

快速凝固对微量 Y 添加 Mg-4Al-2Zn 合金 显微组织、压缩性能及腐蚀行为影响

李其智, 余 晖, 王志峰, 王岳宸, 孟帅举, 肖海涛, 赵维民

(河北工业大学, 天津 300130)

摘 要: 通过常规铸造与快速凝固法成功制得 2 类 Mg-4Al-2Zn-xY(AZ42, $x=0.5, 1.0$, 质量分数, %) 镁合金, 并系统研究了快速凝固对微量 Y 添加后 AZ42 合金组织和性能的影响。结果表明, 快速凝固工艺与传统铸造相比可显著细化 AZ42 合金的微观组织并提高合金的力学性能和耐腐蚀特性。AZ42 合金加入 Y 元素后组织主要由 α -Mg 基体、 β -Mg₁₇Al₁₂ 相和 Al₂Y 相构成。此外, 微量 Y 添加可显著细化 AZ42 合金的组织并改善网状 β 相分布, 从而提高合金的力学与耐腐蚀性能; 其中, 当 Y 添加量为 0.5% 时可获得最佳综合性能。

关键词: 镁合金; 快速凝固; 微观组织; 力学性能; 腐蚀行为

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)03-1001-07

近年来, 为应对全球性能源危机和环境污染等问题, 具有轻质高强等优点的镁合金在交通运输及航空航天领域得到了越来越广泛的应用^[1,2]。截止目前, Mg-Al 合金系(如 AZ31、AZ91、AM60 等)因具有良好的室温力学性能、耐腐蚀性能及压铸性能, 已成为应用最为广泛的商用镁合金^[3]。但当其在高温条件下服役时, 常因沿晶界和枝晶间分布的易长大 β -Mg₁₇Al₁₂ 相而导致合金整体抗蠕变性能下降, 故 Mg-Al 系合金的使用温度一般不超过 125 °C^[4]。此外, 该系镁合金的耐腐蚀性能也较差, 当环境中含有水气或 Cl⁻ 时, 其化学反应更为剧烈^[5]。上述这些缺点都严重限制了其进一步应用, 因此如何提高其力学性能和耐腐蚀性能成为国内外材料研究者关注的热点。研究表明, 通过调控 Mg-Al-Zn 合金系中 Al/Zn 比^[6,7]或凝固速度^[8-10], 均可改善该系合金的组织 and 性能。

此外, 合金化是提高其性能另一种简单有效的途径。已有研究表明^[11,12], 在 Mg-Al 系合金中加入稀土元素(RE)可在抑制 β 相形成的同时引入新的热稳定相, 从而显著改善合金的高温力学性能。这其中应用最为广泛的是稀土元素 Y, 主要原因是 Y 和镁都是密排六方结构, 原子半径相近(0.182 nm), 同时 Y 在镁中固溶度较高(12.4%)。Wang^[2]等研究发现添加 Y 可大大提高铸态 AZ91D 镁合金的力学性能。王小强^[13]等对 AZ81 镁合金研究也表明, 随稀土元素 Y 含量的增加, 合金的屈服强度及抗拉强度均显著提高。此外,

王军^[14]等研究也指出, 稀土 Y 元素添加可显著细化 AZ80 合金的晶界第二相, 并生成块状 Al₂Y 相。与此同时, Luo^[15]等研究发现当元素 Y 添加量为 0.3% (质量分数) 时, AZ91 镁合金耐腐蚀性能最优。

上述研究虽为 Mg-Al-Zn 合金系添加适当 Y 元素提供了一定的实验基础和依据, 但同时考虑 Y 元素添加及凝固速度对该合金系组织和性能的研究尚未见相关报道, 故在本课题组前期研究的基础上, 以 Mg-4Al-2Zn (AZ42, 质量分数%) 合金为基础研究对象, 探讨了微合金化 Y 元素及不同凝固工艺条件对 AZ42 镁合金的微观组织、力学性能及耐蚀性能的影响, 研究结果可为该合金的应用奠定相关理论基础并提供数据支撑。

1 实 验

该实验选用纯度均大于 99.9% 的 Mg、Al、Zn 及 Mg-30%Y (质量分数%, 下同) 中间合金为原料, 分别采用重力铸造和快速凝固工艺制备了名义成分为 Mg-4Al-2Zn(AZ42, %)、Mg-4Al-2Zn-0.5Y(AZW420, %)、Mg-4Al-2Zn-1Y(AZW421, %) 6 组合金样品, 采用 ICP 分析得到合金实际成分为 Mg-4.12Al-2.05Zn、Mg-4.08Al-2.02Zn-0.53Y、Mg-4.06Al-2.02Zn-1.04Y, 与上述名义成分一致性较好。

