

引文格式: 李汉运, 王博, 彭新, 等. 湿吹砂电弧离子镀 AISiY 涂层的抗高温腐蚀性能[J]. 航空制造技术, 2022, 65(15): 75-81.
 LI Hanyun, WANG Bo, PENG Xin, et al. High temperature corrosion resistance of wet grit blasted AIP AISiY coating[J].
 Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(15): 75-81.

湿吹砂电弧离子镀 AISiY 涂层的 抗高温腐蚀性能*

李汉运¹, 王博^{1,2}, 彭新³, 杨霖⁴, 袁福河¹

- (1. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司技术中心, 沈阳 110043;
 2. 北京航空航天大学, 北京 100191;
 3. 空装驻沈阳地区第二军事代表室, 沈阳 110043;
 4. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司热表处理厂, 沈阳 110043)

[摘要] 为解决和减轻航空发动机及燃气轮机高压涡轮叶片合金表面的高温腐蚀问题, 采用空心阴极电弧离子镀技术在 DZ22 定向凝固镍基高温合金表面沉积 AISiY 涂层。结果表明, 沉积的 AISiY 涂层经过高温真空扩散热处理后由表面层、中间层和薄的内扩散层组成, 为 β -NiAl 单相金属间化合物合金, 具有高活度扩散渗铝涂层的组织特征。热腐蚀热重分析以及对涂层截面形貌观察结果说明湿吹砂处理显著改善了涂层抗涂盐及燃气高温腐蚀性能。未湿吹砂处理的 AISiY 扩散涂层表面的涂盐和燃气热腐蚀产物皆为 Al_2O_3 和 $NiAl_2O_4$, 氧化膜较厚且涂层内有孔洞形成, 涂层几乎全部退化成了 γ' - Ni_3Al 相。经过湿吹砂处理的 AISiY 扩散涂层的涂盐和燃气热腐蚀产物都以 Al_2O_3 为主, 生成的氧化铝膜薄而致密, 显著改善涂层的抗高温热腐蚀性能, 从而延长涂层的使用寿命。

关键词: 电弧离子镀(AIP); 铝化物涂层; AISiY; 热扩散; 湿吹砂; 高温热腐蚀

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2022.15.075



李汉运
 高级工程师, 研究方向为航空发动机新材料。

高温防护涂层对于保护镍基高温合金热端部件免受高温氧化腐蚀的作用显著^[1-4]。传统的真空电弧镀 MCrAlY 涂层在经过高温扩散处理后与合金界面的元素互扩散程度有限, 与高温合金结合强度较低, 在叶片加工和使用过程中经常出现脱落和掉块现象, 增加了航空发动机涡轮叶片的涂层生产和发动机维修成本^[3-4], 而单渗铝工艺形成的 NiAl 涂层抗腐蚀性能较差, 因此需要进一步添加其他元素提高合金的抗高温腐蚀性能。已有研究表明, 采用空心阴极电弧镀技术沉积 AISiY 涂层, 进而

通过对涂层高温真空热扩散处理将其转变为铝化物扩散涂层(Si 和 Y 改性渗铝涂层), 具有成本低、涂层厚度均匀易控、涂层质量稳定、结合强度高、不易脱落等特点^[5-7], 可以用作发动机涡轮叶片的全寿命涂层, 从而降低发动机大修成本。目前该涂层技术已在航空发动机涡轮叶片上得到工程化应用, 然而在涡轮叶片涂层实际生产中, 发现 AISiY 涂层在真空热扩散处理后表面失去金属光泽, 呈黑灰色, 影响涂层叶片型面的外观检查和验收, 因此在产品验收前对扩散涂层增加了湿吹砂处理工序。有关

* 基金项目: 国家科技重大专项(2017-VII-0007-0100)。

湿吹砂处理对高温防护涂层抗高温腐蚀影响的研究工作尚未见文献报道。

本研究采用电弧离子镀在 DZ22 合金表面沉积 AlSiY 涂层,采用高温真空炉进行合金与涂层的高温互扩散处理,并在熔盐热腐蚀和燃气热腐蚀两种环境条件下,研究了湿吹砂处理对真空扩散处理 AlSiY 涂层高温腐蚀防护性能的影响。

1 试验及方法

涂层试样基材为航空发动机涡轮叶片用 DZ22 定向铸造镍基高温合金^[8],表 1 为该合金成分。采用空心阴极电弧镀设备在试样表面沉积一层厚度均匀的 AlSiY 合金层(主要工艺参数为真空度低于 5.32×10^{-2} Pa、电弧电流 500 A、工作电压 32 V、沉积时间 120 min);在高温真空炉内进行合金与涂层的高温互扩散处理(870 °C 保温 32 h,升温时间不大于 40 min,真空度不低于 0.133 Pa)。

