

引文格式: 杨来侠, 高伟, 赵晋超, 等. 热冲击环境下涂层/基底界面的微观形貌及元素扩散规律研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(19): 14-21.

YANG Laixia, GAO Wei, ZHAO Jinchao, et al. Study on microstructure of coating/substrate interface and law of element diffusion in thermal shock environment[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(19): 14-21.

热冲击环境下涂层 / 基底界面的微观形貌及元素扩散规律研究*

杨来侠, 高伟, 赵晋超, 高扬, 徐超

(西安科技大学, 西安 710054)

[摘要] 针对热障涂层在高温环境中长期服役的需求, 研究热障涂层在热冲击环境下涂层/基底界面形貌演变及元素扩散规律。通过自主搭建的石英灯加热平台对热障涂层进行热冲击试验。利用 SEM 和 EDS 对热冲击后涂层/基底界面的微观形貌及元素分布进行分析, 利用 Boltzmann-Matano 扩散模型计算了涂层/基底界面 Al 元素的扩散系数。结果表明, 沉积态的热障涂层中黏结层(BC) 主要由 β 和 γ 相组成, 并且在涂层/基底界面已经出现扩散区; 随着热冲击试验的进行, Al 元素快速消耗致使 BC 层和基底间 Al 元素浓度梯度转变, Al 元素开始向外扩散, 部分拓扑密堆(TCP) 相中富集的难熔元素可以重新固溶到基底中, 最终各元素在界面区的分布逐渐均匀; Al 元素的扩散系数在热冲击试验开始前为正值, 到 600 次热冲击循环后为负值, 且扩散系数的最大值均出现在涂层/基底界面处, 距离界面越大, 扩散系数就越低。

关键词: 热障涂层(TBCs); 热冲击; 元素扩散; 扩散系数; 拓扑密堆相(TCP)

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.19.014



杨来侠

教授, 博士生导师, 主要研究方向为快速成形与模具制造。

* 基金项目: 陕西省教育厅 2022 年度服务地方专项科研计划(22C053)。

航空发动机被誉为“制造业皇冠上的明珠”, 是关乎国防安全、能源安全的战略产业, 是一个国家科技和工业综合实力的重要标志之一^[1]。涡轮叶片作为航空发动机的热端部件之一, 面对的工作环境最高、应力最复杂。随着先进航空发动机的发展, 进气口温度逐年提升并且超过了高温合金的耐受极限^[2-4]。为了满足航空发动机更高推重比的需求, 通常在高温合金表面喷涂热障涂层(Thermal barrier coatings, TBCs) 来提升涡轮叶片的进口温度和热效率。TBCs 主要由导热系数低的陶瓷顶涂层(Top coating, TC)、耐氧化腐蚀的金属黏结涂层(Bond coating, BC) 以及长期处于高温环境中在 TC 和 BC 界面氧化形成的热生长氧化物

(Thermal growth oxidation, TGO) 组成^[5-6]。在实际服役过程当中, TBCs 面对复杂的应力及高温环境容易在界面处产生剥落失效。由于 TBCs 系统多层的结构, 因此至少含有两个界面, 即 TC/BC 界面以及 BC/金属基底界面^[7]。

近年来, 关于 TBCs 中 TC 层和 TGO 生长的研究有很多, 但是对于 BC/金属基底界面的关注较少。由于金属基底和 BC 层之间的元素存在成分及浓度差异, 在高温服役环境下金属基底和 BC 层之间不可避免地发生元素扩散, 形成元素扩散区(Interdiffusion zone, IDZ) 及二次反应区(Second reaction zone, SRZ), 进一步导致拓扑密堆相(TCP) 的生长, 影响 TBCs 系统的稳定性^[8-10]。第

二代镍基单晶高温合金 DD6 中含有较多 W、Mo、Re 等难熔元素,已经被广泛应用于先进航空发动机。另外, NiCoCrAlYHf (HY5) 是一种高温保护涂层材料,由于具有良好的高温氧化和耐热腐蚀性能,也可作为 TBCs 中的 BC 层材料。但是,目前关于 DD6 和 HY5 之间的热冲击和相互扩散行为的研究较少。

本文通过自主搭建的石英灯加热平台对喷涂了 8YSZ/HY5 的试样进行热冲击试验。利用 SEM 和 EDS 对热冲击后涂层/基底界面的微观形貌及元素分布进行分析,利用 Boltzmann-Matano 扩散模型计算了涂层/基底界面 Al 元素的扩散系数。探究热冲击环境下 BC/金属基底界面微观形貌及元素互扩散规律。

1 试验及方法

1.1 试样制备

金属基底选用镍基单晶高温合金 (DD6), 试样尺寸为直径 20 mm、厚度 2 mm 的圆片。将切割好的圆片试样置于 NaOH 和蒸馏水中,用超声波清洗 10 min,去除表面的氧化层和切割过程中附着的油脂。然后再进行表面抛光喷砂,并置于乙醇溶液中超声清洗 5 min,准备制备涂层。

利用真空电弧镀 (Arc ion plating, AIP) 法在圆片试样表面沉积 BC 层 (HY5), 平均厚度为 $(20 \pm 2) \mu\text{m}$, 金属基底和 BC 层的化学成分如表 1 所示。沉积后,在 900 °C 真空条件下热处理 2 h,使涂层处于平衡状态。最后采用电子束-物理气相沉积 (Electron beam-physical vapor deposition, EB-PVD) 法在样品表面沉积 8YSZ, 厚度为 $(80 \pm 5) \mu\text{m}$ 。

1.2 热冲击试验

为了模拟实际使用情况,搭建了石英灯加热平台进行热冲击试验,其结构示意图如图 1 所示。该装置具有快速升温的能力,升温速率可达 100 °C/s。空气冷却系统可以使样品

快速冷却到规定的温度。石英灯通过热辐射加热样品表面,可以灵活地改变和调节温度。其相对开放的热环境也能更真实地模拟 TBCs 的实际服役环境。通过与控制系统相连的热电偶对样品表面温度进行监测和控制。另外,采用压缩空气对试样进行快速冷却,基本达到 TBCs 实际运行环境的条件。

