

## 激光表面改性对 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 涂层耐腐蚀性能的影响

苏景新<sup>1</sup>, 张凌浩<sup>1</sup>, 程涛涛<sup>1</sup>, 张 涛<sup>1</sup>, 王远航<sup>1,2</sup>, 王志平<sup>1</sup>

1. 中国民航大学, 天津市民用航空器适航与维修重点实验室, 天津 300300;
2. 珠海保税区摩天宇航空发动机维修有限公司, 广东 珠海 519000

**摘 要:** 采用大气等离子喷涂(APS)技术制备了  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7(\text{YbDS})/\text{Si}$  环境障涂层(EBCs), 引入紫外皮秒超短脉冲激光对 YbDS 涂层进行表面处理釉化, 并通过氧化钙-氧化镁-氧化铝-硅酸盐(CMAS)腐蚀实验研究了涂层的耐腐蚀性能和腐蚀损伤机理。通过调控激光功率与扫描速率, 设置 4 组不同参数, 分别得到了 L1、L2、L3 和 L4 四种改性釉化层。对改性前后涂层的物相组成与微观结构进行表征, 结果表明, 改性层转变为一层均匀致密的釉化层, 显著减少了涂层表面的缺陷, 同时釉化层中的  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  相完全转变为  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  相。对比不同处理参数后发现, L2 涂层在结构致密性与缺陷控制方面表现最优, 其粗糙度仅有  $1.82 \mu\text{m}$ , 孔隙率约为 4.42%, 具有最佳的耐 CMAS 腐蚀潜力。经过 120 h 的 CMAS 腐蚀实验后, L2 涂层的腐蚀深度仅为 YbDS 的 50%。进一步研究发现: 激光表面处理形成的致密釉化层在高温腐蚀过程中起到了有效的物理隔绝作用; 釉化层中  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  相与 CMAS 反应生成致密的  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$ (磷灰石相)反应层, 进一步阻碍 CMAS 的渗透; 激光釉化后显著提高了涂层的接触角, 使得 CMAS 熔盐有利于被高速气流冲刷带走, 降低了涂层被 CMAS 腐蚀的风险。

**关键词:** 环境障涂层; 熔盐腐蚀; 激光表面处理; 釉化层; 接触角

中图分类号: TQ174 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)04-1381-15

网络出版时间: 2026-01-26

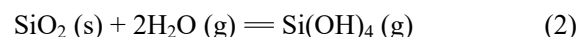


随着高性能发动机技术的不断发展, 对材料的耐高温性能提出了更高要求。当前航空发动机涡轮叶片的耐温能力长期受限于  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ , 即使是目前最先进的第 3 代镍基单晶高温合金, 其使用温度仍不超过  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 。在航空燃气轮机持续追求更高效率和更大推重比的背景下, 其涡轮前温度已达到  $1300 \text{ }^\circ\text{C}$  以上, 这对热端部件的材料及其热防护体系提出了更为严苛的要求<sup>[1-4]</sup>。显然, 传统镍基高温合金已接近其使用温度的极限, 难以满足未来高性能涡轮发动机的需求, 成为限制发动机性能提升的关键问题之一。

相比之下, 陶瓷基复合材料因主要由轻质元素组成, 密度仅为镍基合金的  $1/3 \sim 1/4$ (约  $9 \text{ g/cm}^3$ ), 且具备较高熔点, 使其服役温度可达  $1300 \text{ }^\circ\text{C}$  以上<sup>[5]</sup>。其中, 以  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  陶瓷基复合材料(CMC)为代表的陶瓷基复合材料, 表现出优异的高温稳定性和力学

性能, 能够满足航空发动机高精度、高可靠性部件的制造需求, 被认为是未来高端燃气轮机及航空发动机高温部件的重要候选材料<sup>[6]</sup>。

然而, 在实际服役环境中, CMC 材料仍面临诸多挑战。例如, 其在高温环境下容易受到化学腐蚀、机械剥落等因素的损伤, 从而导致材料力学性能下降。在高温干燥环境下, 二氧化硅( $\text{SiO}_2$ )倾向于在 SiC 基 CMC 材料表面形成致密氧化膜, 该氧化膜能够有效阻止氧腐蚀介质对材料的进一步侵蚀。然而, 在发动机的高温服役环境中, 由于同时存在水和氧气,  $\text{SiO}_2$  会与水分子发生反应, 生成挥发性的  $\text{Si}(\text{OH})_4$  化合物, 导致材料力学性能下降<sup>[7]</sup>。其具体反应过程如式(1)和式(2)所示:



上述反应表明, 在高温水氧环境下, CMC-SiC

收稿日期: 2025-09-04。 修订日期: 2025-10-27。

基金项目: 中央高校自然科学基金重点项目(3122025081); 中国民航大学天津市民用航空器适航与维修重点实验室开放基金(高熵氧化物陶瓷涂层制备及抗污损机理研究); 科技部重点研发项目(2023YFB4302402)。

第一作者: 苏景新(1978—), 男, 博士, 副教授。

通信作者: 程涛涛(1987—), 男, 博士, 高级实验师。

Received date: 2025-09-04. Revised date: 2025-10-27.

First author: SU Jingxin (1978—), male, Ph.D., Associate Professor.

E-mail: jxsu@cauc.edu.cn

Correspondent author: CHENG Taotao (1987—), male, Ph.D., Senior Experimentalist.

E-mail: cheng604@126.com

材料的腐蚀过程包括 SiC 的氧化以及 SiO<sub>2</sub> 保护层的降解。由于 SiO<sub>2</sub> 保护层在水氧环境中难以稳定存在, 导致 SiC 持续氧化, 最终影响 CMC 材料的结构完整性和服役寿命。因此, 为了提高 CMC-SiC 材料在发动机环境下的耐久性, 需要在其表面引入环境障涂层(EBCs), 以降低水氧腐蚀的影响。

20 世纪 90 年代, 环境障涂层(EBCs)就开始被研究。根据美国国家航空航天局(NASA)公开资料, EBCs 经历了 4 个主要发展阶段, 每一代涂层在优化高温防护性能的同时, 也面临相应的技术挑战<sup>[3, 8–9]</sup>。

第 1 代环境障涂层主要采用莫来石(Mullite, 3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·2SiO<sub>2</sub>)和氧化钇稳定氧化锆(YSZ, Yttria-stabilized zirconia)复合体系。该体系的主要问题在于 YSZ 与莫来石的热膨胀系数不匹配, 在高温热循环条件下容易产生较大的热应力, 导致涂层在短时间内发生分层失效。

为改善第 1 代涂层的热稳定性, 第 2 代 EBCs 采用 Si/莫来石或莫来石+BSAS(BaO-SrO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>, 钡锶铝硅酸盐)/BSAS 结构。尽管该体系在一定程度上优化了涂层的热匹配性能, 但当使用温度超过 1300 °C 时, BSAS 与热生长的 SiO<sub>2</sub> 发生严重界面反应, 导致界面处产生较大的孔隙, 削弱了涂层的致密性和耐久性, 从而降低了整体可靠性。

第 3 代 EBCs 在第 2 代基础上进一步优化, 采用 Si/莫来石/稀土硅酸盐(如 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>)顶层结构。稀土硅酸盐具有较低的热膨胀系数, 能够有效缓解热应力, 同时其高温稳定性显著提升, 使得涂层可承受 1482 °C 的工作温度。该体系较前两代 EBCs 在抗热震性和高温耐久性方面表现更优, 成为现阶段应用较为广泛的 EBCs 体系之一。研究表明, Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>(YbDS)在 800~1900 °C 温度范围内均稳定存在 β 相结构。这一特性能够有效避免由于相变导致的涂层体积变化, 从而提高涂层的结构稳定性。此面层也是现在的研究重点, 被作为 EBCs 面层而广泛研究。

第 4 代 EBCs 主要在第 3 代体系的基础上进一步优化, 重点在于提高涂层的使用寿命和耐高温性能。其改进措施包括优化黏结层成分(如 HfO<sub>2</sub>-Si 体系), 以提高涂层的高温抗损伤能力, 并增强其与基体的结合性能。然而, 由于该体系仍处于前沿研究阶段, 目前公开数据较少, 其具体性能表现及机理研究仍在持续进行中。

EBCs 服役环境极为复杂, 在服役过程中需承受高温、高压及燃气中多种腐蚀介质(如氧气、水蒸

气、熔盐、火山灰或沙尘)的综合作用, 同时被高速气流冲蚀。其中, CMAS(CaO-MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>)熔盐腐蚀是当前研究的重点, CMAS 在高温下呈低黏度液态, 极易通过孔隙和裂纹渗入涂层内部, 与涂层材料发生化学反应, 新生成的相大部分都疏松多孔, 存在较多裂纹, 从而导致涂层的耐腐蚀性能被大幅削弱。

针对 CMAS 腐蚀带来的严重退化问题, 众多学者提出了多种应对策略与解决方案, 以提升涂层在高温熔盐环境下的服役稳定性。Kai 等<sup>[10]</sup>研究了 Al 改性 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 涂层对 CMAS 腐蚀的影响, 研究发现真空热处理后, 涂层的表面相组成变为 Yb<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub> 石榴石相, 其连续致密且隔离作用强, 增强了抗 CMAS 腐蚀能力。Liu 等<sup>[11]</sup>研究了多层环境障涂层 Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub>(YbMS)/Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>/Si 的抗 CMAS 腐蚀能力。研究发现, Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 层与 CMAS 熔体反应生成致密的反应层石榴石相和磷灰石相, 而 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 则只会生成磷灰石相组成的多孔层, 加速 CMAS 腐蚀。Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 比 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 具有更稳定的晶体结构和更少的氧空位, 耐蚀性更好。Fan 等<sup>[12]</sup>采用固相反应法制备了 (Lu<sub>0.25</sub>Yb<sub>0.25</sub>Er<sub>0.25</sub>Y<sub>0.25</sub>)<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub>/(Lu<sub>0.2</sub>Yb<sub>0.2</sub>Er<sub>0.2</sub>Ho<sub>0.2</sub>Y<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 高熵涂层。研究发现前者配比方案耐蚀性更好, 由于引入了离子半径较小的 Yb 和 Lu 元素, 在腐蚀过程中生成了更多的石榴石相, 限制了 CMAS 进一步腐蚀。

尽管上述改性方案在提升涂层耐 CMAS 腐蚀性能方面取得了显著成效, 但多数方案均导致了涂层组成或结构体系的显著改变, 从而导致其热膨胀系数(CTE)与基底材料之间不匹配。这种 CTE 不匹配的问题会在实际工作过程中诱发较大的热应力, 易导致裂纹萌生、扩展乃至涂层剥离, 严重影响涂层的长期服役可靠性<sup>[13]</sup>。因此, 如何在保障热应力适配的同时, 显著提高涂层的耐腐蚀性能, 是当前研究的一个重点。

