

# 铸态 Mg-4Al-4Si-0.75Sb 合金的 显微组织与力学性能

Microstructure and Mechanical Properties of As-cast  
Mg-4Al-4Si-0.75Sb Magnesium Alloy

宋佩维

(陕西理工学院 材料科学与工程学院, 陕西 汉中 723003)

SONG Pei-wei

(School of Materials Science and Engineering, Shaanxi University  
of Technology, Hanzhong 723003, Shaanxi, China)

**摘要:** 采用重力铸造法制备 Mg-4Al-4Si-0.75Sb(AS44-0.75Sb)(质量分数/% ,下同)镁合金,研究铸态合金的显微组织和室温力学性能。结果表明:铸态 AS44-0.75Sb 合金主要由  $\alpha$ -Mg 基体、 $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相、Mg<sub>2</sub>Si 相和 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 相组成;加入 0.75Sb 后形成高熔点的 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> 相,显著改善了 Mg<sub>2</sub>Si 相的形貌,使粗大的骨骼状 Mg<sub>2</sub>Si 转变为相对细小的汉字状 Mg<sub>2</sub>Si。铸态合金的硬度 HV 为 65.9,屈服强度为 136.4MPa,抗拉强度为 172.3MPa,伸长率为 3.3%;拉伸断裂形式为准解理脆性断裂。

**关键词:** Mg-4Al-4Si-0.75Sb 镁合金;Mg<sub>2</sub>Si 相;显微组织;力学性能

**中图分类号:** TG146.2;TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2012)04-0036-06

**Abstract:** Mg-4Al-4Si-0.75Sb (AS44-0.75Sb) (mass fraction/% ) magnesium alloys were prepared by the gravity casting. Microstructure and mechanical properties at room temperature of the as-cast AS44-0.75Sb alloy were investigated. The results show that the as-cast microstructure consists of  $\alpha$ -Mg matrix,  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase, Mg<sub>2</sub>Si phase and Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> phase; the addition Sb of 0.75 results in the formation of Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub> phase with high melting-point, the morphology of skeleton-like primary Mg<sub>2</sub>Si phase can be modified significantly and becomes refinement Chinese script Mg<sub>2</sub>Si. The hardness HV of alloy is 65.9, yield strength, ultimate tensile strength and extension percentage are about 136.4MPa, 172.3MPa and 3.3% respectively. The fracture forms of the alloy is quasi-cleavage brittle fracture.

**Key words:** Mg-4Al-4Si-0.75Sb magnesium alloy;Mg<sub>2</sub>Si phase;microstructure;mechanical property

镁合金是目前最轻的金属结构材料。它具有比强度和比刚度高、减振性好、易切削加工、易回收等一系列优点<sup>[1]</sup>,在汽车、航空、航天和国防等领域具有重要的应用价值和广阔的发展前景<sup>[2]</sup>。Mg-Al-Si(AS)系合金(如 AS21,AS41)是 20 世纪 70 年代开发出的耐热压铸镁合金<sup>[3]</sup>,由于具有高温性能较好和成本较低等优势,而成为一种有发展前途的高温抗蠕变镁合金<sup>[4]</sup>。其中,压铸 AS41 镁合金已大量应用于德国大众“甲壳虫”系列汽车的零部件,美国通用汽车公司也已将该合金用于叶片导向器和离合器等的生产<sup>[5]</sup>。由于 Mg<sub>2</sub>Si 具有高熔点(1085℃)、高硬度 HV(460)、低密度(1.99g/cm<sup>3</sup>)、低热膨胀系数、较好的耐磨性和优良的热稳定性,所以,AS 系合金的高温强化作用主要是通过引入低成本合金元素 Si 在晶界处形成细小、弥

散的 Mg<sub>2</sub>Si 相来实现的。虽然 AS 系镁合金具有良好的高温性能,然而在较低的冷却速率下,易形成粗大的 Mg<sub>2</sub>Si 相,从而导致合金的力学性能大幅度降低<sup>[6]</sup>。因此,如何使 Mg<sub>2</sub>Si 相颗粒呈细小、弥散分布是提高合金力学性能的关键。研究发现<sup>[7-9]</sup>,在 AS 系镁合金中添加少量 Sb 等元素可细化基体组织和 Mg<sub>2</sub>Si 相颗粒,使合金的性能得到改善。

