

[文章编号] 1004- 0609(2002) 05- 0986- 05

LY12 合金粗晶材料的超塑性变形机制^①

吴艳青¹, 张克实¹, 耿晓亮¹, 杨永兴²

(1. 西北工业大学 工程力学系, 西安 710072; 2. 西安交通大学 焊接研究所, 西安 710049)

[摘 要] 采用单轴拉伸对 LY12 粗晶材料进行超塑性研究, 温度一定时, 在较高和较低的应变速率下都得到了大延伸率, 而处于中间应变速率的试样延伸率较低。SEM 断口分析表明, 晶界上产生的粘性物质对粗晶超塑性行为有决定性影响。在高应变速率下, 晶界上粘性层很薄, 被粘性层包围着的晶粒和亚结构在相互挤压和相对转动中容易细化, 有利于超塑性变形能力的提高且不易产生孔洞, 室温性能良好; 低应变速率下, 大多晶界上都有粘性物质包围且粘性层厚度增大, 粘性物质的增多使超塑性变形能力增强, 但易产生孔洞, 使室温性能恶化; 而中间应变速率区间, 晶粒细化程度不够, 晶界上未产生较多粘性物质, 有少量孔洞产生且变形能力较差。

[关键词] LY12 合金; 粗晶; 超塑性变形; 晶界; 粘性物质

[中图分类号] TG 146. 2

[文献标识码] A

近 10 余年来, 超塑性成型技术已经成为一种很有前途的成型工艺。人们普遍接受了实现组织超塑性需要细化晶粒的观点, 但同时也有许多关于粗晶材料(包括金属间化合物、金属基复合材料)超塑性的研究报告^[1~ 3]。严格说来, 粗晶材料超塑性可以称为准超塑性^[4]或类超塑性行为。

当温度一定时, LY12 合金在一个较宽的应变速率范围内得到了不同程度的均匀变形。试验发现, 粗晶材料的变形机制在不同应变速率区间是不同的, 与细晶粒材料超塑性变形理论中分成 3 个区间的“S”形曲线理论不同^[5]。多数人认为细晶超塑性材料的破坏是由于孔洞长大聚合而导致的。对于粗晶材料, 微观组织演化机制与传统的细晶材料超塑性有很大的不同, 可能从出现超塑性变形直到断裂也没有孔洞产生^[2]。

因此, 研究超塑性变形, 很有必要从破坏断口着手。本文作者把宏观力学行为和材料微观组织结构的变化联系起来, 研究了粗晶材料超塑性变形直到断裂的整个过程中的微观机制和力学过程, 提出了粗晶 LY12 在高应变速率和低应变速率下不同的变形机制, 发现在当温度保持不变而应变速率改变的工艺条件下, 晶界上粘性物质受应变速率的强烈影响, 对超塑性变形和断裂机制影响很大。

1 实验

LY12 属于 Al-Cu-Mg-Mn 系合金, 自然时效淬火态的 LY12 除原有强化相 CuAl_2 外, 尚可形成 Al_2CuMg , 化学成分如表 1 所示。试样直接从拉拔的棒材中截取后加工而成, 拉伸轴的方向平行于原材料的拉拔方向。图 1 所示为材料的横断面金相组织, 平均晶粒尺寸为 $80\text{ }\mu\text{m}$ 。

表 1 材料化学成分

Table 1 Chemical composition by mass fraction(%)

Al	Cu	Mg	Mn
93.5	3.8~ 4.9	1.2~ 1.8	0.3~ 0.9

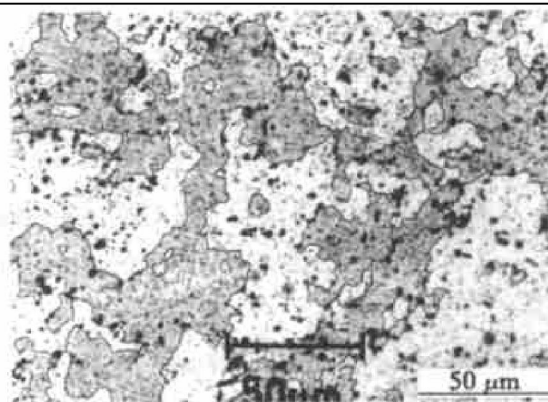


图 1 试样横断面金相组织

Fig. 1 Microstructure of cross section of sample

利用型号为 CCS- 280 的高温力学性能试验机, 该设备采用动静电液伺服系统, 可以通过程序控制加载方式。温度控制采用 3 段加热控制方式, 即在试样的标距长度的上、中、下 3 点通过 3 个热电偶来控制,

