

热处理对铸造 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金显微组织和力学性能的影响

冯义成, 王雷, 付原科, 赵思聪, 王丽萍, 郭二军

(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150040)

摘要: 通过显微组织分析和力学性能测试等试验手段, 研究了热处理对 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: 铸态合金组织中第二相主要为 Mg₃RE、Mg₂₄RE₅ 和 Al₂RE 相, 经固溶处理后 (525 °C/6 h+550 °C/12 h), Mg₃RE、Mg₂₄RE₅ 相完全溶解, Al₂RE 不发生溶解。Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金具有明显的时效硬化行为, 经固溶+时效处理后, 合金的力学性能显著提高。经固溶 (525 °C/6 h+550 °C/12 h)+峰时效 (225 °C/10 h) 处理后, Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为 182 MPa、267 MPa 和 6.5%。获得良好的力学性能与合金中析出高密度的细小 β' 和 β'' 相有关。

关键词: 镁合金; 热处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)05-1826-07

镁合金作为轻质结构材料, 在航天、航空和军工领域具有独特的吸引力^[1,2]。然而镁合金的强度较低, 严重地制约了其进一步的应用与发展。添加稀土元素 (RE) 可显著提高镁合金强度, 近年来针对 Mg-RE 系合金的研究已成为一大热点^[3-5]。其中 Nd 和 Y 是最为常用的 2 种稀土元素, 两者同时添加更有利于提高镁合金力学性能, 现已开发出多种 Mg-Y-Nd(WE) 系合金, 如 WE54 和 WE43 合金已成功获得商业应用^[6,7]。

细化晶粒是提高和改善 Mg-RE 合金力学性能的一种重要手段^[8], 工业生产中通常采用添加 Mg-Zr 中间合金的方式来细化 Mg-RE 合金晶粒, 但添加 Mg-Zr 中间合金存在成本高, 利用率低等缺点^[9,10]。近年来研究发现^[11], 在 Mg-RE 合金中添加廉价的 Al 也可以获得与 Zr 相当的细化效果。晶粒细化的原因是原位生成的 Al₂RE 可作为 α -Mg 的异质形核质点, 这一方法已在 Mg-Y^[12]、Mg-Gd^[13]、Mg-Gd-Y^[14]、Mg-Sm^[15]、Mg-Ce^[16]、Mg-Nd^[17,18] 等 Mg-RE 合金中得到实验验证, 作为一种廉价的细化方式, 表现出较强的应用潜力。

RE 元素通常在 Mg 基体中的溶解度随着温度的降低而显著减小, 因此 Mg-RE 合金可通过固溶+时效处理, 获得大量细小的沉淀相, 进而获得优异的力学性能^[19,20]。众所周知, Mg-RE-Zr 合金中第二相主要为 Mg-RE 相, Mg-RE 相在固溶过程中充分溶解、使 RE

最大限度地溶入 Mg 基体是其获得最佳时效强化效果的保证^[21]。在添加 Al 细化 Mg-RE 合金中, Al 与 RE 元素之间的电负性差值最大, 同时 Al-RE 相具有最低的生成焓^[21], 因此 Al 优先与 RE 结合生成 Al-RE 相, Mg-RE 相的形成受到抑制。通常 Al-RE 相熔点较高, 固溶处理时很难溶解, 从而降低了 Mg-RE-Al 系合金的时效强化效果。因此, RE 是否过剩, 以及合金凝固组织中是否存在 Mg-RE 相是 Al 细化 Mg-RE 合金能否进行热处理强化的关键。Dai^[14] 研究表明 Al 细化 Mg-10Gd-3Y 合金中, 除含有 Al-RE 相外, 还含有大量 Mg-RE 相, 合金具有很好的时效强化效果。而 Al 细化的 Mg-3Nd 合金中由于 RE 含量较低, 合金中只含有 Al-RE 相, 导致时效强化效果很弱^[22]。课题组的前期研究结果表明^[23], Al 对铸造 Mg-4Y-3Nd 合金良好的细化效果, 和 Zr 细化 Mg-4Y-3Nd 合金的效果相当, 并且其力学性能达到 WE43 合金的水平, 而且具有比 WE43 合金更优异的热稳定性。但是, Al 细化 Mg-4Y-3Nd 合金的热处理强化效果稍差。因此, 本实验在 WE 合金基础上通过添加 1.5%Al 进行细化, 设计了一种 RE 过剩的 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金, 系统地研究热处理过程中组织的转变, 通过时效硬化曲线和力学性能测试, 分析不同热处理工艺条件下合金的力学性能, 这一研究可为开发细晶可热处理强化

