

# 皮尔格轧制 AZ31 镁合金管材微观组织预测

楚志兵<sup>1,2</sup>, 王环珠<sup>1</sup>, 张 铎<sup>1</sup>, 薛占元<sup>1</sup>, 李玉贵<sup>1</sup>

(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:** 为了精准预测镁合金管材在皮尔格轧制变形过程中的晶粒演变, 本文结合 AZ31 镁合金管材在皮尔格轧机上的轧制实验, 建立了基于动态再结晶、静态再结晶、静态回复、晶粒粗化及晶粒拓扑变形的元胞自动机模型。借助有限元计算得出的每道次轧制结果, 与元胞自动机结合起来, 得到镁合金管材特定皮尔格轧制工艺下的晶粒演变的动态特征。发现合金在轧制过程中产生连续再结晶, 并通过实验验证了多尺度模拟的准确性。

**关键词:** AZ31 镁合金; 元胞自动机; 皮尔格轧制; 拓扑变形

**中图分类号:** TG146.22; TG333.8

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)10-3195-07

镁合金管材由于轻质和可回收等特点可以作为一种新兴环保材料, 满足节能环保新形势的要求。但是, 镁合金在室温下塑性较差, 导致其在加工过程中易出现裂纹从而影响其质量。同时镁合金温敏性较高, 即在短时间内镁合金升温和降温都很快。因此, 选择适当的成形工艺对生产高质量高性能镁合金具有重要意义。

皮尔格轧制具有多道次小变形累积效应的特点, 通过减小变形, 可以规避镁合金在室温下塑性较差的特点, 减少管材裂纹的产生。通过叠加每道次产生的小变形, 使金属在壁厚和内径上产生大变形。同时皮尔格轧制道次极快, 在多道次快速轧制过程中, 镁合金产生的变形热可以使管材的温度分布梯度较小, 避免镁合金由于温敏性较高而产生变形不均匀。因此, 采用皮尔格轧制 AZ31 镁合金, 可以极大细化晶粒, 改善组织晶粒取向, 消除显微组织的缺陷, 从而使组织密实, 力学性能得到改善, 获得表面质量良好, 性能优越的镁合金管材。

借助元胞自动机与有限元法的耦合, 可以实时观察镁合金管材在轧制变形过程中的晶粒变化。近年来, 由 Wolfram 在 1986 年定义的经典元胞自动机的概念被扩展到一类更广义的元胞自动机上, 使其在计算材料科学领域发挥了重要作用, 元胞自动机成为预测微观结构演化的重要技术。在这一领域, 讨论了若干不同理论计算的问题, Hesselbarth 和 Güöbel<sup>[1]</sup>等人于 1991 年首次采用元胞自动机模拟静态再结晶, Raabe<sup>[2]</sup>等人

于 1996 年模拟了微观组织回复现象, Gandin 和 Rappaz<sup>[3]</sup>等人于 1994 年模拟了材料在凝固过程中的枝晶现象, Lepinoux<sup>[4]</sup>等人于 1994 年模拟了位错演变情况。近年来, 元胞自动机持续发展, Goetz 和 Seetharaman<sup>[5]</sup>运用元胞自动机模型研究了单相合金的静态再结晶和动态再结晶, Kugler 和 Turk<sup>[6]</sup>运用元胞自动机模型研究了材料在热变形时的晶粒变化, Timoshenkov<sup>[7]</sup>等人运用元胞自动机模型研究了钢的动态再结晶行为, Raabe 和 Becker<sup>[8]</sup>结合有限元法和元胞自动机法研究了铝合金的静态再结晶, Chen<sup>[9]</sup>等人运用元胞自动机模型预测了 30Cr2Ni4MoV 的晶粒演变, Jin 和 Cui<sup>[10]</sup>运用统计学方法改进了元胞自动机模型, 并预测了 Q235 的动态再结晶行为。

本文将元胞自动机和二辊皮尔格轧制 AZ31 镁合金管材的新工艺结合起来, 建立元胞自动机模型和有限元模型, 研究镁合金在轧制过程的动态再结晶、静态再结晶、亚动态再结晶、晶粒粗化及晶粒拓扑变形对微观组织的影响, 实现宏/微观尺度的耦合, 建立可以实时预测 AZ31 镁合金管材在特定皮尔格轧制工艺过程中的晶粒变化情况, 为镁合金管材在轧制方面的晶粒演变提供理论参考。

