复合材料学报 第22卷 第2期 4月 2005年
Acta Materiae Compositae Sinica Vol. 22 No. 2 April 2005

文章编号: 1000-3851 (2005) 02-0091-07

铝合金熔体氧化制备 Al_2O_3/SiC/Ni/Al-Si 多相模糊界面陶瓷基复合材料

赵敬忠[1,2,*], 成守权[2], 谷臣清[2], 高积强[1], 金志浩[1]
(1. 西安交通大学 材料强度国家重点实验室, 西安 710049; 2. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048)

摘 要: 针对 Al_2O_3/Al 复合材料中金属相 Al 对其高温性能的不利影响, 本试验在高温下将铝合金熔体氧化渗透到注浆成型的 SiC/Ni 多孔预制体中, 制备了 Al_2O_3/SiC/Ni/Al-Si 多相陶瓷基复合材料。借助光学显微镜、电子显微镜(SEM)、X射线衍射仪(XRD)、波谱仪(EDS)等手段分析了预制体和复合材料的相组成、微观结构及界面特征。结果表明, 复合材料的主晶相为 Al_2O_3 与 SiC, 相间存在 Al(Si)复合氧化物、$NiAl_2O_4$ 及 Ni 与 Al-Si 合金相, 各相界面处成分呈连续过渡变化趋势, 构筑了具有模糊界面特征的多相复合材料。

关键词: 复合材料; 模糊界面; 熔体氧化; SiC
中图分类号: TB 332 **文献标识码**: A

PREPARATION OF Al_2O_3/SiC/Ni/Al-Si CERAMIC MATRIX COMPOSITES WITH MULTI-PHASE VAGUE INTERFACE BY OXIDATION OF MOLTEN ALUMINUM ALLOYS

ZHAO Jingzhong[1,2,*], CHENG Shouquan[2], GU Chenqing[2], GAO Jiqiang[1], JIN Zhihao[1]
(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: For metal phase Al in Al_2O_3/Al composite is harmful to its high temperature property, Al_2O_3/SiC/Ni/Al-Si multi-phase ceramic matrix composites were synthesized by oxidizing and infiltrating Al-5Zn-10Si alloy melt into SiC/Ni porous preforms made by slip casting at high temperature. The phase composition, microstructure and interface characteristic of composites were investigated using optical microscope, XRD, SEM, EDS, *etc*. The results show that the main phases of the composites are Al_2O_3 and SiC, while Al(Si) compound oxide, $NiAl_2O_4$, Ni and Al-Si alloy phase exist at the phase interface of Al_2O_3 or SiC. The compositions in different phase interfaces are continuous variety, which brings into being a multi-phase composites with vague-interface.

Keywords: composites; vague-interface; melt oxidation; SiC

熔融金属直接氧化技术是指在高温下熔融金属与气相氧化剂发生反应, 在金属熔体上方形成以金属氧化物为基体并含有一定量金属反应产物的制备工艺[1]。将惰性的预制体(如颗粒、纤维或晶须等)置于母体金属液体的表面, 氧化物基质就会在预制体的空隙内外延生长形成陶瓷基复合材料。在1150～1350 ℃温度范围内, 铝合金液对 SiC 具有良好的润湿性能[2], 将不同细度的 SiC 粉末制作成坯体, 不经过热处理而直接在铝合金液表面上进行氧化, 可获得近网状增强 SiC/Al_2O_3/Al-Si 合金复合材料。该材料具有优良的耐腐蚀抗冲刷性能, 可制作泥浆抗腐蚀抗冲刷的部件; 具有最优的高温稳定性和机械性能, 可用于制造燃烧管和热交换器; 复合材料基质中含有适量的残留金属成分, 具有优良的抗滑动和滚动磨擦磨损性能, 可以制成活塞发动机的凸轮等[3～5]。但是由于该材料中残留金属相的存在, 特别是低熔点金属 Al 的存在, 大大降低了复合材料的高温性能, 使材料的使用受到很大限制, 其解决方法是降低残留金属相的含量, 或者以熔点较高的金属代替低熔点的金属。鉴于金属 Ni 具有较高的熔点(1455 ℃), Al_2O_3 相对 NiO 具有高的热力学稳定性, 本文中探讨了在 Al_2O_3/SiC/

收稿日期: 2004-04-27; **收修改稿日期**: 2004-10-11
基金项目: 陕西省教育厅科技创新项目 (03J K139)
通讯作者: 赵敬忠, 博士, 研究方向: 陶瓷基复合材料 E-mail: zjz_63@163.com

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

Al-Si 复合材料中引入 Ni 后复合材料结构及组成的变化。

1　试验内容及方法

1.1　试验材料及方法

将 SiC(14 μm)、Ni(40 μm)和木炭粉(88 μm)按一定比例混合，注浆成型成坩埚状预制体，在 1250 ℃空气中进行预烧结。铝合金熔体氧化渗透生长采用图1所示的装置进行，首先在SiC/Ni预制

