

热压烧结温度对 SiC 颗粒增强铝基复合材料微观组织及力学性能的影响 *

金 鹏 肖伯律 王全兆 马宗义 刘 越 李 曙

(中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

摘 要 本文在 540—640 ℃ 温度范围内, 研究了真空热压温度对 15%(体积分数) SiC_p/2009Al 复合材料的微观组织和力学性能的影响. 复合材料的致密度随热压温度升高而增加, 在 580 ℃ 达到最大值, 高于 580 ℃ 时下降. TEM 界面观察发现: 热压温度为 540 和 560 ℃ 时复合材料界面结合较弱, 界面出现开裂现象; 当热压温度为 580 和 600 ℃ 时界面清洁、结合较好; 当温度高于 620 ℃ 时, 复合材料界面有 MgAl₂O₄ 和 Al₄C₃ 形成. 复合材料的强度和塑性均在 580 ℃ 取得最佳值. 拉伸断口观察发现: 热压温度低于 560 ℃ 时, 复合材料的断裂以界面脱黏为主; 热压温度在 580—600 ℃ 之间时, 复合材料以基体的韧性断裂和颗粒的断裂为主; 热压温度高于 620 ℃ 时, 复合材料界面处 MgAl₂O₄ 和 Al₄C₃ 脆性相的形成使界面开裂, 复合材料的断裂为基体韧性断裂、界面开裂以及 SiC 颗粒断裂.

关键词 铝基复合材料, 真空热压, 界面, 力学性能

中图分类号 TF124

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2011)03-0298-07

EFFECT OF HOT PRESSING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF SiC PARTICLE REINFORCED ALUMINUM MATRIX COMPOSITES

JIN Peng, XIAO Bolü, WANG Quanzhao, MA Zongyi, LIU Yue, LI Shu

Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: MA Zongyi, professor, Tel: (024)83978908, E-mail: zyma@imr.ac.cn

Manuscript received 2010-08-17, in revised form 2010-11-04

ABSTRACT The effects of hot pressing temperature on microstructures and tensile properties of 15% (volume fraction) SiC_p/2009Al composites were investigated in this paper. The relative density of the composites increased rapidly with increasing the hot pressing temperature up to 580 ℃ and decreased with further increasing the temperatures. TEM observations revealed that the interface bonding was quite weak with the interface crack when the hot pressing temperature was below 560 ℃. When the composites were hot pressed at 580 and 600 ℃, the interface was clean and had a good interface bonding. The MgAl₂O₄ and Al₄C₃ formed at the interfaces when the hot pressing temperature was above 620 ℃. Tensile tests indicated that the composite fabricated at 580 ℃ exhibited the optimum strength and ductility. Fractography revealed that for the composite fabricated at the hot pressing temperature below 560 ℃, the fracture mechanism was mainly the interfacial debonding. For the composite fabricated at 580 and 600 ℃, the fracture mechanism of the composite was the matrix ductile fracture and the SiC particle fracture, When the hot pressing temperature was above 620 ℃, the interface fractured along MgAl₂O₄ and Al₄C₃, and the fracture mechanism of the composite was the matrix ductile fracture, the interface crack and the particle fracture.

KEY WORDS aluminum matrix composite, vacuum hot pressing, interface, mechanical property

* 收到初稿日期: 2010-08-17, 收到修改稿日期: 2010-11-04

作者简介: 金 鹏, 男, 1980 年生, 博士生

刘 越, 目前在东北大学材料与冶金学院工作

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2010.00413

非连续增强铝基复合材料 (discontinuously reinforced aluminum, DRA) 具有许多优异的性能, 诸如轻质、高的比强度和模量、良好的耐磨性、高热导率和低膨胀系数, 而且具有可设计性, 其性能可以在一定范围内调整以满足不同应用条件下的需求^[1]。因此, 颗粒增强铝基复合材料在航空航天、汽车和电子封装等方面有着重要的应用价值^[2-4]。粉末冶金工艺是制备铝基复合材料的常用方法之一^[5,6], 易于实现复合材料的可设计性, 所制备复合材料的性能较好且稳定^[5]。通过热挤压等后续热加工工艺可进一步改善复合材料的微观组织, 提高力学性能^[7,8]。

相比粉末冶金铝合金的研究^[9-11], DRA 的热压工艺研究较少。Rahimian 等^[12]研究了颗粒尺寸、烧结温度和时间对粉末冶金制备 10%(体积分数, 下同)Al₂O₃/Al 复合材料的影响。研究表明, 随着增强颗粒尺寸的减小, 复合材料的致密度降低。烧结温度和时间对复合材料的性能有较大影响, 随着烧结温度的升高, 复合材料的致密度增加, 在烧结时间低于 60 min 时, 复合材料的强度和延伸率均随着热压温度的升高而提高, 但在 600 °C 烧结温度下, 较长烧结时间使基体合金晶粒粗化造成复合材料压缩强度下降。Hong 和 Chung^[13]研究了真空热压温度对 20%SiC_w/2124Al 复合材料力学性能和微观组织的影响。结果表明, 较低温度下热压容易产生孔洞, 界面处的孔洞降低了 SiC_w 与 2124Al 基体之间力的传递效果, 同时低温热压容易造成 SiC_w 损伤, 使 SiC_w 长径比降低, 因而在低温热压时复合材料的强度较低。适当提高温度可使复合材料致密度提高, 同时可降低致密化压力, 由此可减小对 SiC_w 的损伤, 热压温度在 570 °C 时复合材料的强度达到最大值。进一步提高热压温度高于 570 °C, 复合材料性能降低, 但研究未指出性能随热压温度进一步增加而下降的原因。Song 和 He^[14]研究了热压温度为 575 °C 时, 压力对 SiC_p/Al 复合材料微观组织及性能的影响, 发现随着压力的增大, 复合材料的孔洞减少, 有效提高了致密度, 使复合材料的力学性能得到改善。

