

# HCPEB 轰击对热障涂层结构及抗 CMAS 腐蚀性能的影响

韩志勇, 李雪晓, 卢博文, 严慧羽

(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)

**摘要:** 利用强流脉冲电子束 (HCPEB) 对大气等离子喷涂 (APS) 制备的热障涂层进行表面改性, 分别对原始涂层和电子束改性涂层进行 1250 °C 的钙镁铝硅酸盐 (CMAS) 腐蚀试验, 采用 XRD、SEM 和 EDS 表征腐蚀前后原始涂层和电子束改性涂层的物相组成、微观结构和化学成分变化, 对比分析原始涂层和改性涂层的 CMAS 腐蚀行为及影响规律。结果表明, 改性涂层表面粗糙度降低了 60.9%, 且生成了具有柱状晶的致密重熔层, 涂层表面具有更好的结构稳定性及相稳定性, 改性涂层经 CMAS 腐蚀 8 h 后结构依然完整且表面无 m-ZrO<sub>2</sub> 相生成, 涂层并未发生脱落失效, 具有较好的抗 CMAS 腐蚀能力。

**关键词:** CMAS; APS; 热障涂层; HCPEB

**中图分类号:** TG174.442

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)06-2147-07

热障涂层 (thermal barrier coatings, TBCs) 作为涡轮发动机叶片的三大隔热技术之一<sup>[1]</sup>, 是将具备耐高温腐蚀、热导率低材料熔覆在基体表面以形成涂层, 以此来防止高温燃气与基体合金的直接接触, 并在金属叶片外缘形成一层较大的温度梯度, 从而提高涡轮发动机高温部件的抗高温氧化性能, 延长使用寿命, 有效降低了飞行器的能耗。目前应用最广泛的热障涂层是以 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (6%~8%, 质量分数) 稳定 ZrO<sub>2</sub> 的陶瓷面层和 MCrAlY 金属粘结层组成的双层结构热障涂层体系<sup>[2]</sup>, 陶瓷面层起到了热防护作用, 金属粘结层则缓解了陶瓷层与基体间的热膨胀系数不匹配问题。然而当涡轮温度进一步升高至 1200 °C 时, 沉积在叶片上的环境污染物如灰尘、砂砾等 (其主要成分为 CaO、MgO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiO<sub>2</sub> 熔盐) 会随高温气流进入涡轮以较高的速度撞击热障涂层表面, 熔化后形成液滴并通过毛细作用渗入陶瓷层的孔隙, 导致涂层在热循环过程中脱落失效<sup>[3]</sup>。随着发动机热端部件的工作温度不断提高, 钙镁铝硅酸盐 (calcium-magnesium-alumino-silicate, CMAS) 对热障涂层的这一新型腐蚀问题日益突出, 逐步得到人们的广泛重视<sup>[4-5]</sup>。

CMAS 腐蚀导致热障涂层失效剥落主要有以下几点原因: (1) CMAS 中 SiO<sub>2</sub> 会溶解 YSZ 中的 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CaO 会取代 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 作为 ZrO<sub>2</sub> 的稳定剂, 使得四方相 ZrO<sub>2</sub> 过早发生 T-M 转变, 生成对涂层有害的单斜相 ZrO<sub>2</sub>, 导致

其高温稳定性降低, 同时 T-M 相变会产生 5% 左右的体积变化, 在涂层中产生较大的相变应力, 造成涂层的剥落<sup>[6]</sup>; (2) 随着在 CMAS 中溶解度较大的 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 不断溶入到 CMAS, 使得侵蚀管道不断拓宽, 导致 YSZ 陶瓷层逐层剥离, 进一步加剧液态 CMAS 流入, 最终 CMAS 会渗入到 TGO 界面并发生化学侵蚀, 产生较大的层间内应力, 导致涂层从 TGO 界面开裂剥离<sup>[7]</sup>; (3) CMAS 渗入到陶瓷层微小孔隙等缺陷内部, 改变了陶瓷层的微观结构, 导致涂层致密度提高, 弹性模量和硬度增大, 热导率增加, 陶瓷层隔热性能降低<sup>[8-9]</sup>; (4) 陶瓷层表面沉积的 CMAS 在其凝固过程中产生较大的收缩应力, 对陶瓷层产生拉应力作用; 同时, 在热循环过程中会导致陶瓷层内部热不匹配应力增大, 降低了涂层的应变损伤容限, 最终导致涂层分层开裂, 逐层剥离失效<sup>[10-11]</sup>。

从以上几点原因可以看出, CMAS 对 YSZ 陶瓷层的破坏较为严重, Krämer<sup>[6]</sup>等人将 CMAS 涂敷在 EB-PVD 涂层上, 发现在高温下只要 CMAS 熔化就会立即润湿涂层表面, 并且快速渗透进入涂层内部对涂层晶界进行破坏。因此, 如何防止 CMAS 通过毛细作用沿着 YSZ 的孔隙和微裂纹向 YSZ 内部渗透, 以及减少 CMAS 在涂层表面的粘附是提高热障涂层抗 CMAS 侵蚀能力的关键。

