

[文章编号] 1004- 0609(2001)S1- 0017- 06

2091 铝锂合金动态再结晶诱发超塑变形中的空洞行为^①

李 海¹, 刘志义², 雷 毅¹

(1. 石油大学(华东) 机电工程系, 东营 257061; 2. 中南大学 材料科学与工程系, 长沙 410083)

[摘 要] 研究了 2091 铝锂合金动态再结晶诱发超塑变形中的空洞行为。金相观察和图象分析表明, 在最佳变形条件下, 空洞率及空洞平均直径先随着变形增大而增大, 变形至 $\varepsilon = 1.03$ 时, 空洞率及空洞平均直径均减小, 出现了超塑变形初期的空洞弥合现象。超塑变形初期的空洞形核取决于应变速率, 最佳应变速率下断裂试样出现大量的圆角空洞, 并且此时空洞率出现最大值。

[关键词] 铝锂合金; 动态再结晶; 超塑性; 空洞

[中图分类号] TG 146.2

[文献标识码] A

由于超塑性预处理工艺繁杂, 人们一直在探索有效的简化方法。Ghosh^[1] 曾指出动态再结晶能使粗晶粒合金呈现超塑性, 因此国内外学者一直在探寻利用动态再结晶诱发超塑性达到简化超塑性预处理工艺的目的^[2~6]。作者在成功获得 2091 铝锂合金动态再结晶诱发超塑性的基础上, 对其空洞组织行为进行系统研究。

1 实验

2091 铝锂合金的化学成分(质量分数, %) 为 2.2 Li, 2.6 Cu, 1.2 Mg, 0.15 Zr, Al 余量。合金板材的常规热处理过程为 530 °C, 24h 均质退火 $\rightarrow$ 500 °C 热轧至 10mm $\rightarrow$ 冷轧至 0.7mm。拉伸试样的标距尺寸为 10mm $\times$ 6mm $\times$ 0.7mm。超塑变形实验在日产 Shimadzu AG-10TA 型电子高温拉伸机上进行, 温差控制在 ± 1 °C 内, 试样在最佳变形条件(变形温度 $\theta = 500$ °C, 变形速率 $\dot{\varepsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)^[4] 下拉伸至不同应变 $\varepsilon = 0.14, 0.37, 1.03, 1.41, 2.04$ (断裂态); 另外在 500 °C 变形温度, 采用不同应变速率将试样拉伸至断裂。截取变形试样的标距部分制样, 在 XJL-02A 立式金相显微镜下观察空洞和组织。利用 ZEISS 图象分析仪测定试样的空洞率 f 及空洞平均周长 ΔL 和平均直径(最大直径方向) $d_{\max}$, $\Delta L / d_{\max}$ 表明空洞的形状, $\Delta L / d_{\max}$ 越小, 空洞越尖; $\Delta L / d_{\max}$ 越大, 空洞较圆。试样经电解双喷减薄后在 EM-420 透射电镜下进行再结晶和位错

组态观察。

2 结果与讨论

2.1 最佳应变速率下的空洞行为

最佳应变速率($\dot{\varepsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 下, 空洞率和空洞平均直径随应变量的变化示于图 1。从图 1 可以看出, 在 $\varepsilon = 0.37$ 之前空洞率及平均直径随着应变增大而增大, 但变形量至 $\varepsilon = 1.03$ 时, 空洞率及平均直径都减小, 出现了空洞弥合现象。这在以前的研究中也曾发现过^[7,8]。由于超塑变形初期动态再结晶使晶粒迅速细化, 晶内的形变储能能迅速消除, 试样的形变应力也相应降低, 因此大大减少外部因素对空洞形核的影响; 另外由于晶粒尺寸明

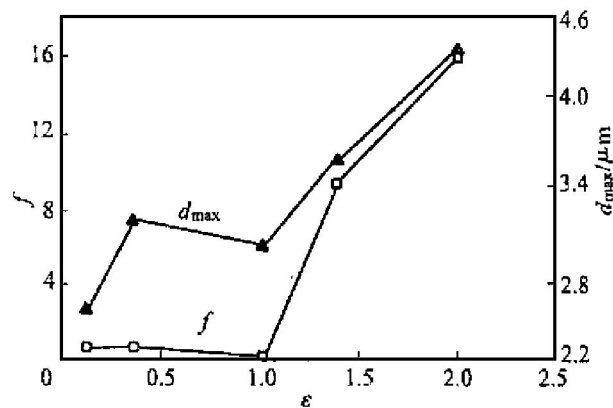


图 1 $\dot{\varepsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的空洞率(f) 及空洞平均直径($d_{\max}$)