由此可见, 热压烧结参数对不连续增强铝基复合材料性能有较大影响, 但目前针对热压烧结温度的研究不仅较少, 而且主要是从致密度和孔洞等宏观机制角度理解热压温度的影响, 尚没有热压温度对界面结构特征等微观机制影响的系统研究。由于界面结构对复合材料的性能起着非常重要的作用, 不同烧结温度可能会产生不同的界面结构, 因此, 有必要针对热压烧结温度对铝基复合材料界面结构的影响以及对性能的影响规律进行深入研究。本文在 540—640 °C 较宽的热压温度范围内, 研究了热压温度对粉末冶金法制备的 15%SiC_p/2009Al 复合材料微观组织及力学性能的影响, 以期对复合材料制备工艺优化提供指导。

1 实验方法

本实验采用粉末冶金法制备 15%SiC_p/2009Al 复合材料, 2009Al 的名义化学成分是 Al-3.7Cu-1.3Mg(质量分数, %)。基体合金粉末尺寸为 6 μm, SiC 增强相粉末的粒度为 7 μm。将基体合金粉末与 SiC 粉末机械混合, 混料罐转速 80 r/min, 混料 8 h。将混合均匀的粉末装入模具内, 在 150 MPa 压力下冷压成型。将冷压坯料放入真空热压炉中, 热压温度为 540—640 °C, 每 20 °C 设定一个实验温度。加热到设定热压温度, 保温 1 h, 保温时每隔 20 min 加压一次, 最终将复合材料压制到理论高度。制备所得复合材料进行 T4 热处理 (495 °C 固溶温度保温 1 h, 水淬, 自然时效 96 h)。

沿热压坯锭热压方向和垂直于热压方向切取金相观察的试样。试样用水磨砂纸磨至 2000 号, 然后抛光。在 AXIOVERT 200 MAT 金相显微镜 (OM) 下观察试样微观组织特征。采用 SETSYS Evolution18 综合热分析仪 (DSC) 对复合材料进行相变分析。实验容器为 Al₂O₃ 坩埚, 实验气氛为 Ar 气, 流量 20 mL/min, 实验温度范围从室温到 720 °C, 升温速率为 10 °C/min。采用 TECNAI G² 20 透射电镜 (TEM) 观察微观形貌。在热压态复合材料上切取 0.5 mm 厚样品, 然后采用水磨砂纸磨至 60 μm, 之后冲成直径为 3 mm 的样品, 将样品用 GATAN 凹坑机单面凹至 10 μm 厚, 最后将样品放入 GATAN 离子减薄机减薄。拉伸试样由热压坯锭沿热压方向加工而成。标距长度和直径分别为 30 和 5 mm。拉伸试样在机加工前进行固溶处理以防止固溶处理过程中发生变形。拉伸实验在 Instron 100 kN 电子拉伸试验机上进行, 拉伸速率为 1 mm/min。测试结果取 4 个样品的平均值。使用 ZEISS SUPRA 35 扫描电镜 (SEM) 观察拉伸断口形貌。

2 实验结果与讨论

2.1 致密度

不同热压温度制备的 SiC_p/2009Al 复合材料致密度如表 1 所示。可以看出, 随烧结温度由 540 °C 提高到 580 °C, 复合材料致密度由 98.6% 提高到 99.7%, 在 580 °C 达到最大值; 然后随着烧结温度进一步升高, 复合

表 1 不同热压温度制备复合材料的致密度

Table 1 Relative density of composites fabricated at different hot pressing temperatures

Hot pressing temperature °C	Density g/cm ³	Relative density %
540	2.782	98.6
560	2.805	99.5
580	2.812	99.7
600	2.800	99.3
620	2.795	99.1
640	2.787	98.8

