

退火热处理对 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 涂层摩擦 磨损性能的影响

姜自滔¹, 杨康^{1*}, 辛越¹, 易新林¹, 张世宏¹, 王硕煜², 倪振航²

(1. 安徽工业大学 先进金属材料绿色制备与表面技术教育部重点实验室, 安徽 马鞍山 243002;
2. 安徽马钢表面技术股份有限公司, 安徽 马鞍山 243000)

摘要: 目的 针对冷轧辊表面的循环应力、摩擦磨损的特殊服役环境, 设计空气燃料超音速火焰喷涂 (HVOF) 制备 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层来提高工件表面的硬度和耐磨性。方法 利用 HVOF 技术在冷轧辊用合金钢板表面制备不同尺寸陶瓷颗粒混合的 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 的复合涂层, 并在 600、700、800 °C 进行退火处理后得到退火态涂层。利用 XRD、SEM、显微硬度计、电子拉伸试验机、盘式摩擦磨损试验机和接触疲劳试验机, 考察了不同陶瓷含量和不同退火温度下涂层的相组成、组织结构、机械性能、摩擦磨损性能和接触疲劳失效形式。结果 喷涂态涂层的显微硬度、结合强度随着 Cr_3C_2 含量的增加先上升后下降。当陶瓷相质量分数为 10% 时, 复合涂层最佳, 显微硬度、结合强度分别为 459.6HV0.3、42.8 MPa。选取 Cr_3C_2 (质量分数 10%) -FeCrBSi 涂层经过退火处理后, 涂层的硬度、断裂韧性、抗磨损性能均有提升, 其中摩擦因数由原先的 0.89 降低至 0.80~0.75。此外在 700 °C 下退火 3 h 得到的涂层, 显微硬度可达 490.3HV0.3, 断裂韧性由 2.81 MPa·m^{1/2} 提升至 3.15 MPa·m^{1/2}, 磨损率为 6.80×10^{-14} m³/(N·m), 与喷涂态涂层相比, 磨损率降低了 15%。喷涂态、退火态涂层的磨损机制均为磨粒磨损。接触疲劳试验结果表明, 退火态复合涂层的接触疲劳失效形式主要有剥落和分层, 同时剥落失效情况下涂层的接触疲劳寿命更长, 可达 2.07×10^5 转。结论 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层良好的抗磨损和耐接触疲劳性能主要取决于 Cr_3C_2 硬质耐磨颗粒的加入。而退火热处理可以促进涂层向平衡态的转变、同时析出的二次碳化物 ($\text{Cr, Fe}_7\text{C}_3$) 起到沉淀强化的作用, 使得退火态涂层具有更好的抗摩擦磨损性能。

关键词: HVOF; 冷轧辊; 退火; 摩擦磨损; 接触疲劳

中图分类号: TH117 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2024)01-0065-13

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.01.006

Effect of Annealing Treatment on Friction and Wear Properties of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ Coatings

JIANG Zitao¹, YANG Kang^{1*}, XIN Yue¹, YI Xinlin¹, ZHANG Shihong¹, WANG Shuoyu², NI Zhenhang²

(1. Key Laboratory of Green Fabrication and Surface Technology of Advanced Metal Materials
(Ministry of Education), Anhui University of Technology, Anhui Ma'anshan 243002, China;

2. Anhui Ma Steel Surface Technology Co., Ltd., Anhui Ma'anshan 243000, China)

收稿日期: 2022-10-30; 修订日期: 2023-05-20

Received: 2022-10-30; Revised: 2023-05-20

基金项目: 安徽省杰出青年项目 (2108085J22); 国家自然科学基金区域创新发展联合基金重点支持项目 (U22A20110)

Fund: The Outstanding Youth Fund of Anhui Province (2108085J22); Key Supported Project of the National Natural Science Foundation of China Regional Innovation and Development Joint Fund (U22A20110)

引文格式: 姜自滔, 杨康, 辛越, 等. 退火热处理对 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 涂层摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术, 2024, 53(1): 65-77.

JIANG Zitao, YANG Kang, XIN Yue, et al. Effect of Annealing Treatment on Friction and Wear Properties of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ Coatings[J]. Surface Technology, 2024, 53(1): 65-77.

*通信作者 (Corresponding author)

ABSTRACT: High Velocity Air Fuel (HVOF) technology is a coating preparation method with operating temperature between the range for High Velocity Oxygen Fuel (HVOF) technology and Cold Spray (CS) technology. Therefore, it can reduce the thermal effect on the spray particles while ensuring their fully melted. Cermet prepared by thermal spraying is usually used for surface protection of parts because of its advantages of high hardness and good bonding strength. However, HVOF technology will lead to the inevitable decomposition of ceramic phase and affect the quality of coating. Therefore, the work aims to use the HVOF technology with lower calorific value to prepare Cr_3C_2 -FeCrBSi according to the background of cold roller protection for a series of characterization. Considering the particle size, the content of ceramic powder and the effect of annealing on coating properties, micron and submicron Cr_3C_2 powders were added into FeCrBSi to prepare coatings with different ceramic contents. The wear resistance of composite coatings before and after annealing was studied.

The D2 alloy steel was cut into 100 mm×30 mm×6 mm rectangular blocks and $\phi 25$ mm×55 mm cylindrical blocks. Cr_3C_2 (Micron: Submicron = 1 : 1) in different ratios (5wt.%, 10wt.%, 15wt.%) was added to FeCrBSi as the reinforcing phase. The Cr_3C_2 -FeCrBSi coating was prepared by mechanically mixing the metal and ceramic particles using HVOF on the substrate. The surface and cross-section of the samples were polished after they were cut into 15 mm×15 mm×6 mm blocks by wire cutter. Then, the microscopic morphology and elemental distribution were analyzed by scanning electron microscope (SEM) and Energy Dispersive Spectrometer (EDS). The porosity was measured through a 500× magnification of the cross-section. The phase composition was analyzed with X-ray energy dispersive spectrometer (XRD). The microhardness was measured with a microhardness tester and the fracture toughness was calculated by equation. The bond strength was tested by tensile method. The three-dimensional wear morphology and wear volume of the coating were measured by probe contact profiler. Finally, the coating with the best ceramic content was annealed at 600 °C, 700 °C, and 800 °C for 3 h, and then the characterization methods were repeated to determine the effect of annealing treatment on friction and wear properties.

The microhardness and bond strength of the coating increased firstly and then decreased with the increase of Cr_3C_2 content. When the ceramic phase content was 10wt.%, the microhardness and bond strength were 459.6HV0.3 and 42.8 MPa, respectively. The microhardness, fracture toughness and abrasion resistance of Cr_3C_2 (10wt.%) -FeCrBSi coating were improved after annealing. The average coefficient was reduced from 0.89 to 0.80-0.75. After annealing at 700 °C for 3 h, the microhardness reached 490.3HV0.3, the fracture toughness increased from 2.81 MPa·m^{1/2} to 3.15 MPa·m^{1/2}, and the wear rate was 6.80×10^{-14} m³/(N·m). Compared with as-sprayed coating, the wear rate was reduced by 15%. The wear mechanism was abrasive wear. At the same time, the contact fatigue life of the coating was longer under the condition of peeling failure, which could reach 2.07×10^5 revolutions. Annealing treatment could improve the stress and defects of Cr_3C_2 -FeCrBSi coating and improve the overall performance. After annealing at 700 °C for 3 h, the secondary carbides in the coating were precipitated and the pores shrank, which made the coating show the best friction and wear properties. In addition, the contact fatigue failure of composite coatings takes the form of spalling and delamination.

KEY WORDS: HVOF; cold roll; annealing; friction and wear; contact fatigue

冷轧是指在结晶温度以下对金属进行轧制变形的工艺,冷轧后的板/带钢具有精度高、性能优良的优点,广泛地应用于耐磨性部件、容器、医疗器械等设备的制造加工中^[1]。冷轧辊作为整个轧制机的“心脏”,工作时要承受极大的循环应力、摩擦、冲击以及瞬时高温,因此要求冷轧辊表面具有高且分布均匀的硬度和耐磨性。相关资料显示,我国目前每年各类冷轧辊的报废总量高达几十万吨,造成了巨大的资源浪费和严重的环境污染。考虑到冷轧辊严苛的服役环境,利用表面工程技术对冷轧辊表面进行高性能的设计和优化是延长冷轧辊服役寿命的有效途径。

空气燃料超音速火焰喷涂(HVOF)是以丙烷和空气作为燃料源,将涂层粉末颗粒在喷枪燃烧室内升

温至熔融状态并以数倍音速沉积到基体表面的一种热喷涂技术^[2]。HVOF技术的工作温度只有传统氧气燃料超音速火焰喷涂技术(HVOF)工作温度的一半^[3],在保证喷涂颗粒表面熔化的同时又不至于发生烧蚀。HVOF涂层具有氧化物含量低、孔隙率低、涂层与基体的结合强度高等特点。因此HVOF技术在机械、冶金、化工等领域具有广泛的应用背景^[4]。

目前超音速火焰喷涂技术在冷轧辊表面防护领域同样已有学者进行了相关的研究。宝钢集团采用超音速火焰喷涂在冷轧活套辊上制备了WC-12Co涂层,研究表明,制备的涂层显微硬度可达1256HV0.5,同时孔隙率仅为0.74%,涂层与基体的结合强度大于70.7 MPa^[5]。大连华锐重工集团在冷轧辊表面热喷涂WC-10Co-4Cr涂层的平均显微硬度在1200HV0.2以

