

SiC_p/ZL101 基复合材料的界面与性能

袁 曼, 于家康, 陈代刚, 于 威, 李华伦, 曹禄华

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要: 以体积比为 7:3 的比例混合粒径分别为 75 和 15 μm 两种尺寸的 SiC 颗粒, 将其分别在 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 高温烧结 2、4、6、8 和 10 h 后采用气压浸渗法制备 SiC 体积分数为 70% 的 SiC_p/ZL101 基复合材料, 研究预制件高温烧结后复合材料的界面, 讨论氧化以及界面反应对复合材料抗弯强度和导热性能的影响, 并利用实验热导率反算实际界面传热系数。结果表明: 双尺寸的 SiC 颗粒在 Al 合金基体中分布均匀; SiC 预制件的氧化改变了 SiC 颗粒与 Al 合金基体之间的结合形式, 从而有效提高了界面结合强度, 在 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 氧化 4 h, 其抗弯强度和热导率均达到最高, 分别为 422 MPa 和 195 W/(m·K)。实际界面传热系数与复合材料热导率变化一致。此外, 氧化钝化了 SiC 颗粒, 其形貌的变化使得颗粒周围基体中的应力集中现象大大减少, 提高了复合材料的抗弯强度, 但是氧化时间过长的界面却不利于载荷的传递和基体的形变约束。

关键词: SiC_p/ZL101 基复合材料; 氧化; 界面; 抗弯强度; 导热性能

中图分类号: TB 333

文献标志码: A

Interface and properties of SiC_p/ZL101 matrix composites

YUAN Man, YU Jia-kang, CHEN Dai-gang, YU Wei, LI Hua-lun, CAO Lu-hua

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The 75 and 15 μm SiC particles were mixed at a 7:3 volume ratio for SiC preforms, which were then oxidized at 1 200 $^{\circ}\text{C}$ for 2、4、6、8 and 10 h, respectively. The pressure infiltration was carried out to fabricate SiC_p/ZL101 matrix composites with SiC volume fraction of 70%. The interfaces with different holding times were investigated, and the effects of oxidation and interfacial reaction on flexural strength and thermal conductivity were discussed. The actual interfacial thermal conductance was back-calculated by experimental thermal conductivity. The results show that the distribution of dual-sized particles in Al alloy matrix is uniform. The bonding form changed by oxidation is considered to improve the bonding strength between SiC and Al. When being oxidized at 1 200 $^{\circ}\text{C}$ for 4 h, the flexural strength and thermal conductivity reach the maximum, which are 422 MPa and 195 W/(m·K), respectively. The interfacial thermal conductance back-calculated shows the same variation trend with the thermal conductivity of SiC_p/ZL101 matrix composites. Besides, oxidation decreases the stress concentration in Al matrix around SiC particles, which improves the flexural strength of SiC_p/ZL101 matrix composites. But if the oxidizing time is too long, the interface is detrimental to the transfer of loads and control of matrix deformation.

Key words: SiC_p/ZL101 matrix composites; oxidation; interface; flexural strength; thermal conductivity

界面对高体积分数 SiC_p/ZL101 基复合材料的性能至关重要。在改善界面结合的问题上, 很多研究者

一致认为: 对 SiC 颗粒进行氧化处理是一个较好的途径^[1-2], 不仅可以获得合适的界面, 提高界面结合力^[3],

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(60776019)

收稿日期: 2012-05-15; **修订日期:** 2012-12-03

通信作者: 于家康, 教授, 博士; 电话: 029-88494987; E-mail: jkyu@nwpu.edu.cn

而且适当的氧化对热膨胀系数的降低有一定的积极作用^[4], 满足电子封装材料对热膨胀性能的要求。目前, 有关氧化后的界面产物、特点、显微组织以及界面结合强度等的报道很多, 但是氧化及氧化程度对复合材料力学性能和导热性能的相关研究仍然较少。

