

MB2/SiC 复合材料的高应变速率超塑性^①

陈培生, 孙扬善, 隗海昌, 蒋建清, 马爱斌

(东南大学 材料科学与工程系, 南京 210096)

摘要: 用搅拌法制备了以 MB2 为基、以 SiC 颗粒为增强体的镁基复合材料, 铸锭在 390 °C 热挤压成棒材。在温度为 380~ 560 °C 和应变速率为 $2.08 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ~ $5.21 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的范围内, 测试了挤压态 MB2/10% SiC (体积分数) 和 MB2/5% SiC 镁基复合材料的超塑性。MB2/10% SiC 在温度为 525 °C、应变速率为 $2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时最大延伸率可达 228%, 应变速率敏感性指数为 0.39。超塑性拉伸断口上存在丝棒状物质。

关键词: 镁/碳化硅复合材料; 高应变速率; 超塑性

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

与传统金属材料相比, 颗粒增强金属基复合材料在强度、刚度、阻尼、抗磨损、抗蠕变以及尺寸稳定性等多方面展现出显著的优势^[1], 因此在许多高技术领域中具有良好的应用前景, 其中颗粒增强镁基复合材料还具有比重小、比强度和比刚度高等特点, 因而成为材料学界研究的热点之一^[2~6]。然而金属基复合材料的室温塑性低, 加工性能差, 制约了它在工业上的推广应用。近年来, 国内外材料学界开展的金属基复合材料超塑性成型的研究就是以实现材料近终尺寸成形 (near net shape)^[7, 8], 从而简化材料的加工工艺为目的的。本文研究了以 MB2 镁合金为基体, 以 SiC 颗粒为增强体的镁基复合材料在 380~ 560 °C 温度范围内的拉伸形变行为, 并获得了材料的高应变速率超塑性。

1 实验方法

试验材料的基体采用我国标准牌号中的 MB2 合金, 其成分为 Mg-(3.0~ 4.0) Al-(0.2~ 0.8) Zr-(0.15~ 0.5) Mn。增强体为 SiC 颗粒, 颗粒平均直径为 2 μm。复合材料的制备采用机械搅拌法。具体工艺过程在文献^[9]中报道。为了比较颗粒含量对材料组织和性能的影响, 本文共配置了 SiC 颗粒体积分数分别为 10% 和 5% 的二种材料, 分别标记为 MB2/10% SiC 和 MB2/5% SiC。铸锭经 390 °C/10 h + 425 °C/8 h 两段均匀化退火后, 在 390 °C 热挤压成直径为 6mm 的圆棒。挤压比 $\lambda = 49$ 。用于超塑性

试验的拉伸试样从热挤压圆棒上截取后加工, 标距部分尺寸为 $d3 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 。拉伸过程采用 WT-100 可编程温度测量控制仪控温, 试样受 Ar 气保护。

2 实验结果

2.1 显微组织

图 1(a) 和图 1(b) 分别是 MB2 基体合金和 MB2/10% SiC 复合材料热挤压态的显微组织。

从图 1 可见在 390 °C 的高温下, 经大形变量 ($\lambda = 49$) 挤压变形后, 基体和复合材料的显微组织均由等轴晶粒组成, 这说明试样在挤压过程中完成了动态再结晶。复合材料的组织 (图 1(b)) 均匀致密, 且晶粒的平均直径远小于基体合金 (图 1(a))。若对抛光后未经侵蚀的试样进行 SEM 观察, 可发现 SiC 颗粒分布均匀, 未出现严重的团聚 (图 1(c))。MB2/5% SiC 复合材料的挤压态组织和 MB2/10% SiC 相仿, 只是基体的晶粒尺寸略大于后者。

2.2 超塑性形变

为了确定复合材料在超塑性形变过程中流动应力 σ 的值, 本文先测定了几种温度下材料的工程应力 σ_e 和工程应变曲线, 然后根据公式^[5] 计算出相应的真应力 σ_r 和真应变 ϵ_r 。当 $\epsilon_r = 0.15$ 时材料处于稳定的变形阶段, 因此本文的超塑性试验中流动应力 σ 均取 $\epsilon_r = 0.15$ 时的对应值。

