

SiC 纤维增强高温合金复合材料可行性分析

江河, 王法, 李昕, 董建新

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: SiC 纤维增强金属基复合材料因耐高温、低密度等特点, 在航空航天领域逐渐推广。为进一步提高 SiC 纤维增强金属基复合材料的使用温度, 国内外开始尝试将 SiC 纤维与高温合金进行复合, 以期发挥两者的优点, 获得性能更加优良的高温结构材料。但 SiC 纤维增强高温合金复合材料发展缓慢, 诸多尝试均未取得突破性的成功, 界面问题是制约该类材料发展的“瓶颈”。虽然在克服界面反应方面也采取了诸多尝试, 但该问题并未获得实质性的解决, 因此有必要从根源入手对 SiC 纤维增强高温合金复合材料这一研究方向的可行性进行探讨。本文采用资料研究和实验研究相结合的方式, 从 SiC 纤维增强高温合金复合材料的发展历史、界面反应问题的解决方案、SiC 与高温合金界面反应的本质等几个方面逐层展开、一一论述, 对 SiC 纤维增强高温合金复合材料的可行性进行阐述和分析。

关键词: SiC 纤维; 高温合金; 复合材料; 可行性分析

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0349-12

涡轮盘是航空发动机具有关键特性的核心部件, 先进航空发动机性能的提升主要依靠涡轮前温度的提升。现有航空发动机涡轮盘采用高温合金, 涡轮盘由变形高温合金普通锻造盘发展到第 1、2、3 代粉末高温合金盘, 使用温度逐步提高并趋近于极限。随着航空发动机性能的不断提高, 航空发动机用结构材料的服役条件愈加严苛, 对材料性能的要求不断提高, 现有航空发动机用传统金属材料的使用温度已经接近极限, 难以满足更高推重比航空发动机的设计需求^[1]。为此急需发展在更高温度下稳定工作, 并集轻量化、抗烧蚀、高强韧等性能于一体的新型结构材料^[2]。

航空发动机用材料正在向复合化、轻量化的方向发展, SiC 纤维增强铝基、铜基、钛基复合材料的应用研究取得了良好成果^[3, 4]。其中发展前景最好的 SiC 纤维增强钛基复合材料, 因基体材料使用温度的限制使其用温度不超过 650 °C。镍基高温合金与钛合金相比具有更加优良的高温性能, 从复合材料设计角度来看采用高温合金作为基体, 有望将其使用温度进一步提高, 近年来在 SiC 纤维增强高温合金方面积累了一定的研究工作^[5-14]。但 SiC 纤维与高温合金的界面反应问题成为制约该类材料发展的瓶颈。此外, 该领域的公开报道较少, 作者综合现有的资料从 SiC 纤维增强高温合金复合材料的历史发展、研究现状、界面反应的本质、现有解决方案的潜在问题等几方面对该

研究方向的可行性进行系统性的阐述和分析。

1 SiC 纤维增强金属基复合材料—成功的借鉴

SiC 纤维具有高强度、高刚度、耐高温、耐腐蚀等优势, 常与金属基体进行复合, 得到性能更加优异的复合材料^[15]。在 SiC 纤维增强金属基复合材料中, SiC 纤维为主要承载组分, 可有效提高基体材料的高温使用性能, 并减轻材料质量; 金属基体的作用是增强体良好结合从而保证增强体的性能得以充分发挥^[16]。SiC 纤维可用于增强多种金属合金材料: 用于 450 °C 以下的铝基、镁基复合材料, 用于 450~700 °C 的钛基复合材料, 以及在钛基材料基础上发展起来的钛铝系金属间化合物基复合材料。

SiC 纤维增强钛基复合材料是现有 SiC 纤维增强金属基复合材料中研究较为成熟、应用面最广的一类。该类材料在航天飞机、超音速飞机蒙皮、先进战斗机涡轮部件等领域均有所应用^[17-19]。据报道, 美国 GE 公司和英国 R-R 等公司均已制备出性能优异的 SiC 纤维增强钛基复合材料整体叶环, 可有效减重 70%, 已应用于发动机压气机部位^[20, 21]。SiC 纤维增强铝合金复合材料与铝合金相比在力学性能及使用温度上有较大的提高, 最为突出的特点是在纤维方向上抗拉强度非常高^[22], 但出于成本考虑 SiC 纤维增强铝基复合材料实际应用

收稿日期: 2020-01-15

基金项目: 高温结构材料重点实验室开放基金

作者简介: 江河, 女, 1988 年生, 博士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn

中主要局限于航空航天、军工等特定领域^[16]。

2 SiC 纤维增强高温合金复合材料——波折中前进

SiC 纤维增强高温合金复合材料的设计思路借鉴于 SiC 纤维增强钛基复合材料等的成功案例。将 SiC 纤维与高温合金进行复合的研究思路最早于 20 世纪 70 年代出现于 NASA 的报道, NASA 针对 SiC 纤维与高温合金复合过程中界面反应问题及解决方案进行了一系列的研究。该系列报道近年来逐渐解密。1976 年 NASA 首先在报道中尝试将 SiC 纤维与多种基体类型、不同强化方式的高温合金进行复合^[23]。所采用的高温合金包括: Waspaloy (镍基沉淀硬化), Hastelloy-X (镍基固溶强化), NiCrAlY (镍基), Haynes(HA)-188 (钴基固溶强化), S-57 (钴基), FeCrAlY (铁基), Incoloy-800 合金 (铁基)。研究中采用 996 °C, 103.4 MPa 热等静压的方式将 SiC 纤维与高温合金进行复合。然而复合过程中几种材料均发生了界面反应, 其中 Waspaloy、HA-188、Hastelloy-X 的反应程度最低, 有望进一步作为 SiC 纤维增强高温合金的候选材料。但即便是反应程度最低的, 反应程度依旧很剧烈, 出现了纤维开裂等现象, 并且由于反应产物的生成基体材料也转变为脆性, 如图 1 所示。

同一时期, GE 公司也对 SiC 纤维与镍和镍基高温合金的复合问题进行了尝试和探究。在 1976 年的文献报道中^[24]采用块状陶瓷分别与 Ni-50Cr、Ni-30Al、IN718 合金、IN738 合金在高温下进行热压复合并对界面反应情况进行研究。研究得到了类似的结果: 几种体系复合过程中同样出现了明显的界面反应。

由于 SiC 纤维与高温合金的化学反应无法避免, 并且整个复合材料体系需要在 996 °C 或者更高的温度下进行加工制备, 若考虑到材料的长期服役问题, 纤维与基体间的相容性问题不容忽视, 因此 NASA 在系列报道中考虑到基体与纤维丝之间施加涂层。因此, 一年半后 NASA 于 1977 年发布了第 2 份关于界面涂层的报道^[25]。该报道中进一步明确指出了 SiC 与 Ni、Fe、Co 的相容性问题, SiC 与任何 Ni、Co、Fe 基合金都是本质上不相容, 通过合金改型的方式来进行该相容性问题的尝试都会失败, 尽管复杂的金属间化合物的动力学会发生些许变化, 但是热力学规律还是不变的。为了避免 SiC 与基体发生反应, 物理性的隔离——即阻碍扩散的涂层, 是很必要的。报告中对涂层材料提出了 3 点基本要求: 一是高温稳定性, 与涂层熔点有关; 二是与基体及纤维的化学相容性, 与涂层材料的形成自由能有关; 三是与基体及纤维的力学相容性, 与热膨胀系数匹配相关。

该研究^[25]通过扩散偶的方式试验了 HfC 涂层的效果, 在 SiC 上溅射沉积 HfC, 与 3 种高温合金结合 (Waspaloy, HA-188, Hastelloy X) 通过热等静压的方式制备得到 Matrix/HfC/SiC 结构, 并且在 982 °C, 200 h 的条件下进行热暴露。热暴露实验的结果表明 Waspaloy 复合样品的稳定性最好, 无微观结构的变化, Hastelloy X 次之, 而 HA-188 明显不稳定。通过化学气相沉积的方式在 SiC 纤维上沉积 HfC 进一步验证 HfC 涂层的可靠性, 结果表明 HfC 涂层很坚韧, 没有裂开。但 HfC 涂层也存在一定的问题, 采用 HfC 作为涂层制备 SiC 纤维增强的 Waspaloy 复合材料后, 发现部分带有涂层的纤维丝由于涂层碎裂产生了小部分的

