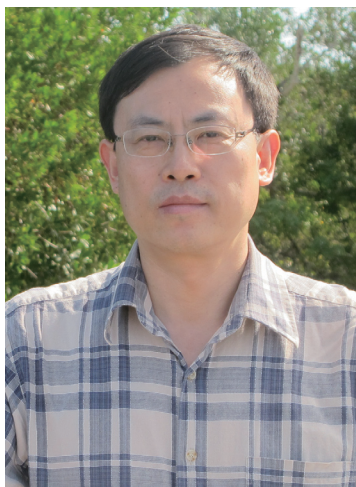


SiC/SiC 复合材料 MII 工艺 制备技术

Melt Infiltration Process for SiC/SiC Composites

中国科学院上海硅酸盐研究所 董绍明 胡建宝 张翔宇



董绍明

研究员, 博士生导师。现任中国科学院上海硅酸盐研究所结构陶瓷工程研究中心主任, 上海市复合材料学会常务理事, 中国硅酸盐学会特种陶瓷分会理事。主要从事纤维增强陶瓷基复合材料的制备科学研究及工程应用技术开发, 成功实现了陶瓷基复合材料在空间重要领域的工程应用。获得国家技术发明二等奖 2 项, 省部级奖励科技奖励 2 项。2013 年入选世界陶瓷科学院院士、上海领军人才。在国内外有影响力的专业期刊上发表文章百余篇, 在国际专业学术会议做邀请报告 20 余次, 拥有授权发明专利 25 项。

以碳化硅纤维或其他无机纤维复合陶瓷基体的新型材料兼具纤维与陶瓷的优点, 具备高比强度、高比模量、抗氧化、耐烧蚀等优势, 是下一代商用航空发动机耐热结构件的理想材料。以连续 SiC 纤维增韧 SiC 陶瓷基复合材料为代表的 CMC, 作为热端部件首选的复合材料, 与传统的高温合金相比, 其优势在于拥有更低的密度和更高的耐温能力。

近半个世纪以来航空发动机技术的巨大进步, 显著提高了发动机推重比, 大幅提升了飞机的综合性能。随着各大航空公司客户对飞机航程和速度要求的不断提高, 要求作为飞机心脏的发动机具备更大推力、更高推重比外, 对减少 NO_x 和 CO 排放的要求也越来越严格, 使得必须逐步提高发动机涡轮前温度等才能满足这些要求^[1]。

就当前航空发动机用材料而言, 高温合金的使用温度已近极限, 很难满足下一代先进航空发动机的设计要求^[2]。解决耐高温问题的途径主

要有采用新材料、应用新冷却技术或设计新的结构等手段。采用比超合金单晶更优异的陶瓷基复合材料 (CMC) 制造发动机热端部件, 有望耐近 2000K 高温的热化学燃气工况环境, 成为国际先进发动机企业研发的重点。而现有航空发动机热端部件所采用的高温合金, 需冷却气体工作从而降低了热效率, 单晶产品合格率低, 服役中产生变形、裂变或烧损等一系列问题, 制约了新产品的升级换代。

以碳化硅纤维或其他无机纤维复合陶瓷基体的新型材料兼具纤维

与陶瓷的优点,具备高比强度、高比模量、抗氧化、耐腐蚀等优势,是下一代商用航空发动机耐热结构件的理想材料。以连续 SiC 纤维增韧 SiC 陶瓷基复合材料为代表的 CMC,作为热端部件首选的复合材料,与传统的高温合金相比,其优势在于拥有更低的密度(仅为 $2\sim 3\text{g/cm}^3$,约为合金的 $1/4\sim 1/3$)和更高的耐高温能力($>1300^\circ\text{C}$)。研究表明,CMC 用于发动机热端部件,一般可提高工作温度近 200°C 、减重 $50\%\sim 70\%$,并可大幅降低冷却气体用量,有效提高发动机工作效率^[1,3]。

陶瓷基复合材料制备工艺主要分为以下几种:

(1) 热压烧结法(HP)。

热压烧结工艺是一种快速的致密化制备方法,制备的复合材料密度高,几乎没有气孔,但受制备工艺限制(热压),难以制备大尺寸以及异形构件,而且对纤维性能要求较高(尤其是 SiC 纤维)。

(2) 化学气相渗透(CVI)。

CVI 是一种低温制备工艺,可制备各种界面、高纯基体,适应各种复杂形状的构件,也是目前最为常用的制备工艺。但是该工艺制备周期长(几百小时),成本高,致密化效率低,产品的气孔率高,约 $10\%\sim 15\%$,因而材料的热导率较低,气密性较差。

(3) 聚合物浸渍-热解工艺(PIP)。

PIP 工艺与 CVI 工艺类似,是一种低温制备工艺,首先有有机物浸渍于纤维编织结构中,然后固化、热解,最后聚合物转化为陶瓷。为了获得致密的复合材料,需要重复浸渍-热解过程,周期较长,基体强度低,气孔率高。

(4) 反应熔渗工艺(RMI 或 MI)以及其他混杂工艺^[4-5]。

MI 工艺是在反应烧结 SiC 基础上发展起来的复合材料制备工艺,根据渗透过程的特征,分为反应熔渗

(RMI)和非反应熔渗(MI)工艺。其基本工艺流程是:首先利用 CVI 或者 PIP 工艺将纤维编织体中引入碳源,随后液相硅或者合金在毛细管力作用下渗进残留的气孔中,渗透过程中与基体碳反应生成 SiC。MI 工艺是一种低成本、快速致密化工艺,制备的复合材料几乎无残留开气孔,具有较高的热导率和气密性。

利用 MI 工艺已成功开发了 C/C-SiC, C/SiC 和 SiC/SiC 等复合材料,并已应用到航空航天、摩擦刹车系统中。本文主要介绍在航空发动机中采用 MI 工艺制备的可长期使用的 SiC/SiC 复合材料(MI-SiC/SiC)。早在 1992 年,在使能推进材料项目(Enabling Propulsion Materials, EPM)支持下,美国国家航空航天局(NASA)和通用电气公司(GE)开发了针对新一代高速民用飞行器(High Speed Civil Transport, HSCT)陶瓷基复合材料燃烧室内衬,旨在研发可在 1200°C 下长时间应用的 SiC/SiC 材料系统。在随后 NASA 的超高效率发动机技术(Ultra Efficient Engine Technologies, UEET)项目支持下,又开发了可在 1300°C 以上使用的 SiC/SiC 复合材料^[6]。NASA 和 GE 公司开发的 SiC/SiC 复合材料即是利用 MI 工艺制备。

由于国内 SiC 纤维研制的落后,我国 SiC/SiC 复合材料研发与应用远远落后于国外。但国内的材料学者很早就进行了大量的前瞻性研究。

如中国科学院上海硅酸盐研究所等国内单位利用碳纤维为基础,对 MI 工艺进行了细致而卓有成效的研究,完全掌握了 MI 工艺并在 C/C-SiC 复合材料中进行了一定应用的应用技术。目前在国内 SiC 纤维(如厦门大学 and 国防科技大学的二代低氧 SiC 纤维)取得重要进展的同时,上海硅酸盐研究所已成功制备出近全致密的 SiC/SiC 和 SiC/Si-B-C 复合材料,图 1 为 MI 工艺制备的 SiC/Si-B-C 复合材料,气孔率仅为 1.75% 。

制备工艺

利用熔渗工艺(Melt Infiltration, MI)制备 SiC/SiC 复合材料主要涉及 4 个步骤^[6-9]:

(1) 利用 CVI 工艺在 SiC 纤维表面沉积涂层(界面相);

(2) 在纤维涂层表面继续沉积一定厚度(约 $3\sim 5\mu\text{m}$)的 SiC 基体;

(3) 引入陶瓷浆料(Slurry Casting);

(4) 硅或硅合金液相熔渗(或反应熔渗)。

根据熔渗过程中是否存在碳与硅的反应,可分为反应熔渗(Reactive Melt Infiltration, RMI)和非反应熔渗(Melt Infiltration, MI)两种。该工艺简单,周期短,制备的复合材料具有非常高的致密度,气孔率低于 2% 。

