

两种MCrAlY涂层/DD6合金的 循环氧化和互扩散行为

刘九香, 崔向中, 高 巍, 周国栋, 姜春竹

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024;
2. 高能束流加工技术重点实验室, 北京 100024)

[摘要] 在 DD6 单晶高温合金基体上, 利用电子束物理气相沉积 (EB-PVD) 技术制备 NiCoCrAlY 涂层, 采用低压等离子喷涂 (LPPS) 技术制备 NiCoCrAlYHfSi 涂层, 通过扫描电镜 (SEM)、X 射线能谱 (EDS)、X 射线衍射 (XRD)、电子探针显微分析 (EPMA) 等手段研究了在 1100℃ 下的热循环氧化和互扩散行为。结果表明, 涂层显著提高了 DD6 基体的抗氧化能力, 经 100h 的循环氧化后, 涂层表面氧化层主要成分仍为 α -Al₂O₃, 依然发挥着较好的抗氧化保护作用。这两种涂层与基体之间形成了互扩散区 (IDZ) 和二次反应区 (SRZ), IDZ 和 SRZ 的厚度均随着循环氧化时间延长而增大; SRZ 中析出的棒状与颗粒状的拓扑密堆相 (TCP) 含有 W、Re、Mo 等高熔点元素, 其质量分数分别高达 37.51%、14.22% 和 10.61%, TCP 含量随着氧化时间而增多。活性元素 Si、Hf 对涂层中富 Cr 相和 TGO 的增长速率均有一定的抑制作用。

关键词: 单晶高温合金; 涂层; 热循环氧化; 互扩散; 二次反应区

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2017.08.037



刘九香

硕士研究生, 主要研究方向为材料表面防护。

材料在涡轮发动机的恶劣环境下服役, 不仅要保持良好的高温力学性能, 同时还要抵抗高温氧化、中高温腐蚀等破坏。为提高单晶高温合金高温蠕变等高温性能, Re、Ru 等高熔点元素的含量随单晶高温合金的代次而增加^[1], 而 Al、Cr 等元素含量减少, 合金的抗氧化与抗腐蚀能力下降, 单纯依赖高温合金本身很难兼顾合金的力学性能与抗氧化、抗腐蚀能力^[2]。为了最大程度地提高涡轮机寿命和发挥材料的性能, 必须使用保护涂层。

MCrAlY (M 为 Ni, Co 或二者) 包覆涂层由于具有突出的抗氧化、热腐蚀性能及良好的塑性等综合性能, 广泛用于高温合金的防护^[3]。此外, 它还常用于热障涂层体系 (TBCs) 中的粘结层, 不仅起抗氧化与热腐蚀防

护, 而且在陶瓷隔热层与基体之间起粘结过渡作用。研究表明, MCrAlY 涂层在高温服役过程中与基体之间存在浓度差异发生互扩散, 在基体界面形成互扩散区 (IDZ), 且在 IDZ 下面形成二次反应区 (SRZ)^[4-5]。SRZ 中析出拓扑密堆相 (TCP), TCP 相一般有 σ 、 μ 和 P 相 3 种形式, TCP 相对基体的性能产生不利影响, 尤其是高温疲劳及蠕变性^[6]。具有抗氧化与抗腐蚀能力的涂层应该具备的主要特征^[7]为抗氧化/抗腐蚀性能好; 界面稳定性好; 好的粘结力; 力学性能满足使用需求。MCrAlY 涂层由于具有较好的综合性能, 抗氧化与热腐蚀性能, 以及良好的塑性、热物性参数与高温合金基体匹配。

DD6 是中国研制的第二代镍基单晶高温合金, 具有高温强度高、

综合性能好、组织稳定且铸造工艺性能好等优势,在航空发动机叶片上显示了巨大的应用前景^[8]。试验中采用 DD6 作为基体材料,利用电子束物理气相沉积(EB-PVD)技术制备 NiCoCrAlY 涂层和低压等离子喷涂(LPPS)(TGO)技术制备 NiCoCrAlYHfSi 涂层;研究涂层与基体的循环氧化与互扩散行为,以及热长氧化物 TGO 的生长速率,对工程应用中预测涂层的寿命具有较大的意义。

材料与方法

基体材料 DD6 单晶高温合金试样尺寸为 $\phi 14\text{mm} \times 3\text{mm}$,涂层材料为 NiCoCrAlY (铸锭)、NiCoCrAlYHfSi (粉末),名义成分如表 1 所示。

将所有试样先后置于乙醇、丙酮溶液进行超声清洗,再对待沉积试样进行喷砂等前期处理。采用 LPPS 技术在基体的两个底面分别沉积 NiCoCrAlYHfSi 涂层,采用 EB-PVD 技术在基体试样两面均制备 NiCoCrAlY 涂层。将两种不同工艺制备的涂层试样置于真空热处理炉内,在 $4.5 \times 10^{-4}\text{Pa}$ 、 1050°C 条件下扩

散热处理 4h 后,这两种涂层的表面微观形貌如图 1 所示, NiCoCrAlY 涂层表面平整,无明显气孔;而 NiCoCrAlYHfSi 涂层表面粗糙,有较多未熔的靶材颗粒,还伴有明显的气孔。

高温循环氧化试验采用美国的 CM1612BL 型热循环炉。将无涂层的 DD6 及 NiCoCrAlY 涂层 /DD6、NiCoCrAlYHfSi 涂层 /DD6 试样分别置于洁净干燥的带盖刚玉坩埚中并放于炉内,以 $40^\circ\text{C}/\text{min}$ 的升温速率升至 1100°C ,保温 50min 后,快速置于炉外,采用强风吹冷 10min,再置于炉内,如此往复循环,每循环一定次数后从 3 组试样中各取出 5 个试样,进行宏观观察,称重试验及微观组织、结构分析等。称重时选用灵敏度为 $1.0 \times 10^{-5}\text{g}$ 的电子天平,采用 X 射线衍射仪(XRD,德国布鲁克 D8/VENTURE),对合金及涂层进行表面物相分析;采用配有能谱仪(EDS,英国牛津 X-Max Extreme)和背散射探头(EBSD)的扫描电镜(SEM,德国蔡司 Sigma HD/ULTRA)、电子探针显微分析(EPMA,日本岛津 EMPA-1720)对试样进行表面和横截面形

貌、成分等微观组织结构分析。

结果与讨论

1 XRD分析

两种涂层试样经不同的热循环氧化次数后对应的 XRD 结果如图 2 所示。两种涂层在热处理完成后,表面没有检测到氧化物,主要组成相为 $\beta\text{-NiAl}$ 相与 $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ 相;随着氧化时间的延长,两种涂层表面氧化产物主要为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, NiCoCrAlY 涂层中的 $\beta\text{-NiAl}$ 相含量不断减少,试样在循环氧化 60h 后,涂层表面就很难检测到 $\beta\text{-NiAl}$ 相, $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ 相含量增加。由此说明涂层表层富 Al 的 $\beta\text{-NiAl}$ 相为最外层 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的形成和增长不断供 Al,造成 β 相自身的 Al 消耗,发生 $\beta\text{-NiAl} \rightarrow \gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ 相的转变, $\beta\text{-NiAl}$ 含量减少,当其中的 Al 含量降低到临界浓度以下时,涂层的外表面就会形成一些混合性的氧化物(如 NiO 、 Cr_2O_3 、 $\text{Ni}(\text{Cr,Al})_2\text{O}_4$ 等),抗氧化性变差。而 NiCoCrAlYHfSi 涂层中近表面的 $\beta\text{-NiAl}$ 相在循环氧化过程中先减少后增多,氧化循环 100h 后该涂层表面存在一些 $\beta\text{-NiAl}$ 相。

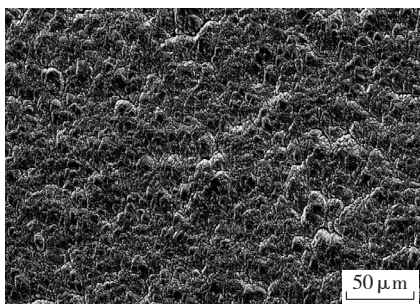
2 微观结构和互扩散行为

无涂层的 DD6 合金试样在 1100°C 下循环氧化不同时间的表面、横截面微观形貌如图 3 所示。可以看出,合金表面发生较为严重的氧化起皮、裂纹、分层和剥落;随着循环氧化时间延长至 100h,合金内部氧化加剧。对试样横截面外表面区域(图 3(d))进行 EDS 面扫描分析,发现该区合金外层含有大量 Al、O、Cr、Ni 及 Co 元素,说明表面氧化物除了 Al_2O_3 与 Cr_2O_3 外,还含有氧化保护作用较差的 NiO 、 $(\text{Ni,Co})\text{Cr}_2\text{O}_4$ 、 NiAl_2O_4 等氧化物,随着氧化时间的延长,合金表面氧化层剥落越来越严重。

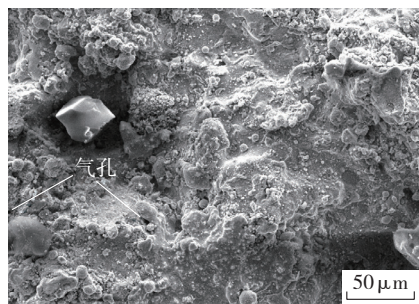
NiCoCrAlY 涂层在 1100°C 循环氧化 10h、100h 表面和横截面形貌如图 4 所示。循环 100h 后,涂层表

表1 DD6和两种MCoAlY涂层的名义成分(质量分数) %

材料	Ni	Co	Cr	Al	Y	W	Mo	Ta	Re	Hf	Nb	Si
DD6	余量	9.0	4.2	5.6	—	8.0	2.0	7.5	2.0	0.1	<1.2	—
NiCoCrAlY	余量	21	23	12	0.35	—	—	—	—	—	—	—
NiCoCrAlYHfSi	余量	21	23	12	0.35	—	—	—	—	0.25	—	0.15



(a) NiCoCrAlY 涂层



(b) NiCoCrAlYHfSi 涂层

图1 两种涂层热处理态表面微观形貌

Fig.1 SEM of surface morphologies of the two types of coatings after heat treatment

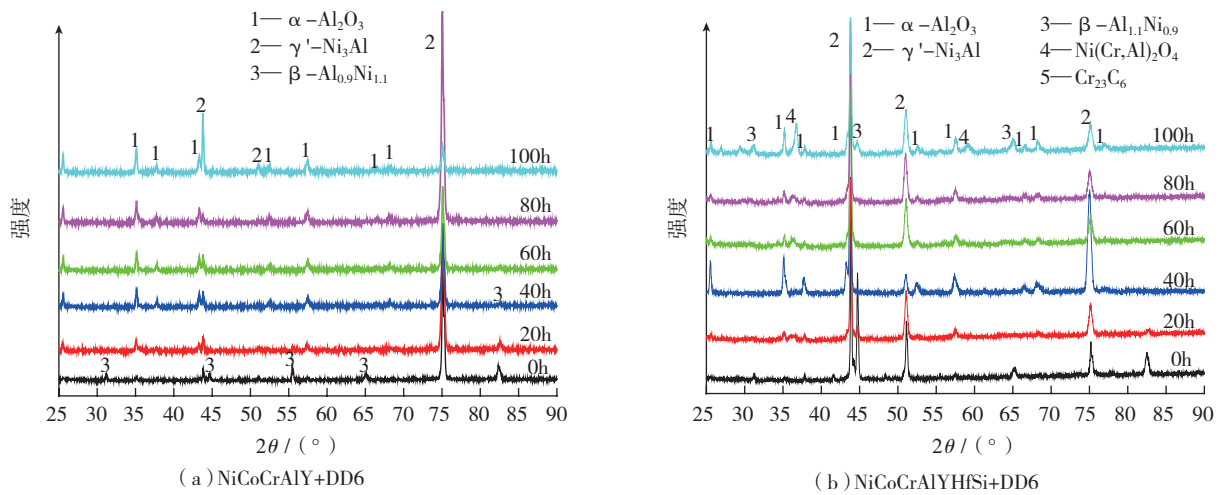


图2 1100°C不同循环氧化时间下NiCoCrAlY涂层与NiCoCrAlYHfSi涂层XRD图谱
Fig.2 XRD patterns of coatings oxidized at 1100°C for different cyclic oxidation time

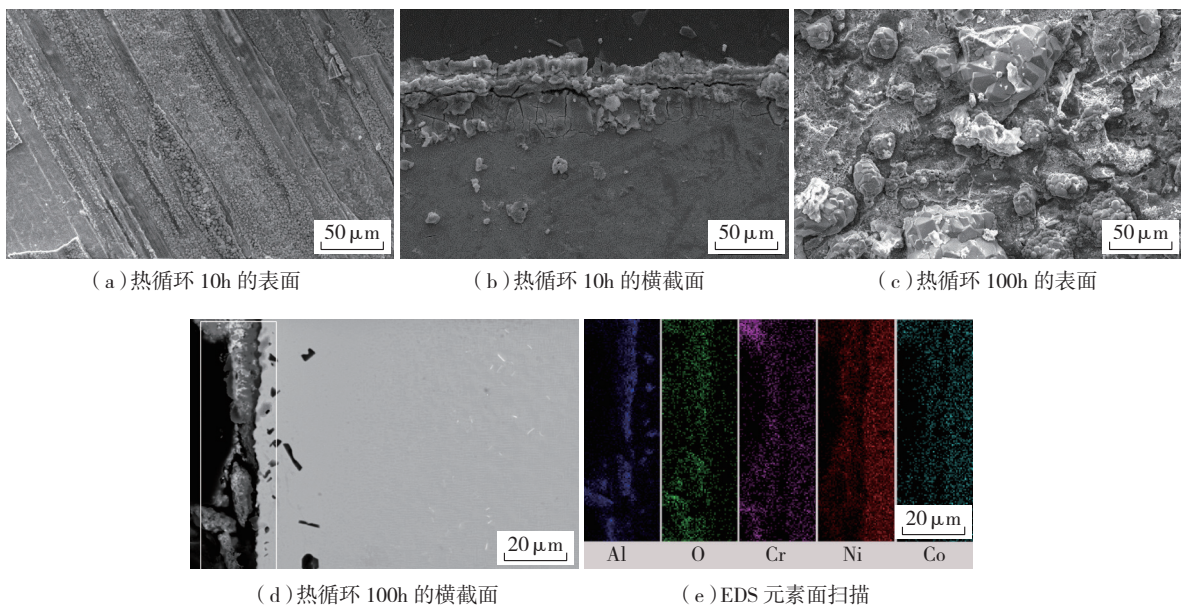


图3 DD6合金1100°C循环氧化不同时间表面/截面扫描电子微观形貌及元素分布
Fig.3 SEM of surface/cross-sectional morphologies and EDS element maps of DD6 superalloy at 1100°C

面出现少量的微裂纹,且伴有氧化皮的轻微剥落,这是涂层表面热生长氧化物层(TGO)的生长应力和热循环过程中热失配应力不断累积造成的^[9]。对其表面进行EDS分析可知,微层剥落后,裸露出的新区成分与涂层的原始成分相近,表明其仍具有形成保护性氧化层的能力,未剥落处如图4(c)区域9(成分见表2)Al与O重量百分含量总和达94%以上,结合XRD分析结果可知,其成分为 α - Al_2O_3 ,这种连续致密

的TGO可以有效的阻挡外界氧的内扩散,进一步降低试样的氧化。在涂层内部,存在于 γ' - Ni_3Al 相基体中的 β - NiAl 相大致呈条形,并垂直于沉积表面方向,随着氧化后各元素浓度随距离变化时间的延长, β - NiAl 相含量不断减少, γ' - Ni_3Al 含量增多,利用Image-Proplus(简称IPP)软件计算涂层中 β - NiAl 相氧化20h、60h、100h后的体积分数,依次为37.33%、30.75%、14.55%。富Al的 β - NiAl 相作为Al源,不断向涂

层表面扩散形成 Al_2O_3 ,使TGO层不断增厚,同时也向基体中扩散,使涂层中Al元素含量不断减少,并发生 β - $\text{NiAl} \rightarrow \gamma'$ - Ni_3Al 的相转变。图4(f)中涂层截面局部区域发生内氧化,形成 Al_2O_3 。这主要是由EB-PVD制备的NiCoCrAlY涂层具有一定的孔隙,外部氧气借助孔隙容易到达涂层内部,与孔隙周围的Al元素发生反应形成的。

NiCoCrAlY涂层在循环氧化过程中,与基体存在元素浓度差而发生

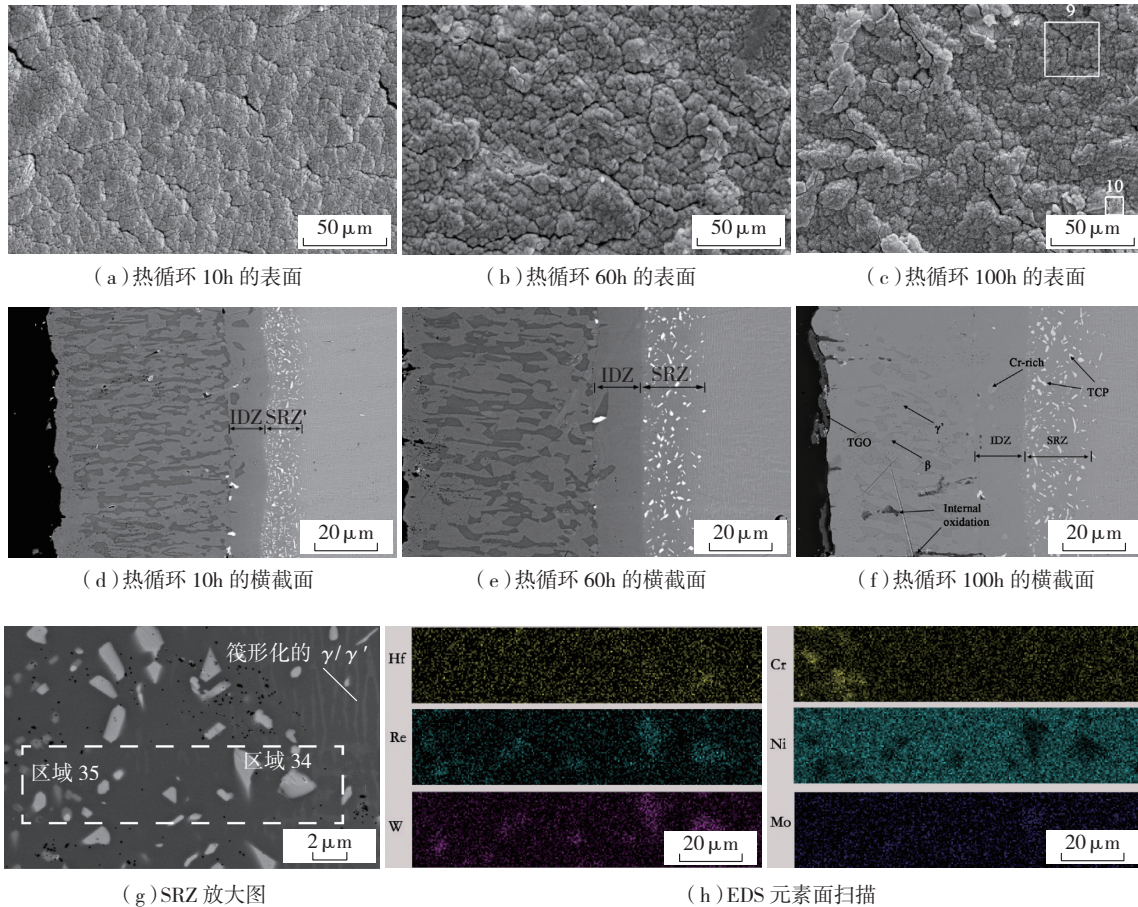


图4 NiCoCrAlY涂层1100°C循环氧化后表面/截面扫描电子微观形貌及元素分布
Fig.4 SEM of surface/cross-sectional morphologies and EDS element maps of NiCoCrAlY coating at 1100°C

相互扩散,在二者之间形成了互扩散区(IDZ)和二次反应区(SRZ),如图4(d)~(f)所示,随着循环氧化时间的延长, IDZ与SRZ厚度也逐渐增加。根据图5电子探针显微分析(EPMA)元素分布, NiCoCrAlY涂层/DD6在1100°C循环氧化100h后, IDZ的元素组成与涂层成分趋于一致,而SRZ的元素组成与DD6基体相近,而W、Re等高熔点元素起初只存在于基体中,这表明在热循环氧化过程中,上述高熔点元素由合金基体逐渐扩散至涂层。

根据EDS面扫描图4(h)结果可知,在IDZ与涂层界面附近存在着一些富Cr相,该相除含有大量Cr外,还含有较多的Re和W等,其具体成分见表2(区域35)。SRZ中析出了大量粒状和少量棒状的拓扑密堆相

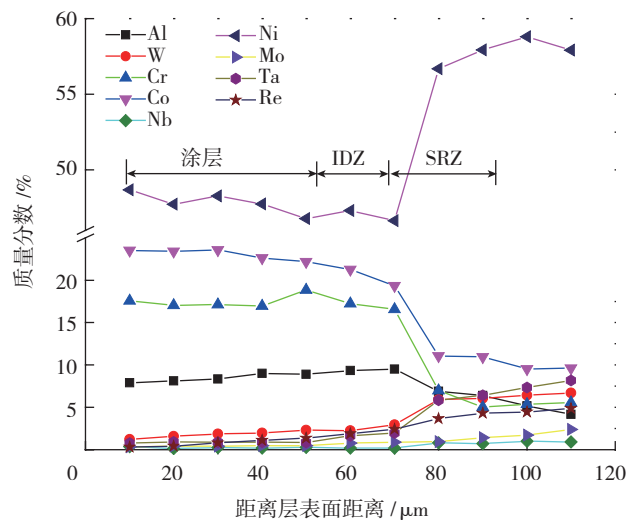


图5 NiCoCrAlY涂层/DD6经1100°C/100h氧化后各元素浓度随与表面距离的变化
Fig.5 Element concentration profiles of NiCoCrAlY coating/DD6 specimen with depth from coating to substrate after cyclic oxidation at 1100°C for 100h

(TCP)^[9],对其进行成分分析(区域34、35),发现TCP相富含元素W、Re和Mo,质量分数分别高达37.51%、14.22%和10.61%,如表2所示。

表2 NiCoCrAlY涂层/DD6表面及SRZ的化学成分(质量分数)

元素	O	Ni	Al	Cr	Co	Mo	Hf	Ta	W	Re
区域 9	43.19	2.26	51.07	2.27	1.21	—	—	—	—	—
区域 10	5.4	46.38	15.10	17.55	23.49	—	—	—	—	—
区域 34	—	10.29	0.35	9.25	10.29	10.61	0.19	2.87	37.51	14.22
区域 35	—	5.62	0.97	63.97	4.38	3.02	0.29	0.38	11.62	9.75

NiCoCrAlYHfSi 涂层/DD6 试样 1100℃ 不同循环氧化时间后的表面和横截面形貌如图 6 所示。采用 LPPS 技术制备的该类涂层表面较为粗糙,内部存在少量气孔;循环氧化 100h 后涂层表面氧化层依然连续致密,未发生剥落。根据 EDS 元素分析(图 6 (c) 区域 26,成分见表 3)并结合 XRD 分析,表明涂层表面的氧化物主要为 Al_2O_3 ,含有少量的 $Ni(Cr, Al)_2O_4$ 相;涂层内部气孔为

氧扩散的快速通道,加速了内氧化进程,氧化产物也是 Al_2O_3 (图 6 (f)、图 6 (g))。涂层中呈多边形不规则形状的 $\beta-NiAl$ 相均匀弥散分布于 $\gamma'-Ni_3Al$ 中,利用 IPP 软件计算 $\beta-NiAl$ 相氧化 20h、60h、100h 后的体积分数,依次为 47.92%、38.80%、32.31%,相比于 NiCoCrAlY 涂层,后者 $\beta-NiAl$ 相含量更多且衰减慢。

随着氧化时间的变化, IDZ 与 SRZ 厚度也逐渐增大(表 4),在

IDZ 与涂层界面附近存在少量富 Cr 相,其含量明显低于相同条件下的 NiCoCrAlY 涂层/DD6 试样。富 Cr 相对试样的性能具有不利的影 响,表明 Hf、Si 等活性元素对含 Y 涂层中富 Cr 相的形成具有明显的抑制作用。IDZ 中析出的白色相含有较多的 Hf、Ta、W 和 Si 元素,SRZ 析出的 TCP 相也呈棒状与粒状,且棒状 TCP 数量也明显低于粒状 TCP。TCP 中含有较多的 Ta、Re、Si 和 W。氧化循环过程中,基体中的 Mo、W、Ta 等元素向涂层扩散,涂层中的 Si、Cr、Co 和 Al 等元素向基体扩散。

3 氧化动力学及 TGO 的增长速率

图 7 为 DD6、NiCoCrAlY 涂层/DD6、NiCoCrAlYHfSi 涂层/DD6 试样在 1100℃ 循环氧化增重曲线。热循环氧化 100h 后,DD6 试样氧化

