

DD90 单晶高温合金热障涂层抗氧化及热循环性能

王俊哲, 高明浩, 徐娜, 常辉, 崔凤静, 栾胜家, 贾博文, 张甲, 常新春
(中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 在第 3 代单晶高温合金 DD90 上制备热障涂层, 采用超音速火焰喷涂 (HVOF) 制备 NiCrAlY+NiCoCrAlTaY 双层结构的粘结层, 大气等离子喷涂 (APS) 制备 YSZ 和 MSZ/YSZ 结构的陶瓷层。在 1150 °C 抗氧化试验中, YSZ 涂层增重量明显高于 MSZ 涂层。在 1200 °C 热循环 250 次后, 2 种涂层没有发生明显相变, MSZ 涂层抗烧蚀性更优异。2 种涂层 TGO 主要由 Al₂O₃ 及少量尖晶石结构的混合氧化物组成。双层粘结层减少了 Al 元素向基材的扩散, 而 Cr 元素由于浓度梯度扩散导致拓扑密堆 (tcp) 相的析出及二次反应区 (SRZ) 深度的增加。

关键词: 单晶合金; 热障涂层; 抗氧化; 热循环; 超音速火焰喷涂; 大气等离子喷涂

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4355-06

单晶高温合金由于其优异的高温力学性能, 成为航空发动机涡轮叶片的首选材料。但单晶合金在提高力学性能的同时, 也牺牲了高温抗氧化性和热腐蚀性^[1-4]。为了解决这类问题, 最有效的方式是使用热障涂层, 延长单晶合金使用寿命。

热障涂层由粘结层和陶瓷层组成。粘结层通常选择具有良好高温抗氧化性和抗热腐蚀性的 MCrAlY 系列涂层 (M=Ni, Co, Ni+Co), 缓解基体与陶瓷层间的热失配问题^[5-6]。在 MCrAlY 中添加 Si、Hf、Ta、等活性元素可以提高氧化膜的结合力, 降低涂层氧化速率^[7-11]。6%~8%Y₂O₃ 部分稳定 ZrO₂ (YSZ) 涂层因其良好的热学性能和机械性能而广泛作为热障涂层的陶瓷层。然而当热端部件使用温度长时间超过 1200 °C, YSZ 发生相变和烧结, 已无法满足高温防护需求, 国内外开始对稀土锆酸盐^[12-13]、稀土钽酸盐^[14]、稀土铈酸盐^[15]等新型热障涂层大量研究, 但由于其较低的热膨胀系数和断裂韧性而很难获得广泛使用。通过稀土氧化物或过渡金属氧化物对 YSZ 涂层进行掺杂改性可以降低热导率, 提高涂层隔热性能, 改善高温相稳定性, 在工程上具有广阔的应用前景^[16-18]。

作为涡轮叶片的主要材料, 单晶合金叶片在高温服役过程中, 涂层与基体发生元素互扩散反应会破坏单晶基体 γ/γ' 相结构, 导致合金与涂层的接触面出现互扩散区 (IDZ)。在服役温度大于 1000 °C 时, 互扩散区会与基体继续反应, 最终形成二次反应区 (SRZ)^[19-21]。富含难熔元素 Re、W、Ta 等的拓扑密堆相 (tcp) 在 SRZ 内

的析出降低了合金高温强度和断裂韧性, 形成裂纹导致失效断裂。因此, 为了保证合金的使用性能, 引入扩散障阻止或减缓涂层与基体的互扩散。通常贵金属^[22]、难熔金属、陶瓷等作为扩散障的主要材料, 但存在涂层与基体热膨胀系数不匹配、涂层热循环寿命低的特点^[23-25]。Xu^[26]等采用电弧离子镀制备了外层富 Al、内层富 Cr 的梯度 NiCoCrAlSiY 涂层, 富 Cr(Re,W)析出物层作为原位扩散屏障, 有效抑制元素的相互扩散。刘林涛^[27]等采用 EB-PVD 技术沉积 NiCrAlY(YSZ) 多层复合涂层, 在高温条件下 YSZ 先驱层会形成双层“三明治”结构的活性扩散障, 阻挡基体与涂层之间的元素互扩散。

