

## 相场方法研究变形镁合金的晶粒分布

罗志荣<sup>1</sup>, 高英俊<sup>1,2</sup>, 朱甜霞<sup>1</sup>, 卢强华<sup>1</sup>, 林 葵<sup>1</sup>

(1. 广西大学 物理科学与工程技术学院, 南宁 530004;

2. 中国科学院 国际材料物理中心, 沈阳 110016)

**摘 要:** 结合多态相场(MSPF)模型与晶体畸变模型, 获得变形镁合金初始变形晶粒组织以及合金内部的非均匀储存能分布, 计算模拟不同退火温度条件下的再结晶形核和晶粒长大的微观演化过程, 分析退火温度对再结晶晶粒长大和晶粒尺寸的影响, 对比不同时刻的再结晶晶粒分布特征。结果表明: 在相同的变形条件下, 位错密度高的区域, 如晶界附近, 储存能较高, 再结晶形核最先在高储存能区域出现, 并通过合并与吞噬机制长大; 而在变形晶粒内部, 储存能较低且分布相对均匀, 再结晶过程中形核长大较慢。不同退火温度下晶粒尺寸权重概率的分布表明: 低温下会出现双峰结构和异常晶粒长大现象; 高温下晶粒长大较快, 晶粒尺寸分布向大尺寸方向变化且趋于均匀。

**关键词:** 镁合金; 相场模型; 再结晶; 晶粒长大; 塑性变形

**中图分类号:** TG115

**文献标志码:** A

## Phase field model for grain distribution of deformation magnesium alloy

LUO Zhi-rong<sup>1</sup>, GAO Ying-jun<sup>1,2</sup>, ZHU Tian-xia<sup>1</sup>, LU Qiang-hua<sup>1</sup>, LIN Kui<sup>1</sup>

(1. College of Physics Science and Engineering, Guangxi University, Nanning 530004, China;

2. International Center for Materials Physics, Chinese Academy of Science, Shenyang 150016, China)

**Abstract:** The multi-state phase field (MSPF) model coupling with lattice deformation model were used to obtain the initial grain microstructure of deformation magnesium alloy and inhomogeneous stored energy distribution and simulate the evolution of the recrystallization nucleation and grain growth at different annealing temperatures. The effect of annealing temperature on grain growth during recrystallization was analyzed, and the feature of grain size distribution at different times was investigated. The results indicate that, under the same deformation conditions, there are relatively high stored energy at high dislocation density regions, e.g. around grain boundaries, where the preferred recrystallization nucleation sites form. Because the stored energy within the deformed grain is relatively low and uniform, the recrystallization nucleation and grain growth process are slower. The weighted frequency distributions of grain size at different temperatures show that it exhibits a bimodal distribution and abnormal grain growth phenomenon at low temperature, while grains grow up fast and grain size distribution moves to large scale and to be homogeneous at high temperature.

**Key words:** Mg alloy; phase field model; recrystallization; grain growth; plastic deformation

再结晶晶粒大小及其微组织结构对材料的力学性能和塑性变形有显著影响<sup>[1-2]</sup>。由于金属和合金的再结

晶过程较为复杂, 难以实时观察到实验过程中其微观结构的演化规律<sup>[3-4]</sup>。近几年, 发展的相场模型在模拟

**基金项目:** 国家自然科学基金资助项目(50061001, 50661001, 51161003); 广西省自然科学基金重点基金资助项目(2012GXNSFDA053001); 广西大学科研基金资助项目(XJZ110611)

**收稿日期:** 2012-09-14; **修订日期:** 2012-12-24

**通信作者:** 高英俊, 教授, 博士; 电话: 0771-3232666; E-mail: gaoyj@gxu.edu.cn

微观组织结构方面具有特别的优势<sup>[5-7]</sup>, 为人们提供一种有效的模拟合金再结晶过程的方法和手段。相场模型中采用的扩散界面模型, 可以避免直接跟踪动态的界面演化过程, 并且考虑了取向、晶界及其几何形态等复杂因素对再结晶晶粒形核和长大过程的影响, 使模拟过程的物理意义更加明晰<sup>[7]</sup>。目前, 国际上基于冷或热加工材料获得变形微结构的静态再结晶(SRX)的数值模拟已有较多研究<sup>[8-12]</sup>。将晶体塑性有限元(CP-FE)方法与微结构演化模型结合被视为对 SRX 晶粒结构模拟最有希望的方法。例如, RAABE 等<sup>[9-10]</sup>将 CP-FE 方法与元胞自动机方法结合用来模拟最初的 SRX 微结构演化; RADHAKRISHNAN 等<sup>[11]</sup>提出了一个 SRX 的模拟模型, 耦合了 CP-FE 方法与 Monte Carlo 方法; TAKAKI 等<sup>[12]</sup>将 CP-FE 方法与相场方法结合用于模拟 SRX 微结构演化。

由于镁合金塑性较差, 为提高其变形能力并改善其综合性能, 可应用各种强变形方式如等径角挤压<sup>[13-14]</sup>、多向锻造<sup>[15-16]</sup>等方法来制备细晶组织的镁合金。杨续跃等<sup>[4]</sup>通过研究镁合金的热处理加工工艺, 采用不断降低温度的多向锻造工艺制备出超细晶组织。本文作者在前期的研究工作中<sup>[17]</sup>, 针对变形镁合金的特点, 引入了一个表示不同变形区域的储存能分布的权重因子和变形区域的特征状态因子, 构造了多态自由能函数(MSFE), 建立了多态相场(MSPF)模型, 研究了变形 AZ31 镁合金的静态再结晶晶粒演化过程, 以及第二相粒子对晶粒长大的影响<sup>[18]</sup>。在此基础上, 本文作者应用 MSPF 模型<sup>[17]</sup>, 系统地探讨不同退火温度对再结晶晶粒长大过程和晶粒尺度的影响, 再现了再结晶晶粒形核长大过程, 并与实验结果比较。

## 1 模型与方法

### 1.1 体系自由能函数

#### 1.1.1 变形前体系自由能函数

采用单相自由能密度函数描述变形前的体系能量, 其表达式为<sup>[5, 17]</sup>

$$f_0(\eta_1, \eta_2, \dots, \eta_p) = \sum_{i=1}^p \left( -\frac{\alpha}{2} \eta_i^2 + \frac{\beta}{4} \eta_i^4 \right) + \frac{\gamma}{2} \sum_{i=1}^p \sum_{j \neq i}^p \eta_i^2 \eta_j^2 \quad (1)$$

式中:  $\eta_i$  为变形前的取向场变量;  $p$  为变形前的晶粒取向场变量个数;  $\alpha$ 、 $\beta$  和  $\gamma$  为正实数, 要求  $\gamma > \beta$ 。该局域自由能函数  $f_0$  的特点是具有  $2p$  个孤立的极小值。