在 900 °C 试验条件下,采用熔盐热腐蚀和燃气热腐蚀两种方法测试合金和涂层的抗热腐蚀性能。

熔盐热腐蚀试验即在样品表面涂覆 Na_2SO_4 与 NaCl 的盐水混合溶液,使其在试样表面干燥形成一层盐膜(盐膜中 NaCl 的质量分数约为 25%,涂盐量控制在 $3 \sim 5 \text{ mg/cm}^2$ 之间)。将涂盐试样放入坩锅中,置于 900 °C 马弗炉中保温,每隔一定时间后将试样取出,在沸水中煮去其表面的盐分和腐蚀产物后称重,观察外表,然后将试样重新涂盐进行下一周期试验。

燃气腐蚀试验按 HB7740—2004 标准进行。试验循环周期 100 次,每个循环周期为 1 h,每 25 次循环测试试样的增重。表 2 给出了燃气热腐蚀的具体试验条件。

对部分涂层试样腐蚀前进行表面湿吹砂处理(砂水比例为 100 kg 水中加 15 kg 的 180 目刚玉砂,吹砂

表 1 DZ22 定向铸造高温合金成分(质量分数) %
Table 1 Composition of directionally solidified DZ22 superalloy (mass fraction) %

C	Cr	Co	W	Al	Ti	Nb	Hf	B	Ni
0.10~0.18	8.0~10.0	9.0~11.0	11.0~13.0	4.5~5.5	1.5~2.5	0.5~1.5	1.0~2.0	0.01~0.03	余量

表 2 燃气热腐蚀试验条件
Table 2 Conditions of high temperature corrosion test by hot salt gas

试验温度 / °C	海水浓度 / 10^{-6}	海水流量 / ($\text{L} \cdot \text{h}^{-1}$)	油气比	燃油流量 / ($\text{L} \cdot \text{h}^{-1}$)
900	20	0.2	1:45	0.2

距离 80 mm,角度 50° 左右,吹砂压强 0.25 MPa)。

采用 X 射线衍射(XRD, $\text{CuK}\alpha$)技术和带能谱(EDS)分析的扫描电镜(SEM)对 DZ22 合金和涂层的表面腐蚀产物相组成、涂层截面形貌进行分析 and 观察。将经过处理或高温腐蚀的合金、涂层试片切样、环氧树脂镶样和磨抛后样品进行 SEM 观察截面形貌和成分分析。

2 结果与讨论

2.1 AlSiY 涂层表征

DZ22 合金涂镀的 AlSiY 涂层厚度、成分均匀、结构致密、连续平整,经过热扩散后, AlSiY 涂层由表面层、中间层和薄的内扩散层组成(图 1),涂层截面显微组织形貌具有高活度渗铝涂层或者向内生长型渗铝涂层组织特征。这是由于 AlSiY 合金涂层熔点低于纯铝金属的 660 °C 温度,导致该合金涂层在较低温度下即熔化,与 DZ22 镍基定向凝固合金中的镍发生放热反应并扩散形成富铝的 Ni_2Al_3 金属间化合物相。在扩散处理保温过程中, Ni_2Al_3 相中的铝继续向镍基合金基体中扩散,由于铝在相中互扩散系数较高,使得 Ni_2Al_3 最终完全转变为典型的 $\beta\text{-NiAl}$ 涂层,并形成表面层、中间层和内扩散层的组织结构特征。其中表面层是由具有较高溶解度的 Ni_2Al_3 相转变为溶解度较低的 $\beta\text{-NiAl}$ 合金时析出了

原有碳化物相质点而形成的,表面层 Ni_2Al_3 相中的铝与 DZ22 镍基合金基体中的镍元素互扩散则形成了较纯洁的 $\beta\text{-NiAl}$ 中间层,而镍基合金基体中原始碳化物弥散相来不及扩散,富集在内扩散层区域。

表 3 给出了沉积态 AlSiY 涂层表面成分的扫描电镜能谱面扫描两组分析结果,每组分析结果为 10 次分析结果平均值,每次能谱分析的扫描面积为 $4.35 \text{ mm} \times 3.46 \text{ mm}$ 。表 4 给出了热扩散处理后涂层不同位置

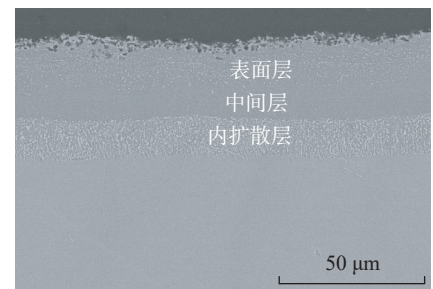


图 1 DZ22 合金 AlSiY 涂层形貌热扩散后的微观形貌(870 °C, 32 h)

Fig.1 Cross section morphology of diffusion heat treated AlSiY coating on DZ22 alloy (870 °C, 32 h)

表 3 在 DZ22 合金表面沉积 AlSiY 涂层的成分(质量分数)

Table 3 Composition of as-deposited AlSiY coating on DZ22 alloy (mass fraction) %