激光高能束表面改性技术因为其无须引入外加相组分, 即可通过局部熔融和快速凝固过程来实现涂层表面的致密化与均匀化, 降低孔隙率和闭合微裂纹, 一直以来受到广泛关注。激光釉化(Laser Glazing)是一种利用激光束对陶瓷或玻璃材料进行表面处理的技术, 这项技术已经广泛应用在热障涂层上, 并且取得了不错的反响<sup>[14]</sup>, 该技术是激光表面熔融技术(Laser Surface Melting, LSM)的一种延伸, 通过激光束的高能量密度使材料表面迅速熔化并随后快速冷却, 形成一层均匀致密的釉化层。

在 20 世纪 70 年代, Mazumder<sup>[15]</sup>就开始研究激光表面改性技术, 为激光釉化奠定了理论基础。早在 1982 年, Zaplatynsky 等<sup>[16]</sup>就在热障涂层上使用了激光釉化技术, 采用连续  $\text{CO}_2$  激光器对陶瓷涂层表面进行局部重熔, 实现了涂层致密化和表面平整化。在随后的腐蚀试验中, 经过激光处理后涂层的寿命是未处理涂层的 4 倍。Tsai 等<sup>[17]</sup>比较了连续激光器和脉冲激光器在釉化热障涂层上的作用效果。他们发现连续激光很容易产生气泡和裂纹等缺陷, 而使用脉冲激光则能成功获得致密且光滑的高质量釉化层。因此后续研究中, 脉冲激光逐渐成为涂层表面处理的主流技术。Yan 等<sup>[18]</sup>进行了激光釉化热障涂层的 CMAS 腐蚀实验。结果表明, 釉面层呈现致密的柱状微观结构, 即使在 1250 °C CMAS 腐蚀 10 h 后, 仍然保持完整的结构。然而, 他们也观察到釉化层中存在由垂直裂纹和柱间空隙组成的开放通道, 这些通道一方面会促进 CMAS 的渗透, 但另一方面也有助于提升涂层的应变容限。尽管前期科研人员在激光表面处理改善陶瓷涂层(热腐蚀温度低于 1250 °C)耐腐蚀性能方面开展了一些卓有成效且可借鉴的研究工作, 但是关于激光表面处理对于目前应用最广泛的第 3 代 YbDS 环境障涂层(热腐蚀温度高达 1350 °C)耐 CMAS 腐蚀性能影响的公开文献资料较少。

综上所述, 本工作采用皮秒超短脉冲激光器对大气等离子喷涂(APS, Atmospheric Plasma Spraying)的 YbDS 涂层表面微观结构进行改性, 进行不同参数的多组实验, 对比得到表面均匀致密的釉化层。随后对其进行 CMAS 腐蚀试验, 研究激光表面改性对环境障涂层耐 CMAS 腐蚀性能的影响和提升耐腐蚀性能的机理。

## 1 实验

### 1.1 涂层制备

所用 SiC 陶瓷基体试样购自福州鹏鲲光电科技有限公司, 试样为圆柱状, 直径 25.4 mm, 厚度 3 mm, 厚度误差控制在 0.1 mm 以内。为增强涂层与基体之间的机械咬合力, 提高沉积效率, 首先采用喷砂处理对 SiC 基体表面进行粗化处理, 并将其固定于 304 不锈钢平板上, 以确保喷涂过程的稳定性。

涂层采用 APS 技术沉积于 SiC 陶瓷基体表面, 所使用的  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  粉末和 Si 粉均购自上海水田材料科技有限公司。其中结合层由质量分数为 90% 的 Si 粉和质量分数为 10% 的  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  粉末组成, 通过球

磨工艺对其进行充分混合。

涂层制备过程采用美国 PRAXAIR Tafa 公司生产的 Praxair3710 等离子喷涂系统及瑞士 ABB 公司生产的 2400M 机械手进行沉积, 以确保涂层的均匀性和可重复性, 具体参数见表 1。

表 1 等离子喷涂工艺参数  
Table 1 Plasma spraying process parameters

Coating	Voltage/V	Current/A	Power feeding Rate/ r/min	Spray distance/mm
Surface coating	45	850	2.0	110
Bonding coating	39	790	0.9	110

### 1.2 激光表面处理

采用北京莱泽光电技术有限公司生产的 LZSHAPE-2000 高功率皮秒激光五轴加工系统对 APS 喷涂的 YbDS 涂层表面微结构进行改性。激光波长为 355 nm, 脉冲宽度为 15 ps, 脉冲重复频率为 300 kHz, 道次搭接率为 50%, 通过调整系统的功率(5~20 W)和加工速率(100~300 mm/s)获得了 L1、L2、L3 和 L4 共 4 种参数的试样。具体工艺参数见表 2。

表 2 涂层改性参数

Table 2 Parameters of coating modification

Coating	Power/W	Scanning speed/(mm·s <sup>-1</sup> )
L1	6	100
L2	6	300
L3	12	300
L4	12	100

在激光处理过程中, 样品固定于三维电动平台上, 通过系统控制激光束在样品表面沿线性轨迹进行均匀扫描, 扫描方式采用双向往复路径, 以确保表面能量分布均匀, 如图 1 所示。处理过程中通入保护性惰性气体以减少表面氧化影响。

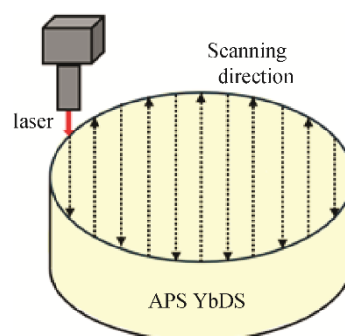


图 1 激光表面改性原理示意图  
Fig. 1 Schematic diagram of laser surface modification principle

### 1.3 CMAS 腐蚀实验

采用高温熔制法制备 CMAS 块状陶瓷材料，并通过球磨工艺对原料粉末进行均匀混合，表 3 是其各成分参数。首先，使用长沙德科仪器设备有限公司生产的 DECOPBM-2L 立式行星式球磨机研磨混合粉末，以无水乙醇作为分散介质，氧化锆球作为研磨介质。实验设定固液比为 1.0 : 1.5，球料比为 5 : 1，球磨参数为 35 r/min，球磨时间 6 h。球磨完成后，将所得混合物置于烘箱中干燥 5 h，随后采用 2 mm 标准筛分离研磨介质与粉末。然后，将充分混合后的粉末装入刚玉坩埚，置于高温炉中升温至 1300 °C，并保持 6 h 以确保粉末充分熔融。冷却后，即可获得 CMAS 块状陶瓷材料。采用天津泰斯特仪器有限公司生产的 FW100 高速破碎机对块状陶瓷材料进行粉碎处理，粉碎时间为 3~4 min，利用 100 目(约 150 μm)和 200 目(约 75 μm)的标准筛筛选粉碎后的粉末，选取粒径介于 100 目与 200 目之间的 CMAS 粉末进行实验。

表 3 CMAS 原料配比  
Table 3 Raw material ratio of CMAS

Component	Mole fraction/%	Mass ratio (g/100 g)
CaO	33	33.17
MgO	9	6.46
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	13	11.90
SiO <sub>2</sub>	45	48.47

为研究 CMAS 对试样的高温腐蚀行为，首先将 CMAS 粉末与乙醇充分混合，并将所得混悬液均匀涂覆于试样表面，随后进行干燥处理，以确保 CMAS 在试样表面的浓度均匀稳定，最终控制其涂覆量为 5 mg/cm<sup>2</sup>。涂覆完成后，将试样置于合肥科晶材料技术有限公司生产的 KSL—1700X 高温炉(1350 °C)中，并分别设定保温时间为 10、60、120 h。在达到预定保温时间后，依次取出试样，以分析不同腐蚀时长对材料微观结构及成分的影响。

### 1.4 接触角测量

CMAS 在高温环境中为熔融的液态，其在涂层表面的润湿状态是影响腐蚀性能的关键因素之一<sup>[19]</sup>。本工作采用上海轩准仪器有限公司生产的 SZ-CAMC33 接触角测量仪器进行激光表面改性前后涂层接触角的测量。对样品进行表面清洁后，放置在样品玻璃台上。采用微量针管抽取液体后，固定在仪器夹具上，将针头调整距表面 1~2 mm 处。使用连拍功能拍摄全程。待液滴出现在针头上时，缓慢向上移动平台，使测试表面与液滴缓慢接触。

缓慢向下移动平台，使得液滴完全脱离针头。等待液滴在测试表面铺展。使用仪器测量结果，每个样品至少测量 3 次。采用 ImageJ 对图片进行拟合，测量其接触角。

### 1.5 涂层表征

采用日本 Rigaku 公司生产的 SmartLab SE X 射线衍射(XRD, X-ray Diffraction)对涂层表面进行物相分析，以确定其物相组成。样品的微观结构分析采用德国 ZEISS 公司生产的 Sigma 360 扫描电子显微镜 (SEM, Scanning Electron Microscopy)，结合能量色散 X 射线光谱仪(EDS, Energy Dispersive Spectroscopy)进行元素成分及分布分析。EDS 测试采用加速电压 15 kV 以提高元素检测的准确性。通过日本 Olympus 公司生产的激光共聚焦显微镜及其材料分析软件 OLYCIA 测量涂层的孔隙率和粗糙度 (R<sub>a</sub>)。对于截面微观形貌分析，首先使用环氧树脂对试样进行固定，并采用金刚石切割片将不同腐蚀时长的样品切割成适当尺寸。随后，对试样进行冷镶嵌、逐级打磨及机械抛光处理，以获得清晰的截面形貌，以便进行后续的显微结构及成分分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 涂层显微形貌及微观结构表征

图 2 为 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 粉末、APS 喷涂试样(YbDS 涂层)和热处理试样(Annealed)的 XRD 谱。

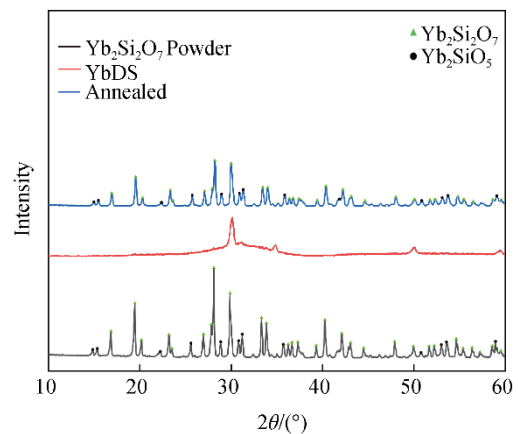


图 2 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 粉末、YbDS 涂层和热处理涂层的 XRD 谱  
Fig. 2 XRD patterns of Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> powder, YbDS coating, annealed coating

由图 2 分析可知，喷涂粉末的相组成和 APS 得到的试样一致，主要由 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 和 Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 两相组成。然而经过 APS 喷涂后，Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 相的含量减少，Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 相含量增多。这一现象可归因于喷涂过程

