

超高温抗氧化碳陶复合材料研究进展

闫联生 崔万继 崔红 宋麦丽 刘博

(西安航天复合材料研究所, 西安 710025)

文 摘 综述了国内外近年来陶瓷涂层抗氧化改性 C/C 复合材料和陶瓷基体抗氧化 C/C 复合材料研究与应用的新进展, 主要包括 1 800℃ 以下、1 800 ~ 2 200℃ 和 2 200℃ 以上不同使用温度范围的抗氧化陶瓷涂层以及 SiC 陶瓷和超高温陶瓷基体改性复合材料。指出了目前高超声速飞行器 2 200℃ 以上超高温抗氧化热防护材料研究中存在的问题, 提出了今后研究的方向。

关键词 C/C 复合材料, 抗氧化, 基体改性, 陶瓷涂层

中图分类号: TB332

DOI: 10.3969/j.issn.1007-2330.2014.03.002

Advances on Ultrahigh Temperature and Oxidation Resistance Carbon-Ceramic Composites

YAN Liansheng CUI Wanji CUI Hong SONG Maili LIU Bo

(Xi'an Aerospace Composites Material Institute, Xi'an 710025)

Abstracts The recent research and application of the oxidation protection modified by ceramics for carbon/carbon composites at high temperatures were reviewed, including oxidation protective ceramic coatings and ceramic matrix hybrid modified composites. The anti-oxidation ceramic coatings contain three different temperature ranges i. e. below 1 800℃, 1 800℃ to 2 200℃, and above 2 200℃. The ceramic matrix modified composites include SiC ceramic matrix modified composites and ultrahigh temperature ceramic matrix modified composites. To meet the extreme environments of hypersonic vehicles thermal protective materials above 2 200℃ under oxidation condition, the problems in present research and the further development directions were proposed.

Key words Carbon/carbon composites, Oxidation protection, Matrix modification, Ceramic coatings

0 引言

高超声速飞行器是航空航天科技向新的飞行极限进行探索的重要领域, 近年来随着空天武器机动性和突防能力要求的增加, 高超声速飞行器成为美俄等先进国家研究的热点。高超声速飞行器特有的“长时飞行、大气层再入、跨大气层飞行”工作条件, 使得其对机翼前缘、鼻锥和燃烧室等关键部件对热防护要求极其苛刻, 主要表现为工作温度高(最高 3 000 K)、氧化烧蚀及气动冲刷严重(O_2 、 H_2O 、 CO_2 等的氧化和 N_2 等离子体等的冲刷)、工作时间长(数百秒甚至上千秒)。因而超高温抗氧化热防护结构材料成为制约高超声速飞行器的主要关键技术之一。因此, 具有长时间、超高温(2 200℃ 以上)抗氧化热防护材料成为空天武器研究的热点)^[1-2]。

目前常用的三类高温材料均难以满足使用要求。C/C 复合材料高温下仍具有高强度、高模量、良好的断裂韧性和耐磨性能^[3], 是理想的高温工程结构材料。但其抗氧化性能差, 在 370℃ 以上氧化环境中就会发生氧化^[4]。现有难熔金属材料使用温度低、且高温下强度急剧下降^[5]。陶瓷材料熔点高、抗氧化性能好, 但脆性大, 难以制作复杂热结构部件。

采用陶瓷材料对 C/C 复合材料进行改性, 可提高 C/C 复合材料的抗氧化性能, 陶瓷改性后的 C/C 复合材料的抗氧化温度主要由改性陶瓷材料自身的熔点及其氧化物的熔点决定。SiC、ZrC、ZrB₂、HfC、HfB₂ 等陶瓷的熔点高^[6]、密度低(图 1), 是 C/C 复合材料 2 300 K 以上高温抗氧化改性的理想选择, 可解决困扰高超声速飞行器等新型武器技术发展面临

的超高温(2 200℃以上)抗氧化热防护技术难题,在高超声速飞行器大型复杂热防护构件上显示出广阔应用前景^[7-9]。陶瓷改性 C/C 复合材料的方法通常有涂层改性和基体改性两种。

