

# Sm 对挤压 Mg-6Al-1.0Ca-0.5Mn 镁合金微观组织及力学性能的影响

房大庆<sup>1</sup>, 梁超<sup>1</sup>, 张克维<sup>1</sup>, 武华杰<sup>1</sup>, 毕广利<sup>2</sup>, 柴跃生<sup>1</sup>

(1. 太原科技大学, 山西 太原 030024)

(2. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

**摘要:** 制备了 Mg-6Al-1.0Ca-0.5Mn-xSm ( $x=0.5, 1.5, 4.5$ , 质量分数, %) 合金, 研究了合金的显微组织和力学性能。实验结果表明, 随着 Sm 质量分数的增加, Al<sub>2</sub>Sm 相主要在晶内析出且体积分数增加, 相反 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的体积分数降低; 挤压后合金发生动态再结晶, 晶粒细化。在室温条件下, 含 1.5%Sm 合金显示了最佳的力学性能, 其极限抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 316 MPa, 148 MPa 和 21.3%。该合金优异的力学性能主要是由于晶粒细化、Al<sub>2</sub>Sm 颗粒的弥散强化和减少 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相的析出。

**关键词:** 挤压 Mg-Al-Ca-Mn-Sm 合金; 显微结构; 力学性能

**中图分类号:** TG146.2+2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)04-1110-05

镁合金是目前工程应用最轻的金属结构材料, 具有较好的铸造性能和加工性能, 密度仅为铝的 2/3, 比强度、比刚度好, 同时还具有弹性模量低, 减振抗噪等特点, 在电子、通讯、航天航空和汽车领域得到了广泛的应用<sup>[1-3]</sup>。目前应用最多的是 Mg-Al 系镁合金, 如 AZ91, AZ63 及 AM60 等, 然而当温度高于 120 °C 时, 这些合金表现出较低的强度和抗蠕变性能<sup>[4]</sup>。

在镁合金中添加一定量的稀土 (RE) 元素, 通过弥散强化和细晶强化的作用可有效提高镁铝系镁合金的综合力学性能。在此基础上发展了一系列稀土高耐热镁合金, 通过优化显微组织去提高合金的铸造性、热稳定性和抗蠕变性能<sup>[5-10]</sup>。稀土具有净化熔体和细化晶粒的作用, 稀土的添加可提高镁铝系镁合金综合力学性能, 有研究表明, Mg-5Al-3Ca-RE 合金具有良好的铸造性能和优良的热稳定性, 化学活性高的稀土原子可以与 Al 原子结合形成高熔点弥散强化相, 抑制低熔点镁铝相的形成, 从而提高合金的力学性能<sup>[11]</sup>。

稀土 Sm 在镁中固溶度大且具有良好的细化晶粒和固溶强化效果<sup>[12,13]</sup>, 至今有关 Sm 在镁合金中的应用研究较少。在本工作中研究了不同质量分数 Sm 对挤压态 Mg-6Al-1.0Ca-0.5Mn 合金显微组织和力学性能的影响。

## 1 实验

试验用原材料为纯镁 (99.6%), 铝锭 (99.98%), MnCl<sub>2</sub> 以及 Mg-Ca, Mg-Sm 中间合金。在电炉中进行熔炼 (保护气氛为 CO<sub>2</sub>+SF<sub>6</sub> 混合气体), 熔炼温度 750 °C, 精炼后浇注到直径为 130 cm 圆柱钢模中。铸锭在 380 °C 下固溶处理 12 h 后在 310 t 油压机上挤压成棒材。制备 Mg-6Al-1.0Ca-0.5Mn-xSm ( $x=0.5, 1.5, 4.5$ , 质量分数, %) 3 种合金, 取样并编号, 分别为合金 A、B 和 C。挤压工艺参数为: 挤压温度 300 °C, 挤压比 16, 挤压速度 1 m/min。

采用金相显微镜及配有能谱仪的 S-4800 型扫描电镜观察合金的微观组织形貌, 采用 D/MAX-2500 型 X 射线衍射仪进行物相分析。在 CMT-5504 电子万能材料拉伸试验机上进行拉伸性能测试, 拉伸速率 0.5 mm/min。

## 2 结果和讨论

### 2.1 显微组织

A、B 和 C 3 种合金试样的 XRD 分析结果如图 1 所示。由图中可以看出, 在加入 Sm 后, 合金的主要组成相除了  $\alpha$ -Mg 和 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 外, 还出现了 Al<sub>2</sub>Sm 相。