中颗粒在高温下的熔化与快速冷却过程: 在喷涂高温条件下部分  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  发生了分解或转变, 生成了  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 。  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  在喷涂飞行与沉积过程中, 会发生局部  $\text{SiO}_2$  挥发, 导致面层局部成分偏析, 出现 Yb/Si 比升高现象, 更倾向于生成  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 。此外, APS 喷涂的涂层通常并未能够完全晶化, 存在无定形相<sup>[20]</sup>。在快速冷却过程中, 这些无定形相可能析出亚稳态的  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  相, 从而进一步增加了该相的含量<sup>[21-24]</sup>。

图 3 为喷涂粉末、喷涂涂层表面和截面的 SEM 照片。粉末具有良好的球形度, 这有助于提高喷涂过程的均匀性和涂层质量。粉末粒径分布平均在  $32\ \mu\text{m}$ , 粒径范围在  $25\sim 40\ \mu\text{m}$ 。涂层表面可以观察到许多未完全熔化的  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  颗粒<sup>[25]</sup>。在涂层的截面形貌中, 由于结合层中掺杂了部分  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  粉末,

可观察到少量浅灰色相分布于深灰色相之间。其中, 深灰色相被确认为 Si 相, 浅灰色相则对应  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 。面层主要由  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  粉末通过大气等离子喷涂(APS)工艺沉积形成。然而, 从图 3c 可见, 涂层中存在浅灰色与白色的带状区域交错分布。浅灰色区域主要为  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  相, 而白色区域则为  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  相<sup>[26]</sup>。这种现象与 XRD 谱相一致, 主要归因于大气等离子喷涂过程中局部发生的相转变, 即部分  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  在高温条件下发生分解或形成无定形相, 从而转变为  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ , 具体解释在喷涂涂层的 XRD 结果分析处已说明。使用 Image J 图像分析软件对涂层厚度进行测量, 测 5 个值, 取平均值, 面层厚度约为  $298\ \mu\text{m}$ , 结合层厚度约为  $56\ \mu\text{m}$ 。通过激光共聚焦显微镜对其进行粗糙度和孔隙率的测量, 得到涂层的粗糙度约为  $3.71\ \mu\text{m}$ , 孔隙率约为 4.87%。

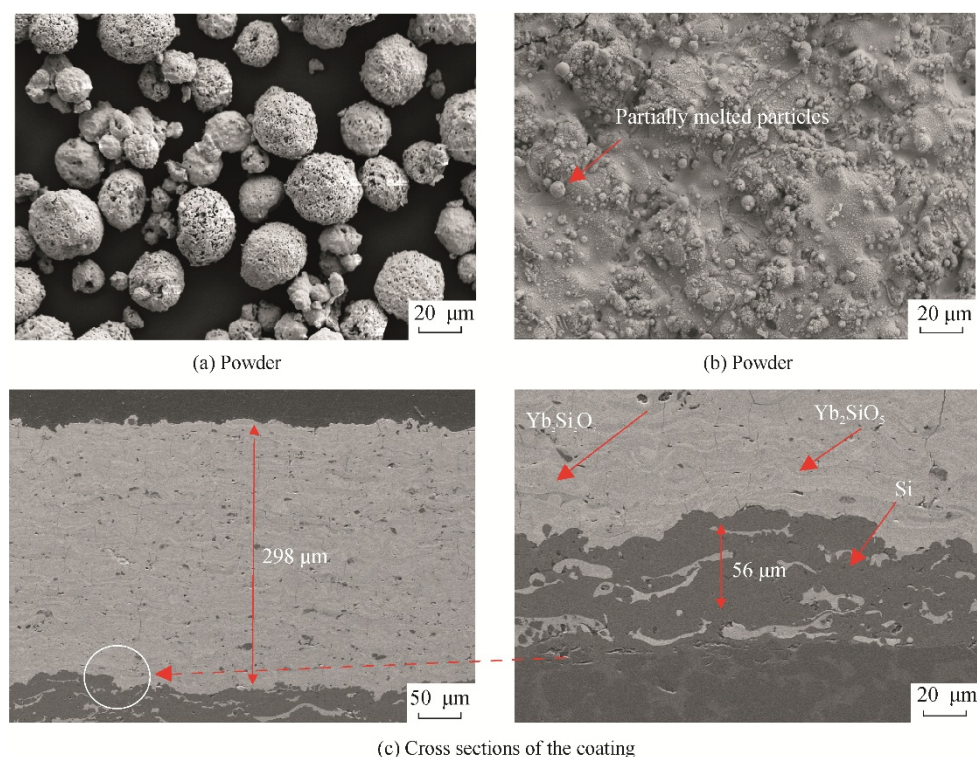


图 3 YbDS 喷涂粉末、涂层表面和截面的微观形貌

Fig. 3 Microscopic morphology of YbDS powders, coating surfaces and cross sections

## 2.2 激光表面处理对显微形貌及微观结构的影响

图 4 为激光处理后 YbDS 涂层的表面微观形貌图。从图 4 可见, 激光处理显著改善了涂层表面的微观结构。未经改性的 YbDS 涂层表面存在大量未充分熔融的颗粒与明显的表面起伏, 整体表面较为粗糙, 粗糙度测量值约为  $3.71\ \mu\text{m}$ 。在经过皮秒超短脉冲激光处理后, 涂层表面经过了局部重熔与快速

凝固过程。在此过程中, 未熔颗粒被充分熔融并融于周围基体中, 原有的粗糙界面趋于平整光滑<sup>[27]</sup>。改性前、后涂层表面粗糙度如表 4 所示。由表 4 可知, 与原始涂层相比, L1、L2、L3、L4 涂层的粗糙度分别降低了 39.8%、51.0%、44.0%、42.9%。L2 粗糙度最低, 仅有  $1.82\ \mu\text{m}$ , 粗糙度的降低有助于减少 CMAS 熔盐在高温服役环境下黏着性。

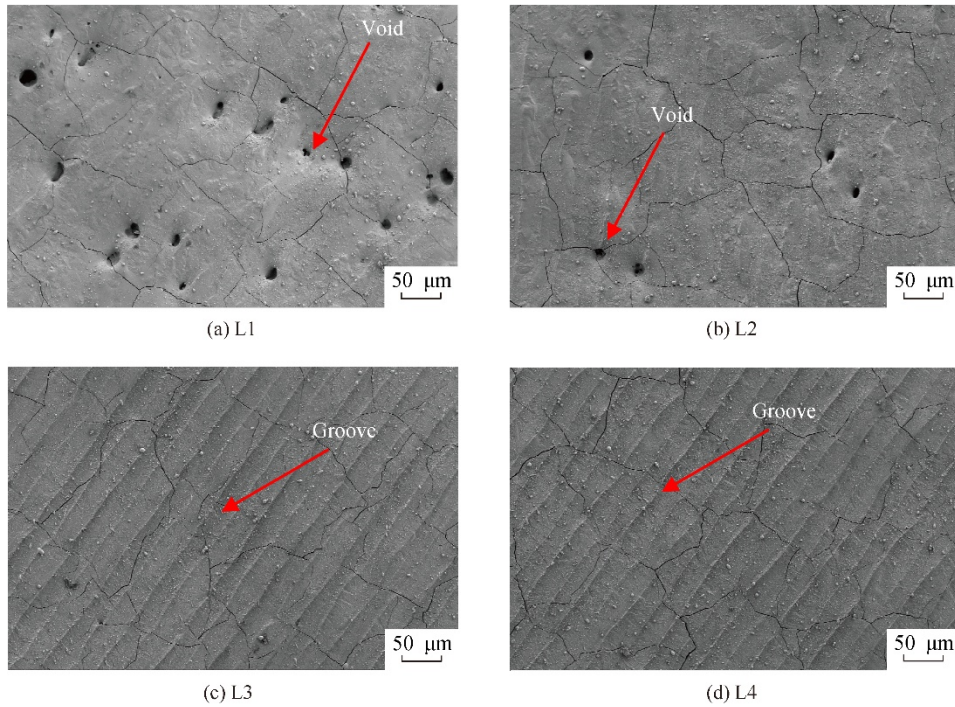


图 4 激光处理涂层的表面微观形貌照片  
Fig. 4 Surface microstructure images of laser-treated coating

表 4 涂层表面粗糙度( $R_a$ )

Table 4 Surface roughness ( $R_a$ ) of modified coating

Coating	$R_a/\mu\text{m}$					Mean
	1	2	3	4	5	
L1	2.20	1.97	2.08	2.15	2.73	2.23
L2	1.77	2.03	1.83	1.58	1.89	1.82
L3	2.01	2.23	1.91	1.86	2.41	2.08
L4	2.25	2.35	1.99	2.08	1.91	2.12
YbDS	3.46	3.91	4.02	3.62	3.36	3.71

图 4a 和图 4b 分别对应于低激光功率条件下处理得到的 L1 涂层和 L2 涂层的表面微观形貌，可观察到表面存在显著的孔洞与微裂纹结构，推测其成因主要包括以下 2 方面<sup>[28–30]</sup>：1) 在快速激光熔融–凝固过程中， $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  局部发生相变生成  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ ，晶体结构重构所引发的体积变化在局部区域产生应力集中，从而诱导裂纹产生；2) 熔融过程中涂层中原有的孔隙或残余气体在快速释放时无法有效逸出，产生局部膨胀压力，导致应力集中。同时由于快速凝固，气体逸出形成的孔洞也被保留下来。图 4c 与图 4d 则显示了高激光功率条件下处理得到的 L3 涂层和 L4 涂层的表面微观形貌。相较于低功率处理，涂层表面已无明显孔隙，整体结构致密，表明较高的激光输入有助于实现充分重熔和孔洞填充<sup>[31]</sup>。在激光功率较低时，局部熔融不完全，熔池

温度不高、时间不够，困在孔隙中的气体来不及逸出，在冷却时形成表面孔洞。而在高功率条件下，熔融层厚度显著增加，几乎完全重熔了表层的孔隙和颗粒。高功率使熔池温度更高，熔池内熔体黏度更低，有利于气孔排出。同时，高功率下液态持续时间更长，孔隙中气体也有足够时间逸出，从而避免了孔洞残留<sup>[32–34]</sup>。

然而，高功率激光处理还会诱导表面形成较深沟槽结构。结合文献[35]中对激光束改性热障涂层(TBC)表面形貌的研究结果可知，此类沟槽结构会提高表面粗糙度，增加熔盐在表面的滞留时间，削弱涂层的耐腐蚀能力。此外，高能量激光输入还会引发更加剧烈的热应力场，增加裂纹萌生风险，进而影响涂层的结构完整性。

图 5 为激光改性 YbDS 涂层的截面显微形貌照片。与未处理样品相比，激光作用区域表面形成了一层连续且致密的釉化改性层，孔洞数量显著减少，表明激光处理在促进陶瓷涂层表面的局部重熔和快速凝固方面具有良好的效果。然而，在釉化层内可观察到一定尺度的贯穿性裂纹与局部孔洞，其产生主要归因于激光热处理过程中陶瓷材料所承受的剧烈温度梯度和快速冷却所诱发的热应力集中。该类热应力驱动下的结构缺陷在高脆性陶瓷体系中较为常见，是激光改性过程中需重点关注和优化的问题之一。

