

金属基复合材料界面反应控制研究进展

武高辉¹, 姜龙涛^{2,3}, 陈国钦², 张强²

(1. 哈尔滨工业大学 空间环境材料行为及评价技术国防科技重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(3. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)



武高辉

摘要: 金属基复合材料可以通过基体合金成分改变、增强体的形态和种类选择及工艺控制等因素获得不同的材料特性, 因而具有很强的可设计性。在金属基复合材料性能设计中, 界面状态的控制是核心内容。归纳了作者近几年在金属基复合材料界面控制研究方面的工作, 包括利用工艺技术方法控制 C_f/Al 有害界面反应, 获得 TiB_2/Al 自润滑界面; 利用基体合金化方法控制 SiC/Al 和 C_f/Al 有害界面反应, 获得 W/Cu 固溶体界面等方面的理论与实践。研究表明, 采用材料制备工艺和基体合金化等方法控制界面反应热力学和动力学过程可以实现抑制有害界面产生及获得有益界面, 而且是十分简捷、有效和低成本的方法。

关键词: 金属基复合材料; 界面; 制备工艺; 合金化

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2012)02-0051-08

Research Progress on the Control of Interfacial Reactions in Metal Matrix Composites

WU Gaohui¹, JIANG Longtao^{2,3}, CHEN Guoqin², ZHANG Qiang²

(1. National Key Laboratory of Materials Behaviors & Evaluation Technology in Space Environments, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(3. State Key Laboratory of Advanced Welding Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The properties of metal matrix composites (MMCs) can be tailored by changing the matrix compositions, the shape and type of reinforcements. Among the design of MMCs, the control of interfacial conditions is the key point. In this paper, the research progress on the control of MMCs interfaces has been reviewed, including the inhibition of harmful interfacial reaction in C_f/Al composite and generation of self-lubricating interface in TiB_2/Al composite by process control; the control of harmful interfacial reactions in SiC/Al and C_f/Al composites by matrix alloying; the obtaining of W/Cu solid solution interface. It has been proven that the process control and matrix alloying are simple, effective and low-cost methods to avoid harmful interfaces and acquire beneficial interfaces by suppressing the thermodynamics process.

Key words: metal matrix composites; interface; process; alloying

1 前言

金属基复合材料通过选择不同的增强体、基体合金以及合适的增强方式可以获得基体合金所不具备的特性及功能, 如高比强度、高比刚度、低膨胀、高导热、吸声减震、阻尼、耐磨等^[1-3]。复合材料的增强体和基体一旦确定, 界面便成为能否有效传递载荷的关键, 界面研究也成为金属基复合材料问世 50 多年来的核心研究

内容^[4-5]。

界面及界面效应的存在是影响金属基复合材料性能发挥的重要因素之一。适度的界面反应可以有效地改善润湿性, 提高界面强度; 但是过度的界面反应则会使界面脆弱, 降低复合材料的性能。在现有的金属基复合材料体系中, C_f/Al 复合材料对界面是最为敏感的, 甚至成为复合材料能否成功应用的关键技术障碍^[6]。一般地, C 与 Al 的复合界面在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 便可生成 Al_4C_3 反应物 ($4[Al] + 3C(s) = Al_4C_3(s)$)^[7], 该反应物危害主要表现为 3 方面: (1) Al_4C_3 为离子型碳化物, 本身呈脆性, 可降低界面在复杂应力下传递载荷的作用; (2) 生成

收稿日期: 2011-09-15

第一作者及通信作者: 武高辉, 男, 1955 年生, 教授, 博士生导师

Al_4C_3 同时会导致碳纤维损伤,降低纤维的承载能力,从而使复合材料的强度大幅度降低^[8-11]; (3) Al_4C_3 易于水解生成 CH_4 和 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 。在潮湿环境下界面处首先形成腐蚀产物 $\text{Al}(\text{OH})_3$,大大降低复合材料的耐腐蚀性,严重时导致脱层腐蚀^[12-15]。

为解决这一问题,国内外大多采用各种类型的表面镀膜、涂覆处理等措施^[16-19]。表面涂覆处理可以在一定程度上抑制上述界面反应,但工艺复杂、成本高,经过表面涂覆处理后,碳纤维难以再进行大尺寸复杂构件的成型。

从工程意义上分析,从简单的制备工艺入手解决复杂的界面反应问题是最为实用的低成本方法,其关键问题是控制界面反应动力学过程。同时,利用基体合金的成分调整来调控界面反应热力学。近期出现了向基体合金中加入有利于抑制界面反应的元素,通过合金化的思想来改善复合材料界面状况的报道^[20, 21]。本文通过工艺过程控制和基体合金化等途径试图寻找用简单工艺方

法解决复杂界面问题,介绍相关研究进展。

2 利用工艺过程调控界面反应

2.1 C_f/Al 复合材料界面反应工艺控制

根据界面反应动力学分析,反应程度受时间和温度控制,界面处生成 Al_4C_3 的反应遵从 Arrhenius 方程,即反应速率常数 k 可以表示为:

$$k = k_0 \left(\frac{-E}{RT} \right) \quad (1)$$

其中, k_0 为指前因子, E 为反应活化能, R 为摩尔气体常数, T 为反应的绝对温度。由式(1)可知,温度的升高会加快界面反应的进行,而反应时间过长,不利于抑制界面反应^[22]。利用这一物理原理,在压力浸渗专利技术的基础上发明了快速浸渗、快速凝固的工艺方法^[23],使之在大气条件下得到了微量界面反应的复合材料。

