Al，Zn 对挤压 Mg-1Mn 合金晶粒组织和塑性变形机制的影响

宋锴[1]，彭鹏[2]，宋泽[3]，汤爱涛[3]，佘加[3]，周世博[3]，潘复生[3]

（1. 中国核动力研究设计院，成都 610213；2. 重庆科技学院 冶金与材料工程学院，重庆 401331；
3. 重庆大学 材料科学与工程学院，重庆 400044）

摘要：目的 探索镁合金中常用合金化元素 Al，Zn 对挤压 Mg-1Mn 合金的晶粒组织和力学性能的影响，为含 Mn 合金的成分设计及商业化应用提供理论支撑。**方法** 在 280 ℃下，对 Mg-1Mn，Mg-1Mn-1Al 和 Mg-1Mn-2Zn 合金进行热挤压，制备镁合金棒材，采用拉伸测试分析力学性能，利用电子背散射衍射技术观察晶粒组织，并通过粘塑性自洽模型研究塑性变形机制。**结果** 在 3 种合金中，Mg-1Mn-1Al 的晶粒最为细小，平均晶粒尺寸为 1.3 μm，屈服强度、抗拉强度和断裂伸长率分别为 309 MPa，313 MPa 和 19.5%。**结论** 在 Mg-1Mn 合金中，与 Zn 相比，较低含量的 Al 具有更好的再结晶晶粒细化效果。Al，Zn 的添加能够有效抑制基面<*a*>滑移，促进非基面滑移的开启。

关键词：镁合金；挤压；晶粒组织；力学性能
DOI：10.3969/j.issn.1674-6457.2021.04.015
中图分类号：TG379 **文献标识码：**A **文章编号：**1674-6457(2021)04-0109-06

Effects of Al, Zn on the Grain Structure and Plastic Deformation Mechanism of As-Extruded Mg-1Mn Alloy

SONG Kai[1], *PENG Peng*[2], *SONG Ze*[3], *TANG Ai-tao*[3], *SHE Jia*[3], *ZHOU Shi-bo*[3], *PAN Fu-sheng*[3]

(1. Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, China; 2. School of Metallurgy and Materials Engineering, Chongqing University of Science and Technology, Chongqing 401331, China; 3. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

ABSTRACT: Effects of the alloying elements Al and Zn in magnesium alloys on grain structure and mechanical properties of extruded Mg-1Mn alloy were investigated in this study. It was beneficial to provide theoretical support for composition design and commercial application of Mn-containing alloys. The Mg-1Mn, Mg-1Mn-1Al and Mg-1Mn-2Zn alloys were hot extruded to prepare magnesium alloy rods at 280 ℃. The mechanical properties were analyzed by tensile test. The grain structure was studied by electron backscatter diffraction. The plastic deformation mechanism was studied by the visco-plastic self-consistent model. Among the three alloys, Mg-1Mn-1Al alloy exhibited the finest grains. The average grain size was refined to 1.3 μm. The tensile yield stress, ultimate tensile stress and fracture elongation are 309 MPa, 313 MPa and 19.5%, respectively. In the Mg-1Mn alloy, the effect of grain refinement of Al element was better than Zn element at lower content. The addition of Al and Zn effectively inhibited the basal <*a*> slip and promoted the activating of non-base plane slip.

KEY WORDS: Mg alloy; extrusion; grain structure; mechanical properties

收稿日期：2021-06-02
基金项目：重庆科技学院科研基金（ckrc2020016）；国家自然科学基金（51971042，51901028）；重庆市教育委员会科学技术研究计划青年项目（KJ201903136636560）
作者简介：宋锴（1987—），男，博士，工程师，主要研究方向为先进轻合金材料。
通讯作者：彭鹏（1990—），男，博士，讲师，主要研究方向为先进轻合金材料。

在国家“碳减排，碳达峰”的双碳政策导向下，镁合金作为较轻的金属结构材料，在节能减排、绿色制造等领域具有极好的应用前景，被誉为“21 世纪绿色工程材料”[1−3]。由于镁合金为密排六方晶体结构，室温下基面滑移系的临界剪切应力远低于非基面滑移系的临界剪切应力，可动滑移系较少，因此，塑性变形能力较差，实际应用仍受限制。添加合金化元素是一种有效改善金属材料组织和性能的方式[4−6]。目前，镁合金体系主要有 Mg-Al 系、Mg-Zn 系、Mg-Mn 系、Mg-Sn 系以及 Mg-Ca 系等。