上,摩擦因数远低于母材基体,最高仅为 0.578,耐磨性能得到明显的改善^[6]。赵子鹏等^[7]通过对比等离子喷涂 (APS) 与 HVOF 喷涂制备 NiCr-Cr₃C₂ 耐磨涂层的性能时,发现 APS 涂层由 NiCr、Cr₃C₂ 和 Cr₇C₃ 相组成,出现明显的脱碳;HVOF 涂层仅由 NiCr 和 Cr₃C₂ 相组成,涂层的均匀性与致密度均优于 APS 涂层,且稳态摩擦因数要比 APS 涂层低 50%。刘晓明等^[8]利用团聚造粒制备纳米 Fe-Al/Cr₃C₂ 复合喷涂粉体并用超音速火焰喷涂的方法在结构材料表面制备出了纳米 Fe-Al/Cr₃C₂ 复合涂层,对比普通微米级 Fe-Al/Cr₃C₂ 复合涂层的基本性能:孔隙率、硬度和结合强度分别提高 0.25、1.39、2.43 倍。

杨康等^[9]在降低防护成本的前提下,利用 HVAF 在制备 Cr₃C₂-Fe 基复合涂层时,研究了不同比例纳米-微米 Cr₃C₂ 陶瓷增强相对复合涂层结构及性能的影响。结果表明,微米级的 Cr₃C₂ 可以提高涂层的致密度和硬度,纳米级的 Cr₃C₂ 起到弥散强化、释放涂层内应力、改善涂层强韧性的作用,在最佳粉料比例下,涂层与基体的结合强度可达 43 MPa、显微硬度为 449HV0.3,同时在常温下展现出了良好的耐磨损性能。可见,选用大、小 2 种尺寸的陶瓷颗粒作为硬质相加入到喷涂合金粉末中制备的复合涂层会有更好的性能表现。依据上述试验基础,为进一步地提高所制备防护涂层的经济性,选用生产加工成本更低的亚微米级和微米级的 Cr₃C₂ 颗粒,混合后作为硬质相加入到 Fe 基合金粉末中,并采用 HVAF 方法制备复合防护涂层。有研究发现对于热喷涂制备的复合涂层,涂层的硬度和耐磨性随着陶瓷相含量的增加而升高,但是过高的陶瓷相含量必然会导致较高的孔隙率和

较低的结合强度^[10]。此外,热处理中的退火工艺可以释放涂层内部的残余应力,减少内部缺陷,提高涂层致密度以及与基体之间的结合强度^[11];常被用作涂层材料的后处理方法。然而,目前在 HVAF 制备不同尺寸陶瓷颗粒混合的 Cr₃C₂-FeCrBSi 复合涂层中,陶瓷相含量和退火工艺对复合涂层摩擦磨损性能的影响尚无系列报道。

综上,本文将探究使用 HVAF 方法在合金钢表面制备不同微米/亚微米陶瓷相含量的 Cr₃C₂-FeCrBSi 涂层,以及不同退火温度对涂层物相、硬度、结合强度和摩擦磨损性能的影响,以判定微米/亚微米 Cr₃C₂-FeCrBSi 复合涂层的实用性。

1 试验

基材选用金威铜业分公司提供的冷轧辊合金钢试块,尺寸为 100 mm×30 mm×6 mm,化学成分如表 1 所示。喷涂粉末由铁基合金粉末 FeCrBSi (成分以质量分数计,15%Cr,10%Ni,1%B,1%Si,0.1%C,82.9%Fe)、微米 Cr₃C₂ 陶瓷粉末和亚微米 Cr₃C₂ 陶瓷粉末通过机械混合方法制得,其中 FeCrBSi 合金粉末粒度为 15~50 μm,Cr₃C₂ 粉末的粒径分别为 15~25 μm、100~1 000 nm。混合前的陶瓷粉末和合金粉末的原始形貌如图 1 所示。

首先对样品表面进行打磨抛光,去油、除脂后,采用 24 目棕刚玉 (Al₂O₃) 进行喷砂处理,其中喷砂距离为 100 mm,喷砂压力为 0.5 MPa。选用北京航天振邦精密机械有限公司生产的 ZB-2000 型 HVAF 喷涂系统,燃料为空气-丙烷,载体气体为氮气,冷却气

表 1 合金钢成分
Tab.1 Alloy steel composition

							wt.%
Cr	C	Si	Mn	S	P	V	Fe
11.5-13.0	1.4-1.6	≤0.6	≤0.6	≤0.03	≤0.03	≤1.0	≥84

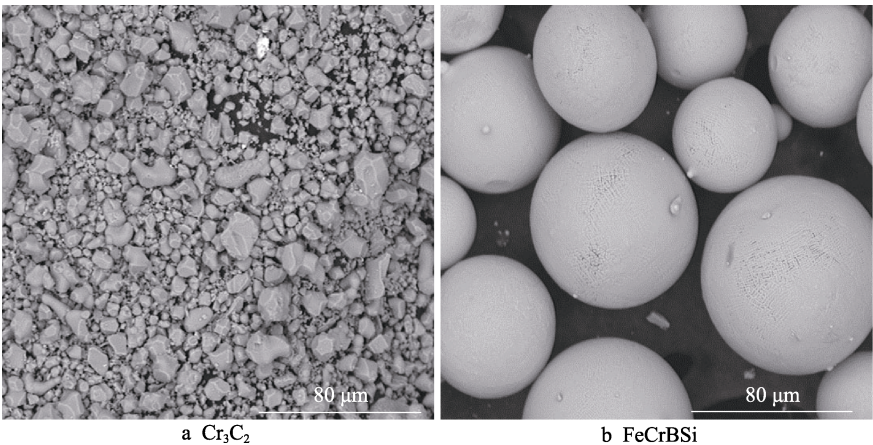


图 1 喷涂粉末的原始形貌
Fig.1 Original morphology of sprayed powder

体为压缩空气, 喷枪选用 AcuKcoat 的 k-2 型喷枪, 具体参数如表 2 所示。为探究 Cr_3C_2 含量对涂层质量的影响, 在本试验中微米和亚微米级 Cr_3C_2 颗粒的质量比固定为 1 : 1^[9,12], 将混合后的陶瓷颗粒以 5%、10%、15% 的质量比加入到合金粉末中, 制备出喷涂态的 3 组样品。选用 Cr_3C_2 质量分数为 10% 的复合涂层, 在真空热处理炉 (10^{-4} Pa) 中以 10 °C/min 加热速率分别升温至 600、700、800 °C 后保温 3 h, 并随炉冷却, 得到退火态的 3 组样品。

表 2 超音速火焰喷涂工艺参数
Tab.2 HVAF spraying parameters

Spraying distance/ mm	Step length/ mm	Air flow rate/ (L·min ⁻¹)	Oxygen flow rate/ (L·min ⁻¹)	Propane gas flow rate/ (L·min ⁻¹)	Powder feed rate/ (g·min ⁻¹)
380	3	350	220	75	60

涂层的相组成使用日本理学 Ultima IV 型 X 射线衍射仪 (XRD) 检测, 设置扫描范围为 30°~100°, 扫描速度为 5 (°)/min。涂层微观形貌和元素组成检测采用荷兰 Phenom XL 扫描电镜 (SEM) 以及附带的能谱分析仪 (EDS)。使用扫描电镜获得 500 倍下 Cr_3C_2 -FeCrBSi 复合涂层的截面 SEM 图像, 并在不同区域拍照 5 次, 利用 Image J 软件测定并取平均值得到涂层截面的孔隙率。使用国产 MH-5LD 型具有 Vickers 金刚石压头的显微硬度测试计测量涂层的显微硬度, 载荷 300 g, 保持时间为 5 s, 每组样品随机取 10 个点测试硬度值, 并取平均值。量取维氏硬度的压痕和产生的裂纹尺寸。利用 EVANS 压痕计算公式 (1) 计算断裂韧性并取平均值。

$$K_{IC} = 0.079 \frac{P}{a^{3/2}} \lg \frac{4.5a}{c} \quad (1)$$

式中: P 为维氏硬度计加载载荷 (N); a 为维氏硬度压痕对角线长度之半 (μm); c 为裂纹长度 (μm), $c=a+L$, L 为裂纹顶端到压痕的距离的总和 (μm)。公式(1)需要满足 $0.6 \leq c/a \leq 0.45$ 。采用拉伸试验法测量涂层的结合强度, 拉伸试样与对拉棒均为 $\phi 25 \text{ mm} \times 55 \text{ mm}$ 的圆棒, 拉伸棒经过喷砂粗化处理后使用 E-7 胶与拉伸试样黏结, 并在 130 °C 烘箱中保温 3 h, 冷却后在国产 WDW-50 万能电子拉伸试验机进行拉伸试验, 每组样品测试 3 次取平均值。复合涂层的摩擦磨损性能测试使用德国 Bruker UMT-Tribolbab 型球盘式摩擦试验机。依照冷轧铜/铝复合板的实际工况 (轧制的正应力 $\leq 900 \text{ MPa}$, 轧制速度 75~200 mm/s)^[13-14], 结合测试条件和相关报道^[9,15-16], 选用直径为 6.35 mm 的 Al_2O_3 陶瓷球作为对磨材料, 加载力为 6 N, 旋转直径为 7 mm, 转速为 364 r/min, 时间为 30 min。通过 SEM 观察 Cr_3C_2 -FeCrBSi 复合涂层磨痕内部形貌, 使用 EDS 进行元素分析。通过

美国 KLA-Tencor Alphastep P-7 探针接触式轮廓仪测算涂层的磨损体积 V_m , 并使用式 (2) 计算涂层的磨损率 K 。

$$K = \frac{V_m}{F \cdot \pi r \cdot Rt} \quad (2)$$

式中: V_m 为试样的摩擦磨损总体积 (m^3); F 为加载力 (N); r 为旋转半径 (m); R 为转速 (r/min); t 为运行时间 (min)。复合涂层的接触疲劳性能, 采用改进的燕山大学自主研发的 YS-1 型球盘式接触疲劳试验装置, 配合国产真空球盘摩擦试验机 (兰州真空设备有限公司), 来模拟推力轴承的接触状态, 在保证精度的前提下用于小尺寸样品的性能检测, 其中滚动接触副为 9 个 GCr15 轴承球 (直径 1 mm), 接触压力为 1.332 GPa, 滚动半径为 4 mm。通过监测样品震动和扭矩的变化来判断接触疲劳失效发生的循环次数, 相同的试验条件下进行 5 次重复试验。

