

高温可磨耗/环境障复合涂层设计制备与性能评价研究进展

于 爽^{1,2,3}, 吕 凯^{1,2}, 韩 蛟⁴, 王亚明³, 王树棋³, 叶志云³, 邹永纯³, 陈国梁³

(1. 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 呼和浩特 010051; 2. 先进轻金属材料开发与加工防护教育部工程研究中心, 呼和浩特 010051; 3. 哈尔滨工业大学特种陶瓷研究所, 哈尔滨 150080; 4. 内蒙古航天红岗机械有限公司, 呼和浩特 010076)

摘 要: SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料凭借其优异的高温性能成为航空发动机燃烧室的核心结构材料, 且其作为静部件时的密封性能直接影响发动机的长期稳定运行与服役寿命。然而, SiC_f/SiC 复合材料在燃气环境中易受水氧侵蚀, 这为开发兼具气路密封与耐腐蚀特性的可磨耗/环境障复合涂层设计带来了关键技术挑战。本文系统阐述了可磨耗/环境障复合涂层在典型材料体系、结构调控策略及多工况性能评价机制方面的最新研究进展, 并展望了该领域的未来发展趋势。最后, 总结了当前可磨耗/环境障复合涂层在高温稳定性及服役可靠性等方面面临的主要挑战, 为相关研究提供理论参考与技术方向。

关键词: 可磨耗/环境障复合涂层; 成分设计; 结构调控; 性能评估

中图分类号: TG174.45 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)04-1229-16

网络出版时间: 2026-03-13



随着新一代航空飞行器超音速巡航、非常规机动性、低环境污染、低油耗、低全寿命成本等需求的日益提高, 航空发动机推重比和平均级压比持续攀升, 推重比 12~15 航空发动机涡轮部件的服役温度已超 1300 °C, 传统高温合金在此极端工况下逐渐显露出性能短板。连续纤维增韧碳化硅陶瓷基复合材料(SiC_f/SiC CMC)密度仅为高温合金的 1/4~1/3, 兼具高比强、高耐温、低密度及强大的可设计性^[1], 已在 ADVENT、LEAP、GE9X 等国内外多种发动机中成功应用。采用 SiC_f/SiC 复合材料制备燃烧室、涡轮环及喷管等静部件, 可使发动机工作温度提升 300~500 °C、结构减重 50%~70%、推力提高 30%~100%, 同时减少 6%的 NO_x 和 CO 排放^[2] (如图 1)。然而, SiC_f/SiC 复合材料在燃气环境中极易受水蒸气和氧气侵蚀, 转化为挥发性 Si(OH)₄^[3], 导致热端部件机械性能大幅衰减^[4], 严重制约 SiC_f/SiC

复合材料的长寿命服役。此外, 在航空发动机运行时, 转子与静子在离心力、气动力以及材料热膨胀系数差异等因素共同作用下会发生形变, 导致二者之间实际间隙变化。为避免部件相互摩擦造成机械损伤, 转子与静子之间必须预留适当间隙(2~3 mm), 但过大间隙会降低发动机效率, 破坏加速阶段气动特性^[5]。因此, 为保障 SiC_f/SiC 热端部件的可靠应用, 必须在其表面涂覆兼具环境防护、气路密封等多重功能的可磨耗/环境障复合涂层。基于 SiC_f/SiC 复合材料与传统高温合金在物理化学性能上的显著差异, 针对其表面可磨耗/环境障复合涂层的设计、制备与性能评价已成为当前研究热点。本文系统综述了可磨耗/环境障复合涂层在材料体系、结构设计、关键性能评价等方面的研究进展与关键成果, 并结合 SiC_f/SiC 复合材料的应用背景, 展望了其未来的发展趋势与潜在应用前景。

收稿日期: 2025-09-22。 修订日期: 2025-11-12。

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(NSFC 52572071); 内蒙古工业大学科研启动金项目(DC2500000666); 内蒙古自治区高等学校青年科技英才项目(NJYT22078); 内蒙古高校基本科研业务费项目(JY20220059); 内蒙古自治区草原英才工程创新人才一层次; 内蒙古高等学校材料科学与工程一流学科科研项目(YLXKZX-NGD-002)。

第一作者: 于 爽(1994—), 女, 讲师。

通信作者: 吕 凯(1983—), 男, 教授;

王亚明(1978—), 男, 教授。

Received date: 2025-09-22. Revised date: 2025-11-12.

First author: YU Shuang (1994-), female, Lecturer.

E-mail: yushuang@imut.edu.cn

Correspondent author: LYU Kai (1983-), male, Ph.D., Professor.

WANG Yaming(1978-), male, Ph.D., Professor.

E-mail: nmgk83@imut.edu.cn; wangyaming@hit.edu.cn

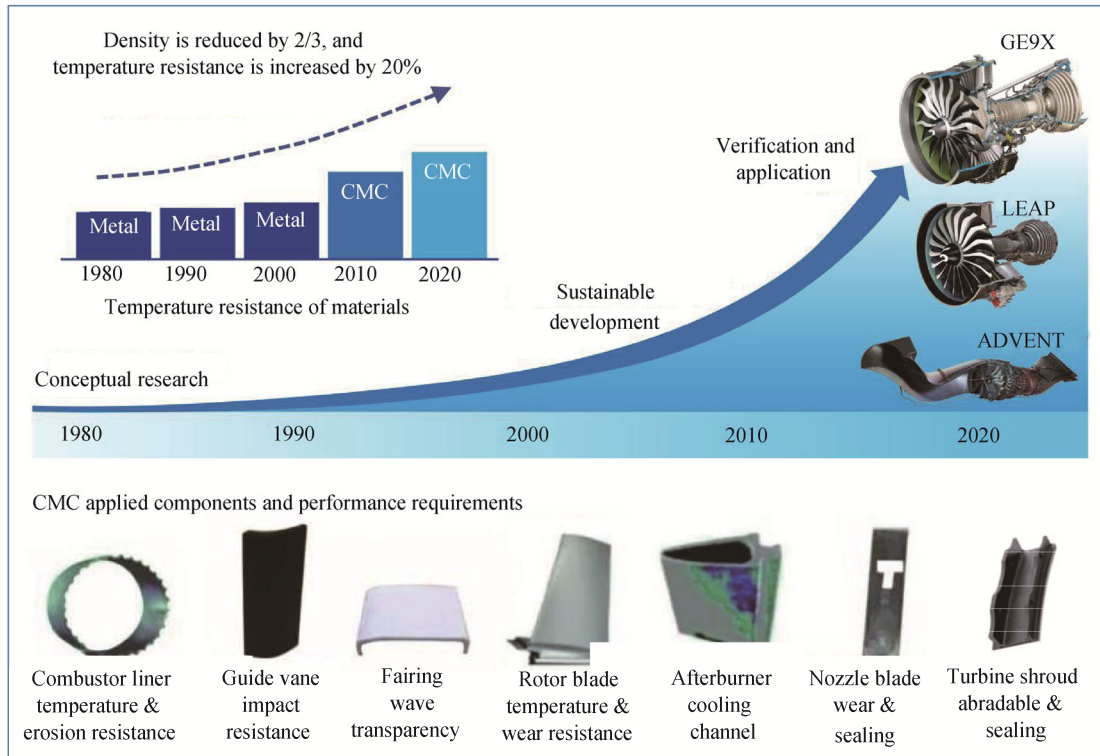


图 1 SiC_f/SiC 复合材料发展历程及航空热结构部件应用示意图

Fig. 1 Development history and their application in thermal structural components of SiC_f/SiC composite materials

1 可磨耗/环境障复合涂层的设计要求

封严涂层通常成对出现，涂覆于转子组件或与静子配合界面的硬质涂层为磨料涂层。Ni/c-BN 是常见的磨料涂层体系，该涂层以 Ni 为基相、c-BN 为陶瓷增强颗粒，保障涂层自身耐磨性的同时，有效抑制摩擦过程中转移材料在涂层表面的附着、堆积，降低配对部件的磨损风险^[2]。涂覆于静子环带表面的软质涂层为可磨耗涂层。在发动机运转过程中，叶尖对可磨耗涂层产生可控刮削，通过实时调整叶尖与静子间的径向间隙，实现对气流的高效密封^[6]。图 2 对比了有无可磨耗封严涂层的间隙演变规律，初始状态下，叶片与可磨耗静子内衬、非磨耗静子内衬的径向间隙一致；经过相同摩擦周期后，非磨耗性静子内衬的径向间隙显著大于初始值，而可磨耗静子内衬的间隙变化幅度较小，证实了可磨耗封严涂层对发动机气路密封性能的提升作用^[7]。目前，美国航空航天局、英国 Rolls-Royce 公司和德国 MTU 公司等机构已针对可磨耗封严涂层展开系统性研究，并在材料筛选、制备工艺优化等方面形成了成熟的技术体系^[8]。近年来，随着中国高性能航空发动机研制进程的不断推进，针对 1300 °C 以上极端高温环境的可磨耗/环境障封严涂层需求日益

迫切。

可磨耗封严涂层作为航空发动机气路密封的核心功能材料，在高温、高速、多介质侵蚀的复杂工况下应满足多性能协同需求，因此，该涂层普遍采用基相、润滑相及一定量的微小孔洞复合的设计思路与制备工艺。其中，基相作为涂层的支撑体，主要承担抗氧化、抗冲蚀及力学承载功能，通常采用金属相(如镍、铝、铜及其合金等^[9])或陶瓷相[如氧化钇稳定氧化锆(YSZ)、稀土硅酸盐、钡锶铝硅酸盐等^[10]]作为基相材料。润滑相的核心作用是降低涂层与对磨副间的摩擦系数，赋予涂层易剪切、减摩、抗黏着等性能，常用的润滑材料包括层状结构的石墨、六方氮化硼(h-BN)以及多孔结构的硅藻土等^[11]，这类材料在摩擦过程中可形成连续润滑膜以减少界面摩擦损耗。涂层中的微小孔洞可通过特殊制备工艺或添加造孔相(如聚酯等高分子聚合物)实现，其作用在于转移刮削能量、降低涂层硬度、缓解应力，进而提升涂层的抗热震性与可磨耗性^[12]。为满足压气机机匣、涡轮机匣等关键构件的气路密封与抗冲蚀需求，理想的可磨耗封严涂层需实现润滑相与孔隙在基相内的离散均匀分布，并通过精准比例设计与微观组织调控，在可磨耗性、抗热震性、抗冲蚀性等多性能之间建立平衡，以适配不同部位的服役需求。

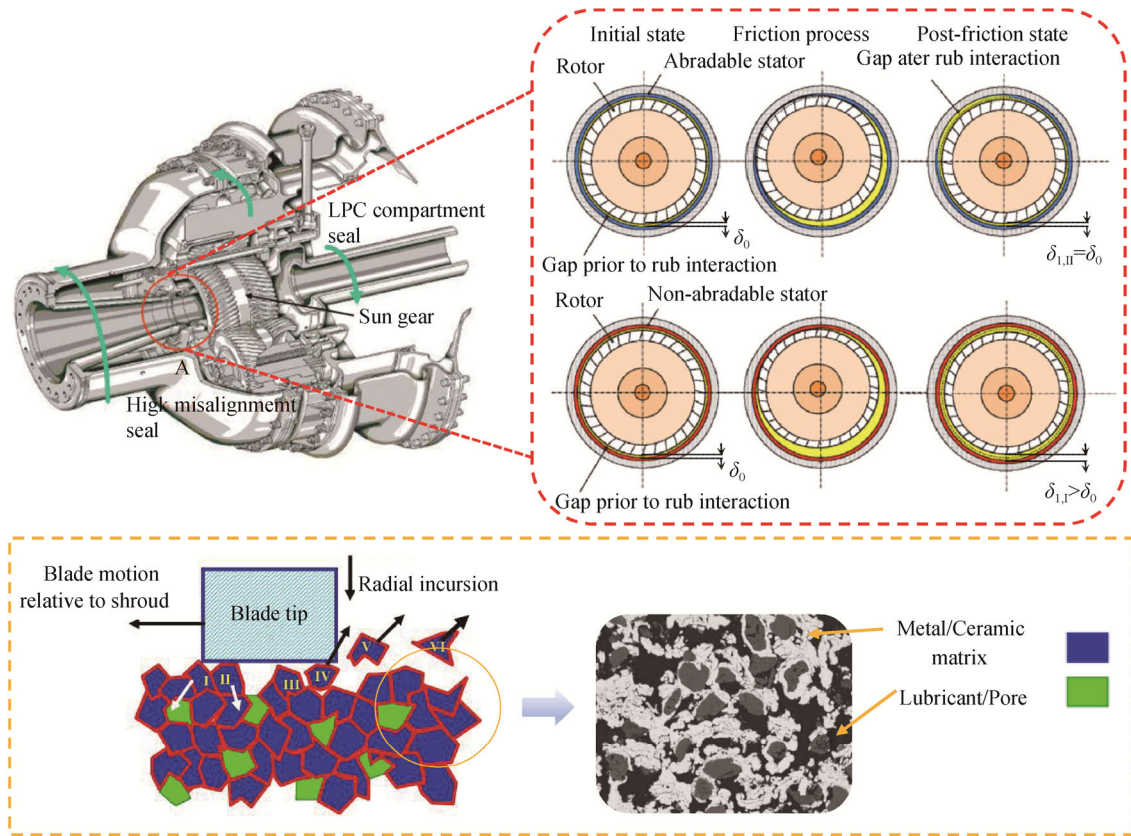


图 2 摩擦相互作用时转子间隙的演变及可磨耗材料在摩擦过程中的去除机理^[7]

