

AZ31 镁合金无缝管材冷轧成形过程研究

李 伟¹, 楚志兵^{1,2}, 王环珠¹, 薛占元¹, 李玉贵¹, 帅美荣¹, 桂海莲¹

(1. 太原科技大学 重型机械教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

(2. 暨南大学, 广东 广州 510632)

摘 要: 镁合金在室温下塑性较差, 导致其在轧制过程中组织分布不均而引起应力差异, 因此从镁合金材料特性角度出发, 分析成形过程中力学特征及组织演变过程就显得至关重要。基于此, 本研究通过实验建立 AZ31 镁合金分段本构模型, 构建包含晶粒拓扑技术的元胞自动机模型。借助二次开发技术, 将上述本构模型、元胞自动机与有限元软件结合起来进行仿真, 获得包含应力、应变、晶粒大小和分布规律等预测结果, 对控制皮尔格轧制 AZ31 镁合金成形工艺以实现成形和性能的协调控制具有一定意义, 并通过实验对模拟结果进行验证。

关键词: 本构模型; 元胞自动机; 拓扑变形; 动态再结晶; 二次开发技术

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1242-08

镁合金具有密度小, 比强度高、比刚度高, 导热导电性好以及电磁屏蔽性能优越、与环境相容性良好等诸多优点, 具有良好综合性能的镁合金广泛应用于航空航天、军工机械以及工程交通等各个领域。但是, 镁合金的塑性变形能力较差, 且温敏性较高, 导致镁合金管材在制备过程与应用方面较为困难, 因此, 合理选择镁合金无缝管材生产工艺, 研究镁合金管材的塑性加工技术以及成形性方法具有一定的意义^[1]。

皮尔格轧制方法可使管坯产生连续的局部塑性变形, 进而实现壁厚减薄、直径减少、截面轮廓成形, 该方法集合了挤压、拉伸、横轧、纵轧和滚压等工艺的优点, 具有显著的“微观变形, 宏观积累”的效果, 适于轧制特种金属与加工薄壁管材, 具有节能降耗、材料利用率高等一系列优点, 是典型的难熔、难变形金属加工的理想手段, 由于其反复周期轧制的特点, 使得镁合金在轧制过程中产生多道次小变形量的累加, 且在成形的过程中温度保持在一定范围内, 使其不易开裂, 有利于镁合金管材的成性。

Ji^[2]等人研究镁合金板材在不同方向的变形行为, 得出镁合金随温度和方向变化的本构模型。Yan^[3]等人研究不同工艺下铸态镁合金的变形行为, 通过改变变形工艺来制造合格镁合金。He^[4]等人研究 ZK60

镁合金的加工硬化和动态再结晶行为。Gerland^[5]等人于 1994 年模拟了材料变形过程中位错演变规律。Goetz 和 Seetharaman^[6]运用元胞自动机模型预测了合金在动态再结晶中的晶粒变化规律。Raabe 和 Becker^[7]将有限元法和元胞自动机法结合起来, 预测了合金静态再结晶行为。

基于此, 本研究通过热压缩实验, 建立 AZ31 镁合金分段本构方程, 构建融合晶粒拓扑技术元胞自动机理论, 并与皮尔格冷轧技术结合, 分析成形过程中镁合金管材各变形段的温度、应力和应变, 以此为基础, 得到基于二次开发技术元胞自动机模型的精确输出, 以实现镁合金变形过程中晶粒变化的预测, 对镁合金管材成形和性能的协调控制具有一定意义。

1 成形过程模型建立

1.1 材料力学模型建立

通过热压缩实验研究 AZ31 镁合金的热变形行为, 根据镁合金真应力应变曲线, 建立分段本构模型来描述镁合金变形过程中温度、应力、应变以及应变率之间的关系。

1.1.1 实验

采用银光镁业提供的铸态 AZ31B 镁合金作为坯料, 其化学成分见表 1。

收稿日期: 2019-04-15

基金项目: 国家自然科学基金(U1710113, U1610256); 中国博士后科学基金(2017M622903); 山西省留学基金(2017-081); 山西省自然科学基金(201601D011051); 山西省重点研发项目(201703D111003); 山西省轨道交通装备制造研究生教育创新中心基地项目; 山西省研究生优秀创新项目(2017SY077)

作者简介: 李 伟, 男, 1994 年生, 硕士, 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-2776763, E-mail: 854523935@qq.com

表 1 铸态 AZ31 镁合金化学成分

Table 1 Chemical composition of as-cast AZ31 magnesium alloy ($\omega/\%$)

Al	Mn	Zn	Ca	Ni	Fe	Si	Mg
2.5~3.5	0.15~0.5	0.6~1.4	0.05	0.005	0.005	0.1	Bal.