2 结果与讨论

2.1 显微结构及物相分析

图 2 为喷涂态和退火态涂层原始表面的 SEM 图像, 在涂层表面可以观察到不同尺寸的 Cr_3C_2 粉末以及未熔化或半熔化的椭圆形 FeCrBSi 颗粒。由于 HVAF 以丙烷和空气作为燃料, 工作温度远低于氧煤油作为燃料的 HVOF 系统, 可以有效地防止喷涂材料的热分解及氧化, 然而较低的工作温度难以将颗粒加热至半熔化或完全熔化的状态。另外, 超音速焰流离开喷嘴后, 受空气的影响使得靠近外侧的温度和速度要低于焰流中心处, 导致颗粒在与基体表面碰撞时不能充分地铺展变形^[17]。此外涂层表面缺少后续颗粒的夯实作用, 也是造成涂层表面颗粒呈现球形或半球形状态的原因。图 2b 展示了退火处理后涂层的表面形貌, 与喷涂态基本一致, 这说明退火处理对涂层表面宏观形貌无明显影响。

图 3 为喷涂态涂层截面的 SEM 图, 其中图 3a、b、c 分别展示不同陶瓷含量涂层截面的基本情况。喷涂态涂层与基体之间的界面清晰且以机械结合为主; Cr_3C_2 增强相 (深灰色区域) 弥散分布于黏结相 FeCrBSi (亮白区域) 的界面处。部分陶瓷颗粒展现出的不规则形貌, 说明在喷涂过程中可能发生了破碎分解。图 3b 虚线标记位置的高倍 SEM 如图 3d 所示。根据 EDS 结果中 Cr、C 元素的分布状况可知, FeCrBSi 颗粒界面以及孔隙的位置存在亚微米级的 Cr_3C_2 颗粒。由于 HVAF 的焰流温度 (1 200~1 300 °C) 低于 FeCrBSi 合金颗粒的熔点 (1 450 °C), 导致涂层内部颗粒熔融不充分^[18], 颗粒间的搭接处存在明显的孔隙。然而随着 Cr_3C_2 含量的增加, 部分亚微米级陶瓷颗粒进入孔隙内部起到填充效果, 可以增加涂层的致

密度,降低涂层的孔隙率。但是当陶瓷相含量过高时黏结相含量下降,金属颗粒对陶瓷相的支撑固定作用减弱,孔隙率增加(如图 3c 所示),涂层整体质量下降。通过 Image J 软件分析得到不同陶瓷含量涂层的孔隙率分别为 3.3%、2.9%、3.5%,可见当 Cr_3C_2 粉末质量分数为 10% 时,涂层的孔隙率最低。

图 4a、b、c 为不同温度退火处理后 Cr_3C_2 -FeCrBSi 复合涂层的截面形貌。经过退火处理后,涂层与基体间界面宽度增加,涂层内部颗粒间的界面轮廓逐渐融

合,这可能与界面处的元素扩散和二次相的生产有关。结果测算 600、700、800 °C 下的孔隙率分别为 3.0%、3.1%、2.9%,说明此温度下退火处理的涂层内部的孔隙效果不明显。图 4d 为图 4b 虚线标记处的 SEM 放大图,退火态涂层颗粒界面附近存在浅灰色细小斑点(如图 4d 虚线标记处),可能是涂层内部过饱和析出形成的二次碳化物颗粒^[19]。根据 EDS 的结果,由于退火过程中存在的缓慢氧化导致退火态涂层的氧元素含量略高于喷涂态涂层。对比分析图 3e 和

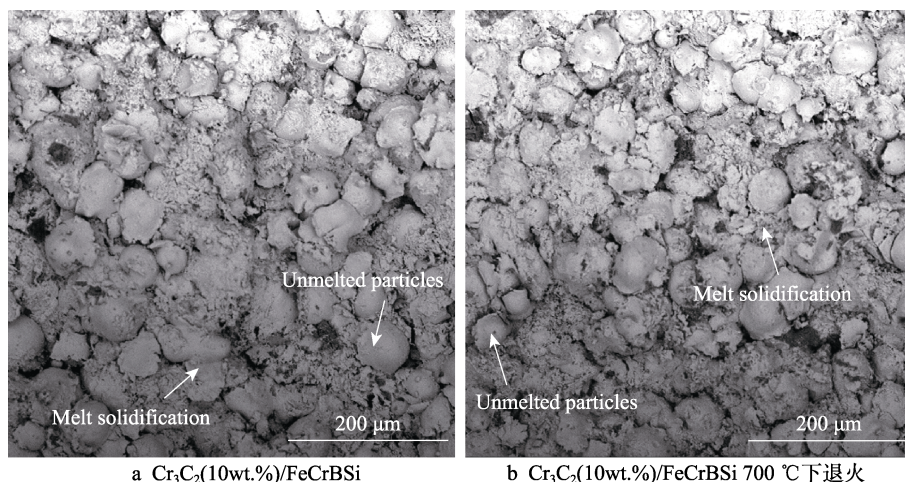


图 2 喷涂态和退火态涂层的表面形貌
Fig.2 Surface morphologies of sprayed (a) and annealed (b) coatings

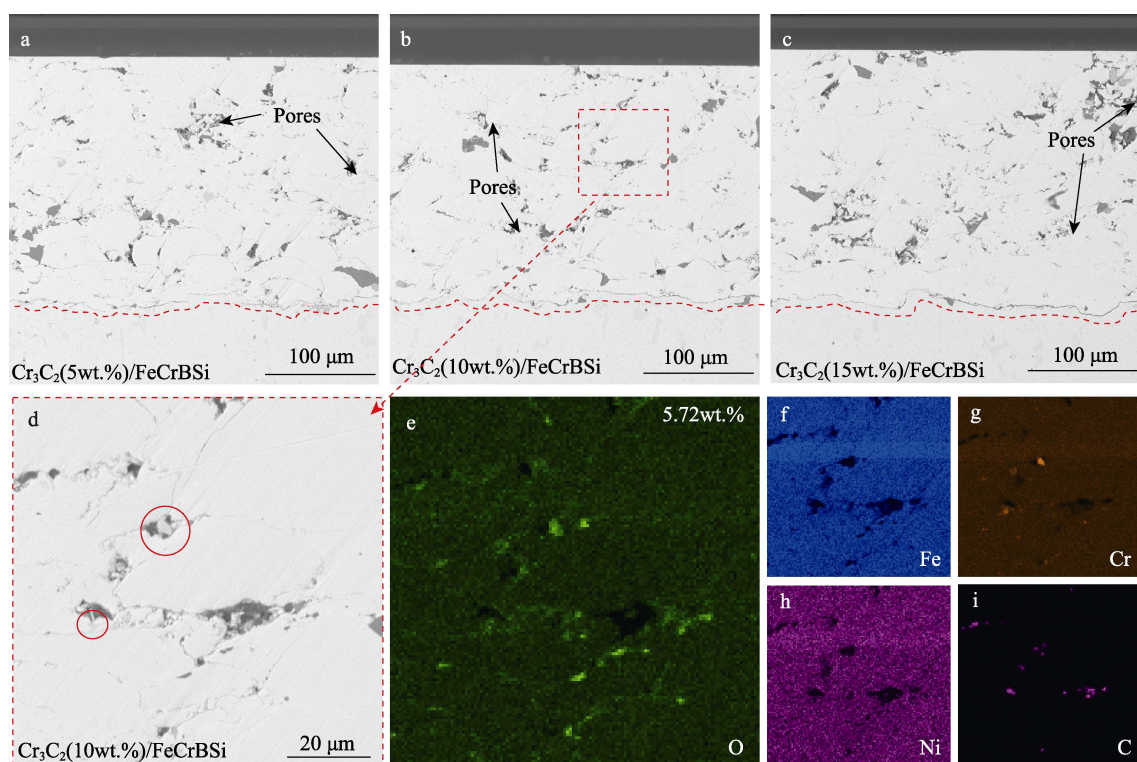


图 3 不同 Cr_3C_2 含量喷涂态涂层的截面形貌和标记区域的局部放大图以及对应的元素分布
Fig.3 Cross-sectional morphology of sprayed coatings with different contents of Cr_3C_2 and partially enlarged image of marked region and corresponding element distribution

图 4c, 其中涂层孔隙的位置在退火后检测出 O 元素, 这说明在颗粒沉积过程中孔隙内部包覆有空气, 促进了氧化过程。另外, 由 C 元素的 EDS 图谱可得, 涂层内部的 C 元素经过退火处理后发生了一定程度的扩散 (如图 3i、4i 所示), 可能与碳化物的分解有关。

图 5 为原始态和退火态复合涂层的 XRD 图谱, 其中图 5a 展示了 3 组不同碳化物含量的物相情况。复合涂层的主要成分有 γ -Fe、 α -Fe、 Cr_3C_2 , 对比 3 组样品的 X-ray 衍射峰无偏移, 相对强度随着 Cr_3C_2 相含量的增加而增加, 且碳化物颗粒未发生分解。涂

