

[文章编号] 1004-0609(2000)06-0837-06

# 脉冲电流对 2091 铝锂合金再结晶动力学的影响<sup>①</sup>

刘志义<sup>1</sup>, 刘冰<sup>2</sup>, 邓小铁<sup>1</sup>, 雷毅<sup>2</sup>

(1. 中南大学材料科学与工程系, 长沙 410083; 2. 石油大学机械系, 东营 257062)

**[摘要]** 研究了脉冲电流对 2091 铝锂合金再结晶动力学的影响。金相观察结果表明, 脉冲电流加速再结晶, 并减小完全再结晶晶粒尺寸。透射电镜观察表明, 通电试样在保温 15 min 的组织为几乎无晶内位错的再结晶组织, 而未通电试样却是混乱位错的亚结构。研究表明, 脉冲电流提高再结晶形核率和降低再结晶长大速率而减小完全再结晶晶粒尺寸。

**[关键词]** 脉冲电流; 位错结构; 再结晶; 铝锂合金

**[中图分类号]** TG 111.7

**[文献标识码]** A

众所周知<sup>[1~5]</sup>, 脉冲电流能促进原子扩散, 并且大量的研究正利用这一特性来促进再结晶细化晶粒和提高塑性及超塑性能<sup>[6~12]</sup>。但为了提高试样单位面积的电流强度, 这些研究普遍采用细小的丝状试样, 因而无法在透射电镜下进行位错组态的观察; 而且到目前为止, 也无人对施加脉冲电流条件下的再结晶动力学进行分析。因此, 本文作者以 2091 铝锂合金为实验材料尝试分析和讨论脉冲电流对位错组态和再结晶动力学的影响。

## 1 实验材料及方法

实验用 2091 铝锂合金的化学成分(%)为: Li 2.2, Cu 2.6, Mg 1.2, Zr 0.15, Fe  $\leq 0.1$ , Si  $\leq 0.1$ , Na  $\leq 10^{-5}$ , Al 余量。为研究再结晶和提高试样单位截面积的电流强度的需要, 合金经 530 °C, 24 h 均质处理  $\rightarrow$  500 °C 热轧(35 mm  $\rightarrow$  10 mm)  $\rightarrow$  530 °C, 2 h 固溶  $\rightarrow$  400 °C, 32 h 过时效后, 冷轧成 0.7 mm 厚的板材, 总变形量达 98%。然后将板材加工成标距尺寸为 10 mm  $\times$  6 mm  $\times$  0.7 mm 的试样, 在 500 °C 的炉内保温 5, 10, 15 和 20 min, 其中一组试样不通电流, 一组试样在保温的同时通以密度为  $J = 2.0 \times 10^2$  A/mm<sup>2</sup>、频率为  $f = 11$  Hz 的脉冲电流, 其波形为三角波状, 导通时间为 50  $\mu$ s。用光学金相显微镜观察试样的再结晶组织, 用高精度电桥( $10^{-3}$   $\Omega$ ) 测量试样再结晶时的电阻变化, 用透射电镜观察试样在不同保温状态下的位错结构。

## 2 实验结果

金相组织观察表明, 通脉冲电流( $J = 2.0 \times 10^2$  A/mm<sup>2</sup>,  $f = 11$  Hz) 的试样在保温 10 min 时, 已形成了较多的再结晶晶粒, 至保温 20 min 时, 再结晶已全部完成, 如图 1 所示。而通电流的常规再结晶在保温相同的时间里没有明显的再结晶迹象, 直至保温 20 min 才出现一些再结晶晶粒, 如图 2 所示。比较图 1(b) 和图 2(b) 可以看出, 常规再结晶在保温 20 min 后形成的再结晶晶粒比通电试样保温相同时间后长大的再结晶晶粒还要大。高精度电桥测试结果表明, 通电试样保温后, 其电阻值下降较快, 如图 3 所示。透射电镜观察表明, 试样的原始位错结构为高密度的位错胞结构, 如图 4 所示。通脉冲电流保温 5 min 已形成了完整的亚晶粒, 晶内只存在少量位错, 保温至 15 min 时, 晶内几乎没有位错存在了, 如图 5 所示。而常规再结晶试样在保温 5 min 时未发现再结晶晶粒, 组织为混乱的位错缠结, 保温至 15 min 后组织仍为位错墙的亚结构, 且晶内存在大量的混乱位错, 如图 6 所示。

