

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2015.02.004

热处理气氛对 ZrO₂ 活性扩散障/NiCrAl 涂层界面反应的影响*

刘林涛¹, 李争显^{1,2}, 华云峰², 杜继红², 杨晨曦¹, 宗洋洋³

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 西安 710016; 2. 西北有色金属研究院 腐蚀与防护研究所, 西安 710043; 3. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110819)

摘 要: 为研究 ZrO₂ 活性扩散障的形成机制, 采用电子束物理气相沉积技术(EB-PVD)在 DD5 镍基高温合金表面分别沉积 ZrO₂ 先驱层与 NiCrAl 涂层, 分别在真空条件和大气条件下对试样进行温度为 700, 800 及 900 °C, 时间为 5 h 的高温热处理。分析了试样的截面形貌、扩散反应区厚度以及 ZrO₂/NiCrAl 涂层界面处的元素分布, 并研究了热处理气氛对 ZrO₂/NiCrAl 涂层界面反应的影响。结果表明: 真空条件更有益于界面反应的进行, 并发现经过 900 °C 热处理 5 h 后, ZrO₂ 活性扩散障/NiCrAl 涂层界面之间形成了致密的 Al₂O₃ 阻挡层; 而在大气气氛下, NiCrAl 涂层中部分 Al 元素向表面扩散形成氧化膜, 从而影响了 ZrO₂/NiCrAl 涂层的界面反应。

关键词: 界面反应; 元素扩散; NiCrAl 涂层; 扩散障

中图分类号: TG174.444 **文献标志码:** A **文章编号:** 1007-9289(2015)02-0053-06

Influences of Heat Treatment Atmosphere on Interface Reaction of ZrO₂ Active Diffusion Barrier and NiCrAl Coating

LIU Lin-tao¹, LI Zheng-xian^{1,2}, HUA Yun-feng², DU Ji-hong², YANG Chen-xi¹, ZONG Yang-yang³

(1. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710016; 2. Institute of Corrosion and Protection, Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710043; 3. College of Material and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819)

Abstract: ZrO₂ ceramic film and NiCrAl coating were respectively deposited on DD5 Ni-based super alloy by electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) to investigate the formation of ZrO₂ active diffusion barrier. The specimens were heat treated under 700, 800 and 900 °C for 5 h in both vacuum and atmospheric conditions. By comparing the cross section morphology, the thickness of the diffusion-reaction zones and the element nearby the interface of ZrO₂/NiCrAl, the influences of the interface reaction between the ZrO₂ active diffusion barrier and the NiCrAl coating under different heat treatment conditions were investigated. The results indicate that the vacuum condition is more conducive to the interfacial reaction, and after 900 °C/5 h vacuum-treated, a continued and dense Al₂O₃ diffusion barrier forms on the interface of ZrO₂/NiCrAl. However, a portion of Al element in NiCrAl coating is diffused to the surface to form the oxidation scale under heat treatment in the atmospheric condition, which would damage the interface reaction between ZrO₂ and NiCrAl coatings.

Keywords: interface reaction; element diffusion; NiCrAl coating; diffusion barrier

收稿日期: 2014-09-28; **修回日期:** 2015-02-03; **基金项目:** * 国家重点基础研究发展计划(973 计划)(2012CB625102); 陕西省科学技术研究发展计划(2013kw12-01)

通讯作者: 李争显(1962-), 男(汉), 教授, 博士; **研究方向:** 稀有金属表面等离子体冶金, 抗高温氧化功能涂层, C/C 复合材料表面金属化技术等; **Tel:** (029) 8623 1077; **E-mail:** lizx@c-nin.com

网络出版日期: 2015-03-11 09:30; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150311.1010.014.html>

引文格式: 刘林涛, 李争显, 华云峰, 等. 热处理气氛对 ZrO₂ 活性扩散障/NiCrAl 涂层界面反应的影响 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(2): 53-58. Liu L T, Li Z X, Hua Y F, et al. Influences of heat treatment atmosphere on interface reaction of ZrO₂ active diffusion barrier and NiCrAl coating [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(2): 53-58.