本文介绍了陶瓷涂层改性和陶瓷基体改性抗氧化 C/C 复合材料的研究进展,分析了目前超高温抗氧化改性技术研究中存在的问题,提出今后研究的方向。

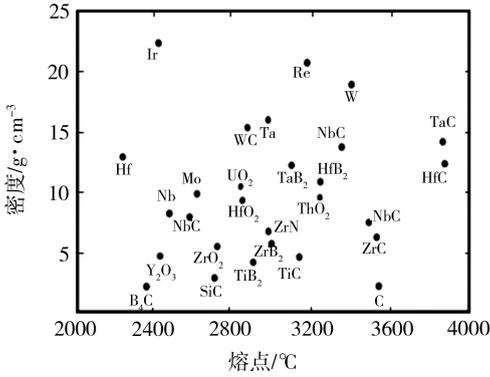


图1 高温难熔材料的熔点

Fig.1 Melting temperature of refractory materials

1 抗氧化涂层改性 C/C 复合材料

抗氧化涂层对 C/C 复合材料的氧化防护源于其氧化可生成黏度高、致密的氧化物层,氧化物层中含有少量玻璃相,密封和填补了氧化层中存在的裂纹和缺陷,大大降低了氧进入材料内部的通道和扩散速率。抗氧化涂层不会对 C/C 复合材料本体的高温力学性能产生不利影响,是研究最多、也是目前工程化应用最为广泛的抗氧化技术。按工作温度,抗氧化涂层可分为 1 800℃以下、1 800~2 200℃、2 200℃以上抗氧化涂层。

1.1 1 800℃以下使用的抗氧化涂层

C/C 复合材料最早的抗氧化涂层是玻璃陶瓷涂层,主要有磷酸盐陶瓷涂层、硼硅玻璃涂层和复合玻璃陶瓷。这类涂层的抗氧化温度较低(650~1 300℃),与 C/C 基体结合良好,主要用于 C/C 刹车片的抗氧化防护,国内研究单位主要有中南大学^[10]和西安航天复合材料研究所^[11],目前已得到工程化应用。为了提高抗氧化涂层的使用温度,国内外开展了硅基陶瓷涂层研究,硅基陶瓷涂层虽然很多,如 SiC、Si₃N₄、MoSi₂、CrSi₂、ZrSi₂ 等,其中研究最多的是 SiC 和 MoSi₂。李贺军等人^[12]采用包埋法制备的 MoSi₂-SiC 复相陶瓷抗氧化涂层改性 C/C 材料在 1 650℃具有优异的抗氧化性能。侯党社^[13]采用包埋技术在 C/C 复合材料表面制备 SiC-TaSi₂/MoSi₂ 抗氧化复合涂层,钽钼摩尔比为 1:1 时复合涂层氧化形成致密和稳定的玻璃态 SiO₂ 保护膜,在 1 500℃氧化 326 h 和经过 23 次 1 500℃↔室温急冷急热后,带有该涂层的 C/C 试样失重仅为 0.97%。

宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2014 年 第 3 期

1.2 1 800~2 200℃抗氧化涂层

目前报道的抗氧化涂层技术在 1 800℃以上效果并不理想。为此,人们开发 ZrC、TaC、HfC 等超高温陶瓷涂层作为 C/C 复合材料的抗氧化防护技术研究。熊翔^[14-15]采用 ZrCl₄-CH₄-H₂-Ar 反应体系、冷态输送 ZrCl₄ 粉末、CVD 制备出 ZrC 涂层,研究了 ZrC 晶体结构和显微组织结构;分析化学气相沉积过程中 ZrC 涂层的缺陷特征和形成机制,将缺陷类型细分为裂纹、片状脱落及未报道过的“蠕虫状”凸起,从气体界面反应、热应力集中、气流状态等方面分析这些缺陷产生的原因,并提出缺陷控制方法。