图 5a 与图 5b 为低功率激光处理条件(L1 涂层

和 L2 涂层参数)下所得涂层截面形貌。结果显示, 2 组样品在釉化层与基体交界区域均存在孔洞, 但未观察到贯穿性裂纹, 说明较低能量输入有助于抑制热裂纹的形成。其中, L1 涂层的釉化层厚度为  $17\ \mu\text{m}$ , L2 涂层的釉化层约为  $10\ \mu\text{m}$ , L1 涂层孔隙率要高于 L2 涂层, 甚至高于 YbDS 涂层。

图 5c 与图 5d 对应于高功率激光处理参数(L3 涂层和 L4 涂层)下所得涂层的截面形貌。由图 5c 与

图 5d 可见, 这 2 组改性层表面结构较为完整, 缺陷数量明显减少, 表现出良好致密化效果。L3 涂层的釉化层厚度为  $34\ \mu\text{m}$ , L4 涂层的釉化层厚度则达到  $40\ \mu\text{m}$ , 均显著高于低功率组。然而, 在釉化层与原始涂层的界面区域仍可见较多微孔洞, 且裂纹沿纵向方向贯穿整个釉化层并延伸至涂层内部, 表明高能量激光输入在重熔的同时, 也易诱发较大的热应力, 进而导致结构完整性下降。

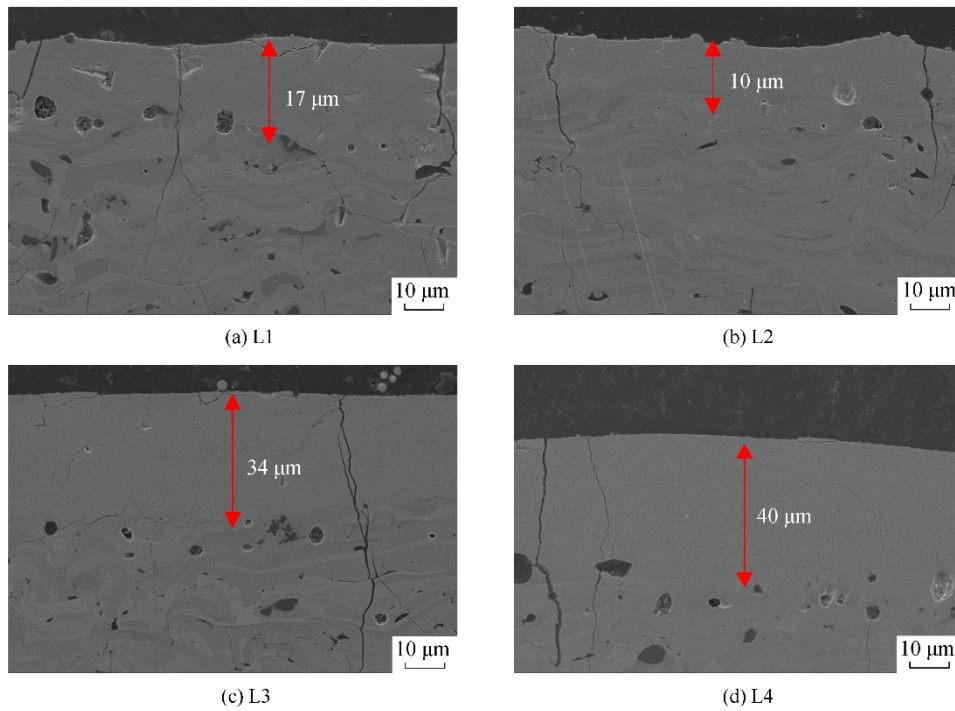


图 5 激光处理涂层的截面微观形貌照片

Fig. 5 Cross-sectional microstructures of laser-treated coating

改性前、后涂层孔隙率如表 5 所示。激光改性涂层中, 高功率的 L3 涂层和 L4 涂层孔隙率低于 L1 涂层和 L2 涂层。这是因为在高功率下, 釉化层的厚度明显大于低功率下的釉化层, 从而显著降低了涂层的整体孔隙率。L1 涂层的孔隙率高于 YbDS 涂层, 推测其原因是 APS 喷涂过程中产生的缺陷较多。尽管 L3 涂层和 L4 涂层的孔隙率较低, 但其釉化层的稳定性和界面结合性不如 L1 涂层和 L2 涂层。综合表面与截面的微观形貌可知, 激光处理在改善表面粗糙度和微观缺陷方面有着显著的效果, 同时在涂层表面致密性与结构均匀性方面具有显著的提升。其中 L2 涂层参数下所获得的改性层在致密性、均匀性及缺陷控制方面表现最优。该涂层表面基本无显著孔洞, 改性层与基体结合紧密, 未见贯穿性裂纹, 釉化层结构完整且厚度适中。因此, 后续 CMAS 腐蚀实验选取 L2 涂层作为代表样本进行

研究。

表 5 涂层孔隙率  
Table 5 Porosity of the coating

Coating	Porosity/%			
	1	2	3	Mean
L1	5.24	5.43	4.97	5.22
L2	4.42	4.01	4.33	4.25
L3	3.42	3.71	3.69	3.61
L4	3.86	3.77	3.72	3.78
YbDS	4.87	5.01	4.93	4.94

图 6 为 L2 涂层的 XRD 图谱。结果显示在经过激光处理后, 涂层中大量的  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  转变为  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ , 使用 MDI Jade 6 计算得  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  含量高达 95.4%, 而  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  仅有 4.6%。激光作用在表面时, 局部产生极高的温度,  $\text{SiO}_2$  挥发速率显著加快, 从而促使  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  转变为  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 。与 APS 不同的是,

激光表面处理会引入高温和剧烈温度梯度，使表面发生熔融与再结晶。在这种条件下， $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  除了部分分解，也可能与  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Yb}_2\text{O}_3$  重新反应，形成  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 。在 Leite 等<sup>[36]</sup>的研究中发现，在高温腐蚀环境中， $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  会和游离的  $\text{Yb}_2\text{O}_3$  发生反应，从而形成  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  相。在 Liu 等<sup>[11]</sup>的研究中发现 YbMS 涂层的耐 CMAS 腐蚀性能要强于 YbDS 涂层，原因是  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  比  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  具有更稳定的晶体结构和更少的氧空位。这可能也是在高温下  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  转变为  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  的原因之一。

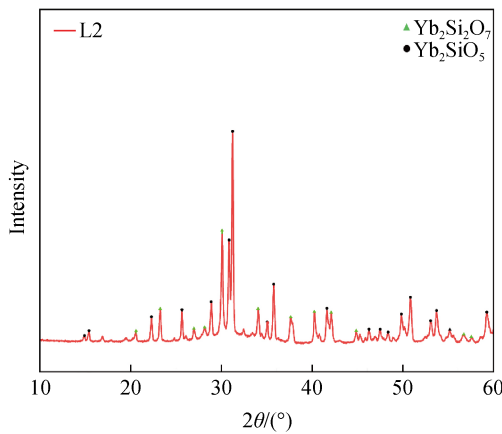


图 6 L2 涂层的 XRD 谱  
Fig. 6 XRD pattern of L2 coating

### 2.3 YbDS 涂层的 CMAS 腐蚀行为

图 7 为 YbDS 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的表面微观形貌。CMAS 熔点约为

1200 °C<sup>[37]</sup>。

图 7a 为 YbDS 涂层被腐蚀 10 h 后的表面微观形貌。由图 6a 可见，涂层表面生成了灰白色不规则块状颗粒，其周围被灰色的相所包围，此时表面尚未出现明显的微裂纹。通过能量散射光谱(EDS)点分析结果可初步判定灰白色的不规则块状颗粒为磷灰石相，见表 6。其中 Ca 和 Yb 的比例接近 1 : 4，成分特征与  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  相吻合。环绕在其周围的灰色相为 CMAS 玻璃相，进一步的 EDS 分析结果发现该相中 Yb 元素原子分数含量不到 2%。推测是  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  在腐蚀过程中发生局部溶解，Yb 元素扩散到 CMAS 熔体中，改变了 CMAS 玻璃相的化学组成。

图 7b 为 YbDS 被腐蚀 60 h 后的表面微观形貌。与 10 h 的形貌相比。涂层表面颗粒尺寸显著增大，裂纹数量明显增多，同时部分区域的灰色玻璃相出现了少量的微裂纹，表明腐蚀过程逐步加剧。图 7c 是 YbDS 被腐蚀 120 h 后的表面微观形貌。此时，涂层表面形貌进一步恶化。颗粒持续粗化，小颗粒基本消失，表面裂纹密度进一步增加。更为突出的表现是所有区域的 CMAS 玻璃相均出现了大量的微裂纹与孔洞，反映出熔盐对涂层的强烈腐蚀作用。玻璃相中微裂纹的形成机制与涂层内部相变过程有关。随着腐蚀时间的延长，相变反应剧烈并伴随着明显的体积变化，导致相变应力进一步积累，促进裂纹萌生和拓展，为 CMAS 熔盐的持续渗透提供快速通道。

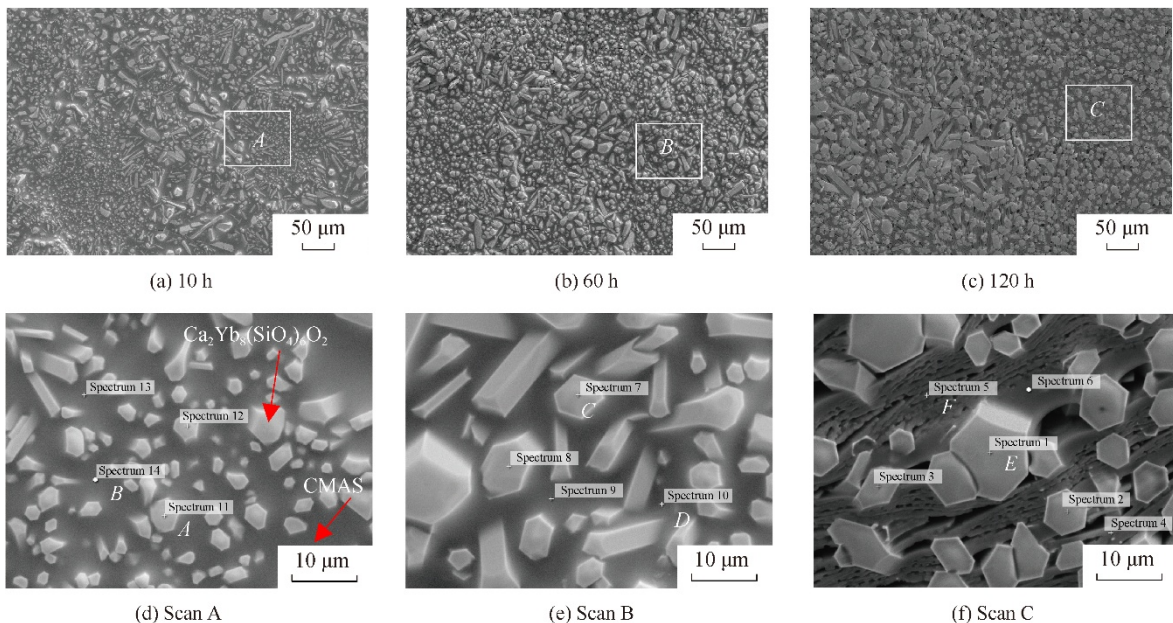


图 7 YbDS 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的表面微观形貌  
Fig. 7 Surface microstructure of YbDS coating after CMAS corrosion at 1350 °C for different durations

