

## 近净成形制备 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料 II: SiC 预成形坯自发熔渗 Z101

刘君武, 郑治祥, 吴玉程, 王建民, 汤文明, 吕君, 徐光青

(合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009)

**摘要:** 以超细 SiC 粉(W7)为原料制备的 SiC 多孔骨架为先驱体, 采用无压渗透工艺制备出致密、增强体分布均匀的 SiC/Al 复合材料。SiC-Al 间存在厚度为 0.3~0.5 μm 的界面层, 该界面层能很好地被铝液润湿, 并阻止铝液与 SiC 的接触与反应。SiC 坯体渗入铝合金后无形状和尺寸的变化, 能够实现制品的近净成形。加入 SiC 后, 铝合金的强度显著提高, 弹性模量提高近 1 倍。细颗粒的 SiC 能更好地抑制铝基体的热膨胀。材料的热学性能可通过 SiC 的含量来调整, SiC 体积分数介于 37% 至 54% 之间时, 室温导热系数介于 136 W/(m·K) 至 118 W/(m·K) 之间, 室温至 100 °C 的平均线热膨胀系数介于  $9.98 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  至  $7.69 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  之间。

**关键词:** SiC/Al; 自发渗透; 近净成形; 热膨胀

中图分类号: TB 331

文献标识码: A

## Fabrication of SiC/Al composites with near-net-shape II: Spontaneous infiltration of Z101 into SiC preforms

LIU Jun-wu, ZHENG Zhi-xiang, WU Yu-cheng, WANG Jian-min,  
TANG Wen-ming, LÜ Jun, XU Guang-qing

(School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

**Abstract:** Compact SiC/Al composites with SiC particles uniformly distributing were fabricated by spontaneous infiltration of liquid Z101 alloy into porous SiC preforms deriving from super-fine SiC powders (W7). An interface layer ranging from 0.3 μm to 0.5 μm in thickness exists between SiC filler and Al alloy matrix. The interfacial layer can be wetted well by liquid Al alloy and prevent the directly contact and reaction between liquid Al alloy and the filler. Preforms have no change in shape and dimension after infiltration thus the near-net-shape products can be achieved. The strength of aluminum alloy can be improved remarkably by the addition of SiC particles, and its elastic modulus increases correspondingly about one time. The finer SiC particulates restrict the thermal expansion of Al alloy matrix for more. The thermal properties of SiC/Al composites can be modulated by changing volume fraction of SiC: the thermal conductivity of SiC/Al composites at room temperature ranges from 136 W/(m·K) to 118 W/(m·K) and its mean linear coefficient of thermal expansion (room temperature to 100 °C) ranges from  $9.98 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  to  $7.69 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  as volume fraction of SiC ranges from 37% to 54%.

**Key words:** SiC/Al; spontaneous infiltration; near-net-shape; thermal expansion

采用液态铝及其合金熔渗 SiC 多孔预成形坯可制备高增强体含量的 SiC/Al 复合材料, 实现材料制备与

成型加工一体化, 极大地降低加工成本<sup>[1-2]</sup>。国外一些大公司采用 SiC 预成形坯压力熔渗工艺成功开发出各

基金项目: 合肥工业大学科学发展基金资助项目(103-037508); 合肥工业大学中青年创新群体基金资助项目(103-037016)

收稿日期: 2007-05-18; 修订日期: 2007-09-14

通讯作者: 刘君武, 副教授; 电话: 0551-2901372; E-mail: jwliu@hfut.edu.cn

种高性能的热封装材料和功能构件<sup>[3~4]</sup>, 国内一些高校和研究院所采用渗透工艺也成功制备出电子封装用SiC/Al复合材料<sup>[5~6]</sup>。但该工艺制造成本高, 生产的制品主要用于军工领域。降低复合材料的制造成本以应用到更广阔的领域成为该材料研究的热点。与压力渗透相比, 无压渗透有着显著的低成本优势和最强的近净成形能力。材料制备过程中不需压力设备和真空设备, 也不需耐高温高压的模具。脆弱的SiC预成形坯在无压渗透过程中也不会开裂, 在诸多制造工艺中最具发展前景<sup>[7~8]</sup>。

