

SiC/SiC 复合材料疲劳与蠕变性能研究进展

赵春玲^{1,2}, 杨金华^{3*}, 李维², 陈芝来², 张鑫², 袁世峰², 李璞², 焦健³

1. 北京航空航天大学航空发动机研究院, 北京 100191

2. 中国航发湖南动力机械研究所, 株洲 412002

3. 中国航发北京航空材料研究院先进复合材料科技重点实验室, 北京 100095

摘要 随着航空航天领域对长时抗氧化及可重复使用高温材料提出日益迫切的需求, SiC/SiC 复合材料正成为当前的研究热点。总结了近年来 SiC/SiC 复合材料疲劳及蠕变性能方面的研究进展, 综合分析了温度、载荷、频率及燃气环境对疲劳性能的影响, 以及纤维类型、温度与载荷、频率和基体类型等对蠕变性能的影响。

关键词 SiC/SiC 复合材料; 陶瓷基复合材料; 疲劳; 蠕变

SiC/SiC 复合材料由于具有耐高温、低密度、抗氧化等特点, 在航空航天发动机、可重复使用飞行器等方面具有广阔的应用前景^[1-2]。常见的 SiC/SiC 复合材料制备工艺包括化学气相沉积工艺(CVI)、前驱体浸渍裂解工艺(PIP)、熔融渗硅工艺(MI)及上述工艺的复合工艺^[3]。由于服役环境的特殊性, SiC/SiC 复合材料更关注长时性能, 包括疲劳性能、蠕变性能、持久性能及抗氧化性能等, 其中疲劳性与蠕变性能涉及到热/力/氧多场耦合服役环境, 更接近实际应用时的多场耦合服役环境, 是研究的热点与重点。

SiC/SiC 复合材料的疲劳性能测试通常是在一定温度及交变载荷作用下, 表征材料的力学性能衰减情况或者破坏行为^[4-5]; 蠕变性能测试通常在一定温度及单一载荷作用下, 测量材料随时间的变形量^[6-7]。

与树脂基复合材料及金属基复合材料不同, SiC/SiC 复合材料基体的断裂延伸率低于纤维的断裂延伸率。基体产生裂纹后, 纤维将起到桥联作用, 并将应力重新分布, 从而提高了材料的韧性及可靠性。为更好地理解 SiC/SiC 复合材料的疲劳及蠕变行为, 需先明确该材料的拉伸断裂行为。

收稿日期: 2023-02-16; 修回日期: 2023-04-19

作者简介: 赵春玲, 研究员, 研究方向为材料分析与应用技术, 电子信箱: 45423169@qq.com; 杨金华(通信作者), 研究员, 研究方向为陶瓷基复合材料, 电子信箱: yangjinhua08@163.com

引用格式: 赵春玲, 杨金华, 李维, 等. SiC/SiC 复合材料疲劳与蠕变性能研究进展[J]. 科技导报, 2023, 41(9): 27-35; doi: 10.3981/j.issn.1000-7857.2023.09.003

1 SiC/SiC 复合材料的拉伸断裂行为

SiC/SiC 复合材料的拉伸性能是纤维、界面层及基体综合作用的体现。为了提高 SiC/SiC 复合材料的断裂韧性,发挥纤维的桥联效果,需要在纤维与基体之间制备结合强度适中的界面^[8-9]。对于 SiC/SiC 复合材料,常用的界面层体系包括热解碳、氮化硼(BN)2种^[10-11],界面层的增韧机制主要包括裂纹偏转、纤维脱黏、纤维桥联和拔出^[12-15]。界面层对于调节复合材料的韧性、强度、疲劳、蠕变及抗氧化性能等均起到重要的作用,并且纤维在复合材料中能够发挥的性能比例与界面层的性质密切相关^[16]。陈明伟等^[17]研究了界面层类型对复合材料性能的影响,结果表明,界面层厚度是影响 SiC/SiC 复合材料的重要因素。周长城等^[18]考察了碳界面层高温预处理对材料性能的影响,结果表明,预处理有助于减弱复合材料界面的结合力,从而显著提高复合材料的力学性能。这也表明,界面层对纤维的架桥作用至关重要。若界面结合过强,应力集中可以导致纤维发生断裂,不发生桥联作用^[19-20];相反,若界面较弱,有助于纤维的桥联,使得纤维的拔出强度更长,材料的强度及断裂延伸率均更高^[21-22]。因此,通常较高的强度会使得复合材料的断裂延伸率较高。

2 SiC/SiC 复合材料疲劳失效机制及影响因素

SiC/SiC 复合材料的疲劳失效主要是在交变应力的作用下,裂纹附近纤维与基体界面发生摩擦磨损,且随着循环次数的增多,界面剪切应力显著降低^[23-24],致使纤维与基体脱黏及基体开裂^[25]。疲劳失效受诸多因素影响,如温度、载荷及环境等^[26]。

