

稀土 Nd 对 AZ31 变形镁合金组织与性能的影响

李德君¹, 任凤章^{1,2}, 刘 平³, 赵士阳¹, 田保红¹, 马战红¹

- (1. 河南科技大学 材料科学与工程学院, 洛阳 471003;
2. 河南省有色金属材料科学与工程重点实验室, 洛阳 471003;
3. 上海理工大学 机械工程学院, 上海 200093)

摘 要: 研究在 AZ31B 变形镁合金中添加稀土 Nd 对 AZ31B 合金铸态和热轧退火态性能及组织的影响。结果表明: 在 AZ31B 变形镁合金中添加 Nd 后, 合金的铸态和热轧退火态的室温抗拉强度和伸长率均降低; 加入的 Nd 与 Al 形成 Al_2Nd 相, Nd 还可以与 Al 和 Mn 形成 Al-Nd-Mn 化合物, 剩余的 Al 还可以和 Mg 形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 相。含 Al 和 Mn 的金属间化合物削弱元素 Al、Mn 对镁合金的晶粒细化作用导致晶粒粗大, 进而降低铸态 AZ31B 合金性能; 热稳定性好的粗大第二相的出现也是导致合金铸态性能降低的原因, 增大变形量使第二相得到充分破碎, 会使板材力学性能得到改善。

关键词: 变形镁合金; AZ31 镁合金; 稀土; 第二相

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effect of rare earth Nd on microstructure and mechanical properties of AZ31B wrought magnesium alloy

LI De-jun¹, REN Feng-zhang^{1,2}, LIU Ping³, ZHAO Shi-yang¹, TIAN Bao-hong¹, MA Zhan-hong¹

- (1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, China;
2. Henan Key Laboratory of Advanced Non-ferrous Metals, Luoyang 471003, China;
3. College of Mechanical Engineering, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

Abstract: The effects of rare earth Nd on the microstructures and mechanical properties of as-cast and hot-rolled AZ31B wrought magnesium alloy were investigated. The results show that the mechanical properties of both as-cast and hot-rolled AZ31B alloys at room temperature decrease due to rare earth Nd addition. When rare earth Nd is added into AZ31B alloy, the Nd reacts with Al element to form Al_2Nd phase, the Nd may also reacts with Mn and Al to form Al-Nd-Mn intermetallics compounds, the residual Al reacts with Mg to form $Mg_{17}Al_{12}$ phase. The intermetallics compound containing Al and Mn weakens the grain refinement effect of Al and Mn on AZ31B alloy and results in the declining of mechanical properties of as-cast AZ31B alloy. The thermostable and bulky second phase is another main reason for the declining the mechanical properties of as-cast AZ31B alloy. The bulky second phase is the main reason to result in the declining of mechanical properties of hot-rolled sheet of AZ31B alloy. The mechanical properties of hot-rolled sheet of AZ31B-0.8Nd alloy can be improved through increasing the strain of hot rolling because the second phase are adequately refined by large deformation.

Key words: wrought magnesium alloy; AZ31 Mg alloy; rare earth; second phase

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50771042); 河南省重点攻关资助项目(092102210012); 河南省科技创新人才计划资助项目(104100510005); 河南省高校科技创新人才支持计划资助项目(2009HASTIT023)

收稿日期: 2009-08-25; **修订日期:** 2010-05-25

通信作者: 任凤章, 教授, 博士; 电话: 0379-64229405; E-mail: lyrenfz@163.com

稀土元素常被添加到镁合金中提高合金的性能^[1]。LIU 等^[2]研究发现 AM60 合金中添加 Ce 和 La 提高合金的耐蚀性。BAYANI 等^[3]发现稀土可以提高 AZ91 合金的热疲劳性能。PETTERSEN 等^[4]在 Mg-4%Al 镁合金中添加混合稀土, 发现稀土元素在 α -Mg 基体上形成热稳定性好的 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 相, 从而提高该合金的高温性能。WANG 等^[5]在 AZ91 镁合金中添加稀土, 同样也发现由于 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 相的沉淀析出导致材料高温性能的提高。此外, MASAKI^[6]研究表明稀土的添加可以改善镁合金的流动性和强度。

AZ31 变形镁合金是目前使用最为广泛的变形镁合金, 但是由于镁的密排六方结构导致室温下镁及其合金的塑性变形能力比面心立方和体心立方金属要差, 同时 AZ31 镁合金的合金含量较 AZ91 这些铸造镁合金要低很多, 难以产生明显的固溶强化而获得高的强度, 因而限制了 AZ31 变形镁合金在工业上更广泛的应用^[7-8]。