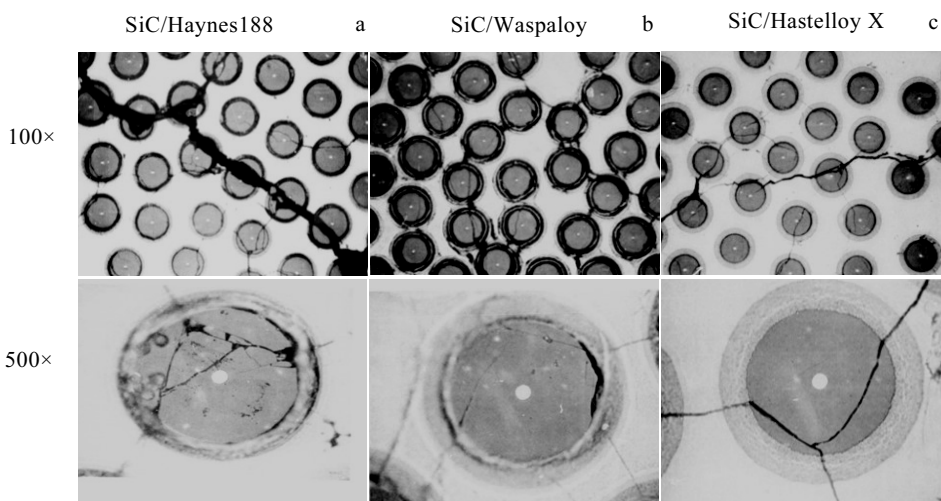


图 1 NASA 报道中 SiC 纤维与高温合金复合过程界面反应

Fig.1 Interface reaction between SiC fiber and different superalloys during HIP in NASA report: (a) SiC-Haynes 188, (b) SiC-Waspaloy, and (c) SiC-Hastelloy X^[23]

反应。对该复合材料进行室温和高温拉伸实验, 复合材料在 982 °C 下高温拉伸性能仅比基体材料有微弱提升, 室温条件下比基体材料低了 40%, 如表 1 所示。虽然复合过程的问题使结果不尽如人意, 在施加涂层过程中纤维的性能降低近半。若涂层发生了化学反应, 纤维的性能会进一步降低。因此该研究方向的关键点在于相容性和涂层的研究。此外, 降低纤维的含量可能会解决制备过程中遇到的问题。报道最后也指出 SiC 纤维增强的高温合金依旧是有希望的, 该研究方向应继续进行。但此方向后续未见 NASA 的公开报道。

此外, GE 公司的 R. L. Mehan 和 R. B. Bolon^[26] 在 SiC 与高温合金的复合研究中发现 700~1150 °C 温度范围复合过程中均会发生界面反应, 反应机制较为复杂, 但推断主要是扩散控制的反应过程。俄罗斯有人通过热烧结的方法将 TiB₂-20%SiC 与 Ni-20%Cr 进行复合, 但制备采用的是颗粒烧结, 对于界面反应问题无详细报道^[13]。近年来, 国内在 SiC 纤维增强高温合金复合材料方向进行了一定量的研究工作。李佩桓^[6, 27, 28]在 SiC 纤维增强 GH4738 合金的研究中同样

发现了严重的界面反应导致 SiC 纤维性能的大幅损伤, 如图 2 所示。复合后材料的拉伸性能远远低于理论预测值, 复合并未起到强化作用。

值得一提的是除了因化学反应导致的界面问题, SiC 纤维与高温合金在物理性质上也存在较大的差异, 为两者的复合带来了困难。SiC 与 Ni 的线膨胀系数分别为 $4.7 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ (25~2127 °C) 和 $15.6 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ (25~800 °C), 热膨胀系数的差异也会在复合过程中带来界面应力等问题^[29]。鉴于 SiC 纤维与高温合金直接复合的过程中会产生剧烈的界面反应, 现有研究主要集中于如何寻求一种可靠的界面涂层以解决界面反应问题。

3 界面涂层的利弊

3.1 SiC 纤维增强高温合金复合材料界面涂层的研究

在界面涂层的选择过程中进行了各种类型的尝试, 主要可分为单一涂层和梯度涂层, 金属涂层和氧化物涂层。除上文所述 NASA 在对 HfC 涂层的探究工作外, 近年来对其他几种类型的涂层也有相关的工作

表 1 带 HfC 涂层的 SiC 纤维增强 Waspaloy 复合材料与 Waspaloy 力学性能对比

Table 1 Mechanical property comparison between SiC fiber reinforced Waspaloy with HfC interface coating and Waspaloy^[25]

Temperature	Material	Tensile strength/MPa	Comparison
Room temperature	SiC-HfC-Waspaloy	574/557	The room temperature tensile strength of composite is 40% lower than that of Waspaloy
	Waspaloy	900	
982 °C	SiC-HfC-Waspaloy	147/107	The high temperature tensile strength of composite is unstable, and there is no apparent improvement compared with Waspaloy
	Waspaloy	130.31	

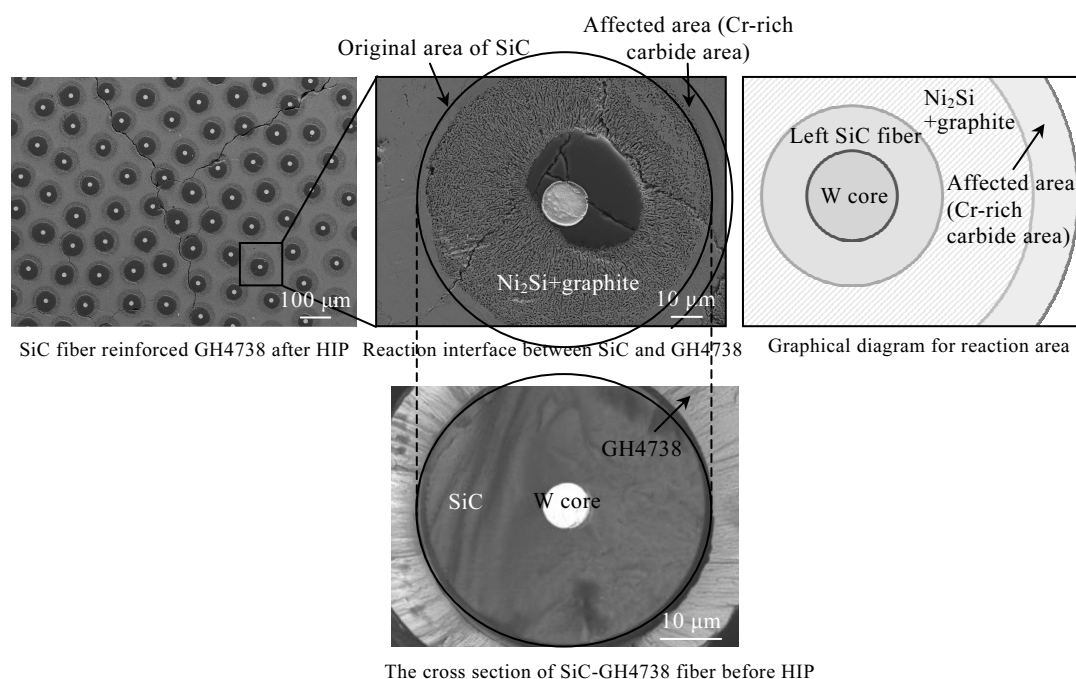


图 2 SiC 纤维与 GH4738 基体热等静压复合后界面反应形貌

Fig.2 Reaction interface between SiC fiber and GH4738 matrix after HIP^[28]

