复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
第 23 卷 第 6 期 12 月 2006 年
Vol. 23 No. 6 December 2006

文章编号: 1000-3851(2006)06-0127-07

挤压温度对 15 vol % SiCP/ Mg-9Al 镁基复合材料拉伸性能与断口形貌的影响

谢 文, 刘 越*, 张振伟, 李德松, 毕 敬
(中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要: 研究了挤压温度对粉末挤压法制备镁基复合材料室温拉伸性能和断口形貌的影响。实验结果表明: 复合材料在 350～450 ℃温度范围内挤压温度越高, SiC 颗粒分布越均匀, 致密度越高, 复合材料强度、延伸率上升; 复合材料断裂方式随着挤压温度升高由颗粒/基体脱粘向颗粒断裂转变。

关键词: 镁基复合材料; 力学性能; 挤压温度; 断口
中图分类号: TB331 **文献标识码**: A

Influence of extrusion temperature on the tensile properties of 15 vol % SiCP/ Mg-9Al composite

XIE Wen, LIU Yue*, ZHANG Zhenwei, LI Desong, BI Jing
(Institute of Metal Research Chinese Academy Sciences, Shenyang 110016)

Abstract: The influence of extrusion temperature on the tensile properties of 15 vol % SiCP/ Mg-9Al composite produced by powder extrusion was investigated. The results show that between 350～450 ℃, the mechanical properties of the composite such as tensile strength, yield strength and elongation increase with the increase of the extrusion temperature. At the same time, with the increase of extrusion temperature the fracture mode changes from particle/matrix debonding to particle fracture.

Keywords: magnesium matrix composites; mechanical properties; extrusion temperature; fracture surface

镁基复合材料由于其高比强度、比刚度以及优良的耐磨性能, 在汽车、航天航空等领域有着广泛的应用前景, 日益受到人们的关注[1-3]。对于颗粒增强镁基复合材料, 为了改善其组织和提高其力学性能, 一般进行二次热变形加工。通过热变形, 能使增强体颗粒在基体中分布更均匀, 提高材料致密度, 同时细化晶粒, 因此变形后复合材料强度和塑性都会得到一定程度的改善[4-7]。热挤压是最常用的加工工艺, 它在粉末冶金法制备复合材料中的作用尤其重要。挤压温度是热挤压工艺中一个重要参数, 挤压温度的选择关系到粉末法制备复合材料性能的好坏。但是有关挤压温度对镁基复合材料性能影响的研究却寥寥无几[6], 因此本文中重点论述热挤压温度对粉末挤压法制备 15 vol % SiCP/ Mg-9Al 镁基复合材料力学性能、断裂方式的影响。

1 实验部分

本实验用材料为纯 Mg 粉, 纯 Al 粉和 SiC 粉, 纯 Mg 粉的平均粒度为 50 μm, 纯 Al 粉平均粒度 13.3 μm, SiC 粉平均粒度 20 μm。采用粉末挤压法, 其工艺流程如下: 先将纯 Mg 粉, 纯 Al 粉按质量比 91∶9 配置, SiC 粉按体积分数(15 %)换算成质量比配料, 将配好的粉末在高效混料机上混料 4～6 h, 然后在 400 MPa 下压制成Φ40 mm ×50 mm 的冷压锭, 冷压锭经过特殊合金化扩散处理后, 分别在 350 ℃、390 ℃、420 ℃和450 ℃以 10∶1 挤压比挤压成 Φ10 复合材料棒材, 复合材料根据挤压温度不同分别标记为 A15-350、A15-390、A15-420 及 A15-450。基体 Mg-Al 合金材料制备过程与复合材料相同, 挤压温度为420 ℃, 标记为 Mg-9Al。

将挤压棒材加工成直径为 Φ5 mm, 标距长为

收稿日期: 2005-12-21; 收修改稿日期: 2006-05-22
基金项目: 沈阳市自然科学基金(2004-85)
通讯作者: 刘 越, 研究员, 研究方向为金属基复合材料 E-mail: yliu@imr.ac.cn

