



多道次温轧对 AZ31 镁合金组织和性能的影响

李彦生, 渠 成, 王金辉, 徐 瑞

(燕山大学 材料科学与工程学院, 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室,
河北省金属产品工艺与性能综合优化实验室, 秦皇岛 066004)

摘 要:以 AZ31 镁合金为实验材料, 通过多道次温轧工艺, 研究低温时效处理对温轧板材组织和性能的影响。结果表明: 经 5 道次温轧后合金组织得到明显细化, 从初始态 38 μm 细化至 2.2 μm ; 在随后 120~160 $^{\circ}\text{C}$ 时效过程中, 晶粒并未发生显著长大。经低温时效处理后, 合金在基本保持温轧态拉伸强度的同时, 其塑性得到明显提升。由晶界强化和位错强化模型定量描述发现, 经 5 道次温轧后合金显微硬度增量为 30HV。然而随着时效温度的升高, 位错强化贡献显著降低, 而晶界强化由于晶粒长大不明显而几乎无显著变化。合金经 160 $^{\circ}\text{C}$ 时效 2 h 后, 两种主要强化机制对显微硬度的贡献为 16HV。

关键词: AZ31 镁合金; 温轧; 时效; 显微组织; 孪晶

文章编号: 1004-0609(2020)-01-0060-09

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

镁合金由于其低密度、高比刚度和比强度等优异性能而在航空航天、汽车、化工及 3C 领域得到广泛应用, 被誉为“21 世纪绿色工程结构材料”^[1-2]。然而, 由于其在室温下可成形性较差, 所以镁合金塑性变形一般在高温下进行, 这将导致合金再结晶晶粒发生显著长大, 而微观组织的粗化则在很大程度上降低镁合金的力学性能^[3]。众所周知, 开动基面滑移所需的临界分切应力远低于非基面(锥面和棱柱面)滑移的, 且略低于孪生滑动所需的应力。根据 von Mises 准则, 应变相容需要至少 5 个独立滑移系, 而多晶镁及其镁合金的晶体结构为密排六方(HCP)结构, 室温下具有两个独立的基面(0001)滑移系^[4], 这根本上导致了镁合金室温塑性差、加工成型难等诸多问题, 进而限制了镁合金在工业领域中的广泛应用。

形变孪晶是调整镁合金塑性变形的另一有效机制^[5], 孪晶不仅影响镁合金的力学性能, 而且也在再结晶过程中起重要作用。再结晶优先在含有孪晶的区域内核, 但也在晶界和孪晶之间的交叉位置处发展。因此, 可以认为孪晶起到再结晶优先形核位点的作用^[6]。作为一种重要的软化和晶粒细化机制, 再结晶对通过调控微观结构演变以提高力学性能至关重要。同时, 镁合金变形过程中形成的基面织构, 也在一定程度上影响其力学性能和可成形性。文献[7]中系统地

研究了基面织构变化的形成机制, 还讨论了动态再结晶过程中的典型形核位点和随后的晶粒生长等问题, 并揭示了基面织构的变化归因于挤压过程中孪晶的形成和动态再结晶, 这为通过晶粒细化和织构调控设计出高性能变形镁合金提供了新的思路。据已有报道, 镁合金经过大应变轧制后, 研究人员多探讨合金微观组织对力学性能的影响, 极少有关于后续时效处理以进一步提高合金强度和塑性的报道。程晓农等^[8]将 AZ31 镁合金经过强烈压缩后再进行时效处理, 使其屈服强度高达 370 MPa, 当热处理温度继续升高后, 在基本维持原来强度的同时, 材料塑性得到了大幅度提升。本文作者采用 AZ31 镁合金材料, 研究了固溶-大应变温轧-时效热处理对合金组织和性能的影响。

1 实验

所用实验材料为 AZ31(Mg-3.5%Al-1.0%Zn-0.1%Mn, 质量分数)挤压态镁合金, 初始晶粒尺寸为 38 μm 。将 AZ31 镁合金板坯备料切割成 50 mm \times 34 mm \times 15 mm 预轧试样, 然后将其置于箱式电阻炉中在 400 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 12 h, 随后迅速置于冷水中进行淬火处理, 固溶后形成过饱和固溶体。在进行轧制实验之

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51675092)

收稿日期: 2019-01-25; 修订日期: 2019-05-20

通信作者: 徐 瑞, 教授, 博士; 电话: 0335-8074631; E-mail: xurui@ysu.edu.cn

前, 先将预轧试样置于热处理炉中进行加热, 炉温恒为 200 °C, 保温时间为 10 min。进行一系列预处理后, 将试样在道次压下量为 8% 工艺下进行温轧, 轧辊转速为 0.3 m/s, 在各道次轧制过程中, 轧制板材回炉加热保温 10 min, 共轧制 5 道次, 试样厚度从初始态 15 mm 减小到 9.8 mm, 轧制总变形量约为 34.1%。经轧制后各道次试样分别在 120、140 及 160 °C 进行时效处理 2 h。

