

引用格式: 田伟, 郭会明, 刘砚飞. 新型热障涂层在先进航空发动机中的应用研究进展[J]. 航空材料学报, 2025, 45(6): 68-80.
TIAN Wei, GUO Huiming, LIU Yanfei. Research progress on application of new thermal barrier coatings in advanced aero-engines[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(6): 68-80.

新型热障涂层在先进航空发动机中的应用研究进展

田伟*, 郭会明, 刘砚飞

(中国航发四川燃气涡轮研究院, 成都 610500)

摘要: 先进航空发动机热端部件的工作温度越来越高, 服役环境更加苛刻, 传统热障涂层无法满足使用要求, 需研制耐温能力更强、综合性能更优的新型热障涂层。本文系统分析了先进航空发动机对新型热障涂层材料成分、制备工艺和组织结构方面的应用需求, 阐述了大气等离子喷涂(APS)稀土掺杂 ZrO_2 、电子束物理气相沉积(EB-PVD)稀土锆酸盐和等离子物理气相沉积(PS-PVD)高熵陶瓷三种新型热障涂层的应用研究进展。相比于双层结构的传统 YSZ 热障, 基于稀土掺杂 ZrO_2 、稀土锆酸盐或高熵陶瓷等材料体系的新型热障涂层, 具有更低的热导率、更强的抗热冲击能力和更优异的耐 CMAS 腐蚀性能, 通过与 APS、EB-PVD 及 PS-PVD 等工艺深度结合, 使其使用性能大幅提升, 可应用于浮动瓦片和涡轮叶片等热端部件。随着新材料、新结构和新工艺的不断突破, 新型热障涂层必将为下一代航空发动机突破温度极限、实现更高效率与更高可靠性提供支撑。

关键词: 航空发动机; 新型热障涂层; 稀土掺杂 ZrO_2 ; 稀土锆酸盐; 高熵陶瓷

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000143

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000143

中图分类号: V259

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)06-0068-13

Research progress on application of new thermal barrier coatings in advanced aero-engines

TIAN Wei*, GUO Huiming, LIU Yanfei

(AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, China)

Abstract: The operating temperatures of hot-section components in advanced aero-engines continue to increase, accompanied by increasingly severe service conditions. Conventional thermal barrier coatings (TBCs) can no longer meet these demanding requirements, necessitating the development of new TBCs with higher temperature resistance and superior overall performance. This paper systematically analyzes the application requirements for new thermal barrier coating materials in advanced aero-engines, focusing on material composition, fabrication processes and microstructure. It elaborates on recent research progress in three types of novel TBCs: rare-earth-doped ZrO_2 coatings applied *via* atmospheric plasma spraying (APS), rare-earth zirconate coatings produced by electron beam physical vapor deposition (EB-PVD), and high-entropy ceramic coatings fabricated through plasma spray-physical vapor deposition (PS-PVD). Compared to traditional double-layer structured yttria-stabilized zirconia (YSZ) TBCs, these new coating systems—based on rare-earth-doped ZrO_2 , rare-earth zirconates, or high-entropy ceramics—exhibit lower thermal conductivity, enhanced thermal shock resistance, and superior resistance to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) corrosion. Through in-depth integration with processes such as APS, EB-PVD and PS-PVD, the performance of these coatings has been significantly improved, making them suitable for application in critical hot-section components like floating wall tiles and turbine blades. As breakthroughs continue to emerge in new materials, structures and processes, these advanced thermal barrier coatings are poised to provide crucial support for next-generation aero-engines, enabling them to surpass current temperature limits.

and achieve greater efficiency and reliability.

Key words: aero engine; new thermal barrier coating; rare earth doped zirconia; rare earth zirconate; high entropy ceramic

热障涂层(thermal barrier coatings, TBCs)主要应用于航空发动机燃烧室火焰筒、涡轮叶片等与高温燃气接触的热端部件。热障涂层可以有效隔绝高温热流和腐蚀介质,降低金属基体的工作温度,延长热端部件的服役寿命,是先进航空发动机中的关键热防护技术^[1-3]。

热障涂层相关技术的研究起源于20世纪40年代末期。20世纪60年代,美国航空航天局(NASA)首先将热障涂层应用于火箭发动机中。20世纪70年代中期,热障涂层开始应用于航空发动机的热端部件。几十年来,热障涂层的材料体系、制备工艺、结构形式和分析方法不断发展,相关技术进步迅速^[4-6]。基础研究和工程应用均表明,MCrAlY与 $Y_2O_3 \cdot ZrO_2$ (YSZ, Y_2O_3 质量分数为6%~8%)构成的双层结构涂层是最为经典的热障涂层,其综合性能好、技术成熟度高,在航空发动机中的应用最为广泛,本文称为传统热障涂层^[7-8]。

随着航空发动机性能的提升,其热端部件的工作温度越来越高,服役环境更加苛刻,传统热障涂层已无法满足先进航空发动机的使用需求。一是传统热障涂层难以满足更高耐温能力的需求。研究表明YSZ涂层材料在1180℃以下的温度范围内不会发生相变过程,但是在1200℃以上长期服役时,涂层中会发生单斜相与四方相之间的转变,从而影响涂层的隔热性能和使用寿命。此外,传统热障涂层的MCrAlY金属黏结层在1150℃以上时会加速氧化,形成热生长应力,导致涂层开裂和剥落。因此,传统热障涂层的最高服役温度在1150~1200℃左右^[9-11]。二是传统热障涂层抵抗复杂介质腐蚀的能力不足。随着航空发动机涡轮前燃气温度的提升,沙尘、火山灰中的低熔点混合物($CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2$, CMAS)在涡轮叶片表面的黏附程度愈加严重。CMAS会对热障涂层产生复杂的热-力-化耦合作用,对YSZ涂层造成严重侵蚀,导致热障涂层加速失效^[12-13]。三是传统热障涂层与新型基体材料的相容性较差。航空发动机热端部件的材料体系不断发展进步,先进的高代次单晶合金、Nb-Si合金、难熔高熵合金等新材料将应用于先进发动机的涡轮叶片等热端部件,传统热障涂层的热物理特性难以适应这些新型基体材料的需求,导致在基体与涂层的界面附近生成二次反

应区(secondary reaction zone, SRZ)和多种有害相(topological dense stacking phase, TCP),严重降低基体材料的力学性能^[14-17]。

本文系统分析了先进航空发动机对新型热障涂层材料成分、制备工艺和组织结构方面的应用需求,阐述了大气等离子喷涂(APS)稀土掺杂 ZrO_2 、电子束物理气相沉积(EB-PVD)稀土锆酸盐和等离子物理气相沉积(PS-PVD)高熵陶瓷三种新型热障涂层的应用研究进展,总结了各类涂层的性能优势,揭示了其在长期相稳定性、抗腐蚀机理及工程化制备方面存在的共性问题与挑战,进一步展望了如智能化涂层设计、新材料体系探索等未来发展趋势,可为我国下一代航空发动机的自主研发与性能突破提供有力的理论支撑与决策参考。

