

新的单参数动态再结晶动力学建模及晶粒尺寸预测 *

刘娟¹⁾ 李居强¹⁾ 崔振山¹⁾ 阮立群²⁾

1) 上海交通大学模具 CAD 国家工程研究中心, 上海 200030

2) 熊本大学机械工程系, 熊本 日本

摘要 通过引入动态再结晶的演化速率, 分析了基于 Avrami 方程的经典动态再结晶动力学模型的不足, 提出了一种新的具有单参数的动态再结晶动力学模型, 反映了动态再结晶过程缓慢 - 快速 - 缓慢的特点. 采用 Gleeble-1500 热模拟试验机, 对典型的具有动态再结晶特性的材料镁合金 AZ31B 进行了热压缩实验, 通过进行参数回归得到了其动态再结晶动力学模型, 并与实验结果相对比, 验证了该模型的正确性. 进一步将稳态变形条件下获得的微观组织演化模型改写成分步叠加形式, 与动态再结晶晶粒尺寸模型相结合, 应用到非稳态条件的晶粒预测, 模拟与实验的对比表明计算结果和定量金相法所获得的结果基本一致, 说明了非稳态变形过晶粒的叠加预测方法的合理性.

关键词 动态再结晶, 再结晶分数, 动力学模型, 镁合金 AZ31B

中图法分类号 TG146

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2012)12-1510-10

A NEW ONE-PARAMETER KINETICS MODEL OF DYNAMIC RECRYSTALLIZATION AND GRAIN SIZE PREDICATION

LIU Juan¹⁾, LI Juiqiang¹⁾, CUI Zhenshan¹⁾, RUAN Liqun²⁾

1) National Engineering Research Center of Die & Mold CAD, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030

2) Department of Mechanical Engineering, Kumamoto University, Kumamoto, Japan

Correspondent: CUI Zhenshan, professor, Tel: (021)62827605, E-mail: cuizs2009@sjtu.edu.cn

Supported by National Science and Technology Major Project (No.2012ZX04012-011) and National Natural Science Foundation of China (No.50905110)

Manuscript received 2012-08-16, in revised form 2012-09-30

ABSTRACT Dynamic recrystallization (DRX) is considered as one of the most important microstructural evolution mechanisms to obtain fine metallurgical structures, eliminate defects and improve mechanical properties of products. Although the DRX kinetics models proposed by researchers have some differences in parameters and forms, they are all based on the Avrami function describing the relationship between dynamically recrystallized volume fraction and strain or time. Avrami equation is in the form of exponential function and the kinetics curve of DRX exhibits different when the exponent is assumed to be different (between 1 and 2). Under these conditions, however, the exponential function cannot exactly describe the “slow-rapid-slow” property of the development speed of DRX process. By introducing the velocity of development of DRX process, which is referred to as the variation of the dynamically recrystallized volume fraction with strain, namely, the first partial derivative of the dynamically recrystallized volume fraction to strain, a new kinetics model of DRX was proposed in comparison with the classical kinetics model of DRX. The new model represents the characteristics of DRX: the dynamically recrystallized volume fraction equals zero when the strain is smaller than the critical strain, and the maximum of the dynamically recrystallized volume fraction equals 1; once the strain exceeds the critical strain, the dynamically recrystallized volume fraction slowly increases first, and then rapidly increases, at last slowly increases. Consequently, the new kinetics model is in agreement with the development law of DRX process and includes few parameters which have clear

* 国家科技重大专项项目 2012ZX04012-011 以及国家自然科学基金项目 50905110 资助

收到初稿日期: 2012-08-16, 收到修改稿日期: 2012-09-30

作者简介: 刘娟, 女, 1976 生, 副研究员

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00486

physical meaning and are easy to determine. By conducting Gleeble-1500 thermomechanical simulation compression tests at the temperatures ranging from 523 to 673 K and at the strain rates 0.001, 0.01, 0.1 and 1 s^{-1} , the kinetics model for Mg alloy AZ31B characterized by DRX for instance was built and parameters were determined. Microscopic examination shows that the experimental results are in good agreement with the predicted values, which validates the accuracy of the new kinetics model. Then combined with grain size of DRX model, the kinetic model built under steady state conditions was rewritten as superimposed step form to apply in the prediction of grain size under unsteady state conditions. The simulated data accord with the experimental results by means of quantitative metallography, which verified the rationality of the superimposed prediction method.

KEY WORDS dynamic recrystallization (DRX), dynamically recrystallized volume fraction, kinetics model, magnesium alloy AZ31B

控制成形不仅要获得所需产品的外形和尺寸, 还需获得理想的组织, 以使产品具有良好的使用性能. 为了确定最佳成形工艺, 需要深入研究热变形过程中的组织变化规律. 在热变形中, 动态再结晶是一种重要的微观组织变化机制, 它对改善组织、消除缺陷、提高产品的力学性能有很大影响. 随着计算机的发展, 建立微观组织演化模型, 进行组织性能预报, 是当今塑性成形的一个发展方向. 许多学者^[1-9]建立了适用于不同材料的动态再结晶演化模型以预测热成形过程的微观组织变化.

镁合金密度低、比强度和比刚度高、阻尼减震性和电磁屏蔽性优良, 被认为是具有前景的工业轻金属材料^[10]. 但由于其所具有的密排六方晶体结构, 镁合金在室温下难以发生塑性变形, 高温下又易发生晶粒粗大和表面氧化, 对应变速率敏感, 在塑性变形时要严格控制温度、应变速率和应变, 因而被认为是难以塑性变形的金属材料. 镁合金层错能比较低, 在较低的温度下进行热加工时容易产生动态再结晶, 与面心立方金属相比, 镁合金的动态再结晶现象非常复杂, 其热变形过程中的微观组织演化一直为人们所关注^[11-13]. Barnett 等^[14]研究了 Mg-3Al-1Zn 晶粒尺寸对应力和微观组织的影响, 周海涛^[15]对 AZ61 合金高温下的动态再结晶行为及变形机制进行研究. 本工作首先对几种具有影响的动态再结晶动力学模型进行深入讨论, 并基于此, 建立了一个符合动态再结晶过程的、具有单参数的镁合金 AZ31B 动态再结晶动力学模型. 然后采用分步叠加方法将稳态条件下获得的微观组织演化模型应用到非稳态变形过程的晶粒预测, 并与实验结果相对比, 以验证该模型和方法的正确性.

1 再结晶动力学模型的建立

1.1 再结晶动力学模型的分析

Sellars 等^[1,2]提出了微观组织演化模型的概念, 在大量热模拟实验的基础上, 建立了一套比较全面的动态再结晶预测模型, 基于 Avrami 方程提出了动态再结晶分数预测模型, 其形式如下:

$$f_{\text{drx}} = 1 - \exp\left(-0.693\left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)\right) \quad (1)$$

式中, f_{drx} 为动态再结晶分数, $t_{0.5}$ 为发生 50% 动态再

结晶时的时间, t 为时间. Sellars 模型通过采用常数 0.693, 使模型的所有变量都具有确定的物理意义. McQueen 等^[3]所建立的动态再结晶动力学模型也都是采用以时间为变量的形式.