表 6 图 7 中各点的元素组成

**Table 6 Elemental compositions of the points in Fig. 7**

Point	Mole fraction/%					
	Ca	Yb	Si	Al	Mg	O
A	4.61	19.29	14.91		0.67	60.52
B	9.43	1.51	19.29	6.93	3.64	59.20
C	5.07	21.81	16.89		0.91	55.33
D	12.48	1.41	18.20	8.56	4.38	54.97
E	4.57	20.55	16.45		0.85	57.57
F	7.03	0.66	17.89	10.69	3.24	60.94

图 8 为 YbDS 腐蚀后的 XRD 谱。结果表明，腐蚀产物主要由 Ca<sub>2</sub>Yb<sub>8</sub>(SiO<sub>4</sub>)<sub>6</sub>O<sub>2</sub> 相和 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 相组成。值得注意的是，涂层中原有的 Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 相在腐蚀过程中发生反应，转变为 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 二次析出相。结合 XRD 结果分析，可以进一步判定表面观察到的灰白色不规则块状颗粒为磷灰石相。相应的反应过程可由式(3)和式(4)表示<sup>[38]</sup>。

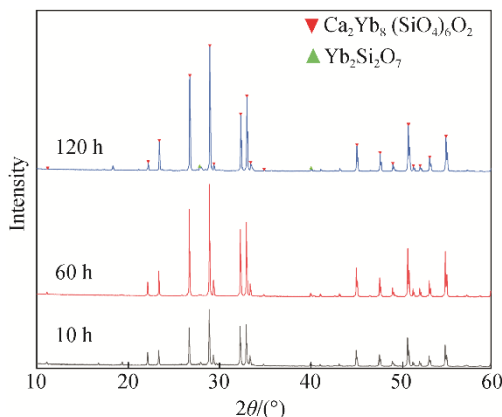
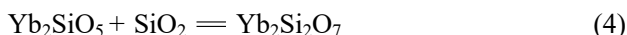
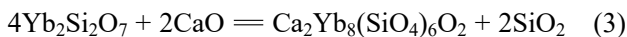


图 8 YbDS 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的 XRD 谱

Fig. 8 XRD patterns of YbDS coatings after CMAS corrosion at 1350 °C for different durations

图 9 为 YbDS 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的截面微观形貌。图 9a 为 YbDS 涂层被腐蚀 10 h 后的截面微观形貌。经过 10 h 腐蚀后，涂层可明显分为 3 个区域：顶部是腐蚀反应层，中间区域是腐蚀渗透层，底部是未反应区。图 9d 的 Ca 元素面扫结果进一步验证了这一分层结构。腐蚀反应层由残余的 CMAS 和磷灰石相组成，其中白色颗粒为磷灰石，灰色区域则对应残余的 CMAS 玻璃相。此时腐蚀反应层内部尚未出现明显裂纹。腐蚀渗透层表现为 CMAS 沿着孔隙和微裂纹向涂层内部渗透，并在通道中析出长条状的磷灰石颗

粒<sup>[39]</sup>。图 9b 为 YbDS 涂层被腐蚀 60 h 后的截面微观形貌。经过 60 h 腐蚀后，腐蚀反应层进一步增厚，反应层的顶部形貌也变得坑洼不平，磷灰石相数量明显增加。对应的图 9e 的 Ca 元素面扫图也表明 CMAS 熔盐渗透程度在进一步加深。同时，腐蚀反应层也出现了少量的微裂纹和局部的贯穿性裂纹。当腐蚀时间延长至 120 h 时，涂层结构遭受严重破坏，如图 10 所示。

图 9c 为 YbDS 涂层被腐蚀 120 h 后的截面局部放大微观形貌。腐蚀反应层厚度显著增加，顶部区域的磷灰石颗粒与颗粒之间有很大的空隙，被 CMAS 熔盐填充，并且部分填充区域形成了较大的孔洞，造成表面起伏不平。渗透层基本消失，说明腐蚀前沿已经深入推进至涂层深部。在反应层和基体之间形成了贯通的横向裂纹，并与反应层内部的竖向裂纹相互连通，裂纹网络几乎贯穿整个涂层厚度。这些裂纹是在长时间腐蚀过程中，由相变体积改变和 CMAS 熔盐渗透导致的内应力逐渐累积引起的，最终导致涂层整体稳定性严重下降。

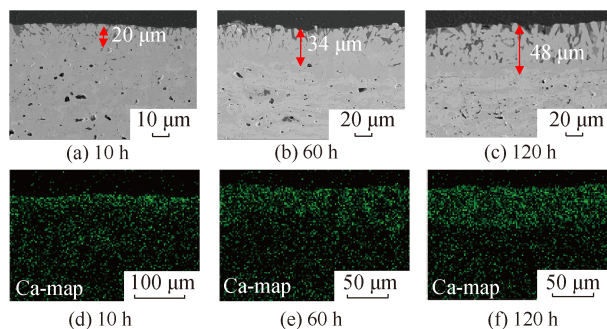


图 9 YbDS 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的截面微观形貌和 Ca 元素面扫

Fig. 9 Microstructural morphology of YbDS cross-sections after CMAS corrosion at 1350 °C for different durations and Ca element map scanning

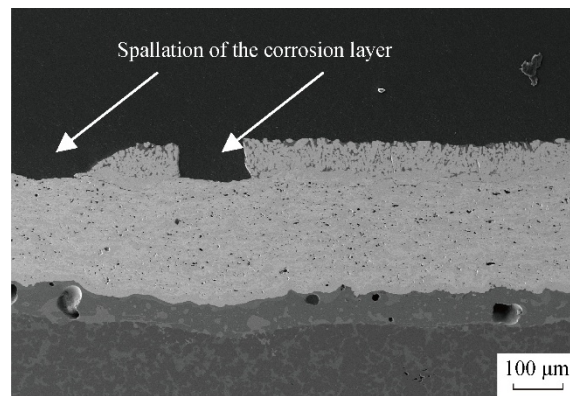


图 10 YbDS 在 1350 °C 腐蚀 120 h 后截面形貌照片  
Fig. 10 Cross-sectional morphology image of YbDS after corrosion at 1350 °C for 120 h

### 2.4 激光釉化对 YbDS 涂层 CMAS 腐蚀行为的影响

图 11 为改性后涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的表面微观形貌。整体上可以看出，L2 涂层的腐蚀演变规律与 YbDS 涂层存在明显差异。图 11a 为 L2 涂层被腐蚀 10 h 后的表面微观形貌。L2 涂层在被腐蚀后表面生成少量的磷灰石相，其数量和尺寸均明显少于同时间腐蚀的 YbDS 涂层。

推测原因是，L2 涂层经过激光处理后，表面粗糙度降低，有效抑制了 CMAS 熔盐在涂层表面的润湿与铺展行为，使得熔盐在局部区域的黏附性减弱，减少了有效接触面积和反应时间。此外 L2 涂层观察到了一定尺度的贯穿性裂纹，这些裂纹是由于激光处理过程中快速加热和冷却所产生的热应力集中导致的，属于典型的激光改性陶瓷

热缺陷。这些裂纹会对涂层的整体耐蚀性能带来一定的影响。图 11b 是 L2 涂层被腐蚀 60 h 后的表面微观形貌。与想象中的缓慢腐蚀不同，CMAS 与涂层发生了剧烈的反应，生成了大量且致密的磷灰石相。这些颗粒之间的间隙非常小，基本覆盖了涂层表面。在一定程度上封闭了先前所形成的裂纹缺陷。但是由于腐蚀反应所产生的相变应力，磷灰石相又产生了少量的微裂纹。此外，磷灰石颗粒与颗粒之间可见少量的残余 CMAS 玻璃。图 11c 为 L2 涂层被腐蚀 120 h 后的表面微观形貌。此时涂层表面已经完全被磷灰石相所覆盖，残余的 CMAS 玻璃相已经完全消失。在 Wiesner 等<sup>[40]</sup>的研究中发现，磷灰石相可以增加 CMAS 的黏度，降低 CMAS 的渗透率，从而在一定程度上减缓熔盐对涂层的进一步破坏。

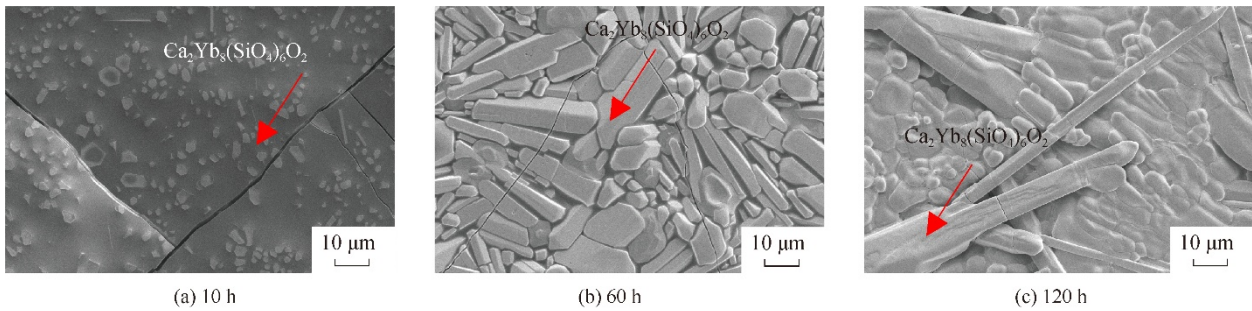


图 11 L2 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的表面微观形貌  
Fig. 11 Surface microstructure of L2 coating after CMAS corrosion at 1350 °C for different durations

图 12 为 L2 涂层经腐蚀后的 XRD 谱。结果表明，涂层被腐蚀后由 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 相和 Ca<sub>2</sub>Yb<sub>8</sub>(SiO<sub>4</sub>)<sub>6</sub>O<sub>2</sub> 相组成。这一相变行为与原始 YbDS 涂层在 CMAS 腐蚀过程中的演化规律基本一致。相应的反应过程由式(5)表示<sup>[41]</sup>。