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(19972055)

[收稿日期] 2002- 01- 05; [修订日期] 2002- 03- 21

[作者简介] 吴艳青(1974-), 女, 博士研究生。

每段炉丝电压根据位置不同而合理设计, 使控温更加准确、平稳。温度波动在 ± 3 °C 范围内。

本试验通过程序分段控制, 实现了恒定的平均应变速率加载方式, 试验在 480 °C、应变速率分别为 10^{-4} , 10^{-3} , 10^{-2} 和 10^{-1} s $^{-1}$ 下进行。

2 结果与讨论

2.1 真应力—真应变曲线

作为比较, 首先在 200 °C 下分别进行了不同应变速率下的拉伸, 得到了几乎重合的真应力—真应变曲线(图 2)。表明在 200 °C 下, LY12 材料对应变速率不敏感, 该曲线具有典型的弹塑性变形特征。应力主要受应变硬化的作用。

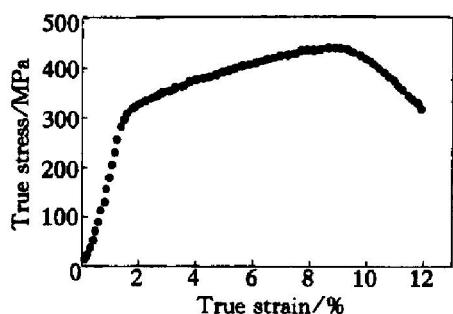


图 2 LY12 在 200 °C 下的真应力—真应变曲线

Fig. 2 Curve of true stress vs strain at 200 °C

许多细晶粒材料的超塑性变形一般发生在 $0.5 T_m$ (T_m 是绝对温度熔点) 附近^[6], 对细晶 LY12 材料在 100 °C 左右。而粗晶材料的超塑性温度要高一些。

从图 3 看到, 当温度升高到 480 °C 时, 应力对应变速率的敏感性增大。与室温下的屈服强度相比, 流动应力的值很小, 最大值不超过 $1/10 \sigma_s$ (σ_s

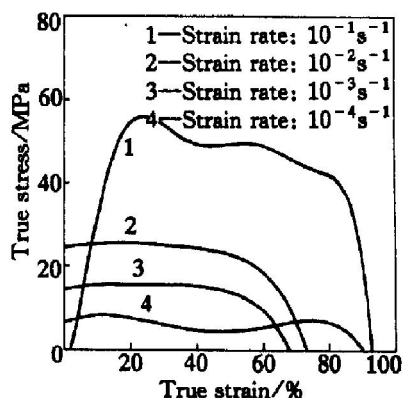


图 3 应变速率对真应力—真应变曲线的影响(480 °C)

Fig. 3 Strain rate dependence of true stress-strain curves at 480 °C

为室温下的屈服强度)。应变对应力的硬化作用几乎可以忽略。其中在较低的应变速率下(10^{-4} s $^{-1}$), 应力随应变不稳定的起伏变化很明显。这是由于超塑性变形是强化和恢复作用的较量^[6]。

另外, 试验中发现, 较高的应变速率(10^{-1} s $^{-1}$)和较低的应变速率(10^{-4} s $^{-1}$)下得到了大延伸率, 分别为 150% 和 140.9%。众所周知, 细晶材料的超塑性变形的特征曲线是“S”形曲线^[7], 分为 3 个区: 区间 I (低应变速率) 中, 变形机制为扩散蠕变; 区间 III (高应变速率) 中, 变形机制为位错蠕变; 而区间 II (中间应变速率) 中, 变形机制为晶界滑移。由于在 II 区晶界滑移对变形的贡献最大, 该区是超塑性变形能力最佳的区间^[8]。由图 3 判断, 粗晶材料在低应变速率区间和高应变速率区间变形能力较好, 而在中间应变速率区间变形能力较差。