试验序号	Al	Si	Y
1	94.45	3.35	1.30
2	96.05	2.72	1.27

的各元素浓度分析结果。可以看出,铝浓度降低最明显,表面层和中间层基本上和 β -NiAl合金相浓度接近,含有很多以稳态体心立方 α 相形式存在的W元素^[9];Si的质量分数在热扩散处理前后变化不大,而Y浓度在沉积态比较低,热扩散后由于被稀释,能谱分析方法已经无法检测出该元素。另外,涂层界面层明显发生了W元素的聚集,从而促进了针状TCP相(拓扑密堆相)的析出^[9]。另外和W元素一样,合金表面附近的Hf由于原子半径比较大,迁移速率小,在涂层热扩散过程中容易在内扩散层聚集,这可能与扩散层内 Ni_5Hf 或者 $(W, Hf)C$ 、 $(M, Hf)_2SC$ 等碳化物相的生成有关^[10]。

对热扩散处理后的DZ22合金表面AlSiY涂层进行XRD相分析,发现涂层主要为 β -NiAl相,没有明显的Al、Si等晶体相衍射峰出现(图2),其中标注的均为 β -NiAl合金相晶面衍射峰指数。结合表4中的涂层成分分析结果,可以认为AlSiY合金沉积层在热扩散处理过程中熔融并完全与DZ22合金反应生成了单相的 β -NiAl金属间化合物涂层,且Si和Y元素的原子完全固溶在涂层 β -NiAl金属间化合物相中。

2.2 抗涂盐腐蚀性能

DZ22合金、DZ22合金+AlSiY扩散涂层、DZ22合金+AlSiY扩散

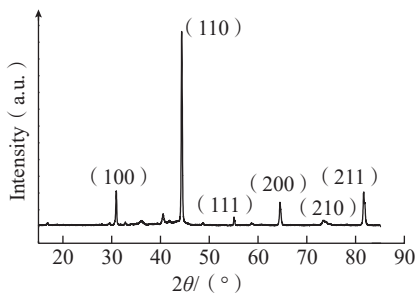


图2 DZ22合金表面AlSiY涂层在热扩散后的XRD衍射光谱

Fig.2 XRD plot of heat diffusion AlSiY coating on DZ22 alloy

表4 870℃、32h热扩散处理后涂层截面的EDS成分分析结果(质量分数)
Table 4 EDS analyzed compositions of coating cross section following diffusion heat treatment at 870℃ for 32h (mass fraction) %

位置	Al	Si	Ti	Cr	Co	Ni	W	Hf
表面层	25.61	3.17	1.41	6.98	6.78	42.64	10.62	1.50
中间层	25.50	2.30	1.26	6.04	7.38	45.27	8.84	2.25
内扩散层	15.47	2.14	2.27	11.16	7.95	35.38	18.42	5.09

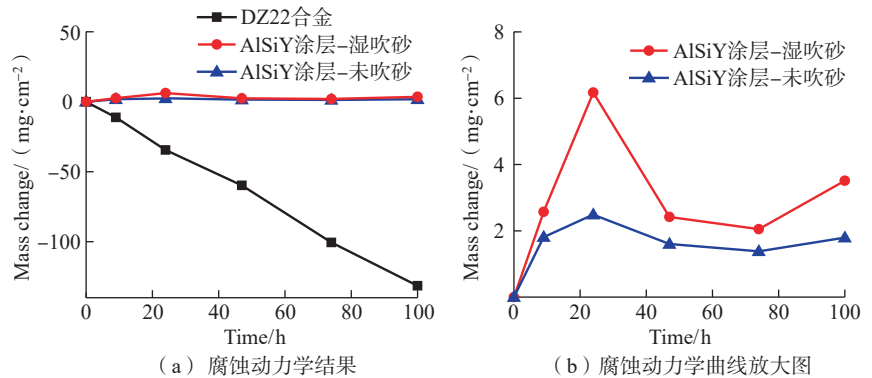


图3 3类样品的900℃涂盐热腐蚀动力学结果

Fig.3 Kinetic results of 900℃ hot corrosion of three types of salt coated samples

涂层+湿吹砂处理3类试样的涂盐热腐蚀动力学结果(图3)。可以看出,合金试样在涂盐量为3~5 mg/cm²的混合熔盐中热腐蚀100 h后,平均失重达到了131.5 mg/cm²,存在严重的腐蚀及腐蚀产物剥落(图4)。而涂层试样和涂层+吹砂试样在100 h后仍然显示为略有增重,增重值分别为1.79 mg/cm²和3.51 mg/cm²,涂层表面氧化产物没有明显的起皮和脱落现象。将湿吹砂和未吹砂AlSiY扩散涂层试样的腐蚀动力学曲线部分放大,可以看出湿吹砂和未吹砂涂层试样在涂盐热腐蚀10 h时重量达到最大值,进一步热腐蚀试验导致两种涂层试样重量减小,但在经过100 h后仍然都呈现为增重状态,说明涂层试样在腐蚀10 h之前以腐蚀产物长大为主,在腐蚀10 h之后沸水去除的腐蚀产物质量开始超过试样的腐蚀增重的速率。在100 h以内的涂盐热腐蚀过程中,湿吹砂AlSiY扩散涂层试样增重值一直大于未吹砂的涂层试样,表明湿吹砂涂层试样由

