

# 增强体种类及含量对金属基复合材料力学性能的影响

权高峰 柴东朗 宋余九 涂铭旌\*

(西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049) (\* 四川联合大学金属材料系, 成都 610065)

**摘 要** 用粉末冶金法制备了氧化铝、碳化硅颗粒增强的几种铝合金复合材料, 对不同增强体含量的复合材料进行了力学性能测试。研究结果表明, 复合材料拉伸弹性模量随增强体含量增加而升高, 断裂延伸率下降。SiC<sub>P</sub>/2024 具有最高的强度和增强效率, 随增强体含量增加至 25%, 强度逐渐升高; SiC<sub>P</sub>/7075 的强度水平低于基体合金; SiC<sub>P</sub>/A1(工业纯) 强度提高幅度较大; Al<sub>2</sub>O<sub>3P</sub>/2024 的强度随增强体含量增加呈先上升、后下降趋势。分析认为不同复合材料间的这种性能差异由增强体与基体强度水平和变形行为特征所决定。高强度、高模量的增强体与高强度、高形变硬化率的基体的配合是获得高强度复合材料的重要条件。

**关键词** 增强体种类, 颗粒, 金属基复合材料, 力学性能

**中图分类号** TB333; TB302.3

非连续体增强金属基复合材料由于其独特的性能优势在航空、航天结构制造等领域已获得许多应用<sup>[1~3]</sup>。在诸多制备方法中, 粉末冶金方法由于其独特的优势而为许多制造者所采用, 与此同时一些新的、更加成熟、合理的制备技术不断被开发出来。工艺方法的成熟, 使人们有可能制备出更多体系的复合材料, 并进一步改进其力学性能。随着应用范围的扩大, 对复合材料的性能提出了更高的要求, 特别是希望其在具有高耐磨性和高模量的同时, 具有更高的强度和足够的塑韧性。这就要求在材料体系的设计、制备工艺路线和工艺参数的控制以及后续变形、处理等方面进行系统的工作, 从而建立确定的材料体系和制备技术系统。虽然非连续体(颗粒、晶须和短纤维等)增强金属基复合材料已研制出许多体系, 但其中的大部分并未表现出优良的力学性能, 很多复合材料体系实际上只有一两种性能指标有一定优势, 如耐磨性, 其它性能指标尤其是强度指标远远低于基体合金的指标, 是一种“降强”而非增强。这除了制备方法欠成熟以外, 主要原因可能是材料体系的设计不够合理。本文中采用系统的实验测试来考察几种最常见的陶瓷颗粒增强铝基复合材料的材料体系, 为复合材料研究走向成熟积累资料。

## 1 材料及实验

本文中涉及的复合材料为: Al<sub>2</sub>O<sub>3P</sub>/2024, SiC<sub>P</sub>/2024, SiC<sub>P</sub>/7075, SiC<sub>P</sub>/A1 等。材料制备采用粉末冶金法, 金属粉末部分由中南工业大学提供, 另一部分为化学纯试剂, 粒度在 200~300 目之间。陶瓷颗粒为工业级磨料, 本文中所选用的陶瓷颗粒公称粒度为 5~10 μm。材料制备路

收修稿稿、初稿日期: 1998-01-21, 1997-09-14。本研究得到国家自然科学基金资助(8588009)和机械结构强度与振动国家重点实验室、金属材料强度国家重点实验室基金资助。

线如下: 粉末预处理 在尼龙桶中机械混合 4~6 小时(转速 20 rpm) 冷压预成型 烧结 热挤压 机加工, 热处理为  $500 \times 25 \text{ min} + 120 \sim 160 \times 12 \sim 20 \text{ min}$  时效<sup>[6]</sup>。圆棒拉伸试样尺寸为  $\Phi 6 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ 。拉伸试验在 Instron1195 型材料实验机上进行, 拉伸速度  $0.5 \text{ mm/s}$ 。各项力学性能测试根据国标进行(GB 228-78, GB 8653-88)。

