

航空发动机用连续SiC_f/SiC 复合材料制备工艺及应用前景

刘 虎^{1,2}, 杨金华^{1,2}, 焦 健^{1,2}

(1. 中国航发北京航空材料研究院先进复合材料国防科技重点实验室, 北京 100095;

2. 中国航发北京航空材料研究院航空材料先进腐蚀与防护航空科技重点实验室, 北京 100095)

[摘要] 介绍了连续碳化硅纤维增强碳化硅基复合材料(SiC_f/SiC)常见的3种制备工艺,即化学气相渗透(CVI)工艺、前驱体浸渍/裂解(PIP)工艺及熔渗(MI)工艺的不同特点,探讨了国外不同工艺制备的复合材料的基本性能,并简述了SiC_f/SiC陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用情况,以期为该材料在国内航空发动机领域的发展提供一定的参考。

关键词: 陶瓷基复合材料; 化学气相渗透; 前驱体浸渍/裂解; 熔渗

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2017.16.090



刘 虎

工学博士, 现为中国航发北京航空材料研究院表面工程研究所工程师, 主要从事航空发动机用陶瓷基复合材料的研究。

陶瓷基复合材料(CMC)是指在陶瓷基体中引入增强材料,形成以引入的增强材料为分散相,以陶瓷基体为连续相的复合材料,其中分散相可

以为连续纤维、颗粒或者晶须。陶瓷基复合材料体系非常宽泛,连续纤维增强陶瓷基复合材料的增强和增韧效果最为优异。现阶段研究较多的是纤维增强碳化硅基复合材料,根据纤维种类不同,又分为碳纤维增强碳化硅(C_f/SiC)复合材料和碳化硅纤维增强碳化硅(SiC_f/SiC)复合材料。

与其他材料相比, SiC_f/SiC 复合材料有以下突出特点:(1)耐高温,该类材料的耐温能力主要由SiC纤维的耐温能力决定,在无冷却结构的条件下,第二代和第三代SiC纤维为增强体的复合材料的长时(千小时级)使用温度可分别达到1200℃和1350℃;(2)密度低,仅为2.0~3.0g/cm³,为高温合金的1/3~1/4;(3)抗氧化,配合环境障涂层使用,能够在高温,甚至是燃气冲刷环境保持较高的稳定性,使用寿命可达到上万小时。因具有以上优异的特性,该类材料已部分取代高温合金应用于航空发动机、燃气轮机等高

温结构部件上^[1-4]。

SiC_f/SiC 复合材料 常见制备工艺

SiC_f/SiC 复合材料的制备工艺主要有3种:化学气相渗透(CVI)工艺、前驱体浸渍/裂解(PIP)工艺及熔渗(MI)工艺。3种工艺的区别主要在于碳化硅基体的致密化方式不同,因此,制备工艺可直接影响复合材料中碳化硅基体的微观结构及组成,进而影响与基体相关的各项材料性能^[5]。

CVI工艺是将气相前驱体(如甲基三氯硅烷)通入到反应炉中,反应气体扩散到多孔预制体内部,在孔隙表面裂解、沉积,生成致密SiC基体,反应式为CH₃Si(Cl)₃(g)→SiC(s)+3HCl(g)^[6]。CVI工艺制备陶瓷基复合材料工艺路线如图1所示。该工艺的优点是制备过程中的反应温度较低(一般低于1200℃),对纤维的损伤较小, SiC基体的纯度高、缺陷少,因而复合材料的力学性能较高。

