

等离子喷涂-物理气相沉积 7YSZ 热障涂层沉积机理及其 CMAS 腐蚀失效机制

张小锋^{1,2}, 周克崧^{1,2}, 宋进兵², 邓春明², 牛少鹏^{1,2}, 邓子谦²

(1. 华南理工大学 材料科学与工程学院, 广州 510640; 2. 广州有色金属研究院 新材料研究所, 广州 510650)

摘要: 采用等离子喷涂-物理气相沉积(PS-PVD)以团聚烧结的 ZrO_2 -7wt% Y_2O_3 (7YSZ)为原料, 在 850℃基体温度下制备了具有柱状结构的热障涂层, 并通过场发射-扫描电镜(FE-SEM)分析了柱状涂层的显微结构。此外, 基于原子聚集理论研究 PS-PVD 中 7YSZ 气相分子在基体上的形核与生长过程, 并分析了高温基体下 7YSZ 柱状涂层的沉积机理。另外, 在 1200℃下考察了 7YSZ 柱状涂层的 $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ (CMAS)腐蚀性能并探讨了其失效机制。结果表明, 在高温下 7YSZ 气相分子首先吸附在基体上, 通过扩散迁移形成分子团并吸附在基体表面上, 然后分子团再与其它吸附分子碰撞结合形成临界晶核, 临界晶核捕获其它吸附分子进一步长大形成晶核小岛, 此后依次经过岛状、联并、沟道、连续这四个阶段最终形成柱状涂层。高温下 CMAS 熔融并在毛细管力的作用下沿着柱状涂层孔隙往深度方向渗透并与涂层发生热化学反应使涂层热物性能发生变化, 最终在热化学与热机械的相互作用下使涂层内产生平行于表面的横向裂纹, 并层离失效。

关键词: 等离子喷涂-物理气相沉积; 沉积机理; CMAS 腐蚀; 腐蚀机制

中图分类号: TQ174 文献标识码: A

Deposition and CMAS Corrosion Mechanism of 7YSZ Thermal Barrier Coatings Prepared by Plasma Spray-Physical Vapor Deposition

ZHANG Xiao-Feng^{1,2}, ZHOU Ke-Song^{1,2}, SONG Jin-Bing², DENG Chun-Ming²,
NIU Shao-Peng^{1,2}, DENG Zi-Qian²

(1. School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China; 2. Institute of New Materials, Guangzhou Research Institute of Non-ferrous Metals, Guangzhou 510650, China)

Abstract: Using agglomerated and sintered ZrO_2 -7wt% Y_2O_3 (7YSZ) powders as raw materials, columnar thermal barrier coatings (TBCs) were prepared by plasma spray-physical vapor deposition (PS-PVD) at substrate temperature of 850 °C. The microstructures of columnar coating were analyzed by field emission-scanning electron microscope (FE-SEM). Based on the theory of atoms together, the formation and growth process of 7YSZ nucleus were investigated and the deposition mechanism of columnar coating was also analyzed. Besides, under the temperature of 1200 °C, the CMAS ($\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$) corrosion of columnar 7YSZ coating was examined and its failure mechanism was also discussed. During the deposition process of columnar 7YSZ coating, the 7YSZ gas molecules were firstly absorbed on substrate, then through diffusion and migration, the critical nucleus formed rapidly. Besides, the critical nucleus further grew up forming crystal island by absorbing other molecules. Then after following four

收稿日期: 2014-08-11; 收到修改稿日期: 2014-09-29

基金项目: 国家 973 计划(2012CB625100); 国家 863 计划 (2012AA03A512)

National Basic Research Program of China (2012CB625100); National High-tech Research and Development Program of China (2012AA03A512)

作者简介: 张小锋(1986-), 男, 博士研究生. E-mail: zxf200808@126.com

通讯作者: 周克崧, 教授. E-mail: kszhou2004@163.com

steps of island formation, union formation, channel formation and continuation, the columnar coating formed eventually. When above melting temperature, the CMAS could penetrate into porous columnar coating by capillary force and react with the 7YSZ coating. Finally, the cracks appeared in the coating due to thermochemical and thermomechanical interaction.