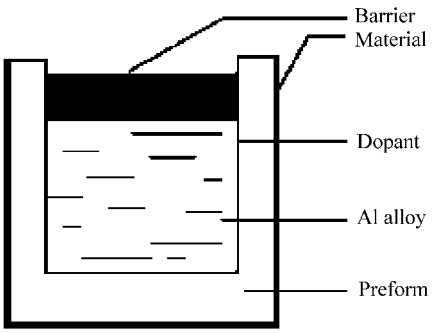

图 1　氧化生长试验装置示意图

Fig. 1　Schematic illustration of oxidation growth experiment

体的内表面涂敷一层引发剂(ZnO 粉)，在其外表面涂敷阻生剂(α-Al_2O_3 与 $CaSO_4$ 的混合粉)，然后将预制体和放有母合金(Al-5Zn-10Si)的高纯刚玉坩埚同时加热至 750 ℃，保温 30 min，将合金熔液倒入预制体容器中，随即升温至 1250 ℃，保温 30 h，最后将预制体容器中剩余的合金液倒出，再保温 5 h 后随炉冷至 100 ℃以下出炉。

为了研究 SiC 颗粒粒度对复合材料组织结构的影响，制备了表 1 所列的三种 SiC/Ni 预制体，采用热重天平分析了铝合金熔体在预制体中的氧化渗透生长过程。

表 1　SiC/Ni 预制体的工艺参数

Table 1　Technology parameters of SiC/Ni preforms

No.	Temperature / ℃	SiC particle size/μm	Ni particle size/μm	Ni : SiC (mass ratio)
1	1250	14	40	1 : 1.25
2	1250	46	40	1 : 1.25
3	1250	70	40	1 : 1.25

1.2　测试分析

采用阿基米德法测定预制体和复合材料的气孔率和密度；用 Neuphot-Ⅰ型金相显微镜进行显微组织观察，用 TN-5400 型电子能谱仪与 JSM-840 型波谱仪进行组织成分分析；用日本理学公司生产的 D/MAX-RA 型 X-射线衍射仪进行相组成分析。

2　实验结果及分析

2.1　SiC 颗粒粒度对复合材料氧化生长速率影响

三个预制体的铝合金熔渗氧化生长增重曲线如图 2 所示。与母合金 Al-5Zn-10Si 的自由氧化相比[6]，三种 SiC/Ni 预制体几乎都没有经历孕育期，而直接进入氧化生长阶段；在相同工艺条件下，预制体中 SiC 粒度越小，氧化生长速率越大。其原因是粒度越小，比表面积越大，在预烧结过程中氧化越严重，产生的 SiO_2 越多，SiO_2 与铝熔液发生还原反应生成 Al_2O_3 和 Si，即 $3SiO_2 + 4Al \rightarrow 2Al_2O_3 + 2Si$，有助于改善铝合金液对 SiC 的润湿性。同时细颗粒 SiC 对应的较小毛细管半径，能促进液态金属的迁移，从而加速了复合材料的生长。运用阿基米德法对三个预制体的开气孔率进行测定，结果分别为 47.3、47.2、47.7，差别很小，说明对氧化增重影响不大。

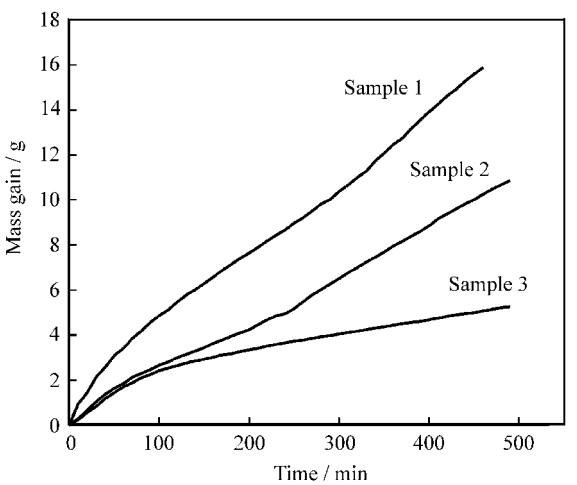

图 2　不同 SiC/Ni 预制体的氧化生长曲线

Fig. 2　Oxidation growth graphs of different SiC/Ni preforms

2.2　复合材料的相组成及其分布规律

对三个复合材料样品分别进行 XRD 分析，结果如图 3 所示，显示其组成是以 α-Al_2O_3、SiC 为主体，含有一定量的 Ni、Al-Si 合金相及少量 $NiAl_2O_4$。样品 1 的金相组织如图 4 所示：白色的长条状为 SiC，灰色的连续相为反应合成的 α-Al_2O_3，白色小块为 Ni 和反应后残留 Al-Si 相。由图 4 还可以看出，新生的 Al_2O_3 及 Ni、Al 合金相，分散于原 SiC 基体之上，且分布较均匀，组织较致密。三个复合材料样

