

文章编号: 1004-0609(2004)08-1353-07

Mg-8Zn-4Al-1Si-0.3Mn-xAlP 合金的显微组织及性能^①

张春香¹, 关绍康¹, 石广新¹, 王利国¹, 王建强¹, 王迎新²

(1. 郑州大学 材料工程学院, 郑州 450002;

2. 上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200030)

摘 要: 研究了 AlP 对 Mg₂Si 相及其基体组织的细化效果和机理。结果表明: AlP 能够作为 Mg₂Si 初生相的异质核心, 促使其由汉字形变为颗粒状, 并且促进 τ (Mg₃₂(Al, Zn)₄₉) 相的析出, 而抑制 φ (Al₂Mg₅Zn₂) 相的析出, 同时基体组织也得到显著细化, 不仅改善了合金的室温性能, 而且也改善了高温(150 ℃)性能。

关键词: Mg-Zn-Al-Si 合金; 显微组织; AlP; 变质

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Microstructure and properties of Mg-8Zn-4Al-1Si-0.3Mn-xAlP alloy

ZHANG Chun-xiang¹, GUAN Shao-kang¹, SHI Guang-xin¹, WANG Li-guo¹,

WANG Jian-qiang¹, WANG Ying-xin²

(1. College of Materials Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450002, China;

2. State Engineering Research Center of Light Alloy Precision Shaping,
Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

Abstract: The refining effect and mechanism of AlP on the microstructure of Mg-8Zn-4Al-1Si-0.3Mn alloy were studied. It shows that AlP addition promotes the formation of fine polygonal type Mg₂Si particle by providing the nucleation sites and resulting in the precipitation of τ phase, but restrains the precipitation of φ phase. Moreover, the grain size of AlP modified Mg-Zn-Al-Si alloy is much finer than that of the based alloy, which results in the large enhancement in tensile properties at both ambient temperature and 150 ℃.

Key words: Mg-Zn-Al-Si alloy; microstructure; AlP; metamorphosis

镁合金作为金属中最轻的工程结构材料, 具有良好的阻尼性能、电磁屏蔽性能以及高的比强度和比刚度等特点, 倍受工业界的青睐, 被誉为“21 世纪最具开发潜力和应用前景的绿色工程材料”^[1~12]。目前在汽车上应用最广的镁合金是 Mg-Al 系列, 如 AZ91 和 AM60 等, 用以制造仪表盘、手动变速箱和座椅框架等。但这类 Mg-Al 系列的合金只能用于常温下, 当温度超过 120 ℃时, 合金的力学性能就会大幅度下降。目前, 国内外的研究主要是向 Mg-

Al 系列合金中添加稀土、铝、硅、锑等元素来提高其耐热性能。已经开发出来的 AS(AS21、AS41) 和 AE(AE22、AE42、AE51) 系列镁合金虽然具有良好的高温力学性能, 但 AS 系列的铸造性能较差, 而 AE 系列成本昂贵, 这使得其在汽车上的广泛应用受到一定影响。

Mg-Zn-Al 系合金当 Zn/Al 原子比较高时, 主要析出相为 Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 和 MgZn 等热强相, 属新型的耐热系合金。IMRA(美国)最近开发的

① 基金项目: 河南省高校创新人才基金资助项目(豫教 2002-10)

收稿日期: 2003-11-24; 修订日期: 2004-03-08

作者简介: 张春香(1966-), 女, 博士研究生。

通讯作者: 张春香, 电话: 0371-3887502; E-mail: zhangcx333@163.com

ZAC8506 即是具有低成本、良好的高温性能和抗蠕变性能的新型耐热合金^[2-13]。但是 Mg-Zn 二元系合金的结晶温度间隔较大,其最大不平衡结晶温度间隔达 290 ℃,而 Mg-8Zn-4Al-0.3Mn 合金的结晶温度间隔也达 230 ℃,因此其铸造性能很差。我们新近的研究表明,加硅能显著提高 Mg-8Zn-4Al-0.3Mn 合金的流动性,从而改善其铸造性能。然而含有 Mg₂Si 相的合金只能用于冷速较快的压铸,而不能用于砂铸或金属型铸造。原因是在较慢的冷却速度下 Mg₂Si 强化相会形成粗大的汉字状形貌,恶化合金的性能。如何使 Mg₂Si 相变质并细化合金的组织成为解决问题的关键。

本文作者以 Mg-8Zn-4Al-1Si-0.3Mn (ZASM841) 为基体合金,通过添加新型“绿色变质剂”Al-P 中间合金对 Mg₂Si 相进行了彻底的变质,同时也使合金的显微组织得到明显的细化。在该中间合金中,AlP 以颗粒状分布在铝基体上,熔点低,使用工艺简便,无污染,无反应渣,变质效果长效稳定,易储存,成本低,克服了磷变质时易燃烧、产生大量烟雾污染环境等缺点,实现了绿色变质^[14]。与其它同类变质剂相比,Al-P 中间合金也具有明显优势,例如克服了锑易出现比重偏析、锑易吸气、钙易氧化造渣且降低抗蚀性等不足。