文献 [4] 采用 Yada 模型建立了普碳钢动态再结晶分数预测模型, 其形式如下:

$$\begin{cases} f_{\text{drx}} = 1 - \exp\left(-0.693\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^2\right) \\ \varepsilon_{0.5} = 1.144 \times 10^{-3} d_0^{0.28} \dot{\varepsilon}^{0.05} \exp\left(\frac{6420}{T}\right) \end{cases} \quad (2)$$

式中, ε_c 为临界应变, $\varepsilon_{0.5}$ 为发生 50% 动态再结晶时的应变, d_0 为初始晶粒尺寸, T 为变形温度, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率. Sellars 模型和 Yada 模型虽然形式不同, 但其本质相同, 因为在等应变速率下, 时间形式和应变形式是一致的. 由于 Yada 模型采用了应变形式, 所以可以方便地应用于非稳态热加工数值模拟, 许多商用有限元软件如 Marc, Superform 和 Deform 等都提供了 Yada 模型的微观组织演化的接口. 与 Sellars 模型相比, Yada 模型中的 $\varepsilon_{0.5}$ 的物理意义不很明确, 它不再表示发生 50% 动态再结晶时的应变, 而是一个统计量, 求解困难. 其次 Yada 模型中的指数为 2, Sellar 模型中的指数为 1.

近年来, Kim 等^[5,6]在实验的基础上建立了修正的动态再结晶分数预测模型, 其形式如下:

$$\begin{cases} f_{\text{drx}} = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon^*}{\varepsilon^*}\right)^{m'}\right) \\ m' = 1.12(Z/A)^{-0.08} \end{cases} \quad (3)$$

式中, ε^* 为最大应变软化率所对应的应变; Z 为温度补偿的应变速率因子, 即 Zener-Hollomon 参数; A 为待定参数. Kim 模型中虽然采用 ε^* 代替 Yada 模型中的 $\varepsilon_{0.5}$ 来建立模型, 但根据经典理论动态再结晶的过程与相变的成核生长过程相似, 动态再结晶的速率在开始时为 0, 经过一潜伏期后才逐渐上升, 达到一极大值, 经过一段时间后又逐渐下降, 这说明 Kim 模型中定义的 ε^* 与 Yada 模型中的 $\varepsilon_{0.5}$ 是一致的, 对应的是动态再结晶速率最大时的应变, 也即应变软化率最大时的应变. Kim 模型中并没有使用常数 0.693, 而是将指数回归为 Z 的函数, 这样模型中

参数的物理意义与 Sellars 模型相比变得不很清楚.

Kopp 等 [7] 采用如下形式来建立动态再结晶分数预测模型:

$$\begin{cases} f_{\text{drx}} = 1 - \exp(-k_d(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c})) \\ \varepsilon_{0.5} = k_1 Z^{n_1} \end{cases} \quad (4)$$

式中, k_d , k_1 和 n_1 为待定参数. Kopp 对 Yada 模型进行了修正, 用系数 k_d 代替常数 0.693, 用 1 次指数代替 2 次指数, 分母项用 $\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c$ 代替 $\varepsilon_{0.5}$.

Laasraoui 和 Jonas [8] 以及 Serajzadeh 等 [9] 许多学者分别建立了不同变形条件下、不同成分钢的再结晶动力学模型, 其形式可以统一为如下表示

$$f_{\text{drx}} = 1 - \exp(-k_d(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p})^{n_d}) \quad (5)$$

式中, ε_p 为峰值应变; k_d 和 n_d 为待定参数. 与 Yada 模型相比, 此模型用 ε_p 代替 $\varepsilon_{0.5}$, 一些学者将 k_d 和 n_d 回归为 Z 的函数或回归为 $\dot{\varepsilon}$ 和 T 的函数, 一些学者认为在不同的变形条件下 k_d 和 n_d 为常数值, 此种形式为目前动态再结晶演化模型的常用形式.

可以看出, 以上比较具有代表性的动态再结晶分数预测模型都是基于 Avrami 方程, 所不同的是模型中的常数、指数和 $\varepsilon_{0.5}$ 参数的使用. 在保证模型参数具有较明确的物理意义条件下, 基于 Kopp 模型的形式并综合考虑了 Sellars 和 Yada 模型中常数 0.693 及公式 (5) 中指数 n_d 的使用, 本文用以下修正的 Kopp 模型对经典的基于 Avrami 方程的动态再结晶动力学模型进行讨论.

$$f_{\text{drx}} = 1 - \exp(-0.693(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c})^{n_d}) \quad (6)$$

1.2 新模型的建立

根据动态再结晶的特点: 在临界应变前动态再结晶分数为 0, 最大值为 1; 当应变超过临界应变后, 动态再结晶的分数先缓慢增加, 而后快速增加, 最后又缓慢增加, 本文构造了下面的动态再结晶分数预测模型:

$$f_{\text{drx}} = [1 + k_v(\frac{1 - \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c}}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c})^{-1}]^{-1} \quad (7)$$

式中, k_v 为与动态再结晶过程晶粒增长速度有关的常数, 可以认为主要是由初始晶粒尺寸和层错能影响的. 以 ε_c 为 0.2, $\varepsilon_{0.5}$ 为 0.5 为例, 根据式 (6) 作出不同 n_d 值时的动态再结晶动力学曲线, 如图 1a 所示; 以 ε_c 为 0.2 为例, 根据式 (7) 作出不同 k_v 和 $\varepsilon_{0.5}$ 时的动态再结晶动力学曲线, 如图 1b 所示.

由图 1b 可以看出, 新模型符合动态再结晶的动力学规律. 对式 (7) 进行分析可知, 当模型中的参数 k_v 取一个

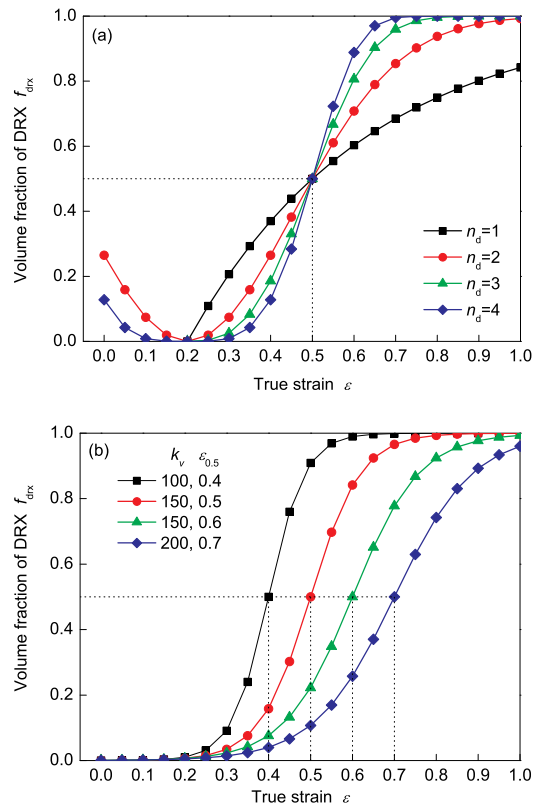


图 1 不同模型动态再结晶的动力学曲线

Fig.1 Kinetics curves of DRX based on modified Kopp's model (a) and the new kinetics model (b)