#### 1.1.2 变形后体系自由能函数

变形后体系自由能采用多态自由能(MSFE)函数形式  $F_d$ , 其表达式为<sup>[17]</sup>

$$F_d = \int [f_d(\rho, \eta_1^\alpha, \eta_2^\alpha, \dots, \eta_q^\alpha) + \frac{K_2}{2} \sum_{\alpha=0}^s \sum_{j=1}^q (\nabla \eta_j^\alpha)^2] dV \quad (\alpha = 0, 1, 2, \dots, s) \quad (2)$$

式中:  $\rho$  为浓度场变量;  $\eta_j^\alpha$  为变形后的取向场变量, 上标  $\alpha$  表示不同的变形特征区域;  $q$  为变形后的晶粒取向场变量个数;  $K_2$  为梯度项系数;  $f_d$  为变形后局域自由能密度函数, 具体表达式为<sup>[17]</sup>

$$f_d = \sum_{\alpha=0}^s f_d^\alpha(\rho, \eta_1^\alpha, \eta_2^\alpha, \dots, \eta_q^\alpha) \quad (3)$$

式中:  $f_d^\alpha$  为不同类型的变形区域经过静态回复后的局域自由能密度函数, 可以写成<sup>[17]</sup>

$$f_d^\alpha(\rho, \eta_1^\alpha, \eta_2^\alpha, \dots, \eta_q^\alpha) = \lambda_\alpha \phi_d^\alpha f_d^0(\rho, \eta_1^\alpha, \eta_2^\alpha, \dots, \eta_q^\alpha) \quad (\alpha = 0, 1, 2, \dots, s) \quad (4)$$

式中:  $\lambda_\alpha$  为储存能权重因子;  $\phi_d^\alpha$  为储存能区域的特征状态因子。假设变形后体系静态回复前的各晶粒内部区域的储存能是均匀分布的, 其自由能形式用  $f_d^0$  表示为<sup>[17]</sup>

$$f_d^0(\rho, \eta_1^\alpha, \eta_2^\alpha, \dots, \eta_q^\alpha) = f_d^0(\rho) + \sum_{j=1}^q \left( -\frac{\alpha_j}{2} (\eta_j^\alpha)^2 + \frac{\beta_j}{4} (\eta_j^\alpha)^4 \right) + \frac{k_j^0}{2} \sum_{j=1}^q \sum_{i \neq j}^q (\eta_j^\alpha)^2 (\eta_i^\alpha)^2 \quad (5)$$

式中:  $f_d^0(\rho)$  为变形后基体晶粒内部浓度场的局域自由能密度函数。本文作者以镁合金为例, 根据实验热力学数据确定自由能参数, 使 MSPF 模型的参数具有实际意义。借鉴文献[20]中基体自由能密度函数的表示方法, 近似认为变形前后体系的取向场变量没有发生变化, 即  $\eta_j^\alpha = \eta_j$ , 于是可将变形态基体晶粒内部的局域自由能函数表示为<sup>[17]</sup>

$$f_d^0 = A + \frac{A_1}{2} [\rho(r, t) - \rho_0]^2 + \frac{A_2}{4} [\rho(r, t) - \rho_0]^4 - \frac{B_1}{2} [\rho(r, t) - \rho_0]^2 \sum_{j=1}^q \eta_j^2 + \frac{B_2}{4} \sum_{j=1}^q \eta_j^4 + \frac{K_1}{2} \sum_{j=1}^q \sum_{i \neq j}^q \eta_i^2 \eta_j^2 \quad (6)$$

式中:  $\rho_0$  是一定温度下自由能成分曲线最低点的浓度; 系数  $A$ 、 $A_1$  和  $A_2$  可由热力学实验曲线拟合确定。

### 1.2 动力学方程

相场模型是在热力学和动力学理论上建立的研究微结构演化的方法, 合金微观组织中取向场变量  $\eta_j$  随时间的演化方程, 用 Ginzburg-Landau 动力学方

程组描述如下<sup>[5, 19]</sup>:

$$\frac{\partial \eta_j(r, t)}{\partial t} = -L \frac{\delta F}{\delta \eta_j(r, t)} \quad (j=1, 2, \dots, q) \quad (7)$$

浓度场变量  $\rho$  的演化用保守场的 Cahn-Hilliard 动力学方程描述如下<sup>[6, 19]</sup>:

$$\frac{\partial \rho(r, t)}{\partial t} = M \nabla^2 \frac{\delta F}{\delta \rho(r, t)} \quad (8)$$

式中:  $L$  和  $M$  分别是晶界迁移率和原子扩散系数;  $\eta_j$  和  $\rho$  随时间的变化反映了合金内部微观组织随时间的变化过程。

### 1.3 数值化处理

为求解变形合金晶粒组织演化的动力学方程组, 还必须将动力学方程组在时间和空间中进行离散化处理, 即采用数值求解的办法。在本计算中, 采用显式 Euler 迭代公式<sup>[5]</sup>

$$\omega(t + \Delta t) = \omega(t) + \frac{d\omega}{dt} \times \Delta t \quad (9)$$

式中:  $\omega$  为时间和空间函数,  $\Delta t$  为时间步长。此外, 为使数值解具有稳定性, 需将 Laplace 算子作用考虑到次近邻格点<sup>[5, 18]</sup>

$$\nabla^2 \omega_i = \frac{1}{(\Delta x)^2} \left[ \frac{1}{2} \sum_j (\omega_j - \omega_i) + \frac{1}{4} \sum_n (\omega_n - \omega_i) \right] \quad (10)$$

式中:  $\Delta x$  为空间步长,  $j$  和  $n$  分别代表  $i$  的最近邻格点与次近邻格点。

### 1.4 参数设置

为了使模拟结果能够与真实材料进行对比, 模拟时所用材料为 AZ31 镁合金, 其主要化学成分(质量分数)为 3%Al、1%Zn、余量为 Mg。针对该变形镁合金在不同热处理温度下的再结晶过程, 研究其晶粒长大规律和晶粒尺寸分布特征。本文作者模拟变形合金的

二维再结晶晶粒长大, 将连续空间离散为四方格点, 采用周期性边界条件; 模拟的样品总尺寸为  $150 \mu\text{m} \times 150 \mu\text{m}$ , 对应的网格为  $512 \times 512$ , 即每个单元格点的宽度  $\Delta x = 0.293 \mu\text{m}$ ; 时间步长  $\Delta t = 0.2 \text{ s}$ ; 取向场变量个数  $q = 36$ ; 浓度场的初始值取为 0.03; 真应变  $\varepsilon = 0.25$  时, 基体的变形储存能  $E_s^0 = 12.8 \text{ J/mol}$ <sup>[20]</sup>。式(2)~(8)主要参数取值如下<sup>[20]</sup>:  $K_1 = 4.0 \times 10^2 \text{ J/mol}$ ;  $K_2 = 3.55 \times 10^{-12} \text{ m}^2 \cdot \text{J/mol}$ ;  $M = 3.87 \times 10^{-20} \text{ m}^2 \cdot \text{mol}/(\text{s} \cdot \text{J})$ , 其他参数见表 1。表中  $T = 473 \text{ K}$  对应的动力学参数  $L$  取  $0.33 \times 10^{-2} \text{ mol}/(\text{s} \cdot \text{J})$  时, 是用于计算正常晶粒长大的晶界迁移; 而取  $2.50 \times 10^{-2} \text{ mol}/(\text{s} \cdot \text{J})$  值时, 是用于计算异常晶粒长大的晶界迁移的动力学参数<sup>[20-21]</sup>。