## 1 实 验

采用银光镁业提供的 AZ31 镁合金管材作为坯料, 其化学成分见表 1。

收稿日期: 2018-10-23

基金项目: 国家自然科学基金面上资助项目(U1710113); 中国博士后科学基金面上资助项目(2017M622903); 山西省重点研发计划一般项目(201703D121008); 山西省研究生优秀创新项目(2017SY077); “重型机械”研究生创新资助计划项目(20172004, 20172001)

作者简介: 楚志兵, 男, 1981 生, 博士, 副教授, 太原科技大学材料学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-2776673, E-mail: piegen@163.com

表 1 铸态 AZ31 镁合金化学成分

Table 1 Chemical composition of as-cast AZ31 magnesium alloy (wt%)

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.

AZ31 镁合金管材规格为  $\Phi 67 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 。为了提高镁合金塑性，在轧制前对镁合金进行固溶处理，即在  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  下加热 12 h。固溶处理后的镁合金管材在皮尔格 LG60 二辊轧机上进行轧制。

从皮尔格轧制后的管材上取半圆试样进行金相研究，沿半圆管材的周向、径向和轴向进行微观组织观察，图 1 为从成品管材中取出的半圆试样。

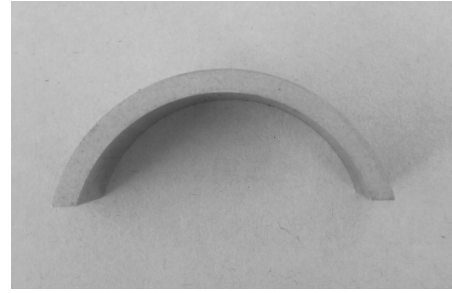


图 1 由成品管材取出的半圆试样

Fig.1 Semicircle sample taken from a finished pipe

## 2 多尺度耦合模型的建立

### 2.1 有限元模型的建立

根据工厂实际生产中的 LG-60 皮尔格轧管机，借助 Inventor 软件绘制皮尔格轧制镁合金管材三维模型。皮尔格轧制有限元模型由上、下工作辊、管材、推块和芯棒组成，上、下工作辊以  $1903.28 \text{ mm/s}$  的速度作旋转往复运动。当工作辊即将运动到前极限位置时，作匀减速运动减速到 0，同时镁合金管材被旋转角度  $\alpha$  并被送进距离  $m$ ，这一过程被称为第 1 个道次。然后工作辊朝相反方向作匀加速运动，直到加速至轧辊角速度为  $11.329 \text{ rad/s}$ 。当工作辊即将运动到后极限位置时，作匀减速运动减速到 0，同时镁合金管材被旋转角度  $\alpha$  并被送进距离  $m$ ，这一过程被称为第 2 个道次。如此反复运动，直到管材全部到达成品段<sup>[11]</sup>。轧辊、芯棒和推块由于硬度大，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，其余所有模拟参数见表 2<sup>[12]</sup>。该工艺参数由山西太钢不锈钢股份有限公司提供。

### 2.2 元胞自动机模型的建立

#### 2.2.1 基于元胞自动机的动态再结晶模型

基于动态再结晶理论，建立相关的元胞机模型来模拟镁合金动态再结晶行为，其中包括位错密度模型、临界位错密度模型、形核率模型和晶粒长大模型。

位错密度模型是计算晶粒内部位错与应变之间的关系函数，引入 Kocks 和 Mecking 模型<sup>[13]</sup>，如式(1)和(2)所示：

$$\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\bar{\rho}} \quad (1)$$

$$\frac{d\rho_{i,j}}{d\varepsilon} = k_1 \sqrt{\rho_{i,j}} - k_2 \rho_{i,j} \quad (2)$$

式(1)中， $\sigma$  为流变应力， $\alpha$  为材料常数， $\bar{\rho}$  为平均位错密度函数， $\mu$  为剪切模量， $b$  为柏氏矢量。式(2)中， $\varepsilon$  为应变， $k_1$  为位错增大系数， $k_2$  为位错消亡系数， $\rho_{i,j}$  为元胞平均位错密度函数。