0 引言

MCrAlY 涂层作为热障涂层中的金属粘结层,能够缓解由于陶瓷涂层和基体的热膨胀系数不匹配产生的热应力^[1],改善涂层和基体合金的热物理相容性^[2],提高基体合金的抗氧化能力^[3]。然而,长期在 1 000 ℃ 以上高温环境中服役,MCrAlY 涂层会与合金基体发生元素互扩散现象^[4],导致互扩散反应区和二次反应区的出现,并伴随大量柯肯达尔孔洞和拓扑密堆积相的产生,这会严重影响到金属粘结层的稳定性及热障涂层的使用寿命^[5]。因此,控制基体/粘结层之间互扩散行为是发展新型热障涂层的重要问题。

目前,已提出的抑制基体与粘结层之间互扩散的方法主要有:①改性粘结层^[6-7]。在粘结层中添加 Pt、Ru、Dy 等活性元素,利用活性元素在晶界的钉扎作用,降低基体/粘结层之间的互扩散行为;②改性涂层活度^[8-9]。例如将镍基合金中的 γ' 相作为 EQ 涂层(Equilibrium coating)材料的主相,制备出和基材之间互扩散元素的化学活度为零的粘结层,从而抑制基体/粘结层之间的互扩散。但这种涂层的抗氧化能力有限,氧化时间较长时其相结构容易退化成为 γ 和 γ' 相。③增加扩散障^[10-11]。即在基体与粘结层之间制备一层具有阻挡元素扩散功能的扩散障层(Diffusion barrier),从而阻挡元素的互扩散行为。

一般认为,与其他方法相比,增加扩散障是解决合金基体与金属粘结层之间的互扩散行为最直接有效的手段^[11-12]。目前常见的扩散障主要有^[10-15]:Pt, Ta, TiN, Al-O-N, Cr-O-N, α -Al₂O₃ 等,其中 α -Al₂O₃ 具有 hcp 型晶体结构,缺陷密度低,并且从室温到其熔点无相变,被认为是合适的扩散障材料。然而,直接制备的 α -Al₂O₃ 扩散障不仅结合强度不高,而且容易受到基体中 Ni 和 Co 元素的影响,从而在表面出现晶须,降低了材料的使用性能^[15]。针对此,中科院金属所王福会课题组提出了活性扩散障的新思路^[16],活性扩散障形成原理如图 1 所示。首先,在基体与粘结层之间制备一层 ZrO₂ 先驱层,再通过高温处理或在服役过程中的高温环境作用下,利用 Al 对 O 的亲势高于 Zr 对 O 的亲势^[17],使基体与粘结层中的 Al 元素分别与 ZrO₂ 先驱层反应,形成两侧为 Al₂O₃ 的“三明治”结构的扩散障。这种由原位反应形成的 Al₂O₃ 层不

仅能有效阻挡基体/金属间的互扩散行为,而且极大的提高了扩散障与基体和粘结层间的结合力,极具研究潜力。但由于活性扩散障的形成涉及到基体/扩散障和扩散障/粘结层两个界面,形成原因十分复杂,包括基体成分、粘结层成分、高温处理条件等因素,形成机制尚不明确。

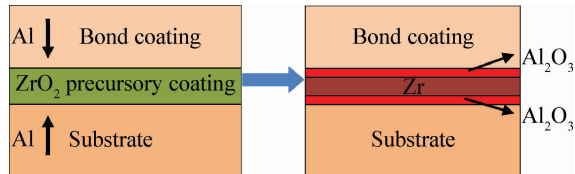


图 1 ZrO₂ 活性扩散障的形成示意图

Fig. 1 Schematic diagrams of the formation of ZrO₂ active diffusion barrier

为此,采用电子束物理气相沉积(Electron beam physical vapor deposition, EB-PVD)技术在 DD5 镍基高温合金表面分别沉积 ZrO₂ 先驱层与 NiCrAl 粘结层,制备出 DD5/ZrO₂/NiCrAl 体系试样,然后对其进行大气气氛和真空气氛高温热处理,处理时间均为 5 h。通过改变热处理气氛和温度,重点讨论了高温处理条件对 ZrO₂ 活性扩散障/NiCrAl 涂层界面反应的影响,探讨了 ZrO₂ 活性扩散障的形成机制。