本研究采用超音速火焰喷涂在单晶合金上制备双层粘结层, 底部粘结层选择低 Al 含量的 NiCrAlY, 减少 Al 元素与基材间扩散, 抑制 SRZ 产生。顶部粘结层选用高 Al 含量的 NiCoCrAlTaY 保证涂层抗氧化性, 同时 Ta 元素的添加可以降低氧化膜生长速率, 提高涂层热循环寿命。采用大气等离子喷涂制备多元稀土氧化物稳定氧化锆 (MSZ) 涂层及 YSZ 涂层, MSZ 涂层在抗氧化和热循环试验中有着优异的表现。

1 实验

选用第 3 代镍基单晶合金 DD90 作为基体材料, 基材与粘结层主要成分如表 1 和表 2 所示。陶瓷层材料选用 6%~8%Y₂O₃ (质量分数) 稳定氧化锆, 粒度 20~60 μm 和多元稀土氧化物 (Gd₂O₃、Yb₂O₃、Y₂O₃) 稳定氧化锆, 粒度 30~75 μm 。采用 Praxair JP8000 超音速火焰喷涂

收稿日期: 2023-07-04

基金项目: 中国科学院金属研究所创新基金 (2022-PY08); 中国科学院重点部署项目 (ZDRW-CN-2021-2-2)

作者简介: 王俊哲, 男, 1999 年生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971865, E-mail: jzwang@imr.ac.cn

表 1 DD90 单晶合金主要成分

Table 1 Main components of substrate DD90 single crystal superalloy ($\omega/\%$)

| Co | Cr | Al | Ta | W | Mo | Re | Hf | Ni |
|------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|------|
| 11.2 | 3.0 | 5.8 | 7.9 | 5.9 | 1.0 | 4.9 | 0.1 | Bal. |

表 2 粘结层材料主要成分

Table 2 Main components of bond layer materials ($\omega/\%$)

| Material | Co | Cr | Al | Y | Ta | Ni |
|-------------|------|-------|------|------|------|------|
| NiCrAlY | <0.1 | 25.0 | 5.18 | 0.46 | | Bal. |
| NiCoCrAlTaY | 24.8 | 19.87 | 8.14 | 0.61 | 3.97 | Bal. |

(HVOF) 制备双粘结层, 底部粘结层 NiCrAlY, 厚度 60~80 μm ; 顶部粘结层 NiCoCrAlTaY, 厚度 60~80 μm 。将喷涂底层后的试样在管式炉中进行 1000 $^{\circ}\text{C}/3\text{ h}$ 真空热处理, 真空 10^{-3} Pa (升温速率 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$), 在炉中冷却至室温。热处理后采用 Praxair 7700 大气等离子喷涂 (APS) 制备 MSZ 涂层, MSZ 涂层为 MSZ/YSZ 双层结构, 过渡层 YSZ 厚度约为 0.08 mm, 陶瓷层总厚度为 0.2 mm。同时制备 0.2 mm YSZ 涂层作为试验对照。

将带涂层的试样置于箱式电阻炉中随炉加热至 1150 $^{\circ}\text{C}$, 保温不同时间, 取出后称量, 记录质量变化, 最长保温至 100 h。按照 HB-5258 标准, 计算试样单位面

积增重及平均氧化速率判定涂层的抗氧化性。热循环试验在 DC-EHS40-40/15 型试验机中进行, 1200 $^{\circ}\text{C}$ 保温 5 min 后空冷 5 min 为 1 个循环, 观察试样表面变化。利用扫描电子显微镜配合 EDS 能谱仪对涂层组织结构进行观察分析。采用 X 射线衍射仪对涂层表面进行物相分析, 扫描区间为 10 $^{\circ}$ ~90 $^{\circ}$, 利用 Jade 6.0 软件对物相进行标定。