组分设计

1 SiC 纤维

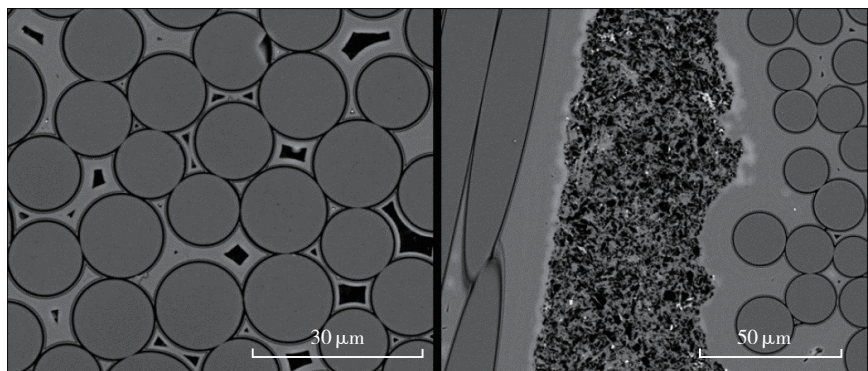


图1 上海硅酸盐研究所开发的高致密MI-SiC/Si-B-C复合材料

采用 MI 或 RMI 工艺制备 SiC/SiC 复合材料时,制备温度高于硅的熔点(1410℃)。因此,对纤维的热稳定性有较高的要求,纤维在材料制备温度下应具有较高的强度保持率。目前,商业化出售的 SiC 纤维主要是以下几种系列:日本碳素公司(Nippon Carbon)的 Nicalon™ 系列、宇部公司(Ube Industries)的 Tyranno™ 系列、美国道康宁公司(Dow Corning)的 Sylramic 纤维以及 NASA 在 Sylramic 纤维基础改性后制备的 Sylramic-iBN 纤维。相关纤维的性能见表 1^[4, 10-12]。

早期的第一代 SiC 纤维,如 Ni-calon 和 Tyranno 为代表的高氧含量(质量分数约为 10%)、高自由碳(约 15%)的 Si-C-O 纤维。高温下(1100~1200℃)时,纤维中的 SiC_xO_y 分解进而导致纤维强度下降。该高氧含量的 Si-O-C 纤维仅适合复合材料低温制备技术工艺,如 CVI 和 PIP 工艺,无法在 MI (RMI) 工艺中作为增强纤维使用。

第二代 SiC 纤维,如 Hi-Nicalon, 通过电子辐照交联等工艺制备,纤维中的氧含量显著下降,为低氧(约

0.5%) 高碳(20% 自由碳)型, C/Si 为 1.39。由于纤维中不含 SiC_xO_y 成分,纤维在高温条件下不会分解,可在燃气环境 1200℃ 下长期使用。在 MI 制备温度下能够保持较高的强度,可作为 MI 工艺制备复合材料的增强纤维。

第三代 SiC 纤维,如 Hi-Nicalon type S、Tyranno SA、Sylramic、Sylramic-iBN 和 SCS 纤维,为无氧近化学计量比型, C/Si 原子比为 1.00~1.08。由于制备温度较高,其热稳定性非常高,因而上述纤维完全可作为 MI 工艺制备 SiC/SiC 复合材料的增强纤维。

我国从 20 世纪 80 年代开始 SiC 纤维的研究,由于基础研究薄弱、设备落后等原因,很长一段时间所研制的 SiC 纤维在连续化、低氧含量和热稳定性等方面未得到完全解决。最近几年,我国在 SiC 纤维的研究和制备方面取得了非常大的进展。厦门大学 and 国防科技大学分别开展了低氧 SiC 纤维的研究。在高氧含量 SiC 纤维基础上,利用不同的技术路线开发出低氧含量的二代 SiC 纤维,其性能类似于日本的第二代纤维: Hi-Nicalon 纤维。制备的 SiC 纤维具有

