

引用格式: 孙泽睿, 董琳, 刘梅军, 等. 多孔结构可磨耗涂层抗氧化性能评价方法[J]. 中国材料进展, 2024, 43(9): 832-838.

SUN Z R, DONG L, LIU M J, *et al.* Evaluation Methodology of Oxidation Resistance of Porous Abradable Coating[J]. Materials China, 2024, 43(9): 832-838.

多孔结构可磨耗涂层抗氧化性能评价方法

孙泽睿, 董琳, 刘梅军, 杨冠军

(西安交通大学材料科学与工程学院 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘要: 防钛火可磨耗封严涂层的抗氧化性能是决定其服役寿命的重要因素。然而, 当涂层呈现孔隙率高达 50% 量级的多孔结构, 经典的氧化增重评价方法不适用。为构建多孔结构涂层抗氧化性能的合理评价方法, 以防钛火可磨耗封严涂层为典型的多孔结构合金涂层研究对象, 通过系统研究涂层氧化动力学规律、氧化膜分布特征, 揭示了多孔结构涂层内表面氧化机制, 建立合理考虑涂层实际氧化表面积的多孔结构涂层抗氧化性能评价方法。结果表明, 孔隙作为环境氧的快速扩散通道, 使涂层与环境氧的接触面积增大 2 个数量级, 导致根据经典氧化增重法所得氧化膜厚度比实际表面氧化膜厚度高 2 个数量级。据此, 通过建模计算包含外表面和内表面的多孔涂层实际氧化面积, 构建基于实际氧化表面积的多孔涂层抗氧化评价方法。采用该方法评价 NiCrAl-膨润土可磨耗封严涂层, 得出 600 °C 空气氧化条件下该涂层平均氧化速率为 $1.8 \times 10^{-2} \text{ g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$, 达到标准 HB5258—2000 规定的完全抗氧化级。上述评价方法为准确评价多孔涂层抗氧化性能从而保障涂层可靠服役提供方法支撑。

关键词: 封严涂层; 孔隙; 接触面积; 氧化动力学; 抗氧化性

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)09-0832-07

Evaluation Methodology of Oxidation Resistance of Porous Abradable Coating

SUN Zerui, DONG Lin, LIU Meijun, YANG Guanjun

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Oxidation resistance of the abradable sealing coating is an important factor in determining its service life. However, the sealing coating possesses a porous structure with porosity up to 50%, which makes classical weight gain rate evaluation methods inapplicable. To evaluate the oxidation resistance of porous coating accurately, this work investigated the typical porous abradable sealing coating. First, oxidation kinetics of the coating and distribution of oxide film were systematically studied. Then, an inner surface oxidation mechanism of the porous coating was revealed. Finally, a reasonable method for evaluating the oxidation resistance of porous coating considering the actual oxidized surface area was established. Results showed that pores in the coating served as rapid diffusion channels for oxygen in the environment, significantly increasing in the contact area between the coating and the environment by several orders of magnitude, and an increase in the calculated oxide film thickness by several orders of magnitude than the actual oxide film thickness. Based on this, this work calculated the actual oxidation area by establishing a porous coating model and thus established an evaluation method of the oxidation resistance. According to the proposed evaluation method, the average oxidation rate at 600 °C under air condition of NiCrAl-bentonite abradable sealing coating prepared in this work was $1.8 \times 10^{-2} \text{ g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$, which had reached the level of complete oxidation resistance based on standard HB5258—2000. The established evaluation method is meaningful for accurately evaluating the oxidation resistance performance of porous coatings to ensure their reliable service.

Key words: sealing coating; pore; contact area; oxidation kinetics; oxidation resistance

收稿日期: 2022-09-26 修回日期: 2022-12-06

基金项目: 国家科技重大专项(2017-VII-0012-0107)