图 1 给出了纤维预热温度、保温时间及铝液温度等

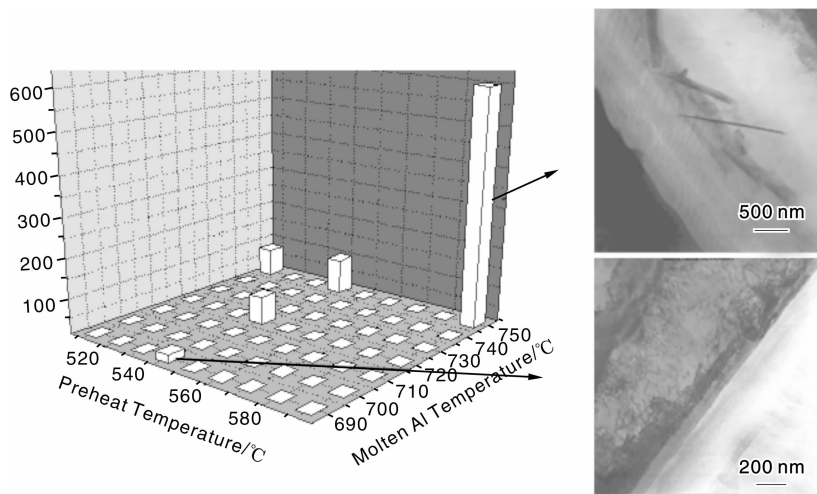


图 1 纤维预热温度、铝液温度对界面 Al_4C_3 反应程度的影响规律

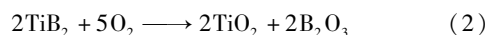
Fig. 1 Effect of fiber preheat temperature and temperature of molten aluminum on the degree of Al_4C_3 reaction

工艺参数对 $\text{C}_f/2024\text{Al}$ 复合材料界面 Al_4C_3 反应程度的影响。纵坐标为 Al_4C_3 的尺寸,是从 5 个以上视野的透射电镜照片上统计的结果。通过严格控制工艺参数,可以确保碳纤维与铝合金的反应保持在小程度范围,这与 Arrhenius 方程的表述相一致。通过工艺参数控制几乎是在不增加额外成本的前提下解决了界面反应问题。

2.2 TiB_2/Al 复合材料自润滑界面工艺控制

TiB_2 具有耐热、耐蚀和抗氧化能力强等优异的特性^[24]。其熔点、显微硬度及弹性模量均高于 SiC ,因此 TiB_2 颗粒增强金属基复合材料在耐磨结构件上具有很好的应用前景^[25]。在现有文献中,未发现有关 TiB_2/Al 复合材料具有自润滑特性的报道。本研究通过界面设计,

能够在界面区附近引入具有润滑效果的物质,将会使该复合材料在整体上具有自润滑的效果。为此在进行复合材料制备之前,设想对 TiB_2 颗粒进行高温氧化处理,化学反应式如下:



氧化产物 B_2O_3 可与空气中的水发生反应生成 H_3BO_3 ^[26-28]。 H_3BO_3 具有三斜层状晶体结构,硼原子、氧原子和氢原子由较弱的范德华力相约束形成平行于三斜结构基面的层状结构。在滑动过程中,由于层间的剪切强度较低,层间相互滑动,层片逐渐平行于滑动方向,使得复合材料的摩擦系数较低。

本着这一界面设计思想,试验在 TiB_2/Al 复合材料

制备之前对 TiB_2 颗粒进行 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 2 h 处理, 利用压力浸渗法制备了体积分数为 45% 的 TiB_2/Al 复合材料^[29]。图2为 TiB_2 颗粒氧化前后的形貌对比及 TiB_2/Al 复合材料的显微组织分析结果。可见, 氧化前的 TiB_2 颗粒呈等轴状。颗粒表面干净, 且棱角清晰(图2a); 经 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 2 h 后, 颗粒的表面出现了细小的氧化

物, 如图2b所示。对氧化后的粉体进行 XRD 分析可知(图2c), 在颗粒表面生成了一定量的 TiO_2 , 对体积分数为 45% 的 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ 复合材料显微组织观察发现(图2d), 经氧化处理后的 TiB_2 颗粒在制备成复合材料后, 颗粒的边界已不清晰, 颗粒周围形成了大量的细小物质, 部分散落在近界面区内^[30]。

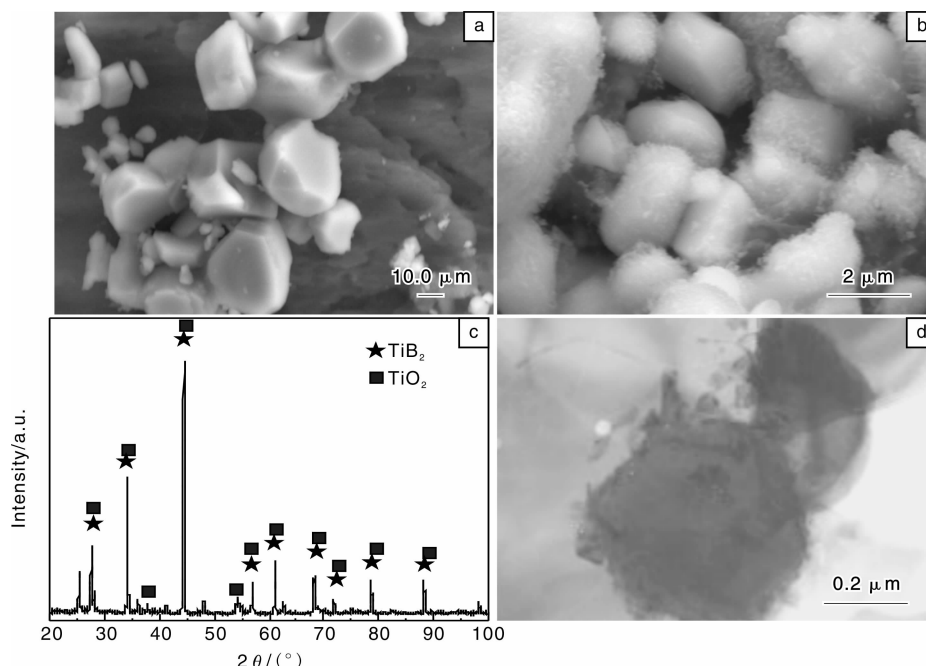


图2 TiB_2 颗粒氧化前后的形貌及其 XRD 分析结果: (a) 原始 TiB_2 颗粒形貌, (b) $600\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 2 h 后 TiB_2 颗粒形貌 (SEM), (c) $600\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 2 h 后 TiB_2 颗粒的 XRD 分析结果, (d) $45\% \text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ 复合材料的显微组织 (TEM)