汪正保<sup>[10,11]</sup>等研究了 Sb 对 AZ91 镁合金组织和性能的影响,杨景红<sup>[12]</sup>等研究了 Sb 对 AZ31 镁合金组织和性能的影响。结果表明,合金中加入 Sb,能有效地细化基体组织,改善 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的形态和分布,并生成新的强化相 Mg<sub>3</sub>Sb<sub>2</sub>,显著提高合金的室温和高温强度。马莹<sup>[13]</sup>等研究了 Mg-15%Al-5%Si 合金

添加 0.5% Sb 后凝固组织的变化,结果表明,粗大的树枝状和汉字状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相转变为颗粒状。郑荣军<sup>[14]</sup>等研究了 Sb 对含 Si 镁合金(AS 系列)组织和力学性能的影响,结果表明,添加适量的 Sb 可以使  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相从汉字状变为短杆状和条块状,且使  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相变得相对细小,从而使合金的拉伸性能以及抗蠕变性能得到提高。在文献[15]中研究了 Sb 含量对往复挤压态 Mg-4Al-2Si 合金组织和性能的影响,结果表明,适量的 Sb 可以改变  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相态并使之得到有效细化,同时,为后续进一步细化  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒,提高合金力学性能奠定了良好的基础。

本工作采用 Al-50Si(质量分数/% ,下同)为中间合金,采用重力铸造法制备 Mg-4Al-4Si 高 Si(4% Si)镁合金,并添加微量元素 Sb,研究合金显微组织,尤其是  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相的形貌变化及细化机理,测试合金的室温力学性能,观察拉伸断口形貌并分析断裂机制,为进一步开发性能更为优良的低铝( $\leq 4\%$  Al)、高硅( $\geq 4\%$  Si) Mg-4Al-4Si 耐热镁合金提供理论依据和实验支持。

## 1 实验方法

实验用 Mg-4Al-4Si-0.75Sb(AS44-0.75Sb)合金的名义成分为 4.0 Al, 4.0 Si, 0.75 Sb, 其余为 Mg。原材料采用工业纯 Mg, Al, Si 和 Sb, 其中 Si 是以自制的 Al-50Si 中间合金形式加入。首先将 Mg 放入 SG2-5-10 型井式坩埚炉中进行熔炼,在熔体温度达到 740℃ 时加入中间合金及 Sb,使 Al, Si, Sb 的含量达到设计要求,用石墨棒搅拌熔体约 3min,然后保温

10min 使中间合金及 Sb 充分溶解;再于 720℃ 下进行精炼并保温 20min,浇入预热温度约为 200℃ 的金属型模中,得到  $\phi 12\text{mm} \times 150\text{mm}$  的合金试棒,实际成分为 4.1 Al, 3.9 Si, 0.72 Sb, 其余为 Mg。整个熔炼过程采用 RJ-2 工业专用覆盖剂保护。作为参比,未添加 Sb 的 Mg-4Al-4Si(AS44)合金也按上述工艺进行制备,其实际成分为 4.0 Al, 3.8 Si, 其余为 Mg。

试样浸蚀剂为 4%  $\text{HNO}_3$  酒精溶液;用 Nikon Epiphot 光学显微镜观察显微组织;用电感耦合等离子光谱仪(Inductively-Coupled Plasma spectrometer, ICP)测定化学成分;用 XRD-7000S 型 X 射线衍射仪分析物相;硬度测试在 HV-120 维氏硬度计上进行;拉伸实验在 WDW3100 型电子万能拉伸机上进行;用配有能谱仪(EDS)的 JSM-6700F 扫描电镜进行能谱分析和断口形貌观察。

## 2 实验结果

### 2.1 显微组织

图 1 为 Mg-4Al-4Si- $x$ Sb(AS44- $x$ Sb)合金的 XRD 图谱。结果表明,未加 Sb 时,合金主要由  $\alpha$ -Mg 基体、 $\beta$ - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相和  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相组成;同时,结合 Mg-Sb 二元合金相图<sup>[16]</sup>和已有研究报道<sup>[17]</sup>可知,加入 Sb 后,合金中产生了一种具有六方( $D_{5d}$ )型结构的  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  新相,这时合金由  $\alpha$ -Mg 基体、 $\text{Mg}_2\text{Si}$  相、 $\beta$ - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相和  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  相四部分组成。图 1(b)中  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  相的衍射峰并不明显,一方面是由于其含量较低,另一方面,则是其作为非均质形核核心被  $\text{Mg}_2\text{Si}$  包裹所致。