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

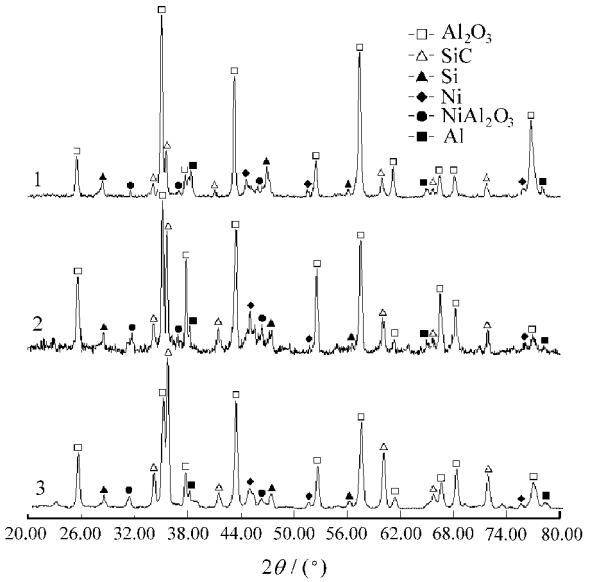

图 3　复合材料的 XRD 分析

Fig. 3　XRD patterns of the composites

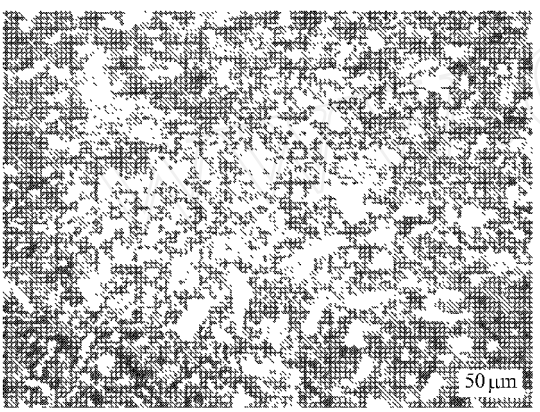

图 4　样品 1 的复合材料显微组织

Fig. 4　Composite microstructure of sample 1

品致密度的测试结果分别为 99.1%，98.2%和 96.4%，和金相组织分析结果是一致的。

从图 3 可以看出，随着 SiC 粒径的增大，SiC 的衍射峰增强，Al、Si 和 Al_2O_3 的衍射峰却减弱，表明碳化硅的颗粒粒度对复合材料各组成相的含量有着较大的影响，随着碳化硅颗粒尺寸减小，复合材料中残留金属相(尤其是 Si 相)显著增加，而 Al_2O_3 相则相应减少，但对金属 Ni 相几乎没有影响。

2.3　SiC/ Ni 预制体在高温下的氧化行为

对样品 1 未进行反应渗透的 SiC/ Ni 预制体粉末进行 XRD 分析，如图 5 所示。结果显示其组成相为 NiO、SiC、Ni_2SiO_4 和 SiO_2，表明 SiC、Ni 预制体在高温空气中已发生氧化，Ni 已全部氧化为 NiO，SiC 则部分氧化为 SiO_2，生成的 NiO 与

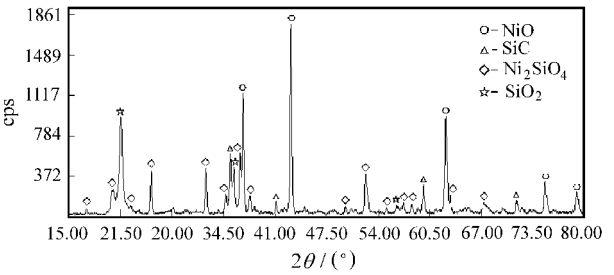

图 5　1 号 SiC/ Ni 预制体的 XRD 分析

Fig. 5　XRD pattern of No. 1 SiC/ Ni preform

SiO_2 反应生成 $2NiO \cdot SiO_2$。对图 3 和图 5 进行对比，可以看出预制体在高温空气中与熔融铝合金发生了化学反应，使得复合材料中 NiO、SiO_2 和 Ni_2SiO_4 相消失。