李贺军等人^[16]采用固相浸渗法和刷涂法制备出 ZrC/SiC 复相抗氧化涂层改性 C/C 材料,通过氧乙炔烧蚀试验表征了其抗氧化烧蚀性能,显示出极低的质量烧蚀率。

张中伟^[17]报道了一种可用于 1 800℃的抗氧化复合涂层体系,固渗法制备 SiC 内层、料浆涂刷法制备高温氧化物釉层和硼硅化物釉层。氧乙炔焰烧蚀 20 s 的失重为 0.06%,1 800℃自然对流氧化试验条件下,氧化物釉层 30 min 的平均失重速率为 0.06 g/(m²·s),硼硅化物釉层 60 min 的平均失重速率为 0.2 g/(m²·s)。

1.3 2 200℃以上抗氧化涂层

难熔 HfC 和 TaC 超高温陶瓷具有优异的抗热震性能和高熔点,碳化物熔点高于氧化物熔点,不存在固相转变,高温强度高,抗氧化性能优异,是国外 2 200℃以上超高温抗氧化的理想材料。但由于超高温陶瓷涂层与 C/C 材料热物理性能的差异产生热应力必然会引起涂层的龟裂和脱落,工作温度越高、热应力越大、涂层越容易龟裂和脱落。因此,超高温陶瓷涂层必须与 C/C 复合材料热物理性能匹配的 SiC 涂层结合起来,选用 SiC 涂层作为 C/C 复合材料的底涂层,在 SiC 底涂层上再进行超高温陶瓷涂层,从而提高超高温抗氧化涂层与 C/C 本体材料的热匹配性能和抗剥落能力,如 X-43A 飞行器机头鼻锥前缘抗氧化涂层为以 CVD-SiC 为底层、HfC、ZrB₂ 等超高温陶瓷为烧蚀层的多层复合涂层体系,提高抗氧化涂层的抗热震性能和抗剥落能力^[18]。

国内航天材料及工艺研究所等单位都在进行此类研究工作,但由于技术保密的原因,这方面的研究报道很少。

但总体来说,目前 2 200℃以上超高温抗氧化技术大多仍处于研究阶段,难以工程化应用。特别是对于燃烧室这种复杂形状的部件,其内表面涂层的均匀性和结合强度更难控制,工程化应用的难度更大。

2 基体改性抗氧化 C/C 复合材料

最早的抗氧化基体改性技术是在 C/C 复合材料内添加抑制剂(如硼酸盐、磷酸盐)^[19],有效抑制 C/C 复合材料低温氧化,但这些抑制剂会与 C 发生反应,对 C/C 复合材料的高温性能产生不利影响。采用与 C/C 材料热物理性能匹配和化学稳定性的 SiC 陶瓷基体改性可解决上述问题,因而得到大量研究和应用。与抗氧化涂层技术一样,超高温陶瓷基体改性通常要与 SiC 基体相结合,形成 SiC-超高温陶瓷多元基体,不仅可消除 C/C 材料与超高温陶瓷热物理性能的差异和化学侵蚀,提高 C/C 复合材料的高温强度;而且对于拓宽抗氧化温度范围具有积极作用,即在 2 000℃ 以前当温度还未达到超高温陶瓷及其氧化物的熔融温度, SiC 的氧化物可熔融并填补在固态的超高温陶瓷及其氧化物之中,从而起到抗氧化作用。由于填补/弥合在固态超高温陶瓷及其氧化物之中,熔融态 SiC 氧化物因高温燃气冲蚀/冲刷而产生的损失也会降低。

2.1 SiC 陶瓷基体改性复合材料

由于 SiC 与 C/C 复合材料的热胀系数较为匹配,成为 C/C 复合材料基体抗氧化改性最为常用的陶瓷材料,得到的复合材料称为 C/C-SiC 碳陶复合材料。材料中 SiC 基体的主要作用是氧化形成致密的 SiO₂ 基玻璃质层,可有效保护碳纤维不被氧化。同时, SiC 陶瓷基体的制备技术成熟,原材料来源广泛、成本低,因而得到广泛应用。

