

氧化物 / 氧化物陶瓷基复合材料的研究进展

Research Progress on Oxide/Oxide Ceramic Matrix Composites

中航复合材料有限责任公司 陈明伟
中国人民解放军沈阳飞机工业集团有限公司军事代表室 李峰
重庆市开县职业教育中心 姜里

[摘要] 氧化物 / 氧化物陶瓷基复合材料具有低密度、高强度、耐高温、抗氧化等优点,是航空航天热端构件理想的候选材料。本文从增强纤维、陶瓷基体、界面层、制备工艺、考核应用等方面综述了氧化物 / 氧化物陶瓷基复合材料的研究现状,着重阐述了商业化生产的氧化物纤维基本性能以及主要的氧化物 / 氧化物陶瓷基复合材料制备工艺,并指出提高氧化物纤维高温强度稳定性和优化复合材料制备工艺的途径。

关键词: 氧化物纤维 陶瓷基复合材料 界面层 制备工艺

[ABSTRACT] Oxide/oxide ceramic matrix composites (CMCs) possess promising and potential application as combustion chamber, rocket nozzles and other high temperature structural components for their outstanding advantages, such as low density, high strength and excellent oxidation resistance. The present research status in reinforced fibers, ceramic matrices, interfaces, preparation processes and applications of oxide/oxide CMCs at home and abroad are summarized. The fundamental properties of oxide fibers and preparation processes of oxide/oxide CMCs are introduced in detail, and the improvement approaches of their mechanical performance are also pointed out based on the adjustment of strength stability in high temperature and optimization of preparation processes.

Keywords: Oxide fibers Ceramic matrix composites Interface Preparation process

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.S2.046

随着飞行马赫数的提升,飞行器鼻锥、前缘、发动机燃烧室等热端构件承受的气动载荷和热流冲击越来越严重,对材料性能要求也越来越高。目前应用最广泛的是 C/SiC 和 SiC/SiC 陶瓷基复合材料,在航空发动机尾喷管、燃烧室等构件已经实现型号应用^[1-4],但是 C/SiC 和 SiC/SiC 陶瓷基复合材料在高温氧化环境,特别是水氧环境下易发生氧化反应,造成力学性能急剧下降,严重时甚至导致构件失效。氧化物 / 氧化物陶瓷基复合

材料的增强纤维和基体材料均由氧化物构成,具有优异的抗高温氧化性能,在 1000~1300℃ 的高温燃气环境中可长期使用,成为近几年来国内外研究的重点。美国、日本等国家把氧化物 / 氧化物陶瓷基复合材料作为重点研发项目,并逐步实现在航空发动机热端构件领域的考核和应用^[5-6]。目前国内受制于氧化物增强纤维原材料,关于氧化物 / 氧化物陶瓷基复合材料的研究尚停留在基础阶段,距离工程化应用尚有较大差距。

1 氧化物增强纤维

氧化物 / 氧化物陶瓷基复合材料的增强纤维多数属于多晶陶瓷纤维,主要成分为 Al_2O_3 或 $Al_2O_3-SiO_2$ 陶瓷,并含有 B_2O_3 、 ZrO_2 、 MgO 等物质,具有较高的拉伸强度和拉伸模量,高温抗氧化性能优异(表 1^[7])。20 世纪 70 年代以来,以美国、日本为代表的发达国家相继投入大量的人力物力加强氧化物纤维的研发,目前商业化生产的氧化物纤维主要有美国 3M 公司的 Nextel 系列纤维、DuPont 公司的 FP 和 PRD-166 系列纤维、英国 ICI 公司的 Saffil 系列纤维和日本 Sumitomo 公司的 Altex 系列纤维。其中,Nextel 系列、Saffil 系列氧化铝基纤维已经广泛用于陶瓷、树脂、金属等多种复合材料的增强增韧^[8-10]。

制备氧化物纤维的工艺主要有溶胶凝胶法、预聚合法、淤浆法和卜内门法等。美国 3M 公司的 Nextel 系列纤维采用溶胶凝胶工艺制备,该工艺制备的纤维可设计性强、均匀度高但生产成本较高;日本 Sumitomo 公司的 Altex 氧化铝纤维采用预聚合工艺研制,该工艺可以较好地控制纺丝性,但生产成本较高;美国杜邦公司的 FP 系列氧化铝纤维用淤浆法制备,该工艺简单,易于实现商业化生产,但研制的纤维强度不高;英国 ICI 公司的 Saffil 氧化铝纤维采用卜内门工艺制备,该工艺难以制备连续氧化铝纤维^[11-14]。