## 3 分析与讨论

### 3.1 组织结构分析

比较图 1 和图 2 可知, 脉冲电流不仅加速再结晶, 而且减小完全再结晶晶粒尺寸。电阻测试结果表明, 通电试样在保温时电阻下降较快, 而电阻能

① [基金项目] 山东省自然科学基金资助项目(097F01147)

[收稿日期] 1999-12-30; [修订日期] 2000-03-17

[作者简介] 刘志义(1964-), 男, 教授, 博士。

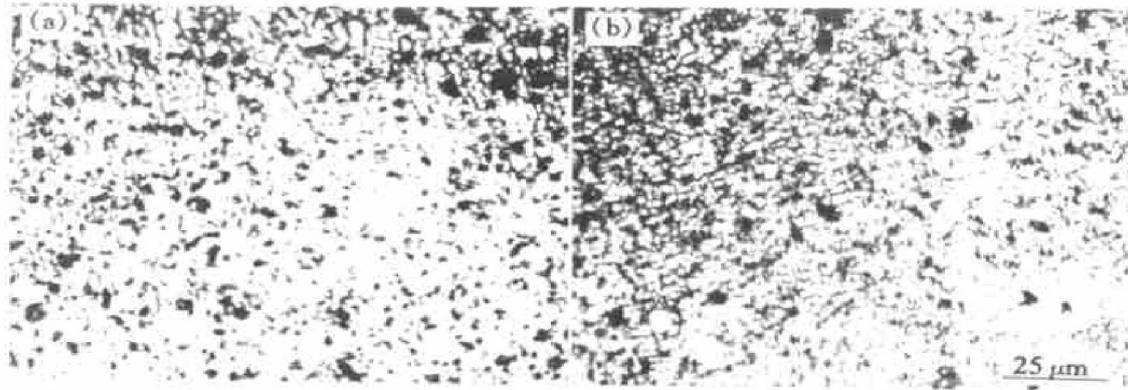


图1 通电的再结晶组织(500 °C,  $J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$ )

Fig. 1 Recrystallized microstructure with concurrent pulses (500 °C,  $J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$ )  
(a) -10 min; (b) -20 min

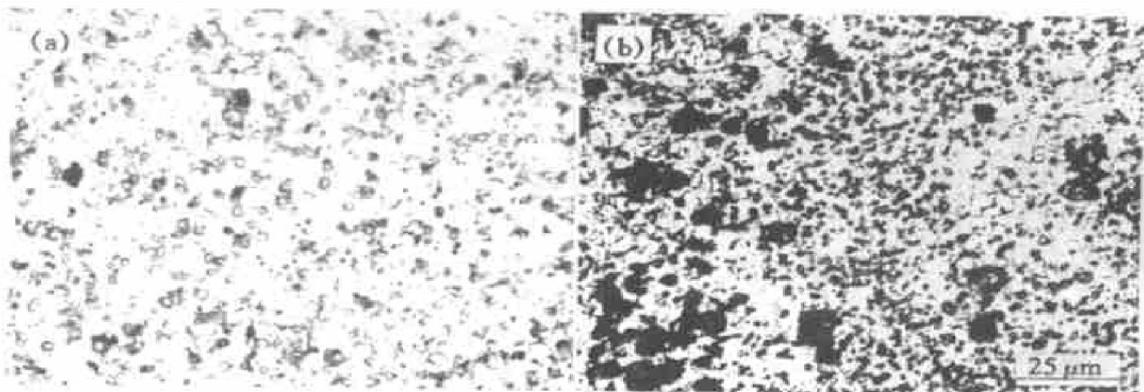


图2 常规再结晶组织(500 °C,  $J = 0$ )

Fig. 2 Recrystallized microstructure without current pulses (500 °C,  $J = 0$ )  
(a) -10 min; (b) -20 min