目前国内外学者多使用材料掺杂改性以及制备致密层等方法, 抑制 CMAS 的进一步渗透, 从而提高了涂层

收稿日期: 2022-06-17

基金项目: 国家自然科学基金 (U1933124)

作者简介: 韩志勇, 男, 1970 年生, 博士, 教授, 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, E-mail: zyhan@cauc.edu.cn

抗 CMAS 腐蚀的能力<sup>[12-19]</sup>，但是也存在着明显的缺点。材料改性工艺复杂、成本太高，且由于改变了涂层原本的成分而导致热防护性能的下降；制备致密层材料针对不同成分组成的 CMAS 也需要相应进行改变，很难实现一种致密层材料就能应对各种情况的目的，再者由于致密层通常使用金属和氧化物材料，那么必然需要考虑与陶瓷层的热膨胀系数匹配问题。

经研究发现，采用强流脉冲电子束（high current pulse electric beam, HCPEB）技术进行 TBCs 表面改性为解决上述问题提供了可能。HCPEB 利用高能电子束为热源，入射的巨大能量可以使材料表层瞬间熔化，形成极高的温度梯度，涂层吸收层内部的温度场由于分布不均匀进而影响了涂层近表面的应力场分布，这将使得材料表面的微观形貌、缺陷分布以及相结构等方面发生明显变化。与其他表面改性方法相比较，HCPEB 具有以下优点：电子质量小，容易控制；电热转换效率高，不存在激光的反射，能量利用率高；整个过程在真空环境中完成，可有效地抑制涂层表面的高温氧化问题；不需要外界媒质的参与，可以避免离子束的溅射问题。国内外的研究者已经将 HCPEB 表面改性技术运用到热障涂层的改性工作中<sup>[20-21]</sup>，发现采用 HCPEB 的方法辐照等离子喷涂态的粘结层使得表面粗糙度降低，有效地减少涂层孔洞和层间界面并细化了晶粒，明显提高了涂层的抗氧化性能和热循环寿命。Surzhikov 等<sup>[22]</sup>利用 HCPEB 辐照 EB-PVD 方法制造的 TBCs，发现 HCPEB 可以将涂层表面重熔，在柱状晶顶部形成密封效果，从而减缓环境中的有害物质向涂层内部扩散，达到控制 TGO 生长的目的。

本研究采用 HCPEB 技术对 TBCs 进行表面处理，在不改变传统热障涂层隔热性能的基础上通过改变涂层表面微观结构来阻止 CMAS 的渗入，从而提高涂层的抗 CMAS 腐蚀性能。

## 1 实验

基体材料选用哈氏合金-X( $\Phi 25.4 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ )。首先对基体进行表面油污清洁，后进行喷砂处理，粘结层选用美国 Praxair 公司生产的 Co-110 型 CoCrAlY 粉末 (PWA1348-2) 为原料，粒径为 15~45  $\mu\text{m}$ ，陶瓷面层选用美国 Praxair 公司生产的 Al-1075 型  $\text{ZrO}_2\text{-}8\%\text{Y}_2\text{O}_3$  (YSZ) 球形粉末 (PWA1372)，粒径为 45~106  $\mu\text{m}$ ，采用 Praxair 3710 型大气等离子喷涂设备配合 ABB 公司生产的 2400M 型六轴机械手在基体上依次制备 150  $\mu\text{m}$  左右的粘结层和 200  $\mu\text{m}$  左右的陶瓷层，大气等离子喷涂 (air plasma spray, APS) 工艺参数如表 1 所示。

使用“Hope-1”型 HCPEB 设备<sup>[23-24]</sup>对 APS 制备的涂层进行表面轰击，轰击参数见表 2。

表 1 APS-YSZ 喷涂工艺参数

Table 1 Spray parameters of APS-YSZ coating

Parameter	Spraying voltage/V	Spraying current/A	Feed rate/ $\text{g min}^{-1}$	Spraying speed/ $\text{mm s}^{-1}$	Distance/mm
BC	38	780	2.5	450	85
TC	40.5	860	3.5	240	73

表 2 强流脉冲电子束的工艺参数

Table 2 Processing parameters of HCPEB

Electron energy/keV	Energy density/ $\text{J cm}^{-2}$	Beam diameter/mm	Pulse width/ $\mu\text{s}$	Pulse quantity/N
27	5	30	1.5	30

为了确保 CMAS 在熔融过程中不出现结晶，试剂均采用国药试剂集团生产的高纯  $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{SiO}_2$  (纯度 99.9%)。将 4 种氧化物按 37.1% $\text{CaO}$ :3.5% $\text{MgO}$ :7.1% $\text{Al}_2\text{O}_3$ :52.3% $\text{SiO}_2$  (摩尔比) 称量配比后，经过球磨、干燥、烧结、研磨和筛分等步骤，制备出粒度在 20~50  $\mu\text{m}$  之间的 CMAS 粉末。

