆定律我们可以计算得出，相组成中的强化相 β' 量将会增加。同理，对于稳态第二相 β ，其凝固过程的析出量也将增加。因此，在 4 种合金的铸态金相组织以及 XRD 结果中，向合金中添加微量 Nd 元素后，合金中的第二相 $Mg_5(Gd/Y)$ 和 $Mg_{24}(Gd/Y)_5$ 的含量显著增加。

其次，加入 Nd 元素，将会增加合金析出形核的形核率。对于图 7 中 C_0 的合金，在时效析出亚稳第二相的过程中，未添加 Nd 时，其自由能 ΔG_v 的变化为 BD ，添加 Nd，自由能 $\Delta G'_v$ 的变化为 AC ，很明显， ΔG_v 的变化小于 $\Delta G'_v$ 的变化，即添加 Nd 后，过饱和固溶体析出过程中的析出动力更大，考虑到相变过程的阻力界面能和弹性应变能，析出新相的系统自由能的变化为^[23]

$$\Delta G = \frac{3}{4} \pi r^3 (\Delta G_V + \Delta G_E) + 4\pi r^2 \sigma \quad (1)$$

式中： ΔG 指生成半径为 r 的球形晶胚时系统自由能的变化， ΔG_V 代表形成单位体积晶胚时自由能的变化，常为负值，它的大小与温度和成分有关，是析出形核的动力。 σ 和 ΔG_E 分别代表形成单位体积晶胚产生的界面能和应变能。对 ΔG 求导可求得临界形核尺寸 r_k 以及相对应的临界形核功 ΔG_k ，即

$$r_k = \frac{2\sigma}{\Delta G_V + \Delta G_E} \quad (2)$$

$$\Delta G_k = \frac{16\pi\sigma^3}{3(\Delta G_V + \Delta G_E)^3} \quad (3)$$

而均匀形核形核率(\dot{N})的方程^[23]为

$$\dot{N} = N\nu \exp\left(\frac{-\Delta G_k}{kT}\right) \exp\left(\frac{-\Delta G_A}{kT}\right) \quad (4)$$

式中： k 为波尔茨曼常数； G_A 为扩散激活能； ΔG_k 为形核功； ν 为原子震动频率； N 为单位体积母相中的原子数。

从式(2)，(3)，(4)可以看出， $|\Delta G_v|$ 增加，临界形核尺寸 r_k 将减小，形核功 ΔG_k 将减小，均匀形核的形核率 \dot{N} 将会增加。因此，添加 Nd 元素后，合金中析出强化相 β' 的数量将增加。由于合金中析出强化相的质量百分数增加，形核率增大，因此，合金峰值时效时样品中的强化相 β' 相细小弥散，样品强度显著增加。此外，由于形核率的增加，相同时间析出形核产生的析出相数目将会增加，脱溶速率加快，合金的强度增长速率加快，时效现象更加明显。

从图 6(c)和(d)中可以看出，合金 I 与合金 III 的析出强化相在形貌上也存在较大差异，添加 Nd 元素，影响了峰值时效样品中 β' 相附近 β'' 相生长的惯习取向。研究表明^[24]， β' 相的长大方式主要有两种，一种是直接通过稀土原子的换位或填充占据 β' 相结构相应的位置，另一种则是先在 β' 相附近形成形核势垒更低的 β'' 相，再由 β'' 相转变为 β' 相结构。很明显，由于 β'' 相与基体共格，形成 β'' 相之后转变为 β' 相结构的生长方式的阻力远小于直接通过稀土原子的换位或填充的生长方式的阻力。因此，在合金 III 中，在平行于 β' 相长度 $[010]$ 方向的 $[10\bar{1}0]$ 上，优先形成的 β'' 相， β'' 相不断通过晶格改组转变为 β' 相，从而实现了 β' 相长度方向的生长。而在 β' 相宽度方向上，在合金 III 中，由于自由能较大，析出强化相 β' 横向生长的主要方式是原子的换位或填充，而沿 $[10\bar{1}0]$ 和 $[01\bar{1}0]$ 方向上，生成

