界面层对纤维增韧陶瓷基复合材料力学性能 影响的研究进展

王章文¹,张军^{1,2},方国东¹,孟松鹤¹

(1. 哈尔滨工业大学 特种环境复合材料技术国防科技重点实验室,哈尔滨 150001;2. 中国空气动力与研究发展中心,四川 绵阳 621000)

文章编号: 1672-9242(2020)01-0077-13

Effect of Interfacial Layer on Mechanical Properties of Fiber Toughened Ceramic Matrix Composites

WANG Zhang-wen¹, ZHANG Jun², FANG Guo-dong¹, MENG Song-he¹

 Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Composites in Special Environments, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China; 2. China Aerodynamics Research and Development Center, Mianyang 621000, China)

ABSTRACT: With ceramic matrix composites toughened with short carbon fiber, continuous carbon fiber and silicon carbide fiber as the objects, the experiment studies on the influences of interface layer on the failure mode of FTCMCs in recent years were reviewed. From the building of microscopic, mechanics model and analysis on multi-scale damage, mechanical property simulation and analysis methods for FTCMCs on the interface layer were summarized The establishment of practical physical model and the development of more advanced multi-scale analysis method were proposed to solve the complex performance characterization problem of FTCMCs under service environment in an effective way. The performance of FTCMCs in complex service environment was characterized and optimized through the multi-field coupling and multi-scale modeling analysis method to systematically reveal the corresponding relationship between the microstructure of interface layer and the performance

Biography: WANG Zhang-wen (1995---), Male, Master, Research focus: high temperature mechanical properties of ceramic matrix composites.

通讯作者: 方国东 (1983—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为编织复合材料结构性能多尺度建模分析及评价、防热材料多场耦合建模及分析。 Corresponding author: FANG Guo-dong (1983—), Male, Ph. D., Associate professor, Research focus: BRaided composite structure performance multi-scale modeling analysis and evaluation, heat protection material field coupling modeling and analysis.

收稿日期: 2019-11-17; 修订日期: 2019-12-21

Received: 2019-11-17; Revised: 2019-12-21

基金项目: 国家自然科学基金(11672089)

Fund: National Natural Science Foundation of China (11672089)

作者简介:王章文(1995—),男,硕士,主要研究方向为陶瓷基复合材料高温力学性能表征。

ance of macro composites, to further guide the process design. All is the key research direction for future fiber toughened ceramic matrix composites interface layer.

KEY WORDS: interface layer; mechanical properties; simulation analysis; fiber toughened ceramic matrix composites

高超声速飞行器在服役过程中需利用烧蚀、微烧 蚀或非烧蚀型的热防护系统抵御恶劣的气动热/力载 荷环境^[1-2]。纤维增韧陶瓷基复合材料(FTCMCs)作 为非烧蚀或微烧蚀型热防护材料,具有优异的耐氧化 烧蚀、抗高温冲击和轻质高强等特点,被广泛应用于 火箭发动机喷管、导弹天线罩、涡轮叶片和其他高温 结构部件^[3-7]。FTCMCs是为了克服陶瓷基体材料的 本征脆性,通过引入纤维(碳纤维或 SiC 纤维)对陶 瓷基体材料进行增韧而形成的一种复杂多相非均质 的复合材料。陶瓷基体材料的致密化温度较高,引入 纤维后,过高的烧结温度会导致纤维和基体的界面处 发生强烈的化学反应,进而导致纤维结构损伤。因此 需要对纤维表面进行改性,来有效抑制纤维在高温处 理过程中的损伤,同时通过界面设计来提升纤维对 FTCMCs 的增韧效果。国内外较多的是采用涂层处理 来改性纤维(在纤维与基体之间形成界面层),常见 的涂层有热解碳(PyC)涂层、多孔碳化硅(SiC) 涂层、PyC/SiC 复合涂层等^[8-10]。FTCMCs 的增韧机 制归因于纤维/基体界面的能量耗散机制(如图 1 所 示),其中界面层传递基体和纤维之间的应力,并且 可捕获和偏折基体裂纹而耗散能量^[7]。界面层的厚度 和性能等直接影响 FTCMCs 的力学性能。



图 1 FICMCs 裂纹扩展原理 Fig.1 Crack propagation principle in FTCMCs

关于界面层对 FTCMCs 力学性能影响的研究以 及界面层厚度的优化设计已然成为国内外 FTCMCs 研究领域的焦点^[11-13]。相对于树脂基纤维复合材料, 关于界面层对 FTCMCs 力学性能影响方面的研究和 总结较为缺乏。文中对国内外近年来含有界面层的 FTCMCs 力学性能的实验及模拟研究进行了综述和讨 论,可为进一步优化 FTCMCs 的力学性能、发展材料 分析评价方法和拓宽 FTCMCs 的应用领域提供参考。

1 界面层对 FTCMCs 力学性能影响 的实验研究

FTCMCs 的制备温度往往达到 1000 ℃以上,为 避免高温导致纤维性能退化,增韧体的制造温度必须 高于复合材料的制备温度,目前满足高温环境要求且 应用广泛的是碳纤维增韧体和碳化硅纤维增韧体。在 纤维表面沉积涂层,是防止纤维结构损伤和调整界面 结合强度的一种有效方法。为了研究界面层及其厚度 参数对 FTCMCs 破坏模式的影响规律,众多科研工 作者基于实验测试对 FTCMCs 的破坏进行了微观结 构表征和机理分析。

1.1 短切碳纤维增韧陶瓷基复合材料

短切碳纤维增韧陶瓷基复合材料由于加工简单、 制备周期短、成本低受到广泛关注^[14-15], Cheng Y 等^[16]采用单边切口梁(SENB)三点弯实验测试了有、 无PyC涂层的短切碳纤维增韧ZrC-SiC基复合材料的 抗弯强度和断裂韧性,载荷位移曲线如图 2 所示。测 试后裂纹扩展区和对应界面层的微观结构如图 3 所







