

低合金化 Mg-Zn-Y 合金的显微组织与力学性能

李亚楠, 聂凯波, 邓坤坤, 杨 安

(太原理工大学 材料科学与工程学院 先进镁基材料山西省重点实验室, 山西 太原 030024)

摘 要: 通过常规铸造制备了 3 种成分的低合金化 Mg-Zn-Y 合金 (Mg-0.6Zn-0.1Y、Mg-1.3Zn-0.1Y、Mg-2.0Zn-0.1Y, 质量分数, %), 并对其进行低温慢速挤压 (140 °C, 0.1 mm/s)。结果表明: 随 Zn 含量的增加, 挤压前合金的晶粒尺寸逐渐减小。挤压后合金晶粒显著细化, 形成弥散的纳米析出相, 同时随 Zn 含量的增加合金的再结晶程度与纳米析出相的数量均增加, 基面织构强度则无显著变化。挤压后合金的力学性能得到大幅提升, 其中 Mg-2.0Zn-0.1Y 合金的屈服强度、抗拉强度和延伸率分别达到 406.4 MPa、424.53 MPa、12.2%。随 Zn 含量增加, Mg-Zn-Y 合金的延伸率显著增加, 其断口形貌由解理面转变为细小的韧窝, 断裂方式由解理断裂转变为韧性断裂。

关键词: Mg-Zn-Y 合金; 低合金化; 低温挤压; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)04-1425-08

镁合金具有低密度、高比强度和比刚度等众多优点, 在航天航空、交通运输和移动通讯等领域具有较大的应用潜力^[1]。但与常用的钢铁和铝合金相比, 镁合金的室温成形性较差、绝对强度相对较低, 这导致其在实际应用中仍然面临一些挑战^[2]。为满足实际工况, 目前研究者主要通过合金化、塑性变形和热处理等方法对镁合金的微观组织进行调控以提高其综合力学性能。通过向镁合金中添加高含量稀土(RE)比如高溶质含量钆(Gd)、钇(Y)和钕(Nd)等, 所制备的稀土镁合金的强度可达到 500 MPa^[3]。然而这些高性能 Mg-RE 系合金中稀土溶质元素质量分数通常高于 10%, 这一方面增加了铸造与加工成本, 另一方面也削弱了轻质减重的效果。因此, 开发低合金化高强度的含 RE 镁合金具有十分重要的科学和工程意义。已有研究表明微量 RE 元素同样能够有效弱化镁合金织构, 阻碍晶粒长大, 并改善其成形性能。S. Sandlöbes^[4]等发现 Y 的添加可促进<c+a>型滑移, 有利于形成均匀分布的剪切带, 提高塑性。此外, 作为镁合金中常用重要的合金化元素, 非稀土元素如 Zn 的加入能够促进稀土元素对镁基体的织构弱化, 并提高塑性^[5]。同时, Zn 在镁合金基体中可产生强烈的固溶强化与沉淀强化, 并有效激活基面滑移与<a>型锥面滑移。当前 Mg-Zn 系合金中非稀土元素 Zn 的质量分数往往高于 4%, 为实现低合金化的设计, Zn 的质

量分数需要进一步降低。但降低 Zn 的含量将降低 Mg-Zn 系合金的晶粒细化效果, 这也导致低合金化设计的 Mg-Zn 系合金的强度不足。据此, 本研究拟基于低合金化设计, 联合添加微量 Zn 和 Y 元素调控 Mg-Zn 系合金的微观组织, 从而改善其力学性能。

热挤压是镁合金常用的变形方式之一, 但对传统镁合金进行热挤压通常难以实现高强度和优良塑性的兼顾^[6]。这主要是由于高含量合金元素的加入导致传统镁合金中包含更多第二相, 这些第二相在变形过程易于产生应力集中, 导致裂纹萌生与扩展, 从而使合金提前断裂。此外, 传统镁合金的变形抗力较大, 因此热挤压需要在较高温度下进行^[7], 这将不可避免导致再结晶晶粒与析出相的长大与粗化, 不利于提高强度与塑性。而低合金化镁合金可减少/避免共晶第二相的形成和析出, 有助于改善镁合金的塑性^[8], 更适用于低温变形。且低温热挤压在显著细化镁合金的晶粒的同时还将促进细小弥散第二相的析出, 同时降低生产能耗, 极大地节省生产成本。目前有关于联合低温慢速挤压与微量 Zn 和 Y 元素添加制备新型高强低合金化 Mg-Zn-Y 镁合金的研究极少。为此, 本研究通过联合添加不高于 2%Zn 与 0.1%Y 制备出低合金化 Mg-Zn-Y 镁合金, 研究 Zn 含量对固溶态及挤压态低合金化 Mg-Zn-Y 显微组织和力学性能的影响, 同时计算分析强化机制机理。

收稿日期: 2020-07-17

基金项目: 国家自然科学基金 (51771129, 51401144, 51771128)

作者简介: 李亚楠, 男, 1996 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-6010021, E-mail: 2930031476@qq.com

