

连续分布界面相对 SiC_p/Al 复合材料热导率影响的数值模拟

邹爱华^{1,2}, 周贤良^{1,2}, 华小珍², 吴开阳²

(1. 南京航空航天大学 材料科学与工程学院, 南京 210016; 2. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063)

摘要: 采用有限元方法对 SiC_p/Al 复合材料的导热性能进行了数值模拟, 建立了含界面相颗粒增强铝基复合材料测试模型, 研究了不同界面相种类、厚度对复合材料热导率的影响。结果表明: 当界面相与 SiC/Al 结合理想时, 且界面相在颗粒表面呈连续分布时, 复合材料热导率随着界面层热导率的增加而增大, 但增加的幅度由快变慢; 复合材料热导率随界面层厚度的变化取决于界面层厚度 t 与颗粒粒径 a 的比值, 当 t/a 很小或 t/a 较大时, 热导率随界面层厚度的变化很小, 当 t/a 较小时, 热导率随界面层厚度的变化则与界面层热导率有关。

关键词: SiC_p/Al 复合材料; 有限元方法; 界面相; 热导率

中图分类号: TB333 文献标识码: A

Effect of Continuous-distribution Inter-phase on the Thermal Conductivity of SiC_p/Al Composites by Numerical Simulation Method

ZOU Ai-Hua^{1,2}, ZHOU Xian-Liang^{1,2}, HUA Xiao-Zhen², WU Kai-Yang²

(1. School of Material Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China; 2. School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: Thermal conductivity of SiC particles-reinforced Al matrix (SiC_p/Al) composites was simulated by finite element method (FEM), in which the models of SiC particles coated with inter-phase in the aluminum matrix was established. The effects of inter-phase types and thickness on the thermal conductivity of composites were investigated. The results show that, when the inter-phase combines ideally with SiC and Al which distributes continuously on the surface of SiC_p, the thermal conductivity of composites inter-phase acts like a role of iner-layer. With increase of thermal conductivity of inter-layer, the thermal conductivity of the composites increases quickly at first and slowly afterwards. The variation of thermal conductivity of the composites depends on the ratio of inter-layer thickness (t) to the SiC_p diameter (a). When the t/a value is very small or very large, the variation of the thermal conductivity is very small, while t/a is small, the variation of thermal conductivity of the composites is related to thermal conductivity of the inter-layer.

Key words: SiC_p/Al composites; finite element method; inter-phase; thermal conductivity

近年来, 微电子和光电子设备随着集成化和小型化的发展, 其热流密度急剧增加。研究表明, 芯片

级的热流密度高达 100 W/cm^2 , 仅比太阳表面的热流密度低两个数量级^[1], 这对外层封装材料提出了

收稿日期: 2015-3-26; 收到修改稿日期: 2015-07-09

基金项目: 国家自然科学基金(51166011); 航空基金(2012ZF56024); 江西省金属材料微结构调控重点实验室开放基金(JW201423003)

National Natural Science Foundation of China (51166011); Aviation Science Foundation (2012ZF56024); Key Laboratory for Microstructural Control of Metallic Materials of Jiangxi Province (Nanchang Hangkong University) (JW201423003)

作者简介: 邹爱华(1980-), 女, 硕士, 讲师. E-mail: aihua553030@163.com

通讯作者: 周贤良, 教授. E-mail: zhoulx1209@163.com

高的热匹配和散热要求。 SiC_p/Al 复合材料具有制备工艺灵活、热物理性能优异及可设计性等优点,成为新一代电子封装材料^[2-3]。由于 SiC 的热膨胀系数较小,为了保证与半导体器件更好的热匹配性,复合材料中一般需要加入较高含量的 SiC 颗粒($>50\%$)^[4],这样会引入大量的界面。另外,由于 SiC 与 Al 物理化学性能相差悬殊,相容性较差。为了提高 SiC 与 Al 的相容性,通常会在铝基体中添加合金元素^[5]或对颗粒表面进行预处理^[6],或者采用较高温度的液相制备工艺^[7-8]。在高温制备中 SiC 、 SiC 表面涂层、铝或基体合金元素之间会发生原子扩散、偏聚和相互反应,这样在复合材料界面处不仅存在接触连接面,而且存在反应产物或析出相,因此复合材料的实际界面区域是具有一定厚度、且极为复杂多变的“界面相”或“界面层”。

目前,界面研究主要集中在相容性改善^[9-10]、显微结构表征^[11-12]及其对复合材料力学性能的影响^[13-14]等方面,但对于界面热物理性能的研究还较少。Kawai 等^[15]认为界面析出物 Al_4C_3 的量会随着界面反应的加剧而增多,降低了 SiC_p/Al 复合材料的热导率;吉元等^[16]实验中研究发现, SiC 颗粒表面氧化层厚度的增加会增大界面热阻,降低复合材料热导率。但是袁曼等^[17]在进行 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 复合材料界面研究中发现,对 SiC 颗粒表面进行一定程度的氧化,可以控制有害界面反应的发生而改善界面结合,进而提高复合材料热导率。上述研究的差别主要是因为影响界面状态的因素较多,不仅与颗粒及基体间的结合状态有关,还与界面相的本征性能以及界面相的外形轮廓有关,这都将影响复合材料的界面热传导,从而影响复合材料最终的热导率,而关于这些方面的研究还很少。