每个热冲击循环分为加热阶段、高温保持阶段和冷却阶段,如图 2 所示。

在测试前,将样品置于石英灯加热模块中,在 300 °C 下预热 5 min,使样品整体温度均匀。随后,在 30 s 内样品从室温加热到 1050 °C,在 1050 °C 保持 300 s,最后在 120 s 内通过压缩空气冷却到 300 °C。对 360、600、1200、2400、4800 次热冲击循环时的 TBCs 进行观测分析。

1.3 组织表征

采用背散射电子探针扫描电镜 (SEM, ZEISS EVO 10) 观察试样的

表 1 DD6 和 HY5 的化学组分 (质量分数)
Table 1 Chemical compositions of DD6 and HY5 (mass fraction) %

项目	Ni	Cr	Co	Al	Y	Ta	W	Re	Hf
DD6	余量	3.8~4.8	8.5~9.5	6.0~8.5	—	6.0~8.5	7.0~9.0	1.6~2.4	—
HY5	余量	18~23	10~15	8~12	0.1~0.5	—	—	—	0.2~0.6

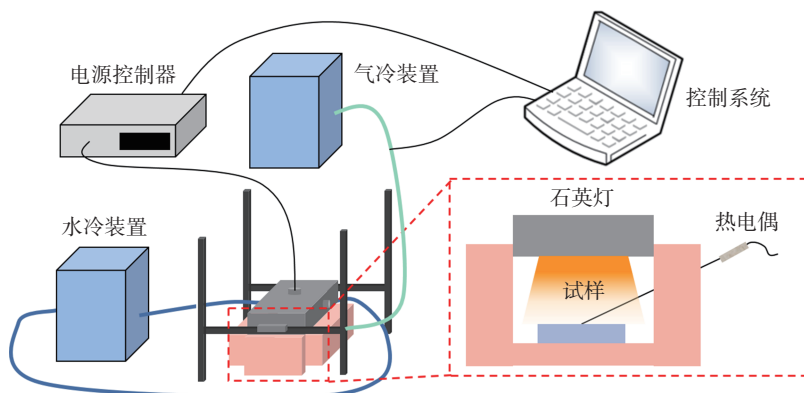


图 1 石英灯热冲击平台示意图

Fig.1 Schematic diagram of quartz lamp thermal shock platform

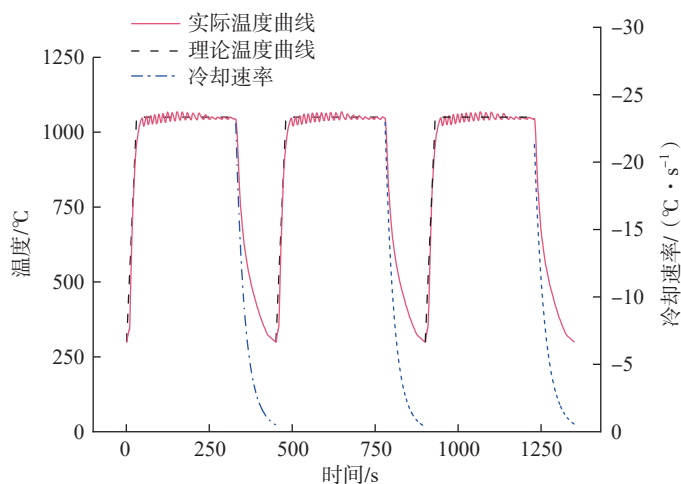


图 2 热冲击试验温度加载曲线

Fig.2 Thermal shock tests temperature loading curve

显微结构形态。采用扫描电镜和能量色散谱(EDS)分析仪,检测了从涂层到基底的元素分布。为了清晰地观察热冲击后试样的截面形貌,采用王水(HCl:HNO₃=3:1)对试样腐蚀3~6 s后进行观测。

2 结果与讨论

2.1 TBCs 初始形貌

在热冲击试验开始之前对 TBCs 初始的形貌进行观测,如图 3 所示。可以看到,初始的涂层并无明显的缺陷,如图 3 (a) 所示。进一步对 BC 进行观测,可以发现具有双相结构的 BC 层,包括白色相和黑色相,如图 3 (b) 所示。值得注意的是,在腐蚀后的 BC 层中观察到一些黑色的孔洞,如图 3 (c) 所示。这是由于 Al 元素和 Ni 元素在王水中的溶解度较高,而 W 和 Cr 等难熔元素的

溶解度较低,因此以 Al 和 Ni 元素为主组成的 β 相能够被溶解,从而显示出孔洞的特征。对图 3 (b) 中红色虚线部位进行 EDS 线扫分析,结果表明 BC 层中的两相均由 Ni、Co、Cr 和 Al 元素组成,差异主要在于 Al 元素的浓度,如图 3 (d) 所示,其中距离表示线扫起点到终点之间的位置关系。结合 Liu 等^[11]的报道,所制备的 TBCs 中初始的 BC 层由 β 和 γ 相构成。此外,观察初始状态发现,在涂层与基底界面下方形成了一个 1~2 μm 的 IDZ,这表明在热处理时元素扩散已经发生。

2.2 涂层 / 基底界面区微观结构演变规律

经过热冲击试验后,涂层 / 基底界面区微观形貌及元素分布如图 4 和 5 所示。热冲击 360 次时,在涂层 / 基底界面处观察到少量 TCP 相。随着

热冲击次数的增加, TCP 相数量增加。但是,当热冲击循环到 2400 次后,观察到 TCP 相的数量减少。对涂层 / 基底界面的元素分布进行 EDS 分析(图 4 中蓝色线对应的部位),结果如图 5 所示,横轴距离表示蓝色实线起点到终点之间的位置关系。可以看到在 360 次热冲击循环时 BC 中的 Al 和 Cr 元素浓度高于基底,而基底中的 Ni 元素高于 BC 层。随着热冲击试验的进行,BC 层中 Al 元素浓度降低。Al 元素的消耗主要有两方面,向下扩散与基底中向上扩散的 Ni 元素产生界面区及性能较差的 TCP 相,向上在 TC/BC 界面氧化形成 TGO^[12]。在 600 次热冲击循环时,BC 层和基底中的 Al 元素浓度梯度趋于平缓。而在 2400 次热冲击循环后,基底中的 Al 元素浓度高于 BC 层,Al 元素由基底向 BC 层扩散。