Fig. 2 Micrographs and XRD analysis of TiB_2 particles before and after oxidation: (a) microstructure of original TiB_2 particles, (b) microstructure of TiB_2 particles after oxidation at $600\text{ }^\circ\text{C}$ for 2 h , (c) XRD analysis of TiB_2 particles after oxidation at $600\text{ }^\circ\text{C}$ for 2 h , and (d) TEM micrograph of $45\% \text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ composites

图3为 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ 复合材料界面显微组织的高分辨电

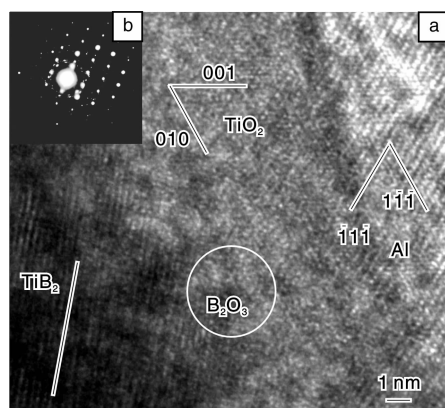


图3 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ 复合材料界面的高分辨照片(a)及其复合电子衍射花样(b)

Fig. 3 HRTEM micrograph of the interface region of $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ composites (a) and its electron diffraction pattern (b)

镜照片。分析可见, 在复合材料的界面存在约 $10\sim 20\text{ nm}$ 左右的过渡区。电子衍射标定结果表明, 过渡区域中晶格排列整齐的是 TiO_2 , 尺寸约在 5 nm 左右。在电子衍射花样图3b中出现了多晶环。晶格排列散乱区域对应着衍射花样中心漫散的光斑, 根据化学反应方程式和衍射特征分析认为是非晶态的 B_2O_3 ^[26]。微晶 TiO_2 和非晶 B_2O_3 具有自润滑作用, 其中 B_2O_3 会与空气中的 H_2O 接触形成 H_3BO_3 , 进而降低复合材料摩擦系数^[26]。图4为 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ 复合材料在 100 g 载荷作用下, 自配对时的摩擦曲线, 摩擦系数为 0.08 , 呈现自润滑的特性, 并且可保持 630 MPa 的抗拉强度, 达到了界面设计和自润滑功能的综合效果。

3 利用基体合金化调控界面反应

3.1 C_i/Al 复合材料界面有害反应控制

通过在纯铝中添加不同含量的 Mg 元素, 探讨了界

面生成物的变化规律及其对复合材料力学性能的影响。 C_f/Al 复合材料采用压力浸渗法制备, 纤维体积分数为 55%。不同 Mg 元素含量的 $C_f/Al-Mg$ 复合材料界面生成物的 TEM 照片如图 5 所示^[20], C_f/Al 复合材料界面

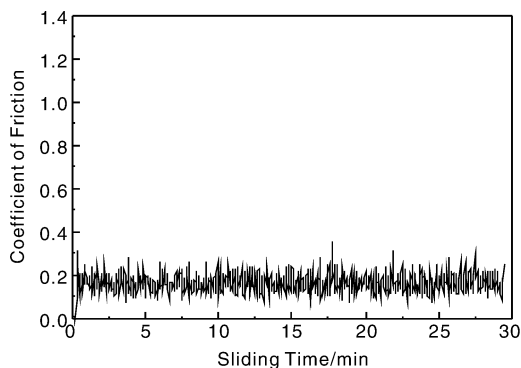


图 4 TiB_{2p}/Al 复合材料自润滑界面摩擦系数曲线

Fig. 4 Variation of instantaneous friction coefficients with time for TiB_{2p}/Al composites

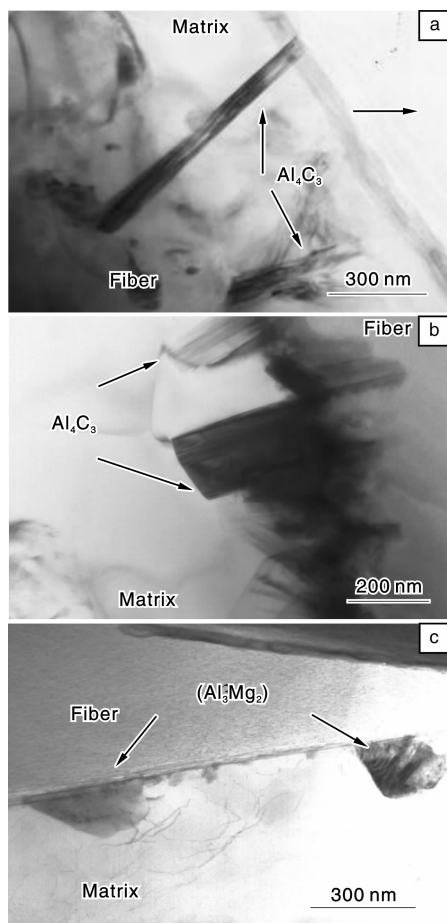


图 5 不同 Mg 元素含量 $C_f/Al-Mg$ 复合材料界面处 TEM 照片: (a) C_f/Al 复合材料, (b) $C_f/Al-3.2Mg$ 复合材料, (c) $C_f/Al-8.5Mg$ 复合材料

