

DOI: 10.13715/j.issn.2096-644X.20251023.0001

引用格式:吴瑞祥,周金刚,陈成,等. NiCrBSi 合金的高温氧化行为与耐磨机理[J]. 湘潭大学学报(自然科学版),2026,48(2):185-196.

Citation: WU Ruixiang, ZHOU Jingang, CHEN Cheng, et al. High temperature oxidation behavior and wear resistance mechanism of NiCrBSi alloy[J]. Journal of Xiangtan University (Natural Science Edition), 2026, 48(2): 185-196.

# NiCrBSi 合金的高温氧化行为与耐磨机理<sup>\*</sup>

吴瑞祥<sup>1</sup>, 周金刚<sup>1</sup>, 陈成<sup>1</sup>, 谢红兵<sup>2</sup>, 胡庆国<sup>2</sup>, 杨洪志<sup>2</sup>

(1. 国家建筑城建机械质量监督检验中心, 湖南长沙 410006;

2. 湘潭大学材料科学与工程学院, 湖南湘潭 411105)

**摘要:**【目的】NiCrBSi 合金是一种具有优异耐磨耐蚀性能的合金。本工作主要探究 NiCrBSi 合金的抗氧化与耐蚀耐磨性能, 为优化 NiCrBSi 合金的成分提供一定的参考。【方法】采用高温氧化实验与摩擦磨损实验, 对 NiCrBSi 合金表面氧化层与截面的显微组织、形貌、元素分布及物相结构进行了研究, 分析了磨痕表面形貌、元素分布及物相结构。【结果】在 900 °C 下, NiCrBSi 合金中的 Si 元素优先向表面扩散并与 O 反应形成 SiO<sub>2</sub> 氧化层, Cr 元素因氧化层的阻碍作用, 在 SiO<sub>2</sub> 氧化层下方形成 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 氧化层。由于氧化层并不能完全阻碍 O 元素向合金内部扩散, 使得基体被氧化形成 NiO。在此过程中, 还伴随着 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 向 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 的转变以及 NiO 与 SiO<sub>2</sub> 反应生成 Ni<sub>2</sub>(SiO<sub>4</sub>) 等复杂反应。随着施加载荷的增加, 合金的磨损率呈现上升趋势, 整体摩擦系数稳定在 0.6~0.8, 不同载荷条件下, NiCrBSi 合金的磨损机制以黏着磨损和磨粒磨损为主。【结论】Si、Cr 元素协同作用可以提升合金的抗氧化性能, 基于合金成分优化与组织结构调控, 可以为 NiCrBSi 合金性能的提升与新型耐磨涂层的研发提供理论与实验数据参考。

**关键词:** NiCrBSi 合金; 高温氧化; 摩擦磨损; 磨损机制

中图分类号: TG174

文献标志码: A

文章编号: 2096-644X(2026)02-0185-12

## High temperature oxidation behavior and wear resistance mechanism of NiCrBSi alloy

WU Ruixiang<sup>1</sup>, ZHOU Jingang<sup>1</sup>, CHEN Cheng<sup>1</sup>, XIE Hongbing<sup>2</sup>, HU Qingguo<sup>2</sup>, YANG Hongzhi<sup>2</sup>

(1. China Construction Machinery Test Center, Changsha 410006, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China)

**Abstract:** 【Objective】NiCrBSi alloy is a kind of alloy with excellent wear and corrosion resistance. This work mainly focuses on exploring the oxidation resistance, corrosion resistance and wear resistance of NiCrBSi alloy, providing certain references for optimizing the composition of NiCrBSi alloy. 【Method】The microstructure, morphology, elemental distribution and phase structure of the oxide layer and cross-section on the surface of NiCrBSi alloy were investigated by high-temperature oxidation experiments and friction and wear experiments. The surface morphology, elemental distribution and phase structure of the wear scar were analyzed. 【Result】At 900 °C, Si in the NiCrBSi alloy preferentially diffuses to the surface and reacts with O to form SiO<sub>2</sub> oxide layer. Cr, hindered by the oxide layer, subsequently forms a Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oxide layer

\* 收稿日期: 2025-10-23

基金项目: 国家自然科学基金项目(52401115)

通信作者: 杨洪志(1991-), 男, 湖南长沙人, 副教授, 硕士生导师. E-mail: yanghz@xtu.edu.cn

beneath the  $\text{SiO}_2$  oxide layer. As the oxide layer does not completely retard the diffusion of O into the alloy, internal oxidation leads to the formation of NiO. This process is accompanied by complex reactions such as the transformation of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  to  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  and the reaction of NiO with  $\text{SiO}_2$  to form  $\text{Ni}_2(\text{SiO}_4)$ . With increasing applied load, the wear rate of the alloy shows an upward trend, and the average friction coefficient stabilizes in the range of 0.6 ~ 0.8. Under different load conditions, the dominant wear mechanism of NiCrBSi alloy are identified as adhesive wear and abrasive wear. **【Conclusion】** The synergistic effect of Si and Cr elements can enhance the oxidation resistance of NiCrBSi alloy, based on composition optimization and microstructure control, the paper can provide theoretical and experimental data reference for improving the performance of NiCrBSi alloys and the development of new wear-resistant coatings.

**Key words:** NiCrBSi alloy; high temperature oxidation; friction and wear; wear mechanism

## 0 引言

涡轮增压器、空气轴承、高技术发动机等器件工作于高载、高温和高速等极端苛刻环境,其苛刻工况下的摩擦学行为与机械设备的稳定性、能效性和耐久性密切相关.据统计,70%~80%的设备损坏是由于各种形式的磨损引起的,由此所造成的经济损失也是十分巨大的<sup>[1-2]</sup>.磨损主要发生在表面,如果可以通过表面处理来提高耐磨性,则可以在不破坏基材机械性能的情况下延长设备的使用寿命<sup>[3-5]</sup>.研发在极端环境下能够保持高性能的防护涂层对我国高新技术产业的发展至关重要.