2.1 温度对疲劳行为的影响

温度对疲劳行为的影响,主要是高温使得纤维发生蠕变,从而降低材料的高温疲劳性能。Zhu 等^[27]研究表明,温度对疲劳性能影响较大,在室温条件 160 MPa 应力下,循环 10^7 次后,采用 CVI 工艺制备的 SiC/SiC 复合材料的拉伸强度与初始拉伸强

度相同;而在 75 MPa 应力下,氩气气氛,1000℃循环 10^7 次后,材料拉伸强度低于初始拉伸强度。这表明高温下疲劳失效机理与室温有所不同,在 1000℃高温下, SiC 基体的蠕变速率非常低,因此 1000℃时的疲劳失效机理主要是由于纤维的蠕变及界面滑移阻抗变化引起。Fantozzi 等^[23, 28]发现 SiC/SiC 复合材料在 600℃与 1200℃温度下表现出的疲劳行为不同,1200℃下其疲劳失效机制主要是由于纤维发生蠕变;而在 600℃时,主要由纤维内部裂纹的扩展及纤维与基体的界面性能降低引起。Ruggles-Wrenn 等^[29-31]的研究结果也表明,采用 CVI 工艺制备的自愈合复合材料在 1200℃时的疲劳行为主要受 Hi-Nicalon 纤维影响。

2.2 载荷对疲劳行为的影响

疲劳失效与载荷相关,尤其以比例极限(材料所承受的应力和应变保持正比的最大应力)为界限,载荷的影响更加明显。主要是由于比例极限以下时,基体不发生开裂;比例极限以上时,基体开始产生裂纹。Ojard^[32]报道了熔渗工艺制备的复合材料的疲劳性能,在高应力载荷条件下(>179 MPa),失效主要是由于基体开裂,纤维承担主要的载荷;在低应力载荷条件下(<165 MPa),失效主要受纤维失效引起。Ruggles-Wrenn 等^[31]研究了 CVI 工艺制备的自愈合复合材料在 1300℃空气及水汽环境下载荷对疲劳寿命的影响,随着载荷的增加,疲劳寿命缩短,并且当载荷超过比例极限时,材料的应变明显增加。此外,Luo 等^[33]的研究表明,高温下疲劳失效受裂纹产生、裂纹扩展、界面脱黏及纤维桥联与拔出控制,当应力大于比例极限时,纤维承载主要的疲劳载荷;当应力小于疲劳极限时,基体主要承载疲劳载荷,而在二者之间时,纤维与基体共同承载。通常,当复合材料比例极限较高时,疲劳极限也较高^[30, 34]。

2.3 频率对疲劳行为的影响

Ruggles-Wrenn 等^[35]研究了 1200℃空气及水汽环境下, SiC/SiC 复合材料在频率为 0.1、1.0 及 10 Hz 频率下材料的疲劳行为。结果表明,在空气环境下,频率较低时,复合材料的表现更佳。当频率为 10 Hz、80 MPa (~37% 极限抗拉强度(UTS))应力水

平时,疲劳寿命大于 2×10^5 ;当频率为1 Hz、100 MPa(约为46%UTS)应力水平时,疲劳寿命大于 2×10^5 ;当频率为0.1 Hz、110 MPa(约为51%UTS)应力水平时,疲劳寿命大于 10^5 。在水汽环境下,随着频率的增加,在相同应力条件下,复合材料的疲劳寿命表现出缩短的趋势。Mall等^[36]对比了750℃水汽环境或者干燥空气环境下单一应力或者循环应力条件下材料的断裂时间,结果表明,循环应力加载条件下材料的断裂时间更短。尽管在频率较低时,复合材料暴露在气氛下的时间更长、材料更容易发生氧化,但上述研究表明,氧化对于高温疲劳行为的影响并非主要因素,高频下纤维及基体更易产生裂纹并且导致裂纹的扩展可能是疲劳失效的主要原因。Shuler等^[37]的研究结果表明,即使在室温条件下,加载频率对于材料疲劳寿命也有影响,频率为50 Hz时材料的疲劳极限低于频率为1 Hz和10 Hz时,主要是由于高频加载更容易在基体中产生缺陷。