在现有的研究中, 普遍采用增大SiC粉体粒径的办法来提高SiC<sub>p</sub>的含量, 达到降低复合材料热膨胀系数(CTE)的目的<sup>[9]</sup>。尽管有研究者发现细颗粒SiC比粗颗粒SiC能更有效约束Al基体的热膨胀<sup>[10~11]</sup>, 但真正通过降低SiC粉体粒度的方法来降低复合材料CTE的研究鲜见报道。由于超细SiC粉体制备的预成形坯颗粒间隙很小, 容易造成渗透通道堵塞, 采用自发熔渗工艺实现完全渗透有一定的难度。本文作者尝试以W7的微米级SiC制备的预成形坯作为前驱体, 采用液态铝无压熔渗工艺制备SiC<sub>p</sub>/Al复合材料, 成功制备出致密的、不同SiC含量的Al基复合材料。研究了该材料的组织结构特点, 并对SiC含量对复合体系的力学和热学性能影响进行了分析。

## 1 实验

在坩埚电阻炉中将铸铝ZL101(ZAlSi7Mg)加热熔化、除渣后, 浇铸于方形耐热不锈钢烧舟中, 待其冷却至常温后在铸铝上方依次放上助渗剂镁片和SiC预成形坯。将上述装置推入管式电阻炉中, 通入高纯氮气排气30 min后开始升温, 在900 °C的熔渗温度下保温2 h。待渗透装置随炉冷却至常温后取出。将铝合金在空气中重熔后用坩埚钳将SiC预制件取出。用金刚石锉刀打磨掉表面黏附的铝合金残留(图1为采用

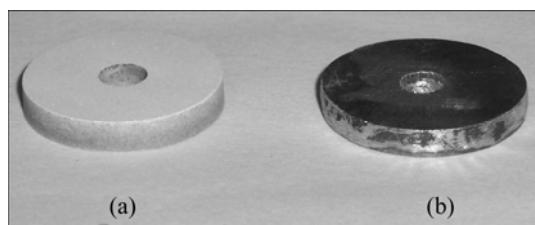


图1 SiC/Al复合材料样品

**Fig.1** Samples of SiC/Al composites: (a) SiC preform; (b) SiC/Al composites

该工艺制备的样品示例), 进一步制样进行结构分析和性能测试。

采用排水法测定复合材料的表观密度, 其相对密度 $\rho_r$ 计算式为

$$\rho_r = \frac{\rho_m}{\varphi_{SiC}\rho_{SiC} + \varphi_{Al}\rho_{Al}} \times 100\%$$

式中  $\rho_m$  为排水法测定的复合材料的表观密度;  $\rho_{SiC}$ 、 $\rho_{Al}$  分别为 SiC 和铝合金的理论密度, 分别为 3.2 g/cm<sup>3</sup>、2.7 g/cm<sup>3</sup>;  $\varphi_{SiC}$ 、 $\varphi_{Al}$  分别为按 SiC 预成形坯的孔隙率得到的复合材料中 SiC 和 Al 的体积分数。

用游标卡尺测量试样的尺寸, 用 D/max-rB 型 X 射线衍射仪分析物相组成, 用 OLYMPUS PME 型金相显微镜观察复合材料的金相; 将抛光过的试样进行氩离子束轰击减薄后在 X-650 型扫描电子显微镜下观察其界面形貌。采用三点弯曲法在 CSS2205 型电子感应试验机上测定其抗弯强度和弹性模量; 采用 NETZSCH DIL-402C 热膨胀仪测定复合材料的 CTE; 采用日本产 TC-7000H 型激光热常数测试仪测定复合材料的热扩散系数, 进而求出其导热系数(TC)。