第一作者: 孙泽睿, 男, 1998 年生, 硕士研究生

通讯作者: 杨冠军, 男, 1977 年生, 教授, 博士生导师,

Email: ygj@mail.xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202209038

1 前言

高性能防钛火可磨耗封严涂层能够可靠防止航空发动机压气机钛火事故, 并有效降低动静部件间隙、提高航空发动机推力/功率和燃油效率, 从而保障航空发动机

高效可靠服役^[1,2]。该涂层应用于航空发动机压气机匣内壁，与高速旋转的叶尖形成一对摩擦副，当叶尖因各种原因不希望的原因过度靠近机匣内壁时，多孔的软性可磨耗涂层被叶尖刮削，从而避免钛合金材质的叶尖与机匣碰摩着火；同时，有效减小叶尖与机匣的配副间隙，从而减小高压气体反向漏流，提高发动机压气机工作效率。为此，防钛火可磨耗封严涂层通常为粘结层、阻热层和可磨耗面层组成的多层结构体系^[3]。为保证其功能性，可磨耗面层通常包括金属基相和固体润滑相^[4-6]。其中，金属基相通常采用铝、镍、钴等及其合金，为涂层提供强度，同时确保涂层与基体或粘结层有良好的结合；固体润滑相起减摩作用，有助于减小叶尖碰摩损伤。为进一步降低可磨耗层硬度、缓解涂层应力，往往通过调节制备工艺参数引入孔隙^[7,8]。然而，孔隙结构显著影响着涂层的性能。

一方面，孔隙率决定着可磨耗面层的力学性能。通常孔隙率低则涂层结合强度高，随着孔隙率的增大，涂层结合强度也随之下降，服役时易发生“掉块”现象，但可磨耗性提高^[8,9]。孔隙率高则涂层硬度降低，抗冲蚀能力下降，随着孔隙率的降低，涂层硬度提高，但可磨耗性能下降，服役时叶片易发生严重磨损^[10-12]。另外，由于孔隙能够吸收热震服役时的热应力，并有效降低涂层的弹性模量^[13,14]，因此，孔隙率的提高有助于获得较优的抗热震性。孔隙同时作为裂纹源，方便被优先刮除，产生细小碎屑，以避免对下游部件的冲刷破坏。由此可见，调控孔隙结构，实现硬度、结合强度等力学性能的最佳匹配是获得高质量可磨耗涂层的关键。

而另一方面，孔隙作为环境氧的快速扩散通道，显著影响涂层的抗氧化性。由于可磨耗面层基相以及粘结层均为金属或合金材料，在航空发动机的服役过程中，氧会从孔隙结构快速进入涂层内部，使金属基相及粘结层被氧化，形成热生长氧化物(thermal growth oxide, TGO)，并快速生长增厚，热生长应力以及TGO与金属基的热失配应力在涂层内逐步累积，可能导致TGO层内部或附近产生裂纹，最终使涂层剥落失效^[15,16]。因此，孔隙的存在导致热喷涂粘结层具有较低的抗氧化性能，成为影响涂层服役寿命的重要因素之一。

目前，对于致密结构合金及防护涂层的抗氧化性通常采用经典的称重法进行测定^[17,18]。抗氧化性能以试样表面积进行计算，依据单位面积增重来进行抗氧化评级。致密合金涂层的氧化动力学研究表明，表面的氧化膜增量通常随氧化时间的延长遵循抛物线规律^[19]。而可磨耗封严涂层具有典型的多孔结构，孔隙率高达50%量级^[20]。孔隙作为环境氧扩散的主要通道，显著影响着涂

层的氧化动力学速率，导致经典的增重法难以准确评价多孔涂层的抗氧化性能。

为构建多孔涂层抗氧化性能的合理评价方法，本文以具有典型多孔结构的NiCrAl-膨润土可磨耗封严涂层为研究对象，采用增重法系统研究该涂层在不同温度条件下的氧化动力学规律，并研究该多孔合金涂层氧化膜的分布特征，从而揭示多孔涂层的内氧化机制，提出多孔涂层实际氧化面积的修正方法，建立合理考虑实际氧化面积的多孔涂层抗氧化性能评价方法，为准确评价多孔涂层抗氧化性能从而保障涂层可靠服役提供方法支撑。

2 实验

2.1 粉末材料与涂层制备

钛合金具有优良的耐蚀性、低密度、高的比强度及较好的韧性和焊接性等一系列优点，在航空航天领域得到广泛的应用^[21]。本研究采用的基体材料为TC4合金，试样尺寸为 $\Phi 25.4 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ ；粘结层材料选用NiCrAl粉末，该粉末为球形，粒度为75~100 μm ；可磨耗面层材料选用NiCrAl-膨润土包覆型喷涂粉末，该喷涂粉末粒度为75~150 μm ，表观形貌和截面组织如图1所示。

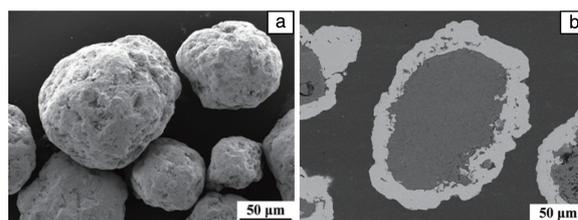


图1 NiCrAl-膨润土粉末形貌：(a)表观形貌，(b)截面形貌

Fig. 1 Morphology of NiCrAl-bentonite powder: (a) surface morphology, (b) cross-sectional morphology