Fig. 2 The evolution of rotor clearance and the removal mechanism of abrasion materials during the friction process^[7]

2 可磨耗/环境障复合涂层研究现状及涂层设计策略

2.1 可磨耗/环境障复合涂层研究现状

美国国家航空航天局于 1999 年启动“超高效发动机技术(UDET)”计划，该计划明确将陶瓷基复合材料的工程化应用作为核心方向之一，推动了 SiC_f/SiC 复合材料在涡轮静子叶片、轻质结构件及静态发动机部件等领域的研发进程^[13]。目前，SiC_f/SiC 复合材料已成功应用于推重比 9~10 量级的多型军民用发动机的中等载荷热端静子部件，这类部件长期处于高温、腐蚀及力学载荷耦合的严苛环境中，需依赖可磨耗/环境障复合涂层实现环境防护与气动密封功能拓展。可磨耗/环境障复合涂层普遍采用多层结构(即黏结层、环境障碍层和封严层，见图 3)。其中，1) 内层黏结层需具备优异抗氧化性以减缓热生长氧化物形成和生长引发的涂层开裂，还应与基体保持良好的结合强度，确保涂层在热循环与力学载荷下不发生界面分离；2) 中间环境障碍层需具备耐水蒸气腐蚀特性以保护基体不受腐蚀介质侵蚀，其所处的中间层位置还应起到调和多层涂层

热膨胀匹配的作用；3) 外封严层需具备可磨耗性，高温下不发生分解或性能显著恶化，使温度急剧变化时涂层不至于开裂或剥落，并且在高速刮擦时优先磨损，保护叶片的同时维持发动机气路密封。

国内外已围绕可磨耗/环境障复合涂层开展了系列研发工作。美国联合技术研究中心率先开发了莫来石/莫来石+BSAS/BSAS(Ba_{1-x}Sr_xAl₂Si₂O₈, 0≤x≤1)多层结构封严涂层^[14]，该体系通过多孔结构设计降低涂层热导率，同时利用 BSAS 抗水蒸气腐蚀特性，兼顾气路封严与环境防护能力。Rolls-Royce 公司提出 Si/Yb₂Si₂O₇ 多孔涂层方案，该涂层在 1100 °C~室温(1 h/次)环境下展现出优异的热震稳定性(≥50 次)^[9]。Lynam 等^[15]在 Si/Yb₂Si₂O₇ 涂层制备过程中添加聚酯，通过调控孔隙率改善涂层的可磨耗特性。目前，国外研究多聚焦高温封严涂层的抗热冲击性能优化，对其在实际服役条件下的可磨耗性研究相对较少，涂层可磨耗性评价的基础数据与统一评判标准仍处空白，涂层磨损过程中的微观作用机制也尚未明确。中国科研机构针对该领域的研究起步虽晚，但已形成多团队协同攻关格局。Guo 等^[16]设计了 Si/80%莫来石

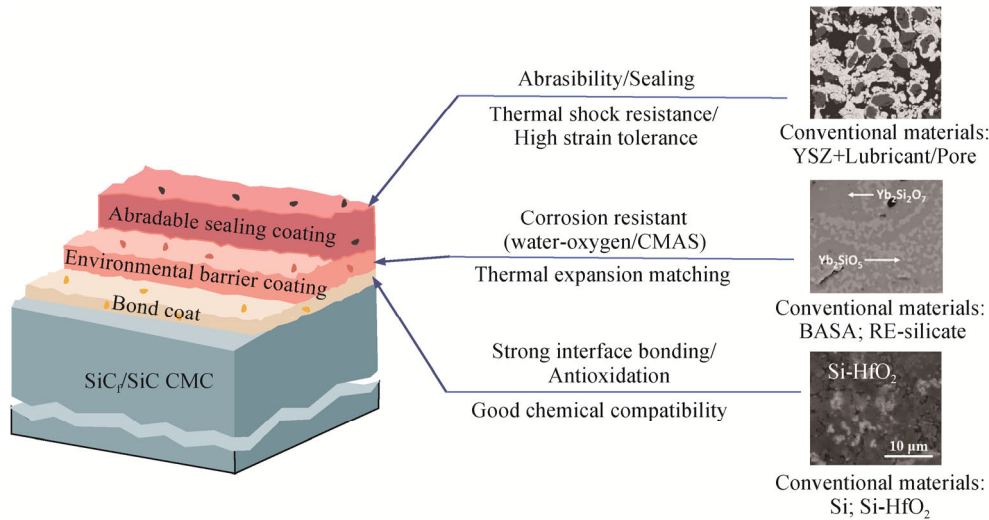


图 3 可磨耗/环境障封严涂层结构示意图
Fig. 3 Structural diagram of abrasion-resistant/environmental barrier sealing coating

表 1 国内外可磨耗/环境障复合涂层的相关性能参数

Table 1 Domestic and international performance parameters of abrasion-resistant/environmental barrier coatings

Coating systems	Thickness of thermally grown oxide after water-oxygen corrosion, (100 h)/μm	Impact resistance	Abradability
			Porosity, Hardness, Bonding strength, Coefficient of friction (COF), Wear rate (<i>W</i>), Incursion depth ratio (IDR)
Mullite/Mullite+BSAS ^[14]	~ 2 μm [1300 °C, 90%H ₂ O–10%O ₂ (g)]	89 364 (Retain at 1500 °C for 15 min, cool for 5 min)	
Si/Yb ₂ Si ₂ O ₇ ^[9]	18.4 [1315 °C, 90%H ₂ O–10%O ₂ (g)]	50 (Retain at 1100 °C for 60 min)	
Si/Yb ₂ Si ₂ O ₇ -polyester ^[15]			Porosity: 18.9±2.1; Hardness: (553.9±50.0)HV0.1
Si/80%Mullite+20%BSAS/BSAS/ porous BSAS ^[16]			Porosity: 30% Hardness: (57.7±2.0)HR45Y IDR (1100 °C): 22.4%
Si/Yb ₂ Si ₂ O ₇ /LaMgAl ₁₁ O ₁₉ /YSZ ^[17]			Hardness: 80 HR15Y Bonding strength: (5.47 ± 0.85) MPa COF (RT): 0.7 <i>W</i> : 5 × 10 ⁻³ mm ³ /(N·m)
LaMgAl ₁₁ O ₁₉ –20% (in mass fraction) Ti ₃ AlC ₂ ^[18]	2.72 [1300 °C, 90%H ₂ O–10%O ₂ (g)]		Porosity: (32.17 ± 0.94)% Hardness: (74.88 ± 1.55) HR15Y
Si/Yb ₂ Si ₂ O ₇ -BN ^[21]			Porosity: 2.62% ± 0.46% Hardness: (67.98 ± 1.50) HR45Y; COF (RT): 0.151 ± 0.020 IDR (RT): 6.15%
Si/porous Yb ₂ Si ₂ O ₇ ^[15]		Mass loss rate: 1.66%	Porosity: 23.3–35.5% Hardness: (77.9–82.5) HR15Y Bonding strength: 7.8–9.0 MPa
Si/Yb ₂ Si ₂ O ₇ -20%CaF ₂ -polyester ^[22]			Porosity: 39.2%; Hardness: 65.2 HR45Y COF (RT): 0.25; COF (900 °C): 0.05 <i>W</i> : (19.60 ± 0.86) × 10 ⁻² mm ³ /(N·m) IDR (RT): 5.10%
Si-5% Yb ₂ O ₃ /Yb ₂ Si ₂ O ₇ /Sc ₂ O ₃ -Y ₂ O ₃ -ZrO ₂ - CaF ₂ -polyester ^[19]		2000 Retain at (1250 ± 50)°C for 2 s	Bonding strength: (7.62 ± 0.50) MPa
Si-HfO ₂ /Yb ₂ Si ₂ O ₇ -Yb ₂ Si ₂ O ₇ /YSH (ESP)-BN@HfO ₂ -polyester ^[20]	12.3 ± 2.1 [1300 °C, 90%H ₂ O–10%O ₂ (g)]	80 (no spalling) Retain at 1300 °C for 15 min, cool for 5 min)	Porosity: 27.5%; COF (RT): 0.4; COF (1200 °C): 0.2 <i>W</i> : (9.9±0.3) × 10 ⁻⁶ mm ³ /(N·m) IDR (RT): -18%; 1200 °C IDR: -67%

+20%BSAS/BSAS/多孔 BSAS 复合涂层，通过高速刮擦模拟实验装置评价了该涂层的可磨耗性。可磨耗/环境障复合涂层的多层特性是关乎其服役耐久性的

的关键因素。武汉理工大学 Huang 等^[17]针对涂层热膨胀匹配问题，提出 Si/Yb₂Si₂O₇/LaMgAl₁₁O₁₉/YSZ 多孔封严层，为改善 YSZ(8Y)与 SiC_f/SiC 复合材料的热

膨胀系数差异, 引入具有低膨胀特性的 $\text{LaMgAl}_{11}\text{O}_{19}$ 作为过渡层, 有效缓解了 YSZ 与 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 的热膨胀失配。研究表明, 该涂层在 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 等温暴露 100 h 后质量仅增加 1.34%, 显示出优异的高温稳定性, 但该体系室温摩擦系数高达 0.7, 与 Si_3N_4 对磨的磨损量达 $5\times 10^{-3}\text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。基于上述研究, Huang 等^[18]进一步开发出 $\text{LaMgAl}_{11}\text{O}_{19}\text{-Ti}_3\text{AlC}_2$ 自修复封严层, Ti_3AlC_2 使涂层内部裂纹呈现明显闭合趋势, 有效提升了涂层的抗热冲击性能, 同时该涂层在 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 具备优异的抗水氧腐蚀性能, 为可磨耗/环境障复合涂层的功能升级提供了新方向。为突破涂层服役温度瓶颈, Jing 等^[19]在 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 环境障层上制备 $(\text{Sc}_2\text{O}_3, \text{Y}_2\text{O}_3)/\text{ZrO}_2\text{-CaF}_2\text{-聚苯酯}$ 复合封严层, 该涂层经 $(1250 \pm 50)\text{ }^\circ\text{C}$ 氧丙烷冲击未发生剥落或开裂, 展现出良好的抗冲击性能。王亚明等^[20]制备出 $\text{Si-HfO}_2/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Yb}_2\text{SiO}_5/(\text{Y}_2\text{O}_3)\text{HfO}_2\text{-BN@HfO}_2$ 多孔可磨耗/环境障复合涂层, 所设计的梯度复合环境障层将高耐蚀的 Yb_2SiO_5 与低膨胀的 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 有机结合, 既有效调节了黏结层和封严顶层的热膨胀失配, 又强化了涂层整体的环境防护能力。其中, $(\text{Y}_2\text{O}_3)\text{HfO}_2\text{-BN@HfO}_2$ 多孔封严层在 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 仍保持优异的抗热震及可磨耗性能, 为其在极端高温下的工程应用提供了技术支撑。尽管中国研究已重点关注 SiC_f/SiC 复合材料用可磨耗/环境障复合涂层的可磨耗性能优化, 但现有研究多针对单一性能开展测试与评价, 缺乏对涂层耐腐蚀/可磨耗/抗热震/抗冲蚀等多重功能的耦合测试, 难以真实反映涂层在复杂工况下的综合服役行为。

2.2 可磨耗/环境障复合涂层设计策略

在封严材料典型的“陶瓷基相+润滑剂+孔隙”的复合结构中, 润滑剂的分布形态与孔隙的尺寸/连通性在陶瓷基相中的协同作用, 决定了封严涂层的可磨耗性、抗热震性及耐冲蚀性等关键服役性能。因此, 结合热端部件的实际服役需求, 深入探究结构调控机制以优化润滑剂与孔隙的匹配关系, 逐渐成为突破封严涂层性能瓶颈的有效路径。

