

# 5A90 铝锂合金超塑变形的不均匀性及其对空洞演化的影响

赵 莎<sup>1,2</sup>, 叶凌英<sup>1,2</sup>, 张新明<sup>1,2</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

**摘要:** 在 475 °C、初始应变速率为  $3 \times 10^{-4}$ ~ $1 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup> 的变形条件下对 5A90 铝锂合金试样进行拉伸, 研究合金超塑变形的应变分布以及其对空洞演化的影响。结果表明: 合金超塑变形是不均匀的, 应变和空洞沿着拉伸方向呈梯度分布。应变量、空洞的尺寸与体积分数由肩部到断口逐渐增大。在不同的应变速率条件下, 空洞的长大机制不同。在较高的应变速率( $1 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>)条件下, 空洞以塑性控制长大为主。降低应变速率至  $8 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup> 以下时, 空洞以扩散长大机制为主。而在同一局部应变区域, 横截面与纵截面空洞长大机制也不同, 横截面空洞呈球状, 为扩散控制的长大机制; 纵截面空洞呈不规则状, 且沿拉伸方向被拉长, 为塑性控制的长大机制。

**关键词:** 5A90 铝锂合金; 超塑性; 局部应变; 空洞

中图分类号: TG166.3

文献标志码: A

## Inhomogeneity of 5A90 Al-Li alloy during superplastic deformation and its effect on evolution of cavity

ZHAO Sha<sup>1,2</sup>, YE Ling-ying<sup>1,2</sup>, ZHANG Xin-ming<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metals Materials Science and Engineering, Ministry of Education,  
Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The local strain distribution during superplastic deformation of 5A90 Al-Li alloy and its effect on the evolution of cavity were studied through uniaxial tension at constant temperature of 475 °C and different initial strain rates of  $3 \times 10^{-4}$ ~ $1 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>. The results demonstrate that the deformation of alloy is inhomogeneity, the strain and cavity remains non-uniform throughout the gauge. The strain, cavity size and volume fraction were found to increase from the shoulder section to the fracture tip. The cavity growth is different under different initial strain rates. In the case of high strain rate ( $1 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>), the cavity growth is controlled by plastic deformation, and reducing the strain rate to  $8 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup>, the cavity growth is controlled by diffusional process. And in the region with same local strain, the cavity growth mechanism in longitudinal section is different from transverse section. The transverse section with spherical is controlled by diffusional process cavity, while the same longitudinal section with elongated cavity is controlled by plastic deformation.

**Key words:** Al-Li 5A90 alloy; superplasticity; local strain; cavity

空洞是超塑性变形过程中普遍存在的一种组织形态, 一定数量的空洞呈细小而分散状独立存在时, 对晶界的滑动是有利的。但当空洞的体积分数与尺寸达

到一定程度会限制材料的变形能力<sup>[1]</sup>, 导致材料发生断裂。因而, 空洞的形核及演变规律对超塑性理论的研究具有重要作用, 引起研究者的广泛关注。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51205419)

收稿日期: 2012-08-22; 修订日期: 2012-12-26

通信作者: 叶凌英, 讲师, 博士; 电话: 13607435545; E-mail: 30575421@qq.com

超塑性变形可以从两种截然不同的组织开始, 或以完全再结晶的细小等轴晶粒开始, 或以变形组织开始<sup>[1]</sup>。一般来讲, 空洞易于在第二相或者较大的晶粒处形核长大。近年来, 有关空洞的研究更加的精细。BAE 等<sup>[2-4]</sup>通过改变初始的变形条件, 研究 Al-Mg 合金超塑性变形过程中空洞的早期萌生规律及变形机制, 并对这一过程进行一定的模拟计算; DU 等<sup>[5]</sup>研究发现, 空洞的扩散对 Al 合金  $\Sigma 3$  晶界滑动有强化作用。KAWASAKI 等<sup>[6]</sup>和 FIGUEIREDO 等<sup>[7]</sup>通过对材料进行不同道次的等通角挤压变形, 得到不同初始状态的细晶组织, 研究不同状态的细晶组织对空洞在超塑性变形过程中的影响。而 PANCHOLI 等<sup>[8]</sup>对 8090 铝合金在超塑性变形条件下拉伸变形, 发现拉伸试样沿标距的长度方向产生了明显的应变梯度分布, 研究了这种应变局部化对材料微观组织发展的影响, 并对空洞的分布做了定量分析。

本文作者以 5A90 铝锂合金超塑性板材为研究对象, 其原始晶粒组织中不仅有等轴的再结晶晶粒, 而且有长条形的变形晶粒<sup>[9]</sup>, 且分布不均匀, 如图 1 所示。具有这样组织的材料其在超塑性变形过程中空洞的发展鲜有报道。在此, 本文作者主要研究这种非传统超塑性材料在不同初始应变速率下的局部应变分布特征及对空洞组织演变的影响, 探索再结晶晶粒与长条形晶粒共存时的超塑性变形机制, 以期丰富现有的超塑性变形过程中空洞的发展理论。