2.4 环境对疲劳行为的影响

发动机零件通常处于燃气环境下,而燃气对于疲劳寿命有重要影响。通常疲劳寿命在燃气环境中比在静态环境下显著缩短,一方面是由于材料存在热梯度引起的应力,致使基体更容易开裂;另一方面,燃气环境下气体的流速更快,更容易导致材料发生氧化。Kim等^[34]采用熔渗工艺制备SiC/SiC复合材料,在空气及燃气环境气氛下测试了其拉-拉疲劳性能。结果表明,材料的强度及抗氧化性均降低,并且燃气环境下降低幅度更大,在相同应力条件下,在静态炉内疲劳寿命要明显长于燃气环境,主要是由于燃气环境下产生的热梯度引起的应力叠加,致使基体更容易开裂。Panakarajupally等^[38]采用MI工艺与CVI工艺制备复合材料,分别在静态氧化环境与燃气环境进行高温疲劳试验,结果表明,燃气环境下疲劳寿命比较短,而EBC涂层由于可以阻挡氧气的进入,因此能够有效提高燃气环境下的疲劳寿命。Sabelkin等^[39]研究表明,当温度为1205℃时,疲劳寿命在燃气环境下比在实验室静态环境下降低约100倍。Mall等^[36]研究了CVI结合MI工艺制备的复合材料在750℃干燥空气环境和湿氧环境下疲劳失效行为的区别,结果表明,水汽

环境能够加速BN界面层的失效,从而降低材料的疲劳寿命。

3 蠕变失效机制及影响因素

SiC/SiC复合材料的蠕变一般分为3个阶段,如图1所示,首先是应变速率逐渐降低的阶段(I),然后是应变速率稳态阶段(II),最后是应变速率快速上升至断裂阶段(III)。通常而言,第1个阶段产生的应变量较小,而第2个阶段产生的应变量较大,并且随着时间的变化更加明显。蠕变曲线中出现的阶段数量与应力大小及温度条件相关。在高载荷状态下,通常没有加速至断裂阶段,甚至是稳态阶段。SiC/SiC复合材料的蠕变性能取决于各组分的蠕变性能、纤维与基体蠕变性能的匹配性等因素。蠕变性能不仅与各组分的微观结构密切相关,包括晶粒尺寸、组分、孔隙结构及分布等,而且与纤维类型、温度及载荷、环境及基体类型等因素密切相关^[40]。

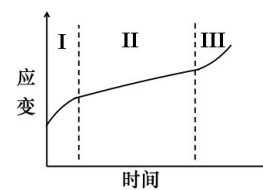


图1 恒定载荷条件下复合材料蠕变曲线示意

3.1 SiC纤维的蠕变行为

碳化硅纤维按照耐温等级通常分为3个代次。第一代的Nicalon纤维包含摩尔百分比为49%的SiC、28%的自由碳及23%的无定型的Si-C-O相, Si-C-O相主要来源于氧不熔化的纤维不完全分解。当温度高于1200℃时, Si-C-O相发生分解,形成SiC及气相的CO与SiO,这些气相产物在纤维中进行扩散并且与纤维中的碳发生反应,致使纤维产生孔洞等缺陷,从而引起纤维强度及模量的降低,并影响纤维的蠕变行为^[41]。第二代及第三代碳化硅纤维不再含有Si-C-O相,典型代表是日本炭素株式会社的Hi-Nicalon纤维。第三代碳化硅纤维包括美国道康宁公司的Sylramic纤维、日本炭素株

式会社的 Hi-Nicalon S 型纤维、宇部的 Tyranno SA 型纤维,这些纤维表现出更好的抗蠕变行为及高温稳定性^[42],基本信息如表 1^[3, 43]所示。针对 Hi-Nicalon 和 Hi-Nicalon S 型纤维,已经开展了较多的组成及蠕变行为研究。Hi-Nicalon 纤维由非化学计量比、尺寸约为 5 nm 的 β 型碳化硅晶粒组成^[44],元素中含有摩尔百分比为 0.6% 的氧、57.8% 的碳以及 41.6% 的硅^[44]。在该纤维中存在大量乱层碳,影响纤维密度、抗氧化性及蠕变行为^[43]。Hi-Nicalon S 型纤维由近化学计量比的 β 碳化硅晶粒组成,晶粒尺寸约为 100 nm^[44],氧的摩尔百分比为 0.2%、碳为 51%、

硅为 48.7%,其内部的碳含量低于 Hi-Nicalon 纤维^[45]。Hi-Nicalon 和 Hi-Nicalon S 型的碳化硅纤维第一阶段的蠕变行为主要是由晶粒边界处的碳发生黏弹性变形(一种延迟的弹性响应行为)^[46],致使 SiC 晶粒边界发生滑移与褶皱减少以及碳晶粒的滑移^[7]。稳态蠕变主要是由乱层碳晶粒的变形及晶界附近的杂质扩散引起,致使晶界发生滑移并导致碳及硅元素在晶粒内部的扩散^[7-8]。通过上述纤维蠕变的机理可以看出,Hi-Nicalon S 型纤维由于含碳量较低,纯度更高,并且晶粒尺寸较大,因此,在高温(>1200°C)下具有更好的抗蠕变性能^[40]。

