

文章编号:1000-8055(2021)07-1499-10

doi:10.13224/j.cnki.jasp.20200448

DSM11 镍基高温合金表面 三种涂层高温性能

李艳明, 迟庆新, 刘欢, 佟文伟, 赵世炜, 高志坤
(中国航空发动机集团有限公司 沈阳发动机研究所, 沈阳 110015)

摘 要: DSM11 镍基高温合金表面制备 Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层,研究三种涂层在 900 ℃下的涂盐(质量分数为 5%NaCl+95%Na₂SO₄)热腐蚀性能和 800 ℃下的疲劳性能。实验结果表明:在 900 ℃热腐蚀 200 h 后,Al-Si 涂层和 Co-Al 涂层表面腐蚀区均形成了以 Al₂O₃ 为主的连续且致密的氧化层,抑制热腐蚀反应的进行,具有一定的抗热腐蚀性能;Al 涂层表面腐蚀区形成了混合型氧化层,热腐蚀反应会持续进行,抗热腐蚀性能较差。在 800 ℃的疲劳实验后,Al-Si 涂层表面生成大量的微裂纹,涂层容易发生开裂,进而引起合金试样快速断裂;Co-Al 涂层和 Al 涂层的合金试样表现较好的抗高温疲劳性能。在高温合金的防护涂层使用中,要充分考虑到涂层的服役环境,对相关性能进行综合评价,选出最适合的防护涂层。

关 键 词: Al-Si 涂层; Al 涂层; Co-Al 涂层; 热腐蚀; 疲劳

中图分类号: V232.4; TG136.1 **文献标志码:** A

High temperature behaviors of three coatings on nickel-based superalloy DSM11

LI Yanming, CHI Qingxin, LIU Huan, TONG Wenwei,
ZHAO Shiwei, GAO Zhikun
(Shenyang Engine Research Institute,
Aero Engine Corporation of China, Shenyang 110015, China)

Abstract: Three coatings (Al-Si coating, Al coating and Co-Al coating) were prepared on the surface of nickel-based superalloy DSM11. The hot corrosion behaviors in the salt of 5%NaCl+95%Na₂SO₄ (mass fraction) at 900 ℃ and the fatigue property at 800 ℃ were investigated. The coatings after corrosion for 200 h at 900 ℃, Al-Si and Co-Al coatings had excellent hot corrosion resistance to further hot corrosion because of a continuous and dense Al₂O₃ protective layer on the surface. Al coating had poorer hot corrosion resistance for a mixed oxidation layer in the corrosion area, which could not prevent hot corrosion. After fatigue test of the coatings at 800 ℃, the alloy samples were prone to rapid fracture that a lot of micro cracks appeared on the surface of Al coating. Co-Al and Al coatings showed better high-temperature fatigue performance. In order to select the most suitable protective coating of nickel-based superalloy, service environment and integrated performance should be fully considered.

Key words: Al-Si coating; Al coating; Co-Al coating; hot corrosion; fatigue

DSM11 镍基高温合金是能在高温下稳定工作,具有优良的抗氧化性能、抗热腐蚀性能和高温力学性能等综合性能的定向凝固高温合金,适用于制备燃气轮机涡轮叶片^[1-3]。随着航海领域的快速发展,对发动机的性能要求越来越高,涡轮前温度相应地大幅度提升,涡轮叶片也随着面临着更加苛刻的高温环境^[4]。海洋环境下,大量 NaCl 和燃气燃烧产生的 S 会造成高温下涡轮叶片的热腐蚀,引起涡轮叶片过早失效,因此要求涡轮叶片合金材料必须具有更高的抗热腐蚀的能力^[5-7]。

在提高涡轮叶片基体材料抗热腐蚀性能的同时,对叶片表面施加防护涂层也是一种行之有效的办法^[8-9]。铝化物涂层是以 Al 为主要组元,适当加入 Si、Co、Cr 和 Pt 等元素的一类扩散型抗高温氧化腐蚀无机涂层体系,其抗高温腐蚀机理是在工作过程中表面易生成连续致密的 Al₂O₃ 膜,可有效阻碍腐蚀的继续进行,目前我国航空发动机和燃气轮机领域,涡轮叶片的高温防护技术仍较多采用铝化物涂层^[10-12]。

然而,防护涂层虽然能提高涡轮叶片的抗热腐蚀性能,但是防护涂层表面和内部可能会存在一些空洞和微裂纹等小缺陷,这些小缺陷会在一定程度上影响涡轮叶片合金材料的高温力学性能,尤其是高温的抗疲劳性能^[13-15]。涡轮叶片失效模式一般包括疲劳、烧蚀、蠕变、腐蚀和打伤等,由于涡轮叶片受到复杂循环载荷作用,疲劳失效是最主要的失效模式,疲劳性能好坏也关系到涡轮叶片的使用寿命和整机的安全性^[16-18]。因此在选择发动机涡轮叶片的防护涂层过程中,不仅要考虑抗高温氧化、热腐蚀等性能,也要考虑其高温疲劳性能,这样才能有效提高涡轮叶片的性能稳定性和使用寿命。

本文在 DSM11 镍基高温合金表面制备 Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层,对比研究三种涂层在 900 ℃ 下的涂盐(质量分数为 5% NaCl+95% Na₂SO₄)热腐蚀性能和在 800 ℃ 下的疲劳性能,对实验结果进行综合分析,为 DSM11 镍基高温合金涡轮叶片防护涂层的选材和使用提供一定技术支持。

1 实验材料和方法

1.1 实验材料

实验用基体材料为定向凝固镍基高温合金 DSM11,其主要合金成分(质量分数,下同):14.5%Cr,9.5%Co,3.0%W,2.5%Al,5.0%Ta,1.5Mo,5.0%Ti,Ni 为余量。将 DSM11 镍基高温

合金试棒通过线切割方式制成 30 mm×15 mm×1.5 mm 的片状试样用于热腐蚀实验,制成标准的棒状试样用于高温疲劳实验。热腐蚀实验试样表面通过1000#砂纸进行打磨处理,采用丙酮或酒精进行超声波清洗,达到去除表面油污效果,烘干后待用。在 DSM11 镍基高温合金试样表面的实验工作区域制备 Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层。