本实验所得试样组织形貌采用 Axiovert 200 MAT 型金相显微镜和 Hitachi-3400 型扫描电子显微镜 (SEM) 进行观察分析。采用 FM-ARS9000 型显微硬度计对试样显微硬度进行测试, 施加载荷为 0.98 N, 保载时间为 10 s。拉伸试验在岛津 AGS-X 型试验机上进行, 拉伸速率为 0.6 mm/min。为保证实验准确性, 每种工艺下采用 3 个试样进行实验。温轧及热处理态织构、各晶面衍射峰以及晶格参数变化等采用 D/max-2500PC 型 X 射线衍射仪进行分析。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图 1 所示为各道次温轧板材的显微组织。1 道次温轧后晶粒内部中出现较多孪晶, 经 3 道次轧制后组织内部变形量进行累积, 观察到少量动态再结晶晶粒。文献[7]中还观察到了母晶粒显示不规则和锯齿状晶界 (GB) 结构, 亚晶粒沿锯齿状 GBs 和母晶粒的三叉连接处形成新的细小动态再结晶晶粒。这是由于晶界处能量较高, 产生了动态再结晶“项链结构”, 进而演变成细小再结晶晶粒, 但是大部分原始晶粒仍然保留在组织中。经过 5 道次温轧后, 板材内部的细小动态再结晶逐渐增多, 同时晶粒尺寸逐渐减小。这是因为在两个变形区域的边界附近存在许多低角度晶界 (LAGB), 通常, LAGBs 是由变形结构中累积的位错和亚 GBs 的形成造成的^[9-10]。随着应变的增加, 这些 LAGBs 吸收更多的滑动位错并将其转化为高角度晶界 (HAGB), 最终将亚晶粒转变为新的动态再结晶晶粒。同时轧制变形引入的大量孪晶界也对晶粒起到分割碎化作用, 进而导致合金组织细化^[11]。文献[12]中也报道了在室温下高压扭转 (HPT) 变形过程中伴随着动态回复和动态再结晶的过程, 并说明了大变形过程中由于很高的应变而导致发生动态回复和再结晶, 这与本文的观察结果相一致。

如图 2(a) 所示, 在 120 °C 时效处理 2 h 后, 合金的显微组织无明显变化, 仍然存在较多孪晶, 主要是

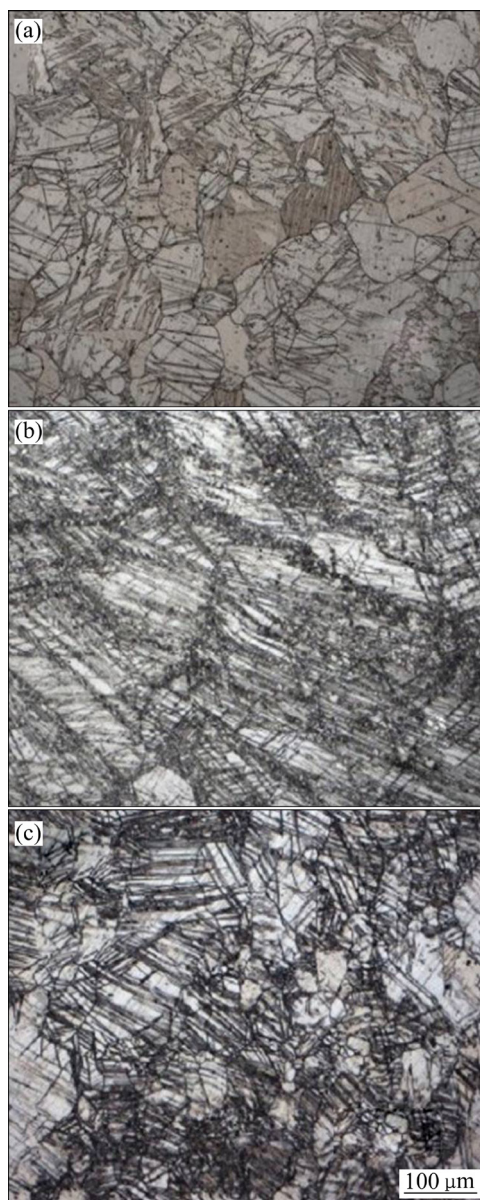


图 1 板材各道次轧制后的 OM 显微组织

Fig. 1 OM microstructures of AZ31 alloy after warm rolling: (a) 1 pass; (b) 3 passes; (c) 5 passes

由于变形不均匀且温度较低, 导致其内部组织也不十分均匀, 故静态再结晶并不完全, 此阶段位错密度显著降低(2.4 节中讨论), 主要发生静态回复。图 2(b) 所示为 140 °C 时效后合金的显微组织。可以看出, 合金显微组织为均匀细小的再结晶晶粒, 且原始组织中的孪晶基本消失, 晶粒得到了明显的细化。这是因为孪晶促进了再结晶过程的进行, 从而导致在时效过程中孪晶逐渐退化^[13]。程晓农等^[8]将 AZ31 镁合金在 200 °C 下进行热压缩实验, 其变形量为 66%, 在随后热处理过程中发现其再结晶在 160 °C 时开始出现, 文献[13]中也报道了在 200 °C 以上才发生再结晶。而本文作者

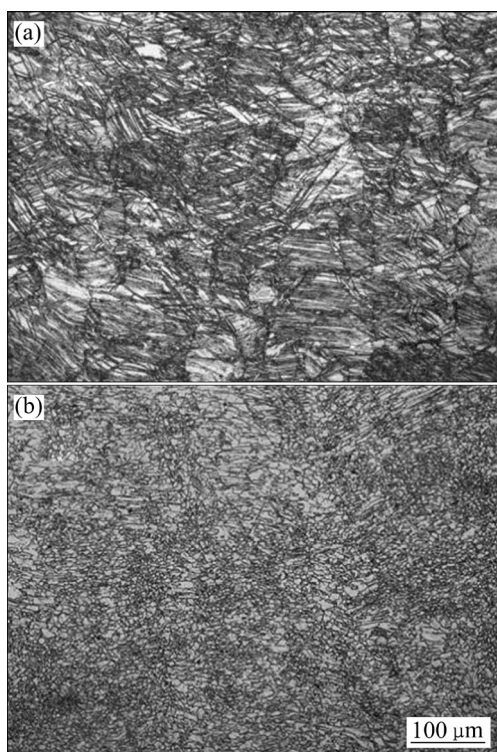


图2 5道次轧制板材时效2 h后的OM显微组织

Fig. 2 OM microstructures of AZ31 alloy after 2 h of aging for 5 passes: (a) 120 °C; (b) 140 °C

