

SiC/Fe₃Al 界面的固相反应

曹菊芳^{1,2}, 汤文明¹, 赵学法¹, 高建杰¹, 吴玉程¹, 郑治祥¹

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009;

2. 安徽建筑工业学院 材料与化学工程学院, 合肥 230022)

摘 要: 用扫描电子显微镜、电子能谱仪和 X 射线衍射仪对 SiC/Fe₃Al 界面固相反应区的成分分布、微结构及相组成等进行分析研究。结果表明: 在 1 050 °C 和 1 100 °C 的热处理温度下经 10 h 扩散反应后, SiC/Fe₃Al 界面固相反应区由 Fe₃Si、石墨态 C 和 Fe-Si-Al 三元化合物(FeSiAl₅ 及 FeSi₃Al₉)构成, SiC/Fe₃Al 界面固相反应区由调整的 C 沉积物区(M-CPZ)和均匀的 C 沉积物区(R-CPZ)(从 SiC 侧至 Fe₃Al 侧)构成, 调整的 C 沉积物区的形成归因于 SiC 的不连续分解。

关键词: SiC; Fe₃Al; 界面固相反应; 显微结构

中图分类号: TB 323; O 643.1

文献标识码: A

SiC/Fe₃Al interfacial solid state reaction

CAO Ju-fang^{1,2}, TANG Wen-ming¹, ZHAO Xue-fa¹, GAO Jian-jie¹, WU Yu-cheng¹, ZHENG Zhi-xiang¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Architecture, Hefei 230022, China)

Abstract: The morphologies, microstructures and element composition distributions of the reaction zones were studied by scanning electron microscope (SEM), energy disperse spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction analyzer (XRD). The results show that the SiC/Fe₃Al interfacial solid state reaction zone is composed of Fe₃Si, graphitic carbon precipitates and the Fe-Si-Al ternary compounds(FeSiAl₅ and FeSi₃Al₉) after the SiC/Fe₃Al planar interface couples were annealed at 1 050 and 1 100 °C for different time. The reaction zone is consisted of the modulated carbon precipitation zone (M-CPZ) and the random carbon precipitation zone (R-CPZ) from the SiC terminal to the Fe terminal. The formation of the M-CPZ is due to the discontinuous decomposition of SiC.

Key words: SiC; Fe₃Al; interfacial solid state reaction; microstructure

SiC 陶瓷具有良好的导热、介电、耐高温、抗氧化的性能和优良的力学性能, 是制造汽车和航天器发动机零部件等高温结构件的关键材料^[1]。为克服陶瓷材料自身固有的本征脆性和极差的可加工性能, 通常采用扩散连接的方法与金属件连接(焊接)构成复合构件以发挥陶瓷与金属各自的优良性能, 并降低其生产成本^[2-3]。Fe₃Al 金属间化合物具有熔点高、密度小、

强度高、抗氧化和耐腐蚀性能优良的特点^[4], 是优选的与 SiC 配对的金属材料。此外, 在金属间化合物基体中加入 SiC_{f(p)}作为增强材料, 构成复合材料, 有望弥补其高温强度的不足, 甚至可以使复合材料的室温韧性也得到提高^[5-6]。当然, 要实现 SiC/Fe₃Al 复合构件或复合材料的上述用途, 关键是实现 SiC/Fe₃Al 良好的界面结合, 对 SiC/Fe₃Al 界面结构有深入地了解。

基金项目: 安徽省自然科学基金资助项目(050440704)

收稿日期: 2007-09-31; 修订日期: 2008-02-20

通讯作者: 汤文明, 教授, 博士; 电话: 0551-2901372; E-mail: wmtang@hfut.edu.cn.