图 3 SENB 测试后裂纹扩展区和相应界面层的微观结构 Fig.3 The microstructures of crack branching area and corresponding interface layer after SENB test

示。结果表明, PyC 涂层可以很好地降低纤维与基体的界面结合强度, 通过裂纹偏转等增韧机制提高了复合材料的断裂韧性。

Xu X 等^[17]通过控制沉积时间得到厚度分别为 0.5、2.6、3.6 mm 的 PyC 界面层,研究了不同厚度的 界面层对短切碳纤维 ZrB₂ 陶瓷基复合材料微观结构 和力学性能的影响。结果发现,复合材料的弯曲强度 随着界面层厚度的增加而增加,如图 4 所示。

由此可以看出, 纤维表面沉积涂层可以优化纤维 与基体的界面结合状态,提高复合材料的抗弯性能。 也有文献表明,随着涂层厚度的增加,碳纤维的强度 会下降。Fang C等^[18-20]对不同 PyC 厚度的 C_f/ZrB₂-SiC 复合材料进行拉伸和弯曲试验,研究表明, PyC 涂层 提高了复合材料的断裂应变,但是当涂层厚度超过临 界值时,复合材料的强度却呈下降趋势。其中抗拉强 度急剧下降(≥30%),原因是涂层材料的拉伸强度较 低,以及各组分热膨胀率不匹配产生的热残余应力。

1.2 连续碳纤维增韧陶瓷基复合材料

连续碳纤维比短切碳纤维更有利于触发增韧机 制,包括碳纤维拉拔、裂纹偏转和纤维桥联,使超高 温超导材料的破坏应变和断裂功显著提高^[21-23]。 Zhang D等^[24]基于浆料刷涂及放电等离子烧结工艺, 系统研究了 PyC 涂层对 C_f/ZrB₂-SiC 复合材料微结 构及力学性能的演变规律,如图 5 所示。结果表明, PyC 涂层能够有效抑制纤维结构的损伤和性能退 化,使 C_f/ZrB₂-SiC 复合材料具有非脆性断裂特征。 Hu P等^[25]采用有、无 PyC 涂层涂覆的 3D 针刺编织 体,制备了两种连续碳纤维增韧 ZrC-SiC 复合材料, 并研究发现 PyC 涂层使碳纤维与陶瓷基体间的强界



图 4 不同界面厚度 ZrB₂ 改性 PyC-cbcf 的抗弯性能 Fig.4 Flexural properties of ZrB₂ modified PyC-CBCF with different PyC interface thickness: a) typical flexural stress/strain curves for x, y direction; b) typical flexural stress/strain curves for z direction

面结合转变为弱界面结合,纤维拔出和纤维桥联的长度是无 PyC 涂层的 2 倍多。

关于不同厚度的涂层对连续碳纤维增韧陶瓷基 复合的力学性能的影响,秦琅^[26]、Wang D等^[27]研究 发现,随着界面厚度的不断增加,Cf/ZrC-SiC 复合材 料的弯曲强度和断裂韧性先增加后降低。原因是当界 面层厚度过薄时,界面结合强度较高,复合材料呈脆 性断裂;当界面层厚度超过临界厚度,由于界面结合 强度过低,复合材料呈剪切断裂。

多层界面相由多个不同物质的子层组成,各子层 的成分、厚度以及层数等参数均可调节,界面的应力 传递、抗氧化等作用可分别由不同的子层来承担,这 样便克服了单层界面相功能单一的缺点^[28]。Jia Y 等^[29] 分析了 PyC-SiC 的层数对连续碳纤维增韧多层 PyC-SiC 复合材料的微观结构(如图 6 所示)及力学性能 的影响,研究表明,随着 PyC-SiC 层数的增加,复合







图 6 不同 PyC-SiC 层数的复合材料断口微观形貌 Fig.6 Fracture morphology of composite materials with different PyC-SiC layers: a) 1 layer; b) 2 layers; c) 4 layers

材料的抗弯强度与断裂韧性均呈升高趋势。这是因为 多层结构为裂纹的扩展和偏转提供了更多的通道,有 利于更多断裂能量的耗散。

对于高温氧化条件下的性能, Engesser J M 等^[30] 在 1100 ℃时发现由于 C/SiC 复合材料基体被氧化生 成的玻璃相(SiO₂)填充了基体内的裂纹,但随着温 度进一步升高,抗氧化物质开始消失。黄鹏飞等^[31] 采用扫描电镜和原位加载装置探究了不同高温下 C/SiC 复合材料的细观损伤机理,研究发现,随着氧 化程度的加强,界面层失去偏转裂纹的能力,碳纤维 的弯曲强度逐渐降低,出现灾难性破坏。从高温氧化 条件下的性能研究可以看出,适当厚度的涂层能有效 地防止纤维结构被氧化损伤。Wang D 等^[27]通过高温 烧蚀实验发现,当 PyC 厚度过大时,复合材料的质 量和线性烧蚀率又逐渐升高。这是因为涂层厚度过 大,导致孔隙率增大,进而导致复合材料整体抗氧化 烧蚀性能降低。

1.3 碳化硅纤维增韧陶瓷基复合材料

相对碳纤维而言,SiC 纤维具有优异的高温耐氧 化性和耐腐蚀性。碳化硅纤维增强陶瓷基复合材料很 好地满足了高科技产业的需求和发展,并在军事武器 装备领域得到了更广泛的应用,是先进核能系统(如 气冷快堆)的结构候选材料^[8,32-33]。

关于界面层对碳化硅纤维增强陶瓷基复合材料常 温下力学性能和破坏模式的影响,Shimoda K 等^[34]研 究了不同 PyC 厚度下单向 SiC_f/SiC 复合材料力学性能 和断裂行为,结果表明,随着界面层厚度从 0~1.00 μm, 复合材料的抗弯强度单调下降。原因是随着界面层厚 度的增加,纤维束内部的孔隙率变大,如图 7 所示。



b 内部孔隙分布 图 7 微观结构 Fig.7 Microstructure: a) thickness of PyC; b) internal pore distribution