而缺点也同样明显,因为越接近预制体孔内部,气体扩散的难度越大,传质效率越低,故反应气体总是会优先在预制体近表面裂解、沉积生成致密基体,进一步堵塞了内部孔道,导致较高的孔隙率^[7]。为提高复合材料的致密化程度,通常在沉积过程中需要对表面进行加工,打通内部孔道,以得到较高致密度的复合材料。因此,该工艺制造周期较长、制造成本较高,且不适合制造较厚的构件。尽管存在这些不足,但 CVI 工艺成熟度较高,是最早实现发动机构件工程化应用的方法^[8]。法国 SNECMA 公司是该领域的先行者,采用该工艺制备了 CERASEP A300 系列、CERASEPR A410、CERASEPR A415 等多个牌号的 SiC_f/SiC 复合材料^[9-10]。

PIP 工艺是将液相前驱体(如聚碳硅烷 PCS)浸渍到预制体中,前驱体在高温下经交联、裂解、陶瓷化等过程得到多孔的复合材料,为提高复合材料的致密化程度,需要重复多次浸渍/裂解过程(图 2)^[11-13]。其反应式通常表示为 $-\text{[SiR}^1\text{R}^2\text{-X]}_n\text{-} \rightarrow \text{SiC} + \text{副产物}$ (其中 X 可以为 $-\text{C}(\text{R}^3\text{R}^4)\text{-}$ 、 $-\text{O-}$ 、 $-\text{NR}_3$ 、 $-\text{N}=\text{C}=\text{N-}$ 等基团)^[14]。该工艺的优点是制备温度也较低(一般低于 1200℃),纤维受热损伤程度小,工艺简单,陶瓷基体组分可设计,对设备要求低,可制备形状复杂的大型构件,甚至可实现近净成形。但其主要缺点为:首先,裂解过程中体积快速收缩容易引起基体裂纹,甚至出现开裂现象;其次,裂解过程中会产生大量小分子气体,并通过扩散作用从基体中向外逸出,留下大量不规则的气孔,导致孔隙率较高,复合材料的基体强度较低、纯度不高(通常为含氧且富碳);再次,多次浸渍/裂解循环导致制造周期比较长。目前,作者尚未查找到单独采用 PIP 工艺制备的 SiC_f/SiC 材料产品牌号的相关信息。NASA 采用“CVI+PIP”工艺(图 3),开发出 N26-A 牌号的 SiC_f/SiC 复

合材料^[15]。N26-A 型材料典型微观结构^[16](图 4)显示,其基体由 CVI-SiC 和 PIP-SiC 组成,并形成明显的边界,致密的 CVI-SiC 包裹在碳化硅纤维表面并填满纤维束内部,厚度约 20 μm;PIP-SiC 主要填充在纤维束间,但 PIP-SiC 基体出现明显的裂纹^[16]。

MI 工艺制备陶瓷基复合材料

主要涉及 4 个步骤:(1)预制体的制备;(2)界面层的制备;(3)多孔体的制备;(4)熔融渗硅处理。根据熔融渗过程中是否存在硅与碳的反应,又可分为反应熔渗和非反应熔渗两种。各研究机构甚至同一机构不同牌号产品所用的 MI 工艺流程也各有不同。GE 公司先后开发了料浆浇