Key words: plasma spray-physical vapor deposition; deposition mechanism; CMAS corrosion; corrosion mechanism

在过去的 50 年中, 航空发动机叶片取得了长足发展, 这首先得益于高温合金服役温度的提高, 其次归功于热障涂层(TBCs)的发展, 使得叶片能在更高的温度下工作^[1-2]。推重比为 10 的发动机涡轮进口温度(TIT) 为 1580℃, 未来推重比为 12~15 的发动机将达到 1800℃。目前高温合金使用温度低于 1150℃, 高温热障涂层可隔热 100~200℃, 高效气冷技术可降低 400~500℃, 需要联合使用后两种技术才能满足未来发动机的使用要求^[3]。热障涂层作为发动机叶片技术的三大关键技术之一, 获得高隔热、长寿命热障涂层一直是研究关注的目标, 积极探索新型涂层制备技术是实现目标的必走之路^[4]。大气等离子喷涂(APS)和电子束-物理气相沉积(EB-PVD) TBCs 已在工业上得到了广泛应用。APS-TBCs 具有低热导率和高沉积率, 而 EB-PVD 相对于 APS-TBCs 具有良好的损伤容限和抗热震性, 但涂层热导率高、沉积速率低^[5-6]。基于超低压等离子喷涂的等离子喷涂-物理气相沉积(PS-PVD)技术融合了 APS 和 EB-PVD 的优点, 可制备热导率低、抗热震性好的热障涂层, 且通过工艺调整能制备层状、柱状或混合状结构涂层, 涂层制备效率高、成本低。PS-PVD 已成为制备未来先进发动机热障涂层的最有前景的技术之一^[7-14]。

在热障涂层众多失效因素中, CMAS(CaO、MgO、Al₂O₃、SiO₂ 等硅酸铝盐物质的简称)腐蚀成为热障涂层除氧化失效外的第二大失效因素^[15-16]。CMAS 主要来源于灰尘、砂石、飞机跑道磨屑等, 航空发动机服役时 CMAS 会随着进气内涵道吸入发动机, 经过压气机及燃烧室高温加热后变为熔融体吸附在陶瓷层表面并与涂层发生化学反应, 进而使涂层提前失效^[16]。早在 20 世纪 90 年代, 沙特阿拉

伯、中东和波斯湾等沙漠地区的飞机发动机叶片上均发现存在玻璃状沉积物。如今, CMAS 引起的热障涂层失效受到越来越多的学者关注^[17-18]。

PS-PVD 技术作为一种新型热障涂层制备手段, 其沉积机理尚待进一步研究, 而热障涂层的 CMAS 失效机制同样需进一步探讨。为此, 本工作通过 PS-PVD 在一定工艺条件下制备具有柱状结构的 7YSZ 热障涂层, 分析了其沉积机理, 并在高温下研究 7YSZ 柱状涂层与 CMAS 的热腐蚀行为, 探讨其失效机制。

1 实验方法

1.1 涂层试样制备

实验采用团聚烧结的 7YSZ 粉末为原料(M6700, Sulzer-Metco), 通过等离子喷涂-物理气相沉积设备(PS-PVD, Sulzer-Metco)在不锈钢 304 基体上(φ15 mm×150 mm)制备热障涂层, 其中喷涂粉末粒径为 5~22 μm, 喷枪型号为 O3CP, 喷枪口径为 12.5 mm。具体喷涂过程如下: 首先用煤油和酒精依次对样品进行超声除油, 再使用刚玉砂砾对样品表面进行喷砂处理, 其中砂砾平均粒径为 220 μm, 喷砂压力、角度和距离分别为 1.5×10⁵ Pa、60°和 100 mm, 最后用压缩空气对样品进行除杂; 除杂完毕后把样品放置在喷涂夹具上, 设置机械手喷涂程序; 通过真空泵把喷涂真空罐抽至 150 Pa, 然后回充氩气至 4000 Pa 时进行喷枪点火; 通过等离子体先预热基体至 850℃, 再通过机械手调整喷距为 950 mm 进行双管内送粉喷涂, 喷涂过程中对真空罐进行适量的补氧防止 7YSZ 晶体失氧。另外, 在喷涂前需把 7YSZ 粉末放入送粉器烘干, 温度设置为 50℃。7YSZ 涂层喷涂工艺如表 1 所示。

表 1 PS-PVD 喷涂 7YSZ 热障涂层参数
Table 1 Coating parameters of 7YSZ thermal barrier prepared by PS-PVD

Materials	Power /kW	Ar /slpm	N ₂ /slpm	Feed rate /(g·min ⁻¹)	Carrier Gas Ar /nlpm	Stand-off distance/mm	Pre-heating temperature/°C	Chamber pressure /Pa
7YSZ	127	35	60	2×9	16	950	850	150

