# 不同温度下 DD6 单晶高温合金的 燃气热腐蚀行为研究

# 杨丽媛,张骐,孙志华,刘明,赵明亮

(北京航空材料研究院 航空材料先进腐蚀与防护航空科技重点实验室,北京 100095)

摘要:目的研究DD6高温合金在650、800、950℃等3种典型温度的燃气热腐环境下的耐腐蚀性能。 方法采用X射线衍射(XRD)、扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)等测试方法,研究不同温度下DD6 高温合金的热腐蚀行为。结果与结论随着温度的升高,合金的腐蚀速率呈逐渐增加的趋势。当温度为650、 800℃时,合金的腐蚀速率较小;当温度为950℃时,表面腐蚀产物明显剥落,腐蚀程度明显增加。在650℃ 下,DD6合金的腐蚀层较薄,主要为NiO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等氧化物。在800、950℃下,腐蚀层分为2层,外层由2 部分构成,最外侧为一薄层NiO和Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>等的混合物,次外层为相对疏松的NiO,内层为Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>构 成的相对致密的腐蚀层。腐蚀层下方的基体中,出现了γ'相退化区,并且出现了明显的内硫化现象,加剧了 热腐蚀作用。 关键词:DD6;单晶高温合金;燃气热腐蚀;微观形貌;内硫化

中图分类号: TG132.3 文献标识码: A 文章编号: 1672-9242(2023)12-0020-06 **DOI**: 10.7643/ issn.1672-9242.2023.12.003

#### Hot Gas Corrosion Behavior of Single Crystal Superalloy DD6 at Different Temperature

YANG Li-yuan, ZHANG Qi, SUN Zhi-hua, LIU Ming, ZHAO Ming-liang

(Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Corrosion and Protection for Aviation Material, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**ABSTRACT:** The work aims to study the corrosion resistance of DD6 super alloy in three typical hot gas corrosion environments at 650 °C, 800 °C and 950 °C. The corrosion behavior of DD6 super alloy was investigated by X-Ray Diffraction, scanning election microscopy and energy dispersive X-ray spectrum (EDS). The hot corrosion rate of alloy increased with the increase of temperature. The hot corrosion rates at 650 °C and 800 °C were relatively low. Significant spallation of corrosion products and obvious corrosion occurred at 950 °C. The corrosion layer of DD6 alloy at 650 °C was relatively thin, mainly composed of oxides such as NiO and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. The corrosion products were divided into two layers at 800 °C and 950 °C. The outer layer consisted of two parts, the outermost layer was a mixture of a thin layer of NiO and Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, the secondary layer was loose NiO and the inner layer was a relatively dense corrosion layer composed of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. The phase  $\gamma'$  degradation zone appeared in the alloy below the corrosion layer, and there was obvious internal vulcanization phenomenon which accelerated the hot corrosion.

KEY WORDS: DD6; single crystal super alloy; hot gas corrosion; microstructure; internal vulcanization

收稿日期: 2023-10-29; 修订日期: 2023-12-11

Received: 2023-10-29; Revised: 2023-12-11

**引文格式:**杨丽媛,张骐,孙志华,等. 不同温度下 DD6 单晶高温合金的燃气热腐蚀行为研究[J]. 装备环境工程, 2023, 20(12): 20-25. YANG Li-yuan, ZHANG Qi, SUN Zhi-hua, et al. Hot Gas Corrosion Behavior of Single Crystal Superalloy DD6 at Different Temperature[J]. Equipment Environmental Engineering, 2023, 20(12): 20-25.