2.2 断口扫描和金相分析

2.2.1 断口低倍扫描

图 4 所示为不同应变速率下拉伸试样断口低倍扫描照片, 经比较可知: 图(a)所示是应变速率最低的断口, 也最为粗糙, 表面有撕裂痕迹, 断口的横断面收缩不很明显; 图(b)和(c)所示的断口外观很相似, 断口局部颈缩很明显, 断口较平齐; 图(c)所示的横断面收缩率最大, 直径由原来的 5 mm 收缩为断口处的 0.87 mm, 但断口横截面收缩率大并不

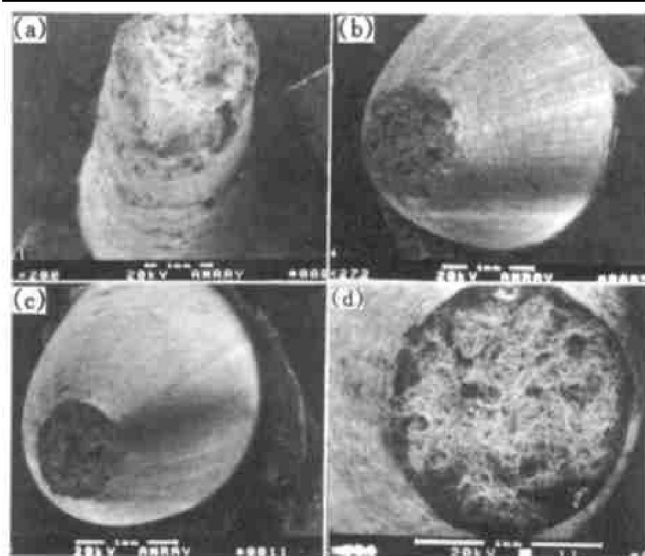


图 4 不同应变速率下断口宏观扫描照片(480 °C)

Fig. 4 SEM macroscopic photographs showing fracture surface at different strain rates at 480 °C
(a) 10^{-4} s $^{-1}$; (b) 10^{-3} s $^{-1}$;
(c) 10^{-2} s $^{-1}$; (d) 10^{-1} s $^{-1}$

意味着其变形能力好,图(c)所示断口的局部变形梯度也很大,这说明均匀变形能力不好;图(d)所示是变形能力最好的试样,横断面收缩率并不大,但断口处的局部变形梯度最小,整体上变形较均匀。

2.2.2 断口高倍扫描

为了进一步从微观上揭示材料的变形机制,对不同应变速率下断口高倍扫描电镜照片进行了比较(如图5)。

由图5(a)可见,当应变速率为 10^{-4} s^{-1} 时,断裂方式主要以沿晶断裂为主,晶粒上有许多丝状物质。晶粒尺寸比其它情况大得多,且晶粒外形变圆。陈培生等^[9]曾指出:复合材料在高温高应变速率超塑性的拉伸试样断口上存在丝棒状组织,这可能是在形变过程中出现界面液相的表征。事实上,由于合金熔化温度是一个区间,本试验中温度较高,晶界上物质会部分熔化,晶界上的固液共存相在高温下为粘性物质,室温下即为在图5(a)中看到的被拉长的丝状组织。当应变速率为 10^{-1} s^{-1} 时,如图5(d)所示,晶粒较为细小,断口由一些包围着许多小晶粒的团簇组成。

从图5还可见:所有断口中存在晶粒被一些粘性物质所包围的现象,但在相同的温度下,应变速率不同,断口中晶界参与的程度不同。低应变速率下,几乎每个晶粒周围都有一些粘性物质,且粘性

层较厚,晶粒之间的相对运动借助晶界粘性层进行滑移,从而使超塑性变形能力得到提高。较高的应变速率下,晶界上粘性层较薄,许多晶粒被包围着,晶粒在高速拉伸中互相挤压和转动而被细化,晶粒的细化使晶界滑移更易进行。所以,在很高的应变速率下,超塑性变形能力增强。

而处于中间应变速率区间的材料,在变形过程中,因为晶粒不能充分细化,晶界上产生的粘性物质不够多,所以得到的延伸率较低。

对粗晶粒LY12材料来说,超塑性变形与晶界上粘性物质有很大关系。相比而言,细晶粒材料的超塑性变形行为则主要与晶粒大小有关。某些复合材料在进行超塑性变形时,一定数量液相的存在对超塑性变形能力的提高有很大的促进作用^[10~12]。