1) 润滑剂结构调控与性能优化。

封严涂层的陶瓷基相作为刚性支撑框架, 为涂层提供力学承载能力, 但陶瓷材料固有的低韧性缺陷, 易导致其在与对磨件滑动接触时产生微裂纹, 进而引发涂层失效。为此, 需引入软相润滑剂改善涂层摩擦学性能。依据材料结构与润滑机理, 高温润滑剂可分为层状润滑剂、金属氧化物及金属氟化物 3 类。层状润滑剂的晶体层间通过范德华力结合,

在滑动工况下平行排列的晶体层易发生层间解离, 在摩擦副表面形成低剪切强度的润滑膜, 从而实现减摩效果^[23]。 $h\text{-BN}$ 因高温环境下优异的化学惰性, 成为 SiC 、 Al_2O_3 、 B_4C 等陶瓷基复合材料的理想润滑组元。Qin 等^[21]开发的 $\text{Si}/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-BN}$ 可磨耗涂层中, $h\text{-BN}$ 的引入有效提高了涂层的可磨耗性。在多组分金属氧化物体系中, 基于离子电位差异设计的银基化合物表现出独特的自修复润滑特性^[24]。例如, Ag_2MoO_4 可释放银离子并形成连续润滑膜, 进一步拓宽了银基氧化物的适用范围。此外, Li 等^[25]发现以 SrSO_4 作为润滑剂, ZrO_2 涂层在室温至 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 范围内的摩擦系数稳定在 0.2 以下, 比磨损量维持在 $10^{-6}\text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, 展现出优异的宽温域润滑性能。然而, 氧化物润滑剂界面黏附性差, 易导致组分团聚或界面结合薄弱, 成为制约其应用的关键技术瓶颈。碱金属氟化物熔点高, $500\text{ }^\circ\text{C}$ 时发生脆性至延性相变, 进而产生润滑作用^[26]。其中, BaF_2 和 CaF_2 在低温、惰性和还原性气氛中均保持优异的润滑性能, 被应用于 XB-70 超音速轰炸机(3 马赫工况)。稀土氟化物也表现出良好的润滑潜力, Lu 等^[27]发现 CeF_3 的(002)面择优取向与结晶度是影响其润滑效果的核心因素, Ag 与 CeF_3 在 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 时的协同作用使其在宽温域润滑领域展现出广阔的应用前景。氟化物润滑剂也存在显著局限性, 以 CaF_2 为例, 其热膨胀系数高达 $18.85\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$, 与 SiC_f/SiC 复合材料的热膨胀匹配较差。在 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-CaF}_2$ 体系中, CaF_2 的添加会导致涂层各界面的径向应力集中区由黏结层向面层转移, 显著增大涂层的失效风险^[28]。因此, 开发与 SiC_f/SiC 复合材料热膨胀匹配、耐高温且化学相容性良好的新型润滑剂, 仍是当前研究的重要方向。

随着陶瓷基复合材料、金属间化合物等新型基相材料的广泛应用, 传统高温润滑剂与基相晶体结构差异较大, 难以满足界面匹配需求。包覆技术能够针对材料特性设计专属涂层结构。将制备工艺与包覆技术结合, 能够有效避免涂层制备过程中润滑剂烧损(降低润滑剂含量)或氧化(引入杂质), 进一步拓展了高性能封严涂层的制备边界。Yu 等^[29]采用表面黏结技术制备 $h\text{-BN}$ 为核心, ZrO_2 为外壳的 BN@ZrO_2 粉体(如图 4), 并将其用于制备 $\text{YSZ}/\text{BN@ZrO}_2$ 封严层。核壳结构不仅避免了 $h\text{-BN}$ 在喷涂过程中的烧损, 强化了 $h\text{-BN}$ 的润滑作用, 还改善了 $h\text{-BN}$ 与 YSZ 陶瓷基相的相容性, 降低了涂层的开裂风险, 使其在 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 仍保持优异的可磨耗性。Zeng 等^[30]通过溶胶法结合喷雾造粒

工艺制备了 $\text{CaF}_2@\text{ZrO}_2$ 粉末，利用该粉末制备的 $\text{YSZ-10CaF}_2@\text{ZrO}_2$ 封严层同样表现出良好的可磨耗性。包覆技术可通过引入过渡层改善材料间化学相容性。张眸睿等^[31]以镍硅中间体、超细铝粉为骨架，制备了镍硅包氮化硼、镍包石墨的规则类球状颗粒，并制备了镍硅-铝-氮化硼复合封严涂层，形成基体/过渡层/合金涂层的多层结构。镍硅-铝过渡层有效增强了涂层与基体间的界面结合力，提升了涂层的服役耐久性。包覆技术还可以在纳米尺度上精确控制涂层结构，通过构建多孔结构、梯度结构等特殊微观形态，实现涂层硬度、孔隙率与导热性的协同优化。

肖鹏等^[32]采用化学气相沉积技术制备 $\text{SiC}@\text{BN}$ 复合涂层， SiC 在 BN 表面形成紧密包覆结构，该结构优化了涂层微观孔隙分布，降低了涂层的导热性，使其在高温燃气冲刷下既能实现有效密封，又能抵抗机械磨损。Tang 等^[33]通过精确控制原子层沉积过程中不同元素的沉积顺序和厚度，在涂层内部构成分数和结构渐变的梯度结构。其中，内层 Al_2O_3 与基体紧密结合，可强化界面稳定性；外层通过结构优化，在降低涂层导热性、提升抗热震性的同时，使封严层维持了适宜硬度，避免叶片刮擦时静部件的过度磨损，为燃气轮机的高效稳定运行提供了可靠保障。

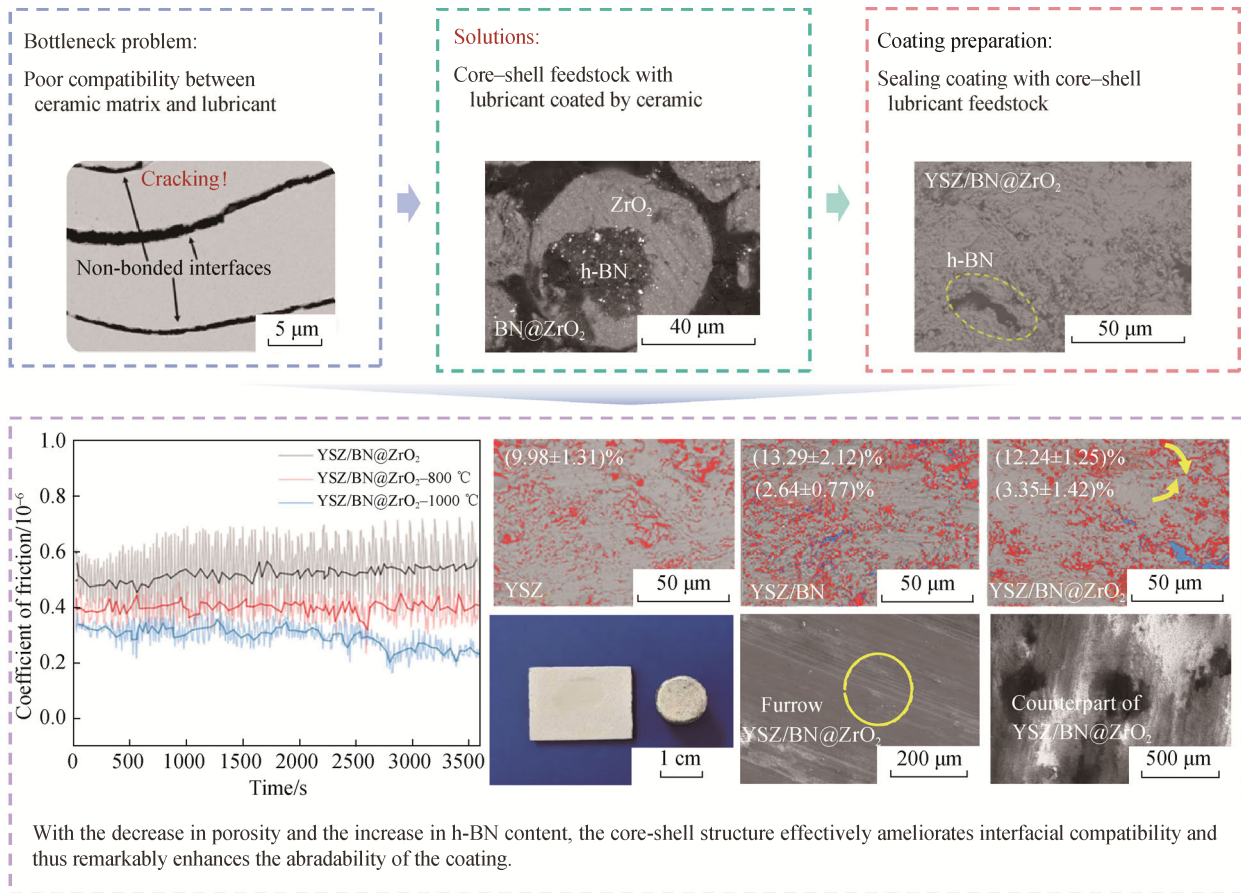


图4 可磨耗/环境障封严涂层润滑剂包覆结构调控策略^[29]

Fig. 4 Regulation strategy of abrasion-resistant/environmental barrier sealing coating lubricant coating structure^[29]

2) 孔隙结构调控与性能优化。

在封严涂层设计中，构建均匀分布的适量孔隙是提升涂层可磨耗性的另一核心技术路径。孔隙的存在可降低涂层宏观硬度、优化其可磨耗特性，同时缓解热应力、改善涂层抗热震性。目前，研究人员主要通过调控喷涂工艺参数或调整喷涂方式、添加造孔剂及优化喷涂材料特性实现孔隙结构的精准设计。

热喷涂工艺参数决定粉末颗粒的熔化状态、飞

行动能及沉积堆叠行为，直接影响涂层中以孔洞为主的微缺陷分布特征。降低喷涂温度会缩短颗粒受热时间，导致其扁平化程度降低，颗粒间形成未结合间隙，进而提升涂层孔隙率。减小喷涂距离可以减少颗粒的热交换与动能损失，使其以高冲击动能撞击基体，促使颗粒紧密堆叠，从而降低孔隙率^[34]。送粉速度过快会导致颗粒未完全熔化形成疏松孔隙，过慢则降低沉积效率且可能引发基体热变形，破坏孔隙均匀性^[35]。针对喷涂工艺调控孔隙结构，

Huang 等^[36-37]提出双送粉器协同调控策略, 利用等离子火焰不同位置送粉, 以传统等离子喷涂涂层为基体、未熔化多孔微团聚 YSZ 为第二相, 构建致密/多孔复合孔结构涂层, 其服役寿命达 145 d, 约为传统均质涂层的 3 倍, 证实了工艺调控对孔隙结构的优化效果。Medřický 等^[38]则通过协同优化喷涂距离、送粉速率及等离子体气氛, 实现 $\text{Dy}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 涂层孔隙率(5%~15%)与微观结构的精准控制, 所制备涂层热导率低至 0.51~0.84 W/(m·K), 为孔隙-热导率协同设计提供了工艺参考。除通过喷涂工艺参数调控外, 采用先进涂层制备技术同样可实现孔隙结构的定向优化。谢诗骏等^[39]以离子喷涂物理气相沉积(PS-PVD)技术为核心, 开展热障涂层梯度结构调控研究, 结果表明, 送粉速率对 PS-PVD 热障涂层羽柱状结构的沉积行为具有显著调控作用。在低送粉速率条件下, 涂层底部形成致密微观结构; 随送粉速率升高, 粉末颗粒在喷涂过程中气化不充分, 未熔粒子占比增加, 导致羽柱状顶部结构向致密化转变, 致使涂层顶部孔隙率降低, 涂层表面粗糙度下降。这种底层疏松/表层致密的梯度结构设计, 赋予涂层优异的耐熔盐腐蚀性能与耐粒子冲蚀性能, 为高温服役环境下涂层的性能优化提供了技术支撑。此外, 悬浮等离子喷涂(SPS)技术依托纳米级悬浮液的精准送粉特性, 也可实现孔隙尺寸与分布的精细化控制。研究证实, SPS 工艺中氢气流量与悬浮液浓度的协同作用直接决定涂层孔隙特征^[40]。当氢气流量增加时, 等离子体焓值显著提升, 促进颗粒充分熔化, 使涂层柱状晶尺寸增大, 孔隙率随之下降。通过降低悬浮液浓度, 可进一步将孔隙尺寸细化至 50~200 nm, 有效抑制大孔径孔隙引发的腐蚀介质快速渗透, 为涂层环境防护性能的提升奠定了结构基础。但上述方法仅能调控总孔隙率, 无法精准控制孔隙尺寸、形貌与空间分布, 难以满足封严涂层多性能协同对孔隙结构的需求, 需结合其他方法进一步优化。