1.2 热腐蚀实验

将 5%NaCl+95%Na₂SO₄ 混合盐溶液充分雾化后分别沉积在带有 Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层的合金试样表面,烘干后保证盐的沉积量为 (30±5)g/m²。为了加速热腐蚀实验进程,选择热腐蚀敏感温度 900 ℃ 作为实验温度。实验时间为 200 h,每隔 25 h 取出试样冷却到室温,称质量。每次取出腐蚀试样后,用沸水清洗试样,保证表面剩余盐全部除去。采用电子分析天平对合金腐蚀前后的质量进行测量。采用失重法研究合金的腐蚀动力学,即单位面积的腐蚀失质量情况。采用附带牛津 X-MAM[®] 能谱仪的 Sigma 500 场发射扫描电镜对腐蚀产物的表面形貌、截面形貌和元素分布进行表征。采用 UltimalV 型 X 射线衍射仪对腐蚀产物物相进行分析。

1.3 高温疲劳实验

疲劳实验按照 HB5287《金属材料轴向加载疲劳试验方法》规定执行。实验应力比 $R=0.1$,最大应力 $\sigma_{\max}=895$ MPa,测定实验件的疲劳断裂循环周次。根据涡轮叶片实际工作温度,实验温度设为 800 ℃。实验件为标准的棒状试样,总长度为 88 mm,带涂层部分的实验工作区域长度为 34 mm,详细尺寸见图 1。实验仪器采用 MTS810 型疲劳试验机。通过 Sigma 500 场发射扫描电镜对疲劳失效的试样进行断口分析,判断疲劳断裂机制,确定断裂萌生位置和扩展方式。

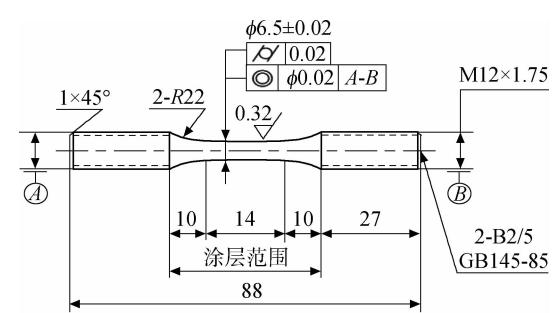


图 1 疲劳实验件尺寸图(单位:mm)

Fig. 1 Dimension drawing of fatigue test specimen (unit:mm)

2 实验结果

2.1 涂层组织结构

图 2 为 Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层的合金表面微观形貌,Al-Si 涂层表面微观形貌呈现均匀分布的点状结构,表面主要元素成分为(质量分数,下同):7.8% Cr,7.4% Co,22.3% Al,7.4% Ti,4.7% Si,Ni 为余量;Al 涂层表面形貌呈现较规则的网状分布,表面主要元素成分为:3.2% Cr,6.4% Co,30.4% Al,1.3% Ti,Ni 为余量;Co-Al 涂层表面形貌呈现较规则的网状分布,表面主要元素成分为:3.8% Cr,12.5% Co,24.0% Al,1.8% Ti,Ni 为余量。图 3 为 Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层的合金试样截面微观形貌,三种涂层的厚度较均匀,为 20 μm 左右。

对三种涂层合金试样表面进行物相分析,其 XRD(X 射线衍射)图,如图 4 所示,图中 2θ 为衍

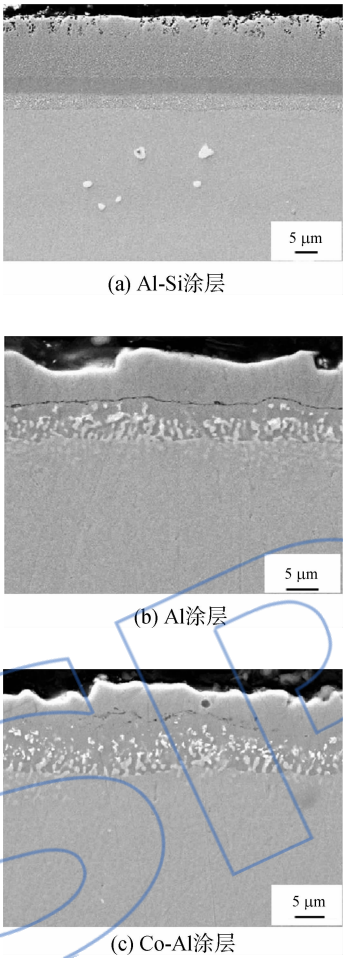
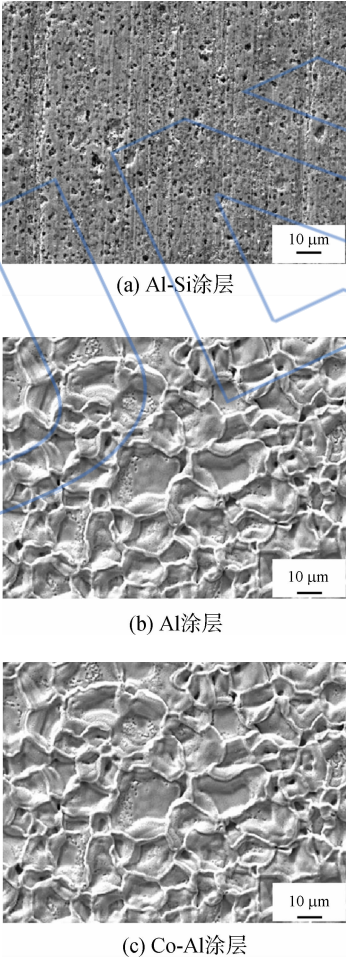


图 3 三种涂层合金试样截面微观形貌
Fig. 3 Section morphology of superalloy test specimen with three coatings

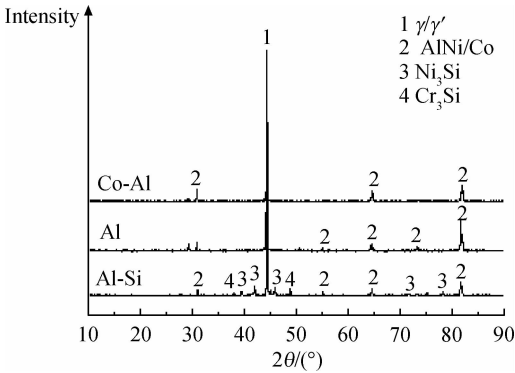


图 4 三种涂层合金试样表面 XRD 图谱
Fig. 4 XRD pattern of superalloy test specimen with three coatings

射峰角度,纵坐标为衍射峰强度, γ/γ' 分别代表基体和基体强化相,两者重峰。Al-Si 涂层表面主要为 AlNi 相,由于 Si 元素的存在表面还生成了 Ni_3Si 相和 Cr_3Si 相;Al 涂层表面主要为 AlNi 相;Co-Al 涂层中主要为 AlNi/Co 相,Co 主要以取代 AlNi 相