1 试验方法

试验所用基体材料为 15 mm × 10 mm × 2 mm 的 DD5 镍基单晶高温合金,成分见表 1。

表 1 DD5 镍基单晶高温合金成分

Table 1 Composition of the nickel-base single crystal superalloy (wt/%)

Element	Cr	Co	W	Al	Ta
Content	7	7.5	5.0	6.2	6.5
Element	Mo	Re	Hf	C	Ni
Content	1.5	3.0	0.15	0.05	Bal.

对 DD5 镍基单晶高温合金基体材料进行逐级打磨和超声波清洗后,采用 EB-PVD 设备在其表面分别沉积厚度均约为 50 μm 的 ZrO₂ 先驱层和 NiCrAl 涂层,制备出 DD5/ZrO₂/NiCrAl 体系试样。其中,EB-PVD 设备所用靶材材料分别为 ZrO₂ (纯度 99.9%) 和 Ni-30Cr-12Al (wt/%) 合金。EB-PVD 工作室温度 600 ℃ (红外测温仪测

试),蒸发电流均为 1.0 A,加热电流为 0.3 A,沉积时间分别为 0.3 h 和 0.5 h。然后,对 DD5/ZrO₂/NiCrAl 体系试样分别采用大气气氛和真空气氛进行 700、800 和 900 °C 的高温热处理,处理时间为 5 h,升温速度为 7 °C/min,真空热处理时真空度为 7×10⁻³ Pa。

采用 JSM-6700F 型场发射扫描电子显微镜 (FE-SEM) 观察涂层界面的显微结构,并使用其配备的 Oxford INCA X 射线能谱仪 (EDS) 进行元素分析。采用 ESCALAB 250Xi 型 X 射线光电子能谱仪 (XPS) 选取 ZrO₂ 先驱层与 NiCrAl 涂层界面区域,确定涂层界面中元素的化学状态。

2 结果及讨论

2.1 制备态 ZrO₂ 扩散障/NiCrAl 涂层的界面

制备态 ZrO₂ 扩散障/NiCrAl 涂层界面的微观形貌如图 2 所示。图中左侧较亮区域为 ZrO₂ 先驱层,右侧较暗区域为 NiCrAl 涂层,在两涂层中间发现了厚度约 6 μm 的过渡区,该区域微观形貌与 ZrO₂ 层相似,同时该区域分别与 ZrO₂ 涂层和 NiCrAl 涂层之间存在明显的界面。通过 EDS 分析图中的 Area 1 区域可知(见表 2):该区域主要由 ZrO₂ 组成,同时存在 Ni、Cr、Al 等元素。由此可推测,该区域是 NiCrAl 涂层在制备过程中向 ZrO₂ 涂层方向扩散后形成的互扩散反应区。其形成原因可能是:一方面,由于 EB-PVD 工作室温度达到 600 °C,涂层间互扩散行为较为显著;另一方面,具有柱状晶组织的 ZrO₂ 先驱层提供了较多的扩散通道。这两方面原因引起了 Ni、Cr 和 Al 元素向先驱层侧扩散,导致在未

