

DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20220089

# 挤压态 Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn 合金的 显微组织和力学性能

张全福<sup>1</sup>, 宋蕾<sup>1</sup>, 王建<sup>1</sup>, 郭振宇<sup>2</sup>, 任乃栋<sup>1</sup>, 赵建琪<sup>1</sup>, 武维康<sup>1</sup>, 程伟丽<sup>2</sup>

(1 孝义市东义镁业有限公司, 山西 孝义 032308; 2 太原理工大学 材料科学与工程学院, 太原 030024)

**摘要:** 低合金化的 Mg-Sn-Bi 基合金具有较高的拉伸延展性和挤压成形性, 是开发高强度镁合金的理想材料。为了弥补其强度不足的缺点, 本文通过微合金化设计了一种新型的低合金化 Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn 镁合金, 该合金在挤压温度为 523 K、挤压比为 25:1 的条件下被成功挤压成形。采用电子背散射衍射仪 (EBSD)、X 射线衍射分析仪 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM) 和透射电子显微镜 (TEM) 等技术表征挤压态合金的组织特征和相组成, 并利用拉伸试验机测试了挤压态合金的室温拉伸性能, 此外, 还对合金的强韧化机制和加工硬化行为进行了详细的讨论。结果表明: 挤压态合金主要由  $\alpha$ -Mg、 $Mg_3Bi_2$  以及  $Mg_2Bi_2Ca$  相组成, 且表现出几乎完全的动态再结晶组织和典型的挤压镁合金织构; 合金的拉伸屈服强度为 287.2 MPa, 抗拉强度为 353.0 MPa, 伸长率为 20.0%, 具有良好的强韧性匹配度。合金展现出的高屈服强度是晶界强化、第二相强化和织构强化共同作用的结果; 合金的断口形貌表现出典型的韧性断裂特征, 然而粗大  $Mg_2Bi_2Ca$  相的存在会对塑性产生不利影响; 合金的加工硬化行为可分为第 I 阶段和第 III 阶段, 第 II 阶段受到抑制。

**关键词:** Mg-Sn-Bi 基合金; 显微组织; 力学性能; 强化机制; 加工硬化行为

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1005-0299(2023)02-0076-07

## Microstructure and mechanical properties of as-extruded Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn magnesium alloy

ZHANG Quanfu<sup>1</sup>, SONG Lei<sup>1</sup>, WANG Jian<sup>1</sup>, GUO Zhenyu<sup>2</sup>, REN Naidong<sup>1</sup>,  
ZHAO Jianqi<sup>1</sup>, WU Weikang<sup>1</sup>, CHENG Weili<sup>2</sup>

(1. Xiaoyi Dongyi Magnesium Industry Co., Ltd., Xiaoyi 032308, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** The low-alloyed Mg-Sn-Bi-based alloys have high tensile ductility and extrusion formability, which are ideal materials for developing magnesium alloys with high strength and ductility. Considering the poor strength of the alloy, a new low-alloyed Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn magnesium alloy was designed by micro-alloying, which was successfully extruded at an extrusion temperature of 523 K and an extrusion ratio of 25:1. The microstructure and phase composition of the as-extruded alloy were analyzed by electron backscatter diffractometer (EBSD), X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM), and transmission electron microscope (TEM), and the tensile properties were tested by tensile testing machine at room temperature. In addition, the work-hardening behavior and strengthening and toughening mechanism of the alloy were discussed in detail. Results show that the as-extruded alloy was mainly composed of  $\alpha$ -Mg,  $Mg_3Bi_2$ , and  $Mg_2Bi_2Ca$  phases, and exhibited almost complete dynamic recrystallization structure and typical extruded magnesium alloy texture. The studied alloy had a high strength-ductility with tensile yield strength (TYS) of 287.2 MPa, ultimate tensile strength (UTS) of 353.0 MPa, and elongation (EL) of 20.0%. The higher yield strength was the result of the combined effect of grain boundary strengthening, second phase strengthening, and texture strengthening. The fracture morphology of the alloy presented ductile fracture characteristics, while the presence of coarse  $Mg_2Bi_2Ca$  phases adversely affected the plasticity. The work-hardening behavior of the alloy could be divided into stage I and stage III, with stage II being suppressed.

**Keywords:** Mg-Sn-Bi-based alloy; microstructure; mechanical properties; strengthening mechanism; work-hardening behavior

收稿日期: 2022-03-21.

网络出版日期: 2022-07-12.

基金项目: 山西省留学回国人员资助项目 (2019032); 山西省镁合金重大科技专项项目 (20191102008).

作者简介: 张全福 (1972—), 男, 总工程师;

程伟丽 (1982—), 男, 教授.