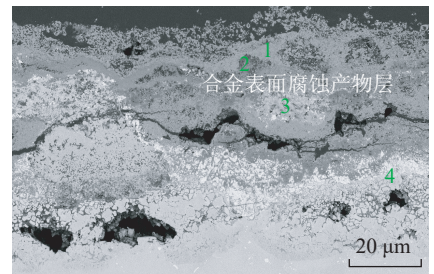


图4 DZ22合金在涂盐腐蚀100h后的截面形貌

Fig.4 Cross section morphology of salt coated DZ22 alloy following 100 h corrosion

热腐蚀产物生长增加的质量减去沸水去除的腐蚀产物质量后大于未吹砂涂层试样腐蚀增重和沸水去除腐蚀产物的差值。

未经湿吹砂处理的DZ22合金AlSiY扩散涂层表面的腐蚀产物较为平整致密,由于在高温腐蚀过程中涂层和基体之间发生元素进一步扩散,导致内扩散层中的TCP相长大,且附近合金中有新的针状TCP相析出(图5(a)),腐蚀产物主要是 Al_2O_3 和 $NiAl_2O_4$,且有少量的TiS

腐蚀产物。涂层表面氧化膜较厚,涂层内有大量的孔洞形成,铝的选择性氧化损耗使涂层内的 β -NiAl相几乎完全转变成了 γ' -Ni₃Al相(图5(b))。

由图6(a)可以看出,经过湿吹砂处理的DZ22合金AlSiY扩散涂层腐蚀表面平整致密,腐蚀产物膜层较薄,腐蚀产物主要是Al₂O₃,其次是少量的尖晶石NiAl₂O₄和HfO₂,说明在AlSiY沉积层与合金基体反应和铝向基体内扩散形成NiAl扩散涂层过程中,容纳了合金基体中的Hf元素,该元素在热腐蚀过程中亦参与氧化反应生成了HfO₂。与涂盐热腐蚀一样,元素互扩散导致内扩散层中的TCP相长大,附近合金中亦有新的针状TCP相析出。与未吹砂涂层相比,湿吹砂涂层表面腐蚀产物的XRD曲线(图6(b))中NiAl₂O₄衍射峰不明显,说明在高温熔盐热腐蚀过程中涂层氧化程度较低,造成涂层内铝含量的氧化损失较轻,涂层中镍被氧化较少。腐蚀后生成的氧化铝膜薄而致密,涂层仍以NiAl相为主。

比较图5和6的涂层截面形貌,可以看出在涂盐热腐蚀100h后湿吹砂AlSiY扩散涂层表面的腐蚀产物层要比未吹砂AlSiY扩散涂层薄,说明湿吹砂AlSiY扩散涂层表面的腐蚀产物厚度生长速率明显小于未吹砂AlSiY扩散涂层,更为重要的是湿吹砂处理基本上避免了AlSiY扩散涂层内腐蚀的发生和涂层内孔洞的生成,从而保证了涂层结构的完整性,而未吹砂的AlSiY扩散涂层基本上完全退化,也就无法在后续的热腐蚀环境中继续发挥对合金的高温防护作用。对比观察图5和6中的涂层截面形貌,可以认为在图3(b)中湿吹砂AlSiY扩散涂层的腐蚀增重值大于未吹砂的AlSiY扩散涂层是由于未吹砂涂层试样表面的腐蚀产物被沸水清洗过程中大量剥落所造

成。

2.3 抗燃气热腐蚀性能

DZ22合金、DZ22合金+AlSiY扩散涂层、DZ22合金+AlSiY扩散涂层+湿吹砂处理3类试样的燃气热腐蚀动力学结果如图7所示。合金试样腐蚀产物呈绿色并出现大面积剥落,在900℃热腐蚀100h后平均失重高达366.4 mg/cm²。而涂层试样和涂层+吹砂试样表现为增重现象,增重值分别为2.05 mg/cm²和1.38 mg/cm²。同样地,当将湿吹砂和未吹砂AlSiY扩散涂层试样的腐蚀动力学曲线部分放大时,也看出湿吹砂和未吹砂涂层试样在燃气热腐蚀50h时重量达到最大值,进一步热腐蚀试验导致两种涂层试样重量减小,但在经过100h后仍然都呈现为增重状态,说明涂层试样在腐蚀50h之前

以腐蚀产物长大为主。在腐蚀50h之后,即使未经碱水清洗,剥落的腐蚀产物质量也开始超过试样的腐蚀增重的速率,从而使腐蚀动力学曲线开始向下倾斜。另外在100h以内的燃气热腐蚀过程中,湿吹砂AlSiY扩散涂层试样增重值也是一直大于未吹砂的涂层试样,表明湿吹砂涂层试样由热腐蚀产物生长增加的质量减去剥落的腐蚀产物质量后大于未吹砂涂层试样腐蚀增重和剥落腐蚀产物的差值。

DZ22合金表面在燃气腐蚀环境中不能形成连续的氧化膜,在距合金表面20~30μm深度范围内的次表面都有腐蚀产物生成,且腐蚀区域有明显的横向开裂分层现象(图8(a))。能谱分析结果发现腐蚀产物中Al、Cr含量很少,主要为Ni和