### 1.5 初始变形晶粒的生成

将相场模型模拟晶粒长大得到的初始等轴晶粒组织, 运用网格畸变模型, 对初始等轴晶粒施加真应变  $\varepsilon = 0.25$  的挤压变形作用, 得到变形镁合金初始变形晶粒组织以及合金内部的非均匀储存能分布(详细过程和结果见文献[17]), 然后在不同温度下对初始变形晶粒组织进行退火保温处理, 出现再结晶和晶粒长大, 再利用递归统计法<sup>[22]</sup>对晶粒进行统计, 得到不同退火温度条件下的晶粒尺寸分布。

## 2 模拟结果与分析

### 2.1 静态再结晶形核长大过程

变形 AZ31 镁合金受到真应变作用时, 在不同温度下的再结晶过程, 其晶粒分布、平均晶粒尺寸以及硬度等都呈现出不同的特点。为研究其特性, 应用 MSPF 模型计算模拟 AZ31 镁合金在真应变  $\varepsilon = 0.25$  时, 退火温度分别为 623、573、523 和 473 K 时的再结晶形核长大过程。图 1~3 所示为在退火温度分别为 623、573 和 473 K 时再结晶晶粒形核长大过程的演化图。

图 1~3 中浅色亮的网线代表晶界, 黑色区域为形

表 1 各温度下自由能函数的参数值<sup>[17, 20]</sup>

Table 1 Numerical parameters in free energy function for simulation at different temperatures<sup>[17, 20]</sup>

$T/\text{K}$	$A/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$A_1/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$A_2/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$B_1/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$B_2/(\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$	$\rho_0$	$L/(\text{mol} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{J}^{-1})$
473	-17.2	23.1	3.2	2.65	51.2	0.17	$0.33 \times 10^{-2}$ $2.50 \times 10^{-2}$
523	-19.7	22.1	5.2	2.65	51.2	0.17	$0.42 \times 10^{-2}$
573	-22.1	21.1	13.0	1.79	51.2	0.20	$0.73 \times 10^{-2}$
623	-25.0	20.6	18.3	1.79	51.2	0.20	$1.16 \times 10^{-2}$

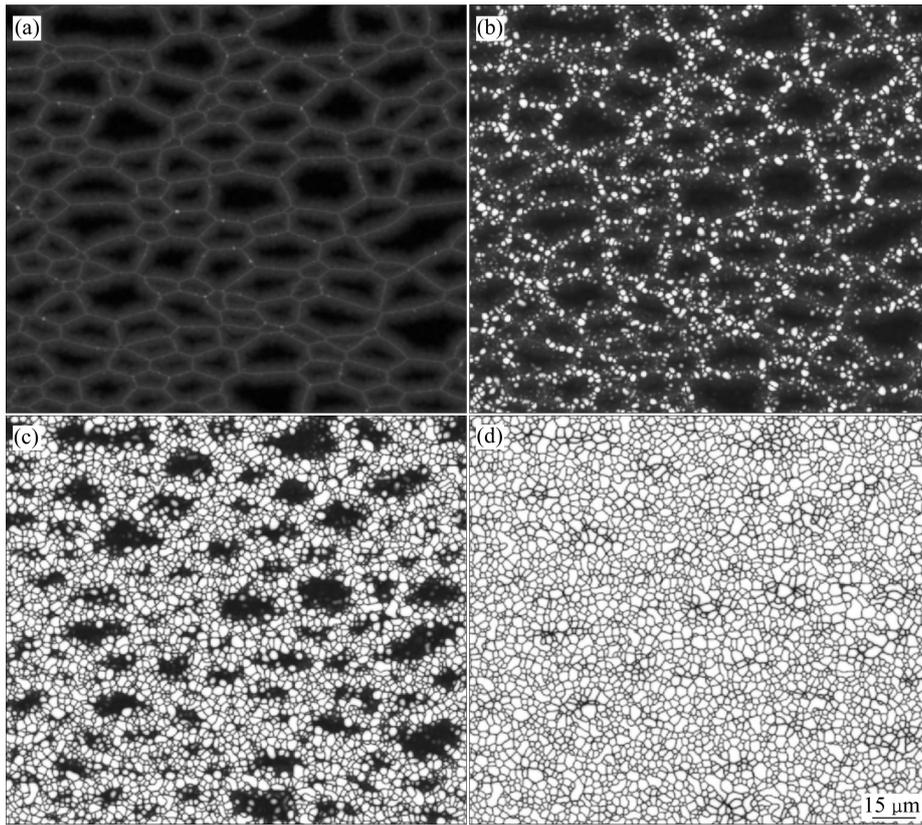


图 1 退火温度为 623 K 时的再结晶演化图

Fig. 1 Microstructures evolution during recrystallization at annealing temperature of 623 K (black regions are deformed grains, white regions are recrystallization grains): (a) 6 s; (b) 12 s; (c) 17 s; (d) 32 s

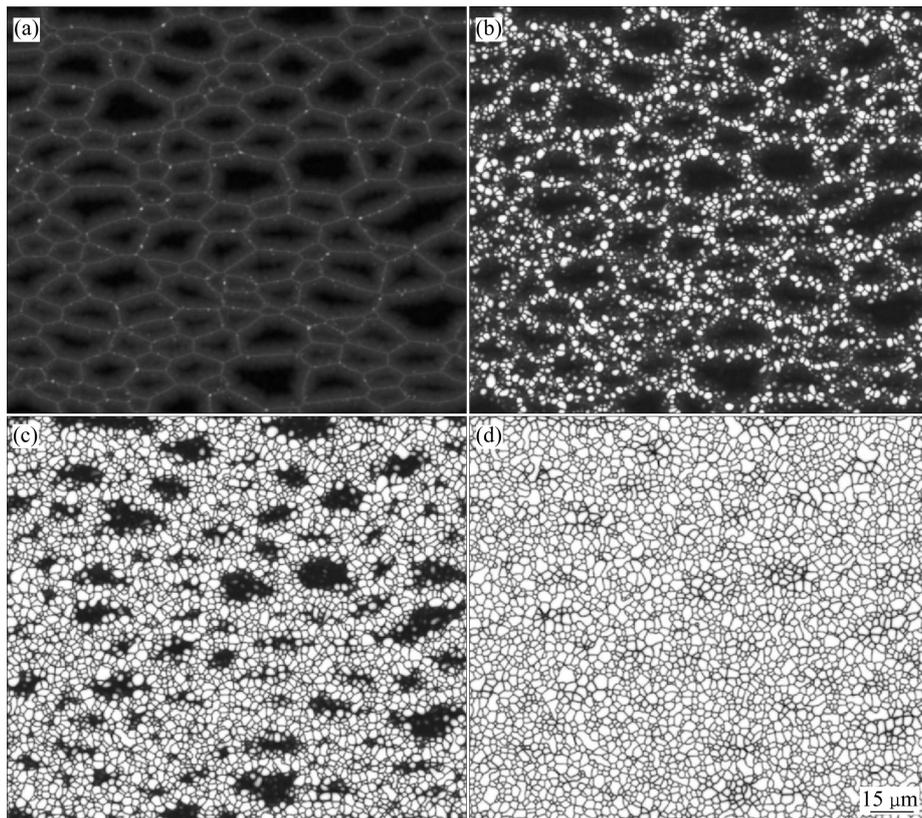


图 2 退火温度为 573 K 时的再结晶演化图

Fig. 2 Microstructures evolution during recrystallization at annealing temperature of 573 K: (a) 12 s; (b) 20 s; (c) 26 s; (d) 52 s