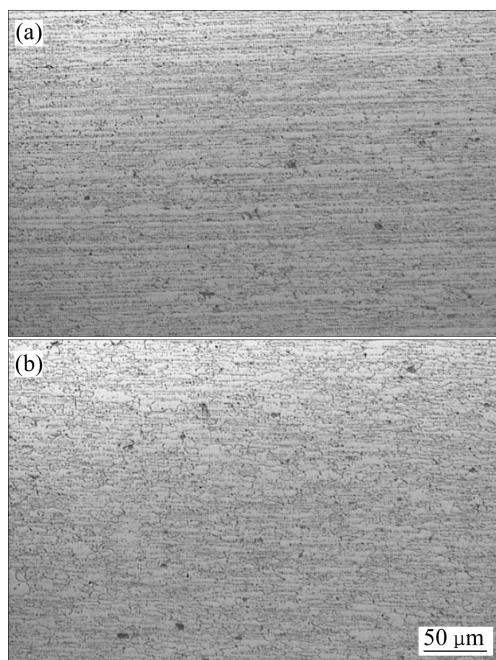


图 1 5A90 铝锂合金初始状态下的显微组织<sup>[1]</sup>  
Fig. 1 Microstructures of 5A90Al-Li alloy at initial situation<sup>[1]</sup>:  
(a) Longitude section; (b) Transverse section

## 1 实验

实验材料为按照本课题组建立的形变热处理工艺制备的 2 mm 厚 5A90Al-Mg-Li 合金超塑性板材<sup>[10]</sup>, 合金板材的实测化学成分如表 1 所列。

表 1 5A90 铝锂合金实测化学成分

Table 1 Chemical composition of 5A90 Al-Li alloy (mass fraction, %)

Mg	Li	Zr	Ti	Cu	Fe	Si	Na	Al
5.30	2.12	0.11	0.1	0.05	0.07	0.03	0.0006	Bal.

拉伸试样沿轧制方向截取加工而成, 尺寸根据文献[10]的推荐, 如图 2 所示。在 RWS50 拉伸实验机上进行, 采用对开式三段电阻丝炉加热, 恒温区长度为 200 mm, 温度波动范围为  $\pm 1$  °C。

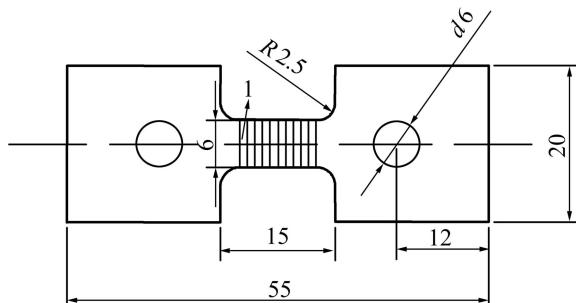


图 2 超塑性拉伸试样形状和尺寸

Fig. 2 Shape and size of tensile specimen for superplasticity stretching (Unit: mm)

实验的拉伸温度为 475 °C, 样品在 2~3 min 内升至测试温度, 保温 15 min 后开始拉伸, 初始应变速率分别为  $3 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup>、 $8 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup> 和  $1 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>, 样品拉伸至断裂。在拉伸测试前, 将拉伸试样 10 mm 长的标距部分每间隔 1 mm 划上刻线, 将标距等分为 10 等份, 测量相邻刻线间的局部应变及观察对应的空洞组织, 探求不同初始应变速率下应变及微观组织沿标距长度方向的分布特征, 如图 2 所示。

拉伸实验结束后, 测量出平行区域被标记的 10 个区域变形后的尺寸, 包括轧制方向、厚度和宽度 3 个尺寸, 在标记的位置截取变形后的 10 个区域, 从断口处到肩处开始依次做标记, 为了更好地显示晶粒的形貌, 将取下的试样进行 475 °C、0.5 h 的固溶处理及

170 °C、13 h 的时效处理。试样经机械抛光后, 由混合酸(1%HF+4%HCl+4%HNO<sub>3</sub>+15%H<sub>2</sub>O, 体积分数)腐蚀, 然后在 XJP-6A 型光学显微镜下, 取其横截面与纵截面进行观察, 通过 ImageJ 测量每个空洞的尺寸, 得到横截面和纵截面的平均空洞尺寸  $d_T$  与  $d_L$  以及平均体积分数  $f_T$  与  $f_L$ 。

## 2 实验结果

### 2.1 局部应变分布

5A90 铝锂合金在超塑性拉伸变形后, 可以获得较大的超塑性伸长率。本实验在温度为 475 °C、通过改变初始应变速率, 得到不同伸长率如表 2 所列。

表 2 475 °C 时不同初始应变速率下 5A90 铝锂合金的伸长率

Table 2 Elongation of 5A90 Al-Li alloy deformed at 475 °C and different initial strain rates

Strain rate/s <sup>-1</sup>	Elongation/%
$3 \times 10^{-4}$	595
$8 \times 10^{-4}$	655
$1 \times 10^{-3}$	723