图 2 三种涂层合金试样表面微观形貌
Fig. 2 Surface morphology of superalloy test specimen with three coatings

中的 Ni 的形式固溶存在 NiAl 相中^[19]。

2.2 热腐蚀实验结果

2.2.1 腐蚀动力学曲线

采用失重法绘制 DSM11 镍基高温合金表面三种涂层在 900 ℃ 热腐蚀条件下的动力学曲线,结果如图 5 所示。三种涂层的动力学曲线基本相似,均呈抛物线形,随腐蚀时间的延长,质量先增加后减少。Al 涂层合金试样失质量速率较快,200 h 的热腐蚀实验后,质量减少 62.5 g/m²; Al-Si 涂层和 Co-Al 涂层合金的质量减少速率较慢,腐蚀后期曲线趋于平稳状态,质量减少较少,200 h 的热腐蚀实验后,质量分别减少 12.5 g/m²和 24.5 g/m²。分析认为产生上述质量变化的原因在于:在腐蚀实验前期(0~25 h),三种涂层合金试样质量均增加。试样与熔融盐充分接触,腐蚀反应较快,腐蚀产物逐渐增加,腐蚀产物与涂层结合紧密,腐蚀产物脱落较少,质量整体呈增加趋势。在腐蚀实验中期(25~100 h),由于前 25 h 生成的腐蚀产物较多,覆盖在试样表面,防止熔盐与试样接触,减缓了腐蚀反应的进行,质量的变化主要来自表面的腐蚀产物的脱落;在腐蚀实验后期(125~200 h),表面生成的腐蚀产物大部分脱落,重新裸露内部新的涂层或基体,随着实验时间的增加,熔盐与新的涂层或基体接触,腐蚀进一步加重,质量减少。

2.2.2 腐蚀产物物相分析

三种涂层合金试样在 900 ℃ 条件下热腐蚀 200 h 后表面腐蚀产物 XRD 图谱见图 6,腐蚀产物均以氧化物为主。Al-Si 涂层合金试样表面腐蚀产物主要以 Al₂O₃ 为主,还含有 NiO、Cr₂O₃、TiO₂、尖晶石型 NiCr₂O₄ 和硅化物 Ni₃Si。Al 涂层合金试样表面腐蚀产物主要以 NiO 为主,还含有 Al₂O₃、Cr₂O₃ 和尖晶石型 NiCr₂O₄。Co-Al 涂

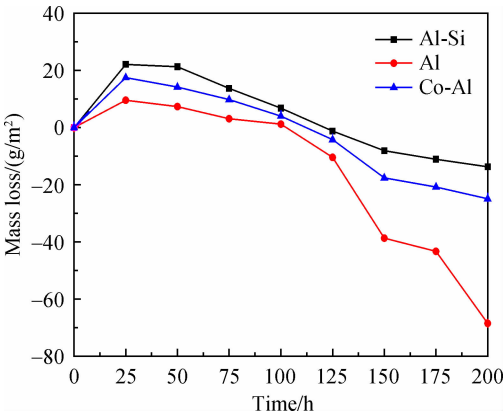


图 5 三种涂层合金试样腐蚀动力学曲线
Fig. 5 Corrosion kinetics curves of superalloy test specimen with three coatings

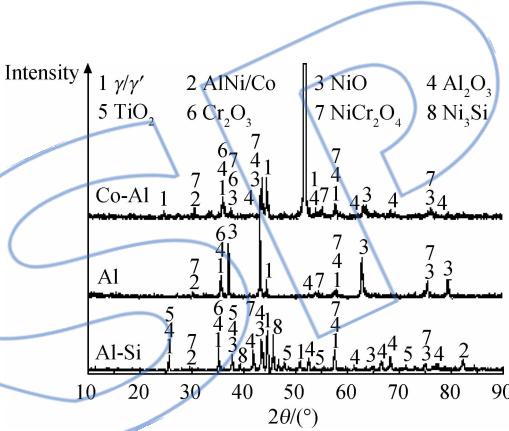


图 6 三种涂层合金试样腐蚀产物 XRD 图谱
Fig. 6 Corrosion products XRD pattern of superalloy test specimen with three coatings

层合金试样表面腐蚀产物主要以 Al₂O₃ 为主,还含有 NiO、Cr₂O₃、TiO₂ 和尖晶石型 NiCr₂O₄。

2.2.3 腐蚀产物表面形貌分析

三种涂层合金试样在 900 ℃ 条件下热腐蚀 200 h 后,腐蚀产物形貌如图 7 所示。Al-Si 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,表面形貌较一致,无明显裂纹和孔洞,微观形貌为单一颗粒状和聚集状

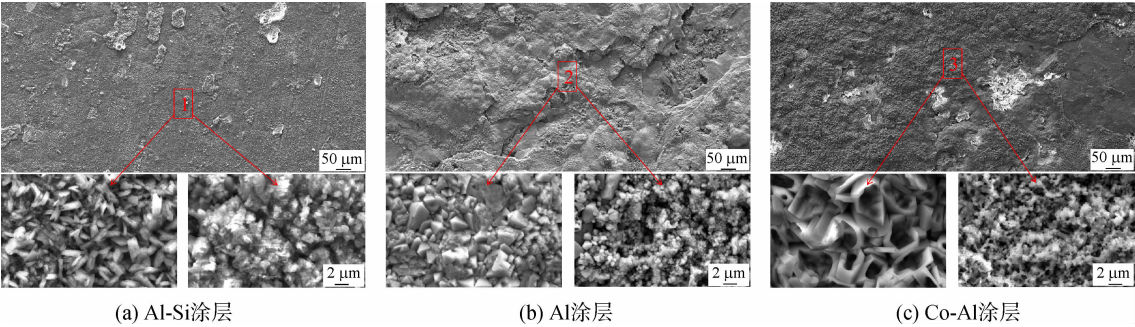


图 7 三种涂层合金试样腐蚀产物表面形貌

Fig. 7 Corrosion products surface morphology of superalloy test specimen with three coatings

物质。Al 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,表面腐蚀较严重,腐蚀产物较疏松,存在少量的裂纹和孔洞,微观形貌为单一颗粒状和聚集状物质。Al-Si 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,表面腐蚀产物存在部分凸起,局部较疏松,微观形貌为单一颗粒状和聚集状物质。

2.2.4 腐蚀产物截面形貌分析

三种涂层合金试样在 900 ℃ 条件下热腐蚀 200h 后,腐蚀产物截面形貌如图 8~图 9 所示,其中蓝色虚线上方为腐蚀产物层,腐蚀产物大致均可分为外腐蚀区和内腐蚀区。Al-Si 涂层合金试样腐蚀产物层保持较完整,外腐蚀区产物主要为连续分布的黑色区域,黑色区域主要为 Al 的氧化物;内腐蚀区为分布大量的颗粒状腐蚀产物,主要为 Al 的氧化物和 Ti 的硫化物。Al 涂层合金试样腐蚀产物层局部剥落较严重,存在明显的孔洞和裂纹,外腐蚀区主要为浅灰色腐蚀产物,主要为 Ni、Co、Cr 和 Ti 的混合氧化物;内腐蚀区分布颗粒状腐蚀产物,主要为 Al 的氧化物和 Cr 的硫化物。Co-Al 涂层合金试样腐蚀产物层保持相对完整,外腐蚀区主要为连续分布的深灰色和黑色区域,深灰色区域主要为 Ni、Co、Ti 和 Cr 的混合

氧化物,黑色区域主要为 Al 的氧化物;内腐蚀区分布大量的颗粒状腐蚀产物,主要为 Al 的氧化物和 Cr 的硫化物。

Al-Si 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,腐蚀产物截面扫描结果见图 10。外腐蚀区较致密,连续性好,Al 和 O 富集于整个外腐蚀区,产物主要应为 Al_2O_3 ;内腐蚀区含有大量的 Al 和 O,Ti 和 S 富集于内腐蚀区的内侧。Al 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,腐蚀产物截面的面扫描结果见图 11,O 富集于整个腐蚀产物层,Ni、Co、Cr 和 Ti 也散布于外腐蚀区;S 散布于内腐蚀区,内腐蚀区也含有少量的 Cr、Al 和 O。Co-Al 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,腐蚀产物截面的面扫描结果见图 12。外腐蚀区较致密,连续性好,Al 和 O 富集于整个外腐蚀区,产物主要应为 Al_2O_3 ;内腐蚀区含有大量的 Al 和 O,Cr、Ti 和 S 富集于内腐蚀区的内侧。

三种涂层合金试样腐蚀产物面扫描图分析可知,Al 涂层合金试样腐蚀产物层中各类氧化物分散性较大,不连续,宏观表现为抗热腐蚀性能较差;Al-Si 涂层和 Co-Al 涂层合金试样腐蚀产物层呈现连续致密分布 Al_2O_3 保护性氧化膜,宏观呈现了一定的抗热腐蚀性能。

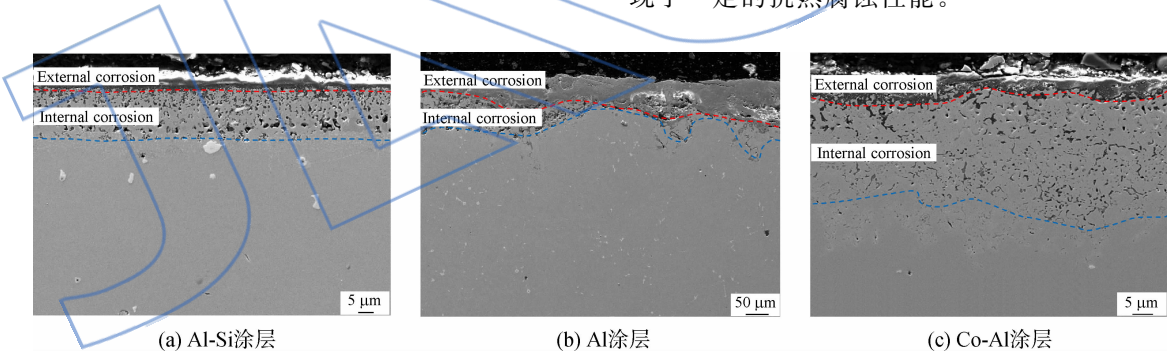


图 8 三种涂层合金试样腐蚀产物截面形貌

Fig. 8 Corrosion products section morphology of superalloy test specimen with three coatings

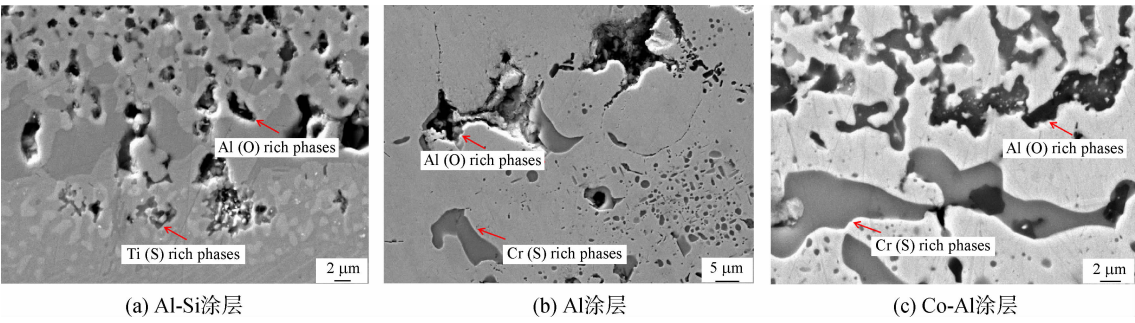


图 9 三种涂层合金试样内腐蚀区截面形貌

Fig. 9 Internal corrosion products section morphology of superalloy test specimen with three coatings

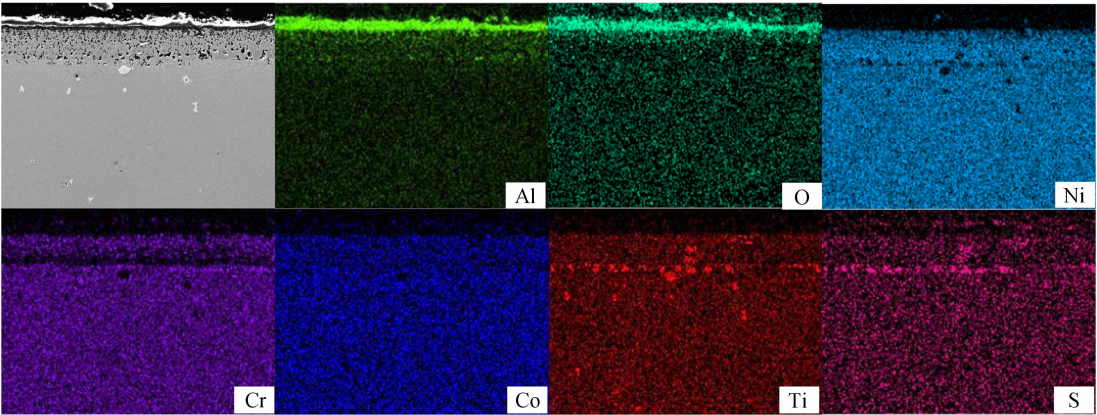


图 10 Al-Si 涂层合金试样腐蚀产物截面扫描

Fig. 10 Corrosion products section scanning results of superalloy test specimen with Al-Si coating