SiC 预制件的氧化为复合材料带进一种新相, 必然会使复合材料的界面反应机制发生改变, 界面又是基体与增强体载荷传递的“枢纽”, 界面反应的不同, 必然会引起复合材料基体与增强体结合特性的改变, 从而使力学性能发生变化。LEE 和 HONG^[5]发现: SiO_2 作为粘结剂, 其含量对导热性能有一定的影响, 是因为 SiO_2 自身的热导率较低, 从而导致复合材料热导率下降, 因此要严格控制其厚度。刘君武等^[6]认为在用无压熔渗法制备的 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 复合材料中, SiO_2 以薄膜态包覆着高导热的 SiC 颗粒, 不仅自身热导率低, 而且严重阻碍热流在界面的流动, 且其厚度越大复合材料热导率越低。当采用液态法制备复合材料时, 界面处的 SiO_2 层会与基体发生反应, 其对复合材料性能的影响除了 SiO_2 层厚度外, 还有许多其他因素。为此, 本文作者采用气压浸渗法制备不同氧化程度的 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料, 采用 SEM 和 TEM 分析界面产物、断口形貌以及界面特性; 采用 XRD 鉴定界面物相; 测定抗弯强度和热导率。分析经过不同氧化程度的 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料的力学和导热性能, 探讨氧化后界面对力学和导热性能的影响。

1 实验

本实验采用 ZL101 铝合金作为基体合金, 其成分为 AlSi7Mg0.5 。增强体为两种尺寸磨料级绿 SiC 粉, 其直径分别为 75 和 15 μm , 以 7:3 的体积比混合, 配以 3%(质量分数)粘结剂(PVA 3%, 硬脂酸 1%, 甘油 1%, 水), 在滚筒式混料机上混合 12 h, 然后在手动陶瓷压片机上以 100 MPa 的压力压制成形, 将压制好的 SiC 预制件分别在电阻炉中经 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 高温烧结 2、4、6、8 和 10 h。具体步骤参见文献[7]。将制备好的 SiC 预制件通过气压浸渗设备完成浸渗即可得到实验所需的复合材料。实验中, 每个保温时间下分别制样 3 组以保证实验结果的可重复性与可靠性。

试样分析采用 Olympus MPG4 光学显微镜进行组织观察; 在 Zeiss SUPRA 55 扫描电子显微镜上观察界面产物以及断口形貌; X 射线物相鉴定设备为 Philips X' Pert MPD Pro 型自动 X 射线衍射仪; 采用 Tecnai F30 透射电子显微镜观察界面形貌; 采用 Instron 3382

电子万能实验机测定抗弯强度, 试样尺寸为 40 mm $\times$ 4 mm $\times$ 3 mm, 跨距为 30 mm, 压头移动速度为 0.5 mm/min; 采用激光导热仪测定试样的热扩散率, 并按 $k=c_p\rho K$ 计算材料的热导率, 式中: c_p 是材料的定压比热容; ρ 是材料的密度; K 是材料的热扩散率; k 是材料的热导率, 用于热导测试的复合材料试样为 d 12.7 mm $\times$ 3.8 mm 的圆片。

2 结果与讨论

2.1 氧化后 SiC 颗粒的形貌及复合材料的显微组织

图 1 所示为经过氧化后 SiC 颗粒的形貌。由图 1 可见, 氧化使得 SiC 颗粒的尖角明显钝化, 整个颗粒表面上附着一层 SiO_2 薄膜, SiC 颗粒表面经 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 高温烧结的 SiO_2 呈晶体形态^[8], 并且 SiO_2 的量随着保温时间的延长而增多。晶体形态的方石英与液态铝基体接触时容易发生反应, 因此, 氧化改变了 SiC-Al 界面的反应特点, 进一步影响了界面结合及其性能。

