

2091 铝锂合金超塑变形的晶内断裂^①

王正坤

(湖南省农业机械鉴定站, 长沙 410004)

刘志义 邓小铁

(石油大学(华东)机械系, 东营 257062)

摘 要 研究了 2091 铝锂合金超塑变形的断裂行为。扫描电镜观察表明, 2091 铝锂合金超塑变形中存在晶内断裂, 光学金相观察表明断裂试样存在较活跃的动态再结晶和较多的大轴径比晶粒, 透射电镜观察发现断裂试样内部存在较多的晶内位错。研究表明, 由于再结晶缩小了大轴径比晶粒的横截面使其在超塑变形的晶粒转动中受到很大的弯曲应力而造成了晶内断裂。

关键词 铝锂合金 超塑变形 断裂

中图法分类号 TG146.21

在高温变形条件下, 由于晶界强度低于晶内强度, 合金的断裂形式一般表现为晶间断裂^[1-6]。而其它的断裂形式, 迄今为止尚无人发现和做过仔细的观察和系统的分析。本文在 2091 铝锂合金超塑变形断裂研究中发现了具有韧窝特征的晶内断裂, 并对这一高温变形断裂的特殊形式进行了组织及力学分析。

1 实验材料及步骤

实验用 2091 铝锂合金化学成分(%)为: Li 2.2, Cu 2.6, Mg 1.2, Zr 0.15, Fe 0.1, Si 0.1, Al 余量。合金经过 530 °C/2 h 固溶及 400 °C/30 h 过时效处理后冷轧至 0.7 mm 厚, 总形变量达 93%。试样在 Shimadzu AG-10TA 型三段控温电子拉伸机上进行超塑变形, 实验温度为 500 °C, 温度精度控制在 ±1 °C 以内。用扫描电镜观察了 3 个应变速度($\dot{\epsilon} = 8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $3.33 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)下的试样断口组织, 用光学金相显微镜观察分析了试样断口附近的金相组织, 用 H-800 透射电

镜观察分析了断裂试样的微观组织。

2 实验结果

实验结果表明 3 个应变速度下的最大延伸率(δ_k)分别为 520%, 490% 和 290%。通过对 2091 铝锂合金在 3 个应变速度下超塑变形的断口组织进行扫描电镜观察发现, 在 $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下的 2091 铝锂合金超塑变形存在晶内断裂, 如图 1, 2 所示。比较 3 个应变速度条件下试样断口的金相组织发现, 在 $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的变形条件下有明显的动态再结晶, 而在低速和高速度变形条件下却是等轴的晶粒组织, 见图 3。透射电镜观察表明, 断口组织的晶粒内部有许多位错, 见图 4。