较高的热稳定性,在 MI 工艺中可保持较高的残余强度。

2 界面相

界面相,亦被称为纤维表面涂层,其主要作用是保护纤维免受制备过程中造成的损伤,同时起到偏转裂纹和传递载荷的作用,提高复合材料的断裂韧性和保证非脆性断裂行为。相比于热解碳(PyC)界面相, BN 具有更优异的抗氧化性,因此在 SiC/SiC 复合材料制备中,最常用的界面相即为 BN。BN 是硼的卤化物(BX₃)与 NH₃ 反应沉积在纤维表面而成,其主要制备方法为化学气相沉积工艺:



为了进一步提高 BN 界面相的抗氧化性, NASA 开发了一种 Si 处理的 BN 界面(Si-doped BN)和原位形成的 BN 界面相^[13-14],如 Sylramic-iBN 纤维。在 SiC/SiC 复合材料 MI 工艺制备过程中,为了防止熔融硅与 BN 反应进而导致损伤界面的性能, BN 表面需进一步沉积一层 SiC 或 Si₃N₄ 涂层,典型 CVI-SiC 层的厚度约为 3~5 μm。在沉积 SiC 涂层后, SiC 纤维束内已基本致密化,残留的

表1 不同SiC纤维的性能^[4, 10-12]

纤维	成分(质量分数)/%	平均直径/ μm	密度/ (g·cm ⁻³)	拉伸强度/ GPa	弹性模量/ GPa	断裂应变/ %	热膨胀 系数/ (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	热导率/ (W·m ⁻¹ · K ⁻¹)	晶粒尺寸/ nm	制备温度/ ℃
Nicalon	56Si+32C+12O	14	2.55	3.0	220	1.4	3.2	3	2	1200
Hi-Nicalon	62Si+37C+0.5O	14	2.74	2.8	270	1.0	3.5	8	5	1300
Hi-Nicalon Type S	69Si+31C+0.2O	12	3.05	2.6	390~420	0.6	—	18	100	1600
Tyranno SA	68Si+31C+0.6Al	8~10	3.02	2.8~3.0	390~420	0.7	—	65	200	>1700
Sylramic	67Si+29C+0.8O+0.4N+ 2.3B+2.1Ti	10	3.05	3.2	386~400	0.6~0.8	5.4	46	100	>1700
Sylramic-iBN	同上	10	3.05	3.2	约 400	0.6~0.8	5.4	>46	>100	>1700
SCS	70Si+30C+ 痕量 Si+C	>30	约 3.00	约 3.5	350~390	—	4.6	约 70	—	1300

大孔主要为束间孔隙,后期利用浆料浸渍和硅的熔渗进一步填充。

3 基体

MI工艺制备的SiC/SiC复合材料的基体主要是SiC和Si,其中SiC主要来自CVI-SiC、SiC浆料和反应生成的SiC。CVI-SiC主要作用是保护BN界面相和SiC纤维免受熔渗过程中Si的侵蚀,其厚度约为3~5 μm。经过CVI沉积SiC后,多孔复合材料的气孔率为30%左右。为了提高SiC/SiC复合材料的使用温度,应最大可能降低游离硅的含量。可在浆料中加入碳颗粒,或者引入树脂以及造孔工艺^[15-17],使熔融硅与碳

反应,理想情况下可形成化学计量比的SiC。在浆料浸渍过程中,亦可加入具有自愈合功能的颗粒,如B₄C和硅化物等,来提高SiC/SiC复合材料的抗氧化自愈合性能。

结构与性能

与化学气相沉积和聚合物浸渍-热解工艺制备的SiC/SiC复合材料不同,MI工艺制备的SiC/SiC具有非常高的致密度,显气孔率约为2%左右。气孔主要是CVI过程中封闭在纤维束内的闭气孔。图2为的MI-SiC/SiC复合材料的典型结构^[6,17],材料结构包括体积分数为