2.4　复合材料中各组元的界面成分分析

为了研究复合材料中各组元之间界面成分的变化，对试样 1 Ni、Al_2O_3 界面进行扫描电镜及能谱分析，结果如图 6 和表 2 所示。从图 6 组织形貌可以看出，XRD 分析中的 Ni 颗粒主要分布在 Al_2O_3 基体中，其平均尺寸大约相当于 2～3 μm，更细小的颗粒甚至于在 1 μm 以下，并且颗粒之间无明显交界面。虽然存在富 Al 与富 Ni 区，但各区之间 Al、Ni 的成分分布是逐渐变化的，相与相、颗粒与颗粒之间并无明显成分突变层或明显的分界面，呈现出一种成分与组织的连续过渡形式即模糊界面状态[7]。具备这种显微组织结构的复合体有望使其力学性能得到进一步改善，抗热震性能得到进一步提高。经对成分进行综合分析，发现富 Al 区是以 Al_2O_3 为主体的 Al_2O_3、Al(Si)相，而富 Ni 区是以 Ni 为主体的 Ni、$NiO \cdot Al_2O_3$ 相，Al_2O_3 与 Ni 由 $NiO \cdot Al_2O_3$ 过渡，如表 2 所示。但是，结合组织图象分析，两相之间有以 Al_2O_3 包覆 Ni 生长的倾向。

对 Al_2O_3、SiC 界面进行扫描电镜及能谱成分分析，结果如图 7 以及表 2 所示。从图 7 组织形貌显示，Al_2O_3 通过 Ni_2SiO_4、SiO_2 和 ZnO 等氧化物的被熔铝还原的反应在碳化硅表面直接形核、生长的现象较为普遍，因此 SiC 与 Al_2O_3 界面结合良好。对微区的成分进行综合分析，发现界面处无 Al_4C_3 相生成，表明界面间无界面反应，但元素氧、铝具有向 SiC 颗粒内部渗透的趋势，因此界面之间也呈现出一种成分与组织的连续过渡形式即模糊界面状态。

