

[文章编号] 1004- 0609(2002)S1- 0137- 05

碳化硅颗粒增强铝基复合材料($\text{SiC}_p/2024\text{Al}$) 的热变形行为^①

赵明久, 肖伯律, 刘 越, 毕 敬

(中国科学院 金属研究所 先进陶瓷与金属基复合材料研究室, 沈阳 110016)

[摘 要] 在变形温度分别为300, 350, 400, 450, 500 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率分别为0.02, 0.1, 0.5 s^{-1} , 高径比分别为1和2的变形条件下, 采用 Gleeble 1500 热模拟试验机对17% $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ (体积分数)复合材料的热变形行为进行了研究。结果显示: 复合材料的流变应力随变形温度的升高、应变速率的降低而降低; 在不同的变形温度、应变速率和高径比的条件下, 复合材料表现出不同的加工硬化和软化行为。进一步的分析表明: 复合材料的形变过程中, 加工硬化过程受渗透力的影响, 主要取决于变形温度; 软化过程取决于同时存在的动态回复和动态再结晶过程。

[关键词] 碳化硅颗粒; 复合材料; 热变形行为; 渗透力; 应变速率

[中图分类号] TG 301

[文献标识码] A

国内外的研究者对颗粒增强铝基复合材料的一次加工, 包括粉末冶金、铸造法以及喷射沉积法^[1~3]等都进行了深入、系统的研究; 在颗粒增强铝基复合材料常用的二次加工方法中, 研究者对于其热挤压变形和焊接性^[4~8]的研究较多, 而对于颗粒增强铝基复合材料, 尤其是 SiC_p 增强铝基复合材料的热压缩变形行为研究则相对较少^[9~11]。作者利用 Gleeble 1500 热模拟试验机, 对粉末冶金法制备的 17% $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ (体积分数)复合材料的热压缩变形行为进行了研究。

1 实验材料与方法

实验用材料为粉末冶金法制备的碳化硅颗粒增强17% $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ 复合材料棒材。复合材料由平均粒度 $< 73 \mu\text{m}$ 的 2024Al 微晶粉末和体积含量 17%、平均尺寸 $7 \mu\text{m}$ 的 SiC 颗粒均匀混合后, 经真空热压成锭, 再经 470°C 、挤压比为 32:1 条件下挤压成 $d 16 \text{ mm}$ 的棒材。工艺流程示于图 1。材料性能示于表 1。

实验用试样为挤压状态的 $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ 复合材料, 试样规格分别为 $d 6 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 和 $d 6 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$, 即试样的高径比(h/d)分别为 1 和 2。实验用设备为 Gleeble 1500 热模拟试验机, 变形温度分别为 300, 350, 400, 450, 500 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率分别

表 1 $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ 复合材料力学性能

Table 1 Mechanical properties of $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ bar

Ultimate strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
565	382	7

为 0.02, 0.1, 0.5 s^{-1} , 加热速率为 10 $^{\circ}\text{C/s}$, 压缩前, 在变形温度下恒温保温时间为 30 s。

2 结果与分析

2.1 变形条件对 $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ 复合材料热变形行为的影响

在不同变形温度、应变速率条件下, 单个样品的热变形试验都是在恒定的应变速率条件下进行的, 由试验得到的工程应力—时间曲线上, 从开始加载点到最大载荷顶点部分, 通过公式

$$\sigma_T = \sigma_E / S(1 - \epsilon),$$

$$\epsilon_T = -\ln(1 - \epsilon)$$

可以得到真应力—真应变数据, 并作出不同变形温度条件下的真应力—真应变曲线。式中 σ_E 和 S 分别为工程应力和试样原始截面积, ϵ 和 t 分别为应变速率和时间。