当位错密度达到临界值时，镁合金开始形成新的晶核，临界位错密度可由式(3)计算得出：

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

式(3)中， $\rho_c$  为临界位错密度， $\gamma_i$  为晶界能， $l$  为位错平均自由长度， $M$  为晶界迁移率， $\tau$  为时间。

形成新晶核的数目按照形核率模型式(4)计算得出。

$$\dot{n}(\dot{\varepsilon}, T) = C \dot{\varepsilon}^m \exp\left(-\frac{Q_{act}}{RT}\right) \quad (4)$$

式(4)中， $\dot{n}(\dot{\varepsilon}, T)$  为形核率， $C$  和  $m$  为材料参数， $Q_{act}$  为激活能， $R$  为理想气体常数， $T$  表示绝对温度。确定  $C$  的方法有实验法和反分析法，实验法参照文献[14]，反分析法参照文献[15]，本文通过反分析法来确定。

新晶核在变形热和应变的影响下继续长大，迁移速度按照式(5)计算得出：

$$V = MP \quad (5)$$

式(5)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。

#### 2.2.2 基于元胞自动机的静态再结晶模型

静态再结晶过程本质上是能量的转变过程。在变形过程中，一部分变形能以位错的形式储存起来，因

表 2 轧制工艺参数

Table 2 Rolling parameters

Rolling pass (time/min)	Outer diameter of the pipe/mm	Wall thickness of the pipe/mm	Roll diameter/mm	Rolling stroke/mm	Feed rate/mm	Rotation angle/( $^\circ$ )
60	67	6	376	951.64	10	60

此，变形存储能可以通过位错密度的形式来表达，如式(6)所示：

$$H = c\rho\mu b^2V_r \quad (6)$$

式(6)中， $H$  为变形存储能， $c$  为常数， $\rho$  为位错密度， $\mu$  为镁合金剪切模量， $b$  为柏氏矢量， $V_r$  为镁合金摩尔体积。结合式(2)可以通过应变剪切模量表示变形存储能，如式(7)：

$$H = \frac{c\sigma^2V_r}{\alpha^2\mu} \quad (7)$$

静态再结晶过程包括形成新的晶核及新晶核逐渐长大的过程，形核率可由式(8)计算得出：

$$\dot{n} = Z(H - H_{\min})V_{\Omega}(t)\exp\left(\frac{-Q_{\text{act}}}{RT}\right) \quad (8)$$

式(8)中， $\dot{n}$  为静态再结晶形核率， $Z$  为常数， $H_{\min}$  为可以满足形核的最小变形存储能， $V_{\Omega}(t)$  为  $t$  时刻可以发生静态再结晶的体积分数。静态再结晶形核长大过程和动态再结晶形核长大过程类似。

### 2.2.3 基于元胞自动机的静态回复模型

在轧制过程中，材料变形结束后发生的回复被称为静态回复。回复过程导致变形存储能减少，回复过程中变形存储能的减少可由式(9)算出：

$$H(t) = \left[ H(t_0)^{0.5} - C_0\mu^{-0.5}K_2T \ln\left(1 + \frac{t}{\tau_0}\right) \right]^2 \quad (9)$$

式(9)中， $H(t_0)$  为初始变形存储能， $t_0$  为开始回复的时间，取 0 s， $C_0$  为常数， $K_2$  为波尔兹曼常数， $\tau_0$  设置为 1 s，假设静态回复仅发生在不同道次的间隙时间内。

### 2.2.4 基于元胞自动机的晶粒粗化模型

随着变形的增加，再结晶晶粒相互碰撞，在再结晶晶粒间晶粒发生粗化，晶粒粗化模型的驱动力按式(10)计算得出：

$$P = \gamma_m\kappa \quad (10)$$

式(10)中， $P$  为驱动力， $\gamma_m$  为大角度晶界能， $\kappa$  为晶界曲率，可由式(11)计算得出：

$$\kappa = \frac{A \text{Kink} - N_i}{a \quad N + 1} \quad (11)$$

式(11)中， $A$  为常数，取 1.28， $a$  为元胞边长，取 1.5  $\mu\text{m}$ ， $N$  为元胞第 1 层和第 2 层邻居之和，取为 24， $N_i$  为晶粒  $i$  的晶界元胞数， $\text{Kink}$  为 15。驱动力算出后，按照式(5)算出晶界长大速度。