1 实验

采用常规铸造法制备了 3 种 Mg-Zn-Y 合金，成分分别为 Mg-0.6Zn-0.1Y、Mg-1.3Zn-0.1Y 和 Mg-2.0Zn-0.1Y（质量分数，%），分别标记为 MZY0、MZY1、MZY2。其具体制备流程为：首先利用高频电阻炉将纯 Mg（99.99%）在 750 °C 熔化，再降温至 720 °C 加入 Zn、Mg-Y 中间合金并保温，浇铸至预热温度为 250 °C 的铸铁模具，最终获得尺寸为 60 mm×60 mm×200 mm 铸锭。对 Mg-Zn-Y 合金铸锭进行均匀化处理，具体工艺为 350 °C 保温 4 h，随后 400 °C 保温 8 h。将均匀化处理后的 Mg-Zn-Y 合金铸锭通过电火花线切割成尺寸为 30 mm×30 mm×60 mm 的方型坯料。对 Mg-Zn-Y 坯料进行热挤压，具体的挤压参数为：挤压坯料与模具温度 140 °C，挤压入口速度 0.1 mm/s，挤压比 16:1。

通过 4XC 型光学显微镜 (OM) 和 MIRA 3XMU70 型扫描电子显微镜 (SEM) 及其附带的 EDS 装置对固溶态及挤压态镁合金的显微组织和拉伸试样断口进行观察。OM 和 SEM 试样需经 4000# 金相砂纸研磨、抛光处理后，再使用硝酸乙醇溶液（4%硝酸+96%乙醇）与草酸水溶液（3.5 g 草酸+96.5 g 水）混合溶液进行腐蚀。采用 PANalytical Aeris 型 X 射线多晶衍射仪来分析挤压态合金的宏观织构，通过 PANalytical X'Pert Texture 软件进行织构数据处理。通过线切割将固溶

态、挤压态合金试样加工成拉伸试样，其长度 70 mm，标距为 15 mm，横截面为 6 mm×2 mm，并用 3000# 砂纸打磨光亮。拉伸试验采用 MTS (E45.105) 万能试验机进行，加载速率为 0.5 mm/min，试样测试结果取 3 个试样的平均值。

2 结果与讨论

2.1 Mg-Zn-Y 合金的显微组织

图 1 是挤压前 MZY0、MZY1 和 MZY2 合金的 OM 与 SEM 照片。由图 1 可见，挤压前 Mg-Zn-Y 合金的晶粒粗大(图 1a、1c、1e)，黑色的第二相数量极少(图 1b、1d、1f)。随 Zn 含量增加，晶粒尺寸逐渐减小，且第二相形貌由均匀颗粒状分布转变为少量的棒状断续分布。通过对 SEM 照片的第二相进行 EDS 分析，当 Zn 含量较少时，第二相(A、B)主要含 Mg、Y 元素，呈颗粒状，有研究^[9]表明粒状的高 Y 含量第二相为 Mg₂₄Y₅。当 Zn 含量增加到 2%时，合金中产生少量的含 Zn 的第二相(D)，呈球状的 MgZn₂^[10]。由于当前合金中第二相含量极低、尺寸极小，这有利于后续的低温挤压变形。

图 2 是 MZY0、MZY1、MZY2 3 种合金经 140 °C、0.1 mm/s 挤压后的 OM 照片，水平方向为挤压方向。对比图 1 可以发现，挤压后 3 种 Mg-Zn-Y 合金晶粒得到显著细化(图 2a、2c、2e)，同时形成沿挤压方向呈条带状分布的未再结晶区，且未再结晶区与再结晶区相间分布。