2.2.1 温度对复合材料流动应力和延伸率的影响
选择了三种不同的初始应变速率 2.08×10^{-3}

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目 59571004
作者简介: 陈培生(1968-), 男, 博士

收稿日期: 1999- 03- 29; 修订日期: 1999- 08- 30

s^{-1} , $2.08 \times 10^{-1} s^{-1}$ 和 $5.21 \times 10^{-1} s^{-1}$, 分别测定 MB2/10% SiC 复合材料的流动应力和延伸率随温度的变化。图 2(a) 所示的是 MB2/10% SiC 的 $\sigma-T$ 曲线。从图中可见, 在三种不同的应变速率下, 材料的流动应力均随温度上升而下降, 但下降的规律不完全相同。当应变速率为 $2.08 \times 10^{-3} s^{-1}$ 时, 流动应力随温度升高而缓慢下降, 呈现出常规金属材料的力学行为。在高应变速率 $5.21 \times 10^{-1} s^{-1}$ 时, 各温度下 σ 值均显著高于低应变速率下的对应值。但温度高于 $465 \text{ }^\circ\text{C}$ 后 σ 随温度的升高而迅速下降。应变速率 $\dot{\epsilon} = 2.08 \times 10^{-1} s^{-1}$ 时流动应力随温度的

变化规律和 $\dot{\epsilon} = 5.21 \times 10^{-1} s^{-1}$ 时相仿。

MB2/10% SiC 复合材料的延伸率(随温度变化的规律如图 2(b) 所示, 在较低的应变速率($2.08 \times 10^{-3} s^{-1}$) 下, 延伸率随温度上升而缓慢上升, 曲线上未出现峰值, 当应变速率升到 $2.08 \times 10^{-1} s^{-1}$ 时, 延伸率先随温度上升而迅速提高, 并在 $525 \text{ }^\circ\text{C}$ 获得了 $\delta = 228\%$ 的峰值。图 3 是试样变形后的实物照片。此后随温度升高, 延伸率陡然下降。在更高的应变速率($\dot{\epsilon} = 5.21 \times 10^{-1} s^{-1}$) 下, 延伸率随温度的变化规律和 $\dot{\epsilon} = 2.08 \times 10^{-1} s^{-1}$ 时相似, 只是曲线的峰值出现在更高的温度($540 \text{ }^\circ\text{C}$), 而峰值的