2 结果与讨论

2.1 涂层微观结构表征

图 1 为 2 种涂层显微组织。可以观察到超音速火焰喷涂的双粘结层组织致密, 粉末熔化充分。真空热处理可以使粘结层中 $\beta\text{-NiAl}$ 相增加, 粗化晶粒, 降低氧元素扩散速率, 提高涂层抗氧化性^[28-31]。在 2 种涂层粘结层下方均存在互扩散区域, 真空热处理使得富含难熔元素的白色颗粒状 tcp 相析出, 如图 1c 所示。在本研究中底部粘结层 NiCrAlY 中 Al 元素含量与基材中含量相当, 而 Cr 元素含量明显高于基材中的含量。由于元素浓度梯度使得 Cr 元素从涂层向基材中扩散, Cr 元素在基材中固溶度很小大多以 $\alpha\text{-Cr}$ 的形式析出, 而 Cr 的析出往往伴随 W、Re 等元素的一并析出, 从而促进 tcp 相生成^[32]。

2.2 涂层 1150 $^{\circ}\text{C}$ 抗氧化试验

图 2 为 YSZ 涂层和 MSZ 涂层经过 1150 $^{\circ}\text{C}$ 恒温氧化

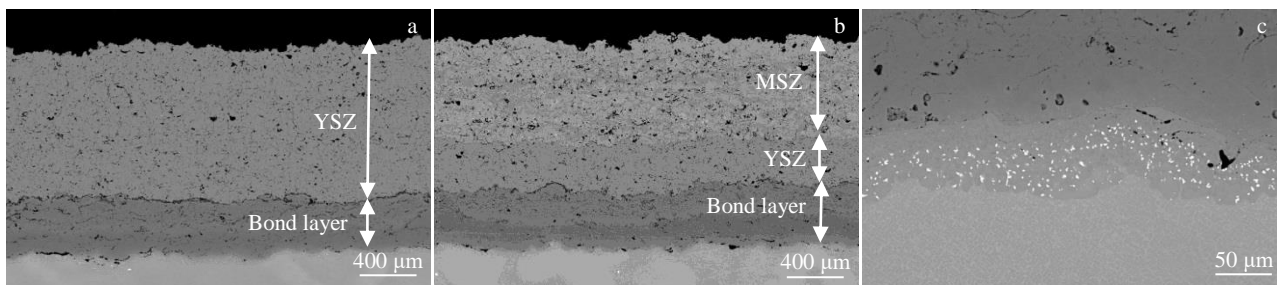


图 1 喷涂态涂层显微组织结构

Fig.1 Microstructures of as-sprayed coatings: (a) YSZ coating; (b) MSZ coating; (c) interdiffusion zone between the bond layer and substrate

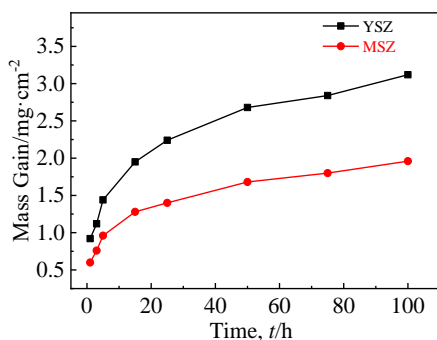


图 2 YSZ 涂层和 MSZ 涂层 1150 $^{\circ}\text{C}$ 氧化 100 h 增重曲线

Fig.2 Mass gain curves of YSZ coating and MSZ coating oxidized at 1150 $^{\circ}\text{C}$ for 100 h

100 h 的氧化增重曲线。2 种涂层增重都符合抛物线规律, MSZ 涂层氧化增重明显小于 YSZ 涂层。在氧化试验初期, 由于粘结层和陶瓷层之间并未形成连续的热生长氧化物 (TGO) 层, 所以氧化增重较快。涂层经过长时间氧化后在粘结层中形成完整连续的 TGO, 减缓氧元素扩散, 氧化增重速率减缓。经过 100 h 后, YSZ 涂层和 MSZ 涂层的氧化增重速率为分别为 0.092 和 0.056 $\text{g}/(\text{m}^2\text{ h})^{-1}$, 均达到完全抗氧化标准。MSZ 涂层由于 Gd^{3+} 、 Yb^{3+} 的掺杂取代 Zr^{4+} 产生氧空位和取代原子缺陷, 使 ZrO_2 晶格发生畸变, 阻碍 O^{2-} 在内部的扩散迁移, 氧元素到达粘结层的含量减少, 涂层抗氧化性提高^[33-34]。