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

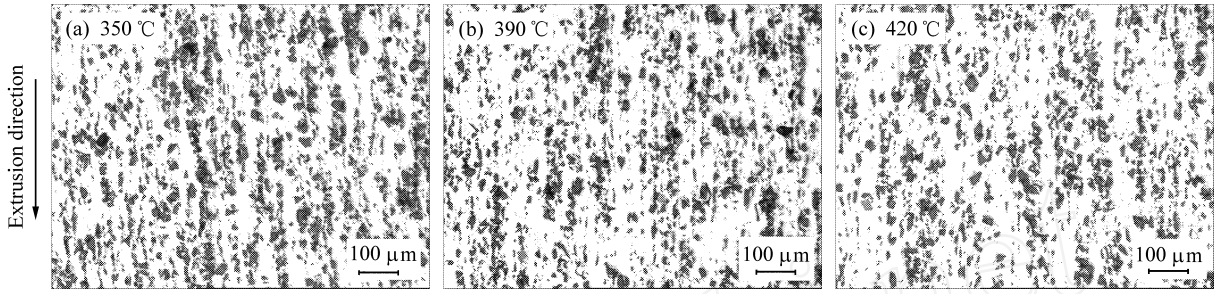


图 1　不同挤压温度复合材料中 SiC_P 分布情况

Fig. 1　Distribution of SiC_P at different extrusion temperatures

25 mm 的标准拉伸试样，室温拉伸在 Zwick Z050 电子拉伸试验机上进行，拉伸速度为 1 mm/ s；金相试样从热挤压棒材中部截取，经过研磨、抛光后在莱卡光学显微镜下观察 SiC 颗粒分布，在 SSX-550 扫描电镜上做断口形貌观察。

2　实验结果与讨论

2.1　金相组织

图 1 为不同挤压温度下 SiC 颗粒在基体中的分布情况，可见 350 ℃挤压后材料中 SiC 的团聚明显比 390 ℃和 420 ℃挤压后严重。增强体颗粒在基体中分布状况对复合材料力学性能有很大影响，颗粒分布越均匀，材料受力过程中应力分布越均匀，从而基体变形越均匀[8,9]，复合材料性能越好。

2.2　致密度

对 A15-350、A15-390、A15-420 及 A15-450 挤压态试样从纵截面磨平、抛光，在 400 ×光学显微镜下观察其组织，利用软件测量孔洞面积百分数，测量 5 个不同的视野，测量总面积在 1 mm^2 以上。对各个视野得到的数值取平均值，孔洞体积分数(V_p %)用孔洞面积百分数代替，从而得到复合材料致密度为：1 - V_p %，表 1 是测量结果。可以看出，复合材料致密度随挤压温度升高而增加。从 Tan 的模型[4] $d_c = d_m \Big/ \left\{ \left[\left(\frac{\pi}{6V_f} \right)^{1/3} - 1 \right] \frac{\sqrt{R}}{1-R} \right\}$（其中 d_m 为基体颗粒尺寸；V_f 为增强体颗粒体积分数；R 与 R' 分别为挤压比（$R \geq 1$）和轧制比（$0 \leq R' < 1$）；d_c 为增强体颗粒临界尺寸，其意义为当基体粉末粒度、材料热变形量和增强体颗粒含量一定时，增强体能够均匀分布的最小颗粒尺寸）可知，对于一定增强体颗粒尺寸和基体颗粒尺寸，在一定的变形条件下复合材料增强体颗粒体积分数存在一个临界值 $V_c = \frac{\pi}{6}\left[\frac{d_m}{d_p} \cdot \frac{1-R'}{\sqrt{R}} + 1 \right]^{-3}$，超过此值将使颗粒分布不均匀。本实验中，基体颗粒 Mg 粉的平均粒度为 50 μm（d_m），增强颗粒 SiC 粉平均粒度 20 μm（d_p），对于 10 ∶1 挤压比（$R = 10$，$R' = 0$），根据 Tan 模型计算得到的最佳 SiC 体积分数为 9.12 %，小于本实验材料的数值 15 %，因此 SiC_P 不能完全分布均匀(见图 2)。在此条件下，挤压温度将是唯一变量，通过提高挤压温度能在一定程度上改善 SiC 分布状况。当挤压温度降低时，基体合金(Mg-9Al)塑性变形阻力增大[10]，流动性能下降，因此不容易进入 SiC 团聚体空隙中，从而降低材料的致密度(见图 2，图 5(d))。

表 1　不同温度挤压复合材料致密度测量结果

Table 1　Porosity and relative density of composites at different extrusion temperatures