## 2 不同复合材料力学性能对比

### 2.1 极限强度和条件屈服强度

所研究的四类材料的极限拉伸强度随陶瓷增强颗粒含量的变化规律见图 1。显而易见, 在本文的研究条件下,  $\text{SiC}_p/2024$  体系的复合材料具有最高的强化效率。虽然 7075 系合金具有最高的强度值, 但是当增强颗粒含量高于 5% 以后, 复合材料的强度显著降低,  $\text{Al}_2\text{O}_{3p}/2024$  系列的强度只表现出微弱的增加, 且当陶瓷颗粒含量高于 20% 后, 表现出降强效应。  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  系列具有较好的增强效应。

由基体性能推测,  $\text{SiC}_p/7075$  复合材料在增强物含量相同时应有比其它体系更高的强度。但在陶瓷颗粒增强的金属基复合材料中, 塑性流变在微区是不均匀的, 在粒子尖角附近的塑性流变量最大<sup>[5]</sup>, 如果此处能发生显著的加工硬化, 则可造成有效的应变转移, 推迟界面裂纹萌生, 从而起到增强作用。然而 7075 合金的形变硬化能力远低于 2024 和工业纯铝, 参见图 2, 这可能是  $\text{SiC}_p/7075$  系列复合材料的增强效应差的根本原因。

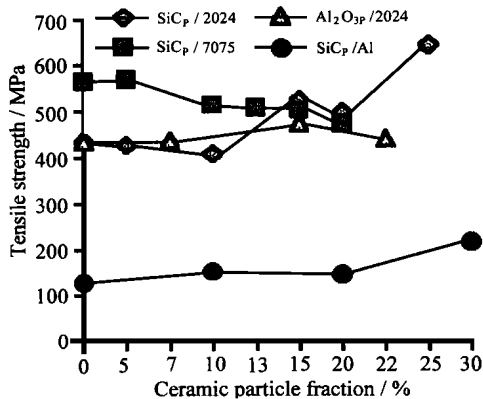


图1 陶瓷增强颗粒含量对不同体系复合材料的极限拉伸强度的影响

Fig. 1 Tensile strength vs ceramic particle content

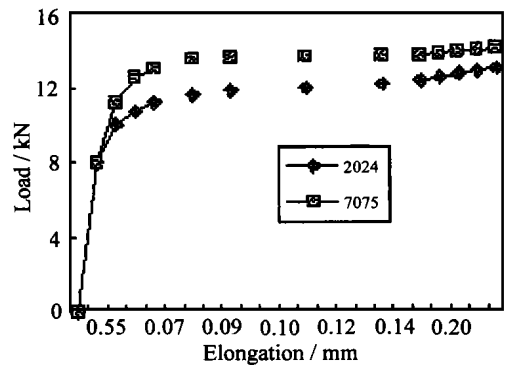


图2 7075和2024铝合金拉伸曲线对比

Fig. 2 Comparison of deformation behavior of 7075 and 2024 aluminum alloys

从陶瓷增强体角度分析, 碳化硅颗粒和氧化铝颗粒与铝合金的相容性有较大的差别, 前者与铝合金的润湿性好于后者。  $\text{Al}_2\text{O}_{3p}/2024$  在陶瓷颗粒含量较低时增强效果较好, 但随着增强体含量的进一步增加强度下降。研究发现在  $\text{Al}_2\text{O}_{3p}/2024$  的界面处形成了脆性的玻璃相  $\text{MgO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。分析认为 2024 铝合金中存在的少量 Si(约 0.1~0.3 wt%), 在制备过程中与 Mg 作用和氧化铝发生化学作用产生了一薄层玻璃相<sup>[7]</sup>。因此, 在氧化铝颗粒增强铝基复合材料的基体合金设计中, 应严格控制硅等元素的含量。

对工程(条件)屈服强度的测定结果也具有类似的规律, 即  $\text{SiC}_p/2024$  和  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  屈服强度随增强体含量的增加而上升, 而  $\text{SiC}_p/7075$  表现出与极限强度相同的趋势。  $\text{Al}_2\text{O}_{3p}/2024$  的屈服强度也有较显著的增加, 表明大量微裂纹的萌生发生在宏观应变高于 0.2% 范围以上。屈服强度的增加有赖于复合材料整体弹性变形抗力的增加。颗粒增强复合材料弹性变形是由