下面以 3M 公司 Nextel 系列氧化铝基陶瓷纤维为例说明氧化物陶瓷纤维的发展历程。为了满足航空发动机、航天飞行器等热端构件对陶瓷基复合材料高温稳定性的要求,3M 公司研发了 Nextel-610 型氧化铝基陶瓷纤维,该纤维在 1200℃ 高温环境中仍能保持 90% 以上

表1 常见氧化物陶瓷纤维的基本性能

纤维牌号	生产厂家	直径/ μm	密度/ $(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	拉伸强度/MPa	拉伸模量/GPa	生产工艺	组成/%
Nextel-720	3M	12	3.4	2100	260	溶胶凝胶	Al_2O_3 : 85; SiO_2 : 15
Nextel-650	3M	10~12	4.1	-	350	溶胶凝胶	Al_2O_3 :89; ZrO_2 :10; Y_2O_3 :1
Nextel-610	3M	10~12	3.9	3100	330	溶胶凝胶	Al_2O_3 :> 99
Nextel-550	3M	10~12	3.1	2000	193	溶胶凝胶	Al_2O_3 :73; SiO_2 : 27
Nextel-440	3M	10~12	3.1	2000	190	溶胶凝胶	Al_2O_3 :70; SiO_2 :28; B_2O_3 :2
Altex	Sumitomo	10~15	3.3	1800	210	预聚合	Al_2O_3 : 85; SiO_2 : 15
Saffil	ICI	3	2.8~3.3	1030	100~300	卜内门	Al_2O_3 :95; SiO_2 :5
FP	DuPont	15~25	3.59	1400~2100	350~390	淤浆法	Al_2O_3 :99
PRD-166	DuPont	15~25	-	2200~2400	85~120	淤浆法	Al_2O_3 :80; ZrO_2 :20

的强度保留率。其关键技术为:在 Al_2O_3 基体中添加少量的晶相抑制剂 SiO_2 ,在高温环境中 SiO_2 与 Al_2O_3 反应生成包裹在 Al_2O_3 晶粒表面的莫来石,阻碍 Al_2O_3 晶粒边界迁移,进而抑制 Al_2O_3 晶粒的长大,Nextel-610 纤维中 Al_2O_3 晶粒粒径约为 $0.1\mu\text{m}$,仅为纯氧化铝 FP 纤维中晶粒粒径的 $1/5$,然而 Nextel-610 纤维在 1300°C 发生蠕变现象产生许多结构缺陷, 1400°C 发生蠕变断裂。为了提高纤维的抗蠕变性能,3M 公司研制了 Nextel-720 纤维,该类纤维在 1400°C 时,还具有接近 90% 的强度保留率。Nextel-720 纤维中有 45% 的 α - Al_2O_3 和 55% 的莫来石两种晶相,相对于氧化铝而言,莫来石具有极其优异的抗蠕变性能,因而纤维的抗蠕变性大幅提升。此外,3M 公司还开发了 Nextel-650 纤维,该纤维主要由 α - Al_2O_3 相、 ZrO_2 相以及少量 Y_2O_3 相构成, ZrO_2 和 Y_2O_3 相分别起到抑制晶粒生长和降低蠕变速率的作用,因此 Nextel-650 纤维具有比 Nextel-720 优异的高温拉伸强度,比 Nextel-610 优异的抗蠕变性^[15-20]。

上述 Nextel 系列氧化铝基陶瓷纤维的发展历程表明,通过组分物相设计和制备工艺优化,细化陶瓷晶粒,提高纤维高温强度稳定性和高温蠕变性能,是满足高温结构材料对高性能纤维要求的重要途径。

2 氧化物基体

氧化物/氧化物陶瓷基复合材料的基体材料一般为具有高熔点、抗氧化性能和抗蠕变性能优异、高温力学性能稳定的金属氧化物,此外还要求制备工艺简单、烧结温度低、与增强纤维匹配性好。常用基体有三氧化二铝(Al_2O_3)、二氧化锆(ZrO_2)、钇铝石榴石(YAG)、莫来石(Mullite)、锂铝硅(LAS)和钡铝硅(BAS)等材料(表2)。