通信作者: 程伟丽, E-mail: chengweili7@126.com

期刊网址: [http://hit.alljournals.cn/mst\\_cn/ch/index.aspx](http://hit.alljournals.cn/mst_cn/ch/index.aspx)

随着汽车、航空航天、电子通讯等领域的发展, 对高强韧轻质合金材料提出了更高的需求<sup>[1-2]</sup>。镁合金具有密度低、比强度高、减震性好及储量丰富等优点, 近年来受到广泛的关注。然而, 镁合金的室温强韧性和低温变形能力差, 限制

了其更广泛的应用。合金化可以通过调控镁合金的组织,从而实现镁合金性能的提升。但大多数合金元素无法实现合金强韧性同步提升的目的。尽管添加稀土元素(RE)可以缓解这一状况,但昂贵的价格和复杂的制备工艺限制了 Mg-RE 合金的大规模应用潜力。因此,开发新型无稀土的高性能镁合金成为当前研究的热点。

近年来,Mg-Sn 基合金受到研究者的广泛关注<sup>[3-6]</sup>。该合金中形成的 Mg<sub>2</sub>Sn 相具有高熔点(1 051 K),高硬度(119HV)及较好的热稳定性,因此,Mg-Sn 基合金表现出良好的挤压成形性能和力学性能。此外,Sn 的加入还可以降低镁合金的不稳定层错能<sup>[3]</sup>,促进塑性变形过程中非基面滑移系的激活。已有研究表明<sup>[5]</sup>,高 Sn 含量的 Mg-Sn 基合金表现出较高的强度,这归因于较强的固溶强化和析出强化效应。然而,高 Sn 含量的 Mg-Sn 基合金中容易产生粗大的 Mg<sub>2</sub>Sn 相,导致合金的伸长率下降<sup>[5]</sup>。因此,为了提高 Mg-Sn 基合金的强韧性,可以采用其他合金元素来替代 Sn,以减少 Sn 的添加量。与 Sn 元素相似,Bi 在镁合金中也会诱发高熔点 Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> 相的生成,从而表现出良好的挤压变形能力和强化能力。此外,有研究表明<sup>[7-8]</sup>,在镁合金中加入微量的 Mn 可以去除杂质 Fe,细化晶粒,弱化织构,从而提高镁合金的室温拉伸性能。本课题组前期的研究中发现<sup>[9]</sup>,微量 Ca 的加入可以促进动态再结晶过程,细化 Mg-1Bi-1Zn 合金的晶粒,从而显著提高合金的力学性能。

另外,挤压变形可以显著细化镁合金组织,并通过动态析出诱发微纳米第二相的析出,从而为合金强韧性的提高奠定组织基础<sup>[6-7]</sup>。综上所述,挤压态低合金化的 Mg-Sn-Bi-Ca-Mn 合金展示出开发高强韧镁合金的巨大潜力。然而,目前针对 Mg-Sn-Bi-Ca-Mn 合金的研究尚鲜有报道,为此,本文将设计并制备挤压态 Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn 合金,研究其微观组织特征与室温拉伸性能间的关系,详细讨论其强韧化机制和加工硬化行为,以期开发出一种具有良好强韧性匹配度的镁合金。

## 1 实验

采用纯 Mg, Sn, Bi 和 Mg-30% Ca, Mg-10% Mn 中间合金制备 Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn 铸锭。将铸锭切割后进行固溶处理,固溶温度为 753 K,保温时间 24 h,固溶后进行淬火。随后使用 YAW-3000 型压力机进行挤压,挤压温度为

523 K,挤压比 25:1,挤压速度 0.1 mm/s,得到直径 12 mm 的挤压棒。

采用电子背散射衍射仪(JEOL JSM-7000F)表征挤压态合金的显微组织和织构信息,测量步长为 0.4 μm。EBSD 样品先经砂纸打磨后,再进行离子抛光。采用 X 射线衍射仪(Rigaku Ultima IV)进行样品相的鉴定。采用场发射扫描电子显微镜(TESCAN MIRA4)和透射电子显微镜(JE-2100F)观察挤压态样品的微观结构。第二相体积分数通过软件 Image-Pro Plus 6.0 计算。从挤压棒上沿挤压方向切出 18 mm × 4 mm × 2 mm 规格的拉伸试样。在室温下使用拉伸试验机(MTS E45.105)以 0.5 mm/min 的恒定应变速率拉伸至断裂,取 3 个拉伸试样的平均值。采用扫描电子显微镜(Mira 3XMU)观察试样的断口形貌。