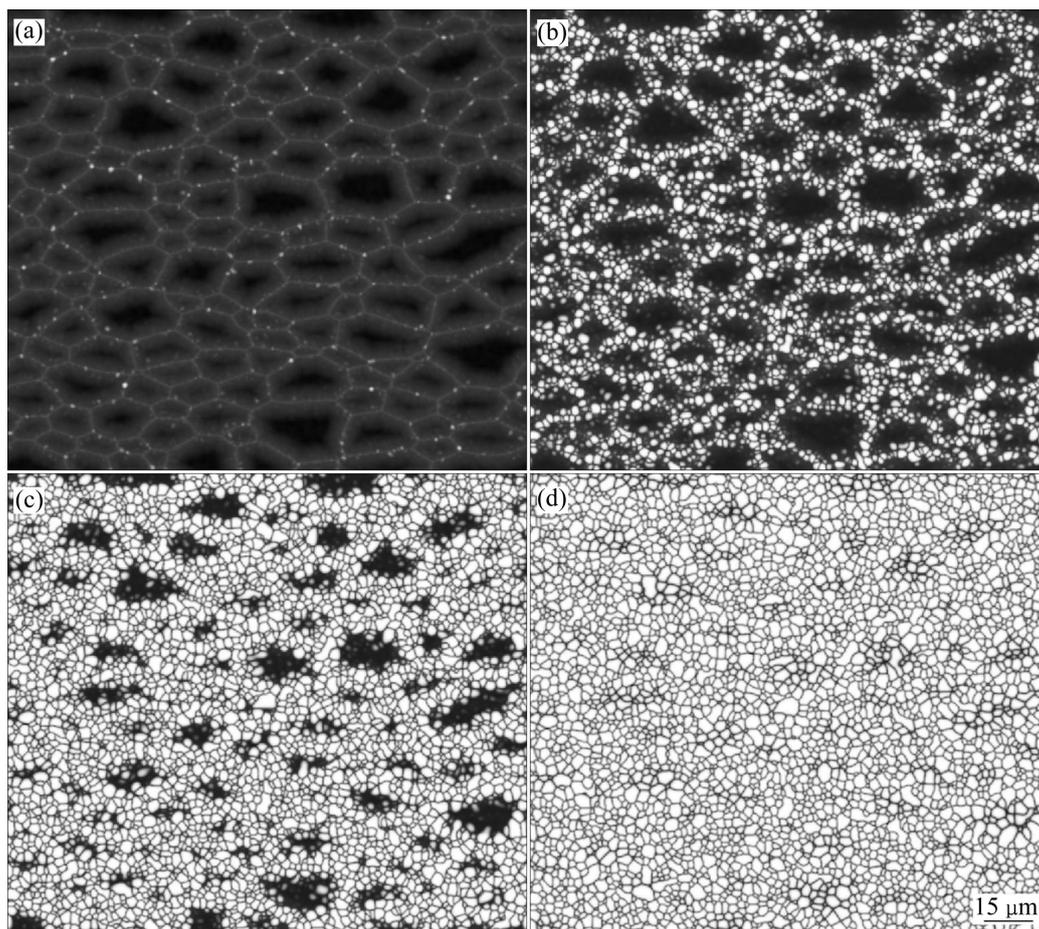


图3 退火温度为473 K时的再结晶演化图

Fig. 3 Microstructures evolution during recrystallization at annealing temperature of 473 K: (a) 28 s; (b) 46 s; (c) 64 s; (d) 106 s

变组织未再结晶区域，白色亮点为再结晶形核处，白色区域为已完成再结晶的区域。从图1~3可见，再结晶形核首先在三叉晶和晶界处出现(见图1(a)、2(a)和3(a))，其次是在小晶粒内部(见图1(b)、2(b)和3(b))，最后在初始的大晶粒内部也开始出现了少量的形核点(见图1(c)、2(c)和3(c))。再结晶过程是新生成的晶粒不断吞噬周围的形变基体而长大的过程，使得再结晶前的初始较大晶粒组织消失，得到细小的晶粒组织。从图1~3可见，再结晶形核长大过程中没有出现异常晶粒长大现象，完成再结晶后的晶粒接近等轴晶(见图1(d)、2(d)和3(d))。对比图1~3可见，温度越高，再结晶形核和长大的速度越快，完成再结晶的时间就越短。

## 2.2 晶粒长大过程及尺寸分布情况

图4~7所示分别为温度473、523、573和623 K时退火400和1000 s后的晶粒长大形貌和晶粒尺寸分

布。其中横坐标是晶粒直径 $D$ ，纵坐标是表示同一直径晶粒出现的概率。可见，在不同退火温度下，演化初期都存在较多的细晶粒组织，随着退火保温时间的增加，晶粒通过合并和吞噬机制不断长大，晶粒数量不断下降。在 $T \geq 523$  K条件下等时间退火时，晶粒生长稳定，随着温度的升高，晶粒粗化现象更明显，同时也存在一定程度的混晶结构。在473 K时，晶粒缓慢长大，同时部分晶粒出现了异常长大现象。实验研究表明，在低温(473 K)情况下，AZ31镁合金在再结晶过程完成后的晶粒长大过程中容易出现异常晶粒长大现象<sup>[4]</sup>。这是因为在温度较低时，原子不易扩散，晶界移动较难，织构引起晶界能以及迁移率的明显差异，亚晶合并长大也能引起异常晶粒长大现象<sup>[4, 20-21]</sup>。

为了定量研究不同温度下经过相同真应变加工变形后AZ31镁合金晶粒长大过程中的晶粒尺寸分布情况，需要对晶粒尺寸做定量统计。在473 K时，晶粒尺寸分布具有双峰特征，但大尺度方向的峰不明显；

