

无压熔渗制备 $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合材料高速载流摩擦磨损性能

肖琪聃*, 周峰, 吴珊

(信阳师范学院 建筑与土木工程学院, 信阳 464000)

摘要: 采用无压熔渗反应烧结技术制备了 $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合材料, 通过 HST-100 型载流摩擦磨损试验机, 在 60~90 m/s 滑动速度范围内, 对 $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合材料的高速载流摩擦磨损性能进行了研究。结果表明: 当与 HSLA80 配副时, $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 的摩擦磨损性能与摩擦速度和 TiC 含量呈现出一定的相关性。当摩擦速度小于 80 m/s 时, 摩擦表面出现具有减磨作用的熔融状态的均匀分布氧化膜 (FeTiO_3 和 $\text{Fe}_{2.35}\text{Ti}_{0.65}\text{O}_4$), 呈现山脊及犁沟状形貌, 磨损机制以磨粒切削磨损、氧化磨损及粘着磨损为主; 当摩擦速度超过 80 m/s 时, 摩擦表面出现不均匀分布的氧化膜, 呈现孤峰状形貌, 磨损机制以氧化磨损及电弧烧蚀磨损为主。相同实验条件下, 摩擦系数随着 TiC 含量的增加而增大, 磨损率随之降低。

关键词: $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$; 滑动速度; 摩擦系数; 磨损率; 磨损机制

中图分类号: TB331 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2018)10-2832-09

Current-carrying friction and wear characteristics of $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ composites under high speed by infiltration sintering

XIAO Qidan*, ZHOU Feng, WU Shan

(School of Architecture and Civil Engineering, Xinyang Normal University, Xinyang 464000, China)

Abstract: $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ composite material was prepared by infiltration sintering technology, the investigation was conducted on a HST-100 pin-on-disc friction and wear testing machine in the speed range of 60–90 m/s. The results show that the friction and wear behavior of $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ is closely related with the sliding speed and TiC content against HSLA80 pairs. When the sliding speed is slower than 80 m/s, the worn surface characterized by groove-ridge, Pan furrows and their combined to pography, uniform oxidation film (FeTiO_3 and $\text{Fe}_{2.35}\text{Ti}_{0.65}\text{O}_4$) will be formed on the surface, and the main wear mechanisms are abrasive wear, oxidation wear and adhesive wear. However, When the sliding speed is faster than 80 m/s, the worn surface characterized by isolated peak pattern, discontinuous and non-uniform oxidation film is formed. Wear mechanism is mainly arc oxidation. Under the same experiment conditions, the coefficient of friction increases and the wear rate decreases with the content increase of TiC content.

Keywords: $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$; sliding speed; coefficient of friction; wear rate; wear mechanism

随着我国电力机车的提速, 加快了各地区间的交流与互通^[1]。同时, 对高速状态下电力机车导电摩擦材料的性能要求将更为苛刻^[2-5]。测试分析高速电力机车用导电摩擦材料的摩擦磨损性能, 探讨

高速载流摩擦磨损机制, 具有重要研究价值^[6-10]。

$\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合材料具有适当的机械强度、对摩擦副的磨耗小、良好的耐热、导电性能、较好的摩擦磨损性能和便于成型等优点, 适用于制备高

收稿日期: 2017-11-02; 录用日期: 2018-01-09; 网络出版时间: 2018-02-10 17:08

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180208.001>

基金项目: 国家自然科学基金(U1504505); 信阳师范学院“南湖学者奖励计划”青年项目(Nanhu Scholars Program for Young Scholars of XYNUN)

通讯作者: 肖琪聃, 博士, 副教授, 硕士生导师, 研究方向为金属、陶瓷基复合材料 E-mail: xiaoqidan253@163.com

引用格式: 肖琪聃, 周峰, 吴珊. 无压熔渗制备 $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 复合材料高速载流摩擦磨损性能[J]. 复合材料学报, 2018, 35(10): 2832-2840. XIAO Q D, ZHOU F, WU S. Current-carrying friction and wear characteristics of $\text{TiC}/\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ composites under high speed by infiltration sintering[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(10): 2832-2840 (in Chinese).

速导电部件。近些年来,对 TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料的研究引起了国内外学者的广泛关注。蒂安特以 TiC 粉、Ti 粉和 Si 粉为原料,采用脉冲放电烧结(PDS)技术在 1 300℃下制备出 TiC/Ti₃SiC₂^[11],当试样中 Ti₃SiC₂ 含量增加时,其维氏硬度将减小;Jia 等^[12]采用真空热压烧结(HPS)技术制备出 TiC/Ti₃SiC₂;赫小东等^[13]采用自蔓延(SHS)技术和准热等压(PHIP)技术制备了 TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料。然而,目前对 TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料的高速载流摩擦磨损性能还未展开研究,该方面的研究工作将有助于 TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料在高速导电领域的工程应用。

鉴于此,针对 TiC/Ti₃SiC₂ 作为受电弓滑板材料的摩擦磨损性能进行测试分析,通过高速载流摩擦磨损实验及其磨损表面形貌和化学组成的观察与分析,研究高速条件下的载流摩擦磨损性能,揭示高速、导电条件下 TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料的摩擦磨损机制,旨在为其在“高速、导电”方面的推广应用提供实验数据和理论参考。

1 实验材料及方法

1.1 原材料

Ti 粉(99.9wt%, 粒径为 60 μm, 宝鸡市嘉城稀有金属材料有限公司);Si 粉(99.9wt%, 粒径为 80 μm, 宝鸡市嘉城稀有金属材料有限公司);C 粉(99.9wt%, 粒径为 60 μm, 宝鸡市泉兴钛业)。

1.2 TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料的制备

按 3Ti : 2C : 0.3Si 的摩尔比混料,以 200 r/min 的速度机混 8 h,将 5wt% 的酚醛树脂均匀喷洒在混料中,在 150 MPa 轴向压力下压制成尺寸为 Φ40 mm×15 mm 熔渗坯体,将熔渗坯体置于 HH-138 型电阻干燥箱中干燥。干燥熔渗坯体表面覆盖 Si 粉放入 SLX-QF 型气氛炉中(长沙科鑫炉业有限公司),1 550℃下 Ar 气氛环境中(熔渗时间 10~80 min)进行无压熔渗反应烧结,随炉冷却至室温。

1.3 TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料性能测试

制备试样相组成与组织结构:采用 K-Alpha 型衍射仪(赛默飞世尔)测试试样物相,由下式计算制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样中 TiC 质量分数:

$$W_{TiC} = \frac{\frac{I_{TiC}}{K_{TiC}}}{\frac{I_{TiC}}{K_{TiC}} + \frac{I_{Ti_3SiC_2}}{K_{Ti_3SiC_2}} + \frac{I_{Ti_5Si_3}}{K_{Ti_5Si_3}}} \times 100\%$$

(1)

式中:W_{TiC}—TiC 质量分数;I_{TiC/Ti₃Si₃}—TiC/Ti₃Si₃ 衍射强度;K_{TiC/Ti₃Si₃}—TiC/Ti₃Si₃ 参比强度;I_{Ti₃SiC₂}—Ti₃SiC₂ 衍射强度;K_{Ti₃SiC₂}—Ti₃SiC₂ 参比强度。

基本物理性能:采用 INSTRON-6025 型电子万能试验机(上海筑邦测控科技有限公司)测试制备试样的三点抗弯强度(试样尺寸为 4 mm×6 mm×20 mm,跨距为 18 mm,加载速度为 0.5 mm/min);利用阿基米德排水法测试试样的孔隙率;硬度由 HV-1000 型维氏硬度计进行测试。

微观形貌:利用 JSM-6700F 型扫描电镜仪(日本电子公司)对制备试样的断口及磨损表面形貌进行观察分析。高速载流摩擦磨损性能:采用 HST-100 型销-盘式高速载流摩擦磨损试验机(河南科技大学)进行摩擦磨损实验。试验机结构简图如图 1 所示,实验材料和条件如表 1 所示。

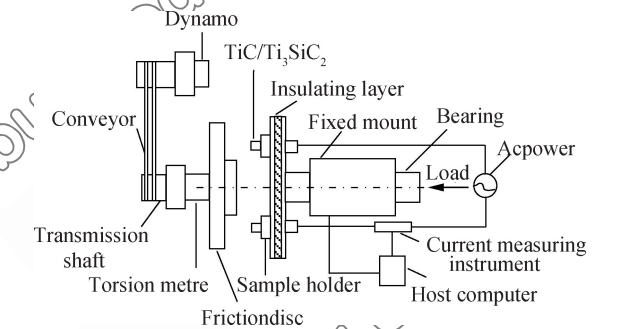


图 1 HST-100 型摩擦磨损试验机结构简图
Fig. 1 Structure diagram of HST-100 friction and wear tester

表 1 高速载流实验条件和实验材料
Table 1 Test conditions and materials of high speed and current-carrying friction and wear test

Experimental materials and conditions	Experiment parameter
TiC/Ti ₃ SiC ₂ samples size	9 mm×12 mm×22 mm
Friction disc: HSLA80	Φ160 mm×10 mm, hardness: HRC80
Sliding speed/(10 ² m·s ⁻¹)	0.6—0.9
Current intensity/A	Refer to the relevant literature ^[14] , experiment current intensity: 60 A, current density: 55 A/cm ²
Normal load/MPa	0.2—0.6
Sliding time/s	300
Experimental humidity/%	20—25
Experimental temperature/℃	20—26