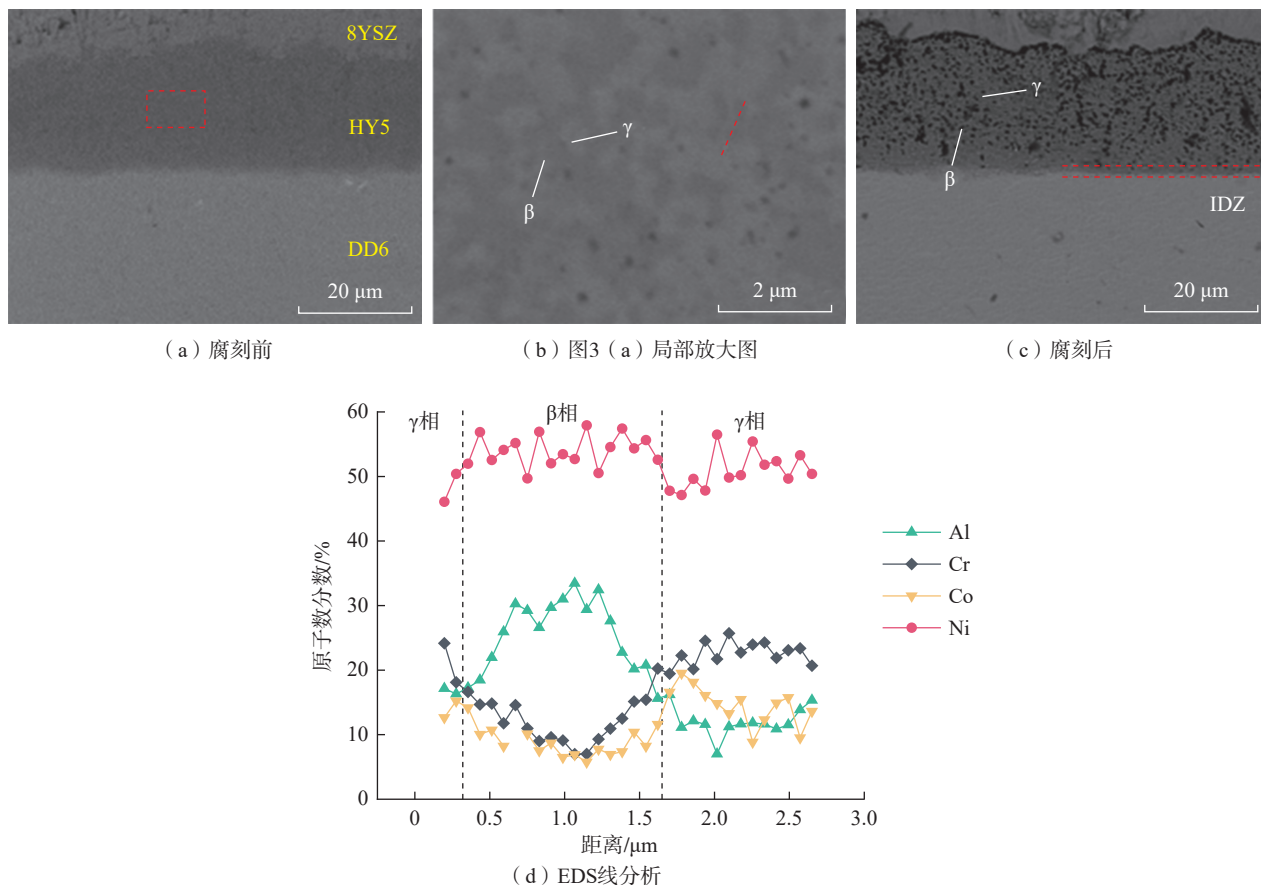
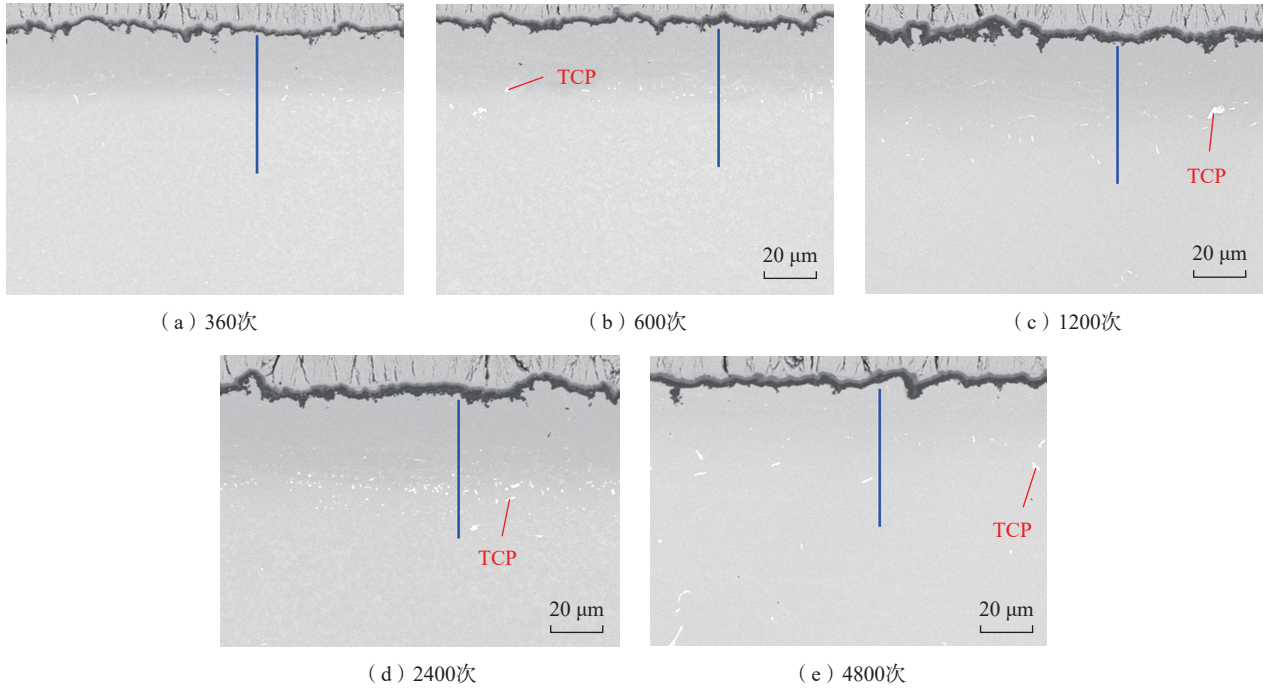