本工作采用有限元方法,在原有复合材料测试模型的基础上^[18],考虑了颗粒与基体间的界面过渡区域,即广义的“界面相”,建立了颗粒完全包覆界面相的复合材料测试模型,讨论了界面相本征热导率及界面相厚度对复合材料热导率的影响,这将为界面设计及高导热复合材料的制备提供一定的参考。这里暂不讨论界面相不连续分布时对复合材料热导率的影响。

1 实验及模拟方法

1.1 实验及性能参数

采用无压渗透法制备 SiC_p/Al 复合材料^[19],基体采用含 Si 铸造铝合金,增强体为 α 晶型绿色 SiC

颗粒,颗粒形貌为不规则状,对颗粒分别进行酸洗、化学镀镍和镀铜处理,其表面形貌如下图 1 所示。从图 1(a)中可以看出,未经处理的原始 SiC 颗粒棱角分明,呈不规则多边形,颗粒大小基本一致。图 1(b~f)分别为化学镀镍、镀铜颗粒的表面形貌及 EDS 分析结果,从图中可以看出,颗粒表面的镀层较为完整,均具有较强的 Ni 、 Cu 衍射峰。

所制备 SiC_p/Al 复合材料的显微组织如图 2 所示,从图中可以看出,复合材料组织均匀,较为致密,颗粒与基体的结合较为紧密。有限元分析所用的含 Si 铸造铝合金的热导率为 $180 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, SiC 颗粒的热导率为 $147 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。采用德国耐驰 LFA447 激光闪光导热仪测试复合材料热导率,并与数值模拟的数据进行对比。

1.2 有限元模拟原理及模型

数值模拟复合材料热导率主要有稳态法和动态法,稳态法准确度高,属经典的标准方法。本文利用 ANSYS 软件中 APDL 参数化有限元分析技术,采用平面热单元 PLANE55 来模拟 SiC_p/Al 复合材料,获得复合材料热导率的详细数值。因前期研究发现颗粒形貌对复合材料热导率的影响较小^[18],所以模型中将不规则 SiC 简化为圆形,建立四颗粒界面相完全包覆有限元模型,如图 3 所示。

数值模拟稳态传热中,上下为两个理想绝热边界,左右为两个恒温(分别为 $T_{\text{热}}$ 、 $T_{\text{冷}}$)边界。根据体视学中的 Delesse 定律,在随机界面上测得的二相面积百分比与三维空间中对应的体积百分比等值^[20], SiC 颗粒体积分数均使用其面积与模型总面积之比来表征。在经典的稳态热传导分析的计算中,由对流和辐射引起的接触热阻和热交换不予考虑,有限元平面内热传导温度和热流密度满足以下方程:

$$\frac{\partial}{\partial x}(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y}(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}) = 0 \quad (1)$$

$$q_x = \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \quad (2)$$

其中: λ 为热导率, T 是温度标量, q 是热流密度向量,在复合材料模型两端加载不同的温度载荷。通过 ANSYS Thermal 分析模块施加温度载荷,材料初始温度 Uniform temp 设为 25°C ,热端(左)及冷端(右)分别加载温度载荷。提交参数,对模型进行计算。计算完成后,通过 List Results 输出所有节点 X-Component of thermal flux 值,求出复合材料模型平均热流密度 q^{avg} 。代入傅里叶定律(公式 3)即可求得复合材料等效热导率。