图 2 为挤压态合金 (平行于挤压方向) 的金相组织。从图中可以看出, 含 Sm 量较低和较高合金的晶粒大小均匀度较差, 小晶粒沿着大晶粒周围分布, 在 Sm 质量分数较低的合金中, 镁铝相呈现网状分布。

收稿日期: 2016-04-01

基金项目: 太原科技大学博士科研启动项目 (20122011); 国家自然科学基金 (51301082)

作者简介: 房大庆, 男, 1970 年生, 博士, 副教授, 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-6998126, E-mail: fangdaqingtykd@163.com

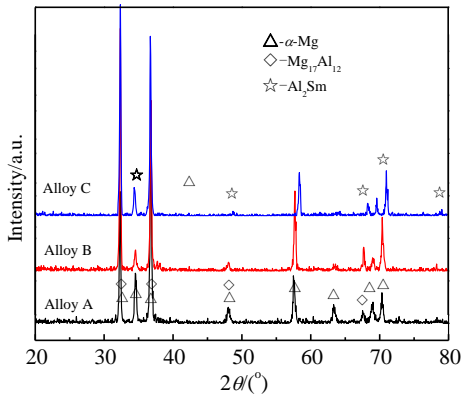


图 1 挤压合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of as-extruded alloys

在固溶后生成的相大部分溶解于基体中，剩余少量的镁铝相分布于晶界处，挤压变形时，基体晶粒破碎的同时，也发生了动态再结晶现象，残余少量的镁铝相为动态再结晶的发生提供了较多的形核质点，从而出现了沿着晶界处呈网状形态分布的小晶粒。

较高质量分数的 Sm 加入后，主要是由于铝钐高

温颗粒的存在，阻碍了挤压变形过程中晶粒的破碎现象，组织中出现的大晶粒要比少量加入钐时还要大，部分少量的小晶粒是动态再结晶形核长大的结果。

对于含 1.5%钐的合金，铝钐相的形成会使得镁铝相网状破碎，在经过固溶处理后残余第二相颗粒细小弥散，含量较少，在挤压时晶粒均匀破碎，再结晶的小晶粒分布较为均匀，呈现出等轴晶组织状态。

图 3 为挤压合金的 SEM 图。从图中可以清晰地看到合金 A 中沿着晶界或接近晶界处有块状的和细小的颗粒相分布；合金 B 中块状的颗粒在减少，细小的颗粒相在增多，并且合金 B 中的块状相比合金 A 中的块状相分布比较分散；随着 Sm 质量分数的增加，C 合金中块状的沉淀相在进一步减少而细小的颗粒相在继续增多，并且第二相沿着晶界发生了聚集现象。元素间形成化合物的难易程度可用电负性来判断。元素间的电负性差越大，则原子的结合力越强，越易形成化合物。由于 Sm 与 Al 的电负性差值为 0.44，大于 Sm 与 Mg 的电负性差 0.14，因此 Sm 优先与 Al 生成 Al<sub>2</sub>Sm 相，Al<sub>2</sub>Sm 相是一种高温稳定的质点，而且不易于长大，这些相在固溶处理时未溶于基体内部，作为残留相分布于基体上。



图 2 挤压合金的金相显微组织

Fig.2 Optical microstructures of as-extruded alloys: (a) alloy A, (b) alloy B, and (c) alloy C

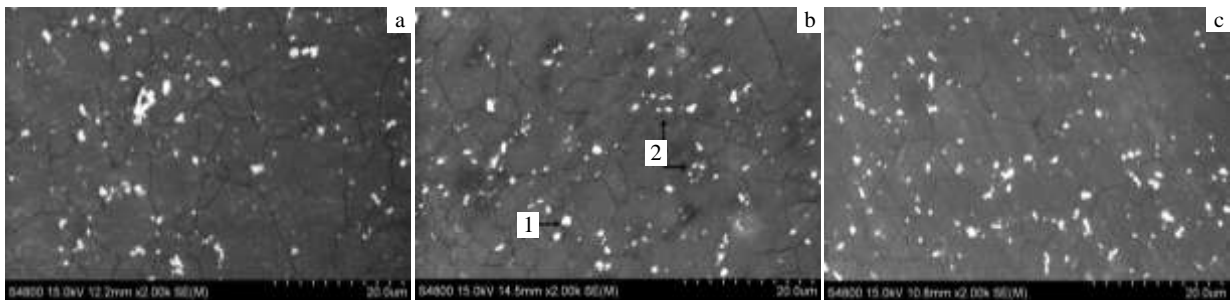


图 3 挤压合金的 SEM 图片

Fig.3 SEM images of as-extruded alloys: (a) alloy A, (b) alloy B, and (c) alloy C