图3 TBCs 初始截面形貌和元素分析
Fig.3 Initial cross-section morphology and element analysis of TBCs



(a) 360次

(b) 600次

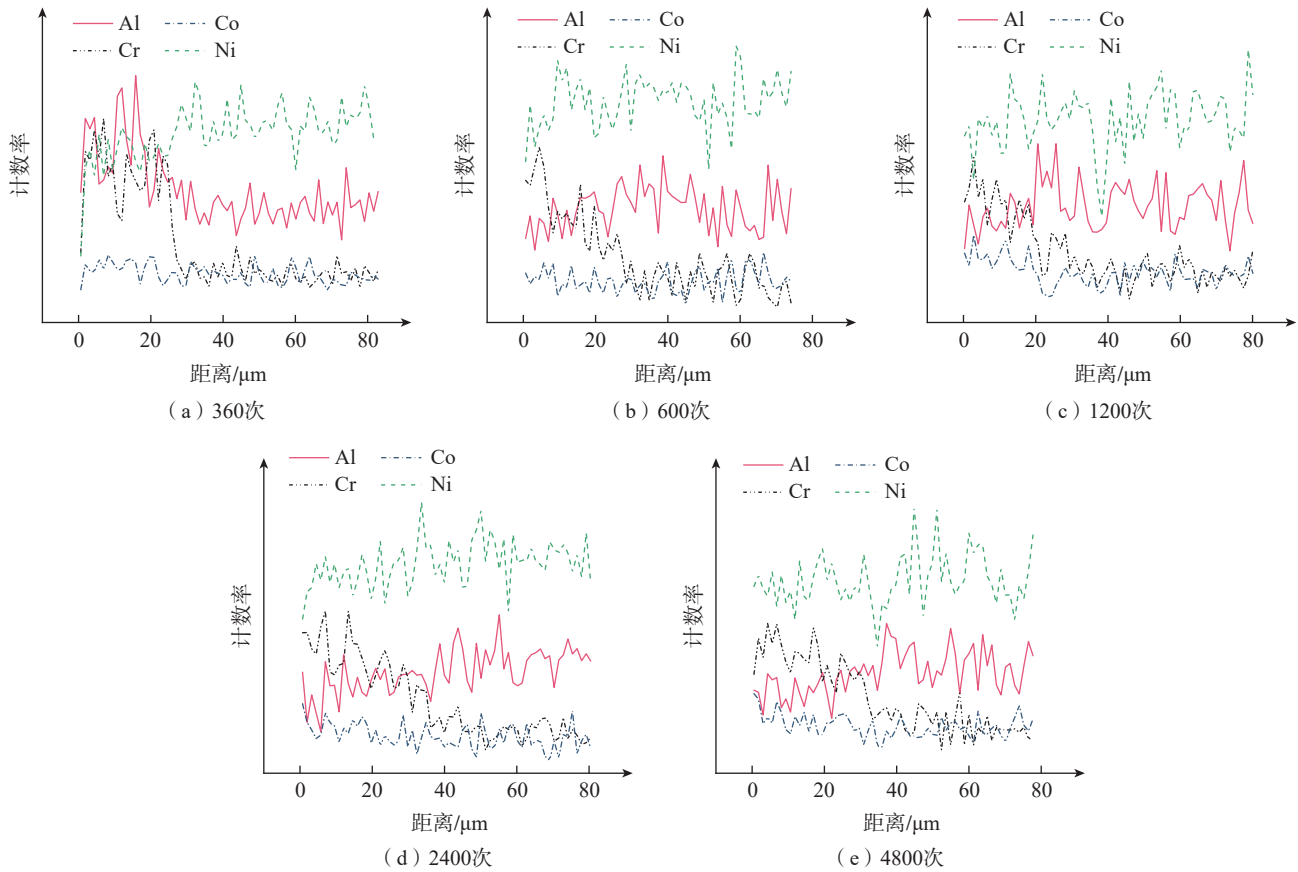
(c) 1200次

(d) 2400次

(e) 4800次

图4 不同次数热冲击后涂层/基体界面区截面形貌

Fig.4 Cross-section morphology of coating/substrate interface after thermal shock for different cycles



(a) 360次

(b) 600次

(c) 1200次

(d) 2400次

(e) 4800次

图5 不同次数热冲击后涂层/基体界面区元素分布

Fig.5 Element distribution at the coating/substrate interface after thermal shock for different cycles

对 TCP 相进行 EDS 面扫分析, 结果如图 6 所示。可以看出 TCP 相中主要分布有难熔元素 W 和 Ta。当界面元素成分或者相发生改变时, 难熔元素在界面区析出形成 TCP 相, 这与之前的报道是一致的。TCP 相的形成会极大影响高温合金的力学性能^[2]。热冲击后期 TCP 相的数量减少可能与 Al 元素扩散方向的转变有关, Al 元素的扩散导致难熔元素可以重新固溶在基底中^[13]。