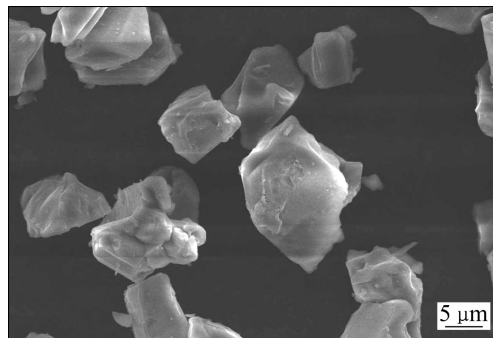


图 1 氧化后的 SiC 颗粒形貌

Fig. 1 Appearance of SiC particles after oxidation

图 2 所示为双尺寸 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料的光学显微组织。其中, 深灰色块体物质为 SiC 颗粒。图 2(a) 所示为低倍下的显微组织。由图 2(a)可以看出, 铝液对 SiC 渗透完全, 复合材料的组织致密, 没有明显的缺陷, 经过氧化的粗、细 SiC 颗粒在铝合金基体中分布均匀; 图 2(b)所示为高倍下的显微组织, 细小的 SiC 颗粒均匀分布于大颗粒之间, 并且基体铝中沿 SiC 颗粒周边析出了很多针状的 Si 元素。经排水法测试, 实验所制备的复合材料的密度约为 3.02 g/cm³, SiC 的体积分率约为 70%。

2.2 界面反应产物及其形貌

实验中 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料的基体为 ZL101

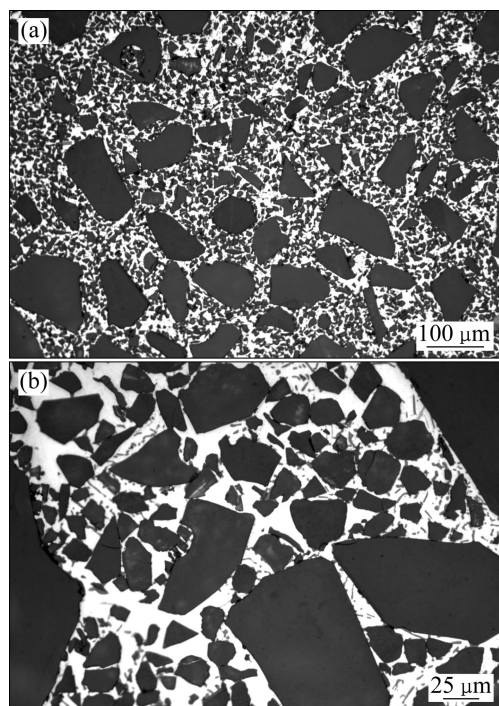


图 2 SiC_p/ZL101 基复合材料光学显微组织

Fig. 2 Optical micrographs of SiC_p/ZL101 matrix composites: (a) Distribution feature of dual-sized SiC particles; (b) Distribution feature of fine SiC particles

合金, 其中含 Mg 约 0.5%(质量分数, 小于 4%), 作为一种活泼的化学元素, 当液态 Al 浸入 SiC 预制件中时, 基体中的 Mg 容易富集在 SiC 颗粒表面, 与基体中的 Al 以及 SiC 颗粒表面的 SiO₂ 发生反应^[3]: $2\text{SiO}_2 + 2\text{Al} + \text{Mg} = \text{MgAl}_2\text{O}_4 + 2\text{Si}$ 。

图 3 所示为复合材料电解后的界面反应产物形貌及其 XRD 谱。电解液为硝酸溶液(33% HNO₃+67% H₂O, 体积分数), 电压和电流分别为 15 V 和 10 A, 时间为 30 s。由图 3 可以看到, 在 1 200 °C 氧化 4 h 后, 在复合材料的界面上生成了大量 MgAl₂O₄ 颗粒。MgAl₂O₄ 作为界面反应产物, 具有较高的稳定性和强度^[9], 适量的 MgAl₂O₄ 可以提高界面结合强度, 在受载过程中能够有效地传递载荷, 并且对基体的形变也具有很好的约束作用。

2.3 力学性能

采用电子万能实验机测得不同保温时间下复合材料的抗弯强度如图 4 所示。从图 4 可以看到, 在 1 200 °C 氧化 4 h 时复合材料的抗弯强度最高, 为 422 MPa。对于 SiC 颗粒增强 Al 基复合材料, SiC 的体积分数越大, 颗粒越容易相互搭接在一起, 如果浸渗前 SiC 颗粒未进行氧化处理, 颗粒呈不规则形状, 这样的搭接