Fig. 1 Cavity ratio (f) and average diameter ($d_{\max}$) under various strains ($\dot{\varepsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

① [基金项目] 航空工业总公司航空科学基金资助项目(96H53107); 中国石油天然气集团公司中青年创新基金资助项目
[收稿日期] 2000- 10- 23; [修订日期] 2000- 12- 03 [作者简介] 李 海(1974-), 男, 硕士研究生。

显变小,使空洞形核能提高,临界形核半径增大,不但导致进一步空洞形核困难,而且使已有的小于临界形核半径的空洞缩小和消失^[9]。

值得注意的是,最佳应变速率下,变形达 $\varepsilon=1.03$ 之前,超塑变形的空洞率很低,造成这一现象的原因也是最佳应变速率下的动态再结晶细化晶粒作用,同时能够在随后的变形直至断裂过程中一直保持着细小的晶粒组织,如图2所示。定量分析表明,变形量 $\varepsilon=1.03$ 时平均晶粒尺寸为 $4.4\ \mu\text{m}$, $\varepsilon=2.04$ 时平均晶粒尺寸为 $6.7\ \mu\text{m}$,晶粒粗化不明显。细小的晶粒组织可以在较低的应力下发生晶界

滑动、晶粒转动和晶粒重排,使这一阶段的超塑变形组织内应力保持在较低的水平,使超塑变形的空洞率降低,而这种低空洞的超塑变形可以使超塑成形件具有良好的力学性能,这是超塑性发展的一个重要方向,具有很高的应用价值。