德国航天中心 DLR 为美国 NASA 的 X-38 飞行器制备的 C/C-SiC 鼻锥(图 2),其最高使用温度为 1

750℃。C/C-SiC 鼻锥制备采用液相渗硅工艺(LSI),即通过液相 Si 浸渗 C/C 材料,最后在表面进行 CVD-SiC 涂层,进一步提高抗氧化性能^[20]。DLR 还与日本合作,采用 LSI 工艺制备的 C/C-SiC 碳陶热防护系统陶瓷瓦样件 Cetex。在风洞试验中 Cetex 样件的最大试验温度达到 2 700℃;航天运载器飞行试验中回收舱成功再入大气层, Cetex 表面温度约达到 2 200℃,未暴露任何明显问题^[20-21]。



图 2 X-38 碳陶复合材料鼻锥

Fig. 2 X-38 carbon-ceramic Composite Nose

1998 年闫联生^[22]提出“CVI+PIP”混合工艺,2005 年用于 C/C-SiC 碳陶复合材料的制备,制备了针刺、3D 编织和 2.5D 不同预制体 C/C-SiC 碳陶复合材料,其性能见表 1。其中,针刺 C/C-SiC 碳陶复合材料的优点是抗氧化烧蚀性能优异、成本低,在耐高温抗氧化燃烧室等大型耐烧蚀部件上显示出潜在的应用前景,目前已通过水压(内压)试验、静力试验、振动试验,以及超声速冲压发动机地面热防护试验考核(图 3)和飞行试验考核,满足 1 400 ~ 2 000℃、长时间(600 ~ 1 500 s)耐高温抗氧化要求。

表 1 C/C-SiC 碳陶复合材料的性能

Tab. 1 Properties of C/C-SiC carbon-ceramic composites

项目	预制体密度 /g·cm ⁻³	复合材料密度 /g·cm ⁻³	拉伸强度 /MPa	泊松比	压缩强度 /MPa	弯曲强度 /MPa	面内剪切强度 /MPa	层间剪切强度 /MPa	600s 氧乙炔 烧蚀率/μm·s ⁻¹
针刺	0.40	1.85	101	0.30	209	230	-	23.8	4.6
3D 编织	0.78	1.85	318	0.21	265	468	70.6	58.4	-
2.5D	0.75	1.82	165	0.18	221	323	-	35.7	7.6



图 3 C/C-SiC 燃烧室和喷管及热试车

Fig. 3 Ramjet engine fire test of C/C-SiC carbon-ceramic composite combustion chamber and nozzle

2.5D C/C-SiC 碳陶复合材料整体强度高,用于制备预燃室,已通过了水压强度试验考核(图 4)和超燃冲压发动机 Ma5.5、600 s 条件下的热防护试验考核,试验后预燃室结构完整,内表面未见明显烧蚀,满足使用要求(图 5)。3D 编织 C/C-SiC 碳陶复合材料主要用于高温紧固件、舵轴等小型、对承力要求高的热结构部件,制备的螺栓紧固件拉伸强度达 226 MPa。