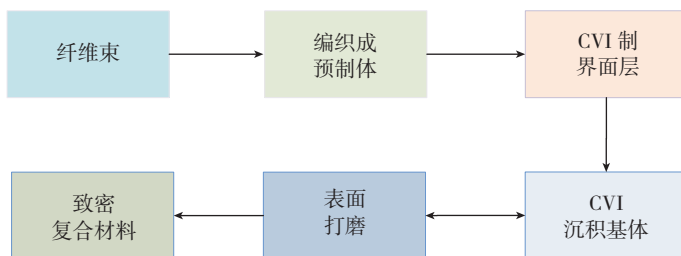


图1 CVI工艺制备陶瓷基复合材料工艺路线

Fig.1 CVI technique route for ceramic matrix composite preparation

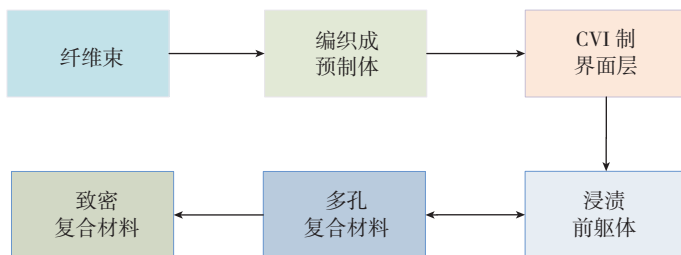


图2 PIP工艺制备陶瓷基复合材料工艺路线

Fig.2 PIP technique route for ceramic matrix composite preparation

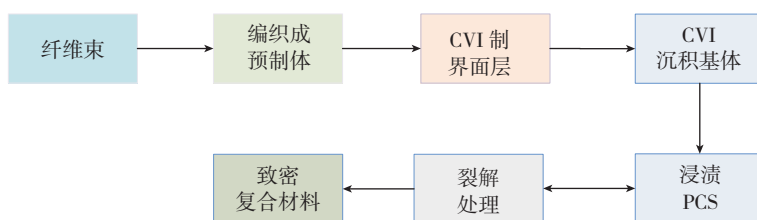


图3 NASA开发的CVI+PIP工艺路线

Fig.3 CVI+PIP technique route developed by NASA

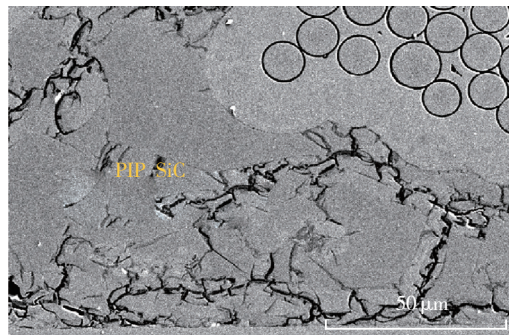


图4 N26-A型SiC_f/SiC复合材料典型微观结构

Fig.4 Typical microstructure of N26-A SiC_f/SiC composite

注-熔渗(Slurry Cast-MI)和预浸料-熔渗(Preg-MI)两种工艺(图5),两者在界面层的制备顺序上存在不同,前者先将纤维编织成织物,然后在其表面制备界面层,后者是先在束丝纤维表面制备界面层,然后通过湿法预浸工艺制备得到预浸料^[17],并发展了以HiPerComp为牌号的CMC产品。这两条工艺路线中的多孔体均为含碳多孔体,熔渗过程中发生的反应为 $\text{Si(l)}+\text{C(s)}\rightarrow\text{SiC(s)}$,故属于反应熔渗类型。NASA也开发了自己的熔渗工艺(图6),并形成了多个牌号的CMC产品,如N22、N24-A、N24-B和N24-C。MI工艺的突出优点是周期短、成本低、可工程化。但其缺点主要是:(1)熔渗反应温度一般在硅的熔点附近(约 1420°C),在此高温下纤维易受到热损伤;(2)基体中不可避免地残余一定量的硅,因此复合材料无法在高于硅熔点的温度下使用^[18]。

国外 SiC_f/SiC 复合材料 牌号及性能

1 SiC_f/SiC复合材料的抗冲击性

与单相陶瓷不同,纤维增强陶瓷基复合材料不仅保留了陶瓷基体耐高温、抗氧化、高强度的特点,还充分发挥了纤维的增强增韧作用。当受到外部冲击时,通过界面脱粘、裂纹偏转与分支、纤维拔出和断裂等能量吸收机制,抑制了裂纹的扩展,大大提升了材料的断裂韧性;而单相陶瓷材料由于脆性断裂的特性,当裂纹产生时,其扩展无法被阻止,从而易于发生灾难性破坏^[19-21]。图7为陶瓷基复合材料和单相陶瓷材料外来物冲击试验结果,前者被不同速度的外来物冲击后,形成了楔形的“塞子”形状,但冲击部位以外区域仍保持着较好的完整性^[22];而后者经冲击试验后,大裂纹从冲击部位扩展至整个试板,使其完全碎裂。