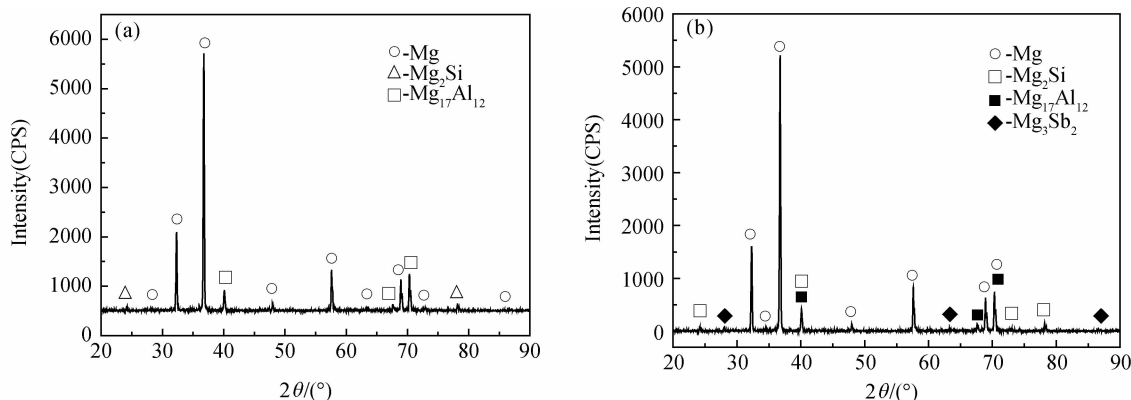


图 1 AS44- $x$ Sb 合金的 XRD 图谱 (a) AS44 合金; (b) AS44-0.75Sb 合金

Fig. 1 XRD diffraction patterns of AS44- $x$ Sb alloys (a) AS44; (b) AS44-0.75Sb

图 2 为 Mg-4Al-4Si-0.75Sb(AS44-0.75Sb)合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒的 SEM 形貌(图 2(a)),及其核心 A 处的 EDS 能谱(图 2(b))。分析发现,该核心

处富含 Mg, Si 和 Sb。综合 XRD 图谱和 EDS 能谱分析结果,表明  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒的核心 A 可能是形核物质  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  相。

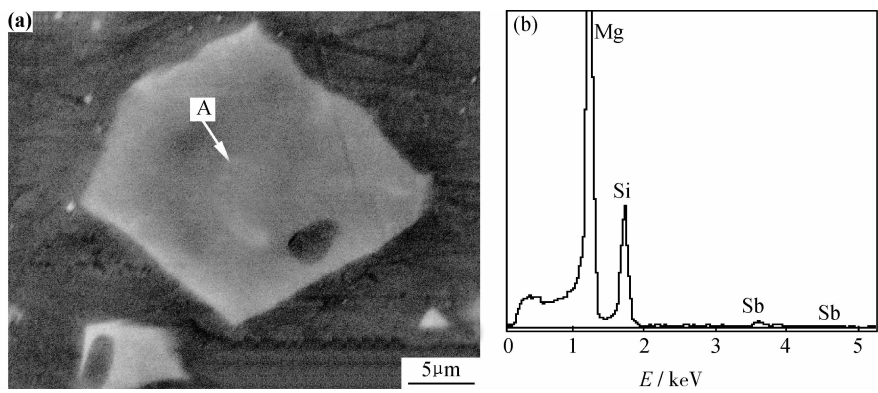


图2 AS44-0.75Sb 合金中  $Mg_2Si$  颗粒 SEM 形貌(a)及其核心部位的 EDS 能谱(b)  
Fig.2 SEM morphology of  $Mg_2Si$  particle in AS44-0.75Sb alloy (a) and EDS spectrum from the center area ‘A’ of the particle (b)

图3 为添加 Sb 前后铸态合金显微组织。未添加 Sb 时,  $\alpha$ -Mg 基体组织较为粗大, 其晶粒大小很不均匀, 最大晶粒尺寸达  $100\mu m$  左右(图 3(a)); 添加 Sb 后,  $\alpha$ -Mg 基体晶粒尺寸迅速减小, 均匀性显著提高, 晶粒平均尺寸约  $20\mu m$  左右(图 3(b))。图 4 为添加 Sb 前后铸态合金中的  $Mg_2Si$  相颗粒形态: ①粗大的骨骼状; ②多边形块状; ③粗大的汉字状。