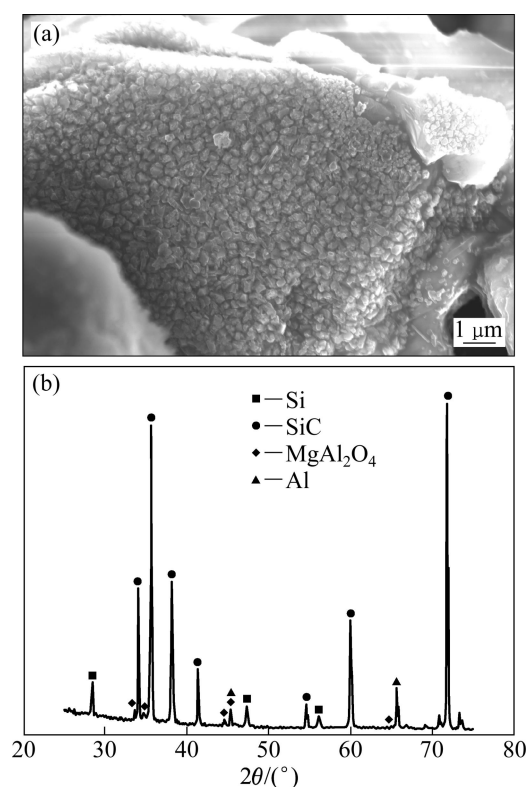


图 3 1 200 °C 氧化 4 h 后界面反应产物形貌及其 XRD 谱
Fig. 3 Morphology (a) and XRD pattern (b) of interfacial reaction products after oxidation at 1 200 °C for 4 h

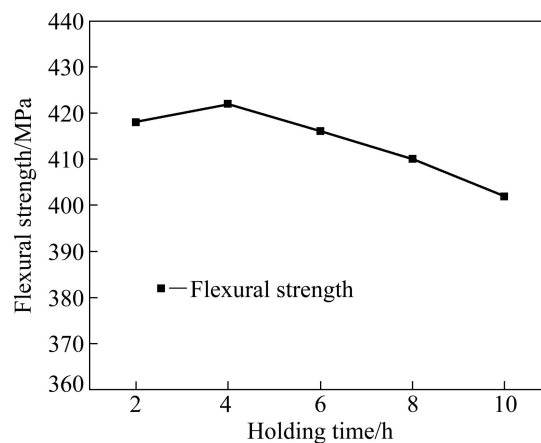


图 4 1 200 °C 不同保温时间下 SiC_p/ZL101 基复合材料的抗弯强度

Fig. 4 Flexural strength of SiC_p/ZL101 matrix composites at 1 200 °C for different holding times

会使浸渗不完全, 最终产生缺陷, 成为复合材料的裂纹生成源。高温烧结改变了复合材料的界面结合特点, 界面反应生成的八面体 MgAl₂O₄ 与 Al 的相对结合强度是 Al₄C₃ 与 Al 的相对结合强度的 2.5 倍^[10], 界面又是复合材料基体与增强体载荷传递的中间介质, 故复

合材料力学性能的优劣与界面结合状况密切相关。

对于氧化 2 h 的复合材料, 氧化层较薄, 界面产物 MgAl_2O_4 和 Si 含量较低, 而且界面区厚度较薄, MgAl_2O_4 颗粒弥散分布在界面上。研究表明, 反应生成的 MgAl_2O_4 会使 SiC 表面产生约 14% 的体积收缩^[11], 因此, 界面上 MgAl_2O_4 颗粒之间有一定的间隙, 这样一方面容易形成裂纹源; 另一方面, Al 液会通过 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料界面上的 MgAl_2O_4 颗粒之间的间隙与 SiC 发生有害的界面反应, 生成 Al_4C_3 , 而 Al_4C_3 作为界面产物不仅是脆性相, 而且具有环境亲和性, 对复合材料的力学性能不利^[12], 这说明在 1 200 °C 氧化 2 h 时, 界面结合仍然不佳, 并且此时的界面产物也不能连续有效地传递载荷。

图 5 所示为 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料界面的 TEM 像。经过 4 h 氧化的 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料界面比较平整, 生成的 MgAl_2O_4 致密均匀地分布在界面上, 不仅界面自身的结合强度较高, 而且连续紧凑的分布能有效地进行载荷传递。从图 5(a) 中可以看到, 界面仅有 $\text{MgAl}_2\text{O}_4+\text{Si}$ 的混合物存在, 并与 SiC 和 Al 基体结