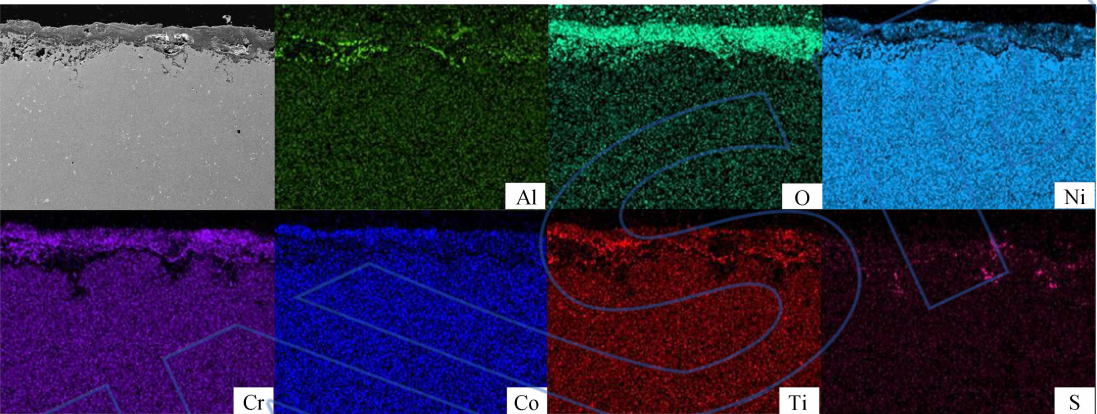


图 11 Al 涂层合金试样腐蚀产物截面扫描

Fig. 11 Corrosion products section scanning results of superalloy test specimen with Al coating

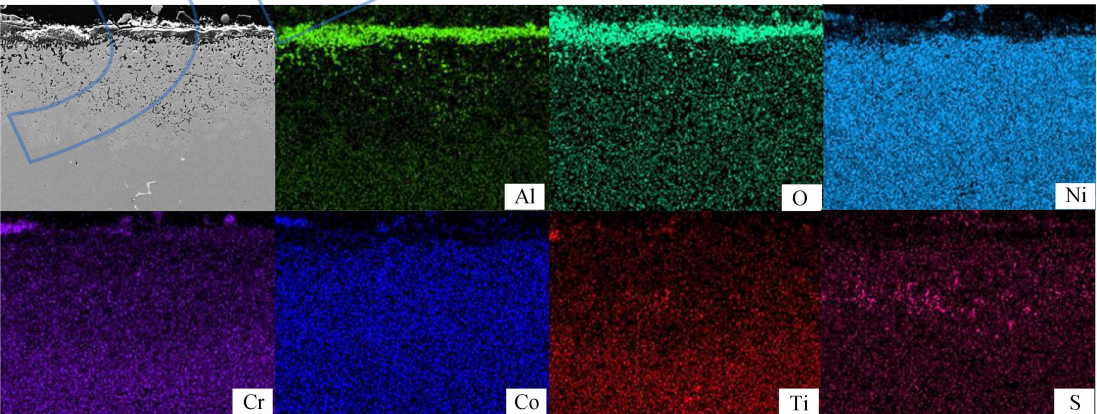


图 12 Co-Al 涂层合金试样腐蚀产物截面扫描

Fig. 12 Corrosion products section scanning results of superalloy test specimen with Co-Al coating

2.3 高温疲劳实验结果

三种涂层合金试样在 800 ℃ 下的疲劳断裂循环周次(N_f)结果见图 13, Co-Al 涂层合金试样疲劳断裂循环周次略高于 Al 涂层; Al-Si 涂层合金试样的疲劳断裂循环周次明显低于前两者, 表明

在相同的实验条件下, Al-Si 涂层合金试样疲劳寿命远低于前两者。

三种涂层合金疲劳试样断口的宏观和微观形貌见图 14~图 16。视频显微镜下观察, 断口宏观特征基本相同, 断口呈灰色, 表面较粗糙, 断口均

存在明显的三个区域:疲劳源区、疲劳扩展区和瞬断区。扫描电镜下进一步放大观察,断口疲劳起源于试样涂层外表面,呈现多源开裂特征;疲劳扩

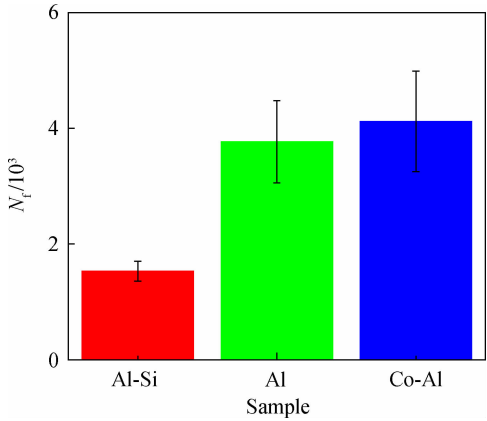


图 13 三种涂层合金试样疲劳断裂循环周次图
Fig. 13 Fatigue fracture cycle results of superalloy test specimen with three coatings

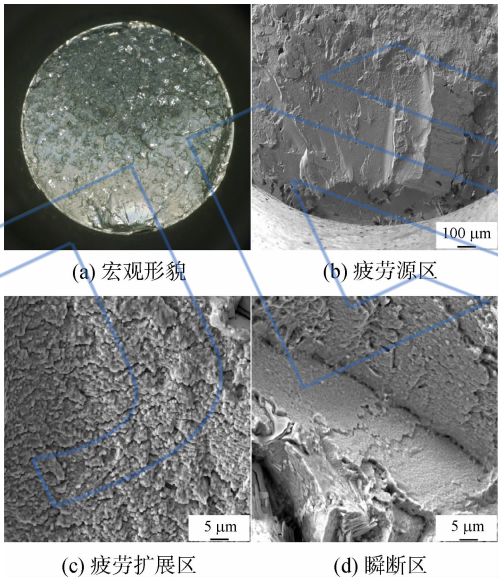


图 14 Al-Si 涂层疲劳试样断口宏观和微观形貌
Fig. 14 Macro and micro morphology of fatigue test specimen fracture with the Al-Si coating