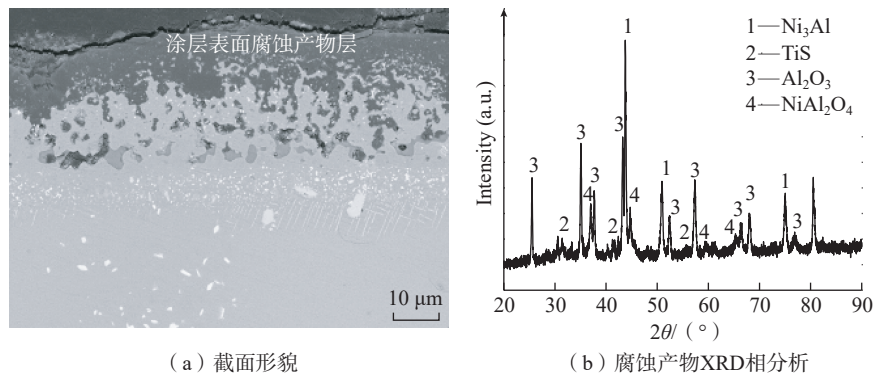


图5 DZ22合金AlSiY涂层在900℃涂盐腐蚀100h的截面形貌和腐蚀产物XRD相分析
Fig.5 Cross section morphology and XRD analysis of corrosion products of salt coated AlSiY coating on DZ22 alloy following 100 h corrosion at 900 °C

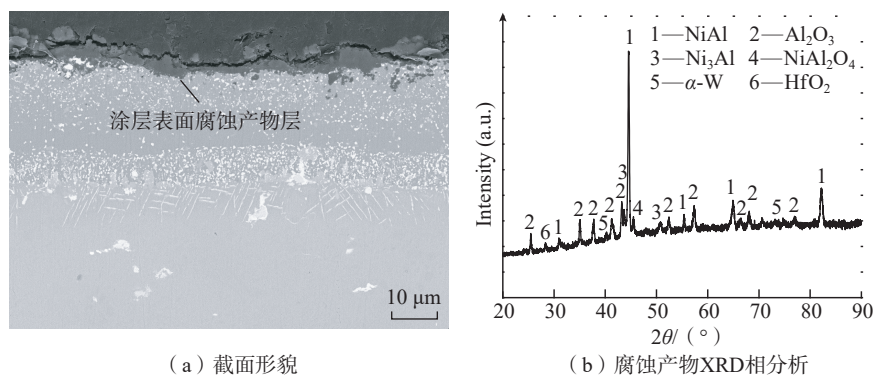


图6 湿吹砂AlSiY涂层在900℃涂盐腐蚀100h后的截面形貌及表面腐蚀产物的XRD相分析
Fig.6 Cross section morphology and XRD analysis of corrosion products of salt coated wet grit blasted AlSiY coating on DZ22 alloy following test of 100 h corrosion at 900 °C

W 的氧化产物(表 5),由于 W 是典型的与液态硫酸钠中氧离子亲和力较强元素,说明合金表面在 900 °C 燃气环境中不能生成保护性 Al、Cr 氧化膜,没有抗燃气热腐蚀的能力。

从图 8 (b)和(c)可见,在未吹砂和湿吹砂的 AISiY 扩散涂层表面都能生成连续致密的氧化膜,但未吹砂涂层的腐蚀层非常厚,且厚度不均匀,范围在 20~30 μm 内,而湿吹砂处理涂层表面生成的氧化膜比未吹砂涂层的薄很多,且更致密,约 5 μm ,说明和湿吹砂涂层试样相比,未吹砂涂层试样较大的增重与其表面生成较厚的腐蚀产物有关。XRD 衍射分析结果表明,未吹砂和湿吹砂的 AISiY 扩散涂层燃气热腐蚀产物与涂盐热腐蚀一致,即未湿吹砂 AISiY

扩散涂层表面的燃气热腐蚀产物为 Al_2O_3 和 NiAl_2O_4 , 而湿吹砂 AISiY 扩散涂层的燃气热腐蚀产物主要为 Al_2O_3 。

上述结果表明湿吹砂处理大大降低了涂层的燃气热腐蚀速率,显著增加了涂层的抗燃气热腐蚀性能。AISiY 扩散涂层表面腐蚀产物主要为 Al、Cr 氧化物(表 6),而湿吹砂使涂层表面氧化膜中铬含量显著增加。当合金表面沉积熔融 Na_2SO_4 腐蚀层时, Cr_2O_3 膜优先与 Na_2SO_4 反应,既能降低熔融盐中的氧离子活度,抑制 NiO 的碱性熔融,又不至于将氧离子活度降低到能发生酸性熔融的程度^[11],因此湿吹砂有利于提高 AISiY 扩散涂层的抗高温腐蚀性能。