在喷涂粉末中引入造孔剂, 利用其高温下的分解、挥发或烧蚀形成预设孔隙, 是实现孔隙定域化、量化调控的主要方法。Fournier 等^[41]采用矿物盐造孔剂和低焓等离子体喷涂技术, 通过控制添加量(10%~30%)与喷涂能量, 制备出孔隙率高达 80%的多孔层状莫来石涂层, 证实造孔剂对孔隙尺寸(1~10 μm)与分布的精准调控。Yu 等^[42]基于仿生设计, 开发了聚酯分解形成类“骨松质”多孔结构, 润滑膜形成“软骨”的 YSZ/BN-聚酯可磨耗涂层。该结构可分散应力, 减少剥落坑的产生, 使涂层在 1000 $^{\circ}\text{C}$ 仍

保持低摩擦系数(0.22)与低磨损率 $[(1.01\pm 0.25)\times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})]$ 。Li 等^[43]以碳酸钙为造孔剂制备 YSZ 基可磨耗封严涂层, 喷涂过程中 CaCO_3 分解使孔隙率提高, 同时 Ca 取代 ZrO_2 中的 Zr 形成 YSZ@Ca 固溶体, 有效提升了涂层的可磨耗性和抗热震性。造孔剂在提高涂层孔隙率的同时, 也存在一些弊端, 有机造孔剂分解易形成大尺寸($> 10 \mu\text{m}$)且分布不均的孔隙, 无机造孔剂(如 CaCO_3)分解后残留的氧化物可能导致涂层局部成分不均, 两类造孔剂均会削弱涂层内部的结合力, 降低其抗高速气流冲蚀与抗砾石冲击能力, 最终导致封严层服役耐久性下降。因此, 需进一步通过材料设计细化孔隙尺寸与分布均匀性。

喷涂材料的成分、粒度分布、颗粒形状及喂料结构, 会通过影响颗粒的熔化行为与沉积堆叠模式, 间接调控涂层孔隙结构。廖红星等^[44]利用不同粒径 8YSZ 粉末的等离子喷涂熔融差异, 设计了梯度孔超厚热障涂层, 其孔隙率从黏结层/陶瓷层界面至陶瓷层表面依次递增, 在实现梯度导热的同时又保证了涂层的服役可靠性。Li 等^[45-46]通过共喷涂微团聚 YSZ 颗粒, 构建致密基体与随机多孔嵌入颗粒团簇的混合结构。该涂层在应变容限、保温能力和抗烧蚀能力上优势显著, 为封严涂层微区孔隙调控提供了新思路。添加多孔结构粉体喂料也是孔隙结构的有效调控手段。喷雾干燥作为常用造粒技术, 可通过调节设备参数、添加表面活性剂和溶液浓度制备空心或多孔喂料^[47-48]。该方法虽较为便捷, 但在结构均一性方面存在明显缺陷。Zhu 等^[49]制备的 $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 粉虽球形度与空心比例优于商品粉, 却因表面粗糙度影响喂料的流动性。此外, 还存在喷雾干燥冷却过程难控导致空心微球壁厚不均, 难以精确控制粉体内部结构^[50]的问题。为解决上述问题, Guo 等^[51]开发了静电场辅助相转化法(ESP), 通过喷嘴与凝固浴间的电压作用, 利用聚合物相转化形成指状和海绵状复合孔隙, 使微球兼具微米和纳米多级孔, 分布均匀性显著优于喷雾干燥喂料。王树棋等^[52]进一步结合 ESP 多孔喂料与聚酯造孔剂, 制备具有微/纳米复合多尺度孔隙的 YSZ(ESP)/BN@ ZrO_2 -polyester 封严涂层(如图 5), 其总孔隙率达 27.5%(微米级孔占比 45.9%, 纳米级孔占比 54.1%)。该多尺度孔结构不仅提升了涂层的可磨耗性(摩擦系数降至 0.2; 叶片侵入深度比提升 67%), 还通过纳米孔增强层间结合力, 避免传统涂层片层剥离问题, 为封严涂层多性能协同调控提供了新方法。

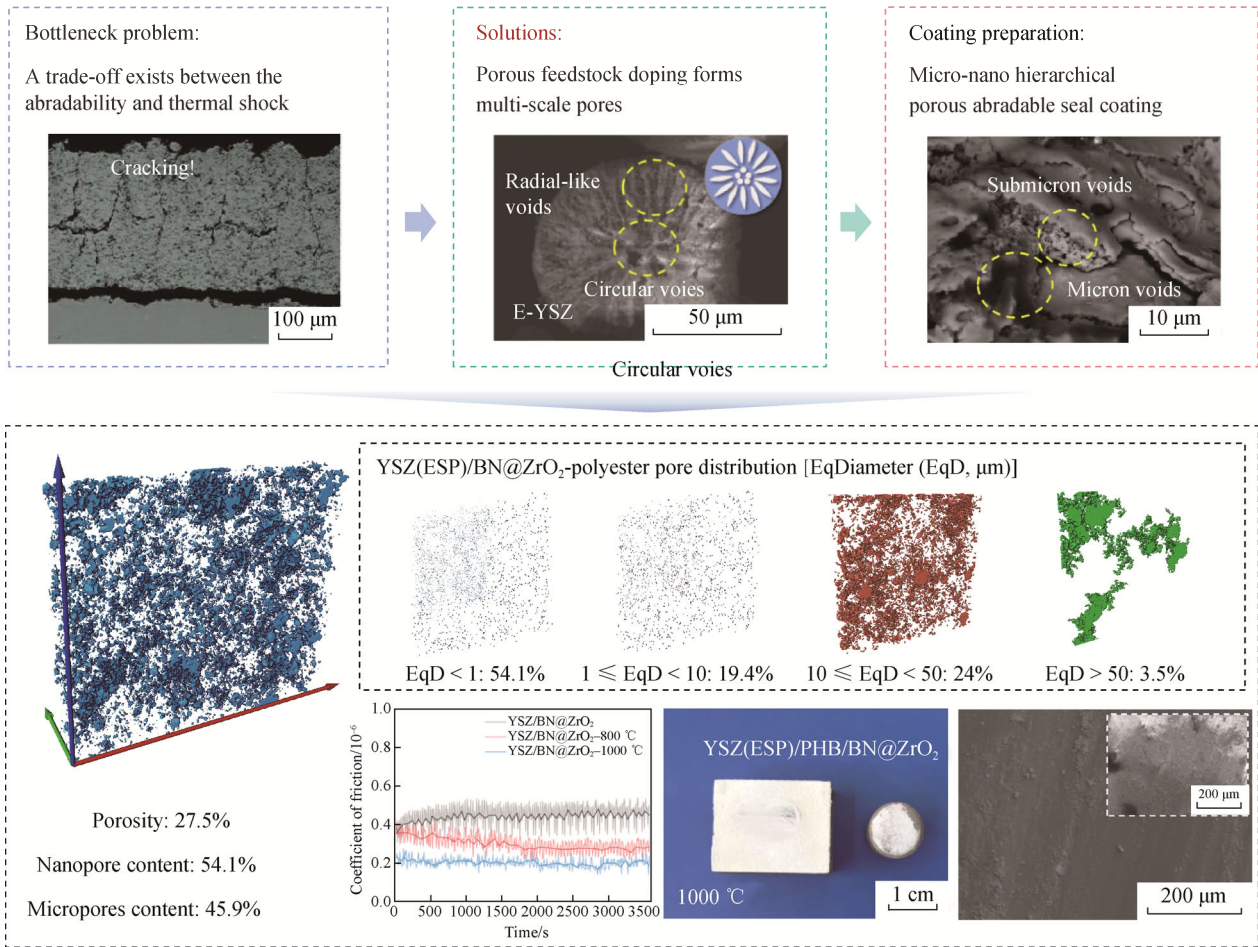


图 5 可磨耗/环境障封严涂层孔隙结构调控策略^[42]

Fig. 5 Regulation strategy of abrasion/environment barrier sealing coating pore structure^[42]

3 可磨耗/环境障复合涂层关键性能评价

可磨耗/环境障复合涂层的性能评价是其技术成熟与工程化应用的核心环节，也是当前高温封严涂层领域面临的主要技术瓶颈之一。航空发动机服役环境下，转子叶片叶尖与可磨耗封严层的交互磨损涉及多物理场耦合作用，机制复杂，涵盖切削磨损、涂抹转移、黏附磨损、脆性破损、高温熔融、燃气腐蚀及氧化劣化等多形式协同作用^[53]。此外，基于 SiC_f/SiC 复材基体服役需求，可磨耗/环境障复合涂层还需具备优异的耐水氧腐蚀性能，以抵御燃烧室燃气中水蒸气与氧气对基体的侵蚀；需具备高效抗冲蚀性，以承受高速气流及夹杂颗粒的冲击；还需具备稳定的抗热震性能，以应对发动机启停及工况切换时的瞬时温差，确保涂层无开裂、无剥落，维持长期服役稳定性与可靠性。

3.1 可磨耗性

可磨耗性是评价封严涂层核心功能的关键指

标，特指涂层与叶片刮擦时的被磨耗能力，要求涂层优先发生可控磨损，而配对叶片仅微量磨损或无明显损伤。与常规材料耐磨性不同，其定量评估需结合高温、高速实际服役场景，涵盖磨损量、刮擦力动态变化、能量损耗规律、涂层表面形貌演变及磨损产物特性等多维度参数，是对叶片/涂层摩擦副系统综合性能的系统性考量^[54]。封严涂层可磨耗性评价方法主要包括刮痕法、划痕硬度法、车削法、盘削法、滑动磨损法等。其中，刮痕法与划痕硬度法虽操作简便，但难以模拟封严层的实际工作环境；车削法和盘削法因缺乏加热和控温装置，无法实现高温性能评价；滑动磨损法虽贴近工况，但受限子线速度，难以模拟发动机叶片与机匣间的高速相对运动。近年来，台架模拟实验装置逐渐应用于封严涂层可磨耗性能评价，该方法虽贴近真实试车条件，但存在测试成本高、试样磨耗判据缺失等局限性^[55-56]。

鉴于单一硬度或强度指标无法全面评价涂层可磨耗性，为实现对封严涂层可磨耗性能的综合评估，通常采用多参数协同的评价体系：

1) 侵入质量比[IQR, 式(1)]和侵入深度比[IDR, 式(2)]^[57]:

$$\text{IQR} = \frac{\Delta M_b}{\Delta M_s} \quad (1)$$

$$\text{IDR} = \frac{\Delta D_b}{\Delta D_s} \quad (2)$$

式中: ΔM_b 为对磨件的平均质量变化, g; ΔM_s 为涂层的平均磨损质量, g; ΔD_b 为对磨件平均高度变化, μm ; ΔD_s 为涂层的平均摩擦深度, μm 。IDR < 30% 判定为可磨耗性能合格。IQR 和 IDR 值越负, 封严涂层的可磨耗性越好。

2) 侵入深度^[16]: 针对刮擦式台架试验机, 涂层侵入深度的计算公式如式(3):

$$D = R - \sqrt{R^2 - \frac{L^2}{4}} \quad (3)$$

式中: D 为进入样品内的计算深度, mm; R 为圆盘半径加上叶片高度, mm; L 为磨损痕迹长度, mm。

3) 磨损率^[18]: 针对往复摩擦磨损试验机, 涂层的比磨损率(W)由式(4)计算:

$$W = \frac{V}{L \times S} \quad (4)$$

式中: V 为涂层磨损体积, m^3 ; L 为载荷, N; S 为滑动距离, m。

针对销钉式摩擦磨损试验机, 涂层的磨损率计算公式如式(5)^[22]:

$$W = 2\pi \cdot R \cdot S / (L \cdot F) \quad (5)$$

式中: R 为磨损轨迹的半径, mm; L 为滑动距离, m; F 为负载, N; S 为由探针轮廓仪测量的磨损轨迹的横截面积。

针对刮擦式台架试验机, 涂层磨损量的计算公式如式(6)^[58]:

$$m = \rho v = \rho S d = \rho \left(R^2 \arcsin \frac{l}{2R} - \frac{l}{2} \sqrt{R^2 - \frac{l^2}{4}} \right) d \quad (6)$$

式中: ρ 为涂层密度; v 为刮削涂层的体积; S 为刮削涂层的横截面积; d 为刀片尖端模拟的宽度; l 为刮削涂层表面的划痕长度; R 为刀片尖端与轴之间的距离。