近年来，Mg-Mn 系合金在变形镁合金领域受到了较多关注，主要有以下原因：Mn 的添加能够净化熔体，降低杂质含量，提高基体纯净度[7]；Mn 在 Mg 中具有一定的固溶度，潘复生院士提出了“固溶强化增塑”理论[8]；Mn 能够同时提高基面滑移和非基面滑移的临界剪切应力，具有激活非基面滑移的潜力；添加 Mn 后，形成的第二相 α-Mn 颗粒在热变形过程中能够促进形核，同时动态析出的 α-Mn 颗粒能够钉扎晶界，进而有效促进晶粒细化[9]。目前，研发的 Mg-Mn 二元合金强度较低，与实际应用还有一定距离，因此，开发多元体系的含 Mn 镁合金，进一步提高其力学性能，以促进含 Mn 镁合金的发展。

在含 Mn 镁合金的开发研究中，主要有 2 个方向：不含稀土的低成本镁合金开发，以添加 Al，Zn，Ca，Sn 等合金化元素为主；高稀土高强镁合金的开发，以添加高含量的 Gd，Y 为主，再辅以 Zn 形成长周期强化相。在不含稀土的低成本镁合金研究中，以东北大学潘虎成等[5]研发的 Mg-Ca-Mn 挤压合金为代表，其屈服强度达到了 425 MPa，断裂伸长率达到了 11%。此外，还研发了 Mg-Al-Mn[10]，Mg-Zn-Mn[11]，Mg-Sn-Mn[12]，Mg-Sr-Mn[13]等含 Mn 镁合金。在高稀土高强镁合金的研究中，具有代表性的是重庆大学王敬丰等[14]研发的 Mg-Gd-Y-Zn-Mn 超高强镁合金，该合金的强度高达 538 MPa，断裂伸长率达到了 13.1%。上述研究均表明，含 Mn 系变形镁合金具有良好的综合力学性能。

基于低成本镁合金有利于实现量大面广的实际应用，文中聚焦于非稀土低成本镁合金的研发，尤其是镁合金中常用的合金化元素 Al 和 Zn。通过添加 Al 和 Zn 改善含 Mn 镁合金的组织和性能，已有一定的研究基础，如喻正文[15]、马仕达[16]研究了 Al 对 Mg-1Mn 合金组织和性能的影响，其中 Mg-1Al-1Mn 合金表现出良好的力学性能，比 Al 含量更高的合金性能更佳，其屈服强度达到了 250 MPa，断裂伸长率达到了 21.4%；She 等[17]研究了 Zn 对 Mg-1Mn 合金组织和性能的影响，其中 Mg-2Zn-2Mn 合金表现出良好的强度和塑性，抗拉强度达到了 315 MPa，断裂伸长率达到了 24%。综上所述，Al 和 Zn 的添加均取得了较好效果。目前，关于 Al 或 Zn 对 Mg-Mn 合金组织和性能影响的研究均是单独开展的，Al 和 Zn 的对比研究鲜有报道，且合金体系以及制备工艺不同，在横向对比时，参考意义有限。综上所述，文中拟基于 Mg-1Al-1Mn 合金和 Mg-2Zn-1Mn 合金开展研究，这 2 种合金的合金化元素含量较低，成本较低，具有广阔的商业应用前景。

1 实验

1.1 材料制备

采用高纯镁（纯度>99.99%）、高纯铝（纯度>99.99%）、高纯锌（纯度>99.99%）与 Mg-Mn 中间合金（Mn 质量分数约为 3%）进行熔炼，制备 Mg-1Mn（M1），Mg-2Zn-1Mn（ZM21）和 Mg-1Al-1Mn（AM11）合金铸锭。熔炼气氛为 CO_2+SF_6 混合气体，CO_2 与 SF_6 的体积比为 99∶1。使用 X 射线荧光光谱仪分析合金成分，如表 1 所示。将熔炼所得铸锭机械加工成 Φ80 mm×100 mm（高）的圆柱状坯料，将坯料在 280 ℃下预热 1.5 h 后，挤压制备成 Φ16 mm 的棒材，挤压比为 25，挤压加工率为 96%，挤压速度为 1 m/min。

表 1 M1，ZM21 和 AM11 合金的化学成分（质量分数）
Tab.1 Chemical compositions of the M1, ZM21 and AM11 alloys (mass fraction) %

样品	Al	Zn	Mn	Mg
M1	0	0	1.02	Bal.
ZM21	0	2.03	0.99	Bal.
AM11	1.03	0	1.01	Bal.