层中出现少量的 Fe_2O_3 相则是由 FeCrBSi 粉末中的 Fe 与 HVAF 技术中的助燃剂压缩空气发生了反应所生成的氧化产物^[9,20]。图 5b 为不同温度热处理后涂层的 XRD 图谱, 退火涂层的主要成分为 γ -Fe、 α -Fe 以及 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 。其中 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 相的存在说明涂层内部的合金相受热发生了反应^[21-22]。复合涂层中的 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 相的衍射峰强度随着退火温度的升高而上升, 当退火温度大于 700°C 时, 反应生成的二次碳化物含量明显增加。此外, 经过退火处理后, 复合涂层内部只存在极少量的 α -Fe 相, 这可能与 Fe 元素在高温下发生同素异构转变形成 γ -Fe 有关^[23]。

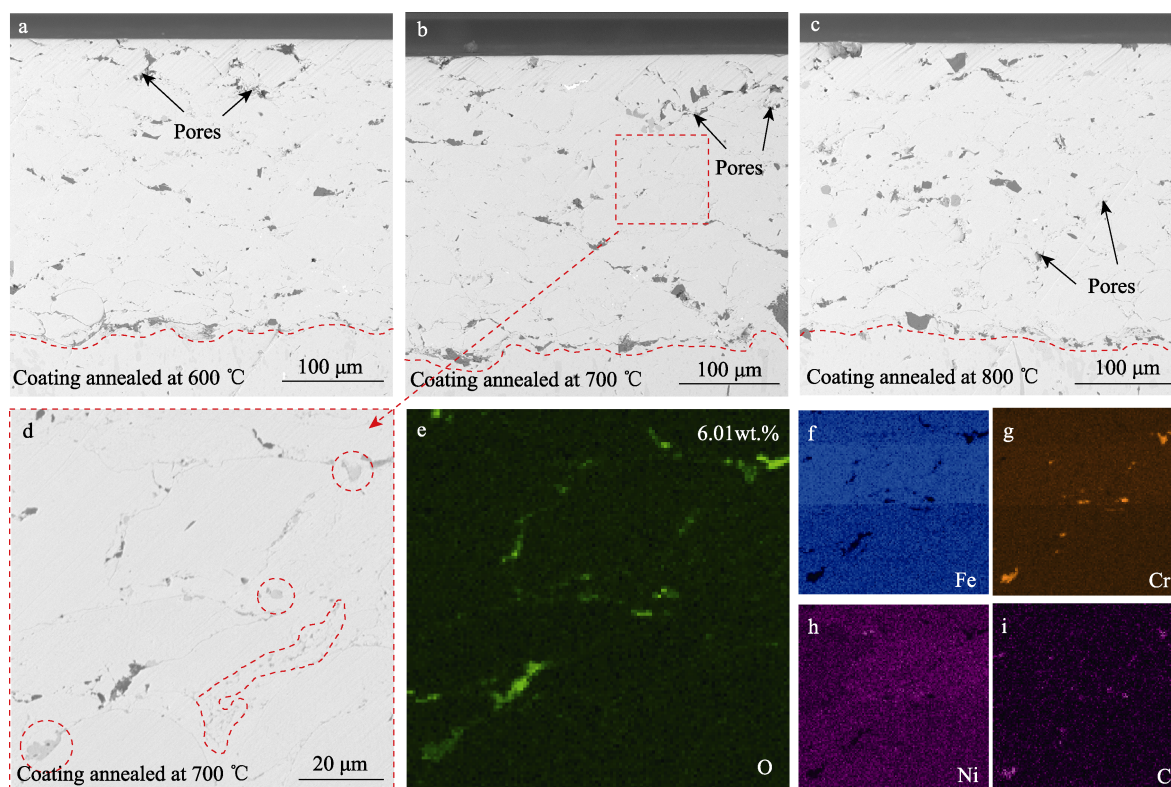


图 4 不同退火温度处理后 Cr_3C_2 -FeCrBSi 涂层的截面形貌和标记区域的局部放大图以及对应的元素分布

Fig.4 Cross-sectional morphology of Cr_3C_2 -FeCrBSi coatings annealed at different temperature and partially enlarged image of marked region and corresponding element distribution

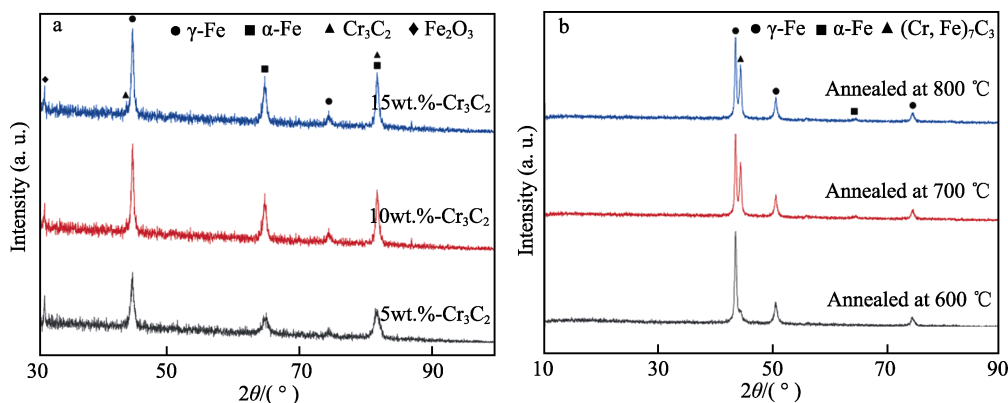


图 5 喷涂态 (a) 和退火态 (b) 涂层的 X 射线衍射图谱

Fig.5 XRD patterns of sprayed (a) and annealed (b) coatings

2.2 机械性能分析

图 6 为不同 Cr_3C_2 含量和不同退火温度下复合涂层的显微硬度、结合强度、断裂韧性。由图 6a 可知, 3 组复合涂层显微硬度普遍较高, 均高于 D2 钢基体硬度的 260HV0.3, 且当陶瓷粉末质量分数为 10% 时, 复合涂层的硬度达到最大值 459.6HV0.3。与硬度变化规律类似, 涂层/基体的结合强度也在 Cr_3C_2 质量分数为 10% 时最高, 为 42.8 MPa。复合涂层热处理后显微硬度和结合强度如图 6b 所示, 涂层的硬度随着退火温度的升高先上升后略有下降, 当退火温度为 700 °C 时, 涂层的显微硬度最高, 为 490.3HV0.3。此外, 退火态涂层的结合强度随着退火温度的上升而下降, 可能与涂层与基体界面的氧化程度有关。对比原始涂层的结果, 经过退火处理后涂层的断裂韧性均提升, 其中在 700、800 °C 的退火温度下, 涂层的断裂韧性分别为 3.15、3.17 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 较未退火涂层均提升了约 12%。

在喷涂过程中部分碳化物溶解, 与熔融合金颗粒快速凝固后会形成含有大量 Cr、C 元素的过饱和亚稳态的部分非晶相组织^[25-26], 导致涂层的整体力学性能下降。而退火过程中随着热量的输入, 在 FeCrBSi 相中形成大量细小的二次碳化物, 亚稳合金相发生再结晶和晶粒长大, 强化机制由未退火时的固溶强化转

变为退火后的析出强化, 因此退火后涂层的显微硬度和断裂韧性有所提高^[24,27]。但当退火温度达到 800 °C 时, 析出的碳化物颗粒可能会进一步长大, 强化效果降低, 导致涂层整体的力学性能有所下降。

2.3 摩擦磨损性能分析

图 7 为不同 Cr_3C_2 含量和不同退火温度下复合涂层在常温条件下的摩擦因数随时间的变化曲线。从图 7a 中可以看出, 试验初始阶段, 摩擦因数急剧上升, 最高达到 0.95, 随着摩擦试验的进行, 摩擦因数稳定在 0.9 附近。测试开始时, 对磨球与涂层的接触面积小, 磨损速率快, 摩擦因数高。当对磨球深入到涂层内部后, 对磨球与涂层内部各物相直接接触, 磨损速率变缓, 同时由于硬质陶瓷相和合金相硬度相异, 使得摩擦因数趋于平稳并保持有规律的振动。由图 7a 可知, 当 Cr_3C_2 的质量分数为 10% 时, 涂层的摩擦因数为 0.89, 波动最小。图 7b 为不同温度退火处理后复合涂层的摩擦因数随时间的变化规律。相比于未退火处理的复合涂层, 经过退火处理后的复合涂层的摩擦因数降低到 0.8 及以下, 曲线变化更加平稳。其中 700 °C 退火处理后样品的摩擦因数为 0.75。

图 8 为 6 组 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层磨痕的宏观及内部三维形貌。磨痕两侧清晰、规整, 磨痕内部结合二维磨痕(如图 9 所示)存在少量条状的连续犁沟。

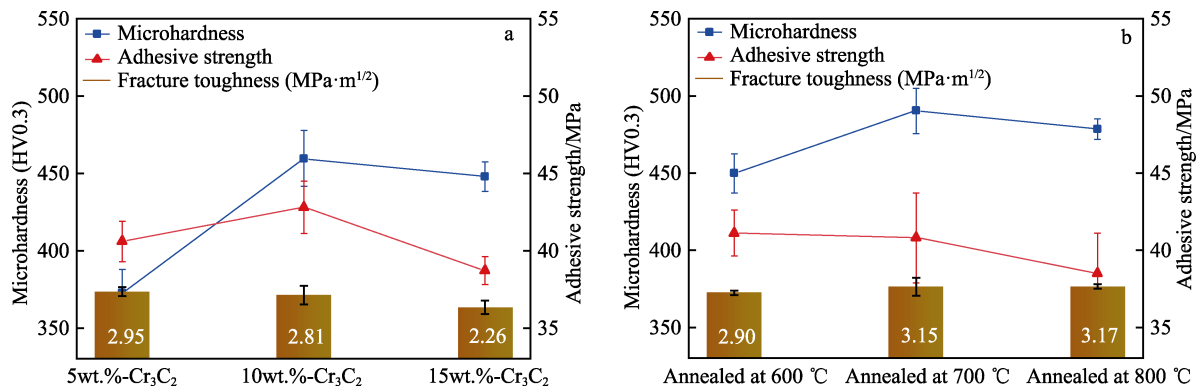


图 6 喷涂态 (a) 和退火态 (b) 涂层的显微硬度、结合强度、断裂韧性

Fig.6 Microhardness, bond strength and fracture toughness of sprayed (a) and annealed (b) coatings

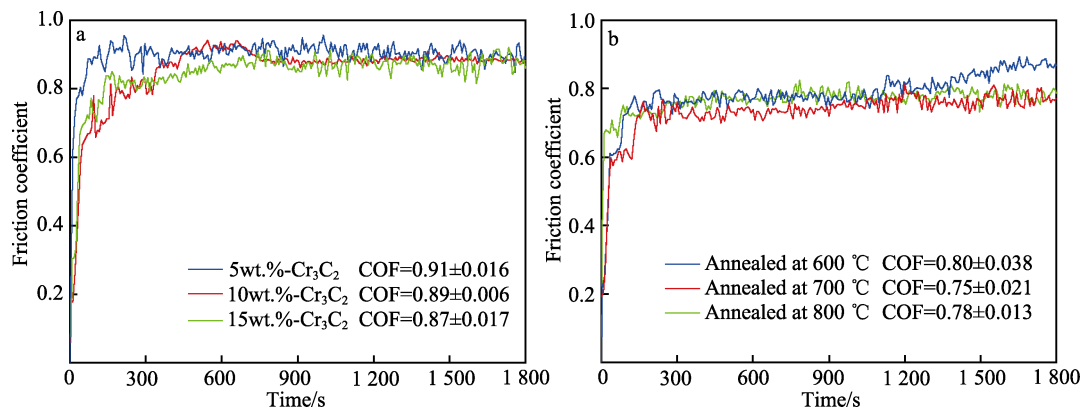


图 7 喷涂态 (a) 和退火态 (b) 涂层的摩擦因数曲线

Fig.7 Friction coefficient curve of sprayed (a) and annealed (b) coatings

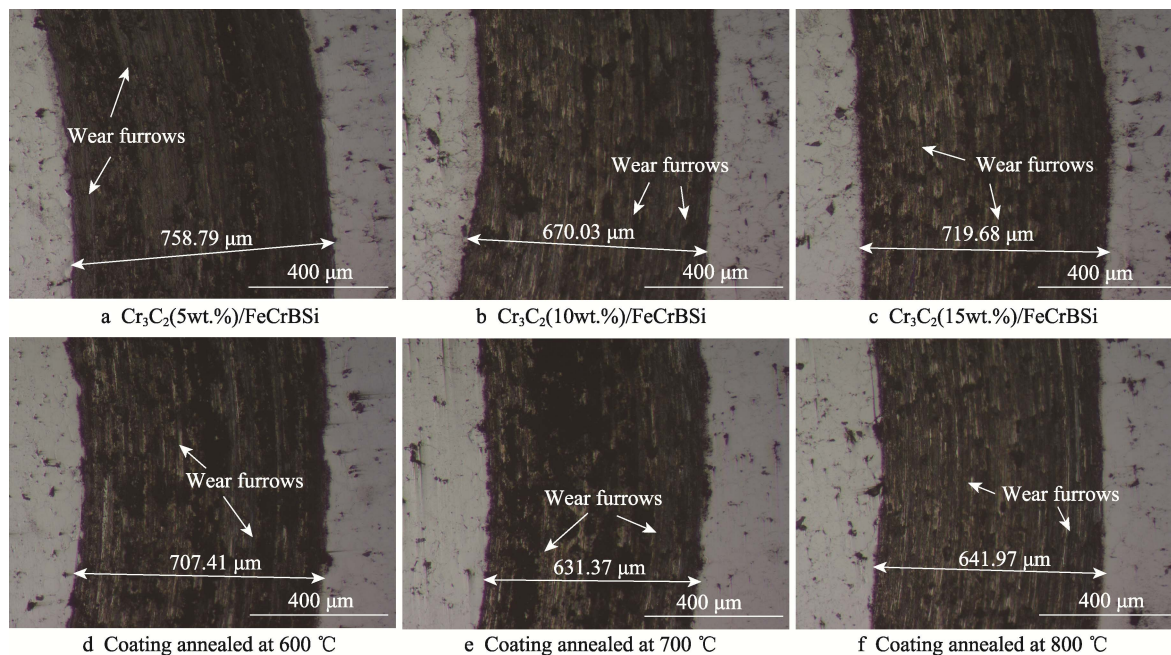


图 8 涂层磨痕的宏观形貌和三维形貌

Fig.8 Macro-morphology and 3D morphology of coating wear marks

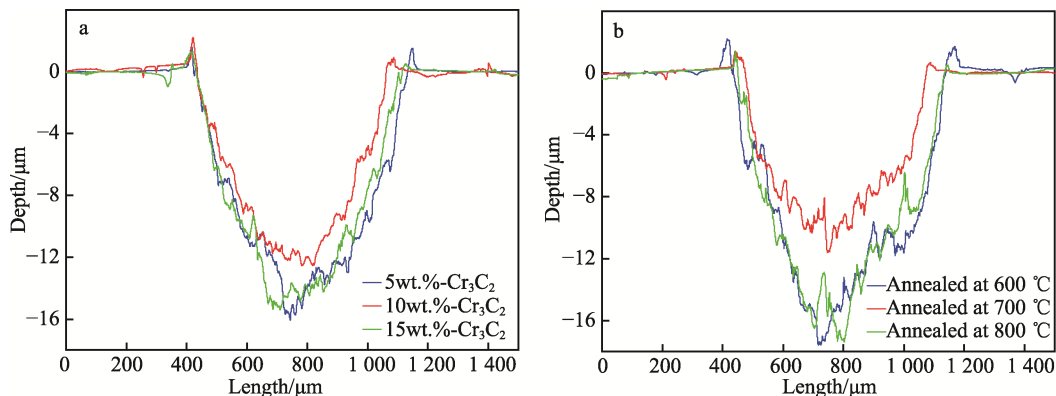


图 9 喷涂态 (a) 和退火态 (b) 涂层磨痕横截面的二维形貌

Fig.9 2D morphology of wear mark cross sections of sprayed (a) and annealed (b) coatings

其中 Cr_3C_2 质量分数为 10% 的复合涂层, 经过 700 °C 退火后, 样品的磨痕宽度最窄, 仅为 631.37 μm , 磨痕深度最浅 ($\leq 12 \mu\text{m}$)。表 3 给出了不同 Cr_3C_2 含量和不同退火温度共 6 组复合涂层的摩擦磨损体积

表 3 喷涂态和退火态涂层的磨损体积和磨损率
Tab.3 Wear volume and wear rate of sprayed and annealed coatings

Coating number	Wear volume/ (10^{-10} m^3)	Wear rate/ ($10^{-14} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$)
$\text{Cr}_3\text{C}_2(5\text{wt.}\%)/\text{FeCrBSi}$	1.51	10.48
$\text{Cr}_3\text{C}_2(10\text{wt.}\%)/\text{FeCrBSi}$	1.15	7.98
$\text{Cr}_3\text{C}_2(15\text{wt.}\%)/\text{FeCrBSi}$	1.46	10.13
Coating annealed at 600 °C	1.65	11.45
Coating annealed at 700 °C	0.98	6.80
Coating annealed at 800 °C	1.57	10.89

及磨损率。当 Cr_3C_2 质量分数为 10% 时, 喷涂态涂层的磨损率为 $7.98 \times 10^{-14} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。经过 700 °C 退火处理后, 涂层的磨损率仅为 $6.80 \times 10^{-14} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

为了进一步探究涂层的磨损机制, 图 10a 为 Cr_3C_2 质量分数为 10% 的原始复合涂层磨痕内部的 SEM 图。可以观察到合金相被切削, 部分位置出现分层、裂纹和破碎的 Cr_3C_2 陶瓷颗粒^[28]。图 10a 的虚线标记区域的高倍 SEM 图及对应的 EDS 元素分布如图 11 所示。磨痕内部主要存在三部分区域, 其中浅灰色 (标记 A) 区域为合金相, 深灰色 (标记 B) 区域为富 Cr 的氧化产物, 孔隙 (标记 C) 区域内部主要堆积了破碎后的氧化物颗粒。图 12 分别给出了磨痕沿着其切线方向的 SEM 截面图以及磨粒产生的示意图。分析可知, 磨痕内部的磨料主要来自: 1) FeCrBSi 合金相被切削产生的碎屑; 2) 微米级 Cr_3C_2 陶瓷在循环应力作用下发生脆性断裂而形成的细小颗粒;

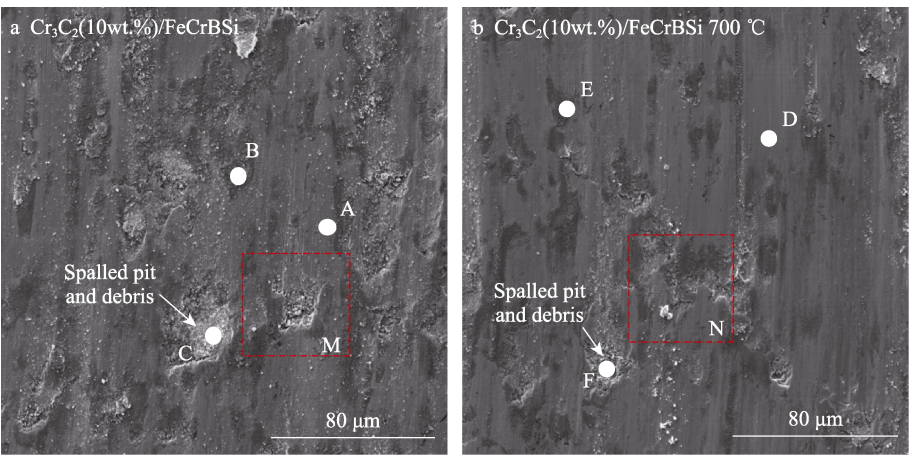


图 10 喷涂态 (a) 和退火态 (b) 涂层磨痕的显微形貌
Fig.10 Micro-morphology of wear marks of sprayed (a) and annealed (b) coatings