其中, 粗大的骨骼状和多边形块状  $Mg_2Si$  枝晶均为初生相; 汉字状  $Mg_2Si$  为共晶相。骨骼状  $Mg_2Si$  相颗粒的最大尺寸约  $40\mu m$ , 多边形块状和汉字状  $Mg_2Si$  相颗粒尺寸约  $20\mu m$ (4(a))。加入 0.75Sb 后, 铸态 AS44-0.75Sb 合金中  $Mg_2Si$  相的形貌发生了很大变化。原来粗大的骨骼状  $Mg_2Si$  相颗粒完全转变为相对细小的汉字状  $Mg_2Si$  相颗粒, 并与原来的汉字状  $Mg_2Si$  相颗粒混为一体, 难以分辨(4(b)); 此

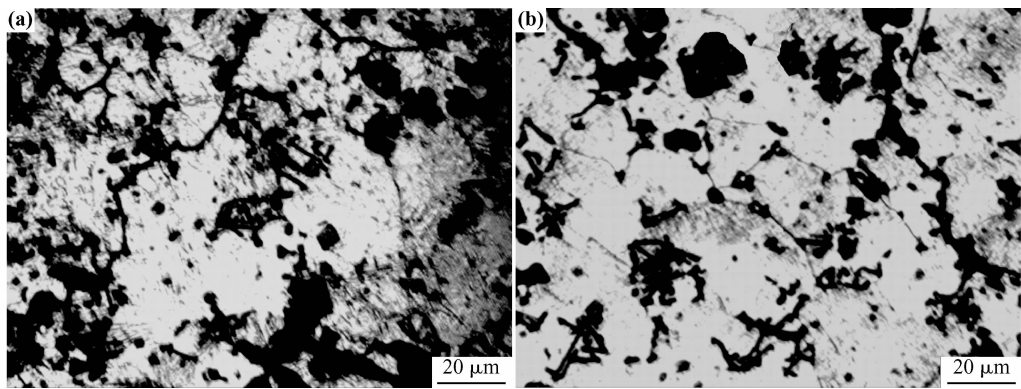


图3 铸态 AS44- $x$ Sb 合金的显微组织 (a)AS44 合金;(b)AS44-0.75Sb 合金  
Fig.3 Microstructure of the as-cast AS44- $x$ Sb alloys (a)AS44;(b)AS44-0.75Sb

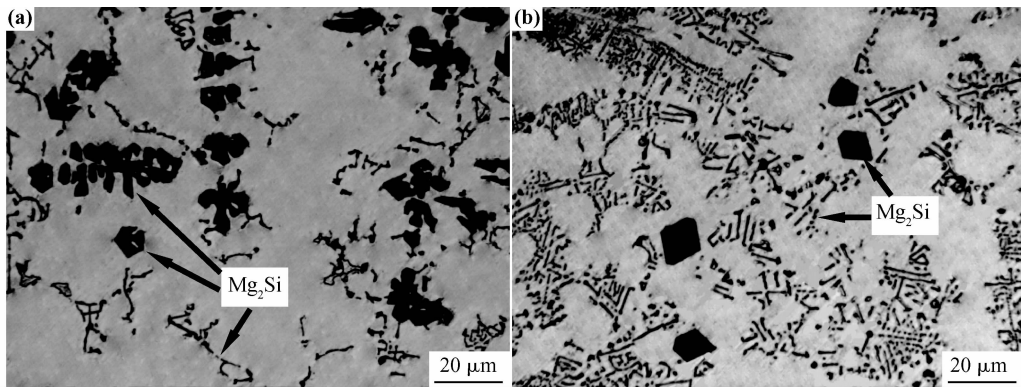


图4 铸态 AS44- $x$ Sb 合金中的  $Mg_2Si$  颗粒形貌 (a)AS44 合金;(b)AS44-0.75Sb 合金  
Fig.4  $Mg_2Si$  particles patterns of the as-cast AS44- $x$ Sb alloys (a)AS44;(b)AS44-0.75Sb

时,合金中汉字状  $Mg_2Si$  相颗粒的体积分数迅速增大,多边形块状  $Mg_2Si$  相颗粒体积分数则有所减小。表明,添加微量 Sb 可以变质和细化 AS44 镁合金中的骨骼状  $Mg_2Si$  相。