Fig. 5 TEM observation of interface in composites: (a) $C_f/Al-Mg$, (b) $C_f/Al-3.2Mg$, and (c) $C_f/Al-8.5Mg$

生成物 Al_4C_3 由碳纤维的表面向基体中倾斜生长, 长约 650 nm, 宽度为 64 nm; $C_f/Al-3.2Mg$ 和 $C_f/Al-6.5Mg$ 复合材料界面生成物 Al_4C_3 相的尺寸逐渐缩小, 数量也明显减少; $C_f/Al-8.5Mg$ 和 $C_f/Al-10Mg$ 复合材料界面处没有观察到 Al_4C_3 相, 取而代之是 $\beta(Al_3Mg_2)$ 相。

用 FACT 软件对界面生成物 Al_4C_3 和 β 相的 Gibbs 自由能进行了计算, ΔG 表达式分别为 (3) 和 (4)^[31]:

$$4[Al] + 3C(s) = Al_4C_3(s) \quad (3)$$

$$\Delta G_a = \Delta G_a^\theta + RT \ln \frac{a_{Al_4C_3}}{a_{[Al]}^4 a_{(C)}^3}$$

$$3[Al] + 2[Mg] = Al_3Mg_2(s) \quad (4)$$

$$\Delta G_b = \Delta G_b^\theta + RT \ln \frac{a_{Al_3Mg_2}}{a_{[Al]}^3 a_{[Mg]}^2}$$

计算出标准 Gibbs 自由能分别为: $\Delta G_a^\theta = -169.823$ kJ/mol, $\Delta G_b^\theta = -56.785$ kJ/mol, 纯固体物质 (Al_4C_3 、 Al_3Mg_2) 活度可设为 1, 而 C 元素的活度在 0 ~ 0.004 之间^[32], 由此可以计算得出基体中 Mg 元素质量分数不同时, Al_4C_3 与 β 相的 Gibbs 自由能变化, 结果如图 6 所示^[32]。 Al_4C_3 与 Al_3Mg_2 存在竞争生长问题, Mg 含量高于一定值时, 界面处优先生成 Al_3Mg_2 相, 取代了 Al_4C_3 反应。

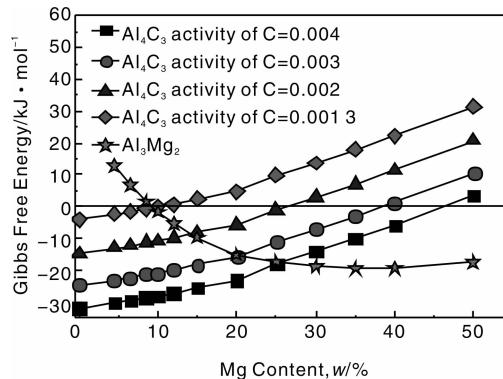


图 6 Mg 含量变化时界面生成物 Al_4C_3 与 β 相 Al_3Mg_2 的 Gibbs 自由能对比

Fig. 6 The relationship between Mg content and Gibbs free energy of Al_4C_3 and Al_3Mg_2 phase

Al_4C_3 的形成是一个 C 原子的扩散和聚集的过程。形成稳定的 Al_4C_3 需要一个能够达到临界形核尺寸的 C 原子富集区, 可用新生相生长方向上的自由能变化来表征这种临界性和尺寸^[33], 临界形核尺寸 t_{crit} (nm) 与自由能间存在如下关系:

$$t_{crit} = -V_m \frac{\Delta\gamma}{\Delta G} \quad (5)$$

式中, V_m 为摩尔体积 (cm^3), ΔG 为摩尔 Gibbs 自由能 ($kJ \cdot mol^{-1}$), $\Delta\gamma = (\gamma_{pv} + \gamma_{ps} - \gamma_{sv})$ 为新相生成引

起的界面能变化($\text{mJ} \cdot \text{m}^{-2}$), 计算结果如图7所示^[32]。曲线说明, Al_4C_3 临界形核尺寸与铝中 Mg 元素的含量有关, Mg 含量的增加促使 Al_4C_3 的临界形核尺寸增加, 不利于其长大。

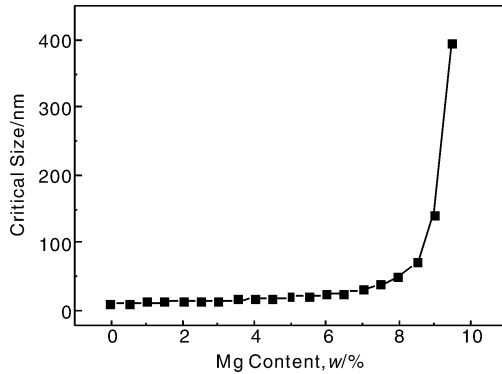


图7 Al_4C_3 形核的临界尺寸

Fig. 7 The relationship between critical nucleation size of Al_4C_3 and Mg content.