合金常规熔炼利用不锈钢坩埚在井式电阻炉中进行, 并采用 SF₆+CO₂ 混合气氛保护。待原料充分熔解、

收稿日期: 2018-03-17

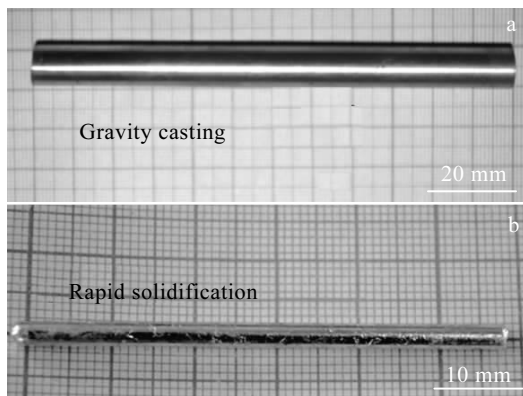
基金项目: 国家自然科学基金(51701060); 河北省自然科学基金优秀青年科学基金(E2016202130); 河北省教育厅高等学校科学研究计划项目(QN2015035); 河北工业大学优秀青年科技创新基金(2015002); 国家外专局高端外国专家项目(GDW20171300102)

作者简介: 李其智, 男, 1993 年生, 硕士生, 河北工业大学材料科学与工程学院, 天津 300130, E-mail: liqizhimail@163.com

搅拌后于 720 °C 静置 20 min, 再将熔体浇注到预热至 200 °C 的金属模具中, 获得尺寸为 $\Phi 30 \text{ mm} \times 270 \text{ mm}$ 合金铸锭, 后机加工成 $\Phi 10 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ 的试棒; 与此同时, 采用真空甩带机在高真空下通过铜模喷铸急冷制备尺寸为 $\Phi 3 \text{ mm} \times 60 \text{ mm}$ 的快速凝固镁合金试棒。普通铸造与快速凝固法制得的试棒外观及压缩试样尺寸如图 1a 所示。

微观组织分析试样从试棒心部切取, 经机械抛光后采用苦味酸腐蚀液(4.2 g 苦味酸+10 mL 醋酸+70 mL 乙醇+10 mL 蒸馏水)进行腐蚀。分别采用光学显微镜(OM: OLYMPUS BX53)和扫描电子显微镜(SEM: HITACHI S-4800)进行显微组织观察与 EDS 能谱分析。利用 SUNS-UTM5105X 型万能拉伸试验机对 2 种工艺条件下制备的 6 种合金进行室温压缩实验, 变形速度为 3 mm/min, 所对应的压缩试样分别为 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 、 $\Phi 3 \text{ mm} \times 4.5 \text{ mm}$ 的机加工圆柱试样, 尺寸如图 1c 所示。此外, 采用浸泡失重法和电化学极化曲线法测定合金的耐蚀性, 表征量为合金腐蚀速度和电流密度。其中重力铸造和快速凝固所对应的腐蚀样品尺寸分别为 $\Phi 10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 、 $\Phi 3 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 圆柱试样。腐蚀失重在 3.5% NaCl 溶液中进行, pH 值维持在 7~7.5, 实验温度为室温, 浸泡时间分别为 24、72 和 168 h。浸泡后用铬酸和硝酸银混合溶液(200 g/L $\text{CrO}_3 + 2 \text{ g/L AgNO}_3$)洗净表面腐蚀产物, 并用蒸馏水冲洗并吹干。利用 LK2005A 电化学工作站测定动电位极化曲线, 采用三电极测试体系(其中, 辅助电极为铂电极, 参比电极为饱和甘汞电极, 样品为工作电极), 电解质为 3.5% NaCl 溶液, 实验温度为室温, 以恒电位扫描法测定试样的极化曲线, 电位扫描范围为 -1.8 ~ 1 V, 扫描速率为 5 mV/s。不同成分及状态下的试样均进行 3 次试验, 以确保结果的一致性和可重复性。

2 结果与讨论



2.1 微观组织分析

图 2 为铸态合金的光学显微组织。由图 2a 可知, 未添加稀土元素 Y 时, 铸态 AZ42 镁合金的显微组织主要由粗大的 $\alpha\text{-Mg}$ 和沿枝晶分布的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相组成, 与常规 Mg-Al 系合金报道一致^[2]。AZ42 合金平均二次枝晶臂间距约为 60 μm , 当向其中加入 0.5%Y(质量分数)后(如图 2b 和 2c 所示), 合金组织明显细化, 平均二次枝晶臂间距减小至 30 μm 左右且多呈等轴状。稀土元素 Y 对合金组织的细化作用可通过晶粒生长限制理论加以解释^[16]。一方面, 元素 Y 加入后, 基于溶质再分配, 合金固液界面前沿液相生成成分过冷区, 可增强熔体内部的非均匀形核能力; 另一方面, 大量新晶粒的出现可抑制已形核晶粒的进一步生长。另外值得注意的是, 晶界上连续网状共晶相也逐渐转变为不连续且弥散分布状。然而, 添加 1%Y 元素后的显微组织与添加 0.5%的相比可见明显组织粗化, 且第二相组织有逐渐恢复连续网状分布的趋势, 其对应平均晶粒尺寸约为 40 μm , 如图 2d 所示。