4) 能耗: 指叶片刮削涂层时消耗的能量, 一般采用等效摩擦功作为评判依据。该指标需要测量高速刮擦中的扭矩和转速, 适用于涂层叶片连续刮削情况。

5) 磨损机理图: 磨损机理图包含叶片磨损量、刮擦线速度、入侵速率等信息, 内容直观、信息量大, 对于封严涂层可磨耗性评价十分适用, 然而绘制磨损

机理图需大量实验数据, 故在科研中应用较少^[59]。

目前, 封严涂层可磨耗性能评价主要依赖滑动摩擦磨损法与高速刮擦模拟装置。滑动摩擦磨损法基于经典摩擦学原理, 通过模拟涂层与对磨副相对滑动, 获取摩擦系数、磨损量等参数并结合磨痕微观形貌分析磨损机制, 可系统研究载荷、温度、滑动速度等单一变量的影响, 为基础摩擦学性能评价提供依据。Huang 等^[17]采用往复摩擦磨损试验机, 以载荷 20、40 N 和 80 N、滑动速率 0.1 m/s, 测试多孔 YSZ 涂层可磨耗性能。通过称重法与轮廓仪计算比磨损率, 明确载荷对涂层磨损量的线性影响规律。随着真实服役环境复现需求的提升, 高速刮擦模拟装置逐渐成为可磨耗性能评价的核心手段, 通过专用试验装置精准调控叶片模拟件的切入速度、转盘转速及环境温度, 高度复现叶尖与封严涂层的高速刮削过程。美国 Barbour Stockwell 台架最高测试温度达 1100 °C, 可模拟燃气轮机高温高压环境下的密封件磨耗行为, 其配备的液体喷射冲击模块还可实现 500 m/s 流速的液滴冲击测试, 同步评价涂层的抗冲蚀性能^[60]。Sulzer-Metco 公司^[61-62]试验台架的叶尖模拟速度可达 150~500 m/s, 侵入精度达 1.5 $\mu\text{m/s}$, 最高加热温度为 1200 °C, 可实时监测涂层磨损量与表面形貌变化。此外, 英国谢菲尔德大学、德国 MTU 航空发动机公司及卡尔斯鲁厄理工学院等机构也搭建了专用高速刮擦试验台, 重点关注高温与复杂气氛下的涂层磨损行为, 进一步提升试验环境与实际工况的贴合度。近年来, 中国科研团队在高速刮擦试验设备研发与应用方面也取得了显著进展。浙江大学与北京矿冶研究总院开发的联合试验机以柔性主轴配合阻尼器, 有效降低高速旋转的振动干扰, 台架进给精度达 $\pm 1 \mu\text{m/s}$, 可完成 500 m/s 线速度、1300 °C 高温下的磨耗测试, 覆盖涡轮段封严涂层的服役条件^[63]。中国科学院上海硅酸盐研究所试验台架最高温度可达 1100 °C、叶尖线速率 450 m/s、进给深度 0.38 mm, 用该设备测试了多孔 BSAS 封严涂层的可磨耗性能(图 6), 同时结合 ABAQUS 有限元软件模拟涂层刮擦过程中的应力分布^[17]。Zhang 等^[64]以线速率 350 m/s、进给速率 131 m/s、进给深度 0.5 mm 为实验参数, 测试了 Al-h-BN 封严涂层的可磨耗性, 证实了润滑相对降低摩擦系数的作用机制。此外, 刘凤伟^[65]以 Ni-石墨封涂层与钛合金叶片为研究对象, 系统考察刮擦线速度、入侵速率、刮擦深度、环境温度等参数对封严涂层磨损行为的影响, 建立多变量与涂层可磨

耗性的关联模型。上述模拟实验装置的研发，不仅为建立封严涂层动态力学性能与摩擦学行为的关

联提供了技术支持，更为其工程化评价奠定了关键基础。

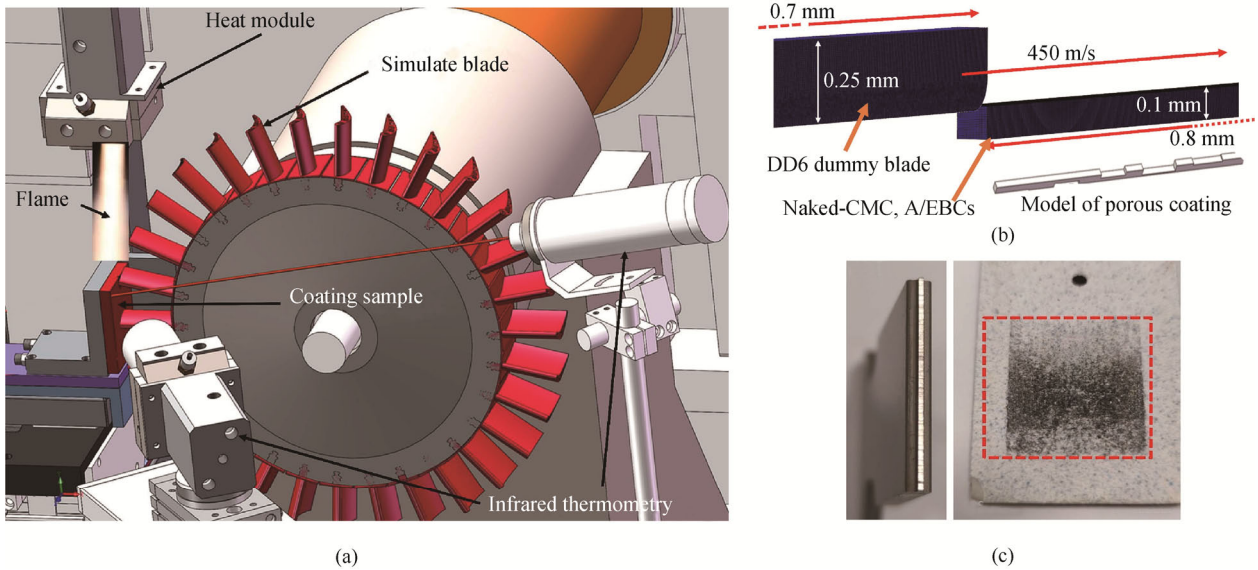


图 6 (a, b) 高速刮擦装置示意图; (c) 多孔 BSAS 封严涂层高速摩擦试验后宏观形貌^[17]

Fig. 6 (a, b) Schematic of the high-speed rubbing rig; (c) Macroscopic morphology of the BSAS porous coating after rubbing test^[17]

3.2 抗水氧腐蚀性

航空发动机热端部件服役时，需承受高温、氧化性气氛、腐蚀性介质(H₂O、熔盐)及循环热/机械应力的耦合作用，导致 SiC_f/SiC 复合材料质量和性能的急剧下降。Robinson 等^[66]发现，在燃烧环境下(温度: 1200 °C; 压力: 1.013 MPa; 气流速率: 90 m/s)，SiC_f/SiC 复合材料的损失速率约为 270 μm/(K·h)，证实水蒸气侵蚀是复合材料性能下降的核心原因。为精准评价涂层耐蚀性，Robinson 等^[67]设计了可模拟 1200 °C、总压 1.013 MPa、水蒸气分压 0.15 MPa、气流速率 1.67×10⁻⁶ m³/s 服役环境的高压燃烧环 (high pressure burner rig, HPBR)，考核涂层水氧协同腐蚀行为。除此之外，Hajare 等^[68]研制的马赫燃烧环、激光加热水蒸气环等设备，可实现 1650 °C、0.41~1.21 MPa 总压和 10~30 m/s 气流速率的高速燃气冲刷，结合实时数据采集系统监测涂层腐蚀过程，为腐蚀机理研究提供微观数据支撑。Ridley 等^[69]用高速蒸气喷射炉研究 HfSiO₄ 在 1200~1400 °C、流速 125~150 m/s 水蒸气中的微观结构演变，涂层在高流速喷射区的腐蚀程度更高，证实了高速气流对涂层腐蚀的强化作用(图 7)。近年来，中国在硅基陶瓷及涂层制备和腐蚀环境模拟装置的研发方面也取得重大突破。裴海清等^[70]研发的热-盐-力-水-氧耦合腐蚀疲劳试验装置，温度范围为 200~1000 °C，支持多因素耦合测试，可模拟海洋装备动态服役环境，为

沿海地区发动机涂层评价提供特色平台。Wang 等^[71]采用加装水蒸气发生器的管式炉，开展 Yb₂SiO₅-Yb₂Si₂O₇ 复合环境障层在 1400 °C、流速为 2.5×10⁻⁴ m/s 环境中的耐水氧腐蚀性能测试，该复合涂层具有优异的耐水氧腐蚀性，但其测试流速远低于发动机实际燃气流速，难以复现高速气流冲刷效应。目前，中国自主研发的多因素耦合腐蚀试验装置仅在少数机构应用，尚未形成规模化、标准化测试平台，难以支撑涂层研发的快速筛选需求。多数水蒸气测试平台气流速度与发动机燃烧室/涡轮段实际流速差距显著，无法全面模拟高速气流-水氧协同腐蚀。此外，尚无统一的耐水蒸气腐蚀考核标准，腐蚀寿命、质量损失阈值、失效判据等均未明确，导致试验数据缺乏可比性，制约了涂层技术的规范化发展。

3.3 抗冲蚀性

航空飞行器在高低空交替飞行、起飞降落等动态工况中，大气中沙粒、火山灰、雨水冰晶等异物会随高速气流吸入发动机，与热端部件高温多相冲刷流体协同作用，对部件表面形成机械冲击/高温侵蚀的复合损伤，严重时会引起叶片气动性能下降、封严间隙增大，直接威胁航空发动机服役安全性与可靠性。因此，提升封严涂层的抗冲蚀性能已成为航空发动机安全服役的必要保障(图 8)。目前，国内外冲蚀试验评价以固体颗粒冲蚀为主，通过专用风洞、气体喷枪或工业加热装置模拟热端环境，在设

定温度下将硬质颗粒以特定冲击角度、速度喷射至涂层表面, 揭示涂层的冲蚀破坏机制^[72]。行业内已形成多套成熟的固体颗粒冲蚀试验标准。其中, MIL-STD-810G^[73]和 GJB 150.12A-2009^[74]用于评价暴露于干燥吹砂、吹尘环境下装备的适应性; MIL-STD-3033^[75]为美军发动机叶片材料耐砂蚀性能测试提供标准; ASTM G76^[76]通用性强, 适用于块状试样、板材及涂层试样, 是学术研究与工业检测的常用标准。国外较早研发贴近真实工况的抗冲蚀装置, 已形成覆盖高温、高速、多因素耦合的测试能力。Zhu 等^[77]开发的高速燃烧器试验台可复现

高压涡轮段冲蚀环境, 用于评估陶瓷及热障涂层的冲蚀行为。Kirschner 等^[78]将喷气冲蚀试验台与电弧加热等离子体风洞结合, 构建 1350 °C 超高温冲蚀系统, 用于揭示高温下涂层氧化与颗粒冲蚀协同效应。Drensky 等^[79]搭建的高温冲蚀风洞可模拟涡轮风扇服役条件下的颗粒冲蚀行为, 为涂层的工程应用提供依据。近年来, 中国科研团队在抗冲蚀试验装置自主研发与涂层性能评价方面取得显著进展, 逐步形成覆盖多工况、多因素耦合的测试能力。Jin 等^[80]自主研发的多极端工况冲蚀装置及海洋变温腐蚀-冲蚀耦合装置, 可测试不同工况下涂层的冲蚀损伤

