第 49 卷第 6 期
2021 年 6 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 6
June，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20200691

综 合 评 述

等离子体喷涂厚热障涂层的研究进展

陶诗倩[1,3]，李 伟[3]，杨加胜[1,2]，陶顺衍[1,2]

(1. 中国科学院上海硅酸盐研究所，中国科学院特种无机涂层重点实验室，上海 201899；
2. 中国科学院大学材料与光电研究中心，北京 100049；3. 上海理工大学材料科学与工程学院，上海 200093)

摘 要：厚热障涂层(TTBCs)具有良好的隔热性能，能够有效提高航机涡轮/燃机透平前的燃气入口温度。等离子体喷涂工艺是制备 TTBCs 的典型方法。综述了等离子体喷涂 TTBCs 的国内外研究现状，指出了 TTBCs 所面临的挑战。着重从单片层、涂层结构及性能等方面展开探讨，同时对其发展趋势进行了展望。

关键词：等离子体喷涂；厚热障涂层；微结构；服役性能
中图分类号：TQ174.75　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)06–1195–11
网络出版时间：2021–04–06



Research Progress on Plasma Sprayed Thick Thermal Barrier Coatings

TAO Shiqian[1,3], *LI Wei*[3], *YANG Jiasheng*[1,2], *TAO Shunyan*[1,2]

(1. Key Laboratory of Inorganic Coating Materials CAS, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201899, China;
2. Materials and Optoelectronics Research Center, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;
3. School of Materials Science and Engineering, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China)

Abstract: Thick thermal barrier coatings (TTBC) have good thermal insulation properties and can effectively improve the gas inlet temperature before aero-engine turbine or gas turbine. Plasma spraying is a common method for preparing TTBCs. This paper reviewed recent research work on plasma sprayed TTBCs, and pointed out the challenges for TTBCs. The splat effect, the structure and properties of coatings were emphatically discussed. In addition, the future development was also prospected.

Keywords: plasma spraying; thick thermal barrier coatings; microstructure; service performance

随着航空发动机以及工业燃气轮机燃机效率和性能的不断提升，发动机涡轮或燃机透平前的燃气入口温度不断攀升，最高温度已超过 1 700 ℃，远远超过当前用于制备涡轮叶片等热端部件的镍基单晶高温合金的最高使用温度(不超过 1 150 ℃)，致使热端部件承受了越来越苛刻的高温富氧燃气的热–力耦合作用[1–4]。为了解决这一问题，国内外普遍采用等离子体喷涂技术在航机涡轮或燃机透平热端部件表面沉积具有良好隔热性能的热障涂层(TBCs)的方法，来提高燃气入口温度，进而提高热机效率和延长涡轮叶片等热端部件寿命[5]。等离子体喷涂工艺是将高熔点、耐腐蚀以及具有低热导率和良好高温稳定性的陶瓷材料沉积在高温合金基体表面，以提高基体高温抗氧化、耐蚀能力的一种热防护技术，并以制备高隔热、长寿命的陶瓷涂层为主要目标，在提高发动机工作温度、改善发动机效率方面起着重要作用[6–7]。因此，TBCs 陶瓷层的选材一般需要满足以下条件[8–9]：1)高熔点(>2 000 K)；2)热导率

收稿日期：2020–09–15。　修订日期：2020–11–18。
基金项目：国家科技重大项目(2017-VI-0010-0082)；国家自然科学基金(51971148)。
第一作者：陶诗倩(1994—)，女，硕士研究生。
通信作者：陶顺衍(1969—)，男，研究员；
李 伟(1981—)，男，教授。

Received date: 2020–09–15.　**Revised date:** 2020–11–18.
First author: TAO Shiqian (1994–), female, Master candidate.
E-mail: 182442562@st.usst.edu.cn
Correspondent author: TAO Shunyan (1969–), male, Ph.D., Professor;
LI Wei (1981–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: sytao@mail.sic.ac.cn; liwei176@usst.edu.cn

(<2 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)和热辐射透过率低；3)与高温合金相匹配的热膨胀系数(>10×10^{-6} K^{-1})；4)较低的密度；5)化学稳定性好，抗高温腐蚀；6)与金属基体结合强度高；7)在使用温度和室温间没有相变；8)抗烧结，其中低热导率，高热膨胀系数以及相对高的相稳定性是涂层材料选材的关键因素。为了提高热障涂层的使用温度和延长涂层服役寿命，国内外一直在致力于探索高性能的陶瓷层材料，并取得了一系列新成果[10–12]。研究发现，6%~8%(质量分数)氧化钇部分稳定氧化锆(6~8YSZ)由于具有低热导率、高热膨胀系数和良好的相稳定性，被广泛用作制备热障涂层的陶瓷层[13–14]。薄 YSZ TBCs(250~350 μm)在高温服役条件下仅能使零件表面温度降低 100~170 ℃，须采取措施进一步提高热障涂层的隔热性能，以满足涡轮和透平不断提高的工作温度需求[15]。热障涂层的厚度一般小于 500 μm，随着陶瓷层厚度的提高，TBCs 的隔热性能增强。研究表明，YSZ 陶瓷层厚度每提高 25.4 μm，就能使高温部件基体表面温度降低约 4~9 ℃[16]。因此，可通过增大陶瓷层的厚度来实现提高 TBCs 隔热性能的目的。

厚热障涂层(TTBCs)具有优异的热阻性能，可有效提高热机效率，但陶瓷层厚度的增加也产生了不利影响。主要表现在：1)对于传统大气等离子体喷涂工艺制备的 TTBCs，长时间喷涂会使涂层内部产生较大的残余应力，单片层间以及陶瓷层与基材之间结合强度降低[17–18]；2)涂层在更高温度下更易发生烧结，使涂层内的微裂纹和孔隙愈合，涂层致密化，最终导致涂层的应变容限下降[19–20]；3)表面陶瓷层内的温度梯度增大，使涂层表面及内部发生不同程度的膨胀或收缩，导致热应力不断增大，TTBCs 抗热冲击性能降低，在冷热交替的服役环境下易过早剥落失效[17, 21]。为解决 TTBCs 抗热震性能随陶瓷层厚度增加而降低的问题，国内外研究人员通过工艺优化，实现了陶瓷层微观结构的调控，进而延长 TTBCs 的服役寿命和提高其可靠性。以厚涂层为基础的研究主要集中在德国、法国、美国和日本等，国内的北京航空航天大学、西安交通大学、哈尔滨工业大学以及中国科学院上海硅酸盐研究所等研究机构在这一领域也做出了重要贡献。

综述了等离子体喷涂厚热障涂层的研究现状，着重从单片层、涂层结构及性能等方面展开探讨，指出了 TTBCs 所面临的挑战并对其发展趋势进行展望。

1 单片层

等离子体喷涂工艺是一种以高温高速的等离子体焰流为热源，将喷涂原料加热至熔融或半熔融状态，熔滴高速喷射到经预处理的基体表面，快速冷却固化后形成涂层的热喷涂方法[22–23]，在航空、航天以及能源等领域有广泛而重要的应用，其中大气等离子体喷涂(APS)和悬浮液等离子体喷涂(SPS)是 2 种制备 TTBCs 的典型技术。图 1 和图 2 是 APS 和 SPS 的工艺流程示意[24–25]。等离子体喷涂工艺制备的涂层由大量扁平状的单片层堆叠构成，内部含

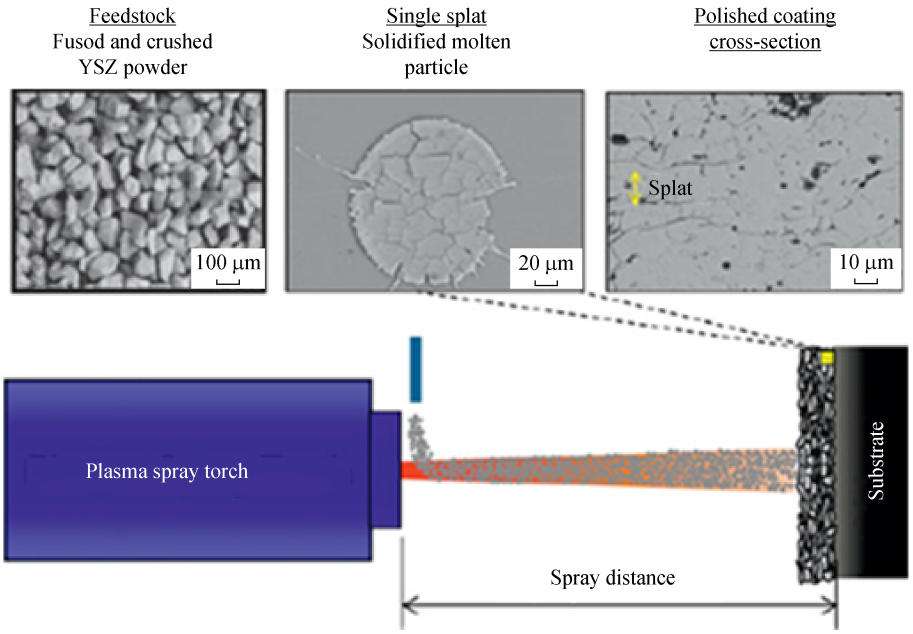


图 1 大气等离子体喷涂热障涂层示意[24]

