文章编号: 1004-0609(2007)12-2010-07

Sb 变质对 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 镁合金热处理组织和 力学性能的影响

杨明波^{1,2},潘复生²,白亮²,唐丽文¹

(1. 重庆工学院 材料科学与工程学院,重庆 400050;
 2. 重庆大学 材料科学与工程学院,重庆 400030)

摘 要:通过金相、扫描电镜(SEM)、X 射线衍射分析(XRD)和差热分析(DSC)等手段,研究 Sb 变质对 Mg-6Al-1Zn-0.7Si 镁合金热处理组织和力学性能的影响,尤其是对合金固溶处理组织的影响。结果表明:固溶处 理可以变质 Mg-6Al-1Zn-0.7Si 镁合金铸态组织中的汉字状 Mg₂Si 相,使 Mg₂Si 相从汉字状变为短杆状和条块状,并且添加 0.4%Sb 到实验合金中可使固溶处理变质汉字状 Mg₂Si 相的效果提高。也正是由于固溶处理可以使实验 合金组织中的汉字状 Mg₂Si 相变质,使得 Mg-6Al-1Zn-0.7Si 合金时效处理后获得了较铸态更高的的抗拉性能和抗 蠕变性能,并且添加 0.4%Sb 可以进一步增强热处理对性能的改善作用。

关键词: Mg-A1-Si 系合金; Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金; Sb; 固溶处理; Mg₂Si 相 中图分类号: TG 146.22 文献标识码: A

Effects of Sb modification on heat-treated microstructure and mechanical properties of Mg-6A1-1Zn-0.7Si magnesium alloy

YANG Ming-bo^{1, 2}, PAN Fu-sheng², BAI Liang², TANG Li-wen¹

Materials Science and Engineering College, Chongqing Institute of Technology, Chongqing 400050, China;
 Materials Science and Engineering College, Chongqing University, Chongqing 400030, China)

Abstract: The effects of Sb modification on the heat-treated microstructure and mechanical properties of Mg-6A1-1Zn-0.7Si alloy, especially on the solutionized microstructure, were investigated by means of metallurgical phase analysis, scanning electron microscopy (SEM) analysis, X-ray diffraction (XRD) analysis, and differential scanning calorimetry (DSC) analysis. The research results indicate that after being solutionized, the Chinese script shaped Mg₂Si phases in the microstructure of the alloy are modified, namely, their morphologies change from Chinese script shape to short pole and block shapes, and the higher modification efficiency could be obtained for the alloy added 0.4%Sb. The effect of solid solution treatment on the morphology of Chinese script shaped Mg₂Si phases, results in higher tensile and creep properties for the experimental alloy followed by aging treatment, and the properties improvement resulted from heat treatment, is more obvious for the alloy added 0.4%Sb.

Key words: Mg-A1-Si based alloy; Mg-6A1-1Zn-0.7Si alloy; Sb; solid solution-treatment; Mg₂Si phase

Mg-A1-Si 系镁合金由于具有高温性能较好和成本较低等方面的优势,被认为是一种适合 150 ℃以下有发展前途的抗蠕变镁合金^[1-4]。与 Mg-A1-RE 系等耐热镁合金相比, Mg-A1-Si 系镁合金的耐热机理主要在

于通过引入低成本合金元素 Si 在晶界处形成细小弥 散的 Mg₂Si 相来实现^[2]。目前, 尽管 Mg-A1-Si 系镁合 金有较高的高温性能, 但该系合金的综合力性能等仍 未达到令人满意的程度。这主要是由于 Si 在镁合金中

基金项目: 重庆市科技攻关计划资助项目(CSTC-2006AA4012-9-6)