进行热处理之前,在 ZrO₂ 先驱层和 NiCrAl 涂层之间已经形成了一定厚度的扩散反应区。

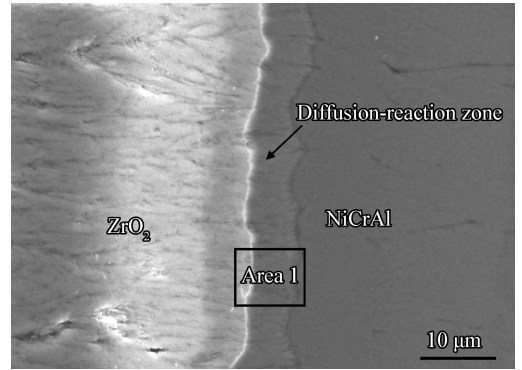


图 2 制备态 ZrO₂ 扩散障/NiCrAl 涂层的界面微观形貌
Fig. 2 Interface morphology of the as-deposited ZrO₂/NiCrAl coating

表 2 图 2 中区域 1 的能谱结果

Table 2 Corresponding EDS results of the area 1 in Fig. 2 (a/%)

Element	O	Al	Cr	Ni	Zr
Content	22.09	0.74	0.96	17.09	59.12

2.2 热处理气氛对 ZrO₂ 扩散障/NiCrAl 涂层界面微观形貌的影响

图 3 是大气气氛和真空气氛条件下热处理后扩散反应区的界面局部微观形貌。由图中可以看出,不同热处理气氛下试样的扩散反应区微观形貌基本相似,并且发现扩散反应区和 ZrO₂ 涂层的过渡较为连续,两者界面平整、无缝隙,而扩散反应区与 NiCrAl 涂层的界面则存在明显的黑色带状区域,以及少量的裂纹缺陷。为进一步对比分析,分别对大气气氛和真空气氛热处理 5 h 试样的互扩散反应区厚度进行测量,结果如图 4 所示。

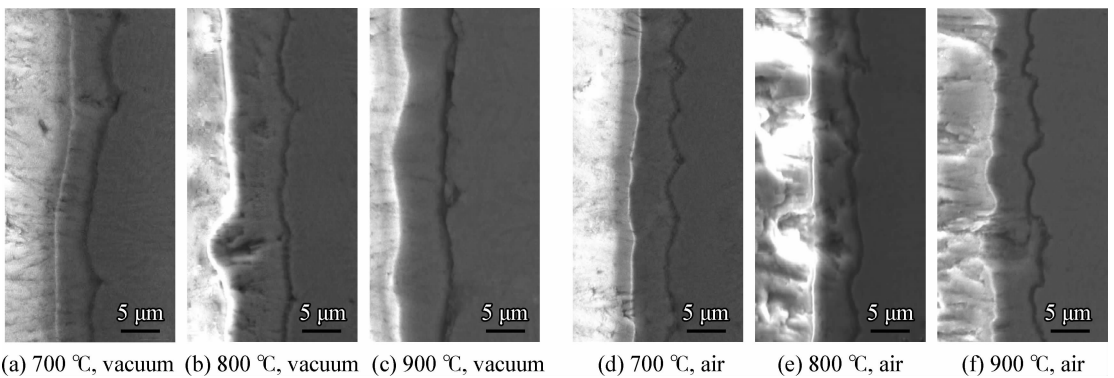


图 3 不同气氛热处理 ZrO₂ 扩散障/NiCrAl 涂层的界面形貌

Fig. 3 Interface morphologies of the ZrO₂/NiCrAl coatings under different atmosphere treatments

结合图3和图4可以发现:与制备态试样相比,700℃大气热处理试样的扩散反应区厚度基本未发生改变,而真空热处理试样的扩散反应区厚度则有一定增加;800℃大气热处理试样和真空热处理试样的扩散反应区厚度较700℃时均进一步增加,且真空热处理试样的扩散反应区厚度大于大气热处理试样的厚度;900℃大气热处理试样的扩散反应区厚度较800℃略微有所增加,但真空热处理试样的厚度却又显著的下降。总体而言,随热处理温度的增加两种气氛处理试样的扩散反应区厚度整体呈现上升趋势,但900℃真空热处理试样的扩散反应区厚度却显著降低,因此可以推断在900℃真空条件下,ZrO₂/NiCrAl涂层之间发生了界面反应,形成了Al₂O₃扩散障,从而阻滞了扩散反应区的增大。