亚动态再结晶并不是一个独立过程，而是在已经发生动态再结晶的区域，晶粒在高温情况下进一步长大，可认为是动态再结晶晶粒在变形余温的影响下进一步长大，其长大过程与动态再结晶晶粒长大过程一样。

### 2.2.5 晶粒拓扑变形

为了使元胞自动机模型更加接近实际，需要将元胞自动机模型和有限元变形模型结合在一起，基于此，引入晶粒拓扑变形技术以使得有限元模型和元胞自动机模型实现一定程度的耦合。

图 2 展示了结合晶粒拓扑变形，受压情况下晶粒的再结晶过程。再结晶晶粒实现了等轴长大，符合再结晶晶粒长大理论，同时也符合实际变形理论。晶粒拓扑变形技术使变形后的元胞不断与初始元胞进行映射，从而实现再结晶晶粒等轴生长，同时也缩短了再结晶晶粒的碰撞距离，从而更加真实地表征了材料的再结晶过程。晶粒元胞横向和纵向的长度变化可由该位置的应变状态得到，忽略晶粒在  $z$  方向的应变，如式(12)所示：

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x & 0 \\ 0 & \varepsilon_y \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \ln \frac{l_x}{l_{x0}} & 0 \\ 0 & \ln \frac{l_y}{l_{y0}} \end{bmatrix} \quad (12)$$

式中， $\varepsilon_x$  为该位置  $x$  方向的应变， $\varepsilon_y$  为该位置  $y$  方向的应变， $l_{x0}$ 、 $l_{y0}$  为晶粒元胞变形前  $x$  方向和  $y$  方向的长度， $l_x$ 、 $l_y$  为晶粒元胞变形后  $x$  方向和  $y$  方向的长度，且  $\ln(l_x/l_{x0}) \cdot \ln(l_y/l_{y0}) = 0$ ，满足体积不变原理。

### 2.2.6 皮尔格轧制镁合金与元胞自动机的耦合

皮尔格轧制过程具有多次道次累积变形的特点。基于此，将轧制道次和元胞自动机耦合起来，即在第 1 个道次结束后，将初始组织和从第 1 道次结束后提取的有限元参数一并输入元胞自动机中进行组织演变，如图 3a 和 3b 所示；将第 1 道次结束后的组织作为第 2 道次的初始组织，与第 2 道次结束后提取的有限元参数一并输入元胞自动机模型中进行组织演变，得到第 2 道次后的镁合金晶粒组织，如图 3c 所示。

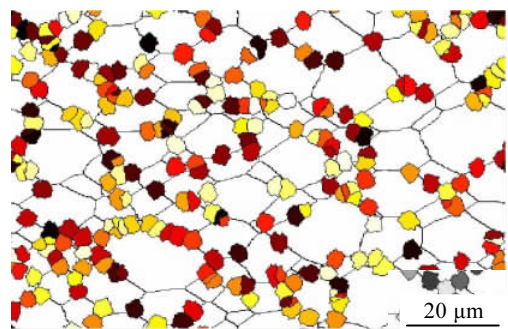


图 2 考虑晶粒变形下的动态再结晶（拓扑变形）  
Fig.2 Dynamic recrystallization considering grain deformation and topological deformation