Al_2O_3 是目前应用较为广泛的基体材料,具有熔点高、烧结温度适中、抗氧化性能优异的特点,但 Al_2O_3 陶

表2 常见氧化物基体的性能

陶瓷基体	密度/ $(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	熔点/ $^\circ\text{C}$	热膨胀系数/ $(10^{-6}\cdot^\circ\text{C}^{-1})$	弹性模量/GPa	拉伸模量/MPa
Al_2O_3	3.93	2050	8.4	375	255
ZrO_2	5.6	2700	7.7	169	147
YAG	4.57	1970	8~9	-	-
Mullite	3.16	1828	5.5	417	-

瓷高温抗蠕变性差,在高温条件下容易发生蠕变破坏导致构件失效。 ZrO_2 熔点高且力学性能优异,但是其在高温环境下发生相变,伴随的体积收缩导致较大的力学性能损伤。LAS 和 BAS 烧结温度较低,但是存在高温易软化的缺陷,难以用于高温工况。Mullite 和 YAG 均具有熔点高线膨胀系数小,高温性能稳定、抗热震性能和抗蠕变性能优异的特点,是目前研究较多,较有潜质的氧化物陶瓷基复合材料基体材料^[21-26]。

此外,为了拓展氧化物/氧化物陶瓷基复合材料承载时裂纹偏转路径,提高复合材料韧性,将基体制成多孔结构也是重要的途径。目前多孔基体主要集中在氧化铝和硅酸铝陶瓷体系,ATK-COI Ceramics(美国)和 Pritzkow Spezialkeramik(德国)已经实现多孔氧化铝基体的商业化生产^[7]。

3 界面层

通过合理的界面设计是改善陶瓷材料脆性的重要途径。界面层主要通过调节陶瓷纤维和陶瓷基体之间的界面结合力,发挥裂纹偏转、纤维拔出、纤维桥联等应力释放机制,实现陶瓷基复合材料韧性的提高^[27]。陶瓷基复合材料的界面层材料主要包括以下几类^[28-30]:

(1) 热解碳界面层(PyC),该界面层在陶瓷基复合材料领域应用最为广泛,其优势在于具有典型的层状结构,有利于基体裂纹在界面层内部逐次偏转,裂纹能够

在界面层内部实现多次偏转,扩展裂纹扩散的途径,有利于应力的释放,起到增强材料韧性的作用。其劣势在于较差的抗氧化性能,PyC 界面层在空气中或者氧气气氛中 500℃开始发生氧化反应,成为材料性能降低甚至构件失效的重要隐患。

(2) 六方氮化硼界面层(h-BN), h-BN 与 PyC 具有类似的六元环层状结构,分子内部结合力较强,层间存在较弱的范德华力, h-BN 的氧化温度约为 900℃,抗氧化性能优异,是陶瓷基复合材料理想的界面层材料。然而 h-BN 界面层制备工艺较为复杂,一定程度上限制了在陶瓷基复合材料领域的应用。

(3) 以 $(\text{SiC-PyC})_n$ 和 $(\text{BN-SiC})_n$ 为代表的复合界面层,该界面层兼具 SiC 涂层抗氧化性能优异和 PyC (或 BN) 层状结构易于调节界面结合力的综合优势,是未来陶瓷基复合材料界面层设计的重要方向。

(4) 以 LaPO_4 、 CaWO_4 界面相为代表的 ABO_4 型不润湿界面层,该类界面层熔点高、高温抗氧化性能优异、与氧化物纤维和氧化物基体不润湿,成为目前氧化物/氧化物复合材料应用最广泛的界面层材料,代表了未来氧化物/氧化物陶瓷基复合材料界面层材料的发展趋势。

4 制备工艺

氧化物/氧化物陶瓷基复合材料是目前航空航天热端构件领域重要的研究内容,其制备工艺主要包括以下 6 种^[30-32]。

(1) 溶胶-凝胶法(Sol-Gel)。

在常压或低压环境中将氧化物陶瓷先驱体溶液渗透至氧化物纤维预制体中,先驱体发生水解反应生成凝胶,进而经过缩聚、高温裂解等反应生成氧化物/氧化物复合材料。该工艺优点是:工艺简单,制备温度低,纤维损伤小,基体组分均匀性高;缺点在于制备过程中伴随较大体积收缩,产物致密度较低,力学性能较低。