对 $\text{C}_f/\text{Al-Mg}$ 复合材料退火试样的三点弯曲性能进行了测试, 结果示于图8。由图可见, 纯 Al 基体复合材料的弯曲强度仅为 425 MPa, Mg 元素含量增加到 3.2% 时材料弯曲强度开始急剧增加, 当 Mg 元素含量增至 8.5% 左右时材料弯曲强度增加幅度开始变缓。试验表明 $\text{C}_f/\text{Al-10Mg}$ 复合材料的弯曲强度达到 1 400 MPa 左右。

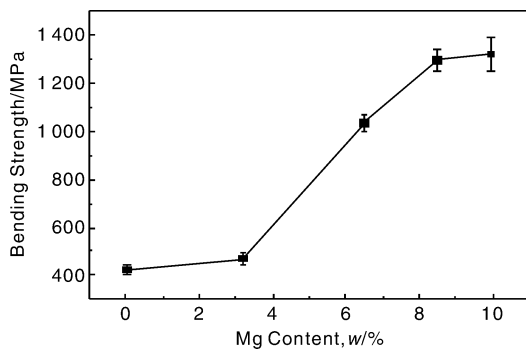


图8 $\text{C}_f/\text{Al-Mg}$ 复合材料弯曲强度

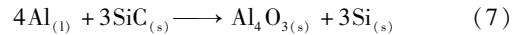
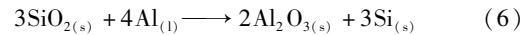
Fig. 8 Bending strength of $\text{C}_f/\text{Al-Mg}$ composites

结合显微组织观察、热力学计算结果和力学性能测试结果, 得出了 Mg 元素影响 $\text{C}_f/\text{Al-Mg}$ 复合材料界面生成物的机理: 随 Mg 含量增加, Al、Mg 元素在基体中活度的变化导致生成 Al_4C_3 的 Gibbs 自由能升高, 生成 β 相的 Gibbs 自由能降低。当 Mg 质量分数高于 8.5% 时, 生成 β 相的 Gibbs 自由能将低于生成 Al_4C_3 的 Gibbs 自由能, 而且生成 Al_4C_3 的 Gibbs 自由能过高, 导致其受到的热力学阻力增大, 因此界面处优先生成 β 相, 而 Al_4C_3 的生成受到了抑制。脆性相 Al_4C_3 的减少和消失

有利于复合材料机械强度的提高。

3.2 SiC/Al 复合材料的界面反应控制

一般地, 在未经人工氧化的原始态普通磨料 SiC 颗粒表面存在的少量 SiO_2 以及 SiC 颗粒本身都可能参与基体铝的化学反应, 如下式所示^[34-36]:



为避免这些反应, 可以从工艺上解决。例如对于反应(7), 通常界面反应物 Al_4C_3 大都出现在搅拌铸造法、真空浸渗法、二次重熔铸造等 SiC 颗粒与 Al 合金基体高温接触时间较长的工艺方法中, 而采用压力浸渗方法, 并合理控制温度参数以降低 SiC 与 Al 的化学活性; 加快冷却速度, 减少熔融铝与 SiC 颗粒的接触时间, 就可以避免反应(7)的发生。除此之外, 在材料其他性能允许的情况下, 基体合金化也是控制反应(7)的一种有效途径。根据 Isaikin 等人的研究^[34], 反应(7)的自由能变化量 ΔG 与反应温度及 Si 在液态铝中的活度有关, 具体表达式为:

$$\Delta G = 113\,900 - 12.06\ln T + 8.92 \times 10^{-3} T^2 + 7.53 \times 10^{-4} T^{-1} + 21.5T + 3RT\ln\alpha_{[\text{Si}]} \quad (8)$$

式中 T 为温度(K), $\alpha_{[\text{Si}]}$ 为 Si 在液态铝中的活度。

Mitani 和 Nagai 等人研究了当反应(7)达到平衡时, Si 在液态 Al 中的活度 $\alpha_{[\text{Si}]}$ 与 Si 在液态铝中的含量 N_{Si} 之间的关系^[37], 如下式所示:

$$N_{\text{Si}} = \frac{3\alpha}{4(1-\alpha) + 3\alpha} \quad (9)$$

因此, 结合式(8)和式(9), 可以得到某一温度下, 当反应(7)达到平衡时 Si 在液态铝中的含量 N_{Si} , 从而有效地进行合金选择和设计。试验采用压力浸渗方法制备了 SiC/Al-12Si 复合材料^[38], 较高的 Si 元素含量有效避免了界面反应的发生(如图9所示^[38]); 同时凝固过程中, Si 优先依附于增强相 SiC 颗粒形核并长大, 形成 Al-Si-SiC 界面(如图10所示^[38])。这种方式有利于改善复合材料的界面结合能力, 提高复合材料的性能^[39]。

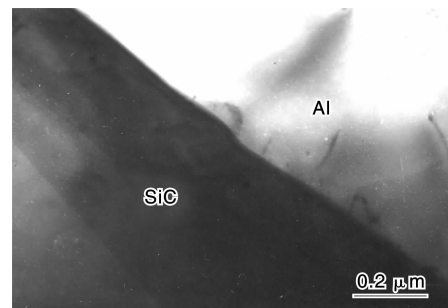


图9 SiC/Al 复合材料界面形貌

Fig. 9 TEM micrograph of interface between SiC and Al

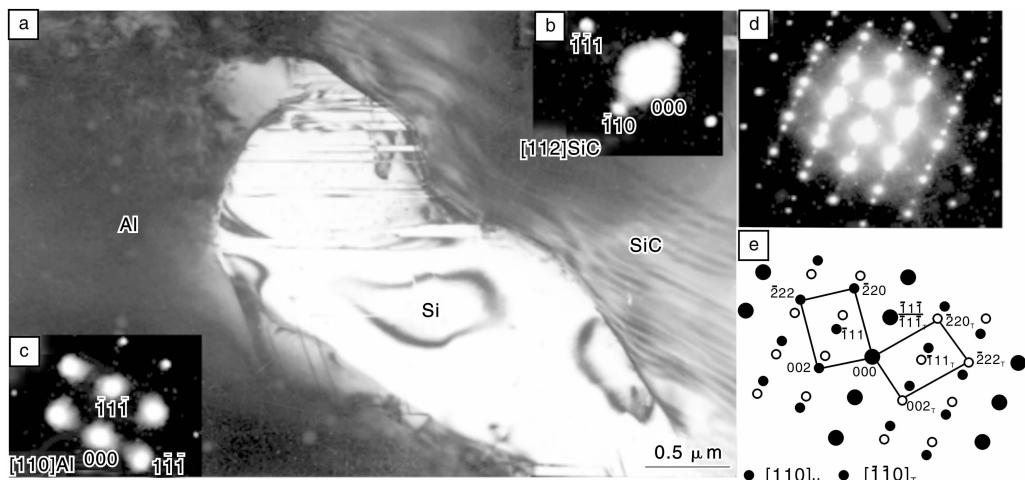


图 10 Al-Si-SiC 界面形貌: (a) 透射组织形貌, (b) SiC[112]衍射花样, (c) Al[110]衍射花样, (d) Si[110]衍射花样, (e) 图(d)的示意图