收稿日期: 2007-04-20; 修订日期: 2007-08-22

通讯作者:杨明波,教授,博士;电话: 023-68667455; E-mail: yangmingbo@cqit.edu.cn

形成的 Mg₂Si 相往往以汉字状出现,并且冷却速度越 慢越易导致粗大汉字状的 Mg₂Si 相生成,从而使合金 的室温性能特别是伸长率下降^[3]。针对 Mg-A1-Si 系镁 合金存在的上述不足,国内外从微合金化角度对汉字 状 Mg₂Si 相的变质进行了大量研究,发现在 Mg-A1-Si 系镁合金中添加少量 Sb^[4-8]、Ca^[9-11]、P^[11-12]和 RE^[13] 等元素可使合金组织中的汉字状 Mg₂Si 相变质,进而 使合金性能得到改善。但由于添加 Ca 和 RE 会带来铸 造热裂和成本增加、添加 Sb 和 P 会分别存在变质效 果较差和污染等问题[1,4],从而使得通过微合金化变质 汉字状 Mg₂Si 相来提高合金性能这一方法受到一定的 限制。因此,研究其他变质汉字状 Mg₂Si 相和提高合 金性能的新方法对于 Mg-A1-Si 系镁合金的开发及应 用显得尤为关键,而热处理正是被考虑的新方法之一。 但目前,对于热处理变质 Mg-A1-Si 系镁合金中汉字 状 Mg₂Si 相和提高其性能的研究还非常少^[14-16], 尤其 是关于 Sb 变质 Mg-A1-Si 系镁合金的热处理研究还未 有公开的文献报道。因此,本文作者研究 Sb 变质对 Mg-6Al-1Zn-0.7Si 合金热处理组织和力学性能的影 响, 尤其是 Sb 变质对合金固溶处理组织的影响, 以 期为通过热处理改善 Mg-A1-Si 系镁合金的组织并进 而提高其性能提供理论指导。

1 实验

1.1 合金的制备

制备 Sb 变质 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 镁合金的原材料 为 AM60 合金、纯镁锭、纯铝锭和纯锌锭。其中 AM60 合金主要是用作基础合金,纯镁锭、铝锭和锌锭则主 要用于调整 Al 和 Zn 含量。而 Si 和 Sb 则分别以 Al-30%Si 中间合金和纯 Sb 形式加入。合金熔炼在电 阻炉里进行,熔炼时首先加入已预热的 AM60 合金、 纯镁块、纯锌块和/或纯铝块,待其完全熔化后升温到 780 ℃。加入预热的 Al-30%Si 中间合金和纯 Sb,并 将其压入金属液中,搅拌后保温 10~20 min。然后用 C₂Cl₆进行处理,处理完后搅拌合金熔体,并在 740 ℃ 保温 10~20 min。然后将其浇入已预热和刷了涂料的 金属铸型中,待其冷却凝固后取样作成分分析、组织 分析、DSC 分析和热处理实验。为了比较,未变质的 合金也被制备,并进行相同条件下的分析和处理。表 1 列出了合金的实际化学成分。

1.2 合金的热处理

为了确定合金的固溶处理温度,首先进行了 DSC

表1 合金化学的成	分
-----------	---

Fable 1	Composition	of alloys(mass	fraction, %	6)
---------	-------------	----------------	-------------	----

-						
Experimental alloy	Al	Zn	Mn	Si	Sb	Mg
Alloy 1	5.92	0.79	0.24	0.68	-	Bal.
Alloy 2	5.89	0.82	0.23	0.67	0.40	Bal.

实验。DSC 实验在 Netesch STA 449C 热分析仪上进 行。从铸坯上取 30g 左右的试样,在氩气保护下将试 样从 30 ℃加热到 700 ℃并保温 5 min, 然后冷却到 100 ℃, 其中加热和冷却速率控制在 15 ℃/min。图 1 所示为 DSC 差热分析的结果。如图 1 所示, 1 号和 2 号合金的加热和冷却 DSC 曲线中分别存在与 α-Mg 基 体转变和共晶转变相对应的吸热峰和放热峰。由图 1 可知,1 号合金加热和冷却时共晶转变的峰值温度分 别为 430.5 ℃和 412.2 ℃、开始温度分别为 422.3 ℃和 419.8 ℃, 其平均值分别为 421.4 ℃和 421.1 ℃。而 2 号合金加热和冷却时共晶转变的峰值温度分别为 434.1 ℃和 408.9 ℃、开始温度分别为 428.1 ℃和 414.2 ℃, 其平均值分别为 421.5 ℃和 421.2 ℃。为了 使合金固溶处理时获得最大的过饱和固溶度,取稍低 于共晶转变峰值温度和开始温度平均值的 420 ℃作为 1号和2号合金



Fig.1 DSC curves of as-cast alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2 的固溶处理温度。固溶处理在井式电阻炉中进行,时采用 CO₂气体保护。将合金试样在 420 ℃保温一定时间后水淬。然后将最优固溶处理参数处理的合金样品进行 200 ℃、12 h 的时效处理。