报道。国内的文献报道中,东北大学的林海涛等^[11]利用高温氧化法和电弧离子镀膜法以及溶胶凝胶法等方法对 SiC 纤维进行表面涂覆处理制备出 C-Al₂O₃、SiO₂-Al₂O₃ 复合涂层,抑制 Ni 与 SiC 的界面反应。张露等^[7,14]首先尝试采用涂层对 SiC 纤维进行表面改性以控制复合过程中界面反应的发生,主要包括溶胶-凝胶法制备 Y₂O₃ 涂层、电弧离子镀膜法制备 Al₂O₃ 涂层、磁过滤电弧离子镀膜法制备 Al₂O₃ 涂层、反应磁控溅射法制备 (Al+Al₂O₃) 涂层、溶胶-凝胶法制备 Y₂SiO₅ 涂层。其中反应磁控溅射法制备 (Al+Al₂O₃) 涂层效果最好,与 Ni 在 870 °C, 50 MPa, 2 h 条件下进行复合界面稳定性较好,未发生明显的反应。但是该体系对温度极为敏感,若复合温度提高 10 °C 即会发生明显的界面反应。在此基础上,汪龙、牛西茜等^[8,9]采用中频脉冲磁控溅射法在 SiC 纤维表面沉积 (Al+Al₂O₃) 改性涂层以优化复合材料界面,在改性 SiC 纤维表面沉积 NiCrAl 合金涂层制备先驱丝;在 850 °C, 150 h 和 900 °C, 150 h 真空加热条件下,先驱丝界面保持稳定,仅有少量的 C 向 (Al+Al₂O₃) 改性层中扩散,未发现 NiCrAl 合金向内部扩散,表面产生微小的裂纹。但该报道只制备了先驱丝并未制备出最终的复合材料,在材料复合过程中压力和温度共同作用下,仍有发生界面反应的可能性。

张国兴等^[5]在 SiC 纤维增强 GH4169 复合材料的制备过程中尝试了 C 涂层、Ti 涂层、Al₂O₃ 涂层,研究发现 C 涂层、Ti 涂层不能阻止 GH4169 与 SiC 纤维的界面反应;通过射频反应溅射沉积的涂层与 SiC 纤维表面 C 涂层结合良好。但在带 Al₂O₃ 涂层的 SiC 纤维增强 GH4169 合金制备过程中纤维局部受到侵蚀,而未破坏的 Al₂O₃ 涂层能阻止界面反应,保持涂层的致密完整性是阻止界面反应的关键,因此需进一步探索梯度涂层的效果。

李佩恒等^[28]在 SiC 纤维与 GH4738 合金的复合过程中对 Ti₃Al、TiC、Y₂O₃ 界面涂层的阻隔作用进行了分析。采用磁控溅射的方式将界面涂层、GH4738 合

金依次沉积于 SiC 纤维上然后进行热等静压制备出复合材料。虽然在 SiC_f/Ti₃Al 复合材料中, SiC 纤维与 Ti₃Al 基体间无剧烈界面反应发生,且结合性较好^[30];但是在高温热等静压过程中,高温合金会与 Ti₃Al 涂层发生互扩散,穿透涂层进而与 SiC 纤维发生反应(图 3b)。脆性的 TiC 涂层会在热等静压过程中发生剥落,形成裂纹,从而使 GH4738 基体与 SiC 纤维接触发生反应(图 3a),也无法起到良好的阻隔作用。Y₂O₃ 涂层的效果较好,能够阻挡 SiC 纤维与高温合金的反应,通过对工艺参数的优化制备出带有 Y₂O₃ 涂层的 SiC 纤维增强 GH4738 复合材料,较无涂层的复合材料 800 °C 拉伸性能提高 17%。但该类材料也存在明显的缺点:界面结合强度较低,容易脱粘,未能起到有效传递载荷的作用从而影响复合材料的力学性能。此外,由于陶瓷类的 SiC 纤维与金属类的 GH4738 合金基体间物理性能的差异,在复合过程中容易产生残余应力,增加界面开裂倾向,成为材料中的缺陷。

在界面涂层的选择和制备过程中,除考虑对反应的阻隔作用,还需考虑纤维与基体间的模量匹配问题,因此在界面涂层的研究中出现了多种涂层材料复合的梯度涂层。在美国 GE 公司公布的专利^[31]中公布了几种在 Si/SiC 复合材料与高温合金复合时阻隔 Si 和 C 向高温合金基体中扩散的复杂界面涂层组合,如 Si/SiC 复合材料:YSZ/NiCrAlY/IN738, Si/SiC 复合材料:TiO/NiCrAlY/Hastelloy X,涂层的结合性和阻隔性较好。但实验采用的是扩散偶的方式,与实际纤维和基体的复合过程仍存在一定的差异,在纤维复合过程中还需要考虑表面曲率等因素对涂层结合性的影响。

Chen 等^[12]试图在 SiC 纤维与 Ni₃Al 基体间施加 C+Y₂O₃ 双涂层结构以阻止界面反应的发生。研究表明 C 涂层能够阻碍 Al、Si 的扩散,只能削弱 Ni 的扩散却不能阻碍 Ni 的扩散。对于 Ni₃Al 基体而言, Y₂O₃ 并非完全惰性,它会生成 Y₄Al₂O₉,这个产物能阻碍 Ni 的扩散,但是由于体积变化生成纳米尺寸微裂纹。因此, C+Y₂O₃ 的双涂层对 Ni₃Al 并非完全惰性,会形

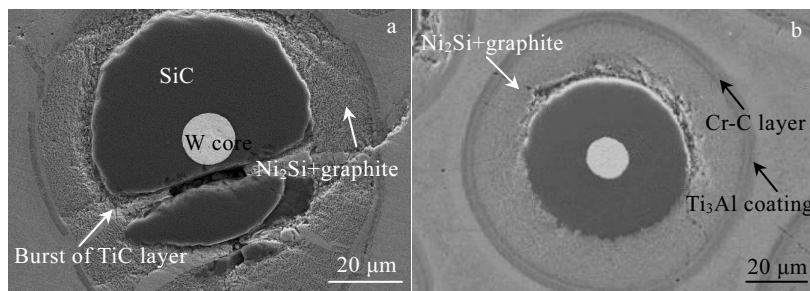


图 3 热等静压复合后 SiC/界面涂层/GH4738 体系的界面反应情况

Fig.3 Interface reaction of SiC fiber/interface coating/GH4738 system after HIP: (a) TiC coating and (b) Ti₃Al coating^[30]

成 $Y_4Al_2O_9$ 以阻止 Ni 的扩散, 并有孔洞产生, 可以考虑进行改进利用 $Y_4Al_2O_9$ 作为界面涂层。

界面涂层的研制过程中经历了单一涂层到梯度涂层的探索, 与 SiC 纤维增强钛基复合材料等较为成熟的复合材料相比, 高温合金基体与 SiC 需要在更高的温度和压力下进行复合。虽然在涂层尝试中有一些较为成功的案例, 但尚无高可靠性的成功复合体系, 现有报道对 SiC 与高温合金复合过程界面涂层的研究成果均表示需进一步的改进。

3.2 界面涂层潜在“危险”

在 SiC 纤维与高温合金直接复合过程中, 界面反应已经是一个不可避免的事实, 无论是镍基、铁基、钴基高温合金均会与 SiC 纤维发生强烈的界面反应, 并且由于 2 种材料模量不匹配导致的应力问题也需要得到解决。除了 SiC 纤维增强高温合金复合材料的研究, 还有大量关于 SiC 与高温合金材料连接过程界面研究的报道, 报道中 SiC 均与高温合金发生了明显的界面反应^[23, 32]。