不同次数热冲击后的腐蚀截面微观形貌如图 7 所示。相比于初始

的截面形貌, 在 360 次热冲击循环后, BC 层中没有观察到腐蚀后黑色的孔洞, 这表明 β 相基本被消耗完, 界面区厚度为 8~9 μm 。此外, 在涂层 / 基底界面观察到一些颗粒, 为了确认其成分, 进行了 EDS 点分析, 见表 2 中测试点 1 和 2。结果表明, 这些颗粒富集了大量的 Cr 元素。随着热冲击次数增加到 600 次, 基底当中的 Ni 元素向上扩散导致固溶在 Ni 当中的难熔元素析出并富集形成 TCP 相, Cr 元素继续向下扩散至基底并富集在 TCP 相中, IDZ 中的

富 Cr 相消失, 界面区的厚度增加到 18~20 μm 。由于 Al 元素易溶解在王水中, 观察到 BC 层中有大量 Al 元素的扩散通道。这说明 β 相中的 Al 元素耗尽, γ 相中的 Al 元素沿着晶界扩散^[14]。在热冲击循环 1200 次时, Al 的扩散通道减少, 界面区的厚度增加到 32~34 μm 。另外, 在扩散区内出现了粗化的 γ 相, 对其进行 EDS 点分析, 结果表明其主要成分为 Ni 元素, 见表 2 中测试点 3。前文提到, 随着循环热冲击的进行, BC 层中 Al 元素的浓度低于基底, Al 元素从基

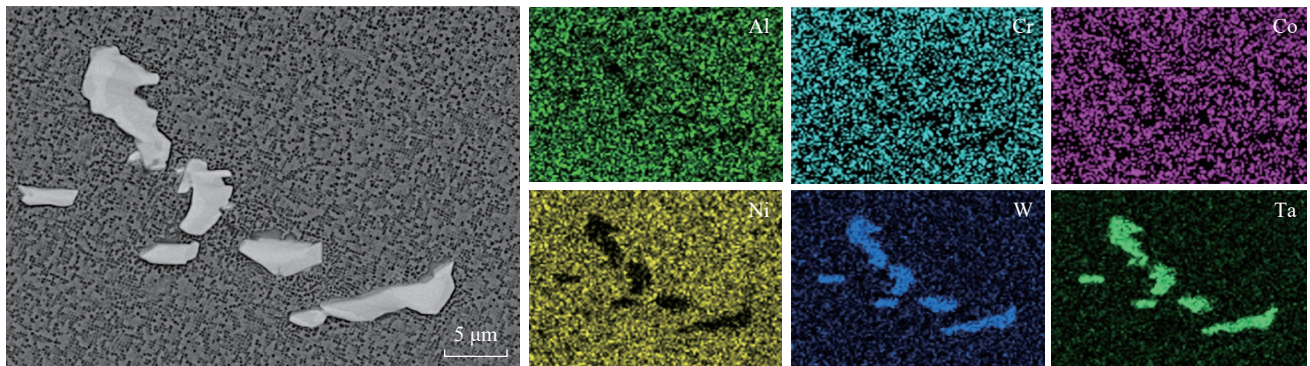


图 6 TCP 相 EDS 面扫图
Fig.6 EDS surface scan map of TCP phase

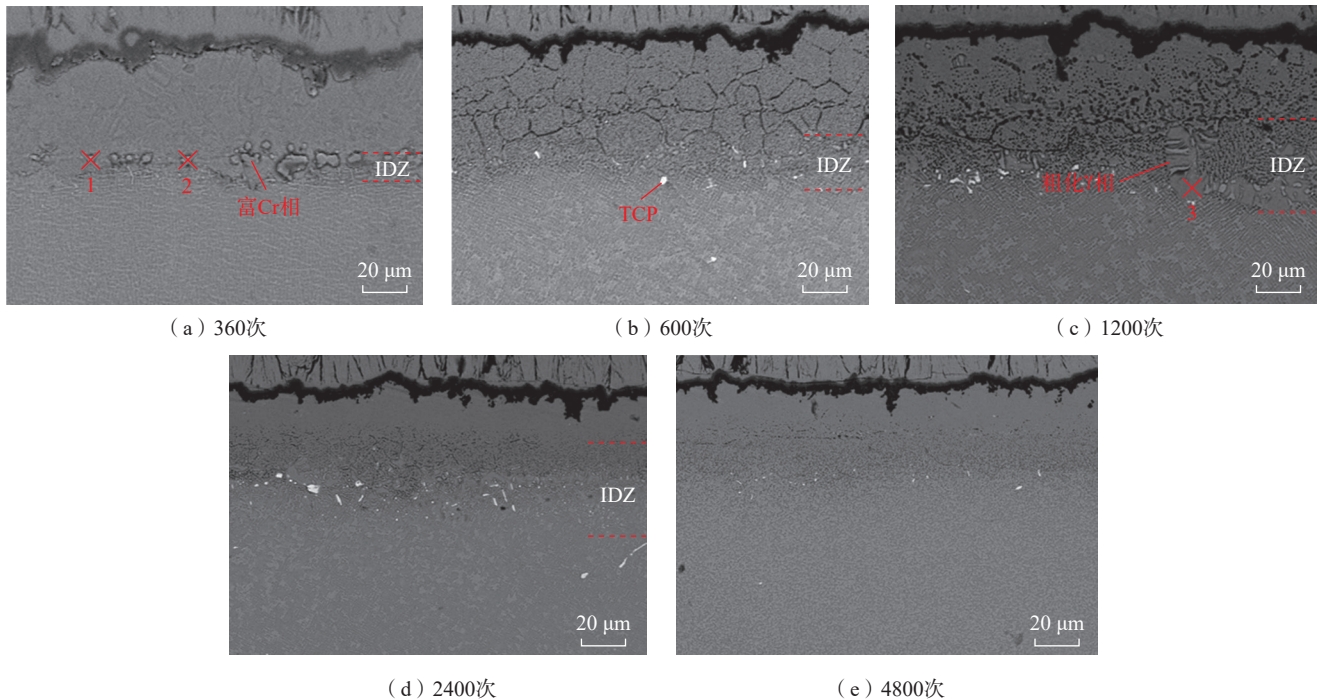


图 7 不同次数热冲击后涂层 / 基底界面区腐蚀截面形貌

Fig.7 Corrosion cross-section morphology of coating/substrate interface after thermal shock for different cycles