适当的值时: 当 ε 小于 ε_c 时, f_{drx} 趋向于 0; 当 ε 远大于 ε_c 时, f_{drx} 趋向于 1; 当 ε 等于 $\varepsilon_{0.5}$, 新模型恒等于 0.5. 进一步考虑动态再结晶的速率, 对方程 (7) 求一阶导数, 可以得到动态再结晶的速度函数:

$$v_{\text{drx}} = \frac{\partial f_{\text{drx}}}{\partial \varepsilon} = \frac{\ln k_v}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c} \cdot k_v^{(1 - \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c})} \cdot (1 + k_v^{(1 - \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c})})^{-2} \quad (8)$$

以 ε_c 为 0.2, $\varepsilon_{0.5}$ 为 0.5 为例, 对式 (6) 求一阶导数, 作出不同 n_d 值时, 基于 Avrami 模型的动态再结晶速率曲线, 如图 2a 所示; 以 ε_c 为 0.2 为例, 根据式 (8) 作出不同 k_v 和 $\varepsilon_{0.5}$ 时的动态再结晶动力学曲线, 如图 2b 所示.

由图 2b 可以看出, 新模型表明动态再结晶的发展过程为单峰曲线, 即慢-快-慢. 这与图 1a 和图 2a 所示的指数 n_d 大于 2 的曲线是一致的. Sellars 模型和 Kopp 模型都采用了指数为 1 的形式, 当 $n_d=1$ 时, 动态再结晶动力学曲线出现上凸递增的趋势, 而动态再结晶速率曲线则呈现递减的趋势, 这与实际晶粒生长过程不符. Yada 模型采用了指数为 2 的形式, 由图 1a 和图 2a 可以看出, 基本上符合动态再结晶的动力学生长规律, 但是当 $n_d=2$ 时, 动态再结晶速度的最大值也不是在 $\varepsilon_{0.5}$ 处. 当 n_d

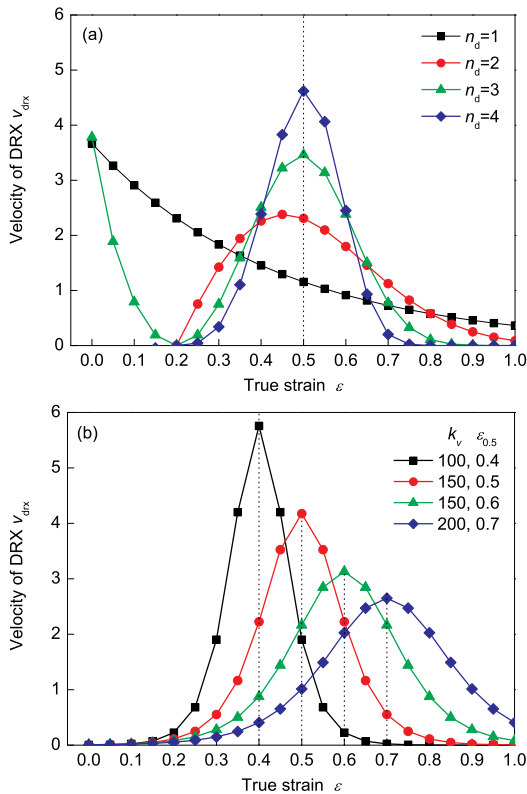


图 2 不同模型动态再结晶速率曲线

Fig.2 Schematic of velocity curves based on modified Kopp's model (a) and the new kinetics model (b)

大于 2 时, 随着指数的增加, 动态再结晶速度增大, 动态再结晶速率曲线的最大值接近于 $\epsilon_{0.5}$ 处.

综上, 与 Avrami 方程相比, 新的动态再结晶动力学模型具有下列优点: (1) 由于指数函数的性质, Avrami 方程在小于临界应变时曲线呈现大于 0 的形式, 而新模型可以表示临界应变前的再结晶分数. (2) 本模型中 $\epsilon_{0.5}$ 具有非常清楚的意义, 表示再结晶分数为 50% 所对应的应变. (3) 参数 k_v 表示了动态再结晶发生的快慢或动态再结晶快速增长区的大小. (4) 新模型的待定参数很少, 除 ϵ_c 和 $\epsilon_{0.5}$ 需对 Z 参数进行回归外, 只含有 k_v 值, 与常用的式 (6) 相比少了一个待定参数.

2 实验结果和讨论

以镁合金 AZ31B(Mg-3Al-1Zn(质量分数, %)) 为例, 试样直径为 10 mm, 长度为 17 mm. 在 Gleeble-1500 热模拟试验机上进行等温压缩变形, 最大真应变为 1.0, 其不同温度和应变速率下的应力 - 应变曲线如图 3 所示.

镁合金流变应力曲线所具有的主要特征有: (1) 在变形开始阶段, 由于加工硬化占主导地位, 应力急剧增加到某个峰值. (2) 当变形温度一定变形速率增加或者当变形速率一定而温度降低时, 由于加工硬化程度加深, 流变应力相对提高. (3) 当变形大于峰值应变, 由于动态再结晶引起的软化效果大于加工硬化引起的强化效果, 流变应力

