

AZ31镁合金板材压弯 - 轧平复合形变组织性能研究

梁海成, 张玉鹏, 刘凤国, 崔海涛

沈阳理工大学, 辽宁 沈阳

收稿日期: 2022年10月21日; 录用日期: 2022年11月30日; 发布日期: 2022年12月7日

摘要

为探究镁合金压弯轧平复合形变对其组织影响, 通过构建宏观有限元模型, 微观动态再结晶模型, 对不同厚度的AZ31镁合金在400℃下多方向压弯 - 轧平复合形变进行模拟, 并检测其组织变化情况。研究结果表明: 等效应力随道次增加而增加, 随板材厚度增加而减小, 波峰应力值大于波谷处; 随着变形道次增加再结晶现象更加明显, 形变过程中出现孪晶, 两道次孪晶比例上升。采用元胞自动机法(CA), 模拟AZ31镁合金复合形变中的微观组织变化, 微观模拟结果与实验吻合。通过EBSD检测可知, 复合形变能有效弱化板材基面组织。通过建立AZ31镁合金复合形变微观仿真模型, 能够模拟仿真压弯轧平复合形变过程, 对镁合金复合形变有一定指导作用。

关键词

AZ31镁合金, 复合形变, 有限元, 组织模拟, 组织弱化

Study of Composite Deformation Properties of AZ31 Magnesium Alloy Sheet Bending-Rolling Flat

Haicheng Liang, Yupeng Zhang, Fengguo Liu, Haitao Cui

Shenyang Ligong University, Shenyang Liaoning

Received: Oct. 21st, 2022; accepted: Nov. 30th, 2022; published: Dec. 7th, 2022

Abstract

In order to investigate the effect of bending-rolling composite deformation of magnesium alloy on

its organization, by constructing macroscopic finite element model and microscopic dynamic recrystallization model, the multi-directional bending-rolling composite deformation of AZ31 magnesium alloy with different thicknesses was simulated at 400°C, and examined the change of its weave. The results show that: the equivalent stress increases with the number of passes and decreases with the thickness of the plate, and the peak stress value is larger than the trough; the recrystallization phenomenon is more obvious with the increase of deformation passes, and twinning occurs during the deformation process, and the proportion of twinning increases in two passes. The microstructure changes in the composite deformation of AZ31 magnesium alloy were simulated by the cellular automata method (CA), and the microscopic simulation results were consistent with the experiments. The composite deformation can effectively weaken the basal weave of the plate as shown by EBSD inspection. By establishing the microscopic simulation model of composite deformation of AZ31 magnesium alloy, it is able to simulate the process of composite deformation of press bending and rolling flat, which is a certain guidance for composite deformation of magnesium alloy.

Keywords

AZ31 Magnesium Alloy, Composite Deformation, Finite Element, Tissue Simulation, Weave Weakening

Copyright © 2022 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

镁被认为是汽车和航空航天结构应用中使用的传统金属(铝、钛、铁等)的正确替代品,具有理想的特性,如低密度、高比强度、易回收利用且经济实惠。然而,延展性差、腐蚀性和耐磨性等限制因素限制了其在实际应用中的使用[1]。根据 Von Mises 准则,需要 5 个独立的滑移系统来实现均匀塑性变形[2]。这对于纯镁来说是无法实现的,因为塑性流动只能通过室温下的基底滑移实现。为了克服这些局限性,在纯镁中加入多种不同可溶元素形成镁基合金[3] [4],如 AZ、AM、AXE、ZE、ZK 等。其中 AZ31 合金因其丰富的商业可用性和良好的拉伸特性而被广泛使用,但是由于屈服强度低和铸造缺陷,AZ31 镁合金在铸态下的使用寿命有限。

如何提高变形镁合金在室温下的成形性能是目前镁合金研究领域有待解决的关键问题之一[5],目前的研究是通过激烈的塑形变形改善镁合金的孪晶组织,使得晶粒细化和织构弱化[6]。Watanabe [7]和 Huang [8]等人通过异步轧制弱化 AZ31 基面织构强度,大幅提高室温成型性能。任国成[9]采用数值模拟与实验分析相结合的方法对镁合金的 ECAP 变形工艺进行研究,发现等通道挤压最优变形温度为 250°C,经过不同路径四道次 ECAP 工艺处理后,其室温力学性能有明显的提高。支晨琛[10]经过交叉工艺轧制后晶粒明显细化,大部分晶粒已发生完全动态再结晶,小角度晶界数量减少,基面织构峰值强度也从 23.68 最低可降为 7.62。更加细小的晶粒不仅可以产生更大面积的晶界,同时弱化基面织构,明显抑制裂纹的扩展,控制边裂的生成。田静[11]通过弯曲矫直使板材性能提升,其中波腰处组织起主要作用。