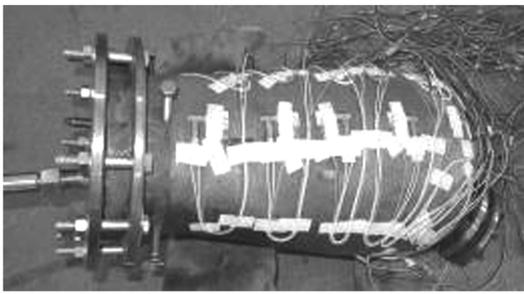


图4 2.5D 预燃室水压试验照片

Fig. 4 Hydrostatic test of 2.5D C/C-SiC preignition chamber

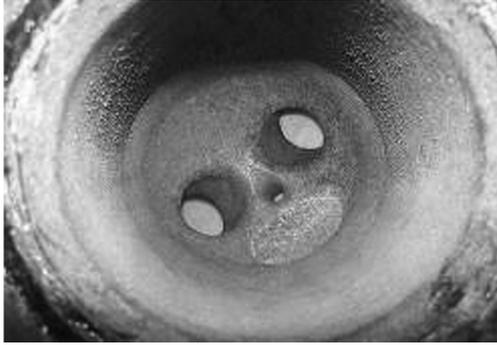


图5 2.5D C/C-SiC 预燃室试验后内表面照片

Fig. 5 Photograph of 2.5D C/C-SiC preignition chamber inner surface after fire test

2.2 超高温陶瓷基体改性 C/C 复合材料

C/C-SiC 碳陶复合材料使用温度低, 2 000℃ 以上热防护部件需选用超高温陶瓷改性碳陶复合材料。

俄罗斯研制的 C/C-TaC-HfC 碳陶复合材料喉衬经过了 8.0 MPa、3 800℃、60 s 发动机试车考核, 线烧蚀率比多维编织 C/C 复合材料喉衬明显降低^[23]。

史景利^[24]采用沥青和氯化锆为原料合成含锆沥青, 采用这种沥青经浸渍-裂解后锆与沥青碳反应生成 ZrC 分布于碳基体中, 从而制备出 C/C-ZrC 多元基体抗氧化复合材料。

熊翔^[25]采用 Ta 有机溶剂浸渍 C/C 复合材料, 经固化、热处理制备 C/C-TaC 复合材料, 研究了热处理温度对 TaC 形貌的影响, 1 500℃ 热处理后 Ta 有机溶剂全部转变为 TaC, 尺寸细小, 结晶度高; 1 800 和 2 000℃ 热处理后的 TaC 形貌与 1 500℃ 热处理后的相似, TaC 颗粒无明显长大现象。

张立同^[26-27]采用液相先驱体、以 3D 针刺 C/C 多孔材料为反应基体, 制备了 C/C-TaC 多元复合材料, 分析了 C/C-TaC 多元复合材料的相组成和显微结构。900℃ 预处理液相先驱体固化产物转化为纳米级别的 Ta₂O₅, 有助于 TaC 合成反应的进行, 提高反应温度有利于减少中间产物影响, 2 000℃ 可得到晶宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2014 年 第3期

化度较高的化学计量比 TaC。其抗氧化烧蚀性能明显优于相同孔隙率的 3D 针刺 C/SiC 复合材料, 质量烧蚀率和线烧蚀率仅为 1.1×10^{-3} g/s 和 1.5×10^{-2} mm/s; C/SiC 复合材料质量烧蚀率和线烧蚀率仅为 4.7×10^{-3} g/s 和 3.0×10^{-2} mm/s。

为满足国内超燃冲压发动机燃烧室 2 500 K 耐高温抗氧化使用要求, 西安航天复合材料研究所进行 ZrC、ZrB₂ 超高温陶瓷基体改性抗氧化 C/C 复合材料研究, 其抗烧蚀性能见表 2。

表2 碳陶复合材料风洞试验结果

Tab. 2 Wind tunnel test results of carbon-ceramic composites

改性基体	试验条件		线烧蚀量	质量烧蚀率
	来流温度/K	时间/s	/mm	/g·(cm ² ·s) ⁻¹
SiC	2300	300	5(烧穿)	-4.0×10^{-3}
ZrB ₂ -SiC	2300	600	1.9	-1.6×10^{-4}
ZrB ₂ -SiC	2300	600	0.1	-7.6×10^{-6}
	2500	600	2.2	-1.9×10^{-4}
ZrC-ZrB ₂ -SiC	2500	600	1.9	-1.0×10^{-5}
ZrC-ZrB ₂ -SiC	2500	600	≤0.1	增重