Yang W 等^[35-37]研究了界面层厚度对 2D-SiC_f/SiC 复合材料抗弯强度的影响, 均得到界面层存在一个临 界厚度使复合材料取得最佳的弯曲强度的结论。 Hinoki T 等^[38-39]研究了 SiC_f/SiC 复合材料的纤维表面 涂层对界面抗剪强度的影响, 表明适当降低界面剪切 应力,可以提高复合材料的抗弯强度。Yu H J 等^[40] 采用先驱体浸渍和热解法制备了含有不同涂层的 3D-SiC_f/SiC 复合材料, 研究发现, SiC 涂层导致纤维 和基体之间形成了很强的界面, 强界面抑制了界面脱 粘、裂纹偏转、纤维桥联和拔出的可能性。含有 PyC 涂层的 3D-SiC_f/SiC 复合材料具有更好的力学性能, 这是由于合适厚度的 PyC 界面层在控制界面脱粘、 裂纹偏转和裂纹分支方面发挥了重要作用。界面层的 组成和厚度决定了界面剪切行为, 进而控制了复合材 料的力学行为。

多层界面的 SiC_f/SiC 复合材料实验研究,主要是 通过在 SiC 纤维表面涂覆(PyC/SiC)_n 多层界面、 (BN/SiC)_n多层界面和(PyC/BN)_n多层界面^[41-44]。Yang B 等^[45]采用先驱体浸润热解法制备了具有 (PyC/BN)_n 界面层的 3D-SiC_f/SiC 复合材料,三点弯实验结果如 图 8 所示。得到三个结论:1)浸涂法制备的 BN 涂 层在纤维表面剥落开裂,不能有效防止基体与纤维的 强结合;2) 在制备 BN 涂层的过程中,PyC 涂层的 第一层被严重破坏;3) PyC 涂层的 SiC_f/SiC 复合材 料表现出最佳的力学性能。



图 8 不同界面的 SiC_f/SiC 复合材料的典型应力-应变曲线 Fig.8 Typical stress-strain curves of SiC_f/SiC composites with different interfaces

对 SiC_f/SiC 复合材料高温力学性能而言,高温强 度和断裂韧性一般受界面层热稳定的限制^[46-48]。迄今 为止,研究者对界面层材料的抗氧化性能进行了一系列 的研究, BN 界面层被认为具有更好的应用前景^[49-56]。 Sun E Y 等^[57]提出 BN 界面层为碳化硅纤维与陶瓷基 体之间提供了合适的弱结合。陈明明等^[58]对平纹叠层 SiC_f/SiC 复合材料进行了室温与高温(1200 ℃)条 件下的拉伸实验,发现由于 BN 界面层被高温氧化而 消耗,使得纤维与基体的滑移力降低^[59],最终导致高 温环境下 SiC_f/SiC 复合材料的断裂应变比室温环境 下的高,如图 9 所示。



a 室温



图 9 平纹叠层 SiC_f/SiC 复合材料拉伸破坏断口形貌 Fig.9 Tensile fracture morphology of SiC_f/SiC composite: a) room temperature; b) high temperature

Ikarashi Y 等^[60]为了模拟 SiC_f/SiC 复合材料涡轮 叶片的高温拉伸力学性能,在 1100 ℃的空气中进行 了单调拉伸、恒拉伸和拉伸疲劳实验。研究发现,由 于纤维和界面层被氧化,导致材料的拉伸强度变低, 断口纤维有拉出且断裂面平整。原因是界面层被氧 化,导致纤维与基体之间产生强烈的化学结合,最终 纤维脆性失效^[61-62]。目前研究碳化硅纤维增韧陶瓷基 复合材料的高温力学多采用拉伸疲劳实验^[53,63-64],结 果表明,循环载荷下纤维与基体间的界面剪切应力退 化是强度下降以及断裂行为的主要原因,因此要想准 确预测 SiC_f/SiC 复合材料的强度问题,应该考虑氧化 和界面磨损机制之间的相互作用。

鲜有文献研究氧化温度对含界面层的 SiC_f/SiC 复合材料在高温下力学强度和微结构演化的影响,主 要因为实验需要大量的有效试件样品,制备时间长, 成本高。Lu ZL 等^[65]研究了 SiC_f/BN/SiC 复合材料在 1000~1500 ℃不同温度的氧化环境下的力学性能,见 图 10 和表 1。结果表明,随着氧化温度的升高,纤 维与基体的界面结合强度不断提高,复合材料的抗剪 强度增大。复合材料的抗拉强度随着氧化温度的升高 而逐渐降低,纤维的拔出长度随着温度的升高而降 低,在 1500 ℃时,拔出长度几乎为 0。



图 10 SiC_f/BN/SiC 微复合材料的纤维顶出试验及断裂机理 Fig.10 Fibre push-out test and fracture mechanisms for the SiCf/BN/SiC mini-composites

	表 1	SiC _t /BN/SiC 复合材料在不同氧化温度下的拉伸强度和氧化质量增量
Tab.1	Tensile strength	and oxidation mass gain for SiC _f /BN/SiC mini-composites at different oxidation temperatures

氨化泪座/℃			平均值	氧化质量				
戦化価度/し	1	2	3	4	5	6	/MPa	增量/%
无氧化室温	339.05	300.01	328.14	322.54	301.33	356.15	329.91	0
1000	399.81	364.50	368.11	361.32	367.05	402.11	365.25	- 0.66
1200	327.92	314.33	370.61	341.60	328.21	398.87	310.02	0.01
1300	222.19	281.68	292.36	273.44	307.07	284.55	283.01	0.26
1400	267.69	271.14	268.32	240.71	325.92	256.05	265.80	0.68
1500	197.15	199.37	205.99	259.52	180.80	220.41	205.73	1.22