1.3 组织分析和性能测试

将合金用 8%硝酸蒸馏水溶液腐蚀后,在 Olympus 光学显微镜和配有 EDS 装置的 JOEL JSM-6460LV 型 扫描电镜上观察组织。并在 40 kV 和 30 mA 下用 D/Max-1200X 型 X 射线衍射仪分析合金的相组成。 而合金的室温和 150 ℃抗拉性能测试在 CMT5105 拉 伸实验机上进行,其中常温和高温拉伸速率分别为 3 mm/min 和 1.3 mm/min。蠕变性能测试在 GWTA 高温 蠕变实验机上进行,实验条件为 150 ℃和 50 MPa, 持续时间 100 h。

2 结果与分析

2.1 合金的铸态组织

图 2 所示为 2 号合金铸态组织的 XRD 谱。从图 中可以看到,实验合金的铸态组织主要由 α-Mg、 M₁₇Al₁₂、Mg₂Si 和少量的 Mg₃Sb₂相组成,没有发现含 Mn 相存在。众所周知,1 号合金的铸态组织也主要由 α-Mg、M₁₇Al₁₂和 Mg₂Si 相组成。说明添加 0.4%Sb 到 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金中不会形成除 Mg₃Sb₂ 相外的 其它任何新相。



图 2 2 号合金的 XRD 谱 Fig.2 XRD pattern of alloy 2

图 3 和图 4 所示分别为合金铸态组织的光学和 SEM 形貌。从图中可以看到,1 号和2 号实验合金铸 态组织中 Mg₂Si 相的汉字状形貌均比较明显。说明添 加 0.4%Sb 对 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金组织中汉字状 Mg₂Si 相的变质不明显。这一结果虽然与 Quimby 等^[4] 发现 Sb 对含 Si 镁合金中的汉字状 Mg₂Si 相没有明显 变质作用的结果相吻合,但同时也与袁广银等^[5-6]发现



图3 铸态合金的金相组织

Fig.3 Optical microstructures of as-cast alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2



图 4 合金铸态组织的 SEM 像

Fig.4 SEM images of as-cast microstructures of alloys: (a)

2013

Alloy 1; (b) Alloy 2 Sb 对含 Si 镁合金中汉字状 Mg₂Si 相有明显变质作用

的结果相矛盾。对于上述存在的差异,本文作者还将 在今后的工作中作进一步的研究。

尽管 1 号和 2 号合金铸态组织中 Mg₂Si 相的汉字 状形貌均较明显,但相对而言,1 号合金组织中的汉 字状 Mg₂Si 相比较粗大,而 2 号实验合金组织中的 Mg₂Si 相则较为细小。这说明添加 0.4%Sb 对 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金组织中的汉字状 Mg₂Si 相有一 定细化作用。原因可能在于添加到合金中的 Sb 一般 会富集到 Mg₂Si 相生长界面上,其一方面会阻碍 Mg₂Si 相晶粒生长,另一方面使晶界前沿的残余液体形成较 大成分过冷促进 Mg₂Si 形核^[7]。

2.2 合金的固溶组织

图 5 和图 6 所示分别为 1 号和 2 号合金在 420 ℃ 下保温不同时间水淬后的金相组织。图 7 所示为 1 号 和 2 号合金在 420 ℃下分别保温 24 h 和 16 h 后合金 组织中 Mg₂Si 相的 SEM 像。从图 5 和图 6 可以看到, 合金固溶处理后,合金铸态组织中的 M₁₇Al₁₂ 相逐渐 溶入基体,只留下 Mg₂Si 相,并且随着固溶时间的增 加,合金组织中 Mg₂Si 相的汉字状形貌开始发生变化, 有些原本呈直线形的分枝变得断断续续,其中部分 Mg₂Si 相的汉字状分枝断裂为短杆状和条块状(图 7)。 说明固溶处理可以使汉字状 Mg₂Si 相变质。对比图 5 和图 6 可看到,固溶处理对 1 号合金组织中汉字状 Mg₂Si 相的变质效果相对较差,即使固溶时间达到 48 h 时仍然可以看见较为明显的汉字状形态(图 5(d))。而 对于 2 号合金,固溶时间为 8 h 时汉字状 Mg₂Si 相就 已表现出明显的断裂分解趋势,达到 16 h 时已看不见 明显的汉字状 Mg₂Si 相,原来的汉字状 Mg₂Si 相基本 上断裂为短杆状和条块状,并且分布也较为均匀。这 说明添加 0.4%Sb 到 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金中可以增 强固溶处理变质汉字状 Mg₂Si 相的效果。此外,从图 5 和图 6 还看到,在本研究实验条件下,1 号和 2 号合 金在固溶时间分别超过 24 h 和 16 h 后,合金组织中的 Mg₂Si 相呈现出一定的聚集趋势。基于此,分别取这 两个时间作为 1 号和 2 号合金最优的固溶处理时间。