如图 4 所示, 对于图 3b 合金 B 中块状沉淀相 (1 点), EDS 结果表明 (图 4a) 少量的 Ca 存在于这些相中, 并且 Mg 与 Al 的原子比约为 1.55, 接近于  $Mg_{17}Al_{12}$  的化学计量比 17:12, 块状的沉淀为含 Ca 的  $Mg_{17}Al_{12}$  相。细小的颗粒沉淀相 (2 点), 由 EDS 结果表明 (图 4b), Al 与 Sm 的原子比约为 6.67, 这接近于  $Al_2Sm$  的化学计量比 2:1。基于 XRD 的分析结果, 块状和细小的颗粒分别为  $Mg_{17}Al_{12}$  和  $Al_2Sm$  相。

### 2.2 拉伸性能

图 5 是挤压态合金在室温条件下的极限抗拉强度、屈服强度和伸长率。Sm 含量对合金的极限抗拉强度、屈服强度和伸长率的影响具有相似趋势, 即随着 Sm 质量分数的增加, 合金的极限抗拉强度、屈服强度和伸长率先增加后降低。当 Sm 质量分数为 1.5% 时, 合金 B 表现出了最佳的拉伸性能, 极限抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 316 MPa、148 MPa 和 21.3%, Sm 的质量分数到 4.5% 时, 合金 C 的拉伸性能出现了下降。

Sm 的添加引起拉伸性能的变化可归因于以下几方面:

(1) 第二相强化。由于合金 A 添加了少量的钐, 合金主要的相是热稳定性低的  $Mg_{17}Al_{12}$ , 其熔点比较

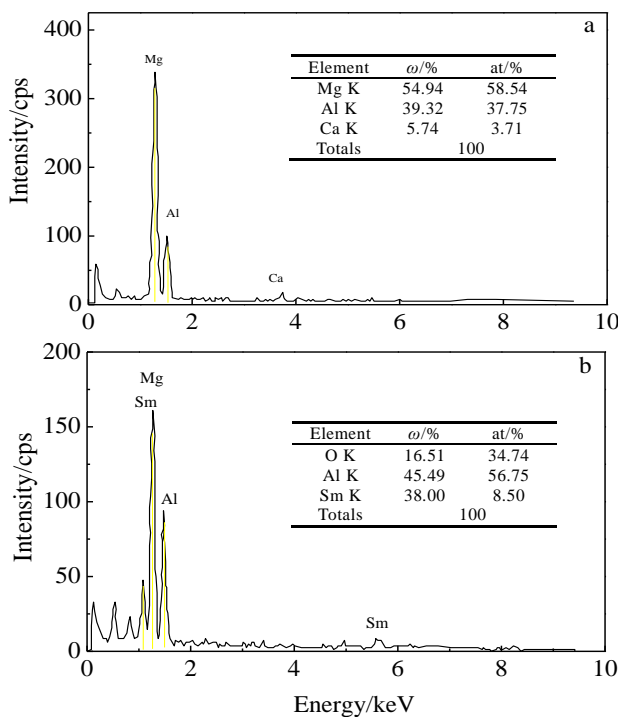


图 4 图 3b 中挤压合金 B 中标记 1 和 2 位置处的 EDS 图谱  
Fig.4 EDS spectra of Point 1 (a) and Point 2 (b) of alloy B in Fig.3b

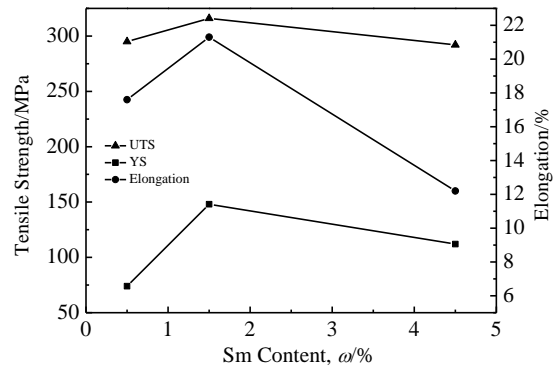


图 5 挤压合金的极限抗拉强度, 屈服强度和伸长率  
Fig.5 Ultimate tensile strength (UTS), yield strength (YS) and elongation of as-extruded alloys