图 3 为挤压后 Mg-Zn-Y 合金的 SEM 照片，其组

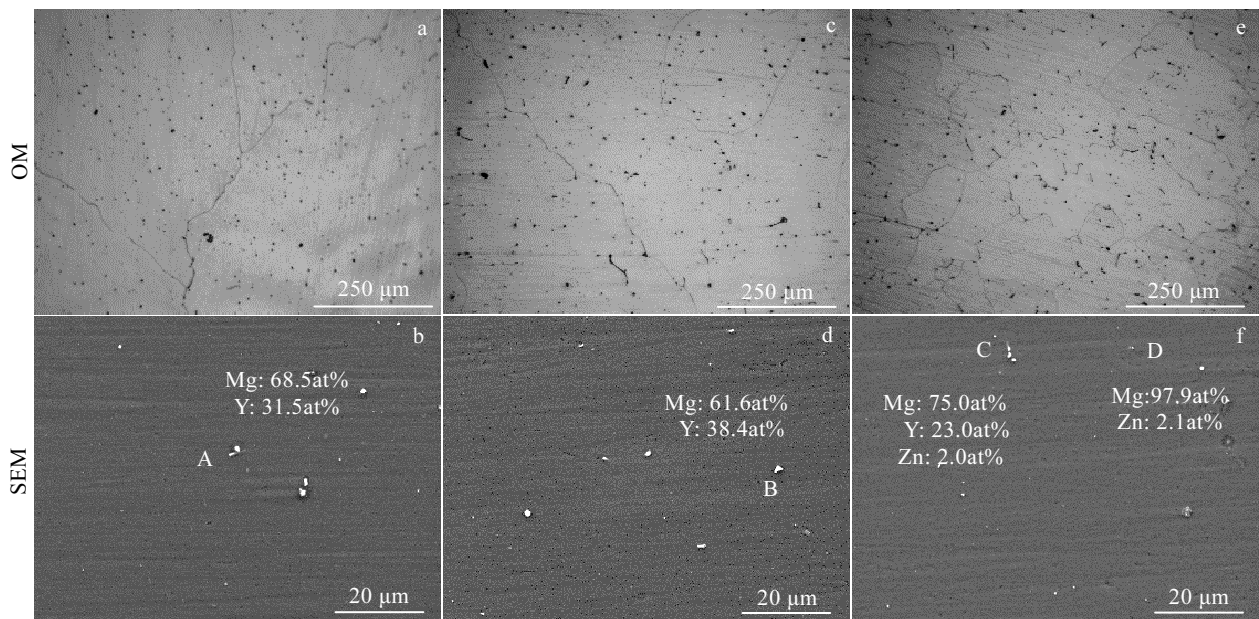


图 1 挤压前合金 OM 与 SEM 组织和 EDS 分析结果

Fig.1 OM-SEM images and EDS results of the Mg-Zn-Y alloys before extrusion: (a, b) MZY0, (c, d) MZY1, and (e, f) MZY2

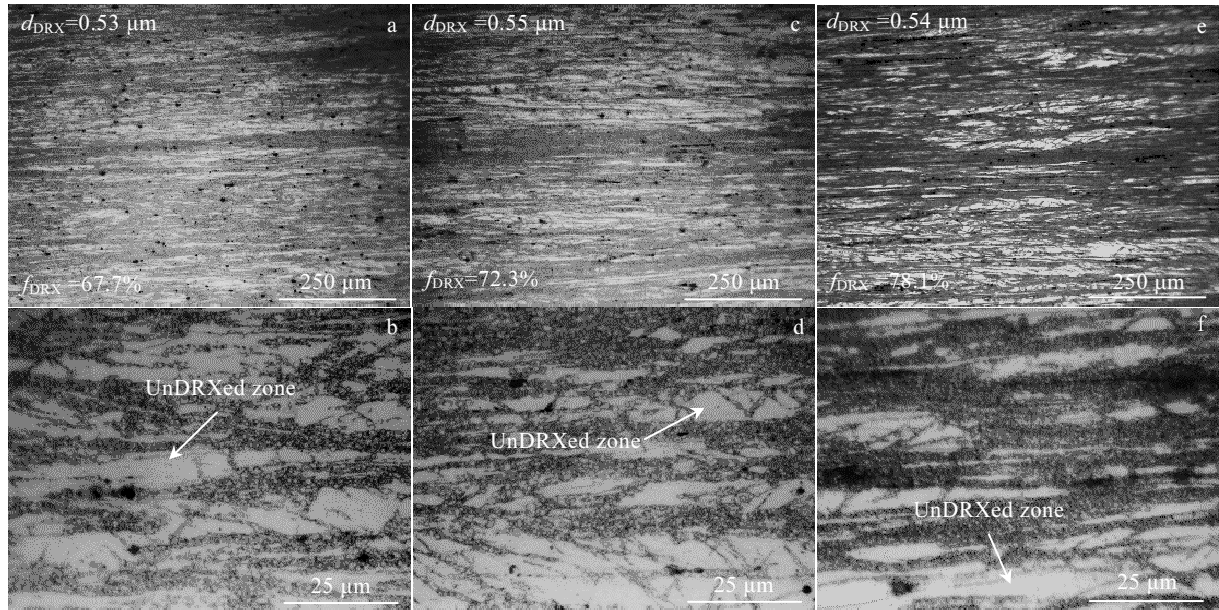


图 2 挤压后合金 OM 照片

Fig.2 OM images of the as-extruded Mg-Zn-Y alloy (d_{DRX} -average size of DRX; f_{DRX} -volume fraction of DRX): (a, b) MZY0, (c, d) MZY1, and (e, f) MZY2

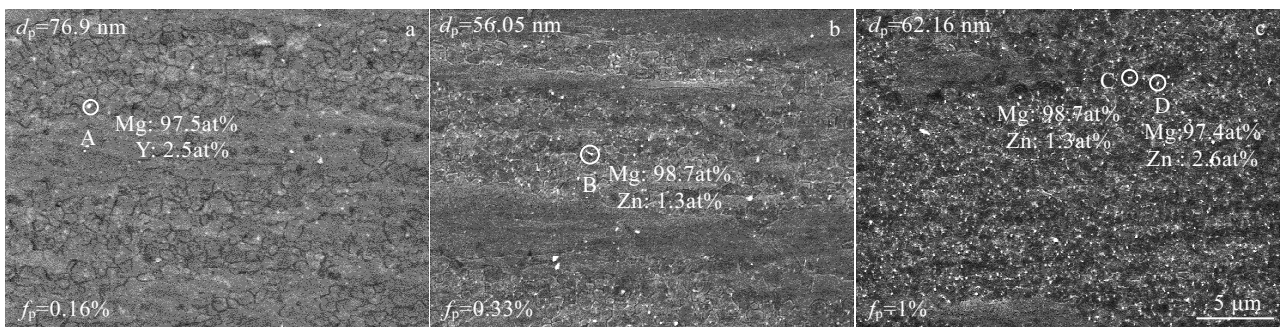


图 3 挤压后合金 SEM 照片与第二相成分

Fig.3 SEM images and second phase composition of the as-extruded Mg-Zn-Y alloys: (a) MZY0, (b) MZY1, and (c) MZY2