自 20 世纪 70 年代末以来, 人们一直在开展 SiC/金属界面固相反应的研究, 这其中也涉及到 SiC 与 Ti-Al 及 Ni-Al 金属间化合物的反应过程^[7-12], 但至今还没有关于 SiC/Fe₃Al 界面固相反应研究的报道。因此, 本文作者以 SiC/Fe₃Al 平面界面反应偶为对象, 对 SiC/Fe₃Al 界面固相反应产物的组成和反应区结构与反应的微观机制等基础性问题开展研究。

1 实验

烧结致密的 α -SiC(致密度大于 98%, 含有 1.5%左右(质量分数)的 C 和 B 等杂质)陶瓷片由中科院上海硅酸盐研究所提供。Fe₃Al 用纯度大于 99.8%的 Fe 和 Al 金属在 WS-4 型非自耗真空电弧炉熔炼, 纯钛耗氧, 重熔 3 次。熔炼所得的纽扣状试样在热处理炉中再经过 1 000 °C, 10 h 均匀化退火, 线切割成片状试样。将尺寸为 5 mm×5 mm×1.5 mm 的 SiC 片和 Fe₃Al 片, 用 5 μ m 的 SiC 粉研磨, 研磨后的 SiC 和 Fe₃Al 片再经 5.0、2.5 和 0.5 μ m 金刚石研磨膏抛光, 然后放在酒精中超声波清洗 5 min, 经蒸馏水漂洗后, 再用冷风吹干。最后将 SiC 与 Fe₃Al 片叠合在一起就构成了界面反应偶。图 1 所示为 SiC/Fe₃Al 平面界面反应偶示意图。SiC/Fe₃Al 反应偶的热处理在 GJQL-1200 型加压热处理炉中进行, 热处理温度为 1 050 °C 和 1 100 °C, 加热速率约为 8 °C/min, 保温时间为 10 h。在热处理过程中, 通过 Si₃N₄ 棒在 SiC/Fe₃Al 反应偶上施加约 8 MPa 的正压强。MEHAN 等^[8]的研究表明, 对于平面反应偶而言, 压强对界面固相反应并无明显的影响, 在 SiC/Fe₃Al 反应偶上施加压强, 目的是确保 SiC 与 Fe₃Al 片在热处理过程中紧密结合。热处理前将炉内

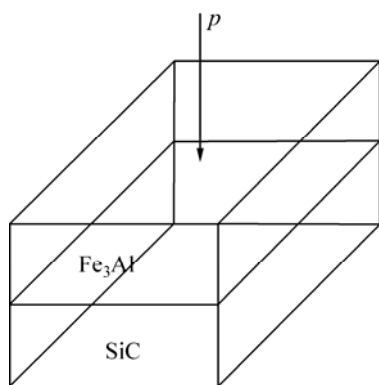


图 1 SiC/Fe₃Al 平面界面反应偶示意图

Fig.1 Schematic diagram of SiC/Fe₃Al planar interfacial reaction couple

抽成真空, 接着通入 99.99%(体积分数)高纯氩气清洗, 再抽真空, 再清洗, 重复此过程 3 次。在热处理过程中持续向炉中通入高纯氩气以确保 SiC/Fe₃Al 反应偶在热处理过程中免遭氧化。

热处理后的反应偶用环氧树脂镶嵌, 待固化后沿垂直于反应界面的方向用金刚石刀片将其切开。图 2 所示为镶嵌后 SiC/Fe₃Al 平面界面反应偶的纵截面示意图, 反应偶纵截面经过研磨、抛光处理后使用 JSM-6700F 场发射扫描电子显微镜扫描电子显微镜(SEM)和 OXFORD Instruments 电子能谱仪(EDS)对反应区进行显微组织结构、元素成分分布的观察、分析。为确定反应区中的相组成, 先将热处理后的反应偶从反应区掰开, 再将剥离下来的反应区进行逐层研磨、抛光、清洗后再用 D/Max- γ B 型旋转阳极 X 射线衍射仪分析不同深度反应区的相组成特征。

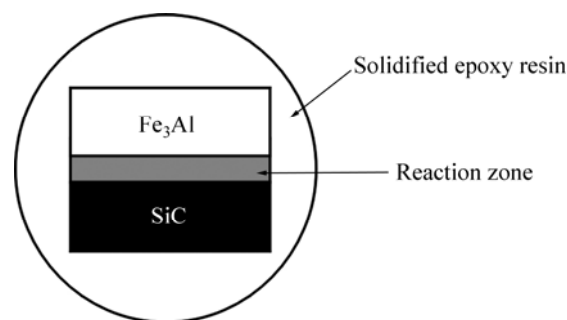


图 2 镶嵌后 SiC/Fe₃Al 平面界面反应偶的纵截面示意图

Fig.2 Schematic diagram of lognitudinal section of SiC/Fe₃Al planar interfacial reaction couple after mounting