1.2 CMAS 腐蚀性能分析

通过热震处理制备的 7YSZ 热障涂层获得未带基体的陶瓷层。实验中采用蛭石作为 CMAS (CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂) 腐蚀物质, 蛭石是一种天然矿物原料, 采用 X 射线荧光测定其成分, 如表 2 中所示。此外, 采用热分析仪(TG-DSC, STA-449C, Netsch)对蛭石的热物性能进行分析, 如图 1 所示, 升温速率为 10℃/min, 从图 1 看出蛭石的玻璃转换温度和熔点分别为 1043℃和 1190℃。腐蚀试验之前, 在涂层表面以 2 g/cm² 涂覆 CMAS, 然后放置于大气环境下 1200℃的高温炉中保温 24 h。腐蚀完毕后采用超声波清洗, 利用场发射-扫描电子显微镜 (FE-SEM, Nava-Nano-430, FEI)对 CMAS 腐蚀前后涂层的微观结构进行对比分析, 研究其腐蚀机制。

2 结果与讨论

2.1 柱状结构热障涂层制备

如图 2 所示为在 850℃基体温度下 PS-PVD 制备的 7YSZ 涂层的微观结构, 图 2(a)给出了涂层的断面结构, 图中显示柱状晶垂直于基体表面, 且涂层为致密的柱状结构。由图 2(b)可见, 涂层的表面形貌呈团簇的“菜花”状结构。图 2(c)和(d)分别为图 2(a)柱状晶底部(1)和顶部(2)的放大图, 从图中看出柱状晶上端和下端的宽度不一致, 在柱状晶的枝晶间存在着大量的微孔, 且枝晶上分布着较多的微纳晶粒, 该涂层表现出柱状晶包含孔隙和微晶的组合结构。

表 2 X 射线荧光分析获得的蛭石成分

Table 2 Compositions of vermiculite obtained by XRF

Oxides	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Rest (Fe ₂ O ₃ , Na ₂ O, K ₂ O, etc)
Weight /wt%	2	21	17	42	18

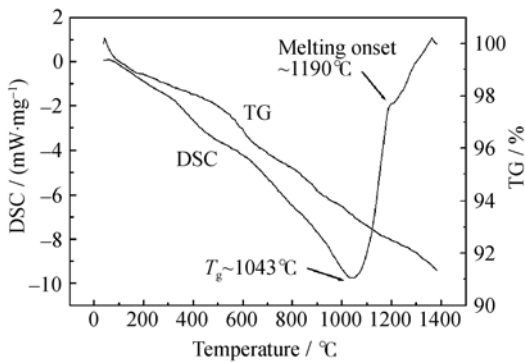


图 1 蛭石矿物的 DSC-TG 分析
Fig. 1 DSC-TG analysis of Vermiculite

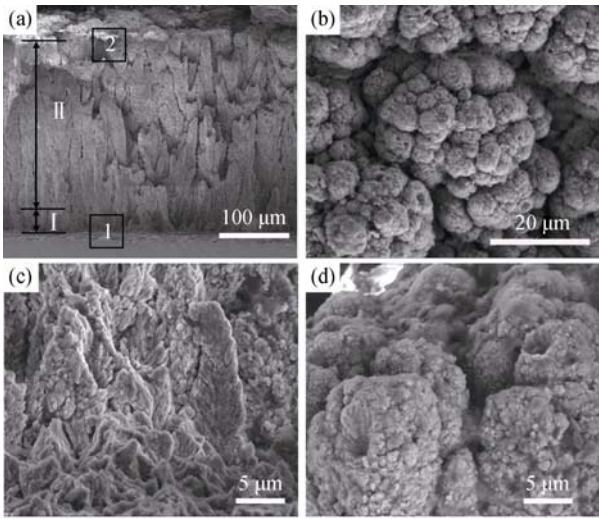


图 2 PS-PVD 制备的 7YSZ 涂层微观结构
Fig. 2 Microstructures of 7YSZ coating prepared by PS-PVD
(a) Cross-section view; (b) Surface; (c) Bottom view of cross-section area (1) and (d) Top view of cross-section area (2) in (a)

根据微观结构的差别, 该柱状涂层的断面可分为 I 区和 II 区, 如图 2(a)所示。I 区为靠近基体区域, 该区域是多晶形核和生长的初始阶段, 具有大量的界面、晶界和自由取向的晶粒(图 2(c))。II 区为 I 区以上区域, 该区域为柱状晶生长的后期阶段, 晶粒择优取向和晶粒的树枝织构较为明显(图 2(d))。