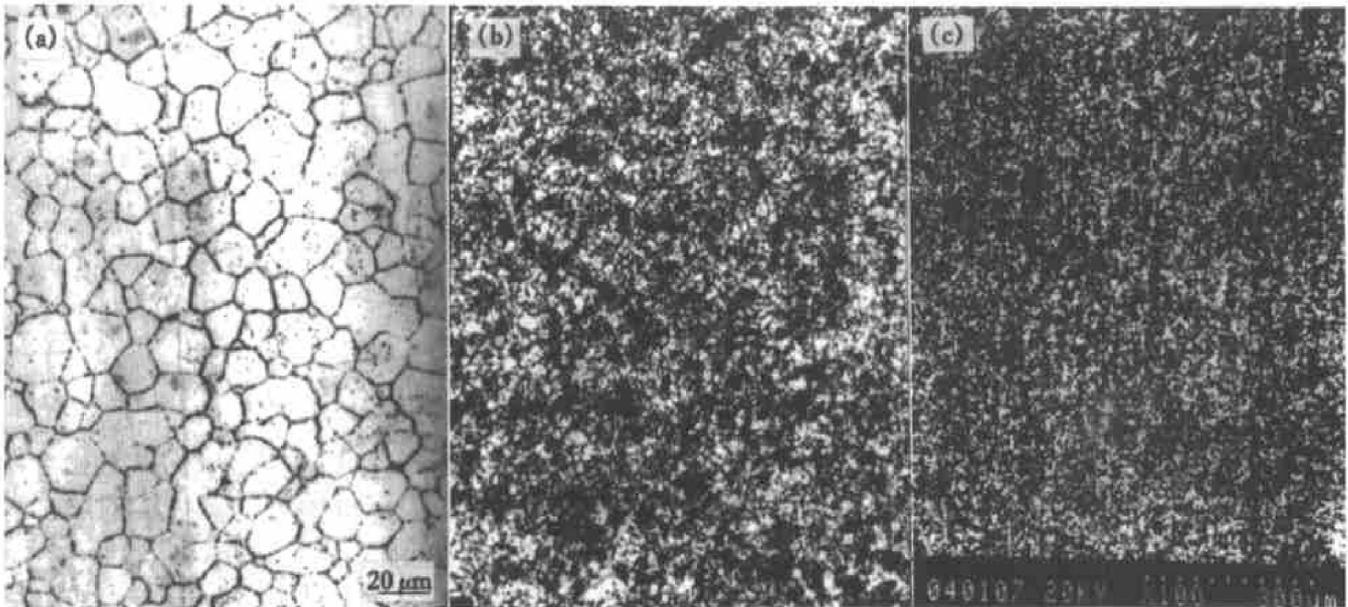


图 1 MB2 和 MB2/10% SiC 挤压态组织

Fig. 1 Microstructures of extruded MB2 and MB2/10% SiC composites

(a) —MB2; (b) —MB2/10% SiC; (c) —Particle distribution of MB2/10% SiC

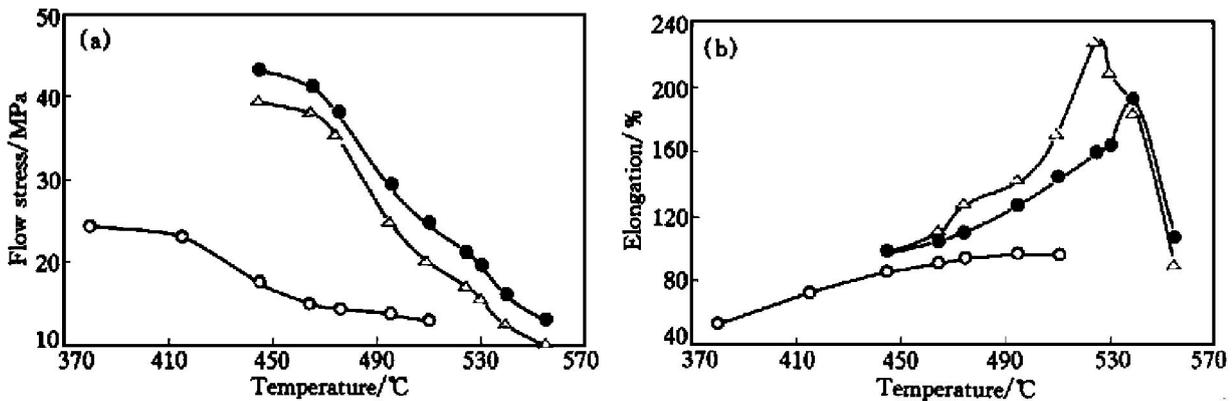


图 2 不同初始应变速率下 MB2/10% SiC 流动应力(σ)和延伸率(δ)与温度的关系

Fig. 2 Flow stress and total elongation as function of

temperature at different strain rates for MB2/10% SiC composite

(a) — σ vs temperature; (b) — δ vs temperature

○ — $\dot{\epsilon} = 2.08 \times 10^{-3} s^{-1}$; Δ — $\dot{\epsilon} = 2.08 \times 10^{-1} s^{-1}$; ● — $\dot{\epsilon} = 5.21 \times 10^{-1} s^{-1}$

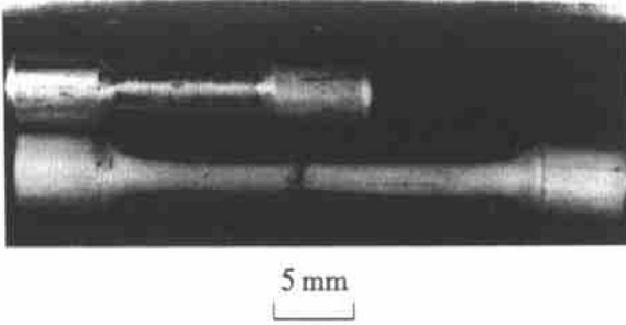


图 3 MB2/10% SiC 试样变形前后的实物照片(525 °C, $2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$)