将坯料加工成 $\Phi 8 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的圆柱试样, 在 Gleeble-3500 热模拟试验机上, 对试样分别在 250, 300, 350, 400, 450 $^{\circ}\text{C}$ 下, 应变速率为 0.01, 0.1, 1, 10 s^{-1} 下进行压缩, 压缩量分别为 20%, 40%, 60%, 80%, 压缩前试样的上下两个端面涂抹机油粘上石墨片, 以降低试样与压头之间摩擦力对实验造成的影响, 实验中加热区域为中段 10 mm, 升温速率为 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 保温 90 s 后连续压缩变形, 变形后用水激冷, 以保持高温时试样的再结晶组织。然后将试样沿平行与压缩方向的横截面切开, 对试样进行研磨与抛光, 再经过腐蚀液腐蚀, 得到试样的金相组织。

1.1.2 流动真应力应变曲线分析

根据实验得到不同温度和应变速率时的真应力应变关系, 其中名义应力应变曲线按照转变公式而来, 转变公式为:

$$\begin{cases} \sigma_1 = \sigma_0(1 - \varepsilon_0) \\ \varepsilon_1 = -\ln(1 - \varepsilon_0) \end{cases} \quad (1)$$

式(1)中, σ_0 、 ε_0 为由热压缩实验得出的名义应力、应变, σ_1 、 ε_1 为真应力、应变^[8]。

为了提高镁合金的流变应力曲线的准确性, 引入 Ebrahimi^[9]摩擦修正公式来修正真应力应变曲线:

$$\sigma = \frac{\sigma_0 c^2}{2[\exp(c) - c - 1]} \quad (2)$$

式(2)中, σ 为摩擦修正后的真应力, σ_0 为实测真应力, c 为实时摩擦修正系数, 由此可得出:

$$c = \frac{2mR}{h} \quad (3)$$

式(3)中, m 为摩擦系数, R 为压缩后的理论半径, 因此得出:

$$m = \frac{(R/h)b}{(4/\sqrt{3}) - (2b/3\sqrt{3})} \quad (4)$$

$$R = R_0 \sqrt{h_0/h} \quad (5)$$

式(4)中, h 为压缩后的高度, b 为变形系数, R_0 为压缩前半径, h_0 为压缩前高度。

$$b = 4 \frac{(R_M - R_T)h}{R(h_0 - h)} \quad (6)$$

式(6)中, R_M 为鼓形半径, 可由实验测出, R_T 为断面半径, 可由实验测出, 也可由式(7)得出:

$$R_T = \sqrt{3 \frac{h_0}{h} R_0^2 - 2R_M^2} \quad (7)$$

根据 Gleeble 压缩实验, 结合公式(3)~(7), 得出实时摩擦修正系数 c , 代入式(2)中对镁合金真应力应变曲线进行修正, 修正结果如图 1 所示, 可以看出, 修正后的真应力应变曲线误差进一步减少。

1.1.3 分段本构模型建立

根据镁合金真应力应变曲线, 建立本构模型来描述镁合金变形过程中温度、应变、应力以及应变率之间的关系。按照镁合金在变形过程中发生动态再结晶的临界点, 将应力应变曲线分为两段, 分别对以动态回复为主的曲线和以动态再结晶为主的曲线建立基于微观组织变化的分段本构模型。

1) 基于动态回复的前段本构模型

$$\begin{cases} \sigma_{\text{WH}} = \sqrt{\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) \exp(-r\varepsilon)} \\ \sigma_s = 26.1760 \sinh^{-1}(1.5304Z^{0.0058}) \\ \sigma_{\text{ss}} = 26.1760 \sinh^{-1}(0.1229Z^{0.0270}) \\ Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) \end{cases} \quad (8)$$

式(8)中, σ_{WH} 为动态回复阶段的流变应力, σ_0 为屈服应力, r 为软化系数。 σ_s 、 σ_{ss} 分别代表材料的饱和应力 and 稳定应力。 $\dot{\varepsilon}$ 为应变率, Z 为 Zener-Hollomon 参数, Q 为变形激活能 ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$), R 为气体常数, 取 $8.314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, T 为温度 (K)。

2) 基于动态再结晶的后段本构模型

$$\begin{cases} \sigma_{\text{DRX}} = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_{\text{ss}}) X_d \\ X_d = 1 - \exp[-0.0820((\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_p)^{1.4922}] \\ \sigma_s = 26.1760 \sinh^{-1}(1.5304Z^{0.0058}) \\ \sigma_{\text{ss}} = 26.1760 \sinh^{-1}(0.1229Z^{0.0270}) \\ \varepsilon_p = 1.1109Z^{0.0072} \\ \varepsilon_c = 1.0607Z^{0.0095} \end{cases} \quad (9)$$

式(9)中, σ_{DRX} 为动态再结晶阶段的流变应力, X_d 为动态再结晶百分数, ε_c 为临界应变, ε_p 为峰值应变。

图 2 展示了分段本构模型预测值与真应力应变实验值的对比。通过与传统本构模型和基于应变的 Arrhenius 本构模型对比, 得出分段本构模型不仅具有较高的精度, 而且建立了动态再结晶与材料变形行为之间的关系, 有利于进一步分析材料的微观变化。