收稿日期: 2020-03-17

基金项目: 国家自然科学基金 (51804090); 黑龙江省科学基金 (E2018045)

作者简介: 冯义成, 男, 1978 年生, 博士, 教授, 哈尔滨理工大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150040, 电话: 0451-86392518, E-mail: fyc7806067@163.com

Mg-Y-Nd-Al 合金提供理论和实践基础。

1 实验

试验所用的 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金(质量分数,%) 由高纯 Mg(>99.95%)、Mg-30Y 中间合金、Mg-30Nd 中间合金和高纯 Al 等原材料配制而成,采用钢制坩埚在井式电阻炉中进行熔炼,熔炼装置示意图如图 1 所示。熔炼过程中通入 99%CO₂ 和 1%SF₆ 混合气体进行保护,熔炼温度为 750 °C,经搅拌、保温后浇注到金属型模具中(型腔尺寸:100 mm×10 mm×60 mm),模具预热温度为 200 °C。使用电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP-6300)测定合金成分,试验合金的实测成分如表 1 所示。

试验合金的固溶处理工艺为:525 °C/6 h+550 °C/12 h,水冷,水温 25 °C。随后分别在 200、225 和 250 °C 进行时效。使用维氏硬度计进行维氏硬度测试,测试压力为 2.94 N,保压时间 15 s。使用万能试验机(MST-200)进行室温拉伸试验,拉伸速率为 1 mm/min。使用线切割加工拉伸试样,片状拉伸试样标距范围内尺寸为 18 mm×5 mm×2 mm,片状拉伸试样三维示意图如图 2 所示。

金相试样经抛光后,使用腐蚀剂(配比:苦味酸 10 g,冰乙酸 15 mL,蒸馏水 20 mL,乙醇 120 mL)进行腐蚀,采用光学显微镜 OM(XD30M)观察显微

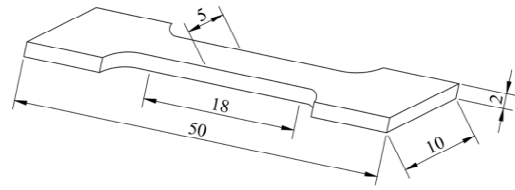


图 2 拉伸试样三维示意图

Fig.2 3D diagrammatic sketch of tensile specimen

组织,使用线性截距法测量晶粒尺寸。采用 X 射线衍射仪 XRD(X'Pert PRO)表征合金中的相组成,Cu 靶,扫描角度 10°~90°,扫描速度 2°/min。使用扫描电子显微镜 SEM(Apreo C)进一步观察合金微观组织,并利用自带的能谱仪 EDS 进行微区成分分析。使用透射电子显微镜 TEM(JEM-2100)表征时效析出相,TEM 试样经机械抛磨至 50 μm 左右,然后进行离子减薄,减薄电压 3.6 kV,角度 4°。