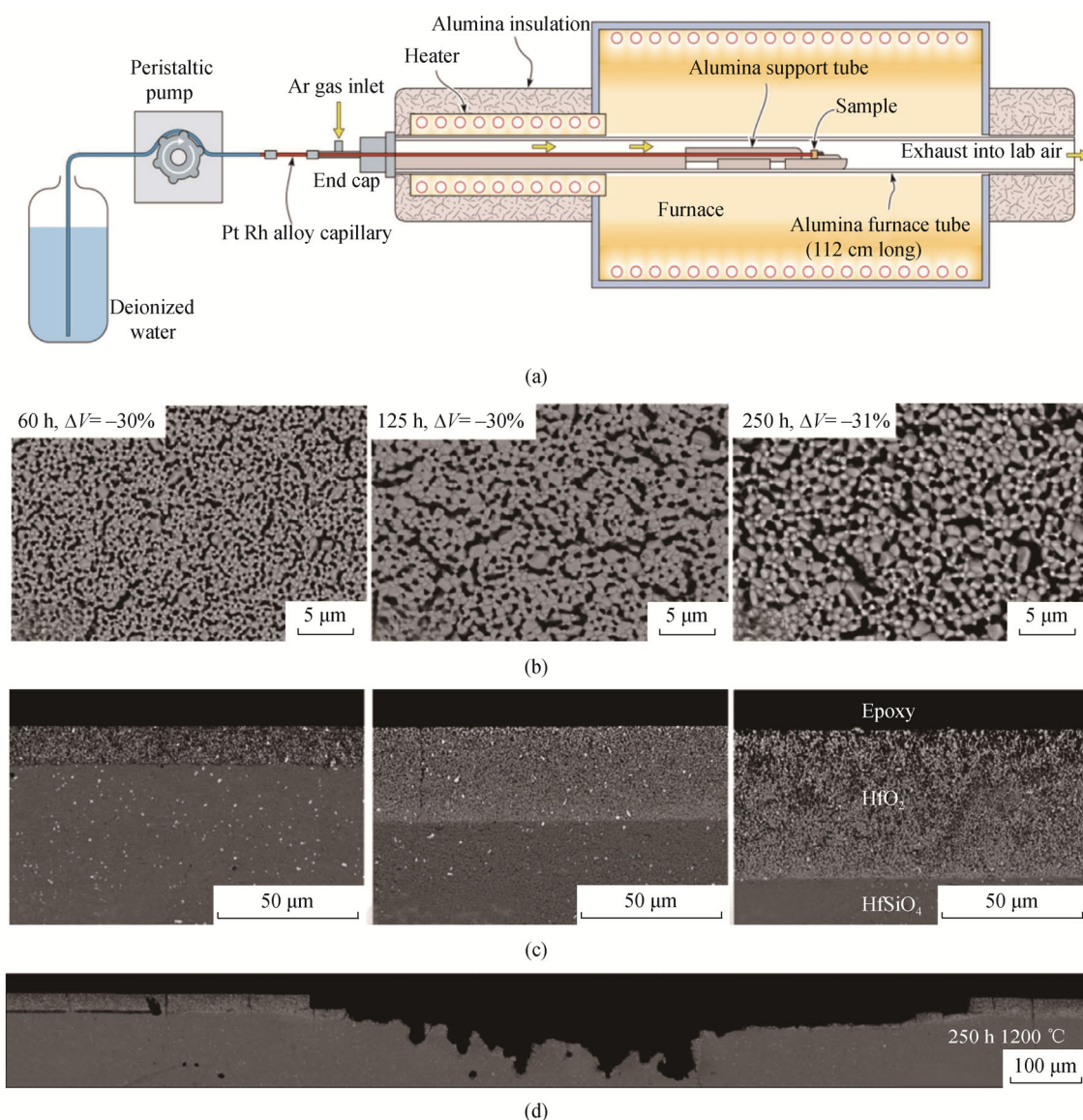


图 7 (a) 高速蒸气喷蚀实验装置; (b, c) HfSiO₄ 块体水氧侵蚀 60、125 h 和 250 h 后的表面和截面形貌; (d) HfSiO₄ 块体 1200 °C 高速水氧侵蚀 250 h 后的截面形貌(速率 125~150 m/s)^[69]

Fig. 7 (a) High velocity steamjet experimental setup; (b, c) Surface and cross-section morphologies of HfSiO₄ bulk after water-oxygen erosion for 60, 125 h, and 250 h; (d) Cross-section morphology of HfSiO₄ bulk after high velocity water-oxygen erosion for 250 h at 1200 °C (velocity 125–150 m/s)^[69]

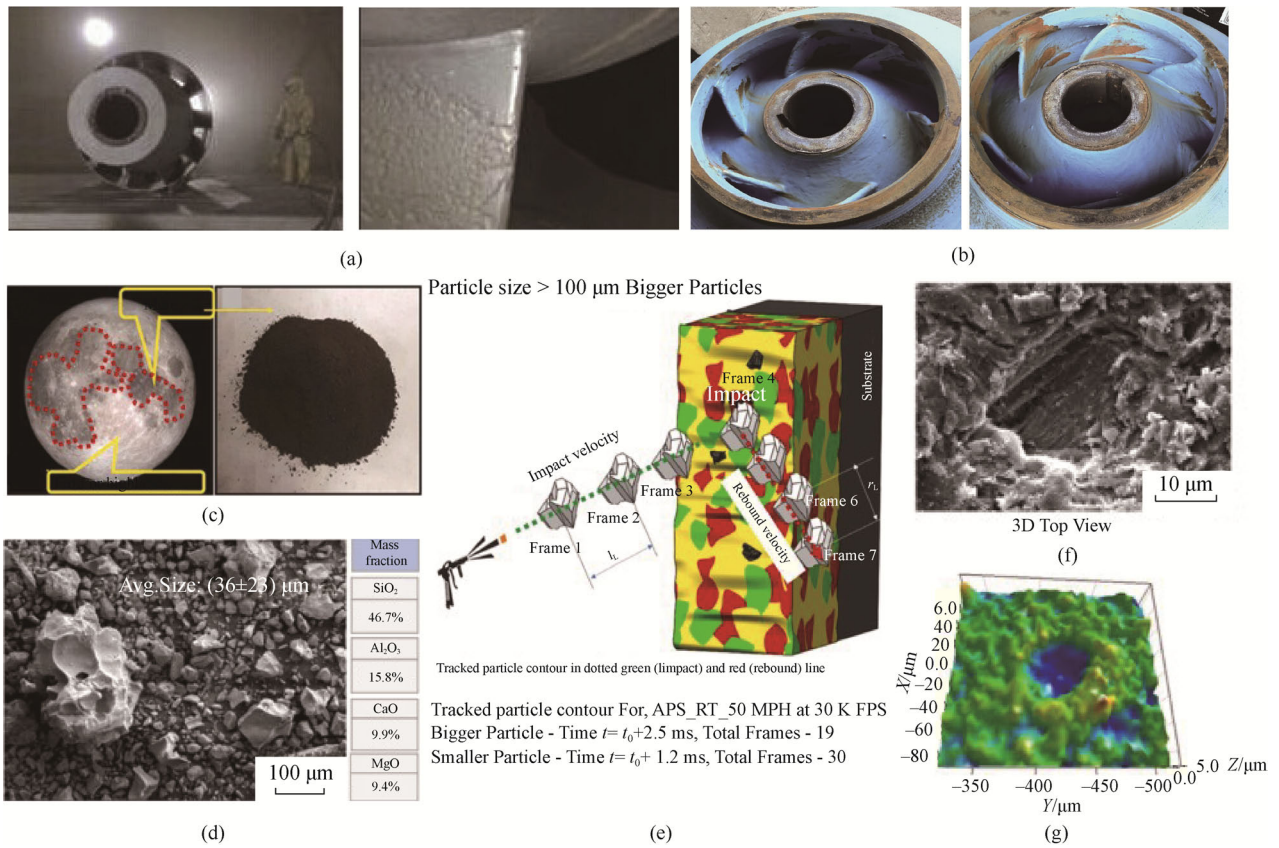


图 8 (a, b) 高速气流、颗粒冲刷后发动机部件; (c, d) 冲蚀颗粒的宏观和扫描电子显微镜形貌; (e) 颗粒运动轨迹的高速摄像机分析示意图; (f, g) 涂层试样冲蚀后的表面形貌与三维形貌图^[72]
 Fig. 8 (a, b) Engine components after high velocity airflow and particle erosion; (c, d) The macroscopic and scanning electron morphology of the eroded particles; (e) Schematic representation of High-speed camera-Pro analyst analysis of particle; (e) Surface and 3D morphologies of coating sample after particle erosion^[72]

规律。马志宏等^[81]自行研制的沙尘一体化试验系统，解决了加砂方式、温度调控、砂/尘浓度测量等技术难点，为装备环境适应性考核提供了手段。国内外抗冲蚀试验装置的研发与应用，推动了封严涂层抗冲蚀性技术突破，为航空发动机封严涂层的长寿命、高可靠性服役提供了关键技术支撑。

3.4 抗热震性

抗热震性是衡量可磨损/环境障复合涂层在航空发动机复杂工况下服役耐久性的核心指标，其本质是涂层抵御高温/低温循环交替过程中产生的热应力，避免开裂、剥落失效的能力。当前，抗热震性能评价的核心原理是将涂层试样加热至设定高温并保温，随后通过水冷、风冷或液氮冷却等方式快速降温至指定低温，多次循环后，记录涂层首次失效(剥落、开裂)的循环次数，定量与定性结合评价涂层抗热震性能。国外较早开展抗热震模拟装置研发，形成宽温域、多环境因素测试系统。日本 IHI Corporation 公司智能温控热震测试系统可实现 -196 °C 液氮急冷至 1200 °C 宽温域循环，并同步监

测热震过程中的力学响应^[82]。近年来，中国在抗热震装置研发与涂层性能评价方面取得显著进展。潘丽萍等^[83]研制的超音频感应加热系统聚焦超高温热震场景，最高温度达 2000 °C，支持 0~300 MPa 与 ≥1000 次循环热冲击，可全量程监测试样表面温度。李卫国等^[84]开发的复杂热冲击环境高通量测试系统，通过旋转气流喷嘴实现 1600 °C 高温燃气与 20 °C 急冷空气的交替冲击，同时实现 ≥500 °C/min 极端热震速率与多场耦合环境模。中国团队还通过试验与结构设计结合优化涂层抗热震性能。Wei 等^[85]通过风冷装置对比 YSZ、Hf₆Ta₂O₁₇ 单层及 Hf₆Ta₂O₁₇/YSZ 双层涂层的热循环服役耐久性(如图 9)。Hf₆Ta₂O₁₇/YSZ 因界面附着功高于 YSZ，可在 1200 °C 完成 200 次热循环而无明显剥落。李淑青等^[86]提出表面微结构调控优化思路，采用电子束毛化技术在封严涂层表面制备反向斜三角位错式微结构，通过微变形释放热应力，使涂层 500 次热循环后仍结构完整。随着计算材料学的发展，数值模拟成为辅助评估涂层抗热震性能的重要手段。Ebert

等^[87]利用数值模拟对 YSZ 封严涂层在热载荷下的失效模式进行分析,探究了其在热冲击条件下的应力分布。Tsui 等^[88]构建封严涂层的三维模型,探究了涂层在受热状态下的残余应力分布。此外,Johnston^[89]在上述模型基础上,通过参数化分析量化材料参数的优化区间,为涂层成分设计提供定量指导。上述测试装置的开发与数值模拟技术的应用,构建了试验评价-数值模拟-结构优化的闭环研发体系,试验装置为涂层热震性能提供了定量数据支撑,数值模拟揭示了热应力演化与失效机制,二者结合可针对性地指导涂层的成分调整、结构设计与制备工艺优化,为提升可磨耗/环境障复合涂层的服役耐久性奠定关键技术基础。

4 可磨耗/环境障封严涂层研究方向和发展趋势

随着航空发动机推重比与涡轮前进口温度的持续攀升,传统高温合金性能瓶颈日益凸显, SiC_f/SiC 复合材料成为热端部件的核心候选材料。与之适配的可磨耗/环境障复合涂层,已成为封严密封领域核心研究方向。本文从涂层材料体系设计、涂层微观结构调控及涂层性能评估体系 3 个维度,系统综述其研究进展,剖析当前面临的关键技术挑战与未来发展趋势,具体如下:

1) 涂层材料体系设计:传统封严层 YSZ 体系热膨胀系数远高于 SiC_f/SiC 复合材料,现有固体润滑剂耐温性不足。通过引入低膨胀系数材料、梯度多层结构设计、开发具备更高耐温性的新型润滑剂或创新润滑剂的添加形式,研发出兼具高温稳定性、耐水氧腐蚀性及热膨胀适配的新型基相材料是未来的高温可磨耗环境障复合涂层的发展趋势。

2) 涂层微观结构调控:平衡涂层孔隙与耐腐蚀性能、可磨耗性能、抗热震性能与抗冲蚀性能的协同关系是涂层微观结构调控的核心要义。因此,如何构建多性能协同平衡,同时保障高温下结构完整性与热机械适配性,仍是可磨耗/环境障复合涂层微观结构设计中的核心科学问题。

3) 涂层性能评估体系:当前可磨耗/环境障复合涂层的性能评估以单一性能测试为主,然而可磨耗/环境障复合涂层关键性能间存在显著的耦合关联效应(如热震测试后产生的微裂纹会降低涂层的耐腐蚀与抗冲蚀性能;高孔隙率提升涂层可磨耗性的同时削弱了涂层的抗冲蚀性能),且单一性能测试无法复现服役环境中热-力-化学多因素的叠加作