从表 2 可以看出, 与单纯 SiC 陶瓷改性 C/C 材料 (C/C-SiC 碳陶复合材料) 相比, 超高温陶瓷 (ZrC、ZrB₂) 基体的引入, 大幅度提高了复合材料的高温抗氧化性能, 其中三元陶瓷体系 (SiC-ZrC-ZrB₂) 基体改性的效果优于二元陶瓷体系 (ZrB₂-SiC)。具体表现为质量烧蚀率呈现数量级降低, 甚至出现细微增重现象; 线烧蚀厚度急剧减小 (烧蚀厚度 ≤ 0.1 mm)。这表明随着三元超高温陶瓷 (SiC-ZrC-ZrB₂) 基体改性 C/C 复合材料 (称为 C/SiC-ZrC-ZrB₂ 碳陶复合材料) 的耐高温抗氧化性能得到明显提高, 能够满足 “2 500 K、600 s 高温抗氧化” 要求, 风洞试验后 C/SiC-ZrC-ZrB₂ 碳陶复合材料试片的照片见图 7。

此外, 超高温三元陶瓷体系 (SiC-ZrC-ZrB₂) 基体改性复合材料的力学性能也高于二元陶瓷体系 (ZrB₂-SiC) 基体改性复合材料, 采用相同的预制体, 前者拉伸强度只有后者的 80% ~ 85%。这是由于受到超高温陶瓷先驱体合成技术水平制约, 导致目前 ZrC 和 ZrB₂ 先驱体树脂中的氧含量较高 (15% 以上), 必须通过高温脱氧处理 (先驱体树脂中的氧组分与基体 C 反应, 生成 CO₂, CO₂ 排出), 由于 C 基体中存在孔隙和裂纹, 不可避免对碳纤维造成一定程度的损伤。SiC-ZrC-ZrB₂ 三元基体改性复合材料的优势在于先浸渍 SiC 先驱体 (含氧量 ≤ 0.5%), 填补 C

基体中存在孔隙和裂纹,然后再浸渍 ZrC 和 ZrB_2 先驱体,从而保护了碳纤维不被 ZrC 和 ZrB_2 先驱体中

氧组分氧化。

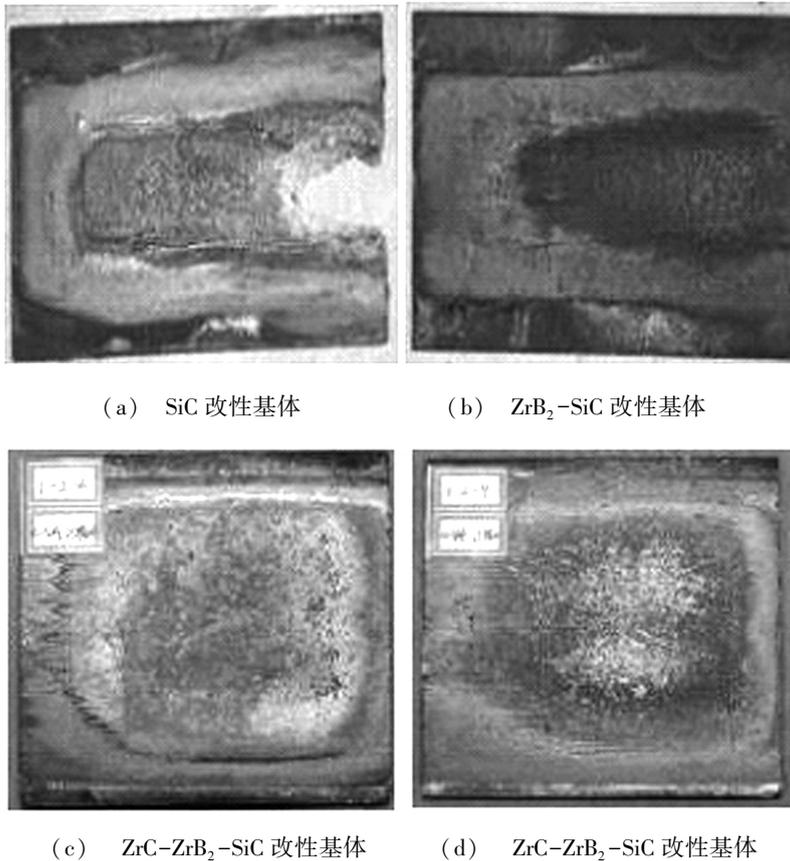


图6 碳陶复合材料试片风洞试验后的照片

Fig. 6 Photograph of ceramic hybrid modified carbon/carbon composites samples after wind tunnel test

