

挤压铸造铝基复合材料的高应变速率超塑性^①

许晓静 张 荻 施忠良 赵昌正 吴人洁
(上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200030)

摘 要 用挤压铸造、挤压比仅为 10: 1 的挤压以及进一步的轧制成功地制备了具有高应变速率超塑性行为的 β -SiC 晶须增强 LY12 复合材料。该复合材料晶粒细小, 约为 $2\mu\text{m}$; 在温度为 803 K 和初始应变速率为 $1.1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 时, 延伸率达 350%, 应变速率敏感系数 m 值约为 0.35; 超塑性变形的主要机制是细小晶粒的晶界滑动, 适当的微量液相有利于该复合材料的高应变速率超塑性。

关键词 高应变速率超塑性 铝基复合材料 挤压铸造

中图法分类号 TB311 TG115.211

铝基复合材料具有比弹性模量高、比强度高优点, 是一种很有前途的新型结构材料, 可望在航空、汽车、甚至半导体工业得到广泛应用。高应变速率 ($> 10^{-2} \text{s}^{-1}$) 超塑性是解决铝基复合材料因塑性差而难以加工出复杂形状零件的问题, 克服目前超塑性成型中因应变速率低 ($< 10^{-3} \text{s}^{-1}$) 而生产率低的缺点的一条捷径, 日本、美国等工业发达国家已在大力开展研究^[1-7], 国内已有关于铝基复合材料常规应变速率超塑性的报道^[8-10], 但关于高应变速率超塑性的报道还未见到。

到目前为止, 延伸率大于 300% 的高应变速率超塑性铝基复合材料的一次加工件绝大多数是用成本高的粉末冶金方法制备的, 而且随后的超塑化处理也大多采用挤压比为 50~ 100: 1 的热挤压 (以及进一步的热轧)^[1-7], 但这是成本非常昂贵的制备路线, 因此是不适合工业化生产的。

本文目的: (1) 报导用成本低的挤压铸造作为一次加工工艺, 用挤压比仅为 10: 1 的热挤压和进一步的热轧作为超塑化处理工艺, 成功地制备了具有高应变速率超塑性行为的 SiC 晶须增强 LY12 复合材料 (SiC_w/LY12); (2) 检查超塑性变形的机制。

1 材料制备和试验方法

采用挤压铸造方法制备 β -SiC_w/LY12 复合材料。LY12 合金的化学成分为: Al-4.26Cu-1.45Mg-0.71Mn-0.28Fe-0.24Si-0.067Zr-0.039Ti (质量分数, %)。挤压铸造后, SiC_w 的体积分数变成 $V_f = 0.25$ 。随后的超塑化处理包括挤压与轧制。挤压工艺是: 温度为 723 K, 挤压比为 10: 1。轧制工艺是: 温度为 623 K (再结晶温度附近), 每道轧制变形量为 10%, 两次轧制之间的加热时间为 5 min, 轧制总变形量约为 86%。沿着轧制方向取样, 试样标距尺寸为: 长 × 宽 × 厚 = 7.5 mm × 6 mm × 1 mm。试样均温 20 min 后进行超塑性拉伸试验, 试验是在恒定的拉伸速度下、在空气中进行的。

2 试验结果与讨论

2.1 微结构观察

图 1(a) 是该 SiC_w/LY12 复合材料经超塑性拉伸变形后的 TEM 照片, 可以看出: 该复合材料晶粒细小, 约为 $2\mu\text{m}$; 图 1(b) 是该复合

材料经超塑性拉伸变形后断口附近表面的 SEM 照片, 可以看出: SiC 晶须分布均匀。这些结果表明: (1) 本文所采用的材料制备路线是成功的, 不仅使 SiC 晶须均匀分布, 而且使该复合材料通过再结晶形成了细小晶粒; (2) 在超塑性试验的过程中, 均匀分布的 SiC 晶须有效地阻碍了晶粒的长大。