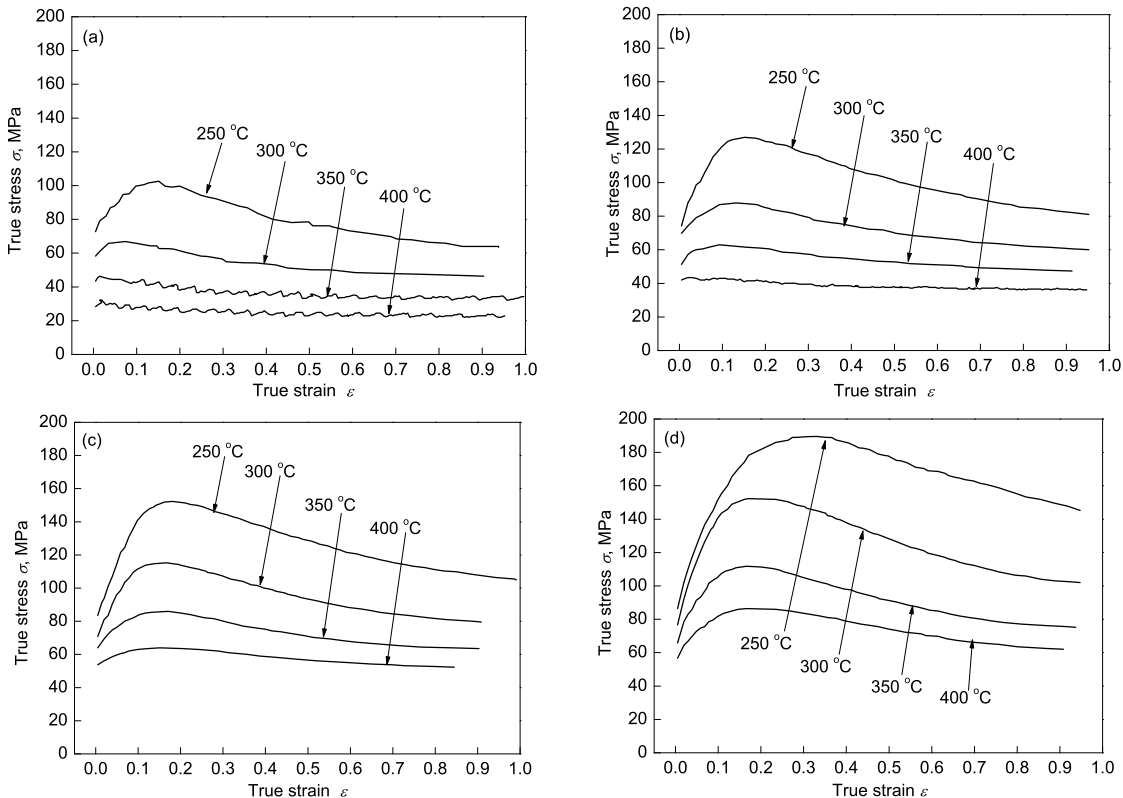


图 3 镁合金 AZ31B 的流变应力曲线 [16]

Fig.3 The stress-strain curves of magnesium alloy AZ31B [16]
 (a) $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ (c) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ (d) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

随应变的增加而下降。(4) 随着应变的增加, 当软化与硬化相互平衡, 流变应力呈现稳态。这是典型的具有动态再结晶特征的材料流变特性曲线。

图 4 和 5 为不同变形条件下的组织形貌。可以看出变形温度和应变速率对动态再结晶晶粒尺寸有显著影响: 随着变形温度的升高, 晶粒尺寸明显增加; 随着应变速率

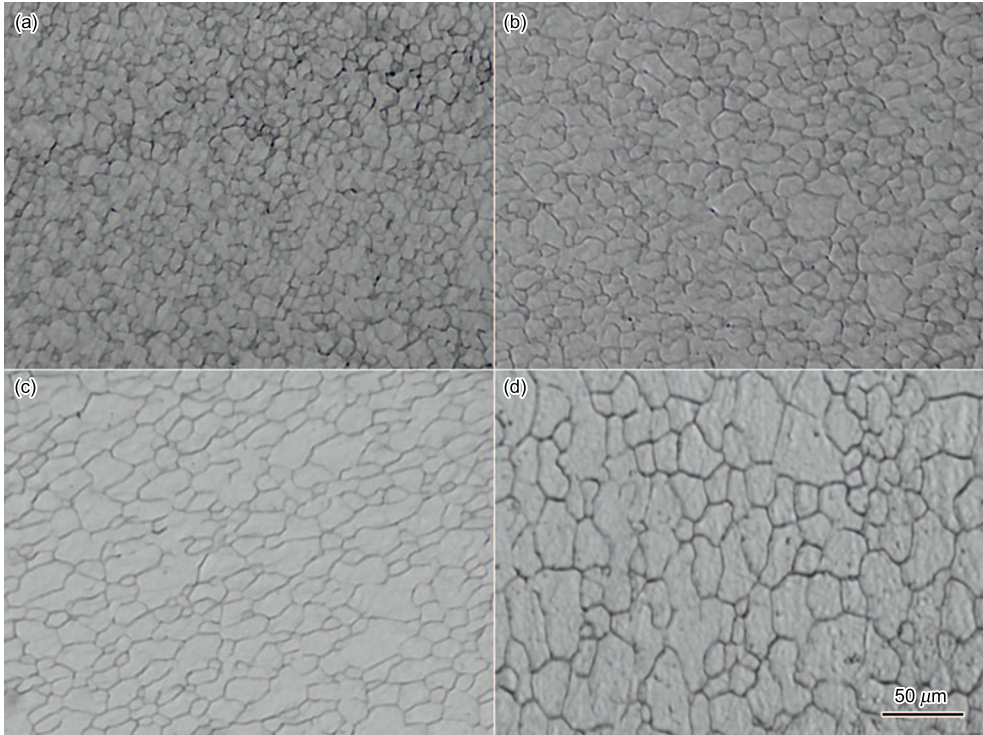


图 4 镁合金 AZ31B 变形温度不同时的微观组织

Fig.4 OM images of magnesium alloy AZ31B at the temperatures of 250 °C (a), 300 °C (b), 350 °C (c) and 400 °C (d) ($\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=1.0$)

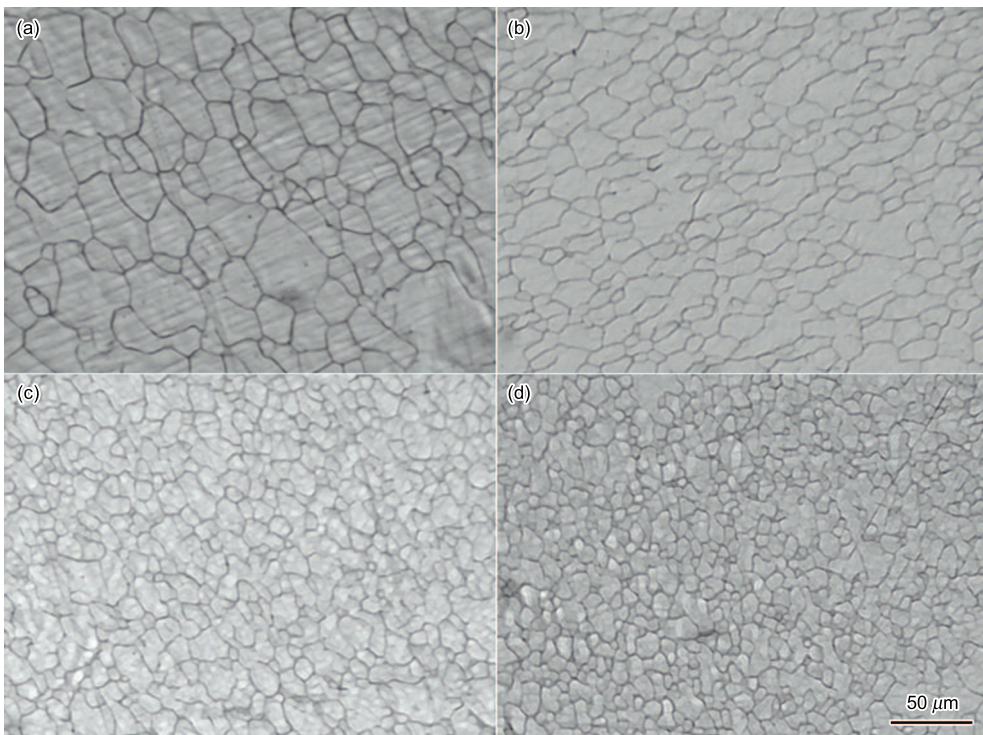


图 5 镁合金 AZ31B 应变速率不同时的微观组织

Fig.5 OM images of magnesium alloy AZ31B at the strain rates of 0.001 s^{-1} (a), 0.01 s^{-1} (b), 0.1 s^{-1} (c) and 1 s^{-1} (d) ($T=350 \text{ °C}$, $\epsilon=1.0$)

的增加, 晶粒尺寸明显减小.