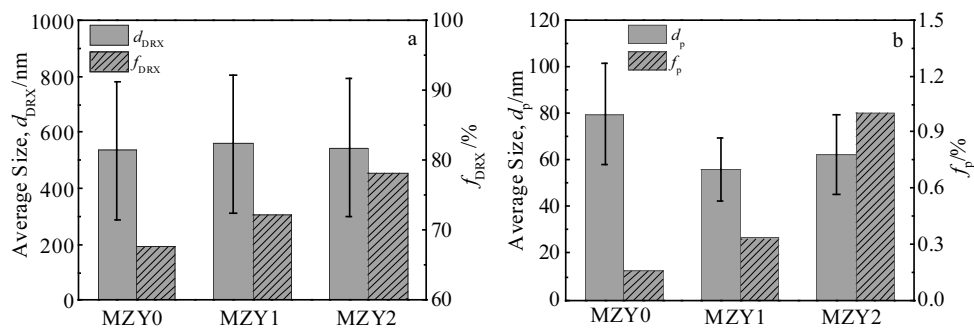


图 4 3 种挤压态 Mg-Zn-Y 合金再结晶晶粒尺寸与体积分数、析出相尺寸与体积分数统计结果

Fig.4 Sizes (d_{DRX}) and volume fraction (f_{DRX}) of recrystallized grains (a), size (d_p) and volume fraction (f_p) of precipitated phases (b) of the three as-extruded Mg-Zn-Y alloys

织中呈现出两种类型的第二相。一种为挤压前合金含 Y 的第二相，一种是呈颗粒状的析出相，均匀分布在再结晶区，EDS 结果表明析出相主要含 Mg 与 Zn，属于 Mg-Zn 系合金常见析出相 $MgZn_2$ ^[10]。图 4 为 3 种挤压态 Mg-Zn-Y 合金再结晶晶粒尺寸与体积分数、析出相尺寸与体积分数统计结果。由图 4a 可见，随 Zn 含量的增加，挤压后 Mg-Zn-Y 合金的再结晶程度逐渐增加，其再结晶体积分数分别为 67.7%、72.3%和 78.1%；再结晶晶粒尺寸则无明显变化，分别为 0.53、0.55 与 0.54 μm 。析出相的平均尺寸在 80 nm 以下，其中 MZY0 合金中析出相的尺寸最大，平均尺寸为 76.9 nm；MZY2 合金中析出相的平均尺寸为 62.16 nm；MZY1 合金中析出相的平均尺寸最小，仅为 56.05 nm。随 Zn 元素含量增加，纳米尺度析出相的体积分数由 MZY0 合金的 0.16% 增长到 MZY2 合金的 1%。

在变形过程中镁合金以动态再结晶的方式消耗其内部的形变储存能^[11]，产生细小的再结晶晶粒。而热挤压参数是影响再结晶的重要因素，当前研究中采用的低温慢速挤压导致再结晶不完全，残余的未再结晶

晶粒被拉长成为狭长的未再结晶区^[12]。挤压前三种合金的晶粒尺度具有明显差别，而再结晶晶粒容易在晶界处形核长大。因此随 Zn 含量增加，挤压前合金晶粒细化，晶界变多，挤压后合金再结晶程度增加，从 MZY0 的 67.7% 增加到 MZY2 的 78.1%。同时，与常规高温挤压相比，当前 140 $^{\circ}C$ ，0.1 mm/s 低温慢速挤压降低了再结晶晶粒长大所需能量，不利于晶粒的过度长大，导致挤压后再结晶晶粒均匀细小。N. G. Ross^[13] 等研究表明，析出相优先在晶界处形核析出，因此变形前晶界总长度也是影响析出相数量的重要因素。挤压前 MZY2 合金的晶粒更小，包含更多的晶界，提供了更多的析出相形核位点，以及 Zn 含量的增加，导致 Zn 原子的迁移距离变短，Zn 元素更容易析出，因此 MZY2 合金产生更多数量的弥散分布的纳米相。由于 3 种合金中纳米相的平均尺寸均在 80 nm 以下（图 4b），将对晶界产生 Zener 钉扎效应，限制晶界迁移，抑制再结晶晶粒长大^[14]，因此随 Zn 含量的增加，挤压合金的再结晶晶粒尺寸变化不明显。