1.2 显微组织表征

采用电子背散射衍射（Electron backscattered diffraction，EBSD）技术对挤压态合金的晶粒组织进行表征，利用配有 EBSD 探头的场发射扫描电镜（JEOL JSM-7800F）获取 EBSD 数据，扫描步长为 0.3 μm。EBSD 样品通过机械抛光至表面无明显划痕，使用 AC2 溶液进行电解抛光。AC2 溶液由 800 mL 乙醇、100 mL 异丙醇、18.5 mL 蒸馏水、10 g 八羟基喹啉、75 g 一水合柠檬酸、41.5 g 硫酸氢钠和 15 mL 高氯酸配制而成。通过 Chanel 5 软件对晶粒取向进行分析。

1.3 力学性能测试

使用万能材料试验机（CMT 5105）测试挤压态合金的力学性能，拉伸试样标距为 25 mm，横截面的长×宽为 6 mm×3 mm，样品用线切割加工，测试应变速率为 1×10^{-3} s^{-1}，每种合金测试 3 个平行样品，以确保重复率。

1.4　粘塑性自洽模型模拟

模拟过程考虑镁合金中主要的 5 种变形方式，即基面<a>滑移、柱面<a>滑移、锥面<c+a>滑移、$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶、$\{10\bar{1}1\}$压缩孪晶，硬化行为采用 Voce 硬化定律进行分析[18]：

$$\tau^s=\tau_0^s+(\tau_1^s+\theta_1^s\Gamma)(1-\exp(-\Gamma\left|\frac{\theta_0^s}{\tau_1^s}\right|)) \tag{1}$$

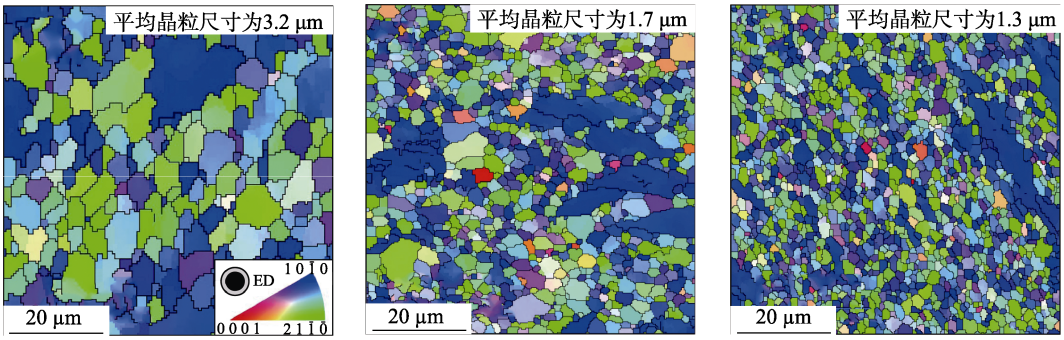
式中：s 为对应的变形方式；$\Gamma=\sum_s\Delta\gamma^s$ 为晶粒的累积剪切量；τ_0 为初始临界剪切应力；τ_1 为硬化剪切应力；$\tau_0+\tau_1$ 为外推临界剪切应力；θ_0 为初始硬化率；θ_1 为渐进硬化率。

通过对真应力-应变曲线进行拟合，分析 3 种合金变形过程中变形机制的变化。

2　结果与分析

挤压后 M1，ZM21 和 AM11 合金的反极图如图 1 所示。由图 1 可知，3 个合金均表现出不同的晶粒组织。其中，M1 合金以等轴状的动态再结晶晶粒为主，平均晶粒尺寸为 3.2 μm。ZM21 合金在挤压后展现出典型的混晶组织特征，晶粒组织由等轴晶和拉长的变形晶粒构成，平均晶粒尺寸为 1.7 μm。虽然，AM11 合金的晶粒组织与 ZM21 一致，但 AM11 的等轴晶更细小，平均晶粒尺寸为 1.3 μm。可以看出，与 M1 合金相比，ZM21 和 AM11 合金的晶粒尺寸均得到明显细化。同时，当 Al 的质量分数为 1%时，晶粒的细化效果更佳。