发现,经5道次温轧处理后(总变形量约34.1%),AZ31镁合金在140 °C时就已经发生了再结晶过程。

为进一步分析微观组织细节,采用SEM进行高倍观察,结果如图3所示。120 °C时未发生完全再结晶,只是在孪晶界处出现少量再结晶晶粒,证明孪晶界提供了再结晶形核位点,这与之前的研究结果相一致^[14]。同时还在孪晶界处发现少量白色的细小颗粒状析出物,这说明孪晶界还会提供第二相析出形核位点,促进时效进程。而140 °C时,出现均匀细小的再结晶组织,由于孪晶退化,白色颗粒状析出物主要分布在晶界上。温度升至160 °C时,再结晶组织非常均匀,在晶粒内部及晶界处都观察到大量析出相,然而晶粒并未发生明显长大,说明细晶组织具有较好的热力学稳定性。这与之前的研究所不同^[8],可能是由于晶界处弥散分布的细小第二相颗粒降低晶界迁移以及阻碍晶粒的进一步长大所致^[15]。

2.2 显微硬度

图4所示为板材各道次温轧及时效后试样的微观硬度演变。由图4可以看出,随轧制道次的增加,显微硬度值逐渐提高。这是因为轧制道次的增加使晶粒内部变形得到了累积,组织内产生了加工硬化以及强

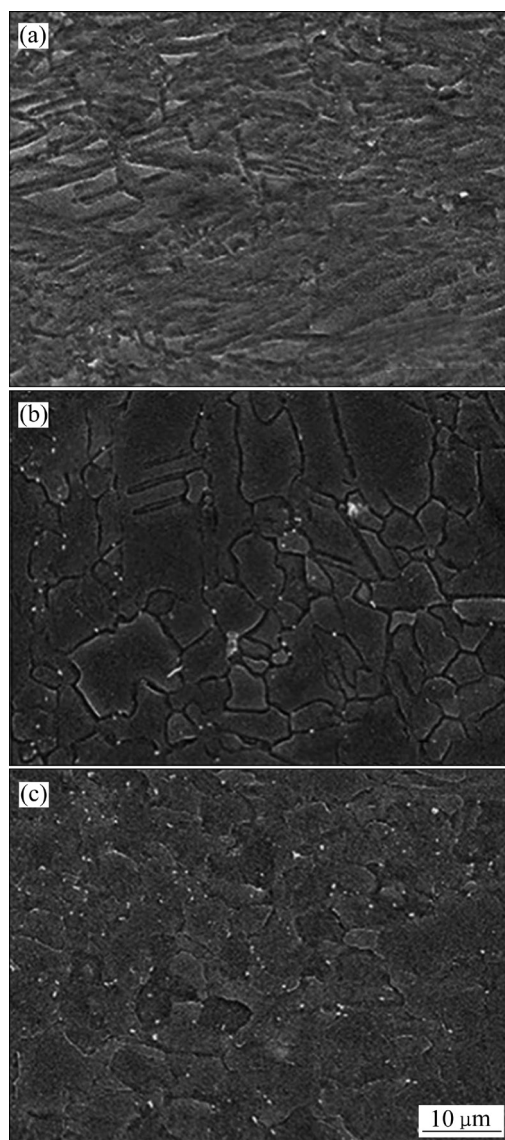


图3 5道次轧制板材时效2 h后的SEM像

Fig. 3 SEM images of alloy after 2 h of aging for 5 passes: (a) 120 °C; (b) 140 °C; (c) 160 °C

烈的基面织构,同时,组织发生了局部动态再结晶使得晶粒得以细化。镁合金在中低温变形条件下,会发生晶粒的转动及晶体取向沿一定方向的流动,于是产生了织构,使材料具有各向异性,从而对力学性能产生很大的影响^[16]。众所周知,在镁合金塑性变形过程中,滑移和孪生是两种主要的变形机制,其中锥面滑移能否得以顺利进行,则直接决定了形成织构组分的大小^[17]。本文中由于轧制多道次导致合金内部累积了极大变形量,于是形成{0002}基面织构^[15]。而织构会影响基面滑移系的Schmid因子,从而导致滑移产生硬取向,塑性变形难以进行,这也会有利于提高合金的力学性能^[16]。

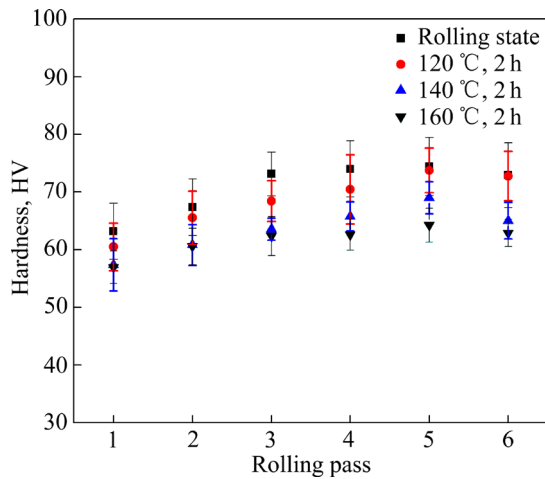


图 4 各道次温轧及不同温度时效 2 h 后试样显微硬度变化
 Fig. 4 Microhardness variations of samples after warm rolling and aging for 2 h at different temperatures