低, 为 437 °C。在挤压变形过程中, 由于原子加速扩散,  $Mg_{17}Al_{12}$  相易变软和粗化, 导致  $\alpha$ -Mg 和  $Mg_{17}Al_{12}$  界面结合力下降。另外,  $Mg_{17}Al_{12}$  是体心立方结构 (bcc), 与  $\alpha$ -Mg 基的密排六方结构 (hcp) 是不相容的<sup>[14]</sup>。从而在  $\alpha$ -Mg 和  $Mg_{17}Al_{12}$  界面处由于结合力度不够易于断裂, 这就导致了其在室温条件下拉伸性能较弱。随着钐的添加, 合金 B 在凝固的过程中形成了大量立方晶体结构的  $Al_2Sm$  相。由于  $Al_2Sm$  相具有较高的熔点 1500 °C, 热稳定性好, 由图 3 知, 其在基体内弥散分布, 在变形过程中, 能够有效的钉扎晶界, 阻止位错运动, 提高了合金的强度。

(2)  $Mg_{17}Al_{12}$  相体积分数的减少。 $Al_2Sm$  相的形成需要消耗大量的铝元素。因此, 仅仅留下少量的铝元素与镁元素反应生成  $Mg_{17}Al_{12}$  相。随着钐元素的添加,  $Mg_{17}Al_{12}$  相的体积分数降低, 尺寸减小。所以, 通过添加 Sm 使得  $Mg_{17}Al_{12}$  相对拉伸性能的决定性作用在降低。这些因素导致了合金的拉伸性能的提高。在已研究的 Mg-Al-Ca-Sm 和 Mg-Al-Mn-Sm 合金中已有类似的结论<sup>[4,14]</sup>。根据 Hall-Petch 公式:

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

式中,  $\sigma_y$  为材料屈服强度,  $\sigma_0$  为常数,  $k$  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。由图 2 知, 合金 B 的平均晶粒尺寸最小, 结合公式 (1) 可知合金 B 的屈服强度最大, 这与拉伸试验结果相吻合。从图 5 中可以发现, 当 Sm 的质量分数增加到 4.5% 时, 拉伸性能出现下降。这是因为与合金 B 相比, 合金 C 中大量的细小颗粒相  $Al_2Sm$  形成并发生偏聚现象, 且体积分数变大。在变形过程中, 在这些颗粒相的周围将会发生应力集中, 导致在  $Al_2Sm$  相和  $\alpha$ -Mg 的界面处发

生裂纹<sup>[15,16]</sup>, 进而对合金力学性能产生不利影响。

### 2.3 断裂行为

图6给出了A、B和C 3个合金试样在室温条件下的SEM断口形貌。从图中可以看出, 3种挤压合金的断裂特征均为准解理断裂与韧性断裂相结合的断裂方式。对合金A, 断口的解理刻面大, 撕裂棱沿着晶界分布, 存在有少量细小的韧窝。裂纹多沿晶界扩展, 当裂纹扩展入晶内时, 由于稳定的第二相较少, 加上变形后的晶粒较大, 使得裂纹于晶内无阻碍扩展, 造成合金很快断裂, 表现为强度和韧性较低。对合金B,

断口的解理刻面小, 存在大量的韧窝, 在韧窝的底部还有一些颗粒状的沉淀相  $Al_2Sm$ , 由于高熔点  $Al_2Sm$  相数量的增多, 这些相弥散分布于基体上, 能够有效地阻碍位错的运动, 达到同时强化晶界和基体的效果, 并使其呈现韧性断裂的趋势。对合金C, 断裂表面内撕裂棱沿晶界分布并向晶内扩展, 而且韧窝多出现于晶界交汇处, 在晶内出现了大量的撕裂棱, 说明含量高的  $Al_2Sm$  相在钉扎位错运动的同时, 本身也会产生应力集中, 形成裂纹源导致合金萌生更多的裂纹造成断裂。

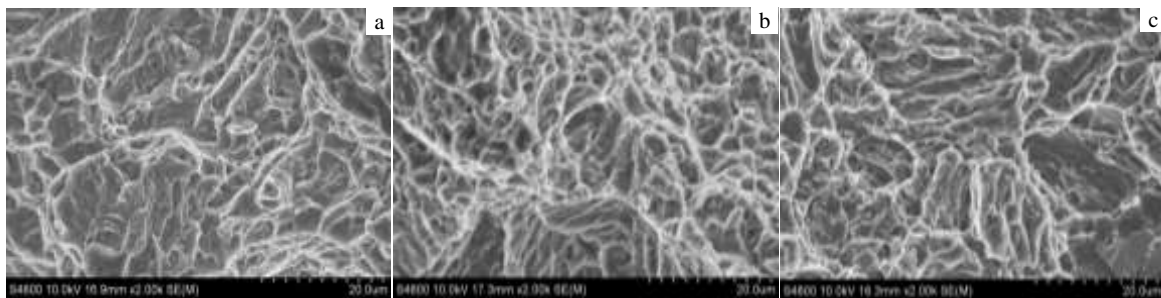


图6 挤压合金的拉伸断口形貌

Fig.6 SEM morphologies of the fractured tensile sample of as-extruded alloys: (a) alloy A, (b) alloy B, and (c) alloy C