材料的致密度逐渐下降, 在 640 °C, 致密度下降到 98.8%。这与以往研究^[12,15,16]指出的随着热压温度提高, 致密度逐渐提高的结果有所差别。复合材料中液相的体积分数可以通过 DSC 曲线中在特定温度点的峰面积与峰的总面积的比率计算得出^[17]。图 1 所示为根据 DSC 曲线分析得到的 SiC_p/2009Al 复合材料液相体积分数随温度的变化关系曲线。从图 1 中可以看出, 随温度增加, 液相含量增大。在 580 °C 时, 液相体积分数约为 7%, 表明少量液相的出现有利于粉末颗粒间隙的填充和结合, 因而产生高的致密度。当温度大于 600 °C 时, 液相快速增多。在真空状态下, 液相容易从模具间隙渗出产生“流汗”现象, 在较高温下会有少量的液相流出。在热压时, 只压至根据复合材料理论密度计算的预定高度, 因此少量液相的流出会导致复合材料致密度下降。实际上液相的流出会使复合材料的理论密度有所增大, 这样实际致密度要比表 1 的计算值还要低, 然而由于流出的液相量很少, 这样小的差别可忽略不计。

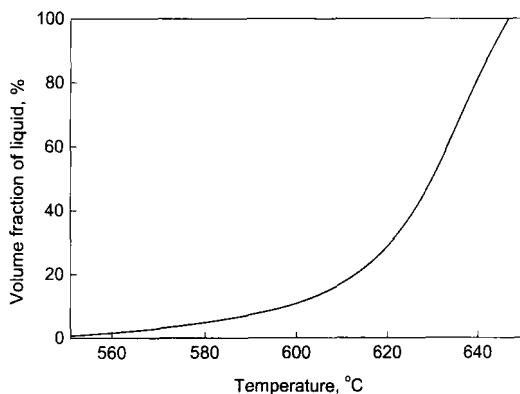


图 1 SiC_p/2009Al 复合材料中液相体积分数与热压温度的关系

Fig.1 Amount of liquid phase versus pressing temperature for the SiC_p/2009Al composites

2.2 SiC 分布

热压烧结 SiC_p/2009Al 复合材料的微观组织如图 2 所示, 图中灰色区域为基体, 黑色为增强颗粒。可以看出, SiC 颗粒宏观上分布较为均匀, 随着温度的增加并没有出现明显的贫 SiC 区域。这与 Shin 等^[17]观察到的现象有所差别。Shin 等^[17]以 15%SiC_p/2009Al 和 SiC_p/2124Al 复合材料为研究对象, 发现在 620 °C 时, 基体中形成较多的液相, 由于 SiC 与基体合金之间的密度差别, 导致 SiC 颗粒出现沉积, 因此使热压态复合材料中存在明显贫 SiC 区域。本实验中并没有观察到这种现象, 这是因为: (1) SiC 颗粒与 Al 粉颗粒粒度配比适中, 通过机械混合, SiC 颗粒均匀分布在 Al 颗粒周围, Shin 等^[17]采用的 Al 粉颗粒与 SiC 颗粒有较大差别, 在热压出现液相的情况下, 易于产生 SiC 颗粒的偏聚; (2) 在保温过程中, 每隔 20 min 加压一次, 因此液相的流动区域有限, 限制了 SiC 的沉积和偏聚。

图 2a—c 为热压烧结态试样横向微观组织。从图 2a 中可以看到, 在较低热压温度下, SiC 颗粒的偏聚现象较少, 可以观察到黑色孔洞存在 (箭头所示)。温度达到 580 °C 时, SiC 颗粒分布较为均匀, 且没有观察到明显的孔洞存在 (图 2b)。但随着热压烧结温度升高, 局部 SiC 偏聚的现象逐渐增多, 同时有孔洞出现 (图 2c)。这与密度测试结果一致。当温度低于 560 °C 时, 由于热压烧结过程中没有液相或较少, 且合金粉末的变形量较小, 塑性流动较差, 因此容易存在孔洞, 但同时对于 SiC 颗粒的分布影响也较小。温度为 580 °C 时, 液相体积分数适中, 合金粉末的变形能力提高, 因此有利于致密度的提高, 同时 SiC 颗粒的分布没有明显变化。随着热压烧结温度升高到 600 °C 以上, 液相明显增多 (图 1), Al 颗粒也易于产生塑性流动, 因此, 在加压的条件下, SiC 颗粒之间的 Al 颗粒产生塑性流动使 SiC 颗粒产生偏聚。图 2d—f 为热压烧结态试样纵向微观组织。从图中可以看出, SiC 的分布变化趋势与横向微观组织相同, 随着温度的升高颗粒偏聚现象明显。同时在较低热压烧结温度下 (图 2a 和 d), 横向和纵向微观组织中的颗粒分布没有太大差别。而在较高热压烧结温度下, 纵向微观组织中颗粒的体积分数比横向组织要高 (图 2c 和 f)。这是因为, 本实验热压烧结采用单向加压, 温度较高时, 由于 Al 颗粒容易变形, 因此在纵向上 Al 颗粒塑性变形更剧烈, 导致 SiC 颗粒在纵向上分布更密集, 且 SiC 颗粒在纵向上的偏聚现象变得愈加明显。同时金相分析表明, 在热压过程中没有出现 SiC 颗粒开裂现象。