近年来, 通过添加稀土元素来提高 AZ31 镁合金的性能的研究受到人们广泛关注。LI 等^[9]向 AZ31B 变形镁合金中添加 0.6%(质量分数)的稀土 Nd, 发现 Nd 可以细化 AZ31 合金的铸态组织, 显著提高 AZ31 合金的铸态性能, AZ31 合金的铸态抗拉强度由 135MPa 增加到 245MPa, 伸长率由 3%增加到 9%。余琨等^[10]在 AZ31 变形镁合金中分别添加 0.8%的稀土 Ce 和 0.8%的稀土 Nd, 发现由于稀土元素的添加形成大量的 Al_4Ce 、 Mg_{12}Ce 和 Mg_{12}Nd 稀土第二相, 这些第二相分布在 α -Mg 的晶界上, 具有很好的强化作用, 因而使得添加 Ce 或 Nd 的 AZ31 合金的强度明显优于未添加稀土元素 AZ31 合金的, AZ31 热轧板材的抗拉强度由于 Ce 的添加由 270 MPa 提高到 298 MPa, 添加稀土 Nd 的 AZ31 合金抗拉强度可以达到 303 MPa。但是, 郑伟超等^[11]在研究混合稀土(富铈混合稀土, 主要有稀土 Ce、La、Nd)对 AZ31B 变形镁合金组织和力学性能影响时却发现, 稀土的添加导致 AZ31B 性能的降低和组织的粗大。潘复生等^[12]在研究稀土 Ce 对 AZ31 镁合金铸态组织影响时也发现了晶粒粗化的问题。PETTERSEN 等^[4]研究发现稀土的添加可以使得 AZ 系合金的高温性能得到改善, 但是由于 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 沿晶界析出降低了合金的塑性。非常明显, 稀土对 AZ31 变形镁合金性能的影响作用存在不同的观点。

鉴于稀土对 AZ31 镁合金性能影响作用方面存在不同观点, 为了更好地阐明稀土对 AZ31 变形镁合金组织和性能的影响, 本文作者以 AZ31B 变形镁合金为研究对象, 向其添加稀土 Nd, 研究稀土 Nd 对 AZ31B 合金铸态和热轧退火态力学性能的影响, 并初步探讨

Nd 对其组织的影响。

1 实验

在普通商用 AZ31B 变形镁合金(合金成分见表 1)中分别添加 0%、0.4%、0.8%和 1.2%的稀土 Nd, 稀土 Nd 以 Mg-Nd 中间合金的形式加入。合金在自制的井式电阻炉中采用熔剂保护熔炼, 熔炼温度约 750 ℃。精炼处理后, 加入中间合金搅拌 5 min, 静置约 30 min 待合金液温度降至 720 ℃浇铸, 浇铸成 $d65\text{ mm}$ 的铸锭, 铸模为金属模。

表 1 实验用 AZ31B 镁合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of used AZ31B magnesium alloys (mass fraction, %)

Ca	Al	Zn	Mn	Fe	Ni
<0.01	3.26	1.12	0.50	<0.01	<0.01
Cu	Si	Pb	Sn	Mg	
<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	Bal.	

铸锭经 420 ℃, 12 h 均匀化退火, 从铸锭上切割 $d10\text{ mm}$ 的圆棒试样(每个铸锭上沿直径方向切取 5 根试样)加工成如图 1 所示的铸态拉伸试样。切割 $120\text{ mm}\times50\text{ mm}\times10\text{ mm}$ 的板状试样, 板状试样在箱式电阻炉中加热到 400 ℃保温 20 min 后开轧(轧制在自制的实验室用双辊轧机上进行), 然后进行多道次轧制。第一道次的压下量大于 4 mm, 之后各道次的压下量约为 1 mm, 当板材的温度降到 320 ℃以下必须重新加热防止板材因轧制温度过低而发生开裂, 重新加热使温度升至 400 ℃并保温 3 min, 最终轧制成厚度分别为 4 mm 和 2 mm 的薄板, 轧制完成试样空冷到室温。热轧板材经 250 ℃, 30 min 退火处理, 处理后的板材经线切割得到如图 2 的板状拉伸试样(试样厚度为轧制板厚度)。每种拉伸试样均取 5 根, 性能取 5 根试样的平均值。金相试样经机械抛光、苦味酸溶液浸

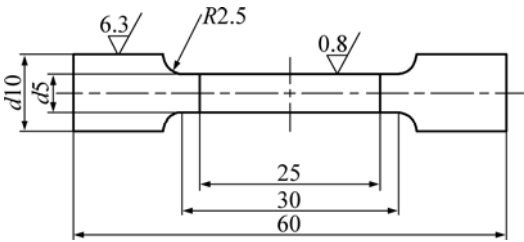


图 1 圆柱形拉伸试验试样示意图
Fig.1 Schematic diagram of cylindrical tensile specimen(mm)

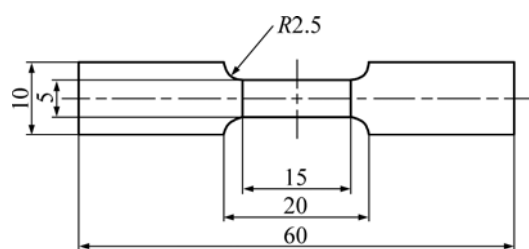


图2 板状拉伸试样的示意图

Fig.2 Schematic diagram of plate tensile specimen(mm)

