

脉冲电流对铝锂合金超塑变形 断裂机制的影响^①

刘志义 崔建忠 白光润

(东北工学院)

摘 要

研究了脉冲电流对2091铝锂合金在高应变速率下超塑变形的力学行为及断裂机制的影响。结果表明,施加脉冲电流可使2091铝锂合金在高应变速率区间(10^{-2}s^{-1})仍有高应力应变速度敏感指数和超塑性性能。扫描电镜观察表明,施加脉冲电流后,2091铝锂合金在高应变速率区间的超塑变形断裂由通常的晶界撕裂机制转变成典型的超塑性断裂(粒子及晶界处形成孔洞并相互连接以致断裂)。对断口的观察表明,施加脉冲电流的试样表现为典型的超塑性沿晶断裂,未加电流的试样是带有浅韧窝的沿晶断裂。研究表明脉冲电流促进高温下的原子扩散是产生这些结果的直接原因。

关键词: 脉冲电流 超塑变形 断裂机制 铝锂合金

通常,在高应变速率下的超塑变形,由于微观变形机制中的协调过程,尤其是原子扩散速率低于外加应变速率,晶界滑动缺乏及时的协调,位错塞积严重,容易导致晶界撕裂并扩展使合金迅速断裂。如果设法改善高应变速率区间超塑变形的原子扩散,使塞积位错能迅速攀移、晶界滑动能及时得到协调和减少应力集中,就会使合金在高应变速率区间的超塑变形由通常的晶界撕裂机制转变成典型的超塑性沿晶断裂,从而提高合金在高应变速率下的超塑性性能。有文献^[1-5]报道,脉冲电流能促进金属及其合金中的原子扩散,加快位错运动。根据这一实验基础,作者在2091铝锂合金超塑变形时施加脉冲电流,目的是改变该合金在高应变速率下的断裂行为,提高其高应变速率

下的超塑性性能。

1 实验材料及步骤

实验所用的材料是2091铝锂合金,其化学成分如表1所示。合金经530℃、24h均质处理后,500℃热轧(35→10mm),530℃、2h固溶处理,400℃、32h过时效处理,再冷轧成0.7mm厚(为了提高电流密度)的板材,总形变量为93%。然后在日产SHIMALOZUAG-10TA电子拉伸机上进行超塑性变形,并通以高密度脉冲直流电流($2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$)。用高分辨率扫描电镜观察了超塑变形的孔洞形成扩展及断口形貌。用电子探针分析超塑变形保温期间脉冲电流对原子

^① 本课题属国家教委博士点基金资助项目;本文于1992年8月20日收到

扩散的影响。

表1 合金的化学成分

元素	Al	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Na
wt.-%	~	2.2	2.6	1.2	0.15	0.1	0.1	<10 ppm

2 实验结果

结果表明,施加高密度脉冲电流使 2091 铝锂合金的最大延伸率 δ 由 530 % 增至 620 %,最佳变形速率 $\dot{\epsilon}$ 由 $8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 提高至 $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (图 1, 2)。尤其是高密度脉冲电流使 2091 铝锂合金在高应变速率区间 ($\dot{\epsilon} > 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) 仍有较高的应力应变速率敏感指数 (见图 2)。

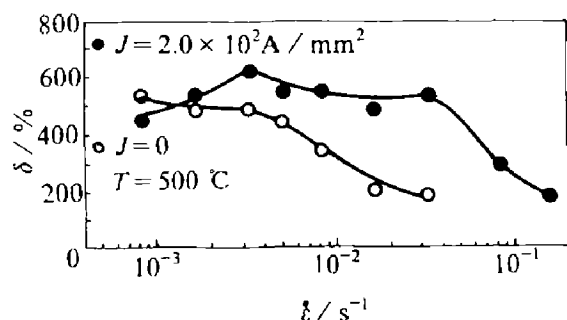


图1 超塑性变形结果

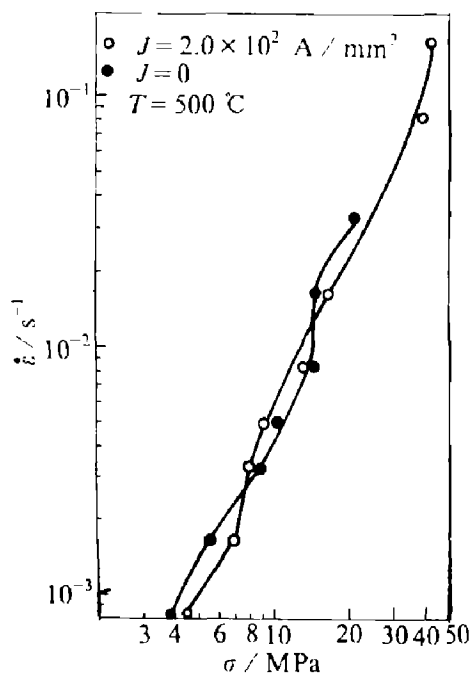


图2 超塑性变开 $\lg \dot{\epsilon} - \lg \sigma$ 曲线

在 $T = 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的变形条件下,施加脉冲电流的试样,其延伸率 δ 仍高达 530 %,而未加电流的试样只有 190 %,失去超塑性特性。对以 $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 高应变速率变形的试样,进行扫描电镜观察表明,未施加脉冲电流的试样中,孔洞形核以晶界撕裂为主并沿晶界扩展 (见图 3a); 施加脉冲电流后,在相同的超塑变形条件下 2091 铝锂合金中,孔洞主要在粒子处形核,并由于塑性变形和扩散因素而拉长成椭圆形 (见图 3b)。对断口形貌的观察表明,未加脉冲电流的试样为带浅韧窝的沿晶断裂,而施加脉冲电流的试样为典型的超塑性沿晶断裂 (见图 4a)。电子探针分析表明,高密度脉冲电流使试样中的 Cu 元素在较短的保温时间内分布更趋均匀 (见图 5a, b)。

3 分析与讨论

众所周知^[6-7],在超塑变形时,合金的晶界滑动需要原子扩散和位错滑移的协调,其中以原子扩散更为重要,因为它在超塑性变形微观机制中速度最慢,牵制了晶界滑动的速度。在超塑性变形的高速区(超塑性Ⅲ区),由于外加应变速率快,内部微观变形机制,尤其是协调机制(位错滑移和原子扩散)赶不上外加应变

图3 孔洞形核及长大

(a)— $J = 0$; (b)— $J = 2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$

图 4 断口形貌
(a)— $J=0$; (b)— $J=2.0 \times 10^2 \text{ A/mm}^2$

图 5 Cu 元素的面分布
(500 °C, 15 min 保温, $J=0$)

速率而出现不协调性, 即晶界滑动不能及时得到位错滑移、尤其是原子扩散的调节, 在晶界处、特别是三角晶界处造成足以使晶界开裂的应力集中。同时由于高温下的晶界通常比晶内弱, 裂纹使沿晶界逐渐扩展, 最后连接导致断裂(见图 3a)。在高温条件下, 2091 铝锂合金的晶界撕裂在晶界层造成一定程度的塑性变形, 反映到断口就表现为韧窝(见图 4a)。但

是, 施加了脉冲电流之后的情况就不一样了, 由于高密度脉冲电流促进原子扩散(见图 5)和位错滑移^[1-5], 即使在高应变速率条件下, 超塑性变形中的晶界滑动也能够及时得到原子扩散和位错滑移的协调, 使内部微观变形机制充分协调一致。也就是说, 施加高密度脉冲电流之后, 即使在高外加应变速率的变形条件下(超塑性Ⅲ区), 内部微观变形机制也能象在未加电流时的最佳超塑变形条件下一样协调一致。在宏观上表现为更高的延伸率和高应力应变速率敏感性(见图 1, 2), 孔洞形核与扩展也跟正常超塑变形时一样(见图 3b)。

4 结论

由于脉冲电流促进金属中的原子扩散, 使 2091 铝锂合金在高应变速率变形条件下由晶界开裂断裂转变为以粒子处形成孔洞并连接的超塑变形断裂。同时提高了变形延伸率和应力应变速率敏感性。

参考文献

- 1 Paul S H, Thomas K. Rep Prog Phys, 1989, 52: 301.
- 2 Hummel R E. In: Hummel R E and Huntington H B (eds). Electro-and thermo-transport in Metals and Alloys. New York: The Metallurgical Society, AIME, 1976, 93.
- 3 Verbruggen A H, Griessen R and de Groot D G. J Phys F Met Phys, 1986, 16: 57.
- 4 Troitskiy O A, Roshchupkin A M, Stashenko V I, Moiseyenko M M and Kalymbetov P U. Phys Met Metall, 1986, 61(5): 143.
- 5 Sprecher A F, Mannan S L, Conrad H. Acta Metall, 1986, 34(7): 1145.
- 6 Arieli A, Mukherjee A K. Mater Sci Eng, 1980, 4S: 61.
- 7 Gifkins R C. Metall Trans, 1976, 7A(8): 1225.