2 结果与分析

2.1 SiC/Fe₃Al 界面固相反应

图 3 所示为 SiC/Fe₃Al 反应偶在两个不同热处理条件下的界面固相反应区截面的 SEM 像。由图 3 可见, 经过 1 050 °C 及 1 100 °C 等温热处理后, SiC/Fe₃Al 界面固相反应十分明显, 反应产物在 Fe₃Al 片和 SiC 片间形成较均匀的反应区, 呈现出典型的层状反应的形态特征。

此外, 在经过热处理后的 SiC 与反应区界面 SiC 侧有一条明显的与反应界面平行分布的裂纹(见图 3(a)和(b))。其原因可能是由于金属间化合物和陶瓷相的热膨胀系数存在大的差异造成的。一般地, SiC 等陶瓷相的热膨胀系数普遍低于金属间化合物(见表 1), 表 1 所列为相关金属间化合物及 SiC 的热膨胀系数。在热处理过程中, SiC 和反应区形成强的界面结合, 在随

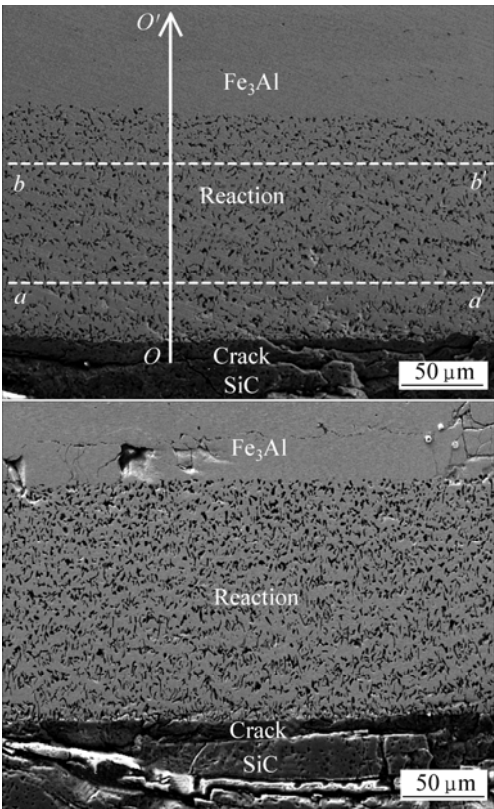


图 3 不同热处理条件下 SiC/Fe₃Al 界面固相反应区截面的 SEM 像

Fig.3 SEM images of cross section of SiC/Fe₃Al reaction zones after annealed at 1 050 °C for 10 h(a) and 1 100 °C for 5 h(b)

表 1 相关金属间化合物及 SiC 的热膨胀系数^[13-15]

Table 1 Thermal expansion coefficients (α) of several relevant intermetallics and SiC^[13-15]

Compound	$\alpha/(10^{-6}^{\circ}\text{C}^{-1})$
Fe ₃ Al	12.5
Fe ₃ Si	14.4
Fe-9.6%Si-5.4%Al	13.0
SiC	4.8

后的冷却过程中, 由于 SiC 和反应区(Fe 和 Al 的硅化物)之间大的热应力集中, 对 SiC 产生拉应力作用, 导致在 SiC 前沿形成裂纹。

经 1 050 °C, 10 h 热处理后, 对不同结构的 SiC/Fe₃Al 界面固相反应区进行 XRD 分析, 结果如图 4 所示。其中, 图 4(a)和(b)反映的是离 SiC/反应区界面由近(图 3(a)中虚线 aa'大致对应的反应区, 距 SiC/反应区界面约 40 μm)到远(图 3(a)中虚线 bb'大致对应的反应区, 距 SiC/反应区界面 100 μm)两个不同位置处反应区的相组成。总的来说, SiC/Fe₃Al 界面固相反