2.2.3 金相分析

为了进一步研究粗晶材料在超塑性变形中晶界上发生的变化,对不同应变速率下拉伸试样断口附近区域做了金相分析(图6)。从图6可见,随着应变速率增大,孔洞产生的趋势减小。图6(a)中晶粒粗化,晶粒边界松散,晶间滑动增大,所以很容易在三叉晶界交界处产生孔洞;图6(b)中应变速率比图6(a)中的高,也有少量孔洞产生;而图6(c)和(d)中则没有孔洞,晶粒细化非常明显。

比较图6(d)与图1原始试样的金相,晶界发生明显变化,晶粒和晶粒的交界变得非常不明显,

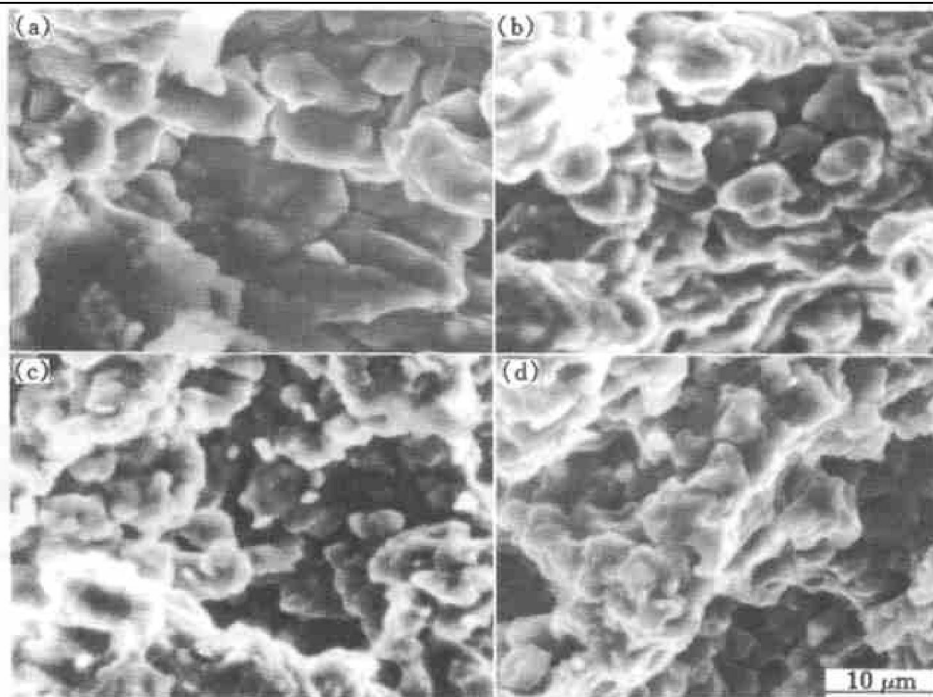


图5 不同应变速率下断口微观扫描照片(480 °C)

Fig. 5 SEM microscopic photographs showing fracture surface at different strain rates at 480 °C

(a) -10^{-4} s^{-1} ; (b) -10^{-3} s^{-1} ; (c) -10^{-2} s^{-1} ; (d) -10^{-1} s^{-1}