NiCrBSi合金在很宽的温度范围内保持了优异的硬度、耐磨性和耐腐蚀性,广泛用于需要局部耐腐蚀性和耐磨性的工业部件,如破碎辊、圆筒装置、轴和模具<sup>[6-8]</sup>.NiCrBSi合金的基体相包括 $\gamma$ -Ni相、 $\text{Ni}_3\text{B}$ 相、 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 相、 $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 相、CrB相等<sup>[9]</sup>.这些相的种类、形态、分布和相对含量对合金的硬度、耐磨性、耐腐蚀性和高温稳定性具有决定性影响.在合金中, $\gamma$ -Ni相为合金基体相,但 $\gamma$ -Ni相本身硬度较低,无法为提升合金磨损性能提供帮助,其主要功能是提供韧性和塑性支撑.在外部载荷作用下, $\gamma$ -Ni相可以通过塑性变形吸收能量,减少应力集中,防止裂纹的生长和扩展<sup>[10]</sup>.目前对NiCrBSi合金的研究已取得很多成果,但是在高温氧化、耐磨机理和缺陷控制方面还存在不足.大多数研究只是单独分析氧化行为或磨损行为,而对两者在高温下的相互作用研究较少<sup>[11]</sup>,对NiCrBSi合金中的增强相的高温稳定性及对涂层系统的影响的研究不够完善.当温度到达800℃时,CrB等增强相会发生分解,进而导致涂层的强度与耐磨性下降<sup>[12]</sup>.李勇等<sup>[13]</sup>发现在2000h的高温后NiCrBSi合金与TP347HFG炉管基体发生了元素互扩散,导致涂层贫铬或基体富镍,进而使涂层抗氧化性下降.硬质相在高温下易氧化,且与基体的热膨胀系数不匹配易导致微裂纹产生,为氧扩散提供快速通道<sup>[14]</sup>.孙浩然等<sup>[15]</sup>通过混合NiCrBSi与镀铬金刚石提升了涂层的力学性能,但增大了涂层的孔隙.通过改变工艺参数可减少裂纹的产生,但是并不能完全消除裂纹<sup>[16-17]</sup>.制备高性能的耐蚀耐磨涂层,是设备安全运行的关键因素,成为制约关键装备发展的技术瓶颈.

随着温度升高,NiCrBSi合金摩擦系数降低,但磨损率升高,耐磨性能下降.合金微观组织结构、界面元素互扩散、化学反应及其随温度 and 时间的演变,有待进一步研究.该文采用恒温氧化与摩擦磨损实验,结合扫描电子显微镜(SEM)、能谱仪(EDS)、X射线衍射(XRD)等,分析合金和氧化层的微观形貌及物相演变规律,研究其抗氧化与耐摩擦磨损性能,揭示合金成分与性能的内在工作机理,为合金性能的提升及制备新型耐蚀耐磨合金材料提供理论及实验参考.

## 1 实验材料及方法

### 1.1 实验材料

实验所用 NiCrBSi 合金的物相组成和化学组成分别如图 1 和表 1 所示, 合金主要由  $\gamma$ -Ni 相、 $\text{Ni}_2\text{B}$  相、Cr 相和  $\text{Ni}_3\text{B}$  相组成. NiCrBSi 合金表面分别经 240 #、400 #、600 # 砂纸进行打磨后备用.

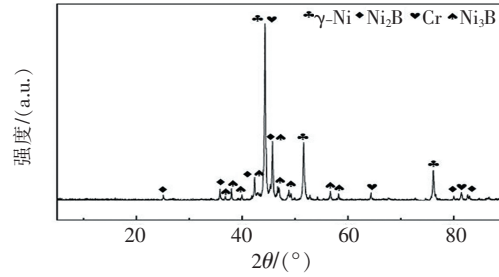


图 1 NiCrBSi 合金未氧化时的 XRD 图

Fig. 1 XRD patterns of NiCrBSi alloy

表 1 NiCrBSi 合金化学组成

Tab. 1 Chemical composition of NiCrBSi alloy

组分	Ni	Cr	B	Si	C
元素含量/%	76.1	16.0	3.3	3.8	0.8

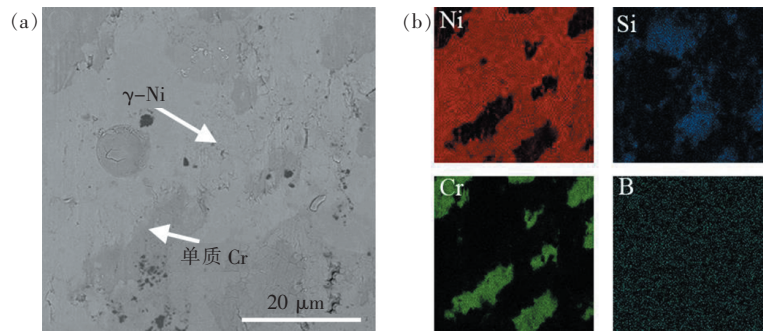


图 2 NiCrBSi 原始合金表面形貌 (a) 与典型元素 EDS 分布图 (b)

Fig. 2 (a) Surface morphology and (b) element EDS mapping of original NiCrBSi alloy

NiCrBSi 原始合金的表面形貌与典型元素 EDS 分布图如图 2 所示. 在 NiCrBSi 原始合金中, 其表面区域主要分为两部分, 分别是  $\gamma$ -Ni 区与单质 Cr 区. 值得注意的是, 由于烧结工艺的影响, NiCrBSi 原始合金中的 Cr 元素并不是均匀地分布在合金中, 而是聚集在合金的一部分区域中, 不同区域的 Cr 元素含量差异较大, 这也对后续的氧化与摩擦磨损产生了影响. B 元素均匀地分布在合金中, 并与 Ni 形成  $\text{Ni}_2\text{B}$  相和  $\text{Ni}_3\text{B}$  相.

### 1.2 恒温氧化实验

氧化设备采用 KSL-1200-J 型管式炉, 显示温度精度为  $\pm 1^\circ\text{C}$ . 氧化前, 取 3 个刚玉坩埚放入管式炉中, 在  $1200^\circ\text{C}$  下进行煅烧, 每 2 h 取出, 在室温下冷却, 称重, 直至重量保持不变. 然后, 将合金试样放入焙烧好的坩埚中, 盖上配套的板盖, 防止氧化阶段氧化皮飞溅出坩埚, 导致重量损失, 影响实验结果. 在  $900^\circ\text{C}$  静态空气环境中恒温氧化 200 h, 在此过程中采用增重法进行不连续称重, 即氧化一定时间 (1 h、5 h、10 h、25 h、50 h、75 h、100 h、150 h、200 h) 后取出, 待试样冷却后进行称重并记录, 然后放入炉内继续氧化. 称重设备采用德国 BS224S 型电子天平秤, 精确度为 0.1 mg.