(2) 化学气相渗透法(CVI)。

氧化物先驱体通过载气进入沉积室,在气体扩散作用或由压力差产生的驱动力下进入纤维预制体内部,进而分解生成氧化物基体产物并沉积于氧化物纤维表面,最终获得氧化物/氧化物复合材料。该工艺反应温度低、纤维损伤较小、基体物质纯度较高,但是制备工艺较为复杂、成本高、周期长、制备的复合材料孔隙率高。

(3) 反应熔体浸渗(RMI)。

将熔融态金属(Si、Al)在毛细管力作用下浸渗至纤维预制体内部,渗透过程中反应生成基体组分。该工艺成本低、周期短、材料致密度高,但是制备温度较高,纤维

损伤较大、制备过程中残留有一定体积的金属,影响复合材料的高温力学性能。

(4) 先驱体浸渗热解法(PIP)。

在一定压力条件下,将氧化物先驱体溶液浸渗至纤维预制体内部,先驱体经过交联固化、高温裂解获得氧化物基体。该工艺优点在于制备温度较低、纤维损伤较小、基体结构和组分均匀,可制备大尺寸异型构件;缺点是单次循环陶瓷收率较低,制备周期较长,复合材料孔隙率较高。

(5) 凝胶注模成型工艺(Gel casting)。

将有机单体、交联剂、分散剂等共混于溶剂中,获得陶瓷粉料悬浮液,进而在模具内浇注成型获得湿坯体,经过干燥、排胶、烧结等工艺过程得到近净尺寸的异型陶瓷坯体。该工艺制备周期较短,可用于制备大尺寸复杂形状构件。不足之处在浆料粒子之间的分散性难以控制,进而影响复合材料组成结构的均匀性。

(6) 电泳沉积法(EPD)。

EPD 工艺是由英国 Trusty 等学者提出的一种制备氧化物/氧化物复合材料新工艺。 Al_2O_3 、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 、 SiO_2 等胶粒在特定溶液中可形成带电胶体粒子,在电场作用下向纤维预制体内部移动形成基体。该工艺对制备复相氧化基体材料,特别是高质量高温结构材料很有潜力,但制备复合材料孔隙率较高,需热压才能制得较致密的复合材料。

5 考核与应用

氧化物/氧化物陶瓷基复合材料具有优异的高温稳定性,特别是高温抗氧化性能,成为航空航天高温结构部件理想的候选材料,成为美国、日本等西方发达国家研究的重要内容。目前国外氧化物/氧化物陶瓷基复合材料的应用逐渐由试验考核阶段向构件应用过渡,并取得了显著的成果。

美国 Solar Turbines Incorporated 以 3M 公司生产的 Nextel-720 纤维为增强相,以氧化铝陶瓷为基体制备的氧化物燃烧室外衬最长经历了 109 次循环 25404h 考核。研究表明,采用氧化物陶瓷基复合材料制备的燃烧室外衬能够经历长时间的热载荷冲击,表现出优异的高温稳定性^[33]。此外,在德宇航(DLR)的 SHEFEX 框架计划中,包含氧化物/氧化物陶瓷基复合材料的鼻锥顺利通过了试验考核^[7]。

采用 3M 公司的 Nextel-610 氧化铝纤维增韧补强铝硅酸盐氧化物基体复合材料研制的尾椎成功应用于 LEAP-X 发动机,该部件外部套环直径约 1.6m、长度约 1m,是目前报道的最大尺寸的氧化物/氧化物构件,该构件在陶瓷基复合材料应用领域具有里程碑意义。