Fig. 3 Superplastic sample of MB2/10% SiC composite before(top) and after (bottom) deformation

高度($\delta=191\%$)却有所下降。

MB2/5% SiC 复合材料在两种不同的应变速率($4.17 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$)下流动应力和延伸率与温度的关系曲线如图 4 所示。从图 4(a) 可见, MB2/5% SiC 的流动应力随温度的变化规律与 MB2/10% SiC 基本相同, 即 σ 随温度的上升而下降。在 $\delta-T$ 曲线(图 4(b))上亦出现峰值, 其对应温度均为 515 °C, 对应的峰值分别为 $\delta=138\%$ ($\dot{\epsilon}=4.17 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) 和 $\delta=102\%$ ($\dot{\epsilon}=2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$)。

2.2.2 应变速率对复合材料流动应力和延伸率的影响

在研究了温度对复合材料超塑性形变行为的影响规律后, 本文选择了三种恒定温度(485, 525 和

540 °C), 测定了恒定温度下应变速率变化时 MB2/10% SiC 流动应力和延伸率的变化规律。将流动应力和应变速率的关系绘制在对数坐标($\lg \sigma$ - $\lg \dot{\epsilon}$)中则成图 5(a) 所示的曲线。在三种恒定温度下, 材料的流动应力均随应变速率上升而提高, 呈现相同的变化规律。但在延伸率 δ 与应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的关系曲线上, 只有在 525 °C 出现延伸率的峰值, $\delta=228\%$, 其对应的应变速率为 $2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 。在其它两个变形温度下, 曲线未出现明显的峰值, 但当应变速率高于 $1.0 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时, 延伸率均超过了 100%。

MB2/5% SiC 复合材料在 495, 515 和 525 °C 三个温度下流动应力和延伸率的关系曲线如图 6 所示。和图 5(a) 对比可知, SiC 颗粒百分数减小后的 MB2/5% SiC 复合材料在高温下的流动应力随应变速率而变化的规律(图 6(a))与 MB2/10% SiC 相似, 即流动应力随应变速率提高而提高。不同的是, 在三个温度下 MB2/5% SiC 的 δ - $\dot{\epsilon}$ 曲线上都出现了峰值(图 6(b))且对应的应变速率均在 $4.17 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 最大延伸率分别为 103% (495 °C), 138% (515 °C) 和 121% (540 °C)。

2.3 应变速率敏感性指数

应变速率敏感性指数^[11] $m = \partial(\lg \sigma) / \partial(\lg \dot{\epsilon}) \approx \Delta(\lg \sigma) / \Delta(\lg \dot{\epsilon})$, 即为图 5(a) 和图 6(a) 中曲线的斜率, 从两图可分别求得 MB2/10% SiC 在三种温度下的 m 最大值分别为 0.39(525 °C), 0.32(485 °C) 和 0.31(540 °C)。对于 MB2/5% SiC, m 最大值为 0.32(515 °C)。