晶粒组织和尺寸的变化与变形过程中的再结晶行为有关，前期关于 AM11 合金的研究表明[10]，Al 与 Mn 会形成大量的第二相，这些第二相一部分为微米级，一部分为纳米级。由粒子促进形核（Particle stimulated nucleation，PSN）理论可知[19]，当第二相的尺寸大于 1 μm 时，能够促进再结晶形核，有利于细化晶粒；当第二相粒子为纳米级时，能够有效钉扎再结晶晶界，降低晶界迁移速率，进而有效细化晶粒[20]。对 ZM21 合金而言，Zn 以固溶原子的形式存在，固溶的 Zn 原子既不能产生 PSN 效应，也没有钉扎效应，因此，ZM21 的晶粒要粗于 AM11 合金。Zn 固溶在 Mg 基体中，能够有效降低熔点，由再结晶温度公式（$T_{再结晶}\approx0.5T_{熔点}$）可知，Zn 的固溶能够降低再结晶温度，进而促进再结晶，因此，ZM21 合金的晶粒尺寸比 M1 合金更细。综上所述，在 PSN 效应和钉扎效应的共同作用下，AM11 合金的平均晶粒尺寸最细小。



a M1　　b ZM21　　c AM11

图 1　M1，ZM21 和 AM11 合金的 EBSD 结果

Fig.1 EBSD results of M1, ZM21 and AM11 alloys

M1，ZM21 和 AM11 合金的极图如图 2 所示。由于镁合金的变形主要以基面滑移为主，因此，挤压后通常表现出典型的丝织构。由图 2 可知，M1，ZM21 和 AM11 合金均表现出典型的丝织构晶粒取向分布，即晶粒的（0 0 0 1）面平行于挤压方向。M1，ZM21 和 AM11 的最大极密度分别为 16.18，10.54 和 7.15。随着晶粒的细化，合金的织构显著弱化。由连续动态再结晶理论可知，在原始晶粒中形成小角度晶界后，随着变形进一步发生，小角度晶界进一步倾转成大角度晶界，完成再结晶过程。再结晶的新晶粒与原始晶粒之间产生了较大的角度差，有利于弱化织构。由图 1 可知，未再结晶区域的晶粒取向为（$10\bar{1}0$）面，ZM21 和 AM11 合金的最大极密度均出现在（$10\bar{1}0$）面上，这也验证了上述分析。

M1，ZM21 和 AM11 合金的工程应力-应变曲线如图 3 所示。与曲线对应的力学性能统计值见表 2。M1 合金表现出了高塑性，屈服强度、抗拉强度和断裂伸长率分别为 220 MPa，230 MPa 和 39.3%。加入 Zn 后，合金强度提升、塑性下降（ZM21），ZM21 合金的屈服强度、抗拉强度和断裂伸长率分别为 260 MPa，289 MPa 和 22.3%。在 3 种合金中，AM11 合金强度最高、塑性最低，其屈服强度、抗拉强度和断裂伸长率分别为 309 MPa，313 MPa 和 19.5%。结果表明，Al 和 Zn 的加入虽然均能提高 Mg-1Mn 的强度，但会牺牲一定的塑性，这表明合金化元素的加入对塑性变形机制产生了一定影响。