2.1.1 对流变应力的影响

实验所得到的不同变形温度、不同应变速率条件下复合材料的真应力—真应变曲线如图2所示,

① [收稿日期] 2001- 07- 27; [修订日期] 2001- 11- 12

[作者简介] 赵明久(1973-), 男, 硕士研究生

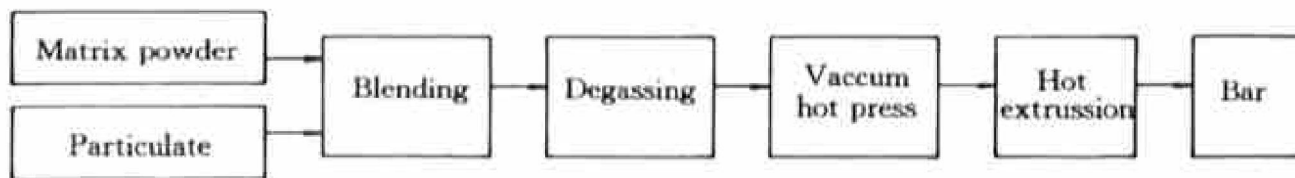
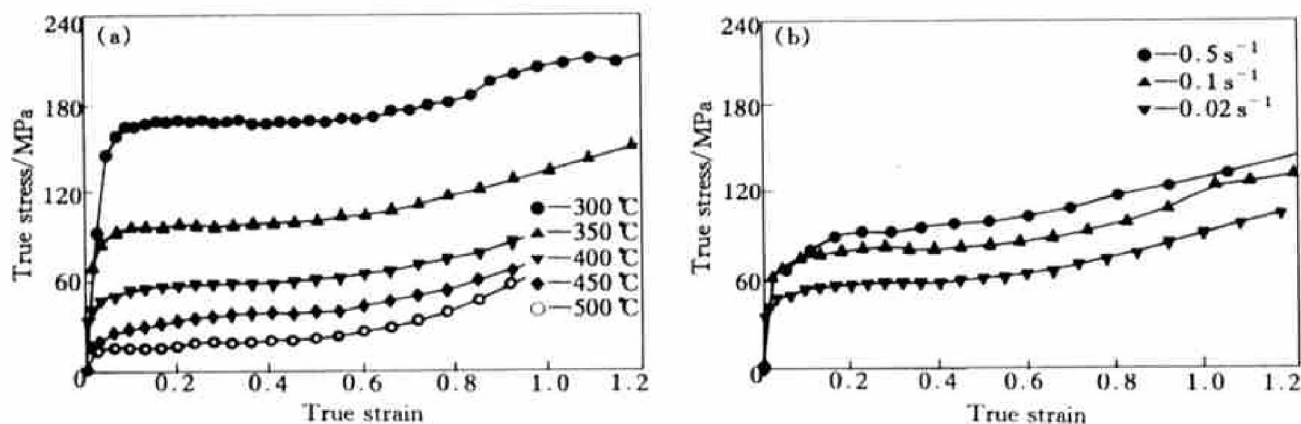
图1 SiC_p/2024Al 复合材料棒材制备工艺流程图Fig. 1 Processing diagram of SiC_p/2024Al bar

图2 变形条件对流变应力的影响

Fig. 2 Effect of deforming conditions on flow stress

(a) —Effect of deforming temperature on flow stress at $h/d = 1$, $\dot{\epsilon} = 0.02 \text{ s}^{-1}$;(b) —Effect of strain rate on flow stress at $\theta_{\text{def}} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $h/d = 1$

从图中可以看出:

1) 材料的流变应力随样品在形变实验中变形程度的变化呈现出不同的变化情况。形变初期, 流变应力随变形程度的增加, 呈现明显的加工硬化趋势, 这在变形温度较低时更为明显。从图2中可以明显的看到这种现象。随变形程度的进一步增加, 加工硬化过程逐渐被软化过程所抵消, 流变应力的增幅减小或逐渐保持稳定。

2) 流变应力随变形温度的升高而降低, 并且随变形温度的升高, 这种影响逐渐降低。当 $\theta_{\text{def}} \leq 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 变形温度每增加 $50 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 流变应力大约降低 $40 \sim 60 \text{ MPa}$; 当 $\theta_{\text{def}} > 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 温度对流变应力的影响变小, 流变应力降低的幅度很小。

3) 流变应力对应变速率的变化十分敏感, 从图2可见, 在整个变形温度区间内, 随应变速率的增加, 流变应力都有明显的增加。

4) 图3所示为试样在不同高径比及变形温度为 $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的流变应力—应变关系曲线。由图可见: 对于2种不同高径比的试样, 当 $\epsilon < 0.1$ 时都表现出加工硬化的行为, 但是 $h/d = 2$ 试样的加工硬化效应更为明显; 在 $0.1 < \epsilon < 0.5$ 时, 随应变量的增加, 材料加工软化效应明显加剧, 流变应力值接近于保