图 5 所示为 3 种挤压态 Mg-Zn-Y 合金的 XRD 宏

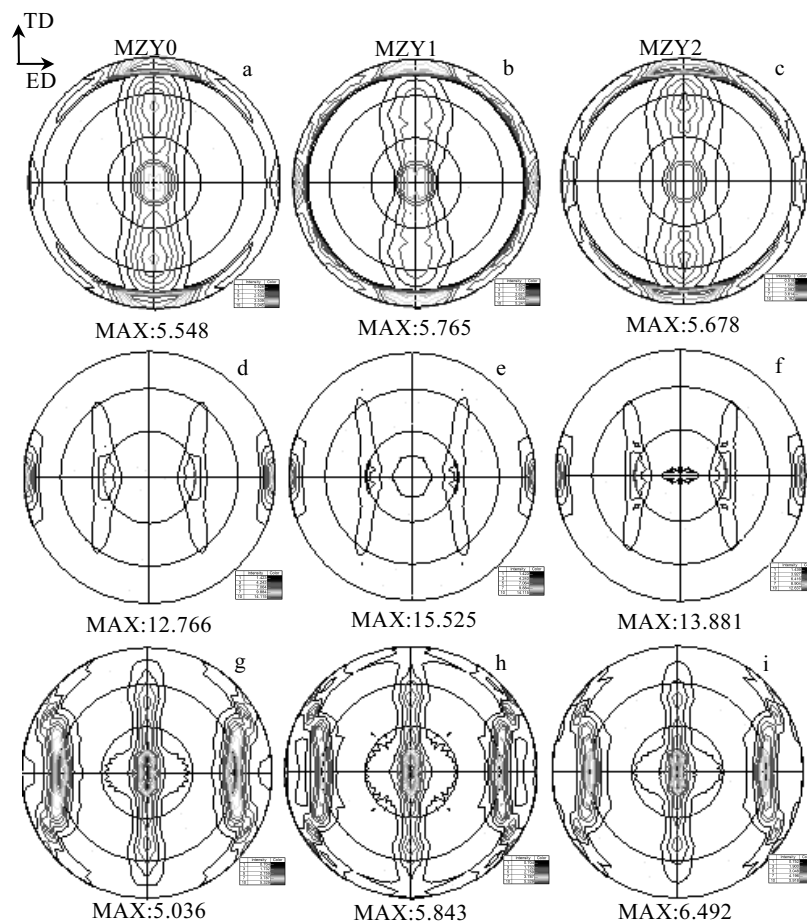


图 5 3 种挤压后 Mg-Zn-Y 合金的 XRD 宏观织构图

Fig.5 Textures of the three as-extruded Mg-Zn-Y alloys by XRD: (a~c) (0002), (d~f) (10 $\bar{1}$ 0), and (g~i) (11 $\bar{2}$ 0)

观织构。由图可见，3 种挤压合金的基面(0002)均平行于 ED 方向，形成了挤压或拉拔镁合金中常见的沿 TD 方向分布的纤维织构。对比 3 种 Mg-Zn-Y 合金(0002)基面的织构强度，发现 3 种合金的基面织构强度变化不明显。影响织构强度的因素主要包括合金元素、变形温度、变形量、变形速度、变形几何条件、晶粒度以及第二相含量与分布等^[15]。由于当前研究中 Zn 元素添加量较低，并且 3 种合金的变形量、变形温度、变形速度、变形几何条件等完全一致，再结晶晶粒尺寸非常相近，因此实验参数对织构强度影响较小。此外，虽然 MZY2 合金再结晶体积分数增加会弱化织构，但是由于 MZY2 合金存在更多的纳米析出相，析出相钉扎晶界和阻碍晶粒转动，一定程度抵消再结晶的弱化织构效果^[15]。

2.2 Mg-Zn-Y 合金的力学性能

图 6 所示为挤压前后 Mg-Zn-Y 合金的工程应力-应变曲线。表 1 是屈服强度、抗拉强度和延伸率的统计结果。挤压后 Mg-Zn-Y 合金的屈服强度和抗拉强度显著提高，3 种 Mg-Zn-Y 合金的屈服强度分别是 408.9、408.4、406.4 MPa，抗拉强度是 415.56、419.91、424.53 MPa，延伸率随 Zn 含量增加有明显提高，从 MZY0 的 3.62% 增加到 MZY2 的 12.2%，这主要与挤压后晶粒细化与析出相的弥散分布有关^[7]。从图 7 镁合金力学性能曲线^[16-24]发现，经 140 °C 低温慢速挤压后 Mg-2.0Zn-0.1Y 合金的强度显著高于传统 Mg-Zn-Y 合金，且延伸率远高于高稀土含量镁合金，表明当前 Mg-Zn-Y 合金兼具高强度与塑性的优势，突破传统镁合金力学性能“香蕉型”曲线。

镁合金的力学性能强化机制主要包含细晶强化、位错强化、弥散强化和固溶强化等，细晶强化主要由再结晶区细小的再结晶晶粒产生强化效果，晶粒尺寸与强度

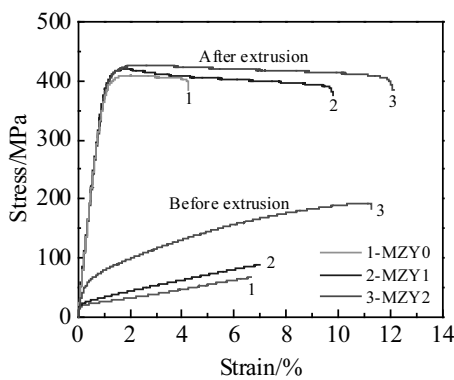


图 6 挤压前后 Mg-Zn-Y 合金的工程应力-应变曲线

Fig.6 Engineering stress-strain curves of the Mg-Zn-Y alloys before and after extrusion