2.3 合金的力学性能

表 2 列出了 1 号和 2 号合金在最佳固溶时间下进 行 200 ℃、12 h 时效后的抗拉性能(包括抗拉强度、屈 服强度和伸长率)。作为对比,合金的铸态抗拉性能被 一并列入表中。从表 2 可以看到,无论是 1 号合金还 是 2 号合金,其常温和高温抗拉性能以及抗蠕变性能 在热处理后均得到明显提高。热处理对合金性能的改 善可能主要与固溶处理变质了合金组织中汉字状 Mg₂Si 相的形貌有关。众所周知,晶界存在细小和均 匀分布的弥散化合物更易阻碍晶界滑移而使合金性能



Fig.5 Effects of solid solution time on solutionized microstructure of alloy 1: (a) 8 h; (b) 16 h; (c) 24 h; (d) 48 h



- 图 6 固溶时间对 2 号合金固溶组织的影响
- Fig.6 Effects of solid solution time on solutionized microstructure of alloy 2: (a) 4 h; (b) 8 h; (c) 16 h; (d) 24 h



图 7 合金固溶组织中 Mg₂Si 相的形貌

Fig.7 Morphologies of Mg₂Si phases in solutionized microstructures of alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

Table 2 Tensile and creep properties of as-cast experimental alloys									
Alloy	State -	Room temperature		150 °C			Creep properties at 150 °C and 50 MPa for 100 h		
		$\sigma_{\rm b}/{ m Pa}$	$\sigma_{0.2}/\mathrm{MPa}$	δ /%	$\sigma_{\rm b}/{ m Pa}$	$\sigma_{0.2}/\mathrm{MPa}$	δ /%	Total creep strain/%	Minimum creep rate/ $(10^{-5} h^{-1})$
	F+P	147	77	4	140	70	12	0.54	5.11
Alloy 1	T61+P	175	99	5	170	94	16	0.48	4.63
	F+P	175	99	5	160	91	16	0.47	4.56
Alloy 2	T62+P	209	126	5.8	184	117	18	0.44	4.43

表2 铸态合金的抗拉性能和蠕变性能

F—As-cast; P—Permanent moulding casting; T61—420 °C, 24 h+200 °C, 12 h; T62—420 °C, 16 h+200 °C, 12 h

提高^[3]。由于合金铸态组织中存在汉字状 Mg₂Si 相, 在应力作用下微裂纹易沿汉字状 Mg₂Si 相与 α-Mg 基 体间的界面处扩散而使力学性能降低。相反,固溶处 理后 Mg₂Si 相断裂和/或分解为短杆状和条块状则会 大大减小微裂纹的扩展,从而在时效处理后获得了较 高的力学性能,尤其是伸长率。这一点可从 2 号合金 的拉伸断口形貌得到进一步证实(图 8)。从图 8 中可以 看到,合金铸态断口为典型的混合型断口,而热处理 后则为明显的韧型断口。此外,从表 2 还可以看到, 2 号合金铸态和热处理态下的常温和高温抗拉性能以及 抗蠕变性能均较 1 号合金高。显然,这可能与添加 Sb 细化了合金铸态组织中的 Mg₂Si 相以及促进了固溶处 理变质汉字状 Mg₂Si 相的效果有关。



图 8 2 号合金铸态和热处理态拉伸断口的 SEM 形貌 Fig.8 SEM fractographs of as-cast and aging treatment for alloy 2: (a) As-cast; (b) Aging treatment