Fig. 10 Morphology of Al-Si-SiC Interfaces: (a) TEM image, (b) SADP of SiC[112], (c) SADP of Al[110], (d) SADP of Si, [110] showing the existence of twins, and (e) Schematic diagram of (d)

3.3 W_f/Cu 复合材料合金固溶体界面的控制

将钨丝与铜合金复合制备钨丝增强铜基复合材料, 在穿甲弹、钻地弹的应用中有很大的潜力^[40]。由相图分析可知, W 与 Cu 互不相溶, 因此界面结合强度很低。如果能够在两者中间寻找一种固溶体, 进而形成固溶体界面, 是最为理想的, 因为固溶体界面对双方都会浸润, 界面结合可以达到晶体结合, 另一方面, 固溶体通常有较好的强塑性, 会大幅度提高复合材料的界面强度。基于这些分析, 并结合材料的综合力学性能要求, 确定以 $Cu_{82}Al_{10}Fe_4Ni_4$ 合金作为基体, 采用压力浸渗的方法制备出了钨丝增强铜合金复合材料($W_f/Cu_{82}Al_{10}Fe_4Ni_4$ 复合材料)^[41]。

图 11a 为 $W_f/Cu_{82}Al_{10}Fe_4Ni_4$ 界面的透射电镜照片。钨丝表面的颗粒状析出相的电子衍射分析表明这种物质

为 (Fe, Ni) 相 (图 11b), 图中 A 点处的能谱分析发现 (Fe, Ni) 相中还含有少量的 W 和 Cu (图 11c), 这说明钨丝中的 W 和基体中的 Cu 会向 (Fe, Ni) 相中扩散, (Fe, Ni) 固溶体界面以合金的形式桥接了 W 和 Cu。这与 J. L. Johnson 和 R. M. German 等人^[42]报导的 Co, Ni, Pd, Fe 等金属元素能够改善 W 和 Cu 之间的润湿性的研究结果相吻合。

为了验证 $W_f/Cu_{82}Al_{10}Fe_4Ni_4$ 复合材料界面改性的效果。分别对单向 W_f/Cu 复合材料和单向 $W_f/Cu_{82}Al_{10}Fe_4Ni_4$ 复合材料进行了横向的三点弯曲试验。图 12 为两种材料的弯曲应力—挠度曲线。显然, 拥有固溶体界面的 $W_f/Cu_{82}Al_{10}Fe_4Ni_4$ 复合材料的横向弯曲强度和断裂功远高于以纯铜为基体的 W_f/Cu 复合材料。图 13 为两种复合材料的弯曲断口, 可以观察到以纯铜为基体的

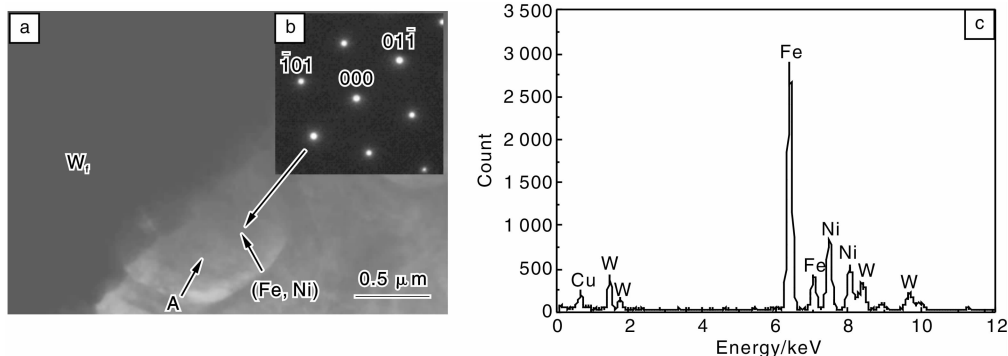


图 11 W_f/Cu 复合材料在不同保温时间下界面的 TEM 观察: (a) 界面的透射电镜图, (b) (Fe, Ni) 相的衍射分析, (c) 图(a)中 A 点的能谱分析

Fig. 11 TEM observation at interface of W_f/Cu composites at different heating time: (a) TEM observation at interface, (b) SADP of (Fe, Ni) phase, and (c) EDX analysis of point A in Fig (a)