2 结果与讨论

2.1 铸态组织

图 3 为铸态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金的 OM 和 SEM 组织,其中图 3b 中红色方框区部分的 EDS 面扫描分析结果如图 3c 所示。铸态合金的组织由等轴的 α-Mg 基体和第二相组成(如图 3a 所示),铸态合金的平均晶粒尺寸为 42±3 μm。由图 3b 可以看出,合金中存在 4 种形貌的第二相,其中网状相(使用“1”标记)主要分布于晶界处,在网状相边缘存在少量块状相(使用“2”标记),此外,晶粒内部存在颗粒相(使用“3”标记),晶界附近存在针状相(使用“4”标记)。由图 3c 的 EDS 面扫描结果可以看出,网状相主要含有 Mg、Y、Nd 3 种元素,而颗粒相和针状相则主要含有 Al、Y、Nd 3 种元素。表 2 中给出了铸态合金中第二相的 EDS 点分析结果。网状相中含有 Mg、Nd、Y 元素,Nd 含量较高,为富 Nd 相;块状相中含有 Mg、Nd、Y 元素,Y 含量较高,为富 Y 相;颗粒相和针状相中 Al 和 RE(Nd、Y)的原子质量比分别为 1.96 和 1.97,接近 2:1。图 4 为铸态合金 XRD 图谱。可以看出铸态合金主要由 α-Mg、Mg₅RE、Mg₂₄RE₅ 和 Al₂RE 相组成。其中,Mg₅RE 和 Mg₂₄RE₅ 相在传统的 Mg-Y-Nd 合金中普遍存在^[19,24-26],在 Mg-4Y-3Nd 合金中添加 1.5%Al 后合金中形成了针状相和颗粒相,结合 EDS 和 XRD 试验结果可以确定,颗粒相和针状相均为 Al₂RE 相。位于晶粒内部的颗粒状 Al₂RE 相可以作为 α-Mg 的异质形核质点,细化合金组织^[12-18]。

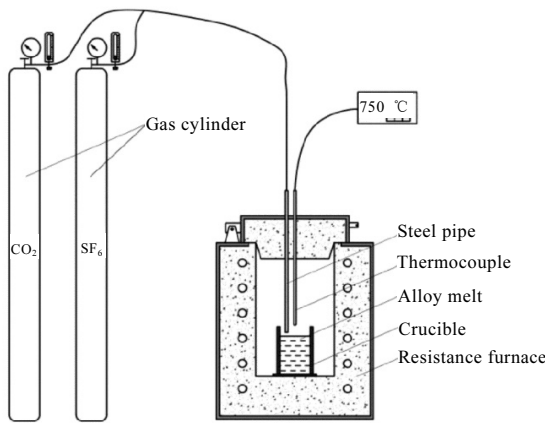


图 1 熔炼装置示意图

Fig.1 Diagrammatic sketch of experimental equipment

表 1 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy

(wt%)				
Y	Nd	Al	Mg	
4.32	3.23	1.56	Bal.	

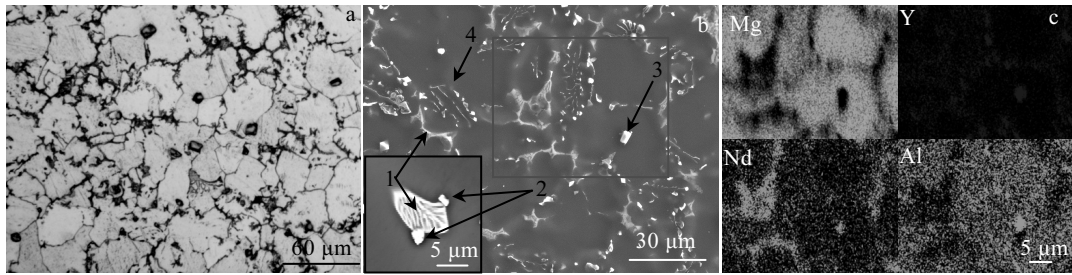


图 3 铸态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金组织及 EDS 分析

Fig.3 OM (a) and SEM (b) microstructures of as-cast Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy; EDS mapping of red square area in Fig.3b (c)

表 2 图 3b 中第二相的 EDS 分析结果

Table 2 EDS results of phases marked in Fig.3b (at%)

Phase	Mg	Y	Nd	Al
1	90.13	3.22	6.65	-
2	76.88	16.60	6.52	-
3	10.95	24.67	5.39	58.99
4	68.90	8.84	1.98	20.28

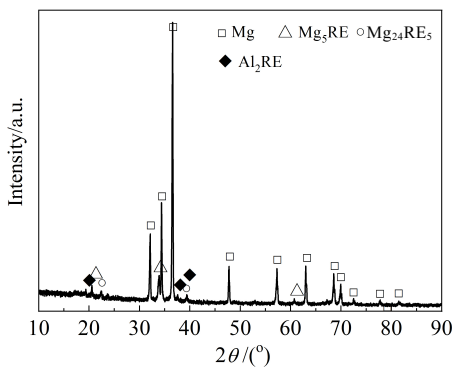


图 4 铸态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of as-cast Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy

2.2 固溶态组织

图 5 为固溶态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金的 OM 和 SEM 组织, 其中图 5b 中红色方框内的 EDS 面扫描分析结果

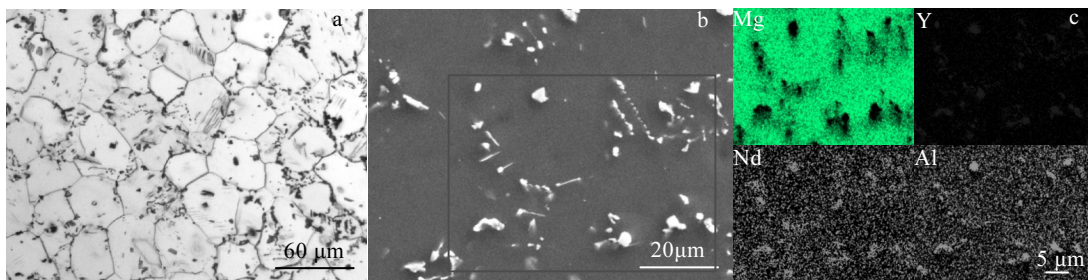


图 5 固溶态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金组织及 EDS 分析

Fig.5 OM (a) and SEM (b) microstructures of solid-solution treated Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy; EDS mapping of red square area in Fig.5b (c)

如图 5c 所示。经固溶处理后晶界处网状相完全溶解(如图 5a 所示), 平均晶粒尺寸为 $44 \pm 3 \mu\text{m}$, 与铸态合金相比平均晶粒尺寸仅增加了 $2 \mu\text{m}$, 表明在较高温下 ($550 \text{ }^\circ\text{C}$) Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金具有较高的晶粒热稳定性。由 SEM 照片可以看出(如图 5b 所示), 经固溶处理后合金中仍存在大量的颗粒相和针状相, 由 EDS 面扫描结果可以看出(图 5c 所示), 未溶解的颗粒相和针状相都主要含有 Al 和 RE (Y、Nd) 元素。另外, 经 XRD 分析可知(如图 6 所示), 固溶态合金中只含有一种 Al_2RE 第二相, 表明这些颗粒相和针状相为未溶解的 Al_2RE 相。Al-RE 金属间化合物熔点普遍较高(如 Al_2Y 和 Al_2Nd 分别为 1485 和 $1460 \text{ }^\circ\text{C}$), 高温下比较稳定, 在进行固溶处理时一般不发生分解, 进行固溶时晶界处未溶解的针状相可以起到钉扎晶界的作用^[12,13], 阻碍晶粒长大, 因此合金具有较高的晶粒热稳定性。

2.3 时效硬化行为及时效析出相

图 7 为固溶态合金分别在 200 、 225 和 $250 \text{ }^\circ\text{C}$ 下的时效硬化曲线。可以看出, 不同时效温度下合金均具有明显的时效硬化行为, 所有曲线表现出相同的变化规律, 即随着时效时间延长, 硬度逐渐增加, 当达到峰值硬度后随着时间延长硬度缓慢降低。在 200 、 225 和 $250 \text{ }^\circ\text{C}$ 下峰时效硬度 (HV) 分别为: 925 、 880 和 800 MPa , 达到峰值硬度的时间分别为: 20 、 10 和 2 h , 可见随着

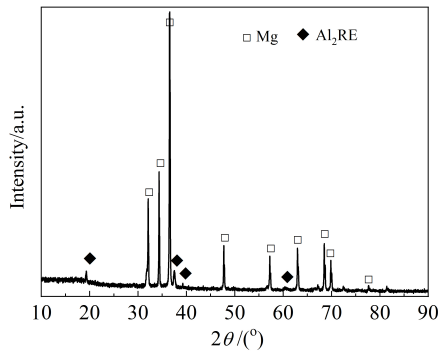


Fig.6 固溶态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金 XRD 图谱

Fig.6 XRD pattern of solid-solution treated Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy

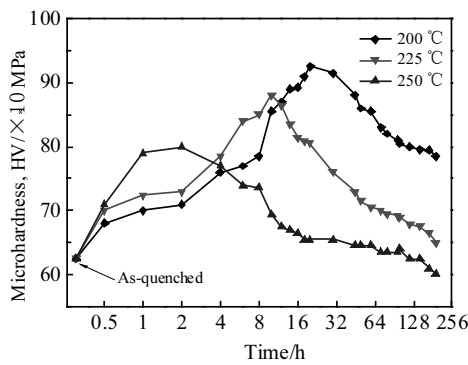


图 7 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金时效硬化曲线

Fig.7 Age hardening curves of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy

时效温度升高，峰值硬度值降低，达到峰值硬度所需时间缩短。

Mg-4Y-3Nd-1.5Al合金具有时效强化效果的主要原因是纳米尺度的沉淀相析出，使用TEM对合金峰时效状态下的析出相进行表征，图8为合金经200 °C/20 h峰时效后沿 $[1\bar{1}\bar{2}0]_{\alpha-Mg}$ 带轴的TEM像、选区电子衍射(SAED)花样和高分辨像(HRTEM)。由图8a可以看出合金中存在大量细小析出相，尺寸为20~40 nm，图8b为SAED花样，可以看出在 $1/2(1\bar{1}00)_{\alpha-Mg}$ 位置存在额外的衍射漫斑，表明析出相的结构是 $D0_{19}$ 超点阵结构，即 β''

相^[27]，该相晶格常数为 $a_{\beta''}=0.642$ nm， $c_{\beta''}=0.521$ nm，与镁基体的晶格常数的关系为 $a_{\beta''}\approx 2a_{\alpha-Mg}=0.64$ nm， $c_{\beta''}\approx c_{\alpha-Mg}=0.52$ nm，与基体的位向关系为 $(1\bar{1}00)_{\beta''} // (1\bar{1}00)_{\alpha-Mg}$ ， $(1\bar{2}00)_{\beta''} // (1\bar{1}00)_{\alpha-Mg}$ ， $(11\bar{2}0)_{\beta''} // (11\bar{2}0)_{\alpha-Mg}$ 。此外在 $1/4(1\bar{1}00)_{\alpha-Mg}$ 、 $2/4(1\bar{1}00)_{\alpha-Mg}$ 和 $3/4(1\bar{1}00)_{\alpha-Mg}$ 位置存在弱的衍射斑点，该相为 β' 相(底心正交结构(bco))^[28]，晶格常数为 $a_{\beta'}=0.642$ nm， $b_{\beta'}=2.223$ nm， $c_{\beta'}=0.521$ nm，与镁基体的晶格常数的关系为 $a_{\beta'}\approx 2a_{\alpha-Mg}=0.64$ nm， $b_{\beta'}\approx 8d(10\bar{1}0)_{\alpha-Mg}=2.2$ nm， $c_{\beta'}\approx c_{\alpha-Mg}=0.52$ nm，与基体的位向关系为 $(001)_{\beta'} // (1\bar{1}00)_{\alpha-Mg}$ ， $[100]_{\beta'} // (11\bar{2}0)_{\alpha-Mg}$ ，可见200 °C/20 h时效处理后合金中同时存在 β'' 和 β' 相，高分辨像和相应的傅里叶变换分析进一步证实了 β'' 和 β' 相共存(如图8c所示)。

与200 °C峰时效相比，经225 °C/10 h峰时效处理后析出相类型不变，但尺寸增大、数量减少(如图9所示)。图10为合金经250 °C/2 h峰时效后沿 $(11\bar{2}0)_{\alpha-Mg}$ 带轴的TEM像、SAED花样和高分辨像，由图可以看出，析出相尺寸进一步增大至70~100 nm(如图10a所示)，析出相主要为 β' 相(如图10b、10c所示)。

2.4 力学性能

表3中给出了不同热处理状态下Mg-4Y-3Nd-1.5Al合金的室温拉伸性能，可以看出，铸态合金力学性能最差(屈服强度：132 MPa、抗拉强度：186 MPa、延伸率：6.8%)。一般认为第二相强化、细晶强化和固溶强化是铸态合金的主要强化方式，另一方面铸态合金当中，存在大量网状Mg-RE相(如图3b所示)，该相主要沿晶界分布，由于Mg-RE相的尺寸较大并且边缘尖锐，其晶格类型与晶格常数与 $\alpha-Mg$ 不同，Mg-RE与 $\alpha-Mg$ 的非相干界面在加载过程中容易产生应力集中，进而导致裂纹的萌生与扩展，这也是导致铸态合金力学性能较差的主要原因。固溶处理后的合金屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为：129 MPa、195 MPa和16.4%，与铸态合金相比，强度相当，但延伸率得到大幅提升。

