

[文章编号] 1004- 0609(2000)06- 0853- 06

Al-Mg 合金动态再结晶诱发超塑性时的空洞行为^①

刘 腾¹, 刘 冰², 雷 毅¹, 刘志义¹

(1. 石油大学(华东) 机电工程系, 东营 257062; 2. 石油大学(华东) 应用物理系, 东营 257062)

[摘 要] 在 Al-Mg 合金超塑变形过程中, 发现了一类反常的空洞演化规律, 也就是空洞随真应变的增加而呈现“波浪型”的演化规律。通过对微观组织特征和力学性能曲线的综合分析, 认为这种特殊的空洞演化规律, 主要是动态再结晶所致, 也就是动态再结晶对空洞生长具有抑制作用。通过对空洞形貌的定量图像分析, 还得到了新的空洞演化模型。

[关键词] Al-Mg 合金; 动态再结晶; 超塑性; 空洞演化规律

[中图分类号] TG 146. 2

[文献标识码] A

空洞是超塑变形中的一种特殊组织, 在超塑性的理论研究上, 它作为影响超塑流动的一个控制因素, 其形核及演化规律对超塑变形机理、超塑性能的发挥等, 起着重要作用, 因而空洞方面的研究始终受到研究者们的关注, 并取得了一系列的研究进展^[1~12]。空洞研究对超塑成形工艺同样具有重要意义, 超塑成形后材料中空洞的数量、形态及分布在很大程度上影响着零件的力学性能, 研究空洞在超塑变形中的形核及生长规律, 对制定超塑加工工艺具有重要的指导意义。近年来, 有关空洞的研究取得了新的进展, Blandin 等人研究了晶界行为对空洞的影响^[1], Tanaka 等人基于进行有限元计算的需要, 推导了包括晶粒长大和空洞长大两大因素在内的超塑流动基本方程, 由该方程计算所得的理论数据与实验数据吻合得相当好^[2]。

近年来动态再结晶诱发超塑性引起人们的关注, 但有关动态再结晶诱发超塑性中空洞行为的研究, 尤其是动态再结晶对空洞行为的影响, 很少有文献进行报道。本文作者在进行动态再结晶诱发超塑性的研究中, 重点研究了空洞的行为规律, 并且发现, 在超塑变形过程中, 动态再结晶与空洞行为有密切关系, 基于这种认识, 结合具体的实验数据, 对已有的空洞生长模型进行了修正。

1 实验材料与方法

实验所用两种材料的化学成分为: Al10% Mg-0.5% Mn(编号为 A), Al6% Mg-0.5% Mn(编号为

B)。将两种材料真空熔炼后浇铸成 45 mm 厚的合金锭, 再经机加工减薄至 35 mm。合金 A 经 430 °C, 24 h 均质处理, 300 °C 热轧至 20 mm, 250 °C 温轧至 1.5 mm; 合金 B 经 400 °C, 24 h 均质处理, 250 °C 热轧至 20 mm, 200 °C 温轧至 1.8 mm。最后得到的轧制板材用线切割沿轧向加工成拉伸试样, 见图 1。拉伸实验在 Instron 8032 型三段控温电子拉伸机上进行, 拉伸方向(Tensile direction)与轧制方向重合, 温度误差 ± 1 °C。拉伸前试样保温 10 min, 拉伸结束后立即水淬冷却, 用金相显微镜观察空洞低倍形貌, 采用平均截线长度法测得晶粒尺寸大小($d_{//}$ 表示平行拉伸方向, d_{\perp} 表示垂直拉伸方向), 用 HITACHI-800 扫描电镜观察空洞的高倍形貌和断口形貌, 用德国产 Zeiss 图像分析仪做定量图像分析。

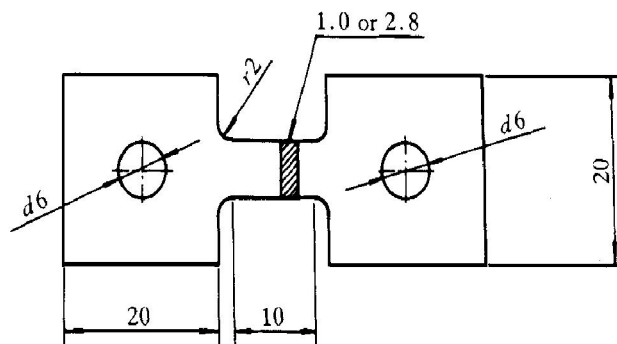


图 1 拉伸试样示意图

Fig. 1 Drawing of specimen for superplastic tensile test (unit: mm)