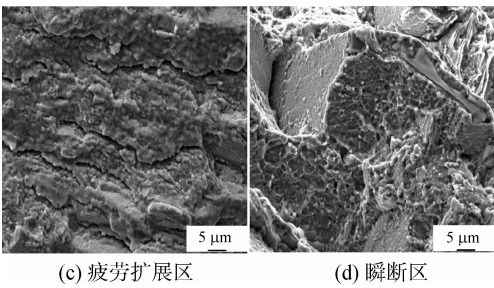
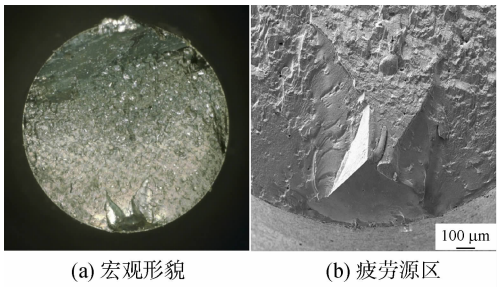


图 15 Al 涂层疲劳试样断口宏观和微观形貌
Fig. 15 Macro and micro morphology of fatigue test specimen fracture with the Al coating

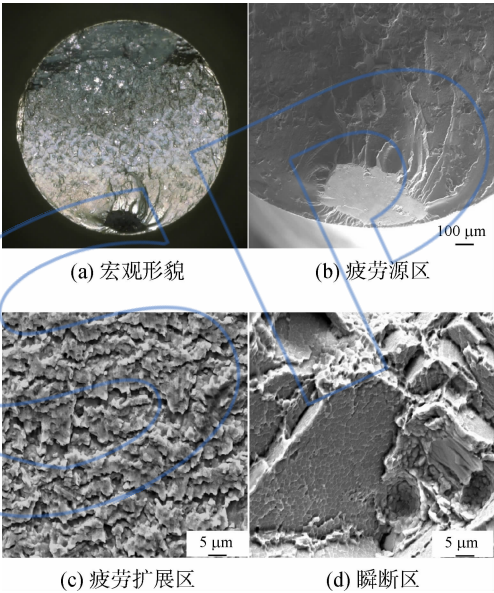
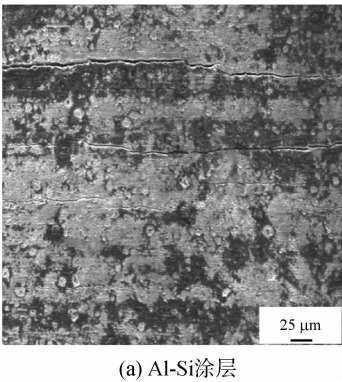
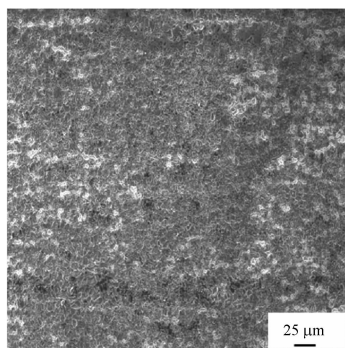


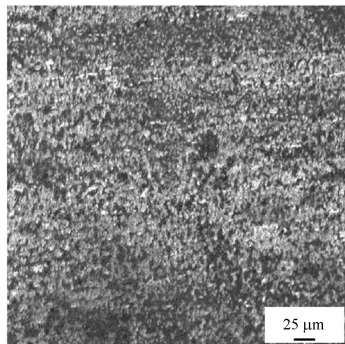
图 16 Co-Al 涂层疲劳试样断口宏观和微观形貌
Fig. 16 Macro and micro morphology of fatigue test specimen fracture with the Co-Al coating

展区可见疲劳条带形貌特征;瞬断区可见韧窝形貌特征。对三种涂层合金试样断口源区侧表面进行观察(见图 17),可见 Al-Si 涂层试样侧表面存在大量的微裂纹,Co-Al 涂层和 Al 涂层试样侧表面未见明显的微裂纹。





(b) Al涂层



(c) Co-Al涂层

图 17 三种涂层疲劳试样疲劳源区侧表面微观形貌

Fig. 17 Micro morphology of fatigue source side surface of fatigue test specimen with three coatings

3 分析与讨论

3.1 热腐蚀性能分析

Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层在 900 °C 条件下进行热腐蚀实验后,腐蚀产物的外腐蚀区由多种氧化物组成,内腐蚀区分布着颗粒状的硫化物和氧化物,综合判定均发生了“酸碱熔融模型”机制的热腐蚀反应^[20-21]。该反应机理认为高温下熔融状态的盐作用在材料表面,形成多种类型的氧化膜,不断沉积、溶解、脱落,致使材料不断腐蚀的过程。

Al-Si 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,涂层质量减少速率缓慢,质量损失较少;表面形貌较完整,无明显裂纹和孔洞,腐蚀产物层的内部形成了连续致密的 Al_2O_3 保护膜,阻止热腐蚀反应的进行,对基体存在较好的保护作用。Al 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,质量减少速率较快,质量减少较多;表面腐蚀较严重,存在少量的裂纹和孔洞,腐蚀产物层的内部未形成连续致密的保护性氧化膜,对基体保护性较差。Co-Al 涂层合金试样热腐蚀 200 h 后,质量减少速率缓慢,质量减少较少;表面腐蚀产物存在部分凸起,局部较疏松,腐蚀产

物层的内部形成了连续致密的 Al_2O_3 保护膜,对基体存在一定保护作用。综上所述,在 900 °C 的温度和涂盐 (5 % NaCl + 95 % Na_2SO_4) 条件下,抗热腐蚀性能表现:Al-Si 涂层 > Co-Al 涂层 > Al 涂层。

铝化物涂层表面需生成熔点高、抗腐蚀性好的 β -NiAl 相才能保证其优异的抗热腐蚀性能。与 Al 涂层相比,Al-Si 涂层和 Co-Al 涂层分别添加 Si 和 Co 改性元素,这两种元素与 Al 形成了二元共渗,进一步提高涂层的抗热腐蚀性能。在 Al-Si 涂层结构中,Si 元素在外层的 β -NiAl 相中固溶度很小,一般在 0.5 % 以下,大部分以 Cr_3Si 相和 Ni_3Si 相弥散分布在涂层中,阻碍了 Al 元素的互扩散,使 β -NiAl 相的蜕化,即 β -NiAl 相向性能较差的 γ' - Ni_3Al 相转化的时间延长^[22-23]。在 Co-Al 涂层结构中,因 Co 的原子特性与 Ni 相近,在镍基合金上沉积 Co 能形成 Co、Ni 的连续固溶体,形成 NiAl 相或 CoAl 相或两者的混合相,进而提高涂层的抗热腐蚀性能^[24-25]。