2.3 界面及界面反应

图 3 所示为不同热压温度制备的 SiC_p/2009Al 复合材料界面形貌的 TEM 像。在热压温度为 540—560 °C 时, 在界面附近经常可以观察到孔洞和界面开裂现象 (图 3a 和 b)。这是由于界面结合较弱, 在长时间的离子溅射过程中 SiC 颗粒与基体分开。当热压温度增加到 580—600 °C 时, 复合材料界面结合良好, 没有孔洞和开裂现象, 并且界面清洁, 没有明显的界面反应物形成 (图 3c 和 d)。当温度进一步增加到 620—640 °C 时, 界面上产生了较厚的 MgAl₂O₄ 尖晶石产物层 (图 3e), 同时在界面附近还观察到了 Al₄C₃ (图 3f), 其形貌为块状。不同热压温度制备复合材料的 XRD 谱如图 4 所示。可以看出, 在热压温度低于 600 °C 时, 复合材料中除了 Al₂Cu, Mg₂Si 和 Al₇Cu₂Fe 外没有观察到其它相的形成 (图 4a—d)。对 2xxx 系列铝合金, Mg₂Si 和 Al₇Cu₂Fe 不是所需的沉淀强化相, 其形成是由于合金中含有 Si 和 Fe 杂质。从图 4e 和 f 中可以看出, 热压温度为 620 和 640 °C 时有 MgAl₂O₄ 和 Al₄C₃ 形成。

工业供应的 SiC 颗粒表面一般都残留有 SiO₂, 在热压制备过程中发生以下反应^[18]:

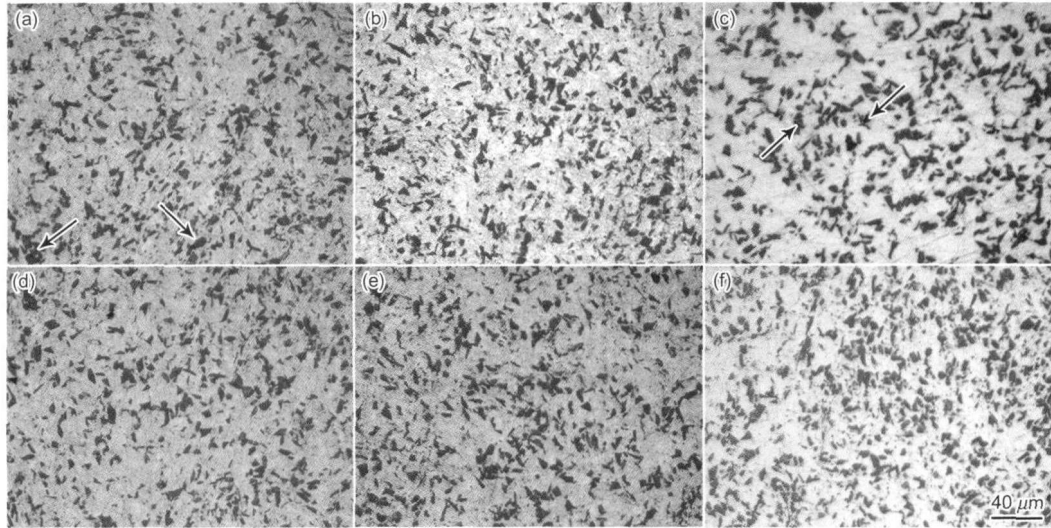


图 2 不同热压温度制备的 SiC_p/2009Al 复合材料的显微组织

Fig.2 OM images of SiC_p/2009Al composites fabricated at hot pressing temperatures of 540 °C (a), 580 °C (b) and 640 °C (c) in the transverse direction, 540 °C (d), 580 °C (e) and 640 °C (f) in the longitudinal direction (arrows show pores)

