第54卷 第5期 材 料 工 程 Vol. 54 No. 5
2026年5月 第167—183页 Journal of Materials Engineering May 2026 pp. 167—183

引用格式：唐舒洋，杨洋，张宏业.SiC_f/SiC复合材料残余应力的形成机制、表征技术及调控规律[J].材料工程，2026，54(5)：167-183.
TANG Shuyang，YANG Yang，ZHANG Hongye.Formation mechanisms，characterization techniques，and regulation strategies of residual stress in SiC_f/SiC composites[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(5)：167-183.

SiC_f/SiC复合材料残余应力的形成机制、表征技术及调控规律

唐舒洋[1]，杨 洋[2,3]，张宏业[1*]

（1 北京林业大学 工学院，北京 100083；2 中国航发北京航空材料研究院，北京 100095；
3 中国航空发动机集团材料检测与评价重点实验室，北京 100095）

摘要：SiC_f/SiC复合材料因其低密度、优异的高温力学性能和抗氧化性，在航空航天高温部件应用中具有广阔的前景，但制备和服役过程中产生的残余应力严重制约了其性能发挥。本文对SiC_f/SiC复合材料残余应力的研究进展进行了综述。首先，阐述了微观残余应力与晶格畸变应力的形成机制，明确热膨胀系数失配、相变体积效应和工艺诱导效应是其主要成因。其次，介绍了X射线衍射、中子衍射、拉曼光谱、纳米压痕实验表征技术和有限元法、分子动力学数值模拟方法的原理与优劣。然后，分析了残余应力对复合材料力学性能、环境稳定性和功能特性的调控机制，总结了通过温度梯度控制、界面涂层设计和热处理实现残余应力调控的策略。最后，指出超高温氧化环境下应力动态重构、复杂载荷和热循环下残余应力的原位实时监测以及人工智能驱动的残余应力预测与优化设计是当前面临的前沿挑战。

关键词：SiC_f/SiC复合材料；残余应力；形成机制；表征技术；性能影响；调控策略

doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000506 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000506

中图分类号：TB332 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)05-0167-17

Formation mechanisms，characterization techniques，and regulation strategies of residual stress in SiC_f/SiC composites

TANG Shuyang[1]，YANG Yang[2,3]，ZHANG Hongye[1*]

（1 School of Engineering，Beijing Forestry University，Beijing 100083，China；2 AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China；3 Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation，Aero Engine Corporation of China，Beijing 100095，China）

Abstract：SiC_f/SiC composites have broad prospects for application in aerospace high-temperature components due to their low density，excellent high-temperature mechanical properties，and oxidation resistance. However，residual stresses generated during preparation and service severely restrict their performance. This paper systematically reviews the research progress on residual stresses in SiC_f/SiC composites. Firstly，the formation mechanisms of micro-residual stresses and lattice distortion stresses are elaborated，and the coefficient of thermal expansion mismatch，phase transformation volume effect，and process-induced effect are identified as the main causes. Secondly，the principles，advantages，and disadvantages of experimental characterization techniques（including X-ray diffraction，neutron diffraction，Raman spectroscopy，and nanoindentation）and numerical simulation methods（such as finite element method and molecular dynamics）are introduced. Then，the regulation mechanisms of residual stresses on the mechanical properties，environmental stability，and functional characteristics of composites are analyzed，and residual stress regulation strategies through temperature gradient control，interface coating design，and heat treatment are summarized. Finally，it points out that the current frontier challenges include stress dynamic reconstruction in ultra-high temperature oxidation environments，*in-situ* real-time

monitoring of residual stresses under complex loads and thermal cycles, and artificial intelligence-driven residual stress prediction and optimization design.

Key words: SiC_f/SiC composite; residual stress; formation mechanism; characterization technique; effect on property; control strategy

近年来,随着航空航天工业的快速发展,人们对先进复合材料微纳米力学行为的研究提出了更高的要求[1]。SiC_f/SiC复合材料因其优异的高温力学性能和抗氧化性能[2-6],有望替代高温合金应用于高推重比航空发动机热端部件[7-12]。然而,制备和服役过程中产生的残余应力直接决定材料的损伤与失效模式,是影响其可靠性和寿命的关键问题。在制备阶段,高温冷却过程中增强相与基体间的热膨胀系数不匹配引发热失配应力,这在微观尺度上决定了纤维与基体间的界面结合状态[13]。进入服役阶段后,材料在热循环、高温氧化以及力学载荷等多场耦合作用下,会诱发新应力的产生或导致原有应力场的重分布[14]。在制备和服役过程中累积的残余应力与外部载荷应力叠加,共同构成驱动材料内部微裂纹萌生、扩展和界面脱粘的总应力场,并最终决定复合材料的宏观断裂行为和失效模式[15]。国内外学者在残余应力的精确表征和理论预测方面取得了显著进展。实验表征方面,同步辐射X射线衍射、中子衍射和显微拉曼光谱等无损检测技术的应用,使得在微区尺度下对残余应力进行高精度定量分析成为可能。理论计算方面,基于有限元模型的不断完善,能够更真实地模拟材料在复杂工况下的应力演化过程,为揭示应力与损伤间的内在关联提供支撑。尽管如此,如何将多场耦合下的应力演化规律与材料的宏观性能之间建立直接关联,并进行有效的应力调控和优化设计,仍然是当前面临的重大挑战。

本文系统总结了SiC_f/SiC复合材料中残余应力的研究进展,包括残余应力的形成机制、实验表征技术和理论计算方法、残余应力对材料力学性能的核心影响机理以及残余应力调控策略,并对该领域的前沿挑战及未来研究的方向进行了展望,旨在为SiC_f/SiC复合材料的性能优化与工程应用提供理论参考。

1 残余应力的理论基础与形成机制

微观残余应力存在于SiC_f/SiC复合材料的微观结构中,主要分布在复合材料的纤维、基体以及纤维与基体的界面等位置。其产生原因,一方面,由于SiC纤维和SiC基体在物理性能上存在差异,在材料制备或使用过程中温度发生变化时,纤维和基体的收缩或膨胀程度不同,从而在两者之间产生微观残余应力[16];另一方面,在复合材料的制备过程中,基体的凝固、相变以及纤维与基体之间的化学反应等也可能导致微观残余应力的产生。Collard等[17]指出,在纤维增强复合材料中,纤维与基体的热膨胀系数不匹配和制造过程中的温度变化导致轴向残余应力,其数值大小与材料体系相关。同时,残余应力会改变界面裂纹的起始与扩展方向,比如陶瓷基复合材料中较小残余应力使裂纹从样品顶部起始,金属基复合材料中较强残余应力则促使裂纹从底部扩展,还可能导致裂纹交互作用,影响材料的承载能力。Wei等[18]针对SiC_f/SiC复合材料的研究表明,采用化学气相渗透(chemical vapor infiltration, CVI)与聚合物浸渍裂解(polymer impregnation and pyrolysis, PIP)混合工艺时,CVI工艺因纤维和基体热膨胀系数差异产生残余应力,而PIP工艺中聚合物向陶瓷转化的体积收缩会产生更大压应力,且这种压应力在PIP工艺中随SiC含量增加而增大;界面压应力的增大会提高界面剪切强度和动态摩擦强度,进而影响拉伸行为。残余应力过大可能引发材料早期变形或开裂。Han等[19]在对CVI制备的SiC_f/PyC/SiC复合材料的研究中提到,冷却过程的温度梯度会导致热残余应力(thermal residual stress, TRS),其大小与纤维及基体的热膨胀系数及温度差相关;这种残余应力会影响动态拉伸下的损伤机制,比如导致纤维早期断裂、改变基体裂纹密度,从而降低材料的疲劳性能和抗冲击性能,对其在实际应用中的可靠性产生不利影响,明显缩短使用寿命。

晶格畸变应力是SiC_f/SiC复合材料中存在于晶格尺度的残余应力,其产生根源是材料晶体结构因外界因素发生的非均匀畸变导致晶格单元偏离理想平衡状态,进而在晶格内部形成的内应力[20]。在复合材料的制备过程中,高温烧结、离子注入等工艺可能会造成SiC晶体的晶格发生扭曲、缺陷增加,从而产生晶格畸变应力[21]。此外,纤维与基体之间的相互作用、外部载荷以及温度变化等因素也可能引起晶格畸变,进而产生相应的应力。晶格畸变应力虽然存在于晶格尺度,但对SiC_f/SiC复合材料的性能同样有着重要影响。它会影响材料的物理性能[22],包括抗压强度与

韧性变化[23]、热导率及电导率等关键物理参数[24]。同时，晶格畸变应力的存在可能会导致材料强度和硬度发生变化，过高的晶格畸变应力会使材料的脆性增加，降低韧性和抗疲劳性能[25]。

Wing 等[26]研究了熔融渗透(melt infiltration，MI)制备的 SiC/SiC 陶瓷基复合材料，通过拉曼光谱表征发现，基体中未反应游离 Si 在凝固时发生 11% 体积膨胀，导致 Si 相产生残余压应力，SiC 相产生残余拉应力，且这些微应力沿基体呈正态分布。研究还指出，Si 凝固膨胀引发的微应力远大于热膨胀失配产生的应力。Mahadik 等[27]借助同步辐射 X 射线摇摆曲线映射技术，将 4H-SiC 晶圆晶格畸变分解为晶格应变与晶格面曲率(lattice plane curvature，LPC)，研究了同一晶锭不同掺杂外延层衬底中二者的演化，发现低掺杂晶圆晶格应变更大，外延层生长后 LPC 变化明显；同时明确了晶格应变主要影响基平面位错滑移。

综上所述，SiC_f/SiC 复合材料的残余应力主要以两种形式存在：(1)微观残余应力，其广泛分布于纤维、基体及纤维-基体界面，产生原因包括纤维与基体热膨胀系数不匹配，以及制备阶段基体凝固和纤维-基体的化学反应等。这类应力会影响界面裂纹的起始和扩展方向。不同制备工艺产生的应力差异会改变界面剪切强度和材料拉伸行为，冷却过程的温度梯度引发的热残余应力更会导致纤维早期损伤，降低材料疲劳性能和抗冲击能力。(2)晶格畸变应力，其存在于晶格尺度，由制备中高温烧结、离子注入、纤维-基体相互作用、外部载荷和温度变化诱发。这种应力虽然微小，但会显著影响材料的抗压强度、韧性、热导率等关键物理和力学参数，过高时易增加材料脆性，削弱抗疲劳性能。整体来看，两类残余应力的产生均与复合材料制备工艺密切相关，并且都是通过改变材料微观结构来调控宏观性能。

2　残余应力的表征技术与分析方法

2.1　实验表征技术

准确表征 SiC_f/SiC 复合材料中的残余应力对于深入理解材料性能、优化制备工艺以及保障实际应用中的可靠性至关重要。残余应力的实验测量在定量分析材料应力方面发挥着至关重要的作用。这些实验技术包括 X 射线衍射[28]、中子衍射[29-30]、拉曼光谱[31-33]、纳米压痕[34]等，每种技术基于不同原理，具备各自的优缺点。