DD6 单晶高温合金具有优异的综合力学性能(拉伸、持久、蠕变)和良好的抗氧化性,目前已广泛应用于航空发动机和燃气轮机关键热端部件<sup>[1-8]</sup>。在实际服役过程中,DD6 合金在严酷的高温、燃气环境下,会发生热腐蚀。这主要是由于燃气燃烧产生的硫化物与海洋大气环境中腐蚀介质的联合作用,生成Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>等腐蚀物质,导致合金发生热腐蚀,加速高温部件失效<sup>[9-15]</sup>。燃气热腐蚀在一定程度上限制了合金的应用,有效解决途径之一是增加高温防护涂层,目前主要的涂层类型有热扩散涂层、包覆涂层和热障涂层。同时,研究 DD6 合金的燃气热腐蚀行为也成为迫切亟需。

对金属材料,主要的热腐蚀机制有酸碱熔蚀机制 与电化学腐蚀机制<sup>[16]</sup>。在 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 熔点(884 ℃)以 下产生的热腐蚀为 II 型热腐蚀,即低温热腐蚀;884~ 1000 ℃产生的热腐蚀为 I 型热腐蚀,即高温热腐蚀; 当温度高于 1000 ℃,由于 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 挥发,其腐蚀作 用微不足计。研究 DD6 合金的热腐蚀行为,应结合 DD6 实际服役工况,并根据不同的腐蚀类型,开展试 验研究和分析评价。

目前,高温合金的耐腐蚀性能评价方法主要为 高温氧化、涂盐热腐蚀等,关注的是合金在高温、 热盐简单耦合腐蚀条件下的腐蚀行为,未能综合考 虑发动机/燃气轮机处于工作状态时的腐蚀因素,不能真实反涡轮部件在服役环境下的抗腐蚀能力。本文针对以上现状,采用综合考虑高温、燃气、人造海水 气氛、冷热应力等多因素耦合的燃气热腐蚀试验方法 开展试验研究,以期较好地贴合 DD6 合金的实际服 役工况,在热腐蚀敏感温度范围内选择不同的典型 温度,对 DD6 单晶高温合金的燃气热腐蚀行为进行 研究,以获得 DD6 高温合金在不同温度下的热腐蚀 性能,为其在不同温度的热腐蚀环境下应用提供数 据支撑。

#### 1 试验

#### 1.1 材料

实验选用 DD6 母合金(名义成分见表 1),采用 定向凝固法制备 DD6 单晶高温合金试棒,取向为 [001]方向,偏离度小于 10°。对制备的单晶合金试棒 进行真空热处理,具体制度为: 1 290 ℃×1 h→300 ℃× 2 h→1 315 ℃×4 h, AC→1 120 ℃×4 h, AC→870 ℃× 32 h, AC。对热处理后的试棒进行机加工,获得尺寸 为 30 mm×10 mm×1.5 mm、表面粗糙度  $Ra \leq 0.8$  µm 的试片,用乙醇清洗试片表面,去除表面油污、灰尘 等污物。

表 1 DD6 合金名义成分(质量分数,%) Tab 1 Nominal chemical composition of DD6 alloy (mass fraction %)

		140111100		imposition of B	Be uney (muse	, in <b>ac</b> tion, , , , ,		
Cr	Ni	Co	W	Мо	Al	Nb	Та	Re
3.8~4.8	余量	8.5~9.5	7.0~9.0	1.5~2.5	5.2~6.2	0~1.2	6.0~8.5	1.6~2.4

## 1.2 方法

按照 HB 7740—2004《燃气热腐蚀试验方法》<sup>[17]</sup> 开展燃气热腐蚀试验。试验装置为中国航发北京航空 材料研究院自研的 RFL-1 型燃气热腐蚀试验装置,该 装置可以实现在规定温度、燃油流量、油气比和海盐 含量的条件下所形成的燃气中对试样进行冷热交变 循环的试验。试验选取 650、800(Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>熔点以下)、 950 ℃(Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>熔点以上)等3个典型温度,在每个 温度下采用55 min加热和5 min冷却的冷热交变循环 试验方式,共计循环 200 次。具体的燃油流量、油气 比和海盐含量等试验参数见表 2,均依据标准推荐的 试验参数进行设定。