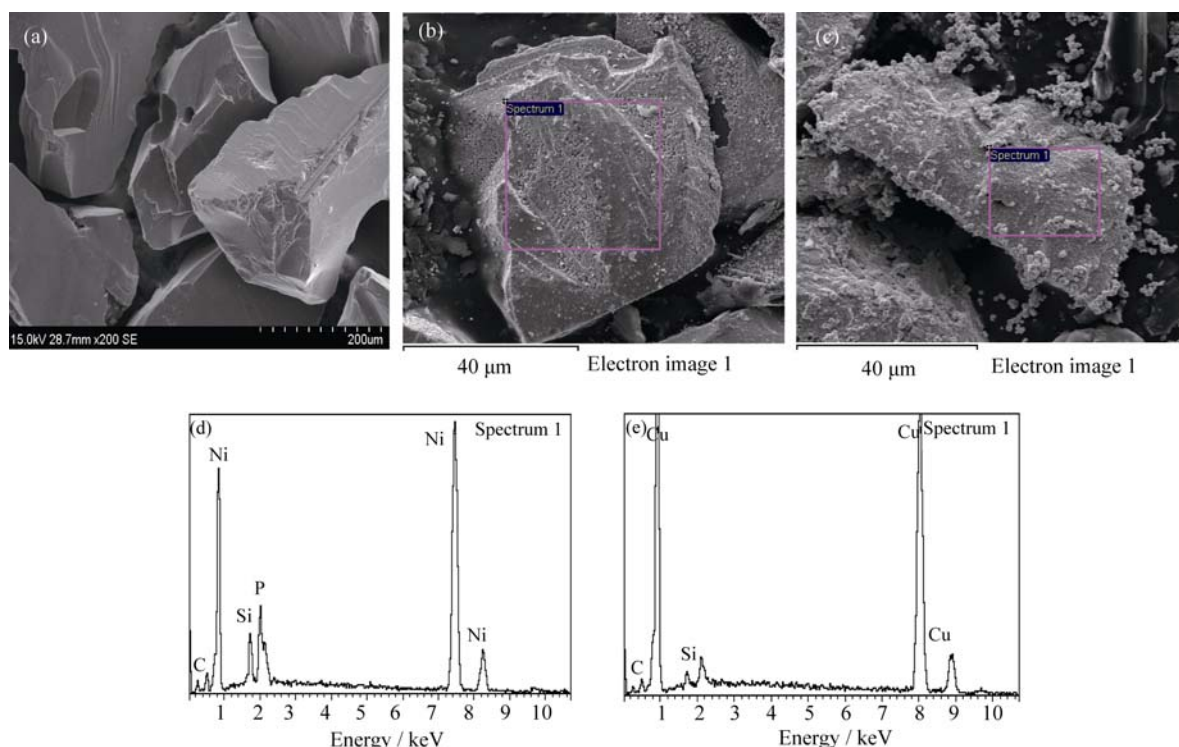


图 1 不同预处理 SiC 颗粒的 SEM 形貌及 EDS 分析结果

Fig. 1 SEM morphology and EDS analysis of SiC particles with different pre-treatments
(a) after pickling, (b, d) electroless Ni deposition, (c, e) electroless Cu deposition

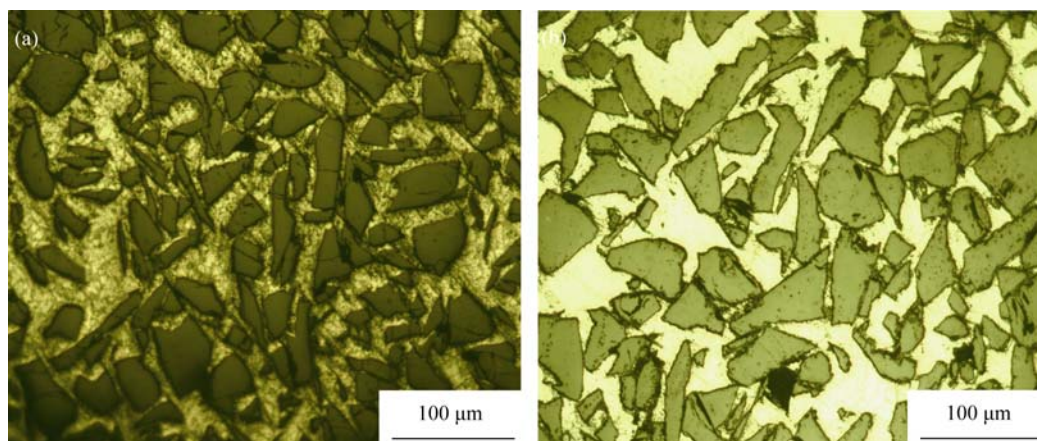


图 2 颗粒镀 Ni(a)和颗粒镀 Cu(b)后的 SiC 颗粒所制备复合材料显微组织照片

Fig. 2 Optical microstructures of the composites prepared from SiC particles coated with (a) Ni and (b) Cu

$$\lambda = q^{avg} \times \frac{L}{\Delta T} \quad (3)$$

式中 L 为复合材料模型中冷热两端距离, ΔT 为冷热两端温差。

为了保证有限元计算复合材料整体热导率的精确性,本研究采用全局三角形网格划分。图 4 为复合材料模型的网格划分示意图,从图中可以看出三角形网格形状良好,分布十分均匀和细致。

在复合材料模型中,四颗粒界面相完全包覆模型用于改变 SiC 颗粒表面界面相的种类及界面相的厚度,

假定 SiCp/Al 复合材料体系内允许存在任意热导率的界面相,固定界面相厚度为 $3.5 \mu\text{m}$,以 $10 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 为起点, $40 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 为步长,建立了界面相本征热导率从 $10 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 至 $290 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 的复合材料模型,模型中还包含了四种常见界面相物质 SiO_2 、 MgAl_2O_4 、Ni、Cu 的复合材料模型,其本征热导率分别为 1.4 、 5.9 、 90 和 $384 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。在改变界面相厚度方面,选择三种常见界面相 SiO_2 、Ni 和 Cu 分别建立不同厚度的复合材料模型,界面相厚度变化范围为 $0.5\sim 4.5 \mu\text{m}$,以 $0.5 \mu\text{m}$ 为步长,其具体模拟参数如表 1 所示。

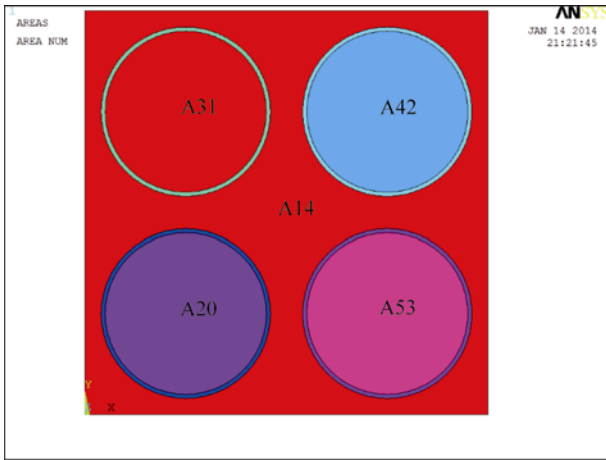


图 3 界面相完全包覆颗粒复合材料模型
Fig. 3 Model of the composites with the particles coated by the inter-phase completely