① [基金项目] 中国石油天然气集团公司中青年创新基金资助项目
[作者简介] 刘 腾(1977-), 男, 硕士研究生。

[收稿日期] 1999- 12- 21; [修订日期] 2000- 04- 10

2 实验结果与分析

2.1 最佳变形条件的确定

在不同的温度和应变速率下进行拉伸,以延伸率为最高时的拉伸条件为最佳变形条件。实验得到: A类合金的最佳变形条件为 300 ℃, $3.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\delta_{\text{max}} = 251\%$; B类合金的最佳变形条件为 250 ℃, $3.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\delta_{\text{max}} = 154\%$ 。图 2 所示为两类合金拉伸前的初始晶粒组织。

2.2 空洞形核

图 3 所示为 A, B 两类合金在最佳变形条件下的变形组织,从图 3 可以看出,空洞主要形成于三角晶界处;图 4 所示是超塑变形初期空洞形核的 SEM 照片,可以很明显地观察到,空洞沿着第二相

粒子附近形核。

超塑变形过程中,晶界滑动是主要变形机制,在三角晶界处和第二相粒子附近,晶界滑动不易进行,若其它协调机制来不及缓解在这些部位的应力集中,则在这些部位便产生了尺寸较小的空洞,也就是空洞的形核。有关空洞形核的观察结果与超塑性理论的空洞形核理论部分是一致的。

2.3 空洞生长与演化

已有的有关空洞生长演化的研究,都观察到空洞的数量随变形量的增大而单调地增加,通过数学上的推导,可以得到空洞面积分数与真应变间呈指数关系^[1, 4, 12]。本文作者在研究空洞演化与应变量间的关系时,却发现一类反常现象,即在变形初期,空洞数量随变形量的增加而有少许增加,在达到某一应变量时,发现空洞数量不但不增长,反而

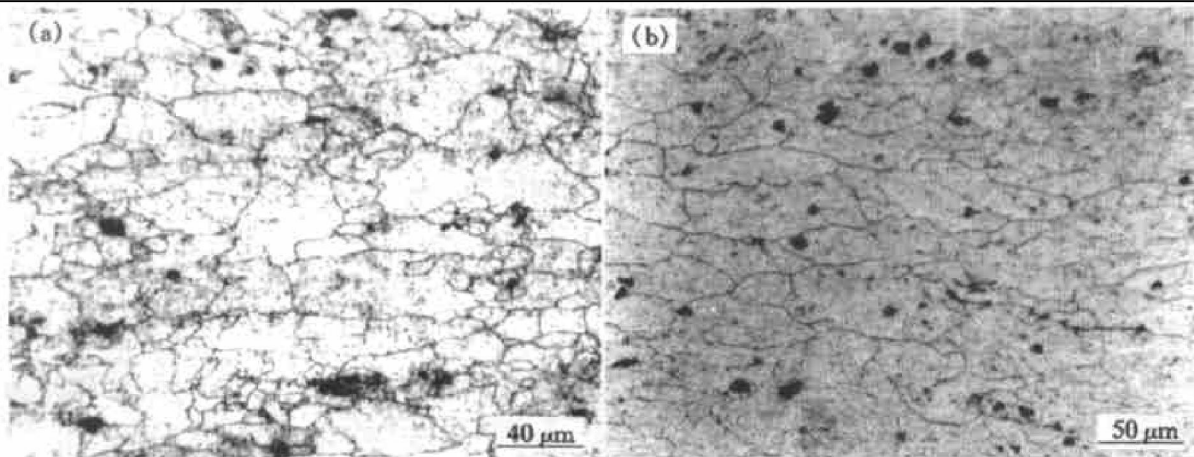


图 2 两类合金的初始组织

Fig. 2 Initial microstructures of two alloys

(a) —Alloy A, $d_{//} = 22.4 \mu\text{m}$, $d_{\perp} = 14.3 \mu\text{m}$; (b) —Alloy B, $d_{//} = 32.6 \mu\text{m}$, $d_{\perp} = 16.9 \mu\text{m}$

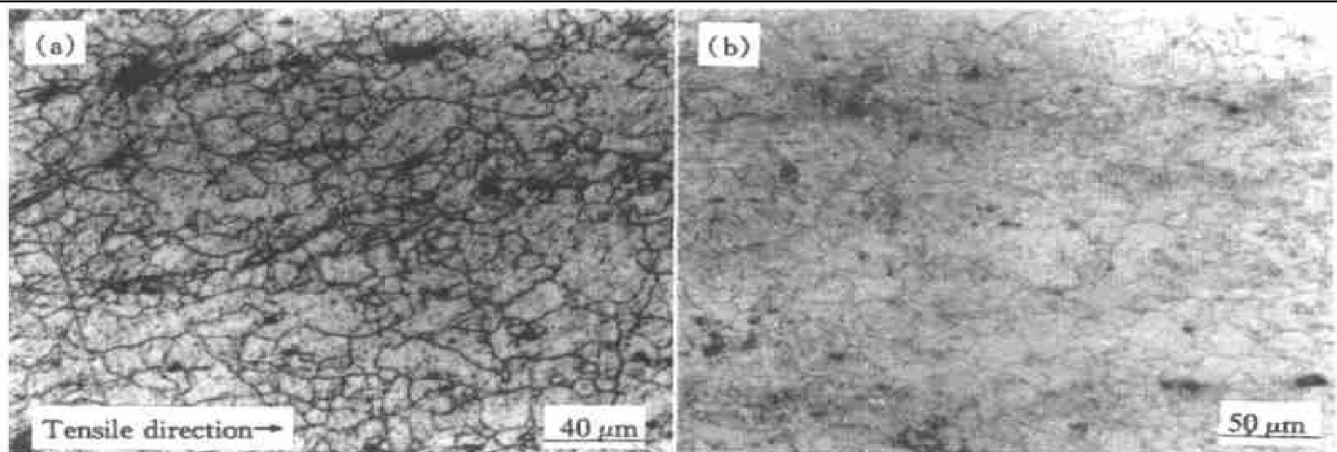


图 3 两类合金的变形组织

Fig. 3 Deformed microstructures of two alloys

(a) —Alloy A, 300 ℃, $3.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 0.2$, $d_{//} = 14 \mu\text{m}$, $d_{\perp} = 9.7 \mu\text{m}$;

(b) —Alloy B, 250 ℃, $3.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 0.12$, $d_{//} = 12.7 \mu\text{m}$, $d_{\perp} = 9.7 \mu\text{m}$

随着应变量的增加而逐渐减小并达到一个低谷值, 随后, 随变形量的增加, 又从低谷值逐渐增大, 呈现一个波浪型的演化规律。

图 5 和 6 所示分别是 A, B 两类试样两种不同应变变量时的空洞形貌, 由定量图像分析得到的空洞面积分数(f)、空洞平均直径(\bar{d})的具体数值列于图后。可以发现, 对于 A, B 两类合金, 都存在空洞在应变变量达到一定数值时受到抑制的现象。从定量图像分析可以得到两类合金的空洞面积分数与真应变的关系曲线(图 7 中实线)。

图 8 所示为 A, B 类合金在最佳变形条件下的拉伸曲线。通过对组织演变和力学拉伸曲线的综合分析, 我们认为, 这种空洞在一定应变变量范围内受到抑制的主要原因是由于动态再结晶的发生。由图 3 可以看出, 动态再结晶也主要发生在三角晶界和

第二相粒子附近, 与空洞的形核部位基本相同, 随着动态再结晶的进行, 在这些部位, 由于新生细小晶粒的出现, 使变形易于协调进行, 同时降低了应力集中, 由此, 空洞形核和生长的驱动力被大大削弱, 表现出空洞形核和生长被抑制。由拉伸曲线与图 7 的比较也可以看出, 发生明显软化时的真应变, 也对应发生了充分的动态再结晶的真应变, 与空洞的演化受到抑制的真应变是基本一致的。已有的空洞生长模型存在许多不足。文献[12]作者应用变分原理和 Rayleigh-Ritz 方法, 推导了在超塑性单向拉伸时在材料中的孤立空洞的长大情况, 得到孤立空洞的半径增长与真应变的关系式:

$$r = r_0 \exp[D(\epsilon - \epsilon_0)] \quad (1)$$

式中 ϵ_0 —初始真应变; ϵ —真应变; r_0 —对应 ϵ_0 的空洞半径; r —对应 ϵ 的空洞半径; D —与材料

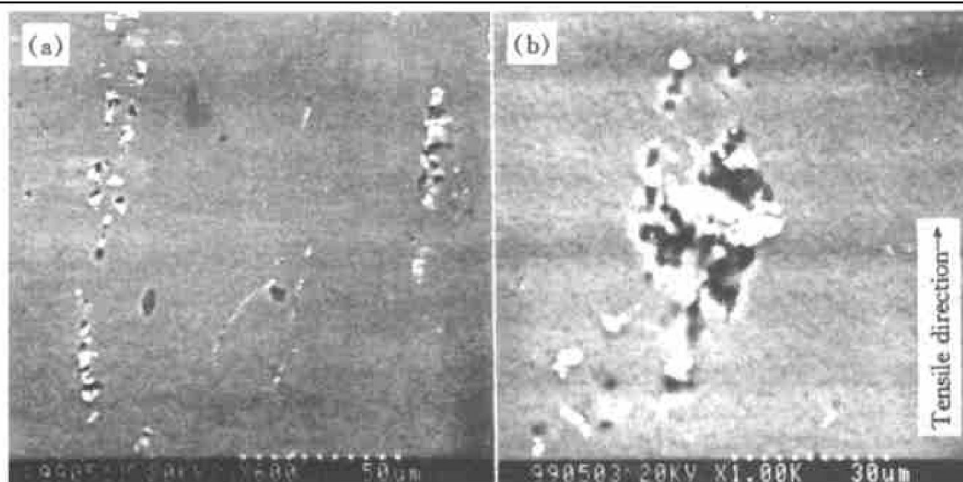


图 4 空洞形核 SEM 照片

Fig. 4 SEM pictures of cavity nucleation

(a) —Alloy A, 300 °C, $3.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 0.2$; (b) —Alloy B, 250 °C, $3.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 0.12$

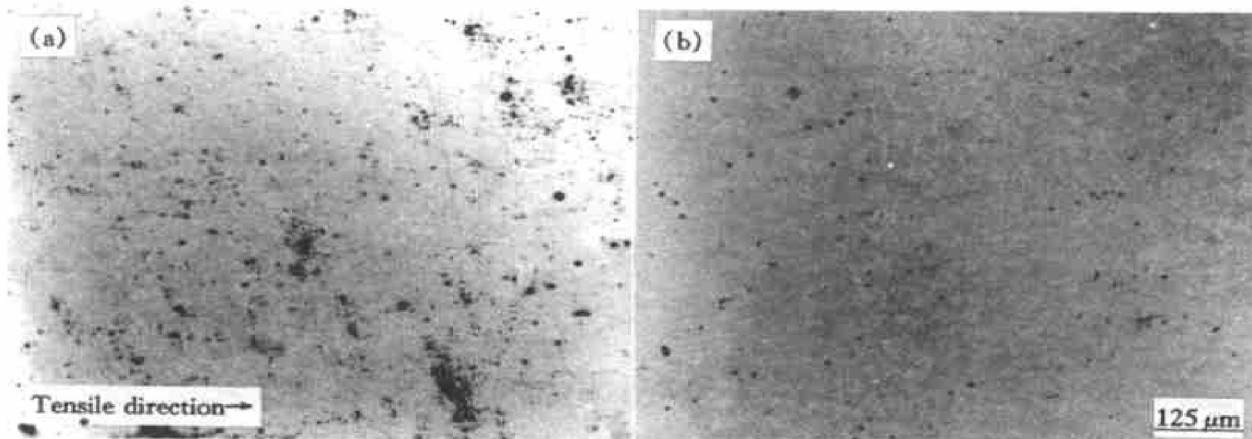


图 5 A 类合金在最佳变形条件下不同真应变时的空洞形貌

Fig. 5 Micrographs of cavities of alloy A after deformation under optimal condition to different tensile true strains

(a) —True strain $\epsilon = 0.2$, area fraction $f = 0.71\%$, $\bar{d} = 5.5 \mu\text{m}$; (b) — $\epsilon = 0.42$, $f = 0.21\%$, $\bar{d} = 4.25 \mu\text{m}$

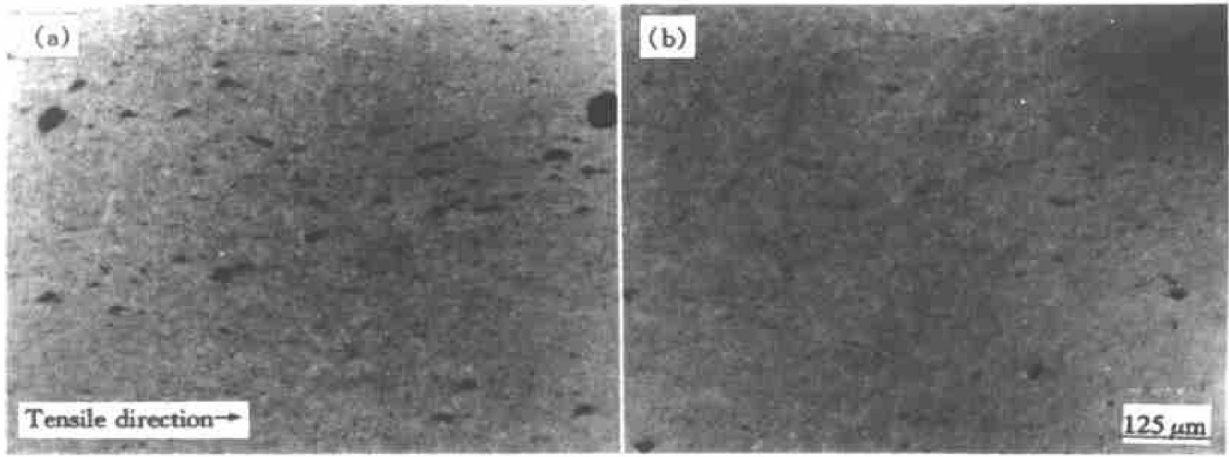


图6 B类合金在最佳变形条件下不同真应变时的空洞形貌

Fig. 6 Micrographs of cavities of alloy B after deformation under optimal condition to different tensile true strains

(a) — $\epsilon = 0.12$, $f = 0.50\%$, $\bar{d} = 7 \mu\text{m}$; (b) — $\epsilon = 0.34$, $f = 0.29\%$, $\bar{d} = 5.25 \mu\text{m}$

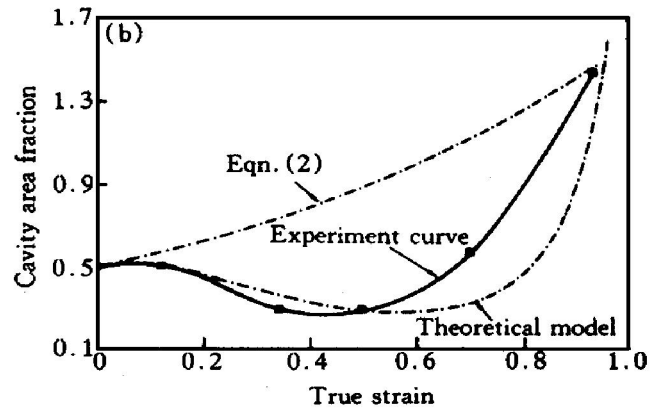
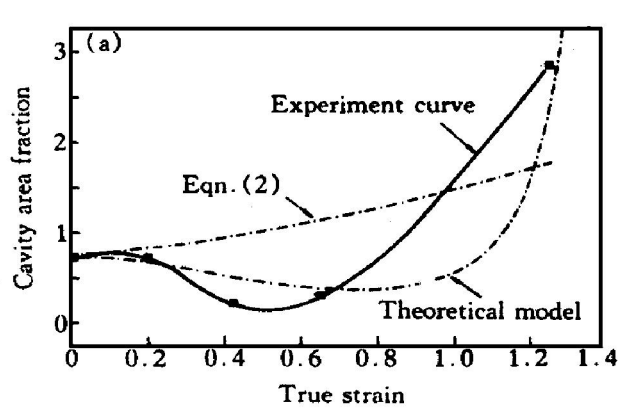


图7 f-ε曲线

Fig. 7 Curves of area fraction vs true strain

(a) — Alloy A; (b) — Alloy B

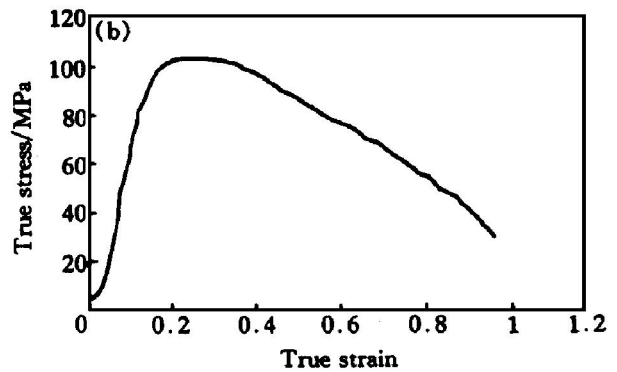
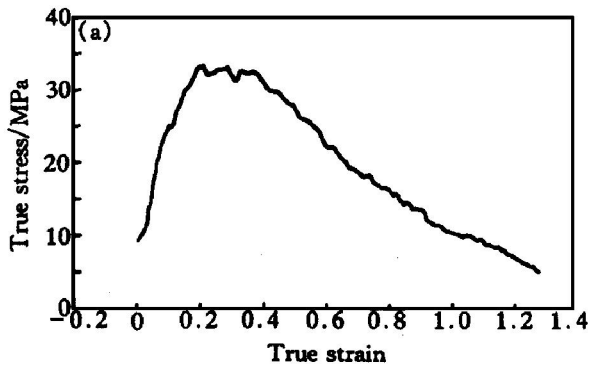


图8 真应力-真应变曲线

Fig. 8 True stress vs true strain curve under optimal deformation conditions

(a) — Alloy A; (b) — Alloy B

有关的常数。

上式的推导过程中，作者将超塑流变速度场进行合理的分解，分别计算各部分的演化规律，最后叠加并用变分原理和 Rayleigh-Ritz 法进行推算，具

有一定的合理性。但式(1)也明显存在不足，首先它只考虑了单个空洞的生长情况，却忽略了在实际构件中邻近空洞和晶界等对其生长的限制作用，其次，式(1)只考虑了诱发空洞长大的因素，但实际

上空洞还存在许多弥合和抑制因素, 比如晶粒的三维重排^[5], 还有本文上面提到的动态再结晶等。由式(1)出发, 可以求得空洞面积分数与真应变具有相似的关系, 如式(2):

$$f = f_0 \exp[D'(\epsilon - \epsilon_0)] \quad (2)$$

式中 ϵ, ϵ_0 一同式(1); f_0 一对应 ϵ_0 时的空洞面积分数; f 一对应 ϵ 时的空洞面积分数; D' 一与材料有关的常数。

前面提到了式(1)存在的不足, 由于同样的原因, 导致了式(2)不能解释空洞的定量分析结果(为了便于比较, 式(2)所表示的曲线也绘在图7中, 用 Eqn. (2) 进行标识), 因此, 对式(2)必须进行修正。对式(2)两边取自然对数, 便得到 $\ln f$ 与 ϵ 之间的线性关系, 而通过对定量图像分析结果进行处理, 并绘制 $\ln f - \epsilon$ 关系曲线, 发现其具有三次曲线特征, 因此, 可以将式(2)修正如下:

$$f = f_0 \exp[C + D(\epsilon - \epsilon_0) - E(\epsilon - \epsilon_0)^2 + F(\epsilon - \epsilon_0)^3] \quad (3)$$