## 2 结果与讨论

### 2.1 SiC<sub>p</sub>/Al复合材料的组织结构

图2所示为样品在高倍下的SiC-Al界面形貌。从图中可见, 铝合金基体中存在相互平行的条状纹理, 这是制样过程中离子束定向冲击所致。在SiC和铝合金间存在连续、致密的过渡层。过渡层厚度均匀, 约为0.3~0.5 μm。SiC<sub>p</sub>/Al复合材料的XRD谱如图3所示。由图可见, 除了原本存在的铝基体和SiC坯体及其表面的SiO<sub>2</sub>外, 出现了Mg<sub>2</sub>Si和MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, 没有发现有害的Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>相的存在。助渗剂Mg具有很高的活性, 高温熔化后能有效去除铝液表面的氧化膜, 使铝

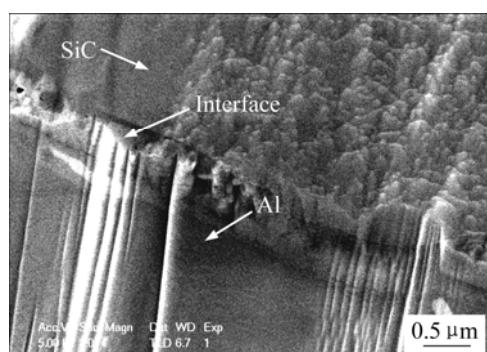


图2 SiC<sub>p</sub>/Al复合材料的界面形貌

**Fig.2** Interface morphology of SiC<sub>p</sub>/Al composites

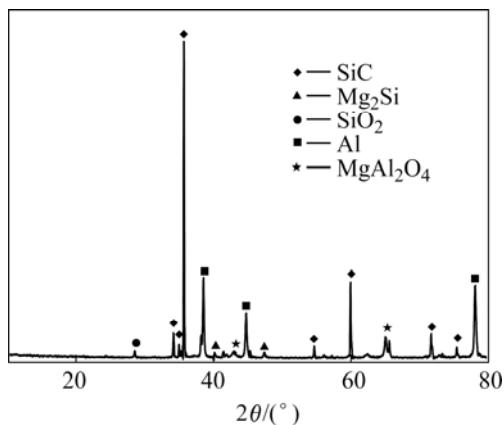
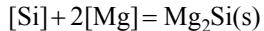
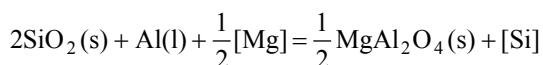


图3 SiC<sub>p</sub>/Al复合材料的XRD谱

Fig.3 XRD pattern of SiC<sub>p</sub>/Al composites

合金液和SiC坯体直接接触，并在SiC/SiO<sub>2</sub>-Al固液界面处发生如下反应：



界面产物MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>是热稳定的<sup>[12]</sup>，能很好地存在SiC粉体表面，并和SiC粉体原本存在的SiO<sub>2</sub>膜一起构成连续的保护屏障，保护内部的SiC不被铝合金液所接触和浸蚀。前期研究表明<sup>[13]</sup>，在渗透前沿的SiC表面形成的MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>能很好地被铝液润湿，促使铝液渗入SiC坯体的孔隙。

由于Mg<sub>2</sub>Si的熔点只有934 K<sup>[14]</sup>，低于熔渗温度。尽管在熔渗温度下Si和Mg在铝液中有很高的溶解度，足以将其全部溶解，但两者在铝基体中溶解度随着温度的下降急剧降低<sup>[15]</sup>，最终以化合物Mg<sub>2</sub>Si的形式从铝基体中析出：