2.3 拉伸性能及断口分析

图 5 所示为 AZ31 镁合金温轧 5 道次及在不同温度时效 2 h 后的拉伸曲线。由图 5 可以看出, 温轧 5 道次后合金的拉伸强度约为 258 MPa, 而塑性却不足 7%。随后在 120 °C 时效处理 2 h, 合金拉伸强度约为 253 MPa, 可见强度下降并不显著, 塑性得到一定程度的提升。当温度升高至 140 °C 时, 合金拉伸强度依然保持在 249 MPa 左右, 这与合金在相同条件下显微硬度值是相对应的, 而此时其塑性却达到了近 14%。在低温时效下, 合金在保持拉伸强度基本不变的同时, 其塑性提升至近 2 倍, 这是因为即使在时效后发生再结晶而消耗大量由变形引入的位错, 合金还从过饱和固溶体内析出细小弥散分布的第二相, 这些细小颗粒

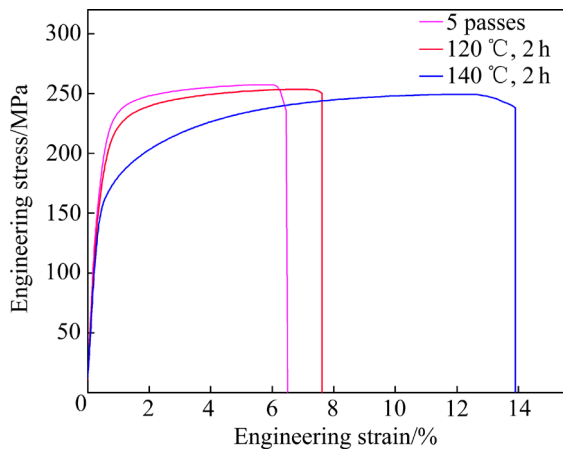


图 5 AZ31 镁合金在不同状态下的拉伸性能
 Fig. 5 Tensile properties of AZ31 magnesium alloy under different conditions

不仅可以阻碍位错滑移, 而且由于分布在晶界而抑制细小晶粒的进一步长大, 这就导致在 140 °C 时效后合金塑性大幅提升而强度并无显著降低。

图 6 所示为不同状态下试样断口形貌的 SEM 像。由图 6(a) 可以看出, 5 道次温轧后, 合金的断口呈现大量撕裂棱, 表现为脆性断口特征。图 6(b) 中出现一些韧窝, 但还是存在较多撕裂棱, 这说明在 120 °C 时效 2 h 时, 合金断口仍以脆性为主。当温度提升至 140 °C 时, 断口组织呈现大量细小的韧窝, 说明合金已经由脆性断裂转变为韧性断裂, 这是因为在 140 °C 已经发生完全再结晶, 这与图 3 组织观察以及图 5 拉伸性能是相一致的。

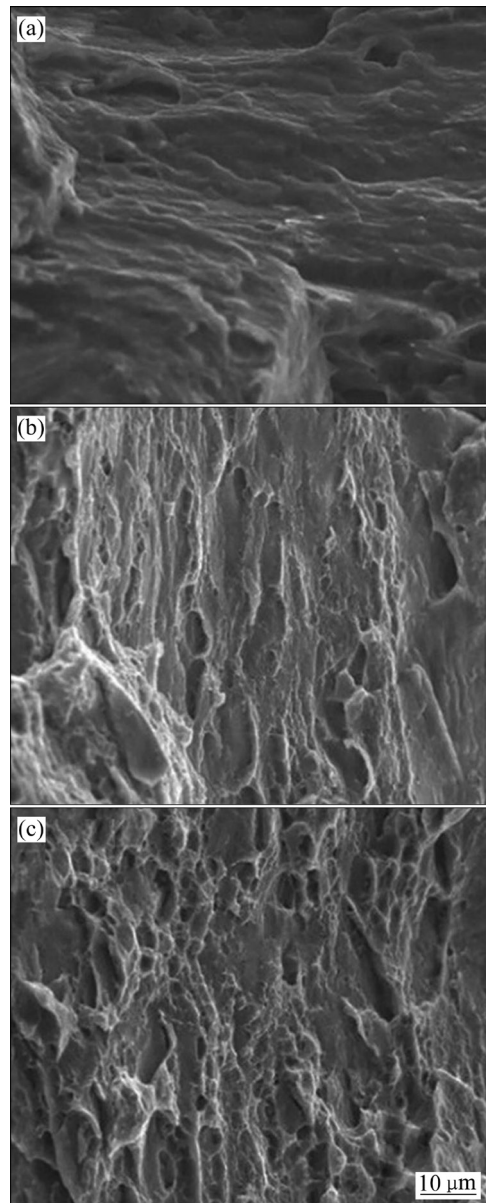


图 6 3 种状态下试样拉伸断口的 SEM 像
 Fig. 6 SEM images of tensile fractures of samples in three states: (a) 5 passes; (b) 120 °C; (c) 140 °C

2.4 XRD 分析

图 7 所示为各道次温轧板材的 XRD 谱。从图 7 看出, 随轧制道次的增加, 各晶面衍射强度发生变化, 而晶面衍射强度的变化可以在一定程度上说明轧制时产生织构的演变规律。图 8 所示为各道次温轧及在 160 °C 退火 20 h 后的基面织构演变。1 道次温轧后, 晶粒取向呈无规则分布, 各晶面衍射强度差别不大。随轧制道次的增加, 晶面衍射强度发生变化, 合金内部组织的晶粒取向发生改变, (0002) 面衍射强度逐渐增强, 形成典型的(0002)基面织构, 其(0002)面平行于轧制方向^[18]。5 道次温轧试样经 160 °C 退火 20 h 后, 织构基本消失, 晶粒取向呈随机分布。经综合分析得出, 合金力学性能的提升除大应变温轧引入的位错强化及细晶强化外, 还由于板织构的形成使镁合金滑移系 Schmid 因子发生变化, 变形处于硬取向而不利于滑移的进行, 从而产生一定程度的织构强化^[16]。