2 CVI与MI工艺材料性能比较

表1列举了国外多种牌号的SiC_f/SiC复合材料的物理性能和力学

性能^[15,22-23]。可以看出,CVI工艺制备的材料其孔隙率较高,为10%。大量遍布在基体中的孔隙使材料致密度下降,导致密度和热导率都较低,且层间剪切强度也不高。图8^[23]为CVI工艺制备的SiC_f/SiC复合材料的典型微观结构,可见基体中随机分布大量孔隙,部分孔隙甚至达到毫米级。

而MI工艺制备的材料孔隙率则较低(通常 $\leq 6\%$),使得密度和热导率较高,层间剪切强度也高于CVI工艺。NASA开发的MI工艺中,在CVI沉积阶段会形成一定厚度的基体,然后渗硅填充封孔;而GE开发

的MI工艺中,渗硅过程中同时发生硅和碳的反应生成碳化硅基体,故后者基体的连续性和完整性更好,从而表现出更高的层间剪切强度。

3 料浆浇注-熔渗和预浸料-熔渗工艺材料性能比较

对比GE公司料浆浇注-熔渗和预浸料-熔渗工艺可以看出,前者纤维体积分数为35%~38%,后者纤维体积分数仅有22%~24%,但两者的拉伸强度却很相近,分别为358MPa和321MPa。其原因一是预浸料-熔渗工艺中采用单束束丝沉积技术,束内纤维间距较大,每根纤维相对独立且界面层均匀,断裂过程

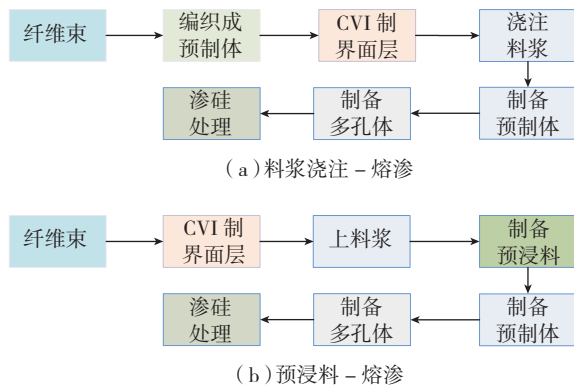


图5 GE公司料浆浇注-熔渗和预浸料-熔渗工艺路线
Fig.5 Technique route of slurry cast-MI and preg-MI developed by GE

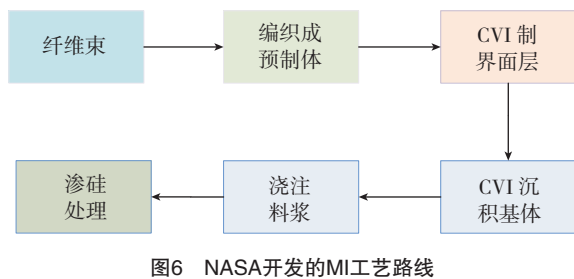


图6 NASA开发的MI工艺路线
Fig.6 MI technique route developed by NASA

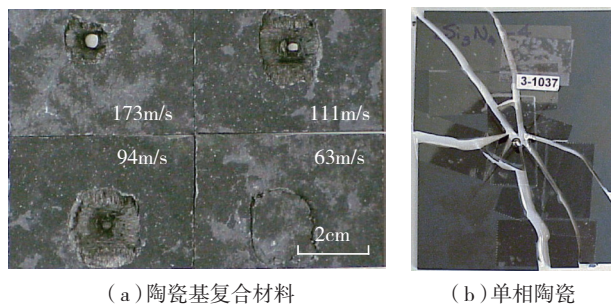


图7 陶瓷基复合材料与单相陶瓷外来物冲击试验结果

Fig.7 Ballistic impact test results of ceramic matrix composite and monolithic ceramic