2.4 拉伸试样的断口分析

图 7(a) 是 MB2/10% SiC 在最佳超塑性变形条

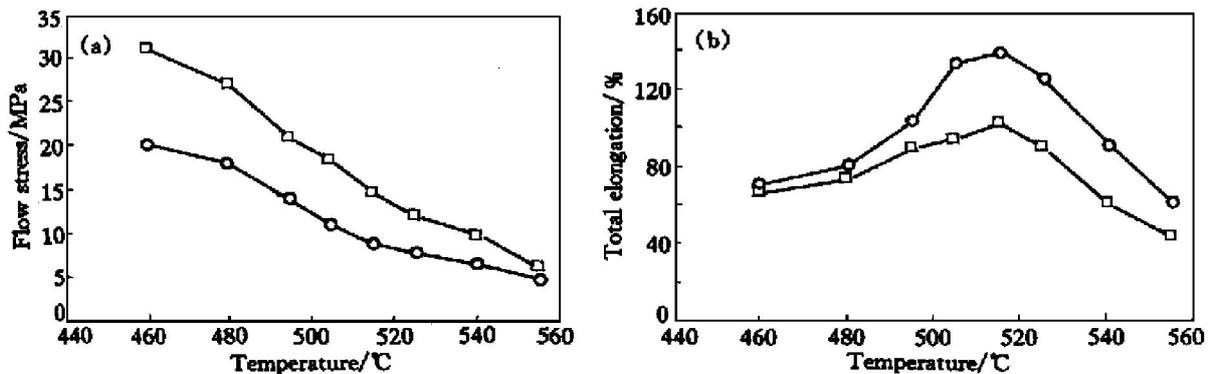


图 4 MB2/5% SiC 流动应力和延伸率与温度的关系曲线

Fig. 4 Flow stress and total elongation as a function of temperature at different strain rates for MB2/5% SiC composite

(a) $-\sigma$ vs temperature; (b) $-\delta$ vs temperature

○— $\dot{\epsilon}=4.17 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; □— $\dot{\epsilon}=2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$

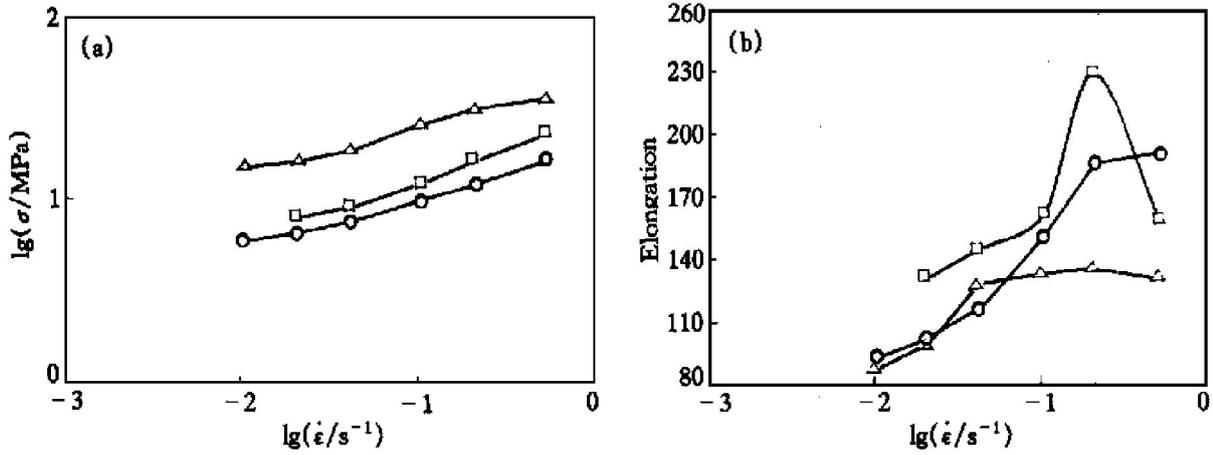


图5 MB2/10% SiC 流动应力(σ)、延伸率(δ)与应变速率(ε̇)的关系

Fig. 5 Flow stress and total elongation as a function of strain rate for MB2/10% SiC composite

(a) —σ vs strain rate; (b) —δ vs strain rate
△ —t= 485 °C; □ —t= 525 °C; ○ —t= 540 °C