蚀后对其微观组织进行光镜(日本奥林巴斯 PMG-3)和 SEM 分析(日本电子 JSM-5610LV 扫描电镜)。为了确定合金中的相组成对试样进行 XRD 分析(德国布鲁克 D8A X 射线衍射仪),并对合金中的第二相化学组成进行能谱分析(美国 EDAX 能谱分析仪)。

2 结果与讨论

2.1 Nd 对 AZ31B 铸态组织与性能的影响

添加 0%、0.4%、0.8%和 1.2%(质量分数)稀土 Nd 的 AZ31B 镁合金铸锭经 420 °C, 12 h 均匀化退火后的力学性能如图 3 所示。从图 3 上可看出,随着 Nd 含

量的增加, AZ31B-Nd 镁合金的抗拉强度和伸长率显著降低。图 4 所示为不同 Nd 含量的 AZ31B-Nd 合金铸态组织。由图 4 可以看出,随着 Nd 含量的增加, AZ31B-Nd 合金铸态组织发生粗化,这和郑伟超等^[11]及潘复生等^[12]研究的结果一致。

2.2 Nd 对 AZ31B 热轧板力学性能和组织的影响

表 2 所列为 AZ31B 和 AZ31B-0.8Nd 镁合金经不

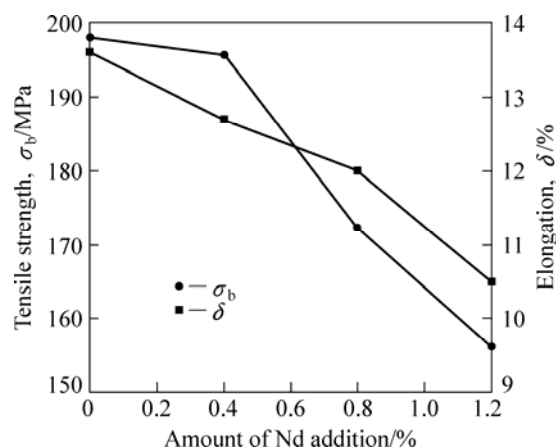


图3 稀土 Nd 添加量对 AZ31B 合金室温力学性能的影响

Fig.3 Effects of Nd addition on mechanical properties of AZ31B alloy at room temperature

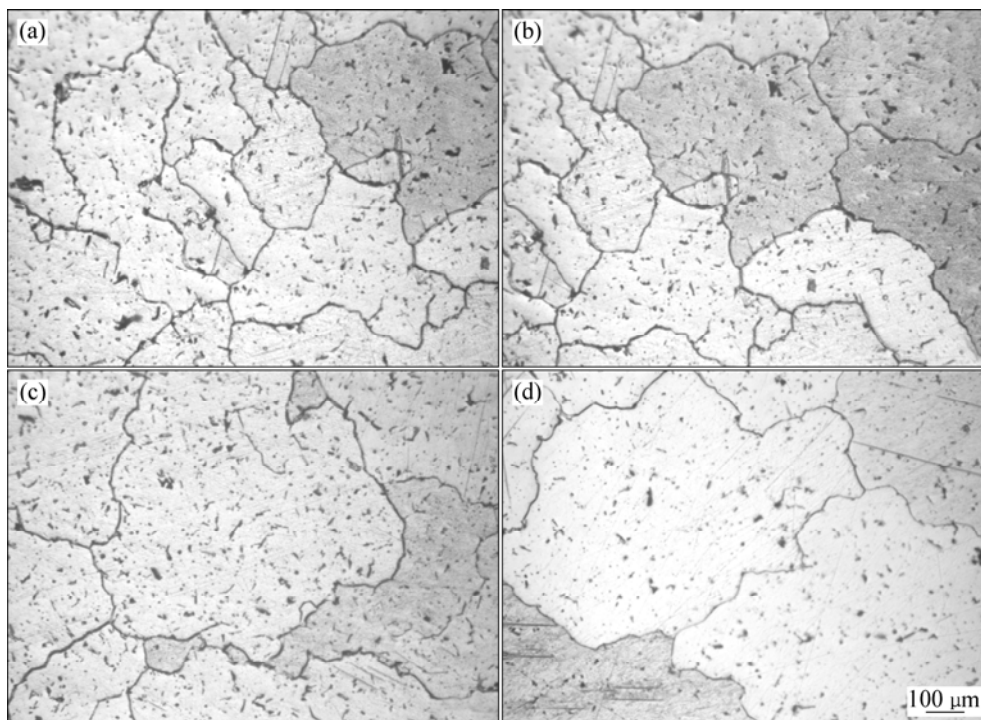


图4 添加 Nd 前、后铸态 AZ31B 镁合金的显微组织

Fig.4 As-cast microstructures of AZ31B magnesium alloy before and after adding Nb: (a) $w(\text{Nd})=0$; (b) $w(\text{Nd})=0.4\%$; (c) $w(\text{Nd})=0.8\%$; (d) $w(\text{Nd})=1.2\%$