2.2 不同应变速率下的空洞行为

2.2.1 空洞形核

图3是不同应变速率下超塑变形初期 $\varepsilon=0.37$ 的空洞形貌,可以看出,变形速率越高,空洞形核率

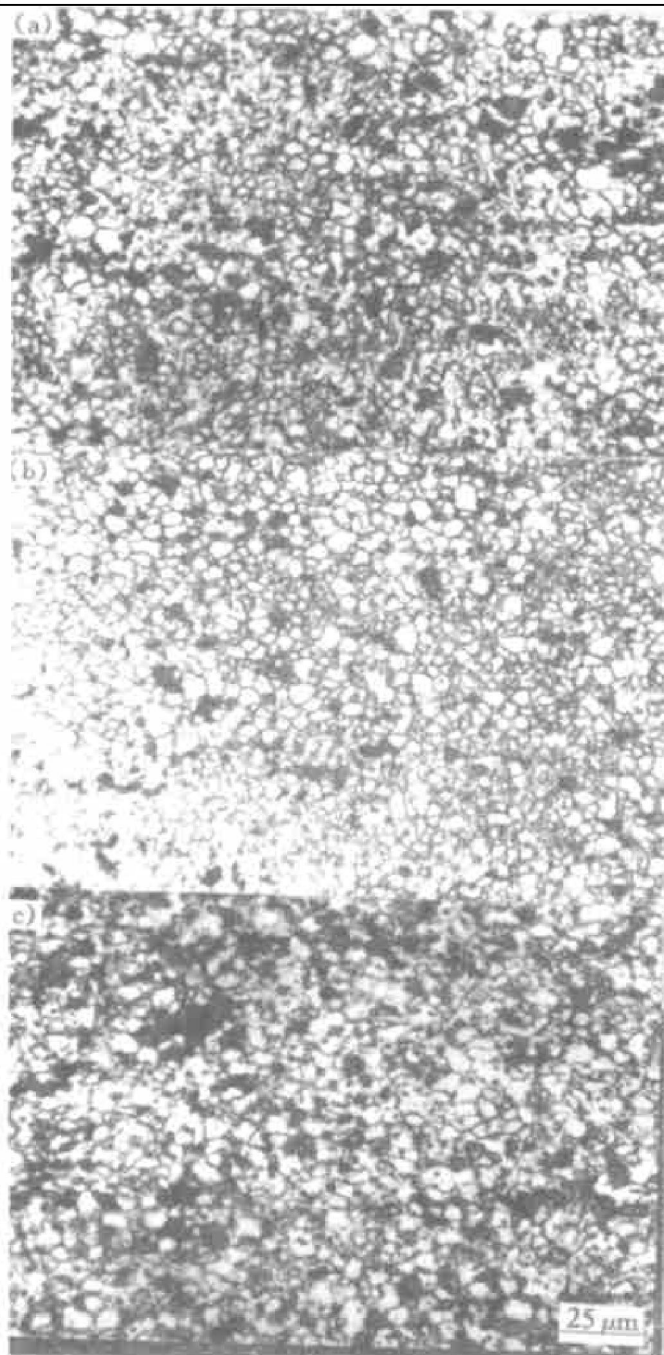


图2 不同应变下的显微组织 ($\dot{\varepsilon}=5\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$)

Fig. 2 Microstructures of samples with various strain ($\dot{\varepsilon}=5\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$)

(a) — $\varepsilon=1.03$; (b) — $\varepsilon=1.41$; (c) — $\varepsilon=2.04$ (fracture)

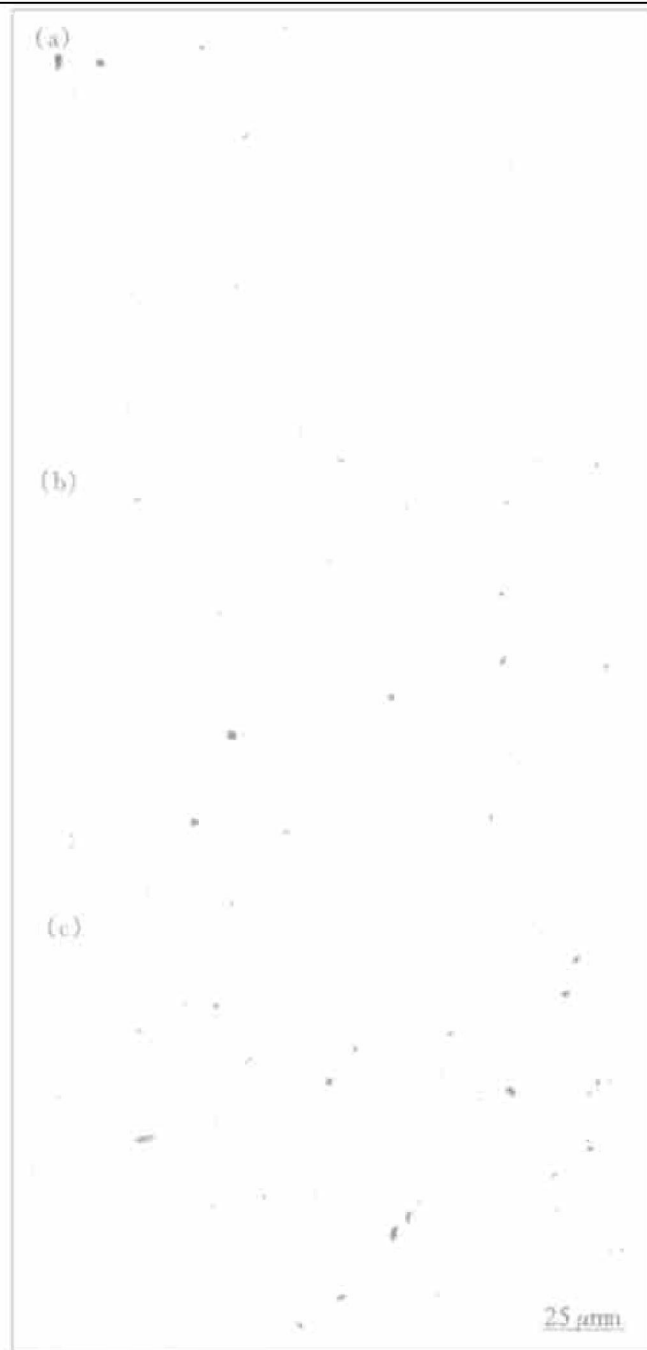


图3 变形初期空洞形核形貌 ($T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon=0.37$)

Fig. 3 Morphologies of cavity nucleation at initial deformation ($T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon=0.37$)