在 475 °C、不同初始应变条件下拉伸断裂后, 得到局部应变与标准化距离之间的关系, 如图 3 所示。标准化距离通过将断裂后半个试样中刻线到端口处的距离除以此半个试样标距总长度而获得。由图 3 可知, 离断口越近, 局部应变越大, 反之, 离肩部越近, 局部应变大幅度减少。如, 在 475 °C、 $1 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup> 的变形条件下进行拉伸时, 试样总的伸长率只有 723%, 在靠近断口处局部应变达到 1 200%~1 500%, 在靠近肩部附近, 局部应变仅有 600%~800%。

### 2.2 局部应变对空洞的影响

图 4 和 5 所示为 475 °C、 $8 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup> 条件下的拉伸断裂试样不同区域的典型金相组织。从纵截面的金相组织可知(见图 4), 空洞沿着轧制方向长大的速度大于沿着板法向方向长大的速度, 因而空洞出现了沿拉伸方向被拉长的宏观趋势, 呈现长条状。而在同等条件下横截面金相组织(见图 5)却得到了不一样的趋势, 横截面的空洞趋向于球形, 且分布也更加均匀。

在 475 °C 下改变初始的应变速率进行拉伸, 得到平均空洞尺寸、体积分数与局部应变之间的关系如图 6 和 7 所示。随着局部应变的增大, 空洞的尺寸与体

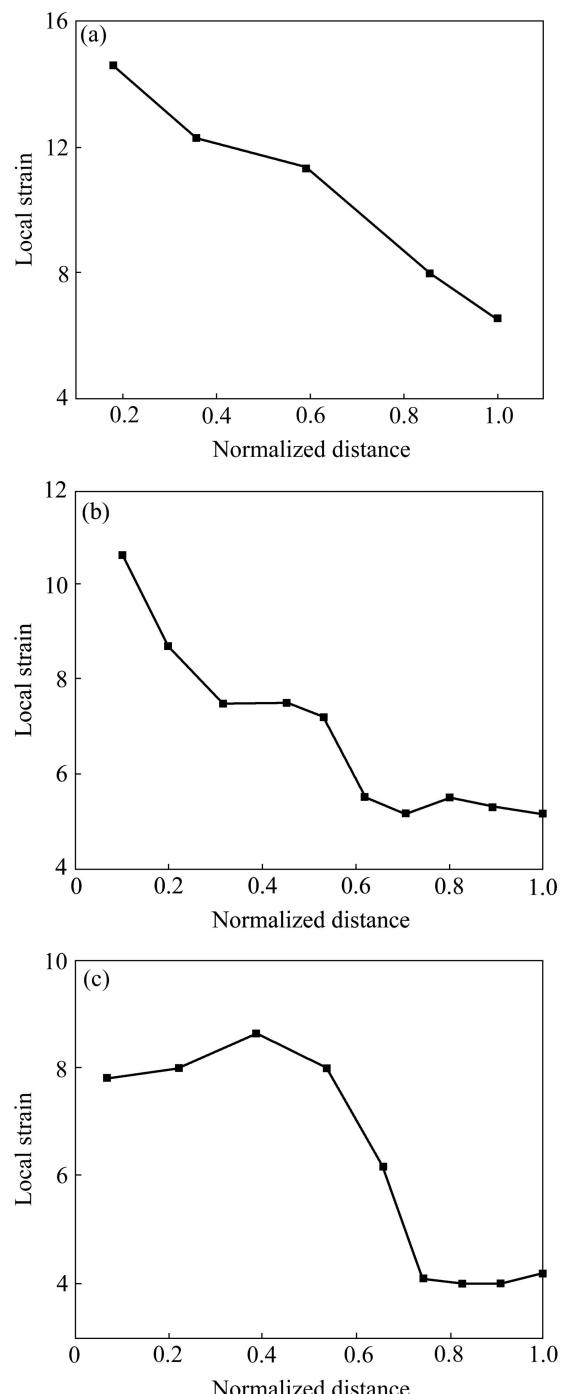


图 3 不同初始应变速率条件下 5A90 铝锂合金的局部应变与标准化距离之间的关系

Fig. 3 Relationship between local strain and normalized distance of 5A90 Al-Li alloy at different initial strain rates: (a)  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

积分数呈现上升增大的趋势。

在大的初始应变速率条件下( $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ), 纵截面空洞尺寸达到了 50 μm, 而降低初始应变速率至  $3 \times 10^{-4}$  s<sup>-1</sup> 时, 纵截面最大的空洞尺寸才接近 36 μm, 如图 6(a) 和 6(c) 所示。可见, 应变速率影响空洞的长大。不仅