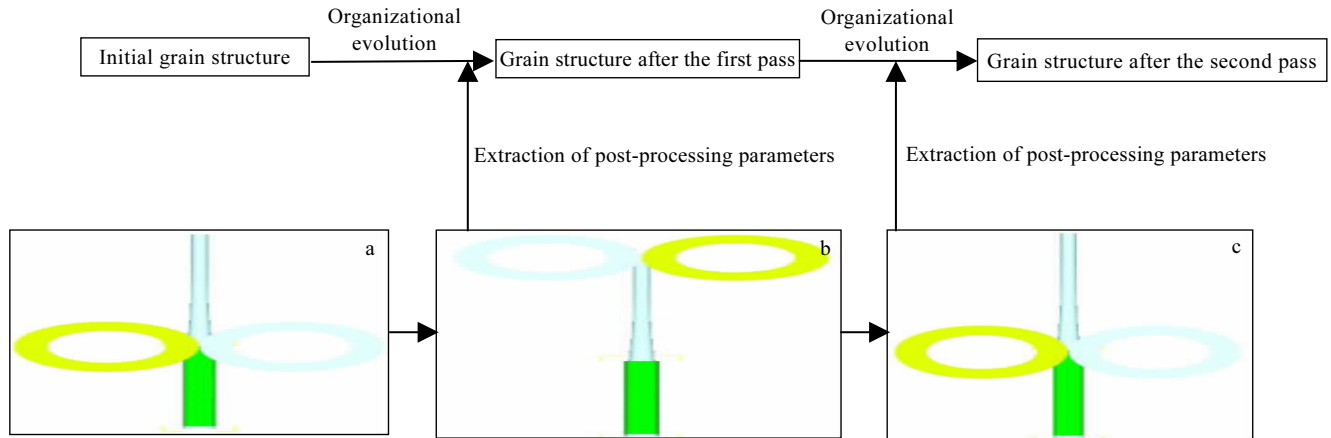


图 3 皮尔格轧制与元胞自动机的耦合

Fig.3 Coupling of Pilger rolling and cellular automata: (a) before the first pass, (b) after the first pass, and (c) after the second pass

在研究皮尔格轧制镁合金组织演变的过程中，要考虑到动态再结晶、静态再结晶、静态回复及晶粒粗化在镁合金晶粒变形中的综合影响。元胞自动机模型主要由四大部分组成，分别是元胞、元胞空间、元胞状态、邻居和转变规则。

1) 元胞：采用  $2\ \mu\text{m} \times 2\ \mu\text{m}$  的正方形元胞。当镁合金发生变形时，元胞要按照晶粒拓扑进行变形。

2) 元胞空间：采用  $512 \times 512$  个正方形元胞模拟组织变化，每个元胞代表实际距离  $2\ \mu\text{m}$ ，所以模拟实际尺寸为  $1.024\ \text{mm} \times 1.024\ \text{mm}$ 。

3) 元胞状态：每个元胞采用 4 个状态变量和 5 个分析变量，其中 4 个状态变量分别为：

位错密度：用来描述微观组织位错的分布情况。位错密度的变化代表晶粒储能的变化。初始位错密度由镁合金在不同温度和应变率下的屈服应力按照式(1)得到，然后随着变形的增加，应变逐渐上升，镁合金受到加工硬化的影响较大，导致位错密度的上升。随着变形继续增加，动态回复和动态再结晶的作用越来越大，成为主导作用。动态回复使位错密度下降，动态再结晶通过形成新晶核的方式使得位错密度下降。新晶核赋予初始位错密度，不同道次间镁合金位错密度受到静态再结晶、静态回复以及晶粒粗化的影响，可分别通过式(6)~(11)计算得出。

晶粒取向：每个元胞在初始时刻都赋予一个随机数作为晶粒取向，随机数的取值范围为  $0 \sim 180$ 。相同取向的元胞代表一个晶粒，不同取向的元胞代表不同晶粒。

晶界变量：判断元胞是否处在晶界上，参数“1”代表该元胞属于晶界元胞，参数“0”代表该元胞属于晶内元胞。

晶粒迁移距离：根据晶粒储能和位错密度，计算当前时间步内的驱动力和晶粒迁移距离，如果迁移距离大于元胞边长，则再结晶晶粒开始等轴长大。

#### 4) 邻居

初始晶粒在生长过程中采用 Moore 型邻居，即元胞在下一时间步内的状态取决于本时间步内其周围 8 个元胞的状态。再结晶晶粒在长大过程中采用 Von Neumann 型邻居，即元胞在下一时间步内的状态取决于本时间步内其周围 4 个元胞的状态。