对 MSZ 涂层氧化试验前后的粘结层到基材进行

EDS 元素线扫描分析, 主要元素分布情况如图 3 所示。图 3a 为喷涂态涂层元素分布, 其中 Cr、Co、Ni 元素在粘结层与基材之间浓度差异较大, 形成较大的浓度扩散趋势。在氧化过程中, Cr、Al 元素由粘结层向基材扩散, Ni、Co、Ta、W 等元素由基体向粘结层扩散, 在粘结层下方形成互扩散区 (IDZ) 区域。如图 3b 所示, 经过 100 h 氧化, 粘结层与基材间元素浓度梯度减小, 元素含量变化趋于平稳。

2.3 涂层 1200 °C 热循环试验

图 4 是经过 250 次热循环后 YSZ 涂层和 MSZ 涂层

XRD 图谱。YSZ 涂层试验前后的相完全由亚稳态四方相 (t') 组成; MSZ 涂层试验前后相由立方相 (c) 和四方相 (t) 组成。在 1200 °C 热循环试验后, 2 种涂层不发生相变, 具有较高的热稳定性。

图 5 为经过 1200 °C 热循环后 2 种涂层的显微组织, 250 次热循环后在粘结层和陶瓷层之间形成明显的 TGO 层, 陶瓷层的孔隙率有所下降, 其中 YSZ 陶瓷层的孔隙率由 12.03% 下降到 7.31%, MSZ 陶瓷层的孔隙率由 13.77% 下降到 9.29%, 这表明 MSZ 涂层的抗烧蚀性能优于 YSZ 涂层。陶瓷层发生烧结会导致热导率升高以及弹

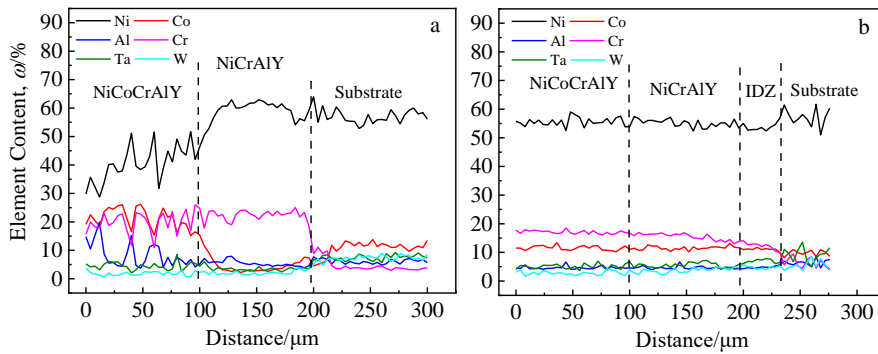


图 3 MSZ 涂层氧化试验前后粘结层到基材的 EDS 元素线扫描

Fig.3 EDS element line scanning results from bond layer to substrate of MSZ coating before (a) and after oxidation for 100 h (b)

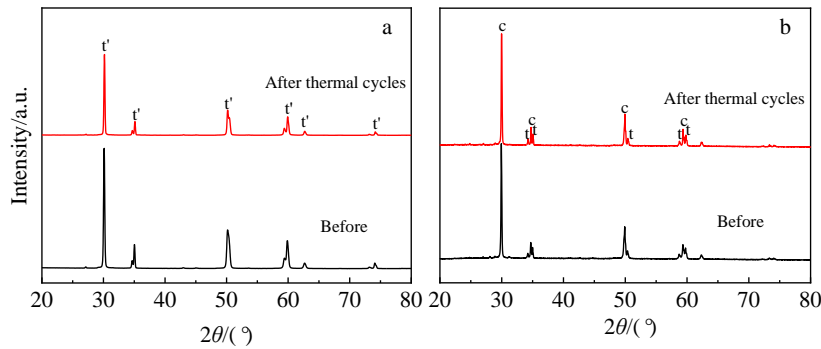


图 4 YSZ 涂层和 MSZ 涂层在 1200 °C 热循环试验前后的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of YSZ coating (a) and MSZ coating (b) before and after thermal cycling test at 1200 °C