为进一步验证第二相组成, 对常规铸造和快速凝固合金进行了 EDS 和 XRD 相关分析, 因结果类似, 本研究仅以铸造合金典型结果为例, 其中 4 个典型区域 SEM 照片及对应的 EDS 分析见图 3, 即 A($\alpha\text{-Mg}$)、B(晶界无析出带)、C 和 D(晶界处第二相)。不难发现, Y 添加前后合金 A 与 B 处的主成分均为 Mg, 同时掺杂着少量 Al、Zn、Y 元素。对 AZ42 合金 C 与 D 处、AZW420 及 AZW421 合金 D 处分析可知其 Mg 与 Al 原子比接近 17:12, 推测此沿晶界分布的第二相为 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相, 且其含量随 Y 添加量增加而减少。此外, 对 AZW420 及 AZW421 合金 C 处成分分析得到 Al 与 Y 原子比接近 2, 可推知此第二相为 Al_2Y 相, 且该相体积分随 Y 含量提高有增大趋势。图 4 给出的 XRD 结果也进一步验证了上述 EDS 分析结论。以上分析结果

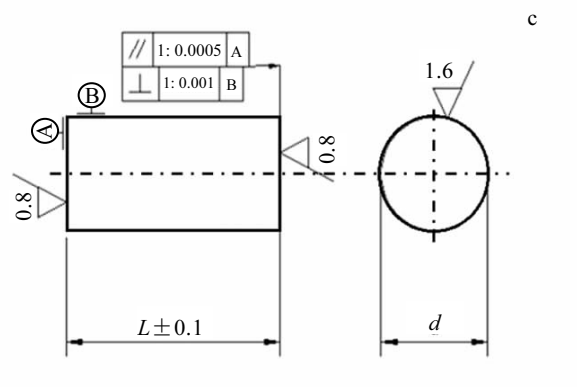


图 1 普通铸造与快速凝固法得到的试棒及压缩试样尺寸

Fig.1 As-cast (a) and rapid solidified (b) specimens and sample dimension for compressive test (c) ($L=1.5d$)

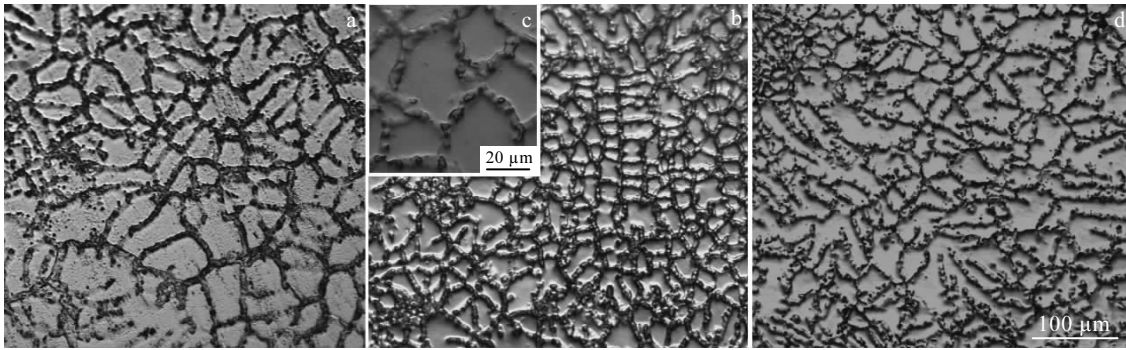
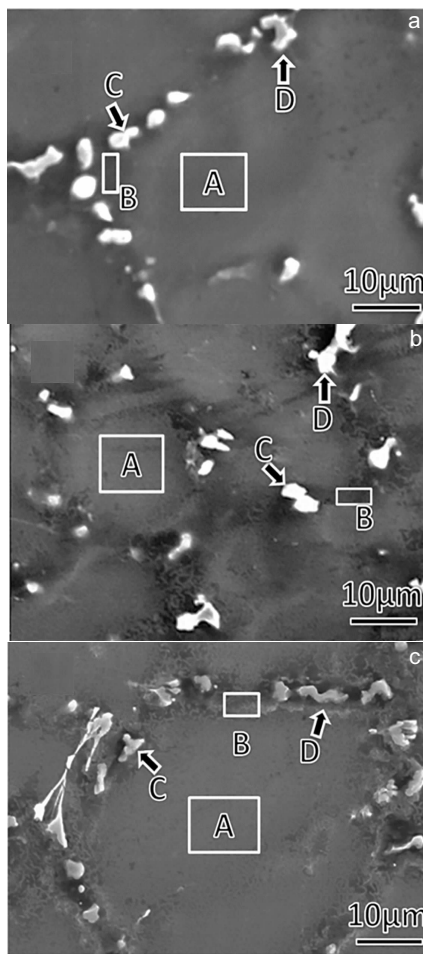