用,导致实验室测试性能达标的涂层在工程应用场景下易发生失效。因此,未来近服役耦合测试的核心方向需研发能模拟高温、动态刮削、水氧氛围、粒子冲蚀等多因素的多场耦合设备,建立可监测多性能参数并构建多性能衰减系数的耦合评价指标,以及统一明确参数、条件及失效指标的专用测试标准与失效判据,以此支撑涂层技术的工程应用。

参考文献:

- [1] 杜昆,陈麒好,孟宪龙,等. 陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件应用及热分析研究进展[J]. 推进技术, 2022, 43(2): 107-125.
DU Kun, CHEN Qihao, MENG Xianlong, et al. J Propuls Technol, 2022, 43(2): 107-125.
- [2] FARAOUN H I, GROSIDIER T, SEICHEPINE J L, et al. Improvement of thermally sprayed abrasible coating by microstructure control[J]. Surf Coat Technol, 2006, 201(6): 2303-2312.
- [3] 郭磊,孟诗钧,叶福兴,等. 高熵陶瓷在热障涂层与环境障涂层中的研究进展[J]. 稀有金属, 2023, 47(11): 1525-1544.
GUO Lei, MENG Shijun, YE Fuxing, et al. Chin J Rare Met, 2023, 47(11): 1525-1544.
- [4] DONG Y, REN K, LU Y H, et al. High-entropy environmental barrier coating for the ceramic matrix composites[J]. J Eur Ceram Soc, 2019, 39(7): 2574-2579.
- [5] STEINETZ B M. Seal technology for hypersonic vehicles and propulsion systems: an overview [R]. NASA Technical Reports, 2008: 1-102.
- [6] SPORER D, WILSON S, GIOVANNETTI I, et al. On the potential of metal and ceramic based abrasibles in turbine seal applications [C]//Turbomachinery Symposium, 2007: 79-86.
- [7] SHI Z P, WANG Z B, QIAO Y X. Cavitation erosion behavior of nitinol coating sealed by epoxy resin[J]. Materialwissenschaft Werkst, 2020, 51(11): 1507-1514.
- [8] HARDWICKE C U, LAU Y C. Advances in thermal spray coatings for gas turbines and energy generation: A review[J]. J Therm Spray Technol, 2013, 22(5): 564-576.
- [9] AUSSAVY D, BOLOT R, MONTAVON G, et al. YSZ-polyester abrasible coatings manufactured by APS[J]. J Therm Spray Technol, 2016, 25(1): 252-263.
- [10] ZHU D M, MILLER R A. Advanced low conductivity thermal barrier coatings: performance and future directions [C]//Proceedings of the 35th International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films (ICMCTF), 2008.
- [11] SPORER D, REFKE A, DRATWINSKI M, et al. Increased efficiency of gas turbines[J]. Sulzer Tech Rev, 2008(2): 4-7.
- [12] SPORER D, WILSON S, DORFMAN M. Ceramics for abrasible shroud seal applications[C]// ZHU D, LIN H T, SINGH D, et al. Advanced Ceramic Coatings and Interfaces IV, 2010.
- [13] DUNNING J, HAMLEY J, JANKOVSKY R, et al. An overview of electric propulsion activities at NASA[C]//40th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit. Fort Lauderdale, Florida. AIAA, 2004: AIAA2004-3328.
- [14] XU M J, LUO Z X, HOU X Y, et al. Porous Yb₂Si₂O₇ coating: A new-type high-temperature-resistant abrasible seal coating[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2024, 21(6): 3829-3834.
- [15] LYNAM A, RINCON ROMERO A, XU F, et al. Atmospheric plasma spraying of ytterbium disilicate for abrasible and environmental barrier coatings: A story of processing-microstructure relationships[J]. Ceram Int, 2023, 49(13): 22232-22243.

- [16] GUO M Q, CUI Y J, WANG C L, et al. Design and characterization of BSAS-polyester abrasible environmental barrier coatings (A/EBCs) on SiC/SiC composites[J]. *Surf Coat Technol*, 2023, 465: 129617.
- [17] HUANG J Q, LIU R Y, HU Q, et al. High temperature abrasible sealing coating for SiC_f/SiC ceramic matrix composites[J]. *Ceram Int*, 2023, 49(2): 1779–1790.
- [18] HUANG J Q, CHEN W B, LÜ K Y, et al. Influence of Ti₃AlC₂ additions on CMAS corrosion resistance of porous LaMgAl₁₁O₁₉ abrasibles[J]. *Ceram Int*, 2024, 50(24): 54134–54144.
- [19] JING J N, ZHANG L, LI Q L, et al. Improving the anti-thermal-shock properties of Sc₂O₃-Y₂O₃-ZrO₂-CaF₂-PHB abrasible coatings by fabricating the textures on ceramic matrix composites: experiment verification and numerical analysis[P]. US7008462 B2, 2006-03-07.
- [20] 王亚明, 于爽, 王树棋, 等. 一种陶瓷基复合材料表面耐温达 1300 °C 的可磨耗复合涂层的制备方法[P]. CN115677385A, 2023-02-03.
- [21] QIN D D, NIU Y R, LI H, et al. Fabrication and characterization of Yb₂Si₂O₇-based composites as novel abrasible sealing coatings[J]. *Ceram Int*, 2021, 47(16): 23153–23161.
- [22] WANG J T, HONG D, ZHONG X, et al. High-temperature wear and abrasible behaviors of Yb₂Si₂O₇-CaF₂ composite coatings fabricated by atmospheric plasma spray[J]. *J Therm Spray Technol*, 2024, 33(1): 113–121.
- [23] SCHARF T W, PRASAD S V. Solid lubricants: A review[J]. *J Mater Sci*, 2013, 48(2): 511–531.
- [24] SLINEY H E. Solid lubricant materials for high temperatures: A review[J]. *Tribol Int*, 1982, 15(5): 303–315.
- [25] LI Y F, OUYANG J H, ZHOU Y, et al. High temperature tribological properties of spark-plasma-sintered Al₂O₃-SrSO₄ self-lubricating nanocomposites incorporated with and without Ag addition[J]. *Int J Mod Phys B*, 2009, 23(6n07): 1425–1431.
- [26] LI B, JIANG X F, WAN H Q, et al. Optimum hydrophilic modification of lanthanum trifluoride nanoparticles and their application in enhancing tribological properties of eco-friendly water-based bonded solid lubricating coatings[J]. *Tribol Int*, 2018, 125: 1–11.
- [27] LU J J, XUE Q J. Sliding friction, wear and oxidation behavior of CeF₃ compact in sliding against steels at temperatures to 700 °C in air[J]. *Wear*, 1998, 219(1): 73–77.
- [28] ZHU Y W, WANG J T, LI J P, et al. Effect of CaF₂ on thermal shock resistance of Yb₂Si₂O₇-based high-temperature abrasible sealing coatings: Simulation and experiment[J]. *Surf Coat Technol*, 2025, 498(15): 131819.
- [29] YU S, WANG S Q, WANG Y M, et al. Fabrication, mechanical properties and abrasibility of YSZ/BN@ZrO₂ coating with core-shell-structured feedstocks by atmospheric plasma spraying[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2024, 44(15): 116778.
- [30] ZENG X, XIONG Y Q, LIU Z Y, et al. Preparation and characterization of self-lubricating CaF₂@ZrO₂/YSZ composite coating[J]. *J Therm Spray Technol*, 2022, 31(7): 2126–2135.
- [31] 张眸睿, 刘礼祥, 艾鹏, 等. 一种镍硅或氮化硼可磨耗封严涂层及其制备方法与流程[P]. CN Patent, CN202211366201.4, 2023-04-04.
- [32] 肖鹏, 王依晨. 一种氮化硼/碳化硅复合涂层及其制备方法与流程[P]. CN Patent, CN20161091516.2, 2019.
- [33] TANG S W, LIU P F, SU Z, et al. Preparation and cutting performance of nano-scaled Al₂O₃-coated micro-textured cutting tool prepared by atomic layer deposition[J]. *High Temp Mater Process*, 2021, 40(1): 77–86.
- [34] RAZA A, AHMAD F, BADRI T M, et al. An influence of oxygen flow rate and spray distance on the porosity of HVOF coating and its effects on corrosion-a review[J]. *Materials*, 2022, 15(18): 6329.
- [35] SWAIN B, BEHERA A. Effect of powder feed rate on adhesion strength and microhardness of APS NiTi coating: A microstructural investigation[J]. *Surf Topogr Metrol Prop*, 2021, 9(2): 025039.
- [36] HUANG J B, WANG W Z, LI Y J, et al. Novel-structured plasma-sprayed thermal barrier coatings with low thermal conductivity, high sintering resistance and high durability[J]. *Ceram Int*, 2021, 47(4): 5156–5167.
- [37] HUANG J B, WANG W Z, LI Y J, et al. Improve durability of plasma-sprayed thermal barrier coatings by decreasing sintering-induced stiffening in ceramic coatings[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2020, 40(4): 1433–1442.
- [38] MEDŘICKÝ J, CURRY N, PALA Z, et al. Optimization of high porosity thermal barrier coatings generated with a porosity former[J]. *J Therm Spray Technol*, 2015, 24(4): 622–628.
- [39] 谢诗骏, 曾卓见, 刘敏, 等. PS-PVD 热障涂层显微结构对耐侵蚀性能的影响研究[J]. *热喷涂技术*, 2023, 15(4): 93–100.
- XIE Shijun, ZENG Zhuojian, LIU Min, et al. *Therm Spray Technol*, 2023, 15(4): 93–100.
- [40] 李大玉, 卢玉灵, 张超. 悬浮液等离子喷涂制备功能涂层的研究进展[J]. *稀有金属*, 2022, 46(11): 1506–1519.
- LI Dayu, LU Yuling, ZHANG Chao. *Chin J Rare Met*, 2022, 46(11): 1506–1519.
- [41] FOURNIER V, QUET A, MEILLOT E, et al. Plasma spraying of mullite and pore formers for thermal insulating applications[J]. *Surf Coat Technol*, 2021, 406: 126744.
- [42] YU S, WANG S Q, WANG Y M, et al. Inspired articular structure for enhancing high-temperature abrasibility of as-sprayed YSZ/BN-polyester sealing coating[J]. *Wear*, 2025, 564: 205730.
- [43] LI C, CHAI Y D, WANG Q W, et al. Effect of calcium carbonate on the thermal shock behavior of YSZ-based abrasible sealing coatings[J]. *Ceram Int*, 2025, 51(7): 8408–8419.
- [44] 廖红星, 宋鹏, 周会会, 等. 陶瓷层与界面孔隙率对热障涂层寿命及其失效机制的影响[J]. *复合材料学报*, 2016, 33(8): 1785–1793.
- LIAO Hongxing, SONG Peng, ZHOU Huihui, et al. *Acta Mater Compos Sin*, 2016, 33(8): 1785–1793.
- [45] LI G R, WANG L S, ZHANG W W, et al. Tailoring degradation-resistant thermal barrier coatings based on the orientation of spontaneously formed pores: From retardation to self-improvement[J]. *Compos Part B Eng*, 2020, 181: 107567.
- [46] LI G R, YANG G J, LI C X, et al. Sintering characteristics of plasma-sprayed TBCs: Experimental analysis and an overall modelling[J]. *Ceram Int*, 2018, 44(3): 2982–2990.
- [47] ZHANG X F, ZHOU K S, CHANG F, et al. Yttria-stabilized-zirconia hollow spheres prepared by atmospheric plasma spray[J]. *Particuology*, 2014, 14: 57–62.
- [48] GAO P H, YANG G J, CAO S T, et al. Heredity and variation of hollow structure from powders to coatings through atmospheric plasma spraying[J]. *Surf Coat Technol*, 2016, 305: 76–82.
- [49] ZHU R B, ZOU J P, MAO J, et al. A comparison between novel Gd₂Zr₂O₇ and Gd₂Zr₂O₇/YSZ thermal barrier coatings fabricated by plasma spray-physical vapor deposition[J]. *Rare Met*, 2021, 40(8): 2244–2253.
- [50] KIM D J, JUNG J Y. Granule performance of zirconia/alumina composite powders spray-dried using polyvinyl pyrrolidone binder[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2007, 27(10): 3177–3182.
- [51] GUO F W, XING C, WANG G W, et al. Hollow ceramic microspheres prepared by combining electro-spraying with non-solvent induced phase separation method: A promising feedstock for thermal barrier coatings[J]. *Mater Des*, 2018, 139: 343–350.
- [52] 王树棋, 于爽, 王亚明, 等. 一种基于静电场辅助项转化制备具有多级孔或梯度孔耐高温可磨耗封严涂层的方法[P]. CN115637402A, 2023-01-24.
- [53] LAVERTY W F. Rub energetics of compressor blade tip seals[J]. *Wear*,