表 2 EDS 元素点分析(原子数分数)
Table 2 EDS element point analysis (atomic fraction) %

测试点	Al	Cr	Co	Ni
1	5.3	81.7	3.2	9.8
2	6.3	78.7	3.4	11.6
3	18.8	6.8	9.9	64.5

底向上扩散。在 2400 次热冲击循环时,界面区生长减缓,厚度为 34~36 μm。4800 次热冲击循环后,由于 Al 元素持续向上扩散导致 TCP 相中富集的 Ta 和 W 等难熔元素可以重新固溶到 γ 相中, TCP 相的数量减少。最终 BC 层和基底的成分趋于平衡,导致界面区难以被区分。

2.3 元素互扩散行为

TBCs 因其具有多层结构,在热冲击过程中势必会发生元素互扩散。这是由于热运动引起的元素相互渗透,其方向是从高浓度流向低浓度,使各元素均匀分布。其中描述元素互扩散的两个重要参数是扩散系数 D 和扩散活化能 Q 。扩散系数 D 表示单位时间内在某一平面上的平均粒子数,单位为 m^2/s ; 扩散活化能 Q 表示原子在扩散过程中为了克服周围原子的作用力而从一个位置跃迁到另一个位置的最小能量,单位为 kJ/mol 。 D 、 Q 与温度呈指数关系^[15]。

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{KT}\right) \quad (1)$$

式中, D_0 为扩散因子; K 为波尔兹曼常数; T 为温度, K 。

在热冲击试验过程中,界面附近的原子扩散导致界面附近的浓度梯度随着时间和距离改变。这一过程满足菲克第二定律^[16]。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2)$$

式中, C 为扩散物质的体积浓度, kg/m^3 ; t 为扩散时间, s ; x 为距离, m 。

Matano 根据试验的浓度分布曲线计算不同浓度下的扩散系数,这种计算扩散系数的方法称为

Boltzmann-Matano 法。这种方法的基本原理是假设扩散系数 D 是浓度 C 的函数,因此 $D=D(C)$, 即式(2)可以写成式(3)的形式。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial D}{\partial x} \frac{\partial C}{\partial x} \quad (3)$$

为了简化扩散模型,利用 C 、 x 、 t 和扩散系数与给定时刻扩散定律的关系,令 $C=C(\beta)$, $D=D(\beta)$ 和 $\beta = \frac{x}{\sqrt{t}}$ 并代入式(3)得

$$d\left(D \frac{dC}{d\beta}\right) = -\frac{\beta}{2} dC \quad (4)$$

根据初始条件

$$C = 0 \Big|_{t=0, x=0}, \frac{dC}{dx} = 0,$$

$$\text{所以 } \frac{dC}{d\beta} = 0$$

$$\frac{dC}{d\beta} = -\frac{1}{2} \int_0^C \beta dC \quad (5)$$

然后将 $\beta = \frac{x}{\sqrt{t}}$ 代入到式(5)中得

$$D = -\frac{1}{2t} \frac{\int_0^C x dC}{\frac{dC}{dx}} \quad (6)$$

式中, $\frac{dC}{dx}$ 表示曲线 $C=f(x)$ 在浓度 C 处的斜率; $\int_0^C x dC$ 表示曲线 $C=f(x)$ 在 $[0, C]$ 之间的积分面积; D 表示浓度 C 所对应的扩散系数。

涂层/基底 Al 元素浓度曲线如图 8 所示。根据 Al 元素分布情况,通过拟合计算得到不同次数热冲击后 Al 元素在涂层/基底界面内各点的扩散系数 D , 见表 3。

由表 3 可以看出,扩散系数的最大值均出现在涂层/基底处,各点距离界面的距离越大,扩散系数就越低。在 360 次热冲击循环时 Al 元素

的扩散系数为正值,这表示 Al 元素是由 BC 层向基底扩散;而在 600 次热冲击循环之后扩散系数为负值,此时扩散方向由基底向 BC 层。这是由于 TGO 中 Al_2O_3 的形成也需要消耗 BC 层中的 Al 元素^[17],导致 Al 元素浓度迅速下降并低于基底当中的 Al 元素浓度。值得注意的是,热冲击初期 Al 元素的扩散系数较大,并在界面区产生富集,如图 8(b)所示。因此,600 次热冲击循环的 Al 元素扩散系数大于 1200 次热冲击循环。此外,在 1200 次热冲击循环后扩散系数逐渐增大,这是由于 BC 层中的 Al 元素虽然不再向基底中扩散,但是还是要向外氧化形成 TGO。因此基底和 BC 层间的浓度梯度增加,导致 Al 元素扩散系数逐渐增大。

HY5 与传统的 BC 层材料在 Al 元素扩散行为上的区别不大。然而 AIP 制备的 BC 层中 β 相体积分较高,晶粒尺寸较大,Al、Cr 和 Ni 等金属元素更容易向外扩散^[18],导致 BC 层中 Al 元素浓度迅速下降至低于基底。此外,界面区 Al 元素扩散方向转变,界面区 TCP 相的数量先增多后减少。经过 4800 次热冲击循环后并未在界面区观察到明显的缺陷。

3 结论

(1) 沉积态 TBCs 中 BC 层主要由 β 相和 γ 相组成,在涂层/基底界面观察到 1~2 μm 的 IDZ。

(2) 随着热冲击试验的进行,Al 元素快速消耗致使 BC 层中 β 相耗尽,并且和基底间 Al 元素浓度梯度转变,部分 TCP 相重新溶解回基底中,最终各元素的分布逐渐均匀。