20%~35%的SiC纤维、8%的BN界面相、23%~35%的CVI-SiC、约18%的SiC颗粒和13%~18%的Si^[5-6]。

表2列举了通用电气和NASA制备的MI-SiC/SiC的典型性能,同时列出了法国斯奈克玛公司利用CVI工艺制备的SiC/SiC复合材料的性能,两种材料目前均在航空发动机热端结构件研制中获得应用。与CVI-SiC/SiC相比,MI-SiC/SiC具有更高的密度和更低的气孔率,因此复合材料具有更高的热导率,尤其是垂直纤维方向的热导率,MI-SiC/SiC是CVI-SiC/SiC复合材料的2倍多,有利于抗热震性能的改善。气孔率的降低同时减弱了基体中的应力集中,提高了基体的强度。与PIP和CVI工艺相比,MI工艺制备的基体裂纹产生所需的能量最高^[8]。此外,MI-SiC/SiC优异的气密性保证了其在高速气体和液体环境中的应用。

目前具有代表性的MI-SiC/SiC复合材料主要是美国NASA和通用电气开发的N22、N24-A、B、C系列和HiPerCompTM,因而以此为基础对相关性能进行论述。

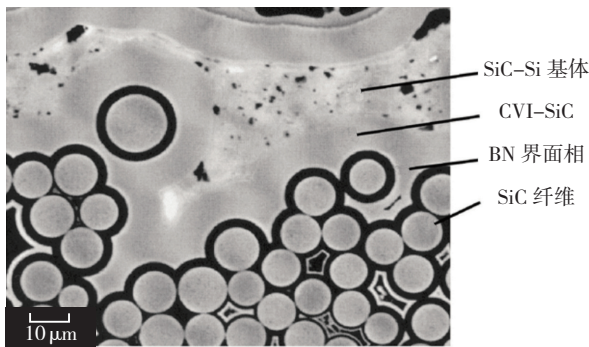


图2 MI-SiC/SiC复合材料典型结构^[6,17]

表2 典型MI-SiC/SiC与CVI-SiC/SiC复合材料性能^[6-7,18]

性能参数	化学气相沉积			熔渗工艺(MI)				
	SiC/SiC		SiC/Si-B-C	HiPerComp TM		N-22	N-24B	
制备方法	CVI		CVI	MI		MI	MI	
制造商	法国斯奈克玛			美国通用电气		NASA	NASA	
纤维类型	Nicalon		Hi-Nicalon	Hi-Nicalon		Sylramic	Sylramic-iBN	
纤维体积分散 /%	40		40	35		36	36	
温度 /°C	23	1400	23	23	1200	20	23	1315
密度 / (g·cm ⁻³)	2.5	2.5	2.3	2.7	2.66	2.85	2.85	
气孔率 /%	10	10	13	6		2	2	
拉伸强度 /MPa	200	150	315	358	271	400	450	380
比例极限应力 /MPa	—	—	—	120	130	180	170	160
断裂应变 /%	0.3	0.5	0.5	0.7	0.5	0.35	0.55	—
弹性模量 /GPa	230	170	220	196	144	250	210	—
层间剪切强度 /MPa	40	25	31	—	—	—	—	—
热膨胀系数(//) / (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	3	3	—	3.74	4.34	—	—	—
热膨胀系数(⊥) / (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	1.7	3.4	—	3.21	3.12	—	—	—
热导率(//) / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	19	15.2	—	30.8	14.8	—	—	—
热导率(⊥) / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	9.5	5.7	—	22.5	11.8	24	27	10
渗透性 / (mtorr·m ⁻¹)	2000		—				25	

SiC/SiC 复合材料取代 Ni 基金应用到涡轮发动机中,关键要求是能满足 24000~48000h 的服役要求。GE 公司开发的 HiPerComp™ 已经通过了高压高水蒸气燃气环境中 4000h 的测试,复合材料仍旧具有很高的热稳定性^[6]。高温应用过程中,由于裂纹的缓慢扩展和 SiC 纤维的蠕变, SiC/SiC 复合材料的拉伸强度和弹性模量会逐渐降低,而比例极限应力和断裂应变几乎保持不变。