3种不同SiC含量的Al基复合材料的光学金相组织如图4所示。可见，复合材料的组织均匀、致密，观察不到气孔的存在。由于SiC耐磨性远高于铝合金，在研磨、抛光过程中，SiC慢慢从铝基体中突起形成平滑的抛光面；而陷于SiC颗粒下面的铝基体则很难被抛光，成为连续的暗区。SiC颗粒的分布高度均匀，这是由于在铝液渗入过程中，SiC是固结在骨架中的，不能发生相互间的移动。SiC颗粒保存完好、棱角分明，与预成形坯中的形貌一致。由于铝合金液体渗入到陶瓷坯体中后被高浓度、紧密堆积的SiC颗粒均匀分割，冷却凝固时的晶粒长大被抑制，易获得细小的晶粒，这对提高材料性能极为有利。

## 2.2 SiC<sub>p</sub>/Al复合材料的致密度和尺寸变化

SiC预成形坯渗入铝合金后的表观密度和尺寸变化如表1所示。可见，无论SiC含量的高低，无压渗透能使铝液完全渗入预成形坯内SiC颗粒的所有间隙，达到近完全致密。这主要归因于两个方面的因素：一是SiC陶瓷骨架低温烧结能保证其内部孔隙的连通性和开放性；二是多孔材料的内表面无残留，只有SiC颗粒氧化形成的SiO<sub>2</sub>表面薄膜，该氧化膜在液态铝渗入过程中通过界面反应获得液-固两相润湿，促使铝液渗入<sup>[13]</sup>。液态铝自发渗入后，SiC预成形坯无任何变形，而且外形尺寸也无变化，尺寸的测量误差更多是由试样在空气中重熔取样过程中导致表面液态铝含金氧化所致。由此可见，SiC<sub>p</sub>/Al的尺寸变化主要发生在SiC预成形坯的制备过程中，而这方面可通过模具设计和烧结工艺的合理配合来精确控制，从而达到近净成形。