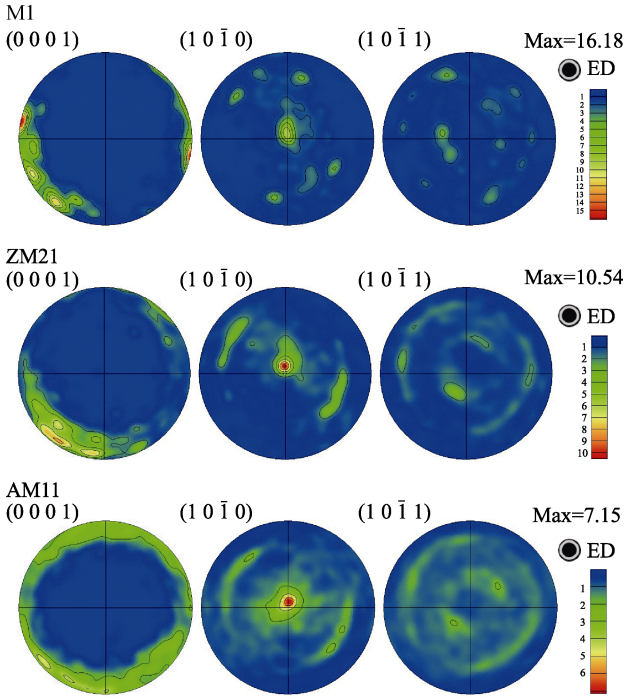


图 2 M1，ZM21 和 AM11 合金的极图

Fig.2 Pole figure of M1, ZM21 and AM11 alloys

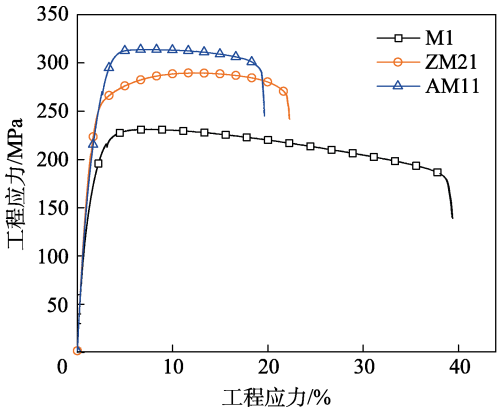


图 3 M1，ZM21 和 AM11 合金的工程应力-应变曲线

Fig.3 Engineering strain-stress curves of the M1, ZM21 and AM11 alloys

表 2 M1，ZM21 和 AM11 合金的力学性能

Tab.2 Mechanical properties of the M1, ZM21 and AM11 alloys

合金	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断裂伸长率/%
M1	220±2	230±3	39.3±0.2
ZM21	260±1	289±2	22.3±0.4
AM11	309±1	313±3	19.5±0.2

为分析添加了 Al，Zn 对塑性变形机制的影响，将工程应力-工程应变曲线转化为真应力-真应变曲线，如图 4a 所示。根据式（2）（加工硬化率的定义式）绘制了加工硬化曲线，如图 4b 所示。随着应变的增加，3 个合金的加工硬化率均呈降低趋势，且在塑性应变为 0.6~0.15 时，加工硬化率由高到低依次为 ZM21，AM11，M1。较高的加工硬化率意味着较高的位错累积能力，说明在 ZM21 合金中，固溶的 Zn 能够产生良好的固溶强化效果，有效阻碍了塑性变形过程中的位错迁移，进而有效提升了材料的加工硬化率。AM11 合金具有更加细小的晶粒，这使位错塞积在晶粒内变得更加困难，因此，加工硬化率比 ZM21 合金更低。与 AM11 和 ZM21 合金相比，M1 合金的第二相粒子和固溶元素均较少，对位错运动的阻碍作用较弱，因此，M1 合金的加工硬化率较低。