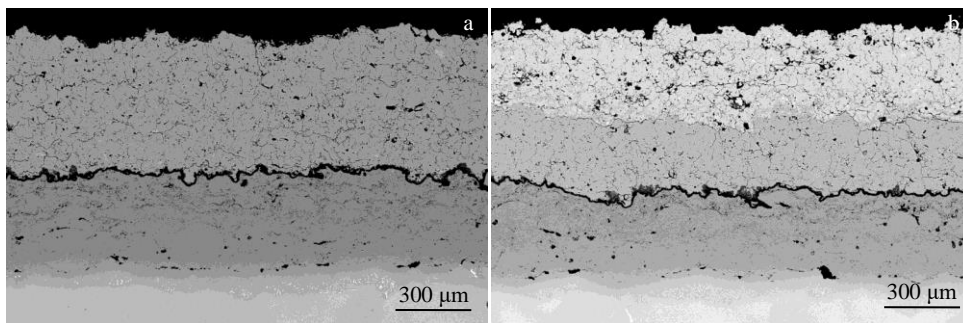


图 5 1200 °C 热循环试验后 YSZ 涂层和 MSZ 涂层的显微组织

Fig.5 Microstructures of YSZ coating (a) and MSZ coating (b) after thermal cycling test at 1200 °C

性模量增加,断裂韧性增加,在热循环过程中残余应力会引起裂纹扩展导致涂层失效^[35]。MSZ 涂层内 Gd³⁺、Yb³⁺ 的掺杂后,原子质量和半径的差异使得原子间扩散变得困难,抑制了晶粒间的粘结生长,同时共掺杂可以促进氧化锆晶体中形成缺陷团簇的形成,提高了涂层的抗烧蚀性^[36]。

如图 6 和图 7 所示,YSZ 涂层和 MSZ 涂层在经历 250 次热循环后 TGO 厚度大致相同,厚度为 3~5 μm。通过 2 种涂层的 EDS 扫描分析可以看出粘结层与陶瓷层界面黑色区域主要是 Al₂O₃,在 Al₂O₃ 上方少部分区域形成灰色的含 Ni、Cr 和 Co 的混合氧化物。在涂层热循环氧化初始阶段,在粘结层中 Al 与 O 有较高的亲和力,优先形成 Al₂O₃,反应方程为^[37-38]:



连续致密的 Al₂O₃ 膜可以有效阻止氧向内扩散和金属元素向外扩散,当粘结层中的 Al 消耗到一定含量不足以稳定形成 Al₂O₃ 时,随着界面处氧分压不断增高,粘结层中其他活性低于 Al 的金属元素如 Ni、Cr、Co 等穿过 Al₂O₃ 层参与氧化反应,这些元素在 Al₂O₃ 层的扩散速率远高于氧,混合氧化物形成于 Al₂O₃ 层上方,反应方程式为^[39-40]:



随着氧化的继续进行,氧化物之间继续发生反应,形成尖晶石结构氧化物,反应方程式为^[41-42]:



这些氧化物会导致 TGO 产生较大的生长应力,降低层间结合强度,致使应力集中形成,加速涂层失效^[43-44]。从图中可以看到粘结层中的 Ta 元素经扩散到陶瓷层中,在 TGO 和粘结层中存在白色富 Ta 氧化物。涂层中 Ta 元素的存在促进 Al₂O₃ 膜的形成,降低了 TGO 生长速率。少量 Y 元素可以在界面处形成对 TGO 产生钉扎作用的氧化物,提高涂层的寿命^[45]。

图 8 为 MSZ 涂层热循环后粘结层与基材元素互扩散区域,相比于喷涂态组织,大量针状白色 tcp 相析出,形成约 30 μm 的 SRZ 区域。本研究试图通过降低底层粘结层中 Al 的含量来减少 Al 元素向基材的扩散,来尽可能抑制 SRZ 的产生。设计双层粘结层结构的目的在于顶部粘结层的有足够的 Al 元素,在不影响涂层抗氧化性的同时尽可能减少 Al 元素向基材扩散。Al 作为重要的扩散元素,往往被认为是单晶合金基材产生较深 SRZ 的关键。然而,Cr 元素的存在同样不可忽视,如上文所述,