表 1 挤压前后 Mg-Zn-Y 合金屈服强度、抗拉强度、延伸率
Table 1 Yield strength, tensile strength and elongation of the three Mg-Zn-Y alloys before and after extrusion

Condition	Alloy	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Elongation/%
Before extrusion	MZY0	22.09±1.81	70.76±4.92	7.04±1.56
	MZY1	28.24±3.46	96.97±10.34	9.07±1.06
	MZY2	62.51±0.33	194.60±2.69	11.66±0.52
After extrusion	MZY0	408.90±1.81	415.56±6.86	3.62±0.75
	MZY1	408.40±4.29	419.91±10.33	9.96±0.66
	MZY2	406.40±3.52	424.53±2.91	12.20±0.73

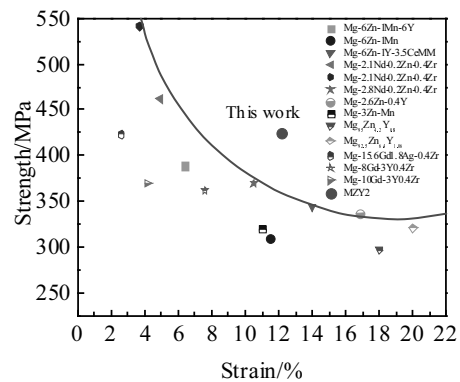


图 7 镁合金力学性能的“香蕉型”曲线

Fig.7 “Banana” curve of mechanical properties for the magnesium alloys

服从“Hall-Patch”关系^[8]:

$$\sigma_{DRXed} = f_{DRXed} K d^{-1/2} \tag{1}$$

其中， σ_{DRXed} 为再结晶区屈服强度(MPa)， f_{DRXed} 为再结晶体积分数， K 为 Hall-Patch 常数($K=217 \text{ MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$)^[10]， d 为再结晶晶粒平均尺寸(μm)，考虑到晶粒尺寸的统计误差，理论计算 3 种合金细晶强化贡献的强度分别是 (214.1±53.8)、(224.3±55.6)、(244.1±60.1) MPa。由于剧烈变形导致未再结晶区变形晶粒内部堆积大量的位错，产生强烈的位错强化:

$$\sigma_{unDRXed} = f_{unDRXed} M \alpha G b \sqrt{\rho} \tag{2}$$

式中， $\sigma_{unDRXed}$ 为未再结晶区屈服强度(MPa)， $f_{unDRXed}$ 为未再结晶区体积分数($f_{unDRXed}=1-f_{DRXed}$)， M 为泰勒因子 (Taylor factor, $M=4.5$)， α 是常数 0.2， G 为弹性模量 ($G=16.6 \text{ GPa}$)， b 为柏氏矢量(0.3196 nm)， ρ 是位错密度，通常变形量较大金属材料位错密度为 $10^{15}\sim 10^{16} \text{ m}^{-2}$ ，本实验材料取 $\rho=10^{16} \text{ m}^{-2}$ ，通过计算得未再结晶区位错强化贡献的强度提升分别是 154.3、133.8、105 MPa。由于 3 种合金在低温挤压过程中均产生弥散分布的纳米析出

相, 这些纳米相可提供弥散强化效应^[25]:

$$\sigma_p = M\Delta\tau_p \quad (3)$$

$$\Delta\tau_p = \left(\frac{Gb}{2\pi\sqrt{1-\nu}} \left(\frac{0.779}{f_{vp}} - 0.785 \right) d_p \right) \ln \left(\frac{0.785d_p}{b} \right) \quad (4)$$

公式中, $\Delta\tau_p$ 是剪切应力, ν 是镁合金泊松比(0.35), f_{vp} 是纳米析出相的体积分数, d_p 是纳米相的平均尺寸, 分别是 0.53、0.55、0.54 nm。3 种合金纳米相弥散强化提高的强度 σ_p 分别为 16.2、30.51、51.7 MPa。此外, 加入 Zn、Y 合金元素将产生固溶强化, 公式为

$$\sigma_{ss} = \sigma_{Mg} + 3.11\varepsilon CG^{1/2} \quad (5)$$

式中, σ_{Mg} 为纯 Mg 屈服强度($\sigma_{Mg}=21$ MPa), ε 为实验常数(0.74), C 是溶质原子分数(at%), 由于本研究加入的元素含量极低, 并且部分析出形成第二相, 其固溶强化贡献值小于 1 MPa, 故固溶强化数值近似于 σ_{Mg} 。

综上, 3 种挤压态镁合金的总屈服强度公式为^[8]:

$$\sigma = \sigma_{DRXed} + \sigma_{unDRXed} + \sigma_p + \sigma_{ss} \quad (6)$$

理论计算 3 种合金总屈服强度 σ 分别是 (405.6±53.8)、(409.6±55.6)、(421.8±60) MPa, 挤压态 MZY0 与 MZY1 合金的理论计算屈服强度与实验屈服强度相差小于 5 MPa, 理论值与实际值吻合。对于再结晶程度更高的 MZY2 合金, 理论计算值比实验值高 15 MPa, 这是因为再结晶更加完全, 未再结晶区变少, 变形晶粒内部位错密度有所降低。从图 8 可以发现, 低温慢速挤压态镁合金的强化机制主要为细晶强化与位错强