2.4 分析和讨论

一般而言,对于 Mg-Al-Si 系镁合金中的 Mg₂Si 相,如果铸造冷却速度较慢,则会在组织中形成粗大 的汉字状 Mg₂Si 相。由于研究中为金属型重力铸造, 因而合金组织中 Mg₂Si 相的汉字状形貌比较明显。但 经固溶处理后,合金组织中汉字状 Mg₂Si 相原本呈直 线形的分枝变得断断续续,并且有的断裂为短杆状, 边缘棱角消失,呈现出一定的分解和粒状化趋势。考 虑到 Si 在 *a*-Mg 基体中固溶度较低,使其几乎不能在 *a*-Mg 基体中扩散,因此汉字状 Mg₂Si 相在固溶处理 中的断裂和分解可能只与 Si 原子在 Mg₂Si /*a*-Mg 界面

的扩散有关。由于在 Mg₂Si/α-Mg 界面一般会存在位 错和空位等缺陷,点阵畸变较大、原子处于较高能量 状态,且这些地方原子排列不规则、比较开阔,原子 运动阻力小,存在 Si 原子扩散的通道^[14-15]。因此固溶 处理时,汉字状 Mg₂Si 相表面凹坑和凸起处的 Si 原子 有可能在界面张力作用下逐渐脱离 Mg₂Si 点阵, 然后 沿 Mg₂Si/α-Mg 界面扩散进入 Mg 点阵,并在新位置形 成 Mg₂Si 颗粒,从而使 Mg₂Si 相凹坑越来越深(如图 7 中 B 和 D 处), 直至断裂。而凸起处(如图 7 中 A 和 C 处)则变平,并最终使得汉字状 Mg₂Si 相形貌发生变 化。由于添加 Sb 可以使合金组织中的汉字状 Mg2Si 相细化,因而更有利于固溶处理时 Si 在 Mg₂Si/α-Mg 界面的扩散。相应地,固溶处理对 Sb 变质合金组织 中的汉字状 Mg₂Si 相的变质效果更好。也正是由于更 好的固溶变质效果,使得2号合金时效处理后获得了 较1号合金更高的抗拉性能和蠕变性能。

此外,利用吉布斯-汤姆逊定理还可对固溶处理 变质汉字状 Mg₂Si 相作进一步阐述。众所周知, 汉字 状 Mg₂Si 相不同部位的曲率半径存在一定的差异,并 且大曲率处与小曲率处间存在 Si 浓度梯度^[16]。因此固 溶处理时 Si 原子会从高浓度的曲率处向低浓度的平 界面处扩散,从而使该处的局部 Si 浓度平衡遭到破 坏。为保持 Si 浓度平衡, 小曲率半径处会发生溶解以 弥补 Si浓度的不足。而平界面处的 α-Mg 基体则可能 会因 Si 的过饱和而析出 Mg₂Si 相。如此不断进行,大 曲率处被溶解,造成汉字状 Mg₂Si 相的凸起部位钝化 变平。而在汉字状 Mg₂Si 相曲率较大的凹坑处, 由 于与坑壁接触的固溶体具有较高的溶解度,也会引起 Si的扩散并以 Mg₂Si 形式在附近平界面上析出。为了 保持这种亚稳定平衡,凹坑两侧的 Mg₂Si 相尖角将逐 渐溶解,而使曲率半径增大,这样又破坏了此处界面 表面张力的平衡。为了保持表面张力的平衡, 凹坑将 因 Mg₂Si 相的溶解而加深,直至断裂。

3 结论

1) 固溶处理可以变质 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金组 织中的汉字状 Mg₂Si 相,使 Mg₂Si 相从汉字状变为短 杆状和条块状,并且添加 0.4%Sb 到 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金中可以进一步增强固溶处理变质汉字状 Mg₂Si 相 的效果。

2) 热处理可以提高 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金的抗 拉性能以及抗蠕变性能,并且添加 0.4%Sb 到 Mg-6A1-1Zn-0.7Si 合金中可以进一步增强热处理对合