图 2 铸态合金光学显微组织

Fig.2 OM images of as-cast alloys: (a) AZ42, (b, c) AZW420, and (d) AZW421



Element	Zone A		Zone B		Point C		Point D	
	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%
Mg	96.58	96.91	93.33	93.95	49.96	58.82	53.56	60.26
Al	3.42	3.09	6.67	6.05	39.96	32.83	34.14	34.6
Zn	0.0	0.0	0.0	0.0	19.08	8.35	12.29	5.14

Element	Zone A		Zone B		Point C		Point D	
	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%
Mg	97.43	97.56	92.25	94.37	4.29	8.05	56.66	63.93
Al	2.50	2.27	5.00	4.61	35.17	59.45	29.96	30.46
Zn	0.47	0.18	2.61	0.99	7.78	5.43	13.38	5.61
Y	0.0	0.0	0.14	0.04	52.76	27.07	0.0	0.0

Element	Zone A		Zone B		Point C		Point D	
	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%
Mg	95.58	96.46	69.35	79.77	5.59	10.69	49.01	58.51
Al	3.66	3.32	11.78	12.20	34.33	59.17	30.05	32.32
Zn	0.0	0.0	18.43	7.89	3.78	2.69	19.9	8.83
Y	0.77	0.21	0.44	0.14	56.3	29.45	1.04	0.34

图 3 铸态AZ42、AZW420、AZW421合金SEM照片及对应EDS能谱分析结果

Fig.3 SEM images and the corresponding EDS analysis of as-cast AZ42 (a), AZW420 (b), AZW421 (c) magnesium alloys

与之前 Mg-Al-Zn-Y 合金系研究报道结果一致^[17,18]。一般而言，Al₂Y 相的稳定性要高于 Mg₁₇Al₁₂，因此 Y 添加有助于提高 Mg-Al-Zn 合金系的高温耐热性。

与此同时，还探索了快速凝固工艺对 AZ42、

AZW420、AZW421 合金组织的影响规律，其与常规铸造合金的显微组织对比如图 5 所示。由图可见，与快速凝固态组织相比，铸造合金显微组织较为粗大（图 5a、5b、5c），晶粒尺寸多在 20~60 μm 分布，且晶界处

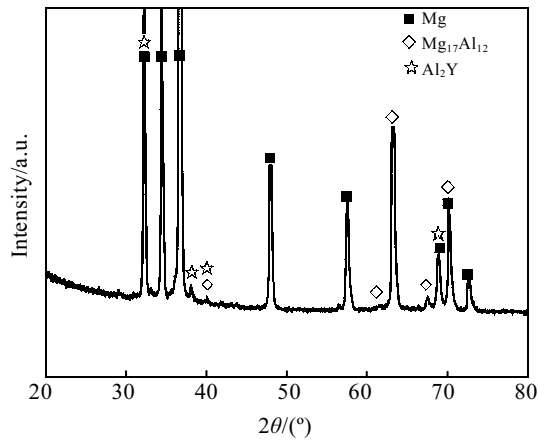


图 4 典型铸态 Mg-4Al-2Zn-0.5Y 合金 XRD 图谱
Fig.4 XRD pattern of as-cast Mg-4Al-2Zn-0.5Y alloys

可见连续分布网状 $Mg_{17}Al_{12}$ 相和 Al_2Y 颗粒相。这些第二相的存在一方面会与镁基体形成电偶腐蚀，降低材料耐蚀性^[5,11]；另一方面， $Mg_{17}Al_{12}$ 相因熔点较低(约 437 °C)，在高温下极易与基体发生原子交换，无法有效钉扎晶界，导致晶界滑动，进而降低材料的高温力学性能^[19]。与之相反，快速凝固镁合金的组织则非常细小(图 5d、5e、5f)，晶界宽度变薄，富集在晶界处的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相也已大部固溶进 α -Mg 基体，同时可见大量细小 Al_2Y 颗粒相分布。其中，溶质元素过饱和和固溶会进一步加剧晶格畸变，增强固溶体原子之间的结合力，从而提高材料的热稳定性，同时晶界相的消失也降低了材料发生电偶腐蚀的几率，使得材料耐蚀性得到明显改善^[20,21]。综上，同铸造合金相比，快速凝固工艺可获得更为细小的晶粒组织，同时极大地改善第二相分布，这些都会改善材料的力学与腐蚀性能。