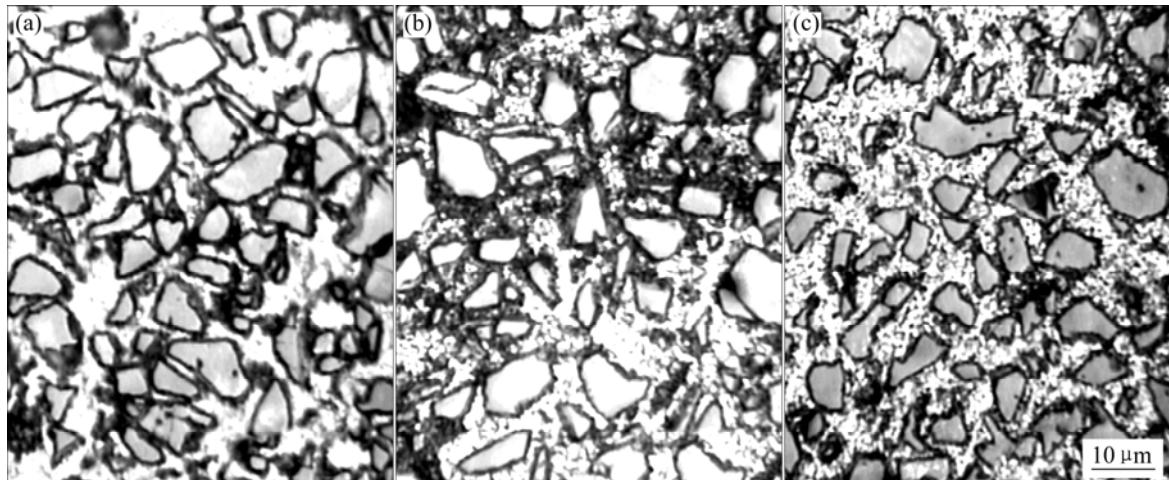


图4 不同SiC含量的SiC/Al复合材料的显微组织

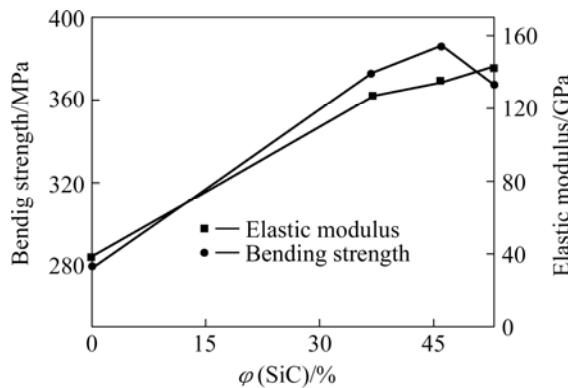
Fig.4 Microstructures of SiC/Al composites with different contents of SiC: (a) 53%SiC/Al; (b) 46%SiC/Al; (c) 37%SiC/Al

**表 1** SiC/Al 复合材料密度和尺寸变化**Table 1** Evolution of density and dimension for SiC/Al composites

$\varphi(\text{SiC})/\%$	Apparent density/(g·cm <sup>-3</sup> )	Theoretical density/(g·cm <sup>-3</sup> )	$\rho_r/\%$	Variation of dimension/%
53	2.96	2.98	99.3	<0.5
46	2.93	2.93	100	<0.5
37	2.88	2.89	99.7	<1.0

### 2.3 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的力学性能

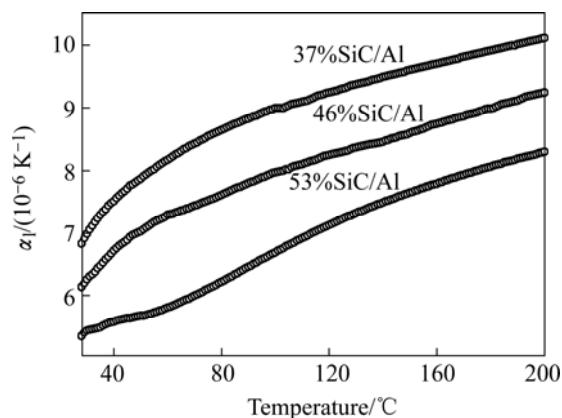
SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的强度和弹性模量随 SiC 含量的变化如图 5 所示。铝合金基体(ZL101)的抗弯强度经实测, 不足 280 MPa。而 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的强度都在 360 MPa 以上, 最高达 386 MPa, 这表明 SiC 陶瓷的增强效果明显。但强度的增加与 SiC 含量不呈线性关系, 表现出先增后减的趋势, 这可能与强度对组织结构敏感所致。SiC 的增强效果显著主要归因于 SiC-Al 的界面是通过界面反应润湿而产生的强结合, 而不象 SiC-Fe 的界面机械啮合而导致复合材料的强度降低<sup>[16]</sup>。由图 4 可见, 弹性模量的变化更显著, 加入 SiC 后铝合金基体的弹性模量从 70 GPa<sup>[17]</sup>左右迅速升至近 150 GPa, 提高 1 倍左右, 且与 SiC 含量接近线性关系。这是由于弹性模量对微观结构不敏感, 具有加和性。复合材料的弹性模量取决于两相的体积分数, 故增大 SiC 的含量就更能发挥出 SiC 高弹性模量的优势。由于 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料质量轻, 密度不到 3 g/cm<sup>3</sup>, 因此是典型的高比强度和高比模量的高性能复合材料。

**图 5** SiC/Al 复合材料的力学性能与 SiC 含量的关系**Fig.5** Relationships between mechanical properties of SiC/Al composites and volume fraction of SiC

### 2.4 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的热学性能

SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的热膨胀系数(CTE)随温度的变化如图 6 所示。不同 SiC 含量的 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的 CTE 都随温度升高而增大, 这与两个方面的因素有关: SiC 和 Al 合金本身都具有随温度升高 CTE 增大的特