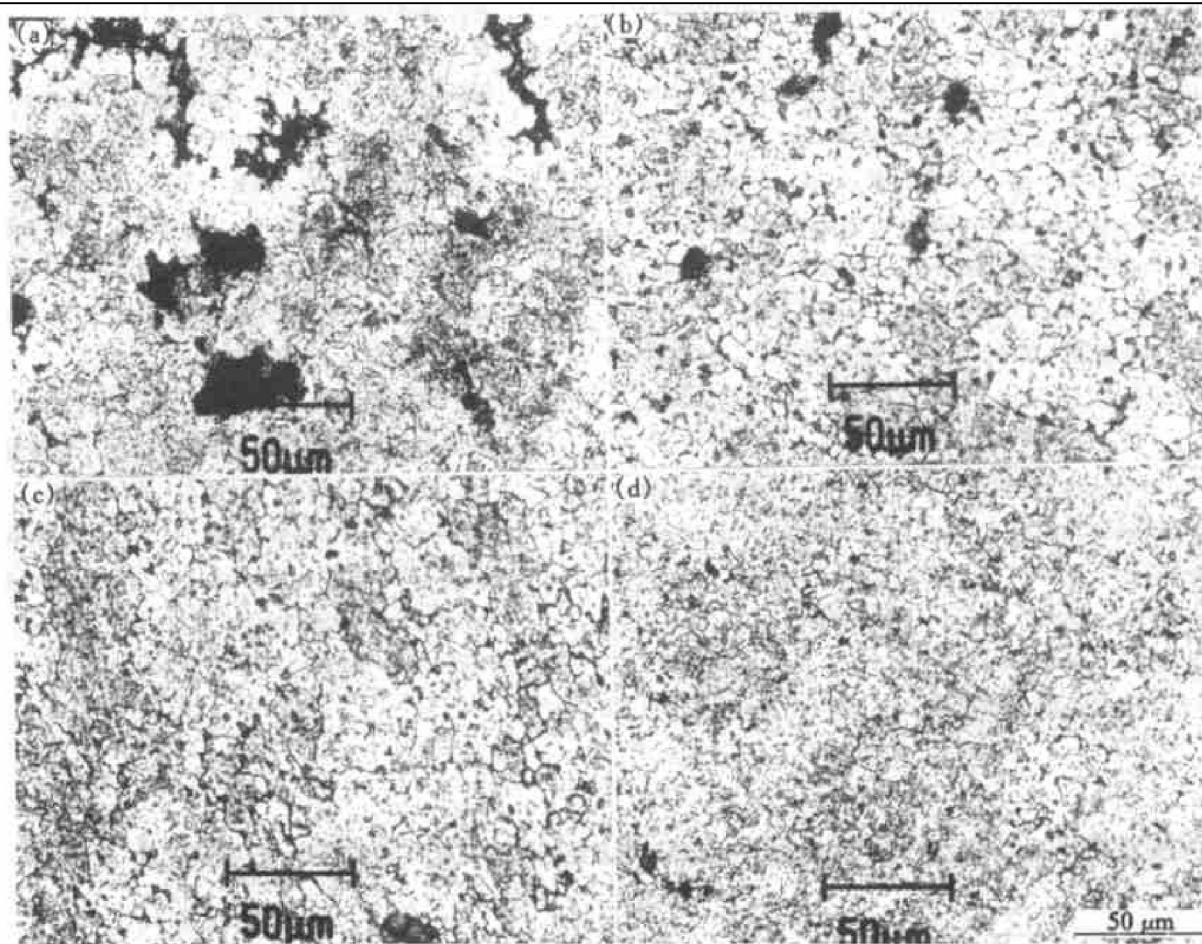


图 6 不同应变速率下断口附近金相分析(480 °C)

Fig. 6 Optical photographs of regions near fracture surface at 480 °C

(a) -10^{-4} s^{-1} ; (b) -10^{-3} s^{-1} ; (c) -10^{-2} s^{-1} ; (d) -10^{-1} s^{-1}

这表明高应变速率下变形, 晶粒的位向和大小都趋于均匀统一, 晶粒趋于等轴化, 各晶粒对光线的反射能力差别不大, 故颜色深浅差异不明显。

从超塑性变形能力, 即均匀变形延伸率的大小比较: 图 6(a) 虽然有许多孔洞产生, 延伸率仍然很大, 这表明孔洞只在长大到一定尺寸时才会对超塑性变形有不利影响。在变形前期, 孔洞还没有长大到一定尺寸, 对超塑性变形影响并不明显, 但孔洞的产生使试样室温性能恶化。

而在高应变速率下变形, 在晶粒间的相互挤压和转动作用下, 晶粒很容易细化并趋于等轴化, 晶界上液相物质产生得较少, 晶粒的细化会使晶界滑移更易进行, 且变形过程中不易于产生孔洞, 变形后室温性能相当好。刘海等^[13]指出, 等轴性较好的细小晶粒不仅能促进晶界滑动, 也能加速原子扩散, 孔洞相容性较好, 超塑性能力越好。

综上所述, 粗晶材料的超塑性变形与细晶材料组织超塑性有根本的不同, 高应变速率下粗晶材料超塑性变形会导致晶粒细化, 而细晶材料的超塑性变形细化晶粒是前提条件, 且变形过程中晶粒会发

生粗化。

[REFERENCES]