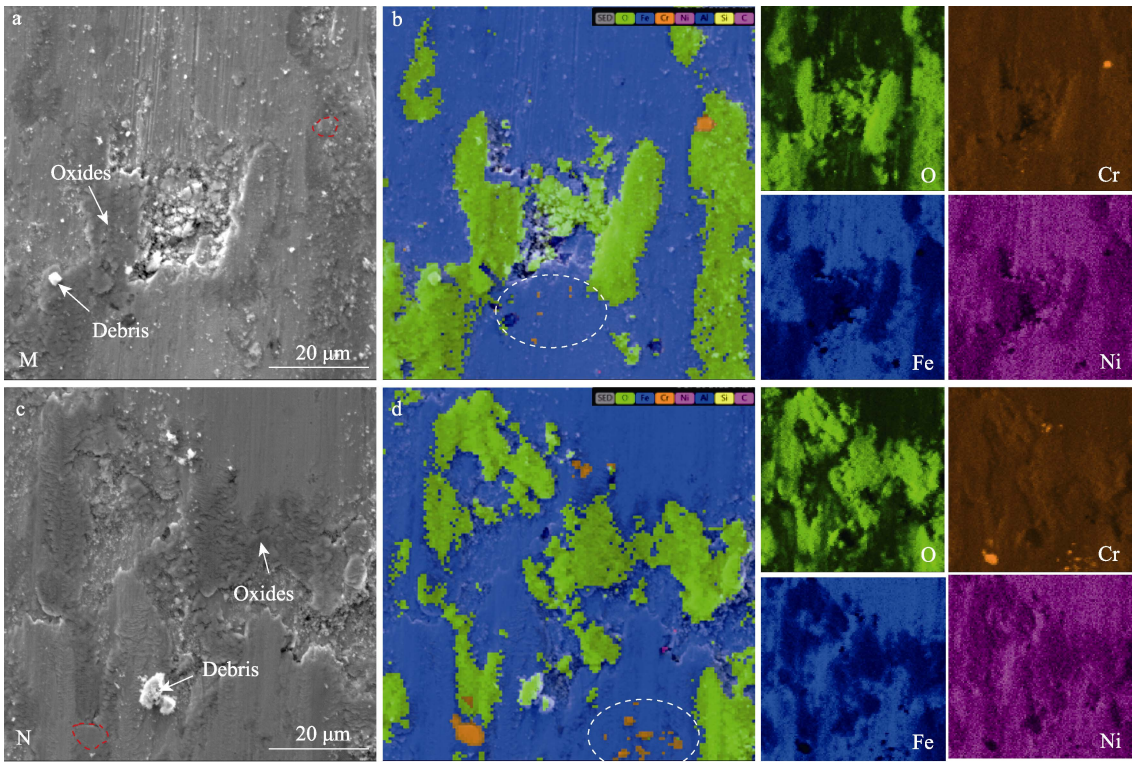


图 11 图 10 虚线标记区域的微观形貌以及对应的元素分布图
Fig.11 Micro-morphology and corresponding element distribution in the region marked by dotted lines in Fig.10

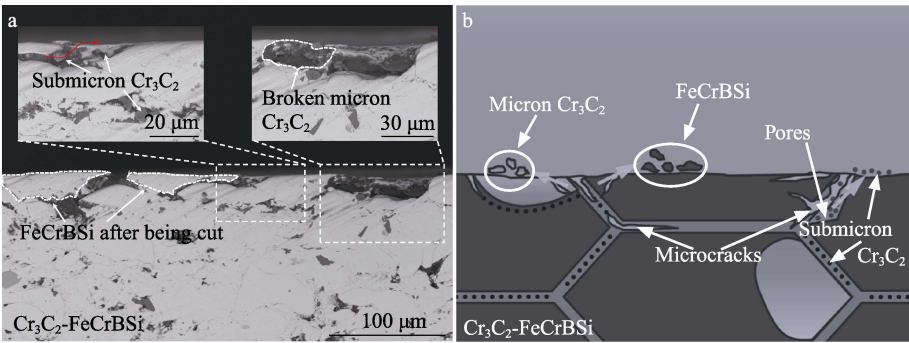


图 12 磨痕截面的显微形貌 (a) 和磨粒产生示意图 (b)
Fig.12 Micro-morphology of the cross section of the wear mark (a) and schematic diagram of abrasive generation (b)

3) 存在于涂层空隙中的未参与沉积的亚微米 Cr_3C_2 颗粒。当孔隙周围的合金相被碾压破碎后, 其直接暴露在磨损表面, 并随着对磨球运动被带到磨痕的其他区域而成为新的磨粒(如图 11a、b 所示)。因此, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层的磨损机制为典型的磨粒磨损。图 10b 为 700 °C 退火后 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层磨痕的内部形貌。相比于喷涂态涂层, 退火态涂层内部的划痕以及裂纹的数量明显减少。图 11c 为图 10b 虚线的标记区域, 经过退火处理后, 样品内部的磨痕形貌与喷涂态涂层基本保持一致, 磨损机制同样为磨粒磨损。

$\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层优秀的抗磨损性能一方面取决于耐磨陶瓷颗粒的加入, 另一方面也取决于 Fe 基合金相对陶瓷颗粒的固定和支撑作用。当硬质陶瓷的含量过少(质量分数为 5%) 时, 会导致复合涂层的显微硬度低, 同时对磨球接触到合金相的几率增加, 大量的合金相被切削导致磨痕内部出现凹坑; 摩擦因数出现明显的波动, 抗磨损性能差。随着陶瓷相含量的增加, 复合涂层的显微硬度、结合强度均有提高。对磨球率先和涂层表面的微米 Cr_3C_2 颗粒接触, 由于其具有极高的硬度和良好的耐磨性能, 可以有效地阻碍进一步的磨损过程。此外, 镶嵌在复合颗粒界面处的亚微米 Cr_3C_2 颗粒在循环应力作用下剥落后还具有润滑作用, 因此含有 10% (质量分数) 陶瓷相的复合涂层具有较低的摩擦因数和磨损率。当陶瓷质量分数达到 15% 时, 合金相对陶瓷颗粒的支撑作用变弱, 断裂韧性降低(如图 6a 所示), 涂层更倾向于脆性断裂, 此时磨损率明显高于 Cr_3C_2 (质量分数 10%) -FeCrBSi 复合涂层, 如表 4 所示。

退火热处理可以有效地改善涂层的摩擦磨损性能。首先, HVAF 喷涂会导致合金相内部的溶质元素(如 C、Cr) 大量析出, 使得合金本身处于过饱和的亚稳状态, 导致涂层易发生脆性断裂而产生裂纹和剥落。退火热处理可以促使合金相由非平衡与非晶结构向着平衡状态(过饱和 $\alpha\text{-Fe}$ 相 $\rightarrow \gamma\text{-Fe}$ 相) 的晶体结构转变^[25-26], 涂层的断裂韧性提高, 在对磨球的作用下趋向于塑性变形而不是脆性断裂。其次, 退火热处理会促使析出固溶元素生成细小的二次碳化物($\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ 弥散地分布于涂层内部起到沉淀强化的作用, 提高整体的显微硬度和耐磨性能。由图 5b 关于($\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ 衍射峰随退火温度变化的关系可知, 当退火温度为 600 °C 时仅有少量的二次碳化物析出, 且显微硬度和断裂韧性提升不明显; 当退火温度为 700、800 °C 时对于峰强基本一致, 结合显微硬度随着退火温度先增加后降低的结果可知, 800 °C 处理后析出的二次碳化物已经发生了聚合长大^[29], 导致显微硬度降低。而 700 °C 退火 3 h 的涂层内部的二次碳化物充分析出, 沉淀强化效果最好, 抗摩擦磨损性能提升明显。

2.4 接触疲劳性能分析

上文针对表面强化涂层的力学性能和摩擦磨损性能进行了详细分析, 得到陶瓷相质量分数为 10% 时, 在 700 °C 下退火 3 h 的退火态 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 涂层的综合性能最好。为了进一步探究复合涂层的接触疲劳失效形式, 避免试验过程的重复, 因此选取了上述最佳退火态涂层进行了 5 次接触疲劳测试的重复性试验, 结果如表 4 所示。其中 3 组样品发生了剥落, 最大接触疲劳寿命为 2.07×10^5 转, 另外 2 组样品发生了分层且最大接触疲劳寿命仅为 1.45×10^5 转。可见涂层的接触疲劳失效形式主要包括剥落和分层, 同时由剥落失效导致的循环寿命要普遍高于分层失效。

表 4 接触疲劳试验结果
Tab.4 Results of contact fatigue test

Number of samples	Contact stress/GPa	Number/(10^5 cycle)	Failure mode
1#	1.332	2.07	Spalling
2#	1.332	1.91	Spalling
3#	1.332	1.08	Delamination
4#	1.332	1.65	Spalling
5#	1.332	1.45	Delamination