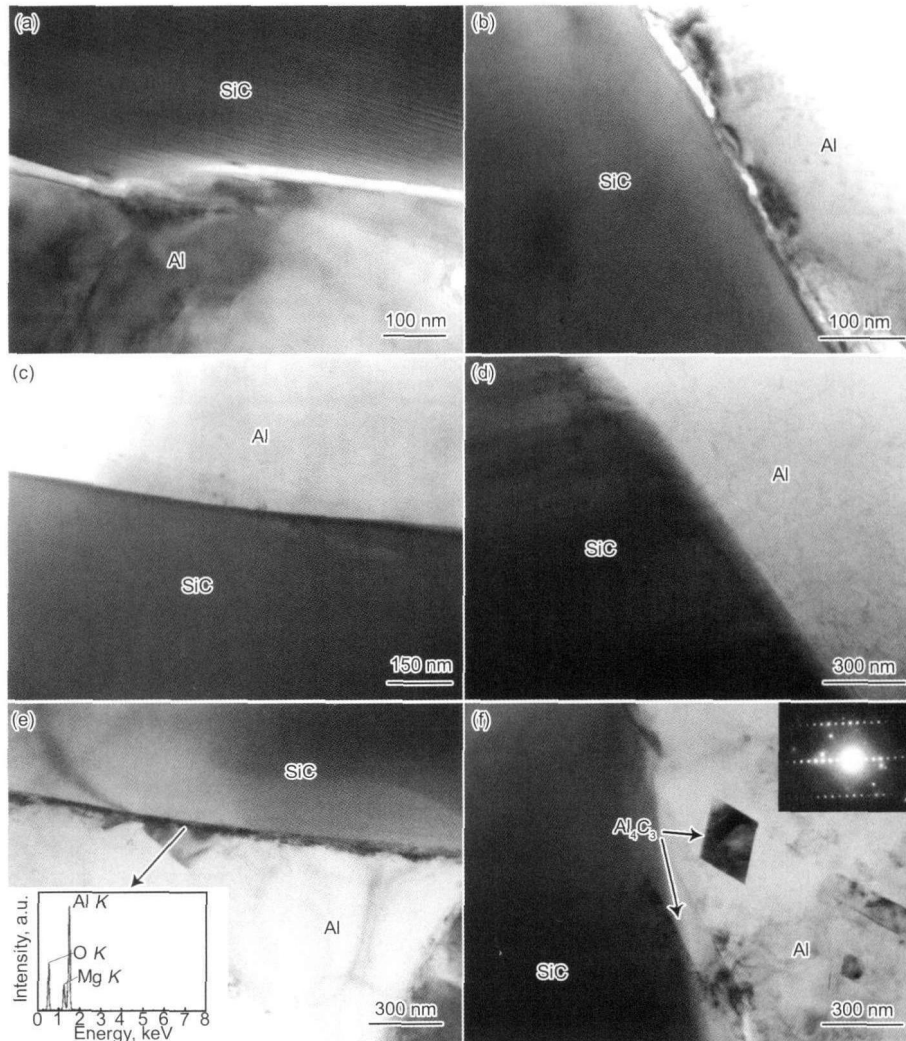


图 3 不同热压温度制备的 SiC_p/2009Al 复合材料界面 TEM 像

Fig.3 TEM micrographs of the interface in SiC_p/2009Al composites fabricated at hot pressing temperatures of 540 °C (a), 560 °C (b), 580 °C (c), 600 °C (d), 620 °C (e) and 640 °C (f) (insets in Figs.3e and f show EDS spectrum of interface and diffraction pattern of Al₄C₃ phase, respectively)

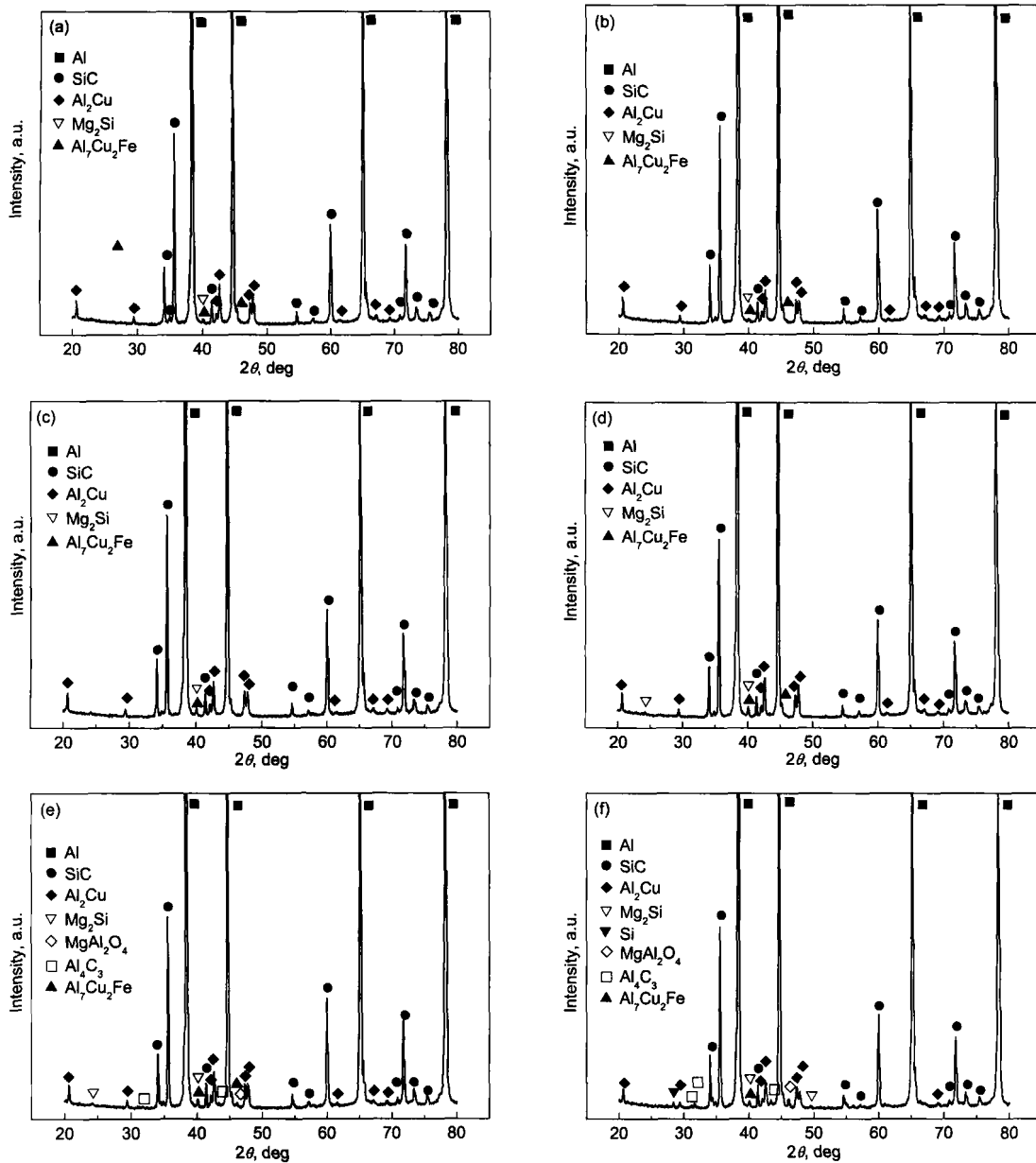
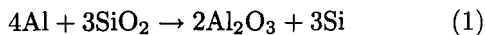
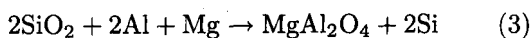