## 1.3 测试方法

试验前采用游标卡尺测量试样尺寸,试验前和试验过程中每 25 h 采用电子天平(精度为 0.001 mg)测试试样(3 件平行试样)的质量(不包含剥落的腐蚀产物),计算获得单位面积的平均质量变化。试验后,采用扫描电子显微镜和能谱仪测试试片的微观形貌和成分,采用 SmartLab 粉末衍射仪测试物相。

表 2 燃气热腐蚀试验条件

Tab.2 Hot	gas corrosion	test condition
-----------	---------------	----------------

试验参量	试验参数
	NaCl ( 27 g/L ) 、 MgCl <sub>2</sub> ( 12.8 g/L ) 、 KCl
人适海水成分	(1g/L)、CaCl <sub>2</sub> (1g/L),开用去离子水 稀释至体积比为 20×10 <sup>-6</sup>
人造海水流量	0.2 L/h
燃油	3 号喷气燃料(GB 6537—2018 <sup>[18]</sup> )
燃油流量	0.2 L/h
油气比	1:45
单次循环周期	55 min 保温+5 min 冷却
试验时间	200 h

# 2 结果及分析

#### 2.1 质量变化曲线

DD6 合金在 650、800、950 ℃下燃气热腐蚀质量 变化曲线如图 1 所示。由图 1 中可以看出,在 650、 800 ℃下,随着温度的升高,DD6 合金的腐蚀速率增



alloyat650, 800 and 950 ℃

加,质量变化曲线基本遵循抛物线规律。在腐蚀初期 (前25h内),腐蚀速率稍大,随着时间的增加,腐 蚀速率逐渐降低。这是由于腐蚀早期,腐蚀产物相对 较少, O 元素和腐蚀介质等可直接吸附至合金表面, 与合金基体发生腐蚀反应,同时合金表面有利于腐蚀 产物形核,因此初期腐蚀速度较快。一段时间后,腐 蚀层逐步形成并增厚,腐蚀产物起到阻碍腐蚀介质与 合金基体直接接触的作用,腐蚀过程逐渐由表面反应 控制过程转变为扩散控制过程,腐蚀速率逐渐减小<sup>[16]</sup>。 在 950 ℃下, 腐蚀初期 (前 50 h), 质量变化呈快速 上升趋势,并且腐蚀速率明显高于 650、800 ℃下的 腐蚀速率,即对于 DD6 高温合金,其高温热腐蚀(I 型热腐蚀)速率明显高于低温热腐蚀(Ⅱ型热腐蚀)。 这主要是因为 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 的熔化增大了合金与腐蚀介质 的接触,同时更高的温度引发了更大的腐蚀反应速 率。不同的是,在950℃下,50~200h期间,质量变 化出现明显波动,反映出 950 ℃下腐蚀中后期的腐蚀 产物相对疏松、厚重,发生剥落,造成了腐蚀产物的 损失。从曲线整体的质量增加趋势来看,950℃下合 金的腐蚀程度明显高于 650、800 ℃下的腐蚀程度。

## 2.2 腐蚀产物的相结构

燃气热腐蚀 200 h 后, DD6 合金表面的 X 射线衍 射图谱如图 2 所示。在 650 ℃燃气热腐蚀试验后, 合 金表面主要生成了 NiO,说明主要是基体中的 Ni 元 素发生了腐蚀反应。800、950 ℃燃气热腐蚀后,表 面腐蚀产物主要为 NiO、Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等,说明随温 度升高,除 Ni 元素外,合金中 Al、Co 元素也发生了 腐蚀反应。图谱中还包含 γ'相的衍射峰,这是由于 X 射线穿透腐蚀产物,获得了基体合金的衍射峰。





Fig.2 XRD pattern of DD6 alloy after hot gas corrosion at 650, 800 and 950 °C for 200 h

#### 2.3 腐蚀产物的表面微观形貌和成分分析

DD6 合金在不同温度下燃气热腐蚀试验 200 h 后 的微观形貌如图 3 所示。在不同温度下,合金表面生 成了不同形状的腐蚀产物,650 ℃时呈颗粒状,800、 950 ℃时呈棱形。