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

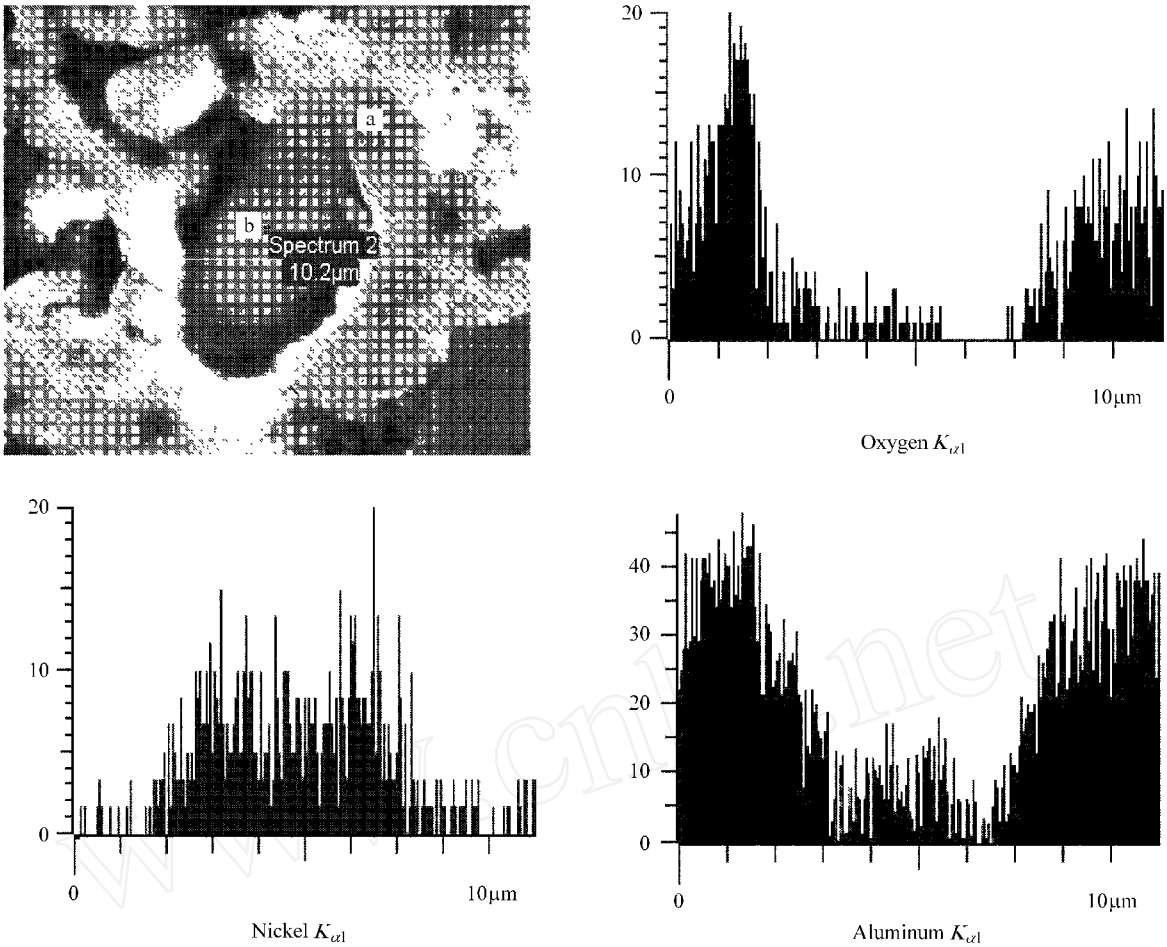

图 6　Al_2O_3/ Ni 界面成分分析

Fig. 6　Composition analysis of Al_2O_3/ Ni interface

表 2　微区 a、b、c、d 能谱分析结果

Table 2　Results of EDS analysis at spots a, b, c and d

Spot	Element	Mass / %	Atomic / %	Compd / %	Formula
a	Al	48.02	36.70	81.30	Al_2O_3
	Si	6.17	4.36	18.70	Si
	O	54.81	58.94		
b	Al	46.86	51.64		Al, Al_2O_3
	Ni	37.21	18.81		Ni, NiO·Al_2O_3
	O	15.93	29.55		
c	Si	70.09	50.05	100	
	C	29.91	49.95	100	SiC
d	Al	39.31	29.00	65.06	Al_2O_3
	O	45.15	56.20		O 过量
	Ni	1.93	0.65	3.87	NiO·Al_2O_3
	Si	8.90	6.33	29.84	SiC
	C	4.71	7.82		

3　讨　论

3.1　Al_2O_3/ SiC/ Ni/ Al-Si 多相模糊界面复合材料的生成机制

实验体系中可能存在的化学反应有:

$$2Zn_{(g)} + O_{2(g)} = 2ZnO_{(s)} \quad (1)$$

$$2ZnO_{(s)} + 4Al_{(l)} + 3O_{2(g)} = 2ZnAl_2O_{4(s)} \quad (2)$$

$$3ZnAl_2O_{4(s)} + 2Al_{(l)} = 4Al_2O_{3(s)} + 3Zn_{(g)} \quad (3)$$

$$3SiO_{2(s)} + 4Al_{(l)} = 2Al_2O_{3(s)} + 3Si_{(l)} \quad (4)$$

$$4Al_{(l)} + 3O_{2(g)} = 2Al_2O_{3(s)} \quad (5)$$

$$Si_{(l)} + O_{2(g)} = SiO_{2(s)} \quad (6)$$

$$NiO_{(s)} + Al_2O_{3(s)} = NiAl_2O_{4(s)} \quad (7)$$

$$3NiO_{(s)} + 2Al_{(l)} = Al_2O_{3(s)} + 3Ni_{(s)} \quad (8)$$

$$3Ni_2SiO_{4(s)} + 8Al_{(l)} = 6Ni_{(s)} + 4Al_2O_{3(s)} + 3Si_{(s)} \quad (9)$$