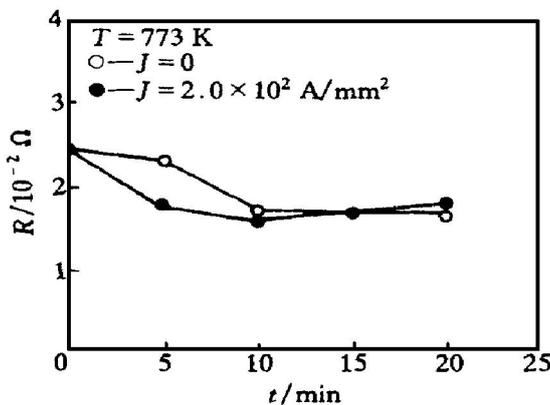


图3 电阻随时间的变化

Fig. 3 Changes of electric resistance with hold time

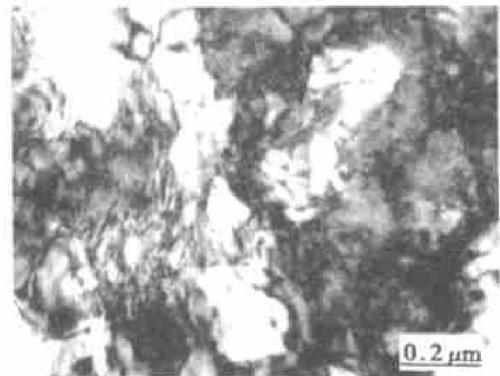
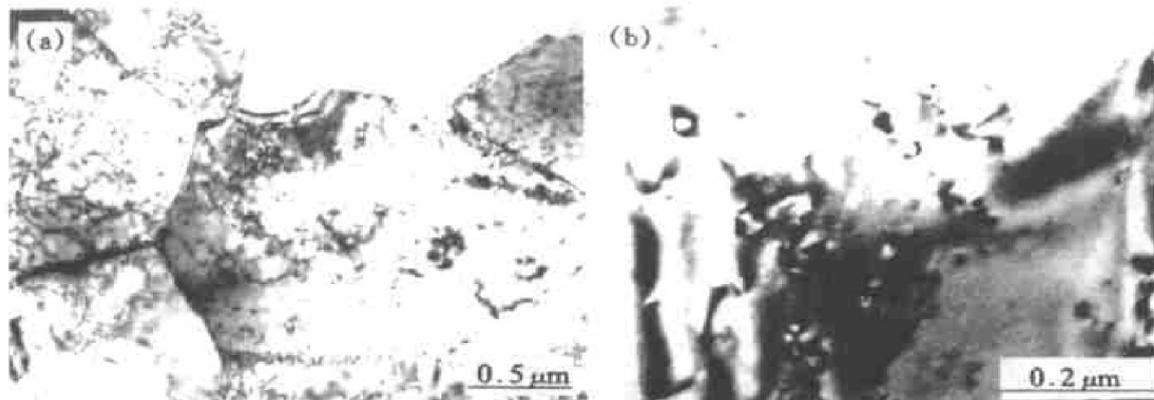