## 2 结果与分析

### 2.1 显微组织

图 1(a)为合金挤压前的 SEM 图片,可以看到在晶内和晶界分布着大量条状第二相。图 1(b)为挤压态合金的 EBSD 取向图,可以看到,合金表现出典型的等轴晶组织,表明合金在挤压过程中发生了动态再结晶。晶粒分布表现出双尺寸组织(粗大等轴晶和细小等轴晶),平均晶粒尺寸约为 7.61 μm ± 0.68 μm。另外,使用截线法分别测量了沿挤压方向(Extrusion Direction, ED)和横向(Transverse Direction, TD)的平均晶粒尺寸,其比值为 1.22,表明挤压态合金的晶粒变形程度较低。图 1(c)为合金的动态再结晶晶粒分布图,可以看到,大部分晶粒发生了动态再结晶,少量变形严重的晶粒可能是残留的未动态再结晶晶粒或再次变形的动态再结晶晶粒。

图 1(d)为试样的(0001)晶面极图,可以看到,大多数晶粒表现出基面平行于 ED 的择优取向,这是挤压镁合金典型的织构类型,最大基面织构强度为 6.03MRD (Multiples of Random Distribution)。上述织构类型会导致大多数晶粒沿 ED 方向拉伸变形时处于硬取向,导致合金的基面滑移不容易被激活,从而产生取向强化效应。

图 2 为挤压态 Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn 合金的 XRD 谱图。图 2 结果表明:挤压态合金主要由 α-Mg, Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> 及 Mg<sub>2</sub>Bi<sub>2</sub>Ca 相组成。需要指出的是,合金中生成了 Mg<sub>2</sub>Bi<sub>2</sub>Ca 相,而不是 Mg<sub>2</sub>Ca 相,这可能是由于 Mg<sub>2</sub>Bi<sub>2</sub>Ca (~1 363 K) 相的熔点比 Mg<sub>2</sub>Ca (~984 K) 相高,因此,热稳定性高的 Mg<sub>2</sub>Bi<sub>2</sub>Ca 相会优先形成。此外,合金中没有

检测到含 Sn 相的衍射峰,表明大部分 Sn 固溶到

了 Mg 基体中或者生成的含 Sn 相数量较少。

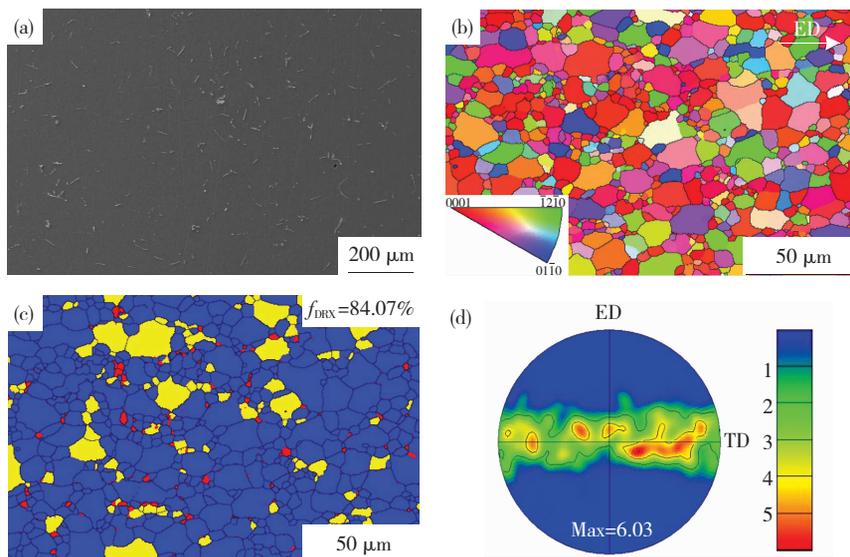


图 1 实验合金的挤压前组织 (a), EBSD 取向图 (b), 动态再结晶晶粒分布图 (c) 和 (0001) 极图 (d)

Fig. 1 Pre-extrusion structure (a), EBSD orientation map (b), dynamic recrystallization grain distribution map (c), and (0001) polar diagram (d) of studied alloy