3 参数确定及模型的验证

Bergstrom^[17] 采用下式计算动态再结晶分数, 此形式简单、精度相对较高.

$$f_{\text{drex}} = \frac{\sigma - \sigma_p}{\sigma_s - \sigma_p} \quad (9)$$

式中, σ_p 为峰值应力, σ_s 为稳态应力, σ 为任意时刻的应力.

将式 (7) 变形为

$$\frac{1 - f_{\text{drex}}}{f_{\text{drex}}} = k_v \cdot 1 - \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c} \quad (10)$$

两边取对数得到

$$\ln\left(\frac{1 - f_{\text{drex}}}{f_{\text{drex}}}\right) = \ln k_v \cdot \left(1 - \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c}\right) \quad (11)$$

由于模型中包含有 ε_c 和 $\varepsilon_{0.5}$, 通常 $\varepsilon_c = (0.60 - 0.85)\varepsilon_p$, 本文取为 0.8. 首先通过拟合 $\ln Z - \ln(\varepsilon_p)$ 与 $\ln Z - \ln(\varepsilon_{0.5})$ 的关系, 其中, $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/(RT))$, $Q = 158732.3 \text{ kJ/mol}^{[16]}$, 得到 ε_c 和 $\varepsilon_{0.5}$ 的表达式^[18], 如图 6a 和 b 所示. 然后通过拟合实验所得到的

$\ln((1 - f_{\text{drex}})/f_{\text{drex}})$ 和 $1 - (\varepsilon - \varepsilon_c)/(\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c)$, 可以得到 k_v , 如图 6c 所示, 最终得到的模型如式 (12) 所示.

$$\begin{aligned} f_{\text{drex}} &= \left(1 + 150 \left(1 - \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c}\right)\right)^{-1} \\ \varepsilon_c &= 0.0834 \times Z^{0.0075} \\ \varepsilon_{0.5} &= 0.0426 \times Z^{0.0781} \end{aligned} \quad (12)$$

式中, $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/(RT))$, $Q = 158732.3 \text{ kJ/mol}^{[16]}$, R 为气体常数.

根据式 (12), 绘制镁合金 AZ31B 在不同温度、不同应变速率时的动态再结晶动力学曲线如图 7 所示.

为了确定模型的准确性, 使用定量金相实验进行验证. 如图 8 所示为镁合金 AZ31B 的初始晶粒尺寸, 平均晶粒尺寸为 $22 \mu\text{m}$.

变形温度为 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 、变形速率为 0.1 s^{-1} , 不同变形量的镁合金 AZ31B 微观形貌如图 9 所示. 由图可见, 应变量为 0.15 时, 只有极少部分发生动态再结晶; 应变量增加到 0.3 时, 已经发生部分动态再结晶; 随着变形量的增加, 再结晶晶粒增多, 平均晶粒尺寸减少, 变形量为 0.5 时, 已绝大部分发生了动态再结晶; 当变形量达到 0.8 时, 原始晶粒已基本上为动态再结晶晶粒所替代.

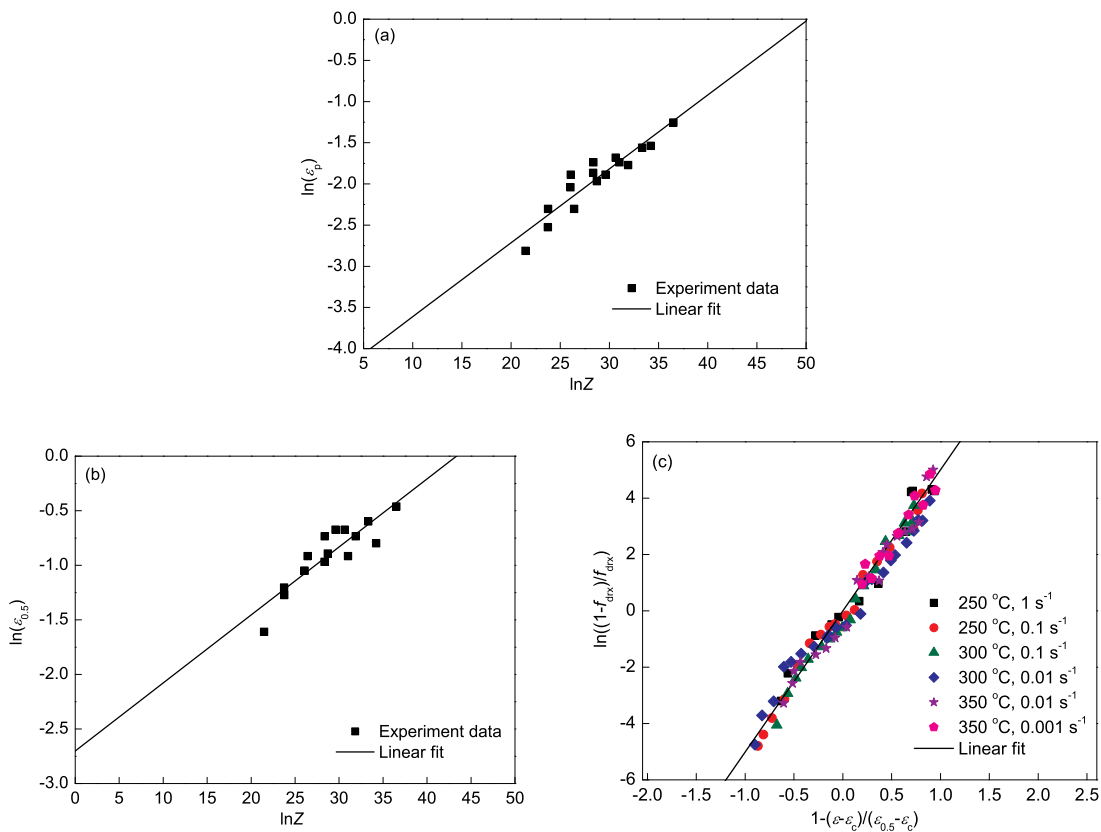


图 6 镁合金 AZ31B 的实验数据拟合关系图

Fig.6 Relationships of $\ln Z - \ln(\varepsilon_p)$ (a), $\ln Z - \ln(\varepsilon_{0.5})$ (b) and $\ln((1 - f_{\text{drex}})/f_{\text{drex}}) - [1 - (\varepsilon - \varepsilon_c)/(\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c)]$ (c)