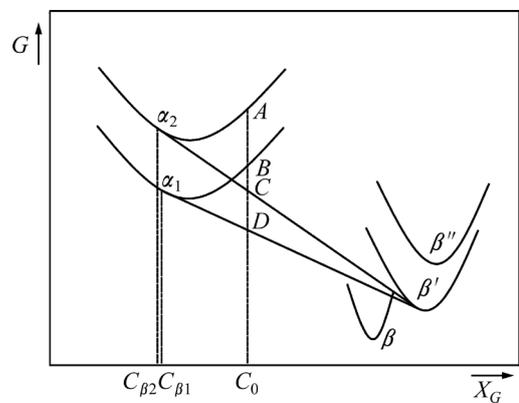


图 7 Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr 合金成分-吉布斯自由能关系图

Fig. 7 Schematic diagram of composition-Gibbs free energy in Mg-6Gd-2.5Y-xNd-0.5Zr alloys

的 β'' 相与 β' 相位向差别较大, 处于不同的惯习面, 界面能较大, β'' 相很难在 β' 附近形核, 因此, 在合金 III 中并未发现沿 $[1\bar{1}00]$ 和 $[01\bar{1}0]$ 方向的 β'' 相。在合金 I 中, 由于 $\Delta G_1 < \Delta G_3$, β' 相很难通过稀土原子的换位或填充进行生长, 在 $[1\bar{1}00]$ 长度上, 由于 β'' 相与 β' 相处于同一惯习面, β' 相易在该方向上形成 β'' 相, β'' 相通过晶格改组转变为 β' 相, 不断的进行生长, 使得 β' 相变得细长, β' 相界面能增加, 此外, 由于合金 I 中强化相尺寸较大, 晶格畸变大, 这将为沿 $[1\bar{1}00]$ 和 $[01\bar{1}0]$ 方向的 β'' 相的形核提供动力, β'' 相一旦形核, 将快速生长并不断转化为 β' 相, 加速 β' 相横向生长速度, 因此, 合金 I 中 β' 相长宽比较合金 III 中 β' 相长宽比大。

4 结论

1) 在 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金中添加适量的 Nd 元素, 会增加合金中含 Gd/Y 稳定第二相 $Mg_5(Gd/Y)$ 和 $Mg_{24}(Gd/Y)_5$ 的量, 但合金中并不会含有含 Nd 的第二相析出。

2) 添加 Nd 元素, 将会显著缩短 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金峰值时效的时间, 增加峰值时效的硬度, 在适量的范围内, 增加 Nd 的含量, 合金 T6 态的抗拉强度将会逐渐增加, 伸长率不断下降。当 Nd 含量为 1.0%, 合金的力学性能最佳, Mg-6Gd-2.5Y-1Nd-0.5Zr 的抗拉强度为 289 MPa, 屈服强度为 241 MPa, 伸长率为 4.1%。当 Nd 的含量超过 1%, T6 态的抗拉强度反而降低, 伸长率也将急剧下降。

3) Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金的峰值时效强化相为 β' 相, 添加 Nd 元素后, β' 相得到显著细化, β' 相的数目显著增加, 析出速度增加, 合金的强度显著提升。在 β' 相的周围, 还存在沿 $\{1\bar{1}00\}$ 3 个方向的 β'' 相, 峰值时效时, 析出亚稳相 β'' 与 β' 共存。 β'' 相的存在有助于 β' 相的长大, 添加 Nd 元素, 会影响峰值时效样品中 β' 相附近的 β'' 相的生长惯习取向, β' 相附近沿 $[10\bar{1}0]$ 和 $[01\bar{1}0]$ 方向的 β'' 相将会消失。

REFERENCES

[1] 毕广利, 李元东, 黄晓峰, 陈体军, 马颖, 郝远. Zn 含量对铸态 Mg-Dy 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(4): 875-882.
BI Guang-li, LI Yuan-dong, HUANG Xiao-feng, CHEN Ti-jun, MA Ying, HAO Yuan. Effects of Zn addition on microstructure

and mechanical properties of as-cast Mg-Dy alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(4): 875-882.