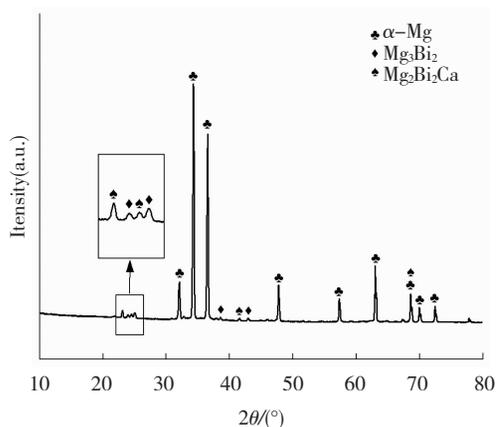


图 2 实验合金的 XRD 谱图

Fig. 2 XRD patterns of experimental alloy

图 3(a) 和 (b) 为挤压态合金的 TEM 明场像和高分辨图, 可以看到, 挤压态合金中生成了大量的纳米级和亚微米级第二相颗粒, 这与挤压过程中发生的动态析出有关<sup>[9]</sup>。研究结果表明<sup>[10]</sup>, 挤压过程中产生的位错可以为纳米级析出相提供更好的形核位置, 从而诱发大量的动态析出相。图 3(b) 中选定区域的衍射谱表明, 少量棒状析出相 (长度约为 150 ~ 200 nm) 可以被确认为 Mg<sub>2</sub>Sn 相, 这与之前报道的挤压态 Mg-5Bi-2Sn (wt.%) 合金的结果一致<sup>[3]</sup>。大量平均半径约为 48 nm 的球状颗粒可以确定为 Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> 相, 其晶格常数  $a = 0.466 \text{ nm}$ ,  $c = 0.733 \text{ nm}$ 。此外, 少量微米级的块状颗粒为 Mg<sub>2</sub>Bi<sub>2</sub>Ca 相。图 3(c) 和 (d) 为挤压态合金的 SEM 显微形貌。

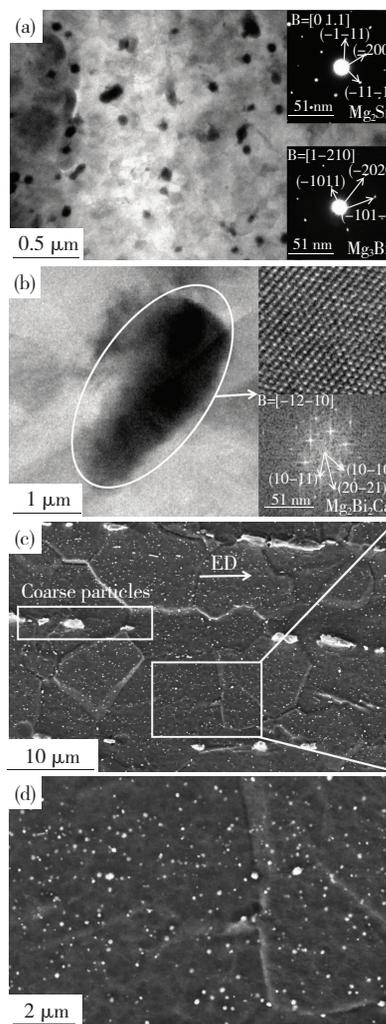


图 3 挤压态合金的低倍和高倍 TEM (a, b) 及 SEM 形貌 (c, d)

Fig. 3 Low and high TEM morphologies (a, b) and SEM morphologies (c, d) of as-extruded alloy

由图 3(c)可以看出,大量细小析出相均匀地分布在试样的晶内和晶界,并有一些破碎的粗颗粒沿挤压方向成条带状分布,这可能与固溶处理后未溶解的粗大颗粒有关。微米级的  $Mg_2Bi_2Ca$  颗粒可能通过粒子诱发形核机制 (Particle Stimulated Nucleation, PSN) 促进动态再结晶晶粒的形核。另外,纳米第二相颗粒的存在,可以通过 Zener 效应钉扎晶界,抑制晶界的迁移,实现晶粒细化。

## 2.2 力学性能

图 4 为挤压态 Mg-2Bi-2Sn-0.5Ca-0.2Mn 合金的室温拉伸曲线。由图 4 可见,该合金的屈服强度为 287.2 MPa,抗拉强度为 353.0 MPa,伸长率为 20.0%,与表 1 中已报道的镁合金<sup>[9,11-14]</sup>相比,该合金表现出良好的强韧性匹配度,表明当前合金系具有较高的商业应用潜力。通常,合金的强度和各种强化机制的影响有关,如晶界强化、第二相强化、织构强化、固溶强化和位错强化等。

晶界通过阻碍位错运动可以显著提高合金的屈服强度,而晶粒尺寸是影响晶界强化效果的重要参数。由于镁合金的层错能较低,因此通过调节挤压参数促进动态再结晶过程,并添加合金元素抑制晶粒长大是镁合金晶粒细化的一种可行策

略。晶粒尺寸和屈服强度之间的关系可以由霍尔-佩奇 (Hall-Petch) 公式描述,

$$\Delta\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

式中: $\sigma_0$  为位错运动的摩擦应力; $k$  为镁合金的霍尔-佩奇系数; $d$  为平均晶粒尺寸 (7.61  $\mu\text{m}$ )。根据 Jin 等<sup>[15]</sup> 的研究, $\sigma_0$  为 131 MPa, $k$  为 290  $\text{MPa}/\mu\text{m}^{1/2}$ 。因此,计算得到晶界强化对屈服强度的贡献约为 236.1 MPa。由此可见,细小的等轴晶组织是挤压态 Mg-2Bi-2Sn-0.5Ca-0.2Mn 合金强度高的重要贡献因素。