应形成由 Fe₃Si、Fe-Al-Si 三元化合物(FeSiAl₅ 和 FeSi₃Al₉)和石墨态 C 构成的反应区, 但在离 SiC/反应区界面近的反应区中(aa'对应面的所在区域), 形成 FeSiAl₅ 三元化合物, 而在离 SiC/反应区界面远的反应区中(bb'对应面的所在区域), 形成 FeSi₃Al₉ 三元化合物。在该反应区中, 从点 O 到 O'(图 3(a)线段 OO'所示)进行元素浓度分布线扫描分析, 扫描结果如图 5 所示。其 EDS 分析结果表明: 在平均厚度约为 128 μm 的反应区中, 从 Fe₃Al 侧到 SiC 侧 Fe 的变化不明显, 而 Al 的浓度分布逐渐降低; 而 Si 的浓度分布从 SiC 侧向 Fe₃Al 侧逐渐降低, 均呈现下坡扩散的特征。对照图 4 的 XRD 结果, 反应层中 Al 和 Si 元素成分分布特征和不同位置的反应区中三元 Fe-Al-Si 化合物的组成不同有关。同时注意到, 在 C 含量高的区域(图 3 中的暗区即 Fe-Al 硅化物+石墨区), Fe、Al 和 Si 的含量都低; 相反在 C 含量低的区域(图 3 中的亮区即 Fe-Al 硅化物区), Fe、Al 和 Si 的含量都高。

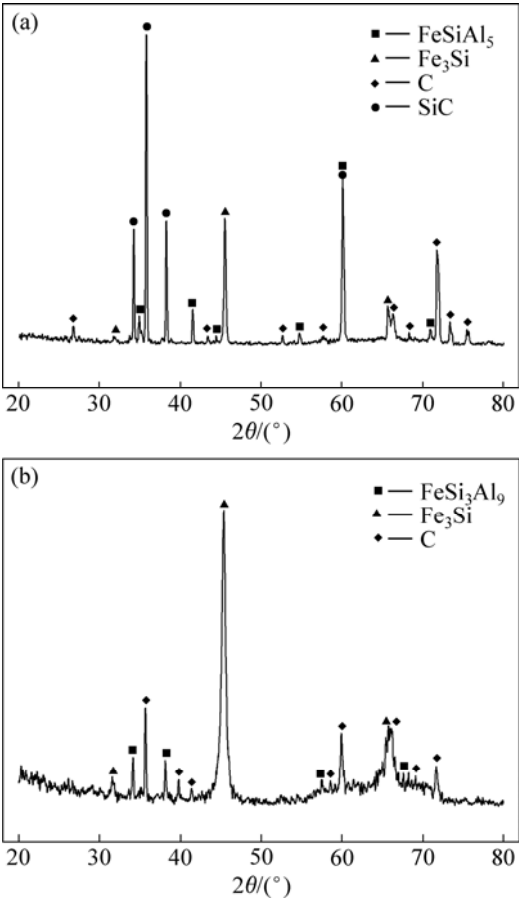


图 4 经 1 050 °C, 10 h 热处理后 SiC/Fe₃Al 界面固相反应区不同位置处的 XRD 谱

Fig.4 XRD patterns of different sites of SiC/Fe₃Al interfacial solid reaction zone after annealed at 1 050 °C for 10 h: (a) Near SiC/reaction zone interface; (b) Farther from SiC/reaction zone interface