1 实验

实验所用 5 种合金成分见表 1,其中变质剂 AlP 加入量是按磷含量计算的。配料时考虑了合金元素的实收率,因此所得合金的实际成分与设计成分基本相符。在井式坩埚炉中,采用 JDRJ 覆盖剂保护熔炼合金。熔体经精炼后于 760 ℃下保温 20 min 后浇注到金属型模具中,所得试样尺寸为 d 25 mm × 100 mm。合金采用的腐蚀剂为 acetic-picral,显微组织观察采用 Olympus 型光学显微镜和日产 JSM-5801LV 扫描电镜(SEM),微区成分分析采用

Oxford 型能量色散谱仪(EDS)。合金相组成分析在 PHILIPS X'Pert MPD Pro. X 射线衍射仪上进行, CuK α 靶,电压为 40 kV,电流为 40 mA,扫描速度为 2.4(°)/min。显微硬度在 HV-1000 型显微硬度仪上进行,载荷为 1 N,加载持续时间为 20 s。试样经 335 ℃时效 12 h、水淬、175 ℃时效 8 h 热处理后按 GB6397-1986 加工成 d 5 mm 的常温和高温(150 ℃)拉伸试棒,在 INSTRON 5585 拉伸机上进行力学性能测试。

2 结果与讨论

2.1 合金的铸态组织特征

图 1、图 2 所示分别为 1[#] 和 3[#] 合金的铸态 XRD 谱及 SEM 形貌,表 2 所列对应于图 2 中各点的 EDAX 测定结果。从图 1 可知,合金的组成相均为 α (Mg) 相、 φ (Al₂Mg₅Zn₂) 相、 τ (Mg₃₂(Al, Zn)₄₉) 相及 Mg₂Si 相^[11],只是 τ 相和 φ 相的相对含

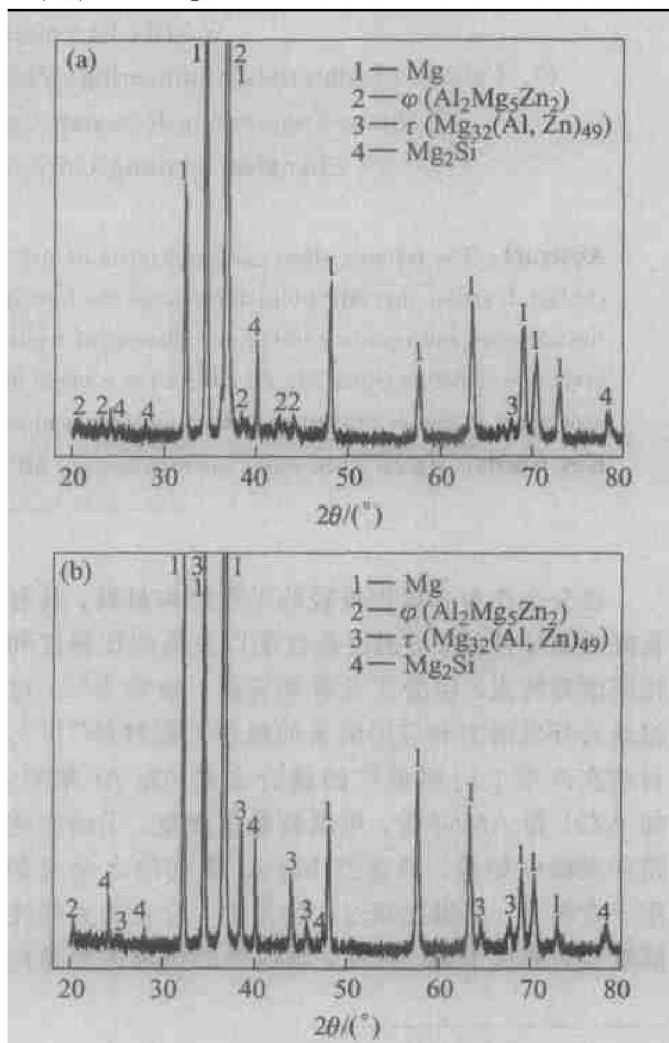


图 1 合金的铸态 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of as-cast alloys

(a) —Alloy 1[#]; (b) —Alloy 3[#]

表 1 合金的成分

Table 1 Composition of alloys
(mass fraction, %)

Alloy No.	Mg	Zn	Al	Si	Mn	P
1 [#]	Bal.	8.0	4.0	0.96	0.3	0
2 [#]	Bal.	8.0	4.0	0.96	0.3	0.005
3 [#]	Bal.	8.0	4.0	0.96	0.3	0.010
4 [#]	Bal.	8.0	4.0	0.96	0.3	0.030
5 [#]	Bal.	8.0	4.0	0.96	0.3	0.050

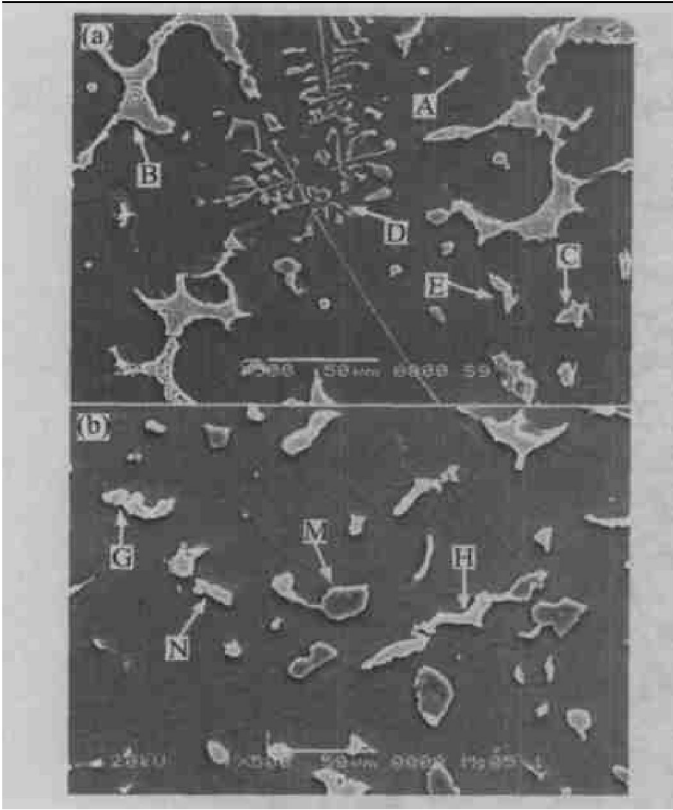


图 2 合金的 SEM 形貌

Fig. 2 SEM morphologies of alloys
(a) —Alloy 1[#]; (b) —Alloy 3[#]

表 2 图 2 中各点的 EDAX 测定结果

Table 2 Chemical composition of positions by EDAX in Fig. 2(mole fraction, %)

Position	Mg	Al	Zn	Si	Phase
A	96.47	1.91	1.62		Mg
B	58.50	20.77	20.73		φ (Al ₂ Mg ₅ Zn ₂)
C	48.05	15.96	35.98		τ (Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉)
D	65.31			34.68	Mg ₂ Si
E	5.48	16.50	18.01		Mg ₃ ZnAl
G	55.86	22.77	21.36		φ (Al ₂ Mg ₅ Zn ₂)
H	47.70	11.23	41.06		τ (Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉)
M	66.87			33.12	Mg ₂ Si
N	65.32	15.56	19.11		Mg ₃ ZnAl

量发生了较大的变化, 3[#] 合金中 τ 相显著增加, ϕ 相减少。由图 2 及表 2 可知, 合金的组成相中还有少量的 Mg_3ZnAl 新相, 即 Mg-8Zr-4Al-0.3Mn 合金中加入一定量硅后生成的新相(另一文发表)。2[#]、4[#] 和 5[#] 合金的 XRD 及 EDAX 结果同 3[#] 合金类似, 这说明 1[#] 合金中加入 AIP 后 τ 相的析出得到促进, 而 ϕ 相的析出受到抑制。这可能是由于 Mg_2Si 的结晶条件发生了改变(由图 2 可见 Mg_2Si 因结晶条件的改变形态由汉字形变为颗粒状)引起

整个合金凝固条件的改变, 利于 τ 相的析出, 从而使得合金由变质前的以析出 ϕ 相为主转变为变质后的以析出 τ 相为主^[3, 6, 7]。这方面还有待于作进一步研究。

2.2 AIP 对合金显微组织的影响

图 3 所示为加入不同含量 AIP 的合金显微组织。从中可以看出, ZASM841 合金中加入 AIP 后, 显微组织发生两点明显变化: 1) Mg_2Si 形貌由粗大的汉字状变为细小的颗粒状, 平均尺寸由原来的 252 μm 降到 8 μm 左右, 同时分布也更趋均匀、弥散; 2) 合金的平均晶粒尺寸由原来的 90 μm 降到 40 μm 左右, 三元相也有不同程度的断开。以 3[#] 合金的组织细化最为明显。

