

工业铝合金LY₁₂超塑变形机理

黄海冷 吴庆龄

(东北工学院)

摘要: 本文研究了LY₁₂铝合金超塑变形的机理, 用扫描电镜和光学显微镜观察了LY₁₂铝合金在超塑变形过程中的表面形貌变化, 半定量地研究了该合金超塑变形过程中的机理变化。研究表明, LY₁₂铝合金在超塑变形Ⅱ区, 其超塑变形的机理为晶界滑动, 晶界滑动对总变形的贡献为40~70%, 调节机理为晶内位错运动和扩散蠕变; 在超塑变形Ⅲ区, 晶内位错运动占主要地位, 其对总变形的贡献为60%以上。

一、前言

美国南加利福尼亚大学的Langdon教授用Zn基合金比较深入地研究了超塑变形的机理^[1], 日本的松木贤司等, 研究了加Zr的Al-Zn-Mg合金的超塑变形机理,^[2]马济民和C. Hammond等, 研究了 $\alpha + \beta$ 钛合金的超塑变形机理^[3], 这些不同合金系的超塑变形机理研究对超塑性理论和应用开发具有重要的意义。本文对工业应用最广泛的LY₁₂合金超塑变形的机理作了形貌和半定量的研究。

二、试验过程

试验用料为普通工业铝合金LY₁₂, 合金主要成分为Al-4.62Cu-1.61Mg-0.52Mn, 杂质成分为0.28Fe-0.20Si- <0.2 Zn- <0.05 Ti。

试样经最佳超塑预处理, 晶粒尺寸为5~8 μ m, 超塑延伸率接近500%, 应力对应变速率的敏感性指数的 m 值达0.5^[4]。因此, 试样在表面进行机械抛光后, 在光栅刻划机上, 在垂直于试样拉伸轴方面上, 分别刻划间距为2.5 μ m、5 μ m以及8 μ m的三组平行标志线, 单根标志线宽度小于1 μ m, 然后, 在超塑变形温度下, 分别以不同的变形速度变形到不同的变形程度, 迅速淬水冷却; 用SEM505扫描电镜和Neophot 2型光学显微镜研究试样表面超塑变形时的形貌和变形机理。

三、结果与分析

1. LY₁₂合金超塑变形中的形貌观察

LY₁₂合金试样表面变形前在垂直拉伸轴方向刻有三组平行标志线, 见图1。未参与变形的夹头部分、标志线形状和间距均无变化。

试样经过超塑变形, 其表面原平行标志线在晶界处成为折线, 这说明发生了相邻晶粒的

相对错动；有的线段与整个标志线相对转动了不同的角度，说明晶粒与晶粒之间发生了相对转动；在同一个晶粒内的两条线段之间的距离发生了不同程度上的宽化，这是由于晶内发生变形的缘故。

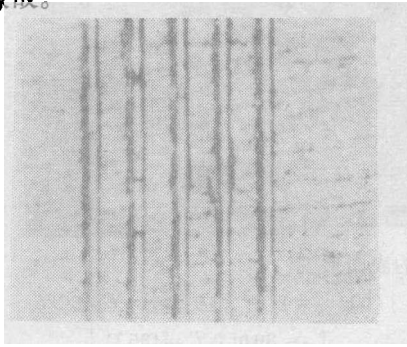


图1 未变形 $L_0 = 8\mu\text{m}$
划痕垂直于拉伸
轴向 $\times 1000$

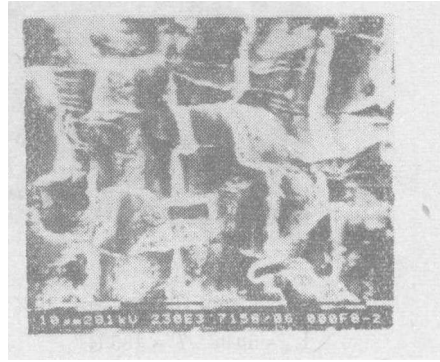


图2 $\dot{\epsilon}_0 = 8.33 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$
 $\epsilon = 72\%$ $L_0 = 5\mu\text{m}$ $T = 485^\circ\text{C}$
LY₁₂合金超塑变形的表面形貌

表面观察发现，在原始的两晶粒之间，由于变形的发展和两相邻晶粒的相对移动，逐渐出现了不规则的条状线带，即所谓的折皱带。见图2，这种折皱带发生在垂直于拉伸应力轴的晶面上，折皱带与晶粒之间有明显的沟槽。这种折皱带的形成可能是超塑变形过程中晶界滑动时发生的扩散过程^[5]，是晶界滑动时材料保持连续的一种方式，也是内部晶粒向表面将要转出的地方。

晶粒的转出对于超塑变形过程形成的空间，有的可以使其得到弥补，有的可以因此而彼此分离，从而对空间的形成和扩展连结有一定的抑制作用。

图3(a)为超塑变形的初始速率 $\dot{\epsilon}_0 = 4.17 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ ，温度为 $T = 485^\circ\text{C}$ ，变形程度 $\epsilon = 15\%$ 的表面变形的形貌；(b)为同一温度下， $\dot{\epsilon}_0 = 8.33 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ ， $\epsilon = 28\%$ 时的表面形貌。