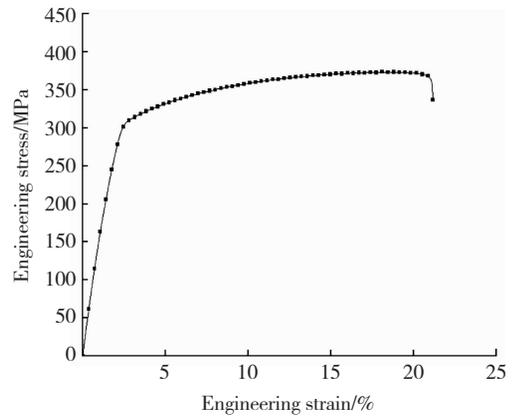


图 4 实验合金的室温拉伸曲线

Fig. 4 Tensile curve of experimental alloy at room temperature

表 1 不同成分和挤压参数下镁合金性能的对比<sup>[3,9,11-12,14]</sup>

Table 1 Comparison of properties of magnesium alloys with different compositions and extrusion parameters<sup>[3,9,11-12,14]</sup>

Alloy	Extrusion temperature /K	Extrusion ratio	TYS/MPa	UTS/MPa	EL/%
Mg-1.3Bi-0.4Ca <sup>[11]</sup>	573	36:1	102	193	44.5
Mg-1Bi-1Zn <sup>[9]</sup>	573	16:1	173	216	22.3
Mg-1Bi-1Zn-0.6Ca <sup>[9]</sup>			215	272	27.1
Mg-2Sn <sup>[12]</sup>	573	31.5:1	127	232	9.0
Mg-2Sn-2Bi-0.5Ca-0.2Mn (in this study)	523	25:1	287	353	20.0
Mg-5Bi-2Sn <sup>[3]</sup>	573	10:1	212	262	5.0
Mg-5Bi-4Sn <sup>[3]</sup>	573	10:1	239	282	3.6
Mg-8Sn-4Al-2Zn <sup>[14]</sup>	573	16:1	200	290	17.9

大量第二相颗粒的存在会阻碍位错滑移从而诱发第二相强化。通常,第二相颗粒的间距和尺寸越小,强化效果越好。此外,分布均匀的球状颗粒能够产生更强的位错阻碍作用。因此,本文中均匀分布的纳米级  $Mg_3Bi_2$  和  $Mg_2Sn$  相尺寸小,硬度高,在拉伸过程中不容易变形,由此产生的第二相强化遵循奥罗万 (Orowan) 位错绕过机制,

$$\Delta\sigma_p = M \frac{0.4Gb}{\pi \sqrt{1-v}} \frac{\ln(2\bar{r}/b)}{\lambda_p}$$

式中: $M$  为泰勒常数,取值范围为 2.0~4.5,由于

当前合金具有较强的织构, $M$  取 2.5; $G$  为镁基体的剪切模量,其值为 16.6 GPa; $b$  为柏氏矢量,其值为 0.32 nm; $v$  为泊松比,其值为 0.267; $\bar{r} = \sqrt{3/2}r$ , $r$  为第二相半径; $\lambda_p = 2\bar{r}(\sqrt{\pi/4f_p} - 1)$ , $f_p$  为第二相体积分数,使用 Image-Pro Plus 6.0 软件统计图 3(b) 中纳米级第二相的体积分数, $f_p$  为 2.54%。因此,第二相强化对于屈服强度的贡献值约为 21.8 MPa。

通常,在镁合金的室温变形中,基面滑移由于较小的临界分切应力最容易被激活<sup>[16]</sup>,表 2 总结

了各滑移系的施密特因子,可以看出,挤压态合金基面滑移的平均施密特因子为 0.145,这意味着在沿挤压方向变形时,大部分晶粒处于硬取向,基面滑移不易被激活,从而显著提高了其屈服强度。根据前期研究结果<sup>[9]</sup>,织构对于屈服强度的贡献可由下式计算。

$$\Delta\sigma_{\text{tex}} = m\tau_0$$

式中: $m$ 为取向因子,与合金的织构类型和强度有关,其值为基面织构强度的 6.5 倍; $\tau_0$ 为滑移系的临界分切应力(Critical Shear Stress, CRSS),研究表明<sup>[9]</sup>, $\tau_0$ 的取值范围约为 0.6 ~ 4.0 MPa,由于当前合金的合金化程度较低,因此,在本研究中 $\tau_0$ 取 0.6 MPa,通过计算得到织构强化的贡献值约为 23.5 MPa。

表 2 挤压态合金各滑移系的平均施密特因子

Table 2 Average Schmid factor (SF) for different slip systems of extruded alloy

Basal < a >	Prismatic < a >	Pyramidal < c + a >
0.145	0.452	0.398

此外,位错之间的相互作用也会阻碍位错运动从而提高强度。由于动态再结晶过程消耗了大量位错,动态再结晶区域的位错密度远小于变形区域,因此,再结晶区域的位错密度可以忽略,位错强化可以通过下式计算。

$$\Delta\sigma_d = f_{\text{undrx}}\alpha Gb\sqrt{\rho}$$

式中: $f_{\text{undrx}}$ 为非动态再结晶区域的面积分数(15.93%); $\alpha$ 为常数,其值为 0.2; $\rho$ 为位错密度,对于变形严重的区域,位错密度约为  $10^{14} \sim 10^{16} \text{ m}^{-2}$ <sup>[17-18]</sup>,本研究位错密度取  $10^{14} \text{ m}^{-2}$ ,由此可以算出位错强化的贡献约为 1.7 MPa。

本文合金元素含量较低,且析出了大量的第二相,因此,基体中溶质原子的浓度小,本文不考虑固溶强化对屈服强度的影响。综上,主要的强化机制为晶界强化,而织构强化和第二相强化贡献相对较小,计算出的屈服强度(283.1 MPa)与实际值(287.2 MPa)相差不大。

图 5 为挤压态 Mg-2Bi-2Sn-0.5Ca-0.2Mn 合金的加工硬化曲线。由图 5 可见,在初期的弹塑性转变阶段,试样的加工硬化率急剧降低,这对应于加工硬化的第 I 阶段。随着应变的增加,加工硬化率几乎呈线性降低,对应于加工硬化的第 III 阶段。此外,在第 I 阶段和第 III 阶段之间的曲线上不存在明显的水平线,即第 II 阶段。位错的运动和积累在加工硬化行为中起主导作用,这在很大程度上取决于合金的微观结构,如晶粒尺寸,

第二相颗粒,织构,溶质原子等<sup>[19-20]</sup>。织构能够显著影响滑移系的激活,从而影响加工硬化行为。由表 2 可以看出,非基面滑移的施密特因子远大于基面滑移,基面滑移的激活受到抑制,这有利于 < a > 位错从基面到柱面的交滑移,从而促进动态回复,因此,加工硬化曲线没有明显的第 II 阶段, Liao<sup>[21]</sup>等的研究也出现了类似的现象。此外,细晶粒有较小的位错存储空间和较短的位错滑移通道,因此,随着晶粒尺寸的减小,位错的动态回复趋于加速,导致第 III 阶段的加工硬化率降低。

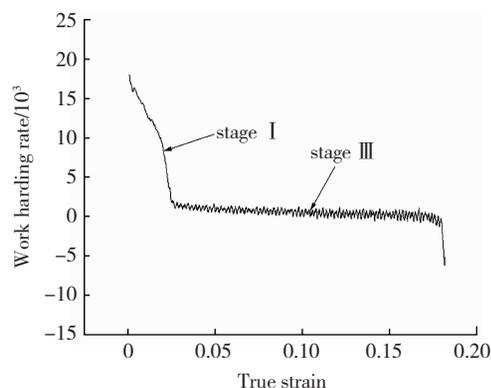


图 5 实验合金的加工硬化曲线

Fig. 5 Work-hardening curve of experimental alloy

图 6 是合金拉伸试样的断口形貌,在断口中可以观察到大量的韧窝,这是韧性断裂的典型特征<sup>[22]</sup>。在小而浅的韧窝处可以观察到大量细小的第二相颗粒,这主要是  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  和少量的  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  颗粒。此外,在大而深的韧窝中可以观察到破碎的粗颗粒,这是由于在拉伸过程中粗大的块状  $\text{Mg}_2\text{Bi}_2\text{Ca}$  和基体之间的界面附近出现了较高的应力集中,为裂纹萌生提供了形核位置,裂纹的进一步扩展会降低合金的加工硬化率,从而对合金的塑性产生不利的影响。



图 6 试样的拉伸断口形貌

Fig. 6 Tensile fracture morphology of sample

### 3 结论

1) 挤压态 Mg-2Bi-2Sn-0.5Ca-0.2Mn 合金表现出几乎完全的动态再结晶晶粒组织,其平均

晶粒尺寸为 7.61  $\mu\text{m}$ ,合金主要由  $\alpha\text{-Mg}$ 、 $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$ 、 $\text{Mg}_2\text{Bi}_2\text{Ca}$  以及少量的  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  组成,具有典型的挤压镁合金织构。

2)合金的拉伸屈服强度为 287.2 MPa,抗拉强度为 353.0 MPa,伸长率为 20.0%。较高的屈服强度归因于晶界强化,织构强化和第二相强化的协同效应,其中晶界强化的贡献最大。