3.2 高温疲劳性能分析

Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层在 800 °C 条件下进行疲劳实验后,通过三种涂层的疲劳断裂循环周次相比较,Co-Al 涂层的抗高温疲劳性能最优,Al 涂层次之,Al-Si 涂层的抗高温疲劳性能远低于前两者。

涂层的存在一般会导致结构的疲劳寿命下降:一方面,涂层与基体强度和硬度的差异导致弹塑性变形行为存在一定差异,在疲劳交变载荷作用下,涂层与基体界面附近变形不协调导致的局部应力集中易诱发疲劳裂纹^[26];另一方面,涂层工艺本身可能带来的缺陷、均一性和稳定性等问题也容易降低材料的疲劳性能^[27]。

Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层的元素组成、组织形貌和制备工艺不同,其抗高温疲劳性能也存在一定差异。从三种涂层合金试样疲劳断裂的断口源区侧表面进行观察,可见 Al-Si 涂层实验件表面存在大量的微裂纹,而 Co-Al 涂层和 Al 涂层实验件侧表面未见明显的微裂纹,微裂纹逐渐发展会引起基体的快速断裂。Al-Si 中添加了含有提高抗腐蚀性能的 Si 元素,Si 元素为硬脆相,其生成的化合物也具有一定的脆性。硬脆相的含量增加,由于基体的不均匀塑性变形导致在相和基体界面处引起应力集中,在一定程度上使微裂纹萌生和连接的几率提升,合金断裂的可能性逐渐增加^[28]。Al-Si 涂层采用料浆法制备而成,Al 及 Co-Al 涂层采用气相法制备而成,料浆法制备的

涂层的成分稳定性以及厚度均匀性与气相法相比控制难度相对较大,涂层工艺本身可能带来原始缺陷,表面凹坑、损伤或者内部疏松、孔洞等,这些原始缺陷也可能成为裂纹的萌生源区^[29-30]。

4 结 论

1) Al-Si、Al 和 Co-Al 三种涂层在 900 ℃ 的温度下涂盐热腐蚀 200 h 后,热腐蚀产物层大致可分为两个区域,即内腐蚀区和外腐蚀区。内腐蚀区均由颗粒状氧化物和硫化物组成。Al-Si 和 Co-Al 涂层外腐蚀区均形成了以 Al₂O₃ 为主的连续且致密的氧化层,对基体保护性较好,具有一定的抗热腐蚀性能。Al 涂层外腐蚀区形成了 Ni、Co、Cr 和 Ti 的混合氧化层,对基体保护性较差,抗热腐蚀性能较差。

2) 在 800 ℃ 的温度下,Co-Al 涂层的抗高温疲劳性能最优,Al 涂层次之,Al-Si 涂层的抗高温疲劳性能最差。

3) 高温合金的防护涂层选材时,要充分考虑其服役环境,根据其综合性能的评价结果进行选材。Co-Al 涂层具有一定的抗热腐蚀性能和较好的抗疲劳性能,适用于腐蚀性适中、应力载荷相对较大的服役环境。Al-Si 涂层具有优异的抗热腐蚀性能和较低的抗疲劳性能,适用于腐蚀性较强、应力载荷相对较小的服役环境。

参考文献:

[1] 王会阳,安云岐,李承宇,等. 镍基高温合金材料的研究进展[J]. 材料导报,2011,25(11):482-486.
WANG Huiyang, AN Yunqi, LI Chengyu, et al. Research progress of Ni-based superalloys[J]. Materials Reports, 2011,25(11):482-486. (in Chinese)

[2] RAISSON G, GUÉDOU J Y, GUICHARD D, et al. Production of net-shape static parts by direct hiping of nickel base superalloy prealloyed powders[J]. Advanced Materials Research,2011,278:277-282.

[3] 鲍庆煌,叶兵,蒋海燕,等. 镍基高温合金耐腐蚀性能的研究进展[J]. 材料导报,2015,29(17):128-134.
BAO Qinghuang, YE Bing, JIANG Haiyan, et al. Research progress on the corrosion resistance of nickel-based superalloy[J]. Materials Reports, 2015, 29 (17): 128-134. (in Chinese)

[4] 赵亚洲. 航空燃气轮机涡轮叶栅烧蚀问题的数值研究[D]. 北京:中国科学院,2016.
ZHAO Yazhou. Numerical study on erosion of aero gas turbine cascade[D]. Beijing:Chinese Academy of Science, 2016. (in Chinese)

[5] TAHER A. Corrosion behavior of copper-nickel alloy in

marine environment[J]. Applied Mechanics and Materials, 2015,799/800:222-231.

[6] 宁礼奎,郑志,谭毅,等. 一种新型定向凝固镍基高温合金抗热腐蚀性能的研究[J]. 金属学报,2009,45(2):35-40.
NING Likui, ZHENG Zhi, TAN Yi, et al. Study on hot corrosion resistance of a new directional solidification Ni-based superalloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45 (2):35-40. (in Chinese)

[7] SHRESTHA S,STURGEON A J. The use of advanced thermal spray processes for corrosion protection in marine environments[J]. Materials Technology, 2005,20(2):85-91.

[8] SIDHU T S,PRAKASH S,AGRAWAL R D. Hot corrosion and performance of nickel-based coatings[J]. Current Science,2006,90(10):41-47.

[9] SINGH H,PURI D,PRAKASH S,et al. Investigations on role of plasma sprayed NiCrAlY and Ni-20Cr coatings to combat hot corrosion[J]. Materials Science and Technology,2007,23(6):736-744.

[10] 吴多利,张洪宇,韦华,等. 镍基高温合金表面四种涂层热腐蚀性能的研究[J]. 材料科学研究,2014,3(2):30-35.
WU Duoli, ZHANG Hongyu, WEI Hua, et al. Hot corrosion behaviors of four coatings on Ni-based superalloy[J]. Research of Materials Science,2014,3(2):30-35. (in Chinese)

[11] SHIRVANI K, SAREMI M, NISHIKATA A, et al. The role of silicon on microstructure and high temperature performance of aluminide coating on superalloy In-738LC[J]. Materials Transactions,2002,43(10):2622-2628.