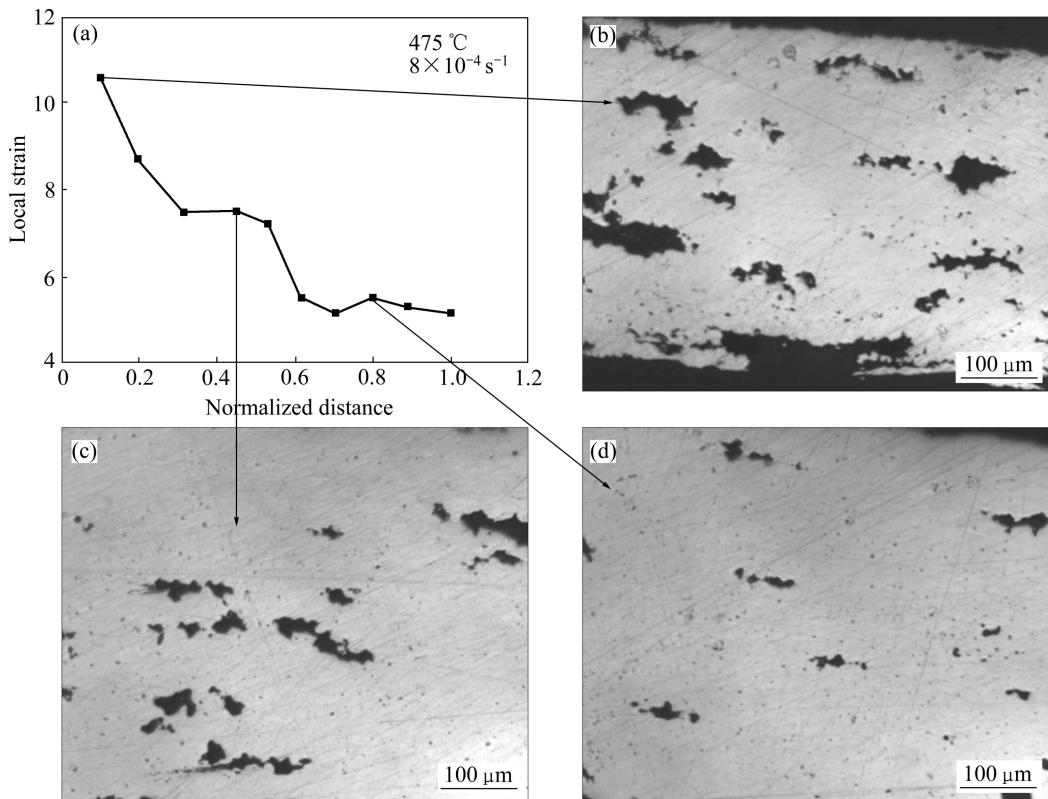


图4 初始应变速率为  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的条件下 5A90 铝锂合金局部应变的分布及纵截面的显微组织

**Fig. 4** Local strain distribution and microstructures of longitudinal section of 5A90 Al-Li alloy deformed at initial strain rate of  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ : (a) Local strain distribution; (b)  $\varepsilon=1058\%$ ; (c)  $\varepsilon=750\%$ ; (d)  $\varepsilon=550\%$

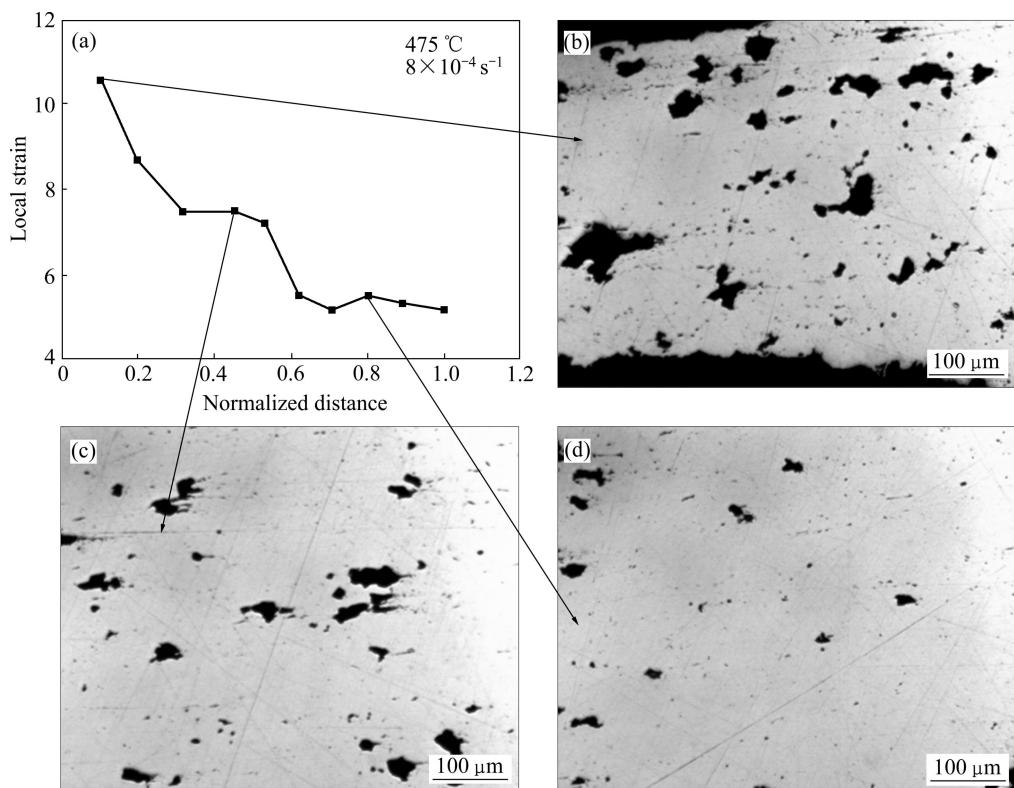


图5 初始应变速率为  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的条件下 5A90 铝锂合金局部应变的分布及横截面的显微组织