[2] 文丽华, 吉泽升, 许红雨, 王宝芹, 宁慧燕, 翁江翔, 胡茂良. 固相再生 Mg-Nd-Zn-Zr 镁合金的时效强化[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(7): 1408-1413.
WEN Li-hua, JI Ze-sheng, XU Hong-yu, WANG Bao-qin, NING Hui-yan, WENG Jiang-xiang, HU Mao-liang. Aging strengthening of Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy prepared by solid recycling process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(7): 1408-1413.

[3] LI Meng, ZHANG Kui, DU Zhi-wei, LI Xing-gang, MA Ming-long. Microstructure evolution and mechanical properties of Mg-7Gd-3Y-1Nd-1Zn-0.5Zr alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(7): 1835-1842.

[4] 蔚晓嘉, 刘邱祖, 韩世平. 热处理对 Mg-8Gd-2.5Nd-0.5Zr 合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(1): 82-88.
WEI Xiao-jia, LIU Qiu-zu, HAN Shi-ping. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Mg-8Gd-2.5Nd-0.5Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(1): 82-88.

[5] 吴文祥, 靳丽, 董杰, 章桢彦, 丁文江. Mg-Gd-Y-Zr 高强耐热镁合金的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2709-2718.
WU Wen-xiang, JIN Li, DONG Jie, ZHANG Zhen-yan, DING Wen-jiang. Research progress of high strength and heat resistant Mg-Gd-Y-Zr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2709-2718.

[6] VOSTRÝ P, SMOLA B, STULÍKOVÁ I, BUCH V F, MORDIKE B L. Microstructure evolution in isochronally heat treated Mg-Gd alloys[J]. Physica Status Solidi, 1999, 175(2): 491-500.

[7] 汤伊金, 章桢彦, 靳丽, 董杰, 丁文江. Mg-Gd 系合金时效析出研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 8-23.
TANG Yi-jin, ZHANG Zhen-yan, JIN Li, DONG Jie, DING Wen-jiang. Research progress on ageing precipitation of Mg-Gd alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 8-23.

[8] NEGISHI Y, NISHIMURA T, KIRYUU M, KAMADO S, KOJIMA Y, NINOMIYA R. Age hardening characteristics and high temperature tensile properties of Mg-Gd and Mg-Dy alloys[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1994, 44(1): 3-8.

[9] ROKHLIN L L, NIKITINA N I. Magnesium-gadolinium and magnesium-gadolinium-yttrium alloys[J]. Zeitschrift Für Metallkunde, 1994, 85(12): 819-823.

[10] KUBÁSEK J, VOJTĚCH D. Structural and corrosion characterization of biodegradable Mg-RE (RE=Gd, Y, Nd) alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(5): 1215-1225.