图4 原始位错结构

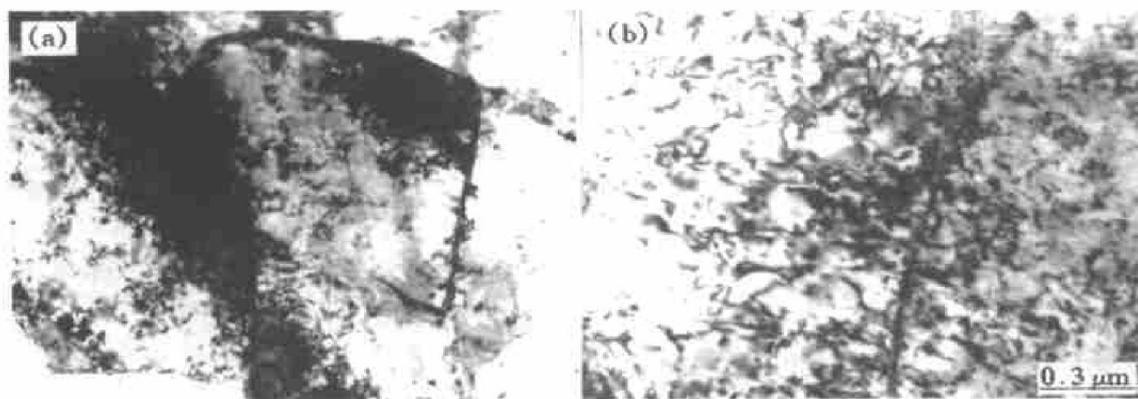
Fig. 4 Original dislocation structure

够反映合金内部组织缺陷的多少, 如空位、位错和晶界, 在温度一定情况下, 它主要反映位错和晶界数量的变化。图3中通电试样在保温5~ 10 min的

阶段电阻值下降比常规再结晶要快的现象是其内部位错消失快的反映, 而在保温10~ 20 min阶段, 电阻值稍有上升则是其晶粒细化导致晶界数量增多的缘故。而未通电流的试样没有电阻上升的现象则

图5 位错结构(500 °C,  $J= 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$ )Fig. 5 Dislocation structure(500 °C,  $J= 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$ )

(a) -5 min; (b) -15 min

图6 位错结构(500 °C,  $J= 0 \text{ A/mm}^2$ )Fig. 6 Dislocation structure(500 °C,  $J= 0 \text{ A/mm}^2$ )

(a) -5 min; (b) -15 min

表明晶粒细化不明显, 再结晶形核率较低。透射电镜观察结果也表明, 通电试样保温时亚晶形成较快、晶内位错消失较快, 如图5和6所示。再结晶理论表明, 合金的再结晶必须首先经历位错回复过程<sup>[13]</sup>, 而位错的回复是通过位错的滑移和攀移过程进入亚晶界的, 位错的攀移比滑移过程慢得多, 该过程是由原子扩散过程控制的。在常规再结晶中引起位错攀移进入亚晶界的原子扩散取决于该原子的热激活状态, 而施加脉冲电流后, 一方面电子风对位错有推动力( $K_{cw}J$ ), 当位错被推至亚晶界时, 该推力就变成了位错与亚晶界的相互作用力, 该作用力会引起原子扩散导致位错攀移; 另一方面电子风直接加速原子扩散而加快位错攀移进入亚晶界的过程。因此, 施加脉冲电流促进了原子扩散, 使位错更快地进入亚晶界并加快晶界角度长大速度, 从而导致位错回复及再结晶过程加速。

文献[14]表明, 只有当晶界角度大于某一临界

值时, 该晶界才具有可动性, 这也同时说明只有当所形成的再结晶形核与周围基体的界面取向差大于一临界值时, 该再结晶核心才是稳定的, 至此, 再结晶形核才算结束。在再结晶形核完成后, 便是再结晶晶粒的长大, 而长大过程取决于晶粒界面的角度和界面两边的能量差, 即  $E_s \geq 2\gamma/r_a$  ( $E_s$ —界面两边的能量差;  $\gamma$ —界面的表面能;  $r_a$ —凸出界面的半径)。文献[9]表明, 脉冲电流降低再结晶形核界面两边的能量差而降低再结晶晶粒长大速度, 我们的实验观察也表明, 脉冲电流加快晶内位错的消失, 降低再结晶晶粒长大速度。

因此, 脉冲电流对再结晶的影响可概括为两个方面: 1) 加速位错进入亚晶界的攀移过程使晶界角度长大速度加快而缩短再结晶形核所需要的时间, 即提高再结晶形核率; 2) 加速晶内位错消失, 降低晶粒界面两边的能量差而降低再结晶晶粒的长大速度。

### 3.2 再结晶动力学分析

基于以上观点,对施加脉冲电流作用的再结晶动力学进行分析。在分析之前,作如下基本假定:

- 1) 位错攀移速率远远小于位错滑移速度,而只考虑位错攀移过程对回复及再结晶形核的影响;
- 2) 再结晶形核时,亚晶界处的位错不致发生塞积;
- 3) 再结晶形核为晶界形核;
- 4) 位错墙的短程作用力对位错的作用力小得可以忽略。

#### 3.2.1 再结晶形核率

位错理论表明<sup>[15]</sup>,位错进入亚晶界依赖于原子扩散,施加脉冲电流时,原子扩散受三个因素影响:1)热起伏造成的空位浓度梯度;2)脉冲电流作用在位错上的推力造成的空位流;3)脉冲电流的“电子风”直接引起的空位流。