表 2 不同变形率时 AZ31B-Nd 热轧板的力学性能

Table 2 Mechanical properties of AZ31B -0.8Nd alloy hot rolled plate with different deformation rates

Deformation rate/%	Tensile strength/MPa		Elongation / %	
	AZ31B	AZ31B-0.8Nd	AZ31B	AZ31B-0.8Nd
60	274	256	18.26	15.33
80	278	274	27.60	25.43

同变形率轧制后的力学性能。在工程变形率(总压下量与原始厚度比值)为 60%, 即终轧厚度为 4 mm 时(原始厚度 10 mm), AZ31B-0.8Nd 热轧退火板材的抗拉强度仅为 256 MPa, 而与之对应变形率的 AZ31B 板材的强度为 274 MPa, 伸长率 AZ31B 也明显高于 AZ31-0.8Nd。当工程变形率达到 80%, 即终轧厚度为 2 mm 时, AZ31B 合金的抗拉强度为 278 MPa, 伸长率为 27.60%; AZ31B-0.8Nd 合金的抗拉强度 274 MPa, 伸长率为 25.43%。可以看出, 随着变形量的增加, 两种合金的性能将接近, 但 AZ31B 合金的性能仍优于 AZ31B-0.8Nd 合金的。

图 5 所示为 AZ31B-0.8Nd 合金在工程变形率为 60%和 80%热轧板退火组织。由图 5 可看出, 合金在较小的变形率下, 粗大的第二相沿着平行于轧制方向分布(见如图 5(a)); 这些粗大的第二相对板材的力学性能会产生不良的影响。合金在较大变形率下, 粗大的第二相在轧制过程被破碎, 形成了较为细小颗粒状的第二相, 并沿着平行于轧制方向分布在 α -Mg 基体之上(见图 5(b))。这些细小的颗粒状的第二相在合金变形过程中对基体的割裂作用较粗大的析出相要小得多。随着变形率的增加, 合金的再结晶晶粒发生明显细化, 变形率的增加使第二相破碎细化, 但是, 由于第二相较少, 尺寸较大, 分布也不够弥散, 对再结晶晶粒长大的阻碍作用较弱, 因此热轧退火态的 AZ31B 与 AZ31B-0.8Nd 的晶粒大小主要决定于变形程度, 变形率越大, 再结晶后的晶粒越细。图 6 所示为工程变形率为 80%时 AZ31B 与 AZ31B-0.8Nd 热轧退火态的显微组织。由图 6 可看出, 两种合金晶粒大小无明显的差别, 晶粒直径约为 10~15 μm 。所以, AZ31B-0.8Nd 合金的强度随着轧制变形率的增加, 主要是由于轧制过程中的晶粒细化的结果。应当指出, 即使在变形率为 80%时, 第二相仍然不具备弥散强化和显著阻碍再结晶晶粒长大的作用, 这里的第二相细化只是将第二相对合金性能的不良影响降低。研究表明, 第二相的尺寸小于 0.1 μm , 并且弥散分布于基体中才能起到钉扎位错和晶界的作用。当工程变形量达到 80%时, AZ31B-0.8Nd 合金的抗拉强度和伸长率分别达到 274

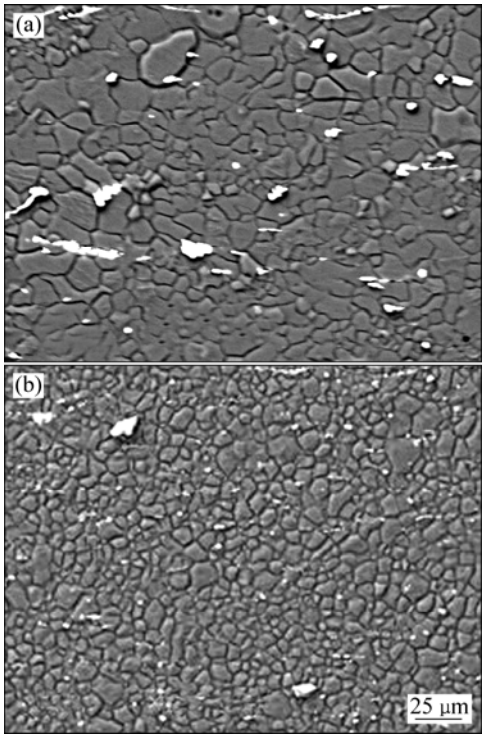


图 5 AZ31B-0.8Nd 经不同变形率轧制退火态的显微组织
Fig.5 Annealed microstructures of AZ31B-0.8Nd alloy with different deformation rates: (a) 60%; (b) 80%