基体和增强体共同承担的,但是由于二者弹性模量的显著差异,微区弹性变形分布也是不均匀的,但在宏观线弹性范围内,陶瓷颗粒/金属基体界面处的变形应是连续的。当足够多的微区产生微量塑性变形时,整体材料将表现出宏观屈服。根据这种分析,复合材料内部界面的完整性和界面结合强度对屈服强度有着决定性影响。

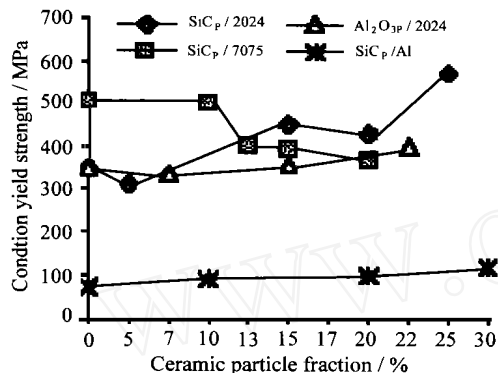


图 3 陶瓷颗粒含量对不同体系复合材料条件屈服强度的影响

Fig. 3 Condition yield strength vs ceramic particle content

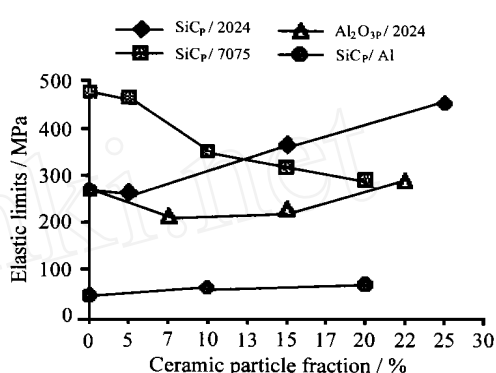


图 4 陶瓷颗粒含量对复合材料比例极限的影响

Fig. 4 Proportional limits vs ceramic particle content

## 2 2 弹性极限

在实际工程设计中,弹性极限是及其重要的材料力学性能参量。本文中用工程比例极限来代替弹性极限进行分析。图 4 是所研究的几种材料的比例极限随增强体含量的变化规律。该结果表明: SiC<sub>p</sub>/2024 复合材料体系的比例极限在颗粒含量高于 5% 后,随颗粒含量而上升; SiC<sub>p</sub>/7075 比例极限随颗粒含量增加而下降,但下降趋势渐趋平缓; Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>/2024 比例极限随增强体含量增加呈现先下降、后上升趋势; SiC<sub>p</sub>/Al 的比例极限一直随颗粒含量增加而升高。

SiC<sub>p</sub>/2024 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub>/2024 比例极限随陶瓷颗粒含量增加出现先下降、后上升的规律,即出现了比例极限极小值(前者约在 5% 处,后者约在 10% 颗粒含量处),分析认为这与颗粒长轴在热挤压时的取向分布有关,也与增强体/基体间的热膨胀差造成的相间微观残余应力有关<sup>[8]</sup>。

## 2 3 弹性模量

颗粒增强金属基复合材料的弹性模量增高是其优于对比合金的最显著的力学性能参量。而且该指标只对增强体含量敏感。图 5 是本研究根据拉伸曲线法所得出的结果。由图可见,复合材料的弹性模量数据很集中,且只与增强体含量有关,基体影响很小。

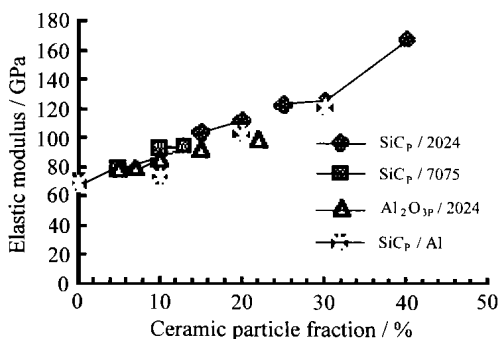


图 5 陶瓷颗粒含量对弹性模量的影响

Fig. 5 Elastic modulus vs ceramic particle content

## 3 断裂行为和断裂应变

### 3 1 颗粒破裂强度和颗粒增强效应

根据作者的前期分析结果,复合材料中增强粒子的实际断裂强度可表达为

$$\sigma_{k2} = f_r \left[ \frac{3\pi E_s \Gamma_s}{4(1 - \frac{1}{2})} \frac{1}{a} \right]^{1/2} \quad (1)$$