性, 另一方面则是 SiC-Al 合金界面约束作用随温度升高而减弱。在各温度下的 CTE 都随 SiC 含量的增加而降低, 这与采用挤压铸造工艺的结果一致<sup>[9]</sup>。但是, 采用超细 SiC 粉来约束 Al 基体的 CTE 有更好的效果, 用较少的超细 SiC 能起到含量更高的粗 SiC 的热膨胀约束作用。本研究测得的常温至 100 °C 的 CTE 数据与国外某公司相近型号的电子封装用 SiC/Al 复合材料性能指标的对比(如表 2 所列)更能直观地证实上述结论。如果不考虑陶瓷粒子的偏聚, 同样体积含量的陶瓷增强体, 颗粒越细, 在 Al 基体中分布越弥散, 弥散程度近似与颗粒直径的 3 次方成正比。陶瓷粒子的高度分散, 导致颗粒间距迅速降低。本研究中陶瓷颗粒的间隙经实测为 1 μm 至 6 μm, 而此间距即为铝合金所占据的空间, 所以 Al 合金被 SiC 高度均匀地隔离。正是由于两相的高度均匀导致 SiC 对铝基体 CTE 的约

**图 6** SiC/Al 复合材料热膨胀系数与温度的关系**Fig.6** Relationships between CTE of SiC/Al and temperature**表 2** 采用不同 SiC 粒度的铝基复合材料热膨胀数据的对比**Table 2** Comparison of CTEs for SiC/Al composites with different SiC particle sizes

Product model in corporation	AlSiC-9 (63%SiC)	AlSiC-10 (55%SiC)	AlSiC-12 (37%SiC)
$\alpha_f/(10^{-6} \text{K}^{-1})$	8	9.77	10.9
SiC content in experiment	53%SiC/Al	46%SiC/Al	37%SiC/Al
$\alpha_f/(10^{-6} \text{K}^{-1})$	7.69	8.97	9.98

束能力显著增强。

SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料在室温下的导热系数(TC)如图 7 所示。由图可见, 复合材料的 TC 介于 118 W/(m·K) 至 136 W/(m·K)之间, 远高于传统的柯伐合金(热导率为 17 W/(m·K)), 略低于钨铜合金<sup>[18]</sup>, 但其密度不到钨铜封装材料的 1/5, 当属于高性能的新型电子封装材料。复合材料的 TC 随 SiC 含量的增加而降低, 主要是由于铝基体有较高的 TC; 而 SiC 本身是磨料用原料, 杂质含量高, 导热能力相对较差, SiC 加入到铝基体后会引入大量界面, 产生不可忽视的界面热阻, 这些因素都会导致 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的 TC 下降。

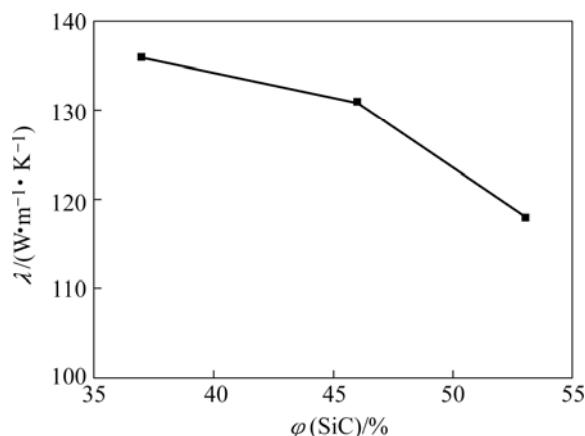


图 7 SiC/Al 复合材料导热系数和 SiC 含量的关系

**Fig.7** Relationship between TC of SiC/Al and volume fraction of SiC

### 3 结论

1) 以 SiC 预成形坯为先驱体, 以镁为助渗剂, 采用无压渗透工艺能够制备致密、增强体分布均匀的 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料。SiC-Al 间存在厚度为 0.3~0.5 μm 的界面层, 该界面层能很好地被铝液润湿, 并阻止铝液与 SiC 的接触与反应。