### 1.3 摩擦磨损实验

采用 cft-I 型摩擦磨损试验机对 NiCrBSi 合金进行摩擦磨损实验. 选用往复摩擦方式, 磨损距离为 5 mm, 摩擦磨损试验机实验频率为 10 Hz, 实验时间为 60 min, 摩擦载荷分别是 10 N、20 N、30 N. 利用 cft-I 型摩擦磨损试验机测量磨损体积, 并利用如下公式计算磨损率:

$$W = V/PL, \quad (1)$$

式中:  $W$  为磨损率的数值, 单位  $\text{m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ;  $V$  为磨损体积的数值, 单位  $\text{m}^3$ ;  $P$  为施加负载的数值, 单位 N;  $L$  为磨损距离的数值, 单位 m. 摩擦磨损示意图如图 3 所示.

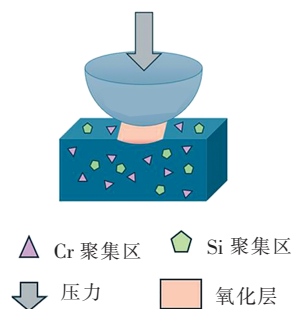


图 3 NiCrBSi 合金摩擦磨损示意图

Fig. 3 The friction and wear diagram of NiCrBSi alloy

### 1.4 表征方法

通过 X 射线衍射 (XRD, Smartlab 9 kW, Cu  $K\alpha$ ) 对氧化层的物相结构进行表征, 使用装配有能量色散光谱 (EDS) 的扫描电子显微镜 (SEM, Nova NanoSEM 430) 对合金表面及截面微观形貌进行表征. 制备截面样品时, 为了防止氧化层剥落, 采用电化学方法, 在样品表面沉积 Ni 层. 采用超景深三维系统对摩擦后样品进行轮廓测试.

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 NiCrBSi 合金微观结构演变与抗氧化性能

图 4 是 NiCrBSi 合金在空气中  $900\text{ }^\circ\text{C}$  下氧化 10 h 后的 XRD 图. 在氧化初期, NiCrBSi 合金表面形成的氧化产物主要有  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{NiO}$  和  $\text{Ni}_2(\text{SiO}_4)$ . 在氧化最初阶段, 合金表面还未形成有防护能力的氧化层, 合金中的 Ni、Cr、Si 元素均与氧气反应生成对应的氧化产物. 相关的氧化反应如式 (2) ~ 式 (4) 所示:

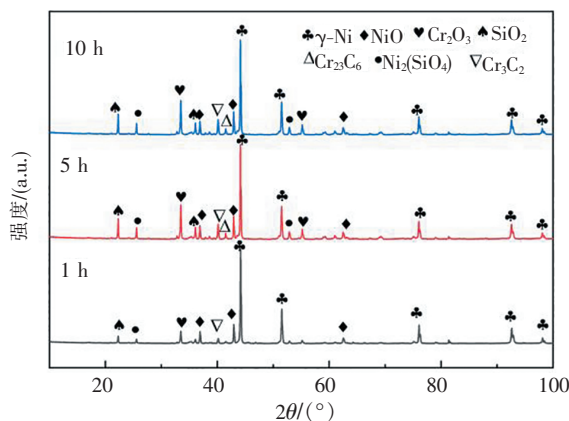


图 4 NiCrBSi 合金在空气中  $900\text{ }^\circ\text{C}$  下氧化 10 h 的 XRD 图

Fig. 4 XRD pattern of NiCrBSi alloy oxidized at  $900\text{ }^\circ\text{C}$  for 10 h in air





通过吉布斯自由能可以计算氧化过程中可能会发生的氧化反应, 并依据吉布斯自由能的大小及变化趋势判断反应的优先顺序与生成氧化物的热力学稳定性. 当吉布斯自由能为负值时, 表明该反应在热力学上具有自发进行的趋势, 自由能越低, 反应的驱动力越大, 优先级越高. 上述氧化反应中, 3 种氧化物形成的热力学优先顺序为:  $\text{SiO}_2 > \text{Cr}_2\text{O}_3 > \text{NiO}^{[18-19]}$ .  $\text{Ni}_2(\text{SiO}_4)$  是一种复合型氧化物, 形成温度较高, 通常由 NiO 与  $\text{SiO}_2$  在高温条件下进一步反应生成, 如式 (5) 所示<sup>[20-22]</sup>.



随着氧化时间的延长, 合金表面逐渐生成新的  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  相, 同时  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  和  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  相的衍射峰强度变强. 研究表明, Cr 的碳化物主要有  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 、 $\text{Cr}_7\text{C}_3$  和  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , 其热力学稳定性顺序为  $\text{Cr}_3\text{C}_2 > \text{Cr}_{23}\text{C}_6 > \text{Cr}_7\text{C}_3$ . 因此, 在高温环境下, Cr 原子优先与游离的碳原子反应生成  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , 随后部分  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  进一步与 Cr 发生反应生成  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ <sup>[23]</sup>.  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  和  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  相的衍射峰强度增强, 表明在与氧气的反应过程中, Si 元素和 Cr 元素具有较高的反应活性, 优先参与氧化反应. 同时, 在高温环境下, Cr 原子会持续与游离碳原子反应生成  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ <sup>[24]</sup>.

图 5 是 NiCrBSi 合金在 900 °C 下氧化 75 h 后的 XRD 图谱. 从图 5 中可以看出, 相较于氧化 50 h 的 XRD 结果, 合金氧化 25 h 和 75 h 后, 表面氧化层主要由  $\gamma$ -Ni 相和  $\text{SiO}_2$  组成, 并伴随有少量的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , 表明在此阶段, 氧化层可能发生剥落, 造成  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  衍射峰强度降低. 在氧化 50 h 后,  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  及  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  相的衍射峰强度增强, 而 NiO 相的衍射峰强度减弱, 表明氧化层中  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  和  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  相含量增加, 阻碍了 NiO 相的进一步生成.