2.5 表征微观结构与力学性能的特征参数

相干衍射区尺寸(d)、半高峰宽($\delta 2\theta$)、各强衍射峰(θ_0)、晶格应变($\langle e \rangle$)以及 Cu K_α 射线波长(λ)之间的函数关系式为^[19]

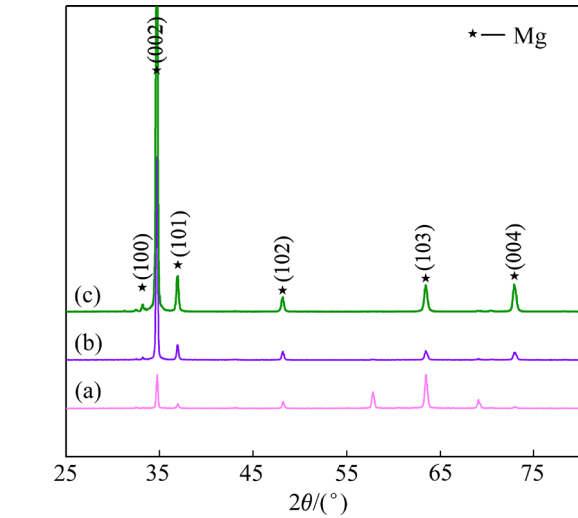


图 7 各道次温轧板材的 XRD 谱

Fig. 7 XRD patterns of each warm rolled sheet: (a) 1 pass; (b) 3 passes; (c) 5 passes

$$\frac{(\delta 2\theta)^2}{\tan^2 \theta} = \frac{\lambda}{d} \left(\frac{\delta 2\theta}{\tan \theta_0 \sin \theta_0} \right) + 25\langle e \rangle^2 \quad (1)$$

($\delta 2\theta$)²/tan²θ₀ 与 δ2θ/(tanθ₀sinθ₀)之间的关系见图 9 所示。经过线性回归后, 将相干衍射区尺寸(d)和晶格应变($\langle e \rangle$)进行量化, 并将其结果列入表 1。

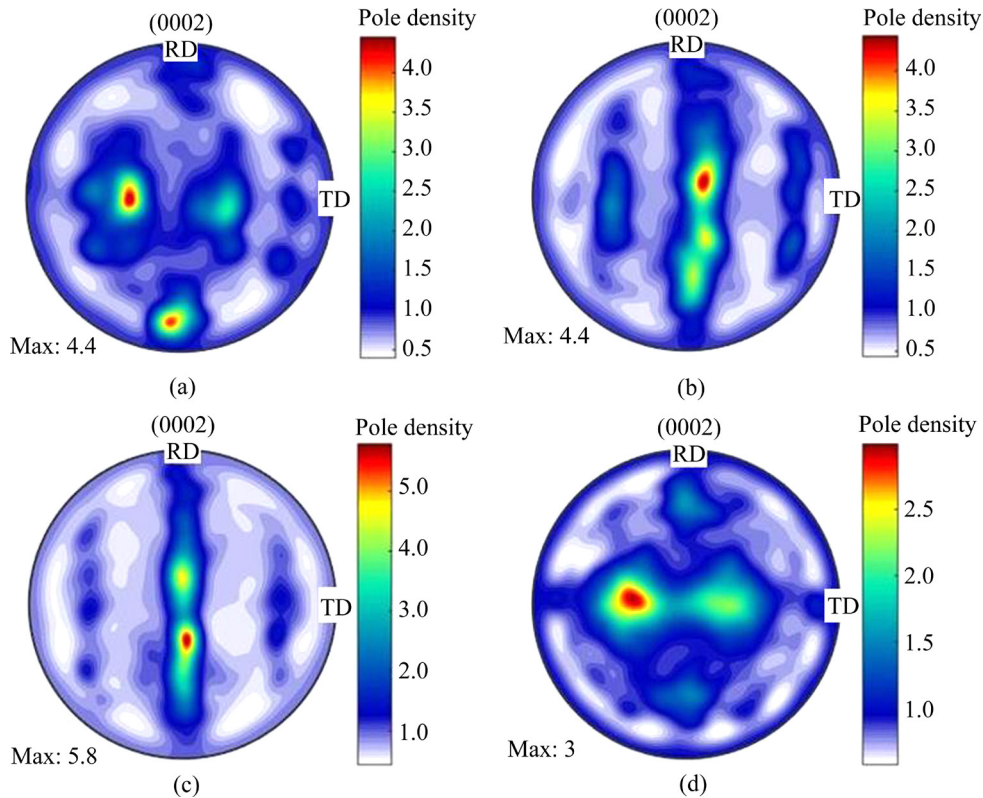


图 8 各道次温轧及退火后的(0002)基面织构

Fig. 8 Texture evolution after warm rolling and annealing: (a) 1 pass; (b) 3 passes; (c) 5 passes; (d) (160 °C, 22 h)

表 1 在不同时效状态下 AZ31 镁合金的相干衍射区尺寸、微观应变以及位错密度

Table 1 Crystallite size, microstrain and dislocation density of AZ31 alloy at different aging states

Aging state	Crystallite size, d/nm	Microstrain, $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}/\%$	Dislocation density, $\rho/10^{14} \text{ m}^{-2}$
5 passes	41.46	0.125	3.253
(120 °C, 2 h)	46.26	0.069	1.616
(140 °C, 2 h)	56.64	0.050	0.957
(160 °C, 2 h)	60.18	0.041	0.738