将 CMAS 粉末用电子天平称量并倒入乙醇溶液中以配置 8 mg/mL 的悬浮液，充分搅拌混合物至糊状后涂覆到试样表面，将试样置于烘箱中在 80  $^\circ\text{C}$  保温 30 min，待样品上的无水乙醇挥发后，CMAS 粉末保留在了涂层表面。进行 CMAS 腐蚀试验，将原始涂层和 HCPEB 改性涂层置于 VTL 1700 管式炉内升温至 1250  $^\circ\text{C}$ ，保温 8 h 后取出空冷，加热速率和冷却速率均为 6.5  $^\circ\text{C}/\text{min}$ 。最后对上述热处理后的试样进行环氧树脂的冷镶嵌、打磨抛光以及精抛光。

采用德国 Bruker-AXS D8 Advance 型 XRD 分析仪表征试样的物相组成，采用 Quanta FEG250 型扫描电子显微镜观察涂层的断面和截面形貌，对涂层内部的微观结构进行表征和能谱分析。使用 LEXT-OLS 4000 型激光扫描显微镜获取原始涂层和改性涂层表面的三维形貌，测量涂层的表面粗糙度。

## 2 结果与讨论

### 2.1 HCPEB 改性涂层相结构及微观结构分析

图 1 为 HCPEB 改性前后涂层的 XRD 图谱。由图 1 可知，HCPEB 改性处理后涂层表面仍由  $t'$ - $\text{ZrO}_2$  组成，这是因为 HCPEB 是一个瞬态加热和急速冷却的过程。通过与原始涂层对比发现，峰值有所增强，这是因为在电子束重熔作用下使喷涂态涂层中的非晶相重新结晶，表面生成了柱状晶结构，且改性层中的柱状晶结晶取向改变，相应的结晶度更加完整<sup>[25]</sup>，保证了涂层相结构的稳定性。

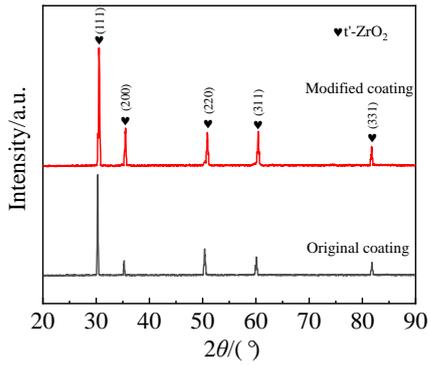


图 1 HCPEB 轰击前后涂层表面 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of coating surface before and after HCPEB bombardment

通过对比改性前后涂层的 XRD 半峰宽 (FWHM), 发现改性后 FWHM 的宽度加大。FWHM 与涂层晶粒尺寸的关系满足谢乐公式<sup>[26]</sup>:

$$B(2\theta) = \frac{\kappa\lambda}{D \cos \theta} \quad (1)$$

式中,  $\kappa$  为谢乐常数, 通常取 0.9;  $\lambda$  为衍射线波长, 一般 XRD 衍射仪使用的都是 Cu 靶, 因此取  $\lambda$  值为 0.154 nm;  $D$  为试样晶粒尺寸;  $\theta$  为布拉格衍射角;  $B(2\theta)$  为衍射峰的 FWHM。在计算过程中忽略仪器宽化和晶体结构不完整引起的宽化, 仅用  $K\alpha_1$  峰宽计算, 由公式(1)可以估算原始涂层的晶粒尺寸约为 35.7077 nm, 改性涂层的晶粒尺寸约为 29.5597 nm, HCPEB 轰击处理后涂层表面出现了晶粒细化。

从图 1 中还可以观察到, HCPEB 轰击后涂层的 XRD 衍射峰相比于原始涂层均向右偏移, 这是因为 HCPEB 轰击会使改性涂层表面形成幅值较高的残余压应力, 并降低涂层表面的晶格常数。根据改性涂层 XRD 衍射峰的偏移角度能够估算出改性涂层的表面残余应力, 其公式可表示为<sup>[27]</sup>:

$$\sigma = \frac{E}{1-\nu} \left( \frac{d_n - d_0}{d_0} \right) \quad (2)$$

式中,  $E$  为弹性模量,  $\nu$  表示泊松比, 对于 Y 含量为 8% 的 TBCs, 通常取  $E=48000$  MPa,  $\nu=0.1$ 。设定未经过 HCPEB 轰击的原始涂层表面为初始无应力状态, 其晶粒间距为  $d_0$ , 当 HCPEB 轰击后, 改性涂层在压应力作用下晶粒间距减小为  $d_n$ , 将图 1 中的 XRD 数据代入式(2), 计算得到 HCPEB 改性样品表面的残余压应力为 -430 MPa, 由此可知, 改性涂层的表层残余压应力增大。HCPEB 对原始涂层改性后 YSZ 表面 t' 相的高稳定性、晶粒细化以及压应力的产生都能有效提高热障涂层的性能与寿命。