化。随 Zn 含量的增加, 细晶强化对强度的贡献由 52.8% 增加到 57.9%, 但是由于再结晶程度增加, 未再结晶区减少, 合金位错强化占比随 Zn 含量增加从 38% 降低至 25%。此外, 纳米析出相体积分数的增加导致弥散强化效应的占比从 4% 增加到 12.3%。

图 9 所示为 3 种 Mg-Zn-Y 合金的拉伸断口 SEM 照片。如图 9a、9b 所示, MZY0 合金断口中存在明显的解理面。随 Zn 含量的增加, 解理面数量减少且尺寸减小, MZY1 与 MZY2 合金中出现大量细小的韧窝(图 9d、9f)。这表明随着 Zn 含量的增加, 挤压后合金断裂机制从以解理断裂为主转变为以韧性断裂为主, 这与图 6 所示的

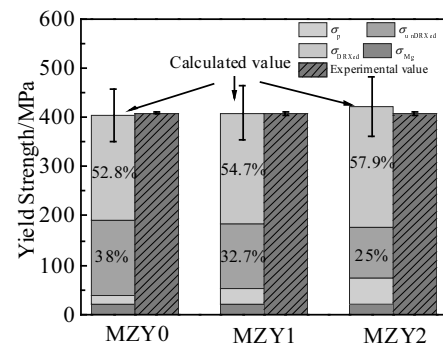


图 8 3 种挤压合金屈服强度计算值与实验值比较

Fig.8 Calculated and experimental values of yield strength of three extruded Mg-Zn-Y alloys

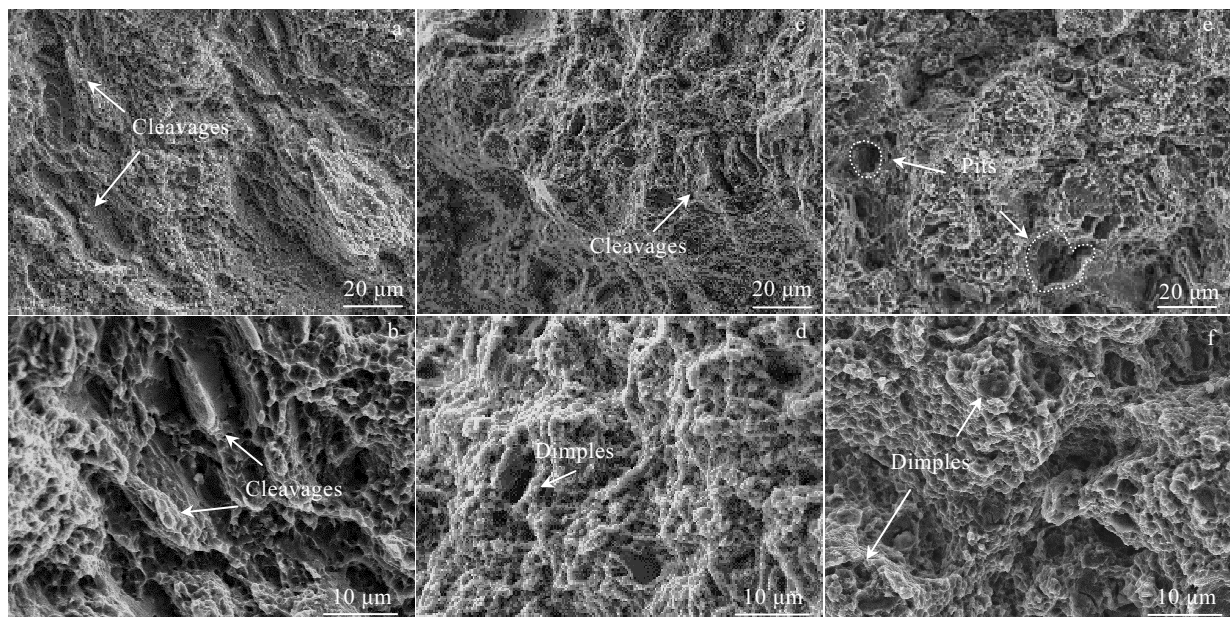


图 9 3 种挤压合金拉伸断口的 SEM 照片

Fig.9 SEM images of tensile fracture for three as-extruded Mg-Zn-Y alloys: (a, b) MZY0, (c, d) MZY1, and (e, f) MZY2

MZY1 与 MZY2 合金延伸率大幅提升一致。一方面, 随着 Zn 含量增加, 挤压态 Mg-Zn-Y 合金的再结晶程度增加同时未再结晶区分布均匀, 使得再结晶晶粒与变形晶粒协调变形能力增强。另一方面, Zn 元素可促进非基面滑移系的启动, 并在一定程度上软化基面滑移, 促使更多滑移系开动使变形更加均匀^[26]。此外, 弥散分布的纳米析出相可被位错切过, 缓解应力集中, A. Singh^[27]等研究表明颗粒析出相不产生强烈的应变硬化, 更容易趋近于均匀变形, 有利于提高塑性。因此, MZY2 合金中再结晶程度较高, 并且未再结晶区分布均匀, 易开动的滑移系导致塑性提高, 而低合金含量的 MZY0 则因为较大的未再结晶区域, 容易直接从变形晶粒处产生裂纹, 在断口处形成解理面, 降低其塑性。