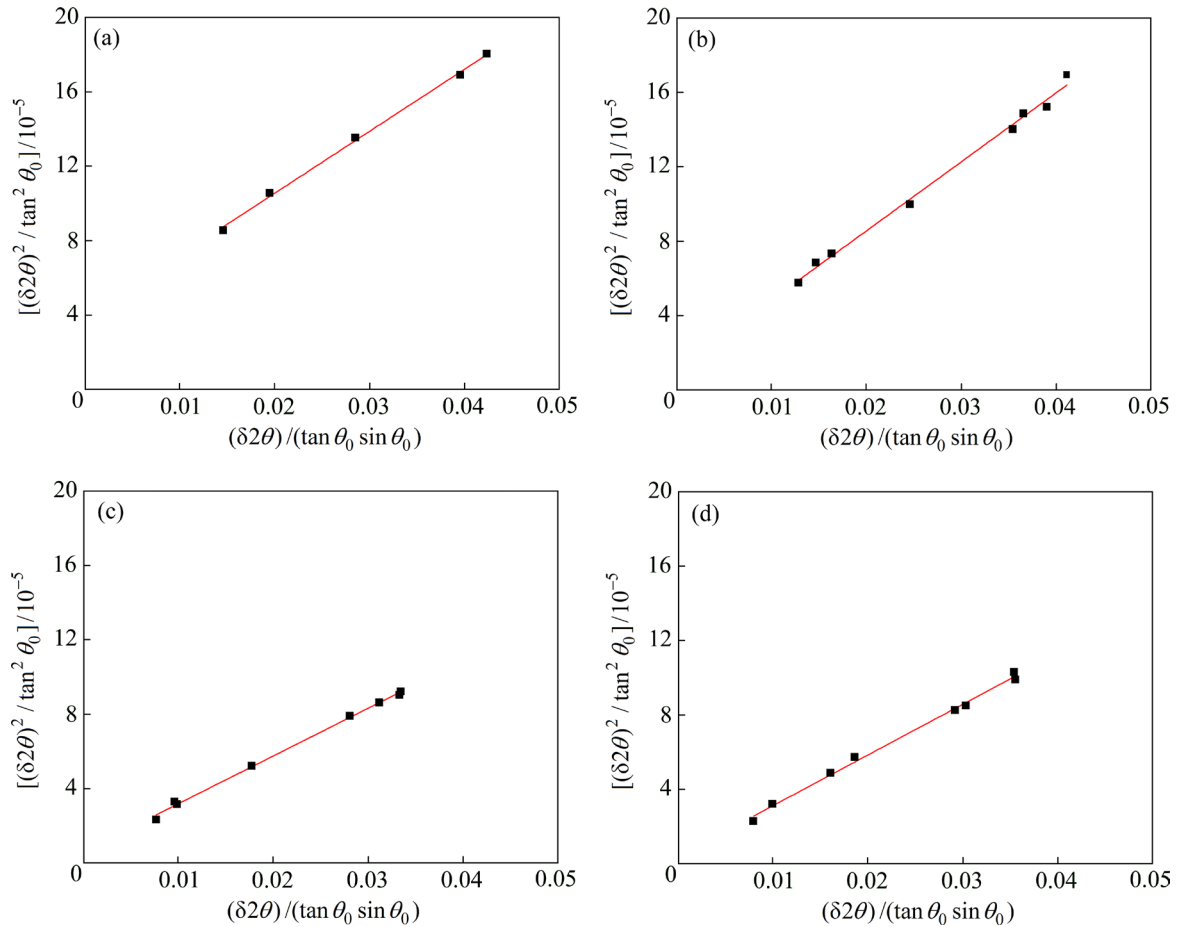


图 9 AZ31 镁合金 $(\delta 2\theta)^2/\tan^2\theta_0$ 与 $\delta 2\theta/(\tan\theta_0\sin\theta_0)$ 之间的拟合关系

Fig. 9 Fitting relationship between $(\delta 2\theta)^2/\tan^2\theta_0$ and $\delta 2\theta/(\tan\theta_0\sin\theta_0)$ for AZ31 alloy: (a) 5 passes; (b) (120 °C, 2 h); (c) (140 °C, 2 h); (d) (160 °C, 2 h)

位错密度由微观应变 $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ 以及相干衍射区尺寸(d)导出^[20]:

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}}{db} \quad (2)$$

式中: b 是 Burgers 矢量长度; 对于 Mg, 其值为 0.3197 nm。从表 1 看出, 经大应变温轧后合金晶格应变增加, 且使相干衍射区尺寸变小。微观应变和位错密度则随时效温度的升高而显著降低, 说明合金在此阶段发生回复和再结晶过程, 这与图 3 观察结果相一致。借助

用于衍射分析的 MAUD 软件^[21], 定量计算合金经多道次温轧及随后时效状态下的晶粒尺寸及晶格参比, 见图 10 所示。可以看出, 经 5 道次温轧后, 合金晶粒尺寸从初始态 38 μm 细化至 2.2 μm , 随时效温度升高, 晶粒尺寸并无明显长大(与图 3 相一致), 晶格参比 c/a 呈递增趋势, 这表明随着溶解在 $\alpha\text{-Mg}$ 基体中溶质元素浓度的降低, 晶格畸变逐渐恢复, 合金在时效过程中发生了过饱和固溶体的分解。