表 1 常见国外束丝碳化硅纤维基本信息

纤维牌号	生产商	元素组成/%	密度/ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	最高制备温度/°C	强度/模量/ (MPa/GPa)
Nicalon, L200	Nippon Carbon	56Si+32C+12O	2.55	1200	3000/220
Hi-Nicalon	Nippon Carbon	62Si+37C+0.5O	2.74	1300	2800/270
Hi-Nicalon Type S	Nippon Carbon	69Si+31C+0.2O	3.1	1600	2600/420
Tyranno Lox M	Ube Industries	55Si+32C+100+2Ti	2.48	1200	3300/187
Tyranno ZMI	Ube Industries	57Si+35C+7.6O+1Zr	2.48	1300	3400/200
Tyranno SA 3	Ube Industries	68Si+32C+0.6Al	3.1	>1700	2800/380
Sylramic	Dow Corning	67Si+29C+0.8O+ 2.3B+0.4N+2.1Ti	2.95	>1700	2700/310
Sylramic-iBN	COI Ceramics+NASA	SiC/BN	3.0	>1700	3000/400

注:元素组成列中元素前的数字表示元素的质量分数。

3.2 SiC/SiC 复合材料的蠕变行为

复合材料的蠕变行为通常是在特定的气氛及恒定载荷条件下,通过测量高温下试样随时间的变形量进行表征。当温度达到能够使各组分发生蠕变时,纤维与基体蠕变的不匹配性使得低蠕变速率组元承受更多的力,而高蠕变速率组元承受较小的力。当纤维的蠕变速率小于基体的蠕变速率时,力从基体转向纤维,并且致使纤维过载而导致断裂;当纤维的蠕变速率大于基体的蠕变速率时,力从纤维转移到基体,从而使基体发生开裂,导致纤维起到承载的作用,并且暴露于环境气氛^[47]。蠕变失效机理不仅包含短时力学性能中表现出的基体开裂、界面脱黏、纤维桥联、纤维断裂及拔出,而且包含各组分的蠕变及应力的再分配,氧化诱导的裂纹扩展等^[48]。Wang 等^[49]研究了 SiC/SiC 复合材料在真空环

境下,1300°C~1430°C 范围内的蠕变行为,结果表明,当温度高于 1400°C 时,蠕变断裂时间明显缩短、蠕变速率增加了 3 个数量级,主要是由于高温使得 SiC 纤维中的 SiO_xC_y 相重结晶成 SiC 和 C,并且 SiC 晶粒发生明显的长大。

3.2.1 纤维类型对 SiC/SiC 复合材料蠕变行为的影响

复合材料中纤维的抗蠕变性能越好,则制备的复合材料抗蠕变性能越好,因此,代次高的纤维制备的复合材料通常抗蠕变性能更好。Almansour 等^[40]研究了未预制裂纹及预制裂纹的 mini 复材在 1200°C 空气气氛下的蠕变行为,并研究了纤维类型对蠕变行为的影响。结果表明,采用 Hi-Nicalon S 纤维比 Hi-Nicalon 纤维增强的复合材料具有更好的抗蠕变行为,主要是由于 Hi-Nicalon S 型纤维抗

蠕变性能更加优异。Hi-Nicalon 纤维比 Nicalon 纤维有更好的抗蠕变性能,因此,其制备的复合材料的具有更好的抗蠕变行为^[50-51]。Morscher^[52]研究了 3 种不同近化学计量比的 SiC 纤维制备的复合材料的蠕变行为,结果表明,蠕变及断裂行为主要与纤维的蠕变行为相关,Sylramic-iBN 纤维制备的复合材料其抗蠕变性能最好。

3.2.2 温度及载荷对 SiC/SiC 复合材料蠕变行为的影响

在较低温度及低于裂纹开裂应力时,蠕变主要表现为与时间相关的行为。在温度超过组分的稳定温度时,纤维中的热不稳定相将影响蠕变行为。对于 Nicalon 纤维而言,该温度大约在 1200℃;对于 Hi-Nicalon 和 Hi-Nicalon S 型而言,该温度约为 1400℃;对于 Sylramic-iBN 纤维而言,该温度在 1800℃附近。当载荷超过基体开裂应力时,基体中的裂纹将成为氧气传输的通道,引起纤维及界面层的氧化,从而降低纤维的强度,并引起载荷的再分配^[53-54]。Carrère 等^[55]研究了 CVI 工艺制备的自愈合复合材料在 1200℃下的蠕变行为,结果表明,在高温下,复合材料的蠕变行为主要取决于纤维的蠕变行为及界面的滑移,未发现明显的由蠕变引起的基体开裂。王西等^[56]研究结果表明,采用 CVI 工艺制备的复合材料蠕变与温度及载荷密切相关,温度的升高或应力的增大,致使蠕变断裂时间缩短,并且稳态蠕变速率增加,主要蠕变损伤模式包括基体开裂、界面脱黏和纤维蠕变。Luan 等^[57]的研究表明,复合材料中缺陷的数量主要取决于载荷的大小,而缺陷的尺寸与蠕变时间密切相关。