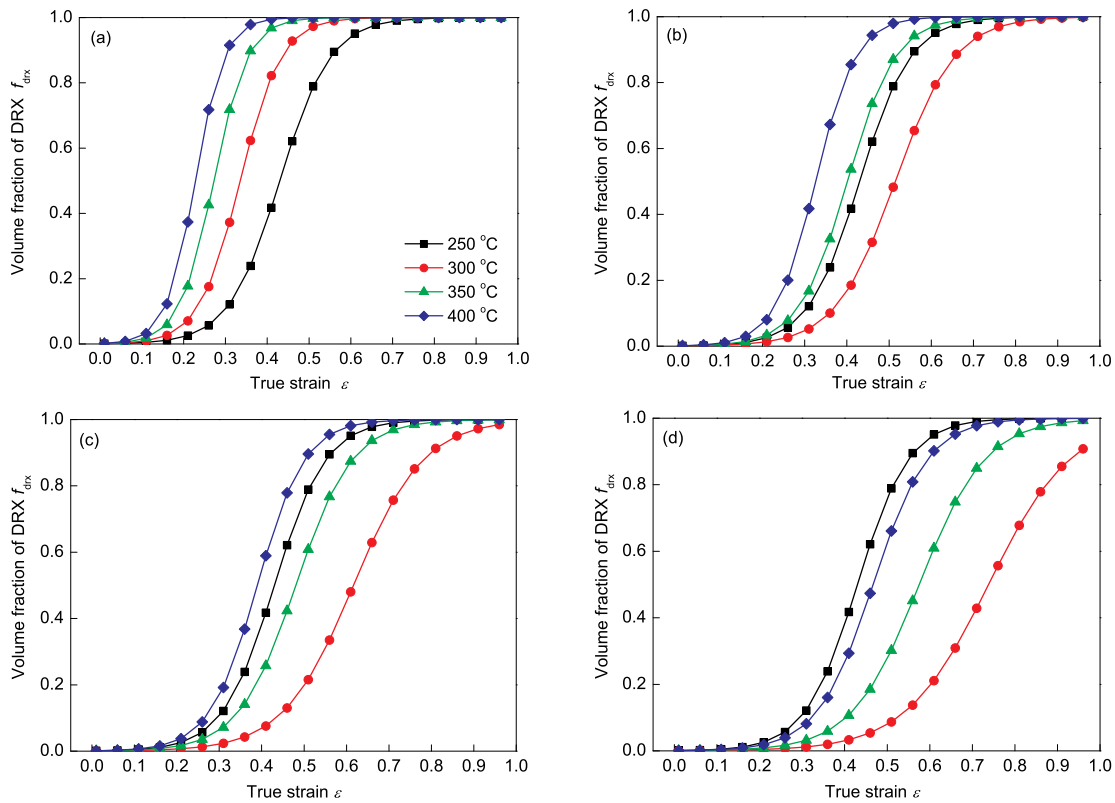


图 7 镁合金 AZ31B 的动态再结晶动力学曲线

Fig.7 Kinetics curves of DRX of magnesium alloy AZ31B at $\dot{\varepsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$ (a), 0.01 s^{-1} (b), 0.1 s^{-1} (c) and 1 s^{-1} (d)

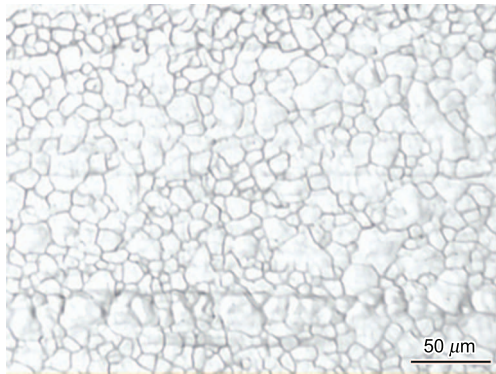


图 8 镁合金 AZ31B 的初始晶粒尺寸

Fig.8 The initial grain of magnesium alloy AZ31B

实验测定的动态再结晶分数与模型预测值的对比如图 10 所示. 由图可知, 采用模型算得的动态再结晶体积分数和定量金相法所获得的结果一致.

4 新模型的应用及晶粒尺寸预测

采用截线法, 在 10 个不同的视场内分别测量 5 次, 然后取其平均值作为此次变形条件下的动态再结晶晶粒尺寸 D_{drx} , 以 $\ln Z$ 和 $\ln D_{\text{drx}}$ 做图并进行线性拟合, 得到图 11.

由此得到, 动态再结晶晶粒尺寸表达式如下所示:

$$D_{\text{drx}} = 408.2583 \cdot Z^{-0.1105} \quad (13)$$

由于建立的微观组织演化模型是在等温、等应变速率条件下获得的, 而实际生产过程中温度和应变速率随时在变化, 因此, 必须将稳态条件下获得的微观组织演化模型改写成叠加形式, 才能应用到非稳态条件的数值模拟. 热成形过程中的第 i 时刻, 若累积应变量 ε^i 小于当前时刻临界应变量 ε_c^i , 则动态再结晶分数增量为 0; 若累积应变量 ε^i 大于当前时刻临界应变量 ε_c^i , 动态再结晶分数可由式 (7) 和式 (8) 推导得到下式:

$$\Delta f_{\text{drx}}^i = \Delta \varepsilon^i \cdot (1 - f_{\text{drx}}^{i-1}) \frac{\ln k_v \cdot f_{\text{drx}}^{i-1}}{\varepsilon_{0.5}^i - \varepsilon_c^i} \quad (14)$$

式中, Δf_{drx}^i 为当前步的动态再结晶分数增量; $\Delta \varepsilon^i$ 为当前步的应变增量; f_{drx}^{i-1} 为上一步的动态再结晶分数; $\varepsilon_{0.5}^i$ 为当前时刻发生 50% 动态再结晶的应变量; ε_c^i 为当前时刻临界应变量.

当前动态再结晶分数为:

$$f_{\text{drx}}^i = f_{\text{drx}}^{i-1} + \Delta f_{\text{drx}}^i \quad (15)$$

当动态再结晶分数叠加值大于 0.99 时, 停止叠加, 动态再结晶结束.

平均晶粒尺寸的计算基于如下假设:

(1) 热变形过程中对晶粒尺寸产生影响的只有动态再

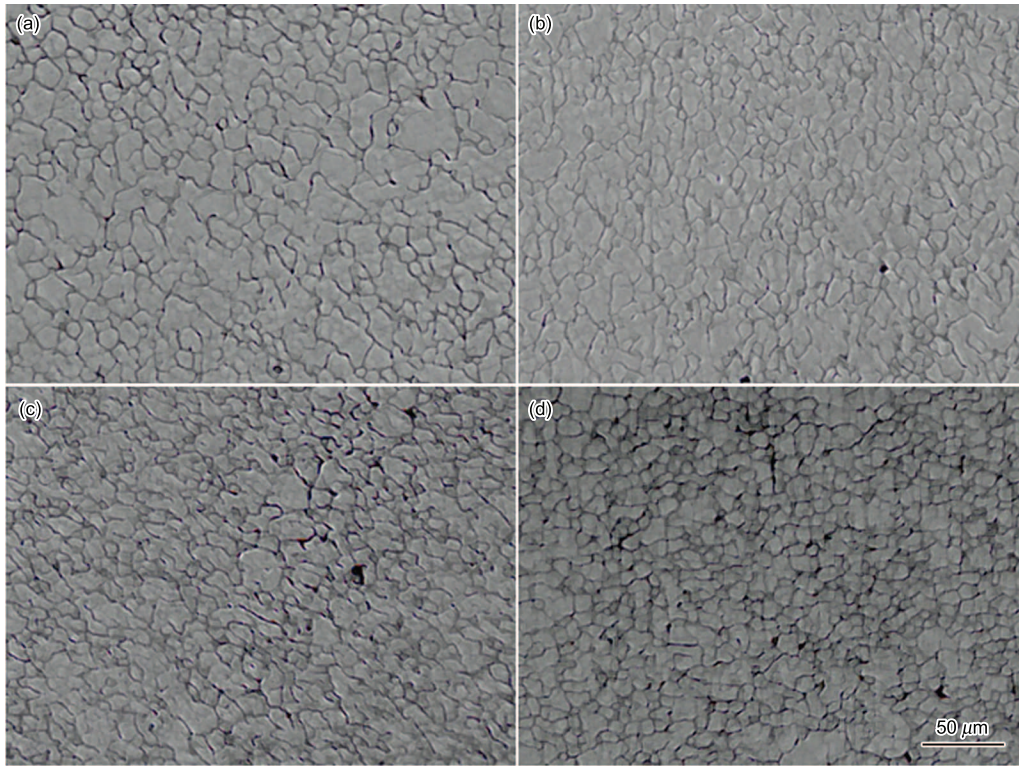


图 9 镁合金 AZ31B 在变形温度为 300 ℃、变形速率为 0.1 s⁻¹，不同变形量时的形貌图

Fig.9 OM images of magnesium alloy AZ31B at the strain of 0.15 (a), 0.3 (b), 0.5 (c) and 0.7 (d) ($T=300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$)

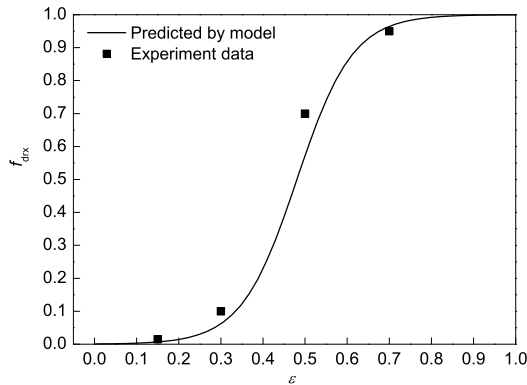


图 10 镁合金 AZ31B 动态再结晶分数预测值和实验值对比图

Fig.10 Comparison of the predicted value by the model with the experimental data

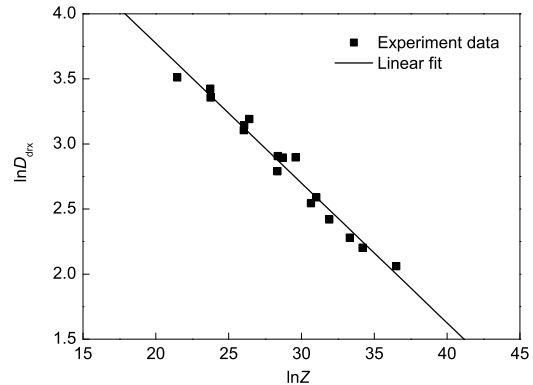


图 11 动态再结晶晶粒尺寸和 Z 的关系

Fig.11 Relationship between dynamical recrystallization grain size with Z

结晶，由于热变形过程往往较短，忽略动态再结晶完成后的晶粒长大过程。

(2) 动态再结晶过程中，前一刻的动态再结晶晶粒将被后一刻的动态再结晶晶粒取代。

热变形过程中，平均晶粒尺寸按照下式确定：

$$\bar{D}_{\text{drx}} = \sqrt{D_{\text{drx}}^2 \cdot f_{\text{drx}}^2 + D_0^2 \cdot (1 - f_{\text{drx}})^2} \quad (16)$$

利用商用有限元软件 Marc，进行圆柱压缩过程的数值模拟，根据轴对称特点取变形区的 1/2 为研究对象，单元类型为四结点矩形轴对称单元，有限元网格划分如图 12

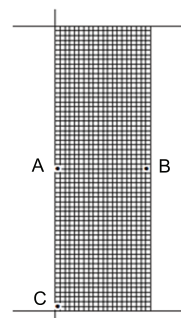


图 12 有限元网格及参考点位置示意图

Fig.12 Schematic of finite element meshes and reference position for sample

所示.

圆柱压缩模拟的变形温度为 350 °C, 变形速率为 0.1/s. 参数选取如下: 镁合金 AZ31B 的比热取值见表 1, 热传导系数取值见表 2, 密度为 1780 kg/m³, 试样与空气的换热系数为 20 W/(m²·°C), 试样与压头的换热系数为 3000 W/(m²·°C), 压缩工作腔温度为 80 °C. 试样和压头的初始温度为 350 °C, 试样和压头的摩擦系数为 0.2, 热功转换系数为 0.9. 流变应力使用文献 [16] 建立的模型.

图 13 分别给出了镁合金 AZ31B 热压缩过程中不同

压下量时的晶粒尺寸分布. 由图可见, 在变形初期, 由于粘着区未发生动态再结晶, 所以粘着区的晶粒尺寸较大. 当变形结束时, 自由变形区的晶粒尺寸较大, 中心部的晶粒尺寸较小, 由于不同区域动态再结晶进行的程度不同, 在粘着区和大变形区的过渡区会导致混晶现象.

选择图 12 中的 3 个点作为 3 个参考位置, 进行晶粒尺寸的比较. 图 14 是 3 个不同位置处的晶粒形貌, 大变形区 A 处的晶粒要小于难变形区 C 处, 自由变形区 B 处的晶粒稍大于难变形区 C 处的晶粒. 实验所得到的平均晶粒尺寸与数值模拟的结果对比如图 15 所示, 虽然实验值

表 1 镁合金 AZ31B 的比热

Table 1 Specific heat of magnesium alloy AZ31B

T, °C	20	100	300	600
c, kJ/(kg·°C)	1.040	1.042	1.148	1.414

表 2 镁合金 AZ31B 的热传导系数

Table 2 Thermal conductivity of magnesium alloy AZ31B

T, °C	20	50	100	150	200	250
λ, W/(m·°C)	76.9	83.9	87.3	92.4	97.0	101.8

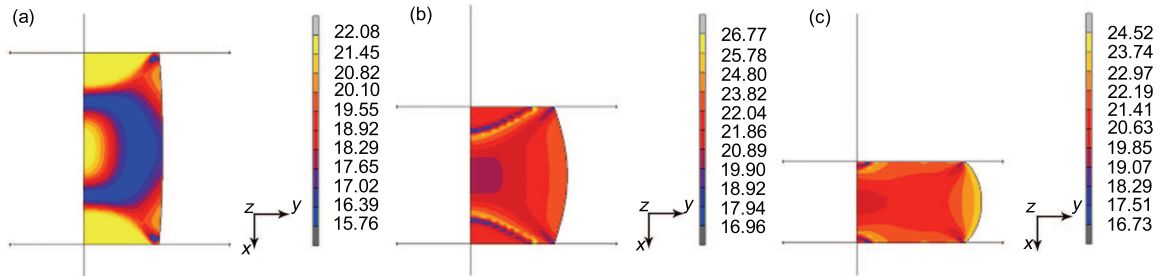


图 13 不同压下量时试样变形过程中的晶粒尺寸分布

Fig.13 Distribution of grain size in the sample at the stroke distance of 3.79 mm (a), 5.69 mm (b) and 9.48 mm (c)