## 3 结论

1) 挤压过程中合金发生了动态再结晶, 添加适量的Sm, 可细化挤压态Mg-6Al-1.0Ca-0.5Mn合金的微观组织。

2) 随着Sm的加入, 合金的力学性能先增加后降低, 当Sm质量分数为1.5%时, 拉伸性能达到了最佳。极限抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为316 MPa, 148 MPa和21.3%。合金力学性能提高是由于热稳定性高的 $Al_2Sm$ 相能够有效地阻止位错运动滑移。

3) 挤压态合金的断裂形式为解理断裂和韧性断裂的组合断裂方式。

### 参考文献 References

- [1] Wen Jiuba(文九巴), Wang Hao(王浩), He Junguang(贺俊光) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(2): 27
- [2] Yunus Turen. *Materials and Design*[J], 2013, 49: 1009
- [3] Zhang Daidong(张代东), Zhang Xiaoru(张晓茹), Hao Xiaowei(郝晓伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1862
- [4] Hyeon-Taek Son, Jae-Seol Lee, Dae-Guen Kim et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 473(1-2): 446
- [5] Yang Wen(杨文), Yan Desheng(闫德胜), Rong Lijian(戎利建). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(12): 2530
- [6] Balasubramani N, Srinivasan A, Pillai U T S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 457(1): 275
- [7] Yuan Guangyin, Sun Yangshan, Ding Wenjiang. *Scripta Materialia*[J], 2000, 43(11): 1009
- [8] Yuan Guangyin, Sun Yangshan, Ding Wenjiang. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 308(1-2): 38
- [9] Zhang Jinghuai(张景怀), Tang Dingxiang(唐定骧), Zhang Hongjie(张洪杰) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2008, 32(5): 658
- [10] Du Wenwen, Sun Yangshan, Min Xuegang et al. *Material Science and Engineering A*[J], 2003, 356: 1
- [11] Pekguleryuz M O, Kaya A A. *Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5(12): 866
- [12] Zhao Yongcheng(赵永成), Yan Shihong(颜世宏), Li Zong'an(李宗安) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(5): 667
- [13] Zhang Qing(张清), Li Quan'an(李全安), Jing Xiaotian(井晓天) et al. *Foundry*(铸造)[J], 2010, 59(3): 260
- [14] Wang Jianli, Wang Lidong, Wu Yaoming et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(12): 4115

- [15] Yang Yaqin, Li Baocheng, Zhang Zhiming. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 499(1-2): 238  
星) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 617
- [16] Zhang Jinshan(张金山), Ji Guoqiang(姬国强), Wang Xing(王

## Effect of Sm Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Extruded Mg-6Al-1.0Ca-0.5Mn Alloys

Fang Daqing<sup>1</sup>, Liang Chao<sup>1</sup>, Zhang Kewei<sup>1</sup>, Wu Huajie<sup>1</sup>, Bi Guangli<sup>2</sup>, Chai Yuesheng<sup>1</sup>

(1. Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals,  
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

**Abstract:** The effect of Sm addition (0.5, 1.5, 4.5, wt%) on microstructure and mechanical properties of extruded Mg-6Al-1.0Ca-0.5Mn alloys was investigated. Results show that with increasing the Sm content, the Al<sub>2</sub>Sm phase precipitates in the matrix and the volume fraction of the phase increases but that of Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase decreases. The grains of alloys are refined due to the sufficient dynamic recrystallization during the extrusion process. The alloy containing 1.5 wt% Sm exhibits the best mechanical properties, whose UTS, yield strength and elongation are 316 MPa, 148 MPa and 21.3%, respectively. The improved mechanical properties are mainly attributed to grain refinement, the precipitation strengthening of Al<sub>2</sub>Sm particles and less Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase in the matrix.

**Key words:** extruded Mg-Al-Ca-Mn-Sm alloy; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Fang Daqing, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6998126, E-mail: fangdaqingtykd@163.com