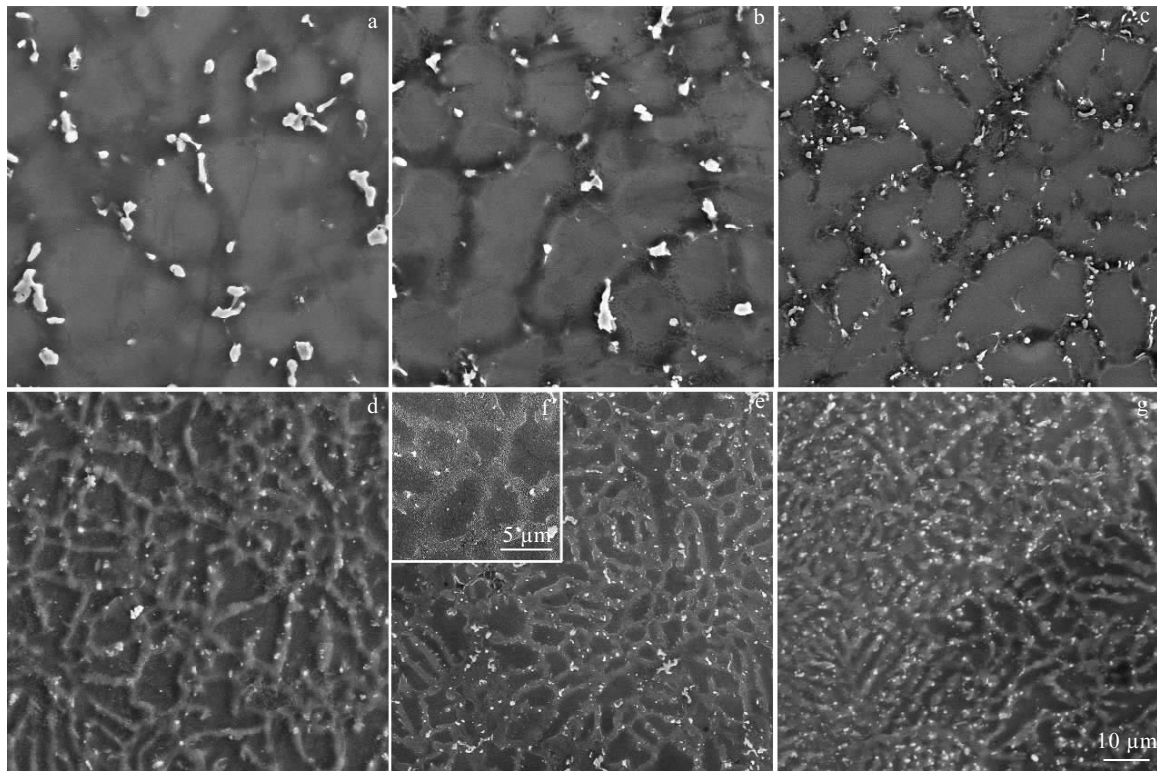


图 5 与快速凝固态 AZ42、AZW420、AZW421 合金 SEM 照片
Fig.5 SEM images of as-cast (a-c) and rapid solidified (d-g) magnesium alloys: (a, d) AZ42; (b, e, f) AZW420; (c, g) AZW421

2.2 力学性能影响

图 6 分别给出了铸态和快速凝固态 AZ42、AZW420、AZW421 合金的室温压缩应力-应变曲线。不难发现，不论凝固速度快慢，当稀土元素 Y 添加量为 0.5% 时，均具有最优的极限压缩强度(TCS)(铸态：366 MPa；快速凝固态：480 MPa)；当 Y 添加量

为 1% 时，抗压强度稍有降低，但仍高于未添加稀土 Y 元素的 AZ42 合金。此外，快速凝固工艺下合金的压缩屈服强度(CYS)均较常规铸造工艺明显提高。稀土 Y 元素添加及快速凝固工艺对合金强度的影响可从以下三方面进行解释：

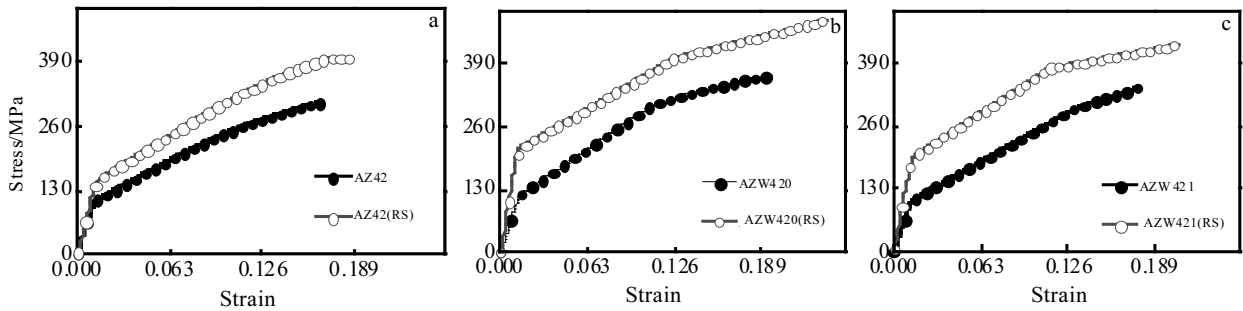


图6 铸态和快速凝固态镁合金AZ42、AZW420、AZW421压缩工程应力-应变曲线

Fig.6 Compressive engineering stress-strain curves of as-cast and rapidly solidified magnesium alloys: (a) AZ42, (b) AZW420, and (c) AZW421