6 面临的问题与挑战

总体而言以美国、日本为首的西方发达国家在氧化物/氧化物陶瓷基复合材料研究起步较早,技术工艺趋于成熟和稳定,已经实现商业化生产。相较之下,国内氧化物/氧化物陶瓷基复合材料研究起步较晚,在制备工艺、产品质量稳定性、生产设备等方面尚存在较大的差距,特别是以氧化铝纤维为代表的氧化物纤维的研发和生产。进入21世纪,特别是“十二五”以来,我国投入大量人力和物力支持氧化物/氧化物陶瓷基复合材料,尤其是氧化物纤维的研发和工程化。目前国内该领域研究的机构主要有山东大学、厦门大学、中科院山西煤炭研究所以及东华大学等,其中氧化铝纤维的研制多采用溶胶凝胶法制备,并在短切氧化铝纤维领域取得了重大突破,并在耐火领域实现商业化应用^[34-35]。但在航空航天高温结构部件领域具有重要应用潜力的连续氧化铝纤维方面,国内研发水平尚处于基础研究阶段,技术成熟度较低,成为目前制约国内氧化物/氧化物陶瓷基复合材料发展的瓶颈。

氧化物/氧化物陶瓷基复合材料具有优异的高温抗氧化性能,在航空航天领域应用潜力巨大。作为重要的军事战略物资,氧化物/氧化物陶瓷基复合材料,特别是高性能氧化物纤维的进口一直受到国外的限制。因此开展氧化物/氧化物陶瓷基复合材料,特别是高性能氧化物纤维研究,具有重要的军事意义和商业价值。

7 结论

(1) 氧化物/氧化物陶瓷基复合材料具有优异的高温稳定性,是航空航天热端构件领域理想的候选材料。

(2) 通过组分物相设计和制备工艺优化,细化陶瓷晶粒,实现纤维的高温结构和性能稳定化,是目前氧化物纤维发展的重要趋势。

(3) 基体、界面层、纤维之间的匹配性是影响氧化物/氧化物陶瓷基复合材料性能的重要因素,同时开发低温低压制备工艺,降低制备工艺对纤维的物理化学损伤对制备性能优异的氧化物/氧化物陶瓷基复合材料具有重要意义。

参考文献

[1] KODAMA H, MIYOSHI T. Fabrication and fracture behavior of novel SiC ceramics having rod-like grains. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1992, 75(6): 1558-1561.

[2] PADTURE N P. In situ-toughened silicon carbide. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1994, 77(2): 519-523.

[3] BESMANN T M, SHELDON B W, LOWDEN R A. Vapor phase fabrication and properties of continuous filament ceramic composites. *Science*, 1991, 253(6):1104-1109.

[4] RAMAKRISHNA T, BHATT, SUNG R. Impact resistance of uncoated SiC/SiC composites. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 476 (1/2):20-28.

[5] GOETTLER R W. Oxide-oxide continuous fiber ceramic composites for gas turbine applications. ASME, International Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition, Houston, 1995.

[6] RAJ R. Fundamental research in structure ceramics for service near 2000°C. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1993, 76(9):2147-2174.

[7] KRENKEL W. Ceramic matrix composites: fiber reinforced ceramics and their applications. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.

[8] SRIVASTAVA V, KAWADA H. Fatigue behaviour of alumina-fibre-reinforced epoxy resin composite pipes under tensile and compressive loading conditions. *Compos. Sci. Technol.*, 2001, 61(16):2393-2403.

[9] AKSAY I A, PASK J A. Stable and metastable equilibria in the system SiO₂-Al₂O₃. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1975, 58(11/12):507-512.

[10] BUNSELL A, BERGER M H. Fine diameter ceramic fibres. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2000, 20(13):2249-2260.

[11] CHEETHAM A K, MELLOTT C F. In situ studies of the Sol-Gel synthesis of materials. *Chem. Mater.*, 1997, 9(11):2269-2279.

[12] MANN S, BURKETT S L, DAVIS S A. Sol-Gel synthesis of organized matter. *Chem. Mater.*, 1997, 9(11): 2300-2310.

[13] ROMINE J C. New high temperature ceramic fiber. *Ceramic Engineering and Science Proceeding*, 1987, 8(7/8):755-758.

[14] KAYA C, BUTLER E, G, LEWIS M H. Microstructurally controlled mullite ceramics produced from monophasic and diphasic sol-derived pastes using extrusion. *J. Materials Science*, 2003, 38(4):767-777.

[15] CANTONWINE P E. Strength of thermally exposed alumina fibers Part I single filament behavior. *Journal of Materials Science*, 2003, 38(3):461-470.

[16] CANTONWINE P E. Strength of thermally exposed alumina fibers Part II single filament behavior. *Journal of Materials Science*, 2003, 38(3):471-480.

[17] Bunsell A R, BERGER M H. Ceramic fiber development and characterization. *Key Engineering Materials*, 1997, 127-131:15-26.