2.2 柱状结构热障涂层沉积机理

由图 2 所示的柱状涂层微观结构分析, 该涂层以岛状形式生长, 基于原子聚集理论^[19], 涂层的沉积过程如图 3 所示。粒径为 5~22 μm 的 7YSZ 粒子在焰流中依次经历固态、液态、气态, 尽管喷涂中气态 ZrO₂ 分子会失氧产生少量的 ZrO_{2-x} 或 Zr⁴⁺, 但由于沉积工艺中的适量补氧, 7YSZ 最终还是以气态 ZrO₂ 分子在基体上沉积^[20]。当气态 7YSZ 分子入射到基体表面上时, 其中有一部分分子因能量较大而弹性反射回去, 另一部分分子在固体表面悬挂键的作用下吸附在基体表面上。在吸附的气相分子中有一小部分因能量稍大而蒸发出去^[21], 如图 3(a)所示。剩下吸附的气相分子则在基体表面上扩散迁移, 相互碰撞结合成分子对或小分子团并凝结在基体表面上, 如图 3(b)所示。这种分子团再与其它吸附分子碰撞结合, 当分子数量超过某一临界值时则形成临界核, 如图 3(c)所示, 其中能稳定存在的临界核又称为稳定核, 稳定核再捕获其它吸附分子或者与入射气相分子相互结合使它进一步长大, 成为分子聚集的小岛^[22], 如图 3(d)所示。

当基体表面形成分子小岛后, 柱状结构涂层的形成过程又可分为四个主要阶段: 岛状阶段、联并

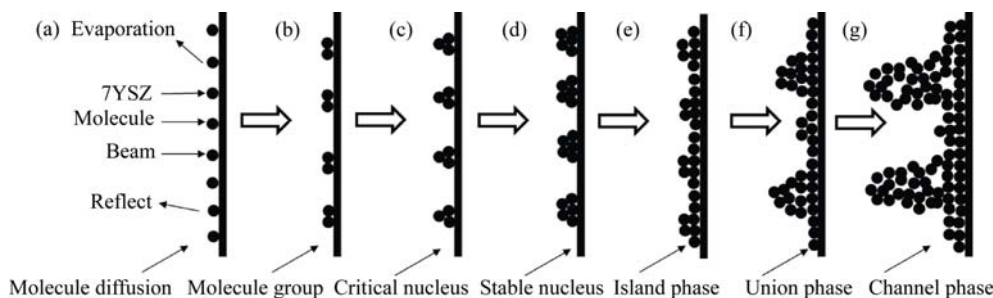


图 3 晶核形成与生长的物理过程

Fig. 3 Physical process of nucleus formation and grown

(a) Molecule diffusion; (b) Molecule group; (c) Critical nucleus; (d) Stable nucleus; (e) Island phase; (f) Union phase; (g) Channel phase