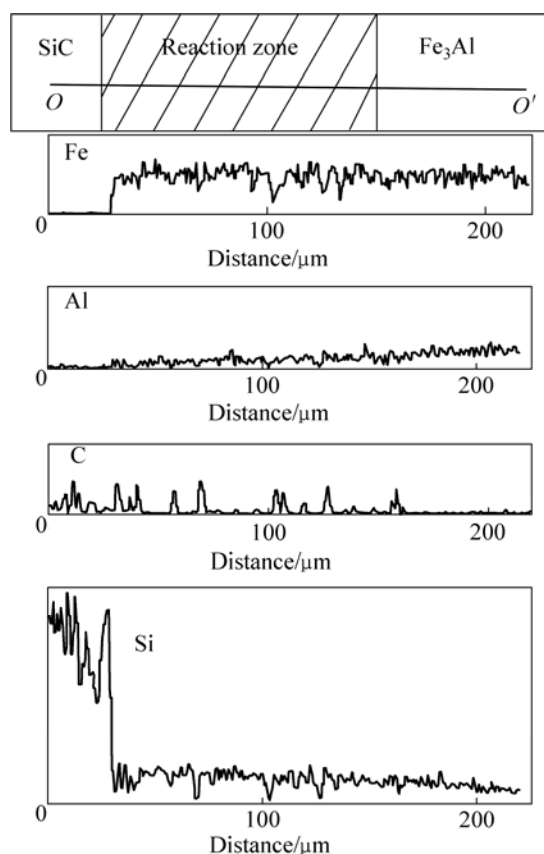


图 5 经 1 050 °C, 10 h 热处理后 SiC/Fe₃Al 界面固相反应层的能谱线扫描分析

Fig.5 EDS liner scanning analysis of SiC/Fe₃Al interfacial reaction zone after annealed at 1 050 °C for 10 h

SiC 晶体中 Si—C 键的键能(约 452 kJ/mol)很高, SiC 为热力学十分稳定的化合物^[16], SiC 热分解反应的能垒很高, SiC/Fe₃Al 界面固相反应的发生归因于反应产物更大的负形成焓(见表 2), 由于缺乏 Fe—Al—Si 三元化合物的热力学数据, 这里只列出了 Fe—Si 二元化合物的形成焓。由于 Fe₃Si 的形成焓数值最大, 因此反应的驱动力也最大, 产物的稳定性最强。因此, SiC/Fe₃Al 界面固相反应符合反应产物的生成序与稳定序一致的米德洛夫—别托杨规则^[19]。

表 2 Fe 硅化物及 SiC 与 Fe₃Al 的形成焓^[16-18]

Table 2 Formation enthalpies of Fe silicides, SiC and Fe₃Al^[16-18] (kJ/mol)

Compound	$\Delta H_{298}^{\ominus}/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$
Fe ₃ Si	-94.1
Fe ₅ Si ₃	-51.7
FeSi	-73.9
FeSi ₂	-36.5

在 SiC/Fe₃Al 界面固相反应形成连续的反应区之后, 反应的继续进行需要反应物原子通过反应区扩散到反应界面才能进行。XRD 分析表明, Fe₃Si 是最主要的反应产物, 在反应区中连续分布, 因此各反应物原子在反应区中扩散的快慢取决于它们在 Fe₃Si 中的扩散速度。研究表明, 在 Fe₃Si 中, Fe 的扩散速度比 Si 高 3 个数量级^[17], 而 Al 在这种 DO₃ 结构的化合物(如 Fe₃Si 和 Fe₃Al 等)具有与 Si 同样的扩散机制, 显然 Fe 原子是在反应区中扩散最快的原子。Fe 原子快速从 Fe₃Al 侧通过反应区向 SiC/反应区界面扩散, 导致 Al 原子在 Fe₃Al 侧前沿的反应区中富集, 从而形成 Al 含量更高的金属间化合物 FeSi₃Al₉。

2.2 SiC/Fe₃Al 界面固相反应区的显微结构

由图 3 可见, 从 SiC 侧到 Fe₃Al 侧的反应区中, 反应区的结构呈现不同的特征, 靠近 SiC 侧的反应区由 Fe₃Si 及 Fe—Al—Si 三元化合物组成的亮层和由 Fe₃Si、Fe—Al—Si 和 C 沉积物颗粒构成的暗层周期性分布形成三明治状的区域, 称之为调整的碳沉积物区 (Modulated carbon precipitation zone, M-CPZ)。在远离 SiC 反应界面的 M-CPZ 中, 亮层和暗层的厚度逐渐减小, C 沉积物颗粒重新分布, 直至形成一个 C 沉积物颗粒在 Fe₃Si 及 Fe—Al—Si 基体中完全均匀分布的区域, 称为均匀的碳沉积物区 (Random carbon precipitation zone, R-CPZ)。C 颗粒的均匀化分布过程的进行有利于降低 C 沉积物颗粒在 Fe₃Si 基体中总的界面能, 符合能量最低原则, 是可以自发进行的。