2.1.1　X 射线衍射(XRD)

XRD 主要用于检测材料相组成的变化[35]，适用于多晶材料整体分析[36]，可辅助表征氧化产物，验证拉曼光谱结果。XRD 测定残余应力的基本原理是基于晶格应变对 X 射线衍射行为的影响，这一过程可以通过布拉格定律来精确描述，其公式如式(1)所示[37]。

$$2d\sin\theta = n\lambda \tag{1}$$

式中：d 为晶面间距；θ 为入射 X 射线与衍射晶面之间的夹角；n 为衍射级数；λ 为入射 X 射线的波长。

XRD 残余应力测定的具体做法：通过精确测量衍射峰的位置(2θ)，利用布拉格定律计算出应力状态下的晶面间距 d，然后将其与无应力状态下的参考晶面间距 d_0 进行比较，计算出晶格应变 ε，再依据材料的弹性常数，利用弹性力学理论即可推导出残余应力 σ_r。在复合材料中，残余应力往往是热失配、相变或制造过程中不均匀变形的结果。Ni 等[38]通过 XRD 技术对改性后的 SiC 纤维进行了物相分析，如图 1 所示，谱图中清晰地检测到来自 SiC 纤维基体的 β-SiC 特征峰(对应立方晶系)以及涂层材料($CaWO_4$)的晶相衍射峰，衍射峰峰形尖锐且未发现其他杂质峰，表明涂层制备过程中未发生不利的界面反应，且各组分保持了良好的化学兼容性和结晶度。Wu 等[39]通过 XRD 分析发现，激光热效应不仅促使非晶 SiC 向 3C-SiC 和 6H-SiC 晶体转变，还因高温加剧 SiC 分解及 SiO_2 挥发导致烧蚀区富碳相沉积，从而印证了材料在激光作用下的晶体结构演化与氧化反应机理。Luan 等[40]通过 XRD 表征发现，SiC_f/SiC 复合材料表面喷涂态 $Yb_2Si_2O_7$ 涂层含非晶相，1300 ℃退火 4 h 后完全结晶且无 Yb_2SiO_5 相，涂层与基体结合紧密，仅存少量孔隙和微裂纹。尽管 XRD 在晶体结构和晶相分析方面表现出色，但受限于灵敏度和准确度[41]，通常仅能识别含量约在 1%(质量分数，下同)及以上的物相，含量低于 1% 时检测难度显著增加。

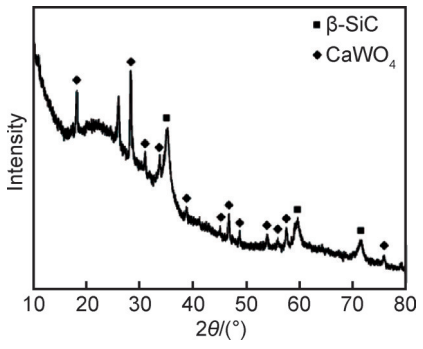


图 1　涂层改性 SiC 纤维的 XRD 谱图[38]

Fig.1　XRD patterns of coated SiC fibers[38]

2.1.2　中子衍射

中子衍射具备厘米级穿透特性，是解决大尺寸陶瓷基复合材料构件 3D 应力测量难题的最佳方案。相

比之下，XRD 的 X 射线穿透深度通常仅有微米级，只能检测材料表层或近表层的应力状态，而中子衍射则能够实现对材料内部深处甚至整体应力场的非破坏性测量。

中子具有磁矩和波动性，当热中子束入射到材料中时，会与原子核发生相互作用产生散射[42]。与 X 射线衍射类似，中子衍射遵循布拉格定律，通过测量中子衍射峰的位置偏移和强度变化，可以获得材料的晶体结构信息和晶格应变，进而推导出残余应力[43]。

中子较强的穿透能力是实现内部测量的基础，但要精确测量复合材料界面或特定内部区域的应力，核心在于其精确的空间分辨能力[44]。这是通过使用入射光束和衍射光束的狭缝或准直器来精确定义一个小的测量体积来实现的。通过高精度地移动样品，使测量体积准确定位在材料内部的界面处或感兴趣的特定点上，中子衍射便能逐点扫描并测量出这些微小区域的晶格应变，从而揭示复合材料内部和界面处的详细应力分布。

在 SiC_f/SiC 复合材料中，中子能有效穿透纤维和基体，探测不同位置的应力状态。为了揭示材料内部的非均匀应力分布，Lee 等[45]利用中子衍射的高穿透性进行了全厚度扫描（图 2(a)），从其谱图中可以清晰地观察到，随着扫描位置的变化，基体相与增强相的布拉格衍射峰均发生显著位移（图 2(b)，(c)，图中 min 和 plus 分别代表相对于中心对称的负向和正向位置，数值 4.5 和 7 分别对应相界处与近表面处）。这种峰位的系统性偏移直接对应复合材料内部由热失配引起的残余应力梯度变化。

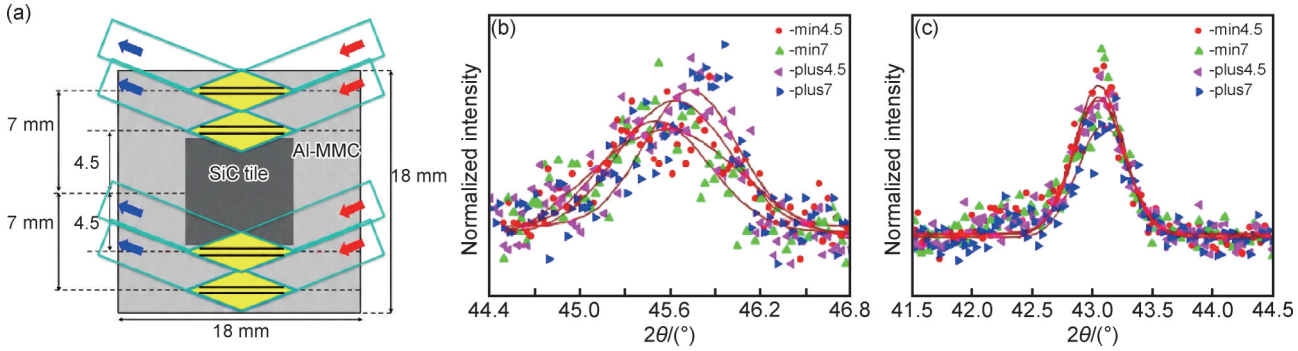


图 2 复合材料内部残余应力的中子衍射深度扫描分析[45]

(a)中子束透射扫描路径示意图；(b)基体相(Al)随深度变化的衍射峰位移；(c)增强相(SiC)随深度变化的衍射峰位移

Fig.2 Depth-resolved neutron diffraction analysis of internal residual stresses of composites[45]

(a)schematic diagram of neutron beam scanning paths; (b)diffraction peak shifts of Al matrix at different depths; (c)diffraction peak shifts of SiC reinforcement at different depths

中子衍射的突出优点是对轻元素敏感，且穿透深度大，能够实现对大块材料内部残余应力的非破坏性 3D 测量，可以提供材料整体的应力分布全貌[46]。这对于研究内部结构复杂且需要了解整体应力状态的材料研究至关重要。然而，中子源稀缺且设备昂贵，运行和维护成本也极高，从而限制了其广泛应用，而且中子衍射机时紧张，数据采集效率相对较低，对样品的尺寸和形状也有一定要求，这些因素都在很大程度上制约了中子衍射技术的拓展和应用[44]。

2.1.3 拉曼光谱

拉曼光谱基于拉曼散射效应。当光照射到 SiC_f/SiC 复合材料时，光子与材料分子相互作用，发生非弹性散射[47]。一部分散射光的频率与入射光频率相比发生变化，产生拉曼位移。不同的化学键或分子振动模式对应特定的拉曼位移，通过分析拉曼光谱中峰的位置、强度和宽度等信息[48]，可以推断分子的结构和状态。在残余应力作用下，材料内部的化学键发生拉伸或压缩，导致拉曼峰位发生移动，这种峰位移动与应力之间存在明确的定量关系（通常是线性关系），可表示为[49]：

$$\Delta\omega = K \cdot \sigma \tag{2}$$

式中：$\Delta\omega$ 为拉曼峰位移；K 为材料特定振动模式的拉曼应力因子；σ 为应力。拉曼应力因子是实现应力测量的关键，其需要通过标定实验来确定。标定通常是对无应力的标准样品施加载荷并原位测量其拉曼峰位移，然后通过线性拟合得到峰位移与应力的关系曲线[50]，其斜率即为应力因子。

在获得应力因子之后，实际应用的核心是精确捕捉峰位的偏移。由于谱图的噪声影响，且不同物相的谱峰可能相互重叠，直接读取峰值点位置会引入较大的误差。因此，通常采用峰形函数对目标谱峰进行拟合，拟合后函数的中心位置被确定为精确的峰位。例

如 Li 等[51]通过拉曼光谱分析了 C 涂层(G 峰)和 W/SiC 界面(TO 峰)的峰位移,并结合胡克定律推导的应力计算公式定量表征了 SiC_f/Ti17 复合材料在不同高温处理下的残余应力演化。他们还采用多峰拟合技术精确提取目标峰位移,发现 1050 ℃时 W/SiC 界面压缩应力骤增,而 C 涂层应力由拉伸向压缩转变,揭示了高温失效风险与区域应力演变的显著差异。Chen 等[52]利用原位光谱技术对 SiC/SiC 复合材料的热残余应力进行了全温域表征,结果如图 3 所示。研究发现,随着温度的升高,基体和纤维中的残余压缩应力以及界面相中的残余拉伸应力均呈下降趋势。这种应力松弛现象显著改变材料的断裂行为,较低的界面残余拉应力在一定程度上抑制纤维的拔出机制。Wu 等[53]研究发现,在湿氧氧化环境下,残余应力随温度升高而降低,但随着氧化时间延长呈现先减后增的趋势,其中 32 h 附近因方石英结晶塑性变形导致应力变化率最大。拉曼谱峰偏移动态反映了 $Si(OH)_4$ 挥发和氧化产物演变的微观应力弛豫。

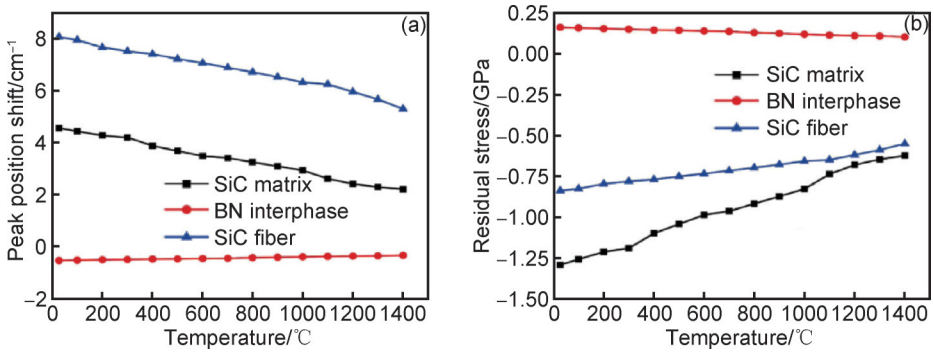


图 3　基于原位拉曼光谱表征的 SiC/SiC 复合材料拉曼峰位位移(a)和残余应力(b)随温度的演变规律[52]

Fig.3　Evolution of Raman peak position shift(a) and residual stress(b) with temperatures in SiC/SiC composites based on *in-situ* Raman spectroscopy characterization[52]