$$2Ni_{(s)} + O_{2(g)} = 2NiO_{(s)} \quad (10)$$

经典热力学公式

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

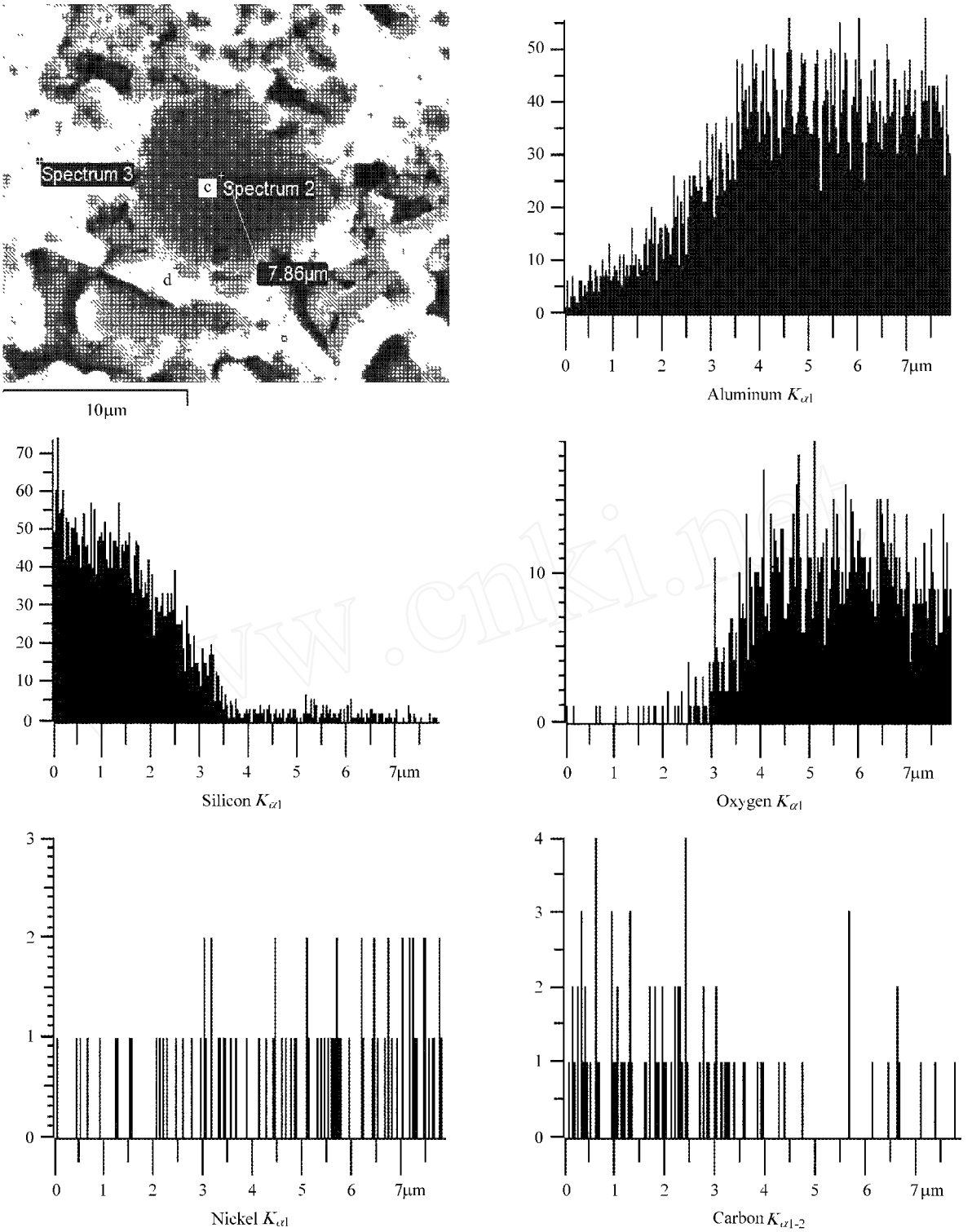

图 7　SiC/ Al_2O_3 界面成分分析

Fig. 7　Composition analysis of SiC/ Al_2O_3 interface

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 + \int_{298}^{T} \Delta C_P \mathrm{d}T - T\Delta S_{298}^0 - T\int_{298}^{T} \frac{\Delta C_P}{T} \mathrm{d}T$$

式中　$C_P = a + bT + cT^{-2}$

根据以上计算公式和文献[8]中的基础热力学数据，计算出以上各反应方程式的标准自由能变化 ΔG_T^0，即

反应（1）：$\Delta G_{1250(1)}^0 = -106.461$ kcal/ mol

反应（2）：$\Delta G_{1250(2)}^0 = -647.898$ kcal/ mol

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

反应 (3): $\Delta G^0_{1250(3)}$ = - 68.419 kcal/mol

反应 (4): $\Delta G^0_{1250(4)}$ = - 121.638 kcal/mol

反应 (5): $\Delta G^0_{1250(5)}$ = - 612.613 kcal/mol

反应 (6): $\Delta G^0_{1250(6)}$ = - 163.658 kcal/mol

反应 (7): $\Delta G^0_{1250(7)}$ = - 4.145 kcal/mol

反应 (8): $\Delta G^0_{1250(8)}$ = - 215.112 kcal/mol

反应 (9): $\Delta G^0_{1250(9)}$ = - 810.224 kcal/mol

反应 (10): $\Delta G^0_{1250(10)}$ = - 58.705 kcal/mol

由计算可知，以上各反应的吉布斯自由能变 ΔG 均小于 0，说明在该实验温度下，上述各反应均可能发生。对反应生成物的 XRD 分析结果也证实上述各反应的生成产物都存在，表明上述各反应均实际存在。