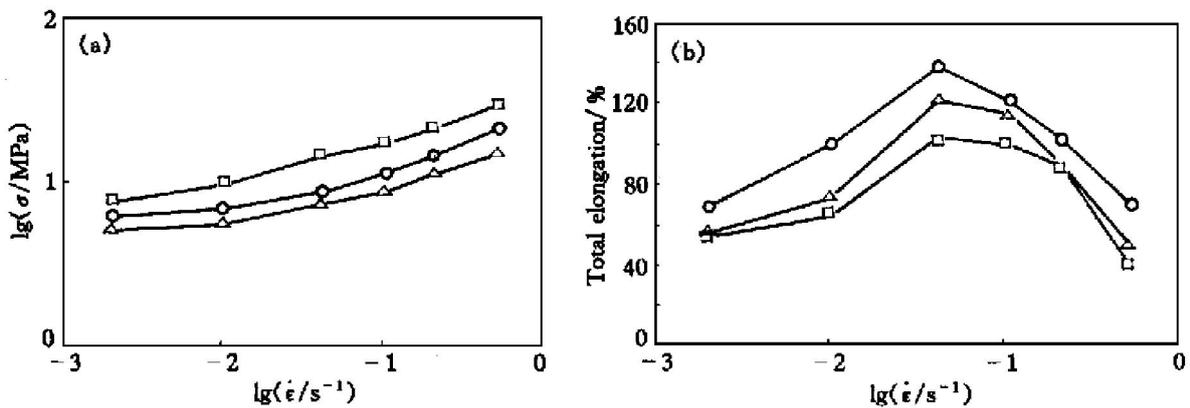


图6 MB2/5% SiC 流动应力和延伸率与应变速率的关系

Fig. 6 Flow stress (a) and total elongation (b) as a function of strain rate for MB2/5% SiC composite

□ —t= 495 °C; ○ —t= 515 °C; △ —t= 525 °C

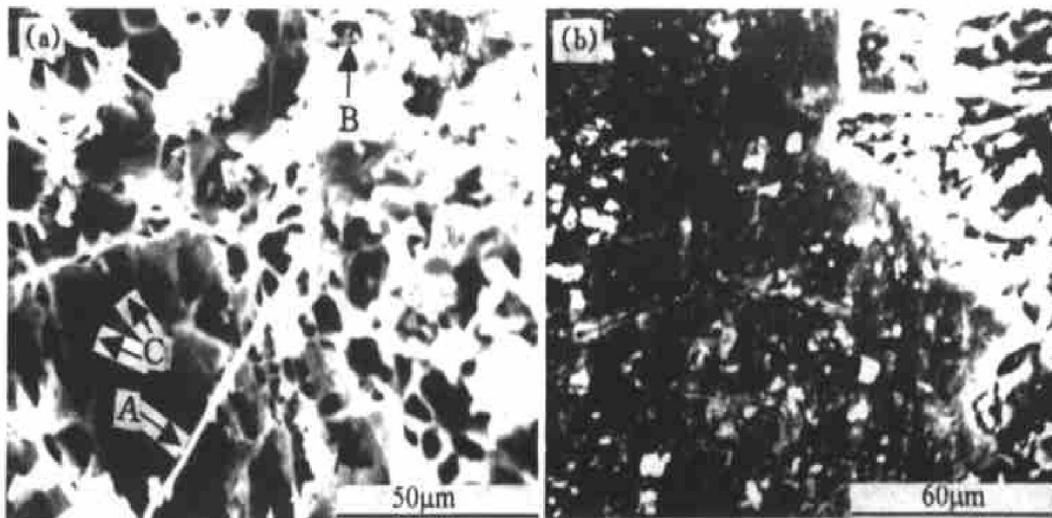


图7 MB2/10% SiC 拉伸试样断口形貌 (在最佳超塑性变形条件下)

Fig. 7 Fracture surfaces of superplastically deformed MB2/10% SiC_p(2 μm) composite samples

件下拉伸试样断口形貌的SEM像。图中断口的最显著特征是基体呈丝棒状(filament, 如图中A处)。此外,断口上还存在许多细小的空洞,且在其底部

可见细小的SiC颗粒(图中B处)。有些空洞已相互连接(图中C处),表明在形变过程中空洞的扩展。在断口的纵向上同样可见丝棒状的基体,如图7(b)

所示。

若将形变温度提高到 540 °C, 断口的形貌并未发生明显的变化, 部分基体亦呈丝棒状, 且断口上的空洞位于颗粒与基体之间, 这说明空洞的形成与 SiC 颗粒的分布密切相关。然而当形变温度降至 485 °C 时, 断口上丝棒状基体消失, 而空洞大小不一, 说明该温度下材料变形的不均匀性。表 1 中所列数据是用能谱 (EDX) 方法测定断口上丝棒状基体化学成分所得的结果, 为了便于对比, 表中同时列出了对非丝棒状基体能谱分析所得的结果。