持不变; 当 $\epsilon > 0.5$ 时, 随应变量的增加, 流变应力值有一定程度的增加。YEH et al^[11] 对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 复合材料的热变形行为研究结果, 在 $h/d = 1$ 的条件下, 与本试验研究所得到的结果是一致的, 而当 $h/d = 2$ 时, 流变应力随应变量的增加而明显增加, 但 YEH et al 没有给出产生这一现象的原因。此外, 我们发现当 $\epsilon < 0.6$ 时, 相对于高径比为1的试样, 高径比为2的在变形过程需要较高的流变应力。当 $\epsilon > 0.6$ 时, 2种试样具有相同的流变

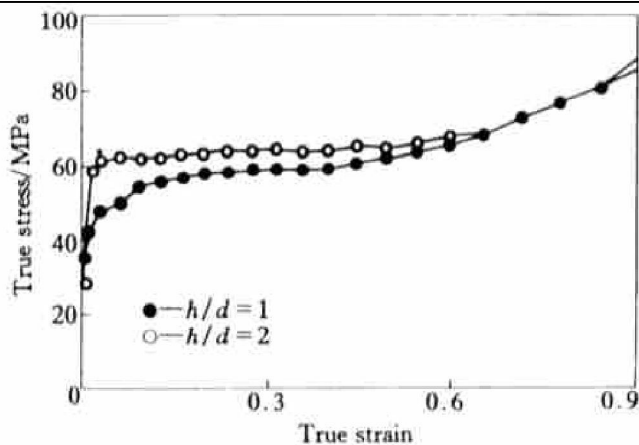


图3 试样的高径比对流变应力的影响

Fig. 3 Effect of aspect ratio of sample on flow stress at $\theta_{\text{def}} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 0.02 \text{ s}^{-1}$

应力值。

2.1.2 对屈服强度的影响

图 4 所示为变形温度、应变速率及试样高径比对 SiC_p/2024Al 复合材料屈服强度的影响曲线。从图可见, 随变形温度的升高, 材料的屈服强度显著降低。当 $\theta_{\text{def}} \leq 400$ °C 时, 曲线较陡, 即在这个变形温度区间内, 材料屈服强度对变形温度的变化比较敏感; 当 $\theta_{\text{def}} > 400$ °C 时, 曲线变得较为平坦, 即在这个温度区间内, 材料屈服强度对变形温度的变化不敏感。在整个的变形温度区间内, 材料的屈服强度对应变速率的变化比较敏感, 屈服强度随应变速率的增加而增加。从图 4(b) 可见, 当 $h/d = 2$ 时材料的屈服强度高于 $h/d = 1$ 时的屈服强度。

2.2 变形条件对 SiC_p/2024Al 复合材料热变形行为的影响机制

通常在金属材料热变形过程中, 形变热会对流变应力有一定程度的影响, 这主要是由于热变形过程中产生了温度的变化, 热变形过程中温度的变化 ΔT , 通常可以用公式(1)进行计算^[12, 13]。

$$\Delta T = \frac{\eta}{\rho c} \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon \quad (1)$$

式中 η 是变形热系数, 通常是应变速率的函数, 其值在 0~1 之间; ρ 是材料密度; c 是材料的比热容; σ 是应力, ϵ 是应变。LIU^[12] 和 ZHANG^[13] 认为, 在较高的应变速率下, 必须考虑 ΔT 对流变应力的影响; 而当应变速率小于 1 s^{-1} 时, ΔT 对流动应力的影响可以忽略。而在本实验中, 由于应变速率最高为 0.5 s^{-1} , 故 ΔT 对流变应力的影响可以忽略。

在 SiC_p/2024Al 复合材料的热变形过程中, 由于陶瓷颗粒的存在, 使它的热变形行为不同于基体的铝合金, 其加工硬化效应较强, 而软化过程较复杂, 这可以从材料组成特点来进行分析。由于陶瓷颗粒的存在, 在变形过程中位错会在其附近塞积, 使材料中的位错密度增加, 而要使位错攀移越过较大尺寸的颗粒时, 需要较高的应力, 所以在变形初期会出现较强的加工硬化效应。位错的攀移运动受渗透力的影响较大, 促进位错攀移的渗透力与变形加热温度之间具有如公式(2)所示的关系:

$$F_s = \frac{kT}{b^2} \ln \frac{C}{C_0} \quad (2)$$

式中 F_s 是渗透力, k 是 Boltzman 常数, T 是形变温度, b 是柏氏矢量, C 是形变温度下的空位浓度, C_0 是平衡空位浓度。

从公式(2)可见, 随变形加热温度的增加, 材料中的空位浓度 C 会增加, 大于材料的平衡空位浓度 C_0 , 即 $C > C_0$, 造成渗透力增加, 促进了位错攀移越过颗粒过程的发生, 这样就使颗粒附近塞积位错的密度降低, 因而随变形温度的升高, 加工硬化的效应逐渐降低。从 SiC_p/Al 复合材料的结构特征亦可较好的说明该种材料热变形随温度变化而发生的一系列变化特征。如 YU^[14], XIA^[15] 和 Man-na^[16] 认为, 由于陶瓷颗粒的存在, 在形变时位错在颗粒周围塞积, 使位错密度增加、整体分布不均匀, 从而有利于再结晶形核。同时大量的堆积位错形成了元素热扩散通道, 有利于 S 相、 θ 相在高温下发生溶解, 也将有效地减少析出相对位错的钉扎作用以及有利促进再结晶形核的发展。也就是说, 复合材料的软化过程不同于基体合金, 除动态

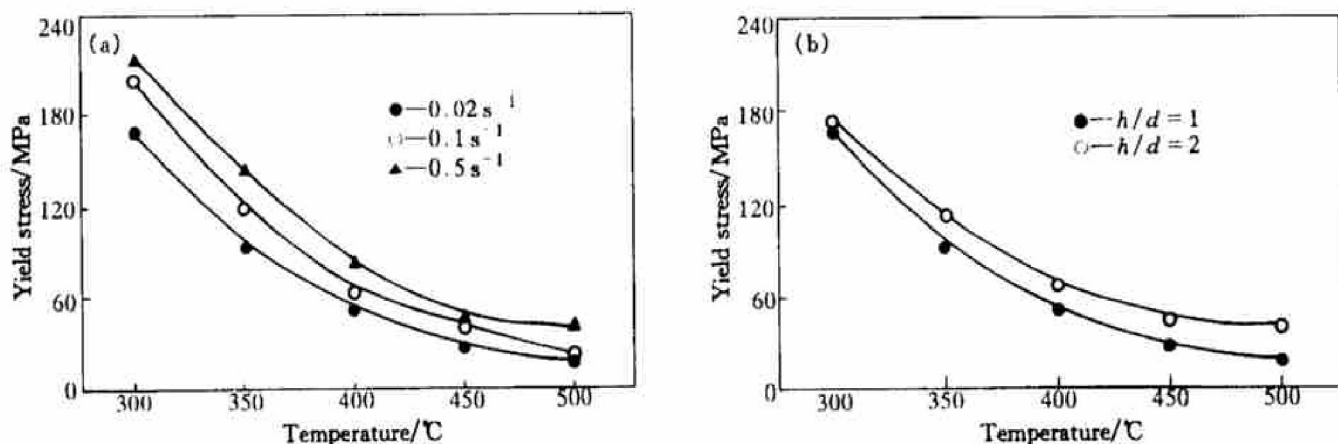


图 4 变形条件对 SiC_p/2024Al 复合材料屈服强度的影响

Fig. 4 Effect of deforming conditions on yield stress of SiC_p/2024Al composite

(a) —Effect of strain rate ($h/d = 1$); (b) —Effect of aspect ratio ($\dot{\epsilon} = 0.02 \text{ s}^{-1}$)

回复机理外, 还存在动态再结晶过程。

应变速率对复合材料流变应力的影响可以从下面的观点得到解释。由于陶瓷颗粒对位错的较强的阻碍作用, 位错攀移较难, 因此随应变速率的增加, 位错移动的速度增加, 在陶瓷颗粒附近堆积的位错密度增加, 形成了移动位错, 使形变初期的加工硬化现象加剧、所需外力增加, 即流变应力增加; 同时, 由于应变速率的增加, 位错在软化过程发生前堆积密度增加, 因此初期软化过程所表现的应变增量增加, 使软化过程的时间减少, 软化来不及充分进行, 因而使加工硬化加剧。

3 结论

1) 变形温度和应变速率对 $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ 复合材料的热变形行为具有很大的影响; 流变应力随变形温度的升高而降低、随应变速率的降低而降低。

2) 材料的屈服强度随应变速率的增加而增加, 高径比为 2 时试样的屈服强度高于高径比为 1 时试样的屈服强度, 同时前者表现出比后者更明显的加工硬化行为。

3) $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$ 复合材料的热变形过程具有明显的硬化和软化特征。实验结果表明: 随变形温度的升高其硬化过程的形变量减小; 随应变速率的增加其变形初期的硬化效应增加。