在实际服役环境中,复合材料承受气氛和应力耦合作用,因而近服役条件下的疲劳和蠕变性能对 SiC/SiC 的应用非常重要。GE 公司制备的 Prepreg HiPerComp™ 在 120MPa 应力、1200℃ 空气气氛中,循环次数可达 107 次。在低于比例极限应力条件下,复合材料的寿命大于 1000h,当承载应力高于基体裂纹起始应力时,复合材料的使用寿命则会显著下降(图 3)。不同应力条件下复合材料具有不同的失效机制^[19-21]。当加载应力大于 SiC/SiC 复合材料的比例极限应力时,产生的裂纹则成为氧气扩散的通道,材料的使用寿命受纤维/基体界面的氧化和桥连裂纹纤维的断裂控制。当应力小于比例极限应力时,复合材料的使用寿命受其本身组分固有性质控制,尤其是 SiC 纤维的蠕变性能。当环境温度高于 1300℃ 时,由于纤维(如 Hi-Nicalon)的抗蠕变性能降低,复合材料的使用寿命急剧下降。此外,基体中的残留 Si 在该温度下的扩散能力加强,沿 CVI-SiC 的晶界扩散进而侵蚀 BN 界面相和 SiC 纤维,严重降低复合材料的性能^[7]。为了进一步提高 MI-SiC/SiC 的使用温度,应尽量减少游离硅的含量以及使用抗蠕变性能更优的 SiC 纤维,如 NASA 研发的 Sylramic-iBN 纤维强化的 N-24 系列 MI-SiC/SiC 复合材料,其使用温度可提高至 1315℃,承载应力为 103MPa 时,复合材料使用寿命仍大于 1000h^[7]。

应用

GE 开发了 HiPerComp™ SiC/SiC,并已应用到了工业燃气涡轮发动机气体传输路径的热结构中,如第一、第二阶段涡轮壳体,燃烧室内衬,

以及进一步将该复合材料应用到低压涡轮叶片、喷气发动机中的静子叶片等^[6]。

GE 制备的环境障碍涂层涂覆的 HiPerComp™ SiC/SiC 复合材料燃烧室内衬和涡轮外壳在 1260℃、76MPa

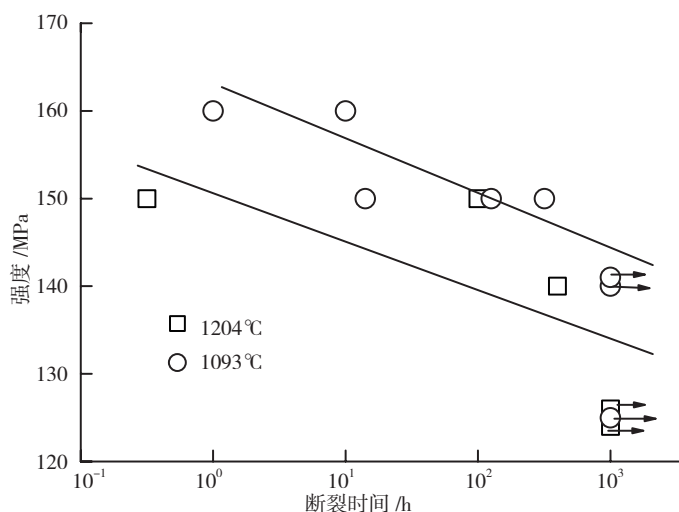


图3 GE公司Prepreg HiPerComp™ MI-SiC/SiC空气条件下的使用寿命^[6]

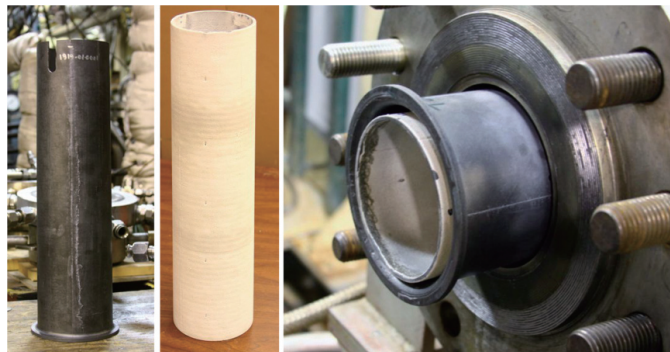


图4 MI-SiC/SiC燃烧室内衬^[3]