**Fig. 5** Local strain distribution and microstructures of transverse section of 5A90 Al-Li alloy at initial strain rate of  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ : (a) Local strain distribution; (b)  $\varepsilon=1058\%$ ; (c)  $\varepsilon=750\%$ ; (d)  $\varepsilon=550\%$

如此,在大的初始应变速率条件下空洞纵截面空洞尺寸 $d_L$ 大于横截面的空洞尺寸 $d_T$ ,如图6(a)所示。随着初始应变速率的减小,开始呈现相反的趋势,在初始应变速率为 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时,随着局部应变的增加,横截面与纵截面的空洞尺寸大小出现交叉上升的趋势,如图6(b)和6(c)所示。

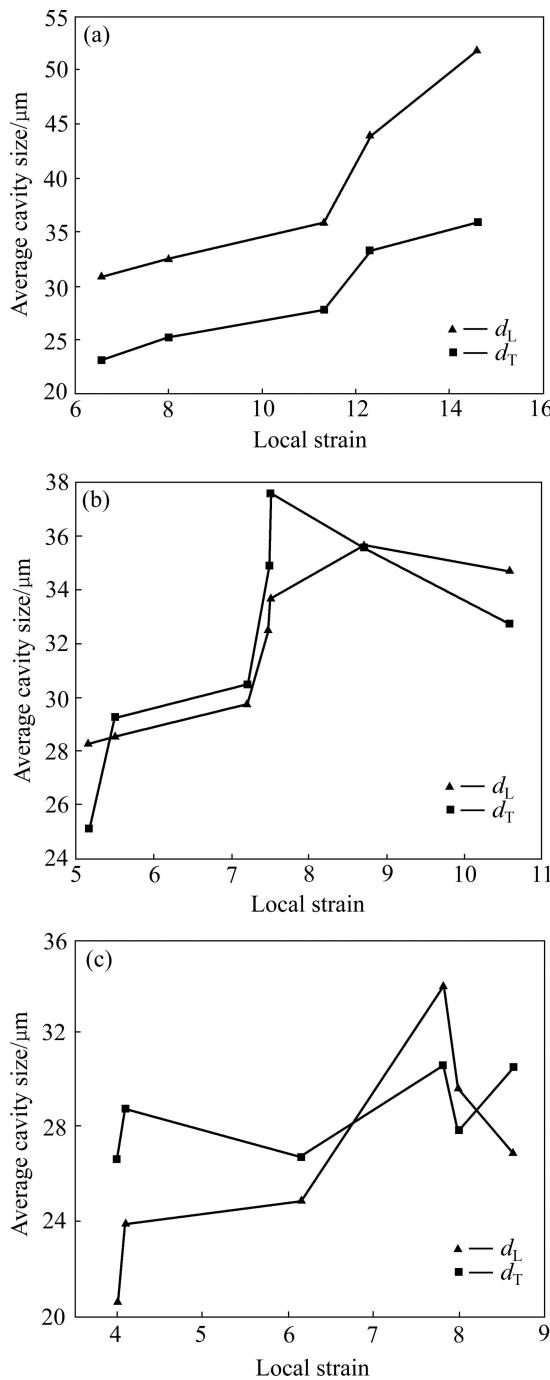


图6 不同初始应变速率条件下5A90铝锂合金局部应变与空洞平均尺寸的关系

**Fig. 6** Relationship between local strain and average cavity size of 5A90 Al-Li alloy deformed at different initial strain rates: (a)  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

在同一初始应变速率下,对比横截面与纵截面的空洞体积分数 $f_T$ 、 $f_L$ 发现,只有在大的初始应变速率下,如 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,纵截面的空洞体积分数 $f_L$ 大于横截面的空洞体积分数 $f_T$ ,且纵截面的空洞体积分数 $f_L$ 最大超过了20%,如图7(a)所示。而当初始应变速率减小后,如 $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,随着局部应变的