(1) 细晶强化。根据 Hall-Petch 公式, $\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ 式中, σ 为合金材料的屈服强度, σ_0 为摩擦应力, k 为 Hall-Petch 系数, d 为晶粒尺寸。由 2.1 节组织分析可知, 当 AZ42 合金加入 0.5%Y 元素及采用快速凝固工艺后, 合金组织均发生明显细化, 说明因 Y 添加和快速凝固而产生的晶粒细化效果对提高 AZ42 合金力学性能有积极影响。

(2) 弥散强化。当稀土元素 Y 添加量为 0.5% 时, 颗粒状的 Al_2Y 相弥散分布于晶界处 (见图 2b 和图 5b), 其可阻碍变形过程中的位错运动, 进而提高合金的强度。

(3) 固溶强化。由上节能谱分析 (图 3) 结果可知, Al、Zn、Y 元素部分固溶于 α -Mg 基体; 与此同时, 快速凝固工艺可扩大合金元素在镁基体中的固溶极限, 这些都在一定程度上有助于提高合金的强度。

另一个值得注意的是, 随着 Y 元素的添加, 铸态及快速凝固态下的 AZ42 合金的断裂伸长率均有所提高, 这一方面归因于晶粒细化; 另一方面则是原始铸态第二相在晶界的网状分布状况由连续变为不连续态, 使得硬脆相对合金基体的割裂作用大为削弱, 进而提高了合金的韧性, 这亦与上节显微组织观察结果一致。

2.3 合金的腐蚀行为

图 7a 为铸态与快速凝固态镁合金腐蚀试样失重实验后的宏观腐蚀形貌。未添加稀土元素 Y 的 AZ42 合金试样表面可见多处严重腐蚀痕迹, 且已失去金属光泽; 当加入 0.5% 稀土元素 Y 后, 合金局部虽有腐蚀坑, 但较 AZ42 合金而言其腐蚀程度已大为减轻, 显示出较好的耐腐蚀性; 特别地, 当 Y 含量为 1% 时, 合金表现出优异的耐腐蚀性能, 表面几乎未见明显腐蚀坑, 试样表面局部依然呈现出金属光泽。

图 7b 给出了铸态及快速凝固态合金试样在 3.5%NaCl 溶液中的平均室温腐蚀速率。由图可知, 随着稀土元素 Y 含量的增加, 合金腐蚀速率明显降低, 特别是当稀土元素 Y 添加量为 0.5% 时, 其腐蚀速率已由 $17.1872 \text{ mm}\cdot\text{a}^{-1}$ (铸态)、 $7.8965 \text{ mm}\cdot\text{a}^{-1}$ (快速凝固态) 分别降至 $0.6768 \text{ mm}\cdot\text{a}^{-1}$ 、 $0.6101 \text{ mm}\cdot\text{a}^{-1}$; 但当 Y 含量进一步提升至 1% 时, 合金腐蚀速率未见明显差异。此外, 研究发现快速凝固态合金较常规铸态合金表现出更为优异的耐腐蚀特性, 尤其是针对未添加稀土元素 Y 的 AZ42 合金而言。

这些结果进一步表明, AZ42 镁合金的耐腐蚀性能随稀土 Y 元素添加量的增加和凝固速度提高而不断增强。具体原因可从下述两方面进行阐释:

(1) 第二相的改善。Song^[19]在研究不同 Al 含量镁合金在 5%NaCl 溶液中的腐蚀实验发现, 当镁合金中 Al 含量低于 9% 时, β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相可作为主要有效阴极而加速基体腐蚀, 但加入稀土元素 Y 后, Y 与 Al 反应生成较耐蚀 Al_2Y 稀土相, 侧面降低了 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相的产生, 从而减轻合金本身的电偶腐蚀; 另一方面, $Mg_{17}Al_{12}$ 相在晶界的网状分布与金属间化合物 Al_2Y 一起协同构成了合金腐蚀的屏障, 进一步降低了合金腐蚀速率。

(2) 净化作用。一般而言, 稀土元素 Y 可净化镁合金熔体, 即通过与 MgO 等非金属夹杂物及熔体中的氢反应, 使由析出相或杂质元素引起的电偶腐蚀作用削弱, 进而提高合金的耐腐蚀性能^[15]。此外, 结合前述快速凝固组织分析可知, 凝固速度的提高也可减少第二相并充分固溶元素, 达到与添加 Y 元素类似的效果, 而复合两者优势更能展现出优异的耐腐蚀特性。