(a) — $\dot{\varepsilon}=8.33\times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$; (b) — $\dot{\varepsilon}=5\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$;

(c) — $\dot{\varepsilon}=1.67\times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$

越大, 这与一般超塑变形空洞形核规律一致。

动态再结晶对空洞的抑制作用一是利用动态再结晶细化晶粒, 通过晶界滑动和晶粒转动, 在其后的晶粒重排中逐渐弥合空洞; 二是通过动态再结晶部分消除位错而降低变形应力。

图 4 所示的显微组织表明在 $\epsilon=0.37$ 变形量下, 动态再结晶细化晶粒过程没有完成, 平均晶粒尺寸仍较大而且分布不均匀, 因此超塑变形初期, 依靠动态再结晶细化晶粒, 抑制空洞形核的作用不可能充分发挥, 与此同时, 虽然已经发生动态再结晶的区域能够降低变形应力, 起到抑制空洞形核的作用, 但不同应变速率下变形应力的相对大小未变, 所以变形应力仍然随变形速率增加而增大, 这时影响空洞形核起主要作用仍然是变形应力。根据 Raj 和 Ashby^[10] 提出的空洞形核临界半径模型, 由于提高应变速率必将导致变形应力的提高, 从而促进空洞形核。

2.2.2 断裂时的空洞行为

不同应变速率下断裂试样的空洞形貌如图 5 所

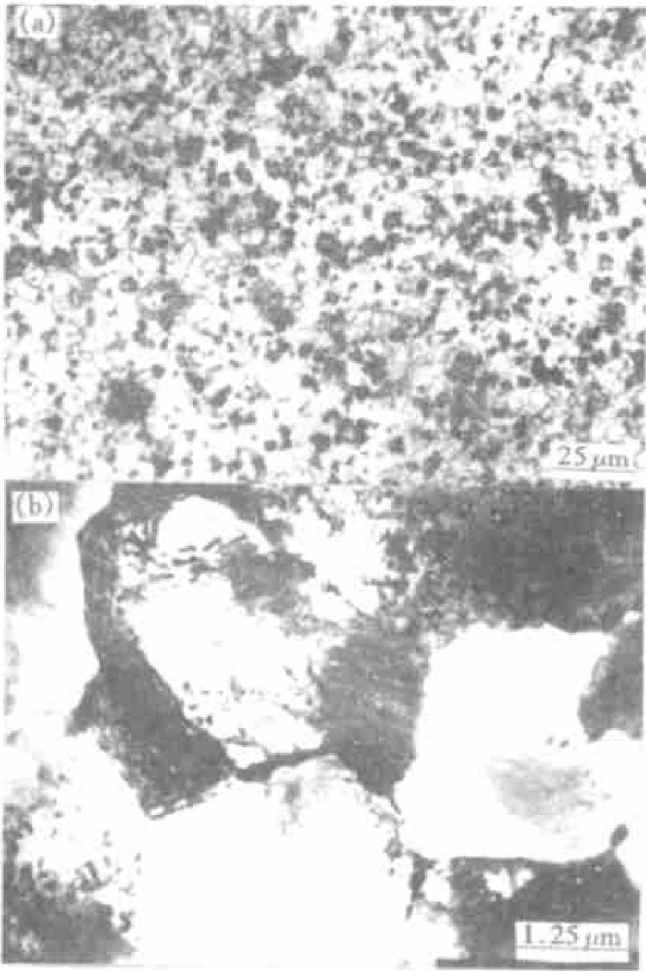


图 4 变形初期的晶粒组织

Fig. 4 Microstructures of various strain ratios at initial deformation ($\theta=500\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\epsilon=0.37$)
(a) —OM morphology; (b) —TEM morphology

