第 15 卷 第 2 期 复 合 材 料 学 报 Vol. 15 No. 2
1998 年 5 月 ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA May 1998

SiC 颗粒增强金属基复合材料弹性模量与界面结合状况关系研究

樊建中* 姚忠凯* 杜善义* 王 磊 杨改英
郭 宏 李义春 张少明 石力开
(* 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001) (北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘 要 通过比较 SiC$_p$/1100Al 和 SiC$_p$/7075Al 两种复合材料的界面状况和弹性变形特点发现: 两种复合材料界面结合状况的不同导致材料弹性模量相差较大, 界面把载荷从基体传递到增强体是复合材料弹性变形阶段的重要强化机制, 而且强化机制的作用发挥取决于基体与增强体之间的界面结合力。

关键词 SiC 颗粒增强金属基复合材料, 弹性模量, 界面结合状况
中图分类号 TB331

与未增强的基体合金相比, 不连续纤维增强金属基复合材料(DMMCs)具有高比刚度、高比强度等优异性能。近年来, 关于DMMCs 在材料制备方法、力学性能和微观结构等研究领域已取得了显著进展。然而有关DMMCs 强化机制至今仍不十分清楚, 还没有形成统一的认识[1]。众多研究工作表明, DMMCs 强化主要取决于以下因素:

(a) 材料受载时, 增强体对基体塑性变形的约束[2]或对基体中位错运动的阻碍[3]。

(b) 基体和增强体热膨胀系数的差异使基体内产生热残余应力, 热残余应力释放导致基体中产生位错强化[4,5]或基体的加工硬化[6], 基体加工硬化明显改变了材料弹性变形向塑性变形转变过程中的特点。

(c) 基体向增强体的载荷传递[7,8]。

复合材料从开始受载直到最终断裂, 基体和增强体之间的界面应完成载荷从基体向增强体的传递。受材料种类和制备工艺的影响, 界面行为主要有两种: 界面脱开成为裂纹源和材料从基体断裂、基体和增强体仍结合很好。以前大量文献报道了复合材料在塑性变形过程中的界面行为, 但对于材料在弹性变形阶段中的界面行为很少有报道。因此本文的目的是通过比较 SiC 颗粒增强 1100、7075 铝两种基体复合材料的界面结合状况和弹性变形特点, 研究复合材料弹性变形阶段的强化机制, 并进一步了解强化机制与材料微观结构之间的关系。

1 材料制备及试验方法

增强体选用 α-SiC 颗粒, 平均尺寸为 3.5μm, 体积百分含量为 25%。基体为 1100 和 7075

收修改稿、初稿日期: 1996—12—23, 1996—10—04。国家自然科学基金资助项目

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

铝合金。材料采用粉末冶金法制备,干混,混粉时间为 7 小时。7075 铝基和 1100 铝基复合材料的热压温度分别为 530℃和 570℃,挤压比为 19。

复合材料的界面状况分析采用 JEOL-2000FX 分析电镜,工作电压为 200kV。采用 AG-50KNE 型拉伸机测定材料的弹性模量。为了提高弹性模量测定准确度,本文中采用加载-卸载的方法,测量卸载曲线的斜率来确定复合材料的弹性模量[9]。

2 试验结果与讨论

2.1 复合材料界面状况

SiC_P/1100Al 与 SiC_P/7075Al 复合材料的界面状况存在较大的差别。其典型界面形貌如图 1、图 2 所示。1100 铝基复合材料的界面干净、平直,没有任何新相存在。能谱分析发现,界面区存在少量 Fe 元素富集。7075 铝基复合材料的界面除了少数干净界面外,大多数界面以带状形式存在,宽度大约为 50nm,并且界面区内分布着点状物质,如图 2(a)所示。选区衍射分析发现:界面区为铝的多晶体结构,如图 2(b)所示。界面区内点状物质是 $MgAl_2O_4$ 氧化物[10]。