在界面涂层的探索中, 能够有效阻隔反应的发生且能够解决纤维与基体之间的力学相容性的梯度涂层是首选方向。但在 SiC 纤维/涂层/高温合金基体这一体系的研制过程中存在潜在的“危险”。已有的研究报道可以证明 SiC 纤维与高温合金之间的反应趋势极为剧烈。若能够研制出完全阻隔反应发生的优质阻隔涂层, 涂层的安全可靠性是另一个要考量的问题。在服役过程中涂层一旦有微小的破裂使 SiC 纤维与高温合金基体接触, 强烈的反应趋势会促使反应源源不断的进行, 最终导致材料的失效。SiC 纤维增强高温合金复合材料的设计初衷是能够提供服役温度更高的新型高温合金材料用于航空发动机的重要热端部件, 若服役过程中发生失效, 将造成严重后果。因此, 采用界面涂层阻隔反应的发生虽然具有一定的可行性, 但由于 SiC 纤维与高温合金基体间的界面反应强烈, 需保证界面涂层具有高可靠性。界面反应的控制也成为制约 SiC 纤维增强高温合金复合材料发展的瓶颈问题。

4 SiC 纤维与高温合金元素反应

4.1 实验研究

SiC 直接增强高温合金的无法实现, 施加界面涂层的方法也遇到困难。为了探究 SiC 纤维与高温合金界面反应的本质, 作者将 SiC 纤维与高温合金中主要的合金元素分别进行复合并对界面反应进行探究。实验中采用热等静压的方式在 1050 °C 进行 2 h 保温, 高温合金常见基体元素 Ni、Fe、Co 与 W 芯 SiC 纤维热等静压复合后的形貌如图 4 所示, 通过能谱分析等手

段对反应产物进行分析。从图中可以看出 SiC 纤维与 Ni 的反应十分剧烈, 甚至 W 芯也参与了反应(图 4a)。Ni 与 SiC 反应使纤维破坏, C 和 Si 向外扩散并固溶进基体中; Ni 进一步向纤维内部扩散与 W 反应形成 Ni_2W_4C 。Co 与 SiC 纤维反应同样十分剧烈, 即生成 Co_2Si 与点状石墨颗粒交替的周期带状结构(图 4b)。在 SiC 区域与 Co 交界处, 由于扩散生成 Kirkendall 孔洞。SiC 区域反应完全之后, 反应产物进一步与 W 芯发生剧烈反应, 形成 Co、W、C 的化合物, W 芯周围出现一圈贫碳区。Fe 同样与 SiC 纤维发生剧烈的反应(图 4c)。Fe 将 SiC 纤维反应完全后, 继续与 W 芯发生反应。能谱分析表明 Si 和 C 元素固溶于 Fe 基体中并向周围扩散, W 芯也进一步发生反应。通过几组复合实验可以看出, SiC 纤维与常见的 3 种高温合金基体元素在热等静压复合过程中均会发生严重的界面反应, 甚至 SiC 纤维可以被耗尽并使 W 芯也参与到反应当中, 这也从一定程度上解释了为何以往 SiC 纤维与镍基、铁基、钴基高温合金复合的尝试均未获得成功。

此外, 还尝试将 SiC 纤维与其他高温合金元素 Cr、Mo、Nb 通过热等静压的方式进行复合, 结果如图 5 所示。虽然 SiC 纤维与这几种元素的界面反应并不明显, 但复合之后出现了不同程度的开裂现象。已有研究表明 SiC 与 Cr 会发生界面反应, 界面从纤维到基体生成两层界面反应产物依次为 Cr-Si-C 化合物和 Cr-C 化合物^[33, 34]。从图 5a 中可以看出 SiC 与 Cr 复合后虽然 SiC/Cr 的界面未发现明显的裂纹, 但基本每根纤维中都有很明显的裂纹存在, 在纤维丝周围有一圈离散的孔洞。这主要是由于 SiC 纤维丝周围生成一圈致密的 Cr-C 化合物, 热应力无法通过界面传递到基体处, 因此靠近金属基体界面处并未见明显裂纹; 制备过程中热应力大部分被 SiC 纤维吸收, 从而使纤维出现大量裂纹。图 5b 的组织形貌表明 Mo 与 SiC 纤维反应程度较弱, SiC 纤维可见轻微裂纹, 并且 SiC 纤维与基体的界面处可见微小裂纹。有可能是在制备冷却过程中, SiC 纤维与基体之间热膨胀系数的差异导致界面产生热应力, 由于界面处并没有生成致密的反应物层, 因此热应力释放在基体中从而导致金属基体出现微小的裂纹, 并出现 Mo 粉脱粘。Nb 与 SiC 纤维反应很轻微, 界面处没有明显的微小裂纹, 界面处并未观察到明显的反应层, 但复合过程中依旧可以观察到 SiC 纤维开裂的现象(图 5c)。通过分析可以看出, SiC 纤维与高温合金主要基体元素 Ni、Fe、Co 直接复合过程中会发生剧烈的界面反应, 与文献报道中所提到的 SiC 与任何 Ni、Co、Fe 基合金都是本质上不相容这一观点相呼应^[25]。

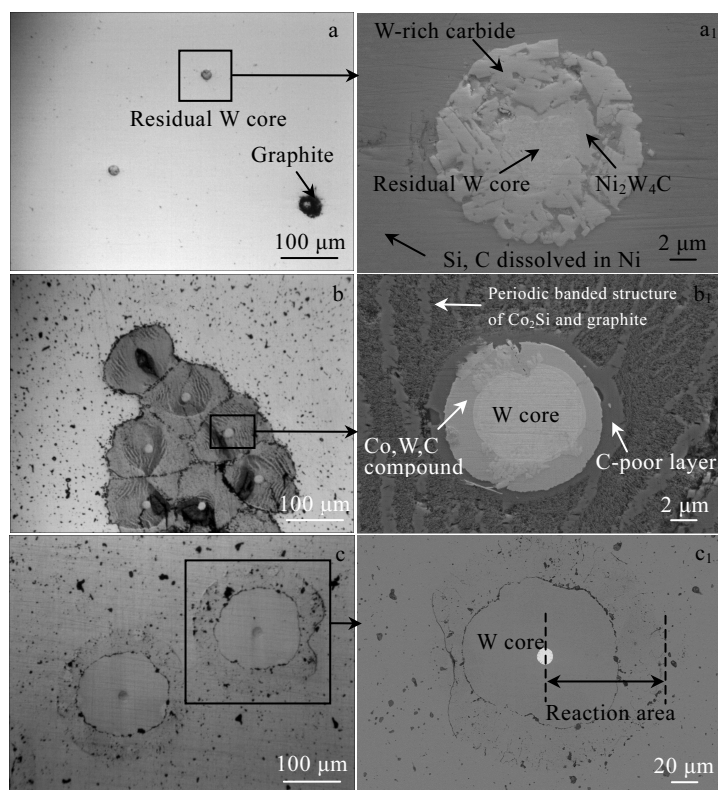


图 4 W 芯 SiC 纤维与高温合金基体元素 1050 °C/2 h 热等静压复合后反应界面形貌

Fig.4 Interface reaction between SiC fiber and Ni (a), Co (b), Fe (c) after 1050 °C/2 h HIP