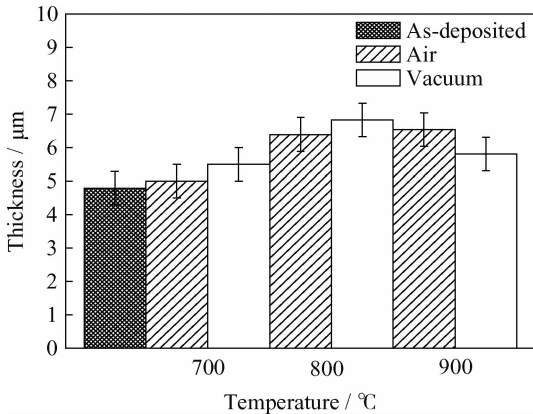


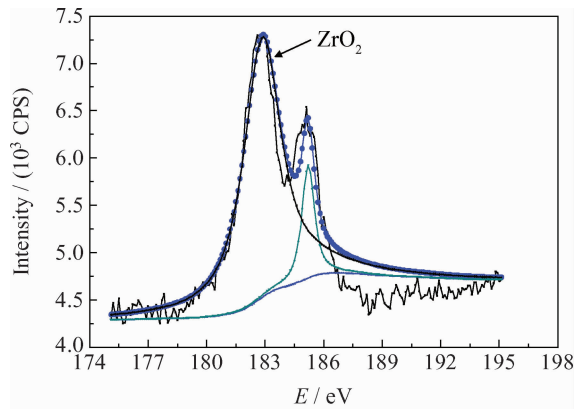
图4 不同气氛热处理条件下ZrO₂扩散障/NiCrAl涂层扩散反应区的厚度

Fig. 4 Thickness of the diffusion-reaction zones of the ZrO₂/NiCrAl coatings under different atmosphere heat treatments

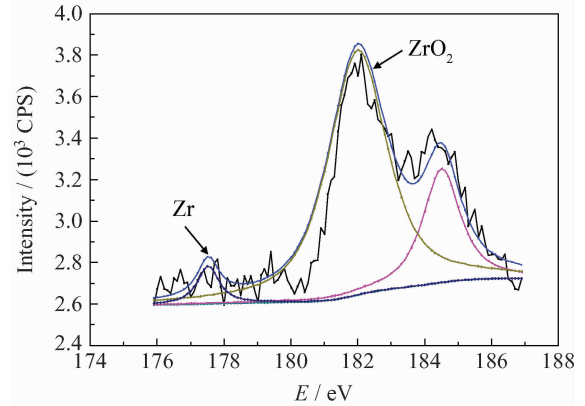
2.3 热处理气氛对ZrO₂扩散障/NiCrAl涂层界面元素状态的影响

为进一步分析热处理气氛对ZrO₂扩散障/NiCrAl涂层界面反应的影响,采用XPS分别对900℃/5h大气热处理和真空热处理气氛下ZrO₂/NiCrAl界面处Zr 2p的高分辨谱进行分析,结果见图5。

从图中可以看出,大气热处理后Zr元素仍然以ZrO₂形式存在,并未发现其他价态,说明经过900℃/5h大气环境热处理后,ZrO₂扩散障/NiCrAl涂层界面并未发生形成活性扩散障的反应。而经过真空气氛下900℃/5h热处理试样的Zr 2p高分辨谱中除ZrO₂外,还出现了单质的



(a) Zr 2p, in air

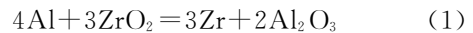


(b) Zr 2p, in vacuum

图5 不同气氛热处理ZrO₂扩散障/NiCrAl涂层界面反应区Zr元素的XPS图谱

Fig. 5 XPS spectra of the Zr element in interface reaction zone between ZrO₂/NiCrAl coatings under different atmosphere heat treatments