Fig. 1 Illustrative description of atmospheric plasma spraying (APS) deposition process for thermal barrier coatings (TBCs)[24]

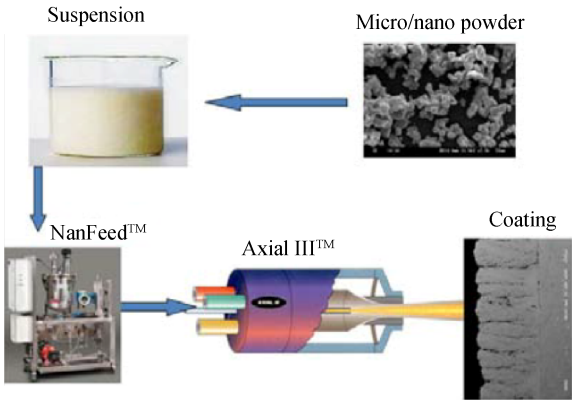


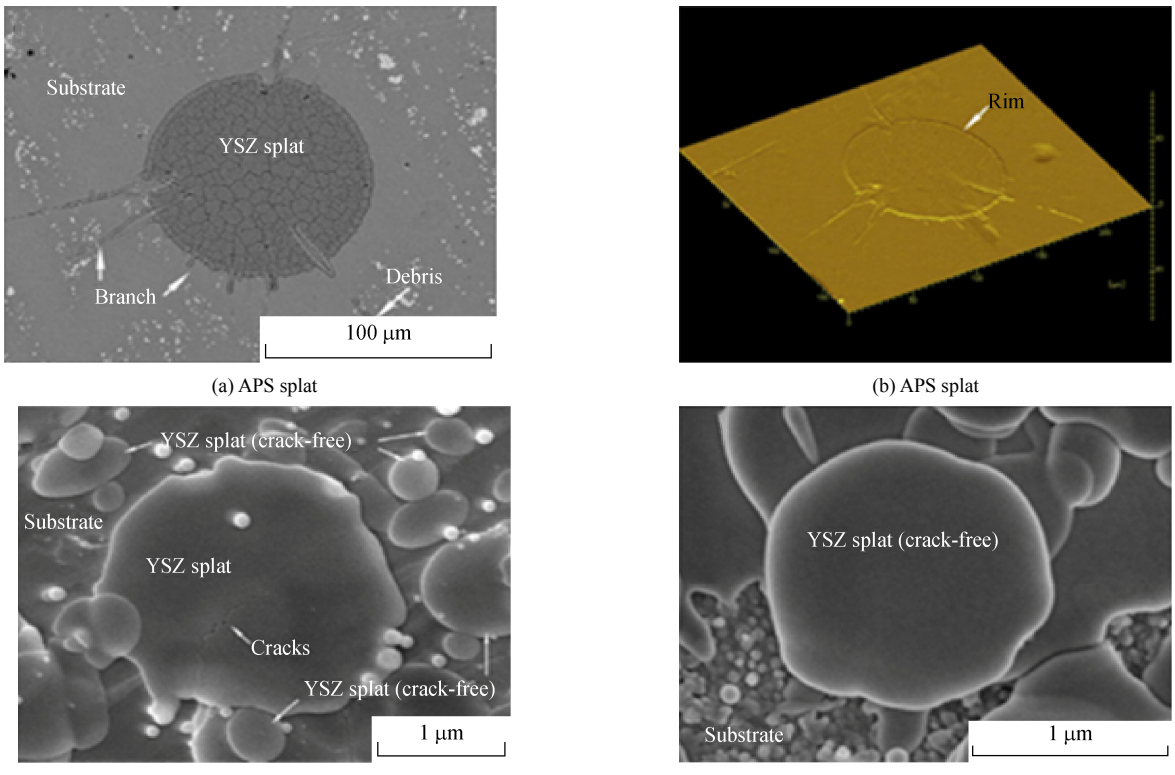
图 2　悬浮液等离子体喷涂工艺流程[25]

Fig. 2　Industrial flow chart of suspension plasma spraying (SPS) [25]

有微裂纹、气孔以及未熔融颗粒等。作为等离子体喷涂涂层的结构单元，单片层的形貌特征及单片层之间的堆叠行为对涂层的微结构和性能至关重要。

等离子体喷涂过程中，单一熔滴撞击基体后的扁平变形过程决定了随后形成的片层与基体的结合特性。Bertagnolli 等[26]考察了单液滴与基体的结合机理，研究发现，一般形态较好的粒子(如圆饼状扁平粒子)与基体的结合强度更高。李京龙等[27]以数值模拟方法研究了等离子体喷涂熔滴与基体的相互作用。结果表明熔滴的密度越大，碰撞速率越大，作用在基体表面的碰撞压力越大，熔滴与基体的结合越好。

不同工艺制备的厚涂层由于其组成单元本身存在差异，导致其结合性能、抗热震性能以及隔热性能等也表现出多样性和不确定性特点。APS 工艺喷涂 YSZ 涂层的单液滴尺寸通常为 10~100 μm，厚度 0.2~3.0 μm，单片层上可观察到密集的微裂纹网络。而 SPS 工艺喷涂 YSZ 涂层的单液滴直径在几纳米至几微米的尺寸级别[28–29]。单片层形成过程中的差异主要取决于单片层与基体以及单片层与单片层间的结合强度。Ohmori 等[30]研究发现，扁平粒子间的结合率最大不超过总接触面积的 1/3。室温下，单液滴与基体间结合率较低，热应力作用下大尺寸单片层易剥离脱落。已有研究表明，对基体适度预热(200~300 ℃)可大幅度提高沉积效率，使单片层与基体结合较好；继续提高基体预热温度对单片层沉积的影响不明显，反而使基体表面氧化加剧并阻碍单液滴铺展，最终导致所形成的单片层直径减小[18]，如图 3 所示。单片层自身的形貌特点并不直接等同于涂层的微结构特征。Li 等[31]研究表明，对层间界面数量、结合强度以及分布的控制可有效改



(a) APS splat　(b) APS splat

(c) SPS splat　(d) SPS splat

YSZ is yttrium stabilized zirconia. The substrate temperature is 300 ℃ in (a)–(c), and 900 ℃ in (d).

图 3　APS 和 SPS 单片层形貌[18]

Fig. 3　Morphologies of APS splat and SPS splat[18]

变 APS 涂层中纵向裂纹的密度，起到调控涂层性能的作用。SPS 球状单片层之间的接触面积较小，且呈现接触角为钝角的状态，认为优化的“阴影”效应是 SPS 柱状晶结构或分区裂纹结构涂层的沉积机理[32]。单片层间的结合强度主要取决于上下单片层形成的时间间隔。Fauchais[33]通过实验发现，同一位置两熔滴撞击的时间间隔为 10~100 μs，当上下单片层形成的时间间隔较短时，两侧单片层结合紧密，相反则两侧单片层结合情况较差。