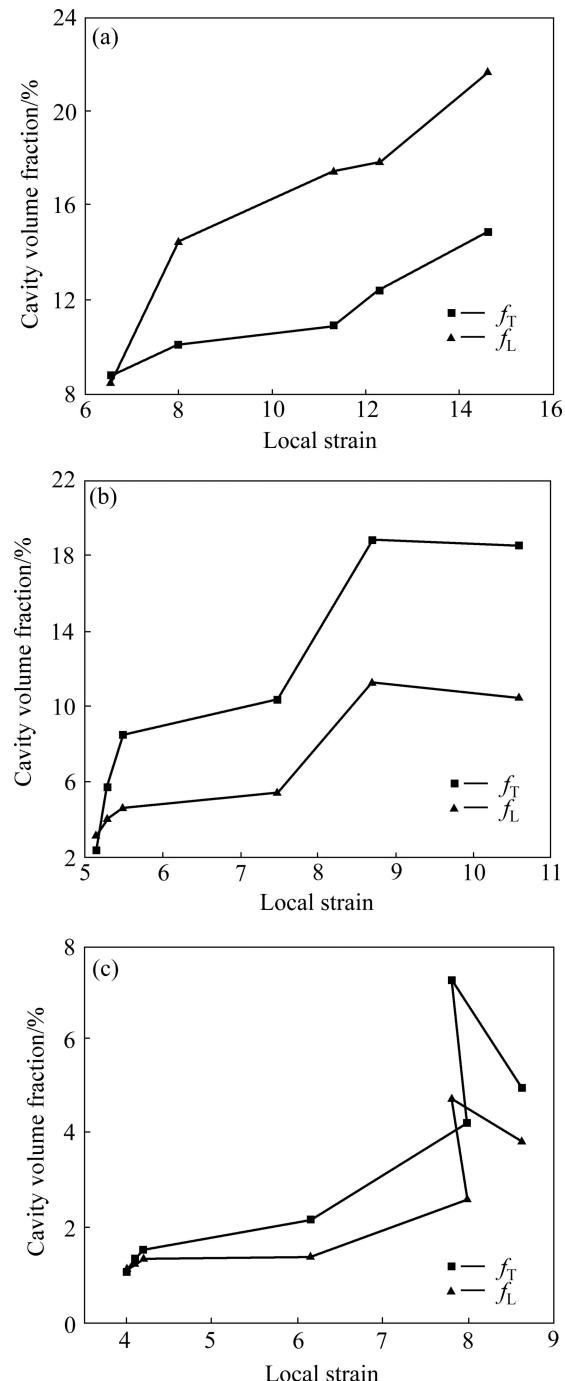


图7 不同初始应变速率条件下5A90铝锂合金局部应变与空洞体积分数的关系

**Fig. 7** Relationship between local strain and cavity volume fraction of 5A90 Al-Li alloy deformed at different initial strain rates: (a)  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

增大, 纵截面的空洞体积分数  $f_L$  小于横截面的空洞体积分数  $f_T$ , 如图 7(b)和 7(c)所示。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 局部应变分布

组织超塑性材料因其具有较高的应变敏感性指数  $m^{[11]}$ , 从而在超塑性变形阶段可以抵抗材料的颈缩, 获得大的伸长率。但应变敏感性指数  $m$  值通常小于 1, 这样当超塑性变形量较大时, 不可避免地将沿拉伸试样长度方向产生应变的梯度分布, 即拉伸试样中间部位的局部应变较大, 而靠近肩部区域的局部应变较小, 如图 3 所示。将变形断裂后一半试样的局部应变 (Local strain,  $S_L$ ) 除以该试样总的工程应变 (Engineering strain,  $S_E$ ), 并将该值与标准化距离的关系绘制成如图 8 所示的曲线图, 便可以清楚地显示出应变沿标距长度方向分布的不均匀性。

由文献[12-13]报道可知, 在变形的初始阶段, 局部应变沿着变形区域分布是均匀的。而本次实验中, 在 475 °C, 通过改变初始应变速率将试样拉断后, 得到的结果如图 3 和 8 所示, 局部应变沿拉伸阶段呈梯度分布。由图 8 可知, 随着标准化距离的增大,  $S_L/S_E$  的值不断减小, 在标准化距离小于 0.6 的区域,  $S_L/S_E > 1$ , 这主要是由于这些区域大的局部应变和比较多的空洞所致。在标准化距离大于 0.6 的靠近样品肩部区域,  $S_L/S_E < 1$ , 这主要是由于肩部的存在限制了这些区域的变形及部分肩部的金属流动到这些区

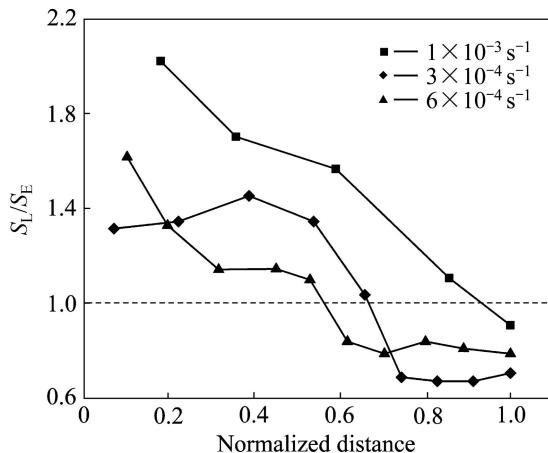


图 8 不同的初始应变速率条件下 5A90 铝锂合金局部应变 ( $S_L$ ) 与总的工程应变 ( $S_E$ ) 之比与标准化距离之间的关系

Fig. 8 Relationship between ratio of local strain to total engineering strain ( $S_L/S_E$ ) and normalized distance of 5A90 Al-Li alloy deformed at different initial strain rates