- [11] LIANG S, GUAN D, TAN X, CHEN L, TANG Y. 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.
- [12] 肖 阳, 张新明. Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金的二次时效[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(2): 276–282.
XIAO Yang, ZHANG Xin-ming. Secondary aging of Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(2): 276–282.
- [13] 周丽萍, 曾小勤, 李德江, 杨春明. Mg-12Gd 合金的时效析出行为[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(6): 1409–1416.
ZHOU Li-ping, ZENG Xiao-qin, LI De-jiang, YANG Chun-ming. Ageing precipitation behavior of Mg-12Gd alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(6): 1409–1416.
- [14] LIU X B, CHEN R S, HAN E H. 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.
- [15] JIANG L, LIU W, WU G, DING W. 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(26): 293–301.
- [16] 李永军, 张 奎, 李兴刚, 马鸣龙, 王海珍, 何兰强. 挤压变形对 Mg-5.0Y-7.0Gd-1.3Nd-0.5Zr 合金组织和性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(9): 1692–1697.
LI Yong-jun, ZHANG Kui, LI Xing-gang, MA Ming-long, WANG Hai-zhen, HE Lan-qiang. Influence of extrusion on microstructures and mechanical properties of Mg-5.0Y-7.0Gd-1.3Nd-0.5Zr magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*. 2010, 20(9): 1692–1697.
- [17] 唐昌平, 刘文辉, 陈宇强, 刘 筱, 邓运来. Y 含量对铸造 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 合金组织与性能的影响[J]. *材料导报*, 2016, 30(16): 86–90.
TANG Chang-ping, LIU Wen-hui, CHEN Yu-qiang, LIU Xiao, DENG Yun-lai. Effect of Y content on Microstructures and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Nd-Zr casting alloy[J]. *Materials Review*, 2016, 30(16): 86–90.
- [18] WANG Jia-he, YANG Guang-yu, LIU Shao-jun, JIE Wan-qi. Microstructure and room temperature mechanical properties of directionally solidified Mg-2.35Gd magnesium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(5): 1294–1300.
- [19] FEI Hou-jun, XU Guang-long, LIU Li-bin, BO Hong, ZENG Li-jun, CHEN Cui-ping. Phase equilibria in Mg-rich corner of Mg-Ca-RE (RE=Gd, Nd) systems at 400 °C[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(4): 881–888.
- [20] YU Z J, HUANG Y, QIU X, YANG Q, SUN W, TIAN Z, ZHANG D P, MENG J. Fabrication of magnesium alloy with high strength and heat-resistance by hot extrusion and ageing[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 578(33): 346–353.
- [21] 郑伟文, 李兴刚, 张 奎, 马鸣龙, 李永军, 石国梁, 袁家伟. Mg-xGd-Zr 合金均匀化处理过程中方块相的显微结构[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(5): 1136–1141.
ZHENG Wei-wen, LI Xing-gang, ZHANG Kui, MA Ming-long, LI Yong-jun, SHI Guo-liang, YUAN Jia-wei. Microstructure of cubic-shaped phase in Mg-xGd-Zr alloys during homogenization[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(5): 1136–1141.
- [22] 邓运来, 杨 柳, 郭天才, 李文瑛, 张新明. Mg-Gd-Y-Zr 合金在 773 和 823K 热处理时的氧化行为[J]. *中南大学学报(自然科学版)*, 2010, 41(2): 483–488.
DENG Yun-lai, YANG Liu, GUO Tian-cai, LI Wen-ying, ZHANG Xin-ming. Oxidization of Mg-Gd-Y-Zr alloy during heat treatment process at 773 and 823 K[J]. *Journal of Central South University (Science and Technology)*, 2010, 41(2): 483–488.
- [23] PORTER D A, EASTERLING K E. Phase transformations in metals and alloys[M]. New York: Van Nostrand Reinhold Company, 1981: 185–260.
- [24] 谢艳才. Mg-10Gd-3Y-0.4Zr 合金时效析出相的电子显微研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2013: 35–52.
XIE Yan-cai. Electron microscopy study of precipitates in Mg-10Gd-3Y-0.4Zr alloys[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013: 35–52.

Effects of Nd addition on microstructure and mechanical properties of Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr alloy

SHI Hong-ji^{1,3}, DENG Yun-lai^{1,2,3}, ZHANG Kai^{2,3}, YANG Liu^{1,3}, CHEN Ming-an^{1,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of Nd addition on microstructure, age-hardening behavior and mechanical properties of Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr alloy were investigated by optical microscopy (OM), X-ray diffractometry (XRD), transmission electron microscopy (TEM), hardness test and tensile tests. The results show that the amount of second phase ($Mg_5(Gd/Y)$ and $Mg_{24}(Gd/Y)_5$) increase significantly in the as-cast alloys, and the age hardening response after quenched is improved apparently with the addition of Nd, the hardness is enhanced and time to peak ageing is shortened. The Mg-6Gd-2.5Y-1Nd-0.5Zr alloy exhibits the maximum yield strength of 241 MPa and ultimate tensile strength of 289 MPa. The reason for the improvement of age-hardening behavior and mechanical properties is the higher number density and finer β' precipitates in the α -Mg matrix, and morphologies of β' precipitates also change with Nd addition.

Key words: neodymium; magnesium alloy; microstructure; mechanical property

Foundation item: Projects (2016YFB0300901) supported by the National Key Research and Development Program of China; Projects (51375503) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2013A017) supported by the Guangxi BaGui Scholars, China

Received date: 2016-07-15; **Accepted date:** 2017-02-27

Corresponding author: DENG Yun-lai; Tel: +86-13873152095; E-mail: luckdeng@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)