拉曼光谱对样品的损伤极小,几乎可视为无损检测,并且能够在水溶液等多种环境下进行测试,这对于研究与环境因素相关的残余应力变化十分有利。该技术的空间分辨率较高,可对材料微观区域的残余应力进行精确测量[54-55],特别适用于分析 SiC_f/SiC 复合材料中纤维、基体及界面等微观结构处的应力分布。拉曼光谱还能同时获取材料的结构和应力信息,为深入理解材料性能提供丰富数据。不过拉曼信号通常较为微弱,检测灵敏度有限[56],需要高功率激光源和高灵敏度探测器来增强信号。而且,荧光背景干扰有时会影响拉曼光谱的质量,导致数据解析难度增加。此外,对于复杂的 SiC_f/SiC 复合材料体系,不同相的拉曼信号可能相互重叠,增加了准确分析残余应力的难度。

2.1.4　纳米压痕法

纳米压痕法被广泛应用于表征复合材料的微观和纳米尺度特性。该方法将金刚石压头以极小的载荷压入材料表面,记录压入过程中的载荷-位移曲线,从而获取材料的力学性能参数[57-58]。对于残余应力的表征,其核心原理是残余应力会改变材料表面的屈服强度和弹性回复行为。当存在残余压应力时,材料表面抵抗变形的能力增强,相同载荷下压入深度减小;当存在残余拉应力时,则会降低表面抵抗变形的能力,导致压入深度增大。为了实现定量计算,需要建立压痕力学响应与残余应力之间的数学关系,而一种被广泛应用的理论模型给出了双轴残余应力 σ_R 的计算公式,如式(3)所示[59]。

$$\sigma_R \approx \frac{H_0}{\alpha}\left(1-\sqrt{\frac{A_0}{A}}\right) \tag{3}$$

式中:H_0 为材料在无应力状态下的真实硬度;α 为与材料塑性变形相关的约束因子;A_0 为在无应力参考样品上加载某一峰值载荷时测得的压痕投影接触面积;A 为待测样品上在相同的峰值载荷下测得的压痕投影接触面积。

通过精确测量和对比有应力样品与无应力参考样品在相同压入条件下的接触面积差异,可以定量计算出材料微区的残余应力。基于此类原理,Wang 等[60]通过纳米压痕测试获得了梯度 C_f/ZrB_2-SiC 复合材料浅表区域的弹性模量分布,并结合热膨胀系数差异计算了热残余应力在材料中的分布规律。结果表明,热残余应力在降温过程中于陶瓷基体形成拉应力,而在升温至 1300 ℃时逐渐释放。当温度超过制备温度时,热残余应力重新形成压应力。这一动态过程显著影响材料的压缩强度演化。纳米压痕不仅会导致材料发生弹塑性变形,还会在压痕周围诱导复杂的残余应力场。如图 4 所示,Gigler 等[61]通过共焦拉曼成像和近场扫描光学显微镜(s-SNOM)对比研究了

SiC 单晶在 Berkovich 压痕周围的残余应力场。Rayleigh 散射强度图(图 4(a))清晰标记了压痕周围 4 个典型区域(A～D)。研究发现,SiC 在压头作用下表现出显著的应力各向异性:压痕的 A、C 区域表现出向高波数偏移的特征,对应压缩应力主导,而 B、D 区域则表现为拉伸应力集中。图 4(b),(c)分别基于 SiC 的横向光学支(transverse optical,TO)和纵向光学支(longitudinal optical,LO)声子频率位移,直观展示了这种空间非均匀分布的残余应力场。Prokip 等[62]通过微压痕法测量了纤维-基体界面的剪切应力,采用 Marshall 程序对 SiC_f/SiC 复合材料的抛光切面施加载荷,并利用 Vickers 压痕仪在纤维中心诱发脱粘现象,进而通过测量压痕尺寸参数结合相关理论计算出界面剪切应力。

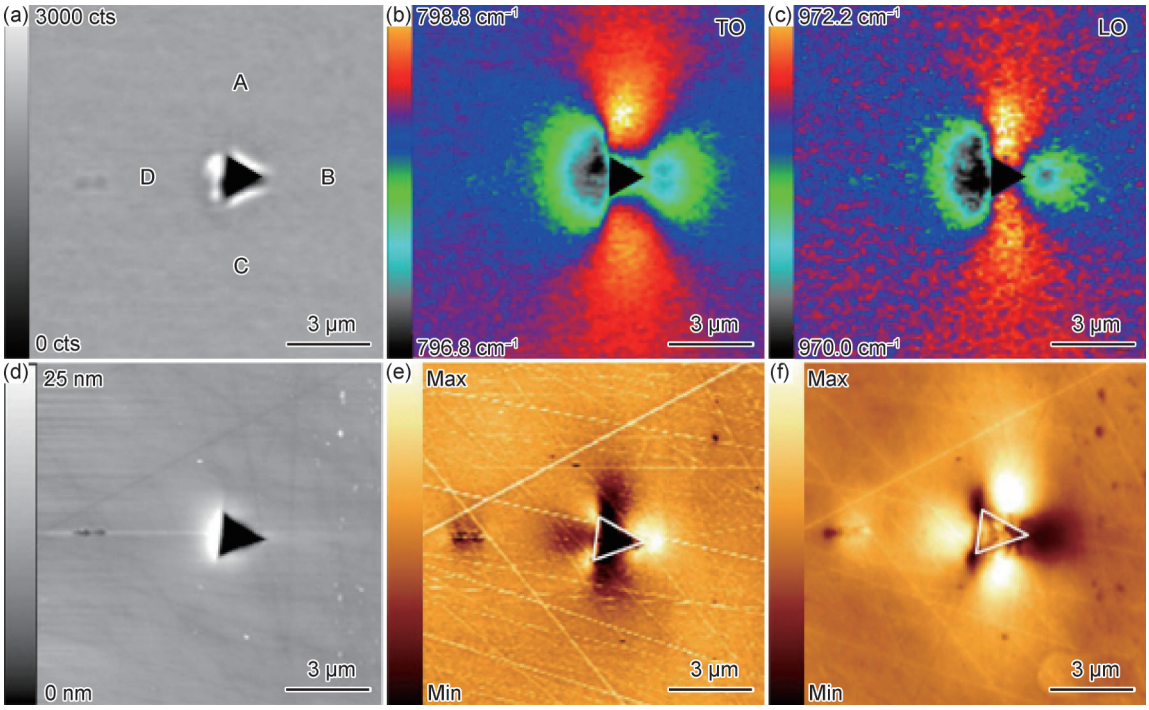


图 4 6H-SiC 单晶表面 Berkovich 纳米压痕形貌及其周围残余应力场的显微表征[61]

(a)光学图;(b),(c)基于共聚焦拉曼光谱的应力分布;(d)压痕的 AFM 形貌;(e),(f)基于红外 s-SNOM 的高分辨率近场应力成像

Fig.4 Microscopic characterization of Berkovich nanoindentation topography and surrounding residual stress fields on 6H-SiC single crystal surface[61]

(a)optical image;(b),(c)stress distribution based on confocal Raman microscopy;(d)AFM topography of indent;

(e),(f)high-resolution near-field stress mappings *via* IR s-SNOM

纳米压痕技术的显著优势在于空间分辨率可达纳米级[63],能够精准表征纤维、基体及界面等微观区域的残余应力,尤其适用于 SiC_f/SiC 复合材料中应力梯度较大的局部区域分析。此外,该技术属于无损检测[64],压痕尺寸微小,对样品整体性能的影响可以忽略不计,并且可在同一区域进行多次测量以获取统计数据。然而,纳米压痕技术也存在局限性:(1)测量结果受压头形状[65]、加载速率、样品表面粗糙度等因素影响较大[66],需要严格的校准和误差修正;(2)该技术主要反映材料表面极浅表层的应力状态,难以对深层应力进行表征;(3)残余应力的定量计算依赖复杂的理论模型,对于多相复合材料中不同相的应力区分存在一定难度。

2.2 数值模拟方法

2.2.1 有限元法

有限元法(finite element method,FEM)作为一种数值模拟方法,能够通过建立材料的力学模型,模拟不同工艺条件下残余应力的产生与分布,为实验研究提供理论指导。这一模拟过程始于几何模型的建立。在宏观尺度上,FEM 可以模拟整个复合材料构件在制备过程中的残余应力分布,预测不同几何形状对残余应力的影响,为构件的结构设计提供参考[67]。在微观尺度上,FEM 可以建立包含纤维、基体和界面的细观模型,研究界面结合强度、纤维排列方式等微观结构参数对残余应力的影响。

模型建立后需要给各个组分赋予材料属性,这一步是模拟热残余应力的关键输入。之后,几何模型被离散化为大量有限单元组成的网格。为了保证计算结果的准确性,必须进行网格无关性验证,即通过逐步加密网格并比较计算结果,直至关键指标不再发生显著变化,从而确认所用网格密度足以保证结果的可

靠性。例如，在模拟热残余应力时，通常将材料在制备完成时的高温状态设为无应力初始条件，然后通过施加温度载荷来模拟其冷却至室温的过程，此外还要根据模型的对称性施加相应的边界条件。完成求解与后处理后，FEM 模拟的优势便得以充分体现：(1)可以突破实验条件的限制，模拟一些难以通过实验实现的极端工况或复杂工艺过程下的残余应力，为研究提供更多可能性；(2)能够直观地展示残余应力的分布规律，比如不同工艺阶段热失配应力和加工诱导应力的演化过程。Liu 等[68]针对 SiC 基复合材料先驱体浸渍裂解工艺中复杂的相变与力学行为，建立了热-扩散-力学耦合的有限元模型，并进行了全过程模拟(见图 5)，模拟结果清晰地重现了随着裂解温度升高，基体因化学收缩导致拉伸应力累积，进而诱发微裂纹萌生与扩展的动态过程。Zhang 等[69]建立了单向纳米渗透与瞬态共晶相法制备的 SiC_f/SiC 复合材料(nano-infiltration and transient eutectic-phase SiC_f/SiC，NITE-SiC_f/SiC)代表性体积单元(RVE)模型，利用有限元法模拟了烧结过程中基体收缩产生的力学应力在 SiC 纤维和 BN 界面相上的分布情况。结果证实，烧结时基体收缩产生的较大且不均匀应力会导致 SiC 纤维变形和 BN 界面相碎裂，这与实验中观察到的材料微观损伤现象一致。Almansour 等[70]在基于 FEM 的 SiC_f/SiC 蠕变研究中，通过引入界面滑移模型，关联了残余应力和纤维-基体的相对运动。Wen 等[71]建立了考虑纤维纱线取向的细观有限元模型，分析了 SiC 涂层 3D 四步编织 C_f/SiC 复合材料的热残余应力与热冲击应力。模拟显示，热残余应力最危险区域位于靠近纤维纱线/基体界面的 SiC 基体处，其足以引发初始裂纹；编织方式导致纤维纱线相互作用形成“扭曲”状态，且热冲击初始冷却阶段热冲击应力急剧增加，温度突变与应力梯度会导致复合材料/涂层界面开裂剥落，揭示了制造工艺与结构特征对残余应力分布的显著影响。Li 等[72]构建了包含孔隙缺陷和层间位移的细观