2) SiC 坯体渗入铝合金后无形状和尺寸的变化, 能实现近净成形。

3) 加入 SiC 后铝合金的强度显著提高, 弹性模量则提高近 1 倍。细颗粒的 SiC 比粗颗粒 SiC 能更好地抑制铝基体的热膨胀。复合材料的热学性能可通过改变 SiC 的含量来调整。SiC 体积含量介于 37% 至 54% 之间时, 室温导热系数在介于 136 W/(m·K) 至 118 W/(m·K) 之间, 室温至 100 °C 的平均热膨胀系数介于  $9.98 \times 10^{-6}$  K 至  $7.69 \times 10^{-6}$  K<sup>-1</sup> 之间。

### REFERENCES

- [1] Hozer L, Lee J R, Chiang Y M. Reaction-infiltrated, net shape SiC composites[J]. Mater Sci Eng A, 1995, 195: 131–134.
- [2] 崔岩, 陈续东. 低膨胀、超高模量铝基复合材料及其无压浸渗制备加工技术[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(S3): 33–36. CUI Yan, CHEN Xu-dong. Aluminum matrix composites with low coefficient of thermal expansion and ultra-high modulus and their near net-shape fabrication technology based on pressureless infiltration[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(S3): 33–36.
- [3] 向华, 曲选辉, 肖平安, 等. SiC/Al 电子封装复合材料的现状和发展[J]. 材料导报, 2003, 17(2): 54–57. XIANG Hua, QU Xuan-hui, XIAO Ping-an, et al. Current status and development prospect for SiC<sub>p</sub>/Al metal-matrix composites for electronic packaging[J]. Mater Rev, 2003, 17(2): 54–57.
- [4] Hunt M. Progress in powder metal composites[J]. Mater Eng, 1990, 107(1): 33–36.
- [5] 于家康, 梁建芳, 王涛. 高导热金属基复合材料的热物理性能[J]. 功能材料, 2004, 35: 1668–1671. YU Jia-kang, LIANG Jian-fang, WANG Tao. Thermophysical properties of metal matrix composites with high thermal conductivity[J]. Fuct Mater, 2004, 35: 1668–1671.
- [6] 褚克, 贾成厂, 尹法章, 等. 高体积分数 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料电子封装盒体的制备[J]. 复合材料学报, 2006, 23(6): 108–113. CHU Ke, JIA Cheng-chang, YIN Fa-zhang, et al. Fabrication on electronic package box of SiC<sub>p</sub>/Al composites with high volume fraction of SiC<sub>p</sub>[J]. Acta Material Composites Sinica, 2006, 23(6): 108–113.
- [7] Pech-Canul M I, Katz R N, Makhlof M M. Optimum conditions for pressureless infiltration of SiC<sub>p</sub> preforms by aluminum alloys[J]. J Mater Proc Tech, 2000, 108: 68–77.
- [8] Xi X M, Xiao L M, Yang X F. The mechanism of spontaneous infiltration of Al-Si alloy into SiC perform in air[J]. J Mater Res, 1996, 11(4): 1037–1044.
- [9] 张强, 陈国钦, 武高辉, 等. 含高体积分数 SiC<sub>p</sub> 的铝基复合材料制备与性能[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(5): 1180–1183. ZHANG Qiang, CHEN Guo-qin, WU Gao-hui, et al. Fabrication and property of SiC<sub>p</sub>/Al composites with high content of SiC<sub>p</sub>[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(5): 1180–1183.
- [10] Elomari S, Boukhili R, Marchi S C, et al. Thermal expansion responses of pressure infiltrated SiC/Al metal matrix composites[J]. J of Mater Sci, 1997, 32: 2131–2140.
- [11] Shen Y L, Needleman A, Suresh S. Coefficients of thermal expansion of metal matrix composites for electronic packaging[J]. Metall and Mater Trans A, 1994, 25A: 840–847.
- [12] Shi Z, Ochiai S, Gu M, et al. The formation and thermostability