(3) 热冲击试验初期,Al 元素扩散系数为正值,而在 600 次热冲击循环后为负值,且扩散系数的最大值均出现在涂层/基底界面处,距离界面越大,扩散系数就越低。

(4) HY5 与传统的 BC 层材料在 Al 元素扩散行为上的区别不大,但是

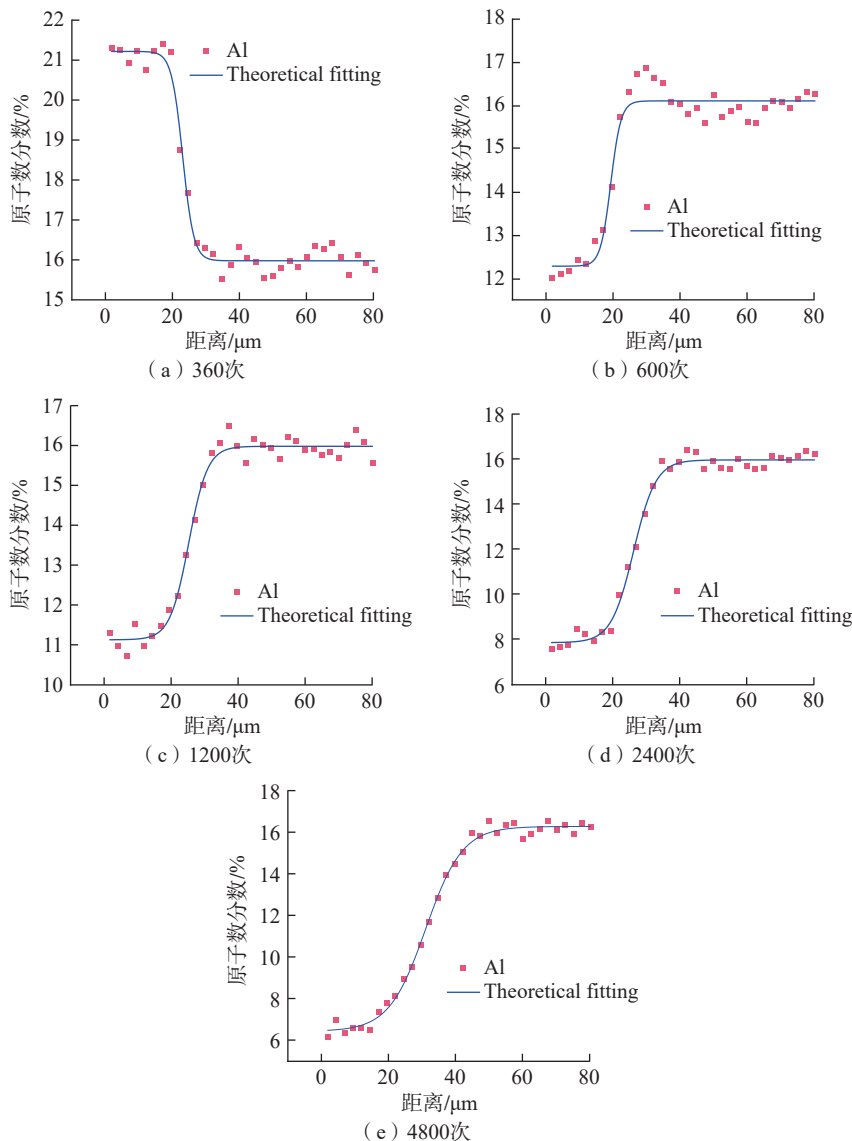


图 8 不同次数热冲击后涂层/基底界面 Al 元素浓度曲线

Fig.8 Al concentration curve of coating/substrate after thermal shock for different cycles

表 3 不同次数热冲击后 Al 元素扩散系数

Table 3 Diffusion coefficient of Al element after thermal shock for different cycles

距离/ μm	扩散系数 $D / (10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$				
	360 次	600 次	1200 次	2400 次	4800 次
5	0	0	0	0	-0.0001
15	1.2679	-0.0143	-0.0006	-0.0012	-0.0039
20	5.4015	-0.1322	-0.0022	-0.0038	-0.0153
25	7.6716	-0.5234	-0.0081	-0.0117	-0.0542
30	4.3344	-0.5676	-0.026	-0.0338	-0.1597
40	0.4799	-0.0753	-0.1299	-0.1879	-0.5037
60	0	0	-0.0089	-0.07	-0.1142
80	0	0	0	0	0

AIP 制备的 BC 层中 Al 元素快速向外扩散被氧化会对界面区的 Al 元素扩散行为有一定的影响。

参考文献

[1] 晋小超, 侯成, 吉新阔, 等. 热障涂层系统损伤与断裂研究进展 [J]. 中国材料进展, 2020, 39(11): 897-910.

JIN Xiaochao, HOU Cheng, JI Xinkuo, et al. Advances in damage and fracture of thermal barrier coatings[J]. Materials China, 2020, 39(11): 897-910.

[2] YANG L L, CHEN M H, WANG J L, et al. Microstructure and composition evolution of a single-crystal superalloy caused by elements interdiffusion with an overlay NiCrAlY coating on oxidation[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 45: 49-58.

[3] LIU S B, LI W, SUN J, et al. Preparation and oxidation behaviour of NiCrAlYSc coatings on a Ni-based single crystal superalloy[J]. Corrosion Science, 2020, 171: 108703.

[4] 郭洪波, 宫声凯, 徐惠彬. 先进航空发动机热障涂层技术研究进展 [J]. 中国材料进展, 2009, 28(S2): 18-26.

GUO Hongbo, GONG Shengkai, XU Huibin. Progress in thermal barrier coatings for advanced aeroengines[J]. Materials China, 2009, 28(S2): 18-26.