3.2.3 环境对 SiC/SiC 复合材料蠕变行为的影响

环境中的氧可以对复合材料造成氧化,尤其是界面层通常为氧化的薄弱环节^[58-59],从而造成对复合材料蠕变行为的影响。Morscher 等^[60]研究了采用 Sylramic-iBN 纤维增强及熔渗工艺制备的复合材料在 220 MPa 应力状态下的蠕变行为。当温度为 1204℃时,在氩气氛下,即使存在较低含量的氧,也能够使复合材料发生类似与空气气氛的氧化,但是在真空气氛下,复合材料的蠕变行为未受

氧气影响时,表现出更优异的性能,蠕变速率比空气气氛低 2 个数量级。Nicalon 纤维增强的 SiC 基复合材料在空气中的抗蠕变性能明显低于在氩气氛中的,主要是由于在空气气氛中碳界面层及纤维发生了氧化^[61],并且 Hi-Nicalon 纤维增强的 SiC 基复合材料表现出类似的行为^[62]。

3.2.4 基体类型对 SiC/SiC 复合材料蠕变行为的影响

不同制备工艺制备的复合材料基体类型有明显区别,而基体类型对于复合材料的蠕变行为有重要影响,PIP 工艺制备的复合材料的蠕变行为与纤维的蠕变数据相差不大,主要是由于 PIP 工艺中基体的裂纹较多,因此不能承担更多的载荷^[52]。当归一化到相同纤维体积分数时,CVI 工艺与 MI 工艺制备的复合材料蠕变速率相当,虽然 MI 工艺制备的基体中含有 10%~15% 的自由硅。Nicalon SiC 纤维增强的自愈合基体的蠕变速率高于 Nicalon SiC 纤维增强的普通碳化硅基体,主要是由于自愈合基体中含有玻璃相,而玻璃相在高温下使基体变软并且可以促进纤维与基体的滑移,致使蠕变变形量增加^[61, 63]。

Bhatt 等^[64]研究了 CVI 工艺与 PIP 工艺制备的复合材料的蠕变行为。研究表明,CVI 工艺制备的复合材料蠕变行为与纤维及基体均密切相关,而蠕变机理与载荷相关。在高应力时,蠕变主要受纤维的蠕变主导;在中间应力大小,基体与纤维共同主导蠕变行为;而在比例极限应力以下时,蠕变主要由基体主导,并且基本不发生蠕变行为。而 PIP 工艺制备的复合材料蠕变行为由纤维主导,并且与应力大小无关,复合材料很快就达到稳态蠕变。因此,制备工艺(影响基体类型)对复合材料的蠕变行为有较大影响。采用熔渗工艺制备的复合材料基体开裂强度较其他工艺更高,主要是由于采用熔渗工艺制备的复合材料,基体较为致密;其次,硅凝固过程中,体积胀大,并且硅的热膨胀系数低于碳化硅,使得基体相对于纤维处于压应力状态,因此,有利于提高材料的基体开裂强度,从而影响材料的蠕变行为^[65]。

4 结论

总结了 SiC/SiC 复合材料的疲劳及蠕变性能研究进展。SiC/SiC 复合材料疲劳性能受温度、载荷、频率及燃气气氛影响。温度对疲劳性能的影响主要是高温使得纤维发生蠕变行为,从而影响复合材料的疲劳性能。载荷对疲劳性能有重要影响,尤其是比例极限附近更为明显。频率对疲劳性能也有重要影响,在空气环境下,频率较低时,复合材料的表现更佳;在水汽环境下,随着频率的增加,在相同应力条件下,复合材料的疲劳寿命表现出缩短的趋势。燃气环境对疲劳性能的影响主要来自于两方面,一方面,由于材料存在热梯度引起的应力,致使基体更容易开裂;另一方面,燃气环境下气体的流速更快,更容易导致材料发生氧化,因此,通常疲劳寿命在燃气环境中比在静态环境下显著缩短。

SiC/SiC 复合材料的蠕变一般分为 3 个阶段:应变速率逐渐降低阶段、应变速率稳态阶段和应变速率快速上升至断裂阶段,且与纤维类型、温度及载荷、环境及基体类型等因素密切相关。纤维的抗蠕变性能越好,复合材料的抗蠕变性能也越好,并且三代纤维的抗蠕变性能优于二代纤维,而二代纤维的抗蠕变性能优于一代 SiC 纤维。温度的升高或载荷的增大,会导致蠕变断裂时间缩短,并且稳态蠕变速率增加。环境中的氧或者水汽可以造成复合材料氧化,因此,通常会降低复合材料的蠕变性能。基体类型对复合材料蠕变行为的影响,主要是由于不同的基体类型其微裂纹、基体组分及基体开裂强度等有着明显的不同。