#### 5) 转变规则

元胞由初始晶粒元胞转变为再结晶晶粒元胞必须满足以下转变规则：

① 晶界驱动力要大于 0；

② 初始元胞属于晶界元胞；

③ 初始元胞的迁移距离至少在一个方向上大于元胞尺寸，迁移距离按式(5)计算得到；

④ 满足以上 3 个条件后，按照概率  $P$  进行转变， $P=N/4$ ，其中  $N$  为周围已经发生转变且具有相同晶粒取向的元胞。初始元胞转变为再结晶元胞后，位错密度和晶粒取向都设置为上一时间步内其周围再结晶元胞的位错密度和晶粒取向；

⑤ 当晶界驱动力为 0 或者由动态再结晶长大的晶粒和静态再结晶长大的晶粒在长大过程中出现各自碰撞或者相互碰撞的情况，则晶粒在该方向上停止生长。

为了得到更加均匀的应力应变分布，采用 HyperMesh 软件对管材划分六面体网格，导入 DEFORM 有限元软件中进行有限元计算。根据皮尔格轧制管材的变形特点，管材可以分为未轧制段、减径段、减壁段、精整段和成品段 5 个部分，因此在这五段中，分别选取

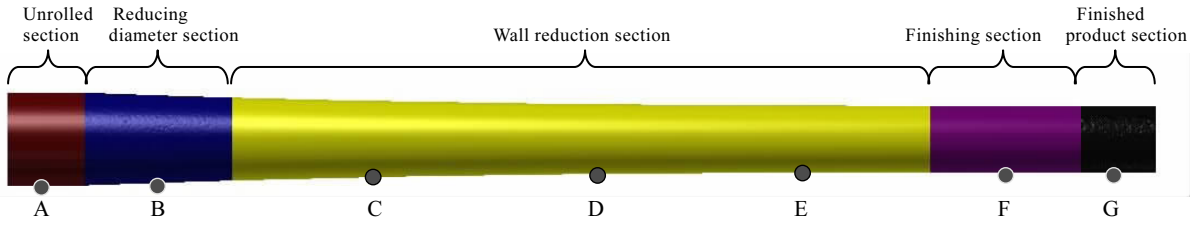


图 4 管材取点位置分布

Fig.4 Position distribution of pointing of pipe

A、B、C、D、E、F 和 G 7 点作为最终点，如图 4 所示，研究随着轧制道次和时间的增加，管材由毛坯管制得成品管的过程中，这 7 点的演变情况。

### 3 结果与分析

#### 3.1 有限元模拟结果

图 5 展示了不同最终点的温度情况。在未轧制段，A 点温度只保持在室温；在减径段 B 点和减壁段 C、D 及 E 点，由于变形热的影响温度逐渐升高，直到 300 °C 以上；在精整段 F 点，由于残余应力的作用，温度小幅升高；在成品段 G 点，由于变形结束，在没有变形热的影响下温度逐渐下降。

#### 3.2 宏微观多尺度模拟结果

将每次道次结束后的有限元后处理结果输入到所建元胞自动机，实时得到镁合金在轧制过程的晶粒变化情况，将 A~G 点在不同道次结束后的轴向应变、径向应变、应变率和温度作为初始参数输入到元胞自动机中，计算得到各点最终的晶粒组织，如图 6 所示，A 点一直处于未轧制状态，可视为初始晶粒，B 点在减径段，随着变形量的增加镁合金开始发生动态再结晶，C 点、D 点和 E 点在减壁段，随着变形量的增加镁合金开始发生连续动态再结晶，在 F 点和 G 点变形基本