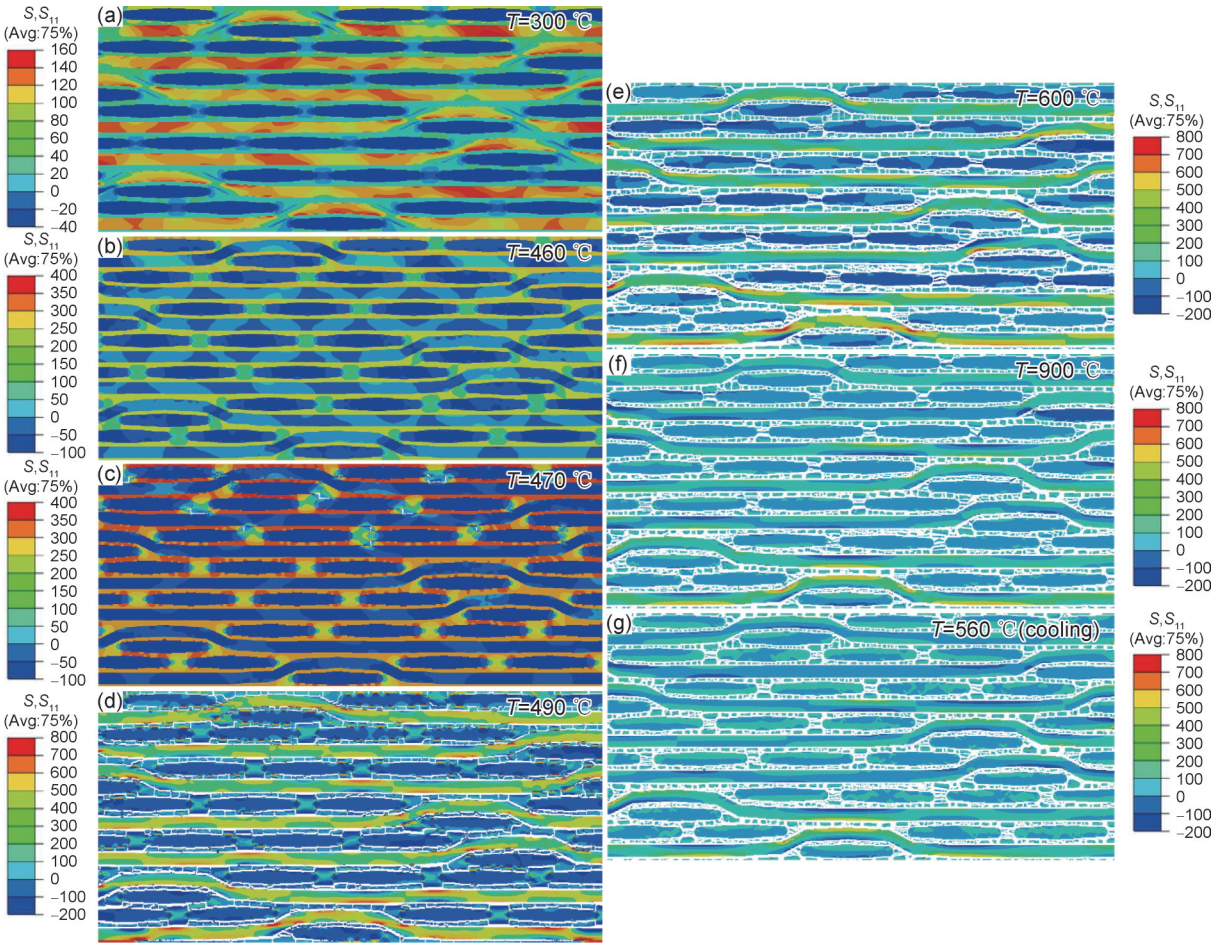


图 5　裂解工艺过程中 SiC 基复合材料微观应力演变与基体损伤扩展有限元模拟[68]

(a)～(f)加热阶段不同温度下基体裂解、收缩及局部应力集中；(g)冷却阶段最终残余应力状态与微观结构形貌

Fig.5　Finite element simulation of micro-stress evolution and matrix damage propagation in SiC matrix composites during pyrolysis process[68]

(a)-(f)matrix cracking, shrinkage, and local stress concentration at different temperatures during heating;

(g)final residual stress state and microstructural morphology during cooling

有限元模型，模拟 2D-SiC_f/SiC 复合材料动态拉伸下的应力响应，重点关联了应变率对残余应力相关损伤的影响。模型结合基体强度、界面剪切应力等相关性能，验证了高应变率下界面剪切应力增强会改变残余应力分布，导致损伤演化的差异，表明动态载荷下的残余应力模拟需要考虑材料性能的应变率依赖性。

2.2.2 分子动力学模拟

在 SiC_f/SiC 复合材料残余应力研究中，分子动力学（molecular dynamics，MD）模拟主要聚焦于原子或纳米尺度的微观机制探索[73]。该方法的核心在于构建或选择一个能够准确描述原子间相互作用力与能量关系的数学模型——势函数。针对 SiC_f/SiC 这类共价键合材料体系，通常会选用如 Tersoff、Stillinger-Weber 或 Vashishta 等经验势函数。这些势函数的可靠性，源于其参数是基于大量实验数据或更精确的第一性原理计算结果进行拟合得到的，从而能够准确表征材料的晶格常数、弹性模量和内聚能等基本物理属性[74]。势函数确定后，通过求解牛顿运动方程来追踪体系中每一个原子的运动轨迹，从而揭示微观结构的演化过程。基于此原理，分子动力学模拟能够直接观察原子级别的运动和相互作用，为理解残余应力的微观起源提供直观证据，弥补宏观实验和模拟在微观机制解释上的不足。

此外，分子动力学模拟还可以精确控制温度、压力、原子组成等，单独研究某一因素对残余应力的影响。这对于一些难以通过实验表征的纳米尺度现象，提供了有效的研究手段。Xu 等[75]针对 SiC 陶瓷在 β→α 相变过程中形成的复杂微观结构，采用非平衡分子动力学方法构建了不同类型的晶界热输运模型（见图 6）。该模型不仅计算了同相晶界的热阻，还重点模拟了相变产生的异相晶界对声子散射的影响，揭示了热流方向（图中箭头方向）与界面两侧材料热导率差异对界面热阻的协同作用机制。

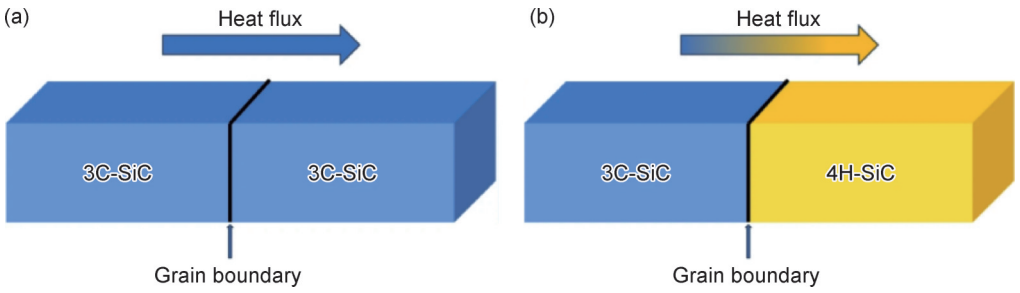


图 6 用于计算 SiC 陶瓷界面热阻分子动力学模拟模型的示意图[75]

（a）同相晶界模型；（b）β→α 相变过程中形成的异相晶界模型

Fig.6 Schematic diagrams of molecular dynamics simulation models for calculating interfacial thermal resistance of SiC ceramics[75]

(a) homophase grain boundary model; (b) heterophase grain boundary model formed during β→α phase transformation

Han 等[76]在 Mo 与 SiC_f/SiC 的扩散反应层研究中，利用分子动力学模拟揭示了 Mo_5Si_3 晶粒中正交位错的形成机制，即位错运动导致晶粒破碎为纳米尺度，从而释放 60% 以上的残余应力，此与高分辨 TEM 观测的位错组态一致。Niu 等[77]基于微观观测构建了 SiC/PyC/SiC 复合材料的分子动力学模型，模拟研究了热解碳（pyrolytic carbon，PyC）界面的剪切强度和失效机制。结果表明，PyC 的无序结构通过碳层非平面剪切、重叠、翻转和偏转提升剪切强度；剪切强度受碳层尺寸、层间距和密度影响，且失效模式取决于 PyC 自身强度与界面结合强度的相对大小，纤维推入实验验证了模拟结果的合理性。Wang 等[78]通过分子动力学模拟探究了不同取向角的 PyC 界面在 SiC_f/SiC 复合材料中的增韧机制，发现高织构热解碳（high-texture pyrolytic carbon，HTPyC）以多层滑动为主，中织构热解碳（medium-texture pyrolytic carbon，MT-PyC）和低织构热解碳（low-texture pyrolytic carbon，LTPyC）以分层为主，且多层滑动的能量耗散更高。介观随机模拟表明，HTPyC 中裂纹路径呈锯齿状，能量耗散多，此与实验中优异的增韧效果一致。

表 1 对各表征技术方法进行了总结。可知，残余应力表征技术各有优劣，需要根据研究目标进行综合选择。

3 残余应力对 SiC_f/SiC 复合材料性能的影响机制

由于纤维和基体的热膨胀系数失配、相变体积效应和界面反应等原因，SiC_f/SiC 复合材料在制备过程中会在材料内部形成残余应力场，这些残余应力不仅会改变复合材料的初始力学状态，还会通过和外加载荷、环境因素的耦合作用，对其力学性能、环境稳定性

表 1　表征技术方法总结

Table 1　Summary of characterization techniques and methods

Characterization technique	Spatial resolution	Penetration depth	Stress detection range	Typical error/limitation	Application scenario
X-ray diffraction (XRD)	≈1 μm	Several micrometers to tens of micrometers	Explaining origin of stress; validating Raman spectroscopy results	Limited sensitivity and accuracy; peak broadening can make stress separation difficult	Polycrystalline bulk materials; fiber-matrix interface analysis
Neutron diffraction	Millimeter scale	Centimeter scale	Internal residual stress deep within material	Requires large-scale facilities (reactor/spallation source); long acquisition time; results are volume-averaged	3D stress measurement of large-scale CMC components; deep internal residual stress distribution; probing stress states in different phases of SiC_f/SiC
Raman spectroscopy	≈0.5 μm	<1 μm (surface/sub-surface)	Micro-scale stress in specific regions	Limited detection sensitivity; fluorescence background interference (common in SiC); overlapping signals from different phases in complex systems	Precise measurement of micro-regional residual stress; stress distribution analysis of fiber, matrix, and interface; research on stress changes related to environmental factors
Nanoindentation	Nanometer scale	Extremely shallow surface layer	Micro-scale residual stress	Significantly affected by indenter tip geometry, loading rate, and surface roughness; quantitative calculation relies on complex theoretical models (*e.g.*, pile-up effects)	Characterization of micro-regions like fibers, matrix, and interfaces; analysis of local areas with large stress gradients
Finite element method (FEM)	Macro/Meso scale	Full-field/entire volume (simulation)	Simulating residual stress under different processing conditions	Accuracy depends heavily on constitutive models and mesh quality; sensitivity to boundary condition assumptions	Macro scale: residual stress distribution during fabrication of whole component; impact of geometry Micro scale: effect of microstructural parameters (interface strength, fiber alignment) on residual stress
Molecular dynamics (MD)	Atomic/Nanometer scale	Nanometer scale (simulation box)	Atomic-level residual stress	Accuracy relies on choice of interatomic potentials (*e.g.*, Tersoff, Vashishta); limited by time and length scales	Exploring atomic-level micromechanisms; isolating single factors affecting residual stress; research on nanoscale phenomena