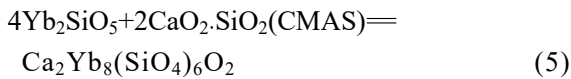


图 13 为改性后涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的截面微观形貌。图 13a 为 L2 涂层被腐蚀 10 h 后的截面微观形貌。L2 涂层在腐蚀 10 h 后的截面显微形貌与 YbDS 涂层存在显著差异。首先，L2 涂层腐蚀反应层的厚度显著减小，釉面层的结构没有遭到破坏。结合图 13d 中 Ca 元素的面扫结果，可以进一步印证这个结论。腐蚀反应层由致密的磷灰石相组成，残余的 CMAS 玻璃相含量较少。同时，在 L2 涂层的腐蚀反应层中观察到了较多的裂纹，这些裂纹是上述中提到由于激光热处理过程中不可避免的热应力积聚引起的。图 13b 和图

13e 分别是 L2 涂层被腐蚀 60 h 后的截面微观形貌和 Ca 面扫结果。随着腐蚀时间的延长，CMAS 对涂层的腐蚀逐渐加剧。腐蚀反应层依然以磷灰石相为主，夹杂少量残余的 CMAS 玻璃相，但其厚度明显增加，且裂纹数量较 10 h 时有所增多，表明腐蚀反应

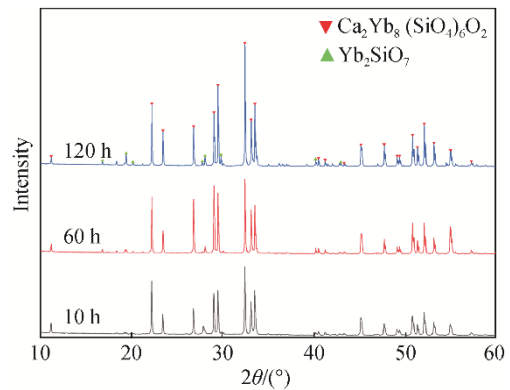


图 12 L2 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的 XRD 谱  
Fig. 12 XRD patterns of L2 coatings after CMAS corrosion at 1350 °C for different durations

与裂纹演化过程逐步加深。图 13c 和图 13f 分别是 L2 涂层被腐蚀 120 h 后的截面微观形貌和 Ca 元素面扫结果。此阶段涂层整体结构仍保持完整, 涂层顶部形成了一层连续致密的腐蚀反应层, 该层几乎完全由磷灰石相组成, 表现出良好的致密性。但是与 YbDS 涂层类似, 在反应层与

基体交界处出现了横向裂纹。

图 14 为 YbDS 和 L2 涂层经过不同时间 CMAS 腐蚀后腐蚀深度的变化曲线图。由图 13 可见, 在相同腐蚀时间条件下, L2 涂层的腐蚀深度始终显著低于原始的 YbDS 涂层, 表明激光釉化在提升涂层抗腐蚀性能方面发挥了积极作用。

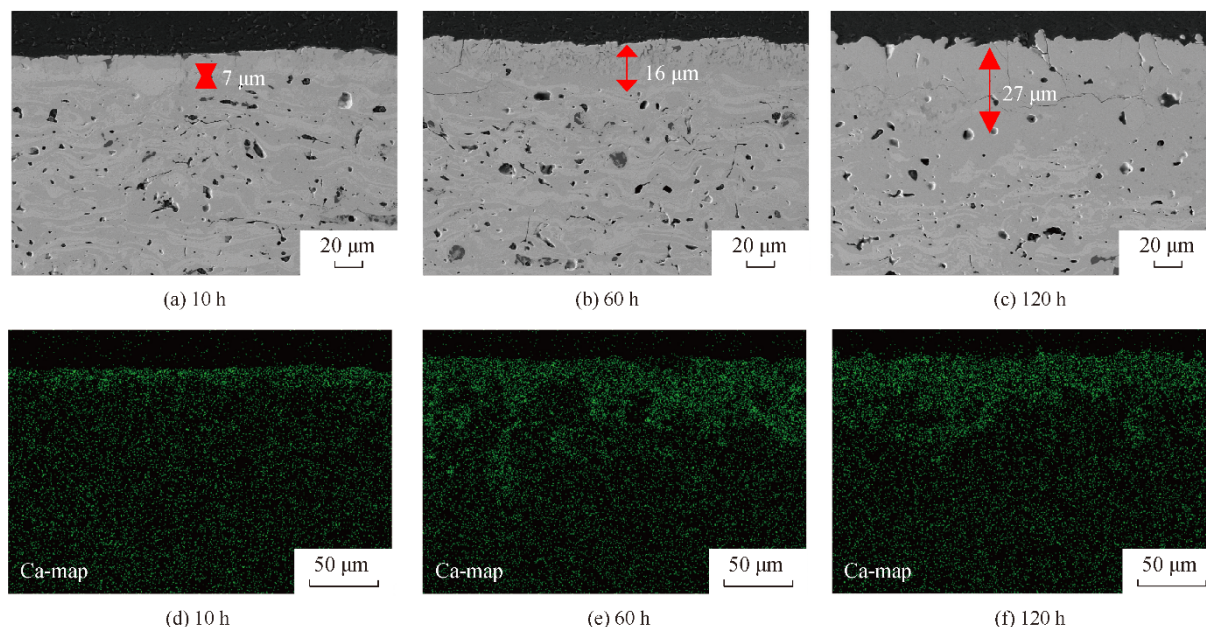


图 13 L2 涂层在 1350 °C 经过不同时间 CMAS 腐蚀后的截面微观形貌和 Ca 元素面扫

Fig. 13 Microstructural morphology of L2 cross-sections after CMAS corrosion at 1350 °C for different durations and Ca map element scanning

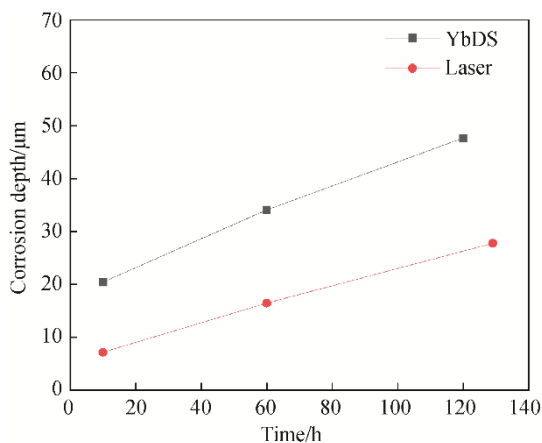


图 14 不同时间腐蚀深度变化曲线

Fig. 14 Curves of corrosion depth variation at different times

### 3 激光釉化提高涂层耐腐蚀性能机理分析

#### 3.1 表层致密化

对于未经改性的 YbDS 涂层而言, 其在等离子喷涂过程中通常会不可避免地产生微观缺陷, 如微

裂缝、孔隙和未融化的颗粒等等。这些都为 CMAS 的渗透提供了快速通道, 加速 CMAS 腐蚀的过程。相比之下, 激光釉化可以消除这些通道, 封闭裂纹和孔隙, 形成连续致密的釉化层, 从而在物理上切断 CMAS 渗透路径, 起到隔绝 CMAS 熔盐的作用。这一点在图 13e 的 Ca 元素面扫中得到验证: L2 涂层在腐蚀 10 h 后未观察到明显 Ca 元素向深部扩散, 也未形成类似 YbDS 涂层的腐蚀渗透层。

#### 3.2 相变效应

与此同时激光釉化也会引发新的缺陷, 在釉化层内产生一定尺度的贯穿性裂纹与局部孔洞, 进而可能成为 CMAS 渗透的潜在通道。值得注意的是, 激光釉化过程中表面  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  相几乎完全转变为  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  相。  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  与 CMAS 反应生成致密  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  相, 这一腐蚀产物可以在表面组成致密保护层, 表明  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  相具有更强的耐腐蚀性能。在 Markus 等<sup>[42]</sup>的研究中发现单质硅酸盐具有更强的抗 CMAS 侵蚀能力, 也印证了这一点。图 10b 为 L2 腐蚀表面微观形貌, 在腐蚀 60 h 后,

腐蚀产物形成的致密保护层有效覆盖了表面的微裂纹和残余孔隙，阻碍了腐蚀的进一步进行。这一现象进一步验证了激光釉化所带来的表面致密化以及相变效应，对提升涂层整体抗 CMAS 腐蚀性能具有显著贡献。

### 3.3 大接触角效应

图 15 为 YbDS 涂层和 L2 涂层经过 10 h CMAS 腐蚀后的激光共聚焦拼接形貌照片。从图 15a 可见，在经过 10 h 腐蚀后，CMAS 熔盐已经完全在 YbDS 表面铺展开，而图 15b 中 L2 涂层表面的 CMAS 熔盐则呈现出团聚的半球形附着状态。

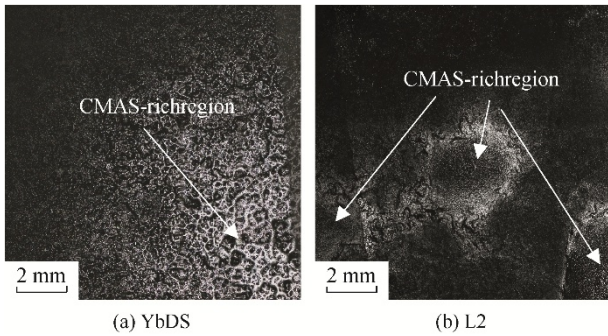


图 15 YbDS 和 L2 涂层经过 10 h CMAS 腐蚀后的拼接形貌照片  
Fig. 15 Splicing morphology images of YbDS and L2 coatings after 10 h CMAS corrosion

众所周知，EBCs 是使用在涡轮机叶片上的，在高空飞行过程中，涡轮叶片长期处于高速燃气流冲刷环境中，那么涂层疏水性的提高有助于高速气流带走表面腐蚀产物，提高涂层耐蚀性<sup>[9]</sup>。为了验证这一想法，对 YbDS 涂层和 L2 涂层进行了水接触角的测试。因为 CMAS 熔盐的润湿机理和水相似，都遵循 Young’s 方程，均受到固体表面能与粗糙度的共同影响<sup>[43]</sup>。激光釉化所带来的表面平整化和粗糙度降低，可通过水接触角的增大得到有效体现。然而，与水不同，CMAS 熔盐在高温下为高黏度液体，表面张力远高于常温下的水，同时其在润湿过程中还会与稀土硅酸盐涂层发生化学反应，这些因素均会进一步影响其铺展行为<sup>[44-46]</sup>。因此，水接触角测试结果只能作为熔盐润湿趋势的定性表征，不能完全等同于高温下熔盐的真实润湿特征。但其仍能反映涂层表面粗糙度与表面能的相对变化趋势，为解释不同涂层表面熔盐腐蚀行为差异提供了合理的依据。