图 2(a) 是该复合材料在高的初始应变速率($\dot{\epsilon}_0 = 1.1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$) 和高的变形温度($T = 823 \text{K}$) 下超塑性变形后的断口形貌, 可以看出: 断口表面出现细小晶粒的晶界滑动(晶粒

尺寸约为 $3 \mu\text{m}$); 图 2(b) 是该复合材料在低的初始应变速率($\dot{\epsilon}_0 = 1.1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$) 和低的变形温度($T = 773 \text{K}$) 下超塑性变形后的断口表面, 可以看出: 断口表面出现微小纤维(亦称“微晶须”), 此微小纤维是晶界滑动后留下的痕迹, 表明晶界滑动也已经发生^[11]。细小晶粒的晶界滑动是该复合材料超塑性变形的机制。

2.2 超塑性变形特性

在超塑性变形过程中, 流变应力(σ) 和真实应变速率($\dot{\epsilon}$) 之间的关系一般用经验公式: $\sigma = k\dot{\epsilon}^m$ 表示, 式中 k 为常数, m 是应变速率敏感

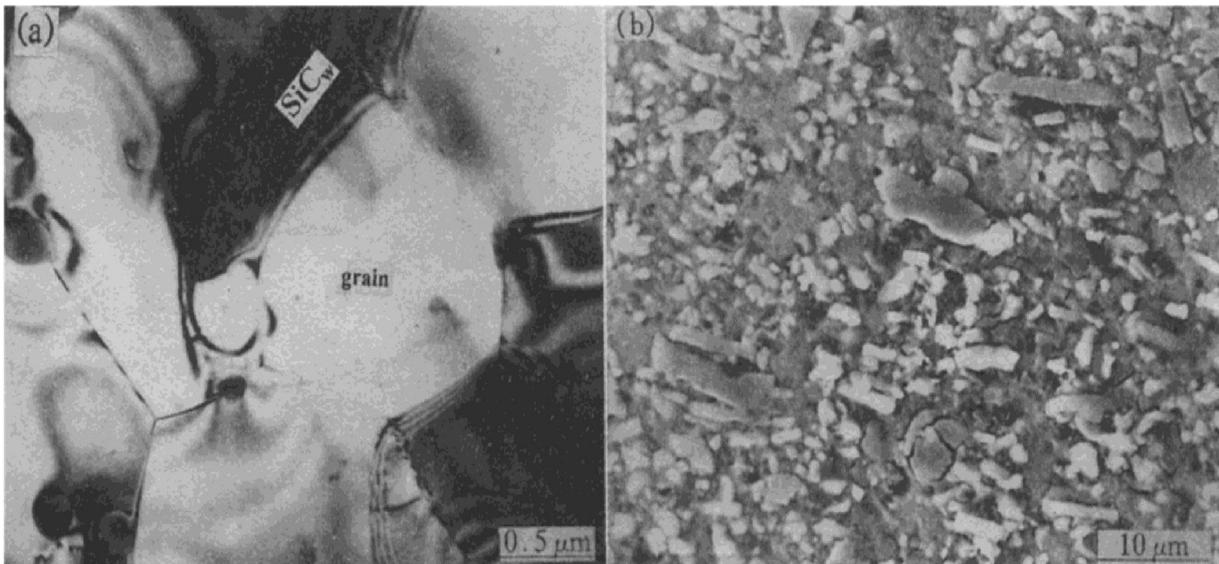


图 1 SiC_w/LY12 复合材料超塑性变形后的显微组织

Fig. 1 Microstructures of SiC_w/LY12 composites after superplastic deformation (a) —TEM micrograph; (b) —SEM micrograph of surface near fracture tip