2.2 力学性能

铸态 AS44-0.75Sb、AS44 合金的室温力学性能测试结果如表 1 所示。与铸态 AS42 合金<sup>[18]</sup>、铸态 AS44 合金相比,铸态 AS44-0.75Sb 合金的屈服强度、抗拉强度均有较大幅度的提高。其中,屈服强度的提高率分别为 58.6%和 88.7%;抗拉强度的提高率分别为 51.8%和 58.4%。伸长率略低于 AS42 合金,而高于 AS44 合金。硬度高于 AS42 合金,略低于 AS44 合金。铸态 AS44-0.75Sb 合金在拉伸实验过程中,应力-应变曲线没有明显的屈服平台,试样在拉伸变形屈服后很快就发生断裂,表明材料的塑性较差。

表 1 铸态 AS44-xSb 及 AS42 合金的室温力学性能  
Table 1 The mechanical properties at room temperature of as-cast AS44-xSb and AS42 alloys

| Alloy                | $\sigma_0.2$ /MPa | $\sigma_b$ /MPa | $\delta_5$ /% | HV   |
|----------------------|-------------------|-----------------|---------------|------|
| AS44-0.75Sb          | 136.4             | 172.3           | 3.3           | 65.9 |
| AS44                 | 72.3              | 108.8           | 2.6           | 66.5 |
| AS42 <sup>[18]</sup> | 86.0              | 113.5           | 4.1           | 64.5 |

2.3 断口形貌

图 5 为铸态 AS44-0.75Sb 合金的室温拉伸断口形貌。可见,断口存在许多解理台阶和撕裂棱,呈现出准解理断裂的特征;粗大的块状  $Mg_2Si$  相颗粒发生断裂破碎并出现平滑小晶面,汉字状  $Mg_2Si$  相颗粒也发生断裂破碎。合金裂纹的产生源于两个方面<sup>[18]</sup>:①裂纹萌生于  $Mg_2Si$  相与基体界面处,之后发生扩展;②裂纹萌生于破碎的  $Mg_2Si$  相颗粒,然后扩展至基体。铸态下该合金中  $Mg_2Si$  相呈粗大的块状和相对细小

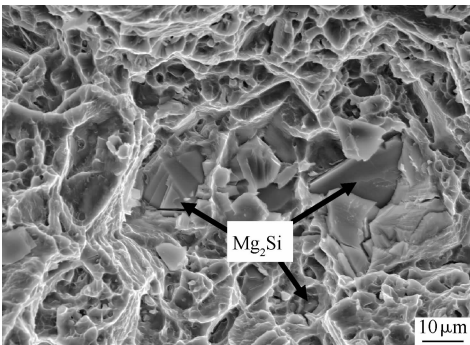


图 5 铸态 AS44-0.75Sb 合金试样拉伸断口 SEM 形貌  
Fig. 5 SEM micrograph of the fracture for the as-cast AS44-0.75Sb alloy after tensile test

的汉字状,在室温拉伸的过程中, $Mg_2Si$  相颗粒将首先发生脆性断裂,在致密的材料中直接形成裂纹, $Mg_2Si$  相颗粒同时破碎为数块,块体之间呈现出晶体学上的解理面。

3 分析与讨论

3.1 显微组织的形成与细化机制

由图 3,4 可知,AS44 合金中  $\alpha$ -Mg 基体晶粒和  $Mg_2Si$  相颗粒均比较粗大,添加 0.75Sb 后,合金组织得到了有效细化。其中, $\alpha$ -Mg 基体晶粒变得相对细小;骨骼状初生  $Mg_2Si$  相颗粒形态发生改变,转变为相对细小的汉字状,原来的汉字状  $Mg_2Si$  相颗粒也变得相对细小,但是,多边形块状  $Mg_2Si$  相颗粒未发生明显变化。这表明,Sb 对 AS44 合金的基体组织有一定细化作用,对骨骼状  $Mg_2Si$  相颗粒有显著的变质和细化作用,对汉字状  $Mg_2Si$  相颗粒也有一定细化作用。

由于采用的是金属型铸造,冷却速率较快,所以该合金的结晶过程属于非平衡凝固。根据 Mg-Al-Si 三元相图<sup>[19]</sup>,结合前期研究结果<sup>[18]</sup>可知,未加 Sb 时,AS44 合金在凝固过程中,当温度下降至液相线时,首先发生原位反应生成初生  $Mg_2Si$ ;随着温度的下降,新析出的  $Mg_2Si$  依附在原有  $Mg_2Si$  上继续长大,从而形成了粗大的多边形块状初生  $Mg_2Si$  相和骨骼状初生  $Mg_2Si$  相;随着温度的继续降低,合金中析出晶粒粗大的先共晶  $\alpha$ -Mg 固溶体(基体);当温度降到三相平衡共晶反应区时,形成( $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$  +  $\alpha$ -Mg)离异共晶体;当温度达到四相平衡共晶转变时,形成( $\alpha$ -Mg +  $Mg_2Si$  +  $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$ )共晶体。由于相对较快的冷却引起了枝晶间偏析,导致共晶  $Mg_2Si$  相在初生  $Mg_2Si$  相枝晶间区域部分析出<sup>[20]</sup>,并呈粗大的汉字状分布于基体组织中。