硬度 H_V 与屈服强度之间的近似关系为^[22]

$$H_V = C\sigma_y \quad (3)$$

式中： H_V 为维氏硬度； C 为常数(约为0.3)。通过现有的模型定量评估晶界和位错对合金强化的贡献^[23]。对于晶界硬化,应用Hall-Petch关系,硬度增量 ΔH_{VGB} 计算如下^[24]:

$$\Delta H_{VGB} = C \frac{k_{HP}}{D^{1/2}} \quad (4)$$

式中： k_{HP} 是Mg的Hall-Petch常数,取值40.7 MPa· $\mu\text{m}^{1/2}$ ； D 是平均晶粒尺寸。对于位错硬化,通常认为硬度增量 ΔH_{VD} 由如下关系式得出^[17]:

$$\Delta H_{VD} = CM\alpha_1 Gb\sqrt{\rho} \quad (5)$$

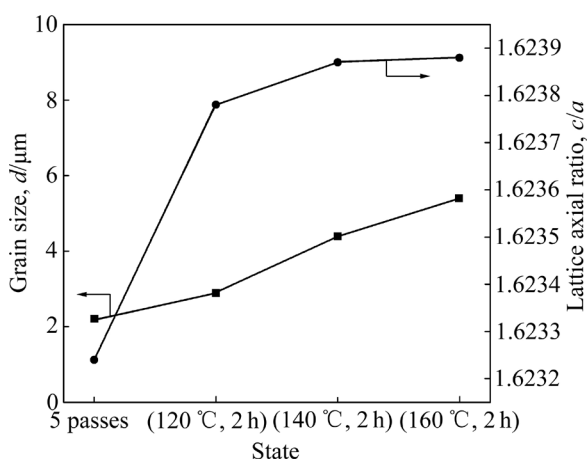


图10 不同状态下合金的晶粒尺寸和晶格常数比

Fig. 10 Grain size and lattice axial ratio of alloys in different states

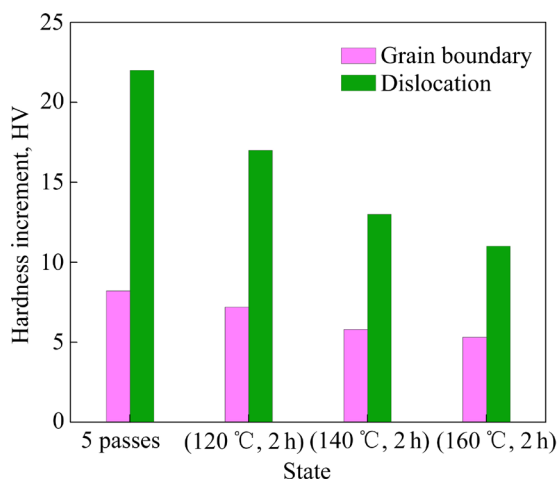


图11 晶粒细化和位错对不同状态下合金显微硬度的贡献

Fig. 11 Contribution of grain refinement and dislocation to microhardness of alloys in different states

式中： G 为弹性模量(17.7 GPa)； M 为泰勒因子(2.6)； α_1 为数值因子(0.5)^[25-26]。图11所示为晶粒细化和高密度位错对多道次温轧后不同状态下合金显微硬度的贡献。可以发现, AZ31镁合金温轧5道次后位错强化效果较细晶强化更为显著,在随后时效过程中由于发生回复、再结晶,导致位错密度显著降低(见表1),于是位错引起的合金强化效应逐渐下降。然而,细晶强化对合金强度的贡献则无明显降低,这是由于在低温时效阶段,合金晶粒尺寸无显著长大所致。

3 结论

1) AZ31镁合金经5道次温轧后组织得到明显细化,从初始态38 μm 细化至2.2 μm ,且在随后120 °C至160 °C时效过程中,并未发生显著长大。这说明温轧态镁合金经低温时效处理后,具有较好的热力学稳定性。

2) 温轧态AZ31镁合金经140 °C低温时效处理2 h后,合金基本保持温轧态强度的同时,其塑性提升至近2倍。

3) 经5道次温轧后,合金显微硬度的增量为30HV,然而随时效温度升高,位错对合金强化的贡献显著降低,晶界强化效应几乎无明显变化,经160 °C时效2 h后,两种主要强化机制对显微硬度的贡献为16HV。

REFERENCES

- [1] HUANG Y, GAN W, KAINER K U, HORT N. Role of multi-microalloying by rare earth elements in ductilization of magnesium alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2014, 2: 1-7.
- [2] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium: Properties-applications-potential[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 302: 37-45.
- [3] MUKAI T, WATANABE H, HIGASHI K. Application of superplasticity in commercial magnesium alloy for fabrication of structural components[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16: 1314-1319.
- [4] GHAZISAEIDI M, HECTOR JR L G, CURTIN W A. Solute strengthening of twinning dislocations in Mg alloys[J]. Acta Materialia, 2014, 63: 169-179.
- [5] GUO L L, FUJITA F. Effect of deformation mode, dynamic