NiCrAl 粘结层采用大气等离子喷涂(air plasma spraying, APS)法制备，NiCrAl-膨润土可磨耗面层采用氧乙炔火焰喷涂法制备，工艺参数分别如表1和表2所示。

表1 NiCrAl 粘结层大气等离子喷涂工艺参数

Table 1 Air plasma spraying process parameters of NiCrAl bond layer

Process parameters	Value
Argon flow/SLPM	45±2
Hydrogen flow/SLPM	6±2
Carrier gas flow/SLPM	6±1
Current/A	600
Voltage/V	60
Spraying distance/mm	80
Powder feeding rate/(g·min ⁻¹)	60±2

Notes: SLPM represents standard liters per minute

表 2 NiCrAl-膨润土可磨耗面层氧乙炔火焰喷涂工艺参数

Table 2 Oxyacetylene flame spraying process parameters of abrasible top coating of NiCrAl-bentonite

Process parameters	Value
Acetylene flow/SLPM	22±2
Oxygen flow/SLPM	23±2
Carrier gas flow/SLPM	5±1
Spraying distance/mm	100
Powder feeding rate/(g·min ⁻¹)	50±5

2.2 涂层结构与性能测试

2.2.1 抗氧化性能测试

参照《钢及高温合金的抗氧化性测定实验方法》(HB5258—2000)测试涂层抗氧化性能,分别在 200, 400 和 600 °C 空气条件下进行氧化试验。每个温度下的一组试样包含 5 个涂层样与 5 个基体样, 5 个涂层样放置在方舟 A 中, 5 个基体样放置在方舟 B 中。在每组氧化进行前, 称量 A、B 2 个方舟的总重量 m_a 、 m_b 并记录, 氧化进行 50, 100, 150 和 200 h 后, 取出 2 个方舟称重并记录其重量 m_A 、 m_B 。

氧化前涂层重量(M_0):

$$M_0 = m_a - m_b \quad (1)$$

氧化后涂层重量(M_n):

$$M_n = m_A - m_B \quad (2)$$

氧化增重(Δm):

$$\Delta m = \frac{M_n - M_0}{5} \quad (3)$$

则, 单位面积氧化增重(G^+):

$$G^+ = \frac{\Delta m}{S} \quad (4)$$

式中, S 为涂层的表面积, mm^2 , 以样品长度与宽度相乘而得到。

理论氧化膜增厚(δ):

$$\delta = \frac{G^+}{x} \quad (5)$$

式中, x 为氧化物密度均值, 本文的 NiCrAl 涂层材料氧化物密度均值取 $6.3 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 。

2.2.2 涂层组织结构表征方法

采用 X 射线衍射仪(X-ray diffractometer, XRD)进行相成分表征, 2θ 角的范围为 $20^\circ \sim 100^\circ$, 测试步长为 0.1° 。采用扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)对制备的涂层进行显微形貌分析, 用二次电子(secondary electrons, SE)模式观察涂层表面形貌, 用背散射电子(back scattered electron, BSE)模式观察截面形貌。为了保证多孔结构涂层的组织能够准确显化, 观察

断面时将环氧树脂胶渗入涂层, 再进行样品的切割磨抛制样。

3 结果与讨论

3.1 氧化动力学分析

NiCrAl-膨润土多孔结构可磨耗涂层在各温度下的氧化增重曲线如图 2a 所示, 在 200 °C 温度下氧化 200 h 后, 涂层氧化增重为 $5.9 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$, 依据 HB5258—2000 进行分析, 在 200 °C 下 NiCrAl-膨润土可磨耗涂层的抗氧化性能能够达到抗氧化级别。在 400 °C 温度下氧化 200 h 后, 涂层氧化增重为 $20.4 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$, NiCrAl-膨润土可磨耗涂层的抗氧化性能能够达到抗氧化级别。但是在 600 °C 的温度下氧化 200 h 后, 涂层氧化增重为 $440.7 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$, NiCrAl-膨润土可磨耗涂层的抗氧化性能低至不抗氧化级别。

涂层中膨润土的主要成分是蒙脱石, 主要组成是 Al, Si, O, 其中 Al 和 Si 这 2 种成分均以氧化物的形式存在, 且在高温下拥有高稳定性, 在 600 °C 不会发生进一步氧化^[19]。因此在氧化增重中可忽略膨润土相。NiCrAl-膨润土可磨耗涂层中, 金属相 NiCrAl 为涂层的主要骨架, 高温会加速金属元素的氧化。但是涂层中的主要元素 Ni 具有良好的抗氧化性能, 少量元素 Al 抗氧化能力良好, Cr 元素更是抗氧化性能极强^[22, 23]。NiCrAl-膨润土可磨耗涂层氧化增重实验结果与 Ni, Cr, Al 元素的抗氧化性能有很大的出入。