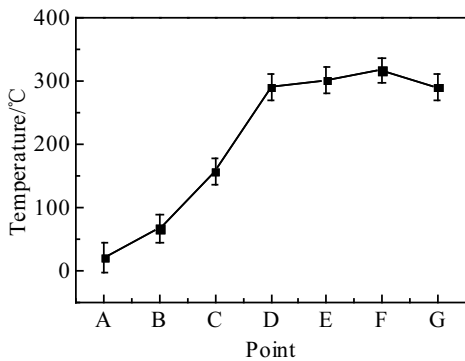


图 5 A~G 点温度分布

Fig.5 Temperatures of A~G points

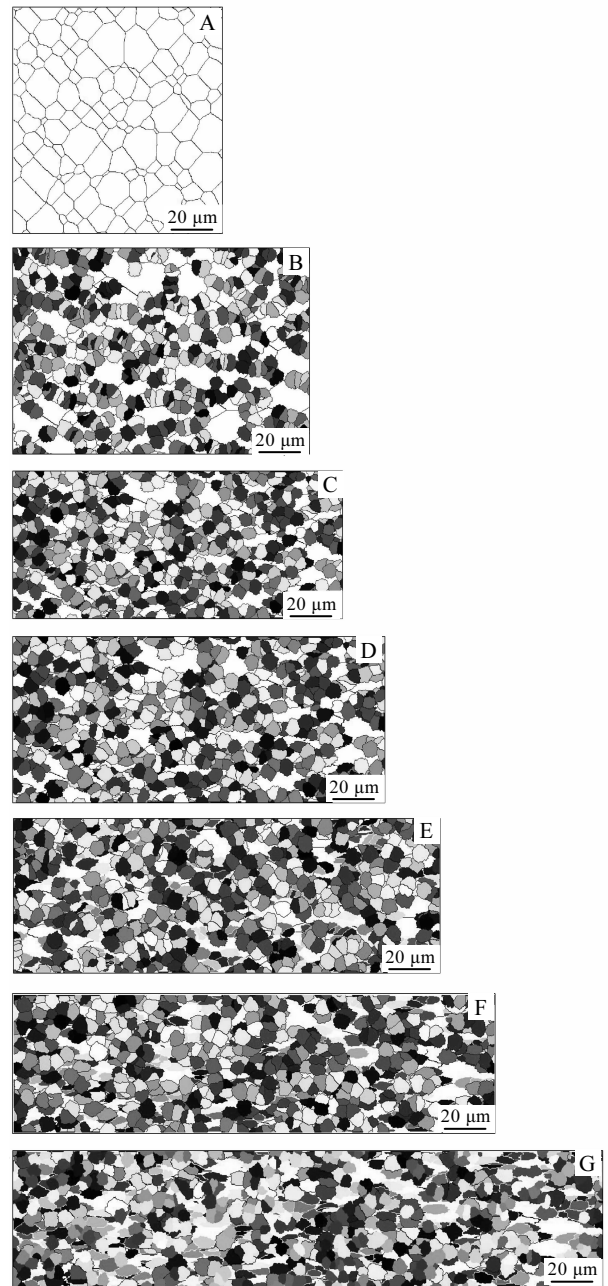


图 6 A~G 点元胞自动机模拟结果

Fig.6 Simulation results of cellular automata at A~G point

完成, 动态再结晶分数较高, 同时晶粒分布逐渐均匀, 初始晶粒随着轧制过程逐渐拉长。

### 3.3 实验验证

皮尔格轧制实验结束后, 将 A-G 点的轧制试样在沈阳泽康检测服务有限公司进行 EBSD 分析。图 7 展示了 A 和 G 点的 EBSD 再结晶晶粒图。图 7a 为 A 点的微观组织, 晶粒全部为原始晶粒。图 7b 为 G 点的晶粒组织, 蓝色晶粒为再结晶晶粒, 黄色和红色晶粒为原始晶粒, 得出在成品段的 G 点具有较高的再结晶分数, 与图 6 中 G 点的模拟结果图类似。图 6 中彩色晶粒为再结晶晶粒, 白色晶粒为原始晶粒, 图 8 对比了 G 点再结晶分数的模拟值和实验值, 结果基本一致。

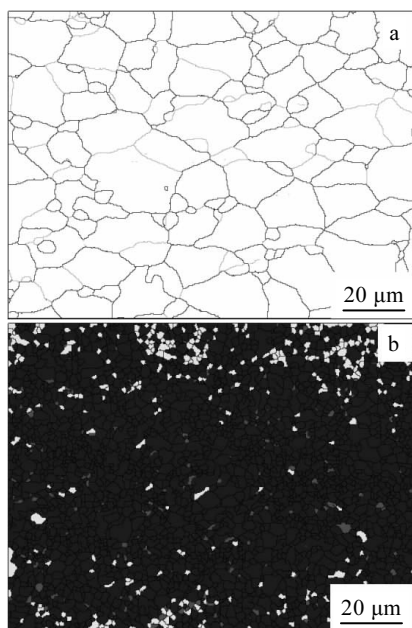


图 7 A 和 G 点的 EBSD 再结晶晶粒图

Fig.7 EBSD recrystallization diagrams of points A (a) and G (b)