采用能谱仪对不同温度下燃气热腐蚀试验 200 h 后的 DD6 合金试片进行表面腐蚀层成分测试,试验 结果如表 3 所示。650 ℃时,腐蚀产物主要由 Ni、O 元素构成,还含有少量的 Al、Co等元素,结合 XRD 测试结果推测,腐蚀层表面的主要成分为 NiO。800、 950 ℃时,腐蚀产物主要由 Ni、Co、O 元素构成,结 合 XRD测试结果推测,腐蚀层表面的主要成分为 NiO 和 Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>。对比 800、950 ℃下的腐蚀产物形貌发现, 后者的腐蚀产物更加细小密集。这主要是因为熔融的 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 增加了与基体合金的接触,促进了元素扩散,



图 3 DD6 合金在 650、800、950 ℃下燃气热腐蚀 200 h 后表面的微观形貌 Fig3 Surface morphologies of DD6 alloy after hot gas corrosion at 650, 800 and 950 ℃ for 200 h

表 3	DD6 在 650、800、950 ℃下燃气热腐蚀 200 h 后录
	面腐蚀产物的元素含量(原子分数,%)

Tab.3 Element content of DD6 alloy after hot gas corrosion at 650, 800 and 950 ℃ for 200 h (atomic fraction, %)

温度/℃	0	Ni	Al	Co	Cr	Та	W
650	41.48	44.01	1.61	6.98	2.72	1.56	0.72
800	37.76	26.46	0	35.78	0	0	0
950	45.28	43.24	0.23	11.21	0.04	0	0

并且更高的温度充分激发了腐蚀反应,二者共同作用 使得腐蚀产物更有利于形核,在微观形貌上表现为更 加细小密集。

### 2.4 腐蚀产物的截面微观形貌和成分分析

对不同温度下燃气热腐蚀 200 h 后的 DD6 合金试 片进行截面微观形貌观察和 EDS 能谱分析,试验结 果见图 4 和表 4。可以看出,650 ℃下不同时间生成 的腐蚀层较薄,厚度约为 1 µm,腐蚀层没有明显分 层,较致密。由图 4 中位置 A 的能谱测试结果可知, 腐蚀层主要元素为 Ni、Al、O 等, 推测主要成分可 能为 NiO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等。800 ℃下腐蚀层的厚度为 10~ 15 µm, 950 ℃下腐蚀层的厚度为 30~40 µm, 腐蚀层 分为2层,外层为生长在基体表面的腐蚀层,相对较 疏松。由图 4 中位置 B 和 E 的能谱测试结果可知, 成分主要为 Ni、Co、O 等, 推测主要成分为 NiO 和  $Co_3O_4$ 等的混合物。内层腐蚀物由基体表面向内延伸, 相对较连续。由图 4 中位置 C 和 F 的能谱测试结果 可知,主要含 O、Al、Ni、Cr 等元素, 推测主要为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等。内腐蚀层下方的基体中出现了 γ' 相退化区,主要是由于腐蚀过程中不断消耗 Al 元素, 使得合金基体内部的 Al 浓度高于近外氧化膜区域, Al 由相对高浓度的基体内部持续向外扩散, 使得基 体内部 Al 元素的含量逐渐降低。Al 元素是 γ'相的形 成元素之一,γ'相中 Al 元素含量降低使得 γ'相转化为 γ相,从而导致基体中形成无 γ'相区和 γ'相减少区。 腐蚀的最前沿处存在硫化物聚集区,由图 4 中位置 D 的能谱测试结果可知,主要为 Ni 的硫化物。



a 650 °C

b 800 ℃

c 950 ℃

图 4 DD6 在 650、800、950 ℃下燃气热腐蚀 200 h 后的截面微观形貌 Fig.4 Cross-sectional SEM images of DD6 alloy after hot gas corrosion at 650, 800 and 950 ℃ for 200 h