[12] 王心悦,辛丽,韦华,等. Al-Si 共渗涂层对 M951 合金高温氧化和热腐蚀的影响[J]. 材料研究学报,2012,26(6):643-651.
WANG Xinyue, XIN Li, WEI Hua, et al. Influence of Al-Si coating on oxidation and hot corrosion of a nickel-base superally M951[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2012,26(6):643-651. (in Chinese)

[13] 王蔓,刘建平,张凡云,等. 铝硅涂层对 DZ417G 合金力学性能的影响[J]. 热加工工艺,2013,42(22):114-115.
WANG Man, LIU Jianping, ZHANG Fanyun, et al. Effect of Al-Si diffusion coating on mechanical properties of DZ417G superalloy[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(22):114-115. (in Chinese)

[14] CHEN C, YAN X, ZHANG X, et al. Effect of aluminized coating on combined low and high cycle fatigue life of turbine blade at elevated temperature[J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2019, 141 (3): 031018. 1-031018. 7.

[15] 刘永,滕志强,施国梅,等. 铝硅渗层中不同硅含量对渗层及材料性能的影响[J]. 热加工工艺,2014,43(24):158-160.
LIU Yong, TENG Zhiqiang, SHI Guomei, et al. Effect of different forms of silicion distribution on coating and material properties of Al-Si coating[J]. Hot Working Technology, 2014,43(24):158-160. (in Chinese)

[16] 周杰. 航空发动机涡轮叶片疲劳寿命及可靠性分析[D]. 成都:电子科技大学,2019.

- ZHOU Jie. Fatigue life and reliability analysis of aero-engine turbine blade[D]. Chengdu: University of Electronic Science and Technology, 2019. (in Chinese)
- [17] LEE K K, LEE K H, HAN S H. Use of an orthogonal array based on the Kriging model to maximize the fatigue life of a turbine blade[J]. *International Journal of Structural Integrity*, 2011, 2(3): 303-312.
- [18] 黄爱萍, 黄家经. 航空发动机涡轮叶片高温振动疲劳实验方法研究[C]//中国航空学会第七届动力年会论文摘要集. 北京: 中国航空学会, 2010: 1-7.
- [19] 范其香, 王铁钢, 刘艳梅, 等. 镍基高温合金上 Co 改性铝化物涂层的组织结构与耐腐蚀性能[J]. *中国表面工程*, 2015, 28(5): 116-122.
- FAN Qixiang, WANG Tiegang, LIU Yanmei, et al. Micro structure and corrosion behavior of Co modified aluminide coatings on Ni-based superalloy[J]. *China Surface Engineering*, 2015, 28(5): 116-122. (in Chinese)
- [20] 黄烁, 王磊, 黄炎, 等. 定向凝固镍基 DZ792 及 DZ792G 合金的热腐蚀行为[J]. *东北大学学报*, 2013, 34(11): 1580-1584.
- HUANG Shuo, WANG Lei, HUANG Yan, et al. High temperature hot corrosion behaviors of directional solidification Ni-base superalloy DZ792 and DZ792G[J]. *Journal of Northeastern University*, 2013, 34(11): 1580-1584. (in Chinese)
- [21] 李艳明, 刘欢, 乔志, 等. 镍基高温合金 DD5、DD10 和 DSM11 热腐蚀行为比较[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(9): 2105-2115.
- LI Yanning, LIU Huan, QIAO Zhi, et al. Comparison on hot corrosion behaviors of Ni-base superalloy DD5, DD10 and DSM11[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(9): 2105-2115. (in Chinese)
- [22] 周桂娟. K452 合金及其 Al-Si 渗层抗高温氧化和热腐蚀性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2012.
- ZHOU Guijuan. High temperature oxidation and hot corrosion resistance of K452 alloy and Al-Si layer[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2012. (in Chinese)
- [23] 张明慧. 镍基高温合金 Al-Si 涂层的制备及抗高温腐蚀性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2014.
- ZHANG Minghui. Preparation and research of the high temperature corrosion resistance of the Al-Si coating on Ni-based superalloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2014. (in Chinese)
- [24] 马春春, 孙建刚, 刘镇洋, 等. Co, Al 共渗涂层的性能研究[J]. *热喷涂技术*, 2016, 8(2): 30-35.
- MA Chunchun, SUN Jiangang, LIU Zhenyang, et al. Study of Co, Al coating by pack cementation process[J]. *Thermal Spray Technology*, 2016, 8(2): 30-35. (in Chinese)
- [25] RAHMAN A, CHAWLA V, JAYAGANTHAN R, et al. Study of cyclic hot corrosion of nanostructured Cr/Co-Al coatings on superalloy[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2011, 126(1/2): 253-261.
- [26] 黄志伟, 袁福河, 王中光, 等. M38 镍基高温合金高温低周疲劳性能及断裂机制[J]. *金属学报*, 2007, 43(10): 1025-2030.
- HUANG Zhiwei, YUAN Fube, WANG Zhongguang, et al. Low cycle fatigue properties and fracture mechanisms of M38 nickel base superalloys at high temperature[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(10): 1025-2030. (in Chinese)
- [27] 鲁金涛, 朱圣龙, 王福会. NiCrAlY 共渗涂层对 K417G 合金拉伸与疲劳性能的影响[J]. *中国表面工程*, 2013, 26(3): 51-57.
- LU Jintao, ZHU Shenglong, WANG Fuhui. Effect of co-deposited of NiCrAlY coatings on tensile and fatigue behaviors of K417G alloy[J]. *China Surface Engineering*, 2013, 26(3): 51-57. (in Chinese)
- [28] 蒋伟, 胡恺琪, 朱向镇, 等. Al-Si 合金力学行为对 Si 相形貌敏感性的差异[J]. *中国有色金属学报*, 2017, 27(1): 15-23.
- JIANG Wei, HU Kaiqi, ZHU Xiangzhen, et al. Difference in sensitivity of mechanical behaviors for Al-Si alloys to Si phase morphologies[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2017, 27(1): 15-23. (in Chinese)
- [29] 郭殿品, 张尊礼, 张凡云, 等. 耐热扩散涂层在燃气轮机上的应用现状及趋势[J]. *腐蚀科学与防护*, 2005, 17(1): 59-62.
- GUO Dianpin, ZHANG Zunli, ZHANG Fanyun, et al. High temperature corrosion resistant coatings for parts of gas turbines hot section[J]. *Corrosion Science and Protection Technology*, 2005, 17(1): 59-62. (in Chinese)
- [30] 范凯平, 吴勇, 杨甫, 等. 镍基燃气轮机叶片改性铝化物渗层的研究进展[J]. *材料保护*, 2014, 47(6): 57-61.
- FAN Kaiping, WU Yong, YANG Fu, et al. Research progress of modified aluminized layer on nickel-based gas turbine blade[J]. *Journal of Materials Protection*, 2014, 47(6): 57-61. (in Chinese)

(编辑: 陈 越)