图 13 为涂层接触疲劳失效后的表面微观形貌和对应位置的局部放大图。样品表面存在剥落后出现的凹坑和层状分布的涂层材料, 此外在滚动接触区还可以观察到不规则的微观裂纹、空隙, 以及空隙内部存在的 Cr_3C_2 陶瓷颗粒。 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层剥落失效主要发生在 Cr_3C_2 硬质陶瓷相附近, 如图 13a、c 所示。在接触疲劳过程中, 陶瓷颗粒周围的合金黏结相在循环应力作用下率先发生塑性变形而被压扁, 使得陶瓷相裸露并直接与滚动副接触, 由于粗滑动和微滑移导致凸点界面处产生较大的切应力, 使得陶瓷颗粒最终被拔出或者破碎^[30]。当硬质耐磨颗粒从滚动接触区剥离后, 对应位置出现的微观空隙和裂纹会加剧周围 FeCrBSi 相裂纹的扩展而呈现剥落的趋势, 并最终导致剥落^[31]。

分层同样是涂层材料滚动接触的常见失效形式, 主要包括涂层内部的分层和涂层与基体之间的分层^[32-33]。图 13b 所示的 $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层的分层失效主要发生在涂层内部 Fe 基黏结相富集的位置。由于 HVAF 喷涂涂层相邻 FeCrBSi 合金颗粒界面的结合强度和剪切强度相对降低, 在正交切应力和最大切应力处容易发生裂纹的萌生和扩展, 相同深度的微裂纹聚集, 当组合裂纹达到一定长度时, 裂纹就会到达涂层表面, 最终接触边缘在径向拉伸应力的作用下导致分层^[34]。由此可见, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-FeCrBSi}$ 复合涂层中, 由于存在硬度和弹性模量相异的 FeCrBSi 和 Cr_3C_2 双相, 使其兼有剥落和分层 2 种失效形式。

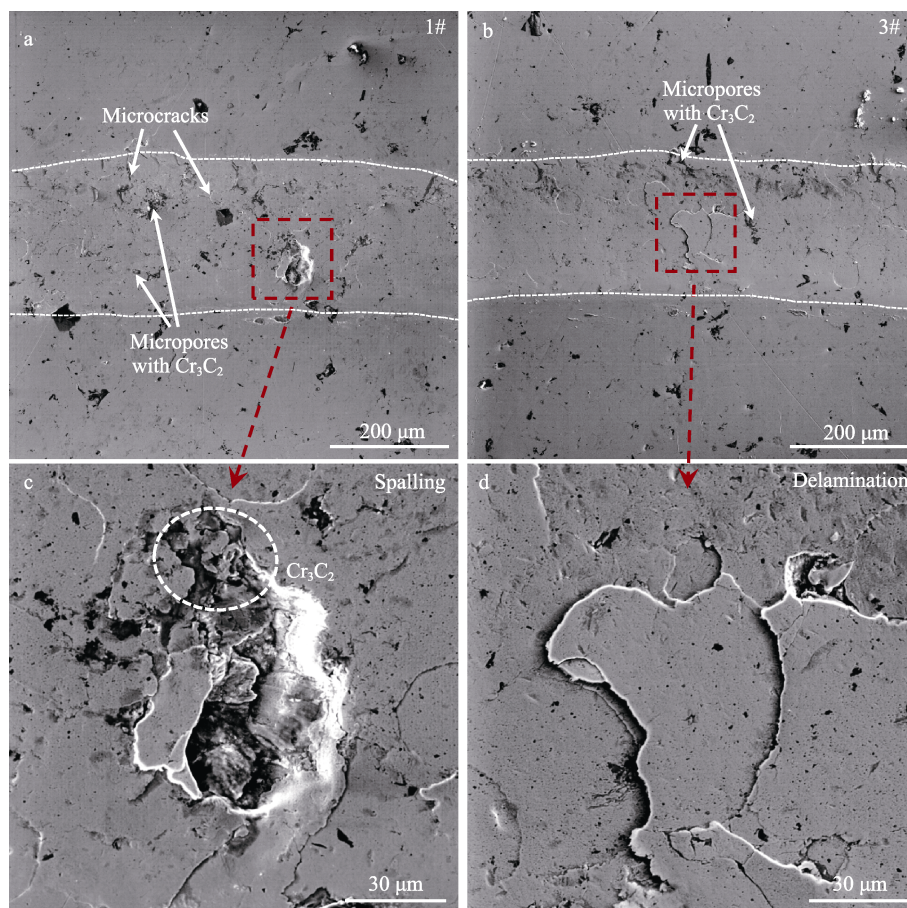


图 13 涂层接触疲劳的失效形貌及局部放大图

Fig.13 Failure morphology and partially enlarged image of coating contact fatigue

3 结论

1) 利用 HVOF 技术制备出的微米/亚微米级的 Cr_3C_2 -FeCrBSi 复合涂层主要由 γ -Fe、 α -Fe、 Cr_3C_2 相以及受高温焰流影响生成的 Fe_2O_3 相组成。经过退火处理后, 涂层内部的 α -Fe 相转变为 γ -Fe 相, 同时合金相中的 Cr、Fe 元素与 C 元素发生反应会生成 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 相。 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 相的含量随着退火温度的升高而增加, 且在 700 °C 及以下的温度下保持稳定。

2) 复合涂层的综合性能随着陶瓷相含量的增加先上升后下降, 其中 Cr_3C_2 (质量分数 10%) -FeCrBSi 复合涂层的断裂韧性、显微硬度分别为 $2.81 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 和 $459.6\text{HV}0.3$ 。而在 700 °C 下保温 3 h 后, 涂层的断裂韧性、显微硬度分别提升至 $3.15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 和 $490.3\text{HV}0.3$, 退火过程中稳态转变和二次碳化物析出是提升涂层综合性能的主要原因。

3) Cr_3C_2 -FeCrBSi 复合涂层的磨损机制为磨粒磨损, 磨粒主要包括: 被切削下来的铁基合金相、受交变应力作用而破碎剥落的 Cr_3C_2 陶瓷相、存在于孔隙中未参与沉积的亚微米级 Cr_3C_2 陶瓷颗粒。此外 700 °C 下退火处理可以提高涂层的抗磨损性能, 但不改变磨损机制。

4) Cr_3C_2 -FeCrBSi 复合涂层的接触疲劳失效形式为剥落和分层。其中 Cr_3C_2 陶瓷相位置以剥落失效为主, 涂层的 FeCrBSi 合金相位置以分层失效为主。此外发生剥落失效的疲劳寿命要优于发生分层失效的疲劳寿命, 且最大疲劳寿命出现在剥落失效时的 2.07×10^5 转。

参考文献:

- [1] 韩晨阳, 孙耀宁, 王国建, 等. 不锈钢冷轧辊激光表面修复工艺研究[J]. 应用激光, 2020, 40(4): 598-604.
HAN C Y, SUN Y N, WANG G J, et al. Study on Laser Surface Repair Technology of Stainless Steel Cold Roll[J]. Applied Laser, 2020, 40(4): 598-604.
- [2] 王丽君. 热喷涂 WC-17Co 和 WC-10Co-4Cr 涂层的耐盐雾及 Na_2SO_4 腐蚀性能研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2013.
WANG L J. Research on Corrosion Behavior of the Thermal Sprayed WC-17Co and WC-10Co-4Cr Coatings [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2013.
- [3] GUO H J, LI B, YAN P X, et al. Microstructures, Mechanical Properties and Tribological Behaviors of HVOF-Sprayed CoMoCrSi Alloy Coatings before and