表 4	DD6 合金在 650、8	300、950℃下燃气	ī.热腐蚀 200 h 后截面腐	<b>]</b> 蚀产物的元素含量(	〔原子分数 <b>,</b> %	)
	Tab.4 Element conte	ent of cross-sectiona	l corrosion products of E	DD6 alloy after hot gas	corrosion	
		at 650, 800 and 95	$0 ^{\circ}\mathrm{C}$ for 200 h (atomic f	raction %)		

位置	0	Ni	Al	Co	Cr	Та	W	Fe	S	Nb	Mo
А	52.40	28.21	9.34	4.04	2.80	1.48	1.58	0.15	0	0	0
В	41.92	55.17	0.87	1.56	0.31	0	0	0.16	0	0	0
С	54.22	11.64	17.78	1.22	8.03	3.23	2.30	0	0	1.58	0
D	0	59.0	1.56	3.54	11.92	0.55	1.38	0	20.43	0	1.62
Е	41.99	48.30	1.03	8.15	0.22	0.30	0	0	0	0	0
F	53.04	13.71	13.50	3.29	9.37	2.53	4.55	0	0	0	0

# 3 讨论

大量的研究结果表明, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>和 NaCl 是导致高 温合金产生热腐蚀作用的主要介质[19-26]。在不同温 度、气压条件下,以固态、液态、气态等不同形式存 在的  $Na_2SO_4$ 和 NaCl等腐蚀介质,沉积至合金表面, 造成热腐蚀现象。燃气热腐蚀试验通过模拟发动机的 燃气、海水大气环境、高温、冷热交变等多项因素的 联合作用来模拟发动机热端部件的工作环境。在试验 中,燃油中的含硫物质燃烧,产生含有硫氧化物的燃 气,燃气与雾化后的人造海水混合,高温下硫的氧化 物与氯化钠等盐分发生反应,生成了硫酸钠等腐蚀性 物质。在 800、950 ℃下,在腐蚀层和基体界面处出 现了明显的硫化物聚集。这是由于在热腐蚀过程中S 元素的扩散速度高于 O 元素,优先形成硫化物,但 由于氧化物比硫化物更稳定,因此硫化物被氧化,并 释放硫元素,这些S在氧化的前沿形成新的硫化物, 从而使腐蚀区域不断扩大。同时,S元素偏聚加快了 Al、Cr 等元素的消耗,导致 Al 元素含量过低,无法 形成连续的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>层,使得形成的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>氧化层相对 疏松,热腐蚀速率进一步加快<sup>[19]</sup>。

# 4 结论

1)DD6 合金在 650、800 ℃下的平均腐蚀速率均 很低,具有优异的高温抗燃气热腐蚀能。DD6 合金在 950 ℃下的燃气热腐蚀试验中,腐蚀速率相对更高, 试验中腐蚀产物剥落,使得质量增加曲线出现明显 波动。

2)在 650 ℃下腐蚀 200 h, DD6 合金的腐蚀层 较薄,主要为 NiO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等氧化物,未出现明显的 内硫化现象。说明在 650 ℃下 S 元素的扩散速率受到 抑制,未显著加剧热腐蚀程度。

3)800、950 ℃下腐蚀 200 h, DD6 合金的腐蚀 层相对较厚,分为 2 层。外层由 2 部分构成,最外层 为一薄层 NiO 和 Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>等的混合腐蚀产物层,次外层 为 NiO,相对较疏松。内层从基体表面向合金内部延 伸,为 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>构成的相对致密的腐蚀层。腐 蚀层下方的基体中出现 γ'相退化区,并且出现明显的 内硫化现象,说明硫化物具有加剧热腐蚀的作用。

#### 参考文献:

 史振学,李嘉荣,刘世忠,等. 小角度晶界对 DD6 单晶 高温合金持久性能和断裂特征的影响[J]. 稀有金属材 料与工程, 2012, 41(6): 962-966.
 SHI Z X, LI J R, LIU S Z, et al. Effect of LAB on the Stress Rupture Properties and Fracture Characteristic of DD6 Single Crystal Superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(6): 962-966.