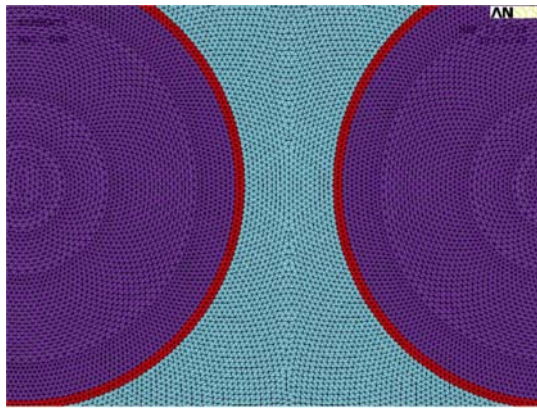


图 4 复合材料模型网格划分示意图
Fig. 4 Schematic diagram of meshing in the model of the composites

表 1 复合材料模型和模拟的参数及所对应的参数值
Table 1 Model of the composites, the simulated parameters and the corresponding values

Model	Parameter	Value of parameter
Four particles coated by inter-phase completely	Type of inter-phase	1.4(SiO ₂); 5.9(MgAl ₂ O ₄); 10, 50, 90(Ni); ..., 290, 384(Cu)
	Thickness of inter-phase	0.5, 1.0, 1.5, ..., 4.5 μm

2 结果与讨论

2.1 界面相本征热导率对复合材料热导率影响

当界面相连续分布, 且与颗粒和铝基体处于一种理想结合状态时, 图 5 为复合材料热导率随界面相本征热导率的变化关系图。从图 5 可以看出, 随着界面相本征热导率的增大, 复合材料整体热导率

呈非线性增加。当界面相本征热导率从 0 W/(m·K) 增大至 60 W/(m·K), 复合材料整体热导率十分快速的上升。

这是因为: 一方面, 界面相本征热导率越低, 其对热流的阻挡和散射作用越强烈, 更多的热流只能绕过 SiC 颗粒, 从颗粒上下两侧的铝基体区域穿过, 这增加了热流从复合材料左端流至右端的路径长度, 从而降低复合材料整体热导率。从图 6 的热流密度矢量图中可以看出, 当界面相本征热导率比较低时, 复合材料的热流被界面阻挡和散射、绕过 SiC 颗粒从其上下两侧铝基体区域密集穿过的现象较为明显。另一方面, 在界面相完全包覆 SiC 颗粒的状态下, 界面相的本征热导率过低, 会造成只有十分少量的热流可以穿透界面相进入颗粒内部。在 SiC_p/Al 复合材料体系中, 本征热导率高达 147 W/(m·K) 的 SiC 颗粒是复合材料热传导过程中的重要组成部分, 若 SiC 颗粒被热导率过低的界面相完全包覆时, SiC 颗粒内部的热流密度将远小于 147。图 7 以 3.5 μm 厚度 SiO₂ 作为界面相为例, 从其复合材料热流密度分布图中可以看出, SiC 颗粒内部大部分区域热流密度值处于 32.919~65.141 区间, 颗粒左右两侧小部分区域已降低至 0.696953~32.919 区间, 颗粒内部的热流密度将远低于 SiC 颗粒热导率, 从该模型来看, 复合材料整体热导率为 73.28 W/(m·K), 与四颗粒无界面相模型热导率 162.54 W/(m·K)相比较, 下降比例高达 54.9%, 使得 SiC 颗粒的高导热性远远未得到发挥, 这是界面相物质本征热导率过低导致复合材料整体热导率大比例下降的主要原因。

图 8 为界面层热导很低时, 复合材料有效热导率(k_c)与基体热导率(k_m)比值随颗粒热导率(k_p)与基体热导率(k_m)比值的变化, 从图中可以看出, 当界

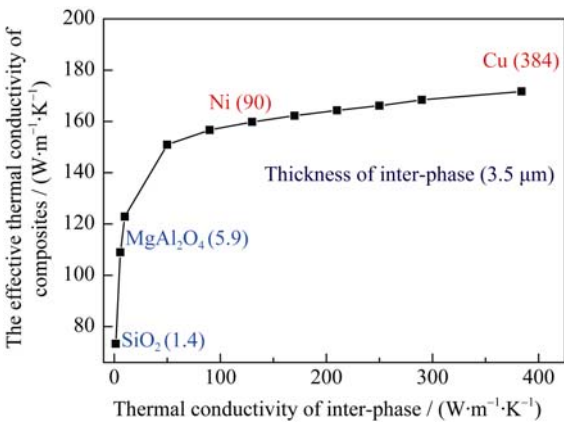


图 5 复合材料热导率随界面相本征热导率的变化关系
Fig. 5 Variation in thermal conductivity of the composites with intrinsic thermal conductivity of different inter-phase