1.2 元胞自动机模型建立

1.2.1 元胞自动机原理

元胞自动机由 5 个主要部分组成, 包括元胞、元胞空间、元胞状态、元胞邻居类型和转变规则。

其中, 元胞状态有 2 种, 第 1 种是晶粒取向, 用 1~180 的随机整数表示, 相同晶粒取向代表相同晶粒, 元胞通过晶粒取向的改变模拟原子在不同晶粒间的跃

迁；第 2 种是晶界变量，晶界变量可以判断元胞是否处在晶界，从而识别出元胞空间内所有晶界，晶内元胞的晶界变量为 0，晶界元胞的晶界变量为 1。定义

元胞边长为 $2\ \mu\text{m}$ ，使用 512×512 个二维正方形元胞来模拟晶粒变化，边界条件为周期性边界条件，选择 Moore 邻居作为元胞邻居^[10]。用 $S'(i)$ 和 $S'(N(i))$ 来代表

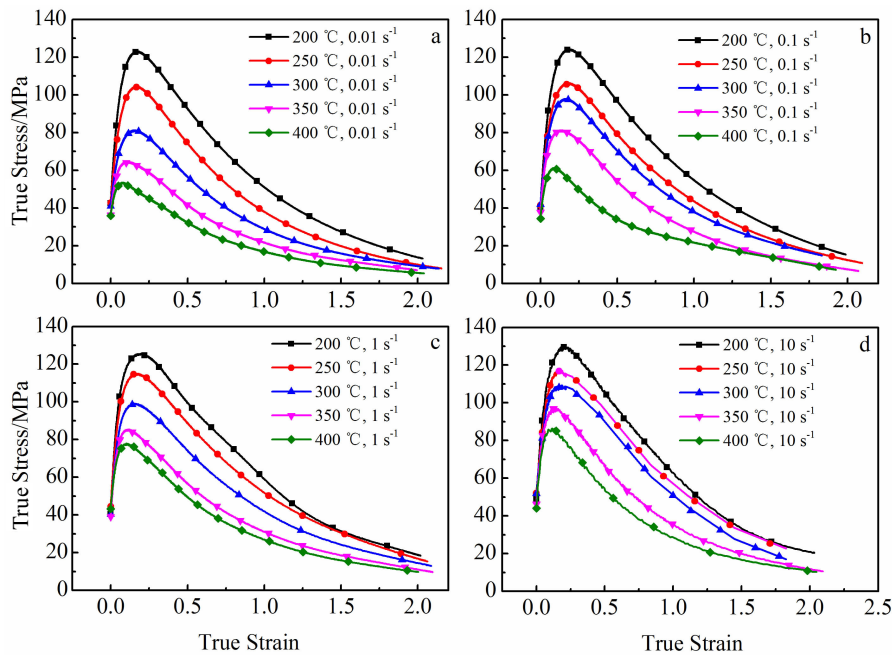


图 1 实测真应力应变曲线与摩擦修正后真应力应变曲线的对比

Fig.1 Comparison of true stress-strain curves with true stress-strain curves corrected by friction under different strain rates: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$, (b) $0.1\ \text{s}^{-1}$, (c) $1\ \text{s}^{-1}$, and (d) $10\ \text{s}^{-1}$

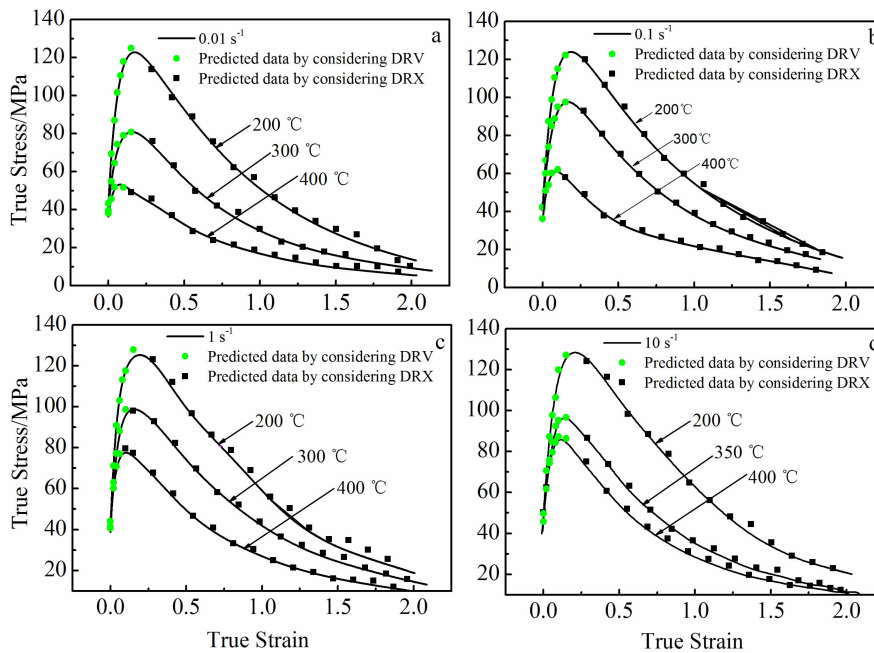


图 2 分段本构模型预测值与实验值的对比

Fig.2 Comparison between the predictive value of the piecewise constitutive model and the experimental value under different strain rates: (a) $0.01\ \text{s}^{-1}$, (b) $0.1\ \text{s}^{-1}$, (c) $1\ \text{s}^{-1}$, and (d) $10\ \text{s}^{-1}$

元胞 i 和它周围元胞的状态, 从时间 t 到时间 $t+\Delta t$ 的过程中, 元胞 i 的演变过程可以表示为:

$$S^{t+\Delta t}(i) = f(S^t(i), S^t(N(i))) \quad (10)$$

式(10)中, f 为演变规则, 根据元胞自动机的动态再结晶模型制定。

1.2.2 动态再结晶模型构建

基于动态再结晶理论, 建立位错密度模型、临界位错密度模型、形核率模型和晶粒长大模型模拟镁合金动态再结晶现象。

在位错密度模型中, 假设每个晶粒中位错密度均匀, 引入 Kocks 和 Mecking 模型^[11], 如式(11)所示:

$$\begin{cases} \sigma = \alpha \mu b \sqrt{\bar{\rho}} \\ \frac{d\rho_{i,j}}{d\varepsilon} = k_1 \sqrt{\rho_{i,j}} - k_2 \rho_{i,j} \end{cases} \quad (11)$$

式(11)中, σ 为流变应力, α 为材料常数, $\bar{\rho}$ 为平均位错密度函数, μ 为剪切模量, b 为柏氏矢量, ε 为应变, k_1 为位错增大系数, k_2 为位错消亡系数, 用 $\rho_{i,j}$ 代表平均位错密度函数。

仅考虑位错形核机制时, 临界位错密度可由式(12)

表示:

$$\rho_c = \left(\frac{20\gamma_i \dot{\varepsilon}}{3blM\tau^2} \right)^{1/3} \quad (12)$$

式(12)中, ρ_c 为临界位错密度, γ_i 为晶界能, l 为位错平均自由长度, M 为晶界迁移率。

形核率是温度和应变率的函数, 可以由式(13)表示^[12]:

$$\dot{n}(\dot{\varepsilon}, T) = C \dot{\varepsilon}^m \exp\left(-\frac{Q_{act}}{RT}\right) \quad (13)$$

式(13)中, $\dot{n}(\dot{\varepsilon}, T)$ 为形核率, C 和 m 为材料参数, 通过反分析法^[13]来确定 C 。

再结晶晶粒长大速度与驱动力成正比, 晶粒长大速度可以由式(14)表示^[14]:

$$V = MP \quad (14)$$

式(14)中, V 为晶粒长大速度, P 为作用在单位面积上的晶粒长大驱动力。

1.3 拓扑变形技术

为了使元胞自动机模型更加接近实际, 引入晶粒拓扑变形技术来建立元胞自动机模型^[14]。图 3 表示晶

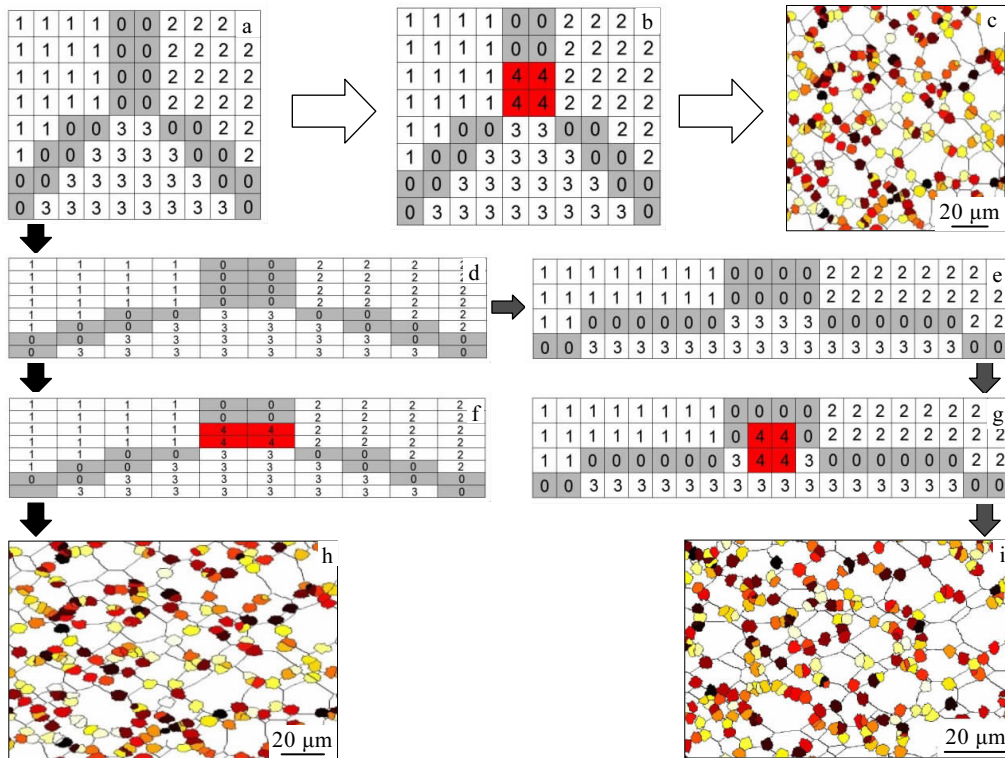


图 3 晶粒拓扑变形原理图

Fig.3 Schematic diagrams of the topological deformation grain: (a) initial grain, (b) initial grain recrystallization, (c) initial grain recrystallization, (d) initial grain after compression, (e) mapping of the cell after the compression and the initial cell, (f) initial grain recrystallization after compression, (g) initial grain recrystallization after mapping, (h) grain deformation (no topological technique), and (i) grain topological deformation

粒拓扑变形原理图，a 为初始晶粒，不同的晶粒取向代表不同的晶粒，如图中元胞 1、2、3 代表 3 个不同的晶粒，元胞 0 为晶界元胞，代表此处为晶界，红色元胞 4 代表再结晶元胞；a-b-c 表示在不考虑晶粒变形和拓扑的情况下初始晶粒的再结晶过程，a-d-f-h 为只考虑变形，不考虑拓扑变形情况下的再结晶现象，发现元胞受到压缩后，再结晶晶粒的演变也受到压缩影响，使其不能发生等轴长大，a-d-e-g-i 为综合考虑晶粒变形和拓扑变形的情况下，压缩后晶粒的再结晶过程，其实现过程为：d 为初始晶粒元胞压缩后的情况，通过与初始晶粒元胞进行映射，在尽量减小误差的情况下得到映射后的晶粒元胞，如 e 所示，映射后的晶粒元胞开始发生再结晶，从而实现再结晶晶粒等轴长大，如 g 和 i 所示^[15]。

通过晶粒拓扑变形技术的引入，再结晶晶粒实现了等轴长大，既符合再结晶晶粒长大理论又符合实际变形理论^[16]，确保了所建立的元胞自动机模型的准确性。

2 仿真计算

2.1 有限元仿真模型的建立

根据国内某企业实际生产中的 LG-60 冷轧管机轧制过程，建立 AZ31 镁合金有限元仿真模型。

图 4 为皮尔格轧制有限元模型，轧辊、芯棒和推块硬度大，且在轧制过程中变形较小，所以设定为刚体，镁合金管材设定为塑性体，考虑到现场润滑条件，将工作辊与芯棒、芯棒和镁合金管材间的摩擦选用库伦摩擦，并设置为 0.1，轧制道次为 60 次/min，管材外径为 67 mm，壁厚 6 mm，轧制行程 951.64 mm，选择送进量为 10 mm，回转角度为 60°进行仿真计算。

2.2 基于元胞自动机的二次开发

为了提高了宏观模拟的精确度，将分段本构模型通过二次开发写入 DEFORM-3D 有限元软件中，并建立包含晶粒拓扑变形的元胞自动机模拟方法。

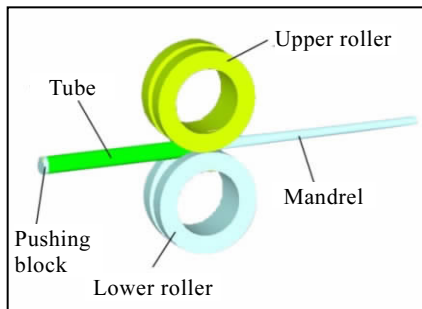


图 4 皮尔格轧制镁合金三维模型

Fig.4 Three dimensional model of Pilger rolling

将元胞拓扑变形嵌入元胞自动机模型中，程序流程图如图 5 所示，红色粗框图为晶粒拓扑变形框图，当前时间步内的应变得得到后，判断该应变与初始应变的差值是否超过 0.2^[17]，如果超过，则将该时间步内的晶粒元胞与初始晶粒的元胞进行映射，同时将初始应变更新为当前时间步的应变，随着时间步的增加，当应变增加到与当前应变的差值再次大于 0.2 时，则再次发生映射，不断循环，实现了应变与元胞自动机的耦合，在一定程度上从宏观上提高了有限元模拟精度^[18]。

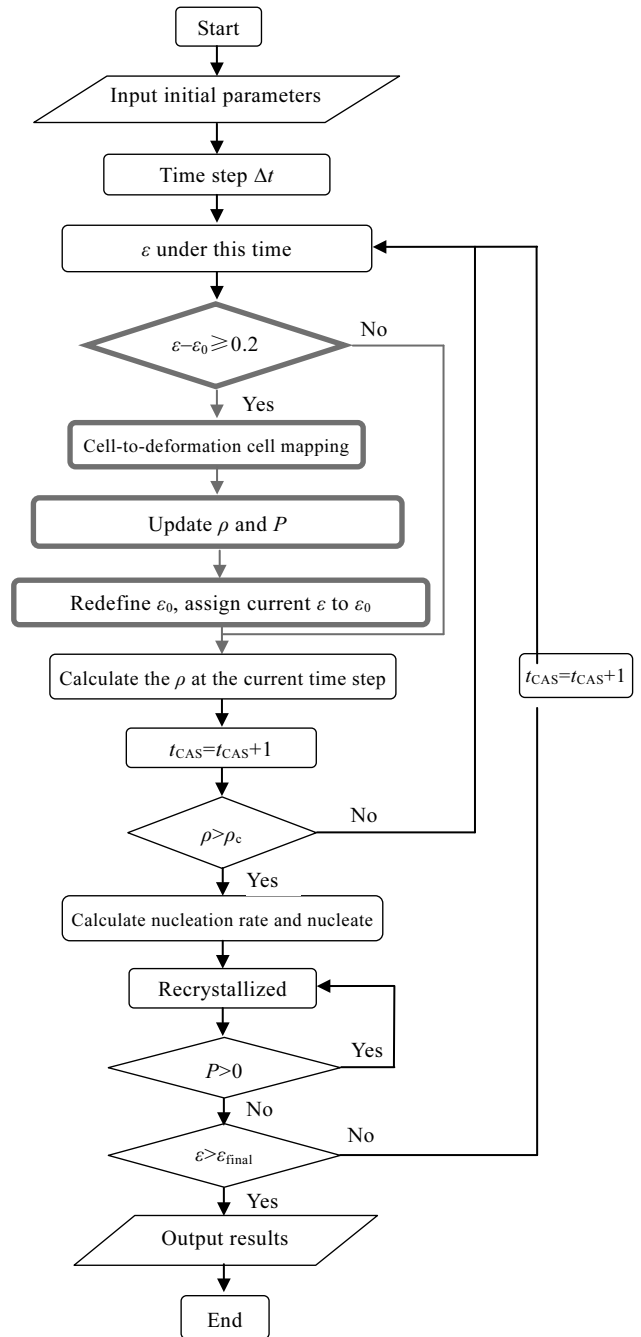


图 5 包括晶粒拓扑变形的动态再结晶模拟框图

Fig.5 Dynamic recrystallization simulation diagram including topological deformation of grain

3 结果与分析

3.1 模拟结果

为了实现元胞自动机模型与有限元仿真的耦合, 分别在管材未轧制段、减径段、减壁段、精整段和成品段的5个主要变形阶段选取A、B、C、D和E5点作为参考点, 如图6a所示, 将A~E点不同变形段后的温度、轴向应变、径向应变和应变率作为初始参数输入到元胞自动机中, 模拟得到的各变形段微观晶粒组织, 研究其成形过程中的组织演变规律^[19]。图6b展示了各变形段取点位置, 由于二辊皮尔格冷轧变形过程为弹塑性变形过程, 当轧制完成卸载后, 管材势必会发生回弹, 而轧后回弹量对成品管尺寸精度的控制有一定影响, 且皮尔格轧制变形中孔型设计是决定管材能否成形的重要工艺参数, 具有很大的不确定性, 因此, 为了尽可能排除孔型对其性能的影响, 将选取点选在孔型设计的起始位置, 即图6b中位于Y轴的红色点位置。

图7展示了皮尔格轧制过程中温度分布情况, 轧制后期, 镁合金管材在变形热的影响下温度达到了300℃以上, 足以引发动态再结晶。在未轧制段, A点温度只保持在室温; 在减径段和减壁段, B点和C点在变形热的影响下逐渐升高, 直到300℃以上, 这也与其他研究学者得到的结果相同^[20]; 在成品段D点, 由于变形结束, 在没有变形热的影响下温度逐渐下降。

图8展示了皮尔格轧制过程中等效应变分布情况, 随着轧制道次的增加, 等效应变越来越大, 尤其在减径减壁段增幅较大, 结合温度和应变率分布, 根据式(12)计算得出镁合金发生动态再结晶的临界位错密度。

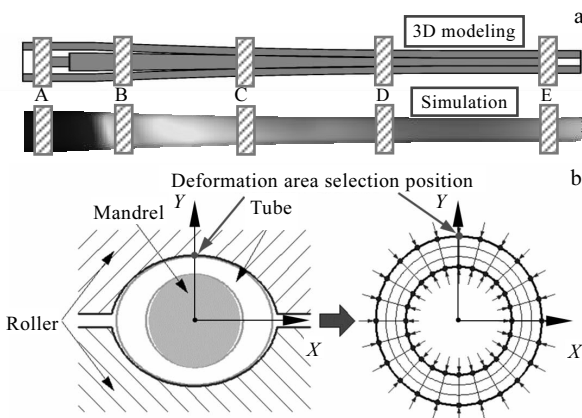


图6 管材各变形段选取点位置及其分布

Fig.6 Position distribution (a) and position (b) of the selected points in each deformation section of pipe