[18] ILSON D M. Nextel 650 ceramic oxide fiber: new alumina-based fiber for high temperature composite reinforcement. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 2000, 21(4):363-373.

[19] DELGLISE, BERGE F, JEULIN M H. Micro structural stability and room temperature mechanical properties of the Nextel 720 fiber. *Journal of the European Ceramic Society*, 2001, 21(5):569-580.

[20] DASSIOS K G, STEEN M, FILIOU C. Mechanical properties of alumina Nextel™ 720 fibers at room and elevated temperatures: tensile bundle testing. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 349(1/2):63-72.

[21] EL-BUAISHI N M, JANKOVIC-CASTVAN I, JOKIC B. Crystallization behavior and sintering of cordierite synthesized by an aqueous Sol-Gel route. *Ceramics International*, 2012, 38(3):1835-1841.

[22] OCHIAI S, UEDAT, SATO K. Deformation and fracture behavior of an Al₂O₃/YAG composite from room temperature to 2023 K. *Composites Science and Technology*, 2001, 61(14):2117-2128.

[23] ARVIND A, KUMAR R, DEOM N. Preparation, structural and thermo-mechanical properties of lithium aluminum silicate glass-ceramics. *Ceramics International*, 2009, 35(4): 1661-1666.

[24] EICHLER K, SOLOW G, OTSCHIK P. BAS (BaO•Al₂O₃•SiO₂)-

(下转第 56 页)

[13] 丁兆波, 孙纪国, 吕艳. 氢氧推力室内壁用铜合金疲劳及蠕变性能对比试验研究. 航天推进与动力, 2012,6:1.

[14] JOHN M K, GEORGE A R. Conventionally cast and forged copper alloy for high-heat-flux thrust chambers. NASA,1987.

[15] ROBINSON D N, ARNOLD S M. Effects of state recovery on creep buckling under variable loading. NASA,1990.

[16] SHIH C I. High temperature low cycle fatigue mechanisms for nickel base and a copper base alloy. NASA,1982.

[17] CONWAY J B, STENTZ R H, BERLING J T. High-temperature, low-cycle fatigue of advanced copper-base alloys for rocket nozzles: Part 1 Narloy Z. NASA,1974.

[18] 张超. 航天动力系统用铜合金材料的高温力学行为研究[D]. 镇江: 江苏科技大学, 2010.

[19] Creep testing of high-temperature Cu-8Cr-4Nb alloy completed[EB/OL]. (1995-01-01) [2005]. <http://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20050169179>.

[20] ROBERT H, TIMOTHY M. Materials properties of vacuum plasma sprayed Cu-8Cr-4Nb for liquid rocket engines. AIAA,2001.

[21] DAVID L E, WILLIAM S L, YUN H M. Tensile properties of GRCop-84. NASA, 2012.

[22] DAVID L E. GRCop-84 a high-temperature copper alloy for high-heat-flux applications. Bibliogov, 2013.

[23] HENRY C D, DAVID L E, WILLIAM S L. Comparison of GRCop-84 to other high thermal conductive Cu alloys. NASA, 2007.

[24] CONWAY J B, STENTZ R H, BERLING J T. High temperature, low-cycle fatigue of copper-base alloys for rocket nozzles:Part 2 Strain range partitioning and low-cycle fatigue results at 538 °C. NASA,1973.

[25] DAVID L E, GARY M M. Mechanical and thermal properties of two Cu-Cr-Nb alloys and Narloy-Z. NASA,1996.

[26] BADLANI M L, POROWSKI J S, O'DONNELL W J, et al. Development of a simplified procedure for rocket engine thrust chamber life prediction with creep. NASA,1983.

[27] Thomas-Ogbuji L U. Oxidation behavior of GRCop-84 copper alloy assessed. NASA Glenn Research Center, 2006.

[28] Thomas-Ogbuji L U, Humphrey D L. Oxidation behavior of GRCop-84(Cu-8Cr-4Nb) at intermediate and high temperatures. NASA, 2000.

[29] Thomas-Ogbuji L U. The General oxidation behavior of Cu-8Cr-4Nb[C]. Conference: High Temperature Corrosion and Materials Chemistry, 1998.