表1 不同工艺制备的SiC_f/SiC复合材料性能

材料相关信息及参数	CVI 工艺		MI 工艺								CVI+PIP 工艺
	SNECMA		NASA				GE				NASA
制造商	SNECMA		NASA				GE				NASA
牌号	SiC _f /SiC		N22	N24-A	N24-B	N24-C	HiPerComp/Prepreg		HiPerComp/Slurry Cast		N26-A
最高使用温度 /°C	—		1204	1315	1315	1315	—		—		1427
纤维类型	Nicalon		Sylramic	Sylramic-iBN	Sylramic-iBN	Sylramic-iBN	Hi-Nicalon		Hi-Nicalon		Sylramic-iBN
纤维体积分数 /%	40		36	36	36	36	22~24		35~38		36
测试温度 /°C	RT	1000	20	20	20	20	25	1200	25	1200	20
密度 / (g·cm ⁻³)	2.5	2.5	2.85	2.85	2.85	2.76	2.80	2.76	2.70	2.66	2.52
孔隙率 /%	10	10	2	2	2	2	<2	—	6	—	14
拉伸强度 /MPa	200	200	400	450	450	310	321	224	358	271	330
弹性模量 /GPa	230	200	250	250	210	220	285	243	196	144	200
比例极限应力 /MPa	—	—	180	180	170	160	167	165	120	130	130
断裂应变 /%	0.3	0.4	~0.35	~0.50	~0.55	~0.30	0.89	0.31	0.74	0.52	~0.40
层间剪切强度 /MPa	40	35	~70	~70	—	—	135	124	—	—	—
层间拉伸强度 /MPa	—	—	—	—	—	—	39.5	—	~12	—	—
热导率(//) / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	19	15.2	—	—	—	—	33.8	14.7	30.8	14.8	—
热导率(⊥) / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	9.5	5.7	24 (204°C) 15 (1204°C)	30 (204°C) 14 (1204°C)	27 (204°C) 10 (1204°C)	41 (204°C) 17 (1204°C)	24.7	11.7	22.5	11.8	26 (204°C) 10 (1204°C)
热膨胀系数(//) / (10 ⁻⁶ ·K ⁻¹)	3	3	—	—	—	—	3.73	—	4.34	—	—
热膨胀系数(⊥) / (10 ⁻⁶ ·K ⁻¹)	1.7	3.4	—	—	—	—	4.15	—	3.12	—	—

中表现为“个体”断裂,每根纤维都能充分受载,而料浆浇注-熔渗工艺中则采用纤维织物整体沉积技术,由于受到织物束缚,束内的纤维间距较小,沉积界面层后部分纤维相互接触在一起,因而在拉伸过程中,织物中的纤维表现为“集体”断裂,纤维性能未能发挥至最优;二是SiC纤维经过编织会出现一定程度的弯曲,且织物平面与复合材料平面不完全平行,故纤维在拉伸断裂过程中会同时受到拉伸和剪切两个方向的载荷,而预浸料-熔渗工艺中纤维能更精确地排在复合材料的平面上,大大减小了纤维拉伸断裂过程中剪切方向的载荷。此外,料浆浇注-熔渗复合材料的孔隙率(6%)比预浸料-熔渗工艺(<2%)高,其原因是前者在制备界面层过程中,纤维束间存在孔隙并被界面层包裹起来,形成闭孔,限

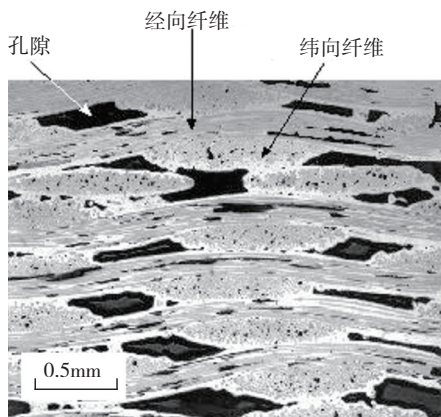


图8 CVI工艺制备的SiC_f/SiC复合材料的典型微观结构

Fig.8 Typical microstructure image of SiC_f/SiC composite prepared by CVI technique