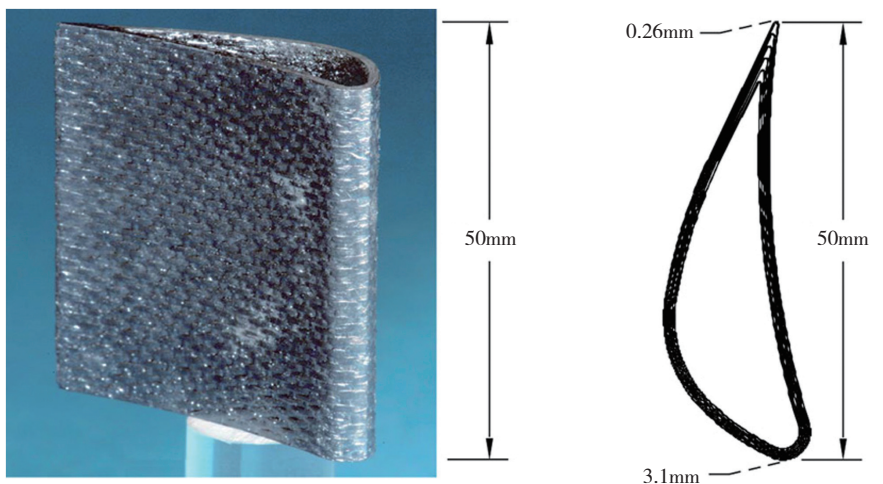


图5 MI-SiC/SiC叶片^[23]

作用下,已通过累积超过 12000h 的现场测试^[22]。图 4 是 SiC/SiC 燃烧室内衬。

涡轮叶片作为发动机主要部件之一(图 5),位于燃烧室出口,承受非常高的热冲击。陶瓷基复合材料密度低、耐高温,对于减重以及降低冷却气体量具有重要的意义。NASA 研发的 SiC/SiC 涡轮叶片,在高压燃气测试环境中(燃气流速 60m/s, 6atm, 1200℃),经过 50h 的测试,其结构保持完整。而相同条件下的金属叶片则出现裂纹和变形。SiC/SiC 涡轮叶片具有比高温合金更优异的耐热性能^[24]。

结束语

SiC/SiC 复合材料以其优异的性能被成功应用到航空发动机热结构部件中,以替代当前的金属构件。与 CVI 和 PIP 工艺相比,MI 工艺是一种周期短、成本低的制备方法,而且能够实现大型、复杂形状、厚壁件复合材料的近净尺寸制备。

MI-SiC/SiC 比 CVI 和 PIP 方法制备的 SiC/SiC 复合材料拥有更低的开孔隙率,具有更高的热导率和层间剪切强度。NASA 和 GE 公司开发的 MI-SiC/SiC 复合材料已成功应用在 1200~1300℃ 的燃气环境中。为了进一步提高 MI-SiC/SiC 的使用寿命,应尽量降低基体中游离硅的含量,同时需要进一步改善 SiC 纤维的高温使用性能。

与国外相比,我国在 SiC/SiC 复合材料的制备及应用上具有一定的差距,但随着高性能低氧含量国产 SiC 纤维的研制以及国内科学工作者的努力,将会尽快实现 SiC/SiC 复合材料在国产高性能高推重比发动机热端结构件中的应用。

参考文献

[1] 梁春华. 纤维增强陶瓷基复合材料

在国外航空发动机上的应用. 航空制造技术, 2006(3): 40-45.

[2] Ohnabe H, Masaki S, Onozuka M, et al. Potential application of ceramic matrix composites to aero-engine components. Composites Part A, 1999, 30: 489-476.

[3] Harbig M C, Jaskwiak M H, Kiser J D, et al. Evaluation of ceramic matrix composite technology for air craft turbine engine applications//41st American Institute of Aeronautics and Astronautics Aerospace Sciences Meeting Including the New Horizons Forum and Aerospace Exposition, 2013: 7-10.