本文通过模拟与实验相结合的方法,对 AZ31 镁合金压弯-轧平复合形变进行研究,分析镁合金的组织性能和组织变化,织构弱化规律。

2. 实验

2.1. 实验方法

实验采用厚度为 3 mm 和 5 mm 的商用 AZ31B 板材，长宽为 100 × 100 mm，具体成分见表 1。实验前对板料进行 400℃ 保温 20 min。随后进行压弯实验，压弯模具装配在 3150KN 四柱液压机上，液压机参数见表 2。压弯模具如图 1 所示，压弯模具齿间距为 30 mm，齿深为 8 mm。压弯之后保温 20 min 后进行轧制实验，轧机参数见表 3。轧制时采用两种送进的方向，即轧制方向和压弯方向相同、轧制方向与压弯方向垂直。将压弯之后的板材轧平为一道次，两道次之间夹角为 90°，不同道次轧制方向相同。对比不同轧制方向和不同道次对板材微观组织影响。

Table 1. Chemical composition of AZ31 magnesium alloy (mass fraction/%)

表 1. AZ31 镁合金的化学成分(质量分数/%)

Al	Zn	Mn	Ni	Fe	Cu	Si	Mg
2.95	1.09	0.30	0.0002	0.0016	0.0017	0.016	Bal

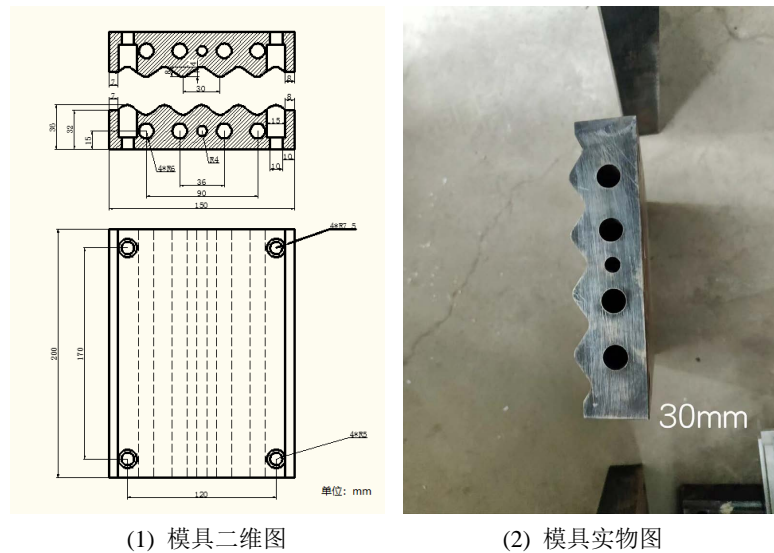


Figure 1. Press-bending tooling diagram

图 1. 压弯模具图

Table 2. Basic performance parameters of four column hydraulic press

表 2. 四柱液压机基本性能参数

项目	最大载荷	运动距离	底层高度	压力面积	功率	速度
参数	3150 KN	800 mm	1000 mm	1260 × 1160	22 KW	8 mm/s

Table 3. Rolling mill parameters

表 3. 轧机参数

项目	大功率金属冷轧机-MSK-5070-AC
轧辊材质	Cr12MoV
轧辊转数	18 rpm
轧辊尺寸	Φ132 × 180 mm

2.2. 有限元模型

在有限元软件中建立本实验所需要的模具三维模型比较困难, 因此通过专业三维造型软件建立模具及板材的三维模型, 保存为 STL 格式并导入到前处理中。模具及板材几何模型如图 2 所示。

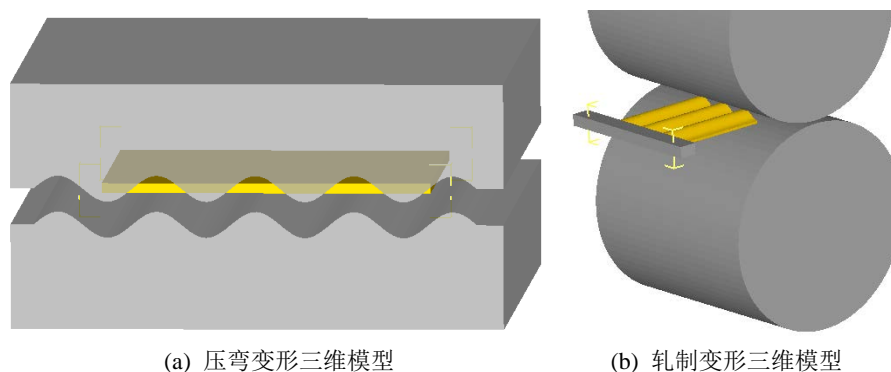


Figure 2. Mold and plate 3D model
图 2. 模具及板材三维模型

因为所使用的有限元软件的材料库中无 AZ31 镁合金数据, 故需手动输入相关参数[12]。利用真应力 - 应变曲线数据[13], 构建 AZ31 镁合金在高应变速率下的本构。

$$\dot{\epsilon} = A [\sin(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中 $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; Q 为变形激活能, J/mol, 与材料有关; σ 为流变应力, MPa; n 为应力指数; T 为绝对温度, K; R 为摩尔气体常数, 8.314 J/(mol·K); A 和 α 为与材料有关的常数。

2.3. 微观组织模型

AZ31 镁合金材料微观组织模拟需要的相关参数见表 4。

Table 4. AZ31 magnesium alloy material parameters
表 4. AZ31 镁合金材料参数

参数	单位	数值
剪切模量 G	MPa	17,000
变形激活能 Q	kJ/mol	121.971
扩散激活能 Q_b	kJ/mol	134
常数 K	-	6030
硬化常数 h_0	-	1013
回复常数 r_0	-	17.7
伯氏矢量 b	μm^{-1}	3.21×10^{-4}
速率敏感度 m	-	0.2

2.3.1. 元胞自动机

元胞自动机(cellular automata, CA)早在 20 世纪 90 年代就被应用于金属塑性变形时的微观组织模拟研究。镁合金在塑性成形过程中发生的孪生及动态再结晶现象无法通过直接观察而获得。本章通过有限元模拟软件的 Microstructure 模块对镁合金网格式壁板的压弯成形过程使用 CA 法进行模拟, 可以模拟在

不同的实验工艺参数下镁合金壁板的微观组织演变, 分析动态再结晶行为。使用 CA 模拟动态再结晶过程之前, 需要在 CA 中嵌入适当的演化规则。因此, CA 模型由位错密度、动态回复(DRV)、DRX 的成核和长大模型组成[14]。

2.3.2. 位错密度模型

镁合金在热塑性变形过程中会发生加工硬化, 导致位错大量增殖、堆积和纠缠, 以致位错密度不断升高, 动态回复与再结晶使位错合并导致位错密度下降。采用修正的 Laasraoui-Jonas (L-J) [15] [16]位错密度模型表示晶粒内部位错密度的演变。

$$d\rho_i = (h - r\rho_i)d\varepsilon \quad (2)$$

式中: ρ_i 表示第 i 个新晶粒的位错密度, ε 表示应变, h 表示应变硬化系数, r 表示动态回复软化系数。式中硬化系数和动态回复软化系数是温度和应变速率的函数, 见式(3)、式(4)。

$$r = r_0 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{-m} \cdot \exp\left(\frac{-mQ}{RT} \right) \quad (3)$$

$$h = h_0 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{-m} \cdot \exp\left(\frac{mQ}{RT} \right) \quad (4)$$

应变速率修正常数 $\dot{\varepsilon}_0$ 一般取 1; 应变硬化参数 h_0 和应变回复参数 r_0 均为常数; m 为应变率灵敏系数; Q 是扩散激活能; R 是气体常数; T 是变形温度。

将表 3 中的数据带入到式(3)、(4)中, 可以求出硬化参数和动态回复软化系数, 见式(5)、式(6)。

$$r = 17.7\dot{\varepsilon}^{-0.2} \cdot \exp\left(\frac{-0.2Q}{8.314T} \right) \quad (5)$$

$$h = 10^{13}\dot{\varepsilon}^{-0.2} \cdot \exp\left(\frac{0.2Q}{8.314T} \right) \quad (6)$$

2.3.3. 再结晶形核模型

动态再结晶的形核条件与位错密度有关, 位错密度, 一旦位错密度增加到动态再结晶的临界位错密度 ρ_c 时, 动态再结晶开始在晶界处开始形核。DING R 和 GUO Z X [17]认为形核速率与温度、应变速率的关系可以由式(7)表示。

$$\dot{n} = C\dot{\varepsilon}^m \exp\left(\frac{-Q_D}{RT} \right) \quad (7)$$

式中: \dot{n} 为形核速率; C 为材料常数; Q_D 为动态再结晶热激活能。

2.3.4. 晶粒长大模型

位错密度、应变达到了临界值后开始发生再结晶。DING R 等[18]采用式(8)表达第 i 个新晶粒生长速度(v_i), F_i 表示第 i 个新晶粒的趋动力(见式(9)):

$$v_i = \frac{b}{KT} D \exp\left(\frac{-Q}{RT} \right) F_i / (4\pi r_i^2) \quad (8)$$

$$F_i = 4\pi r_i^2 \tau (\rho_m - \rho_i) - 8\pi r_i \gamma_i \quad (9)$$

式中: D 表示自扩散有效系数; v_i 表示第 i 个新晶粒的生长速度; K 表示波尔赫兹常数; r_i 表示第 i 个新晶粒的半径; ρ_m 表示基体晶粒位错密度; τ 表示位错线能量; γ_i 表示第 i 个新晶粒的晶界能。

3. 结果分析

3.1. 应力分析

图 3 为压弯轧制时的应力场分布情况, 可见在压弯过程中最大应力集中在波峰和波谷处, 轧制过程中应力集中在轧辊与波峰波谷接触位置, 因为波峰波谷处形变量最大, 大塑性变形导致位错密度上升, 以致波峰波谷处应力较大。所以选波峰波谷处作为特征点进行应力分析。图 4 为特征点选取位置。

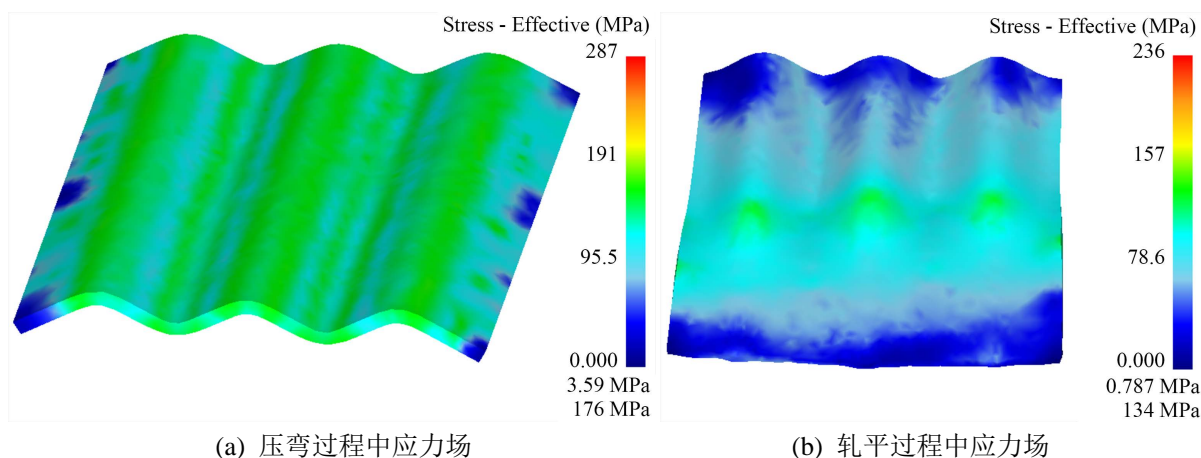


Figure 3. Stress field distribution during deformation
图 3. 变形过程中应力场分布

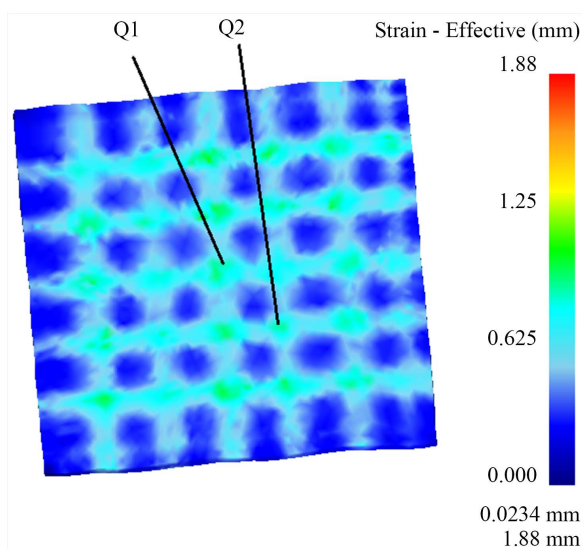


Figure 4. Feature point selection location
图 4. 特征点选取位置

图 5、图 6 为两道次复合形变特征点等效应力变化情况, Q1 和 Q2 特征点应力增长速度从某点开始有明显下降, 该点之前为弹性变形阶段, 该点之后为塑性变形阶段。之后等效应力开始增大, 当变形程度继续增加, 板材发生了加工硬化使得所需要的变形力继续增加, 与此同时壁板的内部发生了动态再结晶, 晶粒逐渐细化, 镁合金壁板的塑性有所提高, 但加工硬化仍大于动态再结晶, 所以等效应力继续增加, 但坡度变缓。

第二道次等效应力比第一道次高，这是因为第一道次变形使该处位错密度升高，即二道次变形初始状态位错密度大于第一道次，加工硬化现象更明显。5 mm 板材变形过程中等效应力较 3 mm 板材低，因为板材厚度增加使位错密度降低，不容易产生应力集中，所以 5 mm 板材等效应力较 3 mm 板材低。在压弯过程中波峰相交点 Q1 比波谷相交点 Q2 等效应力稍高，因为在压弯过程中压弯模具直接接触波谷，波峰处无模具接触，如图 7，这导致波峰应变较波谷大，所以波峰处等效应力较波谷处稍大。轧制产生的应力基本小于弯曲所产生的应力。轧制方向对最大等效应力影响不大。变形过程中最大等效应力如表 5 所示。

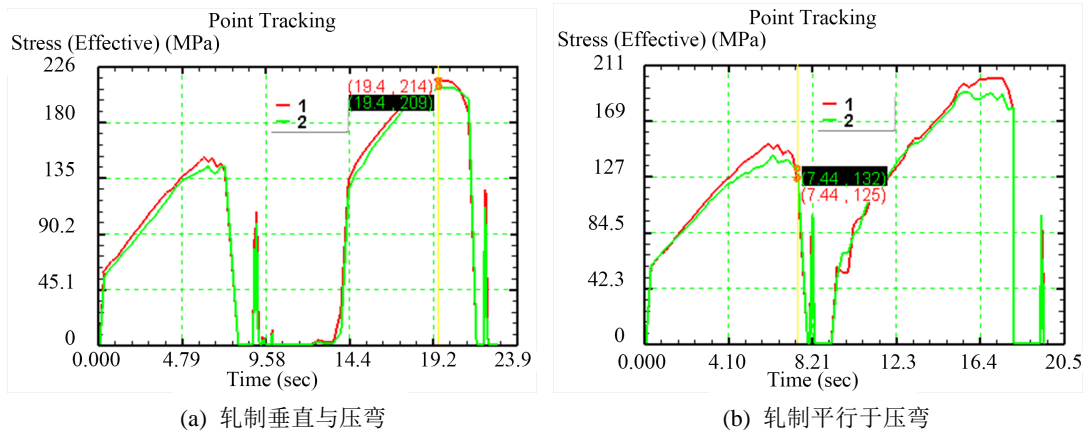


Figure 5. Thickness of 3 mm plate two times the composite deformation equivalent force
图 5. 厚度为 3 mm 板材两道次复合形变等效应力

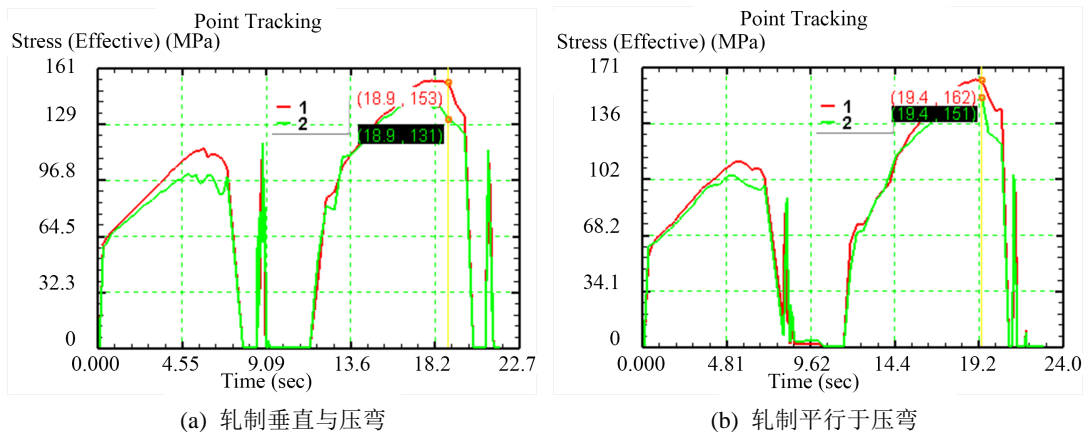


Figure 6. Thickness of 5 mm plate two times the composite deformation equivalent force
图 6. 厚度为 5 mm 板材两道次复合形变等效应力

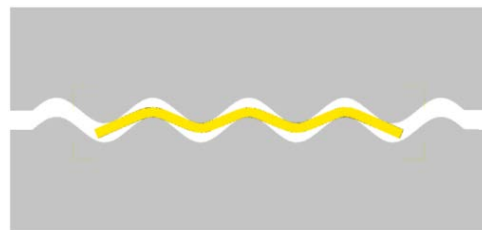


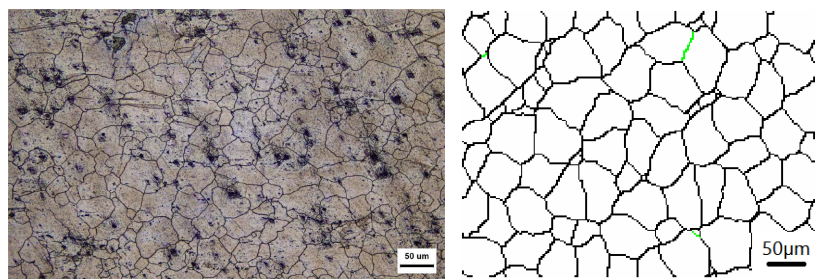
Figure 7. TC rimping contact diagram
图 7. 压弯接触示意图

Table 5. Maximum equivalent force values for different thicknesses of plates, rolling directions, and passes (unit: MPa)
表 5. 不同厚度板材、轧制方向、道次最大等效应力值(单位: MPa)

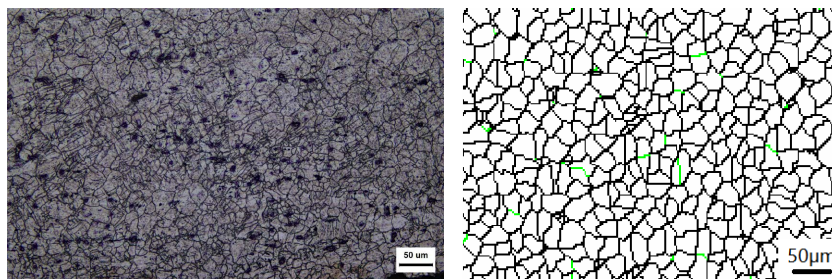
板材厚度	轧制方向	特征点	一道次		两道次	
			压弯	轧制	压弯	轧制
3 mm	与压弯垂直	Q1	151	100	208	98
		Q2	134	101	189	93
	与压弯平行	Q1	154	107	208	103
		Q2	140	101	189	93
5 mm	与压弯垂直	Q1	112	118	154	121
		Q2	101	101	148	90
	与压弯平行	Q1	114	95	160	90
		Q2	102	92	147	86

3.2. 微观结果

图 8 为微观组织模拟结果和实际结果对比, 在单道次复合形变之后, 组织中存在被拉长的晶粒, 也存在因复合形变而破碎的晶粒, 再结晶晶粒主要在原始晶界处形核。在单道次复合形变轧制垂直于压弯方向的组织内出现少量孪晶, 因为其变形剧烈程度比轧制平行于压弯大, 镁合金柱面和锥面滑移系在高应变速率下不足以支持完成大塑性变形, 变形机制为滑移与孪生。在两道次复合形变后晶粒更加细化, 随着变形量的增加, 两种轧制方向均发生孪晶现象。仍然存在复合形变之后被拉长的晶粒, 同时可以观察到再结晶在晶界处呈链状分布, 这与孪晶诱导再结晶有关[16]。轧制方向与压弯平行时晶粒细化程度较大, 两道次晶粒细化更加明显。不同工艺复合形变下板材的平均晶粒尺寸和模拟组织的平均晶粒尺寸对比及细化程度如表 6 所示, 模拟晶粒尺寸与实际晶粒尺寸误差在 7% 以内, 说明组织模拟结果与实际微观组织结果相吻合。可知, 模拟过程中所设置的参数合理, 能预测 AZ31 镁合金复合形变过程中的动态再结晶演变过程, 模拟具有一定指导意义。



(a) 原始组织



(b) 轧制垂直于压弯单道次变形组织

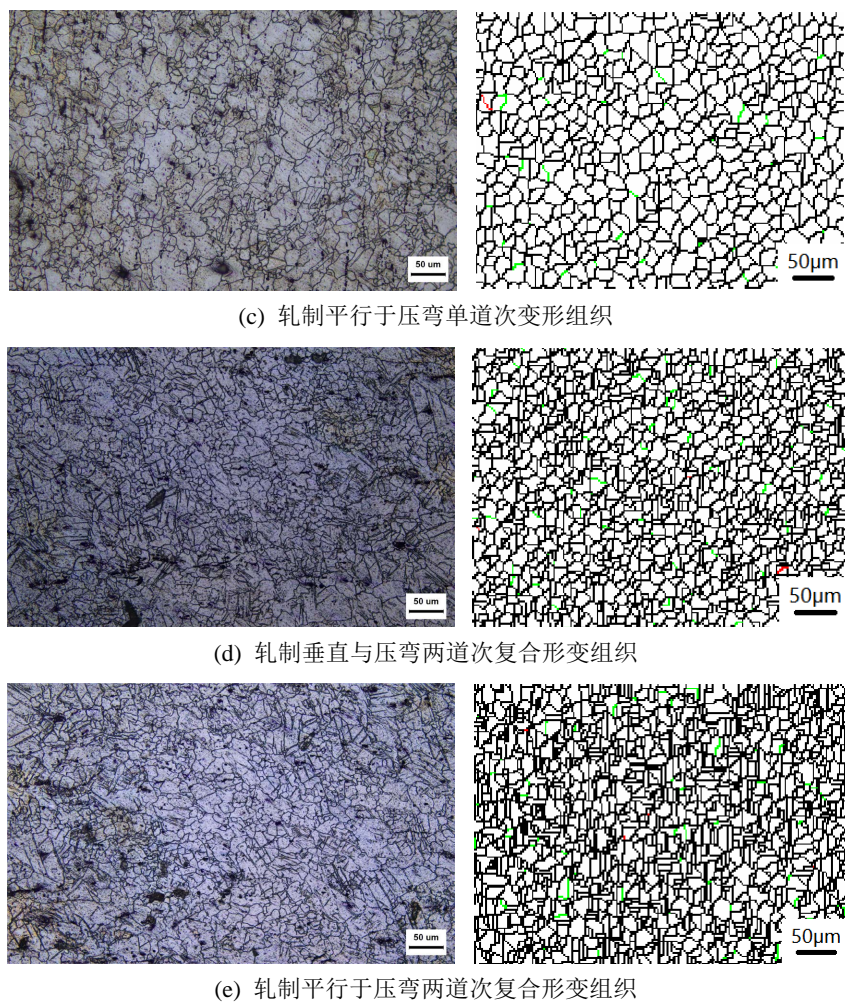


Figure 8. Comparison of simulated and actual organization

图 8. 模拟组织与实际组织对比图

Table 6. Average grain size of simulated and actual tissues under different processes

表 6. 不同工艺下模拟组织与实际组织平均晶粒尺寸

道次	轧制方向	实际平均晶粒尺寸/ μm	细化程度% (原始晶粒尺寸 $20.4 \mu\text{m}$)	模拟平均晶粒尺寸/ μm	相对误差/%
单道次	与压弯垂直	15.2	25.49%	14.3	5.92
	与压弯平行	14.7	27.94%	15.1	2.72
两道次	与压弯垂直	12.6	38.2%	11.8	6.34
	与压弯平行	11.4	44.12%	10.7	4.76

3.3. 结构分析

镁合金原始板材在 $\{0001\}$ 方向上织构强度最大,所以讨论在该方向上的织构情况。可以看出单道次复合形变使织构强度降低,单道次轧平反方向与压弯平行时弱化较明显,随着道次的增加,板材织构进一步弱化,这是因为随着复合形变的进行,材料内部动态再结晶和孪晶的产生引起了织构的改变,弱化了板材织构强度(图 9)。

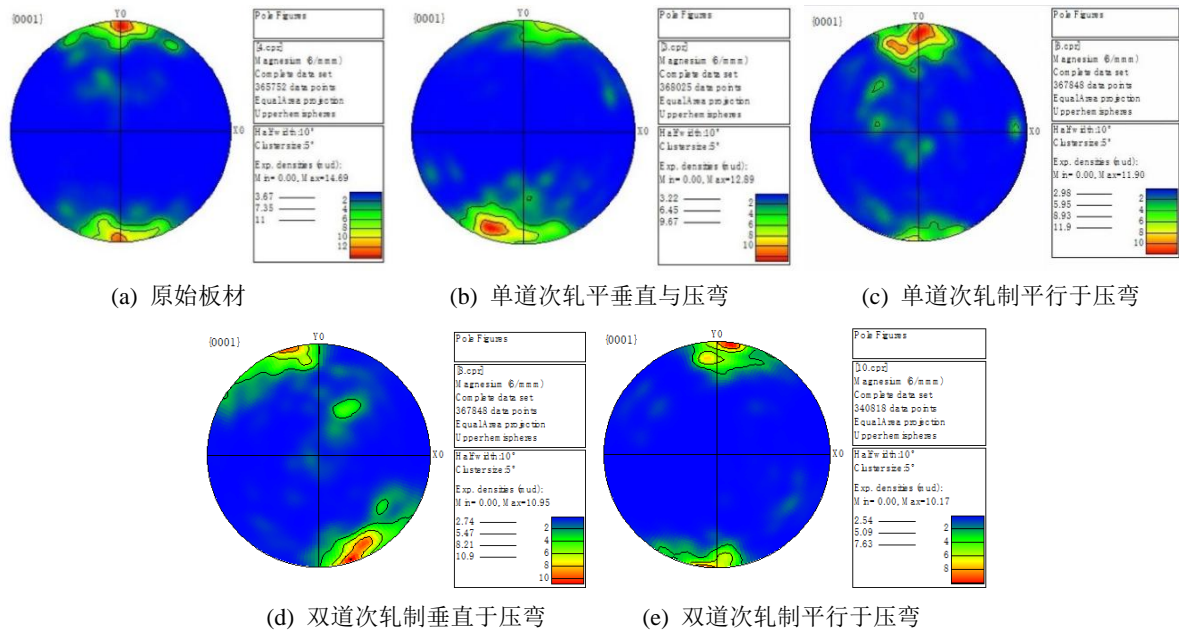


Figure 9. Pole diagram under different processes

图 9. 不同工艺下极图

4. 结论

本工作通过建立宏观有限元模型和微观再结晶模型对 AZ31 镁合金板材进行压弯 - 轧平复合形变宏观模拟。研究了 AZ31 镁合金在压弯 - 轧平复合形变过程中应力变化和组织演变过程。结论如下：