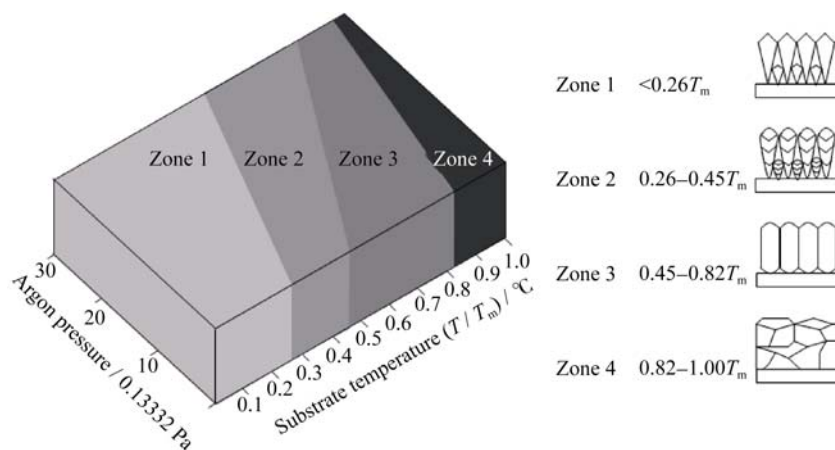
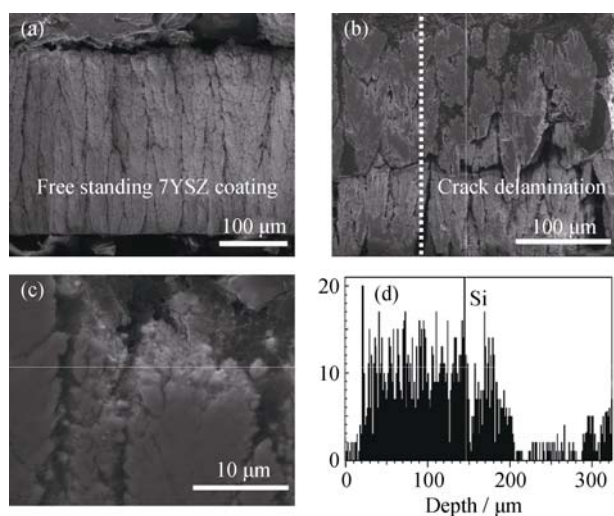
阶段、沟道阶段和连续涂层阶段^[21-22]。在岛状阶段过程中,平行于基体方向的生长速度大于垂直方向的生长速度,这是因为稳定核的长大主要是由基体表面上吸附分子的扩散迁移碰撞结合,而不是入射蒸发气相分子碰撞决定的,如图 3(e)所示。在联并阶段过程中,随着分子团小岛不断地长大,岛间距逐渐降低,最后相邻小岛可相互联接合并为一个岛,如图 3(f)所示。小岛联并长大后,基体表面上占据面积将减少,空出的表面可再次形核。虽然小岛联并的初始阶段很快,但联并后的一个较长时间内,新岛继续改变它的形状,所以在联并时和联并后,新岛面积不断变化。在最初阶段,由于联并使基体表面的覆盖面积减少,然后又逐渐增大。在联并初始阶段,为了降低表面自由能,新岛的面积减少而高度增大。根据基体表面、小岛的表面和界面自由能的情况,小岛将有一个最低能量的形状,它是具有一定高度与半径的沟形。当岛联并之后将进入沟道阶段,在新岛进一步生长过程中,它的形状变为圆形的倾向减少。只是在新岛进一步联并的地方继续发生较大的变形。当岛的分布达到临界状态时,则相互聚结形成一种树枝状结构,如图 3(g)所示。在这种结构中不规则地分布着微纳米级别宽度的沟渠。随着沉积继续进行,在沟渠中会发生二次或三次形核。与此同时,在某些地方沟渠联并成桥形,随着沉积的进行,最终成为小孔洞的连续状结构。在这些小孔洞处再次发生二次或三次形核。有些核直接与小岛联并在一起,有些核长大后形成二次小岛,再次联并到小岛上。接下来将进入连续涂层阶段,随着气相分子不断地吸附到树枝结构上与原来分子结合并部分形核,如此重复,最终形成图 2 所示的致密的柱状晶 7YSZ 涂层,该涂层表面且呈现团簇“菜花”状结构。

气相沉积氧化物涂层的涂层结构符合图 4 所示的 Thornton 模型沉积规律,当沉积压力一定时,涂

层的结构主要取决于基体温度 T_s 和蒸发材料熔点温度 T_m ^[23-24]。当基体温度小于 $0.26T_m$ 时,涂层为柱状结构,柱状晶之间有明显的孔隙,且结合强度较低,涂层表面容易形成拱形形貌。这是由于吸附分子表面扩散不足以克服阴影效应影响导致的,生长表面的高处比低处能接收更多的入射气相分子,阴影效应促使晶粒间界变得稀疏。在此温度下,由于吸附分子表面扩散速率降低,成核数目有限,因此容易生长成锥状晶粒结构,但这种结构不致密,在锥状晶粒之间有距离较宽的气孔,该结构位错密度较高,残余应力较大。当基体温度处于 $0.26\sim 0.45T_m$ 时,由于基体温度提高,吸附分子在基体表面上的扩散速率较大,涂层由晶粒间较为致密的柱状晶粒组成,柱状晶的上下端宽度不一致,涂层内部缺陷密度较高,涂层表面拱形形貌逐渐消失,“菜花”状形貌逐渐出现。当基体温度介于 $0.45\sim 0.82T_m$ 时,柱状晶之间空隙进一步减少,柱状晶的直径增大且上端和下端宽度相当,柱状晶间界变得致密,形成晶粒间界较模糊的紧密堆积柱状晶结构,且涂层内部缺陷降低、结合强度增加。当基体温度在 $0.82\sim 1.00T_m$ 时,由于基体温度较高,使得柱状晶中原子扩散速度较高,产生再结晶,晶粒开始长大,使柱状晶等轴化,此时涂层内部缺陷密度较低,涂层结合强度较高。因柱状晶尺寸随基体温度升高而增大,其结构变成等轴晶形貌。在本实验中基体温度控制在 850°C (T_s),而沉积材料 7YSZ 的熔点约为 2680°C (T_m), $T_s/T_m=0.31$,因此涂层结构处于区域 2,对比图 2 中实际的涂层结构,理论与实际匹配性较好。