图 8 为实验合金在 3.5% NaCl 溶液 (室温下) 中的极化曲线。由图可知, 不同 Y 含量的合金极化曲线

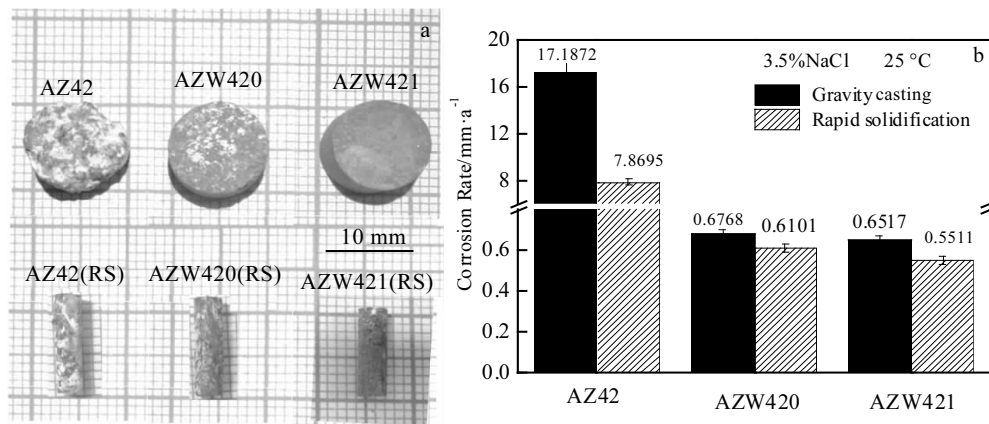


图 7 铸态与快速凝固态镁合金试样浸泡失重后外观及失重法测量铸态及快速凝固态合金在室温 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀速率
 Fig.7 Corrosion appearances (a) and average corrosion rate of as-cast and rapidly solidified magnesium alloy after immersion test in 3.5% NaCl solutions at room temperature (b)

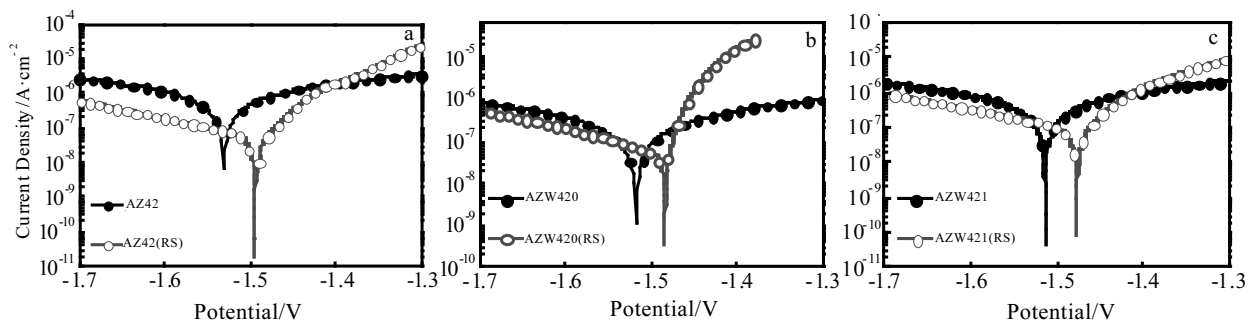


图 8 铸态和快速凝固镁合金 AZ42、AZW420、AZW421 在 3.5% NaCl 溶液室温条件下的极化曲线

Fig.8 Polarization curves of as-cast and rapidly solidified magnesium alloys in 3.5% NaCl solutions at room temperature: (a) AZ42, (b) AZW420, and (c) AZW421

阴极 Tafel 斜率差别不大, 表明元素 Y 的加入并未显著影响阴极反应。同时, 实验中未观察到金属钝化现象, 即 AZ42 镁合金一直处于阳极溶解, 溶解速度受活化极化控制, 这也是其耐腐蚀性差的主要原因。对相应极化曲线进行拟合发现, 随稀土元素 Y 含量增加, 合金极化曲线塔菲尔直线区斜率同步增加, 即合金的自腐蚀电流密度减小, 同时合金的自腐蚀电位增加, 具体数值如表 1 所示。

一般而言, 在特定溶液中, 材料自腐蚀电流密度越小或自腐蚀电位越正表明其越难腐蚀, 相反材料就越易腐蚀^[5]。由此可知, 在本实验范围内, 加入稀土元素 Y 可提高 AZ42 镁合金的耐腐蚀性能, 这与上述失重腐蚀实验结果相吻合。此外, 在快速凝固条件下, 合金的自腐蚀电位均要高于各自铸造合金的自腐蚀电位值, 表明快速凝固工艺在一定程度上也可以提高 AZ42 基镁合金的耐蚀性。