M-CPZ 是 SiC/Fe₃Al 界面固相反应区显微结构的一个重要特征, 汤文明等^[20]在 SiC/Fe 界面固相反应区中也观察到类似的结构。一般认为, SiC/金属界面固相反应区中形成 M-CPZ 必须具备 3 个条件: 1) 金属原子与 Si 的亲合性大, 与 C 的亲合性小, 以形成稳定的金属硅化物; 2) SiC 反应界面上金属原子的浓度足够高使 SiC 分解; 3) C 在金属硅化物中的溶解度低。显然, SiC 与过渡金属中的碳化物形成元素(如 Mo、Nb、Ti 和 Cr)反应时不可能形成 M-CPZ。由于 Fe₃Si 为稳定化合物, 而 Fe 的碳化物为不稳定化合物(如 $\Delta H_{(\text{Fe}_3\text{C})} = 25.2 \text{ kJ/mol}$)^[16], 因此 Fe 与 Si 的亲合性远高于其与 C 的亲合性。由于 Si 为强石墨化元素, 随 Si 含量的增加, Fe 中的 C 含量降低, 在 Si 含量大于 15% 的 Fe 固溶体和所有的 Fe 硅化物中, C 的含量极低^[21]。因此, 对 SiC/Fe₃Al 界面固相反应而言, 条件 1) 和 3) 是满足的。

为了更好的分析 SiC/Fe₃Al 界面固相反应中各原

子的扩散方式,建立了 SiC/Fe₃Al 界面固相反应模型示意图(见图 6)。当 SiC/Fe₃Al 界面固相反应发生时,Fe 和 Al 向 SiC 中扩散,促使 SiC 分解成 Si 和 C 原子。Si 原子优先与 Fe 和 Al(主要是 Fe)反应形成 Fe₃Si 及 Fe-Al-Si 三元化合物,同时阻碍 C 向 Fe₃Al 侧扩散,造成 C 在 SiC 反应界面前沿的富积,形成富碳区,反过来也增加了 Fe 和 Al 在该富碳区中的扩散阻力,造成 SiC 界面前沿的 Fe 和 Al 含量的显著降低,不再满足条件 2),SiC 分解逐渐停止(见图 6(a))。此后,伴随着 Fe 和 Al 向 SiC 界面的不断扩散,SiC 界面前沿的 Fe 和 Al 原子浓度逐渐提高,在满足了 SiC 分解所需的 Fe 和 Al 原子浓度后,SiC 分解反应又重新进行。因此,在 SiC/Fe₃Al 界面固相反应过程中,SiC 分解呈现不连续性,它造成不含 C 沉积物的硅化物层(亮层)和富含 C 的硅化物+C 沉积物层(暗层)在反应区中交替排列,形成 M-CPZ(见图 6(b))。在早期形成的反应区中,借助于 C 原子的扩散,硅化物层和硅化物+C 沉积物层的界限变得越来越模糊,反应区逐渐向 R-CPZ 过渡(见图 6(c))。