- [2] SHI Z X, LI J R, LIU S Z. Isothermal Oxidation Behavior of Single Crystal Superalloy DD6[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(3): 534-538.
- [3] 喻健,李嘉荣,方向,等. 二次 γ'相演化对 DD6 单晶高 温合金蠕变性能的影响[J]. 材料工程, 2023, 51(9): 60-66.
  YU J, LI J R, FANG X, et al. Influence of Secondary γ' Phase Evolution on Creep Properties of Single Crystal Superalloy DD6[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(9): 60-66.
- [4] 李嘉荣,谢洪吉,韩梅,等.第二代单晶高温合金高周 疲劳行为研究[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1195-1203.
  LI J R, XIE H J, HAN M, et al. High Cycle Fatigue Behavior of Second Generation Single Crystal Superalloy[J].
  Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1195-1203.
- [5] 谢洪吉,李嘉荣,韩梅,等. 超温对 DD6 单晶高温合金 组织及高周疲劳性能影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(8): 2483-2488.
  XIE H J, LI J R, HAN M, et al. Effect of Over-Temperature on Microstructure and High Cycle Fatigue Properties of DD6 Single Crystal Superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(8): 2483-2488.
- [6] 史振学,李嘉荣,刘世忠,等.第二代单晶高温合金的 低周疲劳行为[J].材料热处理学报,2011,32(5):41-45. SHI Z X, LI J R, LIU S Z, et al. Low Cycle Fatigue Behavior of a Second Generation Single Crystal Superalloy DD6 at High Temperature[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(5): 41-45.
- [7] 李嘉荣, 史振学, 袁海龙, 等. 单晶高温合金 DD6 拉伸 性能各向异性[J]. 材料工程, 2008, 36(12): 6-10.
  LI J R, SHI Z X, YUAN H L, et al. Tensile Anisotropy of Single Crystal Superalloy DD6[J]. Journal of Materials Engineering, 2008, 36(12): 6-10.
- [8] 霍苗,赵惠,张可人. 镍基单晶高温合金对接平台内的 微观组织及缺陷形成[J]. 精密成形工程, 2022, 14(9): 86-91.

HUO M, ZHAO H, ZHANG K R. Microstructure and Defect Formation in Rejoined Platforms of Ni-Based Single Crystal Superalloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14(9): 86-91.

[9] 宋迎东,凌晨,张磊成,等. 航空发动机和燃气轮机热端部件热腐蚀-疲劳研究进展[J].南京航空航天大学学报, 2022, 54(5): 771-788.
SONG Y D, LING C, ZHANG L C, et al. Research Progress on Hot Corrosion-Fatigue of Aero-Engine and Gas Turbine Hot-Section Components[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2022, 54(5): 771-788.

[10] 卢旭东,田素贵,陈涛,等.高铬镍基合金熔融硫酸盐热腐蚀过程中内氧化和内硫化行为的研究[J].稀有金属材料与工程,2014,43(1):79-84.
 LU X D, TIAN S G, CHEN T, et al. Internal Oxidation and Internal Sulfuration of Ni-Base Alloy with High Cr

Content during Hot Corrosion in Molten Sulfate[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(1): 79-84.

 [11] 任维鹏, 李青, 李相辉, 等. 定向镍基高温合金 DZ466 及其热障涂层的抗热腐蚀性能[J]. 金属热处理, 2018, 43(8): 213-219.
 REN W P, LI Q, LI X H, et al. Hot Corrosion Resistance

of Direct Solidified Ni-Based Superalloy DZ466 and Its Thermal Barrier Coating[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(8): 213-219.

- [12] 王理,刘春阳,韩振宇,等. 燃气轮机涡轮零部件及材料热腐蚀行为与评价方法研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2011, 31(5): 399-403.
  WANG L, LIU C Y, HAN Z Y, et al. Hot Corrosion Behavior and Evaluation of Turbine Components and Materials Used for Gas Turbine Engine[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2011, 31(5):
- 399-403.
  [13] 余竹焕,刘蓓蕾,王盼航,等. 热腐蚀对高温合金力学性能的影响以及防护措施的研究进展[J]. 铸造, 2019, 68(6): 550-557.
  YU Z H, LIU B L, WANG P H, et al. Research Progress on the Influence of Hot Corrosion on Mechanical Proper-

ties of Superalloys and Protective Measures[J]. Foundry, 2019, 68(6): 550-557.