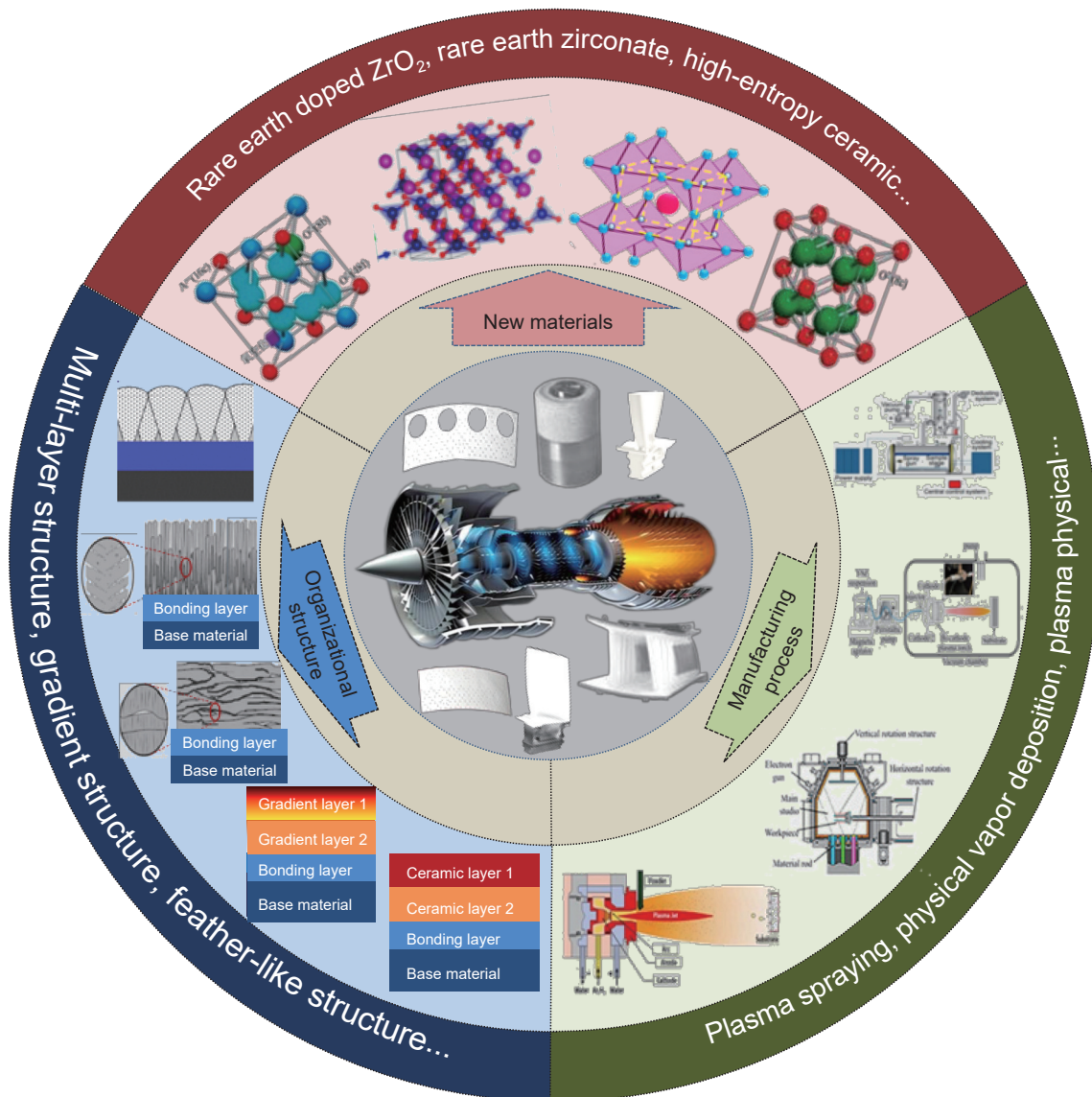
1 新型热障涂层应用需求

鉴于传统热障涂层难以满足先进航空发动机热端部件的应用需求,研究人员从材料成分、制备工艺、组织结构等方面着手,致力于新型热障涂层的开发和应用,力求满足先进航空发动机的应用需求,如图1^[5-7,13]所示。

1.1 材料成分

采用新型热障涂层材料是提升涂层耐温能力和使用性能的有效途径。新型热障涂层材料主要涵盖陶瓷面层材料和金属底层材料。新型陶瓷面层材料应在传统YSZ材料的基础上进一步提升高温相稳定性、抗烧蚀性和耐腐蚀性,并尽可能具有低热导率、高热膨胀系数和断裂韧性。目前,综合性能良好的新型陶瓷面层材料主要有稀土掺杂 ZrO_2 、稀土锆酸盐、稀土铈酸盐、高熵陶瓷以及稀土铝酸盐等。

稀土掺杂 ZrO_2 是在传统YSZ基础上发展的一种新型热障涂层材料。多种稀土元素以氧化物的形式掺杂到 ZrO_2 中,可比单一 Y_2O_3 掺杂改性的 ZrO_2 (YSZ)具有更优异的性能。三价稀土离子掺杂到 ZrO_2 中会产生O空位,并且稀土元素掺杂后 ZrO_2 晶胞会发生晶格畸变,产生大量点缺陷,对声子散射的能力增强从而降低材料的热导率。冀晓鹏等^[18]研究发现,在 ZrO_2 中掺杂两种或两种以上的稀土氧化物后不仅可以明显降低热导率,而且

图 1 先进航空发动机中的新型热障涂层技术^[5-7,13]Fig. 1 New thermal barrier coating technologies in advanced aero engines^[5-7,13]

能够增强亚稳四方相(t')的高温稳定性,提高涂层的抗 CMAS 腐蚀能力和抗高温烧结性能。掺杂改性效果较好的稀土氧化物主要有 Yb_2O_3 、 Gd_2O_3 、 Y_2O_3 、 Sm_2O_3 和 Sc_2O_3 等^[19-20]。美国 NASA 联合 Metco 公司在稀土掺杂 ZrO_2 涂层方面进行了深入研究,已经申请多项专利,对这种新型热障涂层的各项性能进行了报道,并且已开发牌号为 Metco 206A 的稀土掺杂 ZrO_2 喷涂粉末(Gd_2O_3 - Yb_2O_3 - Y_2O_3 - ZrO_2)。Metco 206A 制备的热障涂层在 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 以上服役时能有效减少涂层烧结,具有低热导率及优异的抗高温热循环性能,并已应用于美国和英国的航空发动机中,是目前应用最广的新型热障涂层材料之一^[17-21]。

稀土锆酸盐中含有较高的 O 空位,可提高声子的散射,降低声子的平均自由程,提高其隔热性

能。稀土锆酸盐中掺杂其他元素后,能进一步提高 O 空位及晶体缺陷的浓度,从而使涂层热导率低至 $1.0\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 以下。 $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 和 $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 是目前研究最广泛,并已获得应用的锆酸盐热障涂层材料。 $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的熔点为 $2300\sim 2400\text{ }^\circ\text{C}$, $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 的热导率约为 $1.6\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 低于传统的 YSZ 材料。 $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的高温相稳定性好、抗烧结性能优良、氧扩散速率低,但其热膨胀系数低(约为 $9.0\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$)、断裂韧性较差、 $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层的热循环寿命较低。通过结构优化设计,制备以 YSZ 材料为中间层的双陶瓷结构热障涂层可具有良好的热循环性能^[22-23]。 $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 的熔点大于 $2300\text{ }^\circ\text{C}$, 在室温到 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 的温度范围内呈现烧绿石晶体结构。 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 的热导率约为 $1.1\sim 1.2\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。YSZ 材料为中间层, $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 为面层的双陶瓷结构热障

涂层表现出很好的抗热冲击性能。Cao等^[23]与Sarhan等^[24]研究发现, 钨酸盐均具有良好的抗CMAS侵蚀性能。美国普惠公司开发了 $Gd_2Zr_2O_7$ 热障涂层材料, 应用于航空发动机涡轮叶片等热端部件, 经挂片考核验证, $Gd_2Zr_2O_7$ 热障涂层的抗高温能力和使用寿命明显优于传统的YSZ涂层^[25-26]。

稀土铈酸盐具有萤石晶体结构, 其中具有代表性的热障涂层材料为 $La_2Ce_2O_7$ 。 $La_2Ce_2O_7$ 在1000℃的热导率约为 $0.60\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 远低于YSZ材料的热导率, 而且它在室温至1400℃的温度范围内不会发生相变和分解, 是一种十分有前景的热障涂层材料^[27]。 $La_2Ce_2O_7$ 与YSZ构成的双陶瓷结构热障涂层具有良好的抗热冲击性能。研究人员对 $La_2Ce_2O_7$ 热障涂层开展了掺杂改性研究和组织性能分析, Ta_2O_5 掺杂改性 $La_2Ce_2O_7$ 后, 材料在200~400℃低温段热膨胀系数异常下降的现象得到抑制, 并且还进一步降低了 $La_2Ce_2O_7$ 的热导率^[28]。邵凤翔等^[29]研究发现Nd和La元素作为掺杂剂添加到 $Sm_2Ce_2O_7$ 中可制备具有纯净萤石结构的 $(Sm_{0.4-x}La_{0.1-x}Nd_{0.4})_{2+y}Ce_2O_7$ 涂层, 其在1000℃的热导率为 $1.32\sim 1.58\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, 小于1000℃下 $Sm_2Ce_2O_7$ 的热导率($1.69\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), 而且掺杂后热膨胀系数提高了 $2\times 10^{-6}\sim 3\times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ 。

高熵陶瓷是近年来开发的一种新型热障涂层材料, 由多种主元以等摩尔比混合形成单相陶瓷结构。高熵陶瓷因具有热力学的高混合熵效应、动力学的迟滞扩散效应、组织结构的晶格畸变效应以及性能的混合增效效应, 为热障涂层材料的设计开发提供新思路^[30]。高熵陶瓷热障涂层材料通常以 ZrO_2 的晶体结构为基础, 在特殊原子占位上引入局部高熵设计, 使得材料性能因高熵设计得以提升, 从而更好地满足热障涂层的使用要求^[31-32]。高熵稀土钨酸盐是目前研究最多的材料体系, 相比于传统的单组分稀土钨酸盐, 它不仅具有良好的高温相稳定性、抗烧结性能以及超低的热导率, 而且具有较大的热膨胀系数调控空间, 可同时实现良好的力学性能与热学性能, 在航空发动机热端部件中具有广阔的应用前景^[33]。

除了上述材料体系外, 稀土磷酸盐、稀土钽酸盐、稀土铝酸盐等材料也具有较好的热力学特性, 在热障涂层陶瓷面层材料方面具有良好的应用潜力, 引发了研究人员的广泛关注。

传统热障涂层多采用MCrAlY合金作为金属黏结层。当温度高于1150℃时, 这种涂层的氧化速率提高, 涂层表面生成较厚的氧化膜。热循环过

程中, 氧化膜越厚, 膜内部产生的热应力和生长应力越大, 最终导致氧化膜开裂和陶瓷层剥落, 基体失去保护。因此, 研制开发新型热障涂层黏结层材料迫在眉睫。新型金属底层材料应在MCrAlY的基础上进一步提升耐温能力、抗氧化性能、耐腐蚀性能以及与新型基体材料之间的相容性。

金属间化合物 $\beta\text{-NiAl}$ 具有熔点高、密度低、抗高温氧化性能优异等特点, 被认为是新一代金属黏结层的理想候选材料。高温下, $\beta\text{-NiAl}$ 表面能够形成具有低生长速率且连续致密的保护性 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 膜, 因而具有良好的耐高温能力。此外, $\beta\text{-NiAl}$ 的热膨胀系数从室温至高温区均低于MCrAlY, 有利于缓解陶瓷层与高温合金基体之间的热膨胀不匹配应力。通过合金化元素对 $\beta\text{-NiAl}$ 进行掺杂改性后可以进一步提升其耐高温性能, 使用温度可达1200℃, 所采用的改性元素主要为活性元素Dy、Hf、Zr、Si、La或惰性元素Pt。采用Ru、Re等金属元素对PtAl涂层进行改性后, 能够有效抑制高温下涂层中Al元素的内扩散以及单晶合金基体中W、Cr、Mo元素的外扩散从而提高涂层的耐温能力^[34]。因此, Ru、Re改性PtAl涂层也是一类重要的新型金属黏结层材料^[35-36]。MAX相合金是一种晶体结构介于金属和陶瓷之间的新型材料, 化学式可表达为 $M_{n+1}AX_n$, 其中M为过渡金属, A为A族元素, X为碳或氮。典型合金有 Ti_2AlC 、 Ti_3SiC_2 和 Cr_2AlC , 这些材料在1200℃的高温下具有良好的抗氧化性能和结构稳定性。因此, 这类MAX相材料也是新型金属黏结层的重要候选材料^[37]。

1.2 制备工艺

大气等离子喷涂(APS)和电子束物理气相沉积(EB-PVD)是热障涂层陶瓷层的主要制备工艺^[38]。等离子喷涂制备的热障涂层具有片层状结构特征, 其隔热性能好, 但界面结合强度较低, 热循环寿命普遍低于电子束物理气相沉积涂层。电子束物理气相沉积制备的热障涂层呈柱状晶结构, 表现出优越的热循环寿命, 但连续柱状晶结构与等离子喷涂片层结构涂层相比隔热效果较差。因此, 两种制备工艺都存在隔热效果与热循环寿命之间矛盾的问题^[39]。对于新型热障涂层材料来说, 除了需要发展和改进等离子喷涂和电子束物理气相沉积工艺与之相适应外, 还应开发效率高、成本低、质量好、过程稳定的新型制备工艺以满足热障涂层的制备需求。

等离子物理气相沉积(PS-PVD)是结合等离子喷涂和物理气相沉积发展而来的一种新型的涂层

制备工艺,也被称为超低压等离子喷涂^[40]。等离子物理气相沉积技术兼具等离子喷涂和电子束物理气相沉积的优点,产生的高能等离子射流不仅可以熔化被喷涂颗粒,还可以将其气化,从而实现了气-液-固多相复合沉积和准柱状晶复合结构涂层的制备^[41]。等离子物理气相沉积可实现气、液、固多相共沉积,制备出的热障涂层具有羽毛形柱状晶结构,兼具优异的隔热性能和良好的热循环寿命^[42]。此外,等离子物理气相沉积还具有喷涂材料广、沉积效率高、可能实现非视线沉积等优势,被认为是最具优势的航空发动机热障涂层新型制备工艺,并已实现工程应用^[43]。

液相等离子喷涂是近年来开发的一种热障涂层制备工艺,它将含有喷涂粉末的悬浮液或涂层材料的前驱体悬浮液送入等离子焰流中,加热至熔融或半熔融状态后随等离子焰流喷射并沉积在基体表面形成涂层^[44]。液相等离子喷涂具有高效、灵活等特点,并且通过工艺控制可实现由疏松多孔到高致密度的不同结构涂层的制备,以满足不同的使用要求^[45]。采用大功率、小距离喷涂高浓度悬浮液时,获得的涂层结构比较致密,有利于形成垂直裂纹。反之,当采用小功率、大距离喷涂低浓度悬浮液时,获得的涂层结构较为疏松,有利于形成柱状晶结构。采用悬浮液等离子喷涂技术可以制备出高孔隙率、类柱状晶结构或垂直裂纹结构的热障涂层,使得涂层具有较高的热循环寿命,并且涂层性能对厚度的敏感性相对较低。尽管液相等离子喷涂涂层的部分性能优于传统的大气等离子喷涂涂层,但仍然存在沉积效率低、结合强度差、工艺范围窄等问题,其喷涂设备及制备工艺仍需优化^[46-47]。

热障涂层的金属黏结层主要采用热喷涂、气相沉积和镀渗三类工艺进行制备。热喷涂主要用于制备包覆型的金属黏结层,超音速火焰喷涂和低压等离子喷涂是两种常用的工艺方法,所制备的金属黏结层结合强度高、组织致密性好、氧化物含量低,并且适用于尺寸较大的热端部件^[48-49]。真空电弧镀和电子束物理气相沉积是两种常用的包覆型金属黏结层的气相沉积制备工艺,制备过程在真空环境下完成,其涂层的纯度高、污染少、综合性能优良^[50-51]。Pt-Al及新型改性Pt-Al层采用电镀+气相渗的工艺制备,主要包含电镀Pt、真空退火、气相渗Al等工序,所制备的涂层组织致密、厚度可控,具有优良的抗氧化性能和抗腐蚀性能^[52-53]。

1.3 组织结构

传统的热障涂层为双层结构,由金属黏结层和

陶瓷面层组成。陶瓷层采用高熔点、低热导率的陶瓷材料制备,主要起到隔热和抗腐蚀的作用。金属黏结层可以增加陶瓷层与基体的结合强度,并且缓解两者之间的热膨胀系数不匹配,提升基体的抗氧化能力。新型热障涂层由于陶瓷面层材料特殊的热物理性能以及更高的耐温需求而采用多层结构或梯度结构。

多层结构热障涂层是在传统双层结构的基础上将陶瓷层分为若干层,通常包括隔热层、抗腐蚀层、抗氧化层和热应力控制层等,每层都由不同性质和功能材料组成。隔热层用于隔绝外部高温热流的侵入;抗腐蚀层用于防止涂层被CMAS等杂质腐蚀;抗氧化层用于防止黏结层和基体被氧化;热应力控制层用来减小不同涂层之间的热失配应力。新型热障涂层的陶瓷材料(如稀土锆酸盐、稀土铈酸盐等)有较高的隔热性能、抗腐蚀性能以及抗烧结性能,但是断裂韧性差、热膨胀系数偏小,直接喷涂于金属黏结层会形成很高的热失配应力,导致涂层的热循环寿命偏低^[54]。因此,这种新型陶瓷层可作为隔热层和抗腐蚀层,并在其与金属黏结层之间增加一层YSZ作为热应力控制层,形成多层结构后可以极大地提升热障涂层的综合性能。各层的组织调控、厚度比例及界面设计等是控制多层结构热障涂层整体性能的重点^[55]。

梯度结构涂层是一种成分、结构以及性能沿着厚度方向连续变化的涂层。梯度涂层主要分为两类:一类是金属黏结层的成分与陶瓷层的材料梯度变化的涂层,它充分发挥了金属优良的延展性和陶瓷的隔热性,有效降低涂层中的残余应力,改善了各层之间的热不匹配问题,使涂层的结合强度及热循环寿命得到提高^[56-58];另一类是陶瓷层中不同成分的陶瓷材料梯度变化的涂层,例如稀土锆酸盐、稀土铝酸盐和YSZ三种成分梯度变化可形成新型梯度结构热障涂层^[59]。梯度涂层的热循环寿命比多层结构涂层有所提高,但其工艺复杂、制备难度大并且可重复性较差,距离工程应用还有一定差距。

陶瓷层是热障涂层中最关键的部分,其与高温燃气、高速粒子、腐蚀介质等直接接触,不仅承受高温氧化、冲蚀、腐蚀等恶劣的服役环境,还要求具有高稳定性和长寿命。优化陶瓷层的组织结构对提高热障涂层的综合性能有着显著作用。因此,研究人员结合各种制备工艺开发了不同组织特征的陶瓷层,主要包括等离子喷涂片层状多孔组织^[60]、等离子喷涂垂直裂纹组织^[61]、等离子喷涂粉

末镶嵌组织^[62]、液相等离子喷涂类柱晶组织^[63]、电子束物理气相沉积柱状晶组织^[64]、等离子物理气相沉积羽毛晶组织^[65]等。这些涂层的特殊组织结构可以在一定程度上提升其隔热性能、应变容限或者是热循环寿命。

2 新型热障涂层应用研究

2.1 稀土掺杂 ZrO₂ 涂层

航空发动机燃烧室火焰筒采用浮动瓦片结构,浮动瓦片是长宽比较大的薄壁铸件,采用 K4951 镍基高温合金精铸成形。工作过程中,浮动瓦片的一侧与高温高速燃气相接触,另一侧通过螺柱与火焰筒承力壁相连接。浮动瓦片上带有大量的气膜孔和细小扰流柱,以降低壁厚温度。为了提高其耐高温抗氧化能力,浮动瓦片与高温燃气相接触的一侧需采用热障涂层进行防护。浮动瓦片表面的热障涂层设计为三层结构:首先,采用超音速火焰喷涂 NiCoCrAlY 合金粉末作为金属黏结层;然后,采用大气等离子喷涂 YSZ 粉末作为中间层;最后,采用大气等离子喷涂 Gd₂O₃·Yb₂O₃·Y₂O₃·ZrO₂(GYYZ)粉末作为面层。

GYYZ 是一种新型的热障涂层材料,采用 Gd₂O₃、Yb₂O₃、Y₂O₃ 三种稀土掺杂氧化物对 ZrO₂ 进行掺杂改性,以提升其耐温能力和隔热效果。GYYZ 喷涂粉末的制备过程为:先通过前驱体配制、化学沉淀和清洗压滤等工序制备出原材料,然后经过球磨制浆、喷雾干燥、高温煅烧和筛分处理等工序获得可用于等离子喷涂的球形粉末,其形貌如图 2(a)所示。喷涂功率和送粉速率是等离子喷涂的关键参数,会对 YSZ 中间层及 GYYZ 面层的孔隙率产生影响,进而影响涂层的结合强度、热循环寿命及抗燃气冲刷性能。增加喷涂功率和降低

送粉率均会提高喷涂粉末在等离子焰流中的受热温度和熔化程度,从而使涂层的孔隙率降低、结合强度提高。但是,孔隙率过低时(<6%)热障涂层的热循环寿命显著下降;而孔隙率超过 20% 时,涂层组织过于疏松,其结合强度和抗燃气冲刷性能明显不足。研究发现,应合理控制等离子喷涂参数,使 YSZ 中间层和 GYYZ 面层的孔隙率均保持在 10%~15%,涂层的综合性能最好。

采用优化的喷涂工艺参数,在浮动瓦片上制备 GYYZ 新型的热障涂层。涂层表面呈现均匀灰白色,无目视可见的裂纹、剥落等缺陷。浮动瓦片不同部位涂层的表面粗糙度基本相当,在 7.1~8.7 μm。根据标准 ASTM C633 对新型热障涂层的结合强度进行测试,首先采用高强度的片胶将涂层表面与对偶件连接,然后在电子万能试验机上进行室温拉伸实验,经测试涂层的结合强度平均值为 37 MPa,涂层从 YSZ 中间层与 GYYZ 面层的界面处发生剥离。在浮动瓦片上切取试块,制备成金相试样后检测涂层的显微组织,典型形貌如图 2(b)所示。YSZ 中间层的厚度约为 120 μm,孔隙率为 12% 左右;GYYZ 面层的厚度为 120~130 μm,孔隙率约为 13%。经测试,GYYZ 新型热障涂层在 1100 °C 的热导率约为 0.80 W·m⁻¹·K⁻¹,低于传统 YSZ 的 0.96 W·m⁻¹·K⁻¹。

为了验证 GYYZ 新型热障涂层和 YSZ 传统热障涂层(NiCoCrAlY+YSZ 双层结构)的耐温能力及热循环寿命,分别在 1150 °C 和 1200 °C 下开展水冷热震对比实验。实验前对带有热障涂层的浮动瓦片进行清洗、烘干,然后放置在高温马弗炉中进行加热,到达设定温度后保温 10 min,然后迅速取出放入室温的清水中,待浮动瓦片温度降至室温后取出观察涂层表面情况,记录脱落面积。如此反复,直到规定的循环次数。GYYZ 新型热障涂层和

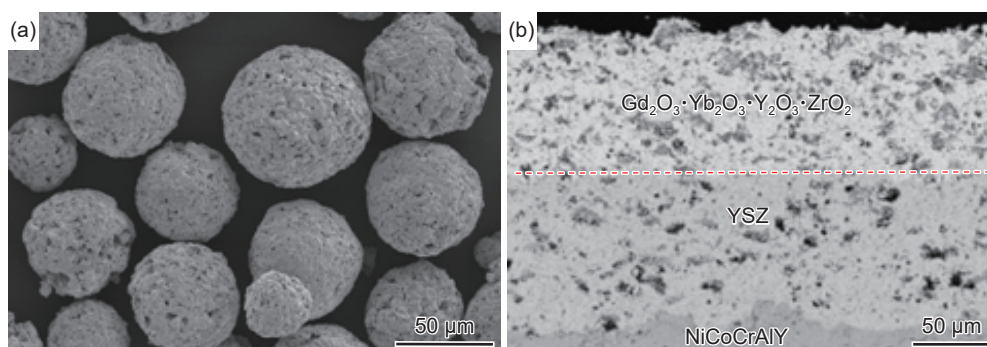


图 2 Gd₂O₃·Yb₂O₃·Y₂O₃·ZrO₂ 喷涂粉末(a)和热障涂层的显微组织(b)

Fig. 2 Gd₂O₃·Yb₂O₃·Y₂O₃·ZrO₂ plasma spray powder (a) and microstructure of the TBCs(b)

YSZ 传统热障涂层在水冷热震实验过程中的剥落面积分数如图 3 所示,实物照片如图 4 所示。可以看出,1150 °C 下,相同循环次数的热震实验后,YSZ 传统热障涂层的脱落面积是 GYYZ 新型热障涂层的 2 倍以上。1200 °C 的热震条件下,GYYZ 新型热障涂层抗剥落性能的优势更为明显,经历 30 次循环后仅有 10% 面积的涂层脱落,而 YSZ 传统热障涂层的脱落面积超过 75%。

综上,GYYZ 新型热障涂层相比于传统 YSZ 热障涂层具有更低的热导率和更优异的抗高温热震性能,更适用于先进航空发动机浮动瓦片等热端部件。

2.2 稀土锆酸盐

航空发动机高压涡轮工作叶片材料为镍基单晶高温合金,采用 YSZ 传统热障涂层进行防护时存在抗 CMAS 侵蚀能力不足、涂层耐温性能差等问题。为了进一步提高涂层的耐高温、抗腐蚀性能和工作寿命,涡轮叶片外表面采用锆酸盐热障涂层进行防护。锆酸盐热障涂层设计为三层:首先,采用真空电弧镀膜工艺制备 NiCoCrAlYHf 涂层作为金属黏结层;然后,采用电子束物理气相沉积工艺制备 YSZ 涂层作为中间层;最后,采用电子束物理气相沉积工艺分别制备 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 和 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 两种锆酸盐涂层作为面层。

根据 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 和 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 两种材料的蒸发和沉积特性开展电子束物理气相沉积

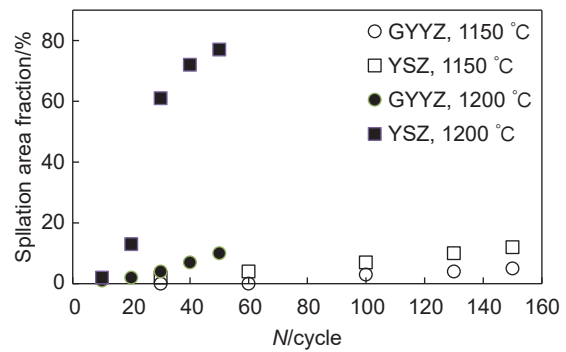


图 3 GYYZ 涂层和 YSZ 涂层热震过程中的剥落面积分数
Fig. 3 Spallation area fraction of GYYZ and YSZ coatings during thermal shock test

工艺实验,采用优化的沉积工艺参数在高压涡轮工作叶片上分别制备 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 和 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 锆酸盐热障涂层。 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层呈现均匀的灰白色, $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 涂层则呈现均匀的黄白色,两种涂层均未见裂纹、脱落等缺陷。采用接触法在涡轮叶片的前缘、尾缘、叶盆和叶背不同区域测试涂层的表面粗糙度,结果表明两种涂层的粗糙度相当,在 1.2 ~ 1.5 μm 之间。采用 X 射线衍射法测试两种涂层的物相结构, $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层由单一的烧绿石相构成, $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 涂层由烧绿石相和萤石相两种物相构成,如图 5 所示。参照 ASTM C633 标准,采用随炉试样测试两种锆酸盐热障涂层的室温结合强度, $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层的结合强度为 66 MPa,

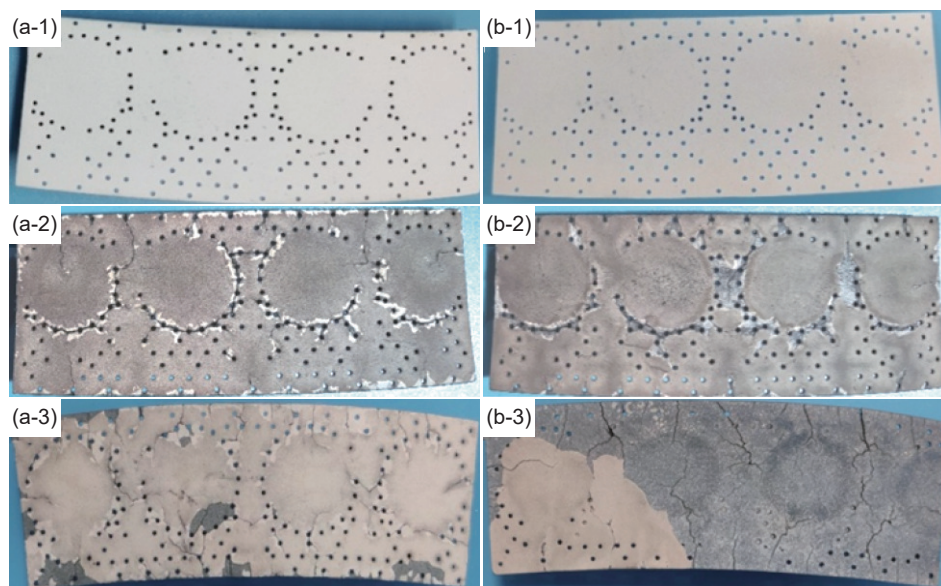


图 4 浮动瓦片 GYYZ(a)和 YSZ(b)涂层在水冷热震实验过程中的形貌照片 (1)实验前;
(2)1150 °C、150 循环后;(3)1200 °C、50 循环后

Fig. 4 Photograph of GYYZ (a) and YSZ (b) coating morphology during thermal shock test
(1) before thermal testing; (2)1150 °C, 150 cycles; (3)1200 °C, 50 cycles

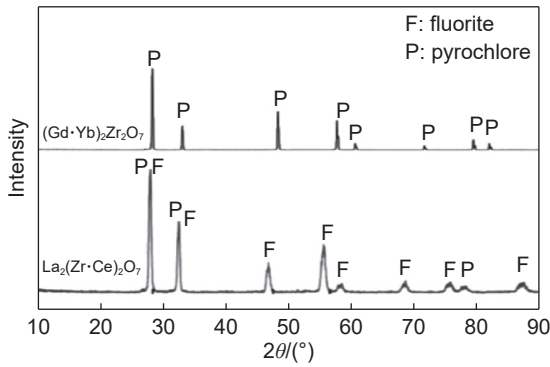


图 5 稀土锆酸盐涂层物相分析

Fig. 5 Phase analysis of rare earth zirconate coatings

$\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 涂层的结合强度为 59 MPa, 两种涂层均从 YSZ 中间层与锆酸盐面层的界面处剥离。此外, 测试了 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 和 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 两种涂层在 1000 °C 的热导率, 分别为 $0.54 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 和 $0.82 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, 显著低于传统 YSZ 的 $1.81 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。

针对 YSZ 传统热障涂层 ($\text{NiCoCrAlYHf} + \text{YSZ}$) 和 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 、 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 两种锆酸盐新型热障涂层开展 CMAS 高温腐蚀实验。CMAS 高温腐蚀实验在 $40 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 的涂层试片上开展, CMAS 的化学成分为 $35\text{SiO}_2\text{-}48\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}10\text{CaO-}7\text{MgO}$ (质量分数/%), 在涂层表面的涂覆量

为 20 mg/cm^2 。涂覆有 CMAS 涂层试样在马弗炉中加热至 1150 °C 后保温 55 min, 然后取出空冷 5 min, 为一次循环, 每次循环后观察涂层表面状态, 当涂层脱落面积大于总面积的 10% 时, 判断涂层失效, 停止实验。 YSZ 、 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 和 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 三种热障涂层的 CMAS 高温腐蚀实验寿命分别为 2 次、10 次、8 次, 涂层实验前及失效后的宏微观形貌如图 6 所示。 YSZ 传统热障涂层经过 2 次循环后 CMAS 已完全渗透涂层到达 YSZ 与黏结层的界面处, 导致涂层界面附近在热应力的作用下开裂、鼓起而剥落。CMAS 与表层附近的 YSZ 发生明显的腐蚀反应, 使涂层中形成颗粒状腐蚀产物并呈现出串珠似的腐蚀孔隙, 加速 CMAS 的渗透并与热应力共同作用引起涂层的开裂、剥落 (图 6(g))。 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 热障涂层经过 10 次循环实验过后尚未全部剥落, 依旧保持了较好的完整度, 表明该涂层具有很强的抗 CAMS 腐蚀能力。通过实验后的试样可知, YSZ 中间层与 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 面层间的结合力较强, 只有少部分区域的 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 面层出现剥落。通过微观组织分析可知, CMAS 腐蚀过程中的涂层剥落优先发生在 YSZ 中间层与黏结层的界面处 (图 6(h))。CMAS 与 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 面层的腐蚀反应产物呈现柱状结构, 与 YSZ 中间层的腐蚀反应产物则呈

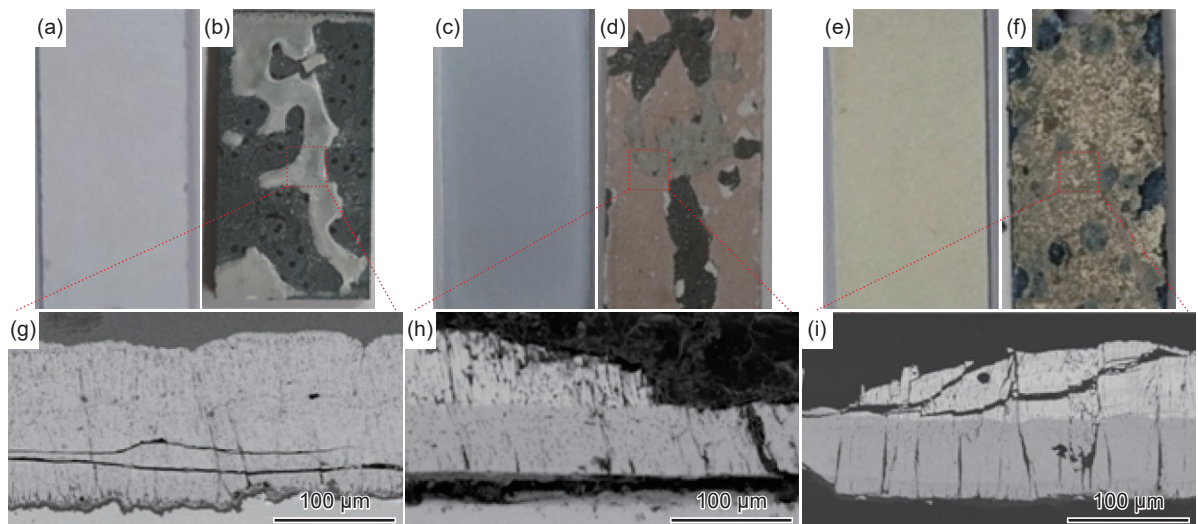


图 6 CMAS 高温腐蚀实验前、后的涂层宏观和微观形貌 (a)实验前 YSZ 涂层; (b)2 个循环后 YSZ 涂层; (c)实验前 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层; (d)10 个循环后 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层; (e)实验前 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 涂层; (f)8 个循环后 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 涂层; (g)2 个循环后 YSZ 涂层微观形貌; (h)10 个循环后 $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层微观形貌; (i)8 个循环后 $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ 涂层微观形貌

Fig. 6 Macroscopic and microscopic morphologies of coatings before and after CMAS high temperature corrosion test (a)YSZ coating before test; (b)YSZ coating after 2 cycles test; (c) $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ coating before test; (d) $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ coating after 10 cycles test; (e) $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ coating before test; (f) $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ coating after 8 cycles test; (g)microscopic morphology of YSZ coating after 2 cycles test; (h)microscopic morphology of $(\text{Gd} \cdot \text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ coating after 10 cycles test; (i)microscopic morphology of $\text{La}_2(\text{Zr} \cdot \text{Ce})_2\text{O}_7$ coating after 8 cycles test

现颗粒状。 $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ 热障涂层从第三个循环便开始出现分层剥落的情况, CMAS 逐渐侵蚀到涂层内部, 伴随热应力的作用使得涂层产生面内裂纹, 涂层逐渐剥落。微观组织分析表明, $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ 面层能够与 CMAS 发生腐蚀反应, 通过牺牲阳离子与 CMAS 形成结晶反应层, 可以在一定程度上阻止 CMAS 继续与 $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ 发生反应, 从而延缓 CMAS 的快速渗透。

采用高温高速燃气对 YSZ 传统热障涂层 ($\text{NiCoCrAlYHf}+\text{YSZ}$) 和 $(\text{Gd}\cdot\text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 、 $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ 两种新型锆酸盐热障涂层开展热冲击实验 (图 7)。实验时热障涂层表面处的燃气温度为 $1100\text{ }^\circ\text{C}$, 燃气速度 0.7 马赫。燃气冲击区域为高压涡轮叶片的缘板及前缘中部。燃气冲击 25 min 后冷却 5 min 为一个循环, 当热障涂层出现目视可见的缺陷后即停止实验, 实验过程如图 7(a) 所示。YSZ 传统热障涂层经过 12 次循环后, 即在缘板部位出现长 12 mm、宽 5 mm 的涂层剥落区, 如图 7(b) 中红色圈内所示。 $(\text{Gd}\cdot\text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 热障涂层经过 40 次循环后, 叶片前缘区域的涂层完好, 未出现起泡、开裂、剥落等现象, 仅在缘板区域有长约 2 mm、宽约 1 mm 的细小痕迹, 如图 7(c) 中红色圈内所示。 $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ 热障涂层经过

40 次循环后, 叶片前缘和缘板区域均完好, 未出现起泡、开裂、剥落等现象, 如图 7(d) 所示。

综上所述, 相比于传统的 YSZ 热障涂层, $(\text{Gd}\cdot\text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 和 $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ 两种新型锆酸盐热障涂层具有更低的热导率、更强的抗高温 CMAS 腐蚀能力和更优的耐高温高速燃气冲击性能, 适用于先进航空发动机高压涡轮工作叶片。

2.3 高熵陶瓷涂层

航空发动机采用复合倾斜的双联涡轮导向叶片, 由叶身和上、下缘板组成, 叶身上带有大量的细小气膜孔。双联导向叶片采用镍基单晶高温合金整体精铸成形。工作过程中, 导向叶片承受燃烧室出口高温、高速燃气的冲击, 为了提高其耐高温、抗氧化性能, 采用高熵热障涂层进行防护。

$(\text{Y}_{0.2-x}\text{La}_{0.2-x}\text{Nd}_{0.2-x}\text{Sm}_{0.2-x}\text{Eu}_{0.2+x})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 是一种新型的稀土锆酸盐热障涂层材料, 通过离子半径较大的 La、Nd、Sm、Eu 元素和离子半径较小的 Y 元素对锆酸盐进行掺杂改性, 引入更高的构型熵和更严重的晶格畸变, 提高其高温相稳定性和抗烧蚀性。该高熵涂层采用 PS-PVD 工艺制备, 完成 PS-PVD 用高熵粉末的研制, 粉末及涂层组织见图 8。首先, 以 ZrO_2 、 Y_2O_3 、 La_2O_3 、 Nd_2O_3 、 Sm_2O_3 、 Eu_2O_3 等六种陶瓷粉体为原料采用固相反应法合成具有单一固溶体相的高熵材料; 然后, 通过喷雾造粒工艺对高熵粉末的形貌与粒径分布进行调控; 最后, 采用大气等离子喷涂系统对高熵粉末进行球化处理和表面改性, 获得球形度良好、表面光滑、内部致密的 PS-PVD 用高熵粉末, 粉末粒度在 $5\sim 35\text{ }\mu\text{m}$, 其形貌如图 8(a) 所示。

PS-PVD 是结合等离子喷涂和物理气相沉积开发的一种新型涂层制备工艺, 其产生的高能等离子射流不仅可以将其喷涂粉末熔化为液态, 还可以将其加热至气态, 从而实现气-液-固多相复合沉积和羽毛柱状复合结构涂层的制备。PS-PVD 能够实现非视线性涂层的沉积, 尤其适用于双联导向叶片等具有复杂结构和遮挡区域的热障涂层制备。采用所研制的 $(\text{Y}_{0.2-x}\text{La}_{0.2-x}\text{Nd}_{0.2-x}\text{Sm}_{0.2-x}\text{Eu}_{0.2+x})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 高熵陶瓷粉末开展 PS-PVD 制备工艺实验, 优化送粉率和基体预热温度等沉积参数。结果表明, 增大送粉速率可以提高涂层的沉积效率, 但当送粉速率过大时会导致粉末熔融气化不充分, 在羽毛形柱状晶之间存在较多的未熔颗粒, 难以满足涂层高应变容限的需求。提高基体预热温度可以改善涂层与基底之间的结合状态, 但预热温度超过 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 涂层在沉积过程中的原子横向扩散速率增加, 导致羽毛

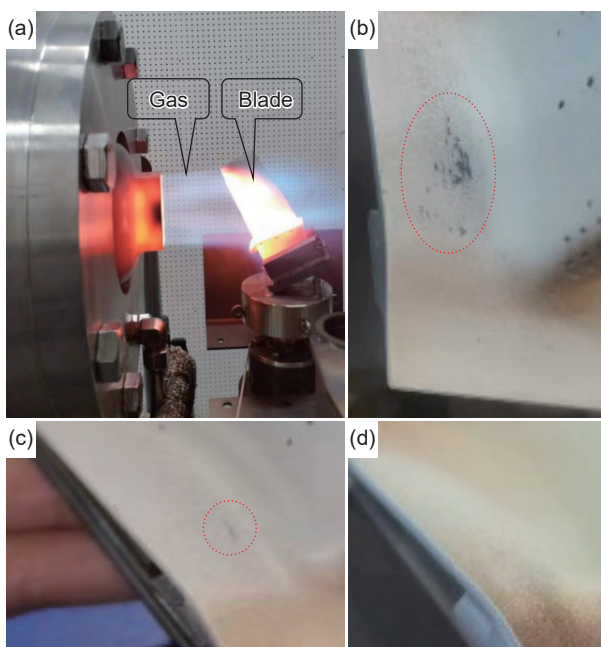


图 7 高温高速燃气热冲击实验 (a) 实验过程照片; (b) 12 个循环后 YSZ 涂层; (c) 40 个循环后 $(\text{Gd}\cdot\text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ 涂层; (d) 40 个循环后 $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ 涂层

Fig. 7 High-temperature high-velocity gas thermal shock test (a) photograph of the test process; (b) YSZ coating after 12 cycles; (c) $(\text{Gd}\cdot\text{Yb})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ coating after 40 cycles; (d) $\text{La}_2(\text{Zr}\cdot\text{Ce})_2\text{O}_7$ coating after 40 cycles

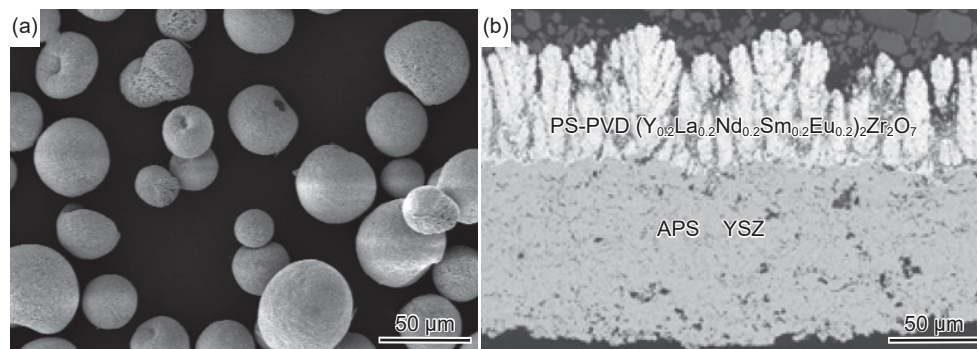


图8 高熵陶瓷涂层粉末和涂层显微组织 (a) $(Y_{0.2}La_{0.2}Nd_{0.2}Sm_{0.2}Eu_{0.2})_2Zr_2O_7$ 涂层 PS-PVD 粉末;
(b) $(Y_{0.2}La_{0.2}Nd_{0.2}Sm_{0.2}Eu_{0.2})_2Zr_2O_7$ 涂层显微组织

Fig. 8 High-entropy ceramic coating powder and coating microstructure (a) $(Y_{0.2}La_{0.2}Nd_{0.2}Sm_{0.2}Eu_{0.2})_2Zr_2O_7$ PS-PVD powders; (b) microstructure of $(Y_{0.2}La_{0.2}Nd_{0.2}Sm_{0.2}Eu_{0.2})_2Zr_2O_7$ coating

形柱状晶横向生长, 过于粗大。

根据双联涡轮导向叶片的结构特点、服役环境和高熵陶瓷的材料工艺特点, 导向叶片的热障涂层设计为三层结构, 如图8(b)所示。首先, 底层采用真空电弧镀膜工艺制备 NiCoCrAlYHf 涂层, 其主要功能是缓解陶瓷层与金属基体的热失配, 并起到抗氧化的作用; 然后, 采用等离子喷涂工艺制备具有片层组织结构的 YSZ 中间层, 厚度控制在 200 μm 左右, 其主要功能是缓解热失配应力并起到良好的隔热效果; 最后, 采用优化的 PS-PVD 工艺制备具有羽毛形柱状晶的 $(Y_{0.2-x}La_{0.2-x}Nd_{0.2-x}Sm_{0.2-x}Eu_{0.2+x})_2Zr_2O_7$ 面层, 其主要功能是提升耐高温性能和抗 CMAS 腐蚀能力, 并且涂层具有良好的应变容限。参照 ASTM C633 标准测试该高熵陶瓷热障涂层的室温结合强度可达 43 MPa 以上; 采用瞬态法测试涂层的热导率为 $0.60 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 。1500 $^{\circ}\text{C}$ 保温 100 h 后, 高熵陶瓷涂层的晶粒度由 0.6 μm 长大至 1.1 μm , 孔隙率由 6.5% 降低至 4.3%, 并且涂层的相成分未发生变化, 该涂层的抗高温烧蚀性能优于 $Gd_2Zr_2O_7$ 涂层。高压涡轮导向叶片不同区域的涂层组织均匀一致, 叶片缘板和遮挡区最薄处的涂层厚度与前缘最厚处的涂层厚度之比在 0.4 以上, 均匀性优于 EB-PVD 工艺制备的热障涂层。

3 结束语

为满足先进航空发动机热端部件对耐温性能与服役可靠性的极致追求, 新型热障涂层的应用已成为必然趋势。本文系统分析了先进航空发动机对新型热障涂层材料成分、制备工艺和组织结构方面的应用需求, 阐述了等离子喷涂稀土掺杂 ZrO_2 、电子束物理气相沉积稀土锆酸盐和等离子物理气

相沉积高熵陶瓷三种新型热障涂层的应用研究进展。相比于双层结构的传统 YSZ 热障涂层, 基于稀土掺杂 ZrO_2 、稀土锆酸盐或高熵陶瓷等材料体系的新型热障涂层, 具有更低的热导率、更强的抗热冲击能力和更优异的耐 CMAS 腐蚀性能, 通过与大气等离子喷涂 (APS)、电子束物理气相沉积 (EB-PVD) 及等离子物理气相沉积 (PS-PVD) 等工艺深度结合, 使其使用性能大幅提升, 可应用于浮动瓦片和涡轮叶片等热端部件。

随着自适应变循环发动机、混合动力推进系统、超燃冲压发动机等新型动力的发展, 对热障涂层提出了更高的要求, 应用部位由涡轮叶片、燃烧室, 扩展到密封片、调节环等零件, 在功能上由传统的隔热、抗氧化扩展到自愈合、智能传感等, 同时涂层成分与结构设计一体化, 在设计初期就考虑热-力-化耦合行为, 利用机器学习和大数据, 实现对喷涂过程的精确控制和检测。随着新材料、新结构 (如梯度、仿生) 和新工艺 (如 PS-PVD) 的不断突破, 新型热障涂层必将为未来航空发动机突破温度壁垒、实现更高效率与可靠性, 提供坚实而强大的技术保障。

参考文献:

- [1] DAROLIA R. Thermal barrier coatings technology: critical review, progress update, remaining challenges and prospects[J]. *International Materials Reviews*, 2013, 58(6): 315-348.
- [2] MEHTA A, VASUDEV H, SINGH S, et al. Processing and advancements in the development of thermal barrier coatings: a review[J]. *Coatings*, 2022, 12(9): 1318.
- [3] 朱晨, 于建海, 郭亚飞, 等. 航空发动机热障涂层存在的问题及其发展方向[J]. *表面技术*, 2016, 45(1): 13-19.
ZHU C, YU J H, GUO Y F, et al. Problems of aircraft

- engine thermal barrier coating and its developing direction[J]. *Surface Technology*, 2016, 45(1): 13-19.
- [4] VABEN R, BAKAN E, MACK D E, et al. A perspective on thermally sprayed thermal barrier coatings: current status and trends[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, 31(4): 685-698.
- [5] 田伟, 何爱杰, 钟燕, 等. 高推重比发动机热障涂层应用现状分析[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2016, 29(5): 52-57.
- TIAN W, HE A J, ZHONG Y, et al. Application of thermal barrier coatings on aero-engines of high thrust-to-weight ratio[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2016, 29(5): 52-57.
- [6] 伏宇, 刘砚飞, 田伟, 等. 结构-材料-制造一体化技术在未来航空发动机中的应用探索[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2025, 38(2): 13-19.
- FU Y, LIU Y F, TIAN W, et al. Exploration of the application of integrated structural-material-manufacturing technology in future aero-engines[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2025, 38(2): 13-19.
- [7] THAKARE J G, PANDEY C, MAHAPATRA M M, et al. Thermal barrier coatings: a state of the art review[J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(7): 1947-1968.
- [8] DORFMAN M R, DWIVEDI G, DAMBRA C, et al. Perspective: challenges in the aerospace marketplace and growth opportunities for thermal spray[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, 31(4): 672-684.
- [9] CUI Q Z, SEO S M, YOO Y S, et al. Thermal durability of thermal barrier coatings with bond coat composition in cyclic thermal exposure[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 284: 69-74.
- [10] SIROHI S, KUMAR S, PANDEY C. Characterization of damage in thermal barrier coating under different thermal cycle[J]. *Materials Today*, 2021, 38: 2110-2116.
- [11] 杨杰, 彭畅新, 王凌羿. 脉冲爆震燃烧室与涡轮联合三维流动数值仿真研究[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2023, 36(1): 1-9.
- YANG J, PENG C X, WANG L Y. 3D flow numerical simulation for the united pulsed detonation combustor and turbine parts[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2023, 36(1): 1-9.
- [12] 张晶晶, 季玮华, 白岩, 等. 等离子喷涂 YSZ 热障涂层的制备与耐高温性能[J]. *大连工业大学学报*, 2020, 39(5): 380-385.
- ZHANG J J, JI W H, BAI Y, et al. Fabrication and corrosion resistance of plasma sprayed YSZ thermal barrier coatings[J]. *Journal of Dalian Polytechnic University*, 2020, 39(5): 380-385.
- [13] SONG D, SONG T, PAIK U, et al. Hot-corrosion resistance and phase stability of $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Gd}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ costabilized zirconia-based thermal barrier coatings against $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{V}_2\text{O}_5$ molten salts[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 400: 126197.
- [14] GUO L, GAO Y, CHENG Y X, et al. Microstructure design of the laser glazed layer on thermal barrier coatings and its effect on the CMAS corrosion[J]. *Corrosion Science*, 2021, 192: 109847.
- [15] GURRAPA I. Effect of aluminum on hot corrosion resistance of MCrAlY -based bond coatings[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 2001, 20(24): 2225-2229.
- [16] 姜海瑞, 杜云玲, 孙士杰, 等. 镍基高温合金氢脆行为研究进展[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2025, 38(1): 1-15.
- JIANG H R, DU Y L, SUN S J, et al. Review on hydrogen embrittlement behavior of Ni-based superalloys[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2025, 38(1): 1-15.
- [17] BAI B, GUO H B, PENG H, et al. Cyclic oxidation and interdiffusion behavior of a NiAlDy/RuNiAl coating on a Ni-based single crystal superalloy[J]. *Corrosion Science*, 2011, 53(9): 2721-2727.
- [18] 冀晓鹏, 宫声凯, 徐惠彬, 等. 添加稀土元素对热障涂层 YSZ 陶瓷层晶格畸变的影响[J]. *航空学报*, 2007, 28(1): 196-200.
- JI X J, GONG S K, XU H B, et al. Influence of rare earth elements additions in YSZ ceramic coatings of thermal barrier coatings on lattice distortion[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2007, 28(1): 196-200.
- [19] ZHU D M, MILLER R A. Development of advanced low conductivity thermal barrier coatings[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2004, 1(1): 86-94.
- [20] GUO L, GUO H B, GONG S K, et al. Improvement on the phase stability, mechanical properties and thermal insulation of Y_2O_3 -stabilized ZrO_2 by Gd_2O_3 and Yb_2O_3 co-doping[J]. *Ceramics International*, 2013, 39(8): 9009-9015.
- [21] ZHANG Y L, GUO L, YANG Y P, et al. Influence of Gd_2O_3 and Yb_2O_3 co-doping on phase stability, thermo-physical properties and sintering of 8YSZ[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2012, 25(6): 948-953.
- [22] WANG L, WANG Y, SUN X G, et al. Finite element simulation of residual stress of double-ceramic-layer $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7/8\text{YSZ}$ thermal barrier coatings using birth and death element technique[J]. *Computational Materials Science*, 2012, 53(1): 117-127.
- [23] CAO X Q, VASSEN R, JUNG W, et al. Thermal stability of lanthanum zirconate plasma-sprayed coating[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, 84(9): 2086-2090.