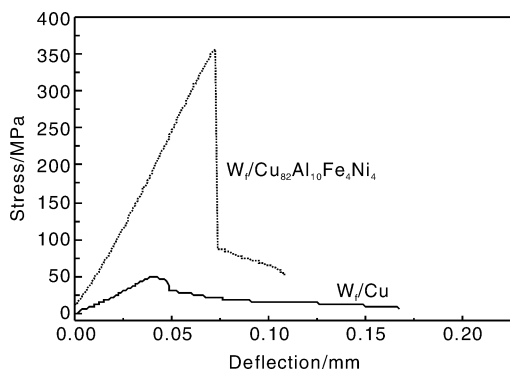


图12 两种复合材料与纤维垂直方向的弯曲应力—挠度曲线

Fig. 12 Bending stress-deflection curve of the two kinds of composites

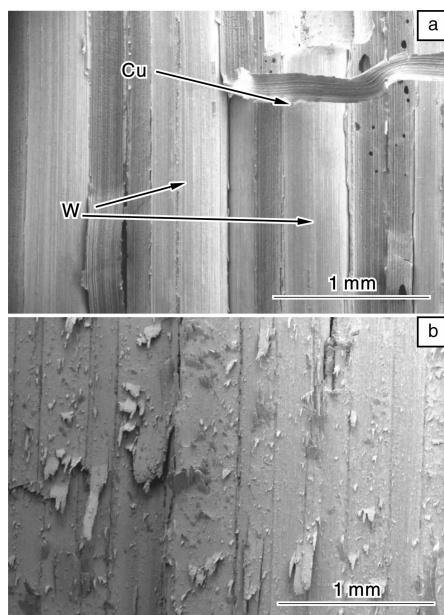


图13 复合材料弯曲断口照片: (a) 钨丝增强铜复合材料, (b) 钨丝增强铜合金复合材料

Fig. 13 Bending fracture morphologies of the composites: (a) tungsten filament reinforced copper matrix composites and (b) tungsten filament reinforced copper alloy matrix composites

W_t/Cu 复合材料中的钨丝与铜在界面处完全剥离; 而带有固溶体界面的 $W_t/Cu_{82}Al_{10}Fe_4Ni_4$ 复合材料的断口出现的则是撕裂的细小纤维的形貌, 表明该复合材料的破坏是发生在钨丝中的, 这说明固溶体界面的强度已经高于含有丝织构钨丝的横向强度。

4 结 语

金属基复合材料的界面状况是复合材料力学性能、物理性能发挥的关键。初步研究表明, 在某些材料体系中, 采用工艺过程控制和基体合金化控制的方法可以从反应热力学和动力学角度实现界面有害反应的抑制、转化以及固溶体界面的生成和功能性界面的产生。区别

于镀膜等工艺措施, 这种技术路线已经被实践证明是简单、可行、有效的。关于界面反应的金属学问题和分子动力学问题的深入研究以及金属基复合材料界面设计基础理论和工艺技术将是未来复合材料发展的热点问题。

参考文献 References

- [1] Ibrahim I A, Mohamed F A, Lavernia E J. Particulate Reinforced Metal Matrix Composites-A Review[J]. *Journal of Materials Science*, 1991, 26(5): 1 137 - 1 156.
- [2] Chen Suling (陈素玲), Sun Xuejie (孙学杰). 金属基复合材料的分类及制造技术研究进展[J]. *Electric Welding Machine* (电焊机), 2011, 41(7): 90 - 94.
- [3] Dou Zuoyong (窦作勇), Jiang Longtao (姜龙涛), Cao Jinhua (曹金华), et al. 空心陶瓷/铝基复合材料的阻尼减振性能. *Functional Materials Information* (功能材料信息), 2005, 2(4): 64 - 68.
- [4] Liao Jinhua (廖金华), Zhao Bing (赵冰), Hou Hongliang (侯红亮), et al. 纤维 C 涂层对 $SiC_f/Ti6Al4V$ 界面及拉伸性能的影响[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology* (航空制造技术), 2011, 16: 122 - 125.
- [5] Ren Fuzhong (任富忠), Gao Jiacheng (高家诚), Li Wei (李伟), et al. 粉末冶金法碳纤维/Mg 复合材料的界面对其力学性能的影响[J]. *New Carbon Materials* (新型炭材料), 2011, 26(4): 278 - 286.
- [6] Shackelford J F, Alexander W, Park J S, et al. *CRC Materials Science and Engineering Handbook*[M]. Boca Raton: CRC Press, 2001, 127 - 173.
- [7] Zeng Q B. Fabrication of Al_2O_3 -Coated Carbon Fiber-Reinforced Al-Matrix Composites[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, 70: 177 - 183.
- [8] Yang Haining (杨海宁), Gu Mingyuan (顾明元), Jiang Weiji (蒋为吉), et al. 石墨纤维增强 Al 基复合材料界面反应机制研究[J]. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报), 1994, 30(8): 379 - 383.
- [9] Gu Mingyuan (顾明元), Zhang Guoding (张国定), Wu Ren (吴人洁). 石墨纤维增强铝基复合材料的界面结合[J]. *Natural Science Progress* (自然科学进展), 1997, 7(6): 714 - 719.
- [10] Wu G H, Su J, Gou H S, et al. Study on Graphite Fiber and Ti Particle Reinforced Al Composite[J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44: 4 776 - 4 780.
- [11] Song M H, Wu G H, Yang W S, et al. Mechanical Properties of C_f/Mg Composites Fabricated by Pressure Infiltration Method[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2010, 26: 931 - 935.
- [12] Wang Cunyu (王春雨), Wu Gaohui (武高辉), Zhang Qiang (张强), et al. 铝基复合材料的腐蚀与防护研究现状[J]. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection* (中国腐蚀与防护学报), 2008, 28(1): 59 - 64.
- [13] He Cunlin (贺春林), Cai Qingkui (才庆魁). 铝金属基复合材料的腐蚀研究进展[J]. *Materials Review* (材料导报), 2003, 1(17): 45 - 47.