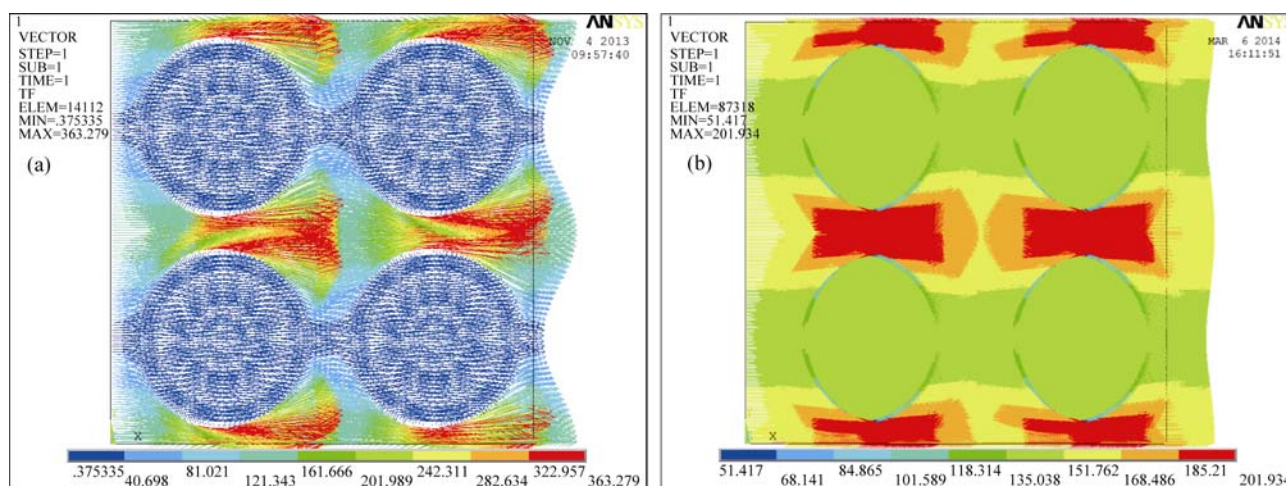


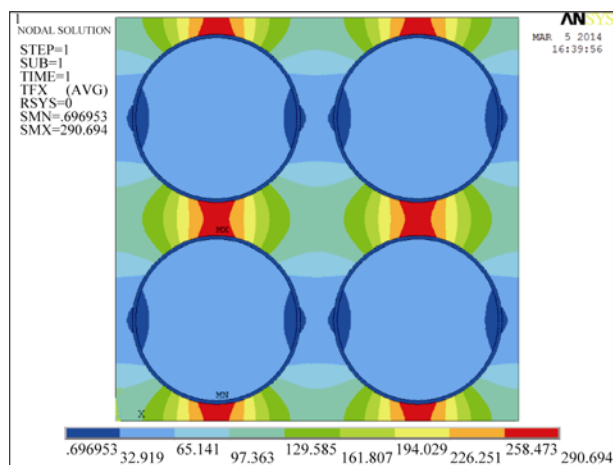
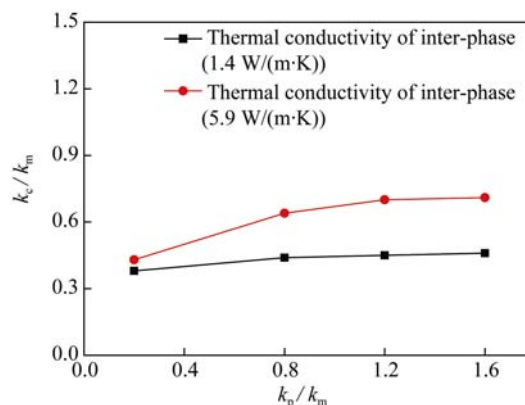
图 6 界面相本征热导率不同时, 复合材料热流密度矢量图

Fig. 6 Heat flux density vector for the composites with different intrinsic thermal conductivity of inter-phase
(a) 10 W/(m·K); (b) 50 W/(m·K)

面层热导率为 1.4 或 5.9 W/(m·K), 即热导率较低时, 并假定基体热导率一定时, 随颗粒有效热导率的增加, 复合材料有效热导率增加得非常小。由此可看出, 当颗粒表面完全覆盖一层热导很低的界面相物质时, 即使提高颗粒本身热导率, 对复合材料热导的增加是几乎不起作用的, 即当界面相物质本征热导率过低时, 颗粒较高的导热性能难以得到发挥。所以当界面层热导很低时, 即使大幅度增加颗粒的热导, 对复合材料整体热导率的提高还是非常小的。

从图 5 还可以看出, 当界面相本征热导率大于 100 W/(m·K), 复合材料热导率的增加十分缓慢, 这主要是因为: a) 界面相本征热导率略低于 SiC 颗粒热导率, 它对复合材料整体热导率会有轻微的降低作用。例如当界面相热导率为 130 W/(m·K), 复合

材料整体热导率为 159.85 W/(m·K), 比无界面模型热导率 162.54 W/(m·K) 只相差 2.69 W/(m·K); b) 界面相本征热导率处于 SiC 颗粒与铝基体热导率之间, 它对复合材料整体热导率几乎没有影响。例如当界面相热导率为 170 W/(m·K), 复合材料整体热导率为 162.52 W/(m·K), 与无界面相复合材料模型热导率基本一致; c) 界面相本征热导率大幅度超过铝基体的热导率, 复合材料整体热导率会有一定程度的上升, 但是并不会明显增大。这是因为在 SiCp/Al 复合材料体系内, 热流传递的主要还是依靠铝基体和 SiC 颗粒完成, 高热导界面相的存在只是避免了界面相对热流的阻碍和散射作用, 不会造成 SiC 颗粒内部热流密度过低、导热能力不能发挥的情况。例如界面相热导率为 290 和 384 W/(m·K) 时, 复合材料整体热导率分别为 168.4 和 171.71 W/(m·K), 对比