Zr元素,单质Zr的出现说明此时在ZrO₂扩散障与NiCrAl涂层界面处,发生了生成Al₂O₃阻挡层的化学反应,部分ZrO₂被还原。



同时可以推测,在活性扩散障形成后,Al₂O₃阻挡层对Ni、Cr及Al元素的扩散起到了阻挡作用,从而使其扩散反应区厚度有所下降(见图3和图4)。

2.4 ZrO₂扩散障/NiCrAl界面Al₂O₃活性扩散障的形成

从上可推测,在经过900℃/5h真空热处理后,ZrO₂活性扩散障/NiCrAl涂层界面处已经形成了Al₂O₃阻挡层,对其截面腐蚀处理后进行形貌和能谱分析,结果如图6和表3所示。

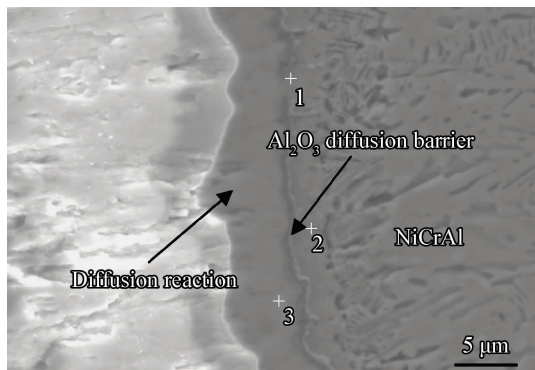


图 6 900 °C/5 h 真空处理 ZrO_2 扩散障/ $NiCrAl$ 涂层的界面形貌

Fig. 6 Interface morphology of the ZrO_2 / $NiCrAl$ coating treated in vacuum at 900 °C for 5 h

表 3 图 6 所示 ZrO_2 扩散障/ $NiCrAl$ 涂层的能谱结果

Table 3 Corresponding EDS results of the ZrO_2 / $NiCrAl$ coating in Fig. 6 ($\alpha/\%$)

Area	O	Al	Cr	Ni	Zr
1	25.24	23.28	24.09	24.78	2.61
2	6.65	18.66	5.15	69.54	
3	48.19	3.10	10.77	14.02	23.91

由图可知:在 ZrO_2 活性扩散障/ $NiCrAl$ 涂层界面处形成一条连续致密的深灰色带状结构,并且界面处较为平整无微裂纹等缺陷。结合 XPS(图 5(a)(b))及 EDS(图 6)分析,可以判断此时在 ZrO_2 先驱层与 $NiCrAl$ 涂层界面处的深灰色带状结构为 $\alpha-Al_2O_3$ 。进一步分析 EDS 结果发现:在 Al_2O_3 阻挡层两侧, Ni 、 Cr 、 Al 元素的含量都存在显著的差异,这说明 Al_2O_3 阻挡层能有效的阻挡 Ni 、 Cr 及 Al 元素的扩散行为,同时在互扩散反应区中(图 6 中点 3 位置) Al 、 Cr 、 Ni 元素的出现,说明在连续致密的 Al_2O_3 阻挡层形成前, ZrO_2 先驱层/ $NiCrAl$ 涂层之间发生了一定的互扩散。

3 热处理气氛对 ZrO_2 活性扩散障形成的影响

根据以上分析及高扬^[18]等人的研究,可以判定热处理气氛对 ZrO_2 活性扩散障形成的影响机制如下(见图 7):大气热处理时,在 $NiCrAl$ 涂层表面形成一层致密的以 Al_2O_3 为主,夹杂 NiO 和 Cr_2O_3 的氧化膜,该氧化膜阻挡了 O_2 的进入,从