[REFERENCES]

- [1] LIU Y B, LIM S C, LU L, et al. Recent development in the fabrication of metal matrix-particulate composites using powder metallurgy techniques [J]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29: 1999– 2007.
- [2] HYO S L, KYUNG Y J, HEE Y K, et al. Fabrication process and thermal properties of SiC_p/Al metal matrix composites for electronic packaging application [J]. *Journal of Materials Science*, 2000, 35: 6231– 6236.
- [3] Zhang D L, Brindley C, Cantor B. The microstructures of aluminum alloy metal matrix composites manufactured by squeeze casting [J]. *Journal of Materials Science*, 1993, 28: 2267– 2272.
- [4] Goswami R K, Sikand R, Har A D, et al. Extrusion characteristics of aluminum alloy/ SiC_p metal matrix composites [J]. *Materials and Technology*, 1999, 15(4): 443– 449.
- [5] SHEN Hsu, LIU Ku-shung, YEH Jien-Wei. Study of 6061- Al_2O_3 composites produced by reciprocating extrusion [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31A(10): 2587– 2596.
- [6] CHEN W C, Davies C H J, Samarasekera I V, et al. Mathematical modeling of the extrusion of 6061 $\text{Al}_2\text{O}_3/20\text{p}$ composite [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, 27A(11): 4095– 4103.
- [7] ZHAO Ming-jiu, CHEN Li-qing, BI Jing. Effect of interlayer on the diffusion bonding of silicon carbon particulate reinforced 2024 aluminum composites [J]. *Journal of Materials Science Letters*, 1999, 18: 2005– 2006.
- [8] ZHAO Ming-jiu, CHEN Li-qing, BI Jing, et al. Diffusion bonding of silicon carbon particulate reinforced 2024 aluminum composites [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2000, 16: 471– 475.
- [9] Syu D G, Ghosh A K. Forging limits for an aluminum matrix composite: part 1. Experimental results [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, 25A(9): 2027– 2038.
- [10] Syu D G, Ghosh A K. Forging limits for an aluminum matrix composite: part 2. Analysis [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, 25A(9): 2039– 2047.
- [11] YEH M S, WENG W P, WANG W S, et al. Plastic flow behavior during the forging of a 6061 Al/10 Vol pct $\text{Al}_2\text{O}_3(p)$ composite [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31A(4): 1310– 1313.
- [12] Liu Y, Baker T N. Deformation characteristics of IMI685 titanium alloy under isothermal forging conditions [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1995, 197: 125– 131.
- [13] Zhang B L, Maclean M S, Baker T N. Hot deformation behavior of aluminum alloy 6061/ SiC_p MMCs made by powder metallurgy route [J]. *Materials and Technology*, 2000, 16(7– 8): 897– 902.
- [14] Yu D, Bandyopadhyay S, Mouritz A P, et al. Proc IC-CM/9 [C]. Miravett, Madrid, Spain, 1993. 363– 368.
- [15] XIA Xiao-xin, Sakars P, McQueen H J. Hot deformation, dynamic recovery, and recrystallisation behavior of aluminum 6061- SiC_p composite [J]. *Materials and Technology*, 1994, 10: 487– 496.
- [16] Manna R, Sarkar J, Surappa M K. Effect of second phase precipitates on recovery and recrystallization behavior of cold-worked Al2024- SiC_p composites [J]. *Journal of Materials Science*, 1996, 31: 1625– 1631.

Hot deformation behavior of silicon carbon particulate reinforced 2024 aluminum composite

ZHAO Ming-jiu, XIAO Bo-lü, LIU Yue, BI Jing

(Department of Advanced Ceramic and Metal Matrix Composite, Institute of Metal Research,
Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

[Abstract] The hot deformation behavior of silicon carbon particulate reinforced 2024 aluminum composite, under the conditions that the deforming temperature is of 300, 350, 400, 450, 500 °C, the strain rate is of 0.02, 0.1, 0.5 s⁻¹, and the aspect ratio is of 1 and 2, respectively, was investigated by means of Gleeble 1500 dynamic testing machine. The results indicate that the composite has different working hardening and softening behavior under the various deforming temperature and strain rate. The results show that the working hardening behavior is affected by penetrability, which is determined by temperature, and the softening behavior is determined by the dynamic recovery and dynamic recrystallization.

[Key words] silicon carbon particulate; composite; hot deformation behavior; penetrability; strain rate

(编辑 吴家泉)