图 16a 为 YbDS 涂层接触角，当液滴接触 YbDS 涂层表面时，液滴瞬间在表面铺展开，呈现完全润

湿状态，接触角无限接近 0°。图 16b 为 L2 涂层接触角，与 YbDS 涂层不同，液滴接触到 L2 涂层后，没有在表面铺展开，而是保持半球状形貌，此时测得接触角约为 47°。测试结果显示 L2 涂层的疏水性能要远高于 YbDS 涂层。由于普通的 EBCs 的粗糙度较高，润湿性较强，CMAS 熔盐更易在表面铺展并滞留，高速气流难以将其完全带离，提高了腐蚀风险。而激光釉化后的表面显著降低了粗糙度，提高了疏水性能，表现出类似“荷叶效应”的疏水特性，能够有效减少 CMAS 熔盐在表面的润湿与黏附。在高速气流冲刷作用下，这种特性有助于腐蚀产物从涂层表面被带走，减缓了 CMAS 熔盐的积聚与渗透，从而显著延缓涂层的劣化过程并提升服役寿命。

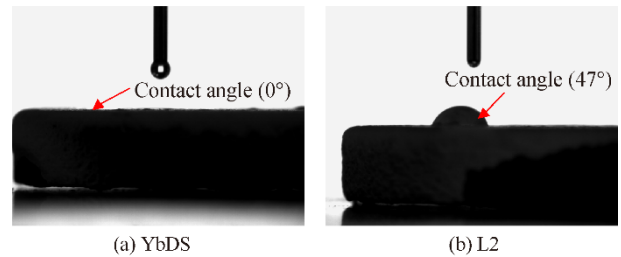


图 16 YbDS 涂层与 L2 涂层的接触角  
Fig. 16 Contact angles for YbDS and L2 coatings

## 4 结论

1) 采用大气等离子喷涂(APS)制备了 YbDS 涂层，表面粗糙度约为 3.71 μm，孔隙率约为 4.87%。涂层存在典型的 APS 缺陷，如孔隙、未熔颗粒及微裂纹。采用皮秒激光仪器对其表面进行了处理，得到 4 种参数下的涂层，进行对比后发现 L2 涂层是最佳工艺。L2 涂层表面粗糙度约为 1.82 μm，表面形成一层均匀致密的釉化层，厚度约 9.6 μm。在激光釉化过程中，表面相结构由 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 相完全转变为 Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> 相。

2) 对 YbDS 和 L2 涂层进行了 CMAS 腐蚀实验。结果表明，YbDS 涂层在腐蚀过程中，表面一直被疏松的 Ca<sub>2</sub>Yb<sub>8</sub>(SiO<sub>4</sub>)<sub>6</sub>O<sub>2</sub> 相和 CMAS 玻璃相所覆盖；而经激光改性的 L2 涂层则覆盖一层致密的 Ca<sub>2</sub>Yb<sub>8</sub>(SiO<sub>4</sub>)<sub>6</sub>O<sub>2</sub> 相。L2 涂层在腐蚀后，表面相均转变为 Ca<sub>2</sub>Yb<sub>8</sub>(SiO<sub>4</sub>)<sub>6</sub>O<sub>2</sub> 相和 Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 二次析出相。YbDS 涂层在腐蚀 120 h 后涂层结构出现了严重的破坏，截面观察显示部分区域脱落；相比之下，L2 涂层仍然保持一定的完整性。结合腐蚀深度对比结果可见，在相同腐蚀条件下，L2 涂层腐蚀深度始终低于 YbDS 涂层，这说明 L2 涂层具有更优异的耐

## CMAS 腐蚀性能。

3) L2 涂层表面光滑致密, 缺陷数量显著减少。形成连续均匀致密的釉化层, 封闭了喷涂过程中产生的孔隙和裂纹通道, 延缓了 CMAS 腐蚀进程。L2 涂层表面相组成以  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  为主, 在腐蚀过程中生成致密  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  相, 形成致密保护层, 进一步阻碍 CMAS 的渗透和腐蚀。激光处理后的表面显著降低了粗糙度, 提高了涂层疏水性能。YbDS 涂层为亲水涂层, 接触角无限接近  $0^\circ$ , 而 L2 涂层的疏水性能提高, 接触角为  $47^\circ$ 。因此, CMAS 熔盐在 L2 涂层上呈现出团聚的半球形附着状态, 更有利于在高速气流的冲刷下被带走。

## 参考文献:

- [1] 张健, 王莉, 谢光, 等. 镍基单晶高温合金的研发进展[J]. 金属学报, 2023, 59(9): 1109–1124.  
ZHANG Jian, WANG Li, XIE Guang, et al. Acta Metall Sin, 2023, 59(9): 1109–1124.
- [2] 江舟, 倪建洋, 张小锋, 等. 陶瓷基复合材料及其环境障涂层发展现状研究[J]. 航空制造技术, 2020, 63(14): 48–64.  
JIANG Zhou, NI Jianyang, ZHANG Xiaofeng, et al. Aeronaut Manuf Technol, 2020, 63(14): 48–64.
- [3] XU Y, HU X X, XU F F, et al. Rare earth silicate environmental barrier coatings: Present status and prospective[J]. Ceram Int, 2017, 43(8): 5847–5855.
- [4] 王瀚艺, 卢嘉铮, 贺强. 航空发动机  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料与环境障涂层系统及制备技术研究进展[J]. 复合材料科学与工程, 2022(9): 109–123.  
WANG Hanyi, LU Jiazheng, HE Qiang. Compos Sci Eng, 2022(9): 109–123.
- [5] PADTURE N P. Advanced structural ceramics in aerospace propulsion[J]. Nat Mater, 2016, 15(8): 804–809.
- [6] 焦健, 齐哲, 吕晓旭, 等. 航空发动机用陶瓷基复合材料及制造技术[J]. 航空动力, 2019(5): 17–21.  
JIAO Jian, (JI/QI) Zhe, (LÜ/LV/LU/LYU) Xiaoxu, et al. Aerosp Power, 2019(5): 17–21.
- [7] LEE K, WATERS D, COSTA G, et al. Current EBC development and testing at NASA[R]. 2017.
- [8] ZHU D M. Environmental barrier coatings for turbine engines: Current status and future directions [C]//International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films 2013: E-664048.
- [9] TEJERO-MARTIN D, BENNETT C, HUSSAIN T. A review on environmental barrier coatings: History, current state of the art and future developments[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(3): 1747–1768.
- [10] ZANG K, LIANG W P, MIAO Q, et al. Mechanical and CMAS resistance properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  modified  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  ceramics[J]. Ceram Int, 2025, 51(4): 4847–4860.
- [11] LIU P P, ZHONG X, NIU Y R, et al. Reaction behaviors and mechanisms of tri-layer  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5/\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{Si}$  environmental barrier coatings with molten calcium-magnesium-alumino-silicate[J]. Corros Sci, 2022, 197: 110069.
- [12] FAN D, ZHONG X, ZHANG Z Z, et al. Interaction of high-entropy rare-earth monosilicate environmental barrier coatings subjected to corrosion by calcium-magnesium-alumino-silicate melts[J]. Corros Sci, 2022, 207: 110564.
- [13] DARTHOUT É, GITZHOFFER F. Thermal cycling and high-temperature corrosion tests of rare earth silicate environmental barrier coatings[J]. J Therm Spray Tech, 2017, 26(8): 1823–1837.
- [14] AHMADI-PIDANI R, SHOJA-RAZAVI R, MOZAFARINIA R, et al. Laser surface modification of plasma sprayed CYSZ thermal barrier coatings[J]. Ceram Int, 2013, 39(3): 2473–2480.
- [15] STEEN W M. Some observations on additive manufacturing[J]. J Laser Appl, 2022, 34(4): 042046.
- [16] ZAPLATYNSKY I. Performance of laser-glazed zirconia thermal barrier coatings in cyclic oxidation and corrosion burner rig tests[J]. Thin Solid Films, 1982, 95(3): 275–284.
- [17] TSAI H L, TSAI P C. Laser glazing of plasma-sprayed zirconia coatings[J]. J Mater Eng Perform, 1998, 7(2): 258–264.
- [18] YAN Z, GUO L, LI Z H, et al. Effects of laser glazing on CMAS corrosion behavior of  $\text{Y}_2\text{O}_3$  stabilized  $\text{ZrO}_2$  thermal barrier coatings[J]. Corros Sci, 2019, 157: 450–461.
- [19] 王梦潇, 丁坤英, 王者, 等.  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  环境障涂层高温 CMAS 的侵蚀行为分析[J]. 中国陶瓷, 2024, 60(12): 41–50.  
WANG Mengxiao, DING Kunying, WANG Zhe, et al. China Ceram, 2024, 60(12): 41–50.
- [20] FOKIN V M, ABYZOV A S, SCHMELZER J W P, et al. Stress induced pore formation and phase selection in a crystallizing stretched glass[J]. J Non Cryst Solids, 2010, 356(33–34): 1679–1688.
- [21] ZHONG X, NIU Y R, HUANG L P, et al. Microstructure and thermal properties of atmospheric plasma-sprayed  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  coating[J]. J Therm Spray Technol, 2017, 26(1): 203–210.
- [22] YANAOKA R, ICHIKAWA Y, OGAWA K, et al. Fundamental study of suspension plasma sprayed silicate coatings[J]. Mater Trans, 2020, 61(7): 1390–1395.
- [23] GARCIA E, LEE H, SAMPATH S. Phase and microstructure evolution in plasma sprayed  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  coatings[J]. J Eur Ceram Soc, 2019, 39(4): 1477–1486.
- [24] BAKAN E, MARCANO D, ZHOU D P, et al.  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  environmental barrier coatings deposited by various thermal spray techniques: A preliminary comparative study[J]. J Therm Spray Technol, 2017, 26(6): 1011–1024.
- [25] CHEN D Y, HARMON R, DWIVEDI G, et al. In-flight particle states and coating properties of air plasma sprayed ytterbium disilicates[J]. Surf Coat Technol, 2021, 417: 127186.
- [26] WANG H Y, LUO Z X, SUN L C, et al. Comprehensive microstructural characterization and CMAS infiltration resistance of ytterbium disilicate coatings with lamellar and quasi-columnar structures[J]. Corros Sci, 2023, 221: 111316.
- [27] 龙雨, 陈旭, 蒋估岩, 等. 超快激光陶瓷抛光和纹理加工技术的研究进展[J]. 航空制造技术, 2022, 65(增刊 2): 50–62.  
LONG Yu, CHEN Xu, JIANG Jiyan, et al. Aeronaut Manuf Technol, 2022, 65(Suppl 2): 50–62.
- [28] GHASEMI R, SHOJA-RAZAVI R, MOZAFARINIA R, et al. Laser glazing of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings[J]. Ceram Int, 2013, 39(8): 9483–9490.
- [29] BATISTA C, PORTINHA A, RIBEIRO R M, et al. Surface laser-glazing of plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. Appl Surf Sci, 2005, 247(1–4): 313–319.
- [30] AHMADI-PIDANI R, SHOJA-RAZAVI R, MOZAFARINIA R, et al. Improving the hot corrosion resistance of plasma sprayed ceria-yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings by laser surface treatment[J].