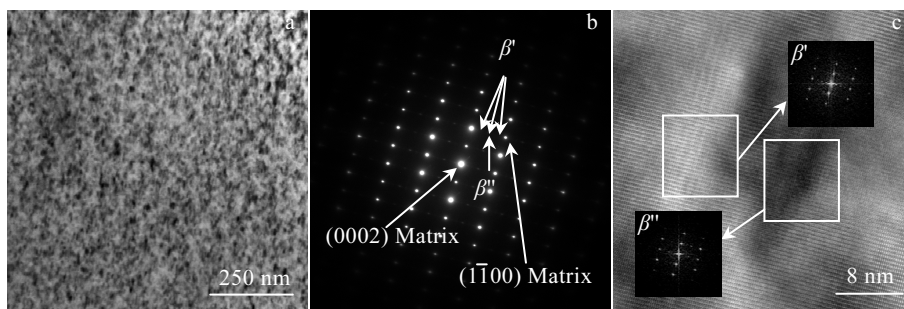


图 8 200 °C/20 h 峰时效试样 TEM 分析

Fig.8 TEM analysis for 200 °C/20 h peak-aged specimen: (a) TEM image, (b) SAED pattern, and (c) HRTEM image

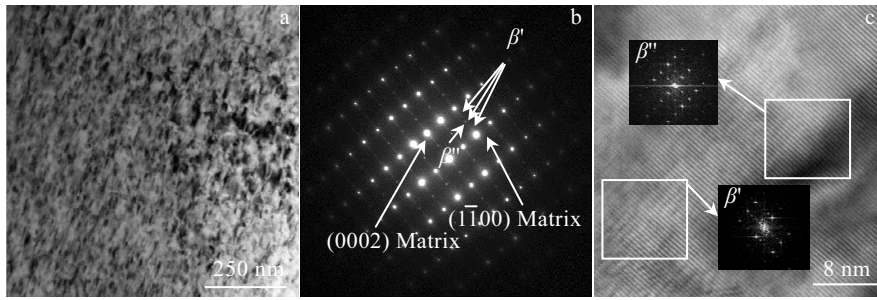


图 9 225 °C/10 h 峰时效试样 TEM 分析

Fig.9 TEM analysis for 225 °C/10 h peak-aged specimen: (a) TEM image, (b) SAED pattern, and (c) HRTEM image

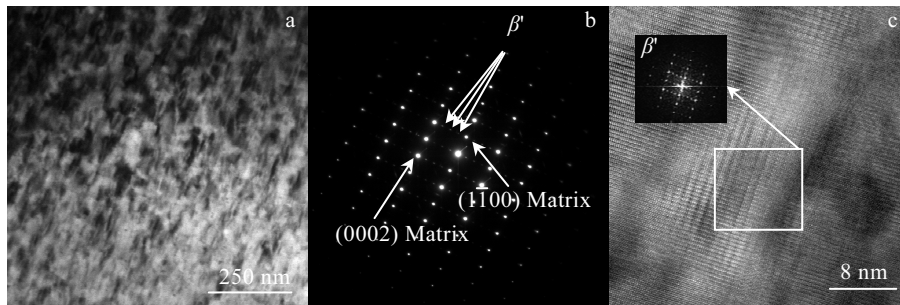


图 10 250 °C/2 h 峰时效试样 TEM 分析

Fig.10 TEM analysis for 250 °C/2 h peak-aged specimen: (a) TEM image, (b) SAED pattern, and (c) HRTEM image