尽管目前在 SiC/SiC 复合材料疲劳及蠕变性能方面已经开展了大量的研究,但是未来仍有大量的研究工作有待开展。目前, SiC/SiC 复合材料疲劳及蠕变多从宏观角度出发,对微观结构的变化及内在的机理的研究涉及较少。由于 SiC/SiC 复合材料中纤维类型、编织方式、界面层体系、制备工艺及服役环境等有着很大的区别,在复合材料实际应用前应进一步开展更加细致的疲劳及蠕变性能研究。此外,随着声发射、电阻检测、原位 CT 及原位 SEM 等技术不断地发展,将其与疲劳性能及蠕变性能测

试相结合,可以获得更加丰富的材料损伤演化和失效行为信息。

参考文献 (References)

- [1] Corman G, Upadhyay R, Sinha S, et al. General electric company: Selected applications of ceramics and composite materials[M]//Materials Research for Manufacturing. Cham Switzerland: Springer International Publishing, 2016, 224: 59-91.
- [2] Chen M, Qiu H, Xie W, et al. Research progress of continuous fiber reinforced ceramic matrix composite in hot section components of aero engine[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 678: 012043.
- [3] Bansal N P. Handbook of ceramic composites[M]. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2005: 55-172.
- [4] ISO 17142—2014 Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics)—Mechanical properties of ceramic composites at high temperature in air at atmospheric pressure—Determination of fatigue properties at constant amplitude[S]. Geneva: The British Standards Institution, 2014: 1-15.
- [5] ASTM C1360—2017 Standard practice for constant-amplitude, axial, tension-tension cyclic fatigue of continuous fiber-reinforced advanced ceramics at ambient temperatures[S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017: 1-9.
- [6] ASTM C1337—2017 Standard test method for creep and creep rupture of continuous fiber-reinforced advanced ceramics under tensile loading at elevated temperature[S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017: 1-11.
- [7] ISO 19604—2018 Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics)—Mechanical properties of ceramic composites at high temperature—Determination of stress-rupture time diagram under constant tensile loading [S]. Geneva: The British Standards Institution, 2018: 1-18.
- [8] Luo H, Luo R Y, Wang L Y, et al. Effects of fabrication processes on the properties of SiC/SiC composites[J]. Ceramics International, 2021, 47(16): 22669-22676.
- [9] Liu H, Li L, Yang J, et al. Characterization and modeling damage and fracture of prepreg-MI SiC/SiC composites under tensile loading at room temperature[J]. Applied