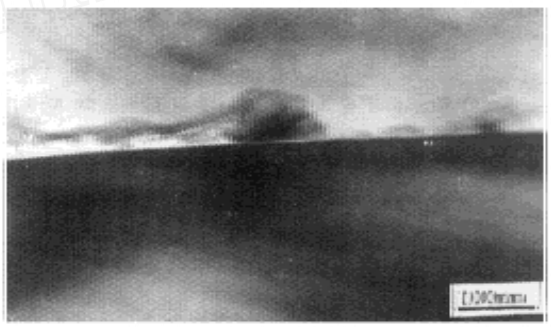
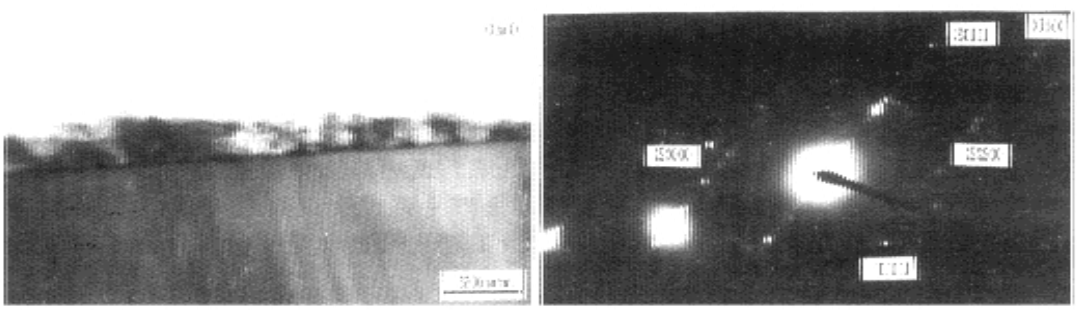


图 1 SiC_P/1100Al 复合材料界面形貌

Fig. 1 Interfacial morphology of SiC_P/1100Al composites



(a) 界面形貌 (b) 选区衍射

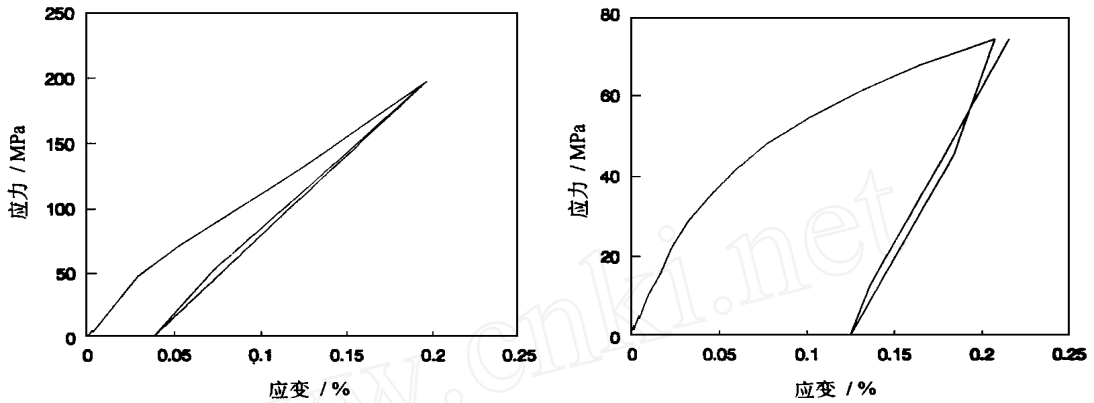
图 2 7075 铝基复合材料界面形貌及选区衍射分析

Fig. 2 (a) Interfacial morphology and (b) selected area diffraction of SiC_P/7075Al composites

2.2 复合材料弹性变形特点

图 3 给出了 25vol% SiC_P/7075Al 和 25vol% SiC_P/1100Al 两种复合材料的弹性变形曲线。从图中看出,两种复合材料的弹性曲线都具有非线性特点。其中 7075 铝基复合材料的弹性变形曲线呈多直线性(multi-linear),具有连续纤维增强复合材料的特点[11],而 1100 铝基复合材料弹性曲线只有一小段线性区域,随后就是连续加工硬化曲线。图中也给出了材料经一定量预应变后的卸载曲线,卸载曲线非常接近于直线,并且第二次加载弹性曲线的直线性与第一次加载相比,得到明显改善。采用卸载曲线测量 7075、1100 铝基复合材料弹性模量,结果如表 1 所示。由表可见,相同含量增强体,基体合金弹性模量相近的两种复合材料,其弹性模量值存在很大的差别。7075 铝基复合材料弹性模量提高了 66%,而 1100 铝基复合材料仅提高了 30%。

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



(a) 25vol% SiCp/7075Al　　(b) 25vol% SiCp/1100Al

图 3　复合材料应力-应变曲线

Fig. 3　Stress-strain curves with the intermittent unloads for (a) and (b)

表 1　基体合金和复合材料的弹性模量

Table 1　Elastic modulus of matrix alloys and composites

材料	1100Al	25vol% SiCp/1100Al	7075Al	25vol% SiCp/7075Al
弹性模量/GPa	69	89	74	123

2.3　复合材料弹性模量与界面结合状况关系

图 4 比较了 7075 和 1100 铝基复合材料的第一次加载弹性曲线。从图中也可看出, 7075 铝基复合材料的弹性模量明显高于 1100 铝基复合材料。因此, 复合材料的弹性模量除了受增强体种类和含量等因素影响外, 还有决定复合材料弹性模量的其它重要因素。