上述材料在超燃冲压发动机燃烧室上的应用研究也取得阶段性进展,相继突破“燃烧室复杂构件预制体设计与成型、陶基体致密及防变形、精密加工、部组件组装及高温密封、燃烧室高承压结构补强”等多项关键技术。采用 ZrC - ZrB_2 -SiC 改性 C/C 材料制备的首套超燃冲压发动机燃烧室缩比件 2010 年通过了 *Ma6* 热防护试验考核,工作时间 302 s。2011 年燃烧室缩比件通过 *Ma6* 热防护试验,单次工作时间最长 663 s;2012 年通过 *Ma6* 热防护试验,单次工作时间达到 1091s。国内航天特种材料及工艺技术研究、航天材料及工艺研究所、西北工业大学等单位也进行过超燃冲压发动机燃烧室热防护材料研究。

3 结束语

超高温陶瓷改性既可保持 C/C 复合材料优异的耐高温性能,又可显著提高 C/C 复合材料的抗氧化性能,是高超声速飞行器新型武器超燃冲压发动机燃烧室 2 200℃ 以上超高温抗氧化热防护材料的首选。抗氧化涂层技术研究主要集中在 1 800℃ 以下抗氧化防护,目前已得到广泛应用,技术较为成熟;1

800℃ 以上(特别是 2 200℃ 以上)抗氧化涂层技术研究较少,技术不成熟、难以工程化应用。“SiC-超高温陶瓷”多元体系基体改性技术可设计性强,通过调整“SiC-超高温陶瓷”体系和配比可满足不同高温抗氧化环境;最为重要的是,适合制备大型复杂构件,因而有潜在的应用前景。因此,今后高超声速飞行器 2 200℃ 以上超高温抗氧化改性 C/C 复合材料研究的主要内容包括以下几个方面:

(1) 拓展工艺成熟、成本低的 SiC 陶瓷改性 C/C 复合材料的应用领域;

(2) 深入开展 SiC- ZrC - ZrB_2 体系改性 C/C 复合材料的性能优化提升研究,实现其在高超声速飞行器 2 300 K 以上抗氧化燃烧室等部件上的应用;

(3) 加快 HfB_2 -HfC 等耐温性更高的新型超高温陶瓷体系改性技术研究,同时研制和开发性能可靠的超高温抗氧化涂层技术;