3)加工硬化曲线没有明显的第 II 阶段,这是由于基面滑移的施密特因子较小,激活受到抑制;合金的室温断裂形式为韧性断裂,然而粗大  $\text{Mg}_2\text{Bi}_2\text{Ca}$  相的存在降低了合金的加工硬化率,并削弱了合金的塑性。

### 参考文献:

- [1] 张丁非,张红菊,段作衡,等. Nd 对 Mg-6Zn-Mn 镁合金显微组织和力学性能的影响[J]. 材料工程, 2013(3): 1-5.  
ZHANG Dingfei, ZHANG Hongju, DUAN Zuoheng, et al. Effect of Nd addition on the microstructure and mechanical properties of Mg-6Zn-Mn magnesium alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2013(3): 1-5.  
DOI:10.3969/j.issn.1001-4381.2013.03.001
- [2] 张涛,王忠军,王冬晓,等. 均匀化对 EK31 镁合金组织与腐蚀性能的影响[J]. 材料科学与工艺, 2017, 25(6): 66-74.  
ZHANG Tao, WANG Zhongjun, WANG Dongxiao, et al. Influence of homogenization on microstructure and corrosion resistance of EK31 magnesium alloy [J]. Materials Science and Technology, 2017, 25(6): 66-74.  
DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20170192
- [3] JIN S C, CHA J W, LEE J H, et al. Improvement in tensile strength of extruded Mg-5Bi alloy through addition of Sn and its underlying strengthening mechanisms [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 10(11): 3100-3112.  
DOI:10.1016/j.jma.2021.05.009
- [4] WANG Cong, LUO Tianjiao, LIU Yunteng, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-5Zn-3.5Sn-1Mn-0.5Ca-0.5Cu alloy [J]. Materials Characterization, 2019(147): 406-413.  
DOI:10.1016/j.matchar.2018.11.029
- [5] CHENG Weili, PARK S S, YOU B S, et al. Microstructure and mechanical properties of binary Mg-Sn alloys subjected to indirect extrusion [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 4650-4653.  
DOI:10.1016/j.msea.2010.03.031
- [6] JIANG Weiyang, WANG Jingfeng, ZHAO Weikang, et al. Effect of Sn addition on the mechanical properties and bio-corrosion behavior of cytocompatible Mg-4Zn based alloys [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(1): 15-26.  
DOI:10.1016/j.jma.2019.02.002
- [7] LIU Yang, CHENG Weili, GU Xiongjie, et al. Tailoring the microstructural characteristic and improving the corrosion resistance of extruded dilute Mg-0.5Bi-0.5Sn alloy by microalloying with Mn [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9: 1656-1668.  
DOI:10.1016/j.jma.2020.07.010
- [8] SHE J, ZHOU S B, PENG P, et al. Improvement of strength-ductility balance by Mn addition in Mg-Ca extruded alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 772: 138796.  
DOI:10.1016/j.msea.2019.138796
- [9] LIU Yanhui, CHENG Weili, ZHANG Yao, et al. Microstructure, tensile properties, and corrosion resistance of extruded Mg-1Bi-1Zn alloy: The influence of minor Ca addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 815: 152414.  
DOI:10.1016/j.jallcom.2019.152414
- [10] PAN Hucheng, QIN Gaowu, HUANG Yunmiao, et al. Development of low-alloyed and rare-earth-free magnesium alloys having ultra-high strength [J]. Acta Materialia, 2018, 149: 350-363.  
DOI:10.1016/j.actamat.2018.03.002
- [11] MENG Shuaiju, YU Hui, LI Lichao, et al. Effects of Ca addition on the microstructures and mechanical properties of as-extruded Mg-Bi alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 834: 155216.  
DOI:10.1016/j.jma.2021.04.015
- [12] ZENG Y, SHI O L, JIANG B, et al. Improved formability with theoretical critical shear strength transforming in Mg alloys with Sn addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 764: 555-564.  
DOI:10.1016/j.jallcom.2018.06.055
- [13] LI Z T, QIAO X G, XU C, et al. Ultrahigh strength Mg-Al-Ca-Mn extrusion alloys with various aluminum contents [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 792: 130-141.  
DOI:10.1016/j.jallcom.2019.03.319
- [14] BAI Yang, CHENG Weili, MA Shichao, et al. Influence of initial microstructure on the strengthening effect of extruded Mg-8Sn-4Zn-2Al alloys [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2018, 31(5): 487-495.  
DOI:10.1007/s40195-017-0673-5
- [15] JIN Zhongzheng, ZHA Min, YU Zhiyuan, et al. Exploring the Hall-Petch relation and strengthening mechanism of bimodal-grained Mg-Al-Zn alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020,