2 考虑界面层的 FTCMCs 损伤及失 效模拟分析

实验是研究 FTCMCs 宏观力学性能和破坏机理 的有效方法,但针对不同厚度界面层对 FTCMCs 损 伤及失效模式的影响,实验方法难以系统表征微观结 构与宏观力学性能的对应关系。例如由上述实验研究 的工作可以得出,界面层存在一个厚度范围使得 FTCMCs 的力学性能最佳,却无法准确研究出最佳临 界值。通过实验研究 FTCMCs 的力学性能多是采用 破坏性实验,会消耗较多的材料,不具备经济性。随 着细观力学理论的不断完善和有限元等模拟方法的 快速发展,已经能够较为准确地分析考虑微结构的复 合材料的力学性能。因此建立合理的分析模型与开发 高效准确的数值方法是研究 FTCMCs 损伤和失效的 有效途径。

2.1 考虑 FTCMCs 界面层的微观力学模型

针对复合材料的界面问题,建立合理准确的力学 模型是进行损伤及失效分析的前提。在早期的研究工 作中,将界面相处理为无厚度的界面,并不考虑界面 相内部的应力分布^[66]。卢子兴等用内聚力模型,建立 了界面非线性模型,可以有效模拟界面脱粘的非线性 行为[67]。

为了考虑有限界面层厚度对结果的影响,曹德胜 等^[68]、吕毅等^[69]分别建立了包含界面层的二维、三 维 RVE 有限元模型,模拟分析了 PyC 界面对 C/SiC 复合材料破坏模式的影响,得到界面层越薄,界面结 合度越强,材料越容易发生脆性断裂的结论。Xu Y 等[70]对多层界面相陶瓷基复合材料内部的残余应力 进行了分析和优化。方光武等[71]针对陶瓷基复合材料 多层界面相的应力传递进行了有限元模拟,研究发现 通过合理配置陶瓷基复合材料内部多层界面相的结 构、成分和厚度,可以实现界面相应力传递及失效模 式的控制和优化。少数研究表明,有限厚度的界面层 对 FTCMCs 基体裂纹扩展有重要的影响^[72-73]。 Braginsky M 等^[73]基于扩展有限元方法模拟了界面性 质变化对裂纹扩展行为的影响,与二维平面应变边界 条件的模型相比,采用三维轴对称边界条件下多相模 型计算得到的结果更加真实,且裂纹形态更加多样, 如图 11 所示。

为了模拟陶瓷基纤维复合材料高温氧化环境下的 力学行为,XuY等^[74]建立氧化环境下(低于 800 ℃) C/SiC复合材料的微观模型,表征了 C/SiC 复合材料 微结构在空气氧化环境中的破坏行为,如图 12 所示。 结果表明,较高的温度和压力下,界面层和纤维的氧 化加剧,导致应力增加。



图 11 三维轴对称边界条件下的多相模型及计算结果 Fig.11 Multiphase model and calculation results under 3D axisymmetric boundary conditions

2.2 考虑界面层的 FTCMCs 多尺度损伤分析

FTCMCs 是一种具有复杂多尺度结构的复合材料。微观尺度是单个组分的尺度,在细观尺度上,假设纱线是均匀的(均质细观尺度的性质是在微观尺度上进行数值模拟确定的),在宏观尺度上假设整个材料是均匀的。无论基于什么方法建立的微观模型,其中用于细观力学分析的输入参数并不容易通过实验来测量获得,而多尺度策略是克服此类限制的一种有效方法。FTCMCs 的损伤可以从纤维和基体、纤维束或编织体等任何一个尺度开始,因此有必要开发基于真实的物理模型来描述这些材料在相应尺度下的线性弹性和非线性行为本构。多尺度建模可以将微观、细观尺度的本构模型参数和力学行为与宏观尺度的损伤演化联系起来(如图 13 所示)^[75],从而

可以进一步拓展对非均质材料体系中损伤萌生和扩 展的理解。







图 13 考虑制造引起的损伤的编织陶瓷基复合材料的多尺度模型 Fig.13 Multiscale model of woven ceramic matrix composites considering manufacturing induced damage

Mazars V 等^[76]提出了一种模拟细观尺度第一横 向裂纹的微细观建模方法。用内聚力模型来模拟界面 涂层与 SiC 基体间的脱粘行为,接着在微观损伤虚拟 试验的基础上,推导了纱线的面内损伤和正则化连续 损伤规律(消除网格依赖性)。最后基于 μCT 扫描的 标本进行三维细观损伤的计算,并将模拟裂纹的位置 与同一试件上的实验裂纹位置进行比较,吻合较好, 如图 14 所示。



图 14 三维陶瓷基体复合材料多尺度损伤建模与第一裂纹的位置 Fig.14 Multi-scale damage modeling of 3D ceramic matrix composites and the position of the first crack

针对树脂基复合材料性能的多尺度建模研究十 分广泛^[77-8],并且大多数是基于力学行为的模拟以及 针对单一物理场性能的预测。根据 FTCMCs 复杂的 服役环境,需要解决的是关于高温、氧化和力学变形 等多场耦合的问题,因此为了更有效地表征 FTCMCs 在真实环境下的损伤及失效行为,建立化学-热-力学 耦合本构和损伤及失效模型是非常迫切和必要的。基 于已有的实验数据,人们提出了各种理论模型来描述 复合材料的氧化和耦合破坏行为^[79],但是宏观氧化模 型中需要确定的唯象参数太多,更重要的是宏观氧化 模型不清晰,不能为进一步研究复合材料的耦合破坏 行为提供更详细的信息,因此需要开发更先进的计算 方法来模拟复合材料的化学-热-力学耦合破坏过程。 Zhao Y 等^[80]基于 ABAQUS 有限元软件,开发用户自 定义单元(UEL)子程序,实现了化学-热-力学场的 耦合,建立了陶瓷基复合材料的化学-热-力学耦合破 坏的多尺度模型(如图 15 所示),并对 SiC 涂层纤维 单丝、C/SiC 复合材料代表体积单元(RVC)的耦合 失效问题以及 C/SiC 复合材料的氧化过程进行了深 入研究。