比较图 8 (b)和(c)的涂层截面形貌,发现在燃气热腐蚀 100 h 后

湿吹砂 AISiY 扩散涂层表面的腐蚀产物层要比未吹砂 AISiY 扩散涂层薄得多,因此湿吹砂 AISiY 扩散涂层表面的燃气热腐蚀产物厚度生长速率明显小于未吹砂 AISiY 扩散涂层,尽管没有出现涂盐热腐蚀造成的涂层内腐蚀孔洞现象,但未吹砂的 AISiY 扩散涂层退化仍然更严重。在图 7 (b)中湿吹砂 AISiY 扩散涂层的燃气热腐蚀增重值大于未吹砂的 AISiY 扩散涂层是由于未吹砂涂层试样表面的腐蚀产物在腐蚀过程中大量剥落所造成。

从上述两种热腐蚀试验条件下的 AISiY 扩散涂层抗热腐蚀性结果可见,湿吹砂处理有利于提高涂层的抗高温腐蚀性能,从而延长航空发动机高涡轮叶片涂层零件的使用寿命。与未吹砂涂层相比,湿吹砂改善

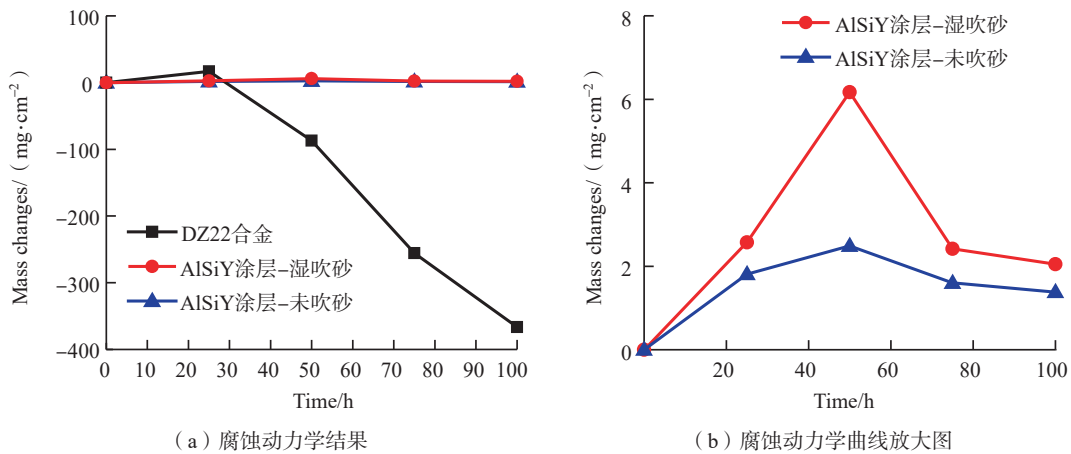


图 7 AISiY 扩散涂层对 DZ22 合金 900 °C 燃气热腐蚀动力学的影响及未吹砂和湿吹砂 DZ22 合金 + AISiY 扩散涂层试样的腐蚀动力学曲线放大图

Fig.7 Effects of heat diffusion AISiY coating on hot gas hot corrosion kinetics of DZ22 alloy and zoom in display of corrosion kinetic results from AISiY coating on DZ22 alloy with and without wet grit blasting treatment

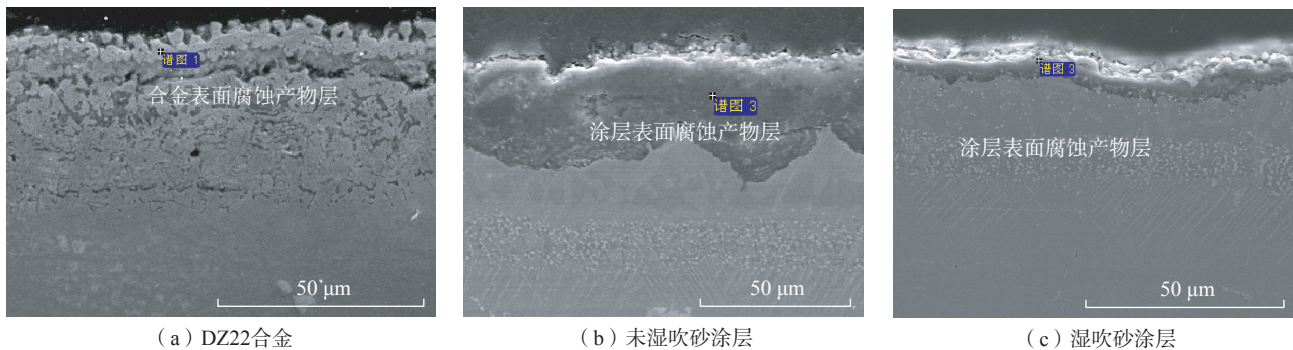


图 8 DZ22 合金与 AISiY 涂层试样在燃气热腐蚀 100 h 后的截面形貌

Fig.8 Cross section morphologies of DZ22 alloy and AISiY coating following 100 h hot gas corrosion test

表 5 在燃气热腐蚀 100 h 后 DZ22 合金表面的腐蚀产物成分(质量分数)

Table 5 Composition of corrosion products generated on DZ22 alloy following 100 h hot gas corrosion test (mass fraction) %