图4(a)为 $\dot{\epsilon}_0 = 8.33 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ， $T = 485^\circ\text{C}$ ， $\epsilon = 30\%$ 时的表面形貌；(b)为同一温度下， $\dot{\epsilon}_0 = 1.67 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ ， $\epsilon = 32\%$ 时的表面形貌。

在超塑变形的II区，如图3所示，晶界发生较为广泛的滑移，晶内标志线仍保持直线状

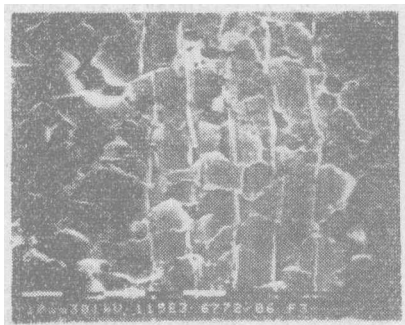
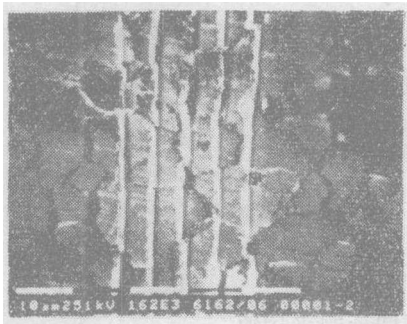


图3 超塑变形II区的表面形貌

(a) $\dot{\epsilon}_0 = 4.17 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ $\epsilon = 15\%$
 $L_0 = 5\mu\text{m}$ $T = 485^\circ\text{C}$

(b) $\dot{\epsilon}_0 = 8.33 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ $\epsilon = 28\%$
 $L_0 = 8\mu\text{m}$ $T = 485^\circ\text{C}$

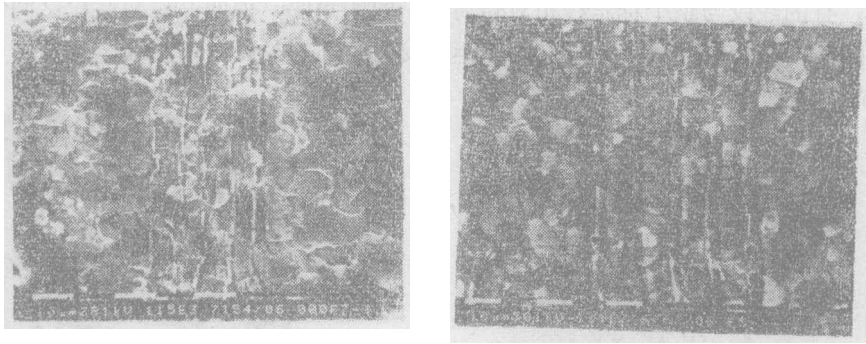


图4 超塑变形Ⅲ区的表面形貌

(a) $\dot{\epsilon}_0 = 8.33 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ $\epsilon = 30\%$
 $L_0 = 5 \mu\text{m}$ $T = 485^\circ\text{C}$

(b) $\dot{\epsilon}_0 = 1.67 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ $\epsilon = 32\%$
 $L_0 = 8 \mu\text{m}$ $T = 485^\circ\text{C}$

态，晶内两直线的间距变化很小，即晶内变形较小。而在超塑变形的Ⅲ区，如图4所示，原来平行的直线，在晶界处错动的情况比较少，大多呈弯曲状，说明晶界滑动程度显著下降，晶内的标志线随着变形速率的增加，逐渐转变成波纹线，两相邻线条的间距变大，说明晶内发生了多方位的大量的滑移，晶内变形比较严重。

2. LY₁₂合金超塑变形机理半定量测量

该实验合金在485℃，以不同的变形速率 $\dot{\epsilon}_0 = 4.17 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$, $8.33 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$, $1.67 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, $8.33 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 和 $1.67 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ ，分别变形到一定的变形程度后，进行快速冷却。然后，在光学显微镜下测量（×1000）。对各种情况随机测100个点，取平均值。