3 分析与讨论

3.1 组织分析

低倍扫描电镜观察表明, 2091 铝锂合金在 $t = 500 \text{ °C}$ 及 3 种应变速度条件下变形的断

① 石油天然气总公司中青年创新基金及航空工业总公司航空科学基金资助项目 96H53107

收稿日期: 1998-02-04; 修回日期: 1988-04-20 王正坤, 男, 46 岁, 工程师

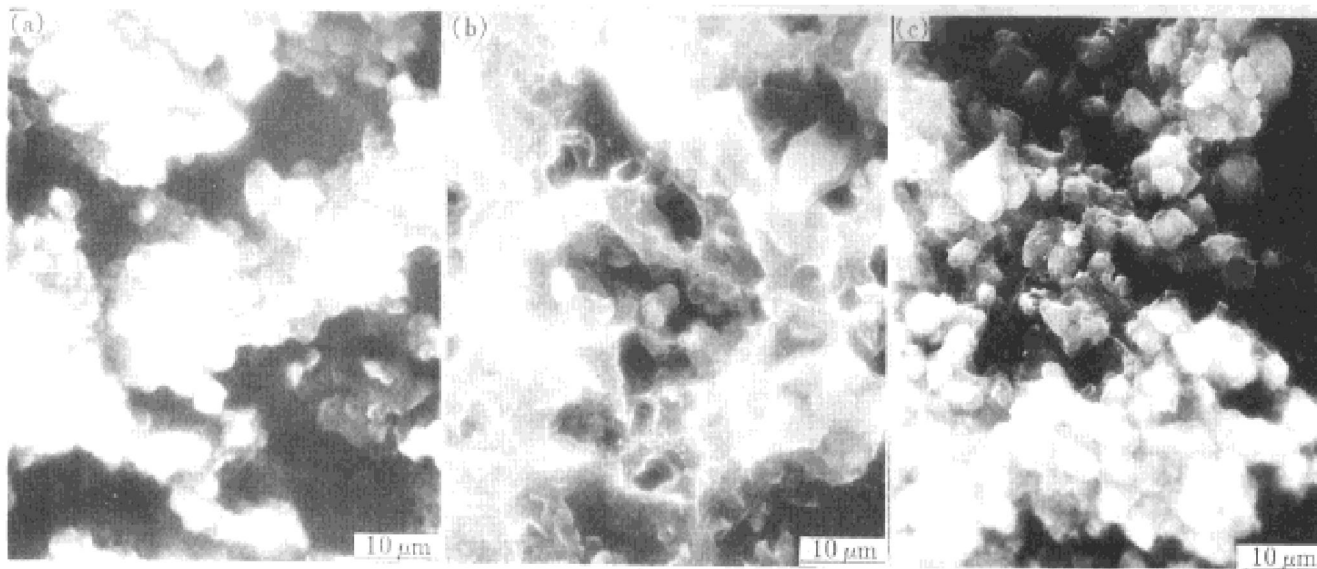


图1 低倍断口组织($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Fig. 1 Fracture microstructure at low magnification ($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$)

(a) $\dot{\epsilon} = 8.33 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$

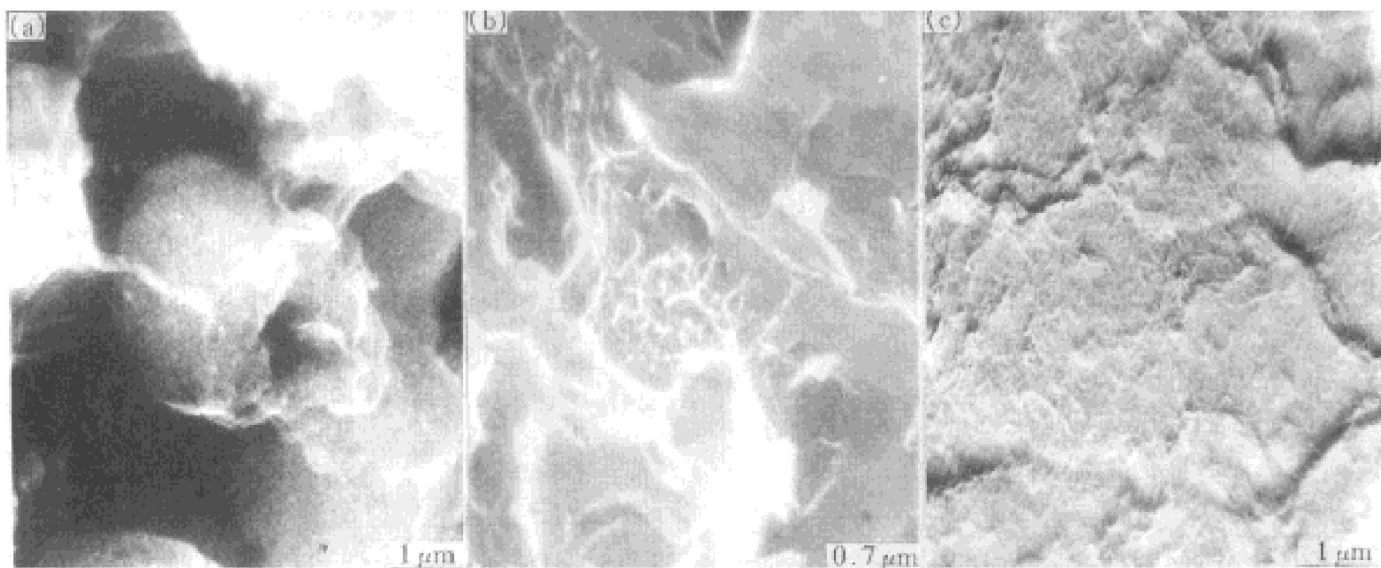


图2 高倍断口组织($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Fig. 2 Fracture microstructure at high magnification ($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$)

(a) $\dot{\epsilon} = 8.33 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$

口组织均表现出晶界断裂倾向,如图1所示。但在较高倍数扫描电镜下观察却发现了3种应变速度下变形断口组织的不同,在低速($\dot{\epsilon} = 8.33 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$)情况下由于原子扩散活跃,由扩散型空洞的形核长大和连结导致的断裂起主导作用,使得断口组织中的晶粒表面圆滑,如图2(a)所示。在高速($\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$)情况下由于变形速度快,原子扩散来不及松弛晶