[5] ZHAO Y X, GE Y X, JIN X C, et al. Oxidation behavior of double-ceramic-layer thermal barrier coatings deposited by atmospheric plasma spraying and suspension plasma spraying[J]. Ceramics International, 2022, 48(16): 23938-23945.

[6] XU Z H, HE L M, MU R D, et al. Thermal cycling behavior of YSZ and $\text{La}_2(\text{Zr}_{0.7}\text{Ce}_{0.3})_2\text{O}_7$ as double-ceramic-layer systems EB-PVD TBCs[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 525: 87-96.

[7] 杨文慧, 牟仁德. 热处理温度对热障涂层微观形貌及元素互扩散的影响 [J]. 装备环境工程, 2019, 16(1): 7-12.

YANG Wenhui, MU Rende. Effects of heat treatment temperature on microstructure and interdiffusion behavior of thermal barrier coatings[J]. Equipment Environmental Engineering, 2019, 16(1): 7-12.

[8] SUZUKI A S, KAWAGISHI K, YOKOKAWA T, et al. Effect of Cr on microstructural evolution of aluminized fourth generation Ni-base single crystal superalloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2012,

206(11–12): 2769–2773.

[9] ZHONG J Y, LIU J H, ZHOU X, et al. Thermal cyclic oxidation and interdiffusion of NiCoCrAlYHF coating on a Ni-based single crystal superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 657: 616–625.

[10] 董建民, 李嘉荣, 牟仁德, 等. 高温热处理对带热障涂层 DD6 单晶高温合金互扩散行为及持久断裂特征的影响 [J]. *材料工程*, 2014, 42(6): 51–55, 61.

DONG Jianmin, LI Jiarong, MU Rende, et al. Effect of high temperature heat treatment on elements interdiffusion behavior and stress rupture characteristics of DD6 single crystal superalloy with thermal barrier coatings[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2014, 42(6): 51–55, 61.

[11] LIU S B, LI W, FU L B, et al. Oxidation behaviour of NiCoCrAlYHFZr coating on a fourth generation single crystal superalloy[J]. *Corrosion Science*, 2021, 187: 109522.

[12] YAN K, YU H Y, XIANG Y, et al. Oxidation and interfacial cracking behaviors of

TBCs with double-layered bond coat on different substrate materials[J]. *Corrosion Science*, 2022, 209: 110770.

[13] 艾诚, 赵鑫博, 张传, 等. 基于三元相图预测高 Mo 强化镍基单晶高温合金中拓扑密排相的类型 [J]. *中国有色金属学报*, 2023, 33(4): 1074–1084.

AI Cheng, ZHAO Xinbo, ZHANG Chuan, et al. Type of topologically close-packed phase in Mo-rich Ni based single crystal superalloys predicted based on ternary phase diagrams[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2023, 33(4): 1074–1084.

[14] CERMAK J, STLOUKAL I, RUZICKOVA J, et al. Short-circuit diffusion in Ni–Al alloys[J]. *Intermetallics*, 1998, 6(1): 21–28.

[15] 邹金龙, 周益春, 刘兴军. 热障涂层热循环过程中的界面扩散系数 [J]. *湘潭大学自然科学学报*, 2004, 26(2): 41–47.

ZOU Jinlong, ZHOU Yichun, LIU Xingjun. Interfacial diffusion coefficients of EB-PVD thermal barrier coatings during thermal

cycling[J]. *Natural Science Journal of Xiangtan University*, 2004, 26(2): 41–47.

[16] 潘金生, 仝健民, 田民波. 材料科学基础 [M]. 修订版. 北京: 清华大学出版社, 2011: 448.

PAN Jinsheng, TONG Jianmin, TIAN Minbo. *Material science foundation*[M]. Revised ed. Beijing: Tsinghua University Press, 2011: 448.

[17] 刘林涛, 张勇, 吕海兵, 等. EB-PVD 热障涂层粘结层/TGO 界面性能的研究进展 [J]. *材料导报*, 2021, 35(S1): 160–163.

LIU Lintao, ZHANG Yong, LÜ Haibing, et al. Research progress of interfacial properties between bond coating and TGO in EB-PVD TBCs[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(S1): 160–163.

[18] ZHAO Z K, WANG J L, CHEN M H, et al. Comparative study on the initial oxidation behavior of conventional and nanocrystalline MCrAlY coatings—effect of microstructure evolution and dynamic mechanisms[J]. *Acta Materialia*, 2022, 239: 118264.

Study on Microstructure of Coating/Substrate Interface and Law of Element Diffusion in Thermal Shock Environment

YANG Laixia, GAO Wei, ZHAO Jinchao, GAO Yang, XU Chao

(Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, China)

[ABSTRACT] In order to meet the requirement of long-term service of thermal barrier coatings (TBCs) in high temperature environment, the morphology evolution of coating/substrate interface and the laws of element diffusion of TBCs in thermal shock environment were studied in this paper. The thermal shock tests of TBCs was carried out by the quartz lamp heating platform. The microstructure and element distribution of the coating/substrate interface after thermal shock were analyzed by SEM and EDS, and the diffusion coefficient of Al element at the coating/substrate interface was calculated by Boltzmann-Matano diffusion model. The results show that the BC layer was mainly composed of β and γ phases, and the diffusion zone has appeared at the coating/substrate interface. With the thermal shock tests, the rapid consumption of Al element caused the gradient shift of Al element concentration between BC layer and substrate, and Al element began to diffuse outward. Some refractory elements enriched in the topologically close-packed (TCP) phase could be solidly dissolved into the substrate again. Finally, the distribution of all elements gradually uniform in the interface region. The diffusion coefficient of Al element was positive before the thermal shock tests and negative after 600 cycles. The maximum diffusion coefficient appears at the coating/substrate interface. And the greater the distance from the interface, the lower the diffusion coefficient.

Keywords: Thermal barrier coatings (TBCs); Thermal shock; Element diffusion; Diffusion coefficient; Topologically close-packed phase (TCP)

(责编 阳光)