- 833; 155004.  
DOI:10.1016/j.jallcom.2020.155004
- [16] NAYYERI G, POOLE W J, SINCLAIR C W, et al. Measurement of the critical resolved shear stress for basal slip in magnesium alloys using instrumented indentation [J]. *Scripta Materialia*, 2018, 156: 37–41. DOI:10.1016/j.scriptamat.2018.07.003
- [17] DU Y Z, QIAO X G, ZHENG M Y, et al. The microstructure, texture and mechanical properties of extruded Mg–5.3Zn–0.2Ca–0.5Ce (wt.%) alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 620: 164–171. DOI:10.1016/j.msea.2014.10.028
- [18] YAO Y, HUANG Z H, MA H, et al. High strength Mg–1.4Gd–1.2Y–0.4Zn sheet and its strengthening mechanisms [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 747: 17–26. DOI:10.1016/j.msea.2019.01.055
- [19] REMENNIK S, BARTSCH I, WILLBOLD E, et al. New, fast corroding high ductility Mg–Bi–Ca and Mg–Bi–Si alloys, with no clinically observable gas formation in bone implants [J]. *Materials Science and Engineering B*, 2011, 176(20): 1653–1659. DOI:10.1016/j.mseb.2011.07.011
- [20] ZHAO Jun, JIANG Bin, YUAN Yuan, et al. Influence of Ca and Zn synergistic alloying on the microstructure, tensile properties and strain hardening of Mg–1Gd alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 785: 139344. DOI:10.1016/j.msea.2020.139344
- [21] LIAO Hongxin, KIM J, LIU Tingting, et al. Effects of Mn addition on the microstructures, mechanical properties and work-hardening of Mg–1Sn alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 754: 778–785. DOI:10.1016/j.msea.2019.02.021
- [22] 曹东东,梅瑞斌,包立,等. AZ31B 镁合金带材热轧过程组织均匀性及性能研究[J]. *材料科学与工艺*, 2020, 28(4): 41–47. CAO Dongdong, MEI Ruibin, BAO Li, et al. Study on the microstructure and properties of AZ31B magnesium alloy strip in hot rolling [J]. *Materials Science and Technology*, 2020, 28(4): 41–47. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20190023

(编辑 吕雪梅)

**本文引用格式:**

张全福,宋蕾,王建,等.挤压态 Mg–2Sn–2Bi–0.5Ca–0.2Mn 合金的显微组织和力学性能[J]. *材料科学与工艺*, 2023,31(2):76–82. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20220089

ZHANG Quanfu, SONG Lei, WANG Jian, et al. Microstructure and mechanical properties of as-extruded Mg–2Sn–2Bi–0.5Ca–0.2Mn magnesium alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2023,31(2):76–82. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20220089

**(上接第 75 页)**

- DOI:10.1016/j.cej.2021.129764
- [24] DILLIP G R, DHOBLE S J, RAJU B D P. Luminescence properties of Na<sub>3</sub>SrB<sub>5</sub>O<sub>10</sub>: Dy<sup>3+</sup> plate-like microstructures for solid state lighting applications[J]. *Optical Materials*, 2013, 35(12):2261–2266. DOI:10.1016/j.optmat.2013.06.012
- [25] GUO Chongfeng, XU Yan, DING Xu, et al. Blue-emitting phosphor M<sub>2</sub>B<sub>5</sub>O<sub>9</sub>Cl: Eu<sup>2+</sup> (MSr, Ca) for white LEDs [J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2011, 509(4):L38–L41. DOI:10.1016/j.jallcom.2010.10.032
- [26] YANG Nan, LI Junhao, ZHANG Ziwang, et al. Delayed concentration quenching of luminescence caused by Eu<sup>3+</sup>-induced phase transition in LaSc<sub>3</sub>(BO<sub>3</sub>)<sub>4</sub> [J]. *Chemistry of Materials*, 2020, 32(16):6958–6967. DOI:10.1021/acs.chemmater.0c02203
- [27] GEORGE A, GOPI S, SREEJA E, et al. Host sensitized tunable luminescence of single phase white light emitting Ca<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>O<sub>7</sub>: Eu<sup>3+</sup> phosphors [J]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2020, 31(1):423–434. DOI:10.1007/s10854-019-02545-w

(编辑 吕雪梅)

**本文引用格式:**

林易展,杨伟斌,李浩来,等.新型 Na<sub>5</sub>Y(MoO<sub>4</sub>)<sub>4</sub>: Eu<sup>3+</sup>红色荧光粉的制备和发光性能研究[J]. *材料科学与工艺*, 2023,31(2):69–75,82. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20170047

LIN Yizhan, YANG Weibin, LI Haolai, et al. Preparation and luminescence properties of a new Na<sub>5</sub>Y(MoO<sub>4</sub>)<sub>4</sub>: Eu<sup>3+</sup> red phosphor [J]. *Materials Science and Technology*, 2023,31(2):69–75,82. DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20170047