界应力的增长,造成形核的空洞在晶界上来不及长大和连结,就在应力作用下被撕开而连结,最终断裂,如图2(c)所示。在中速($\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$)变形条件下我们发现了完全不同于常规高温断裂形式的晶内断裂,如图2(b)所示。

我们知道,超塑变形属于高温变形,由于在高温环境下,合金的晶界强度低于晶内强度

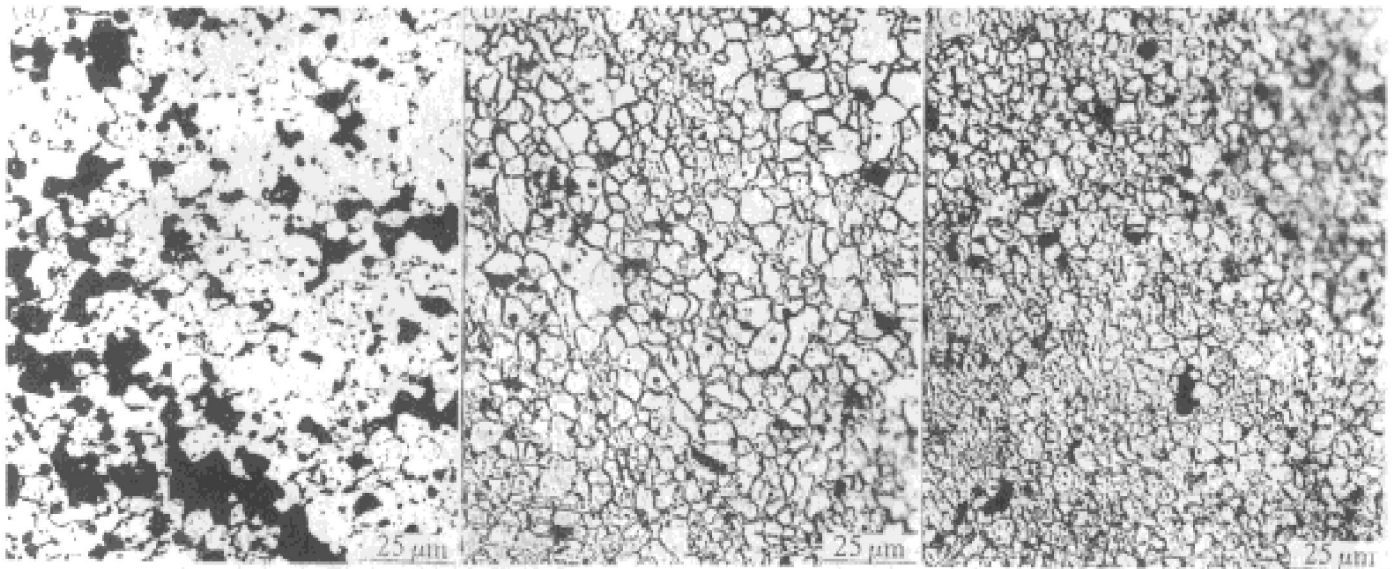


图3 断口晶粒组织($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 400$)

Fig. 3 Microstructure at fracture($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\times 400$)

(a) $-\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (b) $-\dot{\epsilon} = 8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (c) $-\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

而往往表现为晶界断裂,对超塑变形断裂机制的研究也表明^[7, 8],超塑变形是由空洞形核、空洞长大和空洞连接而断裂的,属于晶界断裂。那么,应变速度 $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的条件下变形为什么会发生晶内断裂呢?对断裂试样金相组织及透射电镜组织的观察表明,变形过程中发生了明显的动态再结晶,如图3(a)所示。从图中可以看出动态再结晶使晶粒形状变

得十分不规则、及晶粒的长度与最小截面尺寸的比值增大,有的地方甚至达到10:1。这样的组织在超塑变形中的晶粒重排中^[9-14]会由于晶粒转动比较困难而造成较大的局部应力集中,尽管这时所表现的宏观变形应力仅为4.5 MPa,但仅靠大的应力集中不足以成为晶内断裂的原因。因为高温环境下,晶界的强度低于晶内强度,要使晶内发生断裂就必须产生高于晶内强度的应力。分析大轴径比晶粒的受力状态可以认为由于超塑变形后期的空洞已十分发达,这类大轴径比的不规则晶粒在晶粒转动中容易处于较为严重的弯曲状态,承受较大的弯曲正应力而出现图2(b)的晶内断口形态。透射电镜观察发现晶内存在较多的混乱位错,这表明伴随超塑变形的晶界滑动,存在强烈的晶内变形。这些晶内变形的积累就将导致类似室温韧性断裂的晶内断裂。