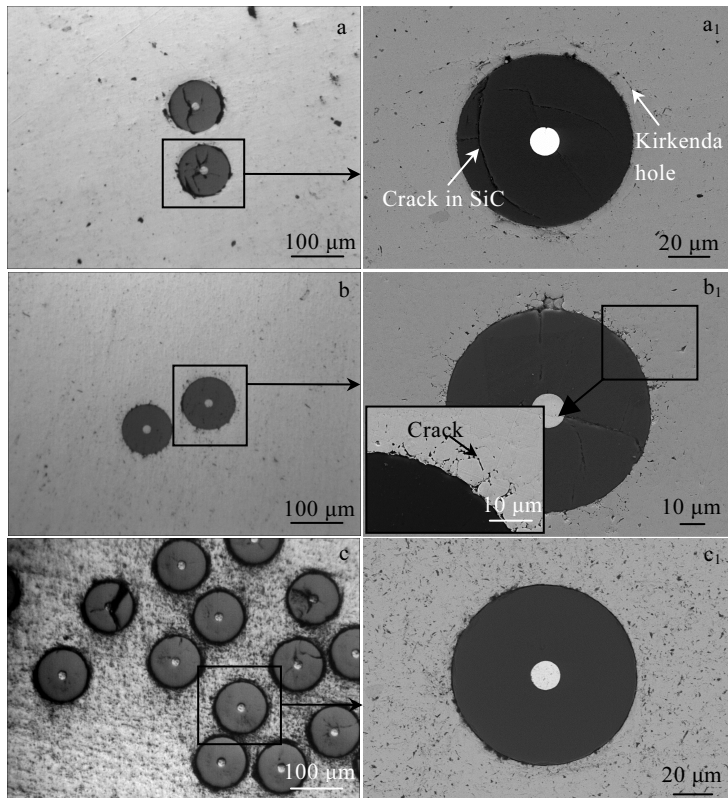


图 5 W 芯 SiC 纤维与 Cr、Mo、Nb 元素 1050 °C/2 h 热等静压复合后的界面反应形貌

Fig.5 Interface reaction between SiC fiber and Cr (a), Mo (b), Nb (c) after 1050 °C/2 h HIP

通过以上研究可以看出, SiC 纤维与不同高温合金元素的反应剧烈程度存在明显差异, 因此进一步思考是否可以通过元素添加或者合金改型的方式降低甚至控制 SiC 纤维与高温合金的界面反应问题。研究中将不同高温合金元素粉末进行配比、球磨混合后与 SiC 纤维在 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ 下通过热等静压进行复合, 结果如图 6 所示。现有的高温合金体系从最初的 80Ni20Cr 电工钢中添加合金元素发展而来, 为探究 SiC 纤维与镍基高温合金复合的可能性, 将 SiC 纤维与 80Ni20Cr 进行复合结果如图 6a 所示。从图中可以看出, 虽然 SiC 纤维与 Cr 复合过程中的反应并不剧烈(图 5a), 但是 Cr 元素的添加并不能阻碍 SiC 纤维与 Ni 的反应。SiC 纤维与 80Ni20Cr 反应依旧剧烈反应, 并存在一层富 Cr 反应层。Ni 与 SiC 反应破坏 SiC 结构, 释放的 Si、C 元素和化合物继续与 Cr 反应, 形成了复杂的反应层。从图 6b 中可以看出, SiC 纤维与 80Ni20Mo 的反应效果与 SiC 纤维-纯 Ni 的反应效果类似。Ni 通过反应破坏 SiC 之后, Mo 元素也与反应产物进一步反应生成 Mo 的碳化物。随着 SiC 被消耗, W 芯参与进一步的反应, 生成 $\text{Ni}_2\text{W}_4\text{C}$ 和 WC 等化合物。同时在 Ni 中添加反应程度较弱的 Cr 和 Mo 元素, SiC 纤维与基体的反应并没有

得到抑制, 从图 6c 中可以看出, SiC-80Ni10Cr10Mo 体系的反应依旧剧烈, SiC 与基体反应生成复杂化合物的同时 W 芯也被反应消耗。可见在易与 SiC 纤维反应的 Ni 中添加不易与 SiC 纤维发生反应的元素并不能阻止 SiC 纤维与 Ni 的反应。

既然 SiC 纤维与 Ni、Fe、Co 等高温合金基体元素的反应如此剧烈, 且无法通过添加一定量的弱反应元素进行控制, 那么是否可以在主要高温合金元素中选取 Mo、Cr 等弱反应元素作为主要基体元素, 在其中添加 Ni 形成适于与 SiC 纤维进行复合的基体材料? 因此在进一步研究中尝试了 SiC 纤维-80Mo20Ni 复合体系, 热等静压复合后的界面反应情况如图 7 所示。与 SiC 纤维-Mo 体系的复合结果类似, 在 SiC 纤维和基体界面上出现了开裂现象。此外, 在 SiC 纤维中发现了反应区域, SiC 纤维与基体中的 Ni 发生反应生成了 Ni_2Si 和石墨相。虽然在 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料中可以通过在基体中添加一定量的合金元素降低界面反应速率, 对界面反应进行调控^[35]。但该实验结果表明 Ni 与 SiC 纤维的反应趋势极强, 难以通过元素添加等方式对界面反应情况进行改善从而阻止 Ni 与 SiC 的反应。

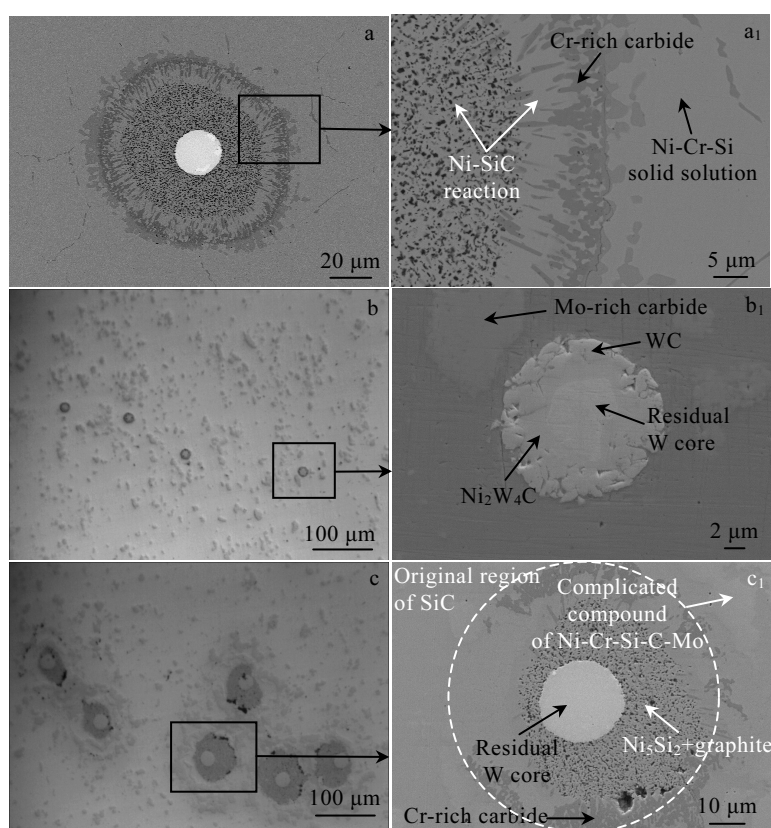


图 6 W 芯 SiC 纤维与多元合金体系通过 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ 热等静压复合后的界面反应形貌

Fig.6 Interface reaction between SiC fiber and 80Ni20Cr (a), 80Ni20Mo (b), and 80Ni10Cr10Mo (c) after $1050\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$ HIP

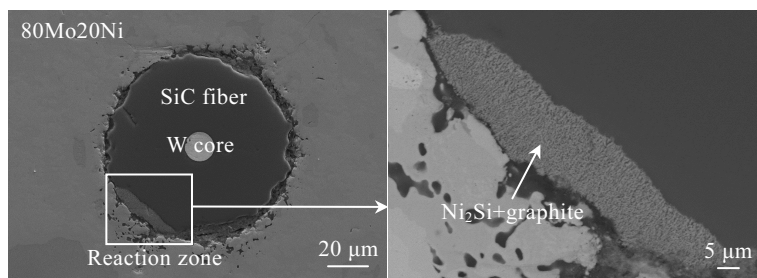


图 7 W 芯 SiC 纤维与 80Mo20Ni 通过 1050 °C/2 h 热等静压复合后的界面反应形貌

Fig.7 Interface reaction between SiC fiber and 80Mo20Ni after 1050 °C/2 h HIP

总体来看, 主要高温合金基体元素在复合过程中均会与 SiC 纤维发生强烈反应, 甚至可以在 SiC 纤维反应完全后, 进一步与 W 芯发生剧烈反应。强碳化物形成元素 (Cr、Mo、Nb) 与 SiC 纤维之间反应轻微, 但是复合过程中由于热应力等作用导致纤维中或者与纤维接触的金属基体处出现裂纹。虽然不同元素与 SiC 反应程度存在差异, 但是在 SiC 纤维与多组元合金复合的尝试中发现无法通过元素的添加明显降低 Ni、Co、Fe 元素与 SiC 纤维的界面反应程度。

