

渗铝时间对 PtAl 涂层高温抗氧化行为的影响

沈 月, 陈 勇, 张昆华, 毕 珺, 闻 明, 管伟明, 王传军, 谭志龙, 张俊敏*
(昆明贵金属研究所 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室, 昆明 650106)

摘 要: 以镍基高温合金 GH586 为基体材料, 采用电镀 Pt 和固体粉末包埋渗铝的方法在其表面制备 PtAl 涂层。采用 X 射线衍射(XRD)、扫描电镜(SEM)对不同渗铝时间下 PtAl 涂层的高温氧化过程中各阶段的物相结构及微观组织变化进行表征及分析。研究表明, 在高温氧化过程中, 随着渗铝时间的增加, 涂层中 β -NiAl 相转变为 γ' -Ni₃Al 相的几率越小, 迅速生成 Al₂O₃ 膜的时间越短, 形成起扩散障作用的 Cr、W 等元素富集区的厚度越大, 从而大大提高了镍基合金的抗氧化性。渗铝 3 h 的 PtAl 涂层具有最优的抗氧化性能, 其氧化速率常数 $k_{3h}=1.17\times 10^{-6}$ 。

关键词: 金属材料; PtAl 涂层; 物相结构; 显微组织; 高温抗氧化性

中图分类号: TG178 **文献标识码:** A **文章编号:** 1004-0676(2015)04-0045-06

Effect of Aluminization Time on the High Temperature Oxidation Behavior of PtAl Coating

SHEN Yue, CHEN Yong, ZHANG Kunhua, BI Jun, WEN Ming,
GUAN Weiming, WANG Chuanjun, TAN Zhilong, ZHANG Junmin*

(State Key Laboratory of Advanced Technologies for Comprehensive Utilization of Platinum Metals,
Kunming Institute of Precious Metals, Kunming 650106, China)

Abstract: PtAl coating was prepared by plating platinum on GH586 Ni-base superalloys surface and solid-aluminizing for different time in powder pack. Through X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM), the variation of phase structure and microstructure of PtAl coating during the high temperature oxidation were determined and discussed. The results showed that during the high temperature oxidation, the probability of β -NiAl phase transformed into γ' -Ni₃Al phase decreased with the increase of aluminizing time. As a result, the formation time of Al₂O₃ film was shortened, leading to the increase of the thickness of element (Cr, W etc. as the diffusion barrier effect) enrichment region. These greatly improved the inoxidizability of Ni-base alloys. It is therefore concluded that PtAl coating, produced by aluminizing for 3 hours, possesses the optimal inoxidizability and the oxidation rate constant $k_{3h}=1.17\times 10^{-6}$.

Key words: metal materials; PtAl coating; phase structure; microstructure; high temperature oxidation

大型运载火箭发动机的涡轮泵富氧燃气通道内壁、喷气发动机的涡轮叶片、转子、燃烧室等高温合金热部件需承受较高的工作温度和压力, 且处于极易氧化和热腐蚀的气体环境。加之高温合金材料的高温抗氧化性能和力学性能两者有时是相互矛盾

的, 不可同时达到最优^[1-2]。对此, 科研人员对高温合金材料和高温涂层进行的大量研究表明, 高温涂层在保证基体合金具有足够的高温强度时, 其表面具有优异的抗氧化性, 能大大提高发动机的使用寿命^[3]。所以, 高温涂层的研究对提高发动机的使用

收稿日期: 2015-03-16

基金项目: 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室开放课题项目(SKL-SPM-201525)。

第一作者: 沈 月, 女, 硕士, 助理工程师, 研究方向: 金属材料加工及表面改性处理。E-mail: sy@ipm.com.cn

*通讯作者: 张俊敏, 女, 硕士, 高级工程师, 研究方向: 金属材料加工及表面改性处理。E-mail: zjm@ipm.com.cn

温度和延长其使用寿命起着越来越重要的作用^[4]。

Pt 对合金抗氧化性的改善作用已得到了认可, 故在高温氧化研究领域受到广泛关注。根据目前高温涂层的发展和应用^[5], 研发的涡轮发动机应能在 1000℃ 高温条件下循环使用, 其使用寿命达到 25000 h, 这一目标的实现依赖于 PtAl 涂层的应用, 其它合金涂层离上述目标仍然相差甚远。因此, 应更加关注和研究 PtAl 涂层。目前, 我国航空飞机的生产主要依赖进口发动机, 再加上 PtAl 涂层制造成本高, 国内生产的涡轮发动机运用并不广泛, 国内相关研究并不多。国外对 PtAl 涂层的微观组织结构和性能做了大量研究^[6-9], 而国内主要为中国科学院金属研究所和昆明贵金属研究所对 PtAl 涂层的微观结构及高温性能进行了初步的研究^[2, 10-11], 一些领域国内现在尚属空白, 因此对 PtAl 涂层的研究迫在眉睫。

1 实验材料与方法

本实验采用的基材为镍基高温合金 GH586, 其化学成分如表 1 所示。将镍基高温合金 GH586 线切割成 10×10×2 mm 的小片后进行表面预处理。随后,

进行镀 Pt 处理。最后, 将清洗后的镀 Pt 样品在高于 900℃ 的温度下进行时间分别为 1、2、3 h 的固体粉末包埋渗铝来制备 PtAl 涂层。

表 1 GH586 合金的化学成分

Tab.1 The composition of GH586 Alloy								/%
元素	C	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Ni
质量分数	0.05	19.30	11.20	8.17	2.95	3.28	1.50	53.55

本实验依据 HB 5852-2000 钢及高温合金抗氧化性测定试验方法^[12], 将样品放入箱式炉中进行 1000℃、100 h 的高温氧化实验。根据单位面积增重原理, 利用最小二乘法对氧化增重曲线的拟合得出涂层在 1000℃ 下的高温氧化动力学方程。同时, 采用 X 射线衍射(日本理学 TTRIII 型)、扫描电镜(日本 HITACHI S-3400 型)观察不同渗铝时间制备的涂层在高温氧化过程中显微组织及物相结构的变化。

2 结果与分析

2.1 涂层渗铝 1 h 的物相分析与微观组织形貌

渗铝 1 h, PtAl 涂层经 1000℃ 氧化不同时间后的物相分析与微观组织形貌如图 1 所示。

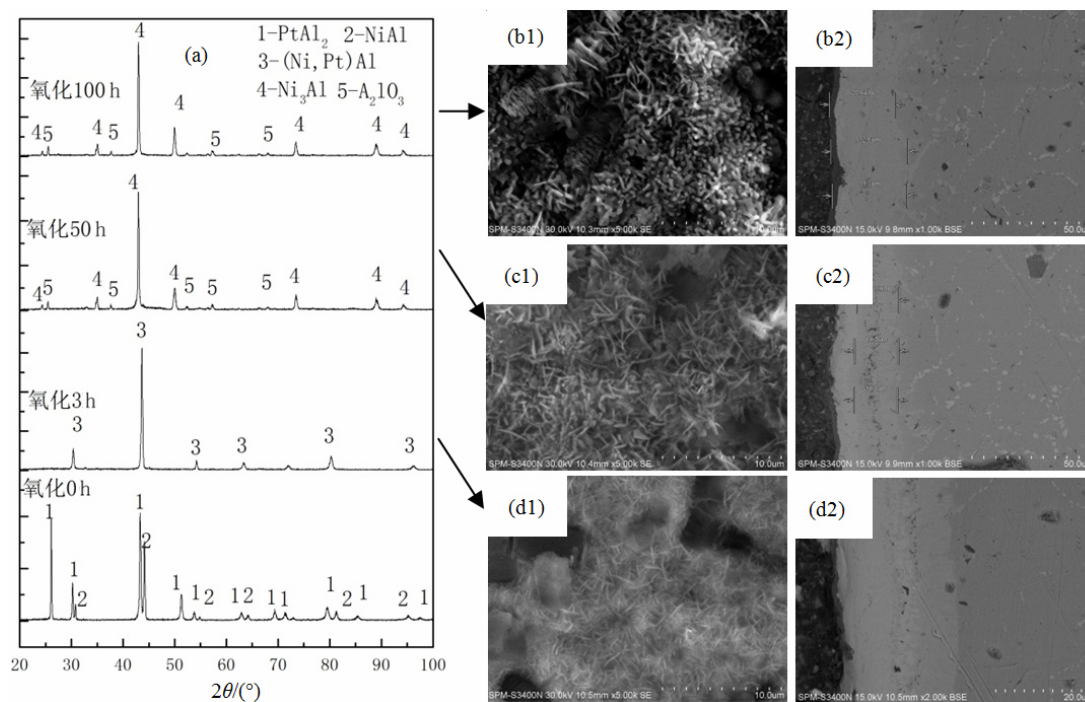


图 1 渗铝 1 h, 经 1000℃ 氧化不同时间后 PtAl 涂层的 X 射线衍射图谱与扫描电子显微图像

[(a). XRD; (b1~d1). 表面形貌; (b2~d2). 截面形貌]

Fig.1 XRD and scanning electron micrograph of PtAl coating aluminized for 1 h and oxidation at 1000℃

[(a). The XRD patterns; (b1~d1). Surface morphology; (b2~d2). Sectional morphology]

从图 1(a)可见, 未经高温氧化的 PtAl 涂层主要由 PtAl_2 和 $\beta\text{-NiAl}$ 双相组成。在高温氧化 3 h 后, 涂层中的 PtAl_2 相很快熔解消失, Pt 向内发生扩散, 固溶于 NiAl 相中形成 $(\text{Ni}, \text{Pt})\text{Al}$ 相。从形貌上能明显看出亚稳态的针状 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$, 如图 1(d1)所示, 但此时氧化膜很薄, 且未形成连续致密的氧化铝膜, 如图 1(d2)所示。由于氧化铝膜很薄, X 射线能够穿透, 所以 XRD 图谱未能显示出 Al_2O_3 峰, 如图 1(a)所示。涂层结构为 15 μm 的涂层+10 μm 的互扩散层。氧化 50 h 后, 由于 Pt 继续向内扩散, Al 向外发生扩散, 在表层生成 Al_2O_3 膜, 且随着氧化时间的增加出现了由亚稳态 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 向稳态 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的转变。如图 1(c1)可知涂层表层为亚稳态的针状 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$, 下层出现稳态的等轴状 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。内层由于 $(\text{Ni}, \text{Pt})\text{Al}$ 相中的 Pt 向基体扩散重新生成 $\beta\text{-NiAl}$

相, Pt 的存在加快了 Al 从 NiAl 相向外扩散的速率, 而 $\beta\text{-NiAl}$ 相则由于 Al 的消耗几乎完全转变为面心立方的 $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ 相。此时, 涂层形成了连续性较好的氧化膜, 其结构为 10 μm 涂层+20 μm 的互扩散层, 如图 1(c2)所示。高温氧化 100 h 后, 由图(b1)可知涂层表面出现颗粒状和等轴状的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 说明表层的亚稳态 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相转变为稳态 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相, 表层的氧化铝基本完全覆盖了涂层表面, 形成一层致密且连续的氧化膜, 此时的涂层结构为 30 μm 的涂层, 未出现明显互扩散区, 如图 1(b2)所示。其物相组成与氧化 50 h 基本一致, 仍由 $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ 和 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 层所组成。

2.2 涂层渗铝 2 h 的物相分析与微观组织形貌

渗铝 2 h, PtAl 涂层经 1000 $^{\circ}\text{C}$ 氧化不同时间后的物相分析与微观组织形貌如图 2 所示。

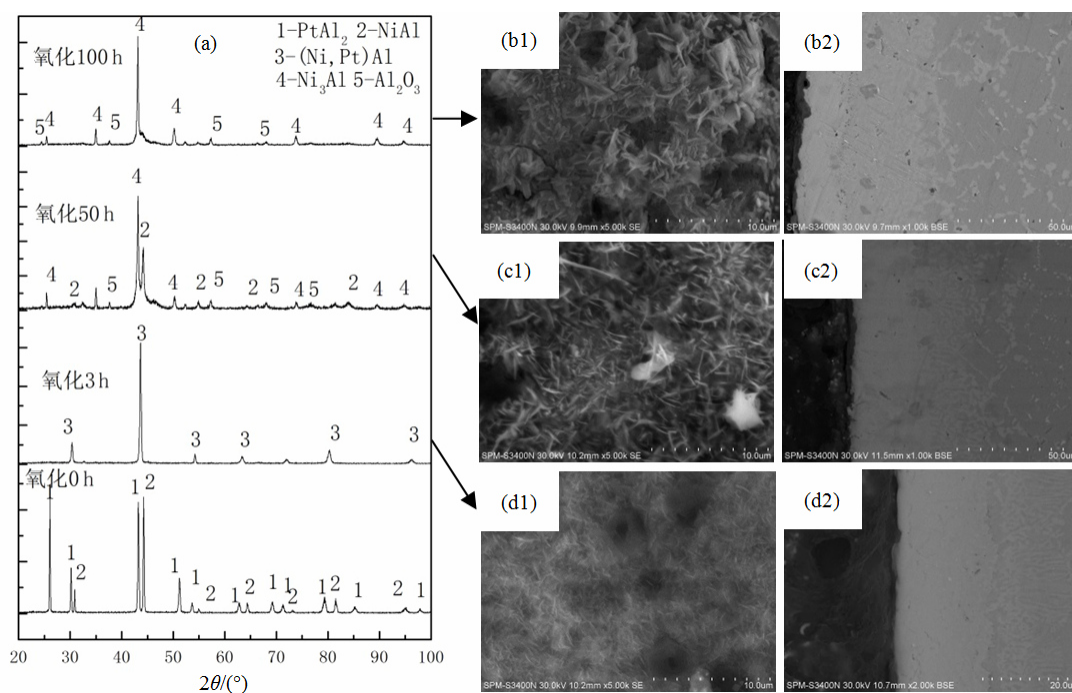


图 2 渗铝 2 h, 经 1000 $^{\circ}\text{C}$ 氧化不同时间后 PtAl 涂层的 X 射线衍射图谱与扫描电子显微图像

[(a). XRD; (b1~d1). 表面形貌; (b2~d2). 截面形貌]

Fig.2 XRD and scanning electron micrograph of PtAl coating aluminized for 2 h and oxidation at 1000 $^{\circ}\text{C}$

[(a). The XRD patterns; (b1~d1). Surface morphology; (b2~d2). Sectional morphology]

从图 2(a)可见, 氧化前, PtAl 涂层由 PtAl_2 和 $\beta\text{-NiAl}$ 双相组成。氧化后的物相结构和微观组织的变化规律与渗铝 1 h 制备的 PtAl 涂层的变化规律相似。不同在于: 氧化 3 h 后, 可观察到基体与涂层的交界处出现条状的白色区域, 通过元素分析发现该区域富 W、Mo。此时涂层结构为 20 μm 的涂层

+2 μm 的互扩散区域+15 μm 元素富集区域, 如图 2(d1)、(d2)所示。氧化 50 h 后, 涂层与基体界面出现条状富 W、Mo 白色区域和富 Cr 黑色沉淀相, 此时涂层结构为 34 μm 涂层+24 μm 元素富集区域, 无明显的互扩散带, 如图 2(c1)、(c2)所示。氧化 100 h 后, 表层的亚稳态的 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 转变为稳态的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$

相, 表层的氧化铝膜已经完全覆盖了涂层表面。表层氧化铝在发生相变转变时, 会产生内应力, 表面容易产生裂纹, 导致氧化膜的破裂脱落, 脱落后该位置又重新生长出氧化铝, 新生长的氧化铝为亚稳态的 θ - Al_2O_3 , 所以氧化 100 h 后的样品表面也能看到极少量的针状 θ - Al_2O_3 , 如图 2(b1)、(b2)所示。此时, 氧化铝膜更加致密, 涂层结构为 30 μm 涂层

+32 μm 元素富集区域。元素富集区的出现, 尤其是富 Cr 沉淀相的出现, 阻碍了基体中的合金元素向涂层扩散, 在一定程度上起到了扩散障的作用。

2.3 涂层渗铝 3 h 的物相分析与微观组织形貌

渗铝 3 h, PtAl 涂层经 1000 $^{\circ}\text{C}$ 氧化不同时间后的物相分析与微观组织形貌如图 3 所示。

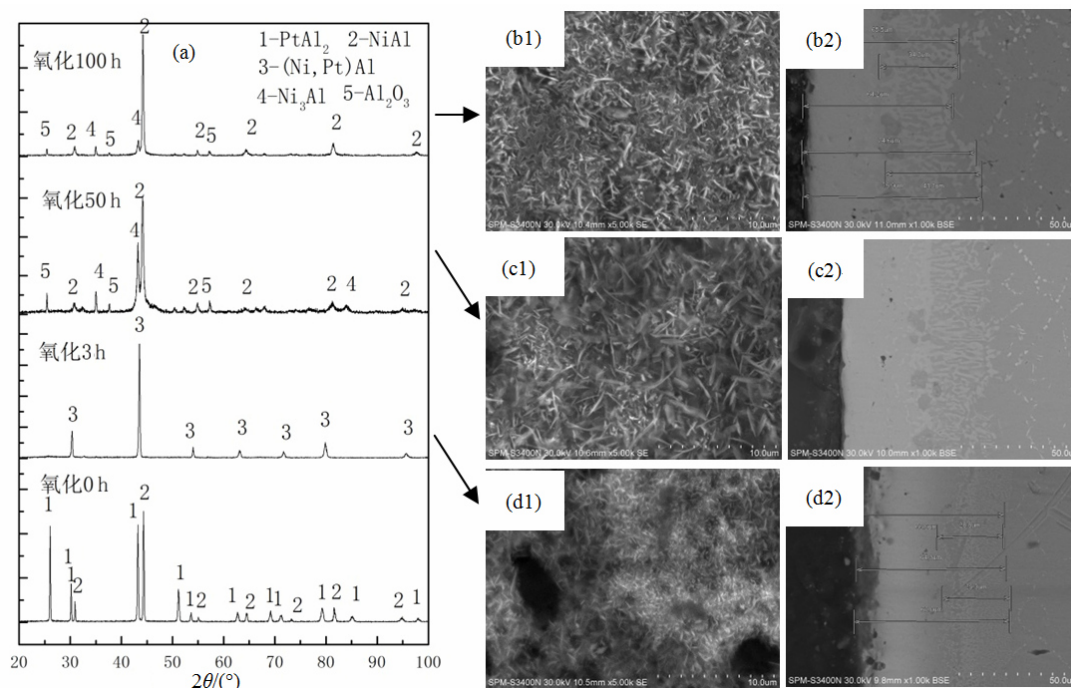


图 3 渗铝 3 h, 经 1000 $^{\circ}\text{C}$ 氧化不同时间后 PtAl 涂层的 X 射线衍射图谱与扫描电子显微图像

[(a). XRD; (b1~d1). 表面形貌; (b2~d2). 截面形貌]

Fig.3 XRD and scanning electron micrograph of PtAl coating aluminized for 3 h and oxidation at 1000 $^{\circ}\text{C}$

[(a). The XRD patterns; (b1~d1). Surface morphology; (b2~d2). Sectional morphology]

从图 3(a)可见, 氧化前, PtAl 涂层由 PtAl_2 和 β -NiAl 双相组成。氧化后的物相结构和微观组织的变化规律与渗铝 1 h 制备的 PtAl 涂层的变化规律大体相似。不同在于: 氧化 3 h 后, 涂层与基体界面出现条状白色区域, 涂层的结构为 30 μm 涂层+28 μm 元素富集区, 未有发现明显的互扩散层, 如图 3(d1)(d2)所示。氧化 50 h 后, 涂层内的 Pt 继续向内扩散, 表层的(Ni, Pt)Al 相逐渐转变为 β -NiAl 相, 其中部分 β -NiAl 相开始转变为 γ' - Ni_3Al , 表面生成稳定的 α - Al_2O_3 相。涂层与基体界面出现条状白色区域和黑色富 Cr 沉淀相, 涂层结构为 27 μm 的涂层+27 μm 的元素富带, 如图 3(c1)(c2)所示。氧化 100 h 后, 仍然只有少量的 β -NiAl 相转变为 γ' - Ni_3Al , 涂层主要是以 β -NiAl 相为主, 表层的亚稳态 θ - Al_2O_3

几乎完全转变为稳态 α - Al_2O_3 相。由图 3(b1)可知, 涂层表面由等轴状的 α - Al_2O_3 和极少量的针状 θ - Al_2O_3 所组成, 且已完覆全盖了涂层表面。出现 θ - Al_2O_3 相的解释在 2.2 中已做解释, 此处不再累述。从图 3(b2)可知, 在涂层与互扩散交界的区域出现黑色沉淀相。基体中 Cr 元素在此区域沉淀析出。涂层结构为 28 μm 涂层+37 μm 的元素富集带。与氧化 50 h 样品相比涂层厚度基本不变, 元素富集带厚度变大。出现的富 Cr 沉淀对涂层中的 Pt、Al 元素与基体元素的扩散起到了很好的阻碍作用, 有扩散障的作用, 这也有利于合金元素不易被氧化而导致涂层性能变差。

2.4 高温氧化动力学曲线

图 4 是镍基材 GH586 和不同渗铝时间制备的

PtAl 涂层在 1000℃ 高温氧化动力学曲线。

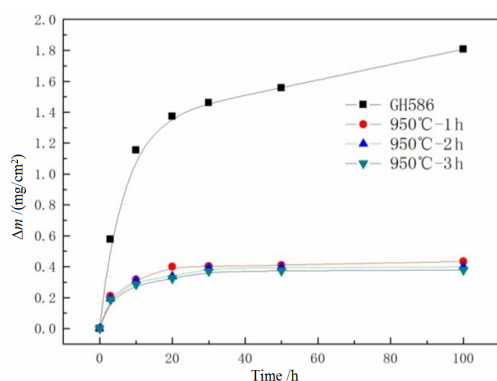


图4 镍基体 GH586 与 PtAl 涂层在 1000℃条件下
高温氧化动力学曲线

Fig.4 Weight gain versus time for GH586
and PtAl coating at 1000℃

从氧化动力学曲线可以明显看出, PtAl 涂层高温抗氧化性明显优于镍基体 GH586。而不同渗铝时间所制备的 PtAl 涂层的高温抗氧化性也存在差异。无涂层的基体 GH586 在氧化初期, 合金表面上晶界等缺陷是氧化物形核地, 氧化速率很快, 为氧化膜形成阶段, 生成完整的氧化膜后, 氧化速率开始减慢, 由氧化膜的形成阶段转变成氧化膜的生长阶段, 随着氧化时间的增加, 氧化速率逐渐减小。而 PtAl 涂层在氧化初期, 涂层表面没有形成连续的 Al_2O_3 膜, 基体中的 Ni、Co 也参与反应, 生成的 NiO 与 Cr_2O_3 不能起到保护作用, 因此氧化十分迅速, 并且涂层孔洞内的氧和涂层发生原位氧化, 形成一定量的 Al_2O_3 膜, 二者共同作用导致了涂层的氧化动力学在前期快速上升, 直至涂层表面生产完整的 Al_2O_3 膜, 氧化速率开始减慢, 如图 4 所示 PtAl 涂层在氧化到 20 h 后, 增重趋势开始减缓, 这是由于涂层中的 Al 向外发生扩散, 氧化后很快形成 Al_2O_3 膜, 随着氧化时间的继续增加, 薄膜逐渐形成致密的 Al_2O_3 膜, 并且达到一定厚度, 氧原子在 Al_2O_3 膜中扩散成为氧化关键因子, 因此氧化速率开始降低, 随着氧化时间的增大, 氧原子的扩散速率越来越慢, 氧化速率也随之越来越慢。当达到一定氧化时间后, 曲线进入平稳阶段, 氧化增重很小, 氧化速率接近零, 这说明 PtAl 涂层表面形成连续致密的 Al_2O_3 膜能够有效的阻止氧原子通过涂层向基体内扩散, 对 PtAl 涂层起到很好的保护作用。此外, 从 PtAl 涂层的动力学曲线还能看出, 氧化过程中单位

面积增重未出现明显的突增或突减的现象, 说明在氧化过程中, PtAl 涂层与基体材料结合比较好, 未发生涂层灾难性的脱落而使涂层失效。由图 4 可知, 镍基体 GH586 和 PtAl 涂层的氧化动力学曲线近似服从抛物线规律, 根据抛物线规律:

$$Y^2 = kt \quad (1)$$

其中, Y 为氧化膜增重($\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}$), k 为抛物线速率常数($\text{mg}^2\cdot\text{cm}^{-4}\cdot\text{s}^{-1}$), 其值表示氧化速率快慢。对 4 条曲线进行拟合, 计算得到, $k_{\text{GH586}}=2.02\times 10^{-5}$, $k_{1\text{h}}=1.50\times 10^{-6}$, $k_{2\text{h}}=1.31\times 10^{-6}$, $k_{3\text{h}}=1.17\times 10^{-6}$ 。PtAl 涂层的氧化速率常数 k 比镍基体降低一个数量级, 渗铝 3 h 的制备的 PtAl 涂层氧化速率最低, 说明其高温抗氧化性能较好。根据文献[13-15]报道, β -NiAl 的抗氧化性能优于 γ' -Ni₃Al, 随着氧化时间的增加, 由于 NiAl 中的 Al 与氧生成氧化铝, NiAl 相中的 Al 被消耗, 涂层中 β -NiAl 相逐渐向 γ' -Ni₃Al 转变。从 XRD 结果看出, PtAl 涂层表面除了都有氧化铝产生之外, 渗铝 3 h 制备的 PtAl 涂层氧化 100 h 后其物相仍以 β -NiAl 相为主, 少量的 β -NiAl 相转变为 γ' -Ni₃Al; 渗铝 1 h 和 2 h 所制备的 PtAl 涂层氧化 100 h 后 β -NiAl 相全部转变为 γ' -Ni₃Al 相。研究发现 β -NiAl 含量的多少跟渗铝时间有一定关系, 渗铝时间越长, 其含量越多。渗铝 3 h 样品中 β -NiAl 相含量高于渗铝 1 h 和 2 h 样品。在氧化过程中 γ' -Ni₃Al 的形成会贯穿整个涂层, 为涂层的扩散提供了快速通道, 使涂层的抗氧化性能变差。即 γ' -Ni₃Al 相含量越多, 涂层的抗氧化性能越差。从氧化后 PtAl 涂层的厚度来看, 渗铝 3 h 的样品在不同氧化时间涂层厚度变化最小, 这说明涂层与基体发生互扩散也越小。文献[16]指出, 涂层的失效是由于涂层与基体发生相互扩散, 这些原因都能一定程度解释渗铝 3 h 的 PtAl 涂层的高温抗氧化性能最好, 其次为渗铝 2 h 的 PtAl 涂层, 最差的为渗铝 1 h 的 PtAl 涂层。

3 结论

基于对高温氧化过程中不同渗铝时间的 PtAl 涂层各个阶段的物相结构及微观组织的变化及分析, 可得出以下结论:

(1) 在高温氧化过程中, 随着渗铝时间的增加, 涂层中 β -NiAl 相转变为 γ' -Ni₃Al 相的几率越小, 迅速生成 Al_2O_3 膜的时间越短, 形成起扩散障作用的 Cr、W 等元素富集区的厚度越大, 从而大大提高了

镍基合金的抗氧化性。

(2) 对于渗铝 1、2 和 3 h 的 PtAl 涂层中, 渗铝 3 h 涂层的高温抗氧化性能最优, 其次为渗铝 2 h 涂层, 渗铝 1 h 涂层最差。此外, 高温氧化后样品表面仍然保持完好无脱落, 说明制备的 PtAl 涂层与基体材料具有良好的结合力。

(3) 基体材料和 PtAl 涂层 1000℃ 的氧化速率常数 ($\text{mg}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$) 为: $k_{\text{GH586}} = 2.02 \times 10^{-5}$, $k_{1\text{ h}} = 1.50 \times 10^{-6}$, $k_{2\text{ h}} = 1.31 \times 10^{-6}$, $k_{3\text{ h}} = 1.17 \times 10^{-6}$, 涂层的氧化速率比基体材料降低一个数量级。PtAl 涂层显著提高了镍基高温合金 GH586 的高温抗氧化性能。

参考文献:

- [1] Xu H, Guo H, Liu F, et al. Development of gradient thermal barrier coatings and their hot-fatigue behavior[J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 130: 133-139.
- [2] 李艳琼, 张俊敏, 管伟明, 等. 镍基合金上 Pt-Al 涂层的高温氧化行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(10): 1727-1731.
Li Yanqiong, Zhang Junmin, Guan Weiming, et al. High temperature oxidation behavior of platinum modified aluminide coatings on nickel-based superalloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(10): 1727-1731.
- [3] Goward G. Progress in coatings for gas turbine airfoils[J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 108: 73-79.
- [4] 徐滨士, 谭俊, 陈建敏. 表面工程领域科学技术发展[J]. 中国表面工程, 2011, 24(2): 1-12.
Xu Binshi, Tan Jun, Chen Jianmin. Science and technology development of surface engineering[J]. China Surface Engineering, 2011, 24(2): 1-12.
- [5] Quadakkers W, Shemet V, Sebold D, et al. Oxidation characteristics of a platinized MCrAlY bond coat for TBC systems during cyclic oxidation at 1000℃[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 199: 77-82.
- [6] Md Zafir Alam, Kamat S V, Javaram V, et al. Tensile behavior of a free-standing Pt-aluminide (PtAl) bond coat[J]. Acta Materialia, 2013, 61(4): 1093-1105.
- [7] Radsotaw S, Marek H, Maria S, et al. Structure and cyclic oxidation resistance of Pt, Pt/Pd-modified and simple aluminide coatings on CMSX-4 superalloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206(7): 1538-1544.
- [8] Nuru Z Y, Arendse C J, Khamlich S, et al. Optimization of $\text{Al}_x\text{O}_y/\text{Pt}/\text{Al}_x\text{O}_y$ multilayer spectrally selective coatings for solarethermal applications[J]. Vacuum, 2012, 86(12): 2129-2135.
- [9] Hong S J, Kim Y D, Lee G H, et al. The effects of ultrasonic nanocrystal surface modification (UNSM) on pack aluminizing for the fabrication of Pt-modified aluminide coatings at low temperatures[J]. Intermetallics, 2014, 46(2): 65-71.
- [10] 梁静静, 韦华, 侯桂臣, 等. 高温涂层材料物理、力学性能研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(7): 1134-1138.
Liang Jingjing, Wei Hua, Hou Guichen, et al. Progress in mechanical and physical properties of high-temperature coating materials[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(7): 1134-1138.
- [11] 陈勇, 张昆华, 阐明, 等. 高温涂层的发展与研究现状[J]. 贵金属, 2013, 34(s1): 111-115.
Chen Yong, Zhang Kunhua, Wen Ming, et al. Investigation status and development of high -temperature coating[J]. Precious Metals, 2013, 34(s1): 111-115.
- [12] 李建平, 李伟光, 纪艳玲, 等. HB 5258-2000 钢及高温合金的抗氧化性测定试验方法[S]. 北京: 中国标准出版社, 2000.
- [13] 宋鹏, 陆建生, 吕建国, 等. 铂含量对改性铝化物粘涂层高温氧化和内应力的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(4): 613-617.
Song Peng, Lu Jiansheng, Lv Jianguo, et al. Effect of Pt content on high temperature oxidation and residual stress of Pt-modified aluminide bondcoatings[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(4): 613-617.
- [14] 刘刚, 牛焱, 王文, 等. IN738 合金上铂铝涂层的高温氧化[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2001, 12(1): 54-58.
Liu Gang, Niu Yan, Wang Wen, et al. Oxidation behaviour of Pt-modified aluminide coatings on IN738 at 1100℃[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2000, 21(1): 54-58.
- [15] 牛焱, 刘刚, 吴维毅. 铂改性铝化物涂层的高温氧化[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2000, 12(2): 63-67.
Niu Yan, Liu Gang, Wu Weitao. Oxidation behaviour of simple and Pt-modified aluminide coatings on IN738 at 1100℃[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2000, 12(2): 63-67.
- [16] Wu W, Rahmel A, Schorr M. Role of platinum in the Na_2SO_4 -induced hot corrosion resistance of aluminum diffusion coatings[J]. Oxidation of Metals, 1984, 22(1): 59-81.