

特色专题

燃气涡轮发动机用热障涂层和环境障涂层研究进展

朱圣龙¹, 沈明礼¹, 辛丽¹, 鲍泽斌¹, 牛云松¹, 赵清清¹, 杜瑶¹, 鄢明钰¹, 董志宏¹, 李帅¹, 陈明辉², 王金龙², 王福会^{2*}

摘要 热障涂层(TBC)和环境障涂层(EBC)是燃气涡轮发动机的关键技术。 $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 、 YTaO_4 等低热导率陶瓷材料展现出相变温度高、热膨胀匹配性好、抗 CMAS($\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$) 腐蚀性能良好等特性, 纳米晶 γ' 相涂层具有涂层-基体化学/力学相容性优异及体系应力低等优点, 是下一代 TBC 的重要发展方向。基于 $\beta\text{-Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 的高熵稀土硅酸盐, 具有良好的热膨胀匹配性和抗 CMAS 腐蚀性能、优异的抗水蒸汽腐蚀性能, 以及显著低于 YSZ 的热导率, 是热环境障涂层(TEBC)的重要材料体系。双相陶瓷复合技术, 可显著提高断裂韧性, 并改善抗 CMAS 腐蚀性能和隔热性能, 是未来研究应重点关注的方向。

关键词 热障涂层; 环境障涂层; 高温氧化; 水蒸汽腐蚀; CMAS 腐蚀

燃气涡轮发动机主要用作航空发动机和工业燃气发电机组。提高燃气温度是提升其性能的重要技术路径, 例如, H 级燃机的燃气温度比 E 级燃机提高 300°C , 达 1400°C , 功率提高 300 MW, 达 400 MW。在先进燃气涡轮发动机的所有热端组件中, 工作条件最苛刻的是涡轮叶片。其工作温度超过了绝大多数结构材料的许用温度极限, 且转子叶片还需承受高离心力, 故需同时采用先进高温材料、高效冷却和防护涂层等 3 项技术措施, 其中防护涂层主要包括用于高温合金的抗氧化涂层、抗腐蚀涂层、热障涂层(thermal barrier coating, TBC)和用于陶瓷基复合材料的环境障涂层(environmental barrier coating, EBC)。

1 燃气涡轮发动机叶片腐蚀机理

材料的高温氧化一般特指氧气对材料的高温损伤现象, 高温腐蚀则指其他腐蚀性介质对材料的高温损伤现象, 主要包括水蒸汽腐蚀^[1]、熔盐热腐蚀^[2]、CMAS($\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$) 腐蚀^[3]。此外, 冷热循环导致的涂层剥落也是引起材料服役损伤的重要因素。

1) 高温氧化。材料高温氧化行为主要取决于其表面氧化物(thermally grown oxide, TGO) 热生长行为。在理想的稳态情况下, 扩散是 TGO 生长的控制步骤, 生长速率符合抛物线规律。当 TGO 膜扩散特性随时间发生变化时, 生长速率偏离抛物线规律。在常见 TGO 膜中, 生长速率较低的为 SiO_2 和 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。考虑到 TGO-涂层-基体之间的化学和力学相容性, 高温合金用防护涂层材料一般为铝化物或 Al 含量较高的合金, 陶瓷基复合材料(ceramic matrix composite,

1. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016

2. 东北大学材料科学与工程学院, 沈阳 110819

收稿日期: 2024-12-16; 修回日期: 2025-05-07

作者简介: 朱圣龙, 研究员, 研究方向为高端工业防护涂层, 电子信箱: slzhu@imr.ac.cn; 王福会(通信作者), 教授, 研究方向为腐蚀与防护, 电子信箱: fhwang@neu.edu.cn

引用格式: 朱圣龙, 沈明礼, 辛丽, 等. 燃气涡轮发动机用热障涂层和环境障涂层研究进展[J]. 科技导报, 2025, 43(17): 34-48; doi:10.3981/j.issn.1000-7857.2024.12.01752

CMC)用涂层为硅化物或 Si。

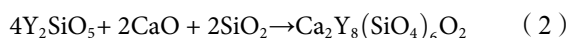
2) 水蒸汽腐蚀。有时也称为水蒸汽加速氧化,其机理为 TGO 和陶瓷涂层与水分子发生反应,形成挥发性产物羟基氧化物。相对来说,水蒸汽对氧化铝膜的影响较小,氧化速率提高一般小于 1 倍^[4],但对二氧化硅膜则可能提高 1~2 个数量级^[5]。因此,CMC 一般需采用 EBC 技术进行防护。氧化硅挥发速率能较准确地定义氧化硅形成材料的抗水蒸汽腐蚀性能,它与测试温度、水蒸汽流速及分压、气氛总压、流态(层流或湍流)有关,可表示为

$$k = \alpha v^m p_{\text{H}_2\text{O}}^n p^{m-1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, α 为氧化硅活度, v 为流速, $p_{\text{H}_2\text{O}}$ 和 n 分别为水蒸汽分压和指数, p 为总压, Q 为激活能, R 为气体常数, T 为绝对温度, m 为流体指数,层流时为 0.5,湍流时为 0.8。

3) 熔盐热腐蚀。主要指燃料和大气中的 S、V 和 Cl 等及碱金属产生的高温熔盐对材料的腐蚀现象,主要机制为熔融硫酸盐、钒酸盐或氯盐及其混合物与 TGO 和金属反应,导致 TGO 的熔融碱性或酸性熔融破坏。在 SO_3 分压较高环境中,CoCrAlY 涂层表面可形成 Na_2SO_4 - CoSO_4 低熔点盐膜,进而加速腐蚀破坏。因其温度区间低于硫酸钠熔点,这种腐蚀常称为低温热腐蚀。固态 NaCl 盐,特别是水蒸汽和固态 NaCl 盐的共同作用,也会破坏保护性 TGO,显著加速腐蚀^[6]。

4) CMAS 腐蚀。在超高温条件下,火山灰和大气尘埃能形成碱土金属硅铝酸盐熔融物,可损害 TBC 和 EBC 陶瓷面层。一般用熔点为 ~1200°C 的 CMAS 腐蚀来表征,主要机制为陶瓷或其部分组元融入 CMAS 中,导致陶瓷材料晶体结构失稳和理化特性变化。CMAS 对 YSZ(Yttria-stabilized zirconia, YSZ) 的破坏包括溶解 t'-YSZ,并在冷却过程中重新析出贫 Y 含 Ca 的单斜相 ZrO_2 ^[3],而对双硅酸钇 EBC 的破坏则包括脱 Y 形成单硅酸钇,进而形成磷灰石结构 Y_2O_3 - CaO - SiO_2 针状物^[7]



5) 涂层剥落。冷热循环引起的陶瓷涂层剥落是 TBC 和 EBC 失效的重要模式。剥落一般发生在冷却阶段,通常位于陶瓷面层/TGO/黏结层界面。导致剥

落的主要机制是热应力对涂层的累积损伤。TBC 和 EBC 体系至少包括 4 种材料:陶瓷面层、TGO、黏结层(bondcoat, BC)和基体,它们之间的热膨胀系数(coefficient of thermal expansion, CTE)有明显差异。表 1 列出了常用 TBC 和 EBC 陶瓷材料及基体、黏结层的热膨胀系数、热导率和断裂韧性,数据来源于文献[8-25]。可见, β -NiPtAl 黏结层与高温合金基体的 CTE 相近,但 α - Al_2O_3 和 8YSZ 的 CTE 分别仅为 β -NiPtAl 的 55% 和 70% 左右,故从 1100°C 快速冷却到 950°C 产生的 TGO 压应力可达到 0.5 GPa 以上^[26],冷却到室温则可高达 3.5 GPa,超过氧化铝室温抗压强度。除了以界面分离方式突然释放外,陶瓷层的热应力也可通过局部开裂方式逐渐释放。提高陶瓷面层的断裂韧性有助于提高涂层抗剥落性能。

表 1 TBC 和 EBC 陶瓷材料及基体、黏结层的热膨胀系数、热导率和断裂韧性

	CTE/ (ppm·K ⁻¹)	K_{IC} / (MPa·m ^{-1/2})	k / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	参考文献
superalloy	15.7	—	—	[8]
β -NiPtAl	15.6	—	—	[8]
α - Al_2O_3	8.6	3.3	30.0	[9-11]
8YSZ	10.8	4.0	5.9	[12]
$\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$	9.1	1.1	1.6	[13]
SrZrO_3	11.2	1.5	2.1	[14]
YTao ₄	10	3.0	1.8	[15-16]
8YSZ coating*	9~10	1.8~2.2	1.3~1.6	[17]
8YSZ coating **	9~10	3~4	0.6~1	[17]
CMC	4.5	—	—	[18]
mullite	5.2	1.7	3.5	[9, 19-20]
β -Yb ₂ Si ₂ O ₇	3.6	2	2.1	[21-22]
LaAlO ₃	5.5	4.1	2.2	[23-25]

注:*为等离子热障涂层(plasma thermal barrier coating);**为垂直裂纹等离子热障涂层(vertically cracked plasma thermal barrier coating)。

2 叶片防护涂层发展简史

1) 热扩散涂层。最早应用的燃气涡轮发动机防护涂层是热扩散涂层,在二战末期应用于第 1 代喷气式战斗机的发动机,在 1960 年代应用于第 2 代工业燃气轮机涡轮叶片,其用途为提高零件的抗高温氧化

性能。由于 β -NiAl 与镍基合金相容,且抗高温氧化性能优异,热扩散涂层主要是铝化物涂层,包括简单渗铝涂层、铝铬涂层、铝硅涂层和铂铝涂层,其中 Cr、Si 或 Pt 改性的主要目的是提高抗热腐蚀性能。

2) 包覆涂层。为了解决热扩散涂层成分难以调控问题,1960 年代起开展了包覆涂层研究,因其制备方法一般为热喷涂或电子束物理气相沉积(EB-PVD)而得名。包覆涂层也常特指 MCrAlY 涂层,其中, M 为 Ni、Co 或其组合, Y 为以 Y 为代表的活性元素,其主要优点是抗氧化和抗热腐蚀综合性能良好, TGO 抗剥落性能高,对基体力学性能的损害小。

3) 热障涂层。TBC 最早应用在 1970 年代的 JT9D 发动机热端部件。TBC 可使金属零件温度降低 50~300℃,帮助热端部件在超越合金许用温度极限的环境中长期服役,从而显著提高航空发动机推重比和燃气轮机电站的热效率,降低碳排放,极大地促进了航空发动机和工业燃机的发展。目前工业标准的 TBC 是由 MCrAlY 或铂铝(β -NiPtAl)黏结层、TGO (一般为 α -Al₂O₃)、YSZ 陶瓷隔热面层(topcoat, TC)构成的多层异质材料体系。

4) 环境障涂层。CMC,如 SiC 纤维增强 SiC 复合材料(SiC_f/SiC),许用温度高达 1300~1800℃,可替代单晶镍基高温合金(最高许用温度为~1200℃)。CMC 承受的腐蚀主要是水蒸汽腐蚀和 CMAS 腐蚀,需要采用 EBC 防护。公开报道的 EBC 研究始于 1990 年代,主要有莫来石涂层和 BSAS(1-xBaO·xSrO·Al₂O₃·2SiO₂, 0≤x≤1)涂层。21 世纪,国内外启动了新一代 EBC 研究项目,发展出了稀土硅酸盐等涂层材料。

3 热障涂层研究进展

3.1 经典热障涂层材料体系

块体 ZrO₂ 的热导率为~2.5 W/m·K,热膨胀系数为~10.3×10⁻⁶ K⁻¹,断裂韧性 K_{IC} 为~9.5 MPa·m^{1/2},综合性能较为优异。其主要缺点是在 950~1180℃ 温度区间有可逆的单斜(m 相)和正方(t 相)相变,通过 Y₂O₃ 等相稳定剂可抑制该相变。因此,经过大量理论、实验及应用研究,Y₂O₃ 的质量分数为 7%~8% 的 YSZ 成为了目前最常用的 TBC 隔热陶瓷材料。采用缺陷簇

改性,可降低其热导率。例如,在 ZrO₂ 中添加 5.5 mol% Y₂O₃、2.25 mol% Gd₂O₃ 和 2.25 mol% Yb₂O₃,可使热导率降低到 YSZ 的 60% 左右^[27]。

由于 YSZ 的氧迁移率很高,且为降低热导率还特意提高了涂层的孔隙率,故单一 YSZ 涂层的氧化速率太高,寿命并不长。增加 MCrAlY 黏结层,可在氧化过程中形成保护性氧化铝膜,并通过蠕变减轻热应力累积效应,显著延长 TBC 寿命。采用抗氧化性能更好的 β -NiPtAl 黏结层,替代 MCrAlY,可进一步延长 TBC 寿命^[28]。

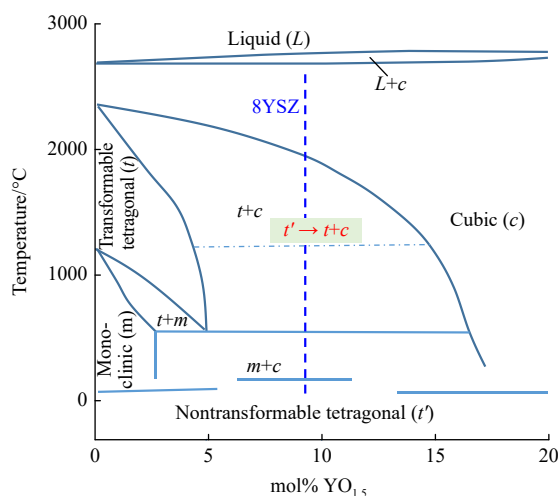
MCrAlY 的常用制备工艺有低压等离子喷涂(low-pressure plasma spraying, LPPS)、超音速火焰喷涂(high-velocity oxygen-fuel spraying, HVOF)、电弧离子镀(arc ion-plating, AIP)、电子束物理气相沉积(electron beam physical vapor deposition, EB-PVD), β -NiPtAl 的常用制备工艺为镀铂渗铝,YSZ 的常用制备工艺为大气等离子喷涂(air plasma spraying, APS)或 EB-PVD。APS-YSZ 的热导率较低,EBPVD-YSZ 的抗热震性能较高。

3.2 燃气温度提升对经典 TBC 的挑战

在先进燃气涡轮发动机设计中,涡轮前燃气进口温度提高到 1650℃ 以上,并采用二代以上含 Re 单晶镍基高温合金作为涡轮叶片,可极大地提高燃烧效率,提升发动机性能。但这也给基于 YSZ 的 TBC 体系提出了新挑战,主要有 4 个问题:YSZ 相变与烧结、氧化加速、黏结层褶皱和二次反应区(secondary reaction zone, SRZ)形成。

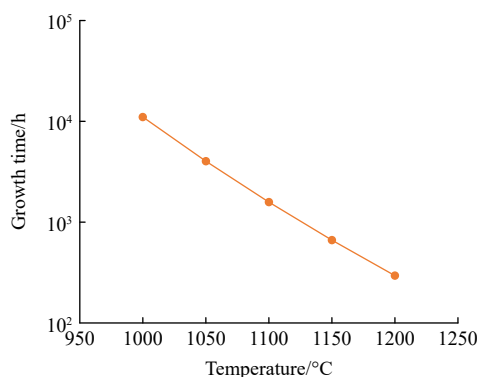
1) YSZ 相变与烧结。如图 1 所示,在长期高温服役过程中,t'相 YSZ 将逐渐分解为富 Y 的立方相(c)和贫 Y 的四方相(t),出现 t'→t+c 相变,并在冷却过程中引起剧烈的体积变化^[29]。另外,随着服役温度升高或时间延长,YSZ 出现高温烧结,同时降低隔热效果和应变容限^[30]。因此,YSZ 的实用温度极限为 1200℃。当一级导叶燃气温度为 1650℃,且冷却技术降温效果为 400℃ 时,TBC 表面温度可达 1250℃,YSZ 的相变与烧结速率显著提高,这将降低 TBC 寿命和隔热效率。

2) 氧化加速。燃气温度的提高导致氧化加速,增大 YSZ 剥落倾向,显著降低了涂层寿命。平板结构基体/膜层界面开裂的膜层应变能阈值 ϵ_c^* 可表示为

图1 $\text{ZrO}_2\text{-YO}_{1.5}$ 相图

$$\varepsilon_c^* = \sqrt{\frac{2\gamma_0}{E(1-\nu)d}} \quad (3)$$

式中, $2\gamma_0$ 为界面断裂能, d 、 E 和 ν 分别为膜厚、杨氏模量和泊松比。因此, 膜层增厚可导致应变能阈值降低。当膜层达到一定厚度后, 热应力将导致应变超出其容限, 出现界面开裂。根据 $\beta\text{-NiAl}$ 合金氧化抛物线常数经验公式 $k_p = 6.77 \times 10^7 \exp(-282.1/RT)$ (单位为 $\text{mg}^2/\text{cm}^4 \cdot \text{h}$), 可估算出 TGO 生长速率与温度的关系。与 1000°C 时的涂层寿命相比, 1050 、 1100 、 1150 、 1200°C 时的涂层寿命分别下降了 64%、86%、94% 和 97% 左右(图 2)。

图2 不同温度下 $\beta\text{-NiAl}$ 合金氧化增重达到 $1.4 \text{ mg}/\text{cm}^2$ 所需的时间计算值

3) 黏结层褶皱。黏结层褶皱是 BC 表面粗糙度随服役时间延长而逐渐增大的现象, 出现条件为: 热循环温度高于 1050°C ^[31]、TC/TGO 界面结合不好^[32]、热循环速率较低^[33]。普遍接受的观点认为, 黏结层褶皱主要驱动力是在冷却高温段的 BC 高温蠕变^[34-36]。

如图 3 所示, 在 1050°C 以上温度区间, BC 的蠕变强度较低。由于 BC 与基体之间 CTE 差异较大, BC 较薄且强度低于基体, 故热应力可导致 BC 出现蠕变。较薄的 TGO 可随 BC 褶皱一起发生适应性变形, 较厚的 TC 却不能。因此, 黏结层褶皱的主要危害是导致 TGO/TC 界面分离, 进而引起 TC 局部剥落。

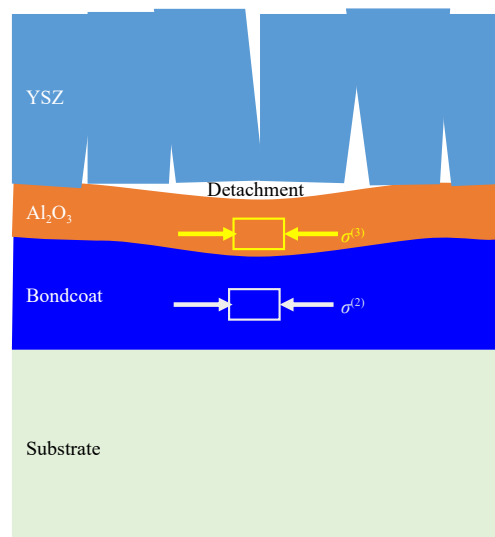


图3 黏结层褶皱的形成机制示意

4) 二次反应区形成。SRZ 是互扩散区(β /TCP 两相区)与含 Re 单晶合金基体(γ/γ' 两相区)之间的次级互扩散反应产物, 其中 TCP 为拓扑密排相。 β /TCP 两相区中贫 Al 的 β 相, 与 γ'/γ 两相区中富 Re 的 γ 相发生固相反应, 致使 γ 相转变为 γ' 相, 且超低扩散性的 Re 以片状 TCP 形式原位析出^[37-38], 如图 4 所示。SRZ 形成可导致合金蠕变断裂寿命下降 50% 以上^[39], 部分甚至完全抵消单晶结构带来强化效果。为提高冷却效率和减重, 一些新型叶片采用了超薄结构, 这时 SRZ 导致的高温蠕变寿命降低更加严重^[40]。SRZ 降低单晶基体蠕变寿命的主要机制是: 易蠕变的 SRZ 不仅减少了承载截面, 而且可成为裂纹萌生优先点而促进断裂行为^[41-43]。

3.3 新型超高温低热导陶瓷材料研究

由于 YSZ 不能高于 1200°C 使用, 且其抗 CMAS 腐蚀性能不足, 因此, 耐高温、耐蚀性更好的新型稀土 (rare earth element, RE) 氧化物低热导陶瓷材料得到了发展, 主要有 $\text{A}_2\text{B}_2\text{O}_7$ 型烧绿石结构材料^[44]、 ABO_3 型钙钛矿结构材料^[45]、铝酸盐^[46]、磷酸盐^[47]、硅酸盐^[48]、钽酸盐^[49]、铌酸盐^[50]等。

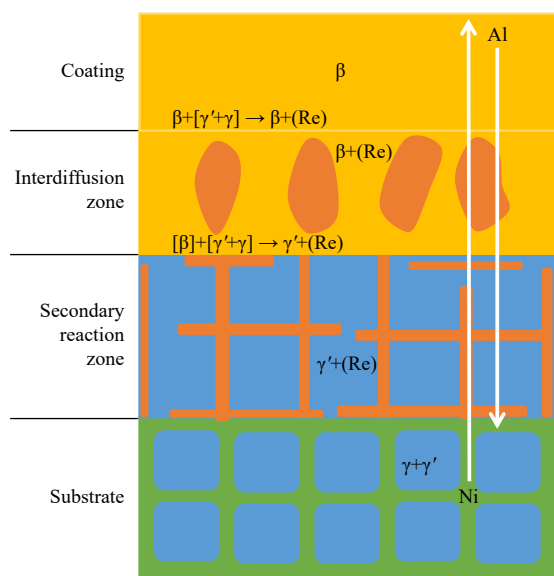


图4 高温合金基体/ β -NiAl 涂层互扩散机制示意

$A_2B_2O_7$ 型烧绿石结构材料 ($A=La, Sm, Nd, Gd, B=Zr$) 的相稳定温度高达 2300°C , 热导率比 7YSZ 低 40% 左右, 与 YSZ 化学相容性良好, 是较早研究和应用的新型隔热陶瓷材料。等离子喷涂的 $Sm_2Zr_2O_7$ 涂层, 因孔隙率较高, 热导率可低至 $0.36\sim 0.46\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ^[51]。 RE_3NbO_7 在 1200°C 时的 CTE 接近 YSZ, 热导率也比 YSZ 低 40%, 且氧迁移率比 YSZ 低 3 个数量级, 主要缺点是断裂韧性仅为 $1\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 而具有铁弹性的 $GdNbO_4$ 断裂韧性较 RE_3NbO_7 和锆酸盐高, 但也仅为 $2.77\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[50]。 $YTaO_4$ 的韧性更好一些, 可达到 $3.0\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[15]。综合性能较好的低热导陶瓷是双相陶瓷。例如, $YTaO_4$ -25% $Y_2Zr_2O_7$ 双相陶瓷的断裂韧性比 $YTaO_4$ 高 23%, 达到 $3.7\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 且其 CTE 与 YSZ 相当, 热导率为 YSZ 的 1/4 左右^[16]。

稀土锆酸盐^[52]、磷酸盐^[53]、硅酸盐^[54]、钎酸盐^[55]、钽酸盐^[56], 均能与 CMAS 反应, 在表面形成磷灰石结构的晶体层, 抗 CMAS 腐蚀性能均优于 YSZ。锆酸盐与 CMAS 的反应产物为磷灰石结构的 $2(\text{Ca}_3\text{RE})\text{O}\cdot 8\text{REO}_2\cdot 6\text{SiO}_2$, 而磷酸盐反应产物除磷灰石结构晶体外, 还有 $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ 。可用类似水溶液腐蚀中的活性溶解和钝化观点来理解不同陶瓷材料的 CMAS 腐蚀行为差异。可钝化材料的腐蚀速率远远低于活性溶解腐蚀速率, 其原因是材料表面的钝化膜隔离了腐蚀介质。相似地, 当材料与 CMAS 的反应能形成固态界面层时, 腐蚀速率也显著降低。另外, 钎酸盐陶瓷与

CMAS 反应不仅消耗 CMAS 中 CaO , 还可能提供 Al 源, 促进石榴石 ($2\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$) 结晶物析出^[57]。

Pan 等^[58]认为, 虽然很多新型低热导率材料的热稳定性好, 热膨胀系数匹配良好, 但如果它们存在诸如断裂韧性低、TC/TGO 界面结合力差及涂覆性能差等缺点时, 仍有可能不宜用作 TBC。表 1 列出了 CTE 与 YSZ 相近, 热导率低于 YSZ 的几种新型陶瓷材料, 其 K_{IC} 都低于 YSZ。因此, 目前广泛接受双陶瓷层方案 (YSZ 陶瓷底层和新型陶瓷面层)^[59]。

涂覆性能差主要指喷涂得到涂层结构为亚稳结构, 如喷涂的 SrZrO_3 涂层为正交结构, 而稳态结构是伪四方结构。通过掺杂增熵改性可改善涂覆性能, 如在 SrZrO_3 中掺杂 Yb_2O_3 和 Gd_2O_3 , 可以抑制亚稳结构的形成^[60]。另一个关键的涂覆性能是涂层断裂韧性。喷涂涂层密度一般低于块体材料, 因此其热导率更低, 但断裂韧性更差。表 1 列出了块体和等离子喷涂的 8YSZ 涂层数据。块体、层状结构和垂直裂纹涂层的断裂韧性 K_{IC} 分别为 4.0、1.8~2.2 和 3~4, 因此目前都倾向于采用垂直裂纹 TBC, 其寿命更长。

3.4 新型黏结层材料研究

前文所述的氧化加速、黏结层褶皱、SRZ 形成等 3 个问题都与黏结层密切相关。前一个问题涉及涂层抗氧化性能, 后 2 个问题涉及涂层-基体相容性。目前开展的相关研究包括成分调控 (Pt 改性、活性元素效应)、相组织调控 (Pt 改性 $\gamma+\gamma'$ 、相平衡、 γ' 相)、理化性能调控 (增熵、低膨胀) 和结构调控 (扩散障、纳米晶) 等方面。

3.4.1 成分调控

本文所述成分调控是指在不改变相组成前提条件下的成分调控, 对黏结层发展来说最有意义的是 2 项工作: Pt 改性和活性元素 (reactive element, RE) 改性。活性元素概念是 John Stringer 提出的, 包括稀土元素、Y、Hf、Si 等与 O 反应活性高于 Al 的化学元素。其缩写与通称的稀土元素 RE 一样, 容易混淆。本文在讨论陶瓷材料时的 RE 指稀土元素, 在讨论黏结层时的 RE 指活性元素。Pt 和 RE 改性常与相组织、理化性能及结构调控组合使用。

Pt 的首要作用是提高 β -NiAl 表面 TGO 黏附性, 主要机制是抑制界面空洞形成^[61]。Pt 的第 2 个重要作用是降低高温氧化和热腐蚀速率^[62-63], 其机制包括:

(1) 提高合金中 Al 扩散速率^[64-65]; (2) 抑制非 α -Al₂O₃ 产物形成, 促进非 β -NiAl 合金的选择性氧化^[66-67]; (3) 在一定条件下促进 $\theta \rightarrow \alpha$ -Al₂O₃ 相变^[68-69]。虽然 Pt 在抑制界面空洞形成方面不如 RE, 在促进 $\theta \rightarrow \alpha$ -Al₂O₃ 相变和非 β -NiAl 合金的选择性氧化方面不如 Cr, 但 Pt 可降低 TGO 应力水平, β -NiPtAl 涂层的抗高温氧化、抗热腐蚀性能均优于 MCrAlY。

RE 可显著提高 TGO 黏附性和降低氧化速率^[70], 在抑制界面空洞形成和降低氧化速率方面的能力均优于 Pt。RE 可抑制金属中 S 向 TGO/金属界面扩散, 从而抑制界面 S 偏聚和空洞形成。并且, RE 在 TGO/金属界面的偏聚也可提高界面强度。RE 显著降低离子, 特别是阳离子, 在 TGO 中的扩散速率, 从而降低氧化速率。在不同 TGO 形成体系中, RE 效果差异较大。Ce^[71]和 Y^[72] 常分别用于 Cr₂O₃ 和 Al₂O₃ 膜形成合金, 但对于 β -NiPtAl 和 γ' -(NiPt)₃Al 合金, Hf 改性效果优于 Y 改性^[73-74]。当活性元素种类不合适, 或活性元素过高, 都会提高氧化速率^[75]。目前 RE 种类和含量范围的合理选择还没有形成一个完备理论体系。总的来说, Y 在抑制硫效应方面作用更强, Hf 在降低 α -Al₂O₃ 生长速率方面作用更强。

3.4.2 相组织调控

相组织调控目的是提高涂层-基体的力学和化学相容性, 消除或减少黏结层褶皱和 SRZ 形成, 主要包括 Pt 改性 $\gamma+\gamma'$ 黏结层、相平衡黏结层和 γ' 相黏结层等工作。

Pt 改性可抑制 $\gamma+\gamma'$ 双相合金表面的非氧化铝产物(NiO 和 NiAl₂O₄ 尖晶石)生长, 因此, Gleeson 等^[76]提出, 在单晶高温合金上镀 Pt 并进行热扩散处理, 从而形成 Pt 改性 $\gamma+\gamma'$ 层, 可替代 β -NiPtAl 作为 TBC 的黏结层, 既避免了 SRZ 形成, 又消除黏结层褶皱现象。但是, Pt 改性 $\gamma+\gamma'$ 黏结层未改善 TBC 寿命, 且受基体化学成分影响而差异甚大^[77-79]。

Sato 等^[80]提出了相平衡涂层概念, 拓展了抑制 SRZ 形成的思路, 即抑制 SRZ 形成并不需要涂层-基体的化学成分完全一致, 当涂层-基体处于相邻相区或相同相区时, 也不会形成 SRZ^[81]。相平衡黏结层强度高, 还可抑制黏结层褶皱, 但不能改善 TBC 寿命, 原因是生成的 TGO 不纯净, 有尖晶石相, 氧化速率较高^[82-83]。

Pt 或/和 Cr 改性的 γ' 相涂层可形成纯 α -Al₂O₃ 膜, 故可来代替 β 相, 作为 TBC 黏结层, 既具有良好的抗氧化性能, 又可避免 SRZ 形成现象。在 γ' 相黏结层中应避免 β 相和 γ 相, 因为前者可导致 SRZ 形成, 后者会导致黏结层褶皱^[84-85]。 γ' 相涂层的蠕变强度应控制在适当的范围内, 使得能够在热应力释放和抗褶皱性能之间取得平衡, 从而得到更好的抗循环氧化性能^[86]。Pt 和 Cr 共改性可进一步提高 γ' 相抗氧化性能。其中, Pt 改性可降低表面 TGO 杂质含量, 并减小涂层-基体之间 CTE 差异, 从而降低 TGO 裂纹形成倾向^[87]; Cr 改性则可显著加速 $\theta \rightarrow \alpha$ -Al₂O₃ 相变, 降低初期氧化速率^[88]。

3.4.3 理化性能调控

理化性能调控主要指高熵合金黏结层和低膨胀黏结层研究工作, 前者可消除黏结层褶皱, 后者可降低热应力。

高熵合金指 5 种或更多的等/近等摩尔比的元素组成的、混合熵大于 1.5 R 的合金(R 为普适常数), 主要优点是强度高, 可抑制黏结层褶皱^[89]。激光熔覆 Al_x(CrMoTsTi)_{1-x} 涂层的抗氧化性能与 Al 含量有很大关系, 当 Al 含量达到 15 mol% 时 TGO 生长速率显著下降^[90]。活性元素效应及减少 TGO 晶界密度对改善金属抗氧化性能有益, 也适合于高熵黏结层^[91]。等离子喷涂的 AlCrFeCoNi 表面 TGO 生长速率与 NiCoCrAlYSiHf 相当, 不如 β -NiPtAl^[92]。高熵黏结层与含 Re 单晶合金基体的化学相容性应加以重视, 目前在这方面的研究还很少。

低膨胀黏结层设计的目的是降低 BC 与 TGO 的 CTE 差异, 进而降低了热应力。Fritscher 等^[93]发现提高 NiCrAl 材料中的 Cr、Si 和 Ti 含量, 可形成第二相低膨胀质点, 从而降低黏结层的 CTE。在涂层制备过程中掺杂 N 元素, 形成低膨胀的纳米金属陶瓷复合涂层, 是简单且普适的降低 CTE 方法。Ni+CrAlYSiN 涂层的 CTE 比 NiCrAlY 低 30% 左右, TGO 热应力降低一倍, 显著提高了 TGO 循环氧化性能^[94-96]。通过 N 和 O 共掺杂, 在涂层中形成纳米氧化铝颗粒, 可促进 Al 从基体向涂层进行上坡扩散, 从而显著降低涂层退化速率^[97-98]。低膨胀的金属/陶瓷纳米多层膜也是提高 TBC 抗剥落性能的有效途径^[99]。纳米多层膜结构对基体元素和活性元素扩散有良好的抑制作用, 且能

生成粗晶/细晶层状交替的氧化铝膜,同时增强热应力释放和降低氧化速率^[100]。

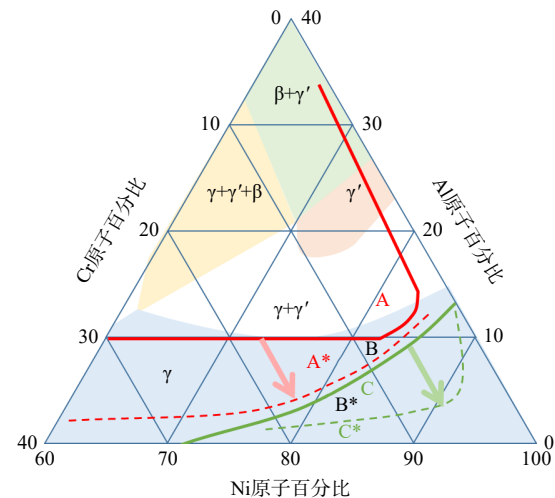
3.4.4 结构调控

结构调控包括在黏结层-基体之间增加扩散障层和将黏结层纳米晶化。扩散障技术是抑制涂层-基体互扩散的普适方法,纳米晶化是通过细化黏结层晶粒方式改善抗氧化性能。

在理想的扩散障中,涂层和基体组元的扩散速率都非常低。 α - Al_2O_3 是一种自扩散系数和杂质扩散系数都很低的氧化物,具有非常好的阻扩散效果^[101]。氮化物层状结构不稳定,易球化,掺杂 O 可改善结构稳定性^[102-103]。当涂层和基体中含有适量的 C 时,碳化物扩散障也是稳定的^[104]。Al 在难熔金属相中的扩散系数较低,因此难熔金属扩散障也受到重视,主要有 Ta^[105]、W^[106]、Hf^[107]、Re^[108]等。在镍基合金中,Re 的扩散系数比所有其他元素都低至少 1 个数量级以上。并且,Al 在富 Re 的 TCP 相中的固溶度很低。因此,Re 扩散障的结构稳定性良好,可阻碍涂层中 Al 向基体扩散,但阻碍基体中 Ni 向涂层的扩散效果不足,也只能减轻 SRZ 形成速率^[109-110]。为了同时获得优异的阻扩散性能和良好的结合力,发展出了活性扩散障。例如, NiCrO 活性扩散障层,可原位反应转换成 α - Al_2O_3 /NiCr/ α - Al_2O_3 三明治结构^[111]。三明治结构相当于在 Al_2O_3 中插入一层韧性层,分成更薄的两层,提高了 Al_2O_3 层高温应变容限和应用可行性。

采用基体合金相同化学成分的纳米晶黏结层,可避免涂层-基体互扩散,并提高了涂层的循环氧化性能^[112]。纳米晶结构提高了组元扩散速率,促进了 Al 的选择性氧化,相当于扩大了合金的氧化铝膜形成区范围(图 5),从而降低氧化速率^[113]。此外,高密度晶界还提高了蠕变速率,可高效释放 TGO 生长应力和热应力,从而提高 TGO 黏附性^[114-115]。因此,对合金进行表面纳米晶化,提高抗高温氧化性能,可实现合金的高温自防护。在纳米晶涂层的设计中,并不需要受限于涂层与基体合金的化学成分完全相同这一教条。相反,调控化学成分是改善纳米晶涂层性能的有效途径。虽然纳米晶 γ' 相涂层与含 Re 的 $\gamma+\gamma'$ 双相单晶镍基高温合金基体之间也存在互扩散,但并不会出现 TCP 相^[84]。通过提高基于 René N5 合金的纳米晶涂层中 Al 含量和添加少量 Y,可减少富 Ta 涂层中

γ' -Ni₃(Al, Ta) 体积分数,抑制 TGO 中富 Ta 第二相颗粒形成,从而降低氧化速率^[116]。通过氧掺杂方法,降低 CTE 和提高强度,可显著改善纳米晶 $\gamma+\gamma'$ 黏结层的抗褶皱性能^[117]。



A 和 A*区(红线以上)形成单一 Al_2O_3 膜, B 区(红线和绿线之间)形成 Cr_2O_3 外氧化膜和 Al_2O_3 内氧化物, B*区形成 Cr_2O_3 外层膜和连续的 Al_2O_3 内层膜, C 和 C*区形成 NiO 外氧化膜和 Al_2O_3 及 Cr_2O_3 内氧化物;

粗实线和细虚线分别代表粗晶和纳米晶合金

图 5 Ni-Cr-Al 合金 1000°C 氧化相图

4 环境障涂层研究进展

采用 EBC 技术的主要目的是提高 CMC 材料的抗水蒸汽和 CMAS 腐蚀性能。CMC 表面可形成氧化硅膜,具有良好的抗高温氧化性能。但在温度为 1350°C、含 10% 水蒸汽的常压流动气氛中,水蒸汽腐蚀导致的氧化硅消耗速率高达 1 $\mu\text{m}/\text{h}$ 左右^[118-119],这远远高于零件设计寿命要求的腐蚀速率。另外,CMC 的工作温度高,CMAS 易于形成,抗 CMAS 腐蚀设计也十分重要。

4.1 第 1 代 EBC 技术:莫来石和 BSAS

莫来石($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot x\text{SiO}_2$)与 CMC 的热膨胀匹配性好,其 CTE 分别为 5 和 $4.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$,因此热喷涂莫来石涂层的抗剥落性能优于氧化铝和氧化锆^[120],可通过 1300°C/1200 h 的水蒸汽腐蚀测试^[121]。在制备莫来石涂层时应避免形成非晶相,因高温晶化可产生剧烈的体积变化,易导致涂层开裂^[122]。

BSAS ($1-x\text{BaO} \cdot x\text{SrO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$, $0 \leq x \leq 1$), 是

一种源于莫来石研究提出的钡锶铝硅酸盐^[123]。其热膨胀系数与 CMC 匹配性比莫来石更好,且其氧化硅活度比莫来石低 1/4 以上。21 世纪初,一种由硅黏结层、莫来石+BSAS 中间层、BSAS 面层构成的环境障涂层用于 CMC 燃烧室,通过了累积 2 万多 h 的试车考核^[124]。

4.2 第 2 代 EBC 技术:稀土硅酸盐

BSAS 涂层的主要问题是当潮湿燃气的温度较高时,涂层易形成低熔点玻璃和大量空洞,使其应用局限于 1300°C 以下。为此,研究人员开展了镧(Lu)、钇(Y)、铈(Yb)等稀土元素的单硅酸盐和双硅酸盐涂层研究^[125-127]。硅酸镧价格较高,且易于出现晶界腐蚀,因此研究较少。硅酸钇的主要问题是晶型多,不同晶型的 CTE 差异大^[128]。双硅酸铈(β -Yb₂Si₂O₇)的综合性能较好,其突出优点是氧化硅活度低,抗水蒸汽腐蚀性能优异^[129]。

当表面温度超过 1300°C 时,CMAS 腐蚀是 β -Yb₂Si₂O₇ 用作 EBC 时面临的主要问题,其破坏速率可达每小时数微米。氧化物陶瓷或玻璃的光学碱度(optical basicity, OB)定义为氧离子贡献电子的能力。根据 Lewis 酸度化学理论,氧化物陶瓷在玻璃中的反应性随 OB 差降低而降低。因 YAlO₃、 γ -Y₂Si₂O₇、 β -Yb₂Si₂O₇ 和 β -Sc₂Si₂O₇ 与 CMAS 的 OB 相差较小,它们应具有较好的抗 CMAS 腐蚀性能。Turcer 等^[130-131]的研究表明,因离子直径较大的 Y 与 Ca 有较高的亲和性,YAlO₃ 和 γ -Y₂Si₂O₇ 易于与 CMAS 反应生成 Y-Ca-Si 磷灰石,而 CMAS 熔体几乎不会导致 Yb₂Si₂O₇ 和 β -Sc₂Si₂O₇ 表面生成磷灰石,但能逐渐侵入陶瓷晶界,并导致局部泡状开裂。在这 4 种材料中,虽然 β -Yb₂Si₂O₇ 与 CMC 的相容性最好,但抗 CMAS 性能却远不如 YAlO₃ 好。因此,王京阳等^[127]提出,充分利用不同稀土元素在与 CMAS 反应过程中呈现的特性差异,通过采用多稀土组元搭配进行高熵化设计,如 (Y_{0.25}Yb_{0.25}Er_{0.25}Sc_{0.25})₂Si₂O₇,可提升稀土硅酸盐材料抗 CMAS 腐蚀性能。

4.3 裂纹自愈合技术

除要求抗水蒸汽和 CMAS 腐蚀性能好之外,环境障涂层材料还应有如下特性:(1)与基体热膨胀匹配;(2)制备及服役过程中无相变;(3)多层膜的化学相容性好。应当尽量避免涂层裂纹,因为裂纹是水蒸汽

和 CMAS 侵入的快速通道。在热循环条件下,热应力累积造成的裂纹难以避免,发展可自愈合裂纹的涂层技术是实用化 EBC 发展的重要趋势。Nguyen 等^[132]提出,在陶瓷涂层中添加少量的 SiC 纳米颗粒或纤维,通过 SiC 氧化形成氧化硅产生的体积膨胀效应填补裂纹,可实现裂纹自愈合。

4.4 新一代 TEBC 技术

Turcer 等^[133]提出的以 (Y_xYb_{2-x})Si₂O₇ 为代表的热环境障涂层(thermal environmental barrier coating, TEBC)是正在发展的另一个重要方向,其特性比 EBC 增加了一个要求:热导率不高于 1 W/(m·K) 左右。与镍基合金用 TBC 不同的是,TEBC 应为 4.5×10⁻⁶ K 左右,而不是 10×10⁻⁶ K 左右。新近的理论研究表明,在 (Y_xYb_{2-x})Si₂O₇ 中用 Eu 或 Er 替代部分 Y 和 Yb,可使热导率显著降低至 0.25~0.39 W/(m·K),且其 CTE 在 4.4~5.5×10⁻⁶K,与 CMC 基体的热膨胀相容性非常好^[134]。Chen 等^[49]提出的高熵钙钛矿结构 RETa₃O₉ 低热导材料也很有发展前途,其热导率为 1.5 W/m·K,断裂韧性可达 2.5 MPa·m^{1/2},并具有优异的抗 CMAS 腐蚀性能。双相陶瓷,如 GdAlO₃-Gd₂Hf₂O₇^[135],具有更高的断裂韧性,抗剥落性好,也是 TEBC 的一个重要发展方向。

5 结论与展望

以 β -NiPtAl/YSZ 为代表的 TBC 和以 BSAS 为代表的 EBC 分别用于镍基高温合金和 CMC 的防护,为燃气涡轮发动机的发展作出了重要贡献。进一步提升燃气温度,可提升发动机性能,也对 TBC 和 EBC 带来了新的问题,前者包括加速 YSZ 的相变和烧结、 β -NiPtAl 的氧化、黏结层褶皱和 SRZ 形成等,后者包括水蒸汽和 CMAS 腐蚀。这些问题显著降低了涂层的服役寿命。为此,国内外开展了新型涂层研究,并取得了重要进展。

在改善涂层-基体化学相容性方面,发展出了非 β 相的 Pt 改性 γ + γ' 、相平衡和 γ' 相黏结层技术以及扩散障和纳米晶技术。其中纳米晶 γ' 相黏结层具有较好的发展前途,一方面,是因为其化学成分体系较为开放,具有较大的调控空间,另一方面,是该体系具有优异的涂层-基体力学相容性及可控的应力缓释能

力。这一新型黏结层的未来发展方向,应着重于降低 TGO 生长速率和避免 TC/TGO/BC 界面应力集中等 2 方面的研究工作。例如,通过贵金属和活性元素改性,降低 TGO 晶界扩散速率;通过难熔金属增熵,改变 BC 的 CTE 和蠕变强度,降低界面平均应力水平。

也已证明,与经典的 YSZ 相比,许多低热导率稀土氧化物陶瓷材料,包括锆酸盐、铝酸盐、磷酸盐、硅酸盐、钽酸盐、铌酸盐等,都具有相近的 CTE、更高的相稳定性以及更优异的抗 CMAS 腐蚀性能。这些材料各具特色,La₂Zr₂O₇ 与 YSZ 相容性较好,YTaO₄ 断裂韧性较高,RE₃NbO₇ 氧迁移率极低,GdAlO₃ 抗 CMAS 腐蚀性能较好。

在新型 EBC 材料中, β -Yb₂Si₂O₇ 的相稳定性和抗水蒸汽腐蚀性能优于其他材料,但抗 CMAS 腐蚀性能不如 YAlO₃ 和 γ -Y₂Si₂O₇。基于 β -Yb₂Si₂O₇ 的高熵化设计,如(Y_{1/4}Yb_{1/4}Er_{1/4}Sc_{1/4})₂Si₂O₇,可提高抗 CMAS 腐蚀性能。而且,高熵化还可显著降低材料热导率,形成 TEBC。通过 SiC 纤维或颗粒增强,可提高 EBC 的裂纹自愈合性能。

提高断裂韧性对改善 T/EBC 抗剥落性能极其重要,是未来研究的重点方向之一。在本文讨论的各种陶瓷材料中,仍以 YSZ 的断裂韧性最高,相对较好的是 YTaO₄ 和 GdNbO₄,分别为 YSZ 的 75% 和 70%。探索高韧性陶瓷材料可从根本上解决问题,但风险和投入较高。研究表明,双相复合陶瓷技术是显著提高涂层断裂韧性的捷径,具有良好的工程化应用可行性。在某些情况下,复合材料技术还可同时提高抗 CMAS 腐蚀性能和降低热导率。

参考文献(References)

- [1] Saunders S R J, Monteiro M, Rizzo F. The oxidation behaviour of metals and alloys at high temperatures in atmospheres containing water vapour: A review[J]. *Progress in Materials Science*, 2008, 53(5): 775–837.
- [2] Eliaz N, Shemesh G, Latanision R M. Hot corrosion in gas turbine components[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2002, 9(1): 31–43.
- [3] Krämer S, Yang J, Levi C G, et al. Thermochemical interaction of thermal barrier coatings with molten CaO–MgO–Al₂O₃–SiO₂ (CMAS) deposits[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2006, 89(10): 3167–3175.
- [4] Pint B A, Haynes J A. Effect of water vapour content on thermal barrier coating lifetime[J]. *Materials Science and Technology*, 2013, 29(7): 828–834.
- [5] Opila E J. Variation of the oxidation rate of silicon carbide with water–vapor pressure[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1999, 82(3): 625–636.
- [6] Shu Y H, Wang F H, Wu W T. Synergistic effect of NaCl and water vapor on the corrosion of 1Cr–11Ni–2W–2Mo–V steel at 500–700 °C[J]. *Oxidation of Metals*, 1999, 51(1): 97–110.
- [7] Poerschke D L, Shaw J H, Verma N, et al. Interaction of yttrium disilicate environmental barrier coatings with calcium–magnesium–iron alumino–silicate melts[J]. *Acta Materialia*, 2018, 145: 451–461.
- [8] Haynes J A, Pint B A, Porter W D, et al. Comparison of thermal expansion and oxidation behavior of various high–temperature coating materials and superalloys[J]. *Materials at High Temperatures*, 2004, 21(2): 87–94.
- [9] Hirata Y, Itoh S, Shimonosono T, et al. Theoretical and experimental analyses of Young's modulus and thermal expansion coefficient of the alumina–mullite system[J]. *Ceramics International*, 2016, 42(15): 17067–17073.
- [10] Zhang F C, Luo H H, Roberts S G. Mechanical properties and microstructure of Al₂O₃/mullite composite[J]. *Journal of Materials Science*, 2007, 42(16): 6798–6802.
- [11] Xu X H, Li P X, Wu J F, et al. Preparation, microstructure and properties of solar thermal storage Nano–ZrO₂–corundum–mullite composite ceramics[J]. *Ceramics International*, 2025, 51(9): 11914–11927.
- [12] Song X M, Ding Y, Zhang J M, et al. Thermophysical and mechanical properties of cubic, tetragonal and monoclinic ZrO₂[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 648–655.
- [13] Vassen R, Cao X Q, Tietz F, et al. Zirconates as new materials for thermal barrier coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, 83(8): 2023–2028.
- [14] Ma W, Mack D E, Vaßen R, et al. Perovskite–type strontium zirconate as a new material for thermal barrier coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, 91(8): 2630–2635.
- [15] Wang J, Zheng Q, Shi X L, et al. Microstructural evolution and thermal–physical properties of YTaO₄ coating after high–temperature exposure[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 456: 129222.
- [16] Ruan Z Y, Zhao Z F, Feng J. YTaO₄/Y₂Zr₂O₇ dual–phase ceramics with enhanced vickers hardness, fracture toughness and high thermal expansion properties for thermal barrier coating applications[J]. *Metals*, 2025, 15(3): 307.

- [17] Planques P, Vidal V, Lours P, et al. Mechanical and thermo-physical properties of plasma-sprayed thermal barrier coatings: A literature survey[J]. *Oxidation of Metals*, 2017, 88(1): 133–143.
- [18] Suzuki M, Shahien M, Shinoda K, et al. The current status of environmental barrier coatings and future direction of thermal spray process[J]. *Materials Transactions*, 2022, 63(8): 1101–1111.
- [19] Bodhak S, Bose S, Bandyopadhyay A. Densification study and mechanical properties of microwave-sintered mullite and mullite-zirconia composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2011, 94(1): 32–41.
- [20] Hirata Y, Kinoshita Y, Shimonosono T, et al. Theoretical and experimental analyses of thermal properties of porous polycrystalline mullite[J]. *Ceramics International*, 2017, 43(13): 9973–9978.
- [21] Zhou Y C, Zhao C, Wang F, et al. Theoretical prediction and experimental investigation on the thermal and mechanical properties of bulk β -Yb₂Si₂O₇[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2013, 96(12): 3891–3900.
- [22] Tian Z L, Zheng L Y, Wang J M, et al. Damage tolerance and extensive plastic deformation of β -Yb₂Si₂O₇ from room to high temperatures[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2015, 98(9): 2843–2851.
- [23] Stanimirovic A, Balzaretto N M, Feldman A, et al. Thermal conductivity and thermal diffusivity of selected oxide single crystals[J]. *Journal of Materials Research*, 2001, 16(3): 678–682.
- [24] Vourdas N, Marathoni E, Pandis P K, et al. Evaluation of LaAlO₃ as top coat material for thermal barrier coatings[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(8): 1582–1592.
- [25] Liu X Q, Chen X M. Dielectric and mechanical characteristics of lanthanum aluminate ceramics with strontium niobate addition[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2004, 24(7): 1999–2004.
- [26] Veal B W, Paulikas A P, Hou P Y. Creep in protective α -Al₂O₃ thermally grown on β -NiAl[J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 90(12): 121914.
- [27] Zhu D M, Miller R. Development of advanced low conductivity thermal barrier coatings[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2005, 1: 86–94.
- [28] Zhang Y, Lee W Y, Haynes J A, et al. Synthesis and cyclic oxidation behavior of a (Ni, Pt) Al coating on a desulfurized Ni-base superalloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30(10): 2679–2687.
- [29] Brandon J R, Taylor R. Phase stability of zirconia-based thermal barrier coatings part I. Zirconia-yttria alloys[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1991, 46(1): 75–90.
- [30] Shinozaki M, Clyne T W. A methodology, based on sintering-induced stiffening, for prediction of the spallation lifetime of plasma-sprayed coatings[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(2): 579–588.
- [31] Deb P, Boone D H, Manley T F II. Surface instability of platinum modified aluminide coatings during 1100°C cyclic testing[J]. *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, 1987, 5(6): 3366–3372.
- [32] Tolpygo V K, Clarke D R, Murphy K S. Evaluation of interface degradation during cyclic oxidation of EB-PVD thermal barrier coatings and correlation with TGO luminescence[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, 188: 62–70.
- [33] Busso E P, McClintock F A. Thermal fatigue degradation of an overlay coating[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1993, 161(2): 165–179.
- [34] Balint D S, Hutchinson J W. Undulation instability of a compressed elastic film on a nonlinear creeping substrate[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(13): 3965–3983.
- [35] Panat R, Hsia K J, Oldham J. Rumpling instability in thermal barrier systems under isothermal conditions in vacuum[J]. *Philosophical Magazine*, 2005, 85(1): 45–64.
- [36] Tolpygo V K, Clarke D R. Rumpling of CVD (Ni, Pt)Al diffusion coatings under intermediate temperature cycling[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2009, 203(20/21): 3278–3285.
- [37] Tan X P, Hong H U, Choi B G, et al. Characterization of topologically close-packed phases in secondary reaction zone in a coated CMSX-4 single crystal Ni-based superalloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2013, 48(3): 1085–1089.
- [38] Gong X Y, Peng H, Ma Y, et al. Microstructure evolution of an EB-PVD NiAl coating and its underlying single crystal superalloy substrate[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 672: 36–44.
- [39] Narita T, Handoko L T, Siregar M R T. A view of compatible heat-resistant alloy and coating systems at high-temperatures[C]//Proceedings of AIP Conference Proceedings. Jakarta: AIP, 2009.
- [40] Liu Y, Ru Y, Zhang H, et al. Coating-assisted deterioration mechanism of creep resistance at a nickel-based single-crystal superalloy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 406: 126668.
- [41] Mora-García A G, Mosbacher M, Hastreiter J, et al. Creep behavior of polycrystalline and single crystal Ni-based

- superalloys coated with Ta-containing NiCoCrAlY by high-velocity oxy-fuel spraying[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 178: 522–526.
- [42] Das D K, Gleeson B, Murphy K S, et al. Formation of secondary reaction zone in ruthenium bearing nickel based single crystal superalloys with diffusion aluminide coatings[J]. *Materials Science and Technology*, 2009, 25(2): 300–308.
- [43] Tao X P, Wang X G, Zhou Y Z, et al. Pt–Al bond coat dependence on the creep stress distribution, deformation and fracture behaviour in a second generation Ni–based single crystal superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 805: 140575.
- [44] Maloney M J. Thermal barrier coating systems and materials: US6924040[P]. 2005–08–02.
- [45] Ma W, Jarligo M O, Mack D E, et al. New generation perovskite thermal barrier coating materials[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2008, 17(5): 831–837.
- [46] Friedrich C, Gadow R, Schirmer T. Lanthanum hexaaluminate: A new material for atmospheric plasma spraying of advanced thermal barrier coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2001, 10(4): 592–598.
- [47] Du A B, Wan C L, Qu Z X, et al. Thermal conductivity of monazite-type RePO_4 ($\text{RE}=\text{La, Ce, Nd, Sm, Eu, Gd}$)[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, 92(11): 2687–2692.
- [48] Tian Z L, Zhang J, Zhang T Y, et al. Towards thermal barrier coating application for rare earth silicates RE_2SiO_5 ($\text{RE}=\text{La, Nd, Sm, Eu, and Gd}$)[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(4): 1463–1476.
- [49] Chen L, Li B H, Guo J, et al. High-entropy perovskite RETa_3O_9 ceramics for high-temperature environmental/thermal barrier coatings[J]. *Journal of Advanced Ceramics*, 2022, 11(4): 556–569.
- [50] Zhang P, Feng Y J, Li Y, et al. Thermal and mechanical properties of ferroelastic RENbO_4 ($\text{RE}=\text{Nd, Sm, Gd, Dy, Er, Yb}$) for thermal barrier coatings[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 180: 51–56.
- [51] Yu J H, Zhao H Y, Tao S Y, et al. Thermal conductivity of plasma sprayed $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ coatings[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2010, 30(3): 799–804.
- [52] Zhou X, He L M, Cao X Q, et al. $\text{La}_2(\text{Zr}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7$ thermal barrier coatings prepared by electron beam–physical vapor deposition that are resistant to high temperature attack by molten silicate[J]. *Corrosion Science*, 2017, 115: 143–151.
- [53] Li L Z, Sun J B, Li C G, et al. CMAS resistance characteristics of multi-components rare earth phosphate materials at 1250°C and 1350°C[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(23): 39369–39383.
- [54] Zhang Z Y, Xue Z L, Wang H H, et al. Corrosion behavior of $\text{Y}_x\text{Yb}(2-x)\text{Si}_2\text{O}_7$ environmental barrier coating materials against molten calcium–magnesium–aluminosilicate (CMAS) at 1475°C[J]. *Corrosion Science*, 2024, 227: 111770.
- [55] Lu X J, Xu Y Y, Wang J S, et al. CMAS resistance characteristics of $\text{Gd}_2(\text{Hf}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7$ thermal barrier material at 1300°C and 1400°C[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2024, 493: 131251.
- [56] Wu D, Yao Y, Shan X, et al. ZrO_2 -doped YTaO_4 as potential CMAS-resistant materials for thermal barrier coatings application[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2021, 104(11): 6029–6043.
- [57] Schmitt M P, Stepanoff S P, Rai A K, et al. Enhanced calcium–magnesium–aluminosilicate (CMAS) resistance of GdAlO_3 (GAP) for composite thermal barrier coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2022, 105(6): 4435–4448.
- [58] Pan W, Phillpot S R, Wan C L, et al. Low thermal conductivity oxides[J]. *MRS Bulletin*, 2012, 37(10): 917–922.
- [59] Doleker K M, Ozgurluk Y, Karaoglanli A C. TGO growth and kinetic study of single and double layered TBC systems[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 415: 127135.
- [60] Ma W, Mack D, Malzbender J, et al. Yb_2O_3 and Gd_2O_3 doped strontium zirconate for thermal barrier coatings[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, 28(16): 3071–3081.
- [61] Hou P Y, Tolpygo V K. Examination of the platinum effect on the oxidation behavior of nickel–aluminide coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2007, 202(4/5/6/7): 623–627.
- [62] Xu M M, Li S, Dong Z H, et al. High temperature performance and interface evolution of a NiCoCrAlY coating with Pt modification and re-based diffusion barrier[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 463: 129510.
- [63] Yang Y F, Ren P, Bao Z B, et al. Effect of Pt-rich position on the hot corrosion behavior of NiCoCrAlY coating for a single-crystal superalloy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 395: 125938.
- [64] Marino K A, Carter E A. The effect of platinum on Al diffusion kinetics in $\beta\text{-NiAl}$: Implications for thermal barrier coating lifetime[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(7): 2726–2737.
- [65] Ford S, Kartono R, Young D J. Oxidation resistance of Pt-modified γ/γ' Ni–Al at 1150°C[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 204(12/13): 2051–2054.
- [66] Liu C, Chen Y, Eggeman A S, et al. Pt effect on early stage