第一项因素产生的原子扩散通量为<sup>[15]</sup>:

$$j_1 = \frac{4\pi D_1 Z [C(R) - C_0] l}{\ln(2Z/b)} \quad (1)$$

式中  $D_1$ —晶内扩散系数;  $Z$ —空位沿位错芯扩散的距离;  $C(R)$ ,  $C_0$ —位错芯至  $R$  距离处的空位浓度及平均空位浓度;  $b$ —柏氏矢量的大小。

第二项因素产生的原子扩散通量为

$$j_2 = \frac{D_c}{kT} K_{ew} J \Omega \quad (2)$$

式中  $k$ —玻尔兹曼常数;  $T$ —绝对温度;  $K_{ew}$ —系数;  $J$ —电流密度;  $\Omega$ —原子体积)。

当亚晶界角度很小时,  $D_c = D_1$  (晶内扩散系数),当亚晶界角度较大时,  $D_c = D_b$  (晶界扩散系数)。

对于第三项因素产生的原子扩散通量表达式有两种情况:

1) 亚晶角度小时,表达式遵守晶内扩散规律<sup>[5,6]</sup>,

$$j_3 = \frac{D_1}{kT} N_1 \rho e Z_1^* J \quad (3)$$

2) 当亚晶角度较大时,原子扩散遵循晶界扩散规律<sup>[5]</sup>,即

$$j_3 = \frac{w D_b}{kT} \cdot \frac{N_b}{D} \rho e Z_b^* J \quad (4)$$

式中  $N_b$ ,  $N_1$ —晶界和晶内的原子密度;  $\rho$ —电阻率;  $e Z_b^*$ ,  $e Z_1^*$ —金属离子(晶界、晶内)的有效电荷;  $w$ —晶界宽度;  $D$ —晶粒直径。

对于再结晶形核,亚晶角度很小时,物质扩散均按照晶内扩散规律进行,因此,由式(1), (2), (3)之和可得总的原子扩散通量为

$$j = \frac{4\pi D_1 Z [C(R) - C_0] l}{\ln(2Z/b)} +$$

$$\frac{J D_1}{kT} (K_{ew} \Omega + N_1 \rho e Z_1^*) \quad (5)$$

亚晶角度由晶界内的平均位错间距决定,当晶界角度较小时有

$$\theta = \frac{b}{D_0} \cdot n_p \quad (6)$$

式中  $\theta$ —亚晶角度;  $D_0$ —再结晶核心直径;  $n_p$ —晶界内位错数量。

将  $\frac{dn_p}{dt} = j \frac{\Omega}{b}$  及式(5)代入式(6)的时间导数方程可得晶界角度长大速率

$$\frac{d\theta}{dt} = \frac{\Omega D_1}{D_0} \left\{ \frac{4\pi Z [C(R) - C_0] l}{\ln(2Z/b)} + \frac{J}{kT (K_{ew} \Omega + N_1 \rho e Z_1^*)} \right\} \quad (7)$$

由式(7)积分并作变换可得出晶界角度由初始值  $\theta_0$  长大至可迁移的临界角度  $\theta_c$  所需的时间:

$$t_c = \frac{\Omega D_1 D_0 (\theta_c - \theta_0)}{\frac{4\pi Z [C(R) - C_0] l}{\ln(2Z/b)} + \frac{J}{kT (K_{ew} \Omega + N_1 \rho e Z_1^*)}} \quad (8)$$

设再结晶形核率为  $N$ ,则每个晶粒内每次形核的时间间隔为

$$\Delta t = 1 / \frac{\pi}{6} (d_0^3 - \frac{L}{t_c} D_0^3) N \quad (9)$$

式中  $d_0$ —原始晶粒初始直径;

$$t = n t_c, n = 0 \sim \left(\frac{d_0}{D_0}\right)^3.$$

设形核过程是连续的,即一个晶粒形成后接着另一个晶核开始形成,则  $\Delta t = t_c$ ,由式(8)和(9)得出:

$$N = \frac{6 \Omega D_1}{\pi (d_0^3 - n D_0^3) D_0 (\theta_c - \theta_0)} \cdot \left\{ \frac{4\pi Z [C(R) - C_0] l}{\ln(2Z/b)} + \frac{J}{kT (K_{ew} \Omega + N_1 \rho e Z_1^*)} \right\} \quad (10)$$

式(10)表明电流密度( $J$ )越大,  $N$  越高,同时还表明,原始晶粒( $d_0$ )越小,  $N$  越大。由于  $D_0$ ,  $\theta_0$  与形变贮存能有关,贮存能越大,  $D_0$  就越小,而  $\theta_0$  就越大,使  $N$  增大。这表明,式(10)与再结晶理论是一致的。

#### 3.2.2 再结晶长大速率

稳定的再结晶核心会发生长大,其长大的速率与形变贮存能有下列关系:

$$G = \frac{D_b}{kT} \cdot \frac{E_L}{\lambda} \quad (11)$$

式中  $G$ —再结晶长大速度;  $E_t$ —任意时刻的形变贮存能;  $\lambda$ —比例常数。

由于脉冲电流促进一部分晶内位错消失, 减小了形变贮存能而降低再结晶长大速率<sup>[9]</sup>。根据前面的假设可知, 由脉冲电流对位错作用力造成的扩散可由式(2)确定, 只是  $D_c = D_b$ , 而脉冲电流直接引起的晶界扩散可表示成与式(4)相同的形式, 只是式中的晶粒尺寸不表示晶核的尺寸, 而是表示原始晶粒大小。由于形核长大, 原始晶粒变小, 在把晶粒处理成球状以及原始晶界的再结晶晶核同时向晶内长大的情况下, 任意时刻的原始晶粒直径可表示为

$$D = d_0 + D_0 - D_t$$

式中  $D_t$ —长大后的晶核直径。将其代入式(4)即可确定脉冲电流直接引起的晶界扩散。

同时由于常规再结晶的晶核长大速率接近常数, 长大速率只与贮存能  $E_0$  有关。由此可知, 形核长大期间, 热激活形成的空位流造成的位错消失, 而降低贮存能  $E_0$  的作用可以忽略。因此, 由以上分析即可得出晶界总的原子扩散通量为

$$j_g = \frac{D_b J}{kT} (k_{ew} \Omega + \frac{w N_b}{d_0 + D_0 - D} \rho Z_b^*) \quad (12)$$

由上式可推得单位时间造成位错攀移进入晶界而消失的数量为

$$\frac{dN_c}{dt} = \frac{D_b \Omega}{kT b} (k_{ew} \Omega + \frac{w N_b}{d_0 + D_0 - D} \rho Z_b^*) \quad (13)$$

由于脉冲电流的作用, 造成形变产生的位错随时间增加而减少, 合金的形变贮存能也随时间增加而降低。假设在高温下, 形变贮存能与位错数量成正比,  $E_t = CN_c$  ( $C$  为常数), 则贮存能的变化可表示为

$$\frac{dE_t}{dt} = C \frac{dN_c}{dt} \quad (14)$$

对式(11)求时间的导数, 并将式(13)和式(14)代入其中可得微分方程, 解方程并由形核的初始长大速率

$$G_0 = \frac{D_b}{kT} \cdot \frac{E_0}{\lambda}$$

可得出再结晶核心的长大速率表达式:

$$G = \frac{G_0}{E_0} \{ E_0^2 - CN_b^2 J [k_{ew} \Omega (D - D_0) + N_b w \rho Z_b^* \ln \frac{d_0}{d_0 + D_0 - D}] \}^{1/2} \quad (15)$$