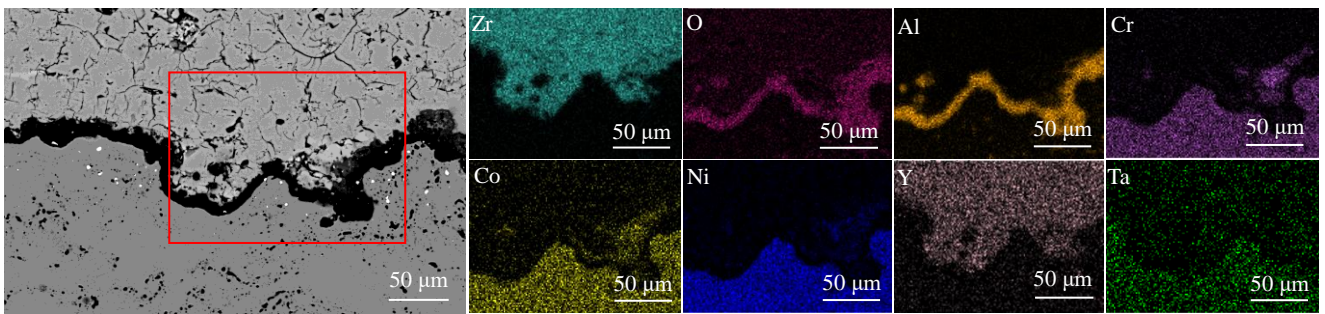


图 6 YSZ 涂层组织及方框区的 EDS 元素面扫描分析

Fig.6 YSZ coating microstructure and EDS element mappings of the frame zone

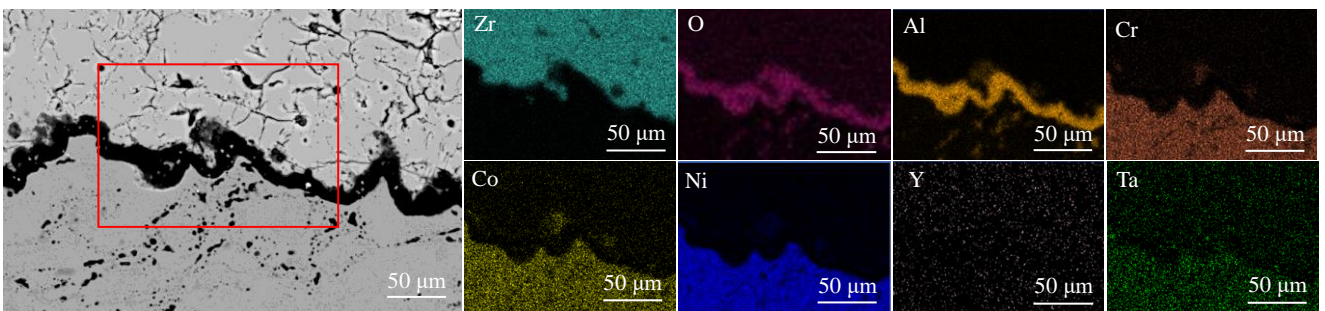


图 7 MSZ 涂层组织及方框区的 EDS 面扫描分析

Fig.7 MSZ coating microstructure and EDS element mappings of the frame zone

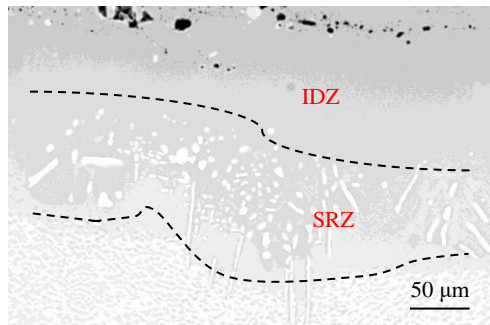


图8 MSZ涂层热循环后粘结层与基体间元素扩散区域

Fig.8 Element diffusion area between bond layer of MSZ coating and substrate after thermal cycles