目前针对多场耦合作用下 FTCMCs 微观结构与 宏观性能的系统表征十分缺乏,建立切合实际的物理 模型以及开发更先进的多尺度分析方法,是解决复杂 服役环境下 FTCMCs 性能表征难题的有效途径。



图 15 氧化-热-力学多场耦合失效多尺度过程示意

Fig.15 Schematic diagram of multi-scale process of oxidation-thermal-mechanical multi-field coupling failure

3 结语

文中详细综述了近年来国内外针对界面层对 FTCMCs力学性能以及破坏模式影响的实验研究,考 虑界面层时 FTCMCs 损伤及失效的数值方法研究。 从研究结果来看,界面层可以有效改善纤维与基体的 结合形式,并且可以显著提高复合材料的增韧效果。 考虑界面层影响的数值模型更加复杂,却能更好地揭 示实际服役过程中复合材料的失效机制,但是目前国 内外针对复杂环境下 FTCMCs 多场耦合分析模型的 研究还较为缺乏。因此深入研究界面层以及其对复杂 服役环境下 FTCMCs 性能的影响具有重要意义。

大量研究表明,界面层厚度对 FTCMCs 的致密 度有负面影响,引入界面相导致复合材料内部孔隙率 变高,抗氧化性能降低。合理控制致密度的变化,能 够优化复合材料整体性能,使其在结构质量最轻的情 况下满足刚度及强度的需求。因此,根据服役环境合 理调控界面层的厚度,进而控制 FTCMCs 的致密度, 最终形成可充分发挥材料服役性能(表面具有致密的 抗氧化层、内部具有轻质的多孔结构)的轻质梯度 FTCMCs。通过多场耦合多尺度建模分析方法来表征 和优化 FTCMCs 在复杂服役环境下的性能,系统揭 示界面层等微观结构与宏观复合材料性能的对应关 系,进而指导工艺设计,均是未来纤维增韧陶瓷基复 合材料界面层的重点研究方向。

参考文献:

- GLASS D. Ceramic Matrix Composite (CMC) Thermal Protection Systems (TPS) and Hot Structures for Hypersonic Vehicles[C]// 15th AIAA International Space Planes & Hypersonic Systems & Technologies Conference. Dayton, Ohio, 2008.
- [2] 鲁芹, 胡龙飞, 罗晓光, 等. 高超声速飞行器陶瓷复合 材料与热结构技术研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2013, 41(2): 251-260.
 LU Qin, HU Long-fei, LUO Xiao-guang, et al. Development of Ceramic Composite and Hot Structures for Hypersonic Vehicles[J]. Journal of the Chinese Ceramic So-

ciety, 2013, 41(2): 251-260.

- [3] ARAI Y, INOUE R, GOTO K, et al. Carbon Fiber Reinforced Ultra-high Temperature Ceramic Matrix Composites: A review[J]. Ceramics International, 2019, 45(12): 14481-14489.
- [4] 邹豪, 王宇, 刘刚, 等. 碳化硅纤维增韧碳化硅陶瓷基 复合材料的发展现状及其在航空发动机上的应用[J]. 航空制造技术, 2017, 534(15): 76-84.
 ZOU Hao, WANG Yu, LIU Gang, et al. Research and Application of Polyimide Composites for Aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 534(15):

76-84.

 [5] 王义,刘海韬,程海峰,等.氧化物/氧化物陶瓷基复合 材料的研究进展[J]. 无机材料学报,2014,29(7): 673-680.

WANG Yi, LIU Hai-tao, CHENG Hai-feng, et al. Research Progress on Oxide/Oxide Ceramic Matrix Composites[J]. Journal of Inorganic Materials, 2014, 29(7): 673-680.

[6] 张立同,成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨[J]. 复合材料学报,2007,24(2):1-6. ZHANG Li-tong, CHENG Lai-fei. Discussion on Strategies of Sustainable Development of Coutinous Fiber Reinforced Ceramic Matrix Composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(2): 1-6.

[7] 沙建军,代吉祥,张兆甫.纤维增韧高温陶瓷基复合材料(C_f,SiC_f/SiC)应用研究进展[J]. 航空制造技术,2017(19):16-32.
SHA Jian-jun, DAI Ji-xiang, ZHANG Zhao-fu. Research and Application Progress of Fiber-Reinforced High Temperature Ceramic Matrix Composites: C_f/SiC and SiC_f/SiC[J]. Aeronautical Manufacturing Technology,

2017(19): 16-32.
[8] 吕晓旭,齐哲,赵文青,等. SiC₄/SiC 复合材料氮化硼 (BN)界面层及其复合界面层研究进展[J]. 航空材料学 报, 2019, 39(5): 13-23.
LYU Xiao-xu, QI Zhe, ZHAO Wen-qing, et al. Research Progress of BN Interphase and Its Multilayers in SiC₄/SiC Composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2019, 39(5): 13-23.
[9] 刘海韬,程海峰,王军,等.SiC₄/SiC复合材料界面相研

[9] 刘海润, 程海峰, 土半, 寺. SICFSIC复合材料介面相研究进展[J]. 材料导报, 2010, 24(1): 10-14. LIU Hai-tao, CHENG Hai-feng, WANG Jun, et al. Study on the Interphase of the Continuous SiC Fiber Reinforced SiC composites[J]. Materials Review, 2010, 24(1): 10-14.