(4) 开展超高温陶瓷涂层改性和基体改性并用技术,进一步提升 C/C 复合材料的超高温抗氧化性能(提高工作温度/延长使用寿命)。

- [1] 郭朝邦,李文杰. 高超声速飞行器结构材料与热防护系统[J]. 飞航导弹, 2010(4): 88-94
- [2] 杨亚政,杨嘉陵,方岱宁. 高超声速飞行器热防护材料与结构的研究进展[J]. 应用数学和力学, 2008, 29(1): 47-56
- [3] Manocha L M, Warriar A, Edie D D. Oxidation behaviour of ribbon shape carbon fibers and their composites [J]. Materials Science and Engineering, 2006, 132(2): 121-125
- [4] 任富建,刘红娟,沈毅. C/C 复合材料高温抗氧化性的研究进展[J]. 中国陶瓷工业, 2007, 14(5): 28-31
- [5] 闫联生,李贺军,崔红,等. 超高温抗氧化复合材料研究进展[J]. 材料导报, 2004, 12: 41-43
- [6] Corral E L. Ultra-high temperature ceramic coatings [J]. Advanced Materials & Process, 2008(12): 30-32
- [7] Paul A, Jayaseelan D D, Venugopa S L, et al. UHTC composites for hypersonic applications [J]. American Ceramic Society Bulletin, 2012, 91(1): 22-28
- [8] Lespade P, Richet N, Goursat P. Oxidation resistance of HfB₂-SiC composites for protection of carbon based materials [J]. Acta Astronautica, 2005, 60(10/11): 858-864
- [9] Ohlhorst C W, Vaughn W L, Lewis R K, et al. Arc jet results on candidate high-temperature coatings for NASA's NGLT refractory composite leading edge task [C]. APS-II-77, JANNAF 27th Air-breathing Propulsion Meeting, Colorado Springs, CO., Dec. 1-5, 2003
- [10] 葛毅成,易茂中,黄伯云. 溶胶浸渍和溶胶浸渍法对 C/C 复合材料抗氧化性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2003, 8(2): 156-161
- [11] 薛宁娟,肖志超,苏君明. C/C 刹车材料用抗氧化涂层性能[J]. 宇航材料工艺, 2009, 39(1): 37-41
- [12] 曾榕,李贺军,张建国. 炭/炭复合材料防护涂层的抗氧化行为研究[J]. 复合材料学报, 2000, 17(2): 42-45
- [13] 侯党社,李克智,李贺军,等. C/C 复合材料 SiC-TaSi₂MoSi₂ 抗氧化复合涂层研究[J]. 金属学报, 2008, 44(3): 331-335
- [14] 王雅雷,熊翔,李国栋,等. 炭/炭复合材料 ZrC 涂层的制备及显微结构[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(11): 3081-3087
- [15] 孙威,郝振华,熊翔,等. 化学气相沉积 ZrC 涂层的缺陷形成机制及控制[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(6): 1611-1617
- [16] 李照谦,李贺军,曹翠微,等. C/C 复合材料 ZrC/SiC 抗烧蚀涂层性能研究[J]. 固体火箭技术, 2011(1): 37-40
- [17] 张中伟,王俊山,许正辉,等. C/C 复合材料 1800°C 抗氧化涂层探索研究[J]. 宇航材料工艺, 2005, 35(2): 35-38
- [18] Harsh P T, Keel L C, Castrogiovanni A, et al. X-43 vehicle design and manufacture [C]. 28th JANNAF Airbreathing Propulsion Subcommittee Meeting. Charleston, SC. June 13-17, 2005
- [19] 李贺军. 炭/炭复合材料 [J]. 新型炭材料, 2001, 16(2): 79-80
- [20] Alfano D. Spectroscopic properties of carbon fiber reinforced silicon carbide composites for aerospace applications, properties and applications of silicon carbide [R]. Italian Aerospace Research Centre, Italy, 2010: 231-250
- [21] Heidenreich B. Carbon fiber reinforced SiC materials based on melt infiltration [C]. 6th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites, New Delhi India, Sep. 4-7, 2007
- [22] 闫联生,王涛,邹武. 碳/碳化硅复合材料快速成型工艺研究[J]. 宇航材料工艺, 1999, 29(3): 38-41
- [23] 邹武,张康助,张立同. 陶瓷基复合材料在火箭发动机上的应用[J]. 固体火箭技术, 2000, 23: 60-66
- [24] 史景利,刘朗,张东卿. 含锆沥青制备工艺条件和性能的研究[J]. 新型炭材料, 2003, 18(4): 286-289
- [25] 闫志巧,熊翔,肖鹏,等. 液相浸渍 C/C 复合材料反应生成 TaC 的形貌及其形成机制[J]. 无机材料学报, 2005, 20(5): 1195-1200
- [26] 王毅,徐永东,张立同,等. 液相先驱体制备 C/C-TaC 复合材料[J]. 固体火箭技术, 2007, 30(6): 541-543
- [27] 相华. 化学液相浸渍法制备 C/C-TaC 复合材料及其烧蚀性能研究[D]. 西北工业大学, 2006: 60-63

(编辑 李洪泉)