相比之下,在低速和高速条件下的变形,由于晶粒始终保持等轴状(如图3(a), (b)所示),不会因为晶粒转动引起较大的弯曲正应力,而表现为正常的高温变形断裂:晶界断裂。

因此可以认为,在 $\dot{\epsilon} = 8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 和 $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下变形,均因为变形过

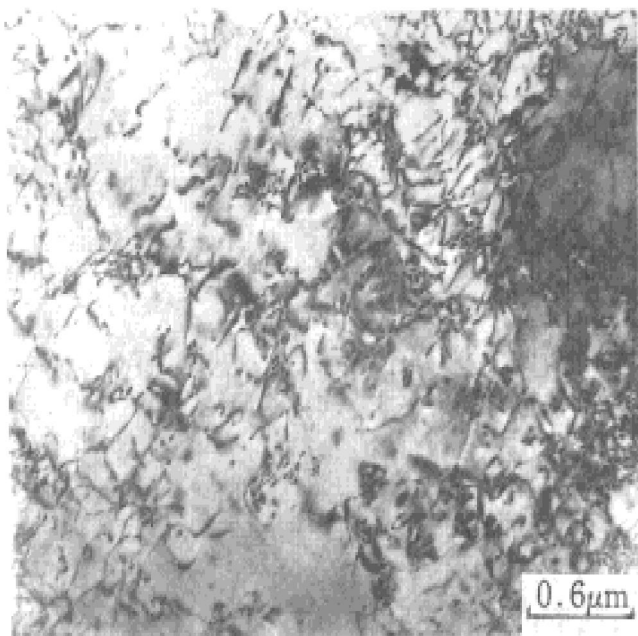


图4 晶内位错($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

Fig. 4 Interior dislocation

($t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

程中晶粒呈等轴状而表现出正常的高温变形晶界断裂, 其二者在高倍扫描电镜下所表现出的不同形貌是因为慢速变形时原子扩散充分、空洞长大充分而使晶粒表面变得圆滑, 快速变形时原子扩散跟不上应力的增长, 晶粒表面形核的空洞来不及长大就在应力作用下被撕裂而呈现出许多细小的撕裂棱角。在 $\dot{\epsilon} = 3.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的中速变形时, 由于晶粒的轴径比大, 及活跃的再结晶界面的推移缩小了晶粒的横截面尺寸, 同时使晶粒形状变得不规则, 这样的晶粒组织在超塑变形的晶粒重排中承受较大的弯曲正应力而发生晶内断裂。

3.2 应力分析

由以上的组织分析可以确认, 由于超塑变形后期空洞已很发达, 一些大轴径比的晶粒在晶粒重排的晶粒转动中承受较大的弯曲应力。为分析该应力先作几项假设: (1) 将承受弯曲应力的大轴径比晶粒视为处于保守的均匀受压状态下的悬臂梁; (2) 悬臂梁弯曲支点在最小截面处; (3) 支点所在的最小截面为直径 d 的圆; (4) 悬臂梁长度为 l 。

由此, 悬臂梁晶粒所受的最大弯曲应力可表示为:

$$\sigma_{\max} = \frac{M_{\max} Y_{\max}}{I_z} \quad (1)$$

式中 $M_{\max}$ — 最大弯矩; $Y_{\max}$ — 上下边缘至中性轴的距离; I_z — 梁的惯性矩。

由第(1)项假设, $M_{\max}$ 可写成

$$M_{\max} = \frac{1}{2} \sigma_t \cdot d \cdot l_0^2 \quad (2)$$

式中 σ_t — 断口处试样承受的实际应力。

由第(3)项假设可得: $Y_{\max} = \frac{1}{2} d$, $I_z =$

$\frac{\pi}{64} d^4$; 与式(2)一起代入式(1)得:

$$\sigma_{\max} = \frac{16 \sigma_t}{\pi} \times \left(\frac{l_0}{d}\right)^2 \quad (3)$$

超塑变形时的应力应变记录结果表明, 试样断裂时应力为 $\sigma_0 = 4.5 \text{ MPa}$, 定量金相分析结果表明, 试样断口附近的平均空洞率为 $f = 0.15$ 。