进一步按式(5)进行计算, 将氧化增重曲线换算为氧化膜的理论增厚曲线, 如图 2b 所示。在 200 °C 氧化 200 h 后, 氧化膜增厚为 $0.9 \mu\text{m}$; 在 400 °C 氧化 200 h 后, 氧化膜增厚为 $3.2 \mu\text{m}$; 在 600 °C 氧化 200 h 后, 氧化膜增厚高达 $69.9 \mu\text{m}$, 接近涂层厚度的 1/10。但通过观察涂层的宏观表面, 并不能看出 600 °C 氧化 200 h 后的涂层表面存在厚度超过 $50 \mu\text{m}$ 的氧化膜, 也没有出现宏观肉眼可见的氧化膜剥落现象。据此可知, NiCrAl-膨润土可磨耗涂层的抗氧化性能与氧化增重的抗氧化测试评定结果存在较大差异。

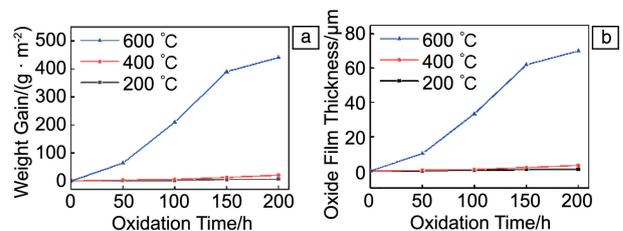


图 2 不同温度下涂层的氧化动力学曲线: (a) 氧化增重曲线, (b) 氧化膜理论增厚曲线

Fig. 2 Oxidation kinetic curves of coatings at different temperatures: (a) oxidation weight gain curves, (b) theoretical thickness increase curves of oxide films

3.2 涂层氧化后的显微结构

为了探究 NiCrAl-膨润土可磨耗涂层经过氧化后 (600 °C/200 h) 是否在表面形成了大量的氧化膜, 分别对喷涂态以及氧化态涂层的表面相组成进行了分析, 分析结果如图 3 所示。喷涂态和氧化态的 XRD 结果显示, 涂层中的主要成分在氧化前后都是 Ni 和 Cr。Al 元素的质量百分比过低, 未能检出。XRD 结果并没有看到明显的氧化物特征峰, 这与前述的涂层表面可能存在厚度超过 50 μm 的大量氧化膜结论相悖。

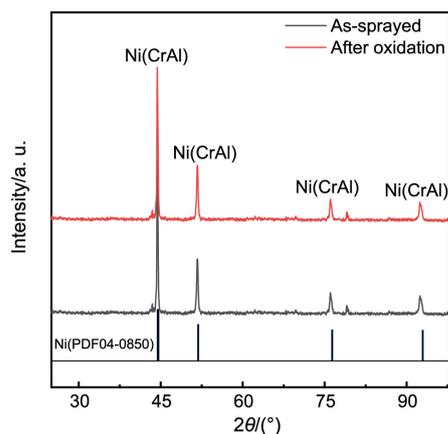


图 3 氧化 (600 °C/200 h) 前后涂层的表面相组成

Fig. 3 Surface phase composition of coatings before and after oxidation at 600 °C for 200 h

为确定涂层的氧化结果, 研究进一步通过 SEM 表征了涂层的显微结构。涂层的表面形貌如图 4a~4d 所示。在低倍下观察 (图 4a 和 4b), 涂层的表面形貌无明显变化, 进一步在高倍下观察 (图 4c 和 4d), 发现球形粉末表面存在粗糙突起, 即为金属表面生成的氧化膜。喷涂态表面能够观察到部分的突起, 整体上处于部分区域发生氧化、氧化膜初步生成的阶段。这是因为在火焰喷涂过程中, 与喷涂火焰发生直接接触的金属表面温度上升较快, 发生氧化; 而喷涂中粉末流速较快, 与火焰不发生直接接触的金属未发生明显升温, 氧化相对缓慢。氧化态表面则布满粗糙突起, 且粗糙度与喷涂态涂层相比明显提高, 这说明在 600 °C 氧化 200 h 的情况下, 金属表面进一步氧化, 氧化膜覆盖率提高, 并且厚度有所增大。但观察图 4c 和 4d 可知, 氧化膜虽增厚, 但厚度远远小于 10 μm 。