在每组法向载荷与滑动速度组合下重复进行三次实验,实验结果取其平均值。摩擦系数由摩擦力偶矩换算得到;采用 AUW220D 型电子天平(精度

0.1 mg)测量摩擦试样磨损前后的质量差, 计算得到摩擦系数与体积磨损率^[15-19]:

$$\mu = \frac{F}{N} = \frac{M}{d \cdot N}$$
 (2)

$$V_m = \frac{\Delta m}{N \cdot S \cdot \rho_v}$$
 (3)

式中: μ —摩擦系数; F —摩擦力(N); N —法向压力(N); M —力矩(N·m); d —摩擦半径(m); Δm —质量差(g); V_m —体积磨损率(mm³·N⁻¹·m⁻¹); N —法向载荷(N); S —摩擦距离(m); ρ_v —体积密度(g·cm⁻³)。

摩擦磨损表面形貌分析: 采用 Nanofocus— μ scan custom 三维表面轮廓测定仪(上海巨纳科技有限公司)对 TiC/Ti₃SiC₂ 摩擦磨损表面形貌进行检测分析, 并对磨损表面的化学组成进行测试分析。峰顶与沟底的高差 S_a 和摩擦峰的倾斜程度 S_{ku} 可分别由下式计算得到^[20]

$$S_a = \frac{1}{MN} \sum_{K=0}^{M-1} \sum_{l=0}^{N-1} [z(x_k, y_l) - u]$$
 (4)

$$S_{ku} = \frac{1}{MNS^4} \sum_{K=0}^{M-1} \sum_{l=0}^{N-1} [z(x_k, y_l - u)]^4$$
 (5)

式中: $u = \frac{1}{MN} \sum_{K=0}^{M-1} \sum_{l=0}^{N-1} z(x_k, y_l)$, $z(x_k, y_l)$ 为坐标 (x_k, y_l) 的 z 轴表面高度; N 和 M 分别为 z 轴的宽度与长度。

2 结果与讨论

2.1 TiC/Ti₃SiC₂ 试样相组成与断口形貌

图 2 为无压熔渗法制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样的 XRD 图谱。可以看出, 制备试样中含有 Ti₃SiC₂ 与 TiC 相衍射峰, Ti₃SiC₂ 相为主衍射峰, 当熔渗时间逐渐延长时, TiC 相衍射峰强度相对于 Ti₃SiC₂ 的衍射峰强度出现减弱趋势(同一条 XRD 曲线比较)。根据 Si-C、Ti-C 和 Ti-Si 二元系相图可知, Ti₃SiC₂ 的生成过程中, 可能存在的反应式有: Si+C→SiC; Ti+C→TiC; Ti+Si→TiSi; 3Ti+Si→Ti₃Si; Ti+2Si→TiSi₂; 5Ti+3Si→Ti₅Si₃; 5Ti+4Si→Ti₅Si₄。结合 XRD 图谱可知, 试样中含有 TiC、Ti₃SiC₂ 和少量的 Ti₅Si₃ 和 Si。熔渗实验结束后, 试样表面覆盖有少量 Si, 性能测试前对试样进行打磨, 检测到的少量 Si 主要是试样的表面残留, 少量的 Ti₅Si₃ 主要为残留在试样中的中间反应产物。制备试样中 TiC 质量分数可由式(1)并结合图 2 计算得到, 制备试样的物理性能如表 2 所示。

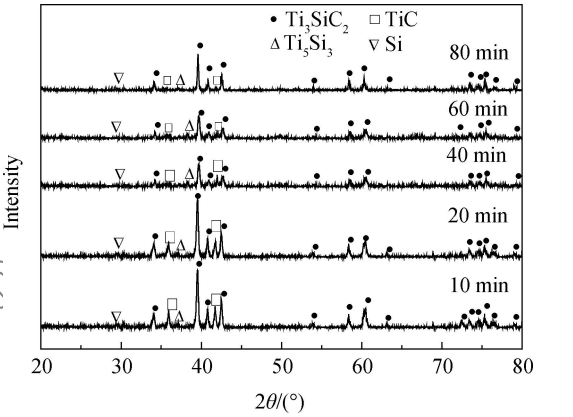


图 2 不同熔渗时间下制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样 XRD 图谱
Fig. 2 XRD patterns of TiC/Ti₃SiC₂ samples with different infiltration time

表 2 制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样测试数据
Table 2 Test dates of TiC/Ti₃SiC₂

Time/ min	TiC/ wt%	Ti ₃ SiC ₂ / wt%	Porosity/ %	Hardness (HV)/GPa	Bending strength/MPa
10	46.1	1.9	3.8	3.34	418
20	33.7	1.7	3.6	3.83	465
40	21.5	1.5	3.7	3.98	487
60	12.8	1.6	3.4	4.55	495
80	9.6	1.3	2.3	5.37	501