4.2 模拟计算研究

在实验研究的基础上, 采用 Thermo-Calc 软件对 SiC 与 Ni 的界面反应进行模拟计算分析。模拟采用 SiC 与 Ni 的扩散偶的形式, 如图 8 所示。由于现有主流热力学、动力学模拟的商用软件中暂没有 SiC 的动力学数据, 因此在模型构建过程中采用了近似手法, 将 Si 和 C 以 1:1 的比例构建面心立方(fcc)结构, 但 Si 和 C 之间不是共价键连接, 因此与实际情况存在差异, 模拟只能定性反映 SiC 与 Ni 的界面反应情况。模拟计算选用实验研究中 SiC 纤维与基体复合的 1050 °C, 模拟时间为 60 min, 结果如图 8 所示。从图中可以看出, SiC 与 Ni 之间发生了强烈的互扩散, Ni 有强烈的向 SiC 内部扩散的趋势, SiC 中的 C 会向外扩散。该趋势与图 4a 中实验研究的结果一致, 表明本研究中所构建的模拟方法在研究 SiC 与 Ni 的界面反应上有一定的参考价值, 同时也进一步从理论角度证明 SiC 与 Ni 的界面趋势极强。

5 界面反应的本质

上述研究和分析表明, SiC 纤维增强高温合金复合材料的研究中界面反应问题难以克服。在寻求合适的界面反应涂层防止 SiC 纤维与高温合金界面反应发生的过程中, 需要追本溯源思考为何 SiC 纤维与高温合金基体的界面反应如此强烈, 为得到优良的高温性能, 高温合金中添加了大量的合金元素。SiC 纤维与

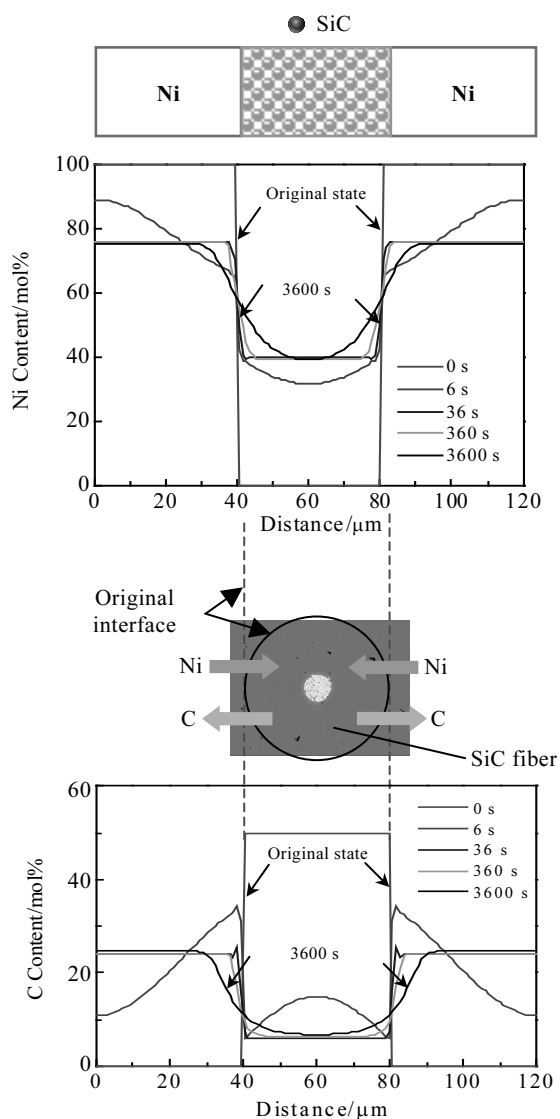


图 8 SiC 与 Ni 在 1050 °C 界面反应的模拟计算结果

Fig.8 Simulation result of interface reaction between SiC and Ni diffusion couple at 1050 °C

高温合金的界面反应问题可以进行分解考虑: 比对 SiC 与高温合金中单一元素的反应情况。作者总结了以往报道中 SiC 与高温合金主要元素间的元素扩散速

率(样品为 1050 °C/2 h 热等静压制备的扩散偶), 如图 9 所示^[33, 36-38]。从图中可以看出不同元素的扩散速率不同, 而 Ni 元素扩散速率远远高于其他元素, 存在数量级间的差异, 从而可以在一定程度上解释为何在 SiC 纤维增强钛基复合材料取得良好发展的同时, 在 SiC 纤维增强高温合金复合材料的发展过程中遇到了难以克服的界面反应问题。

SiC 与金属发生反应的过程中会有游离的 Si 存在^[34], 主要合金元素与 Si 开始反应的温度总结如表 2 所示^[39, 40]。从表中可以看出, Si 与高温合金的主要基体元素 Ni、Co、Fe 在较低温度下即可发生反应, 而与 Ti 发生反应的温度较高, 从另一个侧面解释了为何 SiC 更易与高温合金发生剧烈的界面反应, 而在 SiC 纤维增强钛基合金中界面较为稳定。

SiC 纤维因优良耐蚀性、高温下高强度等特征是一种良好的增强纤维, SiC 与基体金属的反应情况与金属的种类相关, 解析 SiC 与单一金属间的界面反应情况有利于探究 SiC 纤维与高温合金界面反应的本质。在 SiC 与金属接触反应的过程中, 金属的性质直接影响最终反应产物的类型和形貌。SiC 与金属界面

表 2 金属熔化温度及与 Si 反应的温度

Table 2 Melting point and temperature at which metals react with silicon (°C)^[39, 40]

Metal	Melting point of the metal	Lowest reported temperature for solid state reaction with Si
Ni	1452	200
Co	1495	350
Fe	1535	450
Pd	1550	100
Ti	1660	500
Pt	1755	150
Zr	1850	700
Cr	1860	450
V	1890	600
Hf	2230	550
Ir	2410	-
Nb	2470	650
Mo	2500	525
Ta	2850	600
Re	3180	600
W	3400	650

反应区域的厚度可近似认为遵循抛物线规律, 反应层厚度 d 可表示为^[33, 41]:

$$d^2 = kt \quad (1)$$

$$k = k_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

其中, Q 为反应的激活能, R 是气体常数, T 为温度, k 是反应速率常数, k_0 为常数。SiC 与常见高温合金元素的界面反应速率参数的归纳如表 3 所示。虽然不同文献报道采用的研究方法有所差异, 但参数对比能反映出整体趋势。SiC 与 Ni 和 Co 的反应激活能明显低于 SiC 与 Ti 的反应激活能, 界面反应更容易发生。因此 SiC 与镍基和钴基高温合金的界面反应程度明显高于 SiC 与钛合金的反应程度, 为两者的复合带来了极大困难。同时也从另一方面解释了为何 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料取得成功的同时, SiC 纤维增强高温合金的研制存在极大的困难。

此外, SiC 与钛合金的界面并非绝对稳定, SiC-Ti 是热力学非平衡体系, 在复合材料成型以及高温服役过程中, 基体与纤维会发生化学反应和元素扩散, 可形成 TiC, TiSi, TiSi₂, Ti₃Si 等反应产物, 从而形成一定厚度的界面反应层, 但是反应速率较慢^[45]。研究表明 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料可在高于基体使用温度 100~200 °C 的条件下保持稳定; 例如 TC17 的服役温度为 430 °C, 而 SiC 纤维增强 TC17 复合材料在 700 °C 界面区长大大速率常数仅为 $1.86 \times 10^{-10} \text{ m/s}^{1/2}$ (即 $3.46 \times 10^{-20} \text{ m}^2/\text{s}$)^[45]。由于界面反应的速率常数与温度直接相关, 采用文献[43, 44]中的数据计算 1075 °C 下 SiC 与 Ti 界面反应速率常数 k , 结果分别为 3.80×10^{-15}