和功能特性产生调控，成为制约材料发展的关键因素。

3.1　力学性能劣化：从微裂纹萌生到界面失效

残余应力对SiC_f/SiC复合材料力学性能的影响并非单一作用，而是通过微裂纹萌生-扩展-界面脱粘-纤维失效过程实现的。当材料内部存在拉应力集中时，会降低裂纹形核的临界能量[79]，而产生的压应力则可能抑制裂纹扩展。

3.1.1　拉伸强度与疲劳性能的退化规律及影响因素

在拉伸载荷作用下，复合材料内部的残余拉应力会和外加载荷叠加，导致基体在较低的宏观应力水平下萌生微裂纹。而微裂纹的萌生与扩展，正是残余应力引发强度退化的关键环节。杨晨曦等[80]指出，1350 ℃氩气环境下，SiC纤维和基体的热失配残余应力可使纤维内部产生自由碳簇长大和晶粒粗化现象，导致随热处理时间延长，拉伸强度从800 MPa降至400 MPa，且裂纹扩展的应力阈值降低30%。Wing等[26]的拉曼光谱分析结果显示，SiC基体中0.24～0.75 GPa的残余拉应力使裂纹扩展速率提高2倍，且应力阈值与微裂纹密度呈显著的线性负相关。

3.1.2　界面结合强度的弱化特性

SiC_f/SiC复合材料的强韧性很大程度上依赖于纤维和基体界面的弱结合特性，而残余应力会显著改变界面结合强度。界面结合强度的调控是残余应力影响力学性能的另一核心路径。Jarząbek[81]指出，界面结合强度是材料界面抵抗分离的能力，其直接影响复合材料的力学性能及耐久性。弱界面结合会导致应力传递失效、分层或纤维拔出，显著降低材料性能。提升界面强度的方法包括表面处理、引入过渡层、优化工艺参数，以及通过模拟来指导设计。管皞阳等[82]采用宏观拉伸迟滞回环分析与细观纤维推入测试相结合的方法，对国产第三代2.5D SiC_f/SiC复合材料的

界面力学性能进行了定量表征。如图7所示[82]，典型的纤维推入载荷-位移（P-h）曲线可分为3个阶段：初期的非完全接触区（incomplete contact region，表现为曲线底部的起始非线性段），随后的弹性线性区（linear region，对应纤维及其周围基体的弹性变形阶段，其斜率为S_0），以及界面脱黏后的非线性滑移阶段。图中P_c为临界脱粘载荷，即界面开始发生脱粘时的载荷点，通常利用线性段的斜率S_0和特定的偏置线相交来确定。基于此计算发现，较低的界面剪切强度与界面脱粘能虽然有利于裂纹偏转，但过高的界面滑移应力抑制纤维拔出，进而限制材料拉伸强度的发挥。Gao等[83]发现，当BN界面厚度约为3 nm时，复合材料的结合强度最佳；随着厚度增至17 nm，界面结合强度显著减弱并阻碍载荷的有效传递，微观上表现为断面粗糙度增大和SiC晶须拔出增多。Ahmad等[84]发现，过强的界面结合（如无BN界面）容易引发应力集中，导致脆性断裂；过弱的界面（如厚BN层）则阻碍载荷传递至晶须，削弱增韧效果。由于过强的界面结合会直接导致裂纹穿透纤维，引发脆性断裂，限制增韧效果。因此，适度减弱的界面结合可通过裂纹偏转、纤维脱粘和拔出现象吸收断裂能，显著提升复合材料韧性。

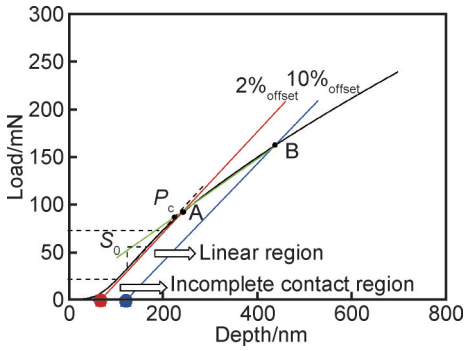


图7 用于表征2.5D SiC_f/SiC复合材料界面结合强度典型纤维推入载荷-位移曲线及临界脱粘载荷的确定方法[82]

Fig.7 Typical fiber push-in load-displacement curves for characterizing interfacial bonding strength of 2.5D SiC_f/SiC composites and determination method of critical debond load[82]

3.2 环境稳定性的调控：氧化加速与蠕变的耦合

在高温服役环境中，残余应力和氧化、蠕变等物理化学过程的耦合作用，是导致SiC_f/SiC复合材料性能退化的核心。这种效应是通过应力场对扩散路径、反应速率及位错运动的调控形成的复杂动态演化过程。

3.2.1 氧化与腐蚀速率的应力催化作用

残余张应力对界面氧化层的破坏作用是环境稳定性下降的主因。Zhang等[85]对Al改性涂层的研究证实，涂层和基体的热失配残余应力导致涂层开裂，使水氧腐蚀速率提高30%，腐蚀产物渗透深度达到无应力状态的2倍。艾莹珺等[86]通过原位腐蚀实验发现，残余应力通过促进H^+扩散加速界面水解，使Si—O键断裂速率提高1.5倍，揭示了应力-腐蚀耦合的原子机制。

3.2.2 高温蠕变中的应力重构

高温蠕变过程中，SiC_f/SiC复合材料的残余应力会发生动态重构。初始残余应力和外加载荷共同作用加速位错迁移与晶界滑移。Li等[87]指出，在高温蠕变条件下，C/SiC复合材料的应力重构与基体开裂、界面脱粘及氧化等损伤机制紧密关联。基体随机开裂会改变复合材料内部应力分布，而界面脱粘区域的氧化会通过降低界面剪切应力来影响纤维与基体间的载荷传递效率，进而驱动应力在纤维与基体间重新分配。Galizia等[88]观察到，PITCH复合材料在1500 ℃热循环后，残余应力释放导致晶粒滑移距离增加60%，蠕变应变从1%增加至3%。Liu等[89]通过原位TEM研究，明确了高温蠕变过程中应力重构的微观机制：应力重构促进晶界扩散，使蠕变激活能从400 kJ/mol降至320 kJ/mol，直接导致高温下的塑性变形加剧。Li等[90]在2D-C/SiC复合材料的高温低应力蠕变中发现，应力重构表现为SiC基体的拉伸残余应力发生松弛，并向抗蠕变性能更优的碳纤维转移，最终在基体中形成压应力，该过程通过应力再分布提升了材料的抗基体开裂能力。

3.3 功能特性的定向调控：导热与介电性能的应力敏感

除了力学和耐环境性能外，残余应力还会通过改变SiC_f/SiC复合材料的微观结构，对其导热、介电等功能特性产生显著影响。SiC具有显著的热导率各向异性，而残余应力会通过晶格应变改变声子散射路径，进一步放大这种各向异性。Wang等[91]通过第一性原理计算，验证了应力导致的晶格常数变化使声子平均自由程缩短15%，且该理论计算结果与实验结果的吻合度达90%。残余应力对SiC_f/SiC复合材料介电性能的影响还源于界面电荷积累状态的改变。Chen等[92]发现，通过化学气相渗透工艺制备的SiC/BN/SiC复合材料BN界面层可显著影响材料的电磁屏蔽性能，该性能呈现温度依赖性，并且基于BN基多层界面的结构设计能够有效调控复合材料的介电性能。

4　SiC_f/SiC 复合材料残余应力的调控策略

残余应力的精准调控是突破SiC陶瓷基复合材料性能瓶颈的核心技术之一。通过工艺优化和热处理调控，可以实现残余应力的分布优化，从而提升复合材料的综合性能。

4.1　工艺优化

工艺参数的精准调控是残余应力控制的基础，其核心在于通过温度场管理和界面结构设计，降低热失配诱导的应力集中。

4.1.1　温度梯度控制

冷却过程中的温度梯度是导致热残余应力的主要诱因。传统匀速冷却方式易在材料内部形成较大的温差应力，而采用阶梯式变温冷却工艺可有效缓解这一问题。Xu等[93]通过研究表明，将CVI冷却速率从10 ℃/min降低至5 ℃/min，可使界面微裂纹密度降低30%以上，这是由于缓慢冷却为基体和纤维提供了更充分的变形协调时间，减少了应力梯度积累。Hu等[94]发现，对于反应熔融渗透工艺，液态Si的凝固收缩和基体约束作用会引入残余应力。通过优化保温制度，例如在1300 ℃下延长保温时间至300 h，可实现应力的逐步释放，使残余应力降低25%。

4.1.2　界面涂层设计

界面涂层可实现纤维和基体间的应力调节，其结构设计直接影响残余应力的传递效率。Dai等[95]证实，多层$(BN/SiC)_n$界面涂层通过层间结构设计实现应力调节。SiC层阻碍氧扩散保护BN层，BN氧化生成的B_2O_3和SiC氧化产物SiO_2形成玻璃态硼硅酸盐，愈合涂层微孔和基体裂纹，减少氧化导致的应力集中；$(BN/SiC)_2$涂层因多层结构重复产生愈合相，高效缓解纤维与基体间的残余应力传递，氧化后仍能保持较高断裂强度，证明其结构设计显著提升应力调节效率。Utkin等[96]研究表明，多层ZrO_2界面相通过层间结合特性调控应力传递。这种层状结构设计，通过层间滑移实现纤维与基体的解耦，直接决定残余应力的传递效率，可以按需调节界面应力状态。Ni等[38]实验表明，$CaWO_4$界面涂层的层状结构和厚度设计决定应力调节能力。这种结构提供弱界面结合，通过促进裂纹偏转和纤维拔出分散残余应力；高温下涂层和SiC纤维/基体无明显反应，结构稳定性保证应力传递效率，相比于易氧化的BN/PyC或反应性$LaPO_4$涂层，其结构设计更利于长期稳定的应力调节。Peng等[97]提出，界面优化设计核心是通过氧化处理在SiC颗粒表面形成非晶SiO_2层，使颗粒间结合能降低两个数量级，从而显著减少团聚，实现纳米颗粒在基体中的均匀分散。此外，该非晶层作为扩散中间层，增强SiC和铝基体的界面结合强度，通过Kirkendall效应促进铝原子扩散，优化应力/应变传递效率，最终协同提升复合材料的强度和延展性。

4.2　热处理调控

针对已形成的残余应力，通过后处理技术实现应力重构是提升材料性能的关键补充手段。其中，退火因操作简便、调控精准而被广泛应用，其核心在于利用原子扩散和位错运动实现应力弛豫。Ma等[98]发现，SiC_f/PyC/SiC复合材料在1350 ℃退火100 h后，界面残余应力从250 MPa降低至195 MPa，这归因于PyC界面石墨化程度的提升，降低了层间滑移阻力，促进应力耗散。