根据以上反应分析，对本实验条件下 Al_2O_3/SiC/Ni/Al-Si 合金复合材料的生成机制作如下解释：反应生长初期，由于预制体表面涂覆一层 ZnO 表面引发剂，与 Al 接触时将发生反应(2)，生成的 $ZnAl_2O_4$ 在热力学上处于不稳定状态，继续与铝发生反应(3)，生成的 Al_2O_3 形核、然后逐步长大，后来新生成 Al_2O_3 堆积在原有基体上。还原出的 Zn 与 Al-5Zn-10Si 合金中的 Zn 在高温下(1100～1400 ℃)具有较高的蒸气压，通过蒸发、扩散到铝合金熔体表面与空气中的 O_2 发生反应(1)，生成的 ZnO 将重复反应(2)、(3)，使 ZnO 层及 Al_2O_3 层不断向预制体空隙内迁移。同时铝合金熔液借助毛细管力沿空隙迁移，当与预制体接触时，由于 SiC/Ni 预制体表面已发生氧化反应，生成 NiO、SiO_2 和新相 Ni_2SiO_4，将发生反应(4)、(8)、(9)，反应生成的 Si 熔入铝合金熔液中，而后与 O_2 接触发生反应(6)，进一步增强合金熔液的流动性[9]。随着新生成的基质 Al_2O_3 层不断增加，在该层中逐步形成一些微观毛细通道，在毛细管力作用下，铝合金熔体沿着这些微观通道源源不断地输送到反应前沿，从而又可继续发生前述各反应，使 Al_2O_3 向 SiC/Ni 预制体内不断生长[10]。当铝合金溶液反应渗透到预制体外表面时，涂覆有阻生剂(α-Al_2O_3、$CaSO_4$ 混合粉)的外表面将阻止合金溶液继续反应，故反应停止。在反应过程中，由于铝合金熔液中的 Zn 不断地蒸发、扩散到空气中，因此复合材料中没有此相，图 3 的 XRD 分析也证实了这一结果。

在以上过程中，新生成的 Ni 可以依附原有的 Ni 连续生长，但是当新生 Ni 处于 Al_2O_3 处时，则需重新形核，在其形核及其生长过程中将会发生 Ni 与 Al_2O_3 之间的交互作用，空气中的氧通过扩散进入与 Ni 发生反应(10)，生成的 NiO 在氧压足够高时与 Al_2O_3 发生反应(7)，生成 NiO·Al_2O_3 尖晶石，随着 Al_2O_3 厚度的不断增加，氧在 Al_2O_3 中的扩散能力逐渐降低，直至停止。通过这种相互作用，使两相界面处成分呈连续过渡变化趋势，从而模糊了相与相、颗粒与颗粒之间的界面，构筑了具有模糊界面特征的 Al_2O_3 包覆 Ni 的复合体，这与图 6 所表现出的结果是吻合的。而毛细通道中的 Al 合金则被保留在 Al_2O_3 基体中，最终形成以 Al_2O_3/SiC 为陶瓷基体骨架含有 Ni/Al 合金的多相复合材料。

3.2　SiC 粒度对复合材料中 Al、Si 相含量的影响

从金相照片和 XRD 结果可以看出，在铝合金熔体氧化渗透制备的 Al_2O_3/SiC/Ni/Al-Si 多相复合材料中，各组成相(尤其是 Al、Si 及 Al_2O_3 相)的含量对所用 SiC 颗粒粒度有显著依赖，颗粒越细，比表面积越大，氧化越严重，所产生的 SiO_2 和 Ni_2SiO_4 被还原生成的 Si 相就越多。研究表明[11]，复合材料中 Si 相的含量(不含母合金所带来的 Si 相)与对应的 SiC 颗粒预制体自身氧化增重率呈严格的线性关系，这表明碳化硅预制体中源于自身氧化的 SiO_2 的数量严格地控制着复合材料中 Si 相的含量。

对于 SiC 粒度对复合材料中 Al 相含量的影响，仅对 SiO_2、Ni_2SiO_4 还原反应的产物及其数量加以探讨，无法解释复合材料中 Al 相随 SiC 颗粒粒度的变化规律。SiO_2、Ni_2SiO_4 的还原反应必然要消耗附近区域的 Al，还应伴随 Al_2O_3 相的产生。因此该还原反应本应该降低复合材料中 Al 相含量而提高 Al_2O_3 含量，但事实却恰恰相反：随碳化硅颗粒尺寸的减小及其预制体自身氧化程度的增加，复合材料中 Al 相却有较明显的增加趋势，而 Al_2O_3 含量却有下降趋势。对此，从润湿与渗透的角度予以分析：SiO_2 及其 Ni_2SiO_4 的还原反应有诱发 Al 液在其表面发生润湿转变的作用，于是 SiO_2、Ni_2SiO_4 的出现及与细颗粒对应的较小毛细管半径均将促进液态金属迁移，有利于发生液态合金在毛细管力作用下的渗透。不难理解，在空间有限的碳化硅/镍颗粒预制体中，铝合金熔体氧化和渗透是两个相互竞争的过程，有利于润湿和渗透的环境，自然就相对抑制了氧化产物的数量。因此，随着碳化硅颗粒尺寸的减小，复合材料中 Al 含量

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

就会增加，而通过 SiO_2、Ni_2SiO_4 的还原反应产生的 Al_2O_3 仅对材料的氧化渗透合成速率产生贡献，并不影响复合材料中 Al_2O_3 含量。