- Mater Des, 2014, 57: 336–341.
- [31] GUO L, XIN H, ZHANG Z, et al. Microstructure modification of  $Y_2O_3$  stabilized  $ZrO_2$  thermal barrier coatings by laser glazing and the effects on the hot corrosion resistance[J]. *J Adv Ceram*, 2020, 9(2): 232–242.
- [32] LI E L, ZHOU Z Y, WANG L, et al. Numerical studies of melt pool and gas bubble dynamics in laser powder bed fusion process[J]. *Addit Manuf*, 2022, 56: 102913.
- [33] WANG J C, ZHU R, LIU Y J, et al. Understanding melt pool characteristics in laser powder bed fusion: An overview of single- and multi-track melt pools for process optimization[J]. *Adv Powder Mater*, 2023, 2(4): 100137.
- [34] WU S, ZHAO F, WANG P F, et al. Study on molten pool flow and porosity defects in laser-tungsten inert gas (TIG) welding of 4J36 invar steel[J]. *Materials*, 2025, 18(8): 1824.
- [35] WANG Y, DARUT G, LUO X T, et al. Influence of preheating processes on the microstructure of laser glazed YSZ coatings[J]. *Ceram Int*, 2017, 43(5): 4606–4611.
- [36] LENZ LEITE M, DEGENHARDT U, KRENKEL W, et al. *In situ* generated  $Yb_2Si_2O_7$  environmental barrier coatings for protection of ceramic components in the next generation of gas turbines[J]. *Adv Mater Interfaces*, 2022, 9(11): 2102255.
- [37] ZHANG X F, ZHOU K S, XU W, et al. *In situ* synthesis of  $\alpha$ -alumina layer on thermal barrier coating for protection against CMAS (CaO–MgO– $Al_2O_3$ – $SiO_2$ ) corrosion[J]. *Surf Coat Technol*, 2015, 261: 54–59.
- [38] HU X X, CHEN Y G, GUO H B, et al. Corrosion behaviors and failure mechanism of plasma sprayed  $Yb_2Si_2O_7/Si$  environmental barrier coatings exposed to CMAS+  $NaVO_3$ [J]. *J Eur Ceram Soc*, 2025, 45(3): 117005.
- [39] TEJERO-MARTIN D, ROMERO A R, WELLMAN R G, et al. Interaction of CMAS on thermal sprayed ytterbium disilicate environmental barrier coatings: A story of porosity[J]. *Ceram Int*, 2022, 48(6): 8286–8296.
- [40] WIESNER V L, VEMPATI U K, BANSAL N P. High temperature viscosity of calcium-magnesium-aluminosilicate glass from synthetic sand[J]. *Scr Mater*, 2016, 124: 189–192.
- [41] ZHONG X, WANG Y W, NIU Y R, et al. Corrosion behaviors and mechanisms of ytterbium silicate environmental barrier coatings by molten calcium-magnesium-alumino-silicate melts[J]. *Corros Sci*, 2021, 191: 109718.
- [42] WOLF M, MACK D E, GUILLON O, et al. Resistance of pure and mixed rare earth silicates against calcium-magnesium-aluminosilicate (CMAS): A comparative study[J]. *J Am Ceram Soc*, 2020, 103(12): 7056–7071.
- [43] GUO Y Q, SONG W J, GUO L, et al. Molten-volcanic-ash-phobic thermal barrier coating based on biomimetic structure[J]. *Adv Sci*, 2023, 10(10): 2205156.
- [44] BONN D, EGGERS J, INDEKEU J, et al. Wetting and spreading[J]. *Rev Mod Phys*, 2009, 81(2): 739–805.
- [45] 吴茂, 常玲玲, 路新, 等. 粗糙度对金属/陶瓷反应润湿体系高温润湿性的影响[J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(7): 25–32.  
WU Mao, CHANG Lingling, LU Xin, et al. *Trans Mater Heat Treat*, 2016, 37(7): 25–32.
- [46] 王一皓, 王卫泽, 方焕杰, 等. 熔融硅酸盐环境沉积物(CMAS)在不同表面粗糙度的热障涂层表面润湿行为[J]. *中国表面工程*, 2022, 35(6): 206–213.  
WANG Yihao, WANG Weize, FANG Huanjie, et al. *China Surf Eng*, 2022, 35(6): 206–213.

---

#### 作者贡献声明:

- 苏景新: 提出研究方向、设计论文框架、撰写论文;  
张凌浩: 绘制图表、参与数据分析与论文撰写;  
程涛涛: 提供实验条件, 完善论文框架, 修订论文;  
张涛: 实验测试、参与数据分析;  
王远航: 参与数据分析;  
王志平: 指导数据分析。

## Effect of Laser Surface Modification on the Corrosion Resistance of $Yb_2Si_2O_7$ Coatings

SU Jingxin<sup>1</sup>, ZHANG Linghao<sup>1</sup>, CHENG Taotao<sup>1</sup>, ZHANG Tao<sup>1</sup>, WANG Yuanhang<sup>1,2</sup>, WANG Zhiping<sup>1</sup>

(1. Key Laboratory for Civil Aircraft Airworthiness and Maintenance, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China;  
2. MTU Maintenance Zhuhai Co., Ltd., Zhuhai 519000, Guangdong, China)

### Extended Abstract

**Introduction** With the continuous pursuit of higher efficiency and larger thrust-to-weight ratio in aero-gas-turbine engines, the turbine inlet temperature has already exceeded 1300 °C, imposing increasingly stringent requirements on the thermal resistance and protective capability of hot-section structural materials. Environmental barrier coatings (EBCs) have become a crucial technology to ensure efficient and reliable service of ceramic matrix composite (CMC) turbine components under such extreme working conditions. However, the service environment of EBCs is exceptionally complex. Coatings are continuously exposed to corrosive gaseous species within combustion products, among which the ingress and reaction of molten calcium–magnesium–aluminum–silicate (CMAS) deposits represent one of the most detrimental degradation mechanisms.

To mitigate CMAS-induced deterioration, numerous strategies have been proposed, including compositional modification (doping, high-entropy ceramics), structural design optimization (multilayer or graded coatings), and surface engineering (laser or ion beam treatments). Although these approaches can improve corrosion resistance to some extent, most of them inevitably alter the coating chemistry or structural system, which tends to induce thermal expansion mismatch with the substrate and promotes premature failure during thermal cycling. Therefore, how to enhance CMAS-corrosion resistance while maintaining thermomechanical compatibility remains a critical challenge.

Laser glazing (LG) is a surface-modification technique that locally melts and rapidly solidifies the coating surface to form a dense glaze layer. It improves surface compactness and seals microdefects without altering the coating composition, thereby presenting a promising method for improving CMAS-corrosion resistance. In this work, laser glazing is introduced to enhance the CMAS-resistance of EBCs, and the CMAS-corrosion behavior together with the underlying improvement mechanisms are systematically investigated.

**Methods** SiC ceramic substrates were purchased from Fuzhou Pengkun Optoelectronics Co., Ltd. The samples were cylindrical (diameter 25.4 mm, thickness 3 mm) and mechanically grit-blasted prior to coating deposition.  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{Si}$  (YbDS) EBCs were deposited on the substrates by atmospheric plasma spraying (APS). Commercial  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  and Si powders (Shanghai Shuitian Materials Technology Co., Ltd.) were used, and the bond coat consisted of 90% (in mass fraction) Si and 10%  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ .

A picosecond ultraviolet pulsed-laser system was subsequently applied to modify the surface microstructure of APS YbDS coatings. Four sets of parameters (L1–L4) were obtained by adjusting the laser power (6 W or 20 W) and scanning speed (100–300 mm/s).

CMAS bulk material was synthesized by high-temperature melting. CMAS powder was mixed with ethanol and uniformly brushed onto the coating surface, followed by drying to achieve a coating mass of  $5 \text{ mg/cm}^2$ . The coated samples were exposed at  $1350 \text{ }^\circ\text{C}$  for 10, 60 h, and 120 h. After corrosion, the evolution of microstructure and phase composition was analyzed to reveal the degradation behavior.

**Results and discussion** The APS-prepared YbDS coating exhibited a surface roughness of  $\sim 3.7 \text{ }\mu\text{m}$  and a porosity of  $\sim 4.87\%$ , with typical APS defects such as pores, unmelted particles, and microcracks. After laser glazing, four modified surfaces were obtained. Among them, sample L2 demonstrated the most favorable structural morphology and was selected for subsequent corrosion tests. The L2 coating showed a reduced surface roughness of  $\sim 1.824 \text{ }\mu\text{m}$  and a homogeneous, dense glaze layer of  $\sim 9.6 \text{ }\mu\text{m}$  thickness. Moreover, the glazed surface phase completely transformed from  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  to  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ .

During CMAS corrosion, the YbDS coating surface was continuously covered by a loose mixture of  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  and CMAS residual glass. In contrast, the laser-modified L2 coating was covered by a compact  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  reaction layer. After corrosion, both coatings displayed  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  and secondary  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  phases; however, their structural evolution differed significantly. After 120 h of corrosion, the YbDS coating suffered severe structural degradation, including interfacial delamination and partial spallation in cross-sectional observations. Conversely, the L2 coating maintained structural integrity, and its corrosion depth was consistently lower under the same conditions.

The improved CMAS resistance of the L2 coating can be attributed to three synergistic mechanisms: Surface densification, Laser glazing produced a dense, continuous glaze layer that sealed APS-induced pores and cracks, effectively delaying CMAS infiltration pathways; Protective reaction-layer formation, The  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$  glaze reacted with CMAS to form a dense  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  layer, which further hindered molten-salt penetration; Enhanced non-wettability, Laser glazing significantly reduced surface roughness and improved hydrophobicity. As a result, molten CMAS appeared as aggregated hemispherical droplets rather than fully spreading, making it more easily removed by high-velocity gas flow during service.

**Conclusions** The findings of this study demonstrate that laser glazing effectively enhances the CMAS-corrosion resistance of YbDS coatings. The improvement originates from the combined effects of surface densification, pore/crack sealing, phase transformation to  $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ , and subsequent formation of a compact  $\text{Ca}_2\text{Yb}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$  reaction layer during corrosion. Additionally, the smoother and less wettable glazed surface reduces the adhesion and spreading tendency of CMAS, enabling molten deposits to be removed more easily under aerodynamic forces. As a result, the degradation rate of the coating is substantially suppressed, delaying the propagation of corrosion-induced cracks and maintaining structural integrity over prolonged exposure. Moreover, the laser-induced modifications do not alter the coating architecture or introduce thermal expansion mismatch, making the technique compatible with existing EBC design frameworks. Overall, laser glazing represents a promising strategy for improving the durability and service lifetime of EBC systems in next-generation high-temperature aero-engine applications.

**Keywords** environmental barrier coatings; molten salt corrosion; laser surface treatment; glaze layer; contact angle