图 7 颗粒表面覆盖 3.5 μm SiO₂ 复合材料热流密度分布图
Fig. 7 Heat flux distribution of the composites with the particles coated by 3.5 μm SiO₂图 8 复合材料热导率(k_c)与基体热导率(k_m)比值随颗粒热导率(k_p)与基体热导率(k_m)比值的变化关系Fig. 8 Variation in the ratio of thermal conductivity of the composites (k_c) to the matrix (k_m) with the ratio of thermal conductivity of the particles (k_p) to the matrix (k_m)

于无界面相模型分别上升了 3.6%和 5.64%，上升幅度非常小。

2.2 界面相厚度对复合材料热导率的影响

在讨论复合材料热导率随界面相本征热导率的变化基础上, 选取了具有区别性的热导率所对应的界面相种类, 讨论了其界面相厚度对其热导率的影响。当界面相连续分布且与颗粒与基体结合理想时, 图 9 为复合材料热导率随界面相厚度的变化关系图, 从图中可以看出, 当界面相为 SiO_2 时, 随着 SiO_2 厚度的增加, 复合材料整体热导率非线性减小, 由快速下降逐渐变为缓慢下降。当 SiO_2 厚度为 0~2 μm 时, 复合材料整体热导率下降较为明显; 当 SiO_2 厚度达到 3 μm 时, 下降得十分缓慢, 以 3.5 和 4 μm 厚度 SiO_2 为例, 复合材料整体热导率分别为 73.28 和 70.56 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 两者仅差 2.72 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。

从图 9 还可以看出, 当界面相为 Ni 或 Cu 时, 随着界面相层厚度的增加, 复合材料整体热导率变化幅度很小, 分别呈现小幅下降和升高。如以 4.5 μm 厚度 Ni 层复合材料为例, 其整体热导率为 155.68 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 与四颗粒无界面相模型热导率 162.54 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 相比, 下降了 6.86 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 下降比例仅为 4.22%。当界面相为 Cu 层时, 其厚度从 0.5 μm 增大至 3 μm , 复合材料整体热导率从 167.6 上升至 169.4 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 仅上升了 1.8 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。这是由于 Ni 的本征热导率为 90 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 接近 100 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 如图 5 分析所述, 当界面相热导率处于这个区间时, 基本不会导致复合材料整体热导率快速下降。另外, 从图 10 复合材料热流密度分布图可以看出, 当 Ni 膜厚度为 3.5 μm 时, SiC 颗粒内部热流密度云图呈现两种颜色, 颗粒中间主体区域热流密度区间值为 140.858 ~152.064,

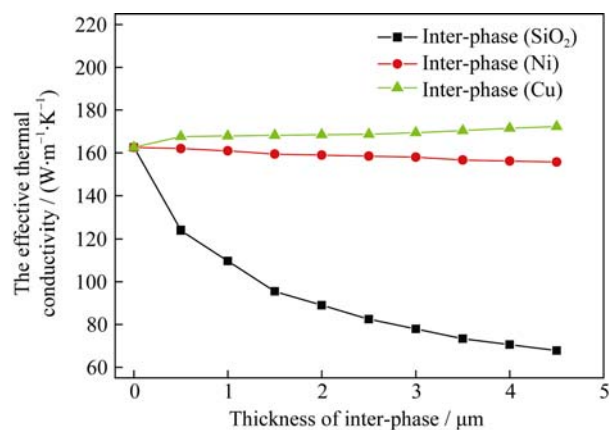


图 9 复合材料热导率随界面相厚度的变化关系

Fig. 9 Variation in thermal conductivity of the composites with different thickness of inter-phase

这与 SiC 颗粒本征热导率十分接近; SiC 颗粒上下两侧的少数区域热流密度区间值为 152.064~163.27, 甚至超越了 SiC 颗粒本征热导率 147 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。说明 SiC 颗粒在 Ni 膜的包裹下, SiC 颗粒的导热性能基本上没有遭到破坏或者说只遭到轻微的破坏, 因此颗粒包裹 Ni 膜对复合材料整体热导率下降作用非常小。

当 Cu 作为界面相完全覆盖时, 热导虽然远远大于增强体 SiC 和基体 Al 的热导, 但在 SiC_p/Al 复合材料体系内传热的主要载体还是铝基体和 SiC 颗粒, Cu 作为界面相, 主要起着铝基体和 SiC 颗粒间导热通道的“桥梁”作用, 这对复合材料整体热导率并不会产生一个质的提升。如图 10(b)中所示, 当 Cu 膜厚度为 1.5 μm 时, SiC 颗粒内部热流密度数值处于 150.968~179.73 之间, 超过了 SiC 颗粒本征热导率 147; 复合材料的大部分区域热流密度区间值