为了获得氧化膜的厚度, 研究采用 SEM 表征了涂层的截面显微形貌, 如图 4e~4h 所示。图中灰白色部分为 NiCrAl 金属, 深黑色为孔隙, 黑灰色为膨润土粉末。在低倍下观察喷涂态和氧化态的涂层截面 (图 4e 和 4f) 无明显变化。进一步在高倍下可以观察到在喷涂态涂层中 (图 4g) 存在部分的深灰色氧化膜, 膜厚约为 0.3 μm ;

氧化态涂层中 (图 4h) 氧化膜基本包覆整个金属界面, 平均膜厚约为 0.8 μm , 这与涂层表面形貌分析结果一致。

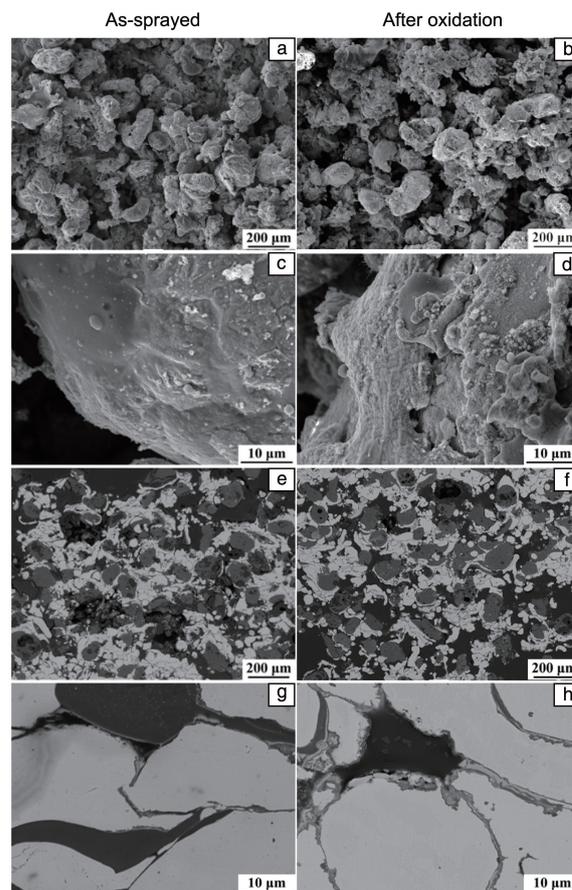


图 4 涂层氧化 (600 °C/200 h) 前后的显微形貌变化: (a, b) 喷涂态和氧化态涂层的低倍表面形貌, (c, d) 喷涂态和氧化态涂层的高倍表面形貌, (e, f) 喷涂态和氧化态涂层的低倍截面形貌, (g, h) 喷涂态和氧化态涂层的高倍截面形貌

Fig. 4 Microstructures evolution of coatings before and after oxidation at 600 °C for 200 h: (a, b) low-magnification surface morphologies of as-sprayed and oxidized coatings, (c, d) high-magnification surface morphologies of the as-sprayed and oxidized coatings, (e, f) low-magnification cross-sectional morphologies of as-sprayed and oxidized coatings, (g, h) high-magnification cross-sectional morphologies of as-sprayed and oxidized coatings

3.3 多孔涂层氧化动力学分析

涂层显微结构的表征结果表明, 涂层内部确实发生了进一步的氧化, 氧化后氧化膜基本覆盖全部金属界面, 但是氧化膜厚度约为 0.8 μm , 因此, 氧化态的涂层仍然处于轻微氧化的程度。而氧化增重测试结果显示, 600 °C 高温氧化 50 h 时, 氧化增重约为 36.6 $\text{mg} \cdot \text{m}^{-2}$, 600 °C 高温氧化 100 h 时, 氧化增重约为 119.8 $\text{mg} \cdot \text{m}^{-2}$, 抗氧化能力已经低至 HB5258—2000 规定的不抗氧化级别, 这与显微结构表征结果相矛盾。

氧化面积定义是试样中能氧化介质接触并发生氧化反应的面积^[21]。对于多孔涂层而言,孔隙的存在为氧化介质深入涂层内部提供了通道。在高温下,涂层外表面发生氧化,同时氧化介质通过孔隙大量进入多孔涂层内部,涂层内表面也发生氧化。可磨耗涂层是一种多层、多相、多孔的涂层,观察涂层截面形貌可以发现,涂层内部疏松多孔。因此,可磨耗涂层的氧化面积应为外表面积与内表面积之和。