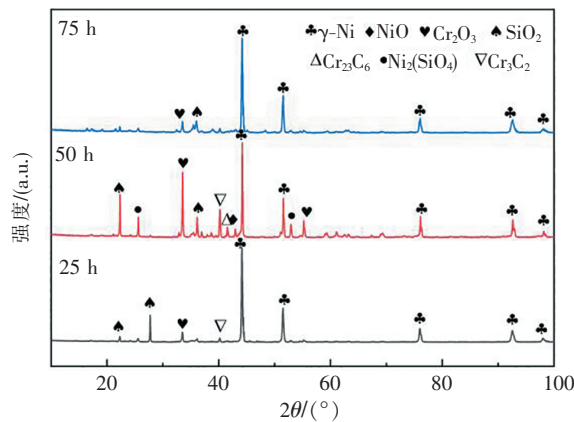


图 5 NiCrBSi 合金在空气中 900 °C 下氧化 75 h 的 XRD 图

Fig. 5 XRD patterns of NiCrBSi alloy oxidized at 900 °C for 75 h in air

图 6 是 NiCrBSi 合金在 900 °C 下氧化 200 h 后的 XRD 图谱. 氧化 200 h 后, 衍射峰的组成与强度基本保持一致, 表明氧化层在此阶段已趋于稳定. 合金中 NiO 相的衍射峰基本消失, 说明所形成的氧化层已有效抑制 NiO 的进一步生成. 同时, 氧化层的局部脱落也可能导致 NiO 相的衍射峰减弱.

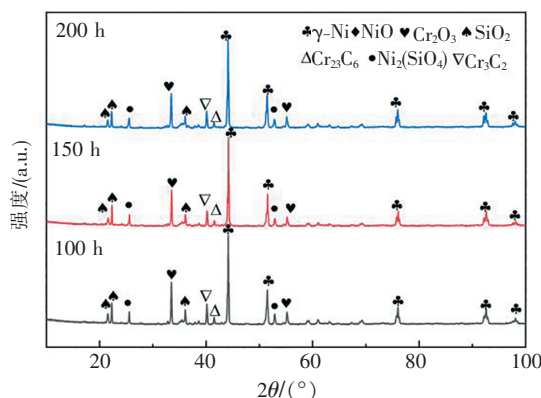


图 6 NiCrBSi 合金在空气中 900 °C 下氧化 200 h 的 XRD 图

Fig. 6 XRD pattern of NiCrBSi alloy oxidized at 900 °C for 200 h in air

图 7 是 NiCrBSi 合金氧化 10 h 后的表面形貌图. 如图 7 (a) 所示, 氧化 1 h 后, NiCrBSi 合金表面形成的氧化层主要由 NiO 与  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  组成, 并伴随有孔洞生成, 且 NiO 呈现块状形貌. 图 7 (a) 中典型区域的 EDS 结果如表 2 所示, 结果表明光滑区域的主要成分是  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , 块状晶体的主要成分是 NiO. 在氧化过程中, B 元素会被氧化形成  $\text{B}_2\text{O}_3$ , 而其熔点只有 450 °C, 在此次实验中会挥发并在表面留下孔洞. 随着氧化时间的延长, 表面孔隙减少, 合金表面形成不规则粗大的薄片状氧化层, 如图 7 (b) 和图 7 (c) 所示.

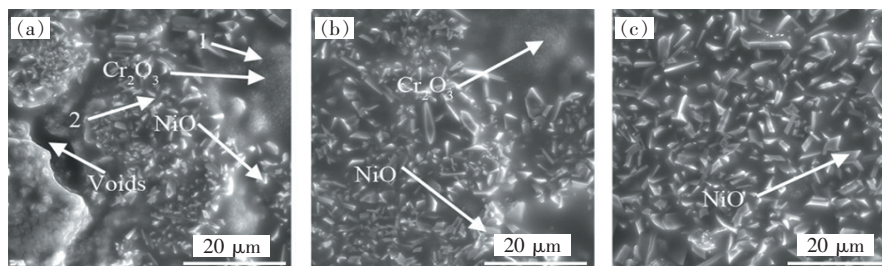


图 7 NiCrBSi 合金氧化不同时间的表面形貌图: (a) 1 h; (b) 5 h; (c) 10 h

Fig. 7 The surface morphologies of NiCrBSi alloy oxidized for different time: (a) 1 h; (b) 5 h; (c) 10 h

表 2 图 7 (a) 中所标记位置的 EDS 结果

Tab. 2 The EDS results at the marked positions in Fig. 7 (a)

	Ni/%	Cr/%	B/%	Si/%	C/%	O/%
1	4.3	7.3	28.2	5.6	13.9	40.7
2	27.8	0.6	21.8	3.8	12.6	33.4

图 8 是 NiCrBSi 合金氧化 75 h 后的表面形貌图. 如图 8 (a) 所示, NiO 晶粒尺寸细小, 表明该区域发生了氧化层脱落, 新的氧化层正处于初始形成阶段,  $\gamma$ -Ni 相表面刚刚开始发生氧化反应, 因而生成的 NiO 晶粒细小且未充分长大. 随着氧化时间的增加, 氧化层中的孔洞逐渐减少, 表明在氧化层脱落过程中,  $\text{SiO}_2$  持续聚集形成的致密结构对新氧化层的生长起到了调控作用, 从而有效抑制了孔洞的形成与发展. 在氧化中期, 如图 8 (b) 和图 8 (c) 所示,  $\text{SiO}_2$  不仅形成了氧化膜, 还形成了花束状及花瓣状的微观结构. 这主要归因于  $\text{SiO}_2$  在氧化过

程中的局部富集与选择性生长. 在图 8 (b) 中可清晰观察到由针状析出物聚集而成的花簇状结构. 研究表明, 条块状 NiO 可以为  $\text{SiO}_2$  的非均匀异质形核提供形核点, Si 原子依附在 NiO 颗粒周围更容易形核, 从而沿半径方向呈辐射状析出, 使得  $\text{SiO}_2$  呈针须状或花簇状<sup>[25]</sup>.