- Composite Materials, 2022, 29: 1167–1193.
- [10] Carminati P, Jacques S, Rebillat F. Oxidation/corrosion of BN-based coatings as prospective interphases for SiC/SiC composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(5): 3120–3131.
- [11] Bumgardner C H, Heim F M, Roache D C, et al. Analysis of SiC/SiC composites for energy applications at ambient conditions[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2021, 104(1): 481–491.
- [12] Dai J, Wang Y, Xu Z, et al. Effect of BN/SiC interfacial coatings on the tensile properties of SiC/SiC minicomposites fabricated by PIP[J]. Ceramics International, 2020, 46(16): 25058–25065.
- [13] 焦健, 邱海鹏, 王宇, 等. 不同界面层体系对 SiCf/SiC 复合材料性能影响的研究[C]//第 17 届全国复合材料学术会议. 北京: 中国航空学会, 2012: 881–885.
- [14] 杨金华, 吕晓旭, 焦健. 碳化硅陶瓷基复合材料界面层技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2018, 61(11): 79–87.
- [15] Zhang D, Liu Y, Liu H, et al. Characterisation of damage evolution in plain weave SiC/SiC composites using in situ X-ray micro-computed tomography[J]. Composite Structures, 2021, 275: 114447.
- [16] 赵文青, 齐哲, 吕晓旭, 等. 界面层对 CVI-mini SiCf/SiC 复合材料力学性能的影响[J]. 材料工程, 2021, 49(7): 71–77.
- [17] 陈明伟, 罗文东, 邱海鹏, 等. 界面层对近化学计量比碳化硅纤维增强碳化硅复合材料性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(2): 645–650.
- [18] 周长城, 周新贵, 张长瑞, 等. 制备工艺对碳纤维增强碳化硅基复合材料结构和力学性能的影响[J]. 稀有金属, 2005, 29(5): 666–669.
- [19] 张冰玉, 王岭, 焦健, 等. 界面层对 SiCf/SiC 复合材料力学性能及氧化行为的影响[J]. 航空制造技术, 2017(12): 78–83.
- [20] 于新民, 周万城, 郑文景, 等. 碳界面层制备工艺对 SiCf/SiC 材料力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(增刊2): 462–465.
- [21] 吕晓旭, 姜卓钰, 周怡然, 等. BN/SiC 复合界面层对 SiC 纤维和 PIP-Mini 复合材料力学性能的影响[J]. 无机材料学报, 2020, 35(10): 1099–1104.
- [22] Xu B, Chen D, Yang H, et al. Effect of strain rate on the tensile properties of mini-SiC/SiC composites[J]. Ceramics International, 2022, 48(2): 2092–2096.
- [23] Fantozzi G, Reynaud P, Rouby D. Fatigue behaviour of structural ceramic composites[J]. Advances in Science and Technology, 2006, 45: 1664–1673.
- [24] Dong H, Gao X, Zhang S, et al. Multi-scale modeling and experimental study of fatigue of plain-woven SiC/SiC composites[J]. Aerospace Science and Technology, 2021, 114: 106725.
- [25] Zhang S, Gao X, Song Y, et al. Fatigue behavior and damage evolution of SiC/SiC composites under high-temperature anaerobic cyclic loading[J]. Ceramics International, 2021, 47(21): 29646–29652.
- [26] Liu C, Shi D, Jing X, et al. Multiscale investigation on fatigue properties and damage of a 3D braided SiC/SiC + PyC/SiC composites in the full stress range at 1300°C [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(4): 1208–1218.
- [27] Zhu S, Mizuno M, Kagawa Y, et al. Monotonic tension, fatigue and creep behavior of SiC-fiber-reinforced SiC-matrix composites: A review[J]. Composites Science and Technology, 1999, 59(6): 833–851.
- [28] Reynaud P, Rouby D, Fantozzi G. Cyclic fatigue behaviour at high temperature of self-healing ceramic matrix composite[J]. Annales De Chimie-Science Des Matériaux, 2005: 649–648.
- [29] Ruggles-Wrenn M B, Kurtz G M. Notch Sensitivity of fatigue behavior of a Hi-Nicalon™/SiC-B4C composite at 1200°C in air and in steam[J]. Applied Composite Materials, 2013, 20: 891–905.
- [30] Ruggles-Wrenn M, Boucher N, Przybyla C. Fatigue of three advanced SiC/SiC ceramic matrix composites at 1200°C in air and in steam[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2018, 15(1): 3–15.
- [31] Ruggles-Wrenn M B, Lee M D. Fatigue behavior of an advanced SiC/SiC ceramic composite with a self-healing matrix at 1300°C in air and in steam[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 677: 438–445.
- [32] Ojard G, Calomino A, Morscher G, et al. Post creep/dwell fatigue testing of MI SiC/SiC composites[J]. Mechanical Properties and Performance of Engineering Ceramics and Composites III, 2007: 135–143.
- [33] 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.
- [34] Kim T T, Mall S, Zawada L P, et al. Simultaneous fatigue and combustion exposure of a SiC/SiC ceramic matrix composite[J]. Journal of Composite Materials, 2010, 44(25): 2991–3016.
- [35] Ruggles-Wrenn M B, Christensen D T, Chamberlain A