图 4 不同热压温度制备的 $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ 复合材料的 XRD 谱

Fig.4 XRD spectra of $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ composites fabricated at hot pressing temperatures of 540 °C (a), 560 °C (b), 580 °C (c), 600 °C (d), 620 °C (e) and 640 °C (f)



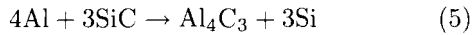
Gu 等^[19]通过电子能量损失能谱 (EELS) 研究了氧化的 SiC 颗粒与 Al 基体的界面结构, 发现 SiC 颗粒表面的 SiO_2 与 Al 发生上述反应, 在界面处形成 Al_2O_3 并生成游离 Si 进入 Al 基体. 对预氧化处理 SiC 颗粒界面结构的进一步研究^[20,21]表明, 当基体中含有 Mg 元素时, SiC 表面形成的 SiO_2 会优先发生形成 MgAl_2O_4 尖晶石的界面反应, 反应过程如下^[22-25]:



研究^[20]发现, MgO 只在复合材料最初加热超过 Al 基体固相线时形成. 这是因为 Mg 是活泼元素, 易于在界面处富集, 但是 MgO 在高温下不稳定, 与 Al 基体反应形成稳定的 MgAl_2O_4 . Wang 等^[26]研究 $\text{SiC}_p/\text{A356}$ 时, 认为虽然材料本身不含有 O, 但在制备过程中, SiO_2 , Al_2O_3 和 MgO 等都能携带 O 进入材料体系内, 因此在界面处观察到 MgAl_2O_4 . Kim 和 Lee^[27]研究 $\text{SiC}_p/2014\text{Al}$ 复合材料时发现, 当界面处的 MgAl_2O_4 较厚时, 复合材料容易沿 MgAl_2O_4 反应层开裂.

在热压烧结温度低于 600 °C 时, 上述反应不显著, 因而在 SiC 颗粒界面上基本观察不到界面产物. 温度升高到 620 °C 以上, 发生明显的界面反应, 生成 MgAl_2O_4 尖

晶石 (图 3e). 对于 SiC 颗粒增强铝基复合材料, 在制备温度高于 620 °C 时, 会发生如下反应:



上述反应由溶解-扩散机制控制, 其过程按以下步骤进行: SiC 在 Al 液中溶解, C 和 Si 元素溶入 Al 液; 由于 C 在 Al 液中的溶解度很小, 当 SiC/Al 界面上的 C 浓度达到饱和时, 随着 SiC 的继续溶解, Al_4C_3 以细杆状或块状生长 [28]. Al_4C_3 是脆性相, 其形成容易产生以下影响: 使力学性能下降; 降低 SiC/Al 界面强度; 增加腐蚀敏感性 [25,29]. 因此, 为了避免或减少有害的界面反应, 应当严格控制热压烧结温度.

2.4 力学性能和断口形貌

表 2 所示为不同 $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ 复合材料样品的力学性能. 随着热压烧结温度由 540 °C 升高到 580 °C, 复合材料的强度和延伸率明显提高. 随着热压烧结温度继续升高, 复合材料的强度和延伸率逐渐下降. 复合材料的力学性能在热压烧结温度为 580 °C 时达到最佳. 图 5 所示为不同热压温度制备的 $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ 复合材料的拉伸断口形貌. 从图 5a 中可以看出, 较低温度热压时, 由于基体合金颗粒之间和基体合金与 SiC 颗粒之间的结合较差 (图 3a 和 b), 导致复合材料断裂以 SiC 颗粒和基体脱黏为主. 随着热压烧结温度的升高, 由于 SiC 颗粒与基体之间界面清洁、结合强度高, 复合材料的断裂以基体韧性断裂和 SiC 颗粒断裂为主 (图 5b). 当热压温度超过 620 °C 时, 复合材料的断裂方式除基体的韧性断裂和 SiC 颗粒的断裂外, 颗粒与基体间的界面开裂增多 (图 5c). 通过对断口上 SiC 表面能谱分析可以看出, SiC 表面残留有 MgAl_2O_4 (图 5d). 由于界面处形成较厚的 MgAl_2O_4 , 降低了界面的结合强度 [27], 使复合材料沿界面开裂, 同时界面处 Al_4C_3 的形成也降低了界面的结合强度 [30], 使裂纹易于沿 SiC 界面萌生和扩展 [31], 因而降低了复合材料的强度和塑性.