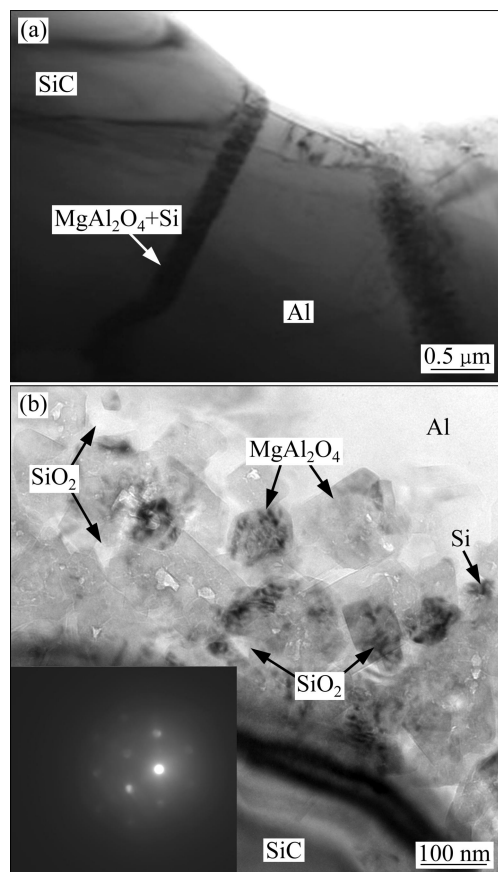


图 5 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料界面的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of interface of $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ matrix composites: (a) Holding for 4 h; (b) Interface consisting of MgAl_2O_4 , Si and SiO_2

合良好, 排成一列的 MgAl_2O_4 颗粒使得界面微区形貌变得粗糙, 界面与基体无论是化学反应结合还是机械镶嵌的形式结合都很好, 有效地约束了基体的变形。从复合材料的断口形貌(图 6)可以看到, 其断裂形式基本都是颗粒断裂, 没有出现颗粒的拔出现象, 这说明此时界面的结合强度高于基体强度, 在外加载荷下, 界面有效地传递了载荷, 最终造成了 SiC 颗粒的断裂。

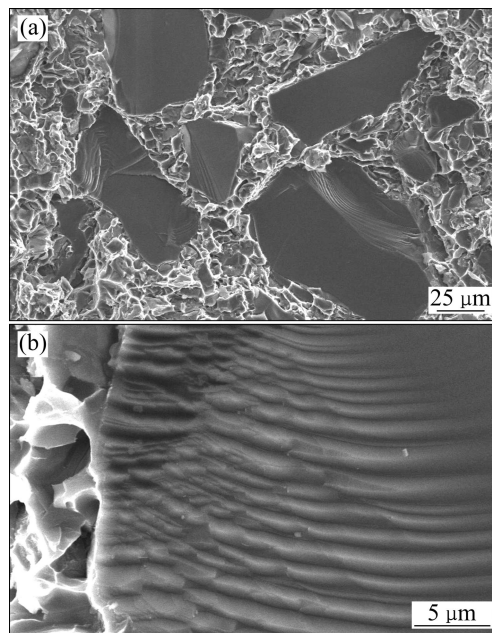


图 6 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合材料的弯曲断口形貌

Fig. 6 Fracture micrographs of $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ matrix composites: (a) Lower magnification; (b) Higher magnification

当氧化 6~10 h 时, SiC 颗粒表面的氧化层厚度增大。颗粒表面覆盖的 SiO_2 越多, 界面反应使合金元素向界面偏聚的程度也越大, 界面反应程度就越大, 图 5(b) 所示为其界面形貌。由图 5(b) 可以看到, 界面上除了大量的 MgAl_2O_4 和 Si 外, 还有少量未反应的 SiO_2 , 三者混合存在于界面上, 此时界面反应没有完全消耗掉氧化生成的 SiO_2 层, SiC 颗粒表面自身的氧化层依然存在, 界面区层较厚, 而且界面反应生成的 MgAl_2O_4 不像图 5(a) 所示整齐密实地排列, 其杂乱分布在界面区, 这样, 界面区自身的结合强度减弱, 并且 MgAl_2O_4 颗粒之间产生很多空隙, 其间分布的 SiO_2 不利于载荷的传递, 所以抗弯强度呈小幅降低趋势。