未添加 Sb 时,粗大  $Mg_2Si$  相的生长界面属于光滑界面,即小晶面生长。张忠明<sup>[21]</sup>等研究发现,Si 含量在 3%~9%范围内的 Mg-9%Al-x%Si( $x=3,6,9$ )合金,其  $Mg_2Si$  相形貌均为树枝晶,且随硅含量提高,树枝晶越发达。与此类似,在 AS44 合金中也出现了粗大的  $Mg_2Si$  树枝晶。主要原因是<sup>[21]</sup>在  $Mg_2Si$  晶体的生长过程中,由于溶质再分配,在  $Mg_2Si$  相的固-液界面生长前沿将产生 Al 原子的富集和 Si 原子的贫乏,从而形成高 Al 低 Si 的溶质边界层,并产生成分过冷区,这样在局部地方  $Mg_2Si$  晶体的生长前沿就进入成分过冷区,使其生长速率加快;同时随  $Mg_2Si$  晶体的长大,在生长晶面上不同地方之间 Si 元素的过饱和

度的差异加大,而  $\text{Mg}_2\text{Si}$  晶体的生长速率与 Si 元素的过饱和度成正比, Si 元素过饱和度较大的地方生长速率就快;同时,凝固界面前沿的成分过冷区也使  $\text{Mg}_2\text{Si}$  晶体凝固界面的不稳定性加大。结果,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  晶体的平界面生长方式遭到破坏,由原来的平面晶生长方式转变为枝晶生长方式。而 AS44 合金的 Si 含量较高(4%),合金的结晶温度范围较宽,因此,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相有充足的温度条件和时间条件生长,从而使该合金中的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  枝晶较为粗大,即粗大的初生  $\text{Mg}_2\text{Si}$  通过在枝晶顶端优先生长而形成<sup>[7]</sup>。亦即形成粗大的骨骼状和多边形块状初生  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相。

添加 Sb 后,由于 Sb 与 Mg 的原子半径差值远大于 15%<sup>[22]</sup>,因此 Sb 在 Mg 中的固溶度很小,根据  $\text{Mg-Sb}$  相图及图 1(b)可知,加入 Sb 后将形成  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  相金属间化合物。

在凝固过程中,一部分 Sb 原子存在于固-液界面,降低了界面能并阻止  $\alpha\text{-Mg}$  基体晶粒的长大<sup>[23]</sup>。 $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  熔点较高(1228℃),合金凝固时该相首先结晶析出,由于  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  和  $\alpha\text{-Mg}$  的低指数晶面的错配度为 13%(<15%),基本满足共格对应的错配度条件。一部分先析出颗粒相  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  便成为  $\alpha\text{-Mg}$  相的异质形核核心,另一部分析出相  $\text{Mg}_3\text{Sb}$  聚集在初生  $\alpha\text{-Mg}$  相前沿,从而阻碍其枝晶组织的进一步长大,起到细化  $\alpha\text{-Mg}$  基体晶粒的作用<sup>[22]</sup>。而且,由于  $\text{Mg}_3\text{Sb}$  与  $\text{Mg}_2\text{Si}$  的晶格常数相差 2%<sup>[23]</sup>,  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  颗粒作为细小的异质形核核心细化  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒<sup>[9,24]</sup>,而细小的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒也阻碍了  $\alpha\text{-Mg}$  基体晶粒的进一步长大<sup>[24]</sup>。

在凝固过程中,还有一部分 Sb 富集在  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相的生长界面前沿,并形成明显界面偏析,一方面会阻碍  $\text{Mg}_2\text{Si}$  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  $\text{Mg}_2\text{Si}$  形核,使  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒得到细化。同时,其形貌也发生了转变,即由原来的骨骼状初生  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒全部转变为汉字状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒。

此外,从图 3(b)和图 4(b)还可以看到,添加 Sb 对 AS44 合金组织中多边形块状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒的变质、细化效果不明显,这一结果产生的原因尚需在后续工作中进一步研究。