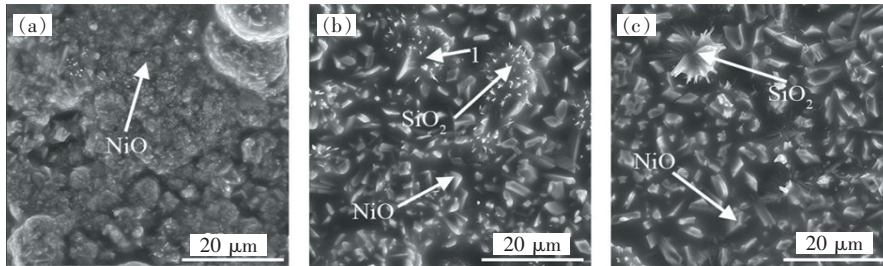


图 8 NiCrBSi 合金氧化不同时间的表面形貌图: (a) 25 h; (b) 50 h; (c) 75 h

Fig. 8 The surface morphologies of NiCrBSi alloy at different oxidation time: (a) 25 h; (b) 50 h; (c) 75 h

图 9 是 NiCrBSi 合金氧化 200 h 后的表面形貌图. 图 9 (b) 与图 9 (c) 的整体形貌相似, 而又与图 9 (a) 存在较大区别. 这是因为在氧化后期, 同样会发生氧化层 (主要是  $\text{SiO}_2$  氧化层) 的脱落. 在图 9 (c) 中仍可以观察到部分  $\text{SiO}_2$  氧化层未脱落时的状态.

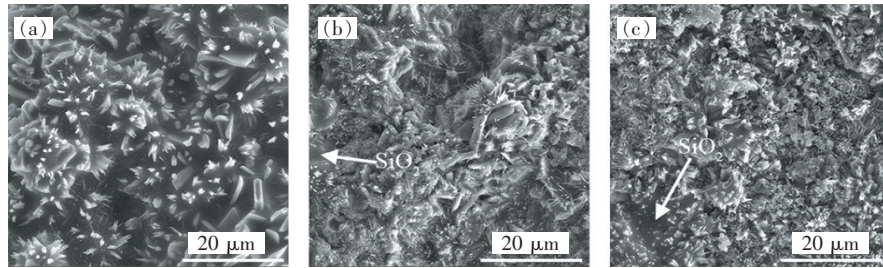


图 9 NiCrBSi 合金氧化不同时间的表面形貌图: (a) 100 h; (b) 150 h; (c) 200 h

Fig. 9 The surface morphologies of NiCrBSi alloy oxidized for different time: (a) 100 h; (b) 150 h; (c) 200 h

图 10 是 NiCrBSi 合金氧化 10 h 后的截面形貌图. 在图 10 (a) ~图 10 (c) 中, NiCrBSi 合金存在未固溶的 Cr 相. 随着氧化时间的延长, Si 元素发生外扩散, 由合金内部向外扩散至表面, 与氧反应形成黑色的  $\text{SiO}_2$  氧化膜<sup>[26]</sup>. 氧化层主要由  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  和  $\text{SiO}_2$  混合氧化物组成, 因合金中存在孔隙, 使得合金内部发生内氧化.

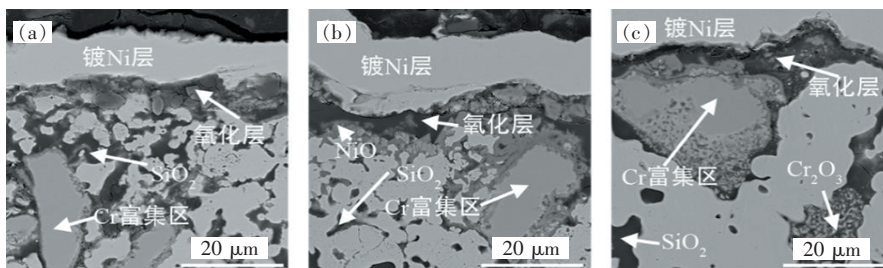


图 10 NiCrBSi 合金氧化不同时间的截面形貌图: (a) 1 h; (b) 5 h; (c) 10 h

Fig. 10 The cross-section morphology of NiCrBSi alloy at different oxidation time: (a) 1 h; (b) 5 h; (c) 10 h

图 11 是 NiCrBSi 合金氧化 75 h 后的截面形貌图. 在图 11 (a) ~图 11 (c) 中, 可以观察到氧化层分为上下两层, 上层的主要成分为  $\text{SiO}_2$ , 下层的主要成分为 NiO. 形成双层氧化层

的原因主要是在氧化过程中  $\text{SiO}_2$  氧化膜会优先生成, 同时, 由于 Cr、Ni 及其他合金元素在  $\text{SiO}_2$  中的溶解度极低, 难以通过该氧化膜向外扩散<sup>[27]</sup>.  $\text{SiO}_2$  氧化膜并不能完全阻隔氧元素向内扩散, 导致其下方的  $\gamma\text{-Ni}$  相发生氧化并转化为 NiO 相, 最终形成上层为  $\text{SiO}_2$ 、下层为 NiO 的典型双层氧化结构.

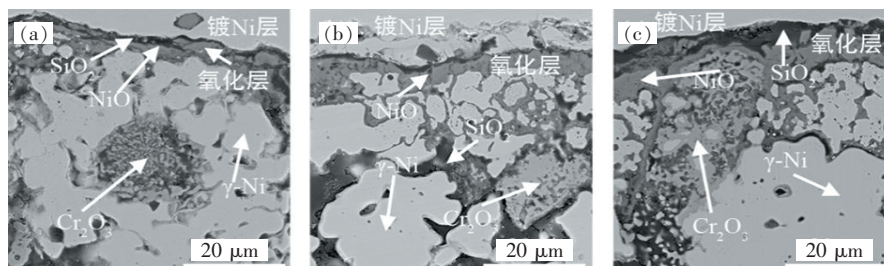


图 11 NiCrBSi 合金氧化不同时间的截面形貌图: (a) 25 h; (b) 50 h; (c) 75 h

Fig. 11 The cross-sectional morphology of NiCrBSi alloy at different oxidation time: (a) 25 h; (b) 50 h; (c) 75 h

图 12 是 NiCrBSi 合金氧化 200 h 后的截面形貌图. 在图 12 (a) ~ 图 12 (c) 中, 可以观察到随着氧化程度的加深, 作为双层氧化层上层的  $\text{SiO}_2$  氧化膜在氧化过程中变薄, 说明在此阶段中  $\text{SiO}_2$  氧化膜发生了脱落. 随着氧化时间的延长, 氧化层发生剥落, 使得氧化层厚度减少. 氧化 200 h 后, 氧化层主要由  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、NiO、 $\text{SiO}_2$  等氧化物组成, 此时氧化层对 O 的阻碍作用减弱, 合金内部发生氧化.