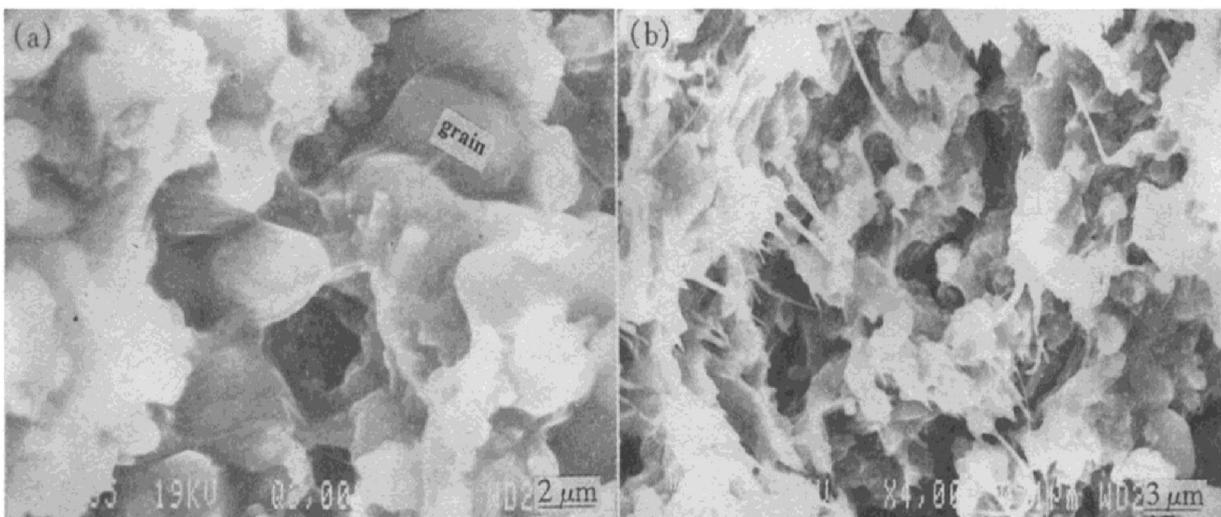


图 2 SiC_w/LY12 复合材料超塑性变形后的断口形貌

Fig. 2 Fracture morphologies of SiC_w/LY12 composites after superplastic deformation (a) — $\dot{\epsilon}_0 = 1.1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$, $T = 823 \text{K}$; (b) — $\dot{\epsilon}_0 = 1.1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, $T = 773 \text{K}$

系数(一般定义为应变为 0.2 时 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线的斜率)。在超塑性变形过程中, 需要寻找到最佳的变形温度与应变速率, 以便获得一个大于 0.3 的 m 值, 因为高的 m 值将抑制缩颈形成从而获得高的延伸率。图 3 是典型的流变应力与真应变速率之间的关系, 可以看出: 流变应力很小、仅有 2 MPa 左右且随着应变速率的升高而增加, 在 $8.9 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1} \sim 4.4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的高应变速率区域, 应变速率敏感系数 m 值约为 0.35。低的流变应力和一个大于 0.3 的 m 值表明超塑性流动已经发生。图 4 是温度为 803 K 时延伸率与初始应变速率($\dot{\epsilon}_0$)之间的关系。在 $\dot{\epsilon}_0 = 8.9 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1} \sim 1.6 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时, 延伸率均大于 300%; 在最佳超塑性变形条件

$\dot{\epsilon}_0 = 1.1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 、 $T = 803 \text{ K}$ 下, 延伸率高达 350%, 超塑性拉伸变形前后的尺寸对比见图 5。这些结果表明: 本文用成本低的挤压铸造作为一次加工, 用挤压比仅为 10:1 热挤压和进一步的热轧作为超塑性的预处理成功地制备了具有高应变速率超塑性行为的 $\text{SiC}_w/\text{LY12}$ 复合材料。