### 3.2 合金力学性能的提高与强化机制

从力学性能测试结果可以看出,铸态 AS44-0.75Sb 合金的硬度略高于 AS42 合金的硬度,与 AS44 合金的硬度几乎相等;屈服强度、抗拉强度却高于 AS42 和 AS44 合金;伸长率则略低于 AS42 合金、高于 AS44 合金;作为高硬度的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相,其体积分数

的大小对合金硬度有重要影响。由于 AS42 合金中 Si 的质量分数为 2%, AS44 合金中 Si 的质量分数为 4%,那么, AS44 合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相的质量分数应该是 AS22 合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相质量分数的 2 倍,可以推知, AS44 合金中形成的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相的体积分数应该为 AS22 合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相的体积分数的 2 倍左右。所以, AS44-0.75Sb 和 AS44 合金的硬度略高于 AS42 合金的硬度。在普通凝固条件下,未添加 Sb 时, AS44 合金中的  $\alpha\text{-Mg}$  基体晶粒较为粗大,它会降低合金的室温力学性能;同时,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒更为粗大,它对合金力学性能的影响则更为重要。添加 Sb 后,合金的屈服强度和抗拉强度得到较大幅度的提高,主要原因是由于合金组织细化而产生的强化作用。即:(1)基体组织细化所产生的细晶强化作用;(2)  $\text{Mg}_2\text{Si}$  第二相颗粒相对细化所产生的强化作用。由于  $\alpha\text{-Mg}$  基体晶粒尺寸与  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒尺寸处于同一数量级,所以这是一种“聚合型”合金。这时合金的屈服强度取决于两相的相对性质和体积分数<sup>[25]</sup>,即合金的力学性能除与  $\alpha\text{-Mg}$  基体组织有关外,在很大程度上取决于  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒的形态、大小、数量和分布。粗大的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒对基体有割裂破坏作用,而且  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒尖端及棱角存在应力集中,所以也是合金产生裂纹并在拉伸实验的早期就发生断裂而失效的重要原因。由于添加 Sb,使粗大的骨骼状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相完全转变为相对细小的汉字状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相,而且,弥散度有所提高,从而减弱了  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相对基体的割裂作用,减小了应力集中,提高了合金的强度。

当然,上面所述  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒尺寸变细小是相对于未添加 Sb 时,与粗大的骨骼状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒相比较而言的。实际上,加入微量 Sb 后,合金中  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒尺寸(多边形块状和汉字状)还是比较粗大的。同时,尽管添加微量元素 Sb 后铸态合金的基体组织得到了显著细化,但并未达到非常理想的细小晶粒组织。如果再采用大塑性变形技术,如往复挤压、等通角挤压、双向双通道变径挤压等工艺,或采用快速凝固加挤压的复合技术,细化多边形块状和汉字状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒及基体组织,将会使 AS44-0.75Sb 合金的力学性能得到进一步提高。

## 4 结论

(1)铸态 AS44-0.75Sb 合金主要由  $\alpha\text{-Mg}$  基体、 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相、 $\text{Mg}_2\text{Si}$  相和  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$  相组成;合金中的  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相存在两种形态:①具有较小体积分数的多边形块状初生  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相;②具有较大体积分数的汉字状

共晶  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相。

(2) 铸态 AS44-0.75Sb 合金的组织相对细小。微量 Sb 明显细化基体晶粒, 并对合金中的骨骼状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒有显著的变质和细化作用。与 AS44 相比,  $\alpha$ -Mg 基体晶粒平均尺寸由原来的约  $100\mu\text{m}$  减小至约  $20\mu\text{m}$ ; 原来粗大的骨骼状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒完全转变为相对细小的汉字状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒; 但多边形块状  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒的形貌与尺寸未见明显变化。

(3) 铸态 AS44-0.75Sb 合金的硬度 HV 为 65.9, 屈服强度为 136.4MPa, 抗拉强度为 172.3MPa, 伸长率为 3.3%。与铸态 AS44 合金相比, 屈服强度和抗拉强度均有较大幅度的提高, 其提高率分别为 88.7% 和 58.4%。合金强度提高的主要原因在于  $\alpha$ -Mg 基体晶粒的细化和  $\text{Mg}_2\text{Si}$  相颗粒形貌的改变及相对细化。拉伸断裂形式为准解理脆性断裂。