金性能的改善作用。

REFERENCES

- Luo A, Pekguleryuz M Z. Review cast magnesium alloys for elevated temperature applications[J]. Journal of Materials Science, 1994, 29: 5259–5271.
- [2] Dargusch M S, Bowles A L, Pettersen K, Bakke P, Dunlop G L. The effect of silicon content on the microstructure and creep behavior in die-cast magnesium AS alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35: 1905–1909.
- [3] Yoo M S, Shin K S, Kim N J. Effect of Mg₂Si particles on the elevated temperature tensile properties of squeeze-cast Mg-Al alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35: 1629–1632.
- [4] Quimby P D, Lu S Z, Plichta R, Visser D K, Jacobe K P. Effects of minor addition and cooling rate on the microstructure of cast magnesium-silicon alloys[C]//Luo A, Neelameggham N, Beals R. Magnesium Technology. San Antonio, Texas, USA: TMS, 2006: 535–538.
- [5] Yuan G Y, Liu Z L, Wang Q D, Ding W J. Microstructure refinement of Mg-Al-Zn-Si alloys[J]. Materials Letters, 2002, 56: 53–58.
- [6] 袁广银,刘满平,王渠东,朱燕萍,丁文江. Mg-A1-Zn-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 Qu-dong, ZHU Yan-ping, DING Wen-jiang. Microstructure refinement of Mg-Al-Zn-Si alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(10): 1105-1108.
- [7] Srinivasan A, Pillai U T S, Pai B C. Microstructure and mechanical properties of Si and Sb added AZ91 magnesium alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(8): 2235–2243.
- [8] Nam K Y, Song D H, Lee C W, Lee S W, Park Y H, Cho K M, Park I M. Modification of Mg₂Si morphology in as-cast Mg-Al-Si alloys with strontium and antimony[J]. Materials Science Forum, 2006, 510/511: 238–241.
- [9] 陈 晓,傅高升,钱匡武. Ca 对原位自生 Mg₂Si/ZM5 复合材 料组织与性能的影响[J].中国有色金属学报,2005,15(3): 410-414.

CHEN Xiao, FU Gao-sheng, QIAN Kuang-wu. Influence of Ca addition on microstructure and mechanical properties of in-situ Mg₂Si/ZM5 magnesium matrix composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15 (3): 410-414.

[10] 艾延龄,罗承萍,刘江文,黄雁飞.含 Ca 及 Si 镁合金的显微 组织及力学性能[J].中国有色金属学报,2004,14(11): 1844-1849.

AI Yan-ling, LUO Cheng-ping, LIU Jiang-wen, HUANG Yan-fei. Microstructure and mechanical properties of magnesium alloys containing Ca and Si [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(11): 1844–1849.

- [11] Kim J J, Kim D H, Shin K S, Kim N J. Modification of Mg₂Si morphology in squeeze cast Mg-Al-Zn-Si alloys by Ca or P addition[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(3): 333–340.
- [12] 张金山,高义斌,裴利霞,杜宏伟,许春香,韩富银.P变质对 Si 合金化 AZ91 镁合金显微组织和力学性能的影响[J].中国 有色金属学报,2006,16(8):1361-1367.
 ZHANG Jin-shan, GAO Yi-bin, PEI Li-xia, DU Hong-wei, XU Chun-xiang, HAN Fu-yin. Effect of P modifying on microstructures and mechanical properties of Si alloying AZ91 magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(8): 1361-1367.
- [13] 黄晓锋, 王渠东, 刘六法, 朱燕萍, 袁广银, 卢 晨, 丁文江. 混合稀土对 Mg-5Al-1Si 组织及性能的影响[J]. 稀有金属材料 与工程, 2005, 34(5): 795-798.
 HUANG Xiao-feng, WANG Qu-dong, LIU Liu-fa, ZHU Yan-ping, YUAN Guang-yin, LU Chen, DING Wen-jiang. Effect of RE on the microstructure and properties of Mg-5Al-1Si alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(5): 795-798.
- [14] Lu Y Z, Wang Q D, Zeng X Q, Zhu Y P, Ding W J. Behavior of Mg-6Al-xSi alloys during solution heat treatment at 420 °C[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 301: 255–258.
- [15] Barbagallo S. Microstructural evolution of AS21X HPDC alloy during thermal treatment[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2004, 17(6): 370–375.
- [16] 贾树卓,徐春杰,郭学锋,郑水云,张忠明,吕 涛. 热处理 对原位自生 Mg₂Si/Mg-Al 基复合材料组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(6): 25-28.
 JIA Shu-zhuo, XU Chun-jie, GUO Xue-feng, ZHENG Shui-yun, ZHANG Zhong-ming, LV Tao. Influence of solution heat treatment and ageing on microstructure and properties of in-situ Mg₂Si/Mg-Al matrix composite[J]. Transactions of Materials

and Heat Treatment, 2006, 27(6): 25-28.

(编辑 何学锋)