- [1] LI D Q, SHAN A D, LIN Y, et al. Study of superplastic deformation in an FeAl based alloy with large grains [J]. Script Metall Mater, 1995, 33(4): 681– 685.
- [2] SUN Feng, LIN Dong-liang. Superplastic phenomenon in a large-grained TiAl alloy [J]. Scripta Mater, 2001, 44: 665– 670.
- [3] GAO D C, YANG W Y, HUANG X, et al. Superplastic deformation in a coarse-grained Fe₃Al based alloy [J]. Scripta Mater, 2001, 44 : 501– 505.
- [4] Woo S S, Kim Y R, Shin D H, et al. Effect of Mg concentration on the quasi-superplasticity of coarse-grained Al-Mg alloys[J]. Scripta Materialia, 1997, 37: 1351– 1358.
- [5] Kaibyshev A. Superplasticity of Alloy, Intermetallics and Ceramics [M]. New York: Springer-verlag, 1992.
- [6] 林兆荣, 金属超塑性成型原理及应用 [M]. 北京: 航空工业出版社, 1990.

- LIN Zhao-rong. Theory and Application of Superplastic Forming in Metals [M]. Beijing: Aeronautical Industry Press, 1990.
- [7] Pilling J, Ridley N. Superplasticity in Crystalline Solids [M]. London U K: The Institute of Metals, 1989.
- [8] Ishihara S, Tanizawa T, Akashiro K, et al. Stereographic analysis of grain boundary sliding in superplastic deformation of alumina-zirconia two phase ceramic [J]. Materials Transactions, JIM 1999, 40(10): 1158–1165.
- [9] 陈培生, 孙扬善, 隗海昌, 等. MB_2/SiC 复合材料的高应变速率超塑性 [J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(2): 149–154.
- CHEN Pei-sheng, SUN Yang-shan, JUAN Hai-chang, et al. High strain rate superplasticity in MB_2/SiC magnesium matrix composites [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(2): 149–154.
- [10] Nieh T G, Aibyshev R K, Musin F, et al. Superplasticity in a coarse-grained 6061 Al and the liquid phase effect [A]. Ghosh A K, Bieler T R. Superplasticity and Superplastic Forming 1998 [C]. The Minerals Metal & Materials Society, 1998. 137–144.
- [11] Sakuma T, Higashi K. Summary in the project “towards innovation in superplasticity” [J]. Materials Transactions, JIM, 1999, 40(8): 702–715.
- [12] Iwasaki H, Mabuchi H, Higashi K. The role of liquid phase in cavitation a $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Al-Mg-Si}$ composite exhibiting high strain rate superplasticity [J]. Acta Mater, 1997, 45(7): 2759–2764.
- [13] 刘 海, 刘志义, 雷 毅. 2091 铝锂合金动态再结晶诱发超塑性变形的空洞行为 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(S1): 17–22.
- LIU Hai, LIU Zhi-yi, LEI Yi. Cavity behavior of 2091 Al-Li alloy during superplastic deformation induced by dynamic recrystallization [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(S1): 17–22.

Superplastic deformation mechanisms of coarse-grained LY12

WU Yan-qing¹, ZHANG Ke-shi¹, GENG Xiao-liang¹, YANG Yong-xing²

(1. Department of Engineering Mechanics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Welding Institute, Xian Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

[Abstract] Superplastic uniaxial tensile tests of coarse-grained LY12 are conducted. Large elongation to fracture is obtained at 10^{-4} s^{-1} and 10^{-1} s^{-1} strain rates, while elongation to fracture is low at intermediate strain rates. Analysis of the SEM fracture surface shows that amorphous matter at the grain boundary plays a dominant role in coarse-grained superplastic behaviors. At higher strain rates, the amorphous matter layer is thin and the grains and sub-structure size decrease during the grains extruding and turning around among each other so that exhibit good superplastic characteristics. In this case, few cavities form and mechanical properties at room temperature are good. At lower strain rates, nearly all grains are covered with thick amorphous matter layer which makes grain boundary sliding more easily and enhances superplastic deforming ability, but many cavities tend to form and mechanical properties at room temperature deteriorate. At intermediate strain rates, grains can't become very fine and amorphous matter layer at the grain boundary is not very thick, hence a small quantity of cavities forms and the specimens exhibit a decrease in superplastic characteristics.

[Key words] LY12 alloy; coarse grains; superplastic deformation; grain boundary; amorphous matter

(编辑 彭超群)