图 2 为 HCPEB 改性前后涂层表面的 SEM 形貌。可以看出, 原始涂层表面粗糙不平, 分布有大量未完全熔化的涂层原料颗粒, 并且, 涂层在制备的冷却过程中未完全熔融颗粒之间的相互重叠及体积收缩导致涂层内部镶嵌了大量的孔洞。这些原因都会使外部的 CMAS 及有害的腐蚀氧化气体进入到涂层内部, 从而造成涂层的性能退化并引发涂层失效。与原始涂层相比, HCPEB 改性后的涂层表面明显发生了重熔, 原始涂层表面的不规则凸起物消失不见, 变得光滑平整, 涂层表面分布有大量网状裂纹。

图 3 为 HCPEB 改性后涂层断面的 SEM 形貌。从图中可以看出, 改性涂层共分为 2 部分: 改性重熔层+原始涂层, 其中重熔层表现为细小柱状晶结构, 与图 1 的 XRD 图谱所分析结果一致。这是因为 HCPEB 轰击涂层表面后, 会将涂层近表面熔化, 在随后的冷却过程中, 熔化区与未熔化区界面、熔化区与大气环境界面均有巨大的温度梯度, 这会使熔化区在界面处快速冷却形成大量晶核, 并在界面处较大过冷度的作用下沿温度梯度定向凝固生成柱状晶, 这种结构可以提高涂层的抗氧化性和抗腐蚀性<sup>[28]</sup>。此外, HCPEB 改性降温阶段会在重熔层的晶界处积累大量内应力, 这会在柱状晶中间产生明

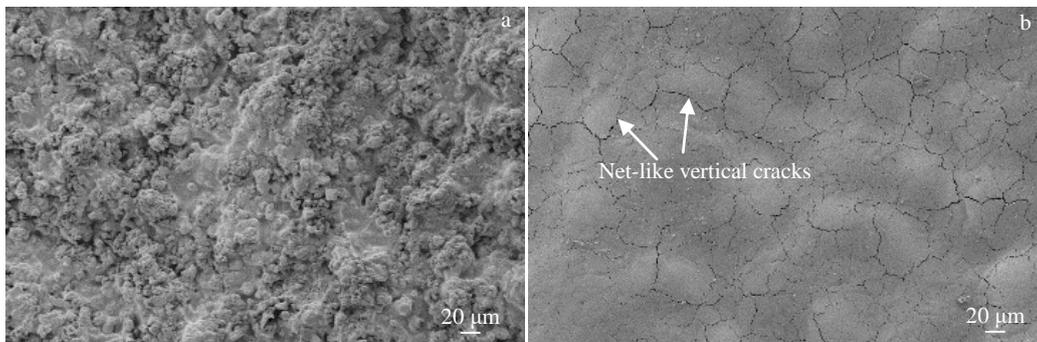


图 2 HCPEB 改性前后涂层表面 SEM 形貌

Fig.2 SEM morphologies of coating surface before (a) and after (b) HCPEB modification

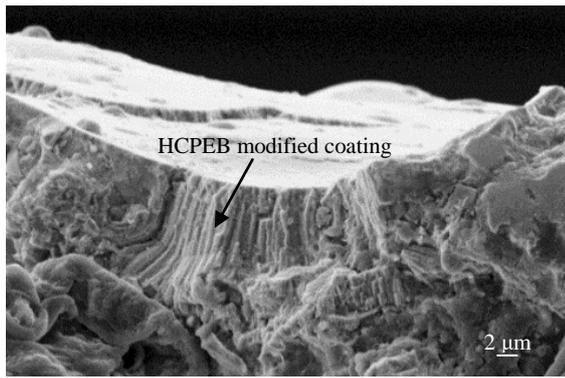


图 3 HCPEB 改性涂层断面 SEM 形貌

Fig.3 Cross sectional SEM morphology of HCPEB modified coating

显垂直于涂层表面并贯穿了整个重熔层的裂纹。

从图中还可以看出 HCPEB 改性涂层表面呈现波状结构,这是因为 HCPEB 轰击后会在涂层表面产生不均匀的温度场,涂层在冷却过程中在重熔层内部引发较大应力场,最终在温度和应力的耦合作用下形成了这种表面特殊形貌。从波纹结构的涂层断面也能观察到改性涂层表面已经变得十分平滑。在不同区域的重熔层上取 5 个点,利用 Image J 软件测量重熔层的厚度并取平均值,结果表明,HCPEB 改性后重熔层厚度达到了 11.504 μm。

图 4 为 HCPEB 改性前后涂层表面的三维形貌,计算得到原始涂层的表面粗糙度 ( $R_a$ ) 为 6.4 μm,改性涂层为 2.5 μm。在 HCPEB 轰击改性后,涂层表面粗糙