Shin 等 [17] 研究了不同热压温度制备的 $\text{SiC}_p/2124\text{Al}$ 复合材料的力学性能, 发现随着热压温度由 560 °C 升到 620 °C, 复合材料的强度逐渐降低. 通过观察垂直断口表面下部区域, 发现当温度为 560 °C 时, SiC

断裂和基体内微孔洞的形成是复合材料断裂的主要方式, 表明界面结合良好; 而热压温度为 620 °C 时, 界面脱黏形

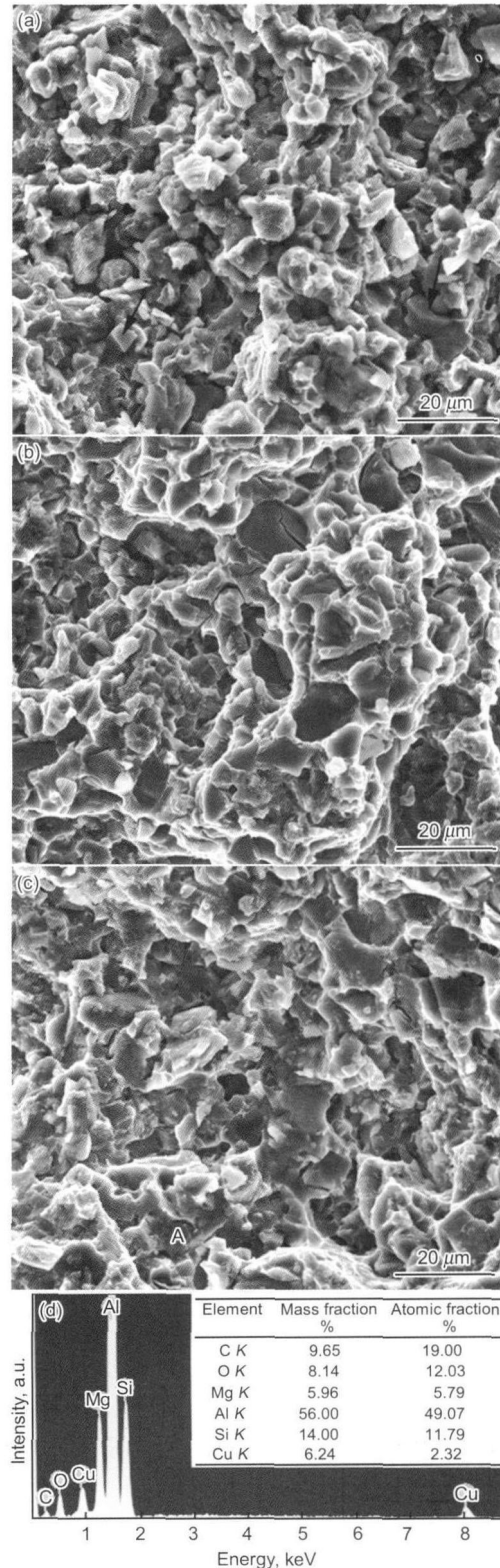


图 5 不同热压温度制备的 $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ 复合材料的拉伸断口形貌

Fig.5 Fractographs of $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ composites fabricated at hot pressing temperatures of 540 °C (a), 580 °C (b), 640 °C (c) and EDX spectrum of spot A in Fig.5c (d)

表 2 $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ 复合材料的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ composites

Hot pressing temperature / °C	Yield strength / MPa	Tensile strength / MPa	Elongation / %
540	225	256	1.2
560	310	351	1.2
580	335	448	4.0
600	326	410	1.2
620	310	318	1.0
640	281	310	0.8

成许多微孔洞,说明界面结合较差. Man 等^[32]在研究粉末冶金制备 SiC_p/1070Al 和 SiC_p/5050Al 复合材料界面结构及界面状况对性能影响时发现, SiC_p/1070Al 复合材料的界面干净, SiC 颗粒断裂是材料破坏的主要形式;而 SiC_p/5050Al 复合材料界面上存在 MgO, 界面脱开是材料破坏的主要形式. 这与本文研究的结果相似. Thebaud 等^[33]的研究结果也证实, 干净、平直界面的结合强度要高于存在 MgAl₂O₄ 和 MgO 的界面.

对不同热压温度制备的 SiC_p/2009Al 复合材料界面结构的细致研究表明, 热压烧结温度不仅影响复合材料热压锭的致密度和颗粒分布, 更重要的是直接影响复合材料的界面结合方式, 从而影响复合材料的力学性能. 本小组的进一步研究表明, 热压烧结温度对经过挤压变形后复合材料的力学性能仍然有重要影响, 限于本论文篇幅, 这将在后续论文中报道. 考虑到挤压后复合材料的致密度和颗粒分布都会有明显的改善, 说明界面结合状况是决定复合材料力学性能的关键因素. 因而, 选择适当的热压烧结温度是制备优异力学性能复合材料的关键.