2 涂层结构

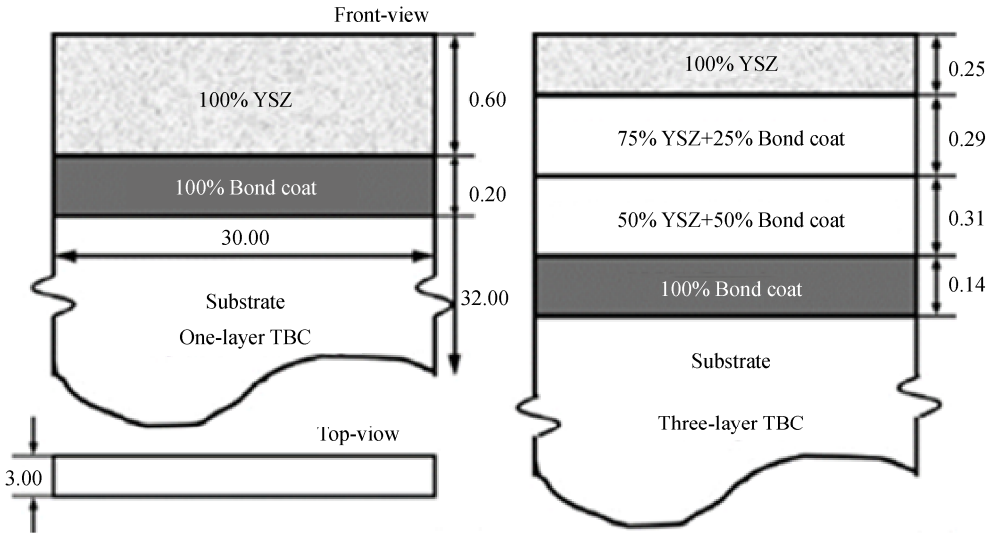
传统 APS 工艺制备的厚热障涂层具有典型的片层状结构，存在较大的残余应力，较低的结合强度以及较差的横向应变等缺点[34–36]，难以满足工程应用需求。因此，通过 APS 工艺参数优化或者采用新工艺制备具有不同结构设计的，兼具高隔热和长寿命的热障涂层刻不容缓。针对这一问题，国内外学者就 TTBCs 制备技术开展了大量研究并取得显著成果。

2.1 功能梯度或多层复合结构厚热障涂层

传统“双层结构”厚热障涂层制备工艺相对简单，且热阻性能较好，因此目前工程应用的热障涂层多数采用此类结构。随着应用领域的不断扩大，这种传统厚涂层已暴露出不足之处，如涂层开裂、层状剥落、完全脱落等。为了缓解涂层各基元热物性的不匹配，提高涂层的抗氧化及耐蚀能力，国内外学者在双层系统基础上相继发展了功能梯度或多层复合结构 TTBCs。

等离子体喷涂制备功能梯度厚热障涂层一般在黏结层和陶瓷层间添加成分过渡层，如图 4 所示[37]。过渡层可实现沿陶瓷层厚度方向成分的梯度变化，有利于缓解表面陶瓷层与金属基底之间的热失配应力，有效提高涂层的结合性能和抗热震性能[38–39]。Khor 等[40]利用 APS 工艺制备了传统双层 TTBCs 和功能梯度 TTBCs。研究发现，经优化设计的梯度热障涂层能够明显降低热应力，在热循环实验中表现出明显优于传统涂层的抗热冲击性能。功能梯度涂层中间过渡层各层间没有明显的界面，涂层微观结构呈规律性变化，缓解了性能突变，延长了涂层服役寿命。但是，梯度结构中的金属相易在高温下发生氧化生成 Al_2O_3，引发内应力积聚，致使裂纹成核和扩展[37]。Chen 等[41]研究表明，采用梯度结构 TTBCs 虽然可提高其耐久性，但仍面临涂层剥落等问题。此外，由于功能梯度涂层材料的选择非常严格，且在制备方面存在很多的技术难题，难以实现工程应用。

为克服燃气轮机等热端部件所处环境带来的不利影响，Takahashi 等[42]提出了复合涂层概念，多层复合结构涂层中的每一层都有其特定的功能，依次为：抗腐蚀的陶瓷外层、低热导率的隔热层、抗腐蚀/氧化层、热应力控制层以及阻止金属原子扩散的扩散障层[43]。但是，在服役工况下，复合涂层的层与层间界面处会聚集热失配应力，易于裂纹的成核和扩展。并且多层结构的制备相对困难，一系列的问题尚未得到解决。因此这种涂层体系在工程上的应用也相对较少。



The unit is mm.

图 4 梯度结构厚热障涂层结构示意[37]

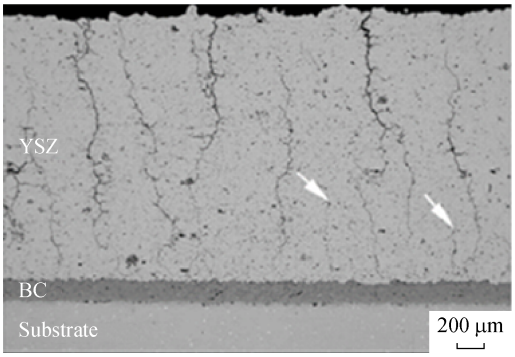
Fig. 4 Structure of functionally graded thick thermal barrier coatings (TTBCs) [37]

2.2 高孔隙率厚热障涂层

由于等离子体喷涂工艺的自身特点，涂层内部不可避免地存在微裂纹和孔隙等缺陷，其中孔隙结构不仅可以减小涂层的热导率，提高隔热性能，还能使涂层力学性能降低[44–45]。Steffens 等[17]研究发现，通过一系列的冷却技术控制厚热障涂层的孔隙率，可以减小涂层的残余应力，提高其抗热震性能。Scrivani 等[46]通过工艺参数的调控制备了孔隙率分别为 11%~14%、16%~17%、20%~23%(体积分数)和 26%~28%的 4 种厚度为 1.5~2.0 mm 的 TTBCs，结果表明，涂层孔隙率随着喷涂功率的减小逐渐升高。相对于涂层结合强度而言，孔隙率对涂层的抗热冲击性能影响较小。孔隙结构虽有利于降低涂层的热导率和弹性模量，但这种方法效率低[47]，在工程上应用也较少。

2.3 分区裂纹/柱状晶结构厚热障涂层

为制备兼具高隔热和长寿命的厚热障涂层，国内外学者通过优化工艺参数如增大喷涂功率、提高基体温度、减小喷涂距离等，实现涂层微结构调控，制备出了含分区裂纹(DVC)或柱状晶结构的 TTBCs，如图 5 所示[48]。研究表明，分区裂纹或柱状晶间隙能够在冷热交替的热循环过程中发生张开和闭合，使陶瓷层/黏结层界面处形成的热失配应力得到释放，提高涂层的应变容限。此外，分区裂纹或柱状晶间隙还能有效抑制涂层中分层裂纹的扩展，使涂层的服役寿命和可靠性得以延长和提高[49–50]。



BC is bond-coat.

图 5　具有分区裂纹结构的喷涂态 APS TTBCs 截面形貌[48]

Fig. 5　SEM micrograph of cross-section of as-sprayed APS TTBCs [48]

DVC 结构 TTBCs 与常规 TTBCs 相比，涂层热循环寿命大幅度延长，并且涂层弹性模量显著降低[51]。基材温度对裂纹密度的影响最大。Guo 等[48]通过基材预热制备了厚度约 1.5 mm、垂直裂纹密度为 3.6 mm^{-1} 的 APS YSZ 涂层，在 1 238 ℃热循环次数高达 1 770 次，且没有出现明显的宏观开裂现象。Wang 等[52]分析了裂纹密度与涂层性能之间的关系，结果表明，在涂层中引入适当密度的垂直裂纹有利于延长涂层的寿命，当分区裂纹密度(D_s)为 2.38~4.76 mm^{-1} 时，抗热震性能最佳。

在 APS 基础上发展的 SPS 工艺，由于采用了含亚微米级固相颗粒物的悬浮液作为前驱体，使其制备的涂层具有特殊的结构[28]：一种为具有 DVC 结构的涂层，另一种为具有柱状晶结构的涂层。其微观结构还具有以下特点：陶瓷层内部含有均匀分布的微/纳米尺度孔隙；涂层由大量的等轴晶组成，结构相对均匀；陶瓷层和黏结层间具有良好的结合。研究发现，SPS TTBCs 不仅热导率比常规 APS TTBCs 低，而且其热循环寿命约为 APS 涂层的 2~3 倍[53]。Tang 等[25]采用 SPS 工艺制备了类柱状晶结构的热障涂层，柱状晶直径约为 20~50 μm，涂层结合强度和热导率分别为 50~82 MPa 和 1~2 W/(m·K)。SPS 涂层沉积效率和制备成本较低，是一种很有工程应用前景的高性能 TTBCs 制备技术。