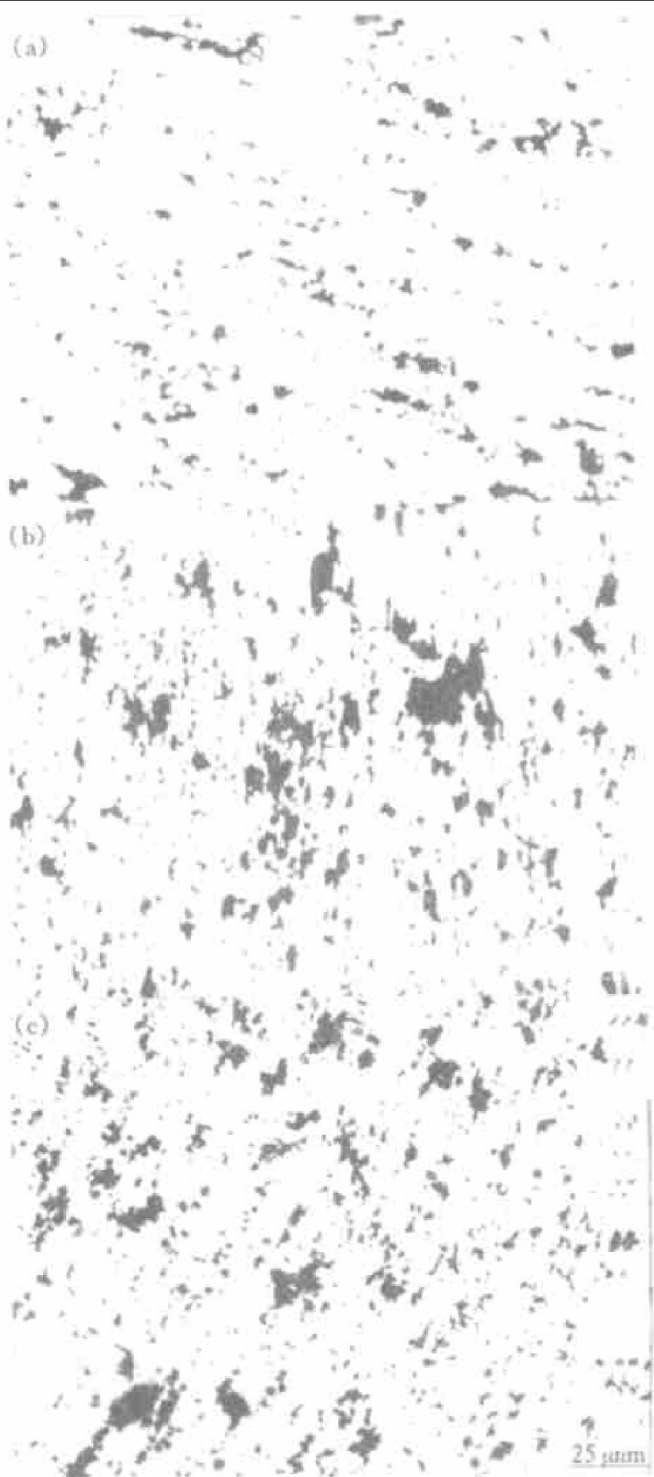


图 5 断裂试样的空洞形貌($\theta=500\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Fig. 5 Cavity morphologies of fracture specimens ($\theta=500\text{ }^{\circ}\text{C}$)
(a) — $\dot{\epsilon}=1.67\times10^{-3}\text{ s}^{-1}$; (b) — $\dot{\epsilon}=5\times10^{-3}\text{ s}^{-1}$;
(c) — $\dot{\epsilon}=1.67\times10^{-2}\text{ s}^{-1}$

示。图 6 所示为断裂试样的空洞率 f 和空洞平均周长与平均直径(最大直径方向)比值 $\Delta L/d_{\max}$ 随应变速率 $\ln \dot{\epsilon}$ 的变化曲线。可以看出在较低和较高应变速率下空洞率较低而且没有出现明显的圆角空洞特征, 最佳应变速率($\dot{\epsilon}=5\times10^{-3}\text{ s}^{-1}$)下, $\Delta L/d_{\max}$ 和 f 较大, 说明圆角空洞所占的比例较大, 空