- [14] Nandy S, Ghosh N, Ghosh D, *et al.* Hydration of Coked MgO-C-Al Refractories[J]. *Ceramics International*, 2006, 32: 163 – 172.
- [15] Streletskii A N, Kolbanev I V, Borunova A B, *et al.* Mechanochemical Activation of Aluminum: 3. Kinetics of Interaction between Aluminum and Water[J]. *Ceramics International*, 2006, 32: 163 – 172.
- [16] Rams J, Urena A, Escalera M, *et al.* Electroless Nickel Coated Short Carbon Fibres in Aluminium Matrix Composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, 38: 566 – 575.
- [17] Wang C, Chen G, Wen G, *et al.* Characterization of Ce-rich Coating on Carbon Surface by Immersing in an Aqueous Solution Containing Ce Ions[J]. *Surface and Interface Analysis*, 2009, 41: 705 – 709.
- [18] Pierozynski B. The Effect of Thermal Treatments on the Mechanical and Electrical Properties of Nickel-coated Carbon Fibre Composites[J]. *Polish Journal of Chemical Technology*, 2011, 13: 16 – 19.
- [19] Tang Y, Liu L, Li W, *et al.* Interface Characteristics and Mechanical Properties of Short Carbon Fibers/Al Composites with Different Coatings[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255: 4 393 – 4 400.
- [20] Wang X, Jiang D, Wu G H, *et al.* Effect of Mg Content on The Mechanical Properties and Microstructure of Gr/Al Composite [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 497: 31 – 36.
- [21] Zhang Q, Wu G, Chen G, *et al.* The Thermal Expansion and Mechanical Properties of High Reinforcement Content SiCp/Al Composites Fabricated by Squeeze Casting Technology[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2003, 34: 1 023 – 1 027.
- [22] Joshua Pelleg, Ashkenazi D, Ganor M. The Influence of a Third Element on the Interface Reactions in Metal-matrix Composites (MMC): Al-graphite System[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 281: 239 – 247.
- [23] Wu Gaohui(武高辉), Gou Huasong(苟华松), Chen Guoqin(陈国钦), *et al.* A Molding Method of a Complex Thin-walled Metal Composite Material Workpiece(一种复杂薄壁金属复合材料构件的一次成型方法): CN 200610056499.3[P]. 2006 – 12 – 23.
- [24] Munro R G. Material Properties of Titanium Diboride[J]. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 2000, 105(5): 709 – 720.
- [25] Kumar S, Chakraborty M, Sarma V S. Tensile and Wear Behaviour of in Situ Al-7Si/TiB₂ Particulate Composites[J]. *Wear*, 2008, 265(1 – 2): 134 – 142.
- [26] Erdemir A, Bindal C, Zuiker C, *et al.* Tribology of Naturally Occurring Boric Acid Films on Boron Carbide[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1996, 86 – 7(1 – 3): 507 – 510.
- [27] Erdemir A, Fenske G R, Erck R A, *et al.* Tribological Properties of Boric-acid and Boric-acid-forming Surfaces. 2. Mechanisms of Formation and Self-lubrication of Boric-acid Films on Boron-containing and Boric Oxide-containing Surfaces[J]. *Lubrication Engineering*, 1991, 47(3): 179 – 184.
- [28] Caracostas C A, Chiou W A, Fine M E, *et al.* Tribological Properties of Aluminum Alloy Matrix TiB₂ Composite Prepared by in Situ Processing[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1997, 28(2): 491 – 502.
- [29] Jiang Longtao(姜龙涛), Wu Gaohui(武高辉), Chen Guoqin(陈国钦), *et al.* A Kind of Self-lubricating Aluminum Composite Material and its Preparation Method(一种自润滑铝基复合材料及其制备方法). CN200810064782. X. 2008, 12, 24.
- [30] Zhao M, Wu G H, Jiang L T, *et al.* Friction and Wear Properties of TiB₂p/Al Composite[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2006, 37(11): 1 916 – 1 921.
- [31] Srinivasa R, Anup K, Virendra Singh, *et al.* Interface in Carbon Nanotube Reinforced Aluminum Silicon Composites: Thermodynamic Analysis and Experimental Verification[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 481: 207 – 213.
- [32] Landry K, Rado C, Voitovich R, *et al.* Mechanisms of Reactive Wetting: the Question of Triple Line Configuration[J]. *Acta mater*, 1997, 45: 3 079 – 3 085.
- [33] Iseki T, Kameda T, Maruyama T, *et al.* Interfacial Reactions Between SiC and Aluminum During Joining[J]. *Journal of Materials Science*, 1984, 19: 1 692 – 1 698.
- [34] Lee J C, Ahn J P, Shim J H, *et al.* Control of the Interface in SiC/Al Composites[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 41(8): 895 – 900.
- [35] Ferro A C, Derby B. Wetting Behaviour in the Al-Si/AiC System: Interface Reactions and Solubility Effects[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, 43(8): 3 061 – 3 073.
- [36] Mitani H, Nagai H. Determination of Equi Constant of 2 Aid) + Al(g)Cl₃(g) = 3AlCl(g) Reaction and Activities of Al and Si in Al-Si Binary Alloys[J]. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 1967, 31: 1 296 – 1 300.
- [38] Zhang Qiang(张强), Wu Gaohui(武高辉), Sun Dongli(孙东立), *et al.* 高体积分 SiCp/Al 复合材料的微观组织与导热性能[J]. *Materials Science and Technology(材料科学与工艺)*. 2006, 14(5): 474 – 477.
- [39] Rohatgi P K, Ray S, Asthna R, *et al.* Interfaces in Cast Metal-Matrix Composites [J]. *Materials Science and Engineering*, 1993, 162A: 163 – 174.
- [40] Wu Z, Kang P C, Wu G H, *et al.* Effect of Heating Process on Fracture Behaviors of W_t/Cu₈₂Al₁₀Fe₄Ni₄ Composites[J]. *Journal of Materials Science*, 2011, 46: 5 541 – 5 545.
- [41] Wu Z, Wu G H, Kang P C, *et al.* High Temperature Fracture Behavior of Tungsten Fiber Reinforced Copper Matrix Composites under Dynamic Compression[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(10): 5 022 – 5 026.
- [42] Johnson J L, German R M. Phase Equilibria Effects on the Enhanced Liquid Phase Sintering of Tungsten-Copper[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1993, 24(11): 2 369 – 2 377.