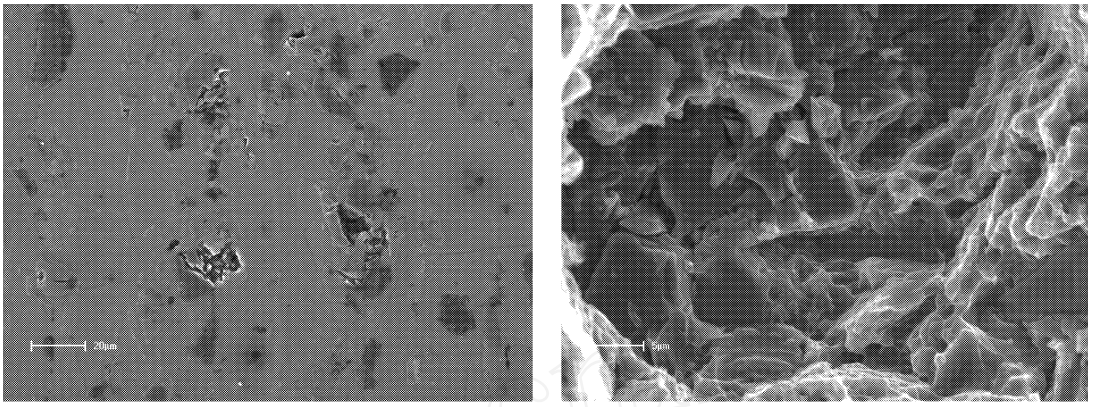
Material	Volume fraction of porosity V_p/ %	(1 - V_p)/ %
A15-350	1.92	98.08
A15-390	0.94	99.06
A15-420	0.79	99.21
A15-450	0.43	99.57

2.3　力学性能

2.3.1　弹性模量、强度和延伸率

从表 2 以及图 3(a)可以看出，复合材料弹性模量、屈服强度在基体合金基础上有很大提高。根据 Halpin-Tsai 模型[11] $E_c = \frac{E_m(1+2sqV_p)}{1-qV_p}$，$q = \frac{(E_p/E_m - 1)}{E_p/E_m + 2s}$，可以看出，弹性模量主要由陶瓷颗粒体积分数 V_p、长径比 s、弹性模量 E_p 以及基体弹性模量 E_m 决定，而对陶瓷颗粒的分布状况不敏感。但是材料的强度和延伸率与挤压温度有很大的关

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(a) Longitudinal section　　(b) Fracture surface

图 2　A15-350 组织颗粒团聚形貌

Fig. 2　SEM photographs of inclusion particles

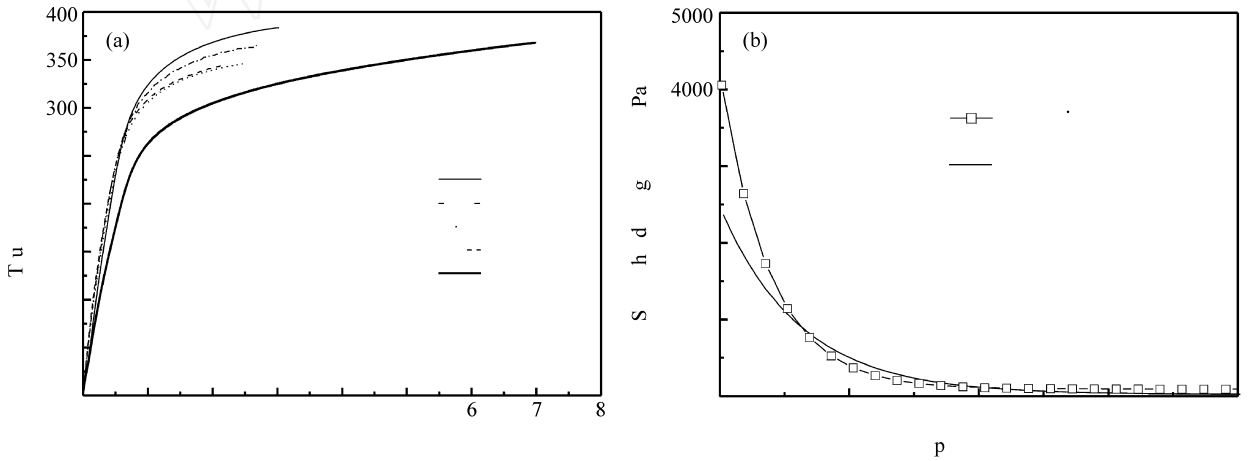


图 3　基体合金及复合材料力学性能

Fig. 3　Mechanical properties of the matrix alloy and composites

表 2　室温拉伸力学性能对比

Table 2　Room temperature tensile properties comparison

Material	Extrusion Temp./ ℃	E/ GPa	$\sigma_{0.2}$/ MPa	σ_b/ MPa	δ %
Mg-9Al	420	39.6	239.1	345	8.0
15 % SiCP/ Mg-9Al	350	57.1	256.9	320	1.5
	390	61.7	262.3	322	1.8
	420	60.9	271.0	342	2.1
	450	60.5	302.9	372	2.2