[4] Naslain R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactor: an overview. Compos Sci and Technol, 2004, 64: 155-170.

[5] Dong S M, Katoh Y, Kohyama A. Preparation of SiC/SiC composites by hot pressing, using Tyranno-SA fiber as reinforcement. J Am Ceram Soc, 2003, 86(1): 26-32.

[6] Corman G S, Luthra K L. Silicon melt infiltrated ceramic composites (HiPerComp™), in handbook of ceramic composites. Bansal NP, Ed., Kluwer Academic publishers, Boston, MA, 2004: 99-115.

[7] DiCarlo J A, Yun H M, Morscher G N, et al. SiC/SiC composites for 1200℃ and above, in handbook of ceramic composites. Bansal NP, Ed., Kluwer Academic publishers, Boston, MA, 2004: 77-98.

[8] Morscher G N. Advanced woven SiC/SiC composites for high temperature application. Composites at Lake Louise Canada, 2007.

[9] Brewer D. HSR/EPM combustor materials development program. Materials Science and Engineering, 1999, A261: 284-291.

[10] Dong S M, Chollon G, Labrugere C, et al. Characterization of nearly stoichiometric SiC ceramic fibers. Journal of Materials Science, 2001, 36: 2371-2381.

[11] DiCarlo J A, Yun H M. Non-oxide (silicon carbide) fibers, in handbook of ceramic composites. Bansal NP, Ed., Kluwer Academic publishers, Boston, MA, 2004: 33-52.

[12] 赵大方. SA 型碳化硅纤维的连续化制备技术[D]. 长沙: 国防科学技术大学, 2008.

[13] Corman G S, Luthra K L. Silicon-doped boron nitride fiber coating for melt infiltrated composites// 24th Annual Conference on Composites, Materials and Structures, Cocoa

Beach, FL, January, 2000: 24-28.

[14] Yun H M, DiCarlo J A. Comparison of the tensile, creep and rupture strength properties of stoichiometric SiC fibers. Cer Eng Sci Proc, 1999, 20(3): 259-272.

[15] 通用电气公司. 通过使用胶态炭黑加工 SiC/SiC 陶瓷基复合材料的方法. 中国, 1749216A[P], 2006-03-22.

[16] Krenkel W, Berndt F. C/C-SiC composites for space applications and advance friction systems. Materials Science and Engineering, 2005, 412: 177-181.

[17] Brennan J J. Interfacial characterization of a slurry-cast melt-infiltrated SiC/SiC ceramic-matrix composite. Acta Mater, 2000, 48: 4619-4628.

[18] Heidenreich B. Melt infiltration process, in ceramic matrix composites-fiber reinforced ceramics and their applications. Walter Krenkel, Ed, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim. 2008: 113-139.

[19] Zhu S, Mizuno M, Kagawa Y, et al. Monotonic tension, fatigue and creep behavior of SiC-fiber reinforced SiC-matrix composites: a review. Composites Science and Technology, 1999, 59: 833-851.

[20] Rugges-Wrenn M B, Deapasse J, Chamerlain A L, et al. Fatigue behavior of a Hi-Nicalon™/SiC-B₄C composite at 1200℃ in air. Materials Science and Engineering A, 2012, 534: 119-128.

[21] Morscher G N, Ojard G, Miller R, et al. Tensile creep and fatigue of silyramic-iBN melt-infiltrated SiC composites: retained properties, damage development, and failure mechanisms. Composites Science and Technology, 2008, 68: 3305-3313.

[22] Van-Roode M. Ceramic matrix composite combustor liners: a summary of field evaluation. Journal of Engineering for Gas Turbine and Power, ASME, 2007, 129: 21-30.

[23] Murthy P L N, Nemeth N N, Brewer D N, et al. Probabilistic analysis of SiC/SiC ceramic matrix composite turbine vane. Composites: Part B, 2008, 39: 694-703.

[24] Verrilli M, Calomino A, Robinson R C, et al. Ceramic matrix composite vane subelement testing in a gas turbine environment// ASME Turbo Expo 2004: Power for Land, Sea, and Air, 2004:393-399.

(责编 深蓝)