- [10] NASLAIN R R. The Design of the Fibre-matrix Interfacial Zone in Ceramic Matrix Composites[J]. Composites Part A, 1998, 29(9-10): 1145-1155.
- [11] HU C L, PANG S Y, TANG S F, et al. An Integrated Composite with a Porous C_f/C-ZrB₂-SiC Core between Two Compact Outer Layers of C_f/C-ZrB₂-SiC and C_f/C-SiC[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(3): 1113-1117.
- [12] 何柏林, 孙佳. 碳纤维增强陶瓷基复合材料界面的研究进展[J]. 材料导报, 2009, 23(21): 72-75.
 HE Bai-lin, SUN Jia. Progress in Interface of Carbon Fiber Reinforced Ceramic Matrix Composites[J]. Materials Review, 2009, 23(21): 72-75.
- [13] 张冰玉, 王岭, 焦健, 等. 界面层对 SiC_ℓ/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, 60(12): 78-83. ZHANG Bing-yu, WANG Ling, JIAO Jian, et al. Effect of Interface on Mechanical Property and Oxidation Behavior

Interface on Mechanical Property and Oxidation Behavior of SiC_f/SiC Composites[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(12): 78-83.

- [14] YANG F, ZHANG X, HAN J, et al. Analysis of the Mechanical Properties in Short Carbon Fiber-toughened ZrB₂-SiC Ultra-high Temperature Ceramic[J]. Journal of Composite Materials, 2010, 44(8): 953-961.
- [15] WAN F, LIU R, WANG Y, et al. In Situ Observation of Compression Damage in a 3D Needled-punched Carbon Fiber-silicon Carbide Ceramic Matrix Composite[J]. Composite Structures, 2019, 210: 189-201.
- [16] CHENG Y, LIU C, HU P, et al. Using PyC Coated Short Chopped Carbon Fiber to Tackle the Dilemma between Toughness and Strength of ZrC-SiC[J]. Ceramics International, 2019, 45(1): 503-509.
- [17] XU X, XU B, HONG C, et al. Effect of Pyrolytic Carbon Interface Thickness on Microstructure and Mechanical Properties of Lightweight Zirconium Boride Modified Carbon-bonded Carbon Fiber Composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2016, 96: 305-311.
- [18] HELMER T, PETERLIK H, KROMP K. Coating of Carbon Fibers—The Strength of the Fibers[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78(1): 133-136.
- [19] R'MILI M, MASSARDIER V, MERLE P, et al. The Effect of Thermal Exposure on the Strength Distribution of B₄C Coated Carbon Fibers[J]. Carbon, 1999, 37(1): 129-145.
- [20] FANG C, HU P, DONG S, et al. Design and Optimization of the Coating Thickness on Chopped Carbon Fibers and Sintering Temperature for ZrB₂-SiC-C_f Composites Prepared by Hot Pressing[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(9): 2805-2811.
- [21] SHA JJ, LI J, LV Z Z, et al. ZrB₂-based Composites Toughened by As-received and Heat-treated Short Carbon Fibers[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(2): 549-558.
- [22] LI Q, DONG S, WANG Z, et al. Fabrication and Properties of 3D-C_f/ZrB₂-ZrC-SiC Composites Via Polymer Infiltration and Pyrolysis[J]. Ceramics International, 2013, 39(5): 5937-5941.
- [23] GALIZIA P, FAILLA S, ZOLI L, et al. Tough Salami-inspired C_f/ZrB₂ UHTCMCs Produced by Electrophoretic Deposition[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(2): 403-409.
- [24] ZHANG D, HU P, DONG S, et al. Effect of Pyrolytic Carbon Coating on the Microstructure and Fracture Behavior of the C_f/ZrB₂-SiC Composite[J]. Ceramics International, 2018, 44(16): 19612-19618.
- [25] HU P, CHENG Y, XIE M, et al. Damage Mechanism Analysis to the Carbon Fiber and Fiber-ceramic Interface Tailoring of C_f/ZrC-SiC Using PyC Coating[J]. Ceramics International, 2018, 44(15): 19038-19043.
- [26] 秦琅, 罗瑞盈. 热解碳对先驱体浸渍裂解 3D-C_t/SiC 复 合材料性能影响[J]. 中国陶瓷工业, 2018, 25(1): 1-6. QIN Lang, LUO Rui-ying. Effect of Pyrolytic Carbon on Properties of 3D-C_t/SiC Composites Fabricated by Precursor Infitration and Pyrolysis[J], China Ceramic In-

dusty, 2018, 25(1): 1-6.

- [27] WANG D, DONG S, ZHOU H, et al. Effect of Pyrolytic Carbon Interface on the Properties of 3D C/ZrC-SiC Composites Fabricated by Reactive Melt Infiltration[J]. Ceramics International, 2016, 42(8): 10272-10278.
- [28] COONS T P, REUTENAUER J W, MERCADO A, et al. The Characterization of an Oxide Interfacial Coating for Ceramic Matrix Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 573: 190-196.
- [29] JIA Y, LI K, XUE L, et al. Mechanical and Electromagnetic Shielding Performance of Carbon Fiber Reinforced Multilayered (PyC-SiC)_n Matrix Composites[J]. Carbon, 2017, 111: 299-308.
- [30] ENGESSER J M. Monotonic, Creep-rupture, and Fatigue Behavior of Carbon Fiber Reinforced Silicon Carbide (C/SiC) at an Elevated Temperature[R]. Air Force Inst of Tech Wright-Patterson Afb Oh School of Engineering and Management, 2004.
- [31] 黄鹏飞,姚瑞霞,王龙,等. 2D C/SiC 复合材料细观损伤机制及氧化对其影响的研究[J]. 实验力学, 2018 (1): 69-76.
 HUANG Peng-fei, YAO Rui-xia, WANG Long, et al. On the Mesoscopic Damage Mechanism of 2D C/SiC Com-

posite and Effect of Oxidation on Damage Mechanism[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2018 (1): 69-76.