表 1 MB2/10% SiC_p 断口不同部位的 EDS 分析

Table 1 Microanalysis of selected area on fracture surface of MB2/10% SiC_p composite

Position	Mg	Al	Si	Zn	Mn
Filament	87.96	4.15	6.63	0.97	0.39
Matrix	90.42	3.33	5.70	0.48	0.07

3 讨论

在迄今为止的文献中, 对镁基复合材料的高应变速率超塑性的报道还不多。本文研究的 MB2/10% SiC 复合材料在 $t = 485 \sim 540$ °C 温度范围内不同程度地呈现超塑性变形行为, 尤其是在 $t = 525$ °C, $\dot{\epsilon} = 2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的变形条件下, 材料的延伸率达 228%, $m = 0.39$, 充分揭示了 SiC 颗粒增强镁基复合材料的高温高应变速率超塑性。从图 5 和图 6 可知, MB2/10% SiC 和 MB2/5% SiC 两种复合材料在最佳变形条件下的测试结果表明, SiC 颗粒含量高的 MB2/10% SiC 在最佳变形条件下的延伸率 (228%) 远高于 MB2/5% SiC 的相应值 (138%), 而且前者的 $m = 0.39$, 亦大于后者的 $m = 0.32$ 。这说明了颗粒含量的增加提高了复合材料的超塑性变形性能, 且变形需要在更高的温度和应变速率下进行。根据文献 [11], 本文采用的基体合金为准单相合金, 高温下晶粒易长大、组织稳定性差, 因而在较低温度 (388 °C) 和应变速率 ($8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) 下呈现超塑性。本文加入的 SiC 颗粒平均直径仅为 2 μm , 这些细小的 SiC 颗粒不仅能有效地细化基体晶粒 (对比图 1(a) 和 1(b)), 而且在高温下材料形变时, 能阻止晶界迁移, 提高组织稳定性, 从而使材料呈现高温高应变速率超塑性。适当增加颗粒含量使颗粒间距减小, 基体晶粒的均匀性增强, 晶粒尺寸减小, 有利于超塑性变形的进行。

对金属基复合材料的高应变速率超塑性目前还

没有统一的认识, 但大多数研究者认为晶界滑动是组织超塑性变形的重要方式^[7,8,12]。传统合金的常规超塑性变形温度在 $0.50 t_m \sim 0.88 t_m$ (熔点温度) 之间, 而复合材料在 $0.98 \sim 1.02 t_m$ 之间^[13]。在这么高的温度下, 复合材料内部的局部区域, 尤其是界面上由于溶质元素的偏聚, 存在少量的液相。一些学者认为显微组织中界面液相的出现使材料的变形特性发生变化, 它在晶粒或颗粒滑移过程中起了有效的协调作用, 促进了晶粒滑移过程的进行^[14]。本文在具有高温高应变速率超塑性特征的试样断口上观察到了丝棒状物质, 能谱分析显示在纤维中溶质元素含量高于相邻的基体 (表 1)。而变形温度降低后, 这些丝棒状组织在断口上消失。文献 [12, 14] 认为断口丝棒状组织是材料在高温高应变速率变形过程中产生的界面液相冷却到室温时的残留物, 它的存在说明界面液相协调了晶粒和颗粒的滑移, 从而使材料呈现超塑性。

4 结论

1) 在镁合金 MB2 中加入少量 (5% ~ 10%) 的平均直径为 2 μm 的 SiC 颗粒能大幅度细化基体晶粒组织。

2) MB2 为基体、平均直径为 2 μm 的 SiC 增强的镁基复合材料在 485 ~ 540 °C 温度范围内呈现高应变速率超塑性。当温度为 525 °C 和应变速率为 2.08 s^{-1} 时, 最大延伸率可达 228%, 应变速率敏感性指数 $m = 0.39$ 。

3) 在高温高应变速率的变形条件下, 当 SiC 颗粒的体积百分数从 5% 增至 10%, 材料的延伸率和应变速率敏感性指数得到明显的提高。

4) 在呈现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。在超塑性变形过程中, 少量的界面液相对晶粒及颗粒的滑移可能起了重要的协调作用, 是材料呈现高温高应变速率超塑性的必要条件。