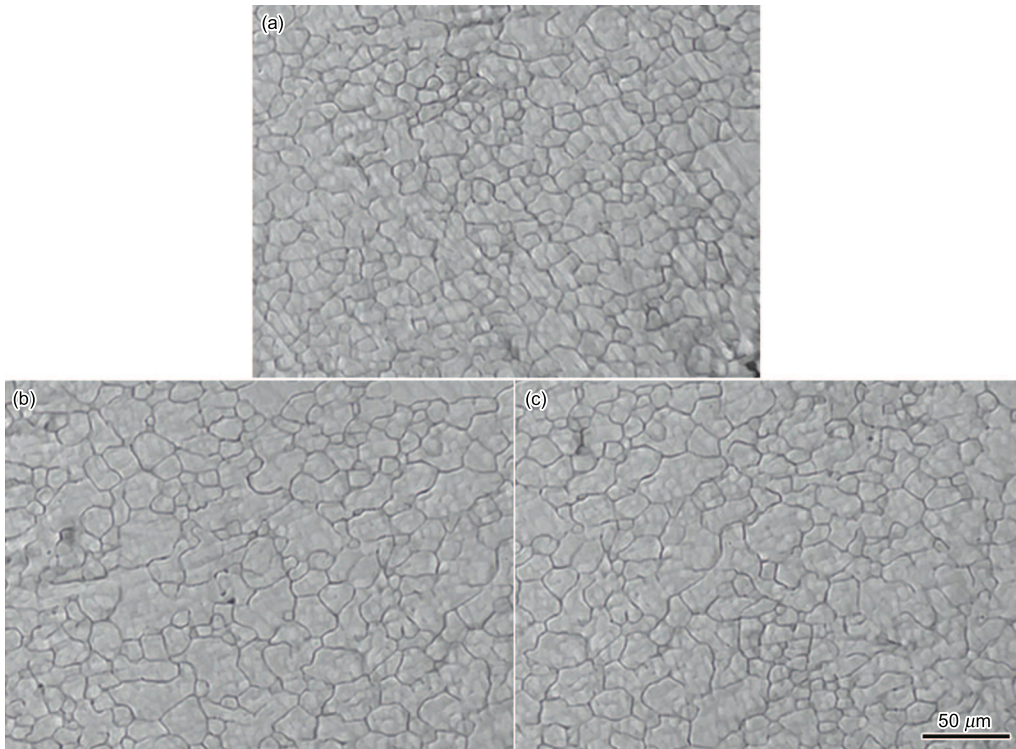


图 14 图 12 中不同位置的金相照片

Fig.14 OM images of different areas in Fig.12
(a) position A (b) position B (c) position C

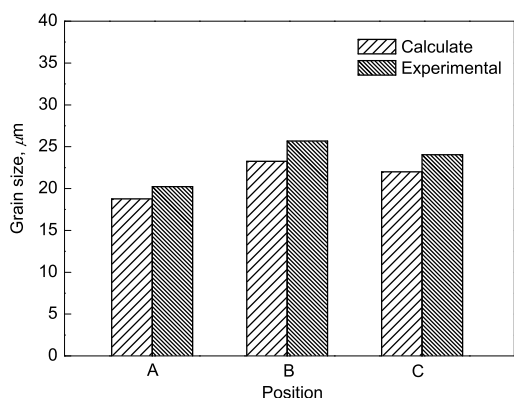


图 15 图 12 中不同位置实测与模拟的晶粒尺寸的比较

Fig.15 Simulated and measured grain size at different positions in Fig.12

略大于模拟值,但从整体上看,两者较为接近,证明了所建立模型和计算方法的合理性。

5 结论

(1) 基于对传统的遵从 Avrami 方程形式的动态再结晶动力学模型的分析,提出了新的动态再结晶动力学模型,该模型符合动态再结晶的缓慢-迅速-缓慢的演化特点,具有所包含参数少、模型相对简单、参数物理意义明确且容易确定的特点。

(2) 建立了动态再结晶晶粒尺寸预测模型,并将获得的新的动态再结晶动力学模型进行推导得到用于非稳态条件的晶粒预测的分步叠加形式,进行变形过程中的晶粒尺寸预测。

(3) 以典型的具有动态再结晶特性的材料镁合金 AZ31B 为例,通过 Gleeble 热压缩实验,进行参数回归,

建立了动态再结晶动力学模型,并用于有限元模拟进行晶粒尺寸的预测,通过金相分析和结果对比,验证了模型和方法的正确性。

参考文献

- [1] Sellars C M. *Mater Sci Tech Ser*, 1990; 6: 1072
- [2] Sellars C M, Whiteman J A. *Met Sci*, 1979; 13(3-4): 187
- [3] McQueen H J, Yue S, Ryan N D, Fry E. *J Mater Process Tech*, 1995; 53: 293
- [4] Devadas C, Samarasekera I V, Hawbolt E B. *Metall Trans*, 1991; 22A: 335
- [5] Kim S, Lee Y, Lee D, Yoo Y. *Mater Sci Eng*, 2003; A355: 384
- [6] Kim S, Yoo Y. *Mater Sci Eng*, 2001; A311: 108
- [7] Kopp R, Karnhausen K, de Souza M. *Scand J Met*, 1991; 20: 351
- [8] Laasraoui A, Jonas J J. *Metall Trans*, 1991; 22A(7): 151
- [9] Serajzadeh S, Taheri A K. *Mech Res Commun*, 2003; 30: 87
- [10] Avedesian M M, Baker H. *United States of America: ASM International*, 1999: 3
- [11] McQueen H J. *Mater Sci Eng*, 2004; A387-389: 203
- [12] Tan J C, Tan M J. *Mater Sci Eng*, 2003; A339: 124
- [13] Mwembela A, Konopleva E B, McQueen H J. *Scr Mater*, 1997; 37: 1789
- [14] Barnett M R, Beer A G, Atwell D, Oudin, A. *Scr Mater*, 2004; 51: 19
- [15] Zhou H T. *PhD Thesis*, Shanghai Jiao Tong University, 2004
(周海涛. 上海交通大学博士论文, 2004)
- [16] Liu J, Cui Z, Li C. *Comp Mater Sci*, 2008; 41: 375
- [17] Bergstrom Y. *Mater Sci Eng*, 1969/1970; (5): 193
- [18] Liu J, Cui Z, Ruan L. *Mater Sci Eng*, 2011; A529: 300

(责任编辑: 李海兰)