5　SiC_f/SiC 复合材料残余应力研究的前沿挑战

5.1　超高温氧化环境下的应力重构

超高温氧化环境下，SiC陶瓷基复合材料的应力场呈现动态演化特征。这种演化与材料氧化过程中的物质生成、结构变化和温度效应紧密联系，它们共同构成了复杂的应力重构机制。Liu等[99]通过Mo掺杂中空Si_3N_4/SiC纤维复合材料的研究揭示，氧化过程中$MoSi_2$生成的熔融氧化物可填充热应力裂纹，形成自修复界面，但其体积膨胀会引发局部应力集中。Lü等[100]发现，SiC纤维表面SiO_2氧化层和基体的热失配会导致界面剪切应力激增，当温度超过1600 ℃时，应力松弛速率下降约40%，加剧裂纹沿晶界扩展，表明超高温下应力-氧化交互作用的非线性特征是制约材料寿命的关键瓶颈。

5.2　复杂载荷和热循环下残余应力的原位实时监测

在航空航天应用中，SiC_f/SiC复合材料在服役时会经受复杂的载荷和热循环，导致残余应力不断演变。传统的残余应力测量方法无法在材料服役过程中实时、连续地监测其内部应力变化。因此，开发能够在材料服役过程中，特别是在极端环境下进行原位和动态实时监测残余应力的方法，是当前该领域的一个关键前沿挑战。在此方面，声发射技术展现出独特的优势。声发射技术通过高灵敏度传感器捕捉材料在受载下因微裂纹萌生、扩展、纤维断裂及界面脱粘等损伤所释放的瞬态弹性波信号，能够实现对材料损伤演变过程的实时、动态监测[101-102]。将声发射技术与原位加载实验相结合，可以建立声发射信号特征与特定损伤模式之间的定量关联。例如，Wang等[91]利用声发射技术成功捕捉了SiC_f/SiC复合材料在拉伸过

程中的损伤和失效信号，验证了该技术在分析损伤机制上的有效性。

将声发射监测与中子衍射、数字图像相关等其他原位表征技术联用，有望构建一个多尺度、多维度的动态监测体系。这种体系不仅能从宏观上揭示残余应力在复杂载荷下的重构规律，还能够从微观上实时捕捉应力重构驱动下的损伤演化细节，为建立失效预警模型提供关键的实验依据。

5.3 人工智能驱动的残余应力预测与优化设计

随着材料基因工程和智能制造理念的深入，人工智能（artificial intelligence，AI），特别是机器学习，为解决复合材料残余应力问题提供了全新的研究范式[103]。传统有限元法等数值模拟虽然能够有效预测应力分布，但其计算成本高昂，且难以处理多种工艺参数耦合下的高维非线性问题，严重限制了大规模优化设计的效率。

机器学习模型，如人工神经网络、高斯过程回归等，能够通过学习实验表征数据或高保真数值模拟结果，构建复杂映射关系的代理模型[104]。Ebrahimi等[105]提出一种基于人工智能辅助的电阻无损检测方法，其通过低应力循环加载监测复合材料的电学响应，结合优化的堆叠式机器学习模型来实现对未知疲劳损伤复合材料样本剩余强度的预测。

更重要的是，AI技术的应用对残余应力的逆向设计和主动调控具有重要意义。代理模型一旦建立完成，便可结合遗传算法、粒子群优化等寻优算法，在庞大的工艺参数空间中高效搜索，以获得能够实现目标应力状态的最优工艺参数组合。当前，如何构建适用于小样本、高维度数据的机器学习模型，并保证其物理意义的正确性和泛化能力，是该前沿方向面临的一个核心挑战，也是未来实现SiC_f/SiC复合材料高效、智能设计与制造的关键突破口。

6 结束语

本文系统梳理了SiC_f/SiC复合材料残余应力的研究成果，揭示了其核心规律与机制，研究明确了由微观热膨胀失配和晶格畸变主导的残余应力形成机制，并针对不同尺度的应力分析需求，对比了XRD、中子衍射、拉曼光谱等实验技术和计算模拟方法的适用性，进一步阐明了阶梯式冷却、多层界面涂层和高温退火可以实现残余应力的有效调控。SiC_f/SiC复合材料残余应力的研究虽取得一定的进展，但仍然需要在以下4个方面进行深入探索：

（1）超高温（>1600 ℃）环境下，SiO_2氧化层和基体的热失配导致界面剪切应力激增，应力松弛速率下降，需要结合原位表征技术，开发适用于极端环境的应力自适应调控策略。

（2）传统残余应力测量方法无法实时监测材料服役时的内部应力变化。在航空航天领域，SiC_f/SiC复合材料服役中残余应力会发生演变，当前该领域缺乏全流程适宜的无损检测技术和评判标准，主流的单一无损检测方法存在局限，因此需要结合SiC_f/SiC构件特性和工况，开展全周期无损检测方法和评判准则，研究并构建失效数据图谱。

（3）当前调控多针对单一工艺，未来需要构建工艺-界面结构-残余应力-宏观性能的关联模型，实现应力定向调控，兼顾力学性能和环境耐久性，加速材料在航空航天极端工况中的应用落地。

（4）随着机器学习模型不断优化以及模型物理意义和泛化能力的持续强化，人工智能需要进一步与寻优算法深度融合，为SiC_f/SiC等复合材料残余应力的精准预测与高效调控提供核心支撑，最终推动其智能设计与制造水平的跨越式提升。

参考文献

[1] JAYASEKARA D，LAI N Y G，WONG K H，et al. Level of automation（LOA）in aerospace composite manufacturing：present status and future directions towards industry 4.0[J]. Journal of Manufacturing Systems，2022，62：44-61.

[2] WANG F，WANG Y，CHEN Z，et al. Oxidation behavior of Al_2O_3-modified and SiC-modified C_f/SiC composites：a temperature-dependent performance comparison at 700 - 1350 ℃[J]. Journal of Alloys and Compounds，2025，1037：182135.

[3] SHANG J，MA Y，LIU Y，et al. Optimizing reactive melt infiltration using compound carbon sources for SiC matrix with low-residual silicon content[J]. Journal of the European Ceramic Society，2025，45(16)：117648.

[4] 叶信立，徐朋毅，徐剑青，等. 连续Al_2O_3纤维增强陶瓷基复合材料制备技术及发展趋势[J/OL]. 复合材料学报，2025：1-22.（2025-06-12）. https：//link. cnki. net/doi/10.13801/j. cnki. fhclxb. 20250612.004.
YE X L，XU P Y，XU J Q，et al. Fabrication techniques and development trends of continuous Al_2O_3 fiber-reinforced ceramic matrix composites[J/OL]. Acta Materiae Compositae Sinica，2025：1-22.（2025-06-12）. https：//link. cnki. net/doi/10.13801/j. cnki. fhclxb. 20250612.004.

[5] 吴杰，刘涛，梁成瑜，等. SiC_f/SiC陶瓷基复合材料分层缺陷低频超声识别优化[J/OL]. 复合材料学报，2025：1-7.（2025-06-16）. https：//link.cnki.net/doi/10.13801/j.cnki.fhclxb.20250616.005.
WU J，LIU T，LIANG C Y，et al. Optimization of low-frequency ultrasonic identification of delamination defects in SiC_f/SiC ceramic matrix composites [J/OL]. Acta Materiae Compositae Sinica，2025：1-7.（2025-06-16）. https：//link. cnki. net/doi/10.13801/j.

cnki.fhclxb.20250616.005.

[6] 王鹏睿,程本军,梁效诚,等. 复合材料技术增强SiC基陶瓷材料研究进展[J/OL]. 耐火材料,2025:1-7.(2025-07-08). https://kns.cnki.net/kcms/detail/detail.aspx? dbcode=CJFD&dbname=CJFD&filename=LOCL20250707001.
WANG P R, CHENG B J, LIANG X C, et al. Research progress on silicon carbide-based composites[J/OL]. Refractories, 2025: 1-7. (2025-07-08). https: //kns. cnki. net/kcms/detail/detail. aspx? dbcode=CJFD&dbname=CJFD&filename=LOCL20250707001.

[7] 郑伟,张佳平,王瀚寰,等. SiC_f/SiC复合材料高温水氧腐蚀性能研究[J]. 纤维复合材料,2024,41(2):36-39.
ZHENG W, ZHANG J P, WANG H H, et al. Research on high temperature water oxygen corrosion performance of SiC_f/SiC composite materials[J]. Fiber Composites, 2024, 41(2): 36-39.

[8] 贺世美,牟仁德,许振华,等. $Si/3Al_2O_3\cdot 2SiO_2+BSAS/Yb_2SiO_5$环境障涂层1300 ℃抗水蒸气性能研究[J]. 材料工程,2011(7):34-38.
HE S M, MU R D, XU Z H, et al. Study of water vapor corrosion at 1300 ℃ of $Si/3Al_2O_3\cdot 2SiO_2+BSAS/Yb_2SiO_5$ environmental barrier coatings[J]. Journal of Materials Engineering, 2011(7): 34-38.

[9] 王玥. 连续SiC纤维增强SiC陶瓷基复合材料的现状研究[J]. 纤维复合材料,2022,39(1):77-81.
WANG Y. Research on continuous SiC fiber reinforced SiC matrix composites[J]. Fiber Composites, 2022, 39(1): 77-81.

[10] 王秋野,韩琳,赵洽宇. C/SiC复合材料制备技术及应用现状[J]. 纤维复合材料,2023,40(1):115-119.
WANG Q Y, HAN L, ZHAO H Y. Fabrication and application of C/SiC composites[J]. Fiber Composites, 2023, 40(1): 115-119.

[11] 王瀚寰,海瑞,李浩,等. 单颗磨粒划擦SiC_f/SiC复合材料试验研究[J]. 纤维复合材料,2021,38(2):49-55.
WANG H H, HAI R, LI H, et al. Experimental research on single abrasive grain scratch woven SiC_f/SiC composite[J]. Fiber Composites, 2021, 38(2): 49-55.

[12] 焦春荣,王岭,陈大明,等. $Ba_{0.75}Sr_{0.25}Al_2Si_2O_8$粉体的制备及其抗氧化性能初步评价[J]. 航空制造技术,2014,57(6):119-121.
JIAO C R, WANG L, CHEN D M, et al. Preparation and the oxidation resistance of barium strontium aluminum silicate powders [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(6): 119-121.

[13] LI M, CHEN X, DENG Y, et al. Multi-scale transient thermo-mechanical coupling analysis method for the SiC_f/SiC composite guide vane[J]. Materials, 2025, 18(14): 3348.

[14] KNAUF M W, PRZYBYLA C P, SHADE P A, et al. *In situ* characterization of residual stress evolution during heat treatment of SiC/SiC ceramic matrix composites using high-energy X-ray diffraction[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2021, 104(3): 1424-1435.

[15] CHEN X, CHENG G, YANG J, et al. Effects of interfacial residual stress on mechanical behavior of SiC_f/SiC composites[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2022, 11(1): 94-104.

[16] 牛芳芳. SiC纤维增强SiC陶瓷基复合材料的研究进展及应用[J]. 化学与粘合,2024,46(3):289-292.
NIU F F. The research progress and application of silicon carbide fiber reinforced silicon carbide(SiC_f/SiC)ceramic matrix composites[J]. Chemistry and Adhesion, 2024, 46(3): 289-292.

[17] COLLARD B, GIULIANI F, INGENBLEEK G, et al. A fracture mechanics analysis of the micromechanical events in finite thickness fibre push-out tests[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2022, 121: 103441.