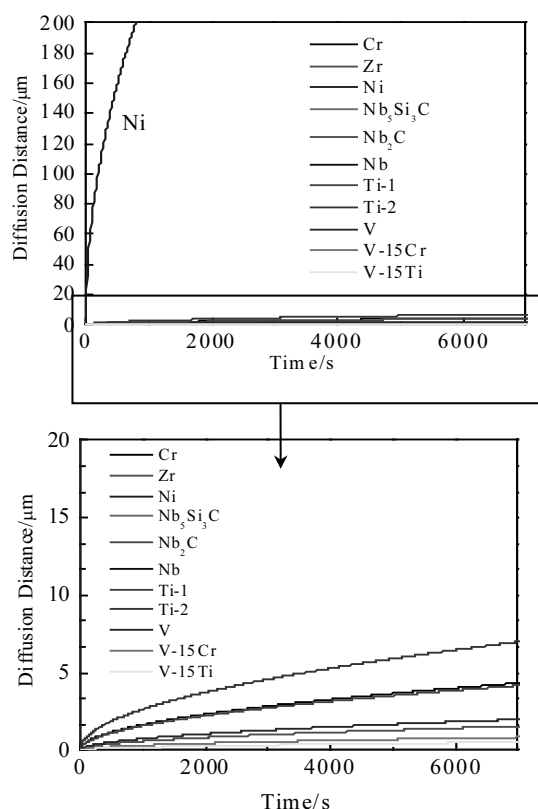


图 9 SiC 与主要合金元素扩散偶中元素扩散的距离-时间曲线

Fig.9 Diffusion distance-time curves for interface reaction between SiC and different metals obtained by diffusion couple^[33, 36-38]

表 3 SiC 与金属界面反应速率参数

Table 3 Parameters of interface reaction between SiC and metal

Metal	$k/\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$	$k_0/\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$	$Q/\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$	Reference and note
Ni	1075 °C 8×10^{-16}	1.089×10^{-3}	185.8	[33]
			212	[42]
		2.56×10^{-8}	176.8	[33]
			266.8	
Nb	1200 °C Layer 1 (NbC _x) 6.7×10^{-17} Layer 2 (NbSi _y C _z) 5.3×10^{-16}			[41]
Co			95	[42]
			1.84×10^{-5}	[43]
			4.58×10^{-4}	[44]
			2.83×10^{-5}	
Ti		$\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{C}_x+\text{TiC}$	267	[37] * Coefficient depends on reaction product
			2.17×10^{-5}	
			1.07×10^{-7}	
			3.85×10^{-4}	

和 $1.10\times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$ 。虽然纯 Ti 与 TC17 钛合金存在一定的成分差异,但是可以通过近似比对看出,随着温度的升高 SiC 与 Ti 的界面反应速率存在数量级的提升,即在高温下 SiC 与 Ti 也会发生快速的反应。与此同时,将计算所得的 1075 °C 下 SiC 与 Ti 界面反应速率常数与表 3 中 Ni 与 SiC 反应文献报道的反应速率常数 $8\times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$ 相比仍存在数量级的差异, Ni 与 SiC 的界面反应速率仍明显快于 Ti 与 SiC 的反应。进一步说明 Ni 与 SiC 的反应速率极快,与 Ti 基材料存在本质上的差异,因此无法直接复制 SiC 增强 Ti 基复合材料的成功案例。由于 SiC 纤维增强高温合金复合材料需要在高温下(一般高于 1000 °C)进行制备,且目标使用温度为 800 °C 以上,基体元素(Ni、Fe、Co)与 SiC 纤维有强烈的反应趋势,且难以通过元素添加明显降低反应的动力学趋势,因此难以通过界面涂层进行阻隔。

6 展 望

SiC 纤维增强的 Ti、Al、Mg 基复合材料有良好的发展趋势,但受到基体材料承温能力的限制,使用温度难以进一步提高。而 SiC 纤维增强高温合金基复合材料虽然在设计理论上具有一定的可行性,但在实际研究中界面反应的控制成为制约该类材料发展的“瓶颈”问题。在更高温度下使用的 SiC 纤维增强复合材料中, SiC 纤维增强 SiC 陶瓷基复合材料(ceramic matrix composite, CMC)具有较好的发展趋势。NASA 在此方向进行了一系列的报道:2004 年报告^[46]中报道了 NASA 开发的 5 种 SiC 纤维增强 SiC 基复合材料系统的工艺和性能数据;但是材料的高温蠕变断裂特性受纤维蠕变断裂特性的控制,复材的抗裂纹扩展性质和纤维的蠕变断裂性能均需提高^[47];2013 年报告^[48]中报道了一种短 SiC 纤维增强的 SiC 复合材料,长时使用

温度可达 1250 °C,优于耐温能力最佳的高温合金,且该材料正被引入到军用和商用燃气涡轮发动机的热部件中;2015 年报道了 3D 打印在 SiC/SiC 复合材料中发展前景^[49];目前最先进的 SiC/SiC CMC 体系的承温能力可达 1316 °C,将其应用于发动机转动件可以实现进一步减重,但由于其相对低的韧性、低损伤容限、力学性能波动大等问题,目前应用主要局限于非关键部件^[50]。国内近年来也涌现出一批关于 SiC/SiC 复合材料的研究报道^[51-53]。

7 结 语

1) SiC 纤维直接增强高温合金的复合方式,由于强烈的界面反应问题无法取得成功。这主要是因为 SiC 与 Ni、Co、Fe 基金属本质上不相容,通过基体改型形成复杂的金属间化合物尽管会使反应的动力学发生些许变化,但是热力学规律还是不变的,最终都将趋向于发生反应。SiC 纤维与高温合金的物理性能相差较大,界面模量匹配问题也是两者复合过程中的难点。

2) 界面涂层虽然在纤维改性和阻隔界面反应方面能起到一定作用,但尚无能够满足需求的界面涂层方案,且两者反应趋势强烈,界面涂层一旦破损,反应即会不断发生,导致材料失效,存在极大的风险。因此,无法通过简单复制 SiC 纤维增强 Ti 基复合材料的方案制备 SiC 纤维增强高温合金复合材料。

3) SiC 纤维增强高温合金复合材料的界面问题短期内难以解决。在 SiC 纤维增强金属基复合材料由于耐温性好、密度低等特点在航空航天领域的使用比例逐年提升。已成熟使用的金属基体包括 Mg、Al、Cu、Ti 等,为实现更高的使用温度而预研的高温合金基体系发展困难极大,可实现产业化应用的可能性较低。