林君山等^[13]在研究铸造 $\text{SiC}_p/2024$ 复合材料微观结构与强化机制时认为, 由增强相导致的应力集中和基体变形的高约束度是控制 $\text{SiC}_p/2024$ 复合材料形变与强化的两个主要因素。图 7 所示为氧化前后的应力场分布示意图。对于高体积分数的 $\text{SiC}_p/\text{ZL101}$ 基复合

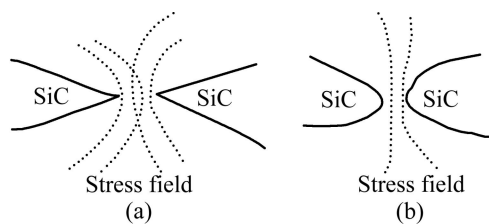
图 7 氧化前后 SiC_p/ZL101 基复合材料的应力场示意图

Fig. 7 Schematic diagrams of stress fields of SiC_p/ZL101 matrix composites before (a) and after (b) oxidation

材料, 颗粒分布比较集中, 颗粒产生的轴向应力场容易叠加在一起, 而氧化使 SiC 颗粒变得明显圆滑, 这样即使没有达到完全球化, 相邻 SiC 颗粒的应力区相对于未预氧化的复合材料也不容易叠加在一起, 应力集中现象在颗粒钝化之后有了明显的改善, 改变了复合材料的断裂特性, 有利于力学性能的提高。

当 SiC 预制件氧化 2 h 时, SiC 表面上的氧化层较薄, 氧化对 SiC 颗粒的尖角有一定的钝化作用, 但是, 由于氧化时间较短, 颗粒的尖角周围基体中仍然存在一定的应力, 加载时, 应力集中现象仍然存在, 容易形成应力的叠加。

保温时间较长时, 钝化效果更为明显, 更好地削弱了颗粒的尖角, 颗粒周围基体的应力减小, 应力集中现象明显减弱, 有利于复合材料力学性能的提高。但是, 保温超过 6 h 时, 由于氧化层的存在, 界面反应过于剧烈, 界面区厚度较大, 在载荷传递过程中, 界面自身对载荷存在阻碍作用, 载荷难以有效高速地传递到增强体上, 同时增强体颗粒通过界面对基体的形变约束作用减弱, 最终对复合材料的力学性能不利。

氧化对颗粒形貌的影响最终使颗粒周围基体的应力减小, 减弱了复合材料中的应力集中现象; 氧化后颗粒表面的氧化层厚度不同, 界面反应状况不同, 致使最终界面形态不同, 结合状况的不同, 对基体的形变约束作用也不同, 同时载荷的传递作用也受到了一定影响, 因此, 氧化必须控制在一个限定的时间内。

2.4 导热性能

图 8 所示为不同保温时间下 SiC_p/ZL101 基复合材料的热导率以及相对应的实际界面传热系数。由图 8 可知, 复合材料的热导率随着保温时间的延长呈现先增大后减小的趋势, 这与不同氧化程度下的实际界面状况密切相关。其中, 实际界面传热系数 h_c 根据变形后的 Hasselman-Johnson (H-J) 模型^[14]反推所得, 其计算模型为

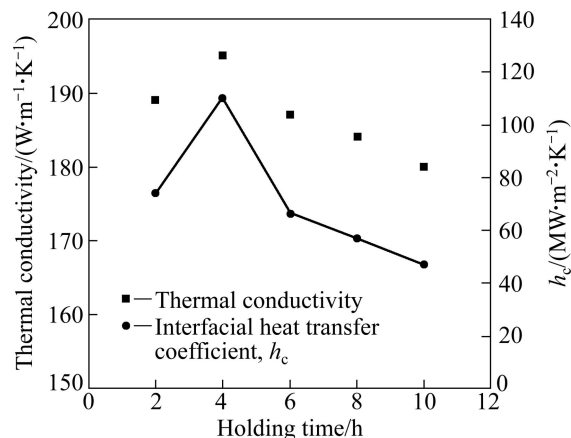


图 8 不同保温时间下 SiC_p/ZL101 基复合材料的热导率和界面传热系数

Fig. 8 Thermal conductivity and interfacial thermal conductance (h_c) of SiC_p/ZL101 matrix composites at different holding times

$$k_c = \frac{k_m[2k_m + \bar{k}_p^{\text{eff}} + 2(\bar{k}_p^{\text{eff}} - k_m)\varphi_p]}{2k_m + \bar{k}_p^{\text{eff}} - (\bar{k}_p^{\text{eff}} - k_m)\varphi_p} \quad (1)$$