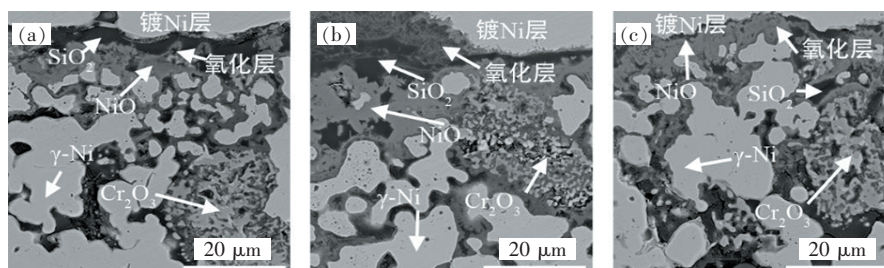


图 12 NiCrBSi 合金氧化不同时间的截面形貌图 (a): 100 h (b): 150 h (c): 200 h

Fig. 12 The cross-section morphology of NiCrBSi alloy at different oxidation time: (a) 100 h; (b) 150 h; (c) 200 h

## 2.2 NiCrBSi 合金氧化行为分析

NiCrBSi 合金在  $900\text{ }^\circ\text{C}$  恒温氧化 200 h 后的氧化动力学曲线如图 13 所示. 如图 13 (a) 所示, NiCrBSi 合金在氧化过程中可以形成以  $\text{SiO}_2$  为主的致密氧化层, 能够有效抑制氧元素向基体内部扩散, 从而降低合金的氧化速率. NiCrBSi 合金的氧化动力学拟合曲线如图 13 (b) 所示, 在氧化时间小于 100 h 时, 氧化增重速率较快, 氧化动力学曲线遵循抛物线规律, 说明此阶段氧化过程主要受氧化层厚度增长的控制. 在氧化时间大于 100 h 后, 氧化增重速率减缓, 氧化动力学曲线遵循直线规律, 表明随着氧化层厚度的增加, 生长应力累积导致裂纹萌生并扩展, 最终引发氧化层局部剥落. NiCrBSi 合金 3 个样品在  $900\text{ }^\circ\text{C}$  氧化 200 h 的平均氧化速率为  $0.2699\text{ g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 、 $0.3014\text{ g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 、 $0.3886\text{ g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ , 表明合金在高温氧化环境中可有效减缓基体材料的进一步氧化.

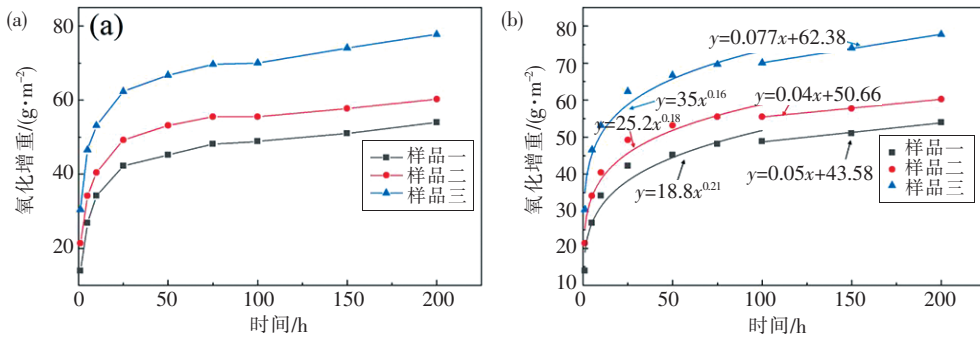


图 13 NiCrBSi 合金在 900 °C 恒温氧化 200 h 后的氧化动力学曲线

Fig. 13 The oxidation kinetic curves of NiCrBSi alloy after isothermal oxidation at 900 °C for 200 h

### 2.3 NiCrBSi 合金摩擦磨损分析

#### 2.3.1 NiCrBSi 合金磨损机制与磨损特征

NiCrBSi 合金在不同载荷下的表面磨损形貌与三维轮廓如图 14 所示, 在 10 N 载荷下, 如图 14 (a) 和图 14 (b) 所示, NiCrBSi 合金的主要磨损机制为黏着磨损与磨粒磨损, 在图中可以清晰地观察到因黏着磨损产生的剥落坑和因磨粒磨损产生的划痕. 同时, 磨粒磨损区域主要集中在  $\gamma$ -Ni 相这种软质相区域, 表明在 10 N 载荷下 NiCrBSi 合金的磨损程度相对较轻. 图 14 (c) 和图

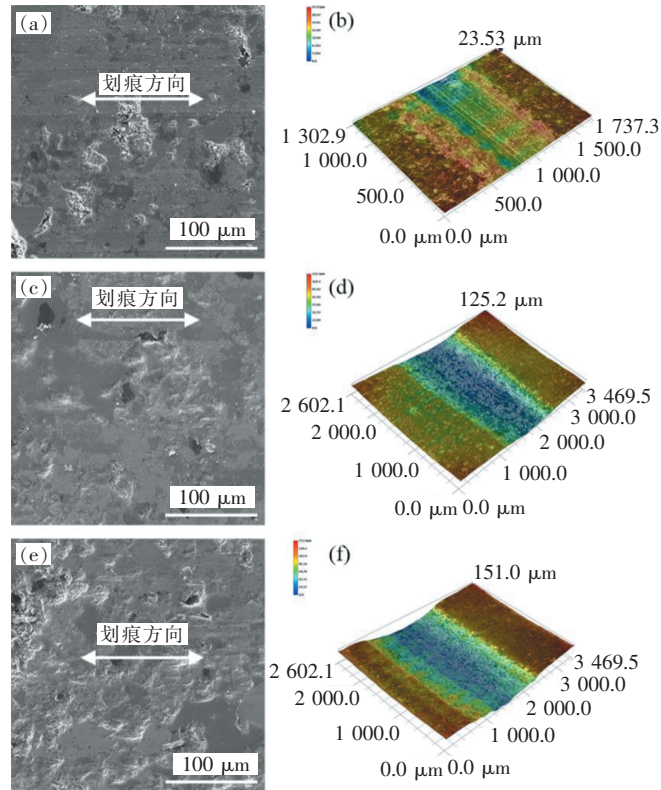


图 14 NiCrBSi 合金在不同载荷下的摩擦磨损形貌图及对应的 3D 磨损图: (a) ~ (b) 10 N; (c) ~ (d) 20 N; (e) ~ (f) 30 N