从图 3(f) 还可以看出, 固溶后 Mg_2Si 形貌和尺寸几乎没有变化, 说明 Mg_2Si 相具有很高的热稳定性。三元相有少量棱角溶入基体, 因而变钝。变质剂 AIP 对 Mg_2Si 热稳定性没有影响。

2.3 AIP 变质 Mg_2Si 的机理分析

图 4(a) 所示为 4[#] 合金中 Mg_2Si 颗粒的 SEM 形貌。由图 4(a) 可见, Mg_2Si 颗粒内部有一核心, 由该核心处的 EDS 分析结果(图 4(b)) 表明其是富含磷、铝的化合物, 同时还富集有少量的锰、铁、氧。由于 AIP 熔点高(1 414 $^{\circ}\text{C}$)、热稳定性好^[14], 在 Al-AIP 中间合金溶入熔体后, AIP 的变化只是分散成更细小的 AIP 小质点, 再结合 5[#] 合金的 XRD 分析结果(图 5), 可以推定该核心是 AIP。

一般认为^[1-5], 异质形核能力的大小取决于形核基底与结晶相之间的界面能。而影响界面能的主要因素包括基底与结晶相之间的点阵错配度、基底的表面形态、化学性质以及基底与结晶相间的静电位。Bramfitt 提出, 错配度的计算应该使晶核的低指数基面与作为基底物质的低指数晶面重合。根据 Bramfitt 建立的二维点阵错配度模型计算公式^[15], 在非均质形核时, 错配度 $\delta < 15\%$ 的核心才有效。

AIP 与 Mg_2Si 同属面心立方结构, 其点阵常数分别为 0.545、0.635 nm, 经计算得到 AIP 的低指数面(111) 与 Mg_2Si 的低指数面(100)、(111) 间的点阵错配度如表 3 所示。AIP 的(111) 面与 Mg_2Si 的(111) 面间的错配度为 $\delta = 14.24\% < 15\%$ 。可见 AIP 可以作为 Mg_2Si 的异质晶核。