2.4 厚热障涂层表面后处理工艺

厚热障涂层具有良好的隔热性能，但增加厚度也提高了涂层的温度梯度和内部热应力，热冲击性能也随之下降，这些因素会使 TTBCs 容易在甚至远离金属基底界面处就失效[16]。鉴于等离子体喷涂工艺制备 TTBCs 存在的不足，美国和欧洲一些国家开发了一些新工艺，如磷酸盐浸渍、激光重熔、溶胶–凝胶密封、液态金属浸渍、热等静压等来改善由于陶瓷层厚度的增加产生的不利影响，实现陶瓷层微结构的调控，降低涂层的残余应力和弹性模量，进而延长厚涂层的服役寿命[54]。

Ahmaniemi 等[55–57]比较了厚涂层表面的 2 种后处理工艺：磷酸盐密封和激光重熔。结果表明，表面密封处理可以较好地保持涂层的裂纹结构并提高涂层的致密度。激光重熔工艺还能使涂层表面产生网状纵向裂纹结构，提高 TTBCs 的抗热震性能。Ghasemin 等[58]研究发现 YSZ 涂层表面经激光重熔处理后，涂层表面粗糙度降低，孔隙率下降，涂层的抗热震性能是表面未做任何处理 YSZ 涂层的 2~3 倍。

3 涂层性能

3.1 抗热震性能

抗热震性能是指材料在经受温度急剧变化后，

保持原有特征和性能的能力。对于在高温热冲击环境中工作的厚热障涂层，抗热震性能是考核涂层质量的重点技术指标之一。它反映了 TTBCs 在冷热交替循环过程中抵抗温度突变并保持其结构完整性的能力，是涂层热物理性能以及力学性能在温度骤变情况下的一种综合评级[59–60]。近几十年来，国内外研究人员针对不同喷涂原料以及不同工艺制备的特定结构厚热障涂层服役行为展开了广泛而深入的研究。

Zhao 等[61]采用 SPS 工艺制备了厚度约 750 μm、具有分区裂纹结构的 YSZ 涂层。结果表明，SPS TTBCs 的抗热震性能明显优于 APS TTBCs，且始发失效晚于传统 APS 涂层。Zhai 等[62]研究发现纳米结构 APS TTBCs 的热震循环寿命为 146 次，略低于 SPS 涂层，远高于常规 APS TTBCs，如表 1 示。Guo 等[63]通过工艺参数优化制备了不同裂纹密度、厚度约为 800 μm 的 APS YSZ 涂层。研究发现，当 D_s=2.2 mm^{-1} 时，涂层热循环寿命最长，如图 6 所示。Lu 等[64]利用新型 Triplex Pro-200 喷枪制备了厚度约为 650 μm 的 YSZ 涂层。研究发现，DVC 结构 TTBCs 的抗热震性能明显优于多孔结构以及致密结构 TTBCs 的抗热震性能。TTBCs 的热循环寿命与陶瓷层的微观结构密切相关。另外，TTBCs 的抗热冲击性能也与陶瓷层的厚度有关。赵获等[65]采用 APS 工艺制备了厚度分别为 500 μm、1.0 mm、1.5 mm 的 8YSZ 涂层，并探究了厚度对 8YSZ TTBCs 结构、力学性能以及抗热震性能的影响。结果表明，随着厚度的增加，涂层中逐渐产生了明显的网状纵向裂纹和边缘界面裂纹，如图 7 所示；涂层的结合强度随着涂层厚度的增加而显著降低；热震试验过程中，3 种厚度涂层皆以界面开裂的形式失效，且厚度越大的涂层热循环寿命越短。

表 1 3 种厚热障涂层的热循环寿命

Table 1 Number of thermal cycles about three kinds of TTBCs

Coatings	Initial spallation/cycle	10% spallation/cycle
Conventional APS TTBCs[61]	28	85
Nano-structured APS TTBCs[62]	59	146
SPS TTBCs[61]	38	166

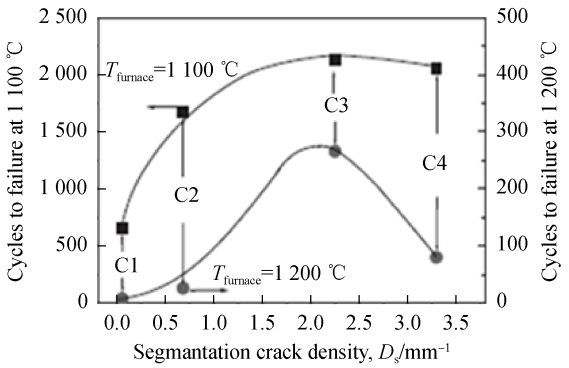


图 6 厚热障涂层热循环寿命与分区裂纹密度的关系[63]

Fig. 6 Relationship between thermal cycle lifetimes of TTBCs and segmentation crack density (Ds) [63]

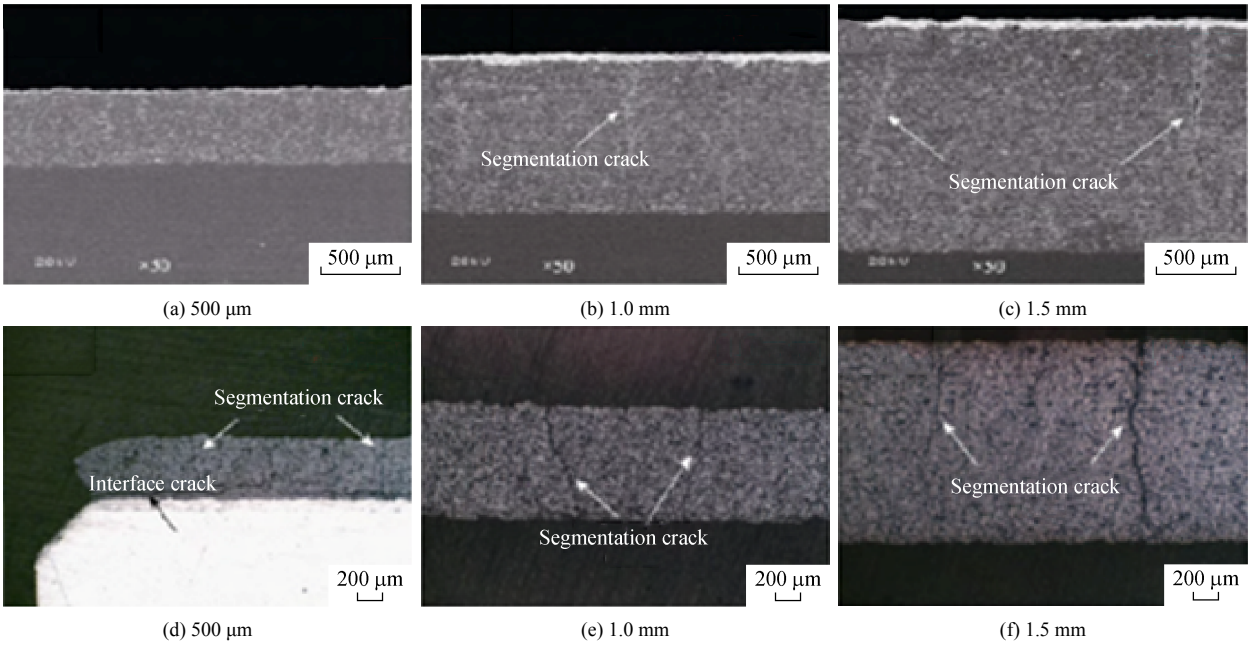


图 7 不同厚度 8YSZ 涂层热震失效前后的抛光截面[65]

Fig. 7 SEM images of cross-sections of 8YSZ coatings before and after thermal failure with different thickness[65]

3.2 高温稳定性

在苛刻服役环境下，TTBCs 通常承受着更高的燃气温度(>1 250 ℃)，随着温度的升高和时间的延长，YSZ 热障涂层将经历烧结、介稳四方相的转变以及单斜相的出现。涂层微结构变化、烧结行为以及 YSZ 涂层中 *t'*相的高温稳定性直接影响涂层的力学性能和热物理性能等[66]，决定了 TTBCs 的服役寿命，也是现在厚热障涂层研究的热点。

Zhao 等[67]研究发现，SPS TTBCs 在 1 600 ℃保温 24 h 仍能维持稳定的四方相结构，具有良好的相稳定性；但经 1 550 ℃高温长时间热处理后，涂层结构稳定性降低，开始出现单斜相。四方相向单斜相的转变会伴随约 3%~5%的体积膨胀，诱发微裂纹的萌生和扩展，导致涂层硬度和弹性模量下降。Keyvani 等[68]以及翟明龙[69]考察了纳米结构 APS TTBCs 的高温稳定性，结果表明，涂层由于局部区域保持了纳米组织结构，使其热物理性能和力学性能均低于常规 APS 涂层。