O	Al	Cr	Co	Ni	Zr	W
15.76	2.17	4.58	2.38	36.15	4.23	34.74

表 6 燃气热腐蚀 100 h 后未吹砂和湿吹砂 AlSiY 扩散涂层的表面腐蚀产物成分(质量分数)

Table 6 Composition of corrosion products generated on AlSiY coating following 100 h hot gas corrosion test (mass fraction) %

涂层状态	O	Al	Cr
未湿吹砂	44.28	43.42	12.30
湿吹砂	52.04	22.99	24.97

AlSiY 扩散涂层腐蚀性能不是表现在腐蚀动力学曲线上,而是在高温涂盐腐蚀和燃气热腐蚀过程中,湿吹砂处理促进了涂层表面保护性氧化膜的生长,同时延缓了涂层组织本身的高温腐蚀退化过程^[12-13],这是 AlSiY 真空扩散涂层所具有的独特现象,该结论对航空发动机镍基合金涡轮叶片用 AlSiY 扩散涂层的生产具有指导意义。

3 结论

(1) DZ22 合金涂镀的 AlSiY 涂层在扩散处理后由表面层、中间层和薄的内扩散层组成,涂层主要为 β -NiAl 相,涂层截面显微组织形貌具有高活度渗铝涂层特征。

(2) DZ22 合金试样在涂盐量为 $3\sim 5\text{ mg/cm}^2$ 的混合熔盐中热腐蚀 100 h 后,存在严重的腐蚀及腐蚀产物剥落。涂盐和燃气热腐蚀产生的腐蚀产物以及腐蚀造成的涂层组织变化相同,但未经湿吹砂处理的 DZ22 合金 AlSiY 扩散涂层表面的腐蚀产物较为平整致密,腐蚀产物主要是 Al_2O_3 和 NiAl_2O_4 。涂层表面氧化膜较厚,涂层内有孔洞形成,铝的选择性氧化损耗使涂层内的 β -NiAl 相几乎完全转变成了 γ '-Ni₃Al 相。湿

吹砂处理使 DZ22 合金 AlSiY 扩散涂层腐蚀表面更加平整致密,腐蚀产物主要是 Al_2O_3 ,从而减少尖晶石氧化物的生成,提高 AlSiY 扩散涂层的抗热腐蚀性能并显著延缓涂层的退化过程。

(3) DZ22 合金试样腐蚀产物呈绿色并出现大面积剥落,没有抗燃气热腐蚀的能力。未吹砂和湿吹砂的 AlSiY 扩散涂层表面都能生成连续致密的氧化膜,但未吹砂涂层的腐蚀层厚且不均匀,而湿吹砂处理涂层表面生成的氧化膜比未吹砂涂层的薄且致密,湿吹砂处理大大降低了涂层的燃气热腐蚀速率,显著增加了涂层的抗燃气热腐蚀性能。

参考文献

[1] 吴凤筠. 真空电弧镀 DZ22 合金 NiCrAlY 涂层性能研究[J]. 材料工程, 1994, 22(12): 18-20.
WU Fengjun. Properties of a NiCrAlY coating deposited on DZ22 superalloy by a vacuum arc ion plating technique[J]. Journal of Materials Engineering, 1994, 22(12): 18-20.
[2] LEONTIEV S A, KUZNETSOV V G, RYBNIKOV A I, et al. Structure and properties of protective coatings produced by vacuum arc deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 1995, 76-77: 41-46.
[3] 郝杉杉, 刘海平, 汪晓红, 等. 真空电弧镀沉积 NiCrAlY 涂层工艺[J]. 材料工程, 1999, 27(2): 40-42.
HAO Shanshan, LIU Haiping, WANG Xiaohong, et al. Deposition of the NiCrAlY coating by vacuum arc ion plating[J]. Journal of Materials Engineering, 1999, 27(2): 40-42.
[4] 肖程波, 韩雅芳, 李树索, 等. NiCoCrAlYHf 涂覆涂层/IC6A 合金基体界面的微观结构[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(2): 319-322.
XIAO Chengbo, HAN Yafang, LI Shusuo,

et al. Microstructure of interfacial area between NiCoCrAlYHf overlay coating and substrate of alloy IC6A[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(2): 319-322.

[5] GUZANOV B N, KOSITSYN S V, KUZNETSOV V P, et al. Influence of silicon on the protective properties of aluminide coatings[J]. Protection of Metals, 1982, 18(1): 114-118.

[6] 莫龙生, 杨忠林. 铝-硅涂层的预氧化效应[J]. 航空材料学报, 1984, 4(2): 36-43.

MO Longsheng, YANG Zhonglin. Preoxidation effect of aluminium-silicon coatings[J]. Journal of Aeronautical Materials, 1984, 4(2): 36-43.

[7] ZHANG D T. Effect of ductile-brittle transition temperature of Al-Si coating on fatigue properties of Ni-base superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1990(6): 435-438.

[8] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册(第二卷)变形高温合金铸造高温合金[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002.

Editorial Board of China Aeronautical Materials Handbook. China aeronautical materials handbook (Vol.2): Wrought superalloy cast superalloy[M]. Beijing: Standard Press of China, 2001.