[18] WEI Y, YE F, CHENG L, et al. Stress engineering of SiC_f/SiC composites: interfacial stress adjustment and its effects on tensile behaviors of UD SiC_f/SiC composites fabricated by hybrid CVI and PIP methods[J]. Composites Part B, 2024, 284: 111711.

[19] HAN D, FANG G, WANG H, et al. Dynamic tensile behavior of unidirectional CVI SiC_f/SiC composites with PyC interface[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2025, 45(6): 117164.

[20] LIU K, WU L, SUN C, et al. Failure mechanisms of lightweight high strength Si/SiC non-uniform lattice structures by SLS/RMI [J]. Ceramics International, 2024, 50(19): 35615-35626.

[21] 叶超. SiC及其纤维复合材料的离子辐照效应研究[D]. 厦门:厦门大学,2020.
YE C. Study on ion irradiation effect of SiC and its fiber composites[D]. Xiamen: Xiamen University, 2020.

[22] RIGBY-BELL M T P, LEIDE A J, KUKSENKO V, et al. The response of silicon carbide composites to He ion implantation and ramifications for use as a fusion reactor structural material[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(16): 7390-7402.

[23] 曹小明,金鹏,徐奕辰,等. SiC泡沫陶瓷/铝双连续相复合材料结构特征及增强机制[J]. 复合材料学报,2022,39(4):1771-1777.
CAO X M, JIN P, XU Y C, et al. Structural feature and reinforcement mechanism of silicon carbide foam ceramics aluminum matrix co-continuous phase composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(4): 1771-1777.

[24] 石浩江,李权,孙永铎,等. SiC_f/SiC复合材料在核能领域应用设计的历史回顾、挑战及发展[J]. 复合材料学报,2025,42(11):6130-6151.
SHI H J, LI Q, SUN Y D, et al. Historical review, challenges and development of SiC_f/SiC composite for nuclear applications [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2025, 42(11): 6130-6151.

[25] 宋尚雨. 镁基纳米复合材料界面力学性能与动态拉伸行为模拟[D]. 大连:大连理工大学,2017.
SONG S Y. Simulation of interfacial mechanical properties and dynamic tensile behavior of magnesium-based nanocomposites [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2017.

[26] WING B L, HALLORAN J W. Microstress in the matrix of a melt-infiltrated SiC/SiC ceramic matrix composite[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2017, 100(11): 5286-5294.

[27] MAHADIK N A, DAS H, STOUPIN S, et al. Evolution of lattice distortions in 4H-SiC wafers with varying doping[J]. Scientific Reports, 2020, 10: 10845.

[28] GRIGORIEV O N, STEPANENKO A V, VINOKUROV V B,

et al. ZrB_2-SiC ceramics: residual stresses and mechanical properties[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(9): 4720-4727.

[29] BARTOLOMÉ J F, BRUNO G, DEAZA A H. Neutron diffraction residual stress analysis of zirconia toughened alumina (ZTA) composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(9): 1809-1814.

[30] KISI E H, HOWARD C J. Elastic constants of tetragonal zirconia measured by a new powder diffraction technique[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1998, 81(6): 1682-1684.

[31] JANNOTTI P, SUBHASH G, ZHENG J, et al. Measurement of microscale residual stresses in multi-phase ceramic composites using Raman spectroscopy[J]. Acta Materialia, 2017, 129: 482-491.

[32] BOLON A M, SISNEROS T A, SCHUBERT A B, et al. Comparison of neutron diffraction and Raman spectroscopic studies of the ferroelastic behavior of ceria-stabilized zirconia at elevated temperatures[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(2): 623-629.

[33] DIAS A, CIMINELLI V S T, MATINAGA F M, et al. Raman scattering and X-ray diffraction investigations on hydrothermal barium magnesium niobate ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2001, 21(15): 2739-2744.

[34] XU Q, WANG J, WANG Y Q, et al. Exploring the anisotropic damage behaviour during the scratching process of SiC_f/SiC composites[J]. Composites Part A, 2025, 190: 108717.

[35] ANTON R, LEISNER V, WATERMEYER P, et al. Hafnia-doped silicon bond coats manufactured by PVD for SiC/SiC CMCs[J]. Acta Materialia, 2020, 183: 471-483.

[36] 郭雪岭. 碳基超级电容器电极材料的构筑以及电化学性能研究[D]. 济南: 齐鲁工业大学, 2025.
GUO X L. Construction and electrochemical performance study of carbon-based supercapacitor electrode materials[D]. Jinan: Qilu University of Technology, 2025.

[37] PENG Z, MIAO C M, SUN W, et al. High-temperature thermal stability of C/C-ZrC-SiC composites *via* region labeling method[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32(10): 3349-3361.

[38] NI N, WU B, SHI Y, et al. Interfacial properties of SiC_f/SiC mini-composites with a scheelite coating[J]. Scientific Reports, 2022, 12: 21950.

[39] WU D, CAI X, QIN X, et al. Laser ablation behavior and mechanism of C_f/C-SiC composites under different laser energy densities[J]. Composites Part B, 2024, 276: 111359.

[40] LUAN S, REN K, WANG Y. Effect of CMAS concentration on the failure mode of $Yb_2Si_2O_7$-based environmental barrier coatings in water vapor environments[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2025, 45(6): 117233.

[41] 乔木. 放电等离子烧结制备梯度Ti(C, N)基金属陶瓷[D]. 郑州: 河南工业大学, 2025.
QIAO M. Preparation of gradient Ti(C, N)-based cermets by spark plasma sintering[D]. Zhengzhou: Henan University of Technology, 2025.

[42] 王诗琦. 铁锰系层状氧化物正极材料中阴阳离子协同电荷补偿机制的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2025.
WANG S Q. Study on cation-anion synergistic charge compensation mechanism in Fe-Mn-based layered oxide cathode materials[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2025.

[43] 侯晓东, 黄照文, 高建波, 等. 残余应力检测技术及其应用[J]. 机械工程材料, 2024, 48(8): 41-54.
HOU X D, HUANG Z W, GAO J B, et al. Residual stress detection technology and its applications[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2024, 48(8): 41-54.

[44] 林皓, 李建, 杨钊龙, 等. 中子衍射应力分析技术及其应用进展[J]. 金属学报, 2024, 60(8): 1017-1030.
LIN H, LI J, YANG Z L, et al. Recent progress in stress analysis technology and application of neutron diffraction[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60(8): 1017-1030.

[45] LEE T, PARK J, LEE J, et al. Residual stress measurement of SiC tile/Al-SiC_p hybrid composites using neutron diffraction[J]. Functional Composites and Structures, 2019, 1(3): 035002.

[46] 刘栋, 孙光爱, 彭述明. 中子散射技术在化学研究中的应用[J]. 中国科学: 化学, 2023, 53(11): 2237-2249.
LIU D, SUN G A, PENG S M. Applications of neutron scattering techniques in investigations of chemistry[J]. Scientia Sinica Chimica, 2023, 53(11): 2237-2249.

[47] ROHMFELD S, HUNDHAUSEN M, LEY L, et al. Isotope-disorder-induced line broadening of phonons in the Raman spectra of SiC[J]. Physical Review Letters, 2001, 86(5): 826-829.

[48] NIU X, ZHANG H, PEI Z, et al. Measurement of interfacial residual stress in SiC fiber reinforced Ni-Cr-Al alloy composites by Raman spectroscopy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(1): 88-93.

[49] GOUADEC G, COLOMBAN P. Raman spectroscopy of nanomaterials: how spectra relate to disorder, particle size and mechanical properties[J]. Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials, 2007, 53(1): 1-56.

[50] 马晓渝. 磨削加工对SiC复合包壳涂层结构及性能的影响[D]. 长沙: 中南林业科技大学, 2025.
MA X Y. Effect of grinding process on structure and performance of SiC composite cladding coating[D]. Changsha: Central South University of Forestry & Technology, 2025.

[51] LI J, PENG R, ZHAO Y, et al. Evolution of residual stress of SiC_f/Ti17 composites at high temperature evaluated by micro-Raman spectroscopy[J]. Ceramics International, 2025, 51(5): 6195-6205.

[52] CHEN X, CHENG G, ZHANG J, et al. Residual stress variation in SiC_f/SiC composite during heat treatment and its effects on mechanical behavior[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2020, 9(5): 567-575.

[53] WU H, GUO F, YIN H, et al. Effects of wet oxidation on residual stress variation of SiC_f/SiC composites[J]. Ceramics International, 2022, 48(8): 11702-11708.

[54] 郑杰, 高志山, 金能, 等. 基于显微原理的微区应力测量技术[J]. 激光与光电子学进展, 2024, 61(17): 189-197.

ZHENG J, GAO Z S, JIN N, et al. Microregion stress measurement technique based on microscopic technique[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2024, 61(17): 189-197.

[55] 仇巍, 孙容, 仓钰, 等. 光谱力学: 基于光谱分析的实验力学新方法研究[J]. 实验力学, 2024, 39(5): 529-559.
QIU W, SUN R, CANG Y, et al. Spectral mechanics: new method research of experimental mechanics based on spectral analysis[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2024, 39(5): 529-559.

[56] 史通. 光纤SERS探针的设计、构造及性能研究[D]. 曲阜: 曲阜师范大学, 2025.
SHI T. Design, construction and performance study of optical fiber SERS probe[D]. Qufu: Qufu Normal University, 2025.

[57] 王慧君. 激光增材修复DD6镍基单晶高温合金杂晶的形成机制及表面性能研究[D]. 青岛: 青岛理工大学, 2024.
WANG H J. Formation mechanism of stray grains and surface performance study of laser additive repaired DD6 nickel-based single crystal superalloy [D]. Qingdao: Qingdao University of Technology, 2024.

[58] 陈昊峰. Inconel X-750高温合金复合固溶处理及其性能的研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2024.
CHEN H F. Study on composite solution treatment and properties of Inconel X-750 superalloy [D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2024.

[59] SURESH S, GIANNAKOPOULOS A E. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation [J]. Acta Materialia, 1998, 46(16): 5755-5767.

[60] WANG Z, FANG G, WANG B, et al. In-plane compressive properties and failure mechanisms of gradient C_f/ZrB_2-SiC composites in high-temperature environment [J]. Composites Communications, 2024, 48: 101944.

[61] GIGLER A M, HUBER A J, BAUER M, et al. Nanoscale residual stress-field mapping around nanoindents in SiC by IR s-SNOM and confocal Raman microscopy [J]. Optics Express, 2009, 17(25): 22351.

[62] PROKIP V E, UTKIN A V, BATRAEV I S, et al. The design of zirconium and hafnium germanate interphase in SiC_f/SiC composites[J]. Ceramics International, 2017, 43(5): 4166-4174.

[63] 敬谦, 柴鹏, 耿宝龙, 等. 单晶SiC微纳力学性能测试与材料去除机制的研究进展[J]. 机械工程材料, 2025, 49(7): 8-15.
JING Q, CHAI P, GENG B L, et al. Research progress on micro and nano mechanical properties testing and material removal mechanism of monocrystalline SiC[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2025, 49(7): 8-15.

[64] 解鸿偲. 高熵合金/石墨烯复合材料力学行为的分子动力学研究[D]. 长春: 吉林大学, 2024.
XIE H C. Molecular dynamics study on the mechanical behavior of high-entropy alloy/graphene composites[D]. Changchun: Jilin University, 2024.