合金中加入 AIP 能有效细化合金晶粒, 可以理解为 AIP 颗粒在镁液中分散成大量细小的异质核心, 而后 Mg_2Si 初生相以 AIP 为形核核心长大。这

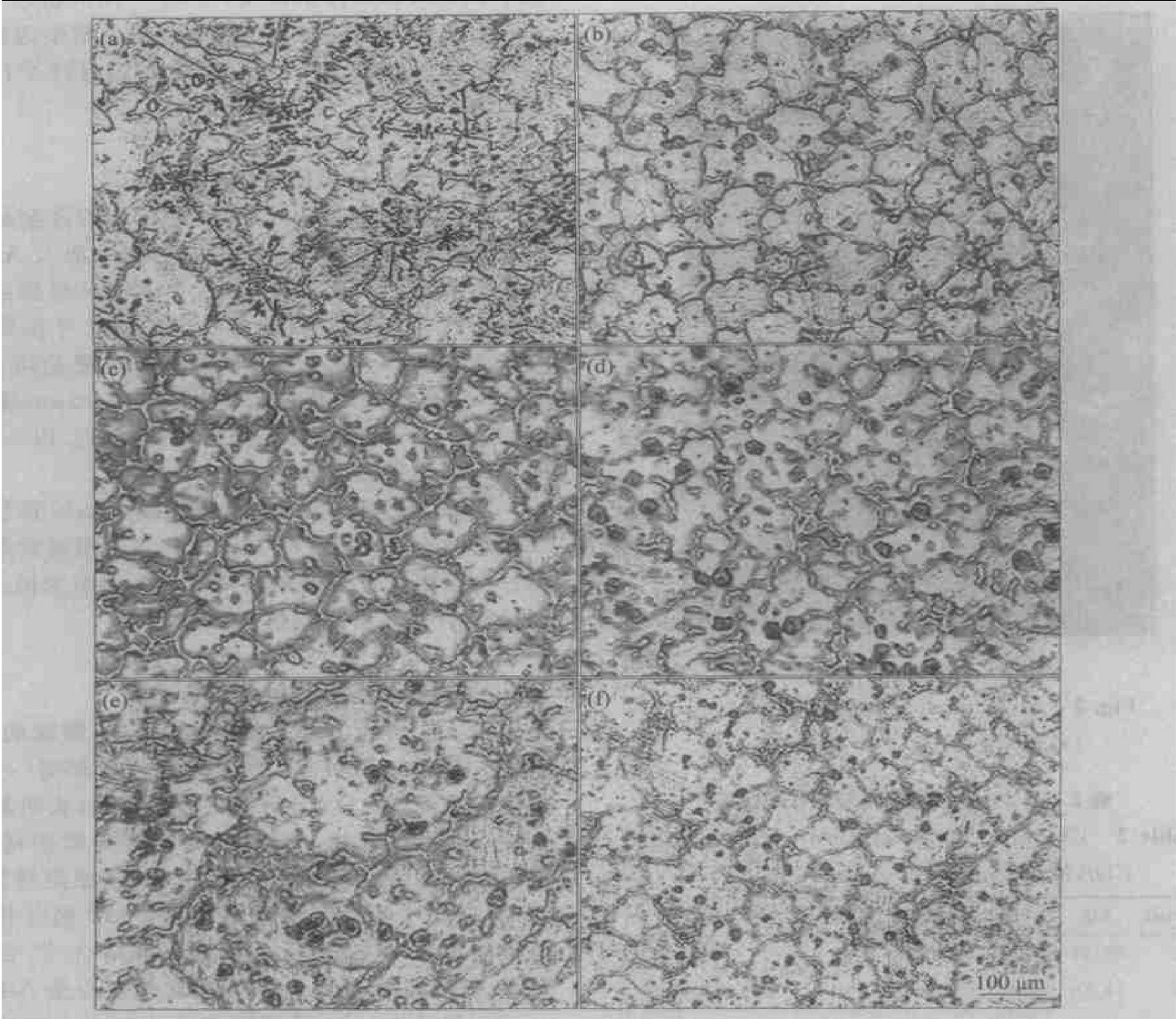


图 3 合金的铸态及固溶态显微组织

Fig. 3 Optical micrographs showing effect of AIP addition on microstructures of alloys

(a) —As-cast alloy 1[#]; (b) —As-cast alloy 2[#]; (c) —As-cast alloy 3[#]; (d) —As-cast alloy 4[#]; (e) —As-cast alloy 5[#]; (f) —335 °C, 12 h solution treated alloy 3[#]

表 3 AIP 与 Mg₂Si 点阵错配度 δ 计算表

Table 3 Calculation values of planar mismatch δ between AIP and Mg₂Si

Matching interface	(111) _{AIP} // (111) _{Mg₂Si}			(111) _{AIP} // (100) _{Mg₂Si}		
[uvw] _{AIP}	[101̄]	[112̄]	[011̄]	[101̄]	[112̄]	[011̄]
[uvw] _{Mg₂Si}	[101̄]	[112̄]	[011̄]	[010]	[031]	[011]
θ/(°)	0	0	0	0	11.565	15
δ _{(hkl)_{AIP}(hkl)_{Mg₂Si}}	14.24%			24.17%		

样在凝固过程中大量的细小的初生相 Mg₂Si 弥散富集于固液界面前沿, 阻碍了合金液中铝和锌原子的扩散, 使基体合金中的 α(Mg) 相及三元相长大受阻, 从而获得了更为细小的基体组织。可见 AIP 同时起到了变质 Mg₂Si 和细化基体晶粒的作用。

另外, 变质剂对合金的组织细化也存在一个最佳量^[8-10]。如果形核核心少于一个临界值, 则由于形不成足够的核心而不能使 Mg₂Si 变得细小均匀, 如本实验中当磷含量为 0.005% 时, 因形核核心不足, 出现部分大尺寸的 Mg₂Si 颗粒; 但如果形核核心的量大于临界值, 则形核核心会聚集成团而减