而其他温度下的晶粒尺寸分布图都呈现明显的单峰特征。随着温度的升高, 晶粒尺寸逐渐粗化。

为了更好地反映大尺寸晶粒的影响, 引入晶粒尺寸的权重概率  $P_w = N_i S_i / (\sum N_i S_i)$ , 其中,  $S_i$  为直径  $D_i$  的晶粒面积, 即  $S_i = \pi(D_i/2)^2$ ,  $N_i$  为面积为  $S_i$  的晶粒个数。不同退火温度下晶粒尺寸的权重概率分

布如图 4(a3)和(b3)~图 7(a3)和(b3)所示。可见, 在 473 K 条件下退火 1 000 s, 晶粒尺寸权重概率分布具有两个明显波峰(见图 4(b3)), 峰值分别在 4 和 8  $\mu\text{m}$  处。在 523 K 时, 晶粒尺寸权重概率分布仍有两个峰值, 主峰在 5  $\mu\text{m}$  处, 次峰在 9  $\mu\text{m}$  处(见图 5(b3)), 这两个峰值高度相差很大, 双峰向单峰转变的趋势较明

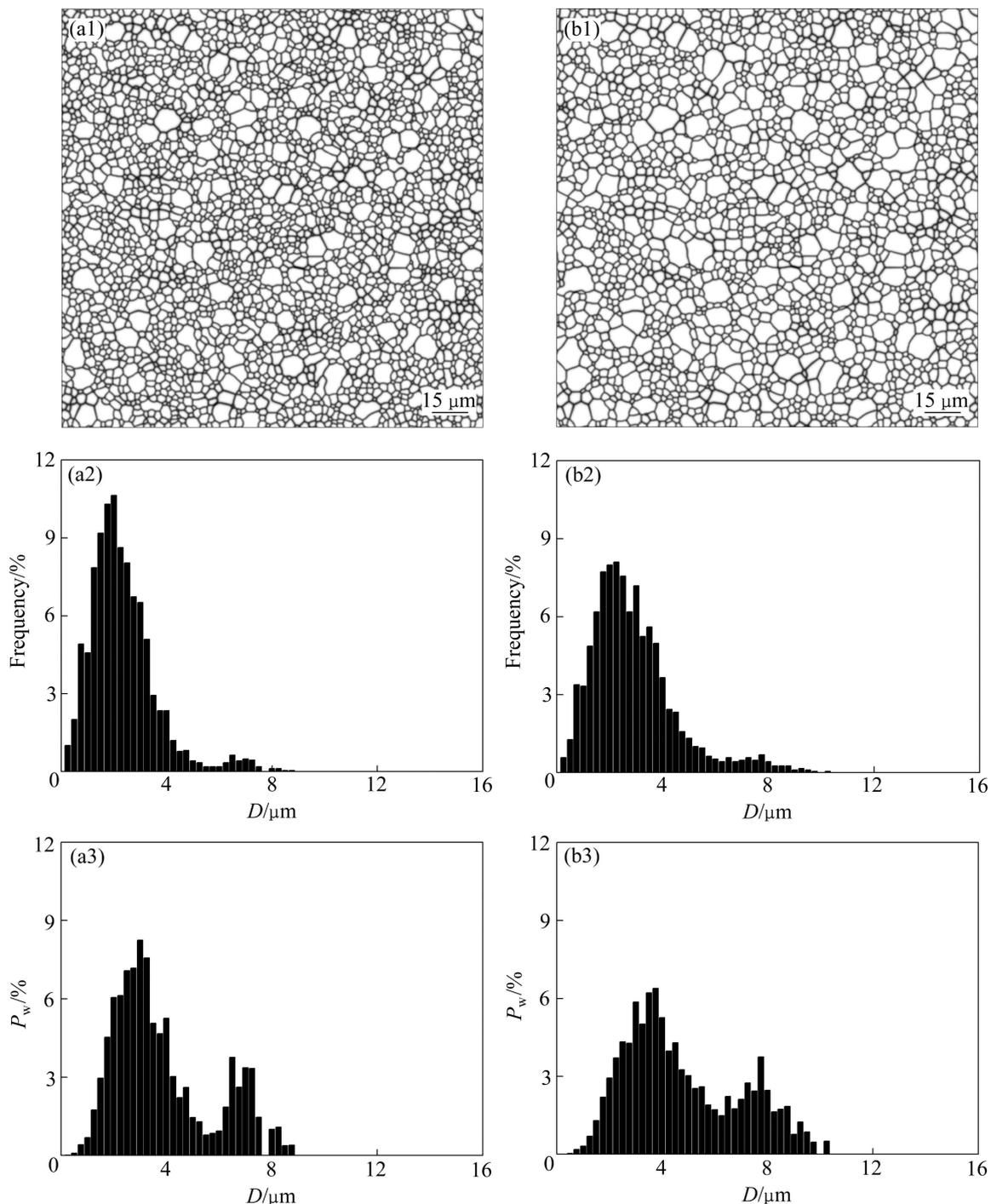


图 4 退火温度为 473 K 时晶粒形貌和晶粒尺寸分布

Fig. 4 Grain morphologies and grain size distributions at annealing temperature of 473 K ( $D$  is grain diameter,  $P_w$  is weighted frequency of grain size): (a1) Microstructure, 400 s; (a2)  $D$  vs frequency in Fig. 4(a1); (a3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 4(a1); (b1) Microstructure, 1 000 s; (b2)  $D$  vs frequency in Fig. 4(b1); (b3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 4(b1)