Fig. 14 The friction and wear morphology of NiCrBSi alloy under different loads and the corresponding 3D wear diagram:

(a) ~ (b) 10 N; (c) ~ (d) 20 N; (e) ~ (f) 30 N

14 (d) 中, 在 20 N 载荷下, NiCrBSi 合金的主要磨损机制是黏着磨损. 与载荷

为 10 N 的情况相比, 20 N 下  $\gamma$ -Ni 相磨损严重, 只有在  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  等硬质相上才能看到光滑的表面. 在 30 N 的载荷下, 由图 14 (e) 和图 14 (f) 可以看出, NiCrBSi 合金的主要磨损机制为黏着磨损与磨粒磨损. 在此载荷下, 不仅软质相出现磨损严重的情况, 硬质相也同样磨损严重, 同时, 在硬质相上也出现了因磨粒磨损而产生的划痕, 说明 NiCrBSi 合金在 30 N 载荷下的磨损最为严重.

NiCrBSi 合金在不同载荷下的摩擦系数与磨损率如图 15 所示, NiCrBSi 合金在不同载荷下的摩擦系数为 0.6~0.8, 磨损率随着载荷的增加呈上升趋势. 在载荷为 20 N 时, NiCrBSi 合金的摩擦系数逐渐降低. 这是因为在摩擦过程中, 磨球与合金相互接触并互相摩擦产生了大量的热, 使得磨球与合金的接触面 (即磨痕表面) 的 Cr、Si 氧化形成致密的氧化物保护层, 可以对基体提供保护并降低摩擦系数. 在载荷为 30 N 时, NiCrBSi 合金的摩擦系数不断变大. 这是因为随着摩擦磨损时间的不断增加, 磨球与合金的接触面积也在不断增加. 同时, 由于载荷的增大, 原本附着在磨痕表面的氧化物保护层更加容易脱落, 使得氧化物保护层无法提供良好的保护作用. 在这些因素的共同作用下, NiCrBSi 合金的摩擦系数不断变大. 在 NiCrBSi 合金中, 原始物相主要包括  $\gamma$ -Ni、 $\text{Ni}_2\text{B}$ 、单质 Cr 和  $\text{Ni}_3\text{B}$ . 其中,  $\gamma$ -Ni 相与单质 Cr 相在摩擦磨损过程中因高温诱导生成的 NiO 和  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , 可在摩擦界面发挥润滑作用, 从而有效降低合金的摩擦系数与磨损量<sup>[28]</sup>.  $\text{Ni}_2\text{B}$  相与  $\text{Ni}_3\text{B}$  相, 由于其高硬度 ( $\text{Ni}_3\text{B}$ , 870 HV;  $\text{Ni}_2\text{B}$ , 1 300 HV) 一般作为增强相提升合金的耐磨性能<sup>[29-31]</sup>. 合金的磨损率可以表明合金的耐磨性能, 磨损率越低, 耐磨性能越好. NiCrBSi 合金在 30 N 载荷下的磨损率为  $37.742 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , 随着载荷的降低, 磨损率明显降低. NiCrBSi 合金在 20 N 载荷下的磨损率为  $35.371 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , 比 30 N 载荷下的磨损率低 6.8%. 在 10 N 载荷下, NiCrBSi 合金的磨损率为  $3.142 \times 10^{-15} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ , 比 30 N 载荷下的磨损率低 91.7%.

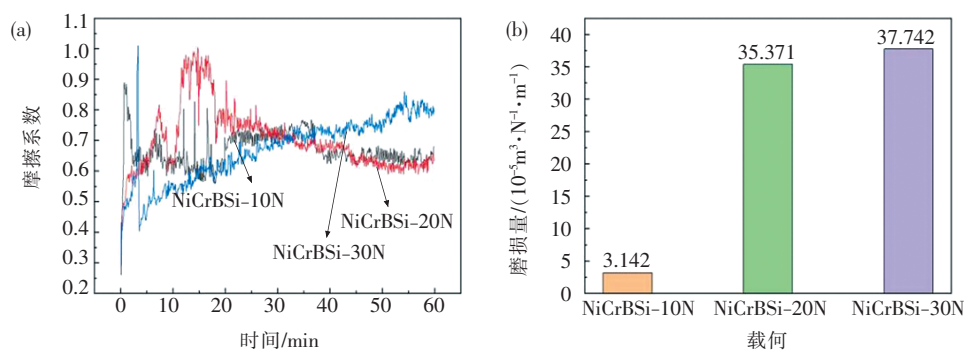


图 15 NiCrBSi 合金的摩擦系数曲线图 (a) 和磨损率 (b)

Fig. 16 (a) Friction coefficient curve and (b) wear rate of NiCrBSi alloy

### 3 结论

1) NiCrBSi 合金在氧化过程中可形成以  $\text{SiO}_2$  和  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  为主的致密保护性氧化层, 有效抑制了合金内部元素的进一步氧化.

2) 在特定载荷条件下, NiCrBSi 合金因形成致密的氧化物保护膜而对基体起到防护作用, 并显著降低了摩擦系数.