- recrystallization and twinning on rolling texture evolution of AZ31 magnesium alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(6): 1094–1102.
- [6] LI X, YANG P, WANG L N, MENG L, CUI F. Orientational analysis of static recrystallization at compression twins in a magnesium alloy AZ31[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 517: 160–169.
- [7] JIANG M G, XU C, YAN H, FAN G H, NAKATA T, LAO C S, CHEN R S, KAMADO S, HAN E H, LU B H. Unveiling the formation of basal texture variations based on twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium alloy during extrusion [J]. Acta Materialia, 2018, 157(15): 53–71.
- [8] 程晓农, 汝金明, 莫纪平, 许晓静. 固溶-大应变-后续热处理态 AZ31 镁合金的组织 and 性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(11): 1950–1954.
- CHENG Xiao-nong, RU Jin-ming, MO Ji-ping, XU Xiao-jing. Solid solution-large strain-subsequent heat treatment state microstructure and properties of AZ31 magnesium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(11): 1950–1954.
- [9] XIN Y C, WANG M Y, ZENG Z, HUANG G J, LIU Q. Tailoring the texture of magnesium alloy by twinning deformation to improve the rolling capability[J]. Scripta Materialia, 2016, 652: 325–352.
- [10] LUO J, HU W W, JIN Q Q, YAN H, CHEN R S. Unusual cold rolled texture in an Mg-2.0Zn-0.8Gd sheet[J]. Scripta Materialia, 2017, 127: 146–150.
- [11] 闫亚琼, 罗晋如, 张济山, 庄林忠. 强织构AZ31镁合金板材深低温轧制过程中微观组织演变及力学性能控制研究[J]. 金属学报, 2017, 53: 107–113.
- YAN Ya-qiong, LUO Jin-ru, ZHANG Ji-shan, ZHUANG Lin-zhong. Study on the microstructural evolution and mechanical properties control of a strong textured AZ31 magnesium alloy sheet during cryorolling[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53: 107–113.
- [12] EDALATI K, HORITA Z. A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 652: 325–352.
- [13] ZHANG H, JIN W, FAN J F, CHENG W L, ROVEN H J, XU B S, DONG H B. Grain refining and improving mechanical properties of a warm rolled AZ31 alloy plate[J]. Materials Letters, 2014, 135: 31–34.
- [14] MYSHLYAEV M M, MCQUEEN H J, MWEMBELA A, KONOPLEVA E. Twinning, dynamic recovery and recrystallization in hot worked Mg-Al-Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 337: 121–33.
- [15] TANG L L, ZHAO Y H, ISLAMGALIEV R K, VALIEV R Z, ZHU Y T. Microstructure and thermal stability of nanocrystalline Mg-Gd-Y-Zr alloy processed by high pressure torsion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 721: 577–585.
- [16] 陈振华, 夏伟军, 程永奇, 傅定发. 镁合金织构与各向异性[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(1): 1–11.
- CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, CHENG Yong-qi, FU Ding-fa. Texture and anisotropy in magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(1): 1–11.
- [17] STYCZYNSKI A, HARTIG C, BOHLEN J, LETZIG D. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 943–947.
- [18] KIM H L, BANG W K, CHANG Y W. Deformation behavior of as-rolled and strip-cast AZ31 magnesium alloy sheets[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 5356–5365.
- [19] YOUSSEF K M, SCATTERGOOD R O, MURTY K L, KOCH C C. Nanocrystalline Al-Mg alloy with ultrahigh strength and good ductility[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(2): 251–256.
- [20] SUN W T, QIAO X G, ZHENG M Y, ZHAO X J, CHEN H W, GAO N, STARINK M J. Achieving ultra-high hardness of nanostructured Mg-8.2Gd-3.2Y-1.0Zn-0.4Zr alloy produced by a combination of high pressure torsion and ageing treatment[J]. Scripta Materialia, 2018, 155: 21–25.
- [21] SUN W T, QIAO X G, ZHENG M Y, XU C, KAMADO S, ZHAO X J, CHEN H W, GAO N, STARINK M J. Altered ageing behaviour of a nanostructured Mg-8.2Gd-3.8Y-1.0Zn-0.4Zr alloy processed by high pressure torsion[J]. Acta Materialia, 2018, 151: 260–270.
- [22] ZHANG P, LI S X, ZHANG Z F. General relationship between strength and hardness[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 529: 62–73.
- [23] LUKYANOVA E A, MARTYNYENKO N S, SHAKHOVA I, BELYAKOV A N, DOBATEKIN S V, ESTRIN Y Z. Strengthening of age-hardenable WE43 magnesium alloy processed by high pressure torsion[J]. Materials Letters, 2016, 170: 5–9.
- [24] STARINK M J, CHENG X, YANG S. Hardening of pure metals by high-pressure torsion: A physically based model employing volume-averaged defect evolutions[J]. Acta Materialia, 2013, 61: 183–192.
- [25] LOU X Y, LI M, BOGER R K, AGNEW S R, WAGONER

- R. H. Hardening evolution of AZ31B Mg sheet[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23: 44–86.
- [26] HAN B Q, DUNAND D C. Microstructure and mechanical properties of magnesium containing high volume fractions of yttria dispersoids[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 277: 297–304.

Effect of multi-pass warm rolling process on microstructure and properties of AZ31 magnesium alloy

LI Yan-sheng, QU Cheng, WANG Jin-hui, XU Rui

(State Key Lab of Metastable Materials Science and Technology, Hebei Key Laboratory of for Optimizing Metal Product Technology and Performance, College of Materials Science and Engineering, Yanshan University, Qinhuandao 066004, China)

Abstract: AZ31 magnesium alloy was used as experimental material to study the influence of low temperature aging treatment on the microstructure and properties of warm rolled sheet by multi-pass warm rolling process. The results show that the alloy microstructure is remarkably refined after 5 passes of warm rolling, from 38 μm in the initial state to 2.2 μm , and no significant growth occurs during the subsequent aging at 120 $^{\circ}\text{C}$ to 160 $^{\circ}\text{C}$. After low temperature aging treatment, the alloy maintains the tensile strength in the warm-rolled state, and its plasticity is obviously improved. Quantitative description by grain boundary strengthening and dislocation strengthening model shows that the microhardness of the alloy increases by 30 HV after 5 passes of warm rolling. However, with the increase of aging temperature, the contribution of dislocation strengthening is significantly reduced, and the grain boundary strengthening has almost no significant change due to the inconspicuous grain growth. After being aged at 160 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h, the contribution of the two main strengthening mechanisms to microhardness is 16HV.

Key words: AZ31 magnesium alloy; warm rolling; aging; microstructure; twins

Foundation item: Project(51675092) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2019-01-25; **Accepted date:** 2019-05-20

Corresponding author: XU Rui; Tel: +86-335-8074631; E-mail: xurui@ysu.edu.cn

(编辑 龙怀中)