致密涂层与多孔涂层的氧化示意图如图 5 所示。对于致密涂层,经典氧化增重法计算的氧化面积仅为涂层的外表面积。而多孔的 NiCrAl-膨润土涂层的氧化态截面显示金属界面被氧化膜完整覆盖,这一观察结果也证实了多孔材料的实际氧化面积不止是涂层外表面,而是涂

层外表面与孔隙造成的内表面积之和,而由于可磨耗封严涂层孔隙率高达 50%,孔隙造成的内表面积远高于涂层外表面积。

为了获得多孔涂层的实际氧化面积,研究采用截面显微图像分析法进行计算。选择合适倍数的显微截面照片,保证金属材料(或其他发生氧化反应的材料)的边界清晰可辨;使用图像处理软件,对微观截面照片进行阈值分割二值化处理,将照片分为两部分:①金属相,②非金属相与孔隙。

多孔涂层的氧化面积示意图如图 6 所示。表观氧化面积为涂层外表面积,而实际氧化面积则包含由内部金属界面组成的内表面积。

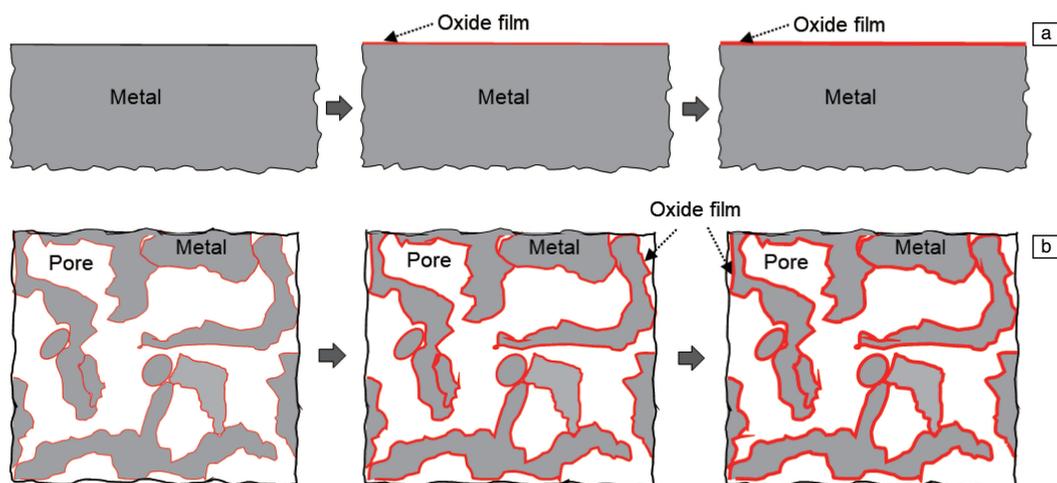


图 5 涂层氧化示意图:(a)致密涂层,(b)多孔涂层

Fig. 5 Schematic diagram of coating oxidation: (a) dense coating, (b) porous coating

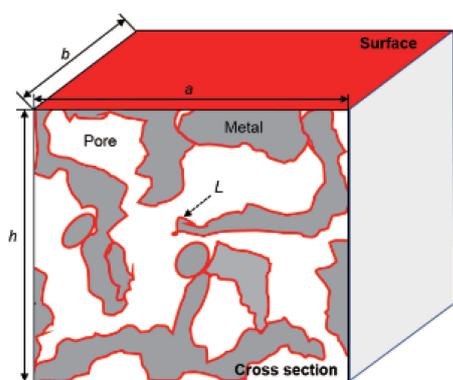


图 6 多孔涂层氧化面积示意图

Fig. 6 Schematic diagram of porous coating oxidation area

涂层的表观氧化面积 S :

$$S = a \cdot b \quad (6)$$

式中: a 为涂层表面长度,mm; b 为涂层表面宽度,mm。

通过上述图像处理方法获得横截面上单位面积氧化边界长度 l 。取同一放大倍数下的 5 张 SEM 照片进行分析,分别计算 5 张照片的金属区域的周长 d ,并保证其误差在 5%以内,取 d 的平均值作为该倍数下的氧化边界长度(l);若误差大于 5%,则降低放大倍数,重新选择照片进行分析。

因此,图 6 所示横截面的氧化区域总长 L :

$$L = l \cdot a \cdot h \quad (7)$$

式中, l 为单位截面面积氧化边界长度, mm^{-1} ; h 为涂层厚度,mm;