参考文献 References

- [1] Liu Qiaomu(刘巧沐), Huang Shunzhou(黄顺洲), Liu Jia(刘佳) *et al.* *Gas Turbine Experiment and Research*(燃气涡轮试验与研究)[J], 2014, 27(4): 51
- [2] Zhang Litong(张立同), Cheng Laifei(成来飞). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2007(2): 1
- [3] Hooker J A, Doorbar P J. *Metal Science Journal*[J], 2013, 16(7-8): 725
- [4] Miracle D B. *Composites Science & Technology*[J], 2005, 65(15): 2526
- [5] Zhang Guoxing(张国兴), Wang Yumin(王玉敏), Yang Qing(杨青) *et al.* *Proceedings of the 11th CSM Steel Congress*(第十一届中国钢铁年会)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2017: 24
- [6] Li Peihuan(李佩桓), Zhang Yong(张勇), Wang Tao(王涛) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017(10): 117
- [7] Zhang Lu(张露). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2011
- [8] Wang Long(汪龙). *Thesis for Master Degree*(硕士学位论文)[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2013
- [9] Niu Xixi(牛西茜), Wang Long(汪龙), Zhang Haoqiang(张浩强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3550
- [10] Gong Jun(宫骏), Niu Xixi(牛西茜), Zhang Haoqiang(张浩强) *et al.* *China Patent*(中国专利). CN201810078858.8[P], 2018
- [11] Lin Haitao(林海涛). *Thesis for Master Degree*(硕士学位论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2007
- [12] Chen Jianhong, Huang Hao, Zhang Kan *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2018, 765: 18
- [13] Storozhenko M S, Umanskii A P, Chuprov S S *et al.* *Powder Metallurgy & Metal Ceramics*[J], 2012, 50: 719
- [14] Zhang Lu, Shi Nanlin, Gong Jun *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2012, 28(3): 234
- [15] Liu Cuixia(刘翠霞), Yang Yanqing(杨延清), Xu Ting(徐婷) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2006(8): 35, 40
- [16] Li Peihuan(李佩桓), Zhang Yong(张勇), Wang Tao(王涛) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(8): 121
- [17] Luo Guozhen(罗国珍). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1997, 26(2): 1
- [18] Krishnamurthy S, Smith P R, Miracle D B. *Materials Science & Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 285
- [19] Wang Yumin, Zhang Guoxing, Zhang Xu *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2016, 52(10): 1153
- [20] Huang Xu(黄旭), Li Zhenxi(李臻熙), Huang Hao(黄浩). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2011, 30(6): 21
- [21] Ge Changchuang(葛长闯), Cao Hang(曹航), Yi Feng(伊锋). *Aeroengine*(航空发动机)[J], 2013, 39(4): 45
- [22] Ji Fuxing(吉付兴), Cao Fengjiang(曹凤江), Tan Jianbo(谭建波) *et al.* *Internal Combustion Engine & Parts*(内燃机与配件)[J], 2017(10): 117
- [23] Cornie J A, Cook C S, Andersson C A. *Fabrication Process Development of SiC Superalloy Composite Sheet for Exhaust System Components*[R]. Cleveland: NASA Lewis Research Center, 1976: 1
- [24] Mehan R L, Mckee D W. *Journal of Materials Science*[J], 1976, 11(6): 1009
- [25] Cornie J A. *Characterization, Shaping, and Joining of Sic/Superalloy Sheet for Exhaust System Components*[R]. Cleveland: NASA Lewis Research Center, 1977: 1
- [26] Mehan R L, Bolon R B. *Journal of Materials Science*[J], 1979, 14(10): 2471
- [27] Li Peihuan(李佩桓), Qu Xuanhui(曲选辉), Zhang Yong(张勇) *et al.* *The 13th China Superalloy Conference*(第十三届中国高温合金年会摘要文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 1
- [28] Li Peihuan(李佩桓). *Thesis for Doctorate*(博士学位论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018
- [29] Wang Tao(王涛), Zhao Yuxin(赵宇新), Fu Shuhong(付书红) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2013, 33(2): 87
- [30] Guo Shuqi, Hu Chunfeng, Hong Gao *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2014, 35(5): 1375
- [31] Mckee D W. *The United State Patent*. US6335105 B1[P], 2002
- [32] Hattali M L, Valette S, Ropital F *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2009, 29(4): 813
- [33] Banumurthy K, Schmid-Fetzer R. *Composites Part A: Applied Science & Manufacturing*[J], 2001, 32(3): 569
- [34] Park J S, Landry K, Perepezko J H. *Materials Science & Engineering A*[J], 1999, 259(2): 279
- [35] Wen Qiong(文琼). *Thesis for Master Degree*(硕士学位论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2005
- [36] El-Sayed M H, Naka M, Schuster J C. *Journal of Materials Science*[J], 1997, 32(10): 2715
- [37] Naka M, Feng J C, Schuster J C. *Metallurgical & Materials*

- Transactions A*[J], 1997, 28(6): 1385
- [38] Kurokawa K, Miyamoto K, Nagasaki R. *Reduced Activation Materials for Fusion Reactors*[J], 1990, 236: 247
- [39] Geib K M, Wilson C, Long R G *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1990, 68(6): 2796
- [40] Chu J J, Chen L J, Tu K N. *Journal of Applied Physics*[J], 1987, 62(2): 461
- [41] Chou T C, Joshi A. *Journal of Vacuum Science & Technology A Vacuum Surfaces & Films*[J], 1991, 9(3): 1525
- [42] Fujimura T, Tanaka S I. *Journal of Materials Science*[J], 1999, 34(2): 235
- [43] Kurokawa K, Nagasaki R. In: Somiya S, Shimada M, Yoshimura M eds. *Reactivity of Sintered SiC with Metals*[M]. Amsterdam: Elsevier, 1988: 1397
- [44] Martineau P, Lahaye M, Paillet R *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 1984, 19(8): 2731
- [45] Wang Yumin(王玉敏), Zhang Guoxing(张国兴), Zhang Xu(张旭) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(10): 1153
- [46] Dicarolo J A, Yun H M, Morscher G N *et al.* *SiC/SiC Composites for 1200 °C and Above*[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2004: 1
- [47] Morscher G N. *Advanced Woven SiC/SiC Composites for High Temperature Applications*[R]. Cleveland: Ohio Aerospace Institute and NASA Glenn Research Center, 2007: 1
- [48] Dicarolo J A. *Advances in SiC/SiC Composites for Aero-Propulsion*[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2013: 1
- [49] Singh M, Halbig M C. *Additive Manufacturing of SiC-Based Ceramics and Ceramic Matrix Composites*[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center and Ohio Aerospace Institute, 2015: 1
- [50] Dongming Z. *Aerospace Ceramic Materials: Thermal, Environmental Barrier Coatings and SiC/SiC Ceramic Matrix Composites For Turbine Engine Applications*[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2018: 1
- [51] Zheng L, Zhou X, Yu J *et al.* *Ceramics International*[J], 2014, 40(1): 1939
- [52] Wang H, Gao S, Peng S *et al.* *Journal of Advanced Ceramics*[J], 2018, 7(2): 1
- [53] Xiong L, Li Y, Liu J *et al.* *Ceramics International*[J], 2016, 43(4): 3741

Feasibility Analysis of SiC Fiber Reinforced Superalloy-based Composite

Jiang He, Wang Fa, Li Xin, Dong Jianxin

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: SiC fiber reinforced metal-base composite is more and more widely used in aerospace field for its higher temperature capability and lower density. SiC fiber reinforced Ti, Al, Mg based composites have prove to be a great success. But the usage temperature of these composites has been limited by the usage temperature of base metal. In order to further increase the temperature capability of SiC fiber reinforced metal-base composite and obtain high-temperature structural material with better properties, there are some attempts for SiC fiber reinforced superalloy-base composite at home and aboard. However, the development of SiC fiber reinforced superalloy-base composite is in slow development and there has almost no breakthrough success. The bottleneck for the development of SiC fiber reinforced superalloy-base composite is the interface reaction between SiC fiber and superalloy base. Many attempts (such as a variety of interface coatings) have been made to conquer this challenge, while no mature solution has been found. Hence, it is necessary to analyze the feasibility of SiC fiber reinforced superalloy-based composite. In this research, the origin and development of SiC fiber reinforced superalloy-based composites in past decades were narrated. The failure cases and reasons were summarized. Moreover, the attempts of interface coating and disadvantages of this method were analyzed. Experiments and simulations were carried out to investigate the interface reaction between SiC fiber and major superalloy elements. The results show that the reaction between SiC fiber and major superalloy elements is severe and cannot be avoided. Further analysis on the essence of severe reaction between SiC fiber and superalloy was made. The experiment and analysis show that SiC fiber and superalloy are intrinsically incompatible, and the interface reaction trend is severe. Interface coating can hinder the reaction in some extent. But the reaction trend is so severe that any minor failure of coating will result in catastrophic result. The above reasons indicate that it is difficult for SiC fiber reinforced superalloy-base composite to be used commercially in the near future.

Key words: SiC fiber; superalloy; composite material; feasibility analysis

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn