

2091 铝锂合金的电致超塑性^①

刘志义 崔建忠 尹立新 白光润^②

(东北大学金属压力加工系, 沈阳 110006)

摘 要

研究了脉冲电流对冷轧态及再结晶态 2091 铝锂合金超塑性的影响。拉伸试验表明, 脉冲电流使再结晶试样延伸率由 $\delta_{\max} = 290\%$ 提高至 $\delta_{\max} = 390\%$, 使冷轧态试样超塑变形最佳应变速度由 $\dot{\epsilon}_{\text{opt}} = 5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 提高至 $\dot{\epsilon}_{\text{opt}} = 8.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ($\delta_{\max}$ 值不变)。力学行为研究表明脉冲电流提高超塑变形的应力应变速度敏感指数(再结晶态), 并把 $m_{\max}$ 值移至高速区(冷轧态)。脉冲电流提高高应变速度下的 m 值是由于均匀分布的溶质原子增大了应力对应变速度的敏感性。

关键词: 铝锂合金 脉冲电流 超塑性

由于超塑变形预处理工艺繁杂, 人们一直努力简化预处理工艺。本世纪 50 年代发展起来的电致迁移理论和电致塑性理论在这方面给人以启发。电致迁移理论本是研究集成电路中因高密度脉冲电流造成的失效而发展起来的。该理论认为脉冲电流能促进金属原子的扩散, 尤其是晶界扩散。其定量关系式如下^[1, 2]:

$$j_i = N_i D_i \rho e Z_i^* J / (KT) \quad (1)$$

$$j_b = N_b \delta D_b \rho e Z_b^* J / (KTd) \quad (2)$$

式中 $j_i(j_b)$ — 晶内(晶界)物质扩散通量; $N_i(N_b)$ — 晶内(晶界)原子密度; $D_i(D_b)$ — 晶内(晶界)扩散系数; ρ — 电阻; $eZ_i^*(eZ_b^*)$ — 晶内(晶界)有效电荷; K — 玻尔兹曼常数; T — 绝对温度; J — 电流密度; δ — 有效晶界宽度; d — 晶粒直径。电致塑性理论是为了解决难加工金属的技术问题而发展起来的。该理论认为高密度脉冲电流促进位错运动, 增大金属或合金的塑性。由此研究得出的脉冲电流对位错驱动力的关系如下:

$$F/l = K_{\text{tw}} J \quad (3)$$

其中 F/l — 单位长度位错所受的力; J — 电

流密度; K_{tw} — 系数

超塑性变形的基本机制是位错运动(包括晶界位错)和原子扩散, 其中原子扩散是超塑变形微观机制中的控制过程^[3, 4]。如果在合金的超塑变形中施加脉冲电流就会加速微观机制的运动, 这有利于提高合金的超塑性性能。鉴于工业用合金通常在再结晶或轧制态下使用, 本文研究了脉冲电流对 2091 铝锂合金再结晶态(在 500 °C, 30 min)及轧制态超塑变形的影响, 结果表明脉冲电流使再结晶态试样在 $8.33 \times 10^{-3} \sim 8.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速度范围内的延伸率提高近 100%, 使冷轧态试样的最佳应变速度由 $5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 提高至 $8.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 而又同时保持最大延伸率不降低。

1 实验材料及步骤

实验用 2091 铝锂合金化学成分如表 1 所示。合金经过 530 °C, 24 h 均质处理, 并在 500 °C 热轧(从 35 mm 轧至 10 mm)后, 再冷轧到 0.7 mm, 总形变量达 93%。再结晶试样是将

① 国家博士点基金资助项目, 1992 年 11 月 26 日收到初稿

② 在机电部沈阳铸造研究所工作

冷轧态试样于盐浴炉中在 500 °C, 30 min 再结晶后获得的。试样在 AG-10TA 型三段控温电子拉伸机上进行超塑变形。考虑到低频率脉冲电流的轻微加热作用, 将热电偶与试样两端点接触, 以测量、控制试样本身的实验温度。取一定应变速度下跃过应力峰进入稳定流变阶段 ($\varepsilon = 0.6$) 的应力值绘制 $\lg \sigma - \lg \dot{\varepsilon}$ 曲线。用光学显微镜观察试样的原始组织, 用电子探针分析脉冲电流对铜原子面分布的影响。

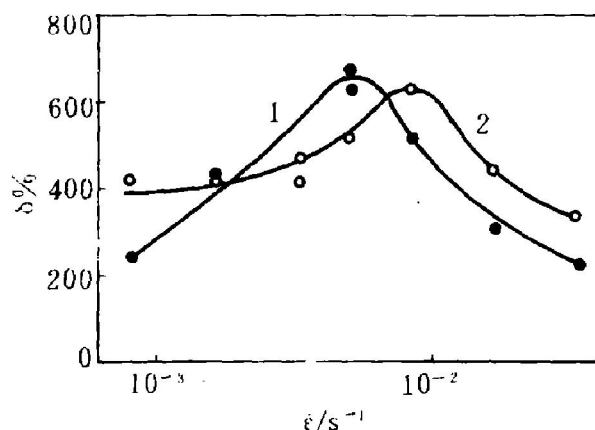
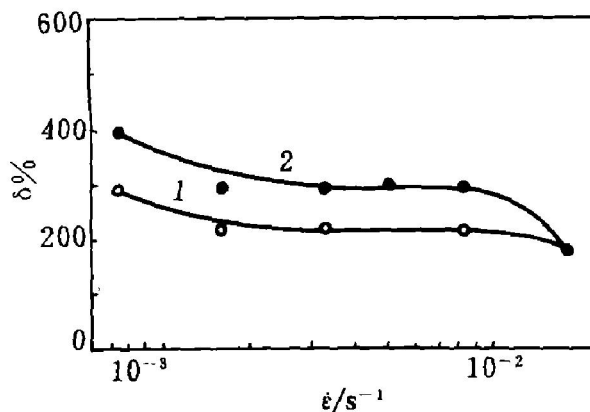
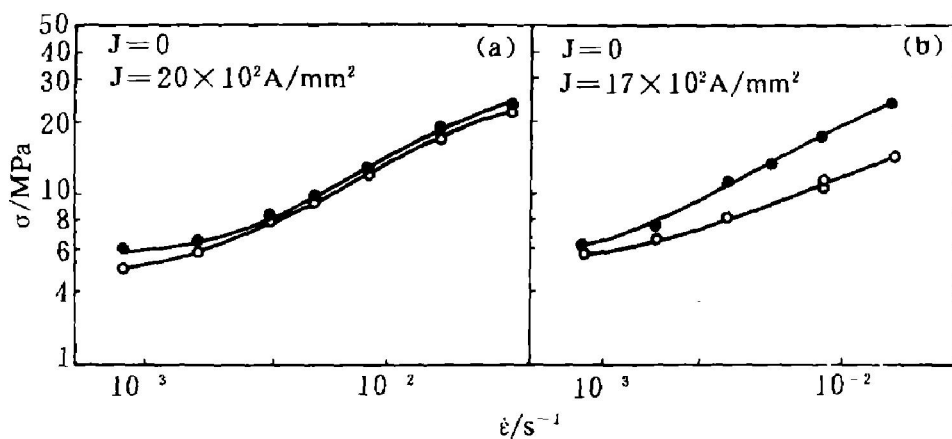
表1 合金的化学成分

元素	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Al
含量(wt.-%)	2.2	2.6	1.2	0.15	0.1	0.1	余量

2 实验结果

两种原始态试样的超塑变形结果如图1, 2所示。从图1可见脉冲电流使轧制态试样超塑变形最佳速度从 $\dot{\varepsilon}_{opt} = 5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 提高至 $\dot{\varepsilon}_{opt} = 8.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 并保持最大延伸率(δ_{max})不降低。从图2可见脉冲电流能使500 °C, 30 min 再结晶态试样在 $8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的应变速度区间的延伸率提高约100%。力学行为分析表明脉冲电流使轧制态试样的最大 m 值移向高速区, 使再结晶态试样的 m 值提高, 如图3(a)、(b)所示。再结晶试样超塑变形应力应变曲线表明在 $\dot{\varepsilon} = 8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 至 $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速度

下施加脉冲电流的试样出现了波浪形的 $\sigma - \varepsilon$ 曲线, 如图4(a)、(b)所示。光学组织观察表明再结晶态(500 °C, 30 min)试样的平均晶粒直径约25 μm , 如图5所示。电子探针分析结果表明

图1 500 °C 温度下冷轧态试样的 $\delta - \dot{\varepsilon}$ 曲线1— $J = 0 \text{ A/mm}^2$; 2— $J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$ 图2 500 °C 温度下再结晶试样的 $\delta - \dot{\varepsilon}$ 曲线1— $J = 0 \text{ A/mm}^2$; 2— $J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$ 图3 500 °C 温度下 $\lg \sigma - \lg \dot{\varepsilon}$ 曲线

(a)—冷轧态; (b)—再结晶态

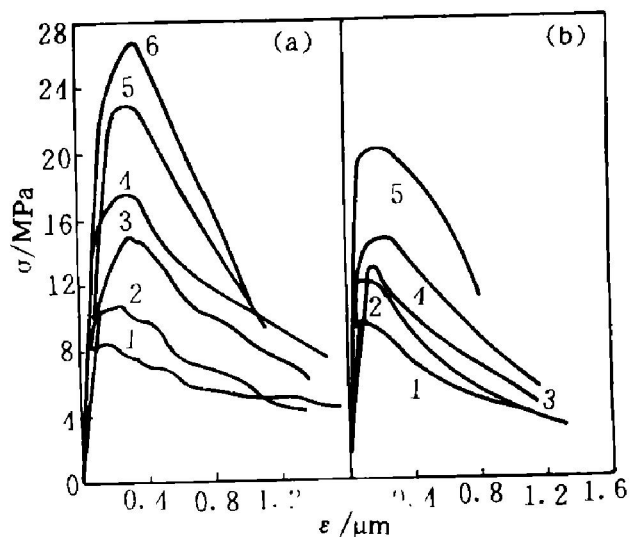


图4 500℃温度下再结晶试样超塑变形的 σ - ε 曲线

(a)— $J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$, $f = 1 \text{ Hz}$

1— $8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 2— $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;

3— $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; 4— $5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;

5— $8.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; 6— $1.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$;

(b)— $J = 0$

1— $8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; 2— $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;

3— $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; 4— $8.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;

5— $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

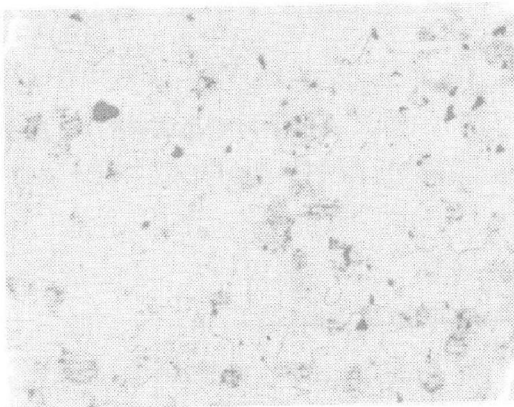


图5 再结晶试样的原始组织

脉冲电流使高温下保温试样的铜原子在较短的时间内就能分布均匀,如图6所示。

3 分析和讨论

试验结果表明脉冲电流使冷轧态试样的最大延伸率和最大 m 值移向高应变速度,使再结

晶试样的延伸率及 m 值提高(图1~3),同时也稍微提高了超塑变形的流变应力(图4)。超塑变形的基本机制是位错滑移(包括晶界位错)和原子扩散,其中原子扩散是整个微观变形机制中的速控过程^[3,4],加速原子扩散过程就会加快整个微观机制的运动,从而使冷轧态试样的超塑变形的最佳应变速度增大,使最大 m 值移向高应变。对于再结晶态试样,由于晶粒较大($\sim 15\mu\text{m}$),在变形时容易产生位错塞积,在晶界上产生较大的应力集中,此时原子扩散(即位错攀移)对松弛晶界上的应力集中显得尤为重要。此外,由于脉冲电流促进原子扩散,所以引起应力集中松弛。应力集中的松弛协调了晶界滑动,也使空洞的形核和长大机制得到抑制。

虽然脉冲电流能促进原子扩散、松弛塞积位错能在晶界处产生应力集中,但流变应力仍会增加。这是由于超塑变形的温度(500℃)很高(接近于该合金的固溶温度530℃),在这个样高的温度下只有热轧时析出的 Al_3Zr 粒子不重溶,因此该合金在500℃下的超塑变形可被看成是固溶体的变形,其流变行为应遵循(4)式:

$$\sigma = \sigma_i + M\alpha\mu b \sqrt{\rho} \quad (4)$$

式中 σ —变形应力; σ_i —位错运动的摩擦力; M —泰勒因子; α —常数(~ 1); μ —剪切模量; b —柏氏矢量; ρ —位错密度

σ_i 与溶质原子类型及其密度(含量)和分布有关,并且是位错滑移速度的敏感函数。对于冷轧态试样,其组织内蓄积了大量的位错,在晶粒未细化前(变形初期),位错滑移在微观变形机制中占主导地位^[6],变形时施加脉冲电流则可增加可动位错数量,同时也增大了位错运动速度,使(4)式中的第1、2项都得到提高,故增大了变形应力。对再结晶试样,由于晶粒较大,变形时微观机制中位错滑移的贡献增大^[7],施加脉冲电流必定增大位错运动速度而使变形应力增高。从溶质原子角度来看,脉冲电流($J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$)使溶质原子(Cu)在较短的时间内就分布得较均匀(如图6所示),

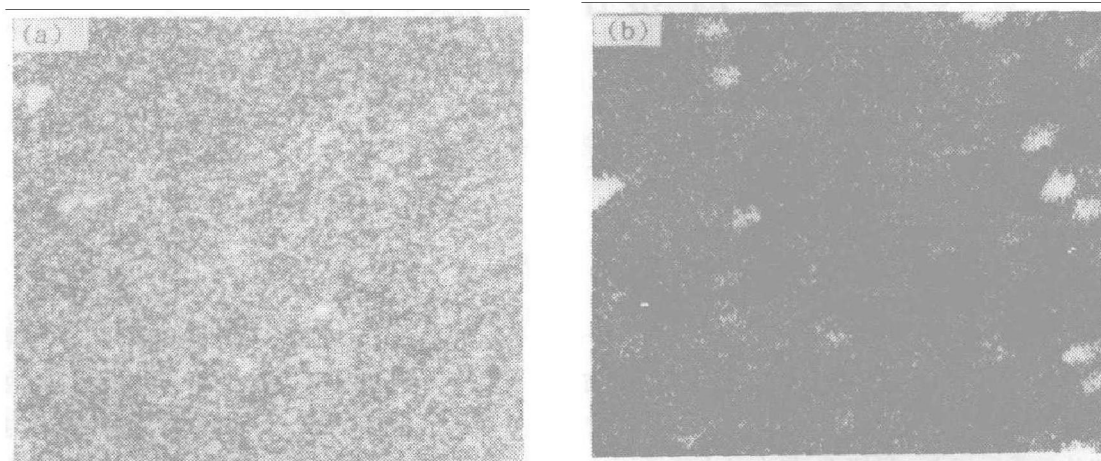


图6 Cu 原子的分布

(a)—500 °C下保温5 min, $J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$; (b)—500 °C下保温15 min, $J = 0 \text{ A/mm}^2$

导致溶质原子的平均间距减小,这样就增大了对位错滑移的拖曳力^[8]而使 σ_r 增大。这些都表明施加脉冲电流导致流变应力的增大起源于晶内运动位错数量及阻力的增加,而对于晶界处塞积的位错,由于脉冲电流增大原子扩散速度,使塞积位错的攀移速度增加,降低晶界处的应力集中,抑制了晶界处空洞的形核和长大,避免试样过早断裂。

从力学行为的角度来看,由于 σ_r 是位错运动速度的敏感函数,而位错运动速度与应变速度成正比关系,施加脉冲电流减小了溶质原子间距,使 σ_r 对应变速度更为敏感,由此导致施加脉冲电流后流变应力随应变速度以更快的速度增加,从而使超塑变形的 m 值提高,这就是获得图3这一实验结果的原因。众所周知, m 值是试样抗颈缩能力的指标, m 值的提高必然导致超塑性能的提高。

图4中所出现的波浪形 σ - ε 曲线表明施加脉冲电流减小了变形中完成动态再结晶所需的应变量(ε_s),促进了动态再结晶的发生,降低了流变应力,这有利于协调晶界滑动,提高超塑性能^[9]。

因此,在冷轧态及再结晶态试样的超塑变形中施加脉冲电流促进原子扩散,一方面直接协调晶界滑动,另一方面减小原子间距,增大

流变应力对应变速度的敏感性,提高试样抗颈缩能力,同时脉冲电流还促进变形中动态再结晶的进行。这些因素均对超塑变形有利,这种由脉冲电流导致超塑性能提高的现象称为电致超塑性。它对于工业用合金的超塑成形无疑是很有价值的。

4 结 论

脉冲电流促进原子扩散、位错滑移,增大超塑变形的 m 值,同时还促进变形动态再结晶的进行,由此可提高2091铝锂合金的超塑性能。

参考文献

- 1 Huntington H B et al. J Phys Chem Solids, 1961, 20: 76.
- 2 Ho P S, Howard J K. J Appl Phys. 1974, 45: 3229.
- 3 Arieli A, Mukherjee A K. Mater Sci Eng. 1980, 45: 61.
- 4 Gifkins R C. Metall Trans, 1976, 7A(8): 1225.
- 5 Leslie W C. Metall Trans, 1972, 3: 5.
- 6 刘志义等. 东北工学院学报, 1992, 13(6): 111.
- 7 卡勃依舍夫(著),王燕文(译). 金属的塑性和超塑性. 北京: 机械工业出版社, 1982. 151.
- 8 Hirth J P, Lothe J. Theory of Dislocations, 2nd Wiley-Interscience Publication, 1982. 640.
- 9 刘志义等. 中国有色金属学报. 1993, 3(1): 66.