2.3 柱状结构热障涂层 CMAS 腐蚀失效机制

图 5 为 CMAS 腐蚀前后的微观结构照片。图 5(a)为无基体支撑的 7YSZ 柱状涂层断面结构,图 5(b)为 1200°C 腐蚀 24 h 后的涂层断面结构,图 5(c)为图 5(b)中腐蚀后涂层顶部的微观结构放大图,图中显示涂层柱状晶间界孔隙被 CMAS 填满。此外,高温

图4 结构区域模型原理图^[23-24]Fig. 4 Schematic diagram of microstructure model^[23-24]图5 CMAS 腐蚀前后 7YSZ 热障涂层的结构变化及元素分布
Fig. 5 Corrosion of columnar 7YSZ coating

(a) Before corrosion; (b) After corrosion at 1200°C for 24 h; (c) Enlarged coating tip in Fig. b, and (d) EDS spectra of Si in Fig. b

腐蚀后,在烧结作用下涂层由孔隙和微晶的组合结构向致密和大晶粒块状结构转变,最终涂层出现平行于涂层表面的横向裂纹。图 5(d)为图 5(b)虚线方向 Si 元素 EDS 线扫,从图中显示 CMAS 残余量在 200 μm 深度左右开始明显下降。已知 CMAS 对热障涂层的热机械作用不是单一的,高温下 CMAS 熔融后在毛细作用下沿着柱状涂层间隙逐渐向涂层深度方向渗透^[25],一方面 7YSZ 涂层中的 Y_2O_3 溶解于 CMAS 形成 $Ca_2Y_8(SiO_4)_6O_2$ ^[26],另外由于熔融 CMAS 的存在使得涂层内出现液相烧结导致涂层致密化,从而导致涂层的断裂韧性、膨胀系数、热导率等热物性能发生变化;另一方面,在冷却过程中由于高温下固溶 ZrO_2 中 Y_2O_3 消耗,非平衡稳定相 t- ZrO_2 逐渐向 m- ZrO_2 发生相变,同时产生 3%~5% 的体积膨胀。此外,由于 7YSZ、CMAS 以及 7YSZ

与 CMAS 相互作用的产物之间热物性能相差巨大,冷却时涂层内残余应力增加,以上因素均是陶瓷层出现裂纹并层离失效的诱因^[27-28]。

为了更好地说明陶瓷层中的 CMAS 腐蚀失效机制,建立如图 6 所示的腐蚀失效示意图。在柱状结构的陶瓷层表面覆盖一层 CMAS 粉末,当腐蚀温度超过熔点时,CMAS 熔融并在毛细管力作用下沿涂层孔隙往深度方向渗入并形成 CMAS 溶度梯度。在渗透区,CMAS 首先与 7YSZ 发生热化学反应,其次 7YSZ 本身出现烧结,两者使得柱状涂层中渗透区与未渗透区之间在纵向方向热物理性能发生变化,如图 6(a)所示。已知柱状晶为多孔结构,柱状晶表面微孔可看做微裂纹,假设柱状晶表面上微裂纹为无限宽板单边直裂纹,如图 6(b)所示,则涂层的平面应变断裂韧度 K_{IC} 可由式(1)计算,它表示柱状涂层在平面应变状态下抵抗裂纹失稳扩展的能力;

$$K_{IC} = 1.12\delta_c \sqrt{\pi a_c} \quad \text{当 } 2b \gg a \text{ 时} \quad (1)$$

其中 δ_c 为裂纹尖端失稳扩展临界应力, a_c 为临界裂纹尺寸。在涂层冷却过程中,由于渗透区和未渗透区膨胀系数的不同,在上下两界面产生的拉应力 δ 可用式(2)计算^[29]:

$$\sigma = \frac{E \times \Delta T \times \Delta \alpha}{1 - \nu} \quad (2)$$

其中 E 、 ν 分别为 7YSZ 柱状涂层的弹性模量和泊松比, ΔT 为冷却温差, $\Delta \alpha$ 为渗透区和未渗透区的膨胀系数差。因此,在柱状晶表面裂纹尖端的应力场强度可用式(3)计算:

$$K_I = 1.12\delta \sqrt{\pi a} \quad \text{当 } 2b \gg a \text{ 时} \quad (3)$$

其中 δ 为裂纹尖端所受应力, a 为裂纹尺寸。把 (2) 式带入(3)式,则得到实际裂纹尖端的应力场强度为 K_I , 如(4)式所示。

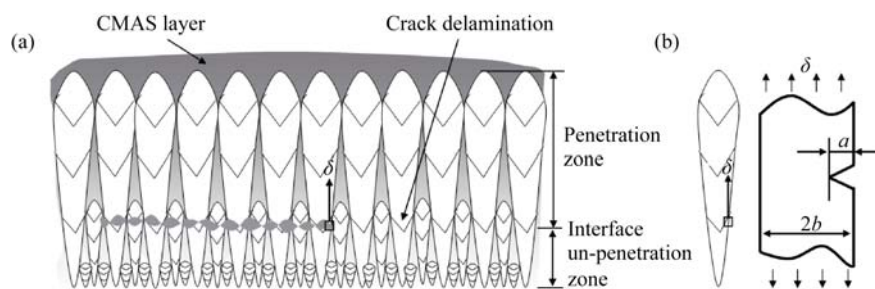


图 6 柱状结构 7YSZ 涂层 CMAS 腐蚀失效示意图

Fig. 6 Schematic diagram of CMAS corrosion of 7YSZ coating

(a) Crack delamination; (b) Mechanism of crack propagation

$$K_I = 1.12 \frac{E \times \Delta T \times \Delta \alpha}{1 - \nu} \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

当 $K_I \geq K_{IC}$ 时, 柱状晶则沿着原表面裂纹失稳扩展, 最终使柱状涂层层离失效。

3 结论

1) 采用等离子喷涂-物理气相沉积(PS-PVD)在 850℃ 基体温度下, 可制备结构致密的柱状 7YSZ 涂层, 涂层中柱状晶上端与下端宽度不一致, 涂层表面呈现“菜花”状形貌。柱状涂层以气相分子沉积并以岛状形式生长, 气相分子先在基体表面形成稳定的小岛状临界晶核, 再经过岛状、联并、沟道、连续这四个阶段最终形成具有柱状结构的 7YSZ 涂层。

2) 经 1200℃ CMAS 腐蚀 24 h 后, 柱状涂层会出现平行涂层表面的横向裂纹, 这主要是由于热化学和热机械的相互作用导致的: 一方面, 在侵蚀区域内, CMAS 与 7YSZ 发生化学反应, 改变 7YSZ 的热物性能; 另一方面, 在冷却过程中, CMAS 渗透区与未渗透区膨胀系数不匹配诱发应力产生。两者相互作用促使裂纹沿柱状晶原表面裂纹失稳扩展, 最终导致涂层发生层离失效。

致谢: 感谢广州有色金属研究院表面所邓畅光教授、邝子奇高工以及 Sulzer-Metco 中国工程师戴红亮等人为本实验中 PS-PVD 设备的安装和调试付出的辛勤劳动。

参考文献:

- [1] FENG QIANG, TONG JINYAN, ZHENG YUNRONG, *et al.* Service induced degradation and rejuvenation of gas turbine blades. *Materials China*, 2012, **31**(12): 21–34.
- [2] ZHENG LEI, GUO HONGBO, PENG HUI, *et al.* New generation thermal barrier coatings for ultrahigh temperature applications. *Journal Aeronautical Materials*, 2012, **32**(6): 14–24.
- [3] HUANG XU, LI ZHENXI, HUANG HAO, *et al.* Recent development of new high-temperature titanium alloys for high thrust-weight ratio aero-engines. *Materials China*, 2011, **30**(6): 21–27.
- [4] GUO HONG-BO, GONG SHENG-KAI, XU HUI-BING. Progress in thermal barrier coatings for advanced aero-engines. *Materials China*, 2009, **28**(9/10): 18–27.
- [5] STRANGEMAN T, RAYBOULD D, JAMEEL A, *et al.* Damage mechanisms, life prediction, and development of EB-PVD thermal barrier coatings for turbine airfoils. *Surf. Coat. Technol.*, 2007, **202**(4–7): 658–664.
- [6] GUO HONG-BO, PENG LI-QUAN, GONG SHENG-KAI, *et al.* Progress in EB-PVD thermal barrier coatings. *Thermal Spray Technol.*, 2009, **1**(2): 7–14.
- [7] DORIER J L, GINDRAT M, HOLLENSTEIN C, *et al.* Plasma Jet Properties in a New Spraying Process at Low Pressure for Large Area Thin Film Deposition. *Thermal Spray Conf.*, Singapore, 2001, **5**: 759–64.
- [8] NIESSEN K V, GINDRAT M, REFLE A. Vapor phase deposition using plasma spray-PVD. *Journal Thermal Spray Technol.*, 2010, **19**(1/2): 502–509.
- [9] HOSPACH A, MAUER G, VABEN R, *et al.* Columnar-structured thermal barrier coatings (TBCs) by thin film low-pressure plasma spraying (LPPS-TF). *Journal Thermal Spray Technol.*, 2010, **20**(1/2): 116–120.
- [10] REFKE A, GINDRAT M, VON K. LPPS Thin Film: A Hybrid Coating Technology Between Thermal Spray and PVD For Functional Thin Coatings and Large Area Applications. *Proceedings of the International Thermal Spray Conf.*, Beijing, 2007, **1**: 705–710.
- [11] HALL A, DAI J, XIAO T. Low Pressure Plasma Spray-thin Film at San-dia National Laboratories. *Proceedings of the International Spray*, Las Vegas, 2009, **5**: 725–728.
- [12] HARDER B. PS-PVD processing varies coating architecture with processing parameter. *Advanced Material & Processes*, 2011, **51**: 9–11.
- [13] SHINOZAWA A, EGUCHI K, KAMBARA M, *et al.* Feather-