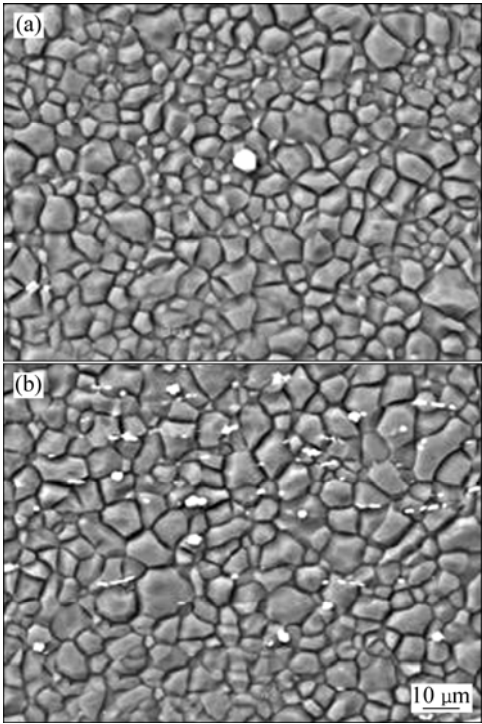


图 6 AZ31B 和 AZ31B-0.8Nd 合金在工程变形率为 80%时热轧退火态的显微组织
Fig.6 Annealing microstructures of AZ31B and AZ31B-0.8Nd alloys with engineering strain of 80%: (a) AZ31B; (b) AZ31B-0.8Nd

MPa 和 25.43%，与同样变形率的 AZ31B 合金的力学性能相当。余琨等^[10]在研究含稀土 Ce 和 Nd 的 AZ31 镁合金热轧变形时就发现，第二相破碎程度的提高有利于合金强度的提高。

2.3 Nd 对 AZ31B 第二相的影响

2.3.1 含 Nd 的 AZ31B 合金第二相

结合 Mg-Al 二元相图^[13](见图 7)可知，AZ31B 合金的组织由 α -Mg 和 $Mg_{17}Al_{12}$ 相组成，在共晶温度时，Al 在 Mg 中的最大固溶度为 13%。平衡凝固时，AZ31 合金不会发生共晶反应。但由于非平衡凝固时离异共晶反应的发生，共晶 $Mg_{17}Al_{12}$ 相出现在 AZ31 合金中。研究发现，当合金中的 Al 含量仅为 2% 时，在非平衡凝固条件下(铸造时的凝固通常都是非平衡的)就会出现共晶组织^[13]。离异共晶产生的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相在热力学上是不稳定的，并且对材料的性能有害，可以通过扩散退火加以消除。 $Mg_{17}Al_{12}$ 相在扩散退火时将发生球化，这会使材料的伸长率得到一定的提高^[13]。图 8 所示为 AZ31B 和 AZ31B-0.8Nd 经 420 °C，12 h 均匀化退火后的第二相形貌。由如图 8(a)可看出，经过均匀化退火后 AZ31B 合金的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相发生球化。球化的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相对基体的割裂作用降低，提高合金的力学性能，尤其有利于提高材料的塑性。

DAHLE 等^[13]在研究 Mg-Al 合金铸态组织时发现，少量的合金元素的添加，例如 RE、Zn、Mn 和 Si 等元素，对 Mg-Al 合金主要相的形核不产生影响，这些元素通常偏聚于第二相。MASAKI 等^[6]在研究添加稀土 Nd 的 AZ 系合金铸态组织时发现，Nd 加入到 Mg-Al-Zn 系合金中会在液相中形成 Al_2Nd 颗粒， Al_2Nd 的熔点为 1 460 °C，它在合金整体还处于液态时就已经形成了，并在随后的凝固过程中被推到 α -Mg

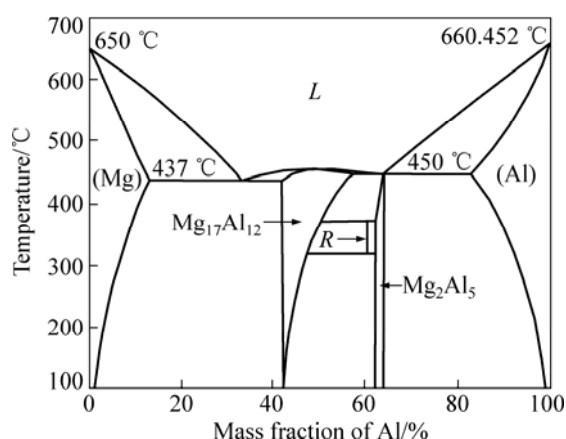


图 7 Mg-Al 二元合金相图^[13]

Fig.7 Mg-Al binary alloy phase diagram^[13]