3.3 抗非晶相沉积物高温侵蚀

近年来，随着先进航空发动机服役温度的不断攀升，大气中的沙尘、火山灰等硅酸盐类杂质会进入发动机内部并黏附到陶瓷层表面，形成非晶相沉积物(CaO–MgO–Al_2O_3–SiO_2，CMAS)。CMAS 的熔融温度一般在 1 240 ℃左右，低于发动机涡轮/透平前的燃气进口温度[70]。高温环境下，熔融态的 CMAS 易沿孔隙和微裂纹渗入到涂层内部，加速涂层烧结和相变失稳，导致 TTBCs 的隔热性能和服役寿命大幅度降低和缩短[71]。国内外就 CMAS 腐蚀行为、侵蚀机理和防护措施等方面已开展了大量研究。

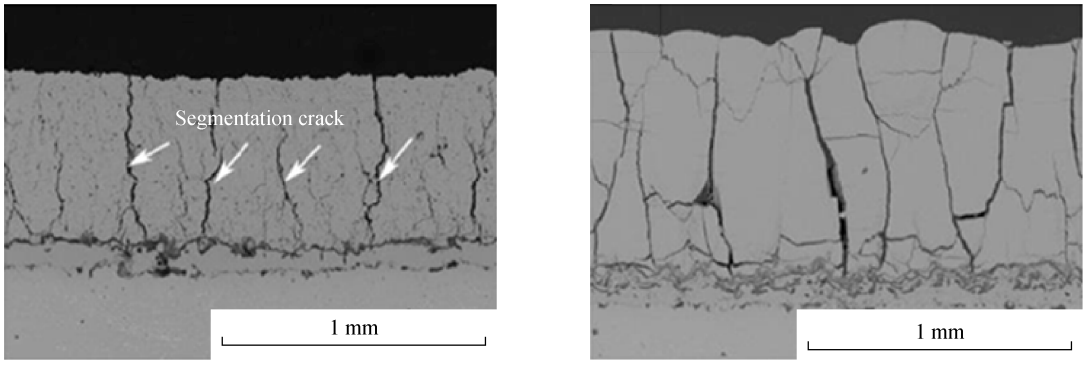
CMAS 对 YSZ TTBCs 的腐蚀是由于 CMAS 经高温熔渗到涂层内部后，与 ZrO_2、Y_2O_3 发生化学反应，生成了 $ZrSiO_4$ 等化合物[72−73]，导致 YSZ 中 Y_2O_3 成分偏析，加速了四方相向单斜相转变，最终导致涂层剥落失效。Krause 等[74]在 1 340 ℃对 7YSZ 涂层进行热失效考核，研究发现，随着 CMAS 腐蚀时间的延长，涂层内部出现大量的单斜相，7YSZ 涂层不能很好的抵抗 CMAS 侵蚀。Li 等[75]采用 APS 工艺制备了 3~5 mm 的 Y_2O_3、8YSZ、20YSZ 无基材厚涂层，并考察了 3 种涂层的抗腐蚀性能。研究表明，随着 Y_2O_3 含量的增加，涂层抗 CMAS 侵蚀性能增强，其中 Y_2O_3 涂层能有效抑制 CMAS 的渗入。王彤欣[76]研究了多元稀土掺杂 ZrO_2 基 TTBCs 的 CMAS 侵蚀行为，研究发现，经 1 350 ℃/24 h 恒温热处理，CMAS 完全渗透到 YSZ-Yb-Gd 涂层内部，说明掺杂少量的 Gd、Yb 并不能改善 YSZ 涂层的抗 CMAS 腐蚀性能。

国内外研究人员针对厚热障涂层 CMAS 的附着和渗透问题，采用了有效的防护措施：在 YSZ 涂层表面沉积一层惰性防护涂层，如防润湿涂层(阻碍 CMAS 在陶瓷层表面润湿)、防渗透涂层(阻滞 CMAS 在涂层中渗透)、牺牲氧化物层(与 CMAS 反应，在 TTBCs 表面生成熔点高、黏度大且致密的防护涂层)等[77−79]。Drexler 等[80]利用 APS 工艺制备了 $Gd_2Zr_2O_7$ 涂层。实验发现，CMAS 与 $Gd_2Zr_2O_7$ 涂层反应生成了一层稳定致密的 $Gd_8Ca_2(SiO_4)_6O_2$ 层，有效阻碍 CMAS 渗透，使 $Gd_2Zr_2O_7$ TBCs 呈现较好的抗 CMAS 腐蚀性能。Gao 等[81]研究表明，在热侵蚀过程中 Ca 和 Mg 更容易和 $La_2Ce_2O_7$ 涂层发生反应，形成一层主要成分为磷灰石和氧化铈的致密反应层，有利于提高涂层抗 CMAS 腐蚀能力。Ma 等[82]研究发现，由于 $NiCr_2O_4$ 涂层表面对 CMAS 不润湿，减小了 CMAS 渗透，使其呈现良好的抗 CMAS 腐蚀性能。

3.4 厚热障涂层失效机理研究进展

不同工艺制备的 TTBCs 因微结构存在差异性，导致其失效机理和模式也不同，如图 8 所示。研究发现，纳米结构 APS TTBCs 的失效模式和常规厚涂层失效模式相似，都是起始于边缘，再向中间逐步扩展，其机理是陶瓷层与基底之间的热膨胀系数不匹配，导致陶瓷层/黏结层界面处应力集中，引发裂纹的萌生与扩展[62]；SPS TTBCs 同时发生了边缘和内部分区剥落失效，其机理主要是：1)涂层内存在热失配应力；2)由于 TGO 增厚而产生的热生长应力。两种应力叠加促使涂层失效[61]。

另外，大量研究表明，厚热障涂层的失效主要与残余应力有关。残余应力可促使微裂纹的萌生和扩展，降低陶瓷层与基材间的结合强度，进而影响涂层抗热冲击等性能。不同裂纹密度的 TTBCs 其残余应力也不同[52]，如图 9 所示。常用的涂层应力检测方法有钻孔法、压痕法、Raman 光谱法以及荧光压谱法等[83]。Zhao 等[84]采用压痕法分析了残余应力与涂层厚度之间的关系，结果表明涂层的应力随着涂层厚度的增大而增大。王亮等[85]采用有限元“生死单元”模拟技术研究了 YSZ 厚涂层的残余应力分布特征，研究发现，纳米结构涂层的应力低于传统结构涂层的应力，可通过应力状态及大小的调控进一步提高涂层的抗热震性能。Yang 等[86]采用 Raman



(a) Nano-structured APS TTBCs (b) SPS TTBCs

图 8 热震失效后样品的抛光截面形貌[62]

Fig. 8 Cross-sectional microstructures of samples after thermal shock tests[62]