- [14] 丁贤飞,陈学达,李青,等. 定向凝固合金 DZ466 在涂 NaCl/Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 盐条件下热腐蚀行为[J]. 工程科学学报, 2015, 37(5): 608-614.
  DING X F, CHEN X D, LI Q, et al. Salt-Deposit Hot Corrosion Behaviors of Directionally Solidified DZ466 Superalloy[J]. Chinese Journal of Engineering, 2015, 37(5): 608-614.
- [15] 赵德孜. 海洋环境下燃气轮机涡轮叶片的热腐蚀与防 护[J]. 装备环境工程, 2011, 8(5): 100-103.
  ZHAO D Z. Hot Corrosion and Protection of Gas Turbine Blade in Marine Environment[J]. Equipment Environmental Engineering, 2011, 8(5): 100-103.
- [16] 李铁藩. 金属高温氧化和热腐蚀[M]. 北京: 化学工业 出版社, 2003.
   LI T F. High Temperature Oxidation and Thermal Corrosion of Metals[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2003.
- [17] HB 7740—2004, 燃气热腐蚀试验方法[S].
   HB 7740—2004, Test Method for the Gas Hot-Corrosion
   [S].
- [18] GB 6537—2018, 3 号喷气燃料[S].

GB 6537-2018, No.3 Jet Fuel[S].

[19] 赵云松,赵婷婷,张迈,等.S 元素对镍基高温合金及 其涂层组织和性能的影响研究进展[J]. 航空材料学报, 2021,41(3):96-110.

ZHAO Y S, ZHAO T T, ZHANG M, et al. Research Progress of Effect of S Element on Microstructure and Properties of Ni Based Superalloy and Coating[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2021, 41(3): 96-110.

[20] 李小亚, 邹俭鹏, 石倩, 等. 高温防护涂层的熔盐热腐 蚀研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(11): 3989-3997.

LI X Y, ZOU J P, SHI Q, et al. Molten Salts Induced Hot Corrosion of High Temperature Protective Coatings: Research Progress[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(11): 3989-3997.

- [21] 娄学明,孙文儒,郭守仁,等. IN718 高温合金热腐蚀 行为及其对力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(2): 259-263.
  LOU X M, SUN W R, GUO S R, et al. Hot Corrosion Behavior of IN718 Alloy and Its Effect on Mechanical Properties[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(2): 259-263.
- [22] CHEN Z H, QU W W, ZHANG Z L, et al. Hot Corrosion Mechanism of Nickel-Based Single Crystal Superalloy IC21 under Flowing Atmosphere[J]. Corrosion Science, 2023, 218: 111170.
- [23] YANG R N, HAN S X, LEI X W, et al. Hot Corrosion Mechanism of Laser Metal Deposited Ni-Based Single Crystal Superalloy under Fuel Gas Atmosphere[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 474: 130057.
- [24] ZHOU Q H, AN T, ZHANG K Y, et al. Effect of Microstructure on Hot Corrosion Behavior of New Superalloy Ad 730 in 75 Wt% Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 25 Wt% NaCl Molten Salt[J]. Materials Letters, 2023, 341: 134231.
- [25] GONG N, MENG T L, TEO S L, et al. High-Temperature Oxidation and Hot Corrosion of Ni-Based Single Crystal Superalloy in the Incubation Stage[J]. Corrosion Science, 2023, 214: 111026.
- [26] KANG C J, LUO H Y, MA W B, et al. Effect of Surface Treatment and Synergistic Effect of O and S Elements on Hot Corrosion Behavior of GH738 Superalloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 462-476.

责任编辑:刘世忠