域。这种应变分布不均匀本身易在材料内部引起空洞现象。

局部应变量的梯度分布, 导致试样实际应变速率也成梯度分布。因而可以得到不同初始应变速率条件下各局部应变区域对应的实际局部应变速率, 如图 9 所示。在不同的初始应变速率条件下, 接近断口处(局部应变最大)的局部应变速率大于肩口处的局部应变速率, 且大于变形的初始应变速率。如图 9 中, 初始应变速率为  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 在接近断口处, 即局部应变最大时, 其实际的局部应变速率高达  $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。因而, 475 °C 下, 合金在不同的初始应变速率下进行拉伸时, 局部应变与实际局部应变速率均沿拉伸方向呈梯度分布。

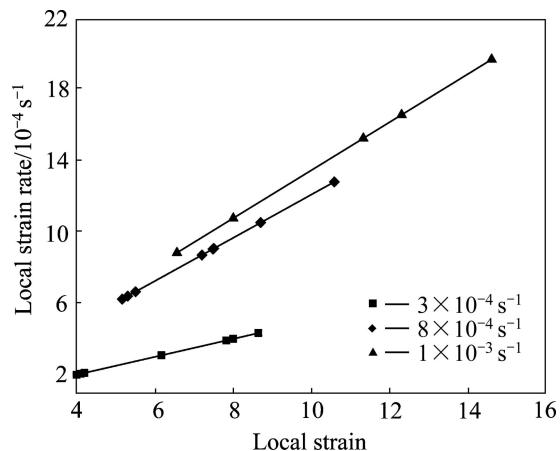


图 9 不同的初始应变速率条件下 5A90 铝锂合金通过计算 (局部应变除以时间) 得到的局部应变速率

Fig. 9 Variation of local strain rate (calculated on basis of rate and time elapsed in testing) with local strain of 5A90 Al-Li alloy deformed at different initial strain rates

#### 3.2 局部应变分布对空洞演化的影响

从图 6 和 7 可知, 随着局部应变的增大, 空洞的体积分数、尺寸随之增大, 由此可见, 空洞的长大与应变呈依存关系。这与 MILLER 等<sup>[14]</sup>的研究有着相似的结果。在超塑性变形的初始阶段, 在局部应变速率较高的区域, 应力会在三叉晶界及与第二相晶界处产生较多的集中, 为释放这些应力集中, 空洞易于在此成核。由于 5A90 铝锂合金超塑变形存在应变局部化的特点, 导致在接近断口处, 局部应变量与晶粒尺寸增大<sup>[10]</sup>, 而空洞本身易于在相对粗大的晶粒处形成。与此同时, 如图 9 所示, 断口处的局部应变速率很高, 5A90 铝锂合金高的应变速率敏感性使此处的流动应力增大, 从而降低可以长大空洞的临界尺寸, 为空洞的形核与长大提供了有利的条件。随着变形的进行,

在塑形变形的最后阶段, 空洞除了本身的尺寸增大外, 还可以通过聚合或者连接汇集成大的空洞, 如图 4 和 5 所示, 个别空洞通过聚合或连接汇集成较大的空洞, 在纵截面尺寸高达  $90 \mu\text{m}$ , 最后断裂。在这些条件的共同作用下, 在局部应变大的区域(局部应变速率较高)空洞的尺寸和体积分数都较大。

一般认为超塑性变形过程中空洞长大的机制有两种: 一种是应力促进空洞沿晶界扩散的长大机制; 另一种是空洞周围材料的塑性变形引起空洞长大的机制<sup>[15]</sup>。空洞的长大机制与空洞的尺寸以及应变速率也有很大的关系。在空洞尺寸小且应变速率小的条件下, 空洞以扩散长大机制为主, 而在空洞尺寸大, 应变速率较大时, 空洞主要为塑性变形控制的长大机制<sup>[14, 16]</sup>。在同一局部应变处, 样品的横截面垂直于拉伸轴方向, 无应力作用, 空洞主要为扩散控制的长大机制, 因而在截面上的空洞大多数具有球形的形貌, 如图 5 所示。而样品的纵截面受应力作用, 空洞主要为塑性变形控制的长大机制, 空洞主要具有不规则的形貌, 一般沿拉伸方向伸长, 如图 4 所示。当初始应变速率为  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 局部的实际应变速率也较大(如图 9), 空洞的长大机制以塑性变形控制为主, 存在较大的流变应力, 各局部应变区域的塑性流动方向朝着 RD 方向。而样品横截面仍然是扩散控制的空洞长大机制, 因而在在同一局部应变区域, 横截面的空洞尺寸小于纵截面的空洞尺寸, 如图 6(a)所示。降低样品的初始应变速率 ( $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  和  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) 后, 空洞以扩散控制的长大机制为主, 只有在靠近试样断口处, 由于局部应变和应变速率都较高, 应力较大, 塑性变形控制的空洞长大机制才占了主导地位, 使靠近试样断口局部应变区域纵截面的空洞尺寸要略大于横截面的, 如图 6(b)和(c)所示。