- L, et al. Effect of frequency and environment on fatigue behavior of a CVI SiC/SiC ceramic matrix composite at 1200°C[J]. *Composites Science and Technology*, 2011, 71(2): 190–196.
- [36] Mall S, LaRochelle K J. Fatigue and stress-rupture behaviors of SiC/SiC composite under humid environment at elevated temperature[J]. *Composites Science and Technology*, 2006, 66(15): 2925–2934.
- [37] Shuler S F, Holmes J W, Wu X, et al. Influence of loading frequency on the room-temperature fatigue of a carbon-fiber/SiC-matrix composite[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1993, 76(9): 2327–2336.
- [38] Panakarajupally R P, Presby M J, Manigandan K, et al. Thermomechanical characterization of SiC/SiC ceramic matrix composites in a combustion facility[J]. *Ceramics*, 2019, 2(2): 407–425.
- [39] Sabelkin V, Mall S, Cook T S, et al. Fatigue and creep behaviors of a SiC/SiC composite under combustion and laboratory environments[J]. *Journal of Composite Materials*, 2015, 50(16): 2145–2153.
- [40] Almansour A S, Morscher G N. Tensile creep behavior of SiCf/SiC ceramic matrix minicomposites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(15): 5132–5146.
- [41] Bodet R, Bourrat X, Lamon J, et al. Tensile creep behaviour of a silicon carbide-based fibre with a low oxygen content[J]. *Journal of Materials Science*, 1995, 30(3): 661–677.
- [42] Jaskowiak M H, DiCarlo J A. Pressure effects on the thermal stability of silicon carbide fibers[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1989, 72(2): 192–197.
- [43] Clauß B. Fibers for ceramic matrix composites[J]. *Ceramic Matrix Composites*, 2008: 1–20.
- [44] DiCarlo J A, Yun H M. Non-oxide (silicon carbide) fibers[M]//*Handbook of ceramic composites*. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2005: 33–52.
- [45] Dong S M, Chollon G, Labrugère C, et al. Characterization of nearly stoichiometric SiC ceramic fibres[J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36(10): 2371–2381.
- [46] Sauder C, Lamon J. Tensile creep behavior of SiC-based fibers with a low oxygen content[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2007, 90(4): 1146–1156.
- [47] Jing X, Yang X, Shi D, et al. Tensile creep behavior of three-dimensional four-step braided SiC/SiC composite at elevated temperature[J]. *Ceramics International*, 2017, 43(9): 6721–6729.
- [48] Jing X, Cheng Z, Niu H, et al. Deformation and rupture behaviors of SiC/SiC under creep, fatigue and dwell-fatigue load at 1300 °C[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(17): 21440–21447.
- [49] Wang X, Song Z, Cheng Z, et al. Tensile creep properties and damage mechanisms of 2D-SiCf/SiC composites reinforced with low-oxygen high-carbon type SiC fiber [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(14): 4872–4878.
- [50] Wilshire B, Bache M R. Creep damage resistance of ceramic-matrix composites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, 27(16): 4603–4611.
- [51] Zhu S, Kagawa Y. Evaluation of creep behavior in SiC/SiC ceramic matrix composites[J]. *生産研究*, 2001, 53(9): 466–469.
- [52] Morscher G N. Tensile creep and rupture of 2D-woven SiC/SiC composites for high temperature applications[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2010, 30(11): 2209–2221.
- [53] Lamon J. Review: Creep of fibre-reinforced ceramic matrix composites[J]. *International Materials Reviews*, 2020, 65(1): 28–62.
- [54] Morscher G N, Pujar V V. Design guidelines for in-plane mechanical properties of SiC fiber-reinforced melt-infiltrated SiC composites[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2009, 6(2): 151–163.
- [55] Carrère P, Lamon J. Creep behaviour of a SiC/Si-B-C composite with a self-healing multilayered matrix[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2003, 23(7): 1105–1114.
- [56] 王西, 王克杰, 柏辉, 等. 化学气相渗透2D-SiCf/SiC复合材料的蠕变性能及损伤机理[J]. *无机材料学报*, 2020, 35(7): 5.
- [57] Luan X, Xu X, Wang L, et al. Self-healing enhancing tensile creep of 2D-satin weave SiC/(SiC-SiBCN)_x composites in wet oxygen environment[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(10): 3509–3519.
- [58] Collier V E, Xu W, McMeeking R M, et al. Recession of BN coatings in SiC/SiC composites through reaction with water vapor[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2022, 105(1): 498–511.
- [59] Yang L, Xiao X, Jing L, et al. Dynamic oxidation mechanism of SiC fiber reinforced SiC matrix composite in high-enthalpy plasmas[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, 41(10): 5388–5393.
- [60] Morscher G N, John R, Zawada L, et al. Creep in vacu-

- um of woven Sylramic-iBN melt-infiltrated composites [J]. Composites Science and Technology, 2011, 71(1): 52-59.
- [61] Zhu S, Mizuno M, Nagano Y, et al. Creep and fatigue behavior in an enhanced SiC/SiC composite at high temperature[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1998, 81(9): 2269-2277.
- [62] Zhu S, Mizuno M, Kagawa Y, et al. Creep and fatigue behavior in Hi-Nicalon-fiber-reinforced silicon carbide composites at high temperatures[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1999, 82(1): 117-128.
- [63] Wu X, Holmes J W. Tensile creep and creep-strain recovery behavior of silicon carbide fiber/calcium aluminosilicate matrix ceramic composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1993, 76(10): 2695-2700.
- [64] Bhatt R T, Kiser J D. Creep behavior and failure mechanisms of CVI and PIP SiC/SiC composites at temperatures to 1650°C in air[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(13): 6196-6206.
- [65] Morscher G N, Pujar V V. Creep and stress-strain behavior after creep for SiC fiber reinforced, melt-infiltrated SiC matrix composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2006, 89(5): 1652-1658.
- [63] Wu X, Holmes J W. Tensile creep and creep-strain re-

Research progress on fatigue and creep of SiC/SiC composites

ZHAO Chunling^{1,2}, YANG Jinhua^{3*}, LI Wei², CHEN Zhilai², ZHANG Xin², YUAN Shifeng², LI Pu², JIAO Jian³

1. Research Institute of Aero-Engine, Beihang University, Beijing 100191, China
2. AECC Hunan Aviation Power Plant Research Institute, Zhuzhou 412002, China
3. Key Laboratory of Advanced Composites, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China

Abstract With the increasing demand for long-term oxidation resistance and reusable high-temperature materials in aerospace, SiC/SiC composites are becoming a research hotspot. This paper summarizes the progress in fatigue and creep properties of SiC/SiC composites in recent years, comprehensively analyzes the effects of temperature, load, frequency and gas environment on fatigue properties, as well as the effects of fiber type, temperature and load, frequency and matrix type on creep properties.

Keywords SiC/SiC composites; ceramic matrix composites; fatigue; creep ●



(责任编辑 王丽娜)