而保护了基体。也就是说,在有氧的环境中, $NiCrAl$ 涂层中的 Ni 、 Cr 和 Al 元素倾向于向表面大量扩散,形成氧化物薄膜(特别是最活泼的 Al 元素)。另外,还有少量的 Ni 、 Cr 和 Al 元素向 ZrO_2 层/ $NiCrAl$ 层的界面处扩散,与 ZrO_2 发生反应生成 Al_2O_3 相。而真空热处理时,由于氧气浓度极低, $NiCrAl$ 涂层表面并未发生氧化反应,只是在 ZrO_2 层和 $NiCrAl$ 层的界面处发生反应: $4Al + 3ZrO_2 = 2Al_2O_3 + 3Zr$,并且因为两涂层间各元素存在明显的化学势梯度,使得 $NiCrAl$ 涂层中的 Al 元素更倾向在界面处聚集,从而有利于 Al_2O_3 的生成。

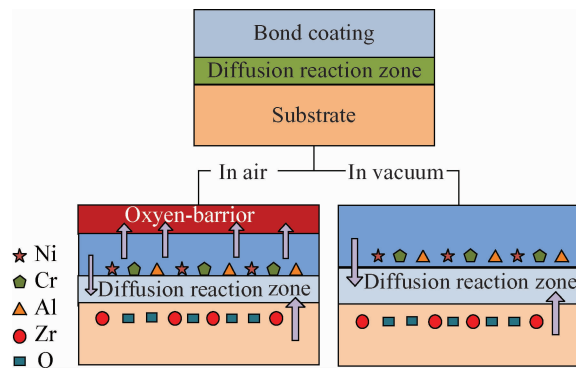


图 7 不同热处理气氛对 ZrO_2 活性扩散障/ $NiCrAl$ 涂层界面反应的影响

Fig. 7 Influences of the different treatments atmospheres on the ZrO_2 / $NiCrAl$ coating

由此可见,在大气气氛下, $NiCrAl$ 涂层中大部分的 Al 元素向表面扩散形成氧化物,只有少部分在界面处与 ZrO_2 反应生成 Al_2O_3 ,而真空气氛下, $NiCrAl$ 涂层中 Al 元素更多地扩散至界面处与 ZrO_2 反应生成 Al_2O_3 ,更有益于界面反应的进行,可以更加迅速的生成连续致密的 Al_2O_3 阻挡层。

综上所述可知:相对于大气气氛热处理,真空气氛热处理后涂层体系中扩散反应区与 $NiCrAl$ 涂层的界面缝隙较小,两者过渡更为良好,更利于扩散反应区和 $NiCrAl$ 涂层的结合。并且,真空气氛热处理更有利于 $NiCrAl$ 涂层中的 Al 元素向 ZrO_2 层扩散,从而形成连续致密的 Al_2O_3 扩散阻挡层。

4 结论

(1) 采用 EB-PVD 制备 ZrO_2 / $NiCrAl$ 涂层后, Ni 、 Cr 和 Al 元素向 ZrO_2 层扩散,并在两者界

面处形成约 $6\ \mu\text{m}$ 的扩散反应区。

(2) 真空热处理过程中, NiCrAl 涂层中 Al 元素扩散至界面处与 ZrO_2 反应生成 Al_2O_3 , 形成连续致密的 Al_2O_3 阻挡层。而在大气气氛热处理过程中, NiCrAl 涂层中部分 Al 元素向表面扩散形成氧化物, 影响了 Al 与 ZrO_2 先驱层的界面反应。