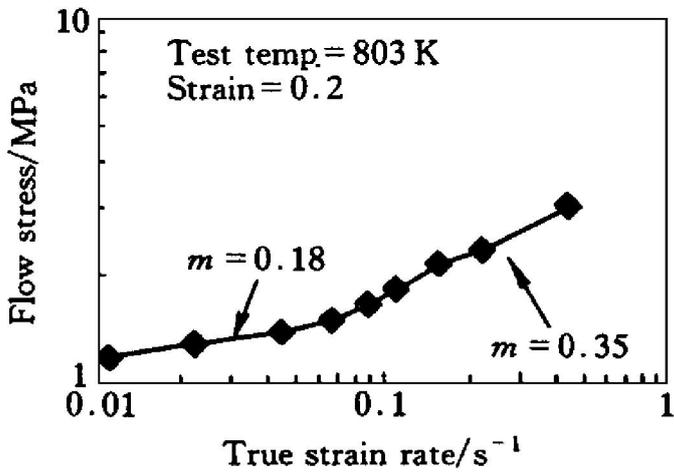


图 3 流变应力与真应变速率之间的关系

Fig. 3 Relationship of flow stress with true strain rate

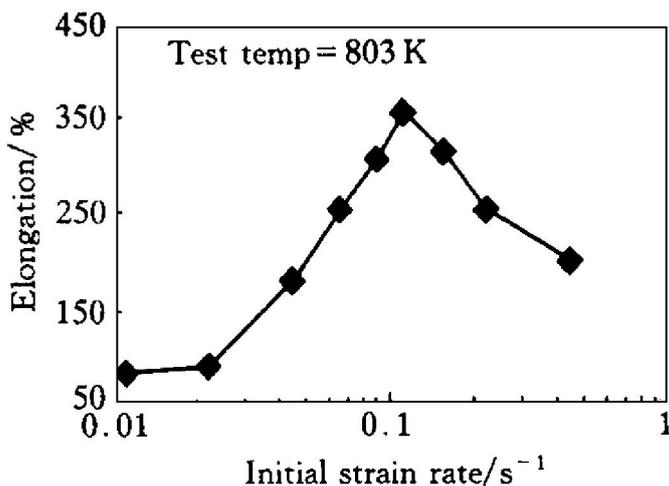


图 4 延伸率与初始应变速率之间的关系

Fig. 4 Relationship of elongation with initial strain rate

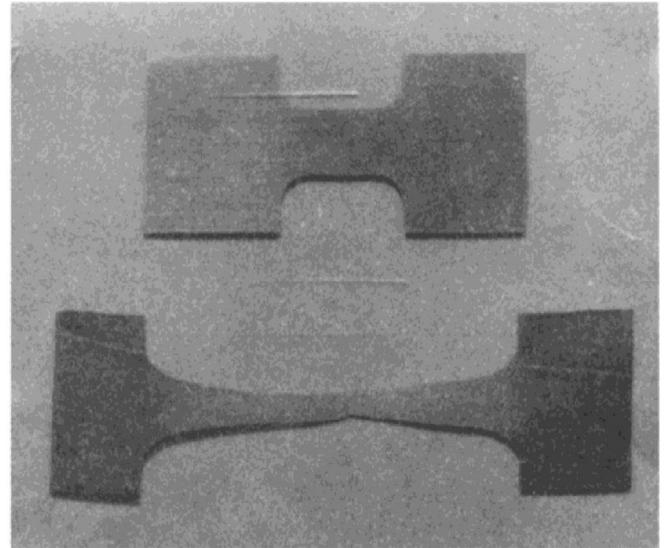


图 5 超塑性变形前后的试样

Fig. 5 Comparison of undeformed and superplastically deformed specimen ($\dot{\epsilon}_0 = 1.1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $T = 803 \text{ K}$, Elongation = 350%)

2.3 超塑性变形机理

DSC 分析表明: 该复合材料的初始熔化温度约为 777 K, 因此在 783~ 823 K 的温区进行超塑性变形时, 基体/增强物的界面和晶界上存有微量液相。图 6 是该复合材料的延伸率与变形温度之间的关系, 可以看出: 延伸率随着变形温度的增高发生了很大变化, 803 K 是最佳的超塑性变形温度; 当温度比 803 K 高或低 20 K 时, 延伸率均从 803 K 的 350% 降到约为 200%。这个结果表明: 晶界和界面上的微量液相对该复合材料的超塑性起着重要的作用。