- [24] SARUHAN B, FRANCOIS P, FRITSCHER K, et al. EB-PVD processing of pyrochlore-structured $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ -based TBCs[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, 182(2/3): 175-183.
- [25] LUTIQUE S, JAVORSKÝ P, KONINGS R J M, et al. The low-temperature heat capacity of some lanthanide zirconates[J]. *The Journal of Chemical Thermodynamics*, 2004, 36(7): 609-618.
- [26] LEHMANN H, PITZER D, PRACHT G, et al. Thermal conductivity and thermal expansion coefficients of the lanthanum rare-earth-element zirconate system[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2003, 86(8): 1338-1344.
- [27] GUO H B, WANG Y, WANG L, et al. Thermo-physical properties and thermal shock resistance of segmented $\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7/\text{YSZ}$ thermal barrier coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2009, 18(4): 665-671.
- [28] MA W, GONG S K, XU H B, et al. On improving the phase stability and thermal expansion coefficients of lanthanum cerium oxide solid solutions[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(8): 1505-1508.
- [29] 邵凤翔, 陈晓鹤, 张红松. $(\text{Sm}_{0.5}\text{Nd}_{0.5-x}\text{La}_x)_2\text{Ce}_2\text{O}_7$ 陶瓷材料热物理性能[J]. *陶瓷学报*, 2017, 38(4): 559-563.
- SHAO F X, CHEN X G, ZHANG H S. Thermophysical properties of $(\text{Sm}_{0.5}\text{Nd}_{0.5-x}\text{La}_x)_2\text{Ce}_2\text{O}_7$ ceramics[J]. *Journal of Ceramics*, 2017, 38(4): 559-563.
- [30] YAO Y, YANG F, ZHAO X F. Multicomponent high-entropy Zr-Y-Yb-Ta-Nb-O oxides for next-generation thermal barrier coating applications[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2022, 105(1): 35-43.
- [31] CHEN D, WANG Q S, LIU Y B, et al. Microstructure, thermal characteristics, and thermal cycling behavior of the ternary rare earth oxides (La_2O_3 , Gd_2O_3 , and Yb_2O_3) co-doped YSZ coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 403: 126387.
- [32] SUN L L, GUO H B, PENG H, et al. Influence of partial substitution of Sc_2O_3 with Gd_2O_3 on the phase stability and thermal conductivity of Sc_2O_3 -doped ZrO_2 [J]. *Ceramics International*, 2013, 39(3): 3447-3451.
- [33] ZHOU L, LI F, LIU J X, et al. High-entropy thermal barrier coating of rare-earth zirconate: a case study on $(\text{La}_{0.2}\text{Nd}_{0.2}\text{Sm}_{0.2}\text{Eu}_{0.2}\text{Gd}_{0.2})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ prepared by atmospheric plasma spraying[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, 40(15): 5731-5739.
- [34] WANG Y, GUO H B, PENG L Q, et al. Processing and microstructure of NiRuAl diffusion barrier coating on Ni-based superalloy[J]. *Surface Engineering*, 2011, 27(4): 253-258.
- [35] WANG Y, GUO H B, PENG H, et al. Diffusion barrier behaviors of (Ru, Ni) Al/NiAl coatings on Ni-based superalloy substrate[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(2): 191-195.
- [36] PAGE R A, LEVERANT G R. Inhibition of interdiffusion from MCrAlY overlay coatings by application of a Ni-Re interlayer[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 1999, 121(2): 313-319.
- [37] GONZALEZ-JULIAN J, MAUER G, SEBOLD D, et al. Cr_2AlC MAX phase as bond coat for thermal barrier coatings: processing, testing under thermal gradient loading, and future challenges[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2020, 103(4): 2362-2375.
- [38] WAN C L, QU Z X, DU A B, et al. Influence of B site substituent Ti on the structure and thermophysical properties of $\text{A}_2\text{B}_2\text{O}_7$ -type pyrochlore $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(16): 4782-4789.
- [39] CLARKE D R, OECHSNER M, PADTURE N P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines[J]. *MRS Bulletin*, 2012, 37(10): 891-898.
- [40] 董浩, 梁兴华, 王玉, 等. 等离子喷涂-物理气相沉积防护涂层及其失效机理研究进展[J]. *材料研究与应用*, 2023, 17(2): 234-250.
- DONG H, LIANG X H, WANG Y, et al. Research progress on plasma spray-physical vapor deposition protective coatings and their failure mechanisms[J]. *Materials Research and Application*, 2023, 17(2): 234-250.
- [41] GAO L H, GUO H B, WEI L L, et al. Microstructure and mechanical properties of yttria stabilized zirconia coatings prepared by plasma spray physical vapor deposition[J]. *Ceramics International*, 2015, 41(7): 8305-8311.
- [42] LI S, CHEN W B, ZHAO L D, et al. Calcia-magnesia-alumino-silicate-induced degradation of $(\text{Gd}_{0.9}\text{Yb}_{0.1})_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ thermal barrier coatings prepared by plasma spray-physical vapor deposition (PS-PVD) [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 454: 129179.
- [43] 薛树林, 吴学深, 吴楠, 等. 涡轮叶片全表面换热特性的试验与数值研究[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2024, 37(2): 41-48.
- XUE S L, WU X S, WU N, et al. Experimental and numerical investigation of heat transfer characteristics on the whole turbine vane surface[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2024, 37(2): 41-48.
- [44] GELL M, JORDAN E H, TEICHOLZ M, et al. Thermal barrier coatings made by the solution precursor plasma spray process[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2008, 17(1): 124-135.
- [45] AGHASIBEIG M, TARASI F, LIMA R S, et al. A review on suspension thermal spray patented technology evolution[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2019, 28(7): 1579-1605.

- [46] VANEVERY K, KRANE M J M, TRICE R W, et al. Column formation in suspension plasma-sprayed coatings and resultant thermal properties[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, 20(4): 817-828.
- [47] CURRY N, VANEVERY K, SNYDER T, et al. Thermal conductivity analysis and lifetime testing of suspension plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. *Coatings*, 2014, 4(3): 630-650.
- [48] MENG G H, LIU H, LIU M J, et al. Large-grain α -Al₂O₃ enabling ultra-high oxidation-resistant MCrAlY bond Coats by surface pre-agglomeration treatment[J]. *Corrosion Science*, 2020, 163: 108275.
- [49] ZAKERI A, BAHMANI E, AGHDAM A S R. Impact of MCrAlY feedstock powder modification by high-energy ball milling on the microstructure and high-temperature oxidation performance of HVOF-sprayed coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 395: 125935.
- [50] XU Z H, HE S M, HE L M, et al. Novel thermal barrier coatings based on La₂(Zr_{0.7}Ce_{0.3})₂O₇/8YSZ double-ceramic-layer systems deposited by electron beam physical vapor deposition[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(11): 4273-4283.
- [51] NICKEL H, CLEMENS D, QUADAKKERS W J, et al. Development of NiCrAlY alloys for corrosion-resistant coatings and thermal barrier coatings of gas turbine components[J]. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 1999, 121(4): 384-387.
- [52] LIU H, LI S, JIANG C Y, et al. Preparation and oxidation performance of a low-diffusion Pt-modified aluminate coating with Re-base diffusion barrier[J]. *Corrosion Science*, 2020, 168: 108582.
- [53] GOWARD G W. Progress in coatings for gas turbine airfoils[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1998, 108/109: 73-79.
- [54] GUO X Y, LU Z, PARK H Y, et al. Thermal properties of La₂Zr₂O₇ double-layer thermal barrier coatings[J]. *Advances in Applied Ceramics*, 2019, 118(3): 91-97.
- [55] XIE X Y, GUO H B, GONG S K, et al. Hot corrosion behavior of double-ceramic-layer LaTi₂Al₉O₁₉/YSZ thermal barrier coatings[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2012, 25(1): 137-142.
- [56] AI S, SONG Y, YANG B, et al. Analytical solution of quenching-induced deposition stress in functionally graded thermal barrier coatings[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(9): 12372-12381.
- [57] MOHAMMADZAKI GOUDARZI Z, VALEFI Z, ZAMANI P. Effect of functionally graded structure design on durability and thermal insulation capacity of plasma-sprayed thick thermal barrier coating[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(24): 34361-34379.
- [58] 胡磊, 陈易诚, 查海勇, 等. 陶瓷基高压涡轮外环结构设计与验证[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2024, 37(5): 48-54.
- HU L, CHEN Y C, ZHA H Y, et al. Structural design and verification of ceramic matrix composite high pressure turbine shroud[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2024, 37(5): 48-54.
- [59] CHEN H F, LIU Y, GAO Y F, et al. Design, preparation, and characterization of graded YSZ/La₂Zr₂O₇ thermal barrier coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 93(6): 1732-1740.
- [60] ARAI M, SUIDZU T. Porous ceramic coating for transpiration cooling of gas turbine blade[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2013, 22(5): 690-698.
- [61] SHINDE S V, GILDERSLEEVE V E J, JOHNSON C A, et al. Segmentation crack formation dynamics during air plasma spraying of zirconia[J]. *Acta Materialia*, 2020, 183: 196-206.
- [62] HUANG J B, WANG W Z, LI Y J, et al. A novel strategy to control the microstructure of plasma-sprayed YSZ thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 402: 126304.
- [63] BERNARD B, QUET A, BIANCHI L, et al. Effect of suspension plasma-sprayed YSZ columnar microstructure and bond coat surface preparation on thermal barrier coating properties[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, 26(6): 1025-1037.
- [64] HE W T, MAUER G, SCHWEDT A, et al. Advanced crystallographic study of the columnar growth of YSZ coatings produced by PS-PVD[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(5): 2449-2453.
- [65] VON NIESSEN K, GINDRAT M, REFKE A. Vapor phase deposition using plasma spray-PVD™[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, 19(1): 502-509.

收稿日期: 2025-07-31; 录用日期: 2025-09-13

通讯作者: 田伟(1981—), 男, 博士, 研究员, 研究方向为航空发动机材料工艺, 联系地址: 四川省成都市新都区同仁路520号(610500), E-mail: tianwei62418@163.com

(本文责编: 高磊)