REFERENCES

- [1] Ibrahim I A, Mohamed F A and Lavernia E J. Particulate reinforced metal matrix composites—a review [J]. J Mater Sci, 1991, 26: 1137~ 1156.
- [2] ZHANG Xiaonong (张小农), ZHANG Di (张 荻) and WU Renjie (吴人洁). 混杂增强镁合金复合材料的力学性能和阻尼性能 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 1998, 8 (Supp. 1):

- 150~ 153.
- [3] CAI Ye(蔡叶), HUANG Baiyun(黄伯云) and SHU Huaqing(苏华钦). 铸造 SiC_p/Mg(AZ81) 复合材料界面 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal(中国有色金属学报), 1997, 7(3): 108~ 111.
- [4] SU Ying, ZHANG Guoding, WANG Huimin, et al. Fracture mode and process of SiC_w+ B₄Cp/MB15 magnesium matrix composite [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 1997, 7(3): 108~ 112.
- [5] SUN Yangshan(孙扬善), WENG Kunzhong(翁坤忠) and YUAN Guangyin(袁广银). Sn 对镁合金显微组织和力学性能的影响 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1999, 9(1): 55~ 60.
- [6] MA Aibin, CHEN Peisheng, SUN Yangshan, et al. TEM Study of SiC/Mg interface in SiCp/AZ31 magnesium matrix composite [A]. Imura T, Fujita H, et al. Proceeding of the Special Symposium on Advanced Materials [C]. Nagoya, Japan, 1998: 154~ 157.
- [7] Nieh T G and Wadsworth J. Superplasticity in a powder metallurgy magnesium composite [J]. Scripta Metall Mater, 1995, 32(8): 1133~ 1137.
- [8] Lim S W, Imai T, Nishida Y, et al. High strain rate superplasticity of TiC particulate reinforced magnesium alloy composite by vortex method [J]. Scripta Metall Mater, 1995, 32(11): 1713~ 1717.
- [9] CHEN Peisheng(陈培生), SUN Yangshan(孙扬善) and JIANG Jianqing(蒋建清). 工艺因素对 SiCp/Mg 复合材料中颗粒分布的影响 [J]. J Southeast University(东南大学学报), 1997, 27(5): 17~ 23.
- [10] LI Chao(李超). Metallurgy Mechanism(金属学原理) [M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1989: 274.
- [11] CHEN Puquan(陈浦泉). Microstructural Superplasticity(组织超塑性) [M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1988: 62.
- [12] Koike J, Mabuchi M and Higashi K. In situ observation of partial melting in superplastic aluminum alloy composites at high temperatures [J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(1): 199~ 206.
- [13] Mabuchi M, Higashi K, Inoue K, et al. Experimental investigation of superplastic behavior in a 20% Si₃N₄/5052 aluminum composite [J]. Scripta Metall Mater, 1992, 26(12): 1839~ 1844.
- [14] Hikosaka T H, Imai T and Nieh T G. High strain rate superplasticity of a SiC particulate reinforced aluminum alloy composite by a vortex method [J]. Scripta Metall Mater, 1994, 31(9): 1181~ 1186.

High strain rate superplasticity in MB2/ SiC magnesium matrix composites

CHEN Peisheng, SUN Yangshan, JUAN Haichang, JIANG Jianqing, MA Aibin
*Department of Materials Science and Engineering,
Southeast University, Nanjing 210096, P. R. China*

Abstract: Ingots of MB2 (magnesium-based alloy) matrix composites reinforced with SiC particulates (2 μm), of 10% or 5% (in volume fraction) were prepared by stir casting and then extruded with a reduction ratio of 49: 1 at 390 °C. Superplasticity of the composites was investigated at 380 °C~ 560 °C and with strain rate from $2.08 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ to $5.21 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The maximum of total elongation as high as 228% was obtained in MB2/ 10% SiC composite at 525 °C with a strain rate of $2.08 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, and the strain rate sensitivity exponent (m) was 0.39. Filament was observed on the fracture surface of the specimens showing superplasticity.

Key words: Mg/SiC composite; high strain rate; superplasticity

(编辑 何学锋)