- [32] KOHYAMA A, SEKI M, ABE K, et al. Interactions between Fusion Materials R & D and Other Technologies[J]. Journal of Nuclear Materials, 2000, 283: 20-27.
- [33] 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.
- [34] NASLAIN R R. Engineered Ceramics: Current Status and Future Prospects[M]. New York: John Wiley, 2016.
- [35] SHIMODA K, PARK J S, HINOKI T, et al. Influence of Pyrolytic Carbon Interface Thickness on Microstructure and Mechanical Properties of SiC/SiC Composites by NITE Process[J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(1): 98-105.
- [36] YANG W, NODA T, ARAKI H, et al. Mechanical Properties of Several Advanced Tyranno-SA Fiber-reinforced CVI-SiC Matrix Composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 345(1-2): 28-35.
- [37] NAKAZATO N, KISHIMOTO H, PARK J S. Appropriate Thickness of Pyrolytic Carbon Coating on SiC Fiber Reinforcement to Secure Reasonable Quasi-ductility on NITE SiC/SiC Composites[J]. Ceramics International, 2018, 44(16): 19307-19313.
- [38] HINOKI T, ZHANG W, KOHYAMA A, et al. Effect of Fiber Coating on Interfacial Shear Strength of SiC/SiC by Nano-indentation Technique[J]. J Nucl Mater, 1998, 258-263: 1567-1571.
- [39] WANG H, ZHOU X, YU J, et al. Fabrication of SiC_f/SiC Composites by Chemical Vapor Infiltration and Vapor

- [40] YU H J, ZHOU X G, ZHANG W, et al. Mechanical Properties of 3D KD-I SiCt/SiC Composites with Engineered Fibre-matrix Interfaces[J]. Composites Science and Technology, 2011, 71(5): 699-704.
- [41] 邱海鹏, 孙明, 丁海英, 等. 三维碳化硅纤维增强碳化 硅基复合材料的研究[J]. 硅酸盐通报, 2006, 25(1): 63-65.
 QIU Hai-peng, SUN Ming, DING Hai-ying, et al. Study on Three Dimensional Continuous Nicalon-SiC Reinforced SiC Composites[J]. Bulletin of the Chinese Ce-
- ramic Society, 2006, 25(1): 63-65.
 [42] RAPAUD O, JACQUES S, DI-MURRO H, et al. SiC/SiC Minicomposites with (PyC/TiC)_n Interphases Processed by Pressure-pulsed Reactive CVI[J]. Journal of Materials

Science, 2004, 39(1): 173-180.

- [43] IGAWA N, TAGUCHI T, NOZAWA T, et al. Fabrication of SiC Fiber Reinforced SiC Composite by Chemical Vapor Infiltration for Excellent Mechanical Properties[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2005, 66(2-4): 551-554.
- [44] NASLAIN R, PAILLER R, BOURRAT X, et al. Non-oxide Ceramic Composites with Multilayered Interphase and Matrix for Improved Oxidation Resistance[J]. Key Engineering Ceramics, 2002, 206: 2189-2192.
- [45] YANG B, ZHOU X, CHAI Y. Mechanical Properties of SiC_f/SiC Composites with PyC and the BN Interface[J]. Ceramics International, 2015, 41(5): 7185-7190.
- [46] LIU Z, LI Y, SHI D, et al. Reprint of: The Development of Cladding Materials for the Accident Tolerant Fuel System from the Materials Genome Initiative[J]. Scripta Materialia, 2018, 143: 129-136.
- [47] DUAN S, ZHU D, JIA H, et al. Enhanced Mechanical and Dielectric Properties of SiC_f/SiC Composites with Silicon Oxycarbide Interphase[J]. Ceramics International, 2018, 44(1): 631-637.
- [48] JONES R H, HENAGER J C H. Subcritical Crack Growth Processes in SiC/SiC Ceramic Matrix Composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2005, 25(10): 1717-1722.
- [49] SHELDON B W, SUN E Y, NUTT S R, et al. Oxidation of BN-coated SiC Fibers in Ceramic Matrix Composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1996, 79(2): 539-543.
- [50] MORSCHER G N, CAWLEY J D. Intermediate Temperature Strength Degradationin SiC/SiC Composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2002, 22(14-15): 2777-2787.
- [51] MORSCHER G N, YUN H M, DICARLO J A, et al. Effect of a Boron Nitride Interphase That Debonds between the Interphase and the Matrix in SiC/SiC Composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2004, 87(1): 104-112.

- [52] MORSCHER G N. Tensile Creep of Melt-infiltrated SiC/SiC Composites with Unbalanced Sylramic-iBN Fiber Architectures[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2011, 8(2): 239-250.
- [53] 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.
- [54] NASIRI A N, PATRA N, NI N, et al. Oxidation Behaviour of SiC/SiC Ceramic Matrix Composites in Air[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36(14): 3293-3302.
- [55] MU Y, LI H, DENG J, et al. Temperature-dependent Electromagnetic Shielding Properties of SiC_f/BN/SiC Composites Fabricated by Chemical Vapor Infiltration Process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 724: 633-640.
- [56] MA X, YIN X, CAO X, et al. Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of SiC_f/BN/SiC Fabricated by CVI[J]. Ceramics International, 2016, 42(2): 3652-3658.
- [57] SUN E Y, LIN H T, BRENNAN J J. Intermediate-temperature Environmental Effects on Boron Nitride-coated Silicon Carbide-fiber-reinforced Glass-ceramic Composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1997, 80(3): 609-614.
- [58] 陈明明,陈秀华,张大旭,等. 平纹叠层 SiC/SiC 复合 材料室温和高温拉伸行为与破坏机理[J]. 上海交通大 学学报, 2019, 53(1): 11-18. CHEN Ming-ming, CHEN Xiu-hua, ZHANG Da-xu, et al. Tensile Behavior and Failure Mechanisms of Plain Weave SiC/SiC Composites at Room and High Temperatures[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 2019, 53(1): 11-18.
- [59] YANG C P, JIAO G Q, WANG B, et al. Mechanical Degradation Mechanisms of 2D-C/SiC Composites: Influences of Preloading and Oxidation[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(10): 2765-2773.
- [60] IKARASHI Y, OGASAWARA T, AOKI T. Effects of Cyclic Tensile Loading on the Rupture Behavior of Orthogonal 3-D Woven SiC fiber/SiC Matrix Composites at Elevated Temperatures in Air[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(4): 806-812.
- [61] OGASAWARA T, ISHIKAWA T, OHSAWA Y, et al. Tensile Creep Behavior and Thermal Stability of Orthogonal Three-dimensional Woven TyrannoTM ZMI Fiber/Silicon-Titanium-Carbon-Oxygen Matrix Composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2002, 85(2): 393-400.
- [62] 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.
- [63] MIZUNO M, ZHU S, KAGAWA Y, et al. Stress, Strain and Elastic Modulus Behaviour of SiC/SiC Composites During Creep and Cyclic Fatigue[J]. Journal of the Euro-