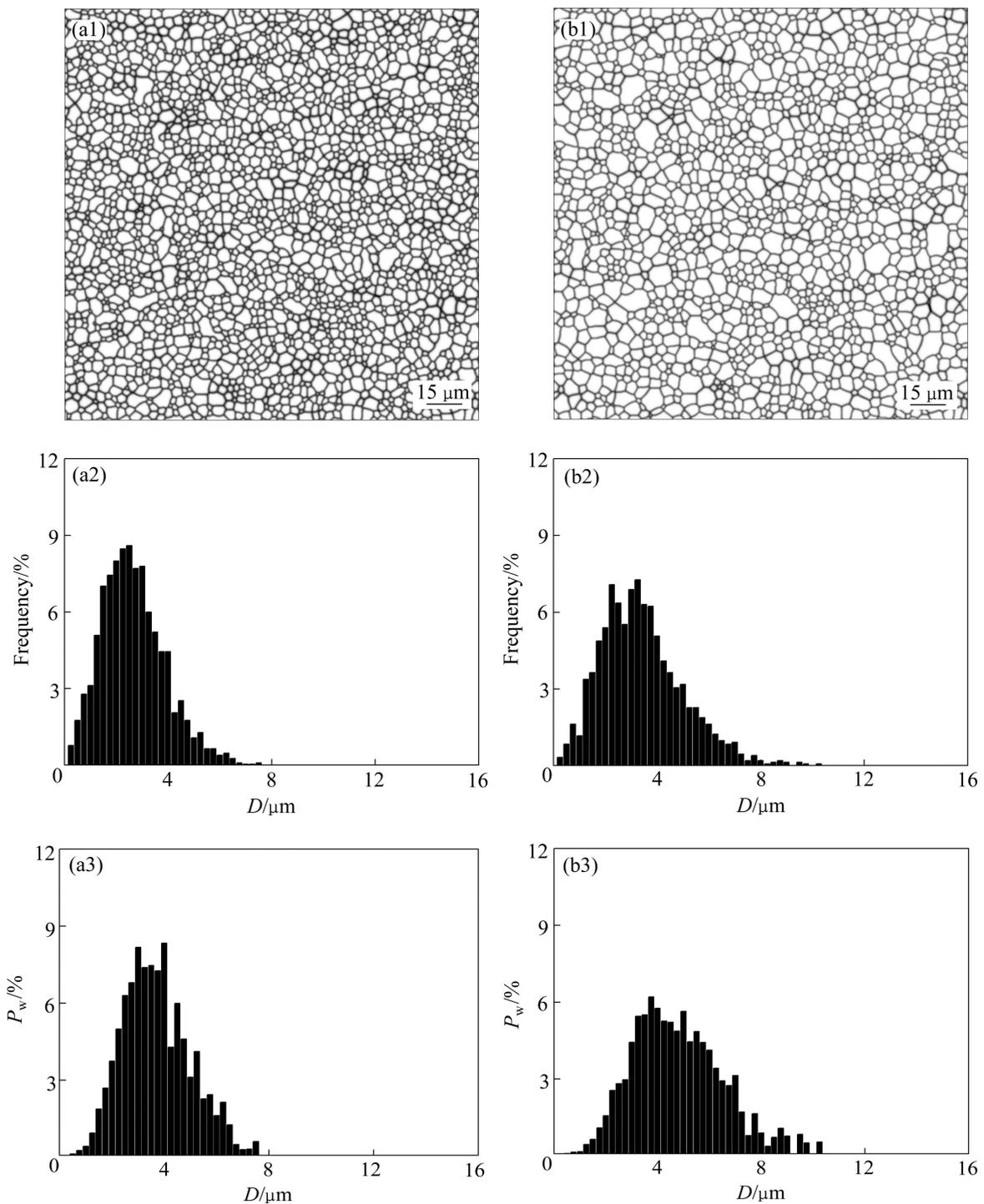


图5 退火温度为 523 K 时晶粒形貌和晶粒尺寸分布

**Fig. 5** Grain morphologies and grain size distributions at annealing temperature of 523 K: (a1) Microstructure, 400 s; (a2)  $D$  vs frequency in Fig. 5(a1); (a3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 5(a1); (b1) Microstructure, 1 000 s; (b2)  $D$  vs frequency in Fig. 5(b1); (b3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 5(b1)

显。当  $T \geq 573$  K 时, 晶粒尺寸权重概率分布明显变成单峰分布, 峰位置随着温度的升高而往大尺度方向移动。另外, 随着温度的升高, 细晶所占比例不断降低, 表明晶粒长大阶段没有出现新的形核现象, 与实验结

果<sup>[4]</sup>一致。

### 2.3 与实验结果比较

图 8(a)所示为根据镁合金在经过真应变  $\varepsilon=0.25$  变

形后的实验热力学参数计算模拟得到的再结晶晶粒形貌图, 其退火保温温度为 473 K, 保温时间为 1 000 s。图 8(b)所示为镁合金经过真应变  $\varepsilon=3.2$  变形后, 在温度  $T=473$  K 下退火 1 000 s 后的实验观测图。比较图 8(a)和(b)发现, 计算模拟结果能较好的反映实验观测的结果, 在温度较低 (473 K) 时都出现了异常晶粒长

大现象, 例如图 8(a)和(b)中椭圆和矩形标注处。但模拟结果与文献[4]中实验结果相比, 晶粒尺寸偏小, 而且在退火温度较高时, 小尺寸晶粒仍然较多。引起这些差别的主要原因是因为实验中镁合金是经过多道次挤压变形, 中间过程比本模拟实验过程要更复杂, 使得本模拟结果与文献[4]的实验结果存在一些偏差。