- 1982, 75(1): 1–20.
- [54] YI M Z, HE J W, HUANG B Y, et al. Friction and wear behaviour and abrasability of abrasible seal coating[J]. *Wear*, 1999, 231(1): 47–53.
- [55] 张立静, 张振生. 某型航空发动机密封跑道齿裂纹分析[J]. *机械研究与应用*, 2018, 31(4): 1–3.
ZHANG Lijing, ZHANG Zhensheng. *Mech Res Appl*, 2018, 31(4): 1–3.
- [56] 金良杰, 吴薇, 范文州. 曲面结构碳纤维复合材料冲击性能研究[J]. *内蒙古工业大学学报(自然科学版)*, 2025, 44(2): 102–109.
JIN Liangjie, WU Wei, FAN Wenzhou. *J Inn Mong Univ Technol Nat Sci Ed*, 2025, 44(2): 102–109.
- [57] LIU J M, YU Y G, LIU T, et al. The influence of composition and microstructure on the abrasability of aluminum-based abrasible coatings[J]. *J Therm Spray Technol*, 2017, 26(6): 1095–1103.
- [58] KANG Y, CHEN L, LI C J, et al. Porous spheres enabling excellent high-temperature abrasability and long lifetime for abrasible seal coating[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2024, 44(3): 1721–1732.
- [59] 刘勇兵, 张明喆, 周宏, 等. 无涂层高速钢刀具钻削压铸铝合金时的磨损机理图[J]. *摩擦学学报*, 2000, 20(5): 326–330.
LIU Yongbing, ZHANG Mingzhe, ZHOU Hong, et al. *Tribology*, 2000, 20(5): 326–330.
- [60] 张娜, 宣海军, 卢斌, 等. 封严涂层可磨耗性测试用高温超高速可磨耗试验装置[J]. *中国表面工程*, 2017, 30(3): 139–147.
ZHANG Na, XUAN Haijun, LU Bin, et al. *China Surf Eng*, 2017, 30(3): 139–147.
- [61] BOREL M O, NICOLL A R, SCHLAÏPFER H W, et al. The wear mechanisms occurring in abrasible seals of gas turbines[J]. *Surf Coat Technol*, 1989, 39: 117–126.
- [62] BARDI U, GIOLLI C, SCRIVANI A, et al. Development and investigation on new composite and ceramic coatings as possible abrasible seals[J]. *J Therm Spray Technol*, 2008, 17(5): 805–811.
- [63] 于月光, 宣海军, 任先京, 等. 封严涂层高速高温可磨耗试验机及实验方法[P]. CN Patent, CN103018124A. 2013–04–03.
- [64] ZHANG J P, XUE W H, DUAN D L, et al. Effect of the corrosion of seal coatings used in aero engines on their high-speed wear behaviour[J]. *J Therm Spray Technol*, 2020, 29(8): 1958–1967.
- [65] 刘凤伟. 涡扇压气机封严涂层高速刮擦可刮削性判据的探讨[D]. 北京: 中国科学院大学, 2010.
LIU Suwei. Discussion on scratchability criterion of sealing coating of turbofan compressor during high-speed scratching[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2010.
- [66] ROBINSON R K. NASA's Commercial Space Centers: Bringing together government and industry for "out of this world" benefits[C]// Proceedings, IEEE Aerospace Conference. Big Sky, MT, USA. IEEE, 2002: 7.
- [67] ROBINSON R C. NASA GRC's high pressure burner rig facility and materials test capabilities[R]. NASA Technical Reports, 2000: 1–14.
- [68] HAJARE A. Benchmarks for a computer system for NASA's Shuttle procedures simulator[C]//Flight Simulation Technologies Conference. Niagara Falls, NY, USA. AIAA, 1983: AIAA1983–1089.
- [69] RIDLEY M, OPILA E. Thermochemical stability and microstructural evolution of $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ in high-velocity high-temperature water vapor[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2021, 41(5): 3141–3149.
- [70] 裴海清, 温志勋, 于昊玉, 等. 一种透平叶片服役工况的模拟试验系统及方法[P]. CN Patent, CN118225667A. 2024–06–21.
- [71] WANG Y W, NIU Y R, ZHONG X, et al. Water vapor corrosion behaviors of plasma sprayed ytterbium silicate coatings[J]. *Ceram Int*, 2020, 46(18): 28237–28243.
- [72] SUKUMARAN A K, RENGIFO S, AGUIAR B, et al. Erosion behavior of Ti-hBN multifunctional coatings in a custom-made planetary test rig at extreme lunar temperatures[J]. *Tribol Int*, 2025, 202: 110339.
- [73] MIL-STD-810H, Environmental engineering considerations and laboratory tests[S]. Washington District of Columbia: United States Department of Defense, 2019.
- [74] GJB150.12A-2009, 军用装备实验室环境试验方法第12部分: 沙尘试验[S]. 北京: 中国人民解放军总装备部, 2009.
- [75] MIL-STD-3033, Particle/sand erosion testing of rotor blade protective materials[S]. Washington District of Columbia: United States Department of Defense, 2010.
- [76] ASTM-G76, Standard test method for conducting erosion tests by solid particle impingement using gas jets[S]. U.S.: American Society of Testing Materials, 2013.
- [77] ZHU D M, MILLER R, KUCZMARSKI M A. Development and life prediction of erosion resistant turbine low conductivity thermal barrier coatings[C]//Proceedings of the 65th Annual Forum and Technology Display, Grapevine, TX 2010. NASA, 2010: 1–15.
- [78] KIRSCHNER M, WOBST T, RITTMEISTER B, et al. Erosion testing of thermal barrier coatings in a high enthalpy wind tunnel[J]. *J Eng Gas Turbines Power*, 2015, 137(3): 032101.
- [79] DRENSKY G, HAMED A, TABAKOFF W, et al. Experimental investigation of polymer matrix reinforced composite erosion characteristics[J]. *Wear*, 2011, 270(3–4): 146–151.
- [80] JIN G, XU B S, WANG H D, et al. Erosion behavior of EEDS cermet coatings[J]. *Appl Surf Sci*, 2008, 254(17): 5470–5474.
- [81] 马志宏. 沙尘一体化环境试验系统的设计及研制[J]. *环境技术*, 2013, 31(6): 47–51.
MA Zhihong. *Environ Technol*, 2013, 31(6): 47–51.
- [82] OKITA Y, MIZOKAMI Y, HASEGAWA J. Experimental and numerical investigation of environmental barrier coated ceramic matrix composite turbine airfoil erosion[J]. *J Eng Gas Turbines Power*, 2019, 141(3): 031013.
- [83] 潘丽萍, 陈怡琛, 尹玉成, 等. 基于超音频感应加热的耐火材料抗热震性评估系统及方法[P]. CN Patent, CN118641376A. 2024–09–13.
- [84] 李卫国, 邓勇, 麻建坐, 等. 一种用于陶瓷材料升/降温热冲击试验装置及测试方法[P]. CN Patent, CN108398350B. 2020–09–01.
- [85] WEI S Y, LI C, WANG Q W, et al. Thermal cycling and abrasability for $\text{Hf}_6\text{Ta}_2\text{O}_{17}/\text{YSZ}$ double-ceramic-layer abrasible sealing coatings prepared by atmospheric plasma spraying[J]. *J Alloys Compd*, 2025, 1030: 180845.
- [86] 李淑青, 李其连, 王西昌, 等. 基体表面造型结构对封严涂层抗热震性能影响研究[C]//第二十届国际热喷涂研讨会(ITSS'2017)暨第二十一届全国热喷涂年会(CNTSC'2017)论文集. 沈阳, 2017: 44–48.
- [87] EBERT S, MÜCKE R, MACK D, et al. Failure mechanisms of magnesia alumina spinel abrasible coatings under thermal cyclic loading[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2013, 33(15–16): 3335–3343.
- [88] TSUI Y C, CLYNE T W. An analytical model for predicting residual stresses in progressively deposited coatings Part I: Planar geometry[J]. *Thin Solid Films*, 1997, 306(1): 23–33.
- [89] JOHNSTON R E. The sensitivity of abrasible coating residual stresses to varying material properties[J]. *J Therm Spray Technol*, 2009, 18(5): 1004–1013.

作者贡献声明:

- 于爽: 提出研究方向、设计论文框架、撰写论文;
吕凯: 参与文献调研, 提供资金支持;
韩蛟: 完善论文框架, 修订论文;
王亚明: 提出研究方向、修订论文, 提供资金支持;
王树棋: 完善论文框架, 修订论文;
叶志云: 图表修订, 完善论文框架;
邹永纯: 完善论文框架, 采集整理数据;
陈国梁: 完善论文框架, 采集整理数据。

Research Progress on the Design, Preparation and Performance Evaluation of High-Temperature Abradable/Environmental Barrier Composite Coatings

YU Shuang^{1,2,3}, LYU Kai^{1,2}, HAN Jiao⁴, WANG Yaming³, WANG Shuqi³, YE Zhiyun³, ZOU Yongchun³, CHEN Guoliang³

(1. School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China; 2. Engineering Research Center of Development and Processing Protection of Advanced Light Metals, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China; 3. Institute for Advanced Ceramics, Harbin Institute of Technology, Harbin 150080, China; 4. Inner Mongolia Aerospace Honggang Machinery Co., Ltd, Hohhot 010076, China)

Extended Abstract

With the continuous improvement of aero-engine thrust-to-weight ratio and turbine inlet temperature, the performance limitations of conventional superalloys become increasingly prominent. SiC_f/SiC ceramic matrix composites (CMCs) can be core candidate materials for hot-section components due to their excellent high-temperature properties and low density. As a key technology to realize the engineering application of CMCs, compatible abradable/environmental barrier coatings (A/EBCs) that can simultaneously achieve gas path sealing, high-temperature protection and abradable performance become a research focus in the field of advanced aero-engine sealing technology. This review represents the research progress of such coatings from three dimensions, *i.e.*, material design, microstructural regulation, and performance evaluation, while analyzing key technical challenges and development trends. In terms of material system design, conventional yttria-stabilized zirconia (YSZ) abradable coatings suffer from thermal expansion mismatch with SiC_f/SiC CMCs, which are prone to failure, while conventional solid lubricants undergo oxidative degradation at > 1200 °C. It is urgent to develop new matrix materials with a high thermal stability, a water vapor-oxygen corrosion resistance and a thermal expansion compatibility. Multi-layer structure is the main design to realize functional synergy, and the interface matching and thermal expansion adaptability between layers are a key to the service durability. The introduction of negative thermal expansion materials provides an idea to solve the mismatch problem. In addition, the construction of material system matching for multi-layer coatings and the compatibility analysis of interlayer interfaces/multiphase interfaces also become important aspects in the design of abradable/environmental barrier coating systems.

In the aspect of microstructural regulation, improving porosity is a main way to obtain excellent abradability, but there is a prominent contradiction among abradability, erosion resistance, corrosion resistance and thermal stability. Excessive or uneven porosity, as well as high-temperature sintering and closure, will lead to the performance degradation and early failure. The core challenge is to realize the precise regulation of multi-scale pore structure and the multi-performance synergy balance. In terms of performance evaluation, the existing test devices have high cost and poor universality, and it is difficult to simulate the real multi-field coupling service environment. The lack of perfect preparation and evaluation standards restricts the engineering and standardized development of CMC-compatible coatings. Finally, the development trends of A/EBCs are prospected, providing a reference for the research and development of high-temperature sealing technology and coating system for advanced aero-engines.

Summary and prospects In summary, with the increasing service temperature of aero-engines, the abradable/environmental barrier coatings (A/EBCs) that match SiC_f/SiC ceramic matrix composites (CMCs) become a key research direction. This review represents the research progress of A/EBCs in material design, microstructural regulation and performance evaluation, and points out that the current challenges mainly include thermal expansion mismatch between conventional coating materials and CMC substrate, poor high-temperature stability of lubricants, difficult balance between multi-scale pore structure and multi-performance, and lack of standardized evaluation systems and test standards suitable for multi-field coupling service environment. In the future, the research and development of A/EBCs should focus on the multi-objective synergistic design of material composition, multi-scale microstructure and performance evaluation system. It is necessary to strengthen the analysis of failure mechanism under multi-physical field coupling environment, develop new high-temperature stable matrix and lubricant materials, realize the precise regulation of multi-scale pore and interface structure, and establish a standardized preparation and performance evaluation system. Through the breakthrough of the above key technologies, the comprehensive performance and service durability of A/EBCs will be effectively improved, so as to promote the leapfrog development of high-temperature sealing technology and provide an important support for the performance improvement of next-generation aero-engines.

Keywords abradable/environment barrier coating; composition design; structure regulation; performance evaluation