图 7 示出了该复合材料在初始熔化温度前后超塑性变形时其表观激活能(Q_{ap})的变化情况。在固态, $Q_{ap} = 226 \text{ kJ/mol}$, 与文献[12]的结果($Q_{ap} = 218 \text{ kJ/mol}$)几乎完全一致, 我们注意到: 该表观激活能比铝的自扩散激活能(142 kJ/mol)要高, 但却比文献[13]中总结的界面

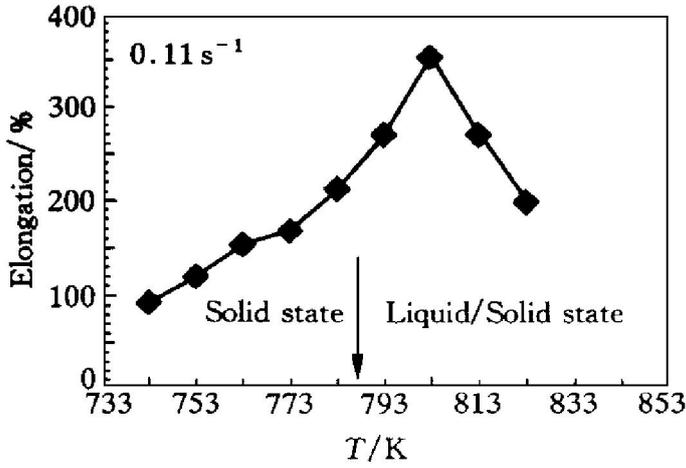


图6 延伸率与变形温度之间的关系

Fig. 6 Relationship of elongation with temperature

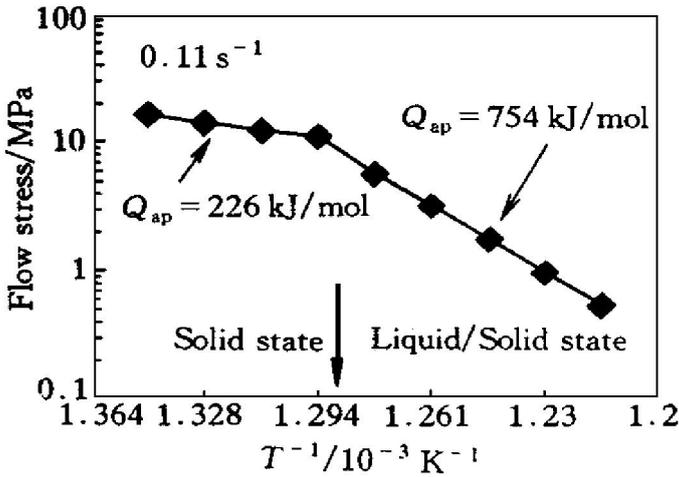


图7 流变应力与温度的倒数之间的关系

Fig. 7 Relationship of flow stress with inverse temperature

扩散激活能(298~ 333 kJ/mol)要低,表明:在固态,超塑性变形的机制是基体中扩散流调节但却受界面扩散流控制的细小晶粒的晶界滑动。另一方面,在含有微量液相的液/固态,表观激活能急剧增加到 754 kJ/mol,文献[14]也得到了类似的结果,表明超塑性变形的机理已发生了变化,这个变化是晶界、界面上出现的微量液相所致。从图7可以看出:在 $T = 803\text{ K}$ (即 $T^{-1} = 1.245 \times 10^{-4}\text{ K}^{-1}$) 时,实际的流变应力仅为 1.8 MPa,而当假设没有微量液相作用时流变应力约为 8 MPa,可见,出现的微量液相使超塑性变形的流变应力大大降低。在含有适当的微量液相的液/固态,由于此适当的微量液相在和扩散流一起充分释放应力集中的同