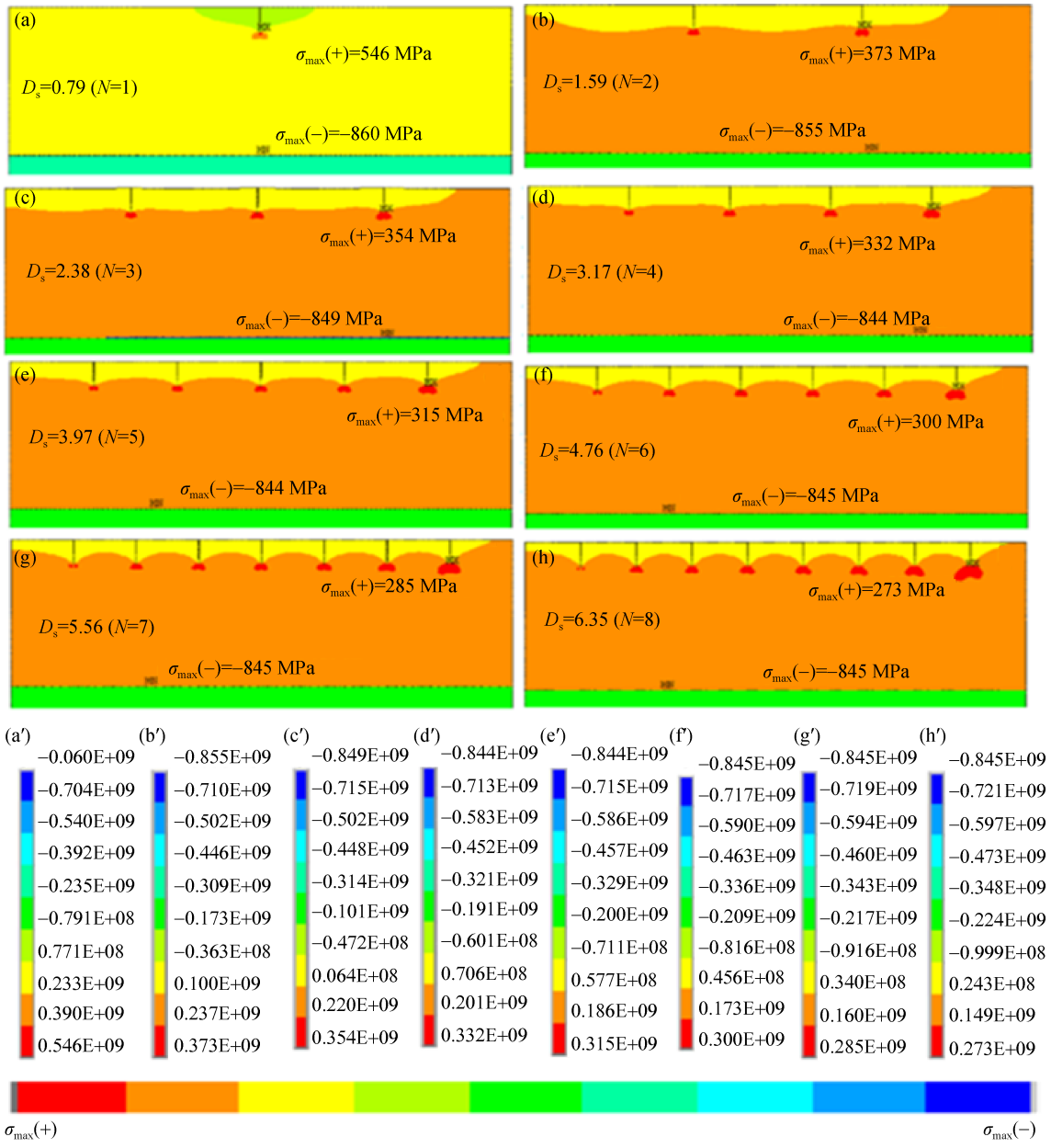


图 9 不同裂纹密度厚热障涂层的残余应力分布[52]

Fig. 9 Distribution of the radials tress along the radial direction for the thick thermal barrier coatings with different segmentation crack density[52]

光谱法检测了表面陶瓷层的残余应力。研究发现，纳米结构和常规 APS-YSZ 陶瓷层中的残余应力均由喷涂态的张应力转变为热处理后的压应力，并随热处理时间延长而递增。Kwon 等[87]采用压痕法分析了 YSZ 涂层经高温热处理后热生长氧化物(TGO)附近陶瓷层中的应力分布，结果表明应力分布与 TGO 形貌密切相关：在波峰处产生张应力，而在波谷处产生压应力。残余应力是导致 TTBCs 过快失效的主要因素。Mao 等[88]利用 APS 工艺制备了厚度为 500~600 μm 的 8YSZ 涂层。研究发现，由残余应力引发的裂纹扩展和宽化降低了断裂韧性和显微硬度等力学性能。Giolli 等[89]通过工艺参数的调控制备了厚度为 1.8 mm 的多孔 APS YSZ 涂层，并研究了涂层经热疲劳考核前后的残余应力分布以及失效机制。结果表明，涂层的失效主要发生在陶瓷层/TGO 层界面附近的表面陶瓷层中，热循环过程中积聚的热失配应力诱发了微裂纹萌生和相互扩展、连接，最终致使涂层剥落失效。

4　结论与展望

厚热障涂层(TTBCs，>500 μm)具有良好的隔热性能，能够有效延长航空发动机和地面燃气轮机热端部件的服役寿命。典型的制备工艺是悬浮液等离子体喷涂(SPS)和工艺优化的大气等离子体喷涂(APS)。单片层作为等离子体喷涂涂层的结构单元，其形貌特征以及堆叠行为直接决定了涂层的微结构和性能。TTBCs 由于存在残余应力高、结合强度低以及横向应变容限差等缺点，国内外研究人员通过开发新工艺或工艺参数优化，对 TTBCs 的微结构进行了调控，改善了涂层的服役性能。目前正在研究的具有分区裂纹或柱状晶结构的 TTBCs 综合性能最优。

着重从单片层、涂层结构以及性能 3 个方面综述了等离子体喷涂 TTBCs 的国内外研究进展，该涂层满足日益提升的航机/燃机的使用要求。但由于厚涂层在更苛刻的环境下服役，其性能影响因素和失效机理等仍存在很大不确定性。因此，作者认为以下研究方向值得关注：

1) 不同纵向裂纹状态(如裂纹位置的调控等)对涂层寿命的影响；

2) 结合残余应力的实验表征手段，围绕高隔热、长寿命 TTBCs 集中展开考察喷涂态涂层、服役态涂层、失效涂层的微观结构和残余应力的演化规律，进一步阐述厚涂层的失效机制；

3) 研究涂层中分区裂纹形成机理以及分区裂纹在热震循环过程中的增殖机理；

4) 利用声、光、磁等多种表征手段研究陶瓷层厚度对热循环过程中陶瓷层应力、TGO 应力、界面应力的影响。

参考文献:

[1] PARKS W P, HOFFMAN E E, LEE W Y, et al. Thermal barrier coatings issues in advanced land-based gas turbines[J]. J Therm Spray Technol, 1997, 6(2): 187–192.

[2] SOECHTING F O. A design perspective on thermal barrier coatings[J]. J Therm Spray Technol, 1999, 8(4): 505–511.

[3] VASSEN R, JARLIGO M O, STEINKE T, et al. Overview on advanced thermal barrier coatings[J]. Surf Coat Technol, 2010, 205(4): 938–942.

[4] LIU Y Z, HU X B. Segregation and microstructural evolution at interfaces of atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings during thermal cycling[J]. J Alloys Compd, 2020, 819: 153026.

[5] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Materials Science-thermal barrier coatings for gas turbine engine applications[J]. Science, 2002, 296(5566): 280–284.

[6] GURRAPPA I, SAMBASIVA R A. Thermal barrier coatings for enhanced efficiency of gas turbine engines [J]. Surf Coat Technol, 2006, 201: 3016–3029.

[7] 曹学强. 热障涂层新材料和新结构[M]. 北京: 科学出版社, 2016.

[8] 徐惠彬, 宫声凯, 刘福顺. 航空发动机热障涂层材料体系的研究[J]. 航空学报, 2000, 21(1): 7–12.
XU Huibin, GONG Shengkai, LIU Fushun. J Aeronaut (in Chinese), 2000, 21(1): 7–12.

[9] CAO X, VASSEN R, STOEVER D. Ceramic materials for thermal barrier coatings[J]. J Eur Ceram Soc, 2004, 24(1): 1–10.

[10] PAN W, PHILLPOT S R, WAN C L, et al. Low thermal conductivity oxides[J]. MRS Bull, 2012, 37(10): 917–922.

[11] RAGHAVAN S, WANG H, PORTER W D, et al. Thermal properties of zirconia co-doped with trivalent and pentavalent oxides[J]. Acta Mater, 2001, 49(1): 169–179.

[12] KIM D J. Effect of Ta_2O_5, Nb_2O_5, and HfO_2 alloying on the transformability of Y_2O_3-stabilized tetragonal ZrO_2[J]. J Am ceram soc, 1990, 73(1): 115–120.

[13] VASSEN R, STUKE A, STOVER D. Recent developments in the field of thermal barrier coatings[J]. J Therm Spray Technol, 2009, 18(2): 181–186.

[14] MILLER R A. Current status of thermal barrier coatings—An overview[J]. Surf Coat Technol, 1987, 30(1): 1–11.

[15] LEVI C G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems[J]. Curr Opin Solid St M, 2004, 8(1): 77–91.

[16] LEE P H, LEE S Y, KWON J Y, et al. Thermal cycling behavior and interfacial stability in thick thermal barrier coatings[J]. Surf Coat Technol, 2010, 205(5): 1250–1255.

[17] STEFFENS H D, BABIAK Z, GRAMLICH M. Some aspects of thick thermal barrier coating lifetime prolongation[J]. J Therm Spray Technol, 1998, 8(4): 517–522.