3 结论

(1) SiC_p/2009Al 复合材料的致密度随着热压烧结温度升高而逐渐提高, 在 580 °C 达到最大值, 温度继续升高, 致密度下降. 随着热压烧结温度的升高, SiC_p/2009Al 复合材料中 SiC 颗粒偏聚现象增多.

(2) 热压温度低于 560 °C 时, 界面结合较弱, 复合材料易于在界面处开裂; 热压温度在 580 和 600 °C 之间时, 复合材料界面清洁干净、结合良好; 热压温度高于 620 °C 时, 复合材料界面形成 MgAl₂O₄ 和 Al₄C₃.

(3) SiC_p/2009Al 复合材料的强度和延伸率均随着热压温度的升高先增大后减小, 在 580 °C 时达到最大值. 热压温度低于 560 °C 时, 复合材料的断裂以界面脱黏为主, 强度和塑性较低; 热压温度增大到 580—600 °C 之间时, 复合材料以基体的韧性断裂以及颗粒的断裂为主, 强度和塑性增高; 热压温度高于 620 °C 时, 复合材料界面处 MgAl₂O₄ 和 Al₄C₃ 脆性相的形成使界面开裂增多, 强度和塑性降低.

参考文献

- [1] Ouyang Q B, Li R X, Wang W L, Zhang G D, Zhang D. *Mater Sci Forum*, 2007; 546-549: 1551
- [2] Chawla N. *Adv Mater Process*, 2006; 164(7): 29
- [3] Rawal S. *J Met*, 2001; 53(4): 14
- [4] Chawla N, Chawla K K. *J Met*, 2006; 58(11): 67
- [5] Evans R D, Boyd J D. *Scr Mater*, 2003; 49: 59
- [6] Zhou J, Drużdżel A T, Duszczyc J. *J Mater Sci*, 1999; 34: 5089
- [7] Gupta A K. *Bull Mater Sci*, 1995; 18: 773
- [8] Geng L, Qu S J, Lei T Q. *Key Eng Mater*, 2003; 249: 233
- [9] Savitskii A P, Romanov G N, Marisunova L S. *Russ Phys J*, 1968; 11(8): 5
- [10] Savitskii A P, Romanov G N. *Powder Metall Met Ceram*, 1986; 25: 184
- [11] Min K H, Kang S P, Lee B H, Lee J K, Kim Y D. *J Alloys Compd*, 2006; 419: 290
- [12] Rahimian M, Ehsani N, Parvin N, Baharvandi H R. *J Mater Process Technol*, 2009; 209: 5387
- [13] Hong S H, Chung K H. *Mater Sci Eng*, 1995; A194: 165
- [14] Song M, He Y H. *Mater Des*, 2010; 31: 985
- [15] Min K H, Kang S P, Kim D G, Kim Y D. *J Alloys Compd*, 2005; 400: 150
- [16] Fogagnolo J B, Robert M H, Torralba J M. *Mater Sci Eng*, 2006; A426: 85
- [17] Shin K S, Chung D S, Lee S H. *Metall Mater Trans*, 1997; 28A: 2625
- [18] Laurent V, Chatain D, Eustathopoulos N. *Mater Sci Eng*, 1991; A135: 894
- [19] Gu M Y, Mei Z, Jin Y P, Wu Z A. *Scr Mater*, 1999; 40: 985
- [20] Shi Z L, Ochiai S, Hojo M, Lee J C, Gu M Y, Lee H, Wu R J. *J Mater Sci*, 2001; 36: 2441
- [21] Luo Z P, Song Y G, Zhang S Q. *Scr Mater*, 2001; 45: 1183
- [22] Wang N, Wang Z R, Weatherly G C. *Metall Trans*, 1992; 23A: 1423
- [23] RatnaParkhi P L, Howe J M. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 617
- [24] Zhong W M, Esperance G L, Suery M. *Metall Mater Trans*, 1995; 26A: 2637
- [25] Gonzalez G, Salvo L, Suery M, L'Espérance G. *Scr Metall Mater*, 1995; 33: 1969
- [26] Wang N, Wang Z, Weatherly G C. *Metall Trans*, 1979; 23A: 1423
- [27] Kim Y M, Lee J C. *Mater Sci Eng*, 2006; A420: 8
- [28] Carotenuto G, Gallo A, Nicolais L. *J Mater Sci*, 1994; 29: 4967
- [29] Lloyd D J, Lagaoe H, McLeod A, Morris P L. *Mater Sci Eng*, 1989; A107: 73
- [30] Sahin Y. *Mater Des*, 2006; 24: 671
- [31] Carim A H. *Mater Lett*, 1991; 12: 153
- [32] Man C F, Mummery P M, Derby B, Jenkins M L. In: Frank J ed., *Proc 2nd Int Conf Interfacial Phenomena in Composite Materials*, Leuven: Butterworth-Heinemann, 1991: 175
- [33] Thebaud F, Herve E, Silva R D, Suery M, Bretheau T. In: Frank J ed., *Proc 2nd Int Conf Interfacial Phenomena in Composite Materials*, Leuven: Butterworth-Heinemann, 1991: 179