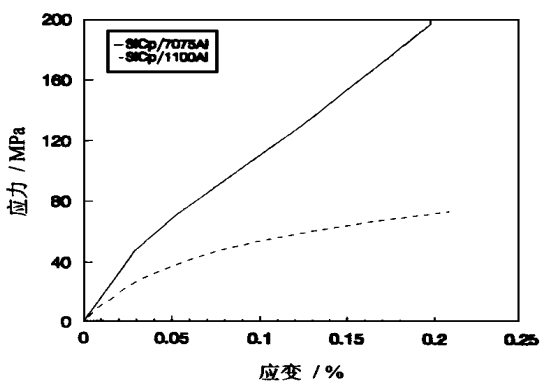


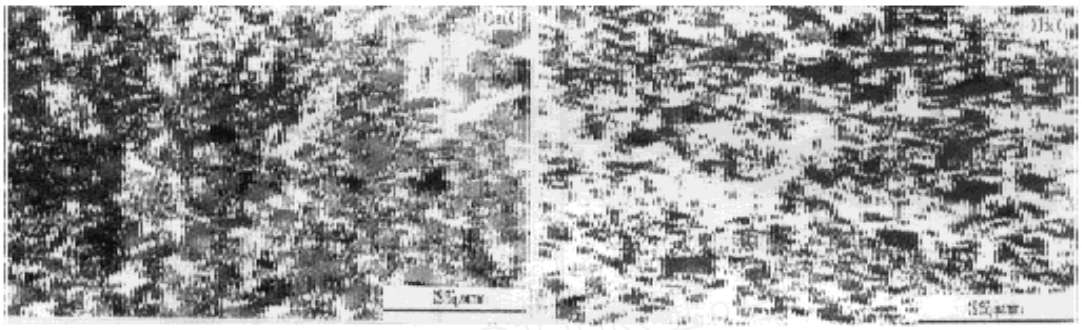
图 4　1100、7075 铝基复合材料的应力-应变曲线

Fig. 4　Comparison of stress-strain curves of 1100Al and 7075Al matrix composites

基体与增强体之间界面结合力和基体与增强体之间热膨胀系数差导致的热残余应力也是影响复合材料弹性模量的重要因素[6, 12]。本文中研究的两种复合材料, 从相同的挤压温度冷却, 产生的热残余应力接近, 因此可以认为热残余应力对 1100 和 7075 铝基复合材料弹性模量的影响差别很小。由此可见, 1100 和 7075 铝复合材料弹性模量的差可能是由基体和增强体之间的界面结合力不同导致的。图 5 给出了 1100 铝和 7075 铝基复合材料经过弹性变形后的金相照片。从图中看出, 7075 铝基复合材料界面结合良好, 而 1100 铝基复合材料界面脱开现象较为严重, 界面附近有许多小孔洞。可见, 复合材料受载发生弹性变形时, 载荷依靠界面从基体传递到增强体, 当外载荷超过界面结合力时, 界面脱开, 继续加载, 基体将发生塑性变形, 因此 1100 铝基复合材料弹性模量较低。

由上述分析可知: 由于良好的界面结合, 7075 铝基复合材料在弹性变形过程中, 界面有效地完成了载荷从基体向增强体的传递, 使得作用于基体的有效应力降低[13]。由此可见, 载荷传

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



(a) 1100 铝基复合材料 (b) 7075 铝基复合材料

图 5 1100Al 和 7075Al 基复合材料弹性变形后的金相照片

Fig. 5 Optical micrographs of (a) 1100Al and (b) 7075Al matrix composites after elastic deformation

递机制是复合材料弹性变形过程的重要强化机制[13~15], 是影响复合材料弹性模量的关键因素。事实上, 从早期提出的关于短纤维增强或颗粒增强金属基复合材料力学性能的预测模型中也能证实这一点。剪切滞后模型(shear lag model) 是以基体与增强体之间界面剪切力把载荷从基体传递到增强体为依据建立的[8], 可以成功地预测大长径比短纤维增强金属基复合材料的弹性模量。同样, Eshelby 模型尽管忽略了具体的载荷传递机理, 但也是根据材料变形过程中基体与增强体弹性-塑性变形不匹配, 从而使应力从基体传递到增强体而建立的[16]。Eshelby 模型可准确预测颗粒增强复合材料的弹性模量[8]。可见, 根据载荷传递机制建立的理论模型可以成功地预测复合材料的弹性模量, 这一事实表明: 载荷传递机制是复合材料弹性变形过程的主要强化机制。