4 结 论

(1) 铝合金熔体氧化渗透制备了以 Al_2O_3、SiC 为主晶相的 Al_2O_3/ SiC/ Ni/ Al-Si 多相复合材料。在主晶相之间是由成分呈双连续分布的 Al(Si) 复合氧化物进行连接；而在 α-Al_2O_3 基体中包覆有分散分布的 Ni 合金颗粒，两者之间又是通过镍铝尖晶石进行过渡。因此，材料中的各相之间界面结合良好，并且界面处成分呈连续过渡变化趋势，模糊了相与相、颗粒与颗粒之间的分界面，构筑了具有模糊界面特征的多相复合材料。

(2) SiC/ Ni 预制体中 SiO_2、Ni_2SiO_4 的含量受控于 SiC 颗粒粒度：粒度越小，SiO_2、Ni_2SiO_4 含量越高。由于在反应过程中熔融铝对 SiO_2、Ni_2SiO_4 的还原作用，使得预制体中 SiO_2、Ni_2SiO_4 含量又对复合材料中的 Si、Al 含量有着显著的控制作用。

(3) 当 SiC 颗粒尺寸减小时，Si 和 Al 相含量增加，Al_2O_3 含量相应减少。SiO_2、Ni_2SiO_4 的还原反应虽然提高了熔融铝氧化的速率，但未起到提高复合材料中 Al_2O_3 含量的作用。

参考文献：

[1] Newkirk M S, Urquhart A W, Zwicker H R, *et al*. Formation of Lanxide™ ceramic composite materials [J]. *J Mater Res*, 1986, 1(1): 81 - 89.

[2] 仇 宁，钟黎君. α氧化铝-铝合金的润湿现象及其机理 [J]. 复合材料学报, 1990, 7(1): 24 - 29.
Qiu N, Zhong L J. A wetting phenomenon and mechanism of the α-alumina-aluminum alloy [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 1990, 7(1): 24 - 29.

[3] 赵敬忠，金志浩. Lanxide 陶瓷基复合材料的研究进展 [J]. 硅酸盐通报, 2002, 21(6): 46 - 52.
Zhao J Z, Jin Z H. Research progress for Lanxide ceramic matrix composites [J]. *Bulletin of the Chinese Ceramic Society*, 2002, 21(6): 46 - 52.

[4] Urquhart A W. Novel reinforced ceramics and metals: A review of Lanxide's composite technologies [J]. *Materials Science and Engineering*, 1991, A144: 75 - 82.

[5] Strobel T M, Hurley J P. Coal slag and strength degradation of silicon carbide/ aluminum composites [J]. *Ceram Eng Sci Proc*, 1994, 15(4): 579 - 586.

[6] 成守权，赵敬忠，谷臣清. ZnO 引发剂对铝合金直接熔融氧化生长的影响 [J]. 硅酸盐学报, 2004, 32(6): 671 - 674.
Cheng S Q, Zhao J Z, Gu C Q. Effect of ZnO dopant on direct of melt oxidation growth on the surface of aluminium alloy [J]. *J Chin Ceram Soc*, 2004, 32(6): 671 - 674.

[7] 谷臣清，张钱城，赵敬忠. 铝合金熔体原位氧化构筑模糊界面复相陶瓷金属复合材料 [J]. 复合材料学报, 2004, 21(2): 34 - 39.
Gu C Q, Zhang Q C, Zhao J Z. Formation of composite material of metal/ two-phase ceramic with vague interface by *in situ* oxidation of molten aluminum alloy [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2004, 21(2): 34 - 39.

[8] 叶大伦，胡建华. 实用无机物热力学数据手册（第二版）[M]. 北京：冶金工业出版社, 2002.
Ye D L, Hu J H. Handbook of Applied Inorganic Materials Thermodynamic Data [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002.

[9] Vikram J, Rampada M, Manjunath G K, *et al*. Microstructure control and wear of Al_2O_3-SiC-(Al, Si) composites made by melt oxidation [J]. *J Am Ceram Soc*, 1996, 79(3): 770 - 772.

[10] Eitan M, Hu N, Carlos G. Microstructure evolution of SiC/ Al_2O_3/ Al-Alloy composites produced by melt oxidation [J]. *J Am Ceram Soc*, 1993, 76(7): 1777 - 1787.

[11] 崔 岩，宋颖刚. 熔铝氧化渗透合成 SiC/ Al_2O_3-Al 复合材料的微观结构分析 [J]. 航空材料学, 2001, 21(4): 23 - 27.
Cui Y, Song Y G. Investigation on the microstructure of SiC_p/ Al_2O_3-Al composites synthesized by oxidative infiltration of Al melt [J]. *J Aeronaut Mater* (in Chinese), 2001, 21(4): 23 - 27.

责任编辑：苏 志

© 1994-2010 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net