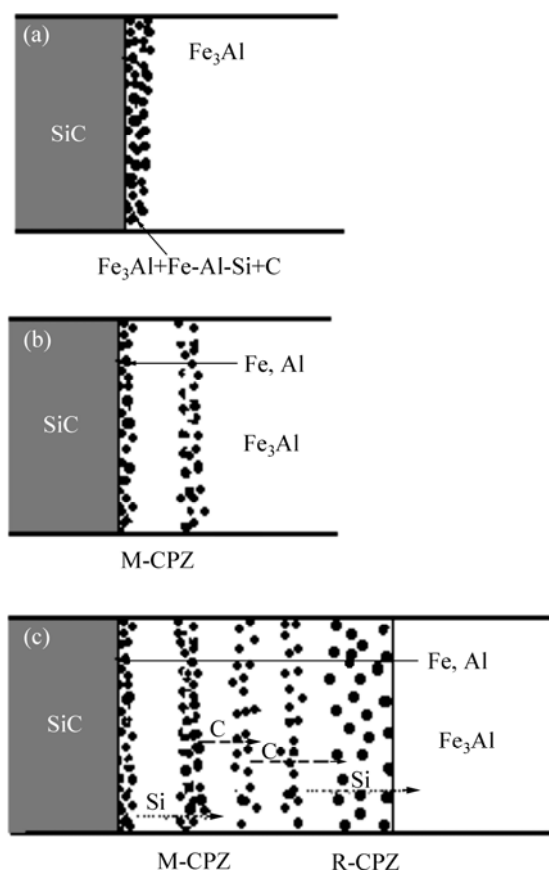


图 6 SiC/Fe₃Al 界面固相反应模型示意图

Fig.6 Schematic diagram of models of solid state reaction at SiC/Fe₃Al interface

3 结论

1) SiC/Fe₃Al 界面固相反应明显,呈现典型的层状固相反应特征,经 1 050 °C, 10 h 热处理后,形成平均厚度约为 128 μm 的反应区。反应区由 Fe₃Si、石墨态 C 和 Fe-Si-Al 三元化合物(FeSiAl₅ 及 FeSi₃Al₉)构成。FeSiAl₅ 存在于靠近 SiC 侧的反应区中,而 FeSi₃Al₉ 存在于靠近 Fe₃Al 侧的反应区中。

2) 经 1 050 及 1 100 °C 热处理的 SiC/Fe₃Al 界面固相反应区由调整的 C 沉积物区(M-CPZ)和均匀的 C 沉积物区(R-CPZ)(从 SiC 侧至 Fe₃Al 侧)构成。其中,调整的 C 沉积物区由 Fe₃Si 及 Fe-Al-Si 三元化合物组成的亮层和由 Fe₃Si、Fe-Al-Si 三元化合物和 C 沉积物颗粒构成的暗层周期性分布形成,而在均匀的 C 沉积物区中 C 沉积物颗粒在 Fe₃Si 及 Fe-Al-Si 三元化合物基体中完全均匀分布,呈现不同的组织与结构特征。

3) SiC/Fe₃Al 界面固相反应区中调整的 C 沉积物区的形成归因于 SiC 的不连续分解,建立了相应的 SiC/Fe₃Al 界面固相反应模型。

REFERENCES

- [1] 李树杰, 刘 深, 段辉平, 张永刚, 吴晨刚, 党紫九, 张 艳. SiC 陶瓷/SiC 陶瓷及 SiC 陶瓷/ Ni 基高温合金 SHS 焊接中的界面反应及微观结构研究[J]. 硅酸盐学报, 1999, 27(6): 757-762.
LI Su-jie, LIU Shen, DUAN Hui-pin, ZHANG Yong-gang, WU Chen-gang, DANG Zi-jiu, ZHANG Yan. Interface reactions and microstructures during welding SiC/SiC ceramics and SiC ceramics/Ni matrix alloy by SHS[J]. J Chinese Ceramic Soc, 1999, 27(6): 757-762.
- [2] FENG J C, LIU H J, NAKA M, SCHUSTER J C. Reaction products and growth kinetics during diffusion bonding of SiC ceramic to Ni-Cr alloy[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(1): 137-140.
- [3] MARTINELLI A E, DREW R A L. Correlation between the strength of SiC-Mo diffusion couples and the mechanical properties of the interfacial reaction products[J]. J Mater Sci Letts, 1996, 15(4): 307-310.
- [4] 徐滨士, 朱子新, 刘 燕, 马世宁, 张 伟. 高速电弧喷涂 Fe-Al 金属间化合物涂层[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(S1): 154-158.
XU Bin-shi, ZHU Zi-xin, LIU Yan, MA Shi-ning, ZHANG Wei. Fe-Al intermetallics coating produced by high velocity arc spraying[J]. J Chinese Nonferrous Metal Soc, 2004, 14(S1): 154-158.