由于载荷传递决定复合材料的弹性模量, 因此其模量值的高低体现出界面结合状况的好坏, 所以复合材料弹性模量是表征界面结合状况的重要参数。如果材料具有高的弹性模量, 则表明材料界面结合状况良好, 至少在材料弹性变形阶段如此。如果材料弹性模量较低, 则表明材料界面在弹性载荷下已发生破坏。

金属基复合材料强化机制作用的发挥在一定程度上取决于基体与增强体之间的界面结合状况。由前面分析可知: 7075 铝基复合材料弹性模量高于 1100 铝基复合材料主要是由于两种材料界面结合状况的差别导致的。7075 铝基复合材料采用高于基体固相线温度(7075 铝合金固相线温度为 483℃) 热压, 使得铝合金粉末表面局部熔化, 当铝液凝固结晶时, 其晶体取向在很大程度上取决于 SiC 的六方结构, 以便获得低界面能、强结合的带状界面[10]。因此 7075 铝基复合材料的带状界面是强结合界面。而 1100 铝基复合材料热压温度为 570℃, 远低于基体固相线温度(643℃), 尽管界面干净平直, 没有新相生成, 但基体与增强体之间可能是简单的机械结合, 界面结合力较弱, 因此界面在材料弹性变形阶段就发生破坏, 导致低的弹性模量。

3 结 论

(1) 1100 铝基复合材料界面干净、无反应物, 弹性模量较低; 7075 铝基复合材料界面以带状形式存在, 界面带是由铝多晶体结构组成, 材料弹性模量较高。两种材料弹性模量的差是由界面结合状况不同导致的。

(2) 界面把载荷从基体传递到增强体是复合材料弹性变形阶段的重要强化机制。强化机制作用的发挥程度取决于基体与增强体之间界面结合力的大小。

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

参 考 文 献

1 Papazian J M, Adler P N. Metallurgical Transactions A, 1990, 21A: 401～410

2 Christman T, Needleman A, Suresh S. Acta Metall, 1989, 37(11): 3029～3050

3 Miller W J, Humphreys F J. Scripta Metall, 1991, 25: 33～38

4 Arsenault R J. Mater Sci Eng, 1984, 64: 171～181

5 Arsenault R J, Shi N. Mater Sci Eng, 1986, 81: 175～187

6 Shi N, Wilner B, Arsenault R J. Acta Metall Mater, 1992, 40(11): 2841～2854

7 Nardone V C, Prewo K M. Scripta Metall, 1986, 20: 43

8 Taya M, Arsenault R J. Scripta Metall, 1987, 21: 349

9 Nieh T G, Chellman D J. Scripta Metallurgica, 1984, 18: 925～928

10 樊建中, 姚忠凯, 杜善义, 等. P/M 法制备 SiC_p/Al 复合材料的界面结构研究. 中国有色金属学报, 1998, 8(2):

11 Roebuck B, Gorley T A E. Materials Science and Technology, 1989, 5: 105

12 Inem B. Journal of Materials Science, 1995, 30: 5763～5769

13 Nardone V C. Scripta Metall, 1987, l21: 1313～1318

14 Nair S V, Tien J K, Bates R C. Int Met Rev, 1985, 30: 275～290

15 Clegg W J. Acta Metall, 1988, 36: 2141～2149

16 Clyne T W, Withers P J. An Introduction to Metal Matrix Composites. Cambridge, Cambridge's University Press, 1993. 45

RESEARCH ON RELATIONSHIP BETWEEN ELASTIC MODULES AND INTERFACIAL BONDING IN SiC PARTICLE REINFORCED METAL MATRIX COMPOSITES

Fan Jianzhong　Yao Zhongkai　Du Shanyi

(Dept. of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

Wang Lei　Yang Gaiying　Guo Hong　Li Yichun　Zhang Shaoming　Shi Likai

(General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing 100088)

Abstract　The interfacial bonding and the elastic deformation of SiC_P/1100Al and SiC_P/7075Al composites were compared. The results indicate that the elastic moduli of the two kinds of composites are highly different due to the difference of those interfacial bonding, load transfer that occurs through interface between the matrix and the reinforcement is the important strengthening mechanism during the elastic deformation of the composites, and the strengthening effect of the mechanism depends on the interfacial bonding between the matrix and the reinforcement.

Key words　SiC particle reinforced metal matrix composites, elastic modulus, interfacial bonding

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