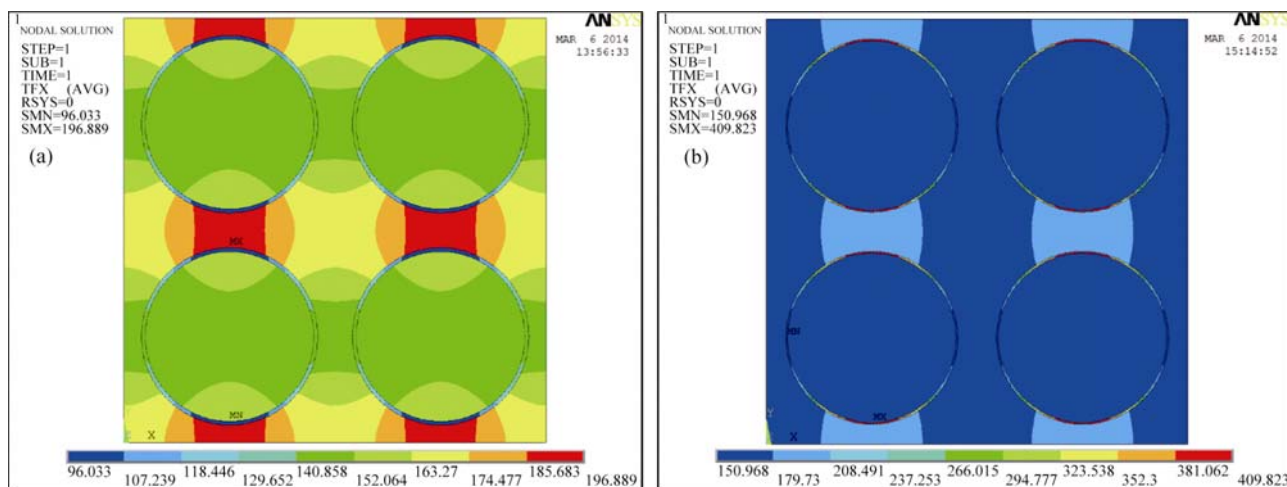


图 10 复合材料热流密度分布图

Fig. 10 Heat flux of the composites with the coated particles

(a) 3.5 μm Ni; (b) 1.5 μm Cu

为 150.968~179.73, SiC 颗粒上下两侧的部分铝基体区域热流密度值区间为 179.73~208.491, 该区间值略高于铝基体本身的热导率 180 W/(m·K), 复合材料热流密度的最大值出现在颗粒上下两侧的 Cu 膜区域, 颗粒表面 Cu 膜的包裹对提高复合材料整体热导率有一定帮助。

上述探讨的界面相厚度 t 与颗粒直径 a 比值大约在 1: 30 左右, 是比值较小的变化情况。当界面相厚度与颗粒直径的比值很小或者相当时, 规律是否同样适应。在此也进行了一些模拟探讨, 复合材料热导率随界面相厚度变化结果如表 2 所示, 其中 K_c 代表复合材料的热导率, K_j 代表界面相本征热导率。从表 2 可以看出, 当界面相厚度 t 与颗粒直径 a 比值为 1/300 或者 1/3 时, 随着界面相厚度的增加, 其热导率值变化非常小; 当 t/a 为 1/300 时, 无论界面相本征热导率高或低, 随着界面相厚度的增加, 其热导值变化非常小。所以, 当 t/a 很小或者较大时, 复合材料热导率随着界面相厚度的增加, 变化很小。

2.3 数值模拟与实验结果比较

表 3 为 SiC_p/Al 复合材料热导率实验数据与模拟数据, 从表中可以看出, 复合材料热导率实验数据与模拟数据比较接近, 具有较好的参考价值。从

表 2 当 t/a 、界面相本征热导率不同时, 复合材料热导率随界面相厚度的变化值

Table 2 Value of thermal conductivity of the composites with different thickness of inter-phase when varying in t/a and intrinsic thermal conductivity of inter-phase			
t/a	$t/\mu\text{m}$	$K_c/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	
		$K_{j1}=1.4 (\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	$K_{j2}=384 (\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$
1: 300	0.5	153.53	153.59
	3.5	153.20	154.43
1: 30	0.5	123.92	167.60
	3.5	73.28	170.41
1: 3	0.5	62.20	204.29
	3.5	61.80	204.65

表 3 还可以看出, 复合材料的模拟值均比实验值有所偏高, 而且颗粒镀镍和铜时, 其偏差更大些。这主要可以归因于以下两个方面: 一方面, 模拟中所采用的颗粒形貌简化为球形, 与实际所用不规则多边形颗粒有稍许偏差; 另一方面, 虽然颗粒表面涂覆了均匀的 Ni、Cu, 但在较高温度的无压渗透法制备中, 在复合材料界面处除了存在 Ni 和 Cu, 在实际的 XRD 分析中还发现了 NiAl₃ 和 CuAl₂ 等金属化合物, 这些化合物的热导比 Ni、Cu 偏低, 所以实际测量的热导率要比模拟值更低些。

3 结论

1) 数值模拟结果表明, 当界面相连续分布时, 即充当界面层的作用。复合材料的有效热导率随着界面层热导率的增加而增加, 且界面层的热导率较小时增加的较快, 而界面层的热导率较大时较慢; 界面层热导率过低时, 即使提高其增强体颗粒的热导率, 仍将引起复合材料热导的明显下降。

2) 界面层厚度对复合材料的影响取决于界面层厚度与颗粒直径的比值; 当 t/a 很小或 t/a 较大时, 无论界面层热导率高或低, 界面层厚度的增加几乎无影响; t/a 较小时, 界面层热导率较高, 随界面层厚度只有少许增加; 界面层热导率较低时, 随界面层厚度呈非线性下降。

3) 模拟数据与实验数据较为接近, 具有较好的参考价值。

参考文献:

[1] LAI Y S, WANG T H, LEE C C. Thermal-mechanical coupling analysis for coupled power-and thermal-cycling reliability of board-level electronic packages. *IEEE T Device Mat. Re.*, 2008, **8(1)**: 122-128.