- oxidation behaviour of Pt-diffused γ -Ni/ γ' -Ni₃Al coatings[J]. *Acta Materialia*, 2020, 189: 232–247.
- [67] Niu J M, Wang W, Zhu S L, et al. The scaling behavior of sputtered Ni₃Al coatings with and without Pt modification[J]. *Corrosion Science*, 2012, 58: 115–120.
- [68] Jedliński J, Grosseau P J L, Dąbek J, et al. The effect of Pt content on the scale development on β -NiAl at very early oxidation stages[J]. *Oxidation of Metals*, 2017, 87(3): 311–319.
- [69] Divya V D, Ramamurty U, Paul A. Effect of Pt on interdiffusion and mechanical properties of the γ and γ' phases in the Ni–Pt–Al system[J]. *Philosophical Magazine*, 2012, 92(17): 2187–2214.
- [70] Naumenko D, Pint B A, Quadackers W J. Current thoughts on reactive element effects in alumina-forming systems: In memory of John Stringer[J]. *Oxidation of Metals*, 2016, 86(1): 1–43.
- [71] Li M S, Hou P Y. Improved Cr₂O₃ adhesion by Ce ion implantation in the presence of interfacial sulfur segregation[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(2): 443–453.
- [72] Heuer A H, Hovis D B, Smialek J L, et al. Alumina scale formation: A new perspective[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2011, 94: s146–s153.
- [73] Yang Y F, Jiang C Y, Yao H R, et al. Preparation and enhanced oxidation performance of a Hf-doped single-phase Pt-modified aluminide coating[J]. *Corrosion Science*, 2016, 113: 17–25.
- [74] Hayashi S, Gleeson B. Phase transformation behavior of Al₂O₃ scale formed on Pt-modified γ' -Ni₃Al-based alloys with and without Hf addition[J]. *Oxidation of Metals*, 2012, 77(5): 237–251.
- [75] Li D Q, Guo H B, Wang D, et al. Cyclic oxidation of β -NiAl with various reactive element dopants at 1200°C[J]. *Corrosion Science*, 2013, 66: 125–135.
- [76] Gleeson B, Mu N, Hayashi S. Compositional factors affecting the establishment and maintenance of Al₂O₃ scales on Ni–Al–Pt systems[J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(7): 1704–1710.
- [77] Tawancy H M, Mohammad A I, Al-Hadhrani L M, et al. On the performance and failure mechanism of thermal barrier coating systems used in gas turbine blade applications: Influence of bond coat/superalloy combination[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2015, 57: 1–20.
- [78] Wu R T, Kawagishi K, Harada H, et al. The retention of thermal barrier coating systems on single-crystal superalloys: Effects of substrate composition[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(14): 3622–3629.
- [79] Audigé P, Rouaix-Vande Put A, Malié A, et al. High-temperature cyclic oxidation of Pt-rich γ - γ' bond-coatings. Part II: Effect of Pt and Al on TBC system lifetime[J]. *Corrosion Science*, 2019, 150: 1–8.
- [80] Sato A, Harada H, Kawagishi K. Development of a new bond coat "EQ coating" system[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37(3): 789–790.
- [81] Mercer C, Kawagishi K, Tomimatsu T, et al. A comparative investigation of oxide formation on EQ (Equilibrium) and NiCoCrAlY bond Coats under stepped thermal cycling[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2011, 205(8/9): 3066–3072.
- [82] Liang J J, Matsumoto K, Kawagishi K, et al. Morphological evolution of thermal barrier coatings with equilibrium (EQ) and NiCoCrAlY bond Coats during thermal cycling[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 207: 413–420.
- [83] Jorgensen D J, Suzuki A, Lipkin D M, et al. Bond coatings with high rumpling resistance: Design and characterization[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 300: 25–34.
- [84] Yao H R, Yang L L, Bao Z B, et al. Low inter-diffusivity γ' -base bondcoats for single crystal superalloy René N5. I: Primary study of microstructures and oxidation behaviors at 1100 °C[J]. *Corrosion Science*, 2019, 147: 299–312.
- [85] Yao H R, Yang L L, Bao Z B, et al. Low inter-diffusivity γ' -base bondcoats for single crystal superalloy René N5. II: Cyclic oxidation behavior at 1100°C[J]. *Corrosion Science*, 2019, 159: 108127.
- [86] Yang S S, Yang L L, Chen M H, et al. Understanding of failure mechanisms of the oxide scales formed on nanocrystalline coatings with different Al content during cyclic oxidation[J]. *Acta Materialia*, 2021, 205: 116576.
- [87] Yang S S, Li S, Wang J L, et al. A novel single-phase γ' nanocrystalline coating with high resistance to oxidation and scale rumpling yet mitigated interdiffusion with the alloy substrate[J]. *Corrosion Science*, 2021, 192: 109866.
- [88] Xiao Q, Chen W M, Ren P, et al. The influence of Cr on the oxidation behavior of a sputtered Pt+ γ' phase-equilibrium coating at 1150°C[J]. *Corrosion Science*, 2023, 221: 111378.
- [89] Srivastava M, Jadhav M S, Chethan, et al. Investigation of HVOF sprayed novel Al_{1.4}Co_{2.1}Cr_{0.7}Ni_{2.45}Si_{0.2}Ti_{0.14} HEA coating as bond coat material in TBC system[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 924: 166388.
- [90] Zhou Z Y, Peng X, Lü W Y, et al. Ultra-high temperature oxidation resistant refractory high entropy alloys fabricated by laser melting deposition: Al concentration regulation and oxidation mechanism[J]. *Corrosion Science*, 2023, 224:

- 111537.
- [91] Lu J, Chen Y, Zhang H, et al. Effect of Al content on the oxidation behavior of Y/Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy[J]. *Corrosion Science*, 2020, 170: 108691.
- [92] Ossiansson M, Gupta M, Löbel M, et al. Assessment of CrFeCoNi and AlCrFeCoNi high-entropy alloys as bond Coats for thermal barrier coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, 31(4): 1404–1422.
- [93] Fritscher K, Leyens C, Peters M. Development of a low-expansion bond coating for Ni-base superalloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, 190(1/2): 253–258.
- [94] Zhu L J, Zhu S L, Wang F H, et al. Comparison of the cyclic oxidation behavior of a low expansion Ni+CrAlYSiN nanocomposite and a NiCrAlYSi coating[J]. *Corrosion Science*, 2014, 80: 393–401.
- [95] Zhu L J, Zhu S L, Wang F H. Preparation and oxidation behaviour of nanocrystalline Ni+CrAlYSiN composite coating with AlN diffusion barrier on Ni-based superalloy K417[J]. *Corrosion Science*, 2012, 60: 265–274.
- [96] Ren P, Zhu S L, Wang F H. Microstructural stability of AlN diffusion barrier for nanocomposite Ni+CrAlYSiHfN coating on single crystal superalloy at high temperatures[J]. *Applied Surface Science*, 2015, 359: 420–425.
- [97] Jia Y X, Zhu S L, Liu Z L, et al. Effects of oxygen incorporation in low expansion Ni+CrAlYN nanocomposite coatings on the oxidation behavior[J]. *Corrosion Science*, 2020, 167: 108550.
- [98] Jia Y X, Zhu S L, Liu Z L, et al. Oxidation mechanism of Ni+CrAlYNO nanocomposite coating enhanced by a NiCrAlY buffer layer[J]. *Corrosion Science*, 2021, 180: 109184.
- [99] Ren P, Zhu S L, Wang F H. Microstructure and oxidation behavior of a Ni+CrAlYSiHfN/AlN multilayer coating fabricated by reactive magnetron sputtering[J]. *Corrosion Science*, 2016, 104: 197–206.
- [100] Liu Z L, Shen M L, Zhu S L, et al. Oxidation mechanism of a nanocrystalline NiCrAlYSiHfN/AlN multilayer coating [J]. *Corrosion Science*, 2019, 156: 71–83.
- [101] Müller J, Schierling M, Zimmermann E, et al. Chemical vapor deposition of smooth α -Al₂O₃ films on nickel base superalloys as diffusion barriers[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1999, 120: 16–21.
- [102] Knotek O, Löffler F, Beele W. Diffusion barrier design against rapid interdiffusion of MCrAlY and Ni-base material[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1993, 61(1/2/3): 6–13.
- [103] Wang Q M, Wu Y N, Guo M H, et al. Ion-plated Al–O–N and Cr–O–N films on Ni-base superalloys as diffusion barriers[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2005, 197(1): 68–76.
- [104] Ren P, Zhu S L, Wang F H. Spontaneous reaction formation of Cr₂₃C₆ diffusion barrier layer between nanocrystalline MCrAlY coating and Ni-base superalloy at high temperature[J]. *Corrosion Science*, 2015, 99: 219–226.
- [105] Lou H Y, Wang F H. Effective of Ta, Ti and TiN barriers on diffusion and oxidation kinetics of sputtered CoCrAlY coatings[J]. *Vacuum*, 1992, 43(5/6/7): 757–761.
- [106] Cavaletti E, Naveos S, Mercier S, et al. Ni–W diffusion barrier: Its influence on the oxidation behaviour of a β -(Ni, Pt)Al coated fourth generation nickel-base superalloy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2009, 204(6/7): 761–765.
- [107] Haynes J A, Zhang Y, Cooley K M, et al. High-temperature diffusion barriers for protective coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, 188: 153–157.
- [108] Sumoyama D, Thosin K Z, Nishimoto T, et al. Formation of a rhenium-base diffusion-barrier-coating system on Ni-base single crystal superalloy and its stability at 1, 423K[J]. *Oxidation of Metals*, 2007, 68(5): 313–329.
- [109] Liu H, Li S, Jiang C Y, et al. Preparation and oxidation performance of a low-diffusion Pt-modified aluminide coating with re-base diffusion barrier[J]. *Corrosion Science*, 2020, 168: 108582.
- [110] Xu M M, Li Y Y, Jiang Y M, et al. Preparation and oxidation behavior of NiCrAlY coatings with re-base diffusion barrier on a nickel-based single-crystal superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 960: 171013.
- [111] Yao H R, Bao Z B, Shen M L, et al. A magnetron sputtered microcrystalline β -NiAl coating for SC superalloys. Part II. Effects of a NiCrO diffusion barrier on oxidation behavior at 1100 °C[J]. *Applied Surface Science*, 2017, 407: 485–494.
- [112] Wang J L, Chen M H, Yang L L, et al. Comparative study of oxidation and interdiffusion behavior of AIP NiCrAlY and sputtered nanocrystalline coatings on a nickel-based single-crystal superalloy[J]. *Corrosion Science*, 2015, 98: 530–540.
- [113] Lou H Y, Wang F H, Zhu S L, et al. Oxide formation of K38G superalloy and its sputtered micrograined coating[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1994, 63(1/2): 105–114.
- [114] Lou H Y, Zhu S L, Wang F H. Rehealing ability of oxide scales formed on microcrystalline K38G coatings[J].

- Oxidation of Metals, 1995, 43(3): 317–328.
- [115] Wang F H, Lou H Y, Zhu S L, et al. The mechanism of scale adhesion on sputtered microcrystallized CoCrAl films[J]. *Oxidation of Metals*, 1996, 45(1): 39–50.
- [116] Yang L L, Chen M H, Wang J L, et al. Diffusion of Ta and its influence on oxidation behavior of nanocrystalline coatings with different Ta, Y and Al contents[J]. *Corrosion Science*, 2017, 126: 344–355.
- [117] Meng B, Wang J L, Yang L L, et al. On the rumpling mechanism in nanocrystalline coatings: Improved by reactive magnetron sputtering with oxygen[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 132: 69–80.
- [118] Opila E J, Hann R E Jr. Paralineer oxidation of CVD SiC in water vapor[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1997, 80(1): 197–205.
- [119] dos Santos e Lucato S L, Sudre O H, Marshall D B. A method for assessing reactions of water vapor with materials in high-speed, high-temperature flow[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2011, 94: s186–s195.
- [120] Price J R, van Roode M, Stala C. Ceramic oxide-coated silicon carbide for high temperature corrosive environments[J]. *Key Engineering Materials*, 1992, 72/73/74: 71–84.
- [121] Lee K N, Miller R A. Oxidation behavior of Mullite-coated SiC and SiC/SiC composites under thermal cycling between room temperature and 1200–1400°C[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1996, 79(3): 620–626.
- [122] Lee K N, Miller R A, Jacobson N S. New generation of plasma-sprayed mullite coatings on silicon carbide[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1995, 78(3): 705–710.
- [123] Lee K N, Eldridge J I, Robinson R C. Residual stresses and their effects on the durability of environmental barrier coatings for SiC ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, 88(12): 3483–3488.
- [124] Kimmel J, Miriyala N, Price J, et al. Evaluation of CFCC liners with EBC after field testing in a gas turbine[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2002, 22(14/15): 2769–2775.
- [125] Tian Z L, Zheng L Y, Wang J M, et al. Theoretical and experimental determination of the major thermo-mechanical properties of RE₂SiO₅ (RE=Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, and Y) for environmental and thermal barrier coating applications[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(1): 189–202.
- [126] Tian Z L, Zheng L Y, Li Z J, et al. Exploration of the low thermal conductivities of γ -Y₂Si₂O₇, β -Y₂Si₂O₇, β -Yb₂Si₂O₇, and β -Lu₂Si₂O₇ as novel environmental barrier coating candidates[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(11): 2813–2823.
- [127] 王京阳, 孙鲁超, 罗颐秀, 等. 抗CMAS腐蚀为目标的稀土硅酸盐环境障涂层高熵化设计与性能提升[J]. *金属学报*, 2023, 59(4): 523–536.
- [128] Dolan M D, Harlan B, White J S, et al. Structures and anisotropic thermal expansion of the α , β , γ , and δ polymorphs of Y₂Si₂O₇[J]. *Powder Diffraction*, 2008, 23(1): 20–25.
- [129] Bakan E, Kindelmann M, Kunz W, et al. High-velocity water vapor corrosion of Yb-silicate: Sprayed vs. sintered body[J]. *Scripta Materialia*, 2020, 178: 468–471.
- [130] Turcer L R, Krause A R, Garces H F, et al. Environmental-barrier coating ceramics for resistance against attack by molten calcia-magnesia-aluminosilicate (CMAS) glass: Part I, YAlO₃ and γ -Y₂Si₂O₇[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(11): 3905–3913.
- [131] Turcer L R, Krause A R, Garces H F, et al. Environmental-barrier coating ceramics for resistance against attack by molten calcia-magnesia-aluminosilicate (CMAS) glass: Part II, β -Yb₂Si₂O₇ and β -Sc₂Si₂O₇[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(11): 3914–3924.
- [132] Nguyen S T, Nakayama T, Suematsu H, et al. Self-healing behavior and strength recovery of ytterbium disilicate ceramic reinforced with silicon carbide nanofillers[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(10): 3139–3152.
- [133] Turcer L R, Padture N P. Towards multifunctional thermal environmental barrier coatings (TEBCs) based on rare-earth pyrosilicate solid-solution ceramics[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 154: 111–117.
- [134] Hao S Q, Oleksak R P, Doğan Ö N, et al. Advanced thermal/environmental barrier coatings of high-entropy rare earth disilicates tuned by strong anharmonicity of Eu₂Si₂O₇[J]. *Journal of Materials Chemistry C*, 2024, 12(45): 18526–18541.
- [135] Jin J L, Liu X Y, Han Y, et al. GdAlO₃-Gd₂Hf₂O₇ with eutectic composition for thermal and environmental barrier coating materials[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(21): 44711–44715.

Progress in thermal barrier coatings and environmental barrier coatings for gas turbine engines

ZHU Shenglong¹, SHEN Mingli¹, XIN Li¹, BAO Zebin¹, NIU Yunsong¹, ZHAO Qingqing¹, DU Yao¹, WU Mingyu¹, DONG Zhihong¹, LI Shuai¹, CHEN Minghui², WANG Jinlong², WANG Fuhui^{2*}

1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

2. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China

Abstract The thermal barrier coatings (TBC) and environmental barrier coatings (EBC) are essential for advanced gas turbine engines, and their development history is briefly reviewed in this article. In order to champion the enormous challenge from much harsher operating conditions in next generation engines, numerous innovations of coating materials and novel designs of coating microstructures have been investigated. The most potential paths to develop new generation TBC and EBC are now becoming increasingly clear. The best novel TBC system may be based bond coat of nanocrystalline γ' phase and top coat of low thermal conductivity $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ or YTaO_4 , because the former is excellent chemically and mechanically compatible to single crystal Ni-base superalloy substrates, and leads to lower thermal stresses, and the latter is structurally stable at much higher temperatures, and has superior resistance against CMAS attack and high CTE similar to YSZ. One of the best ceramic candidates for thermal / environmental barrier coatings is the high-entropy rare earth silicates based on $\beta\text{-Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, as it is resistant against CMAS and steam corrosion, and has extremely low thermal conductivity and good CTE match with CMC. A further topic of concern is dual-phase ceramics technologies, which are effective in fracture toughness enhancement and capable of improving corrosion resistance and thermal barrier capability.

Keywords thermal barrier coatings; environmental barrier coatings; high temperature oxidation; steam corrosion; CMAS corrosion ●



(责任编辑 王微)