## 4 结论

1) 5A90 铝锂合金超塑性变形存在应变局部化的特点, 靠近断口处应变量大, 而靠近肩部处应变量小。在初始应变速率为  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 接近断口处的局部应变高达 1490%, 而接近肩部处应变才 650%。

2) 随着局部应变的增大, 空洞的尺寸与体积分数也增大。改变初始的应变速率, 在同一局部应变区域, 对比横纵截面空洞形貌, 横截面空洞主要呈现球形且分布均匀, 以扩散控制长大为主; 纵截面空洞呈现条状且不规则, 以塑性变形控制长大为主。

3) 在不同的初始应变速率条件下, 其实际的应变

速率沿拉伸长度方向呈梯度分布。在较大的应变速率条件下( $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ), 其实际应变速率最高达  $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 空洞以塑性变形控制为主要的长大机制, 在此条件下, 所有应变区域横截面的空洞尺寸与体积分数小于纵截面的。而当应变速率降低( $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  和  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ )时, 只有接近断口处其实际应变速率才较大, 空洞的长大机制以扩散控制为主, 且在这些某些区域, 样品纵截面的空洞尺寸与体积分数才大于横截面的。

## REFERENCES

- [1] 叶凌英. 细晶铝锂合金板材的制备原理、技术及超塑性变形行为[D]. 长沙: 中南大学, 2010: 23–25.  
YE Ling-ying. Fine grain aluminum alloy sheet preparation principle, technology and superplastic deformation behavior[D]. Changsha: Central South University, 2010: 23–25.
- [2] BAE D H, GHOSH A K. Cavity growth during superplastic flow in an Al-Mg alloy: I. Experimental study[J]. Acta Materialia, 2002, 50(5): 993–1009.
- [3] BAE D H, GHOSH A K. Cavity formation and early growth in a superplastic Al-Mg alloy[J]. Acta Materialia, 2002, 50(3): 511–523.
- [4] BAE D H, GHOSH A K. Cavity growth during superplastic flow in an Al-Mg alloy: II. An improved plasticity based model[J]. Acta Materialia, 2002, 50(5): 1011–1029.
- [5] DU Ning-ning, QI Yue, KRAJEWSKI P E, BOWER A F. Aluminum  $\Sigma 3$  grain boundary sliding enhanced by vacancy diffusion[J]. Acta Materialia, 2010, 58(12): 4245–4252.
- [6] KAWASAKI M, XU Cheng, LANGDON T G. An investigation of cavity growth in a superplastic aluminum alloy processed by ECAP[J]. Acta Materialia, 2005, 53(20): 5353–5364.
- [7] FIGUEIREDO R B, TERZI S, LANGDON T G. Using X-ray microtomography to evaluate cavity formation in a superplastic magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 2010, 58(17): 5737–5748.
- [8] PANCHOLI V, KASHYAP B P. Effect of local strain distribution on concurrent microstructural evolution during superplastic deformation of Al-Li 8090 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 351(1/2): 174–182.
- [9] 郑大伟. 1420 铝锂合金板材的超塑性变形行为及机理[D]. 长沙: 中南大学, 2010: 23–24.  
ZHENG Da-wei. The superplastic deformation behavior and mechanism of 1420 Al-Li alloy[D]. Changsha: Central South University, 2010: 23–24.
- [10] 吴诗惇. 金属超塑性变形理论[M]. 北京: 国际工业出版社, 1997: 102–104.

- WU Shi-dun. The superplastic deformation theory of metal[M]. Beijing: International Industry Press, 1997: 102–104.
- [11] 彭大暑. 金属塑性加工原理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2004: 162–165.
- PENG Da-shu. Metal plastic processing principle[M]. Changsha: Central South University Press, 2004: 162–165.
- [12] MOHAMED F A, LANGDON T G. Flow localization and neck formation in a superplastic metal[J]. *Acta Metallurgica*, 1981, 29(5): 911–920.
- [13] WANG Z C, RIDLEY N, DAVIES T J. Simulation of cavity growth in ceramic materials during superplastic deformation[J]. *Scripta Materialia*, 1997, 36(5): 579–584.
- [14] MILLER D A, LANGDON T G. A cavity growth diagram for high temperature creep[J]. *Scripta Metallurgica*, 1980, 14(2): 179–182.
- [15] 陈浦泉. 组织超塑性[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1988: 35–40.
- CHEN Pu-quan. Organization superplastic[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1988: 34–40.
- [16] CHOKSHI M J. A model for diffusional cavity growth in superplasticity[J]. *Acta Materialia*, 1987, 35(5): 1089–1101.

(编辑 李艳红)