- of MgO and MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> nanoparticles in oxidized SiC particle-reinforced Al-Mg composites[J]. Appl Phys A, 2002, 74: 97–104.
- [13] LIU Jun-wu, ZHENG Zhi-xian, WANG Jian-min, et al. Spontaneous infiltration mechanism for SiC<sub>p</sub>/Al composites[J]. J Chin Cera Soc, 2007, 35(10): 1–5.
- [14] Luo Z P, Song Y G, Zhang S Q. A TEM study of microstructure of SiC<sub>p</sub>/Al composite prepared by pressureless infiltration method[J]. Script Mater, 2001, 45: 1183–1189.
- [15] 郑来苏, 刘忠元, 季玮, 等. 铸造合金及其熔炼微量[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1994: 38–65.  
ZHENG Lai-su, LIU Zhong-yuan, JI Wei, et al. Foundry Alloy and Its smelting[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 1994: 38–65.
- [16] 刘君武, 吕珺, 王建民, 等. 微量SiC颗粒增强铁基合金的摩擦磨损性能研究[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(1): 16–19.  
LIU Jun-wu, LU Jun, WANG Jian-min, et al. Study on tribological properties of sintered ferrous alloys reinforced by SiC particles[J]. Trans Mater Heat Treat, 2006, 27(1): 16–19.
- [17] 潘复生, 张丁非. 铝合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 267–268.  
PAN Fu-sheng, ZHANG Ding-fei. Aluminum alloy and application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 267–268.
- [18] Zweben C. Metal-matrix composites for electronic packing[J]. JOM, 1992, 44(7): 15–19.

(编辑 何学锋)

## 会议新闻

### 全国高校冶金学院院长学术论坛在中南大学召开

由国家自然科学基金委材料与工程学部提议并主办, 中南大学承办的第二届全国高等学校冶金学院院长学术论坛于12月12~15日在中南大学冶金学院隆重召开。中南大学副校长陈启元教授、中南大学相关部门负责同志及东北大学、北京科技大学等全国近30所高校的冶金学院院长出席了论坛。论坛开幕式由中南大学冶金学院党委书记滕明珺主持。

开幕式上, 中南大学副校长陈启元教授在致辞中表示, 随着国民经济的快速发展, 冶金学科近年来的发展突飞猛进, 学科发展不仅要培养冶金领域的优秀人才, 还必须要有高水平的教学和科研保障体系。陈启元教授希望通过本次论坛共同探讨, 为冶金领域的人才培养、学科建设等提供坚实的学术支撑, 并以此次活动为开端, 为我国金属资源的可持续发展做出贡献。

本次论坛组委会主任、中南大学冶金学院院长李劼教授代表冶金学院党委和行政对与会的各位院长表示热烈的欢迎。同时, 李劼教授简要介绍了中南大学冶金学院学科布局、管理模式及主要发展方向。中南大学资源加工与生物工程学院院长胡岳华教授随后就中南大学钢铁冶金学科的建设进行了介绍。

论坛会上, 各高校冶金学院院长就各自所在学校、学院的冶金类专业的发展变化、专业设置、师资力量、学生信息、科研机构、科研项目、科研成果、对外合作以及最新动态作了简要介绍。各院长就冶金学科最新动态与可持续发展、冶金学科研究生招生、冶金类科研项目经费、博士点申报、教师队伍管理等一系列问题展开热烈讨论, 并达成了诸多共识, 表示各兄弟院校应加强多方位的沟通与交流, 互通有无, 取长补短, 共同推动中国冶金行业的发展、促进冶金院校的学科建设和学术交流、加快冶金人才的培养, 共同书写中国冶金学科的新辉煌。