$$\theta=\frac{\mathrm{d}\sigma}{\mathrm{d}\varepsilon} \tag{2}$$

式中：θ 为加工硬化率；σ 为应力；ε 为应变。

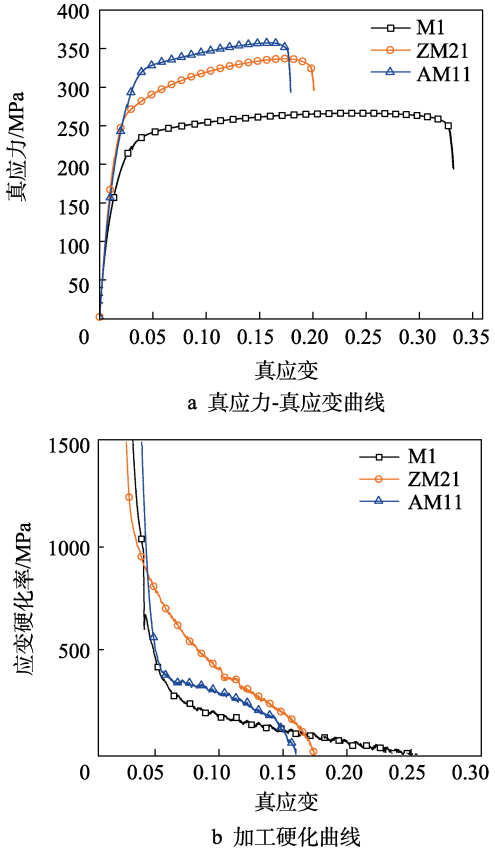


图 4 M1，ZM21 和 AM11 合金的加工硬化行为

Fig.4 Work hardening behavior of the M1, ZM21 and AM11 alloy

镁合金为密排六方结构，在变形过程中，基面滑移和非基面滑移的开启情况对塑性变形机制的影响尤为重要。为进一步分析 3 种合金的塑性变形机制，采用粘塑性自洽模型对拉伸过程中的塑性变形行为进行模拟。模拟所用的参数基于 Voce 硬化参数确定[21]，如表 3 所示，模拟结果如图 5 所示。由图 5a 可知，力学性能曲线的模拟结果与实验结果基本一致，说明模拟结果是有效的。3 种合金的位错运动相对活动量随应变的变化如图 5b—d 所示。在 M1 合金中，变形初期以基面滑移为主，{10$\bar{1}$2}拉伸孪晶为辅；随着应变量的增加，基面<*a*>滑移和{10$\bar{1}$2}拉伸孪晶的

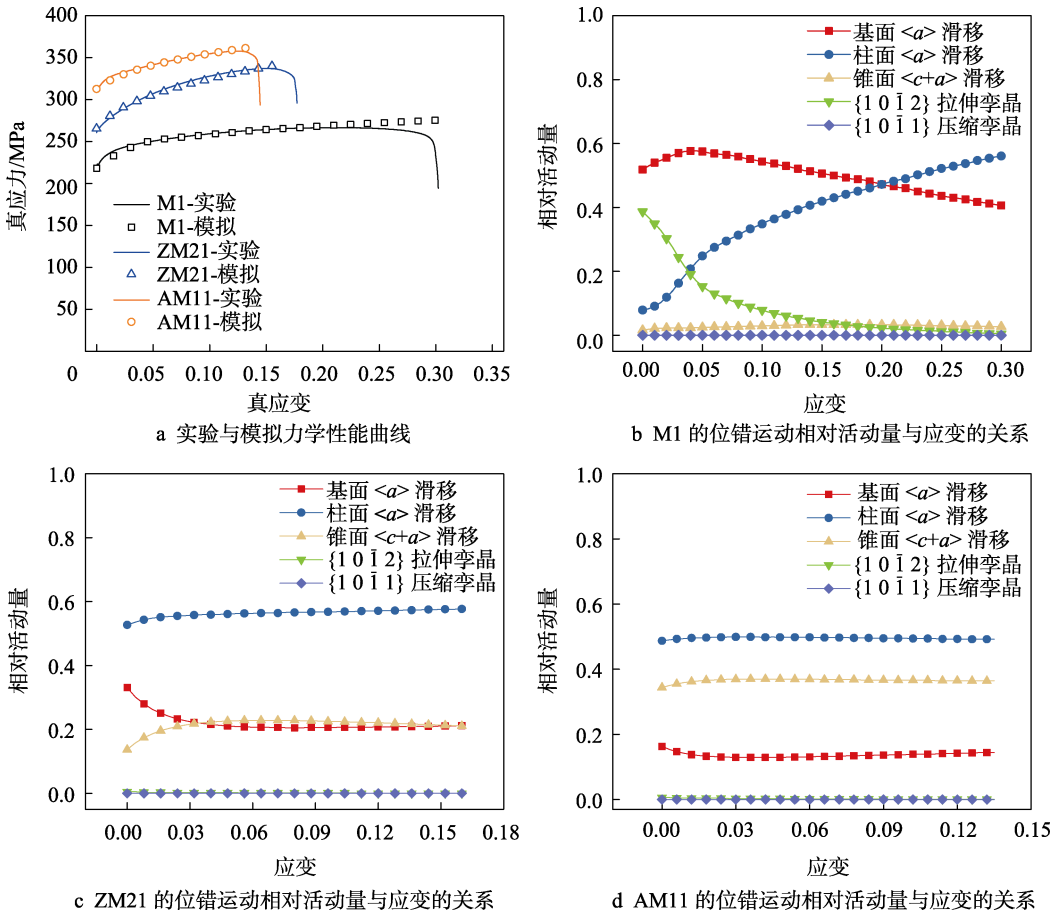
占比逐渐降低，柱面<*a*>滑移的占比逐渐升高；当应变达到 0.20 时，柱面<*a*>滑移的占比超过基面<*a*>滑移。在 ZM21 合金中，变形初期主要以柱面<*a*>滑移为主，基面<*a*>滑移和锥面<*c*+*a*>滑移为辅，随着塑性应变的增加，柱面<*a*>滑移占比呈现增加的趋势，基面<*a*>滑移占比逐渐降低，锥面<*c*+*a*>滑移逐渐增加；当应变超过 0.04 时，锥面<*c*+*a*>滑移占比与基面<*a*>滑移占比相当，略高于基面<*a*>滑移；少量拉伸孪晶在变形初期被激活，随后消失。在 AM11 合金的整个塑性变形阶段，柱面<*a*>滑移主导变形，基面<*a*>滑移和锥面<*c*+*a*>滑移为辅，其中锥面<*c*+*a*>滑移占比大于基面<*a*>滑移占比，孪晶变形行为与 ZM21 相似，变形初期少量被激活，后期消失。上述模拟结果表明，添加 Zn 和 Al 在 Mg-1Mn 合金中，能够有效抑制基面滑移，促进柱面<*a*>滑移和锥面<*c*+*a*>滑移的开启，其中，柱面<*a*>滑移占主导作用。