(责编 李丹)

(上接第 45 页)

任务的重要保障,将影响飞行器的综合性能、可靠性、安全性、维修性和环境适应性等诸多指标。借鉴国内外先进热防护材料技术,有助于缩短研制周期、节省研制经费,有助于研制出先进可靠的高超音速飞行器。

参考文献

[1] 韩民, 薛耀辉, 李建生. 导弹气动热防护材料设计. 弹箭与制导学报, 2006, 26(3):59-60.

[2] 肖军, 苏力宏, 张秋禹, 等. 空射导弹弹体用树脂基复合材料的应用和进展. 航空兵器, 2001(5):35-38.

[3] 郭振华, 董长虹. 关于高超声速飞航导弹总体设计问题的探讨. 飞航导弹, 1999(3):9-13.

[4] 邱惠中, 江辉. 国外巡航导弹用材料及工艺. 宇航材料工艺, 1998(4):9-14.

[5] 娄贯涛. 钛合金研究应用现状及其发展趋势. 钛工业进展, 2003(2):9-13.

[6] 王百亚, 王秀云, 张炜. 一种航天器用外热防护涂层材料研究. 固体火箭技术, 2000, 28(3):216-218.

[7] 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. 应用数学和力学, 2008, 29(1):47-56.

[8] 金玲, 王安龄, 桂业伟, 等. X43 高超声速飞行器的飞行热走廊研究. 工程热物理学报, 2007, 28(2):325-327.

[9] 史丽萍, 赫晓东. 可重复使用航天器的热防护系统概述. 航空制造技术, 2004(7): 80-88.

[10] 王安龄, 桂业伟, 贺立新, 等. 采用非均匀防热材料进行高速飞行器防热设计的防热效果研究. 工程热物理学报, 2007, 28(4):655-657.

[11] 李斌, 张长瑞, 曹峰, 等. 高超音速导弹天线罩设计和制备中的关键问题分析. 科技导报, 2006, 24(8):28-31.

[12] 肖军, 高雪梅, 杨庆贺. 机载导弹非金属材料的使用寿命. 航空兵器, 2004(2):38-41.

(责编 大漠)

(上接第 49 页)

glasses for high temperature applications. Journal of the European Ceramic Society, 1999, 19(6/7):1101-1104.

[25] MA W M, WEN L, GUAN R G. Sintering densification, microstructure and transformation behavior of $Al_2O_3/ZrO_2(Y_2O_3)$ composites. Materials Science and Engineering A, 2008, 477(1/2):100-106.

[26] JIMENEZ-MELENDI M, HANEDA H, NOZAWA H. Ytterbium cation diffusion in yttrium aluminum garnet (YAG)-implications for creep mechanisms. Journal of the American Ceramic Society, 2001, 84(10):2356-2360.

[27] CHEN M W, QIU H P, JIAO J. Preparation of high performance SiC_f/SiC composites through PIP process. Key Engineering Materials, 2013, 544: 43-47.

[28] MILLER J H, LIAW P K, LANDS J D. Influence of fiber coating thickness on fracture behavior of continuous woven Nicalon[®] fabric-reinforced silicon-carbide matrix ceramic composites. Materials Science and Engineering A, 2001, 317:49.

[29] 周洋, 周万城, 罗发. SiC_f/SiC 复合材料 BN 界面相研究进展. 材料导报 A, 2013, 27(7):10-15.

[30] 刘海韬, 程海峰, 王军. SiC_f/SiC 复合材料界面相研究进展. 材料导报, 2010, 24(1):10-15.

[31] RICHARD E T. Recent developments in fibers and inter-phases for high temperature ceramic matrix composites. Composites: Part A, 1999, 30(4):429-437.

[32] TRUSTY P A. Novel techniques for manufacturing woven fiber reinforced ceramic matrix composites I: preform fabrication. Materials and Manufacturing Processed, 1995, 10(6):1215-1226.

[33] 王利明. 溶胶凝胶法制备连续莫来石纤维的研究[D]. 上海: 东华大学, 2005.

[34] CHEN X T, GU L X. The sol-gel transition of mullite spinning solution in relation to the formation of ceramic fibers. Journal of Sol-Gel Science and Technology, 2008, 46:23-32.

[35] 张剑峰. 连续氧化铝基纤维的制备研究[D]. 济南: 山东大学, 2004.

(责编 李丹)