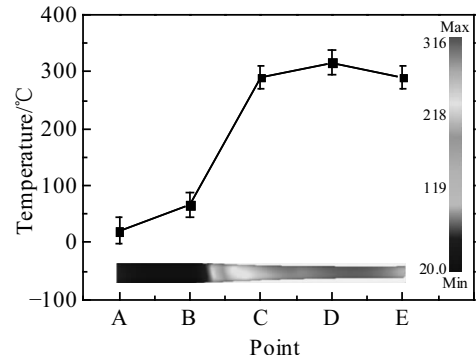


图7 镁合金管材在A~E点的温度分布

Fig.7 Temperature distribution of magnesium alloy tube at A~E points

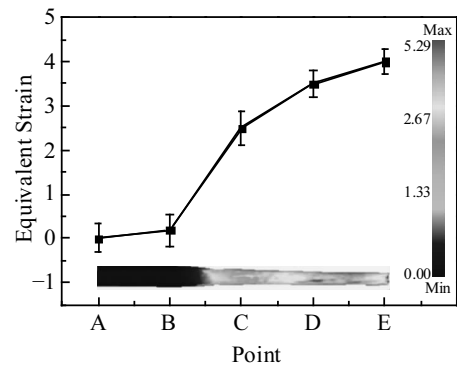


图8 镁合金管材在A~E点的等效应变分布

Fig.8 Equivalent strain distribution of magnesium alloy tube at A~E points

图9a展示了不同变形段的径向应变、轴向应变情况, 径向和轴向应变都随着轧制过程的进行逐渐累积增大, 图9b展示了不同变形段在某一个道次中的等效应变率的最大值, 在未轧制段和精整段, A和E点由于管材不再发生变形导致应变率在该道次为0, 在减径段中B点的应变率上升, 在减壁段C点的应变率达到最大。由图9b中元胞自动机模拟结果可知, 镁合金在减径段B处开始发生动态再结晶, 在减壁段C处随着变形量的增加, 镁合金开始发生连续动态再结晶, 在精整段D和成品段E处, 动态再结晶基本完成。整个变形过程中晶粒不断细化, 动态再结晶百分数逐渐增加, 动态再结晶晶粒数目逐渐增多, 变形结束后晶粒分布均匀。

3.2 实验验证

皮尔格轧制实验结束后, 将不同变形段A~E的轧制试样在沈阳泽康检测服务有限公司进行EBSD分析。

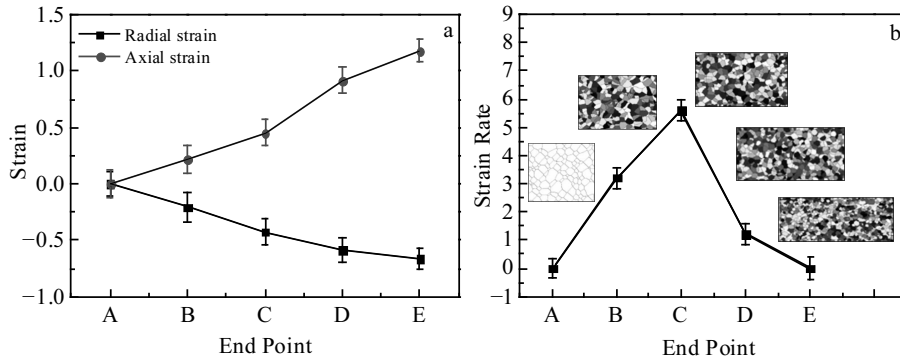


图 9 A~E 点径向应变、轴向应变和等效应变率分布

Fig.9 Radial and axial strain (a) and equivalent strain rate (b) at A~E point

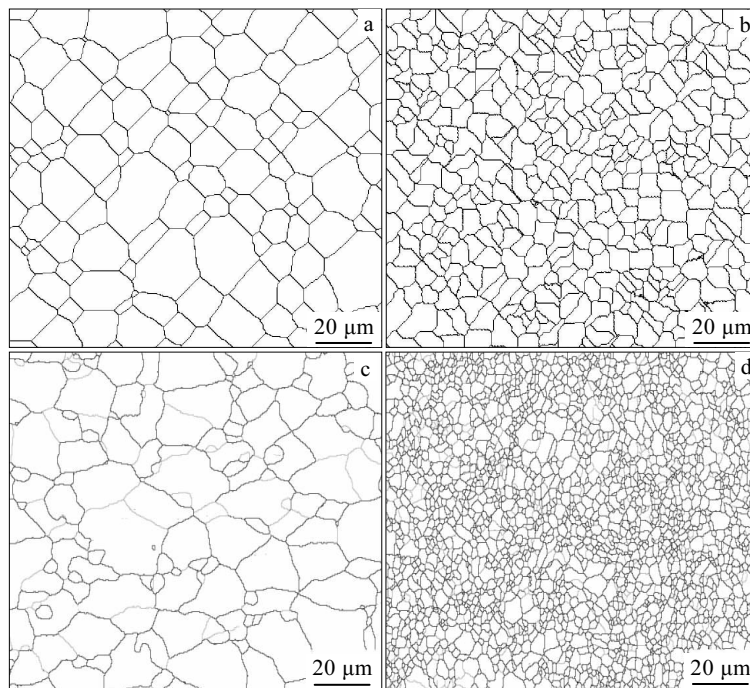


图 10 A 点和 E 点的元胞自动机模拟以及 EBSD 晶界图

Fig.10 Cellular automaton simulation (a, b) and EBSD (c, d) grain boundary diagrams at A (a, c) and E (b, d) points