其中:  $f_r$  是由基体中应力三轴度和粒子泊桑比决定的函数,  $E_2$  是粒子弹性模量,  $\Gamma_s$  为粒子断裂表面功,  $v_2$  为粒子泊桑比,  $a$  为粒子赤道半径。上式表明, 粒子尺寸越大, 实际断裂应力越小; 粒子间距越小(即增强体含量越高, 由  $f_r$  反映出来)实际断裂应力越小<sup>[10]</sup>。关于大颗粒首先断裂的实验观察已有一些报道<sup>[11, 12]</sup>。由此分析可见, 增强粒子尺寸较大时, 增强效果较差, 这与大多数研究的结论相一致: 弥散增强粒子直径越小, 增强效应越显著。同时, 在用工业磨料作为增强物时, 难免有一部分粒子的尺寸远大于标称尺寸, 而这些大粒子将是复合材料中早期裂纹萌生的基地。当增强粒子的长径比较大时(如  $\lambda = a/l > 2$ ), 实际断裂应力还应考虑到界面应力传递的影响, 这时可考虑用套筒剪切模型(Shear Lag Model)进行比较分析。

### 3.2 断裂应变分析

复合材料断裂应变低于基体合金是复合材料在推广应用方面遇到的最大障碍之一。对于绝大多数复合材料, 随增强粒子含量增加, 复合材料断裂应变减小。表观上看, 这是由于不可变形粒子的侵入割裂了塑性基体并造成了局部应变集中。从微裂纹萌生机制分析, 若造成最终断裂的微裂纹均与增强颗粒有关, 即界面剥离或粒子断裂, 在最危险截面(即最终断裂截面), 每个微裂纹的最大长大直径是粒子中心距  $2R$ , 根据 McClintock 的微空穴长大原理, 可得到如下复合材料断裂应变表达式<sup>[9]</sup>:

$$\epsilon_{ck} = \frac{2}{3} \epsilon_{mk} K \sigma \ln \left( \frac{\pi}{6V_p} \right) \int_{l_{in}}^{l_{ax}} \frac{\exp \left[ \frac{(\lambda - \frac{1}{2} \sigma^2)}{2\sigma^2} \right]}{3^{\frac{1}{2}} \sinh(3^{\frac{1}{2}} T_s) - 1} d\lambda \quad (2)$$

式中:  $\epsilon_{mk}$  是基体合金的原始断裂应变,  $\lambda$  是轴向有效长径比,  $K \sigma$  是实际复合材料中由轴向有效长径比决定的归一化因子,  $V_p$  是陶瓷颗粒体积含量分数,  $T_r$  是基体中的由增强体轴向有效长径比和横向间距决定的平均应力三轴度,  $\sigma$  是轴向有效长径比的统计标准离差。简化的计算结果(粗实线)和本文与文献中的实测结果(标号)随增强体含量的变化示于图 6。可见计算与实测结果有良好的一致性。

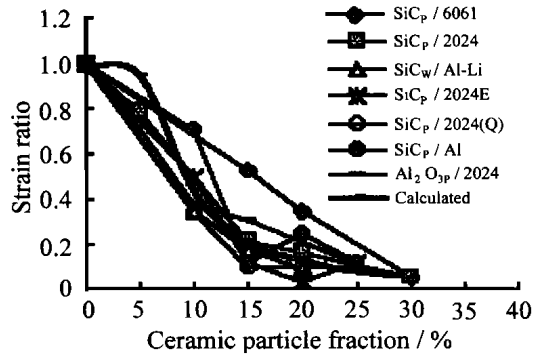


图 6 实测和计算断裂应变与陶瓷颗粒含量关系图

Fig. 6 Diagram of measured and calculated fracture strain of composites with various ceramic content

## 4 结 论

(1) 粉末冶金法制备非连续体增强金属基复合材料可获得较高的强度和弹性模量, 对  $SiC_p/2024$  体系, 随增强体含量增加, 弹性模量和各项强度指标均上升, 表现出良好的增强效率。  $SiC_p/7075$  体系的增强效率最差;  $Al_2O_{3p}/2024$  体系的强度指标具有极小值特征;  $SiC_p/Al$  具有较好的增强效率。