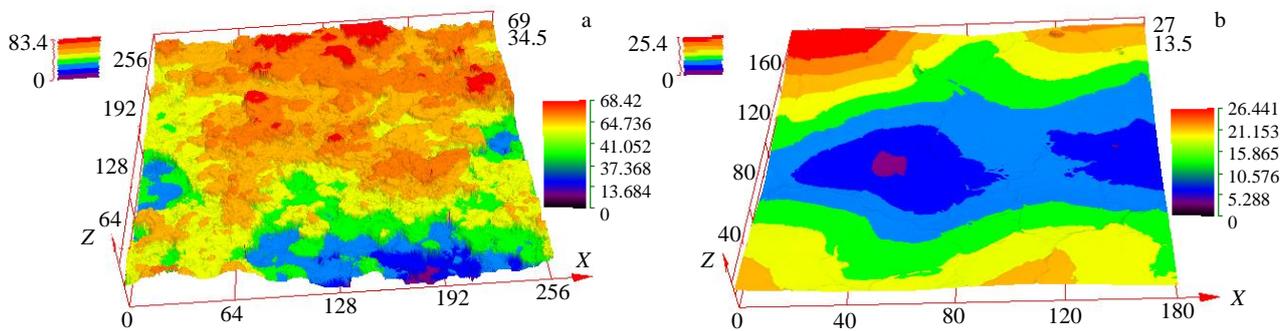


图 4 HCPEB 改性前后涂层表面三维形貌

Fig.4 Three-dimensional morphologies of coating surface before (a) and (b) after HCPEB modification

度大幅下降,结果与图 2 中观察到的轰击前后涂层表面的 SEM 形貌一致。

研究表明,涂层表面的粗糙度降低,致密度提高,并且重熔层对涂层表面具有明显的“封装”效果,这能有效地提高 TBCs 的热循环性能、抗高温氧化性能及抗热腐蚀性能<sup>[29]</sup>。

### 2.2 CMAS 腐蚀改性涂层行为分析

图 5 为 HCPEB 改性前后涂层在 1250 °C 下 CMAS 腐蚀 8 h 的表面形貌,CMAS 腐蚀 8 h 后,原始涂层表面烧结严重,出现了密集的颗粒状物质,对其进行 EDS 分析(表 3)可以发现,这些颗粒物质主要由 Zr 与 O 组成,此外还有 CMAS 的组成成分和一些 Y 元素。这些颗粒物与未进行 CMAS 腐蚀的原始涂层相比 Y 元素含量较少,这说明颗粒状物质很可能是 t'-ZrO<sub>2</sub> 失去稳定剂 Y 元素而在降温过程中发生了相变生成 m-ZrO<sub>2</sub>,涂层中 m-ZrO<sub>2</sub> 含量的增多,会导致涂层发生体积膨胀,从而增加涂层的内应力,诱导涂层过早失效。而改性涂层表面除了残留少部分 CMAS 外结构并无明显变化,说明具有良好的结构稳定性,据报道<sup>[30]</sup>,在表面处理作用下涂层表面更加致密,涂层的比表面积显著下降,减缓了涂层

与 CMAS 的反应。但是涂层表面的柱状晶晶界变得不均匀,且 CMAS 已经填充到一些垂直裂纹中,可以推断,在 CMAS 长时间的腐蚀下,改性涂层也不能抵御 CMAS 的渗透。

相比于原始涂层,CMAS 在改性涂层表面不易渗透,这是因为熔融 CMAS 在涂层表面的扩散和渗透与表面粗糙度密切相关。在腐蚀过程中,熔体在粗糙表面上的接触角小于光滑表面,导致 CMAS 易在原始涂层表面扩散开,增大了涂层的腐蚀面积,而改性涂层的光滑表面不易被润湿从而使 CMAS 熔体更难扩散。

HCPEB 改性涂层不仅提高了涂层的结构稳定性,且其更加光滑致密的表面也降低了 CMAS 在涂层上的润湿性和比表面积,继而提高了涂层抗 CMAS 腐蚀能力。

图 6 为 HCPEB 改性前后涂层在 1250 °C 下 CMAS 腐蚀 8 h 的截面形貌。从图 6a 中可以看出,在 CMAS 的腐蚀下,原始涂层上部的层状结构已经破坏,出现了大量的裂纹和蚀坑,甚至有些区域涂层结构已经不完整,且原始涂层下部原本存在的裂纹和孔洞也渗入了白亮物质,对图 6a 中 A 区域进行 EDS 分析,其结果如表 4 所示,除了含有少量 Zr 元素外,存在大量 CMAS 的

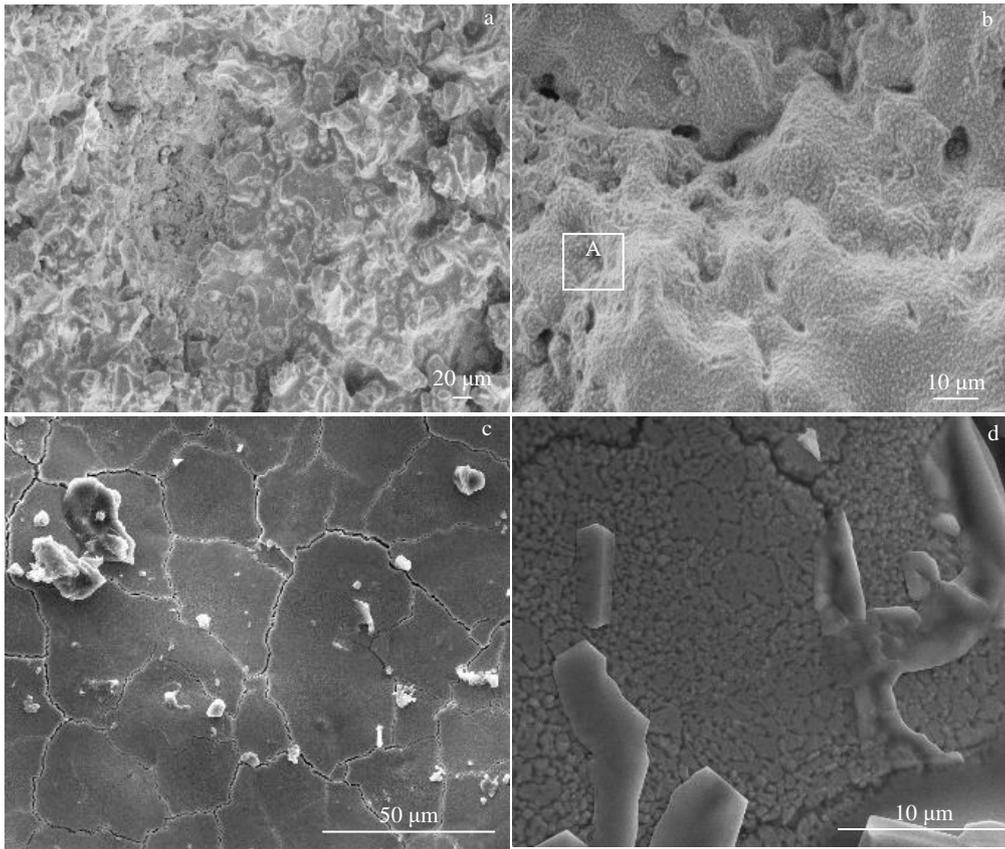


图 5 1250 °C 下 CMAS 腐蚀 8 h 原始涂层及改性涂层表面形貌

Fig.5 Surface morphologies of original coating (a, b) and modified coating (c, d) after CMAS corrosion at 1250 °C for 8 h

表 3 图 5b 中 A 区域的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis result of area A in Fig.5b (at%)

O	Al	Si	Y	Zr	Cr	Co	Ca
55.36	0	0.48	2.08	21.53	0	0	20.54

组成成分, 说明经过 8 h 的腐蚀, CMAS 已经渗透到了 TC/BC 界面处。而改性涂层经过 CMAS 腐蚀, 破坏并不明显, 尽管改性层中存在的裂纹有变宽扩展的趋势, 但整体结构依然完整, 且下部的孔洞中没有出现像白亮物质, 对图 6b 中 B 区域进行 EDS 分析 (表 4), 可以看

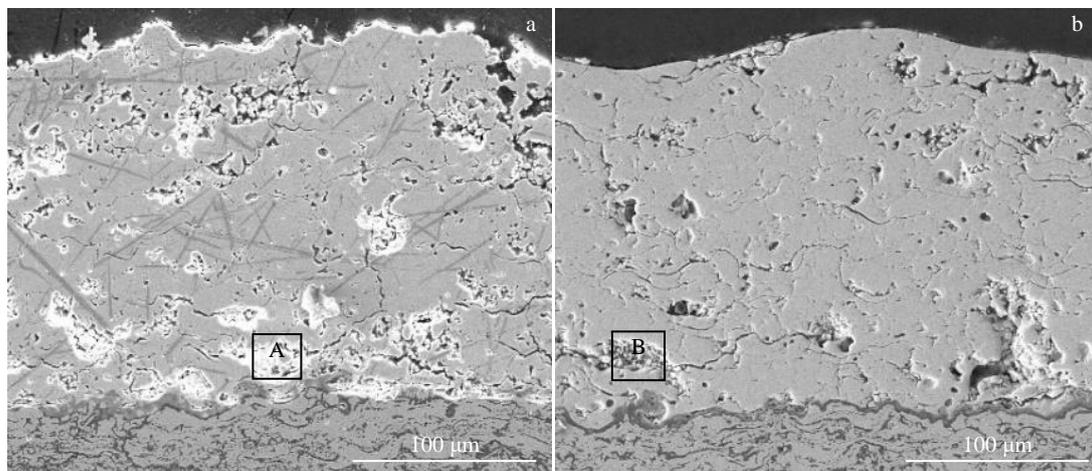


图 6 1250 °C 下 CMAS 腐蚀 8 h 原始涂层及改性涂层截面形

Fig.6 Cross-section morphologies of original coating (a) and modified coating (b) after CMAS corrosion at 1250 °C for 8 h