系。图 4 更直观地说明了挤压温度对复合材料强度、延伸率的影响。可以看出，随着挤压温度升高，材料的拉伸强度、屈服强度、延伸率都上升。Tekmen 等[12]对 Al-Si-Mg/ SiCP 研究表明，随着孔洞体积分数增大，复合材料拉伸强度和屈服强度下降，Cöcen 等[13]同样认为孔洞对复合材料的力学性能有很大的影响。由表 1 可以看出，当挤压温度增加，复合材料孔洞率下降，致密度升高，因此认为对于 15 %SiCP/ Mg-9Al 复合材料，提高挤压温度可以提高材料致密度，这是材料整体力学性能提高的原因之一。

2.3.2　加工硬化率

图 3(b)为复合材料与基体合金加工硬化率-应变关系对比。SiC 颗粒的加入使材料加工硬化率升高，但是在拉伸过程中复合材料的加工硬化率下降更快，这与 Gui[14]以及 Luo[9]的结果相同。他们认为硬质 SiCP 阻碍基体塑性变形，使加工硬化率升高，然而在拉伸过程中，裂纹首先在 SiCP 与基体界面处形核，裂纹在复合材料中的扩展比在基体合金中快[9]，因此应力集中释放快，使得加工硬化率下降速度同样也快。根据 Kiser 模型[15]和 Poole 模

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

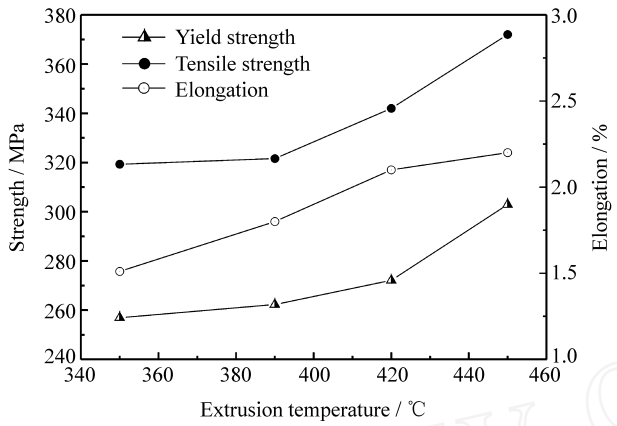


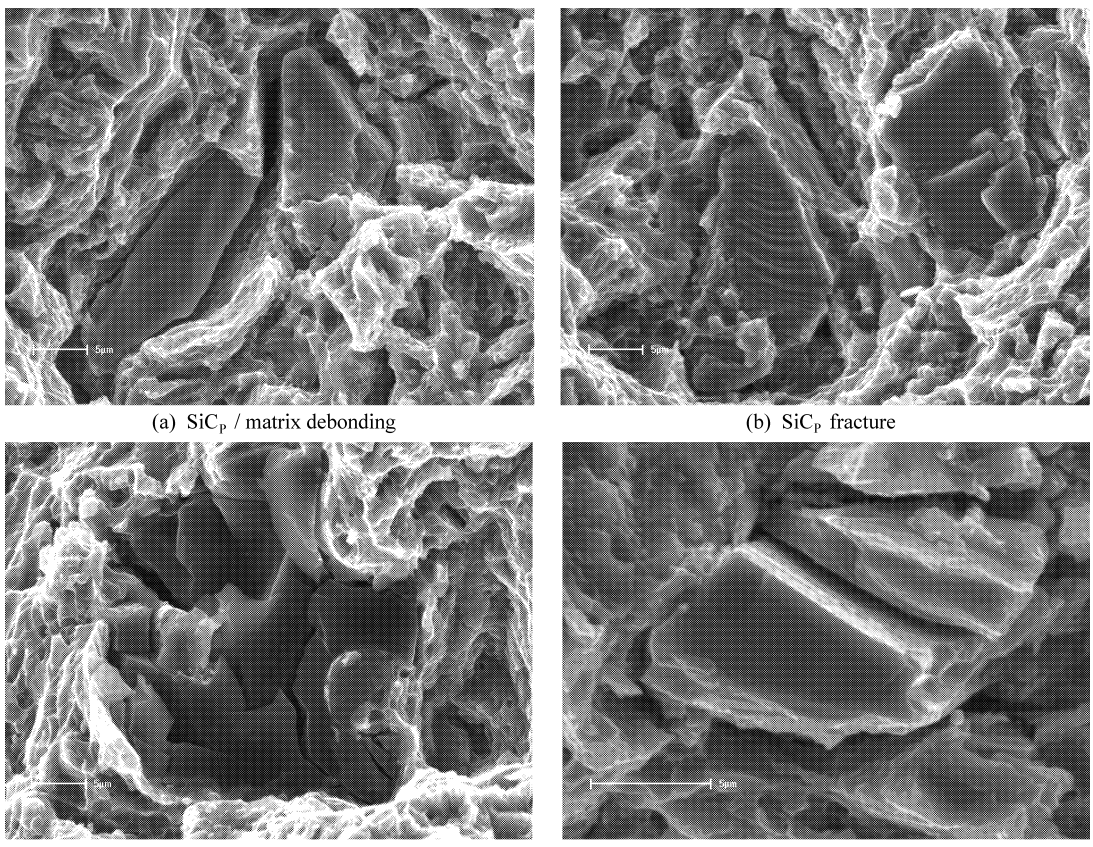
图 4　挤压温度与 15 %SiC_P/ Mg-9Al 复合材料力学性能的关系曲线