则试样断裂截面的实际应力 σ_t 为:

$$\sigma_t = \sigma_0 / (1 - f) \quad (4)$$

将 σ_0 值及 f 值代入式(4)可得:

$$\sigma_t = 5.29 \text{ MPa}$$

由图 3(a) 可以看出悬臂梁晶粒长度与最小截面尺寸之比达到 10:1, 根据第(2)项假设可保守地取其比值为 $l_0/d = 3$ 。

将 σ_t 值与 l_0 值代入式(3)可得最大弯曲正应力为: $\sigma_{\max} = 243 \text{ MPa}$ 。

文献[15]的高温力学性能测试结果表明铝锂合金在 250 °C 的强度极限 σ_b 为 234 MPa, 由于断裂形式为晶内断裂, 所以它表征了材料的晶内断裂强度值。通常材料的强度值随着温度升高而降低, 本文实验的温度为 500 °C, 此时的晶内强度值应远低于 234 MPa。因此在 $\sigma_{\max} = 243 \text{ MPa}$ 的弯曲应力作用下, 能够使铝锂合金发生晶内断裂。

综合组织分析和应力分析可以看出, 2091 铝锂合金超塑变形的晶内断裂是在为动态再结晶界面的推进缩小大轴径比晶粒的横截面尺寸, 同时变形后期空洞的充分发展使这些晶粒在晶粒重排的晶粒转动中, 容易处于悬臂梁弯曲状态, 在 500 °C 下承受高达 243 MPa 的弯曲应力, 而导致晶内断裂。

4 结论

由于动态再结晶界面推进缩小了大轴径比晶粒的横截面尺寸, 使它们在晶粒重排的晶粒转动中承受远远高于晶内断裂强度的弯曲应力 (243 MPa), 而发生晶内断裂。

REFERENCES

- 1 Langdon T G. Mater Sci, 1982, 16(4): 175.
- 2 Hull D and Rimmer D E. Philos Mag, 1959, 4: 673.
- 3 Raj R and Ashby M F. Acta Metall, 1975, 23: 653.
- 4 Hancock J W. Met Sci, 1976, 10: 319.
- 5 Beere W and Speight M J. Met Sci, 1978, 12: 172.
- 6 Needeman A and Rice J R. Acta Metall, 1980, 28:

- 1315.
- 7 Liu Zhiyi(刘志义), Cui Jianzhong(崔建忠) and Bai Guangrun(白光润). The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1993, 3(1): 66.
 - 8 Cho Jin, Yu H O and Park I S. Metall Trans, 1992, 23A: 201.
 - 9 Chen Puquan(陈浦泉) and Zhao Min(赵敏). Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1987, 23(4): A313.
 - 10 Ashby M F and Verall Aerall R A. Acta Metall, 1973, 21: 149.
 - 11 Novkov I I. Acta Metall, 1977, 10: 1139.
 - 12 Spingarn J R and Nix W D. Acta Metall, 1979, 27: 171.
 - 13 Gifkins R C. Metall Trans, 1976, 17: 1225.
 - 14 Liu Zhiyi, Cui Jianzhong and Bai Guangrun. Trans Nonferrous Met Soc China, 1994, 4(1): 85.
 - 15 Hao Zhiping(郝志平) and Shu Jian(苏健). In: Proc Ist Conf AlLi Alloys(China). Shengyang: 1991, 217.

INTERIOR FRACTURE IN SUPERPLASTIC DEFORMATION OF 2091 Al-Li ALLOY

Wang Zhengkun

*Agricultural Machinery Appraisal Station
of Hunan Province, Changsha 410004, P. R. China*

Liu Zhiyi and Deng Xiaotie

University of Petroleum, Dongying 257062, P. R. China

ABSTRACT The fracture behaviors in superplastic deformation of 2091 Al-Li alloy have been investigated. SEM observations indicated that interior fracture existed in superplastic deformation of 2091 Al-Li alloy. Optical metallography observations also indicated that there were active dynamic recrystallization and a lot of grains with great ratio of longitudinal size with latitudinal size in fracture specimen. TEM observations found that lots of interior dislocations were created in fracture specimen. It is indicated that interior fracture in superplastic deformation of 2091 Al-Li alloy is caused by great bending stress created by grain rotation due to cross section size of grains with great ratio of longitudinal size with latitudinal size decreased by recrystallization.

Key words Al-Li alloy superplastic deformation fracture

(编辑 朱忠国)