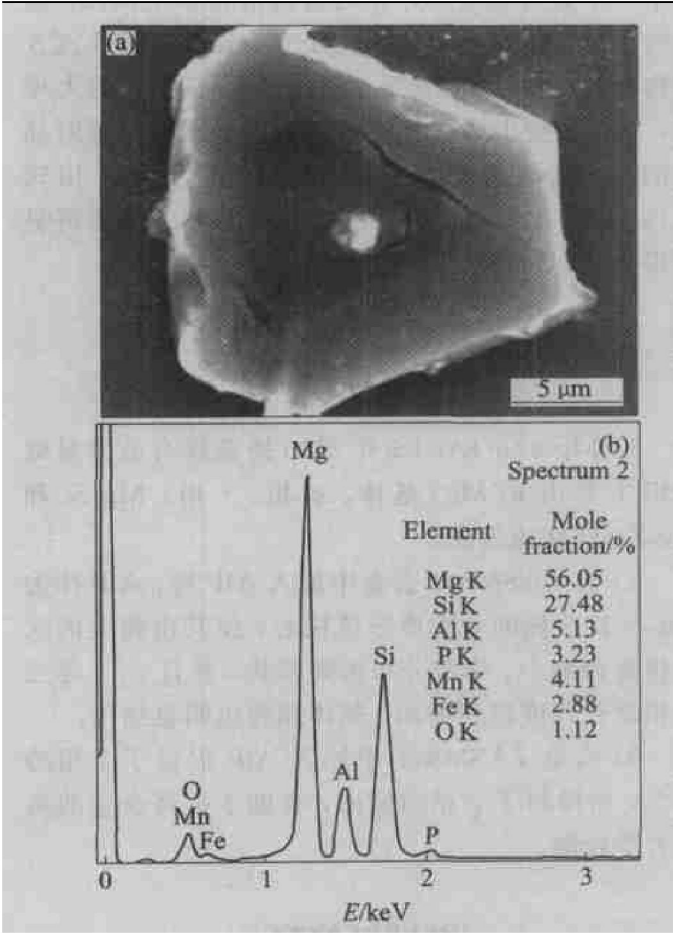


图 4 4[#] 合金中 Mg_2Si 的结晶形貌(SEI) 及核心部位的 EDS 能谱

Fig.4 SEM morphology of Mg_2Si particle in alloy 4[#] (a) and EDS spectrum from core of particle(b)

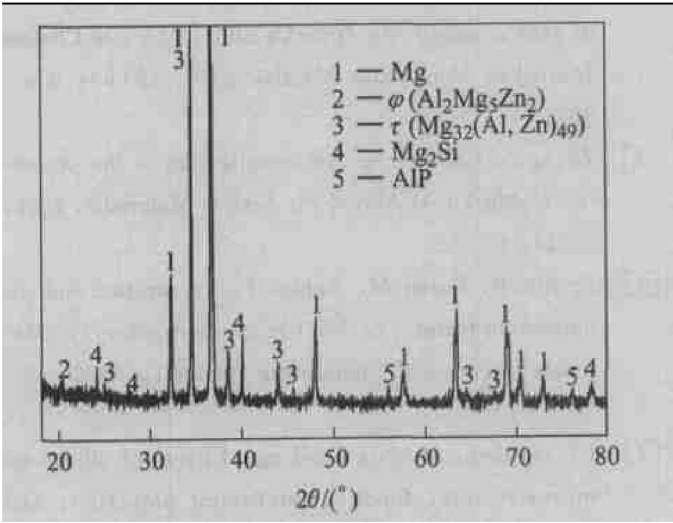


图 5 5[#] 合金的铸态 XRD 谱

Fig.5 XRD pattern of as-cast alloy 5[#]

弱变质剂作用, 正如本实验中当磷含量超过0.01%时, 由于部分 AlP 质点聚集, SEM 下可以看到在 4[#] 和 5[#] 合金中部分 Mg_2Si 颗粒的形核核心变大,

同时出现部分大颗粒的 Mg_2Si 。另外, 当磷含量达到 0.05% 时, 还出现 Mg_2Si 颗粒的偏聚现象。这是由于 AlP 质点的近距离非接触聚集造成 Mg_2Si 的偏聚。磷含量为 0.010% 时为最佳变质剂加入量。

2.4 合金的力学性能

2.4.1 AlP 对合金显微硬度的影响

如图 6 所示, 基体合金 1[#] 中加入 AlP 后显微硬度出现下降趋势, 其中 3[#] 合金的显微硬度值最小。铝、锌原子在镁合金中的固溶度分别为 12.7% 和 6.2%, 对镁合金基体的强化起着重要作用^[9, 10]。表 4 为 5 种合金基体中的镁、锌、铝原子含量。锌、铝原子含量的变化趋势同显微硬度的变化趋势相一致, 仍然是 3[#] 合金基体中锌、铝原子浓度最小。这主要是由于基体合金 ZASM841(1[#] 合金)中加入 AlP 后, φ 相基本上转化成 τ 相, 而形成 1 mol 的 τ 相消耗的锌、铝原子数要比形成 1 mol 的 φ 相消耗的锌、铝原子数要多, 这使得基体中锌、铝浓度下降, 导致显微硬度下降。当合金中磷含量小于或大于 0.01% 时, 由于变质剂不是最佳含量, Mg_2Si 的变质并不完全彻底, 其结晶条件及整个合金的凝固过程与 3[#] 合金($w(P) = 0.01\%$)不尽相同, 组织中 φ 相向 τ 相的转化较 3[#] 合金稍少, 因而基体中锌、铝原子含量稍大, 引起显微硬度有所回升(见 2[#]、4[#]、5[#] 合金)。