固溶处理使合金组织均匀，晶界处粗大的 Mg-RE 相溶解，裂纹源大幅度减少，晶界的结合强度得到改善，因此合金延伸率提高。经时效处理后合金力学性能得到大幅提高，如 225 °C/10 h 峰时效处理后获得较高的强度和良好的延伸率（屈服强度：182 MPa、抗拉强度：267 MPa、延伸率：6.5%）。TEM 分析表明， β'' 和 β' 均是沿着 α -Mg 基体的 $(1\bar{1}00)_{\alpha\text{-Mg}}$ 面析出的，即析出相垂直于 α -Mg 基体的基面 $(0001)_{\alpha\text{-Mg}}$ ，在室温下，产生基面滑移的临界切应力要比棱柱面的临界切应力低 1 个数量级，因此只有基面滑移产生，峰时效时在 $(1\bar{1}00)_{\alpha\text{-Mg}}$ 面上产生的 β'' 或 β' 相与基面垂直，可有效阻碍基面滑移的发生^[29]，从而提高合金强度。 α -Mg 的晶格常数为 $a_{\text{Mg}}=0.320\text{ nm}$ ， $c_{\text{Mg}}=0.520\text{ nm}$ ^[30]， β'' 和 β' 相与 Mg 基体完全共格，结合 β'' 和 β' 相晶体模型^[31,32]，

可以计算出 β'' 和 β' 相与 α -Mg 的错配度，沿 $(11\bar{2}0)_{\beta''}$ 方向错配度为 $\frac{(a_{\beta''}-2a_{\alpha\text{-Mg}})}{2a_{\alpha\text{-Mg}}}=0.313\%$ ，沿 $[0001]_{\beta''}$ 方向错

配度为 $\frac{(c_{\beta''}-c_{\alpha\text{-Mg}})}{c_{\alpha\text{-Mg}}}=0.192\%$ ；沿 $[100]_{\beta'}$ 方向错配度为

$\frac{(a_{\beta'}-2a_{\alpha\text{-Mg}})}{2a_{\alpha\text{-Mg}}}=0.313\%$ ，沿 $[010]_{\beta'}$ 方向错配度为

$$\frac{(a_{\beta'}-2\sqrt{3}a_{\alpha\text{-Mg}})}{2\sqrt{3}a_{\alpha\text{-Mg}}}=0.272\%$$
，沿 $[001]_{\beta''}$ 方向错配度为

$$\frac{(c_{\beta''}-c_{\alpha\text{-Mg}})}{c_{\alpha\text{-Mg}}}=0.192\%$$
。可以看出， β'' 和 β' 相析出都会

导致 α -Mg 基体的晶格畸变，从而产生的应力场，应力场是阻碍位错运动的有效屏障，高数量密度的 β'' 和 β' 相导致应力场相互连接，需要更高的应力才能产生位错。一般情况下，Mg-RE 合金中时效析出相的数量

表 3 不同热处理状态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金的力学性能

Table 3 Mechanical properties of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy under different conditions

Alloy condition	TYS/MPa	UST/MPa	Elongation/%
As-cast	132	186	6.8
Solid-solution treated	129	195	16.4
200 °C/20 h peak-aged	197	285	5.7
225 °C/10 h peak-aged	182	267	6.5
250 °C/2 h peak-aged	168	248	8.0

越多强度越高, 塑性越低^[33,34]。随着时效温度升高, 峰时效状态下析出相尺寸增加数量减少; 同时随着时效温度升高, 稀土元素在基体中的固溶度也提高, 导致析出相减少, 这些都将减弱时效强化效果。因此, 随着时效温度升高, 析出相的数量密度减少, 时效强化效果减弱, 合金强度降低, 塑性升高。

3 结论

1) 铸态 Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金显微组织由 Mg 基体、Mg₅RE、Mg₂₄RE₅ 和 Al₂RE 相组成, 经固溶处理后 (525 °C/6 h+550 °C/12 h), Mg₅RE、Mg₂₄RE₅ 相完全溶解, Al₂RE 不发生溶解。

2) 经 200 或 225 °C 峰时效处理的合金, 析出相主要为 β'' 和 β' 相; 250 °C 峰时效处理的合金, 析出相主要为 β' 相。随着时效温度升高 β'' 或 β' 相尺寸增大, 数量密度减少。

3) Mg-4Y-3Nd-1.5Al 合金可通过热处理进行强化, 峰时效状态下合金的力学性能大幅提升。225 °C/10 h 峰时效处理后合金屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为 182 MPa、267 MPa 和 6.5%。