从式(15)可看出, 再结晶长大速率将随脉冲电流密度增大而降低。而不像常规再结晶那样只与

$E_0$  有关。

综合式(10)和式(15)可知, 脉冲电流提高再结晶形核率, 降低再结晶长大速度, 细化完全再结晶晶粒尺寸。这些都与本文的实验结果一致。

## 4 结论

1) 脉冲电流通过加速位错进入亚晶界的攀移使晶界角度长大速度加快而提高再结晶形核率。

2) 脉冲电流加速晶内位错消失, 降低晶内贮存能和再结晶晶粒长大速度。

3) 脉冲电流在以上两方面的作用使完全再结晶晶粒尺寸减小。

## [ REFERENCES ]

- [ 1 ] Laudauer R and Woo J W F. Driving force in electromigration [ J ]. Phys Rev B, 1974, 10(4): 1266.
- [ 2 ] Das A K and Peierls S R. The force in electromigration [ J ]. J Phys C: Solid Sta Phys, 1975, 8(11): 3348.
- [ 3 ] Genoni T C and Huntington H B. Transport in nearly-free electron metals ( IV )—Electromigration in zinc [ J ]. Phys Rev, B1977, 16(4): 1344.
- [ 4 ] Gupta R P, Serruys Y, Brebec G, et al. Calculation of the effective valence for electromigration in niobium [ J ]. Phys Rev B, 1983, 27(2): 672.
- [ 5 ] Paul S H and Thomas K. Electromigration in metals [ J ]. Rep Prog Phys, 1989, 52(1): 301.
- [ 6 ] Sprecher A F, Mannan S L and Conrad H. On the mechanisms for the electroplastic effect in metals [ J ]. Acta Metall, 1986, 34(7): 1145.
- [ 7 ] XU Zhen-sheng, LAI Zhi-han and CHEN Yong-xian. Effect of electric current on the recrystallization behavior of cold worked  $\alpha$ -Ti [ J ]. Scr Metall, 1988, 22(2): 187.
- [ 8 ] Conrad H, Guo Z and Sprecher A F. Effect of an electric field on the recovery and recrystallization of Al and Cu [ J ]. Scr Metall, 1989, 23(6): 821.
- [ 9 ] Conrad H, Guo Z and Sprecher A F. Effects of electropulse duration and frequency on grain growth in Cu [ J ]. Scr Metall, 1990, 24(2): 359.
- [ 10 ] Conrad H, Karam N, Mannan S, et al. Effect of electric current pulses on the recrystallization kinetics of copper [ J ]. Scr Metall, 1988, 22(2): 235.
- [ 11 ] LIU Zhi-yi, CUI Jian-zhong and BAI Guang-run. Effect of current pulse on superplasticity and fracture behavior of 2091 Al-Li alloy [ J ]. Acta Metall ( Sinica ), 1993, 6A(4): 264.
- [ 12 ] LIU Zhi-yi, CUI Jian-zhong and BAI Guang-run. Elec-

- tro-superplasticity in 2091 Al-Li alloy [J]. Trans Non-ferrous Met Soc China, 1994, 4(1): 85.
- [13] Gudmuddsson H, Brooks D and Wert J A. Mechanisms of continuous recrystallization in an Al-Zr-Si alloy [J]. Acta Metall, 1991, 39(1): 19.
- [14] Sakai T and Ohashi M. Dislocation substructures developed during dynamic recrystallization in polycrystalline nickel [J]. Mater Sci Tech, 1990, 6(10): 1251.
- [15] Hirth J P and Lothe J. Theory of Dislocation [M]. New York: McGraw-Hill, 1968.

## Effect of current pulse on dynamics of recrystallization in 2091 Al-Li alloy

LIU Zhi-yi<sup>1</sup>, LIU Bing<sup>2</sup>, DENG Xiao-tie<sup>1</sup>, LEI Yi<sup>2</sup>

- (1. Department of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China;  
2. Department of Mechanical Engineering, Petroleum University of China, Dongying 257062, P. R. China)

**[ Abstract ]** The effect of current pulse on the dynamics of recrystallization in 2091 Al-Li alloy has been investigated. Metallographic observation results showed that current pulse accelerates recrystallization, and decreases the size in diameter of grains fully recrystallized. TEM results showed that the microstructure in the specimen held for 15 min with concurrent pulse is recrystallized grains without interior dislocations, but that without current pulse is substructure with chaotic dislocations. It was indicated that current pulse decreases the size of grains fully recrystallized because of increasing the nucleation rate of recrystallization and decreasing the growth rate of recrystallized grains.

**[ Key words ]** current pulse; dislocation structure; recrystallization; Al-Li alloy

(编辑 何学锋)