图 10a 和 10b 分别为使用该元胞自动机程序模拟得到的 A 和 E 点晶界图，图 10c 和 10d 分别为由实验得到的 A 和 E 点 EBSD 晶界图，从图中可以清晰地看到，晶粒在轧制过程中发生很大程度的细化，对比轧制前后的晶粒组织中，发现实验结果总体与模拟结果较为接近。

4 结 论

1) 以预测皮尔格轧制 AZ31 镁合金管材成形过程为主要研究内容，通过对 AZ31 镁合金进行热压缩实

验，获得可用于精确描述材料力学性能的本构模型，并将其导入有限元仿真中，从宏观上把握镁合金热变形行为。

2) 引入晶粒拓扑变形技术，建立元胞自动机模型，研究镁合金在变形过程中的再结晶行为，获得均匀的晶粒组织，实现了再结晶晶粒等轴长大，提高了镁合金动态再结晶的元胞自动机模型的正确性。

3) 将本构模型、有限元模型、元胞自动机模型结合起来，并借助二次开发技术，研究了温度、应变和应变率对管材最终晶粒组织的影响，实现了皮尔格轧

制镁合金过程从宏观到微观不同尺度的仿真计算, 并通过实验验证了所建立模型的准确性。

参考文献 References

- [1] Zhang H Q, Wang X F, Wei B L *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 92(3): 1
- [2] Ji H K, Kim D, Lee Y S *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2013, 50: 66
- [3] Yan H, Zhou B F. *Solid State Phenom*[J], 2006, 116-117: 639
- [4] He Y B, Pan Q L, Chen Q *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(2): 246
- [5] Gerland M, Mendez J, Lépinoux J *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 1993, 164: 226
- [6] Goetz R L, Seetharaman V. *Scripta Materialia*[J], 1998, 38(3): 405
- [7] Raabe D, Becker R C. *Modelling & Simulation in Materials Science & Engineering*[J], 2000, 8(4): 445
- [8] Liu Y X, Lin Y C, Li H B *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 626: 432
- [9] Ebrahimi R, Najafzadeh A. *Journal of Materials Processing Tech*[J], 2004, 152(2): 136
- [10] Zhen Yi(郑毅). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2015
- [11] Xiao N M, Zheng C W, Li D Z *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2008, 41(3): 366
- [12] Y Luo, Wu W H, Li L X. *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2012, 21(7): 1133
- [13] Ding R, Guo Z X. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(16): 3163
- [14] Lou Y, Wu W H, Li L X. *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2012, 21(7): 1133
- [15] Guo Yina(郭一娜). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2014
- [16] Chen F, Cui Z S. *Modelling & Simulation in Materials Science & Engineering*[J], 2012, 20(4): 359
- [17] Chen Fei(陈飞). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2012
- [18] Huang Shiquan(黄始全). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2009
- [19] Li H, Zhang H Q, Yang H *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2017, 90: 177
- [20] Chen Panyu(陈攀宇). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Taiyuan: North Central University, 2016

Cold Roll Forming Process of AZ31 Magnesium Alloy Seamless Pipe

Li Wei¹, Chu Zhibing^{1,2}, Wang Huanzhu¹, Xue Zhanyuan¹, Li Yugui¹, Shuai Meirong¹, Gui Hailian¹

(1. Engineering Research Center Heavy Machinery Ministry of Education,
Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Jinan University, Guangzhou 510632, China)

Abstract: Magnesium alloys have poor plasticity at room temperature, which leads to uneven distribution and stress difference of microstructure during rolling. Therefore, it is important to analyze the mechanical characteristics and microstructure evolution from the angle of material properties. Based on this, a piecewise constitutive model of AZ31 magnesium alloy was established by experiments, and a cellular automata model including grain topology technology was constructed. With the aid of secondary development technology, the constitutive model, cellular automata and finite element software were combined for simulation, and the predicted results including stress, strain, grain size and distribution law were obtained. It is of certain significance to control the forming process of AZ31 magnesium alloy rolled by Pilger to realize the coordinated control of forming and properties, and the simulation results were verified by experiments.

Key words: constitutive model; cellular automata; topological deformation; dynamic recrystallization; secondary development technology

Corresponding author: Chu Zhibing, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: piegen@163.com