[18] 李大川. 单片层特性对APS热障涂层微结构和性能的影响机理研究[D]. 上海: 中科院上海硅酸盐研究所, 2017.
LI Dachuan. Investigation of the microstructure and performance of APS thermal barrier coatings *via* splat characterization (in Chinese, dissertation). Shanghai: Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, 2017.

[19] ZHU D M, MILLER R A. Sintering and creep behavior of plasma-sprayed zirconia-and hafnia-based thermal barrier coatings[J]. Surf Coat Technol, 1998, 108(1–3): 114–120.

[20] EATON H E, NOVAK R C. Sintering studies of plasma-sprayed zirconia[J]. Surf Coat Technol, 1987, 32(1–4): 227–236.

[21] BENGTSSON P, ERICSSON T, WIGREN J. Thermal shock testing of burner cans coated with a thick thermal barrier coating[J]. J Therm Spray Technol, 1998, 7(3): 340–348.

[22] FAUCHAIS P, VARDELLE M, VARDELLE A. Reliability of plasma-sprayed coatings: Monitoring the plasma spray process and improving the quality of coatings[J]. J Phys D Appl Phys, 2013, 46(22): 1–17.

[23] HASS D D, SLIFKA A J, WADLEY H N G. Low thermal conductivity vapor deposited zirconia microstructures[J]. Acta Mater, 2001, 49(6): 973–983.

[24] SAMPATH S, SCHULZ U, JARLIGO M O, et al. Processing science of advanced thermal-barrier systems[J]. Mater Res Soc, 2012, 37(10): 903–907.

[25] TANG H K Z, YAROSLAVSKI I, MASINDO G, et al. Novel thermal barrier coatings produced by axial suspension plasma spray[C]// International Thermal Spray Conference and Exposition, Hamburg, Germany, 2011: 593–597.

[26] BERTAGNOLLI M, MARCHESE M, JACUCCI. Modeling of particles impacting on a rigid substrate under plasma spraying conditions[J]. J Therm Spray Technol, 1995, 4(1): 41–49.

[27] 李京龙, 李长久. 等离子喷涂熔滴与基体的相互作用机理研究[J]. 机械科学与技术, 2000, 19(1): 88–90.
LI Jinglong, LI Changjiu. Mech Sci Technol (in Chinese), 2000, 19(1): 88–90.

[28] 袁涛, 王世兴, 何箐, 等. 悬浮液等离子喷涂热障涂层研究进展[J]. 表面技术, 2019, 48(4): 18–27.
YUAN Tao, WANG Shixing, HE Qing, et al. Surf Technol (in Chinese), 2019, 48(4): 18–27.

[29] KAßNER H, STUKE A, VAßEN R, et al. Influence of microstructure on thermal and optical properties of suspension plasma sprayed (SPS) and atmospheric plasma sprayed (APS) coatings[C]//International Thermal Spray Conference, New York, United States, 2008.

[30] OHMORI A, LI C J. Quantitative characterization of the Structure of plasma sprayed Al_2O_3 coating by using copper electroplating[J]. Thin Solid Films, 1991, 201(2): 241–252.

[31] LI D C, FENG J W, ZHAO H Y et al. Microstructure formed by suspension plasma spraying: from YSZ splat to coating[J]. Ceram Int, 2017, 43(10): 7488–7496.

[32] VANEVERY K, KRANE M J M, TRICE R W, et al. Column formation in suspension plasma-sprayed coatings and resultant thermal properties[J]. J Therm Spray Technol, 2011, 20(4): 817–828.

[33] FAUCHAIS P. Understanding plasma spraying[J]. J Phys D Appl Phys, 2004, 37(9): 86–108.

[34] MILLER R A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: History and directions[J]. J Therm Spray Technol, 1997, 6(1): 35–42.

[35] ZHOU C G, WANG N, WANG Z B, et al. Thermal cycling life and thermal diffusivity of a plasma-sprayed nanostructured thermal barrier coating[J]. Scripta Mater, 2004, 51(10): 945–948.

[36] TIAN Y S, CHEN C Z, WANG D Y, et al. Recent developments in zirconia thermal barrier coatings[J]. Surf Rev Lett, 2005, 12(3): 369–378.

[37] RANGARAJ S, KOKINI K. Estimating the fracture resistance of functionally graded thermal barrier coatings from thermal shock tests[J]. Surf Coat Technol, 2003, 173(2/3): 201–212.

[38] DONG Z L, KHOR K A, GU Y W. Microstructure formation in plasma-sprayed functionally graded NiCoCrAlY/yttria-stabilized zirconia coatings[J]. Surf Coat Technol, 1999, 114(2/3): 181–186.

[39] KHOR K A, GU Y W, DONG Z L. Mechanical behavior of plasma-sprayed functionally graded NiCoCrAlY/yttria-stabilized zirconia coatings[J]. Surf Coat Technol, 2001, 139: 200–206.

[40] KHOR K A, DONG Z L, GU Y W. Plasma sprayed functionally graded thermal barrier coatings[J]. Mater Lett, 1999, 38: 437–444.

[41] CHEN X L, GU L J, ZOU B L, et al. New functionally graded thermal barrier coating system based on $LaMgAl_{11}O_{19}$/YSZ prepared by air plasma spraying[J]. Surf Coat Technol, 2012, 206(8/9): 2265–2274.

[42] TAKAHASHI M, ITOH Y, MIYAZAKI M. Thermal barrier coatings design for gas turbine[C]//14th International Thermal Spraying Conference, Kobe, Japan, 1995: 83–85.

[43] KAWASAKI A, WATANABE R. Cyclic thermal fracture behavior and spallation life of PSZ/NiCrAlY functionally graded thermal barrier coatings[J]. Mater Sci Forum, 1999, 308–311: 402–409.

[44] 贾涵, 高培虎, 郭永春, 等. 热喷涂热障涂层孔隙与涂层性能关系研究进展[J]. 表面技术, 2018, 47(6): 151–160.
JIA Han, GAO Peihu, GUO Yongchun, et al. Surf Technol (in Chinese), 2018, 47(6): 151–160.

[45] MARTIN F, CHRISTER P, JAN W. Influence of particle in-flight characteristics on the microstructure of atmospheric plasma sprayed yttria stabilized ZrO_2[J]. Surf Coat Technol, 2001, 141: 115–127.

[46] SCRIVANI A, RIZZI G, BERNDT C C. Enhanced thick thermal barrier coatings that exhibit varying porosity[J]. Mater Sci Eng: A, 2008, 476(1/2): 1–7.

[47] GUALCO E C C, FIGNINO F, GAMBARO C, et al. An improved deposition process for very thick porous thermal barrier coatings[C]// International Thermal Spray Conference and Exposition, 2002: 195–201.

[48] GUO H B, VASSEN R, STOVER D. Atmospheric plasma sprayed thick thermal barrier coatings with high segmentation crack density[J]. Surf Coat Technol, 2004, 186 (3): 353–363.

[49] GUO H B, MURAKAMI H, KURODA S. Effects of heat treatment on microstructures and physical properties of segmented thermal barrier coatings[J]. Mater Trans, 2005, 46(8): 1775–1778.

[50] KARGER M, VASSEN R, STOVER D. Atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings with high segmentation crack densities: Spraying process, microstructure and thermal cycling behavior[J]. Surf Coat Technol, 2011, 206(1): 16–23.

[51] SCHWINGEL D, TAYLOR R, HAUBOLD T, et al. Mechanical and thermophysical properties of thick PYSZ thermal barrier coatings: Correlation with microstructure and spraying parameters[J]. Surf Coat Technol, 1998, 108(1–3): 99–106.

[52] WANG L, ZHONG X H, SHAO F, et al. What is the suitable segmentation crack density for atmospheric plasma sprayed thick thermal barrier coatings with the improved thermal shock resistance[J]. Appl Surf Sci, 2018, 431: 101–111.

[53] 汪瑞军, 王世兴, 鲍曼雨, 等. 液相等离子喷涂涂层研究进展[J]. 热喷涂技术, 2014, 6(4): 1–7.
WANG Ruijun, WANG Shixing, BAO Manyu, et al. Therm Spray Technol (in Chinese), 2014, 6(4): 1–7.

[54] 赵月兴. 等离子体喷涂厚热障涂层的制备与失效机理研究[D]. 上海: 中科院上海硅酸盐研究所, 2014.
ZHAO Yuexing. Plasma sprayed thick thermal barrier coatings: Spraying process and failure mechanism (in Chinese, dissertation). Shanghai: Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, 2014.