式中: k 为热导率; φ 为体积分; 下标 c、m 和 p 分别代表复合材料、基体和增强体; $\bar{k}_p^{\text{eff}}$ 为当量有效热导^[15], 由两种颗粒的有效热导复合得到。其表达式为

$$\bar{k}_p^{\text{eff}} = \frac{\sum k_{pi}^{\text{eff}} \varphi_{pi}}{\sum \varphi_{pi}} \quad (2)$$

式中: φ_{pi} 为 i 相的体积分, 且 $\sum \varphi_{pi} = \varphi_p$; k_{pi}^{eff} 为两颗粒各自的有效热导^[16], 其表达式中引入界面传热系数的概念。

$$k_p^{\text{eff}} = \frac{k_p}{1 + 2k_p/(h_c d)} \quad (3)$$

式中: k_p 为增强体的热导率, $k_p = 230 \text{ W/(m·K)}$; d 和 h_c 分别为两颗粒各自的平均直径(这里 $d_1 = 75 \mu\text{m}$, $d_2 = 15 \mu\text{m}$)和界面传热系数。

将实验热导率值分别代入式(1)计算得到当量有效热导 $\bar{k}_p^{\text{eff}}$, 将两不同尺寸的颗粒的有效热导 k_{pi}^{eff} 的表达式(3)代入式(2)中, 通过反推间接求得复合材料界面传热系数 h_c 。

如上所述, 随着氧化时间的增加, SiC 颗粒表面 SiO₂ 层厚度增大, 界面反应程度也随之增大, 界面在氧化 2 h 时的反应产物不足以全部密实地覆盖 SiC 颗粒表面, 产生少量的有害界面产物 Al₄C₃, 不仅从界面结合强度方面会引起热导率的降低, 而且其自身也

不利于界面传热系数,结果如图8所示,界面传热系数和最终热导率均较低。而氧化4 h时氧化层恰好完全消耗,反应生成了 MgAl_2O_4 和Si,这两种产物自身的热导率相对于 SiO_2 的热导率较高,并且此时的界面密实、排列整齐,无其他产物存在,因此界面传热系数数值达到最大,复合材料热导率最大,因此,在1 200℃氧化温度下保温4 h最佳。之后,随着氧化时间的延长,界面产物杂乱堆积,并且界面区厚度增大,界面自身的结合强度降低,同时,未反应的 SiO_2 残存于界面上,使界面传热系数降低,过厚的界面层阻碍增强体与基体之间热流的有效传导,界面传热系数随着氧化时间的延长而下降,致使复合材料的热导率降低。相比之下,复合材料由于预制件氧化的 SiO_2 层的厚度不同,导致界面对导热性能的影响比对抗弯强度的影响大得多,因此,在满足力学性能要求的前提下,必须充分考虑界面对复合材料导热性能的影响,通过调整工艺得到预期的导热性能。

3 结论

1) 经1 200℃高温分别氧化2、4、6、8和10 h后的SiC预制件增强Al基复合材料的组织分布均匀,抗弯强度和热导率均在SiC预制件氧化4 h时达到最高,分别为422 MPa和195 W/(m·K),此时界面结合最佳。

2) 高体积分数SiC预制件的氧化改变了界面反应。氧化层厚度不同,界面反应程度不同。界面区厚度和产物发生改变,直接引起复合材料力学和导热性能的变化。氧化2 h生成的 Al_4C_3 和氧化6~10 h未反应的 SiO_2 以及实际界面区厚度随着氧化时间的延长而增大是复合材料抗弯强度和热导率降低的主要原因。

3) 氧化使得SiC颗粒的形貌发生改变,有效地减弱了SiC_p/ZL101基复合材料中颗粒周围基体的应力集中现象。随着氧化时间的延长,应力集中现象依次减弱,但是过长氧化时间下界面对载荷的传递不利,且对基体的形变约束作用也有所减弱。

REFERENCES

[1] UREÑA A, MARTÍNEZ E E, RODRIGO P, GIL L. Oxidation treatments for SiC particles used as reinforcement in aluminium matrix composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64: 1843–1854.