- 154–158.
- [5] 汤文明, 唐红军, 郑治祥. Fe-Al 金属间化合物基复合材料研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 811–826.
- TANG Wen-ming, TANG Hong-jun, ZHENG Zhi-xiang. Study on Fe-Al intermetallic matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal, 2003, 13(4): 811–826.
- [6] DJANARTHANY S, VIALA J C, BOUIX J. Development of SiC: TiAl composites: processing and interfacial phenomena[J]. Mater Sci Eng, 2001, 300A(1/2): 211–218.
- [7] 汤文明, 郑治祥, 丁厚福, 金志浩. SiC/金属界面固相反应与控制研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2003, 31(3): 291–299.
- TANG Wen-ming, ZHENG Zhi-xiang, DING Hou-fu, JIN Zhi-hao. Progress in the interface solid state reaction and control of SiC/metals[J]. J Chinese Ceramic Soc, 2003, 31(3): 291–299.
- [8] MEHAN R L, BOLON R B. Interaction between silicon carbide and a nickel-based superalloy at elevated temperatures[J]. J Mater Sci, 1979, 14(10): 2472–2481.
- [9] CHOU T C, JOSHI A. Solid state interfacial reactions of Ti₃Al with Si₃N₄ and SiC[J]. J Mater Res, 1992, 7(5): 1253–1265.
- [10] 刘会杰, 冯吉才, 钱乙余. SiC/TiAl 扩散连接接头的界面结构及连接强度[J]. 焊接学报, 1999, 20(3): 170–174.
- LIU Hui-jie, FENG Ji-cai, QIAN Yi-yu. Interfacial structures and bonding strength of SiC/TiAl diffusion welding joint[J]. Chinese J Welding, 1999, 20(3): 170–174.
- [11] CHOU T C. Interfacial reactions between Ni₃Al and SiC[J]. Scripta Metall Mater, 1990, 24(2): 409–414.
- [12] CHOU T C, NIEH T G. Interfacial reaction of SiC with NiAl[J]. Scripta Metall Mater, 1990, 25(9): 2059–2064.
- [13] 李荣久. 陶瓷-金属复合材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995: 333–353.
- LI Rong-jiu. Ceramic-metal composites[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1995: 333–353.
- [14] NESHPOR V S, REZNICHENKO M I. Investigating the thermal expansion of some silicides[J]. Refractories and Industrial Ceramics, 1963, 4(3): 134–137.
- [15] MINAKATA R. Magnetic properties of Fe-Al-Si films prepared by a DC triode sputtering method[J]. IEEE Transactions on Magnetics, 1987, 23(5): 3236–3238.
- [16] WEAST R C, ASTLE M J, BEYER W H. CRC handbook of chemistry and physics[M]. 69th ed. Boca Raton, FL: CRC Press Inc, 1988/1989.
- [17] TANG W M, ZHENG Z X, DING H F. A study of the solid state reaction between silicon carbide and iron[J]. Materials Chemistry and Physics, 2002, 74(3): 258–264.
- [18] GALE W F, TOTEMEIER T C. Smithells metals reference book[M]. 8th ed. Netherlands: Elsevier, 2004: 14.
- [19] 陆佩文. 无机材料科学基础[M]. 武汉: 武汉工业大学出版社, 1996: 243–253.
- LU Pei-wen. Introduction to inorganic materials science[M]. Wuhan: Wuhan University of Technology Press, 1996: 243–253.
- [20] 汤文明, 郑治祥, 丁厚福. SiC/Fe 界面固相反应模型[J]. 无机材料学报, 2003, 18(4): 885–891.
- TANG Wen-ming, ZHENG Zhi-xiang, DING Hou-fu. Model of SiC/Fe interfacial solid state reaction[J]. J Inorganic Materials, 2003, 18(4): 885–891.
- [21] SCHUSTER J C. Silicon-carbide and transition-metals-acritical-evaluation of existing phase-diagram data supplanted by new experimental results[J]. Int J Refractory Metal Hand Materials, 1993/1994, 12: 173–177.

(编辑 李艳红)