3 结 论

1) 挤压前 3 种 Mg-Zn-Y 镁合金的组织均匀, 第二相尺寸细小且含量较低。随 Zn 含量的增加, Mg-Zn-Y 合金的晶粒发生明显细化。

2) 随 Zn 含量的增加, 挤压后 Mg-Zn-Y 合金的再结晶晶粒得到显著细化, 再结晶程度逐渐增加, 析出的纳米级第二相的含量逐渐增加; 但其织构强度无明显变化。

3) 挤压后 Mg-Zn-Y 合金的力学性能得到大幅度提升, 其中 Mg-2.0Zn-0.1Y 合金的屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为 406.4 MPa、424.53 MPa 和 12.2%, 实现了传统镁合金力学性能“香蕉型”曲线的突破。

参考文献 References

- [1] Hosokawa S, Maruyama K, Kobayashi S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 762: 797
- [2] Bai Yan(白岩), Deng Kunkun(邓坤坤), Kang Jinwen(康金文). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2251
- [3] Wang K, Wang J F, Huang S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 733: 267
- [4] Sandlöbes S, Zaeferrer S, Schestakow I *et al.* *Acta Materialia* [J], 2011, 59(2): 429
- [5] Basu I, Al Samman T. *Acta Materialia*[J], 2014, 67: 116
- [6] Du B N, Xiao Z P, Qiao Y X *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 775: 990
- [7] Huang H, Miao H, Yuan G *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6(2): 107
- [8] Hu K, Li C Y, Xu G J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 742: 692
- [9] Shi Wenjing(石文静), Bian Jiancong(卞健从), Jiang Lei(姜磊) *et al.* *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2019, 39(5): 572
- [10] Li W J, Deng K K, Zhang X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 677: 367
- [11] Liu Qing(刘庆). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1458
- [12] Zhang H, Wang H Y, Wang J G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 780: 312
- [13] Ross N G, Barnett M R, Beer A G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 619: 238
- [14] Robson J D, Henry D T, Davis B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 4239
- [15] Qu Jiahui(曲家惠), Yue Mingkai(岳明凯), Huang Tao(黄涛). *Transactions of Shenyang Ligong University*(沈阳理工大学学报)[J], 2009, 28(2): 48
- [16] Qi F G, Zhang D F, Zhang X H *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(5): 1352
- [17] Medina J, Pérez P, Garcés G *et al.* *Materials Characterization* [J], 2017, 129: 195
- [18] Xiang S L, Wang X J, Gupta M *et al.* *Scientific Reports*[J], 2016(6): 38 824
- [19] Somekawa H, Singh A, Mukai T. *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(12): 1091
- [20] Zhang E L, Yin D S, Xu L P *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2009, 29(3): 987
- [21] Hu G S, Zhang D F, Zhao D Z *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(10): 3070
- [22] Singh A, Nakamura M, Watanabe M *et al.* *Scripta Materialia* [J], 2003, 49(5): 417
- [23] Zhang Y, Wu Y J, Peng L M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 615: 703
- [24] Fu P H, Peng L M, Jiang H Y *et al.* *China Foundry*[J], 2014, 11(4): 277
- [25] Kang X K, Nie K B, Deng K K *et al.* *Materials Characterization*[J], 2019, 151: 137
- [26] Jang H S, Lee B J. *Scripta Materialia*[J], 2019, 160: 39
- [27] Singh A, Osawa Y, Somekawa H *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 611: 242

Microstructures and Mechanical Properties of Low-Alloyed Mg-Zn-Y Magnesium Alloy

Li Yanan, Nie Kaibo, Deng Kunkun, Yang An

(Shanxi Key Laboratory of Advanced Magnesium-based Materials, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Three kinds of low alloyed Mg-Zn-Y (Mg-0.6Zn-0.1Y, Mg-1.3Zn-0.1Y, Mg-2.0Zn-0.1Y, wt%) were prepared by conventional casting and then subjected to slow extrusion at low temperature (140 °C, 0.1 mm/s). The results show that with the increase of Zn content, the grain size of the alloy before extrusion gradually decreases. After extrusion, the grains are significantly refined, forming dispersed nano-precipitated phases. At the same time, with the increasing the Zn content, the recrystallization degree of the alloy and the number of nano-precipitated phases increase, while the basal texture intensity exhibits unobvious change. The mechanical properties of the as-extruded alloys dramatically improve. The YS, UTS and EL of Mg-2.0Zn-0.1Y alloy are 406.4 MPa, 424.53 MPa and 12.2%, respectively. With the increase of Zn content, the elongation of Mg-Zn-Y alloy increases significantly, the fracture morphology changes from cleavage surface to tiny dimples, and the fracture pattern varies from cleavage fracture to ductile fracture.

Key words: Mg-Zn-Y alloy; low alloying; low-temperature extrusion; microstructures; mechanical properties

Corresponding author: Nie Kaibo, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: niekaibo@tyut.edu.cn