式中 $\epsilon, \epsilon_0, f_0, f$ 一同式(2); C, D, E, F 一与材料有关的待定常数。

根据图7中的实验数据, 考虑到 $\epsilon_0 = 0$, 我们回归得到了式(3)中的待定系数。对合金 A: $C = 0, D = 0.7498, E = 5.50813, F = 4.53313$; 对合金 B: $C = 0, D = 1.175, E = 9.578, F = 10.0481$ 。将这些系数带入式(3)中, 计算出的理论数据示于图7中的虚线。可以看出, 理论与实验值基本吻合。

分析式(3)指数项中的各项可知, $(\epsilon - \epsilon_0)$ 的一次方项与式(1)中的意义相同, 反映了变形初期空洞数量较少, 近似等于独立发展的情况, 二次方项

由于系数为负, 在 ϵ 达到一定数值时将体现出抑制空洞生长因素的作用, 在这里主要是动态再结晶的作用; 三次方项在 ϵ 较大时发挥明显作用, 可以认为是超塑变形后期空洞相互连接迅速长大的体现。空洞在超塑变形中的演化就是这三方面因素相互制约、相互协调的综合效果。这样, 式(3)就有了更广泛的使用范围, 也更贴近空洞演化的实际情况。它对超塑成形工艺的制订也具有重要的指导意义, 利用式(3)研究待加工材料空洞演化规律, 找到空洞数量为最低时的应变变量, 以此应变变量进行实际的超塑成形加工, 使零件的使用性能达到最佳。

2.4 空洞连接与断裂

图9(a)所示为拉伸断口附近的空洞形貌, 图9(b)所示为空洞连接 SEM 形貌。由图可以看出, 空洞主要是沿着轧制方向的纵向连接, 在纵向连接达到一定程度后, 也发生垂直轧制的横向连接, 最终导致试样的断裂。

3 结论

- 1) 动态再结晶诱发超塑性的研究中, 空洞的生长、演化并非随应变量的增加而单调增长, 而是呈现“波浪型”的演化规律。
- 2) 这种空洞在某一阶段变形中受到抑制的现象, 主要是由于动态再结晶的发生。动态再结晶优先在三角晶界及第二相粒子附近发生, 使这些部位的变形得以协调, 应力集中得到缓和, 从而降低了空洞形核与生长的驱动力, 使空洞演化受到抑制。
- 3) 修正了已有的空洞生长模型, 并给出较普

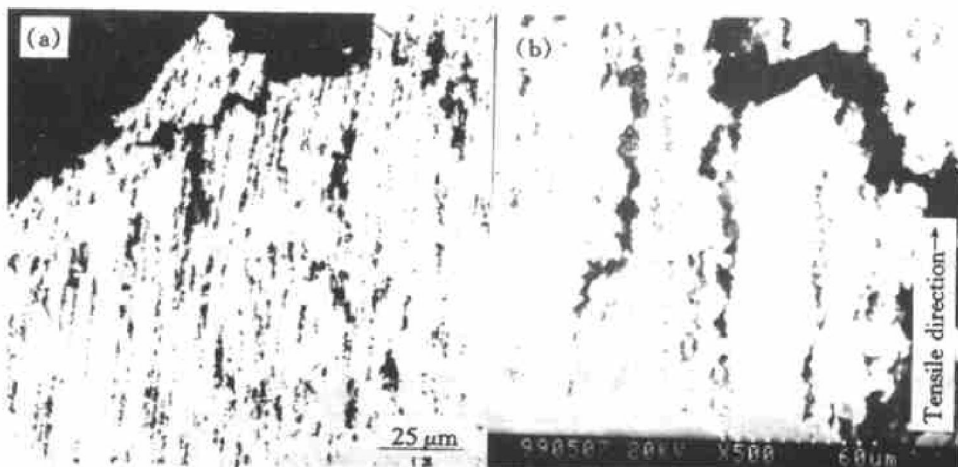


图9 空洞连接形貌

Fig.9 Photos of cavity-linking

(a) —Micrograph of cavity near the fracture; (b) —SEM picture

遍的形式:

$$f = f_0 \exp[C + D(\varepsilon - \varepsilon_0) - E(\varepsilon - \varepsilon_0)^2 + F(\varepsilon - \varepsilon_0)^3]$$