表 4 图 6 中 A、B 区域的 EDS 分析结果

**Table 4 EDS analysis results of areas A and B in Fig.6 (at%)**

Area	O	Al	Si	Y	Zr	Cr	Co	Ca
A	55.64	12.51	24.97	0	0.15	0	0	5.73
B	28.70	0	0	10.85	60.45	0	0	0

出 B 区域主要成分仍为 YSZ，推测为 APS 制备涂层时粉末未完全融化导致的，说明 CMAS 腐蚀 8 h 时还未渗透到 B 区域。与原始涂层相比，HCPEB 改性涂层具有更好的抗 CMAS 腐蚀能力。

图 7 为 1250 °C 下 CMAS 腐蚀 8 h 时原始涂层与改性涂层表面 XRD 图谱。可以看出，CMAS 腐蚀 8 h 后，相比于原始涂层，改性涂层表面并没有 m-ZrO<sub>2</sub> 生成，结合改性涂层表面及截面的 SEM 可以得出，HCPEB 可以改善涂层表面结构，使其在 CMAS 腐蚀后，仍然保持柱状晶的结构完整性及相稳定性，相比之下，原始涂层在 CMAS 腐蚀后，涂层表面被严重破坏并生成了 m-ZrO<sub>2</sub>。这是因为 HCPEB 可以将原始涂层表面的碎块整合成柱状晶，消除了原始涂层的表面缺陷并使其更加紧凑。另外，有研究表明<sup>[31]</sup>，在 HCPEB 轰击涂层的过程中，会使 Y 元素重新分布，使其在涂层中分布的更均匀，这有助于改善涂层的相稳定性。

以上研究表明，HCPEB 轰击显著提高了 YSZ 热障涂层表面的相稳定性和结构稳定性，进而提高了抗 CMAS 腐蚀的能力。改性层的垂直裂纹能增加改性涂层的应变容限，使其相比于原始涂层有更好的抗热冲击性能。因此，在 CMAS 腐蚀的热冲击过程中，改性涂层的使用寿命也会明显优于原始涂层。但是改性涂层中存在的垂直裂纹为 CMAS 的渗透提供了部分通道，成为抵御 CMAS 长时间侵蚀的不利因素，此类问题可以通过在裂

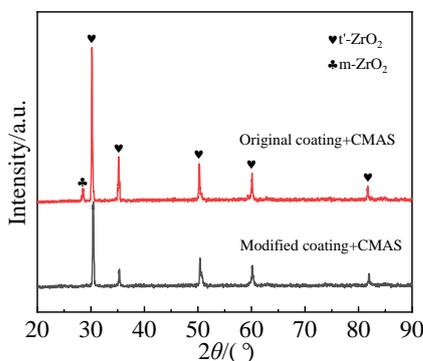


图 7 1250 °C 下 CMAS 腐蚀 8 h 原始涂层及改性涂层表面 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of original coating and modified coating after CMAS corrosion at 1250 °C for 8 h

纹处改变涂层成分，制备牺牲层等方法来解决，相关问题正在研究中。

### 3 结 论

1) HCPEB 表面轰击在陶瓷表层生成了柱状晶结构的重熔层，涂层表面粗糙度大幅下降且致密度提高，并伴随有网状的垂直裂纹。改性作用并没有改变 YSZ 表面相结构，涂层表面仍由 t'-ZrO<sub>2</sub> 组成。

2) 在 CMAS 8 h 的侵蚀下，与原始涂层相比，改性涂层表面残留了部分的 CMAS 但微观结构依然完整，CMAS 仍未渗透到陶瓷层底部，说明改性涂层阻碍了 CMAS 的渗透且具有良好的结构稳定性。

3) 在 CMAS 腐蚀环境下，改性涂层表面与原始涂层相比并无 m-ZrO<sub>2</sub> 生成，表明 HCPEB 轰击提高了涂层中 t'-ZrO<sub>2</sub> 的相稳定性，阻止了 ZrO<sub>2</sub> 在 CMAS 腐蚀过程中发生有害的 T-M 转变，提高了涂层抗 CMAS 腐蚀的能力。

#### 参考文献 References

[1] Pature N P, Gell M, Jordan E H. *Science*[J], 2002, 296(5566): 280

[2] Zhu Chen(朱 晨), Yu Jianhai(于建海), Guo Yafei(郭亚飞) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2016, 45(1): 13

[3] Drexler J M, Gledhill A D, Shinoda K *et al. Advanced Materials*[J], 2011, 23 (21): 2419

[4] Zhao H B, Levi C G, Wadley H N G. *Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 251 (8): 74

[5] Kim J, Dunn M G, Baran A J *et al. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*[J], 1993, 115(3): 641

[6] Krämer S, Yang J, Levi C G *et al. Journal of the American Ceramic Society*[J], 2006, 89(10): 3167