[65] WANG Z, ZHANG J, HASSAN H U, et al. Coupled effect of crystallographic orientation and indenter geometry on nanoindentation of single crystalline copper[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2018, 148: 531-539.

[66] 高志远, 李耀贵, 李家学, 等. 基于单晶铜的纳米压痕的机理分析[J]. 机电工程技术, 2023, 52(5): 100-103.
GAO Z Y, LI Y G, LI J X, et al. Mechanism analysis of nanoindentation based on single crystal copper[J]. Mechanical & Electrical Engineering Technology, 2023, 52(5): 100-103.

[67] 王卓睿. 颗粒增强钛基复合材料电弧增材制造的多相流数值模拟[D]. 衡阳: 南华大学, 2023.
WANG Z R. Multiphase flow numerical simulation of arc additive manufacturing for particle-reinforced titanium matrix composites [D]. Hengyang: University of South China, 2023.

[68] LIU Q, MA S, YUAN Z, et al. Modeling of the process-induced stress, damage, microstructure, and deformation evolution during the pyrolysis process manufacturing CMCs [J]. Journal of Advanced Ceramics, 2023, 12(12): 2345-2359.

[69] ZHANG Y, SHEN X, MA Q, et al. Damage mechanisms of SiC fibers and BN interphase in SiC_f/SiC composites during NITE process[J]. Composites Part B, 2025, 288: 11923.

[70] ALMANSOUR A S, MORSCHER G N. Tensile creep behavior of SiC_f/SiC ceramic matrix minicomposites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(15): 5132-5146.

[71] WEN Z, ZHANG X, YUE X, et al. FEM analysis of the stress response and failure mechanism of SiC-coated C_f/SiC composites during thermal shock[J]. Ceramics International, 2021, 47(15): 21996-22005.

[72] LI Y, GUAN T, MA Y, et al. Mechanical behavior and failure mechanism of 2D-SiC_f/SiC composite under dynamic tensile loading through experimental and numerical investigation[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2025, 45(5): 117124.

[73] 张鑫. 类金刚石薄膜纳米压痕的实验与分子动力学模拟研究[D]. 包头: 内蒙古科技大学, 2025.
ZHANG X. Experimental and molecular dynamics simulation study on nanoindentation of diamond-like carbon films [D]. Baotou: Inner Mongolia University of Science & Technology, 2025.

[74] 熊浩然, 田园, 郭俊宏. $Al_{56}Pd_{17}Mn_3$准晶拉伸性能的分子动力学模拟[J]. 中国有色金属学报, 2025, 35(11): 3877-3887.
XIONG H R, TIAN Y, GUO J H. Molecular dynamics simulation of tensile properties of $Al_{56}Pd_{17}Mn_3$ quasicrystals [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025, 35(11): 3877-3887.

[75] XU J, DU S, ZHANG Y. The molecular dynamic studies of thermal conductivity of SiC ceramic derived from β/α phase transformation[J]. Scientific Reports, 2025, 15: 6432.

[76] HAN H, HU Q, YANG X. Additive manufacturing of fiber-reinforced silicon carbide ceramic matrix composites: process optimization and performance control [J]. Ceramics International, 2025, 51(25): 45205-45224.

[77] NIU X, BIAN J, CHEN X, et al. Molecular dynamics simulation on PyC interfacial failure mechanism and shear strength of SiC/SiC composites [J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2021, 29(8): 085008.

[78] WANG Y, MA Y, CHEN Y, et al. Exploring the toughening

mechanisms of PyC interphase in SiC_f/SiC composites through molecular dynamics and mesoscale stochastic simulations[J]. Engineering Fracture Mechanics,2024,310:110445.

[79] 张波,石多奇,夏子易,等.人工智能在氧化物/氧化物陶瓷基复合材料性能预测与优化研究中的应用[J/OL].复合材料学报,2025:1-46.(2025-08-21). https://link.cnki.net/doi/10.13801/j.cnki.fhclxb.20250821.004.
ZHANG B,SHI D Q,XIA Z Y,et al. Application of artificial intelligence in the performance prediction and optimization of oxide/oxide ceramic matrix composites[J/OL].Acta Materiae Compositae Sinica,2025:1-46.(2025-08-21). https://link.cnki.net/doi/10.13801/j.cnki.fhclxb.20250821.004.

[80] 杨晨曦,曹伟,黄宝庆,等.高温介质下SiC_f/SiC复合材料微观结构演变与力学行为研究[J].中国材料进展,2025,44(2):146-153.
YANG C X,CAO W,HUANG B Q,et al. Microstructure evolution and mechanical behavior study of SiC_f/SiC composite materials under high temperature media[J]. Materials China,2025,44(2):146-153.

[81] JARZĄBEK D M. The impact of weak interfacial bonding strength on mechanical properties of metal matrix-ceramic reinforced composites[J]. Composite Structures,2018,201:352-362.

[82] 管峰阳,张立,荆开开,等.国产三代2.5D SiC_f/SiC复合材料的界面力学性能[J].无机材料学报,2024,39(3):259-267.
GUAN H Y,ZHANG L,JING K K,et al. Interfacial mechanical properties of the domestic 3rd generation 2.5D SiC_f/SiC composite[J]. Journal of Inorganic Materials,2024,39(3):259-267.

[83] GAO Z,YE F,CHENG L,et al. A novel strategy to prepare BN interface and its effects on microstructure and properties of SiC_w/BN/SiC composites[J]. Journal of Alloys and Compounds,2021,858:158218.

[84] AHMAD Z,CHEN J,CHEN H,et al. Tailoring structural and mechanical properties of C_f/SiC ceramic matrix composites with BN/SiAlC interphases[J]. Ceramics International,2025,51(5):5799-5807.

[85] ZHANG X F,ZHOU K S,LIU M,et al. Oxidation and thermal shock resistant properties of Al-modified environmental barrier coating on SiC_f/SiC composites [J]. Ceramics International,2017,43(16):13075-13082.

[86] 艾莹珺,赵春玲,郎旭东,等.熔融渗硅工艺制备的SiC_f/SiC复合材料在水氧腐蚀环境中的氧化行为[J].材料工程,2025,53(5):152-158.
AI Y J,ZHAO C L,LANG X D,et al. Oxidation behavior of SiC_f/SiC composites prepared by melt infiltration process in water vapor corrosion environment[J]. Journal of Materials Engineering,2025,53(5):152-158.

[87] LI L,REYNAUD P,FANTOZZI G. Time-dependent creep fatigue damage evolution in C/SiC composite: theory and analytical prediction [J]. Ceramics International, 2022, 48 (14) : 20731-20742.

[88] GALIZIA P, SCITI D. Disclosing residual thermal stresses in UHT fibre-reinforced ceramic composites and their effect on mechanical behaviour and damage evolution[J]. Composites Part B, 2023,248:110369.

[89] LIU X, SHEN X, GONG L, et al. Multi-scale thermodynamic analysis method for 2D SiC/SiC composite turbine guide vanes [J]. Chinese Journal of Aeronautics,2018,31(1):117-125.

[90] LI M,ZHANG C,WANG K,et al. Strengthening of 2D-C/SiC composite through creep with low stress and high temperature[J]. Advances in Applied Ceramics,2020,119(1):49-56.

[91] WANG F,TENG X,HU X,et al. Damage and failure analysis of a SiC_f/SiC ceramic matrix composite using digital image correlation and acoustic emission[J]. Ceramics International, 2022, 48(4):4699-4709.

[92] CHEN M,PAN L,XIA X,et al. Boron nitride (BN) and BN based multiple-layer interphase for SiC_f/SiC composites:a review [J]. Ceramics International,2022,48(23):34107-34127.

[93] 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.

[94] HU Q, ZHOU X, TU Y, et al. High-temperature mechanical properties and oxidation resistance of SiC_f/SiC ceramic matrix composites with multi-layer environmental barrier coatings for turbine applications [J]. Ceramics International, 2021, 47 (21) : 30012-30019.

[95] DAI J, HE L, MU R, et al. Oxidation behavior and damage mechanism of SiC_f/SiC minicomposites with multilayered (BN/SiC)$_n$ interfacial coatings at 1200 ℃[J]. Composite Interfaces, 2023,30(1):1-19.

[96] UTKIN A V,MATVIENKO A A,TITOV A T,et al. Multiple zirconia interphase for SiC/SiC_f composites[J]. Surface and Coatings Technology,2011,205(8/9):2724-2729.

[97] PENG Y,SONG M,LI C,et al. Strength and ductility synergy of SiC reinforced aluminum matrix composites through interface replacement strategy[J]. International Journal of Plasticity, 2025, 193:104450.

[98] MA Y,MENG X,CUI Y,et al. Effect of heat treatment on interface failure behavior in SiC_f/PyC/SiC composites reinforced with Cansas-3 fibers[J]. Ceramics International,2024,50(16):28102-28112.

[99] LIU H,BIAN C,YUAN W,et al. Mo-doped hollow Si_3N_4/SiC ceramic fiber composites for high temperature heat insulation and oxidation resistance[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology,2025,22(4):e15089.

[100] LÜ K,DONG S,HUANG Y,et al. Influence of post heat treatment on the high-temperature performances of multi-layered thermal/environmental barrier coatings on SiC-based composites [J]. Ceramics International,2023,49(17):28130-28141.

[101] ROOZEN N B, TAZELAAR K, KOUSSIOS S, et al. A new method to measure critical strain in composite materials-combining the Euler-Fresnel spiral with acoustic emission to assess crack positions[J]. Composites Science and Technology, 2014,100:228-236.

[102] WANG M, CHEN X, XIE G, et al. Dynamic compressive re-

sponse and fracture mechanisms of ZrB_2-SiC ceramic based on discrete element method[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology,2023,20(3):1818-1827.

[103] 刘战强,赵永耀,王兵,等. 难加工金属材料切削表面完整性预测与调控[J/OL]. 中国机械工程,2025:1-22.(2025-09-23). https://kns.cnki.net/KCMS/detail/detail.aspx filename=ZGJX20250922004&dbname=CJFD&dbcode=CJFQ.
LIU Z Q,ZHAO Y Y,WANG B,et al. Prediction and conditioning of surface integrity for cutting difficult-to-machine metallic materials[J/OL].China Mechanical Engineering,2025:1-22.(2025-09-23). https://kns.cnki.net/KCMS/detail/detail.aspx filename=ZGJX20250922004&dbname=CJFD&dbcode=CJFQ.

[104] 杨馨怡,聂小华,张国凡. 机器学习方法在复合材料领域的应用进展[J]. 工程与试验,2025,65(3):17-23.
YANG X Y,NIE X H,ZHANG G F. Progress in the application of machine learning methods in the field of composite materials[J]. Engineering & Test,2025,65(3):17-23.

[105] EBRAHIMI A,SHADMEHRI F,VAN HOA S. AI-driven residual strength diagnostics of composites using their electrical behavior under low-stress cyclic loading[J]. Composites Science and Technology,2025,265:111133.

收稿日期:2025-09-08;**录用日期**:2025-11-07

通讯作者:张宏业(1989—),男,副教授,博士,研究方向为微纳米测试技术及应用、光测实验力学、无损检测等,联系地址:北京市海淀区清华东路5号北京林业大学8号信箱(100083),E-mail:zhanghy@bjfu.edu.cn

(本文责编:王　晶)