制了料浆和硅的进入,导致最终材料孔隙偏高。料浆浇注-熔渗和预浸料-熔渗工艺制备的SiC_f/SiC复合材料的微观结构如图9所示^[22]。

评价与应用进展

陶瓷基复合材料主要应用于发

动机的热端部件,包括尾喷管部位(中温/中载件)→燃烧室、加力燃烧室、涡轮外环、导向叶片等(高温/中载件)→转子叶片等(高温/高载件),其使用工况和研发难度逐渐增加。

1 喷管密封片等部件

法国SNECMA公司将研制的

CERASEP A410 SiC_f/SiC 复合材料在 F100-PW-229 军用发动机密封片上进行了地面加速任务试验,所有密封片都完成了 4600~6000 个总累计循环数(包括 1300~1750h 发动机工作时数和约 100h 加力工作时数)的试验,且没有出现分层、磨损等问题;利用 CVI 工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料混气锥在 CFM-56 发动机上通过了 600 个工作循环(包括 200h 发动机试车和 70h 试飞),实现减重 35%,并可使高温发动机气体与冷却旁通空气达到最佳混合,提高了发动机排气系统的输出和效率^[24]。NASA 和 GE 研制的 CMC 喷管调节片、密封片已实现产品化,应用在 F100、F110、F119、F136 等多种型号的军用发动机中^[25-26]。

2 涡轮外环、导向叶片等部件

GE 已将陶瓷基复合材料应用在与 R-R 公司联合研制的 F136 军用发动机(配套 F-35)的低压涡轮三级导向叶片上,设计温度最高达 1200℃,大幅减少了冷气用量。GE 公司正在将陶瓷基复合材料应用于商用发动机,2016 年 10 月 GE9X 发动机完成了第一轮地面测试(累计运行 167h、213 个工作循环和 89 次启停),在燃烧室和涡轮部位测试了 CMC 并达到预期效果;2017 年 1 月,GE 公司宣布成功完成了 GE9X 发动机 CMC 部件第二轮地面测试,测试部件包括燃烧室内衬、高压涡轮一级和二级导向叶片以及一级外环,发动机累计运行了 1800 个工作周期,相当于约 3000 次起飞、着陆循环。使用 CMC 后,显著提升了发动机的燃烧效率和耐久性。

3 转子叶片

2015 年 2 月,GE 公司宣布,CMC 低压涡轮转子叶片(图 10)在 F414 发动机上成功完成了 500 个工作循环的耐高温和耐久性验证试验,并取得满意的试车效果,开创了该类材料应用于高温高载转子部件的先河。

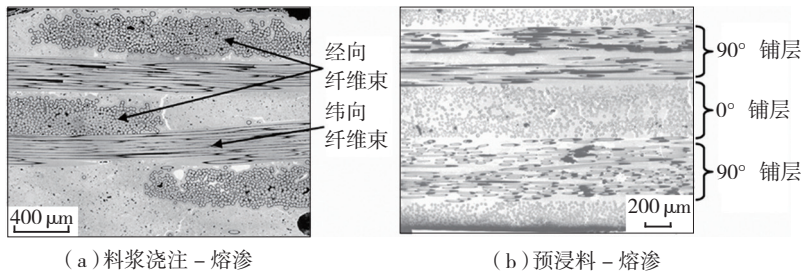


图9 GE公司料浆浇注-熔渗和预浸料-熔渗工艺制备的SiC_f/SiC复合材料微观结构
Fig.9 Typical microstructure image of SiC_f/SiC composite prepared by GE based on slurry cast-MI and prepreg-MI techniques