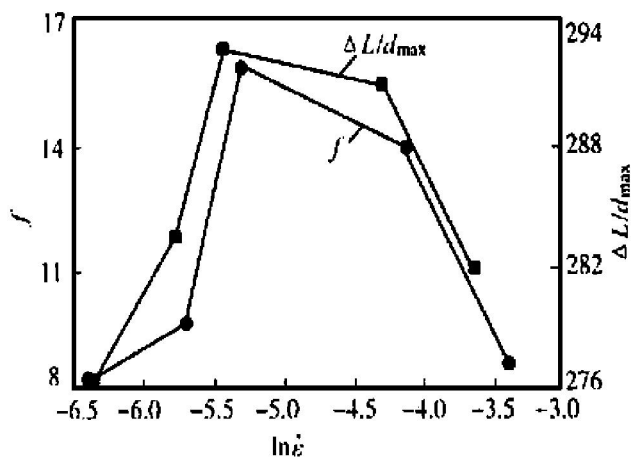


图6 断裂试样的 f 和 $\Delta L/d_{\max}$ 随 $\ln \dot{\epsilon}$ 的变化

Fig. 6 Change of f and $\Delta L/d_{\max}$ with $\ln \dot{\epsilon}$ of fracture specimen

洞也较多。

圆角空洞通常也称为扩散型空洞,是以空位扩散为主导机制形成的,而尖角空洞则是以应力撕裂晶界为主要机制形成的,也称应力型空洞。在超塑变形过程中,通常是应变速率越高越容易形成应力型空洞。显微组织观察(如图2(c),图7和图8所示)发现,在低应变速率($\dot{\epsilon} = 1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)下,变形至断裂试样中动态再结晶仍未结束,晶粒形状不规则,等轴性较差;而高应变速率($\dot{\epsilon} = 1.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)下,变形主要机制已经由晶界滑动转变为晶内位错滑移,晶内出现了大量的位错,增大了试样的变形内应力,晶粒形状也不规则,等轴性也较差,造成了尖角空洞的大量出现。而最佳应变速率下($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)的动态再结晶已基本完成,晶

粒形状比较规则,等轴性较好,有利于晶界滑动,因此不易形成尖角空洞。

形状不规则和等轴性较差的晶粒在超塑变形晶粒重排中所受阻力较大,易产生较大的应力集中,这导致了应力型空洞的产生^[11]。在最佳应变速率下,动态再结晶完成后,直至变形断裂,晶粒仍然保持细小和良好的等轴状,这种细晶组织晶界面积大,有利于超塑变形中空位扩散,同时细小等轴的晶粒组织有利于晶界滑动,降低了由晶粒转动及晶粒重排所引起的内应力,抑制了应力型空洞的发展,因此最佳应变速率下试样中出现大量扩散型圆角空洞。

一般来说,等轴性较好的细小晶粒组织不仅能促进晶界滑动,也能加速原子扩散。这将产生2方面的影响,一方面促进晶界滑动,有利于晶粒转动及晶粒重排,也就是一个晶粒与其周围任意晶粒在晶界的任意一点上都容易粘滞地结合在一起,而不致失去晶界的延续性,这就使得空洞有能够充分发展的空间;另一方面,原子扩散的加速使晶界滑动导致的应力集中得以迅速消除,避免了因大的应力集中造成晶界开裂,从而不破坏晶界的延续性,细小的晶粒也能使应力集中前端应力降低。这些使得空洞能够在保持晶界延续性的前提下以比较缓和的扩散长大方式得以独立充分发展,因此最佳应变速率下空洞率较大。与此相反,等轴性较差的晶粒组织其空洞相容性差,从而较高及较低应变速率下空洞率较小。同时,空洞的相容性越大,意味着试样能够拉得越长,超塑性能越好。