在高温氧化过程中, NiCrAlY 粘结层中的 Cr 元素由于浓度差异快速扩散进入基材, 同时以固溶物 α -Cr 形式析出, 导致富含 Ni 元素的 γ 相大量减少, Ni 元素从基体向 IDZ 区域扩散, Ta、W、Re 等难熔元素也会从基体向粘结层方向运动, 但由于难熔元素的扩散系数低于 Ni 元素, 在 γ 相中固溶度减少, 导致 tcp 相的析出^[46]。

3 结论

1) 在 1150 °C 抗氧化试验中, MSZ 涂层氧化增重量小于 YSZ 涂层。经历 100 h 氧化后, 各元素含量变化趋于平稳。

2) 在 1200 °C 经历 250 次热循环后, YSZ 陶瓷层相比 MSZ 陶瓷层的孔隙率降低明显, MSZ 涂层抗烧蚀性能优异。2 组涂层 TGO 层主要由 Al_2O_3 和少数尖晶石结构混合氧化物组成。

3) 热循环后在粘结层和基体中间存在互扩散区 (IDZ), 针状和颗粒状 tcp 相在二次反应区 (SRZ) 内析出。双层结构粘结层减少 Al 向基材的扩散, 而 Cr 元素由于浓度梯度的扩散也会导致针状 tcp 相的大量析出及 SRZ 深度的增加。

参考文献 References

[1] Bu Kun(卜 昆), Qiu Fei(邱 飞), Wang Zhihong(王志红) *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2016(21): 34

[2] Zhang Jian(张 健), Wang Li(王 莉), Wang Dong(王 栋) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1077

[3] Zhu Ou(朱 鸥), Li Yulong(李玉龙), Zhang Yan(张 燕) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2014, 28(S1): 372

[4] Ji Meimei(姬梅梅), Zhu Shizhen(朱时珍), Ma Zhuang(马 壮). *Surface Technology*(表面技术)[J], 2021, 50(1): 253

[5] Jia Jin(贾 近), Liu Saiyue(刘赛月), Meng Junsheng(孟君晟)

et al. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2018, 31(5): 54

[6] Wang Shixing(王世兴), Li Jianchao(李建超), Wang Qiutong(王秋童) *et al.* *Thermal Spray Technology*(热喷涂技术)[J], 2020, 12(3): 18

[7] Yang H, Zou J, Shi Q *et al.* *Surface Engineering*[J], 2021, 37(6): 808

[8] Mora-García A G, Mosbacher M, Hastreiter J *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2020, 178: 522

[9] Liu S B, Li W, Sun J *et al.* *Corrosion Science*[J], 2020, 171: 108 703

[10] Zhong J Y, Liu J H, Zhou X *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 657: 616

[11] Liu S B, Li W, Fu L B *et al.* *Corrosion Science*[J], 2021, 187: 109 522

[12] Sivakumar S, Praveen K, Shanmugavelayutham G. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2018, 204: 67

[13] Ma Xuan(马 玄), Ma Zhuang(马 壮), Liu Yanbo(柳彦博) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(6): 1134

[14] Zong Ruofei(宗若菲), Wu Fushuo(吴福硕), Feng Jing(冯 晶). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2019, 62(3): 20

[15] Zhang H S, Yan S Q, Chen X G. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2014, 34(1): 55

[16] Wang Jun(汪 俊), Zhang Yuxuan(张宇轩), Zhong Xiaoyu(钟晓宇) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(12): 3758

[17] Wei Xiaodong(魏晓东), Hou Guoliang(侯国梁), Zhao Di(赵 荻) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(6): 92

[18] Wu Shuo(吴 硕), Zhao Yuantao(赵远涛), Li Wenge(李文戈) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(9): 101

[19] Yang L L, Chen M H, Wang J L *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 45: 49

[20] Shi Long(时 龙), Xin Li(辛 丽), Wang Fuhui(王福会) *et al.* *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2018, 31(3): 86

[21] Liu Lintao(刘林涛), Li Zhengxian(李争显), Chen Yunfei(陈云飞) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 197

[22] Wang Juan(王 娟), Peng Hui(彭 徽), Chen Guozhong(陈国忠) *et al.* *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2011, 32(4): 758

[23] Yu Ping(于 萍), Zi Yanyan(訾艳艳), Jiang Wei(姜 维) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2015, 29(9): 72