pean Ceramic Society, 1998, 18(13): 1869-1878.

- [64] LI L B. Fatigue Life Prediction of 2D Woven Ceramic-Matrix Composites at Room and Elevated Temperatures[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26(3): 1209-1222.
- [65] LU Z L, YUE, J L, FU Z Y, et al. Microstructure and Mechanical Performance of SiC_f/BN/SiC Mini-composites Oxidized at Elevated Temperature from Ambient Temperature to 1500 °C in Air[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019,.
- [66] GAO Xi-guang, FANG Guang-wu, SONG Ying-dong. Hysteresis Loop Model of Unidirectional Carbon Fiber-reinforced Ceramic Matrix Composites Under an Arbitrary Cyclic Load[J]. Composites Part B: Engineering, 2014, 56: 92-99.
- [67] 卢子兴. 复合材料界面的内聚力模型及其应用[J]. 固体力学学报, 2015 (S1): 85-94.
 LU Zi-xing. A Simple Review for Cohesive Zone Models of Composite Interface and Their Applications[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2015 (S1): 85-94.
- [68] 曹德胜,任成祖,张立峰,等.单向 C/SiC 复合材料热 残余应力数值模拟研究[J]. 宇航材料工艺, 2017, 47(2): 18-24.
 CAO De-sheng, REN Cheng-zu, ZHANG Li-feng, et al.

Numerical Simulation of Thermal Residual Stresses for Unidirectional C/SiC Composites[J]. Aerospace Materials & Technology, 2017, 47(2): 18-24.

[69] 吕毅,张伟,吕鹏.界面层对 C/SiC 复合材料热残余应 力影响的模拟及分析[J]. 机械科学与技术, 2018, 37(6): 949-956.

LYU Yi, Zhang Wei, LYU Peng. Simulation and Analysis of Influence of Interface on Thermal Residual Stress of C/SiC Composites[J]. Mechanical Science and Technology for Aerospace Engineering, 2018, 37(6): 949-956.

- [70] XU Y, YOU T. Minimizing Thermal Residual Stresses in Ceramic Matrix Composites by Using Iterative MapReduce Guided Particle Swarm Optimization Algorithm[J]. Composite Structures, 2013, 99: 388-396.
- [71] 方光武,高希光,宋迎东.陶瓷基复合材料多层界面相应力传递的有限元模拟[J].复合材料学报,2018, 35(12):3415-3422.

FANG Guang-wu, GAO Xi-guang, SONG Ying-dong. Finite Element Simulation of Stress Transfer through the Multilayer Interphase in Ceramic Matrix Composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(12): 3415-3422.

- [72] LIU P F, YANG Y H. Finite Element Analysis of the Competition between Crack Deflection and Penetration of Fiber-reinforced Composites Using Virtual Crack Closure Technique[J]. Applied Composite Materials, 2014, 21(5): 759-771.
- [73] BRAGINSKY M, PRZYBYLA C P. Simulation of Crack Propagation/deflection in Ceramic Matrix Continuous Fiber Reinforced Composites with Weak Interphase Via the Extended Finite Element Method[J]. Composite Structures, 2016, 136: 538-545.
- [74] XU Y, ZHANG P, LU H, et al. Numerical Modeling of Oxidized C/SiC Microcomposite in Air Oxidizing Environments below 800 °C: Microstructure and Mechanical Behavior[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(13): 3401-3409.
- [75] BORKOWSKI L, CHATTOPADHYAY A. Multiscale Model of Woven Ceramic Matrix Composites Considering Manufacturing Induced Damage[J]. Composite Structures, 2015, 126: 62-71.
- [76] MAZARS V, COUÉGNAT G, CATY O, et al. Multi-scale Damage Modeling of 3D Ceramic Matrix Composites from In-situ X-ray Tensile Tests[C]. ECCM. Athens, Greece 2018.
- [77] KANOUTÉ P, BOSO D P, CHABOCHE J L, et al. Multiscale Methods for Composites: A Review[J]. Archives of Computational Methods in Engineering, 2009, 16(1): 31-75.
- [78] YE J, CHU C, CAI H, et al. A Multi-scale Model for Studying Failure Mechanisms of Composite Wind Turbine Blades[J]. Composite Structures, 2019, 212: 220-229.
- [79] OPILA E J, SERRA J L. Oxidation of Carbon Fiber-Reinforced Silicon Carbide Matrix Composites at Reduced Oxygen Partial Pressures[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2011, 94(7): 2185-2192.
- [80] ZHAO Y, CHEN Y, HE C, et al. A Damage-induced Short-circuit Diffusion Model Applied to the Oxidation Calculation of Ceramic Matrix Composites (CMCs)[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2019, 127: 105621.