致谢

本文工作得到东北大学徐建忠老师, 中南工业大学孟力平老师以及石油大学(华东)王京红老师的大力支持, 在此一并表示感谢。

[REFERENCES]

- [1] Blandin J J, Hong B, Varloteaux A, et al. Effect of the nature of grain boundary regions on cavitation of a superplastically deformed aluminium alloy [J]. Acta Mater, 1996: 2317.
- [2] Tanaka E, Murakami S and Ishikawa H. Constitutive modeling of superplasticity taking account of grain and cavity growth [J]. Mater Sci Forum, 1997: 21.
- [3] WANG Shu-yun(王淑云), ZHANG Xiao-bo(张晓博) and CUI Jian-zhong(崔建忠). The research of superplasticity in AlMgMnZr [J]. Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术), 1997, 25(4): 33.
- [4] LIU Yu-mei(刘玉梅), ZHAO You-chang(赵友昌) and YU Wen-xue(于文学). Effect of strain modes on cavity growing in AlLi alloy during superplastic deformation [J]. Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1996, 32(12): 1238.
- [5] LIU Zhi-yi(刘志义), CUI Jian-zhong(崔建忠) and BAI Guang-run(白光润). A study on 3D grain rearrangement in superplastic deformation [J]. Rare Metal Mater and Engi(稀有金属材料与工程), 1995, 24(5): 28.
- [6] LIU Qing(刘庆), LIU Zhen-gang(刘镇钢) and YAO Mei(姚枚). Cavitation and residual strength of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy after superplastic deformation, [J]. Acta Metallurgica Sinica A(金属学报), 1993, 29(9): A407.
- [7] LIU Zhi-yi(刘志义), CUI Jian-zhong(崔建忠) and BAI Guang-run(白光润). Effect of current pulse on superplasticity and fracture behaviour of 2091 Al-Li alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1993, 29(2): A89.
- [8] WU Yi-lei(吴一雷), QIANG Jun(强俊) and WANG Shun-cai(王顺才). Fracture behavior and fracture toughness of Al-2.5Li-1.3Cu-0.9Mg-0.13Zr alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1992, 28(7): A318.
- [9] LIAN Jian-she(连建设), GUO Wei(郭威) and LIU Yu-wen(刘玉文). Superplastic cavity growth and its influence on fracture of a LY12CZ aluminium alloy [J]. Mater Sci Prog(材料科学进展), 1991, 5(3): 215.
- [10] ZHAO You-chang(赵友昌) and LIU Yong(刘勇). A study of dislocation structures and cavity growth in AlZrMgZr alloy after superplastic deformation [J]. Metal Sci and Tech(金属科学与工艺), 1990, 9(1): 88.
- [11] MANG Weishi(莽伟时) and WANG Guo-zhi(王国志). Superplasticity of a rapidly solidified AlLi alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1990, 26(1): A8.
- [12] WU Shi-chun(吴诗淳). The Theory Of Metal's Superplasticity(金属超塑性变形理论) [M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1997. 121-128.

Cavity behavior in superplasticity induced by dynamic recrystallization of Al-Mg alloy

LIU Teng¹, LIU Bing², LEI Yi¹, LIU Zhi-yi¹

(1. Department of Mechanical Engineering, University of Petroleum (East China),

Dongying 257062, P. R. China;

2. Department of Applied Physics, University of Petroleum (East China),

Dongying 257062, P. R. China)

[Abstract] In the superplastic deformation of AlMg alloys, an abnormal type of cavity evolution is found. Cavity growth manifests "wave-type" with the increasing true strain. Based on the analyses of the microstructures and the mechanical curves of deformation, dynamic recrystallization is suggested as the main reason of this special evolution type, that is, dynamic recrystallization can restrain the growth of cavity. Through the quantitative graph analysis of cavity, a new model of the cavity evolution was presented.

[Key words] AlMg alloy; superplasticity; dynamic recrystallization; cavity evolution model

(编辑 何学锋)