综上所述，在 Mg-1Mn 合金中添加的 Zn 和 Al 对合金的晶粒组织和变形机制有显著影响，Zn 和 Al 对变形态的 Mg-1Mn 合金均有良好的晶粒细化效果，有利于提高合金强度。同时，Zn 和 Al 的添加改善了变形机制，可抑制塑性变形过程中的基面<*a*>滑移，有利于促进非基面滑移的开启，可协调变形。

表 3　M1，ZM21 和 AM11 合金的粘塑性自洽模型模拟参数

Tab.3 Simulation parameters of the visco-plastic self-consistent model in M1, ZM21 and AM11 alloys

合金	变形模式	初始临界剪切应力/MPa	硬化剪切应力/MPa	初始硬化率/MPa	渐进硬化率/MPa
M1	基面<*a*>滑移	85	3	100	0
	柱面<*a*>滑移	140	3	200	0
	锥面<*c*+*a*>滑移	180	20	200	0
	{1 0 $\bar{1}$ 2}拉伸孪晶	120	20	600	0
	{1 0 $\bar{1}$ 1}压缩孪晶	400	5	800	0
ZM21	基面<*a*>滑移	80	50	800	0
	柱面<*a*>滑移	140	50	120	0
	锥面<*c*+*a*>滑移	180	50	120	0
	{1 0 $\bar{1}$ 2}拉伸孪晶	120	50	800	0
	{1 0 $\bar{1}$ 1}压缩孪晶	400	5	800	0
AM11	基面<*a*>滑移	130	30	800	0
	柱面<*a*>滑移	170	30	120	0
	锥面<*c*+*a*>滑移	180	20	120	0
	{1 0 $\bar{1}$ 2}拉伸孪晶	140	20	800	0
	{1 0 $\bar{1}$ 1}压缩孪晶	400	5	800	0



a 实验与模拟力学性能曲线　　b M1 的位错运动相对活动量与应变的关系

c ZM21 的位错运动相对活动量与应变的关系　　d AM11 的位错运动相对活动量与应变的关系

图 5　粘塑性自洽模型模拟结果

Fig.5 Results of the visco-plasitic self consistant simulation

3 结语

研究了镁合金中常用合金化元素 Zn 和 Al 对 Mg-1Mn 挤压镁合金的晶粒组织和塑性变形机制的影响，得到以下结论。

1）Zn 和 Al 可明显细化 Mg-1Mn 挤压镁合金的晶粒，ZM21 合金的平均晶粒尺寸为 1.7 μm，AM11 合金的平均晶粒尺寸为 1.3 μm。

2）AM11 合金具有较高的强度和良好的塑性，其屈服强度、抗拉强度和断裂伸长率分别为 309 MPa，313 MPa 和 19.5%。

3）Zn 和 Al 能够有效抑制 Mg-1Mn 合金中的基面<*a*>滑移，并促进非基面滑移的开启，在保持强度提高的同时，还具有良好的塑性变形能力。

参考文献：

[1] YANG Y, XIONG X M, CHEN J, et al. Research Advances in Magnesium and Magnesium Alloys Worldwide in 2020[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9: 705－747.

[2] SONG J F, SHE J, CHEN D L, et al. Latest Research Advances on Magnesium and Magnesium Alloys Worldwide[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(1): 1—41.