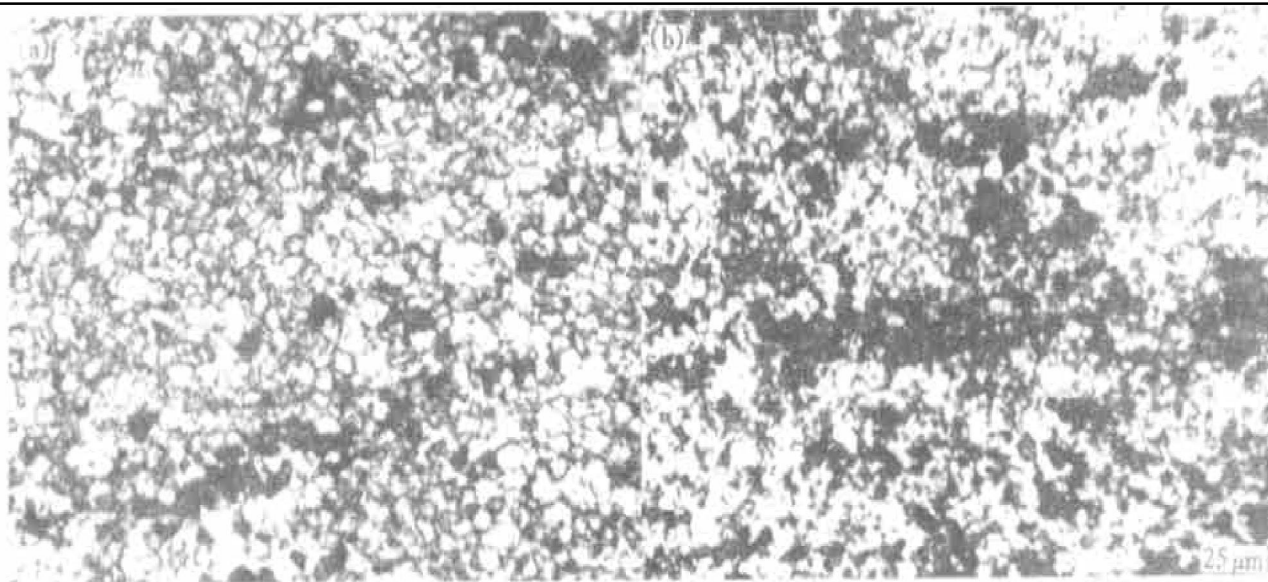


图7 断裂试样的微观组织

Fig. 7 Microstructures of fracture specimens

(a) $\dot{\epsilon} = 1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 1.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

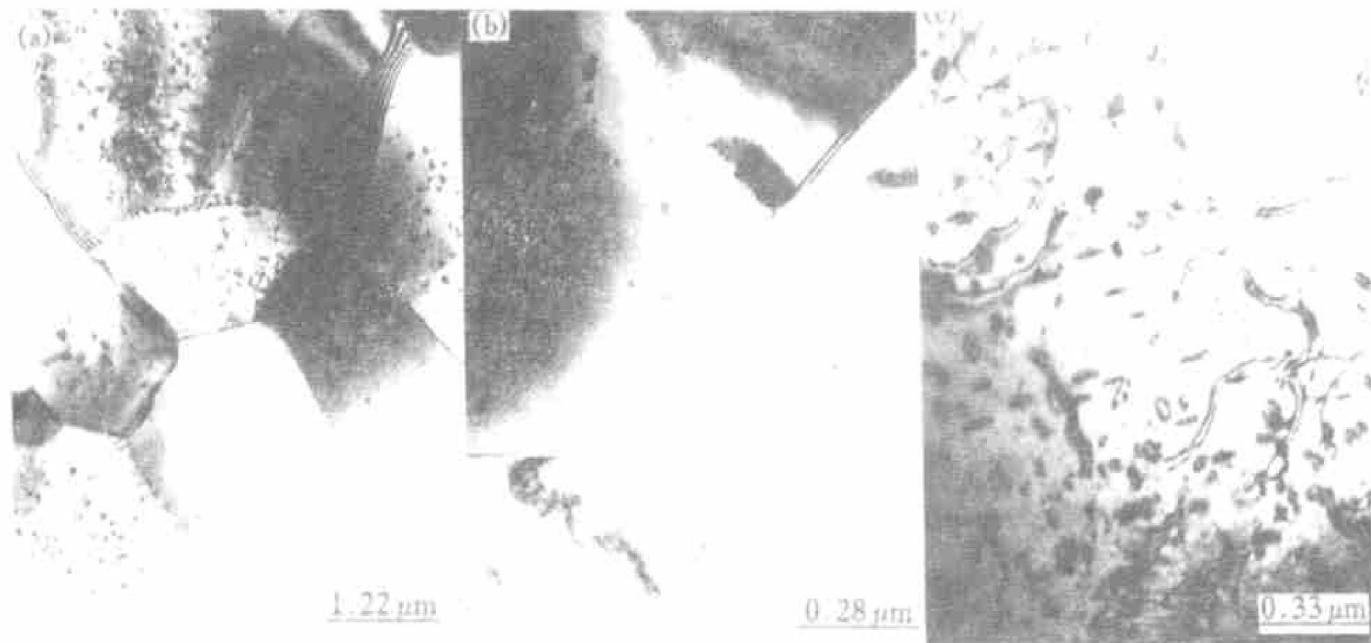


图 8 断裂试样的 TEM 照片

Fig. 8 TEM images of fracture specimens

(a) $\dot{\epsilon} = 1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 1.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