3) NiCrBSi 合金在不同载荷条件下的磨损机制存在差异, 在 10 N 和 30 N 载荷下主要表现为黏着磨损与磨粒磨损, 在 20 N 载荷下则以黏着磨损为主。

### 参 考 文 献

- [1] 轩福贞, 朱明亮, 王国彪. 结构疲劳百年研究的回顾与展望[J]. 机械工程学报, 2021, 57(6): 26-51.
- [2] CHEN G, LIU X, ZHANG F, et al. Refractory ceramic WC reinforced Co matrix composite coatings on IN718 superalloy: Microstructure, wear mechanisms and surface energy[J]. Tribology International, 2024, 194: 109516.
- [3] AL-ASADI M M, AL-TAMEEMI H A. A review of tribological properties and deposition methods for selected hard protective coatings[J]. Tribology International, 2022, 176(16): 107919-107936.
- [4] SANTECCHIA E, HAMOUDA A M S, MUSHARAVATI F, et al. Wear resistance investigation of titanium nitride-based coatings[J]. Ceramics International, 2015, 41(9): 10349-10379.
- [5] ÖZKAN D, YILMAZ M A, SZALA M, et al. Effects of ceramic-based CrN, TiN, and AlCrN interlayers on wear and friction behaviors of AlTiSiN + TiSiN PVD coatings[J]. Ceramics International, 2021, 47(14): 20077-20089.
- [6] ŠKAMAT J, ERNAŠEJUS O, EPUKÉ Ž, et al. Pulsed laser processed NiCrFeCSiB/WC coating versus coatings obtained upon applying the conventional re-melting techniques: Evaluation of the microstructure, hardness and wear properties[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 374(34):1091-1099.
- [7] HULKA I, UTU D, SERBAN V A, et al. Effect of Ti addition on microstructure and corrosion properties of laser cladded WC-Co/NiCrBSi (Ti) coatings [J]. Applied Surface Science, 2020, 504(24): 144349-144356.
- [8] AZZOUG R, MEBDOUA Y, HELLAL F, et al. Analysis of microstructure, mechanical indentation and corrosive behavior of a thermally sprayed NiFeCrBSi-WC composite coating[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 900(24): 163505-163516.
- [9] YANG H, HUANG X, GUO J, et al. High temperature oxidation resistance of arc ion plating NiCoCrAlY coating modified via laser shock peening [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 911(11): 164708-164720.
- [10] SINGH G, KAUR M, UPADHYAYA R. Wear and friction behavior of NiCrBSi coatings at elevated temperatures[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2019, 28(5): 1081-1102.
- [11] 徐海峰, 肖金坤, 张嘎, 等. 热喷涂 NiCrBSi 基耐磨涂层的研究进展[J]. 表面技术, 2016, 45(2): 109-174.
- [12] 余廷, 陈杰, 饶锡新, 等. 激光熔覆 NiCrBSi 涂层的高温摩擦行为[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(10): 241-246.
- [13] 李勇, 常哲, 谢威威, 等. 激光熔覆 NiCrBSi 涂层/TP347HFG 基材互扩散对基材组织及硬度的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(10): 2553-2562.
- [14] GUO C, ZHOU J, CHEN J, et al. High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC-Ni composite coatings[J]. Wear, 2011, 270(7/8): 492-498.
- [15] 孙浩然, 张迪, 贾磊, 等. 超音速等离子喷涂 NiCrBSi-金刚石复合涂层的微观组织与性能[J]. 材料保护, 2025, 58(3): 60-69.
- [16] 李琦. Ni60A 自熔合金激光熔覆层形貌及裂纹研究[D]. 大连:大连理工大学, 2019.
- [17] SURE J, SHANKAR A R, MUDALI U K. Surface modification of plasma sprayed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-40wt% TiO<sub>2</sub> coatings by pulsed Nd:YAG laser melting[J]. Optics & Laser Technology, 2013, 48(12): 366-374.
- [18] LIU X, HU K, ZHANG S, et al. Study of KCl-induced hot corrosion behavior of high velocity oxy-fuel sprayed NiCrAlY and NiCrBSi coatings deposited on 12CrMoV boiler steel at 700 °C [J]. Corrosion

- Science, 2022, 203(23): 110351-110363.
- [19] SUN X, LI F, LI Y, et al. Enhancing the wear and high-temperature oxidation behavior of NiCrBSi coatings by collaboratively adding WC and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> [J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 473(23): 129968-129980.
- [20] 刘毅, 张鹏媚, 康希越, 等.  $w(\text{Co})/w(\text{Ni})$ 对 Ti(C, N)基金属陶瓷高温氧化和耐腐蚀性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2019, 24(1): 27-36.
- [21] WANG X, QU Q, ZHANG X, et al. Methods and insights in optimizing nickel-based coatings for wear and corrosion resistance[J]. Materials Today Communications, 2025, 456(25): 111793-111821.
- [22] CAI H, LIU J, KUO J, et al. Ash-to-emission pollution controls on co-combustion of textile dyeing sludge and waste tea[J]. Science of the Total Environment, 2021, 794(32): 148667-148679.
- [23] 杨紫涵, 刘咏, 张伟, 等. 硬质颗粒对等离子熔覆碳化钨/多主元合金复合硬面涂层组织与耐磨性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2023, 28(1): 35-43.
- [24] 张鹏程. TiCp+NbCp 混杂增强铁基复合材料的组织调控与强韧化机制研究[D]. 西安:西安理工大学, 2024.
- [25] YAN H J, MENG X Z, ZHANG Q H, et al. High temperature oxidation performance of the electrodeposited SiO<sub>2</sub> coating incorporated with Ni nanoparticle[J]. Corrosion Science, 2022, 205(25): 110455-110476.
- [26] FERNÁNDEZ E, BENITO J M, PAZOS C, et al. Ceramic membrane ultrafiltration of anionic and nonionic surfactant solutions[J]. Journal of membrane science, 2005, 246(1): 1-6.
- [27] 孔耀. 镍基合金熔覆层的耐高温腐蚀性能及其在生物质锅炉中的应用研究[D]. 北京:华北电力大学(北京), 2023.
- [28] DU J, LI F, LI Y, et al. The influence of nano-CeO<sub>2</sub> on tribological properties and microstructure evolution of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCrCoMo composite coatings at high temperature [J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 428: 127913-127931.
- [29] OKOKPUJIE I P, TARTIBU L K, MUSA-BASHEER H O, et al. Effect of coatings on mechanical, corrosion and tribological properties of industrial materials: A comprehensive review[J]. Journal of Bio-and Tribo-Corrosion, 2024, 10(1): 2-10.
- [30] 陈建敏, 王凌倩, 周健松, 等. 激光熔覆 Ni 基涂层研究进展[J]. 中国表面工程, 2011, 24(2): 13-21.
- [31] LU S, XU W, WANG L, et al. Effect of MoSi<sub>2</sub> on the microstructure and wear resistance of NiCrBSi coating with CuNi interlayer on aluminum alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36(5): 4927-4937.

(责任编辑:胡 丁)