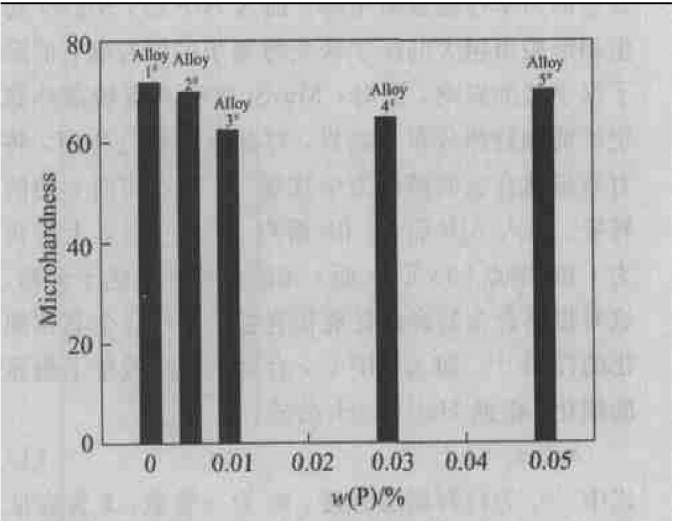


图 6 不同含量 AlP 变质后的合金基体的显微硬度值

Fig.6 Microhardness value of matrix of alloys with different contents of AlP

2.4.2 合金的拉伸性能

表 5 列出了 1[#] 和 3[#] 合金在室温和 150 $^{\circ}C$ 下测得的力学性能。作为对比也列出了合金 ZAC8506

表 4 各合金基体的能谱分析结果

Table 4 EDAX results of matrixes of different alloys(mole fraction, %)

Matrix	Mg	Al	Zn	Al+ Zn
Alloy 1 [#]	96.47	1.91	1.62	3.53
Alloy 2 [#]	96.53	1.87	1.60	3.47
Alloy 3 [#]	97.29	1.49	1.22	2.71
Alloy 4 [#]	96.72	1.72	1.56	3.28
Alloy 5 [#]	96.36	1.85	1.79	3.64

表 5 Mg-Zr-Al-X 合金的力学性能

Table 5 Mechanical properties at ambient temperature and 150 °C of Mg-Zr-Al-X alloys

Alloy	Room temperature			150 °C		
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	ε /%	σ_b /MPa	σ_s /MPa	ε /%
ZAC8506	219	146	5.0	159	117	10.5
Alloy 1 [#]	210	137	4.1	165	112	6.7
Alloy 3 [#]	230	159	6.2	181	131	11.2

的力学性能。可以看出, 由于 AIP 的加入, 使得 3[#] 合金在抗拉强度、屈服强度和延伸率方面产生了明显的提高。这主要是由于 3 个原因: 1) 合金中 Mg₂Si 初生相形貌的改变。未加 AIP 前, 合金中 Mg₂Si 相呈粗大的汉字状, 合金受到应力作用时, 这种汉字状相与基体的界面处容易产生裂纹, 导致合金的力学性能骤然下降。加入 AIP 后, Mg₂Si 初生相形貌由粗大的汉字状变为细小的颗粒状, 消除了汉字状的影响, 同时, Mg₂Si 这种具有较高热稳定性的颗粒相分布于晶界, 对晶界起钉扎作用, 将有效提高合金的高温力学性能^[4]。2) φ 相向 τ 相的转变。加入 AIP 后, φ 相(熔点 393 °C)基本上转化为 τ 相(熔点 535 °C), 而 τ 相的耐热性能优于 φ 相, 这对提高合金的高温性能很有益处。3) 合金晶粒细化的作用^[15]。加入 AIP 后, 合金的组织发生了明显的细化, 根据 Hall-Petch 公式:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k d^{-1/2} \quad (1)$$

式中 σ_y 为材料屈服强度, σ_0 为一常数, k 为表征晶界对材料屈服强度影响程度的系数, d 为晶粒平均尺寸。上式反映的是晶粒尺寸对屈服强度影响的一般规律。Nussbaum 等研究表明, 对于六方结构的镁合金而言, 晶粒细化对强度产生的影响要远比立方结构的材料大得多。根据 Armstrong 等对 Taylor 理论的改进, Hall-Petch 关系式中常数 k 与 Taylor 因子 M 的关系可表示为:

$$k \propto M^2 \tau_c \quad (2)$$

式中 τ_c 是剪切应力, M 与材料滑移系呈反比。由于六方结构的金属滑移系少于立方结构, 因此六方结构的材料的 M 值就要比面心和体心立方的大得多, 即具有较少滑移系的六方结构金属的晶界对晶粒的滑移形变具有强烈的阻碍作用。因此, 由式 (1)、(2) 可知, 对于镁合金而言, 晶粒的细化将显著提高其屈服强度。

3 结论

1) Mg-8Zr-4Al-1Si-0.3Mn 铸造镁合金的显微组织主要由 α (Mg) 基体、 φ 相、 τ 相、Mg₂Si 和 Mg₃ZnAl 新相组成。

2) 在 ZASM 841 合金中加入 AIP 后, AIP 作为 Mg₂Si 初生相的非均质形核核心, 使其由粗大的汉字状变为细小、弥散分布的颗粒状, 并且 φ 、 τ 等三元相断开程度得到增加, 基体晶粒也明显细化。