[55] AHMANIEMI S, VIPPOLA M, VUORISTO P, et al. Modified thick thermal barrier coatings: Microstructural characterization[J]. J Eur Ceram Soc, 2004, 24(8): 2247–2258.

[56] AHMANIEMI S, VUORISTO P, MANTYLA T, et al. Thermal cycling resistance of modified thick thermal barrier coatings[J]. Surf Coat Technol, 2005, 190 (2/3): 378–387.

[57] AHMANIEMI S, VUORISTO P, MANTYLA T, et al. Modified thick thermal barrier coatings: Thermophysical characterization[J]. J Eur Ceram Soc, 2004, 24(9): 2669–2679.

[58] GHASEMIN R, SHOJA-RAZAVI R, MOZAFARINIA R, et al. The influence of laser treatment on thermal shock resistance of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings[J]. Ceram Int, 2014, 40: 347–355.

[59] 吕艳红, 王全胜, 吴子健. 纳米ZrO_2热障涂层热震性能研究[J]. 材料保护, 2006, 39(7): 9–11.
LV Yanhong, WANG Quansheng, WU Zijian. Mater Protect (in Chinese), 2006, 39(7): 9–11.

[60] NUSAIR K A, LU J. Behavior of air plasma sprayed thermal barrier coatings, subject to intense thermal cycling[J]. Surf Coat Technol, 2003, 166(1): 37–43.

[61] ZHAO Y X, LI D C, ZHONG X H, et al. Thermal shock behaviors of YSZ thick thermal barrier coatings fabricated by suspension and atmospheric plasma spraying[J]. Surf Coat Technol, 2014, 249: 48–55.

[62] ZHAI M L, LI D C, ZHAO Y X, et al. Comparative study on thermal shock behavior of thick thermal barrier coatings fabricated with nano-based YSZ suspension and agglomerated particles[J]. Ceram Int, 2016, 153: 12172–12179.

[63] GUO H B, MURAKAMI H, KURODA S. Thermal cycling behavior of plasma sprayed segmented thermal barrier coatings[J]. Mater Trans, 2006, 47(2): 306–309.

[64] LU Z, MYOUNG S W, KIM M S, et al. Microstructure evolution and interface stability of thermal barrier coatings with vertical type cracks in cyclic thermal exposure[J]. J Therm Spray Technol, 2013, 22(5): 671–679.

[65] 赵荻, 安宇龙, 赵晓琴. 不同厚度8YSZ热障涂层的结构及性能表征[J]. 表面技术, 2020, 49(1): 1–9.
ZHAO Di, AN Yulong, ZHAO Xiaoqing. Surf Technol (in Chinese), 2020, 49(1): 1–9.

[66] 曹学强. 新型热障涂层材料研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2020, 48(10): 1622–1635.
CAO Xueqiang. J Chin Ceram Soc, 2020, 48(10): 1622–1635.

[67] ZHAO Y X, WANG L, YANG J S, et al. Thermal aging behavior of axial suspension plasma-sprayed yttria-stabilized zirconia (YSZ) thermal barrier coatings[J]. J Therm Spray Technol, 2015, 24(3): 338–347.

[68] KEYVANI A, SAREMI M, SOHI M H. An investigation on oxidation, hot corrosion and mechanical properties of plasma sprayed conventional and nanostructured YSZ coatings[J]. Surf Coat Technol, 2011, 206(2–3): 208–216.

[69] 翟明龙. 基于气–固/液–固二相流输运纳米YSZ粉体的厚热障涂层制备及失效机理研究[D]. 上海: 中科院上海硅酸盐研究所, 2016.
ZHAI Minglong. Thick thermal barrier coatings manufacture and its failure mechanism: Nano YSZ powder fed through gas solid/liquid solid two phase flows (in Chinese, dissertation). Shanghai: Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, 2016.

[70] DAROLIA R. Thermal barrier coatings technology: Critical review, progress update, remaining challenges and prospects[J]. Int Mater Rev, 2013, 58(6): 315–348.

[71] 姗洁, 彭徽, 郭洪波. 热障涂层在CMAS环境下的失效与防护[J]. 航空材料学报, 2018, 38(2): 43–51.
YANG Shanjie, PENG Hui, GUO Hongbo. J Aeron Mater (in Chinese), 2018, 38(2): 43–51.

[72] GLEDHILL A D, REDDY K M, DREXLER J M, et al. Mitigation of damage from molten fly ash to air-plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. Mater Sci Eng A-Struct Mater Prop Microst Process, 2011, 528(24): 7214–7221.

[73] WITZ G, SHKLOVER V, STEURER W, et al. High-temperature interaction of yttria stabilized zirconia coating with CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2 (CMAS) deposits[J]. Surf Coat Technol, 2015, 265: 244–249.

[74] KRAUSE A R, GARCES H F, DWIVEDI G, et al. Calcia-magnesia-alumino-silicate (CMAS)-induced degradation and failure of air plasma sprayed yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings[J]. Acta Mater, 2016, 105: 335–366.

[75] LI W S, ZHAO H Y, ZHONG X H, et al. Air plasma sprayed yttria and yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings subjected to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS)[J]. J Therm Spray Technol, 2014, 23(6): 975–983.

[76] 王彤欣. 多元稀土掺杂氧化锆基热障涂层抗CMAS高温侵蚀性研究[D]. 上海: 中科院上海硅酸盐研究所, 2020.
WANG Tongxin. Research on high temperature corrosion resistance against CMAS of multi-element rare earth doped zirconia-based thermal barrier coatings (in Chinese, dissertation). Shanghai: Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, 2020.

[77] HASZ W C, BOROM M P, JOHNSON C A. Protection of thermal barrier coating with an impermeable barrier coating[P]. US Patent, 5871820. 1999–2–16.

[78] HASZ W C, JOHNSON C A, BOROM M P. Protection of thermal barrier coating by a sacrificial surface coating[P]. US Patent, 5660885. 1997–8–26.

[79] FRELING M, SCHLICHTING K W, MALONEY M J, et al. CMAS resistant thermal barrier coating[P]. US Patent, 7785722. 2010–8–31.

[80] DREXLER J M, CHEN C H, GLEDHILL A D, et al. Plasma sprayed gadolinium zirconate thermal barrier coatings that are resistant to damage by molten Ca-Mg-Al-silicate glass[J]. Surf Coat Technol, 2012, 206(19/20): 3911–3916.

[81] GAO L, GUO H, GONG S, et al. Plasma-sprayed $La_2Ce_2O_7$ thermal barrier coatings against calcium-magnesium-alumina-silicate penetration[J]. J Eur Ceram Soc, 2014, 34(10): 2553–2561.

[82] MA Z, LI X, LIU L, et al. Chemical stability between $NiCr_2O_4$ material and molten calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) at high temperature[J]. Materials, 2017, 10(12): 1–8.

[83] 杨加胜. 热障涂层残余应力实验表征及其失效机理研究[D]. 上海: 中科院上海硅酸盐研究所, 2017.
YANG Jiasheng. Residual stress measurement and failure mechanisms of thermal barrier coatings (in Chinese, dissertation). Shanghai: Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, 2017.

[84] ZHAO X, XIAO P. Residual stresses in thermal barrier coatings measured by photoluminescence piezo-spectroscopy and indentation technology[J]. Surf Coat Technol, 2006, 201: 1124–1131.

[85] 王亮, 庄铭翔, 胡忠超, 等. 热喷涂打印制备孤立纳米YSZ厚热障涂层的内应力演化特性的模拟计算研究[J]. 湘潭大学学报, 2019, 41(6): 35–51.
WANG Liang, ZHUANG Minxiang, HU Zhongchao, et al. J Xiangtan Univ (in Chinese), 2019, 41(6): 35–51.

[86] YANG J S, WANG L, LI D C, et al. Stress analysis and failure mechanisms of plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. J Therm Spray Technol, 2017, 26(5): 809–901.

[87] KWON J Y, KIM J H, LEE S Y, et al. Microstructural evolution and residual stresses of air-plasma sprayed thermal barrier coatings under thermal exposure[J]. Surf Rev Lett, 2010, 17(3): 337–343

[88] MAO W G, WAN J, DAI C Y, et al. Evaluation of microhardness, fracture toughness and residual stress in a thermal barrier coating system: A modified Vickers indentation technique[J]. Surf Coat Technol, 2012, 206: 4455–4461.

[89] GIOLLI C, SCRIVANI A, RIZZI G, et al. Failure mechanism for thermal fatigue of thermal barrier coating systems[J]. J Therm Spray Technol, 2009, 18(2): 223–230.