[2] SONG M, HE Y H. Effects of die-pressing pressure and extrusion on the microstructures and mechanical properties of SiC reinforced pure aluminium composites. *Mater. Des.*, 2010, **31**: 985-989.

表 3 SiC_p/Al 复合材料热导率实验值与模拟值的比较

Table 3 Comparison of the experimental values with the simulated values for thermal conductivity of SiC _p /Al composites				
SiC particle			Experimented/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	Simulated/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)
Surface state	Diameter/μm	Volume fraction/%		
After pickling	90	50	161.83	162.54
Ni-coated (3.5μm)	90	50	152.80	156.66
Cu-coated (3.5μm)	90	50	168.21	170.41

- [3] KACZMAR J W, PIETRZAK K, WLOSINSKI W. The production and application of metal matrix composite materials. *J. Mater. Process Technol.*, 2000, **106(1)**: 58–67.
- [4] VETTERLIA M, TAVANGARB R, WEBERB L. Influence of the elastic properties of the phases on the coefficient of thermal expansion of a metal matrix composite. *Scripta Mater.*, 2011, **64(2)**: 153–156.
- [5] REN S B, HE X B, QU X H. Effect of Mg and Si in the aluminum on the thermo-mechanical properties of pressureless infiltrated SiCp/Al composites. *Compos. Sci. Technol.*, 2007, **67(10)**: 2103–2113.
- [6] UREÑA A, MARTÍNEZ E E, RODRIGO P, GIL L. Oxidation treatments for SiC particulate used as reinforcement in aluminium matrix composites. *Compos. Sci. Technol.*, 2004, **64(12)**: 1843–1854.
- [7] PECH-CANUL M I, MAKHLOUF M M. Processing of Al-SiCp metal matrix composites by pressureless infiltration of SiC preforms. *J. Mater. Synth. Process*, 2000, **8(1)**: 35–53.
- [8] LEE H S, HONG S H. Pressure infiltration casting process and thermophysical properties of high volume fraction SiC_p/Al metal matrix composites. *Mater. Sci. Technol.*, 2003, **19(8)**: 1057–1064.
- [9] LEÓN C A, DREW R A L. The influence of nickel coating on the wettability of aluminum on ceramics. *Compos. Part A*, 2002, **33(10)**: 1429–1432.
- [10] MANDAL D, VISWANATHAN S. Effect of heat treatment on microstructure and interface of SiC particle reinforced 2124 Al matrix composite. *Mater. Character.*, 2013, **85**: 73–81.
- [11] LIU MEI-TAN, CAI XU-SHENG, LI GUO-QIANG. Microstructure and thermal properties of high-performance SiC reinforced Al matrix composite. *T. Nonferr. Metal Soc.*, 2013, **23(4)**: 1040–1046.
- [12] MANDAL D, VISWANATHAN S. Effect of re-melting on particle distribution and interface formation in SiC reinforced 2124Al matrix composite. *Mater. Character.*, 2013, **86**: 21–27.
- [13] JEONG J H, KIM Y, LEE J C. Mechanical properties of 2014Al/SiC composites with oxidized SiC particles. *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, **34(6)**: 1361–1369.
- [14] DONG R H, YANG W S, WU P, *et al.* High content SiC nanowires reinforced Al composite with high strength and plasticity. *Mater. Sci. Engineer: A*, 2015, **630**: 8–12.
- [15] KAWAI C. Effect of interfacial reaction on the thermal conductivity of Al-SiC composites with SiC dispersions. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2001, **84(4)**: 896–898.
- [16] JI Y, ZHONG T X, GAO X X, *et al.* Scanning thermal microscopic analysis of interface thermal conductivity of high thermal conductivity composites for electronic packaging. *J. Electron Microsc. Soc.*, 2001, **20(3)**: 238–243.
- [17] YUAN M, YU J K, CHEN D G, *et al.* Interface and properties of SiCp/ZL101 matrix composites. *Chin. J. Nonferrous. Met.*, 2013, **23(3)**: 779–785.
- [18] ZHANG J Y, WANG Y, CUI X, *et al.* Numerical simulation of thermal conductivity of SiCp /Al composites. *T. Mater. Heat Treat*, 2010, **31(8)**: 146–150.
- [19] ZHOU X L, ZHANG J Y, HUA X Z, *et al.* The process and the mechanism of making aluminium matrix partial reinforced composite by pressureless-infiltration. *Hot Working Technology*, 1995(3): 25–27.
- [20] WANG H Y, SHANG J L, LIU G Q, *et al.* Overview on description methods for the spatial distribution of the second phase in multi-phase materials. *Adv. Mech.*, 2000, **25(4)**: 558–570.