- after 800 °C-Annealed Treatment[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 909: 164662.
- [4] JOSHI, NYLEN. Advanced Coatings by Thermal Spray Processes[J]. *Technologies*, 2019, 7(4): 79.
- [5] 陶翀, 王志勤, 李云刚. 冷轧辊超音速喷涂 WC-¹²Co 涂层的组织与性能研究[J]. *热加工工艺*, 2010, 39(16): 117-119, 122.
- TAO C, WANG Z Q, LI Y G. Study on Microstructure and Properties of WC-¹²Co Coating on Cold Roller Surface Prepared by High Velocity Oxygen Fuel[J]. *Hot Working Technology*, 2010, 39(16): 117-119, 122.
- [6] 王晖, 张广伟, 孟晓霞. 张力辊表面 HVOF 喷涂 WC-10Co-4Cr 涂层耐磨性研究[C]// 2012 中国(唐山)绿色钢铁高峰论坛暨冶金设备、节能减排技术推广会. 唐山: [出版者不详], 2012: 290-292.
- WANG H, ZHANG G W, MENG X X. Wear Resistance of WC-10Co-4Cr Coating Sprayed by HVOF on Tension Roller[C]// China (Tangshan) Green Steel Summit Forum and Metallurgical Equipment, Energy-saving and Emission Reduction Technology Promotion. Tangshan: [s. n.], 2012: 290-295.
- [7] 赵子鹏, 司洪利, 李忠盛, 等. 等离子喷涂与超音速火焰喷涂 NiCr-Cr₃C₂ 涂层组织与摩擦磨损性能研究[J]. *表面技术*, 2019, 48(8): 225-230.
- ZHAO Z P, SI H L, LI Z S, et al. Microstructure and Friction and Wear Properties of NiCr-Cr₃C₂ Coating by APS and HVOF[J]. *Surface Technology*, 2019, 48(8): 225-230.
- [8] 刘晓明, 董俊慧, 韩吉伟. 纳米 Fe-Al/Cr₃C₂ 复合涂层的制备及性能研究[J]. *表面技术*, 2018, 47(1): 224-229.
- LIU X M, DONG J H, HAN J W. Fabrication and Properties of Nano Fe-Al/Cr₃C₂ Composite Coatings[J]. *Surface Technology*, 2018, 47(1): 224-229.
- [9] 杨康, 易新林, 斯松华, 等. 铁基 Cr₃C₂ 复合涂层的组织及性能研究[J]. *热喷涂技术*, 2021, 13(1): 65-72.
- YANG K, YI X L, SI S H, et al. Study on Microstructure and Properties of Fe-Based Cr₃C₂ Composite Coatings[J]. *Thermal Spray Technology*, 2021, 13(1): 65-72.
- [10] GUO H J, LI B, YAN P X, et al. A Novel Oxide Layer Formed on the 800 °C-Annealed CoMoCrSi Coating Significantly Reduced Friction and Wear at Room Temperature[J]. *Coatings*, 2021, 11(3): 290.
- [11] ZHAO L P, ZHANG F Y, WANG L Q, et al. Effects of Post-Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of Plasma Sprayed Ti-Si-C Composite Coatings with Al Addition[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 416: 127164.
- [12] YANG X R, JIA J H, CHEN W, et al. Corrosive Wear Behavior of HVOF-Sprayed Micro-Nano-Structured Cr₃C₂-NiCr Cermet Coatings under Aqueous Media[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(11): 15144-15151.
- [13] 王天翔, 胡尚举, 武显斌. 轧制速度对铜/铝复合板结合强度的影响[J]. *热加工工艺*, 2019, 48(3): 179-182, 186.
- WANG T X, HU S J, WU X B. Effect of Rolling Speed on Bonding Strength of Cu/Al Composite Plate[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(3): 179-182, 186.
- [14] 李晓青, 魏立群, 付斌, 等. 冷轧铜-铝复合带翘曲变形研究[J]. *上海金属*, 2021, 43(5): 85-90, 101.
- LI X Q, WEI L Q, FU B, et al. Research on Warping of Cold-Rolled Copper-Aluminum Composite Strip[J]. *Shanghai Metals*, 2021, 43(5): 85-90, 101.
- [15] CARABILLÒ A, SORDETTI F, QUERINI M, et al. Tribological Optimization of Titanium-Based PVD Multilayer Hard Coatings Deposited on Steels Used for Cold Rolling Applications[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 34: 105043.
- [16] 刘汀. 激光熔覆修复 GCr15 轧辊的铁基合金复合涂层研究[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2019.
- LIU T. Study on Fe-Based Alloy Composite Coating for Repairing GCr15 Roll by Laser Cladding[D]. Ma'anshan: Anhui University of Technology, 2019.
- [17] 李楠楠, 康嘉杰, 王海斗, 等. 喷涂功率对 NiCr-Cr₃C₂ 涂层表面自由能及其摩擦性能的影响[J]. *机械工程学报*, 2015, 51(23): 96-102.
- LI N N, KANG J J, WANG H D, et al. Influence of Spraying Powers on Surface Free Energy and Tribological Properties of NiCr-Cr₃C₂ Coating[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2015, 51(23): 96-102.
- [18] 张学东. 超音速火焰喷涂 Ni₆₀(WC)/Ni₆₀(Cr₃C₂) 涂层组织与性能研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2017.
- ZHANG X D. Study on Microstructure and Property of Ni₆₀(WC)/Ni₆₀(Cr₃C₂) Coating with High Velocity Oxygen-Fuel Spraying[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2017.
- [19] LIU X Z, ZHAO X F, YANG F. Room-Temperature and High-Temperature Wear Behaviors of As-Sprayed and Annealed Cr₃C₂-25NiCr Coatings Prepared by High Velocity Air-Fuel Spraying[J]. *Coatings*, 2020, 10(11): 1090.
- [20] YAO H L, YANG C, YI D L, et al. Microstructure and Mechanical Property of High Velocity Oxy-Fuel Sprayed WC-Cr₃C₂-Ni Coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 397: 126010.
- [21] MISHRA T K, KUMAR A, SINHA S K. Experimental Investigation and Study of HVOF Sprayed WC-¹²Co, WC-10Co-4Cr and Cr₃C₂-25NiCr Coating on Its Sliding Wear Behaviour[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, 94: 105404.
- [22] LIN L, LI G L, WANG H D, et al. Structure and Wear Behavior of NiCr-Cr₃C₂ Coatings Sprayed by Supersonic Plasma Spraying and High Velocity Oxy-Fuel Technologies[J]. *Applied Surface Science*, 2015, 356: 383-390.
- [23] 陆斌锋, 唐普洪, 芦凤桂, 等. 激光与电子束熔覆(Cr, Fe)₇C₃ 复合层组织及耐磨性对比[J]. *中国表面工程*, 2014, 27(4): 76-81.
- LU B F, TANG P H, LU F G, et al. Comparison of Microstructure and Wear Resistance of (Cr, Fe)₇C₃

- Composite Layers Synthesized by Laser Scanning and Electron Beam Scanning[J]. *China Surface Engineering*, 2014, 27(4): 76-81.
- [24] MAZOUZI A, DJERDJARE B, TRIAA S, et al. Effect of Annealing Temperature on the Microstructure Evolution, Mechanical and Wear Behavior of NiCr-WC-Co HVOF-Sprayed Coatings[J]. *Journal of Materials Research*, 2020, 35(20): 2798-2807.
- [25] MATTHEWS S. Development of High Carbide Dissolution/Low Carbon Loss $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ Coatings by Shrouded Plasma Spraying[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 258: 886-900.
- [26] GUILLEMANY J M, NUTTING J, LLORCALSERN N. Microstructural Examination of HVOF Chromium Carbide Coatings for High-Temperature Applications[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1996, 5(4): 483-489.
- [27] ZAMANI P, GHASEMI R, TORABI S, et al. Characterization and High-Temperature Fretting Wear Resistance of HVOF-Sprayed $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, CoCrWC and CoCrW₂C Hardfacing Coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, 31(7): 2157-2171.
- [28] LIU Q, HE T, GUO W Y, et al. Tribological Behavior of SAPS Sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ and NiCr- Cr_3C_2 Coatings under Severe Load Conditions[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 370: 362-373.
- [29] GRUM J, SLABE J M. Effect of Laser-Remelting of Surface Cracks on Microstructure and Residual Stresses in 12Ni Maraging Steel[J]. *Applied Surface Science*, 2006, 252(13): 4486-4492.
- [30] AHMED R, HADFIELD M. Failure Modes of Plasma Sprayed WC-15%Co Coated Rolling Elements[J]. *Wear*, 1999, 230(1): 39-55.
- [31] LI G L, ZHANG Z Q, WANG H D, et al. Acoustic Emission Monitoring and Failure Mechanism Analysis of Rolling Contact Fatigue for Fe-Based Alloy Coating[J]. *Tribology International*, 2013, 61: 129-137.
- [32] AHMED R. Contact Fatigue Failure Modes of HVOF Coatings[J]. *Wear*, 2002, 253(3/4): 473-487.
- [33] 朴钟宇, 徐滨士, 王海斗, 等. 等离子喷涂铁基涂层的接触疲劳失效机理研究[J]. *材料工程*, 2009, 37(11): 69-73.
- PIAO Z Y, XU B S, WANG H D, et al. Investigation of Contact Fatigue Mechanism of Plasma Spraying Fe-Based Coating[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2009, 37(11): 69-73.
- [34] ZHANG X C, XU B S, XUAN F Z, et al. Rolling Contact Fatigue Behavior of Plasma-Sprayed CrC-NiCr Cermet Coatings[J]. *Wear*, 2008, 265(11/12): 1875-1883.

(上接第 47 页)

- [93] REN Z C, SUN H, ZHOU X Y, et al. Insights from Molecular Dynamics Simulations for Interfacial Effects between Polylactic Acid and Wood Cell Wall Constituents[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2023, 164: 107310.
- [94] MORSCH S, WAND C R, GIBBON S, et al. The Effect of Cross-Linker Structure on Interfacial Interactions, Polymer Dynamics and Network Composition in an Epoxy-Amine Resin[J]. *Applied Surface Science*, 2023, 609: 155380.
- [95] GAO L, JI X, TAN Y W, et al. Molecular Dynamics Simulation of Interfacial Adhesion Behavior between Waterborne Epoxy Resin Emulsified Asphalt and Aggregate[J]. *Composite Interfaces*, 2023, 30(7): 749-770.
- [96] MAHMUD H, PATIL S U, RADUE M S, et al. Probing the Influence of Surface Chemical Functionalization on Graphene Nanoplatelets-Epoxy Interfacial Shear Strength Using Molecular Dynamics[J]. *Nanomaterials*, 2023, 13(2): 287.
- [97] WU J, RUI Z Y, WANG Z Y, et al. Temperature Dependence of Adhesion Properties at Liquid-Aluminum/Solid Interfaces[J]. *Journal of Physics Condensed Matter: an Institute of Physics Journal*, 2023, 35(16): 165101.
- [98] ZHANG H B, ETSION I. An Advanced Efficient Model for Adhesive Wear in Elastic—Plastic Spherical Contact[J]. *Friction*, 2022, 10(8): 1276-1284.
- [99] ATTARIAN S, XIAO S P. Investigating the Strength of Ti/TiB Interfaces at Multiple Scales Using Density Functional Theory, Molecular Dynamics, and Cohesive Zone Modeling[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(22): 33185-33199.
- [100] JIANG Y P. Using Nano-Powders to Improve the Interfacial Bonding Strength of Carbon Fiber/Epoxy Composites[J]. *Fibers and Polymers*, 2022, 23(5): 1431-1439.
- [101] NAGOSHI T, HARADA Y, NAKASUMI S, et al. Inherent Cohesive Failure of Epoxy Adhesive in Carbon-Fiber-Reinforced Plastic Composites Revealed by Micro-Tensile Testing and Finite Element Analysis[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2022, 242: 110059.
- [102] JUNGSTEDT E, OLIAEI E, LI L W, et al. Mechanical Behavior of All-Lignocellulose Composites—Comparing Micro- and Nanoscale Fibers Using Strain Field Data and FEM Updating[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2022, 161: 107095.