[7] Wu J, Guo H B, Abbas M *et al. Progress in Natural Science Materials International*[J], 2012, 22(1): 40

[8] Miao Wenhui(苗文辉), Wang Lu(王 璐), Guo Hongbo(郭洪波) *et al. Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2012, 29(5): 76

[9] He Jing(何 菁), Liu Xinji(刘新基), Liu Bo(柳 波) *et al. China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2012, 25(4): 42

[10] Kang Yongxia(亢永霞), Bai Yu(白 宇), Liu Kun(刘 琨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 282

[11] Yang Shanjie(杨珊洁), Peng Hui(彭 徽), Guo Hongbo(郭洪波) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2018, 38(2): 43

[12] Drexler J M, Shinoda K, Ortiz A L *et al. Acta Materialia*[J],

- 2010, 58(20): 6835
- [13] Xia J, Yang L, Wu R T *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2016, 307: 534
- [14] Afrasiabi A, Saremi M, Kobayashi A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478(1-2): 264
- [15] Aygun A, Vasilie A L, Padture N P *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(20): 6734
- [16] Wang L, Guo L, Li Z M *et al. Ceramics International*[J], 2015, 41(9): 11662
- [17] Naraparaju R, Pubbysetty R P, Mechnich P *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2018, 38: 3333
- [18] Steinberg L, Mikulla C, Naraparaju R *et al. Wear*[J], 2019, 15: 438
- [19] Muller G, Engelko V, Bluhm H *et al. AIP Conference Proceedings*[J], 2002, 650(1): 325
- [20] Wang Zhong(王 忠), Mei Xianxiu(梅显秀), Wang Cunxia(王存霞) *et al. High Power Laser and Particle Beams(强激光与粒子束)* [J], 2009(9): 122
- [21] Xian X M, Liu X F, Wang C X *et al. Applied Surface Science*[J], 2012, 263(1): 810
- [22] Surzhikov A P, Frangulyan T S, Ghyngazov S A *et al. Journal of Guangdong Non-ferrous Metals(广东有色金属学报)*[J], 2005, 15(3): 129
- [23] Hao Shengzhi(郝胜智), Wu Aimin(吴爱民), Zhong Pu(钟 溥) *et al. Vacuum(真空)*[J], 2000(2): 16
- [24] Wang Naiyan(王乃彦). *High Power Laser and Particle Beams(强激光与粒子束)*[J], 1989(1): 22
- [25] Pidani R A, Razavi R S, Mozafarinia R *et al. Ceramics International*[J], 2013, 39(3): 2473
- [26] Lima R S, Kucuk A, Berndt C C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 313(1-2): 75
- [27] Cai J, Ji L, Yang S Z *et al. Chinese Science Bulletin*[J], 2013, 58(20): 2507
- [28] Wang Hongying(王红英), Tang Weijie(汤伟杰), Li Zhijun(李志军) *et al. Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2014, 35(5): 91
- [29] Hao Shengzhi(郝胜智), Zhong Pu(钟 溥), Dong Chuang(董 闯). *Vacuum and Cryogenics(真空与低温)*[J], 2001, 7(2): 77
- [30] Batista C, Portinha A, Ribeiro R M *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2006, 200(24): 6783
- [31] Wang Cunxia(王存霞). *Surface Modification of ZrO<sub>2</sub> Ceramic Coating by High Current Pulse Electron Beam Irradiation(强流脉冲电子束辐照 ZrO<sub>2</sub> 陶瓷涂层表面改性)*[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2011

## Influence of HCPEB Bombardment on the Microstructure and Corrosion Resistance of CMAS of Thermal Barrier Coating

Han Zhiyong, Li Xuexiao, Lu Bowen, Yan Huiyu

(Tianjin Key Laboratory for Civil Aircraft Airworthiness and Maintenance, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China)

**Abstract:** The thermal barrier coating prepared by atmospheric plasma spraying (APS) was modified by high-current pulsed electron beam (HCPEB). The original coating and the electron beam modified coating were subjected to calcium-magnesium-alumino-silicate CMAS corrosion experiments at 1250 °C. The phase composition, microstructure and chemical composition of the original coating and the electron beam modified coating before and after corrosion were characterized by XRD, SEM and EDS, and the CMAS corrosion behaviors and influence laws of the original coating and the modified coating were compared. The results show that the surface roughness of the modified coating decreases, and a dense remelting layer with columnar crystals is formed. The surface of the coating has better structural stability and phase stability. After 8 h of CMAS corrosion, the structure of the modified coating remains intact, and the coating does not fail to fall off, so it has good resistance to CMAS corrosion.

**Key words:** CMAS; APS; thermal barrier coating; HCPEB

Corresponding author: Han Zhiyong, Ph. D., Professor, Tianjin Key Laboratory for Civil Aircraft Airworthiness and Maintenance, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, P. R. China, Tel: 0086-22-24092514, E-mail: zyhan@cauc.edu.cn