#### 参考文献

- [1] KWON Y-N, LEE Y S, LEE J H. Deformation behavior of Al-Mg-Si alloy at the elevated temperature[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 187-188: 533-536.
- [2] FROES F H, ELIZER D, AGHION E. The science, technology and applications of magnesium[J]. JOM, 1998, 50(9): 30-34.
- [3] KAREL MILICKA, FERDINAND DOBES. Creep behaviour of a magnesium alloy AS21 and its fibre-strengthened composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 378(1-2): 167-171.
- [4] 杨明波, 潘复生, 张静. Mg-Al 系耐热镁合金的开发及应用[J]. 铸造技术, 2005, 26(4): 331-336.
- [5] 王凤娥. 国内外镁合金材料专利的分析[J]. 轻合金加工技术, 2006, 34(3): 7-9.
- [6] ZHANG P. Creep behavior of the die-cast Mg-Al alloy AS21[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(4): 275-279.
- [7] JIANG Q C, WANG H Y, WANG Y. Modification of  $\text{Mg}_2\text{Si}$  in Mg-Si alloys with yttrium[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 392(1-2): 130-135.
- [8] DARGUSCH M S, BOWLES A L, PETERSEN K. 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(6): 1905-1912.
- [9] 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): 2235-2239.
- [10] 汪正保, 刘静, 袁泽喜. Sb 对镁合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2005, 25(9): 567-569.

- [11] YUAN G Y, SUN Y S, DING W J. Effects of Sb addition on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2000, 43(11): 1009-1013.
- [12] 杨景红, 田素贵, 于兴福, 等. 微量元素 Sb 对 AZ31 合金组织与蠕变性能的影[J]. 沈阳工业大学学报, 2005, 27(3): 257-260.
- [13] 马莹, 张忠明, 徐春杰, 等. Mg-15%Al-5%Si-0.5%Sb 合金制备及其组织研究[J]. 铸造技术, 2006, 27(4): 357-359.
- [14] 郑荣军, 井晓天, 卢正欣, 等. 锑含量对 Mg-6Al-6Si 合金组织性能的影响[J]. 铸造技术, 2007, 28(4): 512-514.
- [15] 宋佩维, 郭学锋, 井晓天, 等. Sb 对往复式挤压态 Mg-4Al-2Si 合金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2007, 27(2): 88-91.
- [16] 长崎诚三, 林平直. 二元合金状态图集[M]. 刘安生, 译. 北京: 冶金工业出版社, 2004. 201.
- [17] 袁广银, 刘满平, 王渠东, 等. Mg-Al-Zn-Si 合金的显微组织细化[J]. 金属学报, 2002, 38(10): 1105-1108.
- [18] 宋佩维, 李虹燕, 王永善. 铸态 Mg-4Al-2Si 合金的显微组织与力学性能[J]. 材料工程, 2010, (1): 1-4.
- [19] 胡德林. 三元合金相图及其应用[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1982. 106-112.
- [20] LI Xin-lin, CHEN Yan-bin, WANG Xiang. Effect of cooling rates on as-cast microstructures of Mg-9Al-xSi ( $x=1, 3$ ) alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(s2): 393-396.
- [21] 张忠明, 徐春杰, 贾树卓, 等. 高硅含量镁铝硅合金的组织与力学性能[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(5): 140-146.
- [22] 张清, 李全安, 井晓天, 等. Sb 合金化在耐热镁合金中的应用[J]. 材料工程, 2009, (12): 80-83.
- [23] LIAO Li-hua, ZHANG Xiu-qing, WANG Hao-wei. Influence of Sb on damping capacity and mechanical properties of  $\text{Mg}_2\text{Si}/\text{Mg}-9\text{Al}$  composite materials[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 430(1-2): 292-296.
- [24] SONG Chang-jiang, HAN Qing-you, ZHAI Qi-jie. Review of grain refinement methods for as-cast microstructure of magnesium alloy[J]. China Foundry, 2009, 6(3): 93-96.
- [25] 黄明志. 金属力学性能[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 1986. 28-55.

基金项目: 陕西省教育厅自然科学专项科研计划资助项目(2010JK470); 陕西省自然科学基金研究计划资助项目(2010JM6009)

收稿日期: 2011-09-20; 修订日期: 2012-01-15

作者简介: 宋佩维(1964—), 男, 博士, 副教授, 主要从事高性能轻金属材料的研究, 联系地址: 陕西省汉中市陕西理工学院(北区)材料科学与工程学院办公室(723003), E-mail: spwshy@163.com