[3] 彭鹏, 汤爱涛, 佘加, 等. 超细晶镁合金的研究现状及展望[J]. 材料导报, 2019, 33(9): 1526—1534.
PENG Peng, TANG Ai-tao, SHE Jia, et al. Ultrafine Grained Magnesium Alloys Research: Status Quo and Future Directions[J]. Materials Reports, 2019, 33(9): 1526—1534.

[4] XIAO L R, CHEN X F, WEI K, et al. Effect of Dislocation Configuration on Ag Segregation in Subgrain Boundary of a Mg-Ag Alloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 191: 219—224.

[5] PAN H C, KANG R, LI J R, et al. Mechanistic Investigation of a Low-Alloy Mg-Ca-Based Extrusion Alloy with High Strength-Ductility Synergy[J]. Acta Materialia, 2020, 186: 278—290.

[6] JANG H S, LEE B J. Effects of Zn on <c+a> Slip and Grain Boundary Segregation of Mg Alloys[J]. Scripta Materialia, 2019, 160: 39—43.

[7] BAHMANI A, ARTHANARI S, SHIN K S. Corrosion Behavior of Mg-Mn-Ca Alloy: Influences of Al, Sn and Zn[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(1): 38—46.

[8] 刘婷婷, 潘复生. 镁合金“固溶强化增塑”理论的发展和应用[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2050—2063.
LIU Ting-ting, PAN Fu-sheng. Development and Application of "Solid Soluition Strengthening and Ductulizing" for Magnesium Alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2050—2063.

[9] SHE J, PAN F S, GUO W, et al. Effect of High Mn Content on Development of Ultra-Fine Grain Extruded Magnesium Alloy[J]. Materials & Design, 2016, 90: 7—12.

[10] PENG P, HE X J, SHE J, et al. Novel Low-Cost Magnesium Alloys with High Yield Strength and Plasticity[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 766: 138332.

[11] 张坤敏, 敬学锐, 何雄江川, 等. Mn 对 Mg-4Zn 变形镁合金组织与性能的影响[J]. 精密成形工程, 2020, 12(5): 46—52.
ZHANG Kun-min, JING Xue-rui, HE Xiong-jiang-chuan, et al. Effect of Mn on Microstructure and Properties of Mg-4Zn Wrought Magnesium Alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2020, 12(5): 46—52.

[12] LIAO H X, KIM J, LIU T T, 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.

[13] ZHOU S, HE X, PENG P, et al. Achieving High Yield Strength and Ductility in As-Extruded Mg-0.5Sr Alloy by High Mn-Alloying[J]. Materials, 2020, 13(18): 4176.

[14] LIU S J, WANG K, WANG J F, et al. Ageing Behavior and Mechanisms of Strengthening and Toughening of Ultrahigh-Strength Mg-Gd-Y-Zn-Mn Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 758: 96—98.

[15] 喻正文. Mg-Mn 系合金显微组织及力学性能的研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2015: 90—96.
YU Zheng-wen. Investigation on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Mn Series Alloys[D]. Chongqing: Chongqing University, 2015: 90—96.

[16] 马仕达. Mg-*x*Al-1Mn(*x*=1,3,6,9)合金板材组织与性能研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2018: 21—39.
MA Shi-da. Investigation on the Microstructures and Mechanical Properties of Mg-*x*Al-1Mn (*x*=1,3,6,9) Alloy Sheets[D]. Chongqing: Chongqing University, 2018: 21—39.

[17] SHE J, PENG P, XIAO L, et al. Development of High Strength and Ductility in Mg-2Zn Extruded Alloy by High Content Mn-Alloying[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 765: 138203.

[18] MOLINARI A, CANOVA G R, AHZI S. A Self Consistent Approach of the Large Deformation Polycrystal Viscoplasticity[J]. Acta Metallurgica, 1987, 35(12): 2983—2994.

[19] ROBSON J D, HENRY D T, DAVIS B. Particle Effects on Recrystallization in Magnesium-Manganese Alloys: Particle-Stimulated Nucleation[J]. Acta Materialia, 2009, 57(9): 2739—2747.

[20] ROBSON J D, HENRY D T, DAVIS B. Particle Effects on Recrystallization in Magnesium-Manganese Alloys: Particle Pinning[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(12): 4239—4247.

[21] MALDAR A, WANG L, ZHU G M, et al. Investigation of the Alloying Effect on Deformation Behavior in Mg by Visco-Plastic Self-Consistent Modeling[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(1): 210—218.