计算按照Langdon提出的公式^[1]进行。

$$\text{晶界滑动量 } \epsilon_{gb} = \frac{\psi \bar{u}}{\bar{d}} \quad (1)$$

式中： $\psi \approx 0.8$ ，因为划痕垂直于拉伸轴；

\bar{u} 为晶界处划痕的平均错动量；

\bar{d} 为平均晶粒尺寸，由截距法测定。

晶界滑动对总变形的贡献：

$$\lambda_{gb} = \frac{\epsilon_{gb}}{\epsilon_t} \quad (2)$$

式中： ϵ_t 为总变形程度。

$$\text{晶内滑移量: } \epsilon_{dis} = \frac{\Delta \bar{L}}{L_0} \quad (3)$$

式中： $\Delta \bar{L}$ 为变形后晶内相邻两划痕间距离增量的平均值。

L_0 为变形前相邻两划痕间的距离。

晶内滑移量对总变形的贡献：

$$\lambda_{dis} = \frac{\epsilon_{dis}}{\epsilon_t} \quad (4)$$

根据Langdon提出的稳态变形过程中的总变形应为下式:

$$\epsilon_t = \epsilon_{gb} + \epsilon_{dis} + \epsilon_{Dc} \quad (5)$$

即 $\lambda_{gb} + \lambda_{dis} + \lambda_{Dc} = 1 \quad (6)$

由上式最后可以计算出扩散蠕变对总变形的贡献 λ_{Dc} 。

计算结果见表1、表2和表3。

由计算结果,我们也可以看到,在超塑变形的II区,晶界滑动的作用为40~70%,其它的作用为60~30%,超塑变形的机理为晶界滑动,调节机制和次要的变形机理为扩散蠕变作用和晶内位错运动。随着变形速率的增加,晶内位错运动的作用迅速增加,在超塑变形

表1 晶界滑移对总变形的贡献

$\dot{\epsilon}_0 (s^{-1})$	4.17×10^{-4}	8.33×10^{-4}				1.67×10^{-3}	8.33×10^{-3}	1.67×10^{-2}
$\bar{\mu} (\nu)$	1.05	0.75	1.63	2.06	3.85	1.25	0.85	0.70
$\epsilon_{gb} (\%)$	10.8	8.71	17.36	—	—	13.4	9	7.5
$\epsilon_t (\%)$	15	13	28	50	72	32	30	32
$\lambda_{gb} (\%)$	72	67	62	—	—	42	30	23.5

表2 晶内位错运动对总变形的贡献

$\dot{\epsilon}_0 (s^{-1})$	4.17×10^{-4}	8.33×10^{-4}				1.67×10^{-3}	8.33×10^{-3}	1.67×10^{-2}
$l (\mu)$	0.11	0.10	0.214	0.5	0.94	0.65	0.90	1.09
$\epsilon_{dis} (\%)$	2.2	1.98	4.28	—	—	13.1	18	21.76
$\epsilon_t (\%)$	15	13	28	50	72	32	30	32
$\lambda_{dis} (\%)$	14.7	15.2	15.3	—	—	41	60	68

表3 各种变形机制对总变形的贡献

$\dot{\epsilon}_0 (s^{-1})$	4.17×10^{-4}	8.33×10^{-4}				1.67×10^{-3}	8.33×10^{-3}	1.67×10^{-2}
λ_{gb}	72	67	62	—	—	42	30	23.5
λ_{dis}	14.7	15.2	15.3	—	—	41	60	68
λ_{Dc}	13.3	17.8	22.7	—	—	17	10	8.5

的Ⅲ区,晶内位错运动是主要的变形机理。晶界滑动的作用随变形速率增加而下降的现象与 m 值随变形速率增加而下降的情况相一致^[4]。但是本实验结果与该合金的超塑延伸率只有400%多不一致,如何解释具有较高晶界滑动而其超塑延伸率还没有达到十分理想的程度呢?原因是超塑变形过程中的空洞在起着重要的作用,尤其是在超塑变形的后期,空洞使材料提前断裂破坏。

四、结 论

1. LY₁₂铝合金具有高超塑性潜力,
2. LY₁₂铝合金超塑变形机理为,在超塑变形Ⅱ区,以晶界滑移为主要机理,晶内位错运动和扩散蠕变为调节机制;在超塑变形Ⅲ区,以晶内变形为主要机理。
3. LY₁₂合金超塑变形机理的变化与该合金在相同条件下的 m 值变化一致。

本工作是在吴庆龄教授指导下进行的,并得到崔健忠博士的帮助与指教。

参 考 文 献

- [1] T.G.Langdon et al, Acta Metall., (1982), 30 P285
- [2] 松木贤司,等;日本金属学会志第45卷第四号(1981)P935—941
- [3] 马济民, C.Hammond等;中日超塑性学术论文集, 1985年10月14~17日,北京P24
- [4] 黄海冷;东北工学院86届硕士论文 1986
- [5] J.R.Spingarn, W.D.Nix; Acta Metall., 26, (1978)P1389

Mechanisms of Commercial Aluminium Alloy LY₁₂ During Superplastic Deformation

Huang Hailing Wu Qingling

(Northeast University of Technology)

Abstract

The morphology and quantitative analysis of the mechanisms in Aluminium Alloy LY12 during superplastic deformation were investigated by means of SEM and optical microscope. The experimental results indicate that the mechanisms of superplastic deformation of LY12Al Alloy in superplastic region II are that the grain boundary sliding (GBS) which devotes about 40—70% to total strain is the main mechanism and the diffusion creep (DC) and the dislocation slip (DIS) are accommodation mechanisms. As for superplastic region III, DIS devotes 60% or more to the total strain, and is the main deformation mechanism.