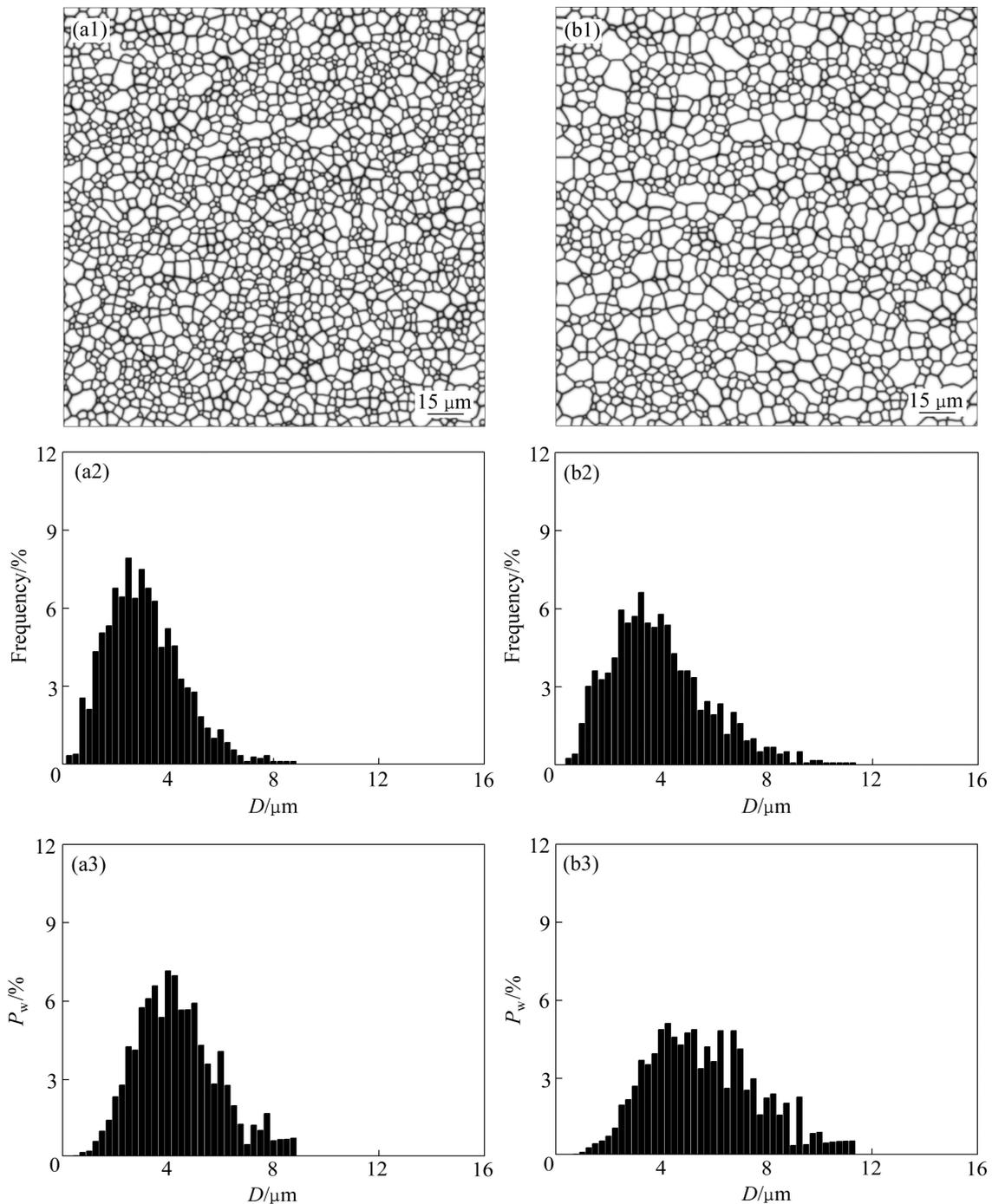


图 6 退火温度为 573 K 时晶粒形貌和晶粒尺寸分布

**Fig. 6** Grain morphologies and grain size distributions at annealing temperature of 573 K: (a1) Microstructure, 400 s; (a2)  $D$  vs frequency in Fig. 6(a1); (a3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 6(a1); (b1) Microstructure, 1 000 s; (b2)  $D$  vs frequency in Fig. 6(b1); (b3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 6(b1)

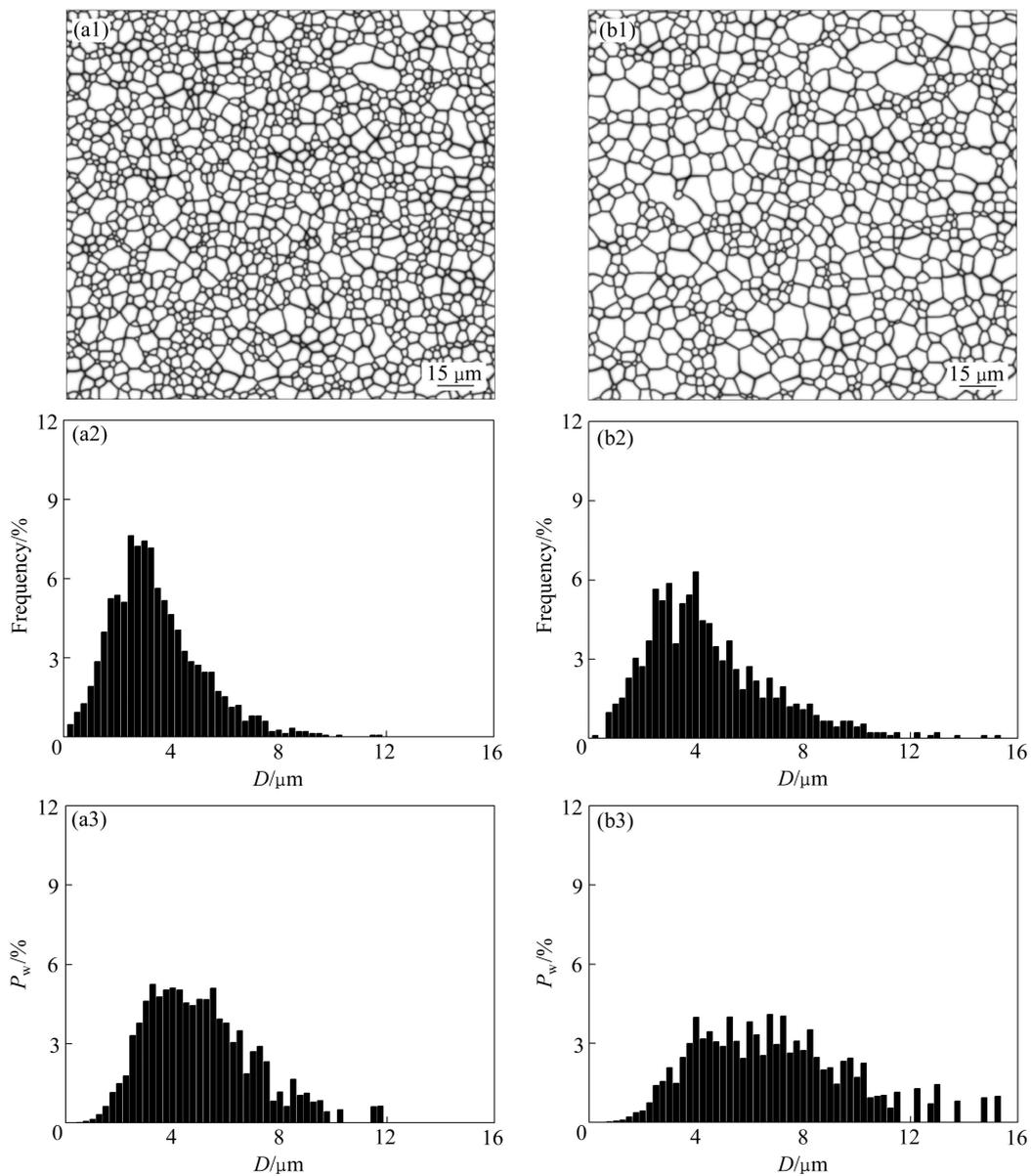


图7 退火温度为 623 K 时晶粒形貌和晶粒尺寸分布

**Fig. 7** Grain morphologies and grain size distributions at annealing temperature of 623 K: (a1) Microstructure, 400 s; (a2)  $D$  vs frequency in Fig. 7(a1); (a3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 7(a1); (b1) Microstructure, 1 000 s; (b2)  $D$  vs frequency in Fig. 7(b1); (b3)  $D$  vs  $P_w$  in Fig. 7(b1)

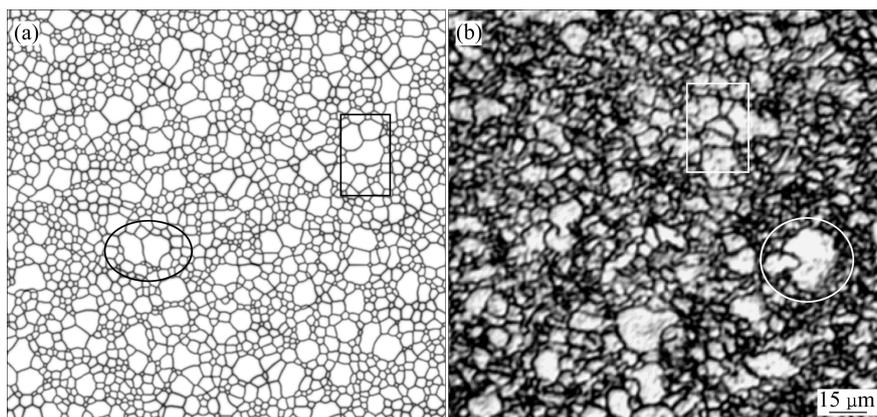


图8 在 473 K 保温 1 000 s 后再结晶异常晶粒长大模拟和实验<sup>[4]</sup>形貌

**Fig. 8** Morphologies showing abnormal grain growth of recrystallization process at 473 K for 1 000 s<sup>[4]</sup>: (a) Simulated result,  $\varepsilon=0.25$ ; (b) Experimental result,  $\varepsilon=3.2$