Fig. 4　Relationship between extrusion temperature and tensile properties

型[16]，复合材料的加工硬化率取决于 2 个因素：(1) 基体本身的加工硬化率；(2) 材料内部缺陷密度(如微裂纹、孔洞等)和缺陷累积速率。对比不同温度挤压制备复合材料发现，挤压温度对加工硬化率影响不太明显，A15-420 及 A15-450 的加工硬化略高于 A15-350 和 A15-390。可能是由于低温形变产生的位错更多，有利于提高基体加工硬化率(对应 Kiser-Poole 模型中的因素(1))；但另一方面，较低温挤压得到的材料致密度低，孔洞体积分数大，潜在的裂纹源比高温挤压复合材料多，加工硬化率下降快(对应 Kiser-Poole 模型中的因素(2))。这两个相互竞争的因素共同作用使复合材料加工硬化率整体差别不大。

2.4　断口形貌

通过比较 4 种不同温度挤压得到的复合材料拉伸断口形貌发现，存在 4 种典型的颗粒形貌：(1) 颗粒在侧面与基体脱粘(图 5(a))；(2) 颗粒在拉伸轴向断裂(图 5(b))；(3) 颗粒破碎成几个部分，但仍保留在基体中(图 5(c))；(4) 团聚颗粒与基体脱粘拔出(图 5(d))，团聚体内部颗粒间基体物质填充少，同时 SiC_P 脱离基体后表面光滑，很少见到表面残留基体物质。



(a) SiC_P / matrix debonding　(b) SiC_P fracture

(c) SiC_P fragmentation　(d) SiC_P inclusion

图 5　典型的断口形貌

Fig. 5　Typical fracture surface of composites

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

2.5 讨　论

前面分析认为，当挤压温度降低时，基体合金(Mg-9Al)塑性变形阻力增大，流动性能下降，不容易进入 SiC 团聚体空隙中，这不仅使挤压后复合材料孔洞率升高，而且降低 SiCP 与基体的界面结合强度。从表 2 可以看出，复合材料屈服强度、拉伸强度及延伸率都随挤压温度升高而升高，原因可能是：(1) SiCP 分布更均匀；(2) 孔洞率下降；(3) 界面结合强度增加。图 6 是 A15-420 中 SiCP 与基体界面形貌，表明界面结合良好。

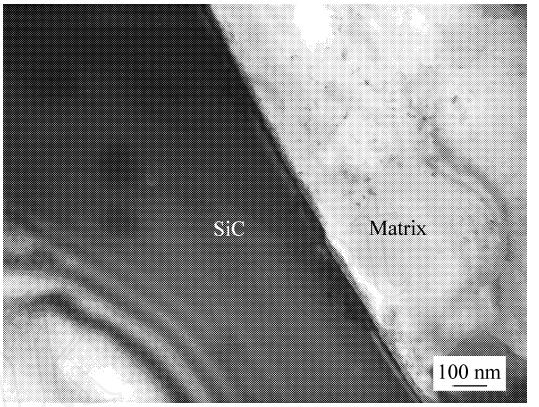


图 6　A15-420 SiCP 与 Mg-9Al 基体界面

Fig. 6　Interface between SiCP and Mg-9Al alloy matrix

复合材料屈服强度值都高于基体合金，这是由于 SiCP 有效地阻碍了基体的变形，增大了位错大量运动的临界应力值[7,9]。当挤压温度为 450 ℃时，15 vol % SiCP/ Mg-9Al 屈服强度比 Mg-9Al 提高 26.7 %。复合材料与基体合金拉伸强度之间的差别与挤压温度有关，A15-350 和 A15-390 拉伸强度分别比基体合金对应值低 7.8 %和 7.1 %，A15-420 略低于 Mg-9Al，但是 A15-450 拉伸强度比 Mg-9Al 提高 7.8 %。