时又不过多地形成空洞,因而提高了应变速率与延伸率;但是,当液相过多时,晶界、界面由于失去了结合力会很易形成空洞,结果延伸率下降。总之,在含有微量液相的液/固态,该复合材料超塑性变形的主要机制是微量液相调节并控制的细小晶粒的晶界滑动。

3 结论

本文对挤压铸造、热挤压(10:1)和进一步热轧(623 K)制备的 25% (体积分数) $\text{SiC}_w/\text{LY12}$ 复合材料的超塑性进行了研究。得到以下结论: (1) 经如此加工的复合材料,晶粒细小,约为 $2\ \mu\text{m}$; 在温度 $T = 803\text{ K}$ (比初始熔化温度高约 26 K)、初始应变速率 $\dot{\epsilon}_0 = 1.1 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 时,延伸率达到 350%, 应变速率敏感系数 m 值约为 0.35; (2) 断口表面出现细小晶粒的晶界滑动特征; (3) 在固态,该复合材料超塑性变形的机制是基体中扩散流调节但却受界面扩散流控制的细小晶粒的晶界滑动; 在含有微量液相的液/固态,该复合材料超塑性变形的主要机制是适当的微量液相调节并控制的细小晶粒的晶界滑动。

REFERENCES

- 1 Nieh T G, Henshall C A and Wadsworth J. Script Metall et Mat, 1984, 18: 1405.
- 2 Imai T, Mabuchi M, Tozawa Y et al. J Mat Sci Letters, 1990, 9: 225.
- 3 Mabuchi M, Imai T, Kubo K et al. Materials Letters, 1991, 11: 339.
- 4 Imai T, Esperance G L and Hong B D. Script Metall et Mat, 1994, 31(3): 321.
- 5 Tochigi I, Imai T and Ai K. Script Metall et Mat, 1995, 32(11): 1801.
- 6 Lim Suk-Won and Nishida Y. Script Metall et Mat, 1995, 31(12): 1911.
- 7 Imai T, Tochigi I, Ai K et al. Script Metall et Mat, 1996, 34(10): 1627.
- 8 Lin Bing (林彬) and Ding Weiming (丁伟民). The

- Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1996, 6(2): 129.
- 9 Tang Cairong(唐才荣), Li Miaoquan(李淼泉) *et al.* Journal of Materials Engineering(材料工程), 1996, 3: 17.
- 10 Wei Zheng(魏铮), Zhang Baoliang(张宝良) *et al.* Acta Materialia Composita Sinica(复合材料学报), 1992, 3: 27.
- 11 Zelin M G. Acta Metall Mater, 1997, 45(9): 3533.
- 12 Wadsworth J, Henshall C A, Nieth T G *et al.* In: Hildeman G J and Koczak M J eds, High Strength Powder Metallurgy Aluminum Alloys II. TMS, Warrendale, Pa. 1986: 137.
- 13 Mabuchi M and Higashi K. Script Metall et Mat, 1996, 34(12): 1893.
- 14 Mishra R S, Bieler T R and Mukherjee A K. Acta Metall Mater, 1997, 45(2): 561.

HIGH STRAIN RATE SUPERPLASTICITY OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITE MADE BY SQUEEZE CASTING

Xu Xiaojing, Zhang Di, Shi Zhongliang, Zhao Changzheng and Wu Renjie
*State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai JiaoTong University,
Shanghai 200030, P. R. China*

ABSTRACT A β -SiC whisker reinforced LY12 aluminum composite expected to exhibit high strain rate superplasticity has been successfully fabricated by squeeze casting and rolling after extrusion with a low extrusion ratio of 10:1. The as-processed composite has a fine grain size of about 2 μ m, and exhibits a maximum total elongation of 350% and a strain rate sensitivity of about 0.35 at the initial strain rate of $1.1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ at 803 K. The dominant process of superplastic deformation is fine grain boundary sliding, and an appropriately small amount of liquid phase can enhance the high strain rate superplasticity of the composite.

Key words high strain rate superplasticity aluminum matrix composites squeeze casting

(编辑 朱忠国)