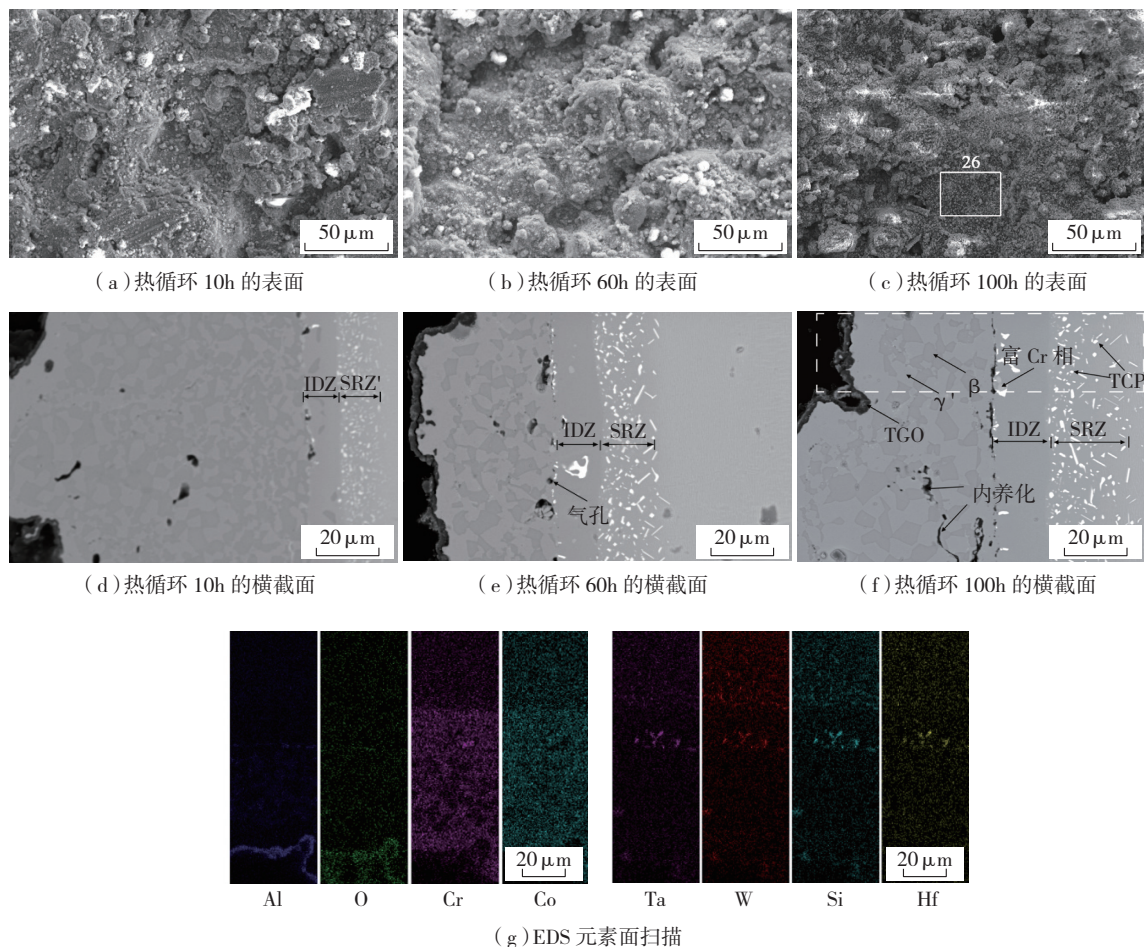


图6 NiCoCrAlYHfSi涂层/DD6 1100℃循环氧化不同时间后表面/截面扫描电子微观形貌及元素分布
Fig.6 SEM of surface/cross-sectional morphologies and EDS element maps of NiCoCrAlYHfSi coating at 1100℃

表3 区域26中NiCoCrAlYHfSi涂层/DD6成分(质量分数) %

元素	O	Al	Si	Cr	Co	Ni	Y	Hf
26	32.0	26.4	0.5	11.5	4.9	20.4	3.2	1.1

表4 两种涂层的SRZ与IDZ厚度 μm

涂层		氧化时间/h				
		20	40	60	80	100
NiCoCrAlY	IDZ	10.5	13.4	14.7	18.4	17.2
	SRZ	11.5	17.3	17.8	25.5	27.1
NiCoCrAlYHfSi	IDZ	9.6	13.0	14.0	16.4	18.0
	SRZ	13.6	15.6	19.5	25.4	28.7

增重最高, NiCoCrAlY 涂层/DD6 次之, NiCoCrAlYHfSi 涂层/DD6 最少, 循环氧化增重速率符合抛物线规律, 分别为 $1.74 \times 10^{-5} \text{mg}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$ 、 $5.25 \times 10^{-6} \text{mg}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$ 和 $5.57 \times 10^{-7} \text{mg}^2 \cdot \text{cm}^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$ 。沉积涂层后, 基体抗氧化能力大大提高, 且 NiCoCrAlYHfSi 涂层的循环抗氧化能力更为突出。这主要是由于 Hf、Si 元素掺杂的含 Y 涂层进一步提高了涂层的抗氧化能力, 从而表现出更优越的抗氧化能力。

在不同循环氧化时间下测量了 NiCoCrAlY 涂层/DD6、NiCoCrAlYHfSi 涂层/DD6 试样 TGO 的平均厚度随循环氧化时间的变化(图 8, 同一条件下至少取 5 处的平均

值)。在 100h 的循环氧化时间内这两种涂层的 TGO 的厚度均未超过临界值 ($6 \sim 9 \mu\text{m}$)^[10-11]。TGO 的生长是由扩散控制的过程, 生长速率也应该遵循抛物线规律, 用 Lagrange 多项式数值分析模型^[12]表示为:

$$(l - l_0)^2 = k_p(t - t_0) = k_p t - c \quad (1)$$

式中, l 为 TGO 厚度; t 为氧化时间; k_p 为速率常数, $\mu\text{m}^2/\text{h}$; l_0 为氧化 t_0 时间后对应的 TGO 厚度, c 为常数。图 8 中的散点对应 TGO 增厚速率曲线, 实线为拟合结果, 与实测值较为吻合。经计算得 NiCoCrAlY、NiCoCrAlYHfSi 涂层 TGO 的增厚速率 k_p 分别为 $1.01 \times 10^{-1} \mu\text{m}^2/\text{h}$ 、 $3.84 \times 10^{-2} \mu\text{m}^2/\text{h}$, 若不考虑涂层剥落, 简单按照临界厚度的下限计算,

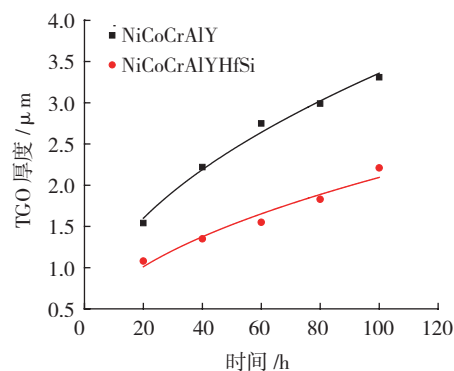


图8 TGO平均厚度及增长速率曲线
Fig.8 TGO average thickness as a function of oxidation time and growth rate kinetics

在此种条件下, 二者对应的寿命分别为 356.43h 和 937.5h。这表明 Hf、Si 元素的添加对 TGO 的生长具有一定的抑制作用。这与 Hou 等^[13]研究发现 Hf 或 Si 等活性元素 (RE) 能降低合金的氧化层增长速率试验结果一致。

结论

(1) NiCoCrAlY 涂层和 NiCoCrAlYHfSi 涂层大大地提高了 DD6 高温合金基体的抗氧化能力, 经 1100 °C 循环氧化 100h 后, 对应的 β -NiAl 相体积分数分别为 14.55%、32.31%; 前者的 TGO 厚度为 3.31 μm , 后者的 TGO 厚度为 2.28 μm 。两种涂层的外表面仍为致

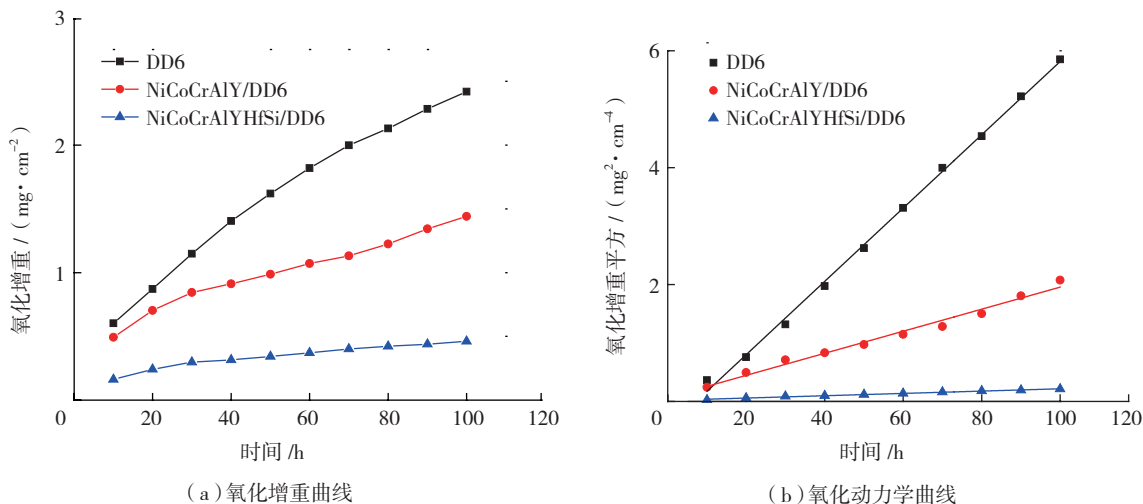


图7 试样的氧化增重及氧化动力学曲线
Fig.7 Curves of oxidation weight gain and oxidation kinetics

密连续的 α - Al_2O_3 。

(2) 在 1100℃ 热循环氧化过程中, NiCoCrAlY 涂层、NiCoCrAlYHfSi 涂层与 DD6 之间形成的 IDZ 和 SRZ 厚度均随氧化时间的延长而增大, 100h 后 IDZ+SRZ 的厚度可达 40 μm 以上。SRZ 中析出少量棒状和大量粒状 TCP 相, 相中 W、Re 和 Mo 的质量分数分别高达 37.51%, 14.22% 和 10.61%, 而 Al 的含量很少, 造成基体中高熔点元素贫化。

(3) 涂层成分对试样中物相有一定的影响, 活性元素 Hf、Si 元素对 IDZ 与涂层界面附近富 Cr 相的形成和 TGO 的生长速率具有抑制作用。采用 TGO 增厚速率模型可以简单预测 NiCoCrAlY 涂层、NiCoCrAlYHfSi 涂层寿命分别高达 356.43h 和 937.5h。

参考文献

- [1] 孙晓峰, 金涛, 周亦曹, 等. 镍基单晶高温合金研究进展 [J]. 中国材料进展, 2012, 12(31): 1-11.
- SUN Xiaofeng, JIN Tao, ZHOU Yizhou, et al. Research progress of nickel-base single crystal superalloys [J]. Materials China, 2012, 12(31): 1-11.
- [2] WALLWORK G R, HED A Z. Some limiting factors in the use of alloys at high temperatures [J]. Oxidation of Metals, 1971, 3(2): 171-184.
- [3] SAUNDERS S R J, NICHOLLS J R. Oxidation, hot corrosion and protection of metallic materials [M]. Netherlands: Elsevier, 1996.
- [4] CHENG K Y, JO C Y, JIN T, et al. Precipitation behavior of μ phase and creep rupture in single crystal superalloy CMSX-4 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(25): 7078-7086.
- [5] HIDEYUKI M, TAKASHI S. Anisotropy of secondary reaction zone formation in aluminized Ni-based single-crystal superalloys [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(4): 428-431.
- [6] WALSTON W S, SCHAEFFER J C, MURPHY W H. A new type of microstructure instability in superalloy-SRZ [J/OL]. http://doi: 10.7449/1996/superalloys-1996_9_18.
- [7] HANCOCK P, NICHOLLS J R. Fundamental and engineering aspects of coatings for diesel and gas turbines [J]. NATO Workshops into Advanced Coatings for Diesels and Gas Turbines, 1994, 3: 31-58.
- [8] 姚锐, 郭洪波, 彭徽, 等. NiCoCrAlYSi 涂层/DD6 单晶高温合金界面再结晶和互扩散行为 [J]. 航空学报, 2011, 32(4): 751-757.
- YAO Rui, GUO Hongbo, PENG Hui, et al. Recrystallization and interdiffusion-behavior of NiCoCrAlYSi coating/DD6 single crystal superalloy system [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2011, 32(4): 751-757.
- [9] ROGER C. The superalloys fundamentals and applications [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 158-162.
- [10] TOLPYGO V K, CLARKE D R, MURPHY K S. Alumina scale failure resulting from stress relaxation [J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 120-121: 1-7.
- [11] TOMIMATSU T, ZHU S, KAGAWA Y. Effect of thermal exposure on stress distribution in TGO layer of EB-PVD TBC [J]. Acta Materialia, 2003, 51: 2397-2405.
- [12] STOER J, BULIRSCH R. Introduction to numerical analysis [J]. Computers and Mathematics with Applications, 2003, 46(2-3): 509-510.
- [13] HOU P Y, STRINGER J. The effect of reactive element additions on the selective oxidation, growth and adhesion of chromia scales [J]. Materials Science and Engineering, 1995, 202A: 1-10.

通讯作者: 霍向中, 博士, 高级工程师, 研究方向为材料表面防护, E-mail: 13581663691@139.com。

Thermal Cyclic Oxidation and Inter-Diffusion Behaviors of MCrAlY-Coated Single Crystal Superalloy DD6

LIU Jiuxiang, CUI Xiangzhong, GAO Wei, ZHOU Guodong, JIANG Chunzhu

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China;

2. Science and Technology on Power Beam Processes Laboratory, Beijing 100024, China)

[ABSTRACT] Two types of MCrAlY coatings NiCoCrAlY and NiCoCrAlYHfSi were deposited on DD6 specimens by electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) and low pressure plasma spray (LPPS) respectively. The coating surface, cross-section morphologies and phase structures of the specimens were investigated by scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), electron probe micro-analyzer (EPMA) and X ray diffraction (XRD) after 1100℃ cyclic oxidation for different time. The utilization of NiCoCrAlY and NiCoCrAlYHfSi coatings prominently enhance the oxidation resistance of DD6 alloy. After 100h oxidation, α - Al_2O_3 is still the major phase in the oxide scales formed on the coated specimens. Inter-diffusion occurs between the coatings and the substrate, which leads to the formation of the interdiffusion zone (IDZ) and second reaction zone (SRZ). The rod-like TCP phase and the granular TCP phases precipitated in the SRZ, which are rich in W, Re, Mo. Reactive elements (RE) Si, Hf have suppression action on the formation of Cr-rich phase and the growth rate of TGO.

Keywords: Single crystal superalloy; Coating; Thermal cyclic oxidation; Inter-diffusion; Second reaction zone

(责编 大漠)