[2] KIM Y, LEE J C. Processing and interfacial bonding strength of 2014 Al matrix composites reinforced with oxidized SiC particles[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 420: 8–12.

[3] LEE J C, AHN J P, SHI Z L, SHIM J H, LEE H I. Methodology to design the interfaces in SiC/Al composites[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2001, 32: 1541–1549.

[4] ELOMARI S, SANMARCHI C, MORTENSEN A, LLOYD D J, BOUKHILI R. Thermal expansion responses of pressure infiltrated SiC/Al metal-matrix composites[J]. *Journal of Materials Science*, 1997, 32(8): 2131–2140.

[5] LEE H S, HONG S H. Pressure infiltration casting process and thermophysical properties of high volume fraction SiC_p/Al metal matrix composites[J]. *Materials Science and Technology*, 2003, 19: 1057–1064.

[6] 刘君武, 李青鑫, 丁 锋, 黄思德, 郑治祥. 煅烧温度对高体积分数 SiC_p/Al 复合材料性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(8): 1869–1874.

LIU Jun-wu, LI Qing-xin, DING Feng, HUANG Si-de, ZHENG Zhi-xiang. Effect of calcination temperature on properties of high volume fraction SiC_p/Al composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(8): 1869–1874.

[7] 刘俊友, 刘英才, 刘国权, 尹衍升, 施忠良. SiC颗粒氧化行为及SiC_p/铝基复合材料界面特征[J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(5): 961–966.

LIU Jun-you, LIU Ying-cai, LIU Guo-quan, YIN Yan-sheng, SHI Zhong-liang. Oxidation behavior of silicon carbide particles and their interfacial characterization in aluminum matrix composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12(5): 961–966.

[8] JORGENSEN P J, WADSWORTH M E, CUTLER I B. Oxidation of silicon carbide[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1959, 42(12): 613–616.

[9] SHI Z, OCHIAI S, GU M, HOJO M, LEE J C. The formation and thermostability of MgO and MgAl_2O_4 nanoparticles in oxidized SiC particle-reinforced Al-Mg composites[J]. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*, 2002, 74(1): 97–104.

[10] LEE J C, LEE H I, AHN J P, SHI Z L, KIM Y. Modification of the interface in SiC/Al composites[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31: 2361–2368.

[11] ASTHANA R. Solidification processing of reinforced metals[M]. Aedermansdorf: Trans Tech Publications Ltd, 1998: 301.

[12] WANG Z R, ZHANG R J. Microscopic characteristics of fatigue crack propagation in aluminum alloy based particulate reinforced metal matrix composites[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(4): 1433–1445.

- [13] 林君山, 沙 民, 沈文荣, 李鹏兴, 吴人洁. 铸造 SiC_p/2024 复合材料微观组织结构和强化机制的研究[J]. 金属学报, 1993, 29(9): 81–87.
- LIN Jun-shan, SHA Min, SHEN Wen-rong, LI Peng-xing, WU Ren-jie. Microstructure of cast SiC_p/2024 Al composite and its strengthening mechanism[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1993, 29(9): 81–87.
- [14] HASSELMAN D P H, JOHNSON L F. Effective thermal conductivity of composites with interfacial thermal barrier resistance[J]. Journal of Composite Materials, 1987, 21(7): 508–515.
- [15] ZHU Xiao-min, YU Jia-kang, WANG Xin-yu. Microstructure and properties of Al/Si/SiC composites for electronic packaging[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(7): 1686–1692.
- [16] CHU K, JIA C C, LIANG X B, CHEN H, GUO H. The thermal conductivity of pressure infiltrated SiC_p/Al composites with various size distributions: Experimental study and modeling[J]. Materials and Design, 2009, 30: 3497–3503.
- (编辑 陈卫萍)