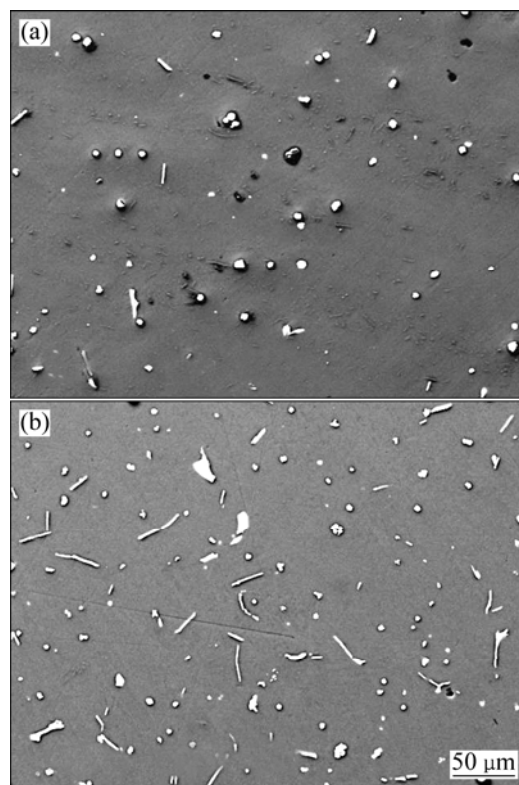


图 8 AZ31B 和 AZ31B-0.8Nd 经 420 °C、12 h 均匀化退火后的第二相形貌

Fig.8 Morphologies of second phases of AZ31B alloy and AZ31B-0.8Nd alloy after being annealed at 420 °C for 12 h: (a) AZ31B; (b) AZ31B-0.8Nd

枝晶间的液相区，在凝固过程中 Al_2Nd 相会逐渐长大粗化。郑伟超等^[11]研究表明，在含有 Al 的镁合金中添加稀土 Nd，Nd 会优先和 Al 形成金属间化合物。两种金属元素之间能否形成金属间化合物主要和这两种金属元素的电负性差值有关，差值越大越容易形成金属间化合物。Al 和 Nd 之间的电负性差值为 0.4，而 Mg 和 Nd 之间的电负性差值为 0.1，显然 Nd 加入后首先会和 Al 形成 Al-Nd 金属间化合物。由于 Al_2Nd 的熔点高，合金在液态时就开始形成，并且在随后的凝固过程中逐渐长大。随着合金温度降低，枝晶间的剩余液体发生共晶反应生成共晶化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ 或 $Mg_{12}Nd$ 。至于到底形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 还是 $Mg_{12}Nd$ ，则取决于 Nd 和 Al 的质量比。PETTERSEN 等^[4]研究发现，RE 与 Al 的质量比大于 1.4 时，所有的 Al 元素都会和 RE 结合生成 $Al_{11}RE_3$ 相，剩余的 RE 还会与 Mg 生成 $Mg_{12}RE$ 相。在本次实验中，AZ31B 合金中含有 3%Al、0.8%Nd(质量分数)，Nd 与 Al 的质量比远小于 1.4，所以，当合金中的稀土 Nd 全部被 Al 结合后，剩余的 Al 将会和 Mg 生成 $Mg_{17}Al_{12}$ 相。

含 Nd 的第二相热稳定高, 均匀化退火时不发生球化(见图 8(b)), 退火后的第二相仍为长棒状, 棒的长度约为 20~50 μm 。对添加 0.8% 稀土 Nd 的 AZ31B-0.8Nd 合金的第二相进行能谱分析, 发现第二相中含有 Mg、Mn、Al、Nd 和 Zn 元素(见图 9)。PETERSEN 等^[4]和郑伟超等^[11]在研究稀土对 Mg-Al 系合金第二相影响时, 发现了由 Al、RE、Mn 形成的三元金属间化合物 $\text{Al}_{10}\text{RE}_2\text{Mn}_7$ 相, 这和本次实验能谱分析第二相所含的合金元素的结果相吻合。但是, 在对 AZ31B-0.8Nd 合金进行 XRD 分析时, 只发现了 Al_2Nd 相, 并没有发现 Al-Nd-Mn 三种元素形成的金属间化合物(见图 10)。这可能和本次实验所用的 AZ31B 镁合金的含锰量偏低有关(含 0.5%Mn), 形成的含锰金属间化合物量过少, XRD 实验检测不出。对第二相进行能谱分析, 的确发现了 Mn 元素的存在(见图 9), 若为进一步确定 Nd 和 Al、Mn 之间究竟形成何种金属间化合物还要采用 TEM 和 STEM 等显微分析手段进一步研究。

在第二相能谱分析中 Zn 元素也被检测到, 但在 XRD 分析时却没有含 Zn 相的出现。张诗昌等^[14]的研究表明, Zn 原子在 AZ31 合金中主要是以固溶形式存在于基体和金属间化合物中, 不形成新的物相, 并且

Zn 的存在可以提高 Al 在 $\alpha\text{-Mg}$ 中的固溶度。因此, 可以推断 AZ31B-0.8Nd 合金形成了多种金属间化合物, AZ31B-0.8Nd 合金的第二相是 Al_2Nd 、Al-Nd-Mn 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 等金属间化合物的混合物, 并且合金元素 Zn 可以以固溶原子形式存在。

2.3.2 第二相对 AZ31B 性能的影响机理

Al 元素可以细化 Mg 的晶粒^[6, 11]。CAO 等^[15]研究发现, Mn 的加入也可以细化 Mg 合金的晶粒。前面的研究表明, 由于 Nd 和 Al、Mn 形成了稳定的金属间化合物, 使得 Al 和 Mn 对镁合金的晶粒细化作用散失, 同时, Al_2Nd 属于正方晶体结构, 难作为密排六方结构的 Mg 凝固时的形核核心而起到细化晶粒的作用^[4]。这就解释了在本次实验条件下添加 Nd 会引起 AZ31B-Nd 组织粗化的原因。同时, 粗大的稀土金属间化合物不能像 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 那样通过热处理消除, 粗大棒状第二相会恶化合金的力学性能。晶粒的粗化和粗大第二相的共同作用导致合金铸态性能的降低。

过大的热轧变形会使粗大的第二相发生破碎, 弱化第二相颗粒在变形时对基体的割裂作用, 同时热轧变形还细化 $\alpha\text{-Mg}$ 基体的晶粒, 提高合金的性能。这一现象从侧面证明第二相对 AZ31B 合金的力学性能有着重要的影响。

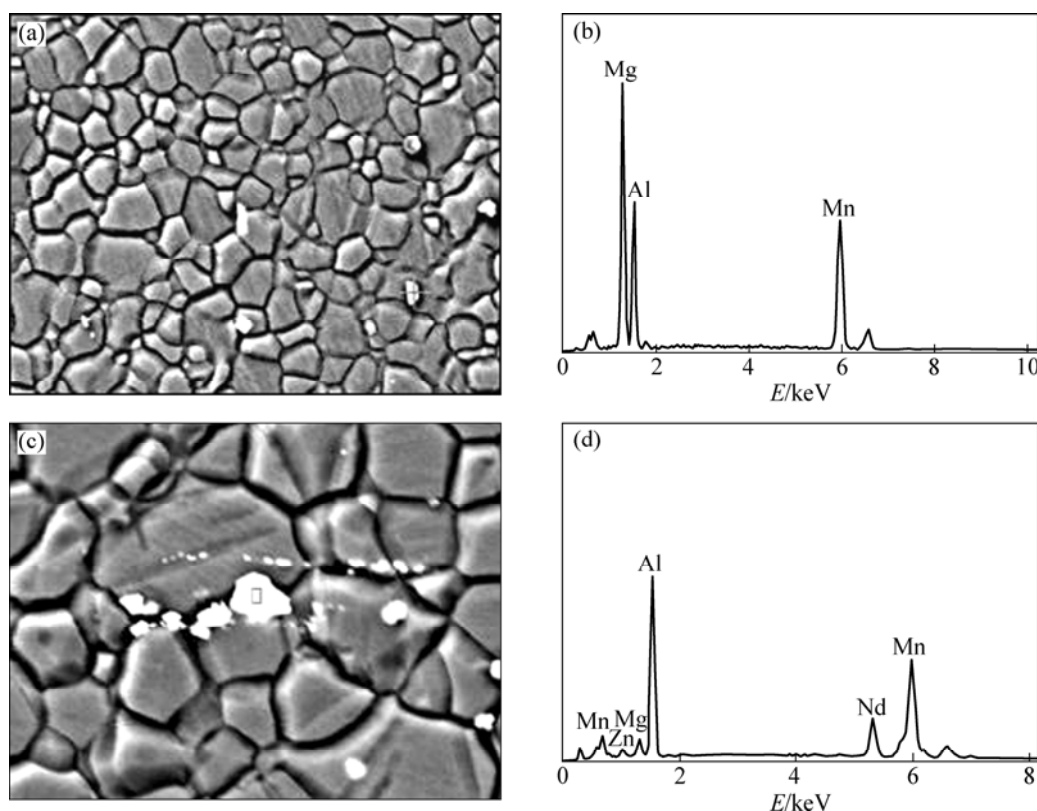


图9 析出相的 SEM 像及能谱分析

Fig.9 SEM images and EDAX analysis of second phase: (a), (b) AZ31B; (c), (d) AZ31B-0.8Nd

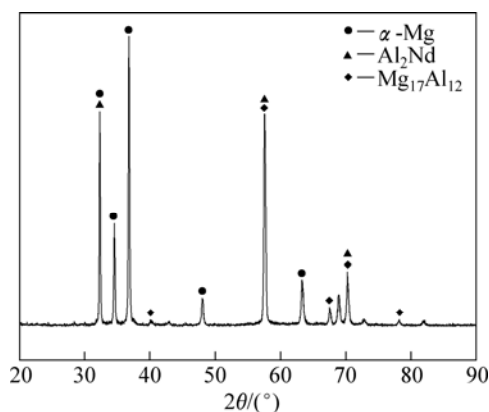


图 10 AZ31B-0.8Nd 镁合金的 XRD 谱

Fig.10 XRD pattern of AZ31B-0.8Nd magnesium alloy

3 结论

1) 将稀土 Nd 添加到 AZ31B 变形镁合金中后, 含 Nd 粗大第二相的形成弱化 Al 和 Mn 对镁合金晶粒细化的作用而导致合金铸态组织的粗化, 晶粒的粗化和粗大第二相的共同作用导致合金铸态性能的降低。

2) AZ31B 变形镁合金中添加稀土 Nd 会引起 AZ31B 合金热轧板材力学性能的降低, 增大热轧变形量可以使得粗大第二相充分破碎并细化 α -Mg 基体组织, 使得合金性能得到改善, 但其性能仍然低于 AZ31B 合金的。

3) 稀土 Nd 的添加会优先与合金中的 Al 形成高熔点的金属间化合物 Al_2Nd , 并有可能形成 Al-Nd-Mn 三元金属间化合物, 同时会有 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 形成。

REFERENCES

- [1] 张景怀, 唐定骧, 张洪杰, 王立民, 王 军, 孟 键. 稀土元素在镁合金中的作用[J]. 稀有金属, 2008, 32(5): 659-667.
ZHANG Jing-huai, TANG Ding-xiang, ZHANG Hong-jie, WANG Li-min, WANG Jun, MENG Jian. Effect and application of rare earth element in magnesium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(5): 659-668.
- [2] LIU W J, CAO F H, CHANG L R, ZHANG Z, ZHANG J Q. Effect of rare earth element Ce and La on corrosion behavior of AM60 magnesium alloy[J]. Corrosion Science, 2009, 51(6): 1334-1343.
- [3] BAYANI H, SAEBNOORI E. Effect of rare earth elements addition on thermal fatigue behaviors of AZ91 magnesium alloy[J]. Journal of Rare Earth, 2009, 27(2): 255-258.
- [4] PETTERSON G, WESTENGEN H, HOIER R, LOHNE O. Microstructure of a pressure die cast magnesium-4wt% aluminium alloy modified with rare earth additions[J]. Materials

- Science and Engineering A, 1996, 207: 115-120.
- [5] WANG Q D, LU Y Z, ZENG X Q, DING W J, ZHU Y P. Effects of RE on microstructure and properties of AZ91magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2000, 10(2): 235-237.
- [6] MASAKI S. Microstructure development of sand-cast AZ-type magnesium alloys modified by simultaneous addition of calcium and neodymium[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 460(1/2): 619-626.
- [7] KIM H K, KIM W J. Microstructure instability and strength of an AZ31 Mg alloy after severe plastic deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 385(1/2): 300-308.
- [8] TAN J C, TAN M J. Superplasticity in a rolled Mg-3Al-1Zn alloy by two-stage deformation method[J]. Scripta Materialia, 2002, 47(2): 101-106.
- [9] LI M Z, FAN J P, ZHANG J Y, LIU X G, XU B S. Effect of neodymium on as-cast microstructure and mechanical properties of AZ31wrought alloy[J]. Journal of Rare earths, 2007, 25(Supple): 188-193.
- [10] 余 琨, 黎文献, 王日初. Mg-Al-Zn(RE)镁合金轧制变形行为及强化机制[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(11): 1748-1752.
YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu. Rolling deformation and strengthening mechanism of Mg-Al-Zn(RE) magnesium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(11): 1748-1752.
- [11] 郑伟超, 李双寿, 汤 彬, 曾大本. 稀土对 AZ31B 变形镁合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(2): 197-204.
ZHENG Wei-chao, LI Shuang-shou, TANG Bin, ZENG Da-ben. Effect of rare earth on microstructure and mechanical properties of AZ31B wrought magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(2): 197-204.
- [12] 潘复生, 彭家兴, 杨明波. 铈对 AZ31 镁合金铸态组织的影响[J]. 重庆大学学报, 2009, 32(4): 363-366.
PAN Fu-sheng, PENG Jia-xing, YANG Ming-bo. The effect of Ce addition on As-cast microstructures of AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Chongqing University, 2009, 32(4): 363-366.
- [13] ARNE K D, YOUNG C L, MARK D N, PAUL L S, DAVID H S. Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(1): 61-72.
- [14] 张诗昌, 段汉桥, 蔡启舟, 魏伯康, 林汉同, 陈渭臣. 主要合金元素对镁合金组织和性能的影响[J]. 铸造, 2001, 50(6): 310-314.
ZHANG Shi-chang, DUN Han-qiao, CAI Qi-zhou, WEI Bo-kang, LIN Han-tong, CHEN Wei-chen. Effects of the main alloying elements on microstructure and properties of magnesium alloys[J]. Foundry, 2001, 50(6): 310-314.
- [15] CAO P, QIAN M, STJOHN D H. Effect of manganese on grain refinement of Mg-Al based alloys[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(11): 1853-1858.

(编辑 李艳红)