参考文献 References

- [1] Ma Minglong(马鸣龙), Zhang Kui(张奎), Li Yongjun(李永军) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 185
- [2] Zhang M Q, Feng Y, Zhang J H et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2019, 35: 2365
- [3] Wang Yujiao(王玉娇), Jiang Haitao(江海涛), Liu Chaomin(柳超敏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1650
- [4] Wang B J, Xu D K, Wang S D et al. *Frontiers of Mechanical Engineering*[J], 2019, 14: 113
- [5] Zhang J H, Liu S J, Wu R Z et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6: 277
- [6] Jiang H S, Zheng M Y, Qiao X G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684(27): 158
- [7] Wang Q, Gao J C, Wang Y et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*[J], 2008, 29(4): 65
- [8] Wang Y, Li F, Li X W et al. *JOM*[J], 2020, 72(7): 2578
- [9] Qian M, Hildebrand Z C G, Stjohn D H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(10): 2470
- [10] Qian M, Zheng L, Graham D et al. *Journal of Light Metals*[J], 2001, 1(3): 157
- [11] Qiu D, Zhang M X. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 586: 39
- [12] Qiu D, Zhang M X, Taylor J A et al. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(10): 3052
- [13] Dai J C, Easton M A, Zhu S M et al. *Journal of Materials Research*[J], 2012, 27(21): 2790
- [14] Dai J C, Zhu S M, Easton M A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 576(4): 298
- [15] Wang C L, Dai J C, Liu W C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 620: 172
- [16] Jiang Z T, Jiang B, Zeng Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 645(1): 57
- [17] Liu D, Song J F, Jiang B et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 737: 263
- [18] Wang L, Feng Y C, Wang L P et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2018, 27(5): 1
- [19] Apps P J, Karimzadeh H, King J F et al. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(8): 1023
- [20] Nie J F. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(11): 3891
- [21] Fu W, Wang R H, Xue H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 747: 197
- [22] Zheng X W, Wang L D, Wang J L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 515(1-2): 98
- [23] Wang L, Guo E J, Jiang W Y et al. *Philosophical Magazine*[J], 2019, 27(5): 2099
- [24] Ning Z L, Yi J Y, Qian M et al. *Materials and Design*[J], 2014, 60: 218
- [25] Cao G H, Zhang D T, Luo X C et al. *Journal of Materials Science*[J], 2016, 51(16): 7571
- [26] Cao G H, Zhang D T, Zhang W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 636: 12
- [27] Barucca G, Ferragut R, Fiori F et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 4151
- [28] Nie J F, Muddle B C. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(8): 169
- [29] He S M, Zeng X Q, Peng L M et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 427(1-2): 316
- [30] Chen P, Li D, Yi J X et al. *Solid State Sciences*[J], 2009, 11: 2156
- [31] Issa A, Saal J E, Wolverton C. *Acta Materialia*[J], 2015, 83: 75
- [32] Nishijima M, Yubuta K, Hiraga K. *Materials Transactions*[J], 2007, 48: 84
- [33] Xu L, Liu C M, Wan Y C et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 558: 1
- [34] Li H Z, Lv F, Liang X P et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667(14): 409

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-4Y-3Nd-1.5Al Alloy

Feng Yicheng, Wang Lei, Fu Yuanke, Zhao Sicong, Wang Liping, Guo Erjun

(School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy with different heat treatment conditions were carried out by microstructural analysis and mechanical property testing. The results show that there are Mg_5RE , $Mg_{24}RE_5$ and Al_2RE intermetallic phases in as-cast Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy and the Mg_5RE and $Mg_{24}RE_5$ phases dissolve into α -Mg matrix and Al_2RE phases is stable in solid-solution treated Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy. The Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy has an obvious aging hardening effect and the mechanical property can be improved obviously by solution+aging treatment. The yield strength, ultimate tensile strength and elongation of Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy after solution (525 °C/6 h+550 °C/12 h)+peak aging (225 °C/10 h) are 182 MPa, 267 MPa and 6.5%, respectively. The high density and fine precipitation β'' and β' are responsible for the excellent mechanical properties of heat treated Mg-4Y-3Nd-1.5Al alloy.

Key words: magnesium alloy; heat treatment; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Wang Lei, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, P. R. China, Tel: 0085-451-86392518, E-mail: wangxiaolei2005@126.com