1) 所选特征点第二道次的应力值大于第一道次，波峰处应力值略小于波谷处，5 mm 板材平均应力小于 3 mm 板材，轧制方向对应力影响不大。

2) 单道次复合形变再结晶形核区域在原始晶粒附近，且存在被拉长的晶粒。单道次复合形变轧制垂直于压弯出现少量孪晶，两道次复合形变均出现孪晶现象，再结晶程度更大，两道次变形平均晶粒尺寸较单道次晶粒尺寸小。

3) 采用元胞自动机法对镁合金板材的微观组织演变进行了数值模拟。模拟结果与实验结果基本相吻合，平均晶粒尺寸的最大相对误差为 6.34%。

4) 压弯 - 轧平复合形变能有效地弱化板材织构，轧平反方向与压弯平行时弱化较明显，两道次弱化程度较大。

基金项目

辽宁省教育厅科学研究经费项目(LG202010)。

参考文献

- [1] 王忠堂, 刘永哲, 梁海成, 等. AZ31 镁合金动态再结晶临界应变和稳态应变[J]. 沈阳理工大学学报, 2021, 40(2): 39-43.
- [2] Catorceno, L.L.C., De Abreu, H.F.G. and Padilha, A.F. (2018) Effects of Cold and Warm Cross-Rolling on Microstructure and Texture Evolution of AZ31B Magnesium Alloy Sheet. *Journal of Magnesium and Alloys*, **6**, 121-133. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2018.04.004>
- [3] 于仁杰, 梁海成, 张玉鹏, 等. 挤压态 ZK60 镁合金棒材的热变形行为[J]. 沈阳理工大学学报, 2021, 40(4): 53-59.
- [4] Yu, H.L., Lu, C., Tieu, A.K., Li, H.J., Godbole, A. and Zhang, S.H. (2016) Special Rolling Techniques for Improve-

- ment of Mechanical Properties of Ultrafine-Grained Metal Sheets: A Review. *Advanced Engineering Materials*, **18**, 754-769. <https://doi.org/10.1002/adem.201500369>
- [5] 金旭. 剧烈塑性变形镁合金微观组织及变形性能研究[D]: [硕士学位论文]. 南京: 南京理工大学, 2020.
- [6] 刘筱, 朱必武, 李落星, 等. 挤压态 AZ31 镁合金热变形过程中的孪生和织构演变[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(2): 288-295.
- [7] Luo, D., Wang, H.Y., Zhao, L.G., Wang, C., Liu, G.J., Liu, Y. and Jiang, Q.C. (2017) Effect of Differential Speed Rolling on the Room and Elevated Temperature Tensile Properties of Rolled AZ31 Mg Alloy Sheets. *Materials Characterization*, **124**, 223-228. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.12.007>
- [8] 王忠堂, 杨念, 陈佳鑫, 等. 镁合金筋条式壁板压弯成形研究[J]. 沈阳理工大学学报, 2020, 39(1): 1-5+14.
- [9] 任国成. AZ31 镁合金 ECAP 挤压过程塑性变形与组织演变规律的研究[D]: [博士学位论文]. 济南: 山东大学, 2013.
- [10] 支晨琛, 马立峰, 黄庆学, 等. 交叉轧制对 AZ31B 镁合金边部组织及成形性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(5): 1555-1561.
- [11] 田静, 邓嘉飞, 常原颖, 梁伟. AZ31 镁合金板弯曲矫直过程中的应力分析及组织演变[J]. 热加工工艺, 2023(7): 85-88.
- [12] 王忠堂, 张士宏, 齐广霞, 等. AZ31 镁合金热变形本构方程[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(11): 1977-1982.
- [13] Lee, J.H., Lee, J.U., Kim, S.H., Song, S.W., Lee, C.S. and Park, S.H. (2018) Dynamic Recrystallization Behavior and Microstructural Evolution of Mg Alloy AZ31 through High-Speed Rolling. *Journal of Materials Science & Technology*, **34**, 1747-1755. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.03.002>
- [14] 刘筱, 王洋洋, 叶俊宏, 等. AZ31 镁合金高应变速率轧制宏观微观仿真[J]. 材料导报, 2021, 35(14): 14101-14106+14114.
- [15] Mecking, H. and Kocks, U.F. (1981) Kinetics of Flow and Strain-Hardening. *Acta Metallurgica*, **29**, 1865-1875. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90112-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90112-7)
- [16] Laasraoui, A. and Jonas, J.J. (1991) Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates. *Metallurgical Transactions A*, **22**, 1545-1558. <https://doi.org/10.1007/BF02667368>
- [17] Ding, R. and Guo, Z.X. (2001) Coupled Quantitative Simulation of Microstructural Evolution and Plastic Flow during Dynamic Recrystallization. *Acta Materialia*, **49**, 3163-3175. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00233-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00233-6)
- [18] 王超渊, 东赞鹏, 宋晓俊, 等. 变形温度及变形量对挤压态 FGH96 合金晶粒异常长大的影响[J]. 航空材料学报, 2016, 36(5): 14-20.