### 3 结论

1) 应用 MSFE 相场模型,能够根据变形合金体系储存能的高低,在退火过程中自发再结晶形核,形核按三叉晶和晶界、小晶粒内部、大晶粒的位置顺序形核。先形核的再结晶晶粒不断吞噬周围的基体而长大,使得再结晶前初始的变形晶粒组织消失,得到再结晶后细小的等轴晶粒组织,达到细化晶粒目的。

2) 变形合金在不同温度下退火,其温度越低,再结晶形核和长大的速度越慢。在温度较低(如 473 K)的情况下,会出现异常晶粒长大现象。

3) 应用晶粒尺寸的权重概率分布可以较好地描述再结晶二次晶粒长大的双峰现象。从再结晶晶粒尺寸分布图中峰值随时间的变化可见,随着退火温度的升高,变形镁合金的晶粒尺寸分布整体粗化,且细晶成分随温度升高不断降低,符合实验中连续再结晶特点。

### REFERENCES

- [1] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. Oxford: Elsevier Science, 1995: 1.
- [2] 李 萧, 杨 平, 孟 利, 崔凤娥. AZ31 镁合金中拉伸孪晶静态再结晶的分析[J]. 金属学报, 2010,46(2): 147-154.  
LI Xiao, YANG Ping, MENG Li, CUI Feng-e. Analysis of the static recrystallization at tension twins in AZ31 magnesium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(2): 147-154.
- [3] LISS K D, GARBE U, LI H, SCHAMBRON T, ALMER J D, YAN K. In situ observation of dynamic recrystallization in the bulk of Zirconium alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2009, 11(8): 637-640.
- [4] 杨续跃, 孙争艳. 强变形 AZ31 镁合金的静态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(8): 1366-1371.  
YANG Xu-yue, SUN Zheng-yan. Static recrystallization of magnesium alloy AZ31 after severe deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(8): 1366-1371.
- [5] FAN D, CHEN L Q. Computer simulation of grain growth using a continuum field model[J]. Acta Materialia, 1997, 45(2): 611-622.
- [6] FAN D, CHEN L Q. Diffusion-controlled grain growth in two-phase solids[J]. Acta Materialia, 1997, 45(8): 3297-3310.
- [7] CHEN L Q. Phase-field models for microstructure evolution[J]. Annual Review of Materials Research, 2002, 32(1): 113-140.
- [8] 郑成武, 兰勇军, 肖纳敏, 李殿中, 李依依. 热变形低碳钢中奥氏体静态再结晶介观尺度模拟[J]. 金属学报, 2006, 42(5): 474-480.  
ZHENG Cheng-wu, LAN Yong-jun, XIAO Na-min, LI Dian-zhong, LI Yi-yi. Mesoscale simulation of static recrystallization of hot deformed austenite in a low carbon steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(5): 474-480.
- [9] RAABE D, HANTCHERLI L. 2D cellular automaton simulation of the recrystallization texture of an IF sheet steel under consideration of Zener pinning[J]. Computational Materials Science, 2005, 34(4): 299-313.
- [10] RAABE D. Cellular automata in materials science with particular reference to recrystallization simulation[J]. Annual Review of Materials Research, 2002, 32(1): 53-76.
- [11] RADHAKRISHNAN B, SARMA G. The effect of coarse non-deformable particles on the deformation and static recrystallization of aluminium alloys[J]. Philosophical Magazine, 2004, 84(22): 2341-2366.
- [12] TAKAKI T, HIROUCHI T, HISAKUNI Y, YAMANAKA A, TOMITA Y. Multi-phase-field model to simulate microstructure evolutions during dynamic recrystallization[J]. Materials Transactions, 2008, 49(11): 2559-2565.
- [13] YAMASHITA A, HORITA Z, LANGDON T G. Improving the mechanical properties of magnesium and a magnesium alloy through severe plastic deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 300(1): 142-147.
- [14] YOSHIDA Y, CISAR L, KAMADO S, KOJIMA Y. Effect of microstructural factors on tensile properties of an ECAE-processed AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Transactions, 2003, 44(4): 468-475.
- [15] XING J, SODA H, YANG X Y, MIURA H, SAKAI T. Ultra-fine grain development in an AZ31 magnesium alloy during multi-directional forging under decreasing temperature conditions[J]. Materials Transactions, 2005, 46(7): 1646-1650.
- [16] YANG X Y, MIURA H, SAKAI T. Effect of initial grain size and strain path on grain refinement in magnesium alloy AZ31[J]. Materials Science Forum, 2007, 539/543: 1632-1637.
- [17] 高英俊, 罗志荣, 胡项英, 黄创高. 相场方法模拟 AZ31 镁合金的静态再结晶过程[J]. 金属学报, 2010, 46(10): 1161-1172.  
GAO Ying-jun, LUO Zhi-rong, HU Xiang-ying, HUANG Chuang-gao. Phase field simulation of static recrystallization for AZ31 Mg alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(10): 1161-1172.
- [18] 高英俊, 张海林, 金星, 黄创高, 罗志荣. 相场方法研究硬质颗粒钉扎的两相晶粒长大过程[J]. 金属学报, 2009, 45(10): 1190-1198.  
GAO Ying-jun, ZHANG Hai-lin, JIN Xing, HUANG Chuang-gao, LUO Zhi-rong. Phase-field simulation of two-phase

- grain growth with hard particles[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(10): 1190–1198.
- [19] 高英俊, 罗志荣, 张少义, 黄创高. 相场方法研究 Al-Ag 合金  $\gamma$  相周围溶质析出过程[J]. *金属学报*, 2010, 46(12): 1473–1480.  
GAO Ying-jun, LUO Zhi-rong, ZHANG Shao-yi, HUANG Chuang-gao. Phase-field simulation of solute precipitations around the  $\gamma$  phase in Al-Ag alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(12): 1473–1480.
- [20] WANG M T, ZONG B Y, WANG G. Grain growth in AZ31 Mg alloy during recrystallization at different temperatures by phase field simulation[J]. *Computational Materials Science*, 2009, 45(2): 217–222.
- [21] 陈大钦, 郑子樵, 刘祖耀, 李世晨. 扩散界面场变量模型模拟晶粒长大过程[J]. *金属学报*, 2003, 39(12): 1238–1242.  
CHEN Da-qin, ZHENG Zi-qiao, LIU Zu-yao, LI Shi-chen. Simulation of grain growth process using diffuse interface field variable model[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 39(12): 1238–1242.
- [22] 魏承炆, 高英俊, 张丽娜. 晶粒长大的 Monte Carlo 模拟方法——递归统计法测定晶粒度[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(1): 132–137.  
WEI Cheng-yang, GAO Ying-jun, ZHANG Li-na. Monte Carlo simulation of grain growth—Recursive statistics method of grain size[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(1): 132–137.

(编辑 龙怀中)