参考文献

- [1] 徐惠彬, 宫声凯, 刘福顺. 航空发动机热障涂层材料体系的研究 [J]. 航空学报, 2000, 21(1): 7-12.
Xu H B, Gong S K, Liu F S. Recent development in materials design of thermal barrier coatings for gas turbine [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2000, 21(1): 7-12(in Chinese).
- [2] 刘纯波, 林锋, 蒋显亮. 热障涂层的研究现状与发展趋势 [J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(1): 1-13.
Liu C B, Lin F, Jiang X L. Current state and future development of thermal barrier coating [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(1): 1-13(in Chinese).
- [3] 王皓, 王全胜. MCrAlY 材料成分改性研究进展 [J]. 表面技术, 2014, 43(3): 152-157, 174.
Wang H, Wang Q S. Research progress on modification in compositions of MCrAlY coatings [J]. Surface Technology, 2014, 43(3): 152-157, 174(in Chinese).
- [4] 陈和兴. 镍基合金基体热障涂层界面扩散和反应的研究 [D]. 长沙: 中南大学, 2004.
Cheng H X. Study on the diffusion and reaction at the interface of thermal barrier coatings on superalloy substrate [D]. Changsha: Central South University, 2004(in Chinese).
- [5] Xu Z H, Mu Rende, He L M, et al. Effect of diffusion barrier on the high temperature oxidation behavior of thermal barrier coatings [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 466(1/2): 471-478.
- [6] Bai B, Guo H, Peng H, et al. Cyclic oxidation and interdiffusion behavior of a NiAlDy/RuNiAl coating on a Ni-based single crystal superalloy [J]. Corrosion Science, 2011, 53(9): 2721-7.
- [7] Das D K. Microstructure and high temperature oxidation behavior of Pt-modified aluminide bond coats on Ni-base superalloys [J]. Progress in Materials Science, 2013, 58(2): 151-182.
- [8] Kawagishi K, Sato A, Harada H. A concept for the EQ coating system for nickel-based superalloys [J]. Journal of Metals, 2008, 60(7): 31-25.
- [9] Sato A, Harada H, Kawagishi K. Development of a new bond coat "EQ coating" system [J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2006, 37(3): 789-790.
- [10] Tan X, Peng X, Wang F. The mechanism for self-formation of a CeO_2 diffusion barrier layer in an aluminide coating at high temperature [J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 224: 62-70.
- [11] Peng H, Guo H B, He J, et al. Oxidation and diffusion barrier behaviors of double-layer NiCoCrAlY coatings produced by plasma activated EB-PVD [J]. Surface & Coatings Technology, 2011, 205(19): 4658-64.
- [12] Narita T. Diffusion barrier coating system concept for high temperature applications [J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 2011, 50(3): 278-290.
- [13] 孙可为, 周万城. 镍基合金高温扩散阻挡层的研究进展 [J]. 材料导报, 2012, 26(9): 103-106.
Sun K W, Zhou W C. Development of diffusion barrier for ni-based superalloy [J]. Materials Review, 2012, 26(9): 103-106(in Chinese).
- [14] Peng H, Guo H B, Yao R, et al. Improved oxidation resistance and diffusion barrier behaviors of gradient oxide dispersed NiCoCrAlY coatings on superalloy [J]. Vacuum, 2010, 85(5): 627-633.
- [15] Sivakumar G, Dusane RO, Joshi S V. A novel approach to process phase pure $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ coatings by solution precursor plasma spraying [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2013, 33(13/14): 2823-9.
- [16] 王启民, 郭明虎, 柯培玲, 等. 电弧离子镀沉积 Cr-O-N 活性扩散阻挡层 [J]. 金属学报, 2004, 40(12): 1264-8.
Wang Q M, Guo M H, Ke P L, et al. Cr-O-N films deposited by arc ion plating as active diffusion barriers [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2004, 40(12): 1264-8(in Chinese).
- [17] 梁英教, 车荫昌. 无机热力学数据手册 [M]. 2 版, 沈阳: 东北大学出版社, 2002.
Liang Y J, Che Y C. Handbook of thermodynamic data for inorganic compounds [M]. 2nd edition, Shenyang: Northeast University Press, 2002(in Chinese).
- [18] 高杨. 高温合金表面金属涂层活性扩散障碍研究 [D]. 沈阳: 东北大学, 2014.
Gao Y. Research on active diffusion barrier of metal coating on superalloy [D]. Shenyang: Northeastern University, 2014(in Chinese).

(责任编辑: 黄艳斐)