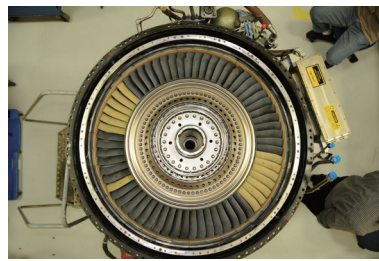


图10 GE公司研制的SiC_f/SiC复合材料(预浸料-熔渗工艺)转子叶片
Fig.10 SiC_f/SiC rotor blade manufactured by GE based on prepreg-MI technique

国外多家航空发动机厂商在陶瓷基复合材料考核与应用方面均做出了很多尝试,并取得了非常不错的效果。陶瓷基复合材料代替高温合金已成为航空发动机高温材料领域的趋势。

结束语

陶瓷基复合材料的不同制备工艺各具特色,CVI 工艺在制备大型、薄壁、复杂构件方面具有其独到优势;PIP 工艺制备的材料孔隙率较高,在航空领域尚无应用实例,但因其工艺简单、基本组分可设计性强,在航天领域应用广泛;MI 工艺制造的材料孔隙率低,是长时服役下保障材料可靠性的基本要求之一,同时具有生产周期短、成本低、可批量化生产的优势,使其更加适用于航空领域。故应根据应用领域和使用场合的不同,统筹考虑经济性和技术可行性,有针对性地选择更合适的工艺。

参考文献

[1] KATO H, SNEAD L L, HENAGER C H, et al. Current status and recent research

achievements in SiC/SiC composites[J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 455(1-3): 387-397.

[2] 袁钦, 宋永才. 连续 SiC 纤维和 SiC_f/SiC 复合材料的研究进展[J]. 无机材料学报, 2016, 31(11): 1157-1165.

YUAN Qin, SONG Yongcai. Research and development of continuous SiC fibers and SiC_f/SiC composites[J]. Journal of Inorganic Materials, 2016, 31(11): 1157-1165.

[3] ROODE M V, PRICE J, KIMMEL J, et al. Ceramic matrix composite combustor liners: a summary of field evaluations[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2007, 129(1): 21-30.

[4] 王鸣. 连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用[J]. 航空制造技术, 2014(6): 10-13.

WANG Ming. Application of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites in aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014(6): 10-13.

[5] ROSSO M. Ceramic and metal matrix composites: routes and properties[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 175(1-3): 364-375.

[6] LEUCHS M. Chemical vapor infiltration processes for ceramic matrix composites: manufacturing, properties, applications[M]//Ceramic matrix composites-fiber reinforced ceramics and their applications. Weinheim: Wiley-VCH, 2008: 141-164.