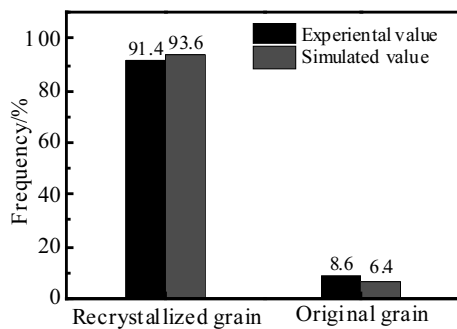


图 8 G 点的再结晶分数的模拟值和实验值对比

Fig.8 Comparison between simulated and experimental values of dynamic recrystallization fraction of point G

## 4 结 论

1) 综合考虑动态再结晶、静态再结晶、静态回复、亚动态再结晶、晶粒粗化及晶粒拓扑变形对微观组织的影响, 提升了元胞自动机微观模拟的精确度。

2) 将皮尔格轧制镁合金管材有限元模型和元胞自动机结合在一起, 将每一个道次结束后的应变、应变率和温度作为输入参数与元胞自动机结合, 得到每个道次后的微观组织模型。在管材未轧制段、减径段、减壁段、精整段和成品段选取 7 个最终点, 研究了应变、应变率和温度对管材最终晶粒组织的影响, 实现了在特定工艺参数下皮尔格轧制镁合金管材的多尺度模拟, 并通过实验验证了多尺度模拟的准确性。

### 参考文献 References

- [1] Hesselbarth H W, Göbel I R. *Acta Metallurgica et Materialia* [J], 1991, 39(9): 2135
- [2] Raabe D. *Computational Materials Science: The Simulation of Materials, Microstructures and Properties*[M]. Berlin: Wiley-VCH, 1998
- [3] Gandin C A, Rappaz M. *Acta Metallurgica Et Materialia*[J], 1994, 42(7): 2233
- [4] Gerland M, Mendez J, Lepinoux J *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 1994, 16(4): 302
- [5] Goetz R L, Seetharaman V. *Scripta Materialia*[J], 1998, 38(3): 405
- [6] Kugler G, Turk R. *Acta Materialia* [J], 2004, 52(15): 4659
- [7] Timoshenkov A, Warczok P, Albu M *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2014, 94(11): 85
- [8] Raabe D, Becker R C. *Modelling & Simulation in Materials Science & Engineering*[J], 2000, 8(4): 445
- [9] Chen F, Cui Z, Liu J *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(21-22): 5539
- [10] Jin Z, Cui Z. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(13-14): 3111
- [11] Li H, Zhang H Q, Yang H *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2017, 90: 177
- [12] Zhang H Q, Wang X F, Wei B L *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 92(3): 1
- [13] Zheng Yi(郑毅). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2015
- [14] Xiao N, Zheng C, Li D *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2008, 41(3): 366
- [15] Ding R, Guo Z X. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(16): 3163

## Microstructure Prediction of Pilger Rolled AZ31 Magnesium Alloy Pipe

Chu Zhibing<sup>1,2</sup>, Wang Huanzhu<sup>1</sup>, Zhang Duo<sup>1</sup>, Xue Zhanyuan<sup>1</sup>, Li Yugui<sup>1</sup>

(1. Engineering Research Center of Heavy Machinery Ministry of Education, Taiyuan University

of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Jinan University, Guangzhou 510632, China)

**Abstract:** To predict the grain evolution of magnesium alloy pipe during the process of Pilger rolling deformation, a cellular automata model based on dynamic recrystallization, static recrystallization, static recovery, grain coarsening and grain topological deformation was established by rolling experiments of AZ31 magnesium alloy pipes on a Pilger mill. Finally, each pass result obtained by the finite element calculation were combined with the cellular automata to obtain the dynamic characteristics of grain evolution of the magnesium alloy pipe in the Pilger rolling process in real time. Results show that continuous recrystallization occurs during the rolling process and is finally verified by experiments.

**Key words:** AZ31 magnesium alloy; cellular automata; Pilger rolling; topological deformation

---

Corresponding author: Li Yugui, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-2776673, E-mail: 1914009646@qq.com