3) 合金 ZASM 841 中加入 AIP 促进了 τ 相的析出, 而抑制了 φ 相的析出, 有助于提高合金的高温力学性能。

REFERENCES

- [1] 宋海宁, 袁广银, 王渠东, 等. 耐热 Mg-Zr-Si-Ca 合金的显微组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(5): 956-960.
SONG Hai-ning, YUAN Guang-yin, WANG Qu-dong, et al. Microstructure and mechanical properties of heat resistant Mg-Zr-Si-Ca alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(5): 956-960.
- [2] Zhang Z, Couture A. An investigation of the properties of Mg-Zr-Al Alloys[J]. Scripta Materialia, 1998, 39(1): 45-53.
- [3] Bronfin B, Katsir M, Aghion E. Preparation and solidification features of AS21 magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, A302: 46-50.
- [4] Li Y-zhen, WANG Qu-dong. Effects of silicon on microstructure, fluidity, mechanical properties, and fracture behaviour of Mg-6Al alloy[J]. Materials Science and Technology, 2001, 17: 207-214.
- [5] Kim J J, Kim D H, Shin K S, et al. Modification of Mg₂Si morphology in squeeze cast Mg-Al-Zr-Si alloys by Ca or P addition[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(3): 333-340.
- [6] 陈晓, 傅高升, 马鑫, 等. Sr 对原位反应自生 Mg₂Si/ZM5 复合材料组织与性能的影响[J]. 中国有

- 色金属学报, 2002, 12(2): 241 - 245.
- CHEN Xiao, FU Gao-sheng, MA Xin, et al. Influence of Sr on microstructure and mechanical properties of in situ Mg₂Si/ZM5 magnesium matrix composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(2): 241 - 245.
- [7] 王连登, 傅高升, 陈晓, 等. 硅对 Mg₂Si/ZM5 复合材料组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2003(2): 7 - 10.
- WANG Liandeng, FU Gao-sheng, CHEN Xiao, et al. Influence of Si on microstructure and mechanical properties of Mg₂Si/ZM5 magnesium matrix composite[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2003(2): 7 - 10.
- [8] 王迎新, 关绍康, 王建强. RE 对 Mg-8Zr-4Al-0.3Mn 合金组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 616 - 621.
- WANG Ying-xin, GUAN Shaokang, WANG Jianqiang. Effects of RE on microstructure of Mg-8Zr-4Al-0.3Mn magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 616 - 621.
- [9] 王迎新, 王建强, 关绍康. Al₅TiB 对 Mg-8Zr-4Al-0.3Mn 合金时效过程的影响[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(6): 1514 - 1518.
- WANG Ying-xin, WANG Jianqiang, GUAN Shaokang. Effects of Al₅TiB on aging process of Mg-8Zr-4Al-0.3Mn alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(6): 1514 - 1518.
- [10] 王迎新, 杨明珊, 李立明, 等. Al₅TiB 对 Mg-8Zr-4Al-0.3Mn 合金显微组织的影响[J]. 机械工程材料, 2003, 27(9): 36 - 51.
- WANG Ying-xin, YANG Ming-shan, LI Liming, et al. Effects of Al₅TiB on microstructure of Mg-8Zr-4Al-0.3Mn alloys[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2003, 27(9): 36 - 51.
- [11] Zhang Z, Tremblay R, Dube D, et al. Solidification microstructure of ZA102, ZA104 and ZA106 magnesium alloys and its effects on creep deformation[J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 2000, 39(4): 503 - 512.
- [12] YUAN Guang-yin, LIU Man-ping, DING Weng-jiang, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-Zr-Sr-based alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, A357: 314 - 320.
- [13] Anyanwu I A, Gokan Y, Nozdwa S, et al. Heat resistant magnesium alloys for automotive power train applications[J]. Materials Science Forum, 2003, 419 - 422: 445 - 450.
- [14] 齐广慧, 刘相法. “绿色”高效 Al-Si 合金变质剂—Al-P 中间合金[J]. 材料科学与工艺, 2001, 9(2): 211 - 214.
- QI Guang-hui, LIU Xiang-fa. Green and high effective modifier for eutectic and hypereutectic Al-Si alloys—Al-P master alloys[J]. Materials Science and Technology, 2001, 9(2): 211 - 214.
- [15] 袁广银, 刘满平, 王渠东, 等. Mg-Al-Zr-Si 合金的显微组织细化[J]. 金属学报, 2002, 38(10): 1105 - 1108.
- YUAN Guang-yin, LIU Man-ping, WANG Qir-dong, et al. Microstructure refinement of Mg-Al-Zr-Si alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(10): 1105 - 1108.

(编辑 何学锋)