(2) 复合材料的断裂应变随增强体含量增加而减小。  $SiC_p/2024$  和  $SiC_p/7075$  体系增强效率和基体变形特征的比较说明, 高的屈服强度和高的加工硬化率是非连续体增强金属基复合材料基体设计的重要因素。

(3) 即使增强效率最好的  $SiC_p/2024$  体系的复合材料, 在与增强体相关的裂纹萌生机制控制下, 强度(模量)和塑(韧)性是不可兼得的。

## 参 考 文 献

- 1 Crow son A. U S amy research office materials science program recent developments and trends In: Proc Advanced Materials and Mechanics 96: Beijing: Peking University Press, 1996 1
- 2 Hirano K. High performance materials for severe environments in the field of aerospace and power generator technologies in Japan In: Proc ICCM-9, Vol 1. Spain: Madrid, 1993 87
- 3 Pirrat N J. Metal matrix composites-evaluation and prospects, In: ICCM-10, Vol 1. Canada: Whistler, Vancouver, 1995 23
- 4 Lin J S, Li P X, Wu R J. Aging evaluation of cast particulate-reinforced SiC/Al(2024) composites *Scripta Metall Et Mater*, 1993, 28: 281
- 5 Liu Y L, Fischer G. Local strain fields in particulate metal matrix composites characterized by object grating techniques In: Murray S L, ed Proc ICCM-11, Australia: Gold Coast, 1997
- 6 权高峰, 罗兴宏, 柴东朗, 等. 非连续体增强金属基复合材料的热机械处理工艺与性能研究 *材料工程*, 1994 (5): 10
- 7 Mortensen A. Interfacial phenomena in the solidification processing of metal matrix composites *Mater Sci Engng*, 1991, A 135: 84~ 89
- 8 Quan Gaofeng, Chai Donglang, Song Yujiu, *et al* A quantitative evaluation and experimental study on elastic limits for DRMMCs *Scripta Metall Et Mater*, 1995, 33(12): 1897
- 9 权高峰. 金属基复合材料的断裂应变研究 *西安交通大学学报*, 1995, 29 (8): 84
- 10 权高峰. 金属基复合材料中增强粒子的尺寸效应 见: 第三届全国细观力学试验技术、计算方法及其应用学术研讨会论文集 杭州: 1995 215
- 11 Kanetake N, Choh T. Microscopic fracture in particle dispersed aluminum matrix composite under plastic straining In: Miravette A ed Proc ICCM-9. Spain: Madrid, 1993 665~ 671
- 12 Quan Gaofeng, Song Yujiu, Tu Mingjing, *et al* Study on fracture strain of discontinuously reinforced metal matrix composites *Inter J Fracture*, 1998 (Accepted)

## EFFECTS OF CATEGORY AND CONTENT OF REINFORCEMENTS ON MECHANICAL PROPERTIES OF METAL MATRIX COMPOSITES

Quan Gaofeng    Chai Donglang    Song Yujiu    Tu Mingjing<sup>\*</sup>

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049)

(<sup>\*</sup> Metal Materials Department, Sichuan United University, Chengdu 610065)

**Abstract**    Some aluminum matrix composites, reinforced by alumina and silicon carbide particles, were fabricated by P/M method, and the normal mechanical properties were measured. It is shown that the elastic modulus increases with volume fraction of ceramic particles, though the fracture strain decreases. SiC<sub>p</sub>/2024 system has the highest strength and best reinforcing efficiency, with the increase of particle volume fraction to 25%. SiC<sub>p</sub>/7075 system has lower strength than that of the controlled alloy. SiC<sub>p</sub>/pure-Al system shows higher reinforcing efficiency in spite of the lower absolute strength. Al<sub>3</sub>P/2024 system exhibits a character of first rise and then drop in strength. It is considered that these differences may depend on the strength levels of reinforcements and the matrices and the deforming characteristics. The better matrices should have higher strength as well as higher work-hardening rate.

**Key words**    reinforcement category, ceramic particle, metal matrix composite, mechanical properties