3 结论

1) 快速动态再结晶细化晶粒和良好的组织稳定性使 2091 铝锂合金动态再结晶诱发超塑变形初期的空洞发生弥合, 并在大应变量 ($\epsilon = 1.03$) 下实现了低空洞率的超塑变形。

2) 在较小的应变量 ($\epsilon = 0.37$) 下, 2091 铝锂合金动态再结晶诱发超塑变形初期的空洞形核随应变速率 (变形应力) 增大而增大。

3) 细小的晶粒组织改善了原子扩散和内应力状态, 使最佳应变速率下的 2091 铝锂合金动态再结晶诱发超塑变形中出现了扩散型圆角空洞; 同时, 细晶组织也增大了组织对空洞的相容性, 使空洞在这一变形条件下出现最大值。

[REFERENCES]

- [1] Ghosh A K, Raj R. A model for the evolution of grain size distribution during superplastic deformation [J]. Acta Metall, 1986, 34: 447.
- [2] Chokshi A H, Wadsworth J, Mukherjee A K. Microstructural evidence for dynamic recrystallization during superplastic deformation [J]. Scr Metall, 1987, 21: 1347.
- [3] YANG Guang(杨 光), ZEN Xian-yi(曾宪义), LIAN

Jian-she(连建设), et al. 硬铝 LY12 的动态再结晶诱发超塑性[J]. Metal Sci Prog (材料科学进展), 1991, 5(4): 331.

- [4] LIU Zhi-yi(刘志义), CUI Jian-zhong(崔建忠), BAI Guang-run(白光润). 2091 铝锂合金的动态再结晶诱发超塑性[J]. Chinese Science Bulletin (科学通报), 1993, 38(1): 83.
- [5] Liu Zhi-yi, Cui Jian-zhong, Bai Guang-run. Dynamic recrystallization and superplasticity in Al-Li alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1993, 3(2): 76.
- [6] LIU Teng(刘 腾), LIU Bing(刘 冰), LEI Yi(雷毅), et al. Al-Mg 合金动态再结晶诱发超塑性时的空洞行为[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 2000, 10(6): 853.
- [7] LIU Zhi-yi, YANG Jiu-feng, Mukherjee A K. Proc MRS 1990's Spring Meeting [C]. San Francisco, USA, 1990.
- [8] LIU Zhi-yi(刘志义). Electro-high strain rate superplasticity in 2091 Al-Li alloy (2091 铝锂合金电致高速超塑性)[D]. Shenyang Northeastern University, 1993. 81.
- [9] LIU Zhi-yi. A new model for cavity nucleation [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1997, 7(2): 145.
- [10] Raj R, Ashby M F. Intergranular fracture at elevated temperature [J]. Acta Metall, 1975, 23: 653.
- [11] Smith C I, Norgate B, Ridley N. Superplastic deformation and cavitation in a microduplex stainless steel [J]. Met Sci, 1976, 10(5): 182.

Cavity behaviors of 2091 Al-Li alloy during superplastic deformation induced by dynamic recrystallization

LI Hai¹, LIU Zhiyi², LEI Yi¹

(1. Electromechanical Department, University of Petroleum (East China),

Dongying 257061, P. R. China;

2. Department of Materials Science and Engineering, Central South University,

Changsha 410083, P. R. China)

[Abstract] Cavity behaviors of 2091 Al-Li alloy during superplastic deformation induced by dynamic recrystallization were investigated. Metallographic observation and image analyses show that on the optimum deformation condition ($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$), the deformation cavity ratio and cavity average diameter first increase with deformation, then decrease from $\epsilon = 0.37$ to $\epsilon = 1.03$ obviously. A phenomenon of cavity annihilation occurs at the initial stage of deformation. The observation also shows that cavity nucleation at initial stage of deformation depends on strain rate. More cavities with smooth corner exhibits in fractured specimens only at optimum strain rate, and cavity ratio reaches the top value.

[Key words] Al-Li alloys; dynamic recrystallization; superplasticity; cavity

(编辑 杨 兵)