[24] Guo C, Wang W, Cheng Y X *et al.* *Corrosion Science*[J], 2015, 94: 122

- [25] Guo C, Zhou F, Chen M H *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2021, 70: 1
- [26] Xu C Z, Jiang S M, Bao Z B *et al. Corrosion Science*[J], 2009, 51(6): 1467
- [27] Liu Lintao(刘林涛), Li Zhengxian(李争显), Wang Yanfeng(王彦峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3657
- [28] Mercer C, Kawagishi K, Tomimatsu T *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2011, 205(8-9): 3066
- [29] Xu Wei(徐伟), Cui Junhua(崔俊华), Zhang Weirui(张伟瑞). *Electroplating & Finishing*(电镀与涂饰)[J], 2017, 36(18): 1005
- [30] Chen W R, Wu X, Marple B R *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(12): 2677
- [31] Ullah A, Khan A, Bao Z B *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 404: 126 441
- [32] Yuan Kang(原慷), Yu Yueguang(于月光), Liu Jianming(刘建明) *et al. Thermal Spray Technology*(热喷涂技术)[J], 2019, 11(1): 23
- [33] Dong C, Wang Q S, Liu Y B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 806: 580
- [34] Dong C, Wang Q S, Liu Y B *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 403: 126 387
- [35] Kyaw S, Jones A, Hyde T. *Engineering Failure Analysis*[J], 2013, 27: 150
- [36] Zhang Y L, Guo L, Yang Y P *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2012, 25(6): 948
- [37] Han Yujun(韩玉君), Dong Yun(董允), Wang Zhiping(王志平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 182
- [38] Liu Y Z, Hu X B. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 89: 153 026
- [39] An Guosheng(安国升), Li Wensheng(李文生), Feng Li(冯力) *et al. Journal of Lanzhou University of Technology*(兰州理工大学学报)[J], 2022, 48(6): 1
- [40] Liu Y Z, Zheng S J, Zhu Y L *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2016, 36(7): 1765
- [41] Hu Y, Cai C Y, Wang Y G *et al. Corrosion Science*[J], 2018, 142: 22
- [42] An G S, Li W S, Feng L *et al. Ceramics International*[J], 2021, 47(17): 24 320
- [43] Xue Wenli(薛文利), Lu Tao(陆涛), Huang Jiahua(黄佳华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2667
- [44] Li Wensheng(李文生), Zhang Yi(张义), An Guosheng(安国升) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 3961
- [45] Liu Delin(刘德林), Mou Rende(牟仁德), Lu Feng(陆峰). *Equipment Environmental Engineering*(装备环境工程)[J], 2018, 15(11): 54
- [46] Deng Peng(邓鹏), Li Qin(荔琴), Liu Yingkun(刘英坤) *et al. Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2020, 51(11): 3187

Oxidation Resistance and Thermal Cycling Properties of Thermal Barrier Coatings for DD90 Single Crystal Superalloy

Wang Junzhe, Gao Minghao, Xu Na, Chang Hui, Cui Fengjing, Luan Shengjia, Jia Bowen, Zhang Jia, Chang Xinchun

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Thermal barrier coatings were deposited on the third generation single crystal superalloy DD90. NiCrAlY+NiCoCrAlTaY double-layer bond coatings were prepared by high velocity oxy-fuel spray (HVOF). The ceramic layers of YSZ and MSZ/YSZ structures were prepared by atmospheric plasma spray (APS) technique. The oxidation resistance test results at 1150 °C show that the mass gain of YSZ coatings is significantly higher than that of the MSZ coating. After 250 thermal cycles at 1200 °C, no obvious phase transition occurs in the two coatings and the sintering resistance of the MSZ coating is improved. TGO of the two coatings mainly consists of Al₂O₃ and a small number of mixed oxides of spinel structure. The double-layer bond layer reduces the diffusion of Al element into the substrate, whereas the concentration gradient diffusion of Cr element leads to the precipitation of topological close-packed (tcp) phases and the increase in the depth of secondary reaction zone (SRZ).

Key words: single crystal superalloy; thermal barrier coating; oxidation resistance; thermal cycle; HVOF; APS

Corresponding author: Chang Xinchun, Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971865, E-mail: xcchang@imr.ac.cn