实际氧化面积 S' :

$$S' = L \cdot b = l \cdot a \cdot h \cdot b \quad (8)$$

考虑孔隙造成的涂层内金属界面氧化时,氧化面积与致密材料相比存在一修正系数 D 。

$$S' = D \cdot S \quad (9)$$

由上述公式可得:

$$D = l \cdot h \quad (10)$$

可见, 修正系数 D 与单位截面面积金属区域的周长、涂层厚度呈正比。金属组织越细小、涂层厚度越大, 修正系数则越大, 实际氧化面积也越大。

对于本研究制备的 NiCrAl-膨润土可磨耗涂层, 按式(8)计算的实际氧化面积为 $63\,364\text{ mm}^2$, 与表观面积 (587 mm^2) 作为氧化面积相比, 增大了 2 个数量级, 这意味着 NiCrAl-膨润土可磨耗涂层实际的氧化增重结果以及氧化膜增厚的结果也将降低 2 个数量级。

修正后的 NiCrAl-膨润土涂层的氧化增重曲线如图 7a 所示。在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 下氧化 200 h 后, 涂层氧化增重为 $4.8 \times 10^{-2}\text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$; 在 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 温度下氧化 200 h 后, 涂层氧化增重为 $1.6 \times 10^{-1}\text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$; 在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 的温度下氧化 200 h 后, 涂层氧化增重为 $3.5\text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$ 。依据标准 HB5258—2000, 计算得到 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 平均氧化速率为 $1.8 \times 10^{-2}\text{ g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$, 涂层的抗氧化性能达到完全抗氧化级别。

将氧化增重换算为氧化膜的增厚情况, 结果如图 7b 所示。在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 200 h 后, 氧化膜增厚为 $8 \times 10^{-3}\text{ }\mu\text{m}$; 在 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 200 h 后, 氧化膜增厚为 $3 \times 10^{-2}\text{ }\mu\text{m}$; 在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 200 h 后, 氧化膜增厚约为 $6 \times 10^{-1}\text{ }\mu\text{m}$ 。根据图 6 的涂层截面形貌, 喷涂态涂层的氧化膜厚度平均值为 $3 \times 10^{-1}\text{ }\mu\text{m}$, $600\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 200 h 后涂层的氧化膜厚度平均值为 $8 \times 10^{-1}\text{ }\mu\text{m}$, 增厚了 $5 \times 10^{-1}\text{ }\mu\text{m}$, 与修正后的氧化膜理论增厚 $6 \times 10^{-1}\text{ }\mu\text{m}$ 相符合。

修正后的 NiCrAl-膨润土可磨耗涂层氧化增重曲线和氧化膜理论增厚曲线与实际抗氧化性能相近。这也证明了本研究所提出的多孔涂层氧化面积计算方法是合理且有效的。

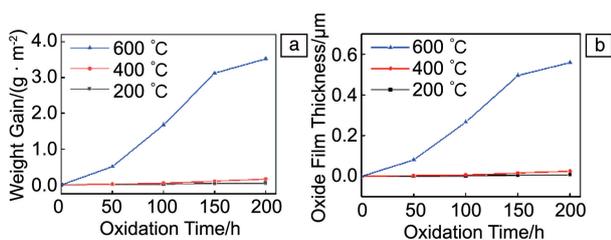


图7 氧化面积修正后各温度下的涂层氧化动力学曲线: (a) 氧化增重曲线, (b) 氧化膜理论增厚曲线

Fig. 7 Oxidation kinetic curves of coatings at different temperatures after oxidation area correction: (a) oxidation weight gain curves, (b) theoretical thickness increase curves of oxide film

4 结论

(1) 对于具有多孔结构的可磨耗封严涂层, 采用传统增重法对涂层抗氧化性能的测定结果与依据涂层相组

成和显微结构分析得到的实际氧化结果误差大。上述结果产生原因是孔隙作为氧扩散通道, 显著增大了涂层金属相与环境氧的接触面积。

(2) 提出了多孔涂层氧化内表面积的计算方法。采用该方法修正了 NiCrAl-膨润土涂层的实际氧接触面积, 比传统的表观面积增加 2 个数量级。修正后的氧化增重和氧化膜理论增厚速率降低 2 个数量级, 与涂层实际抗氧化结果相一致。

(3) NiCrAl-膨润土可磨耗封严涂层在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 氧化 200 h 后, 氧化增重 $3.5\text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$, 氧化膜增厚 $5 \times 10^{-1}\text{ }\mu\text{m}$, 依据标准 HB5258—2000 计算的平均氧化速率为 $1.8 \times 10^{-2}\text{ g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$, 涂层的抗氧化性能达到完全抗氧化级。