- [7] NASLAIN R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview[J]. *Composites Science and Technology*, 2004, 64(2): 155-170.
- [8] CHRISTIN F. Design, fabrication and application of C/C, C/SiC and SiC/SiC composites[M]//KRENKEL W. High temperature ceramic matrix composites. Weinheim: Wiley-VCH, 2001: 731-743.
- [9] LAMOUREUX F, BOUILLON E, CAVALIER J C, et al. An improved long life duration CMC for jet aircraft engine applications[M]//KRENKEL W. High temperature ceramic matrix composites. Weinheim: Wiley-VCH, 2001: 783-788.
- [10] LACOMBE A, SPIRIET P, ALLARIA A, et al. Ceramic matrix composites to make breakthroughs in aircraft engine performance[C]//Proceeding of 50th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference. Palm Spring, CA, 2009.
- [11] KOTANI M, KONAKA K, OGIHARA S. The effect on the tensile properties of PIP-processed SiC/SiC composite of a chemical vapor-infiltrated SiC layer overlaid on the pyrocarbon interface layer[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, 87: 123-130.
- [12] LUO Z, CAO H, REN H, et al. Tension-tension fatigue behavior of a PIP SiC/SiC composite at elevated temperature in air[J]. *Ceramics International*, 2016, 42(2): 3250-3260.
- [13] LUO Z, ZHOU X G, YU J S. Mechanical properties of SiC/SiC composites by PIP process with a new precursor at elevated temperature[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 607: 155-161.
- [14] COLOMBO P, MERA G, RIEDEL R, et al. Polymer derived ceramics: 40 years of research and innovation in advanced ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 93(7): 1805-1837.
- [15] DICARLO J A, YUN H M, MORSCHER G N, et al. SiC/SiC composites for 1200 °C and above[M]//BANSAL N P. Handbook of ceramic composites. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004: 77-98.
- [16] GRADY J E. CMC technology advancements for gas turbine engine applications[C]//Proceeding of 10th Pacific Rim Conference on Ceramic and Glass Technology. San Diego, CA, 2013.
- [17] CORMAN G S, DEAN A J, BRABETZ S. Rig and engine testing of melt infiltrated ceramic composites for combustor and shroud applications[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2002, 124(3): 459-464.
- [18] YIN X W, CHENG L F, ZHANG L T, et al. Fibre-reinforced multifunctional SiC matrix composite materials[J]. *International Materials Reviews*, 2017, 62(3): 117-172.
- [19] CAMPBELL F C. Structural composite materials[M]. Almere: ASM International, 2010: 573-596.
- [20] CHOI S R. Foreign object damage phenomenon by steel ball projectiles in a SiC/SiC ceramic matrix composite at ambient and elevated temperatures[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, 91(9): 2963-2968.
- [21] DASSIOS K G, AGGELIS D G, KORDATOS E Z, et al. Cyclic loading of a SiC-fiber reinforced ceramic matrix composite reveals damage mechanisms and thermal residual stress state[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 44:105-113.
- [22] CORMAN G S, LUTHRA K L. Silicon melt infiltrated ceramic composites (HiPerComp™)[M]//BANSAL N P. Handbook of ceramic composites. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004: 99-116.
- [23] LAMON J. Chemical vapor infiltrated SiC/SiC composites (CVI SiC/SiC)[M]//BANSAL N P. Handbook of ceramic composites. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004: 55-76.
- [24] CHRISTIN F. CMC materials for space and aeronautical applications[M]//KRENKEL W. Ceramic matrix composites-fiberreinforced ceramics and their applications. Weinheim: Wiley-VCH, 2008: 327-352.
- [25] 袁荒. 航空发动机结构可靠性关键技术解析[J]. *航空制造技术*, 2016(17): 24-26.
- YUAN Huang. Key technology analysis of aeroengine structural reliability[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2016(17): 24-26.
- [26] STAEHLER J M, ZAWADA LP. Performance of four ceramic-matrix composite divergent flap inserts following ground testing on an F110 turbofan engine[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, 83(7): 1727-1738.

通讯作者: 焦健, 博士, 高级工程师, 研究方向为航空发动机用陶瓷基复合材料, E-mail: jiaojian_2010@sina.com。

Fabrication Technique and Application Prospect of Continuous SiC Fiber Reinforced Ceramic Matrix Composites for Aeroengine

LIU Hu^{1,2}, YANG Jinhua^{1,2}, JIAO Jian^{1,2}

(1. National Key Laboratory of Advanced Composites, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2. Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Corrosion and Protection for Aviation Material, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] Three manufacturing processes for continuous SiC fiber reinforced ceramic matrix composites (SiC_f/SiC), in other words, chemical vapor infiltration (CVI), precursor infiltration and pyrolysis (PIP) and melt infiltration (MI) were reviewed in this article. Meanwhile, the performances of ceramic matrix composites and their further application in aeroengine were discussed as well.

Keywords: Ceramic matrix composites; Chemical vapor infiltration; Precursor infiltration and pyrolysis; Melt infiltration

(责编 李丹)