表 1 铸态和快速凝固镁合金的腐蚀电位(E_{corr})和腐蚀电流密度(I_{corr})值

Table 1 Corrosion potential (E_{corr}) and current density (I_{corr}) of as-cast and rapidly solidified Mg-Al-Zn-Y magnesium alloy in 3.5% NaCl solution at 25 °C

Alloys	E_{corr}/V		$I_{corr}/\times 10^{-7} A\cdot cm^{-2}$	
	Gravity casting	Solidification	Gravity casting	Rapid solidification
AZ42	1.532	1.495	2.660	0.934
AZW420	1.52	1.483	1.990	0.882
AZW421	1.513	1.476	1.654	0.855

3 结论

1) 快速凝固和稀土元素Y添加均对AZ42合金微观组织具有明显细化效果; 此外, 加入Y元素还可生成颗粒状新相 Al_2Y , 同时降低 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相。

2) 当稀土元素Y添加量为0.5%时, AZ42合金表现出最优力学性能, 同时展现出较好的耐腐蚀特性。

3) 快速凝固和稀土元素Y添加提高AZ42合金力学和腐蚀性能的主要原因是晶粒细化和第二相改善的综合作用所致。

参考文献 References

- [1] Zhang Jing(张静), Yuan Fuqing(袁付庆), Huang Hao(黄浩). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 593
- [2] Wang S R, Guo P Q, Yang L Y *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2009, 18(2): 137
- [3] Fang C F, Liu G X, Hao H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 686: 347
- [4] Tian X, Wang L M, Wang J L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 465(1-2): 412
- [5] Zhang L N, Jia R L, Li D *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(5): 504
- [6] Wang F, Hu T, Zhang Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 704: 57
- [7] Zhang Y, Huang X F, Ma Z D *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 686: 93
- [8] Yamasaki M, Izumi S, Kawamura Y *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2011, 257(19): 8258
- [9] Elsayed A, Kondoh K, Imai H *et al.* *Materials & Design*[J], 2010, 31(5): 2444
- [10] Lv Bingjiang(吕滨江), Peng Jiang(彭建), Chu Zhong(褚忠). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 189
- [11] Manivannan S, Babu S P K, Sundarraj S. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(4): 1649
- [12] Du Wenbo(杜文博), Wu Yufeng(吴玉锋), Nie Zuoren(聂祚仁) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(9): 1345
- [13] Wang Xiaoqiang(王小强), Li Quanan(李全安), Zhang Xingyuan(张兴渊). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(1): 62
- [14] Wang Jun(王军), Zhu Xiurong(朱秀荣), Xu Yongdong(徐永东) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(1): 25
- [15] Luo T J, Yang Y S. *Materials & Design*[J], 2011, 32(10): 5043
- [16] Ali Y H, Qiu D, Jiang B *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 619: 639
- [17] Liu L, Yuan F L, Zhao M C *et al.* *Materials*[J], 2017, 10(5): 477
- [18] Ren L B, Quan G F, Zhou M Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 690: 195
- [19] Song G L, Bowles A L, StJohn D H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 366(1): 74
- [20] Samejuk A V, Neikov O D, Krajnikov A V *et al.* *Corrosion Science*[J], 2007, 49(2): 276
- [21] Feng H, Liu S, Du Y *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 695: 2330

Effects of Rapid Solidification on the Microstructural Evolution, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Mg-4Al-2Zn Alloys with Y Addition

Li Qizhi, Yu Hui, Wang Zhifeng, Wang Yuechen, Meng Shuaiju, Xiao Haitao, Zhao Weimin
(Hebei University of Technology, Tianjin 300130, China)

Abstract: Two kinds of Mg-4Al-2Zn-xY alloy (AZ42) with minor addition of Y element ($x=0.5, 1.0$ wt%) were fabricated by gravity casting and rapid solidification process. The microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of AZ42 alloys with Y addition were investigated. The results show that the rapid solidification technique can significantly refine the microstructure of AZ42 alloys containing Y and improve related mechanical properties and corrosion resistance compared with the traditional casting. The microstructure of Y-bearing AZ42 alloy is mainly composed of α -Mg matrix, β - $Mg_{17}Al_{12}$ phase and Al_2Y phase. Moreover, the addition of Y in AZ42 alloy results in grain refinement and enhancement of both mechanical and corrosion resistant properties, which may be attributed to fine grain size and distribution modification of β -phase. And the optimum amount of Y element in AZ42 alloy is determined to be 0.5 wt%.

Key words: magnesium alloy; rapid solidification; microstructure; mechanical properties; corrosion behavior

Corresponding author: Zhao Weimin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, P. R. China, Tel: 0086-22-60204372, E-mail: wmzhao@hebut.edu.cn