复合材料及基体合金加工硬化-应变曲线可以分为 3 个阶段(如图 7)，A、C 阶段加工硬化率下降较缓，B 阶段下降最快[17]。390 ℃时 A、B 阶段没有明显区别(图 7(a))，但随着挤压温度升高，A 阶段曲线走势变缓，A15-450 曲线(图 7(c))可以看到 A、B 阶段存在明显的转折点。从应变-加工硬化曲

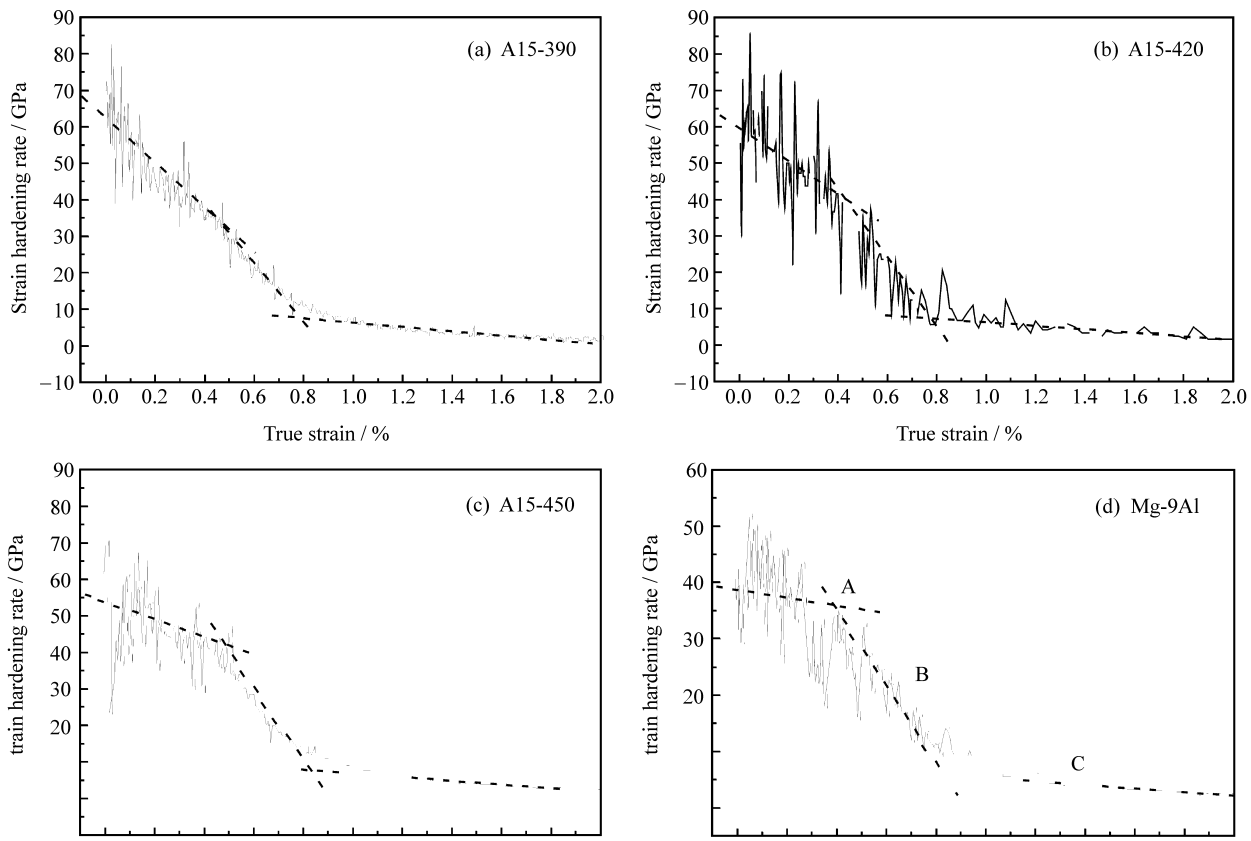


图 7　复合材料与基体合金加工硬化率-真应变曲线对比

Fig. 7　Comparison of strain hardening rate-true strain curves between composites and the matrix alloy