[9] 赵升升, 姜肃猛. AlSiY 扩散涂层的高温氧化及热腐蚀行为[J]. 材料科学与工程学报, 2012, 30(3): 389-394, 388.

ZHAO Shengsheng, JIANG Sumeng. High temperature oxidation and hot corrosion behaviors of an AlSiY diffusion coating[J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2012, 30(3): 389-394, 388.

[10] 郭建亭. 高温合金材料学[M]. 北京: 科学出版社, 2008.

GUO Jianting. Materials science and engineering for superalloys[M]. Beijing: Science Press, 2008.

[11] WAGNER C. Reaktionstypen bei der oxydation von legierungen[J]. Zeitschrift Jiff Elektrochemie, 1959, 63: 772-790.

[12] CHEN M H, SHEN M L, ZHU S L, et al. Effect of sand blasting and glass matrix composite coating on oxidation resistance of a nickel-based superalloy at 1000 °C [J]. Corrosion Science, 2013, 73: 331-341.

[13] WU M Y, CHEN M H, ZHU S L, et al. Effect of sand blasting on oxidation behavior of K38G superalloy at 1000 °C [J]. Corrosion Science, 2015, 92: 256-262.

High Temperature Corrosion Resistance of Wet Grit Blasted AIP AlSiY Coating

LI Hanyun¹, WANG Bo^{1,2}, PENG Xin³, YANG Lin⁴, YUAN Fuhe¹

(1. Technical Center, AECC Shenyang Liming Aeroengine Corporation Ltd., Shenyang 110043, China;

2. Beihang University, Beijing 100191, China;

3. Shenyang Area 2nd Military Representative Room of Air Force Equipment Department, Shenyang 110043, China;

4. Heat and Surface Treatments Factory, AECC Shenyang Liming Aeroengine Corporation Ltd., Shenyang 110043, China)

[ABSTRACT] AlSiY coating was deposited on the directionally solidified DZ22 superalloy using an arc ion plating technique in an aim to resolve or alleviate the high temperature corrosion damage of high pressure turbine blades for aero-engines and gas turbine engines. The attained results demonstrate that the AlSiY coating deposited and vacuum diffusion heat treated at a high temperature consists of an outer, an intermediate and a thin inner diffusion layer, which is typical of a high activity aluminide diffusion coating composed of the single β -NiAl intermetallic phase. The results of thermogravimetric analyses and examinations of cross sections demonstrated that the wet grit blasting process improves significantly the corrosion resistance of the AlSiY coating under salt film and hot-gas conditions. A thick oxide scale developed on the as-diffusion heat treated coating consists primarily of Al_2O_3 and $NiAl_2O_4$ corrosion products under salt film and hot-gas corrosion conditions, and most of the coating degenerated into the γ' - Ni_3Al phase with some pores formed inside. Wet grit blasting of the heat treated AlSiY coating is desirable to promote the selective oxidation of aluminium, chromium elements and formation of a thin, denser alumina scale under both corrosion conditions, thereby enhance remarkably the high temperature corrosion resistance and prolong the service life of the arc ion plated AlSiY coating.

Keywords: Arc ion plating (AIP); Aluminide coating; AlSiY; Diffusion heat treatment; Wet grit blasting; High temperature corrosion
(责编 古系)

(上接第 74 页)

Effect of Surface Texturing-Plasma Surface Chromizing Duplex Treatment on Wear Resistance of TA2 Pure Titanium

LIN Naiming¹, LEI Xin¹, WANG Huanhuan¹, YUAN Shuo¹, WANG Qiang¹, LEI Chenqing¹,
YAN Jiangshan¹, WANG Weihua², MA Guanshui³, ZENG Qunfeng⁴

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China;

2. AVIC Aerospace Life-Support Industries, Ltd., Xiangyang 441003, China;

3. Key Laboratory of Marine Materials and Related Technologies of Chinese Academy of Sciences/Zhejiang Key Laboratory of Marine Materials and Protective Technologies, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China;

(4. Key Laboratory of Education Ministry for Modern Design and Rotor-Bearing System, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, 710049, China)

[ABSTRACT] A chromium modified layer was prepared by laser surface texturing-double glow plasma surface alloying duplex treatment to improve the wear resistance of TA2 pure titanium. And the tribological behavior of the duplex treated sample at room temperature and 600 °C was investigated. The results showed that the continuous and dense chromium layer was fabricated using plasma alloying technology on the surface of TA2 with uniform circular texture unit. The thickness of the chromium layer was 55 μm , which is mainly composed of solid solution and CrTi and Cr_2Ti compound phases. Chromizing treatment significantly improved the surface hardness of TA2. The laser surface texturing-plasma surface chromizing duplex treatment significantly improved the wear resistance of TA2 at room temperature and 600 °C. In terms of mass loss, the duplex treated sample was reduced by 77.2% and 75% compared to the TA2 matrix at room temperature and high temperature respectively.

Keywords: Surface texture; Plasma surface alloying; Chromizing; Duplex treatment; Pure titanium; Wear resistance
(责编 古系)