参考文献 References

- [1] SPORER D, REFKE A, DRATWINSKI M, *et al.* Sealing Technology [J], 2008, 2008(10): 9-11.
- [2] 张娜, 宣海军, 卢斌, 等. 中国表面工程[J], 2017, 30(3): 139-147.
ZHANG N, XUAN H J, LU B, *et al.* China Surface Engineering[J], 2017, 30(3): 139-147.
- [3] 马瑞, 刘梅军. 材料保护[J], 2021, 54(12): 145-152.
MA R, LIU M J. Materials Protection[J], 2021, 54(12): 145-152.
- [4] NI Y, ZHANG F, NJOKU D I, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2021, 88(29): 258-269.
- [5] 唐健江, 于方丽, 张海鸥, 等. 航空材料学报[J], 2019, 39(2): 42-48.
TANG J J, YU F L, ZHANG H H, *et al.* Journal of Aeronautical Materials[J], 2019, 39(2): 42-48.
- [6] 董宇, 刘梅军, 徐彤, 等. 材料保护[J], 2021, 54(11): 129-139.
DONG Y, LIU M J, XU T, *et al.* Materials Protection[J], 2021, 54(11): 129-139.
- [7] TONG Y Q, YANG G J, LI C J, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2021, 69(10): 129-137.
- [8] TONG Y Q, YANG G J, LI W, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2022, 104(9): 145-154.
- [9] BHATTACHARYYA K. Journal of Failure Analysis and Prevention [J], 2022, 22(1): 304-310.
- [10] 高栋, 王晶, 郭云珊, 等. 材料保护[J], 2021, 54(8): 162-167.
GAO D, WANG J, GUO Y S, *et al.* Materials Protection[J], 2021, 54(8): 162-167.
- [11] 程涛涛, 黄宇翠, 纪朝辉. 材料保护[J], 2016, 49(9): 8-10.
CHENG T T, HUANG Y C, JI C H. Materials Protection[J], 2016, 49(9): 8-10.
- [12] TONG Y Q, CHEN L, YANG G J. Materials Letters[J], 2022, 307(15): 131024.
- [13] WEI Z Y, MENG G H, CHEN L, *et al.* Journal of Advanced Ceram-

- ics[J], 2022, 11(7): 985-1068.
- [14] DAI M, SONG X, LIN C, *et al.* Journal of Advanced Ceramics[J], 2022, 11(2): 345-353.
- [15] 韩萌, 黄继华, 陈树海, 等. 航空材料学报[J], 2013, 33(5): 83-98.
HAN M, HUANG J H, CHEN S H, *et al.* Journal of Aeronautical Materials[J], 2013, 33(5): 83-98.
- [16] DONG H, YANG G J, LI C X, *et al.* Journal of the American Ceramic Society[J], 2014, 97(4): 1226-1232.
- [17] 付前刚, 石慧伦. 航空材料学报[J], 2021, 41(3): 1-10.
FU Q G, SHI H L. Journal of Aeronautical Materials[J], 2021, 41(3): 1-10.
- [18] 付泽钰, 王天国. 材料保护[J], 2022, 55(5): 35-40.
FU Z Y, WANG T G. Materials Protection[J], 2022, 55(5): 35-40.
- [19] 张新格, 邓畅光, 邓春明, 等. 航空材料学报[J], 2015, 35(5): 21-26.
ZHANG X G, DENG C G, DENG C M, *et al.* Journal of Aeronautical Materials[J], 2015, 35(5): 21-26.
- [20] WATSON M, MARSHALL M. Wear[J], 2018, 404: 176-193.
- [21] 张绪虎, 徐方涛, 贾中华, 等. 中国材料进展[J], 2013, 32(4): 203-210.
ZHANG X H, XU F T, JIA Z H, *et al.* Materials China[J], 2013, 32(4): 203-210.
- [21] 罗靖川, 朱昌发, 刘坤, 等. 中国材料进展[J], 2024, 43(4): 355-365.
LUO J C, ZHU C F, LIU K, *et al.* Materials China[J], 2024, 43(4): 355-365.
- [22] 杨红艳, 陈寰, 韦天国, 等. 材料保护[J], 2021, 54(12): 13-18.
YANG H Y, CHEN H, WEI T G, *et al.* Materials Protection[J], 2021, 54(12): 13-18.
- [23] 郭麒, 孟天旭, 席雯, 等. 中国表面工程[J], 2018, 31(2): 29-38.
GUO Q, MENG T X, XI W, *et al.* China Surface Engineering[J], 2018, 31(2): 29-38.

(编辑 费蒙飞)