- like structured YSZ coatings at fast rates by plasma spray physical vapor deposition. *Journal Thermal Spray Technol.*, 2010, **19**(1-2): 190–197.
- [14] MAUER G, VABEN R. Plasma sprayed-PVD: plasma characteristic and impact on coating properties. *Journal Physicals: conference series*, 2012, **406**: 012005–012017.
- [15] HUA JIAJIE, ZHANG LIPENG, LIU ZIWEI, *et al.* Progress of research on the failure mechanism of thermal barrier coatings. *Journal Inorganic Materials*, 2012, **27**(7): 680–686.
- [16] DREXLER J M, ORTIZ A L, PADTURE N P. Composition effect of thermal barrier coating ceramic on their interaction with molten Ca-Mg-Al-Silicate (CMAS) glass. *Acta Materialia*, 2012, **60**(15): 5437–5447.
- [17] DREXLER J M, GLEDHILL A D, SHINODA K, *et al.* Jet engine coatings for resisting volcanic ash damage. *Advanced Materials*, 2011, **23**(21): 2419–2424.
- [18] WU J, GUO H B, GAO Y Z, *et al.* Microstructure and thermo-physical properties of yttria-stabilized zirconia coatings with CMAS deposits. *J. Euro. Ceram. Soc.*, 2011, **31**(10): 1881–1888.
- [19] 杨邦朝, 王文生, 薄膜物理与技术. 成都: 电子科技大学出版社, 1993: 144–165.
- [20] MAUER G, HOSPACH A, VABEN R. Process development and coating characteristics of plasma spray-PVD. *Surf. Coat. Technol.*, 2007, **220**: 219–224.
- [21] MAUER G, JARLIGO M O, REZANKA S, *et al.* Novel opportunities for thermal spray by PS-PVD. *Surf. Coat. Technol.*, DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.06.002.
- [22] 唐伟忠. 薄膜材料制备原理、技术及应用. 2003, 北京: 冶金工业出版社, 2003: 162–222.
- [23] THORNTON J A. Influence of apparatus geometry and deposition conditions on the structure and topography of thick sputtered coatings. *J. Vacuum Sci. Technol.*, 1974, **11**(4): 666–670.
- [24] MAUER G, HOSPACH A, ZOTOV N, VABEN R. Process conditions and microstructures of ceramic coatings by gas phase deposition based on plasma spraying. *Journal Thermal Spray Technol.*, 2013, **22**(2/3): 83–89.
- [25] MERCER C, FAULHABER S, EVANS A G, *et al.* R. A delamination mechanism for thermal barrier coatings subject to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) infiltration. *Acta Materialia*, 2005, **53**(4): 1029–1039.
- [26] HE QING, LIU XINJI, LIU BO, *et al.* Influence of CMAS infiltration on microstructure of plasma-sprayed YSZ thermal barrier coating. *China Surface Engineering*, 2012, **25**(4): 42–47.
- [27] CHEN X. Calcium-Magnesium-Alumina-Silicate (CMAS) delamination mechanisms in EB-PVD thermal barrier coatings. *Surf. Coat. Technol.*, 2006, **200**(11): 3418–3427.
- [28] KRAMER S, YANG J, LEVI C G, *et al.* C A. Thermochemical interaction of thermal barrier coatings with molten CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2006, **89**(10): 3167–3175.
- [29] PENG H, WANG L, GUO H B, *et al.* Degradation of EB-PVD thermal barrier coatings caused by CMAS deposits. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2012, **22**(5): 461–467.