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

线分析，A15-390 加载后很快就开始出现微塑性变形[17,18]，这种微塑性变形首先发生在 SiC 与基体界面或 SiC 团聚处[19,20]，并随着应力的增加沿界面扩展，因此不存在明显弹性变形阶段。由于孔洞的存在，裂纹扩展速度加快，各处的微裂纹很快汇集，形成贯穿整个界面的大裂纹而导致材料断裂[21]，延伸率及拉伸强度都低于基体合金对应值。随着挤压温度的升高，A 阶段即弹性阶段更明显（见图 7(b)，7(c)），可以认为这是 SiC 与基体界面结合增强的结果，因此复合材料强度及延伸率随之升高。当挤压温度达到 450 ℃时力学性能最好，并且拉伸强度高于基体合金(见表 2 及图 4)。

复合材料的断裂方式主要有颗粒断裂和界面脱粘[22,23]，这两种断裂方式根据材料以及制备方法不同而存在竞争关系[24]。影响这种竞争的一个重要因素是界面结合强度，因此，通过对比断裂方式，可以定性地了解复合材料中颗粒与基体之间的结合情况。A15-350 断口上 SiC 颗粒形貌以与基体脱粘和团聚颗粒为主，说明在此温度挤压后 SiC_P 与镁合金基体结合不好，界面强度较低，同时团聚颗粒比较多，因此材料强度和塑性都相对较差。A15-390 断口形貌与 A15-350 相似，但是轴向断裂的颗粒数目增多，同时少量内部破碎的颗粒存在。而 A15-420 及 A15-450 断口第 1 和第 4 类型减少，而第 3 类型即图 5(c)所示的 SiC_P 破碎明显增多，这是由于 SiC_P 与基体结合强度增加，多数界面强度大于颗粒断裂强度，导致 SiC 拉断或破碎[25]。图 5(c)中的 SiC 颗粒内部出现两条主裂纹，裂纹平面基本垂直于断口平面，说明此颗粒承受了多向载荷，内部两条以上的裂纹表明在颗粒断裂后，仍然有承载能力[26,27]，直到平行于断口方向的裂纹贯穿整个 SiC 颗粒。从 3 种材料断口形貌的区别可知，提高挤压温度有利于基体物质向团聚颗粒内部孔隙填充，改善颗粒与基体的结合，从而提高复合材料整体力学性能。

3 结　论

(1) 热挤压温度影响复合材料力学性能以及拉伸断裂方式。

(2) 适当提高挤压温度有利于 SiC 颗粒分布，降低孔洞率，提高颗粒与基体结合强度，从而使复合材料强度、塑性都得到提高。

(3) 在本实验条件下，15 vol % SiC_P/ Mg-Al 的最佳挤压温度为 450 ℃，屈服强度和拉伸强度分别较 Mg-9Al 提高 26.7 %和 7.8 %。

参考文献：

[1] Wang H Y, Jiang Q C, Wang Y, et al. Fabrication of TiB_2 particulate reinforced magnesium matrix composites by powder metallurgy [J]. Materials Letters, 2004, 58(27/28): 3509-3513.

[2] 李淑波，郑明毅，甘为民，等. SiCw/AZ91 镁基复合材料及 AZ91 镁合金的高温变形行为 [J]. 复合材料学报, 2005, 22(3): 103-108.
Li Shubo, Zheng Mingyi, Gan Weimin, et al. Hot deformation behavior of SiCw/AZ91 magnesium matrix composite and AZ91 alloy [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2005, 22(3): 103-108.

[3] 郗雨林，柴东朗，张文兴，等. 粉末冶金法制备 SiC 晶须增强 MB15 镁基复合材料 [J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(7): 1131-1134.
Xi Yulin, Chai Donglang, Zhang Wenxing, et al. SiC whiskers-reinforced MB15 magnesium matrix composites by powder metallurgy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(7): 1131-1134.

[4] Tan M J, Zhang X. Powder metal matrix composites: Selection and processing [J]. Materials Science and Engineer A, 1998, 244(1): 80-85.

[5] Lee D M, Suh B K, Kim B G, et al. Fabrication, microstructures, and tensile properties of magnesium alloy AZ91/SiC_P composites produced by powder metallurgy [J]. Materials Science and Technology, 1997, 13(7): 590-595.

[6] Lim S C V, Gupta M. Enhancing modulus and ductility of Mg/SiC composite through judicious selection of extrusion temperature and heat treatment [J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(6): 803-808.

[7] Hassan S F, Gupta M. Development of high performance magnesium nano-composites using nano-Al_2O_3 as reinforcement [J]. Materials Science and Engineer A, 2005, 392(1/2): 163-168.

[8] Wang Z, Chen T K, Lloyd D J. Stress-distribution in particulate-reinforced metal-matrix composites subjected to external load [J]. Metallurgical Transactions A, 1993, 24: 197-207.

[9] Luo A. Processing, microstructure, and mechanical behavior of cast magnesium metal matrix composites [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(9): 2445-2455.

[10] Chandrasekaran M, John Y M S. Effect of materials and temperature on the forward extrusion of magnesium alloys [J]. Materials Science and Engineer A, 2004, 381(1/2): 308-319.

[11] Halpin J C, Tsai S W. Effects of environmental factors on composite materials, AFML-TR-67-423 [R]. Washington: AFML-TR, 1969.

[12] Tekmen C, Ozdemir I, Cocen U, et al. The mechanical

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

response of Al-Si-Mg/ SiC_P composite: Influence of porosity [J]. Materials Science and Engineer A, 2003, 360(1/2): 365 - 371.

[13] Cöcen Ü, Önel K. Ductility and strength of extruded SiC_P/ aluminium-alloy composites [J]. Composites Science Technology, 2002, 62(2): 275 - 282.

[14] Gui M C, Han J M, Li P Y. Microstructure and mechanical properties of Mg-Al9Zn/ SiC_P composite produced by vacuum stir casting process [J]. Materials Science and Technology, 2004, 20: 765 - 771.

[15] Kiser M T, Zok F W, SWilkinson D. Plastic flow and fracture of a particulate metal matrix composite [J]. Acta Materialia, 1996, 44(9): 3465 - 3476.

[16] Poole W J, Charras N. An experimental study on the effect of damage on the stress-strain behaviour for Al-Si model composites [J]. Materials Science and Engineer A, 2005, 406(1/2): 300 - 308.

[17] Chawla N, Shen Y L. Mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites [J]. Advanced Engineering Materials, 2001, 3(6): 357 - 370.

[18] Zhang F, Sun P F, Li X C, et al. A comparative study on microplastic deformation behavior in a SiC_P/ 2024Al composite and its unreinforced matrix alloy [J]. Materials Letters, 2001, 49(2): 69 - 74.

[19] Corbin S F, Wilkinson D S. The influence of particle distribution on the mechanical response of a particulate metal-matrix composite [J]. Acta Metallurgical Materialia, 1994, 42(4): 1319 - 1327.

[20] Chawla N, Andres C. Cyclic stress-strain behavior of particle reinforced metal matrix composites [J]. Scripta Materialia, 1998, 38(10): 1595 - 1600.

[21] Maire E, Verdu C, Lormand G, et al. Study of the damage mechanisms in an osprey (TM) Al-alloy SiC_P composite by scanning electron-microscope in-situ tensile tests [J]. Materials Science and Engineering A, 1995, 196(1/2): 135 - 144.

[22] Taya M, Lulay K E, Lloyd D J. Strengthening of a particulate metal matrix composite by quenching [J]. Acta Metallurgical Materialia, 1991, 39(1): 73 - 87.

[23] Wang Z R, Zhang R J. Mechanical-behavior of cast particulate SiC/ Al (A356) metal matrix composites [J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22(7): 1585 - 1593.

[24] Singh P M, Lewandowski J J. Effects of heat-treatment and reinforcement size on reinforcement fracture during tension testing of a SiC(p) discontinuously reinforced aluminum-alloy [J]. Metallurgical Transaction A, 1993, 24(11): 2531 - 2535.

[25] Ganesh V V, Chawla N. Effect of particle orientation anisotropy on the tensile behavior of metal matrix composites: Experiments and micro structure-based simulation [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 391(1/2): 342 - 353.

[26] Mawsouf N M. A micromechanical mechanism of fracture initiation in discontinuously reinforced metal-matrix composite [J]. Materials Characterization, 2000, 44(3): 321 - 327.

[27] Llorca J. An analysis of the influence of reinforcement fracture on the strength of discontinuously-reinforced metal-matrix composites [J]. Acta Metallurgical Materialia, 1995, 43(1): 181 - 192.

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net