图 3 为无压熔渗法制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样 (TiC=33.7wt%) 断口微观形貌和 EDS 图谱。由图 3(a)可以看出制备试样具有良好的致密性。由图 3(b) A 点处的能谱分析图可知, 层片状结构由 Ti/Si/C 组成, 原子比例约等于 3:1:2, 同时结合 XRD 图谱可知试样中含有 TiC、Ti₃SiC₂、少量的 Ti₅Si₃ 和 Si 相, 综合上述分析可知层片状结构为 Ti₃SiC₂ 相。同时, 对试样中的不规则体 B 点处进行 EDS 能谱分析, 由测试结果可知 Ti/C 的原子比例约等于 1:1, 同时结合 XRD 测试结果, 进一步确定了不规则体为 TiC 相。

由表 2 分析可知, 随着 TiC 含量的增加, 试样的硬度逐渐减小。一方面, 如图 4 所示, 由于随着 TiC 含量的增加, 制备试样的孔隙率也出现了上升趋势, 同等条件下, 制备试样的硬度将随孔隙率的升高而减小; 另一方面, Ti₃SiC₂ 具有与石墨相似的层状晶体结构, Ti-C-Ti-C-Ti 链与 Si 原子之间的共价键力较弱^[21], 使其容易产生层间滑移变形。当试样的孔隙率逐步增大时, TiC 与 Ti₃SiC₂ 颗粒间的紧密度有所降低, 颗粒间的结合情况变差, 导致 Ti₃SiC₂ 产生滑移位错运动, 抵抗压头压入能力

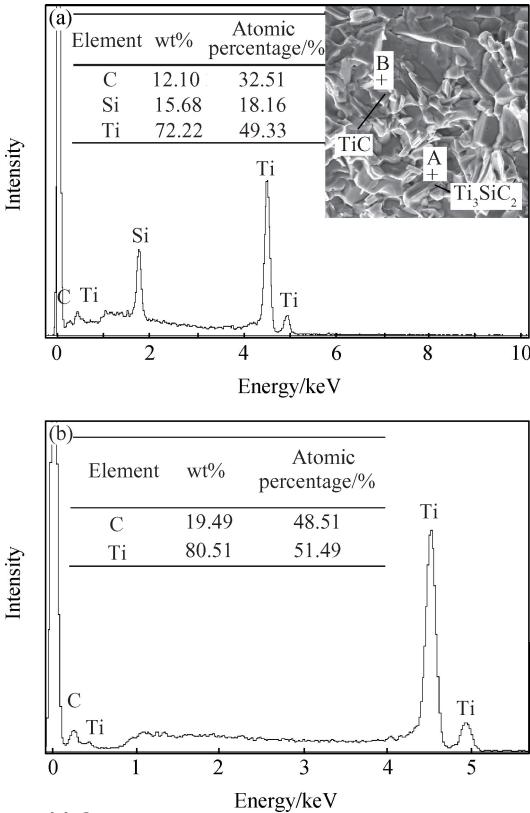


图 3 TiC/Ti₃SiC₂ 试样断口微观形貌 A 点处(a)和 B 点处(b)EDS 图谱

Fig. 3 EDS pattern of TiC/Ti₃SiC₂ samples of A dot(a) and B dot(b) shown in SEM image

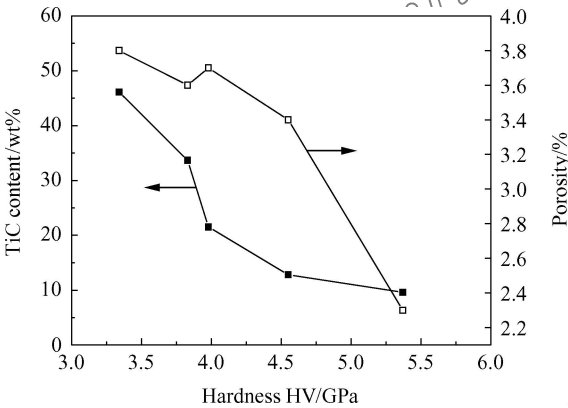


图 4 制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样中 TiC 含量与孔隙率随试样硬度变化曲线

Fig. 4 Curves of the TiC content and porosity of TiC/Ti₃SiC₂ samples with hardness

减弱, 复合材料整体硬度降低。综合上述两方面原因, 随着试样中 TiC 含量的增加, 硬度出现逐步减小趋势。

当中间产物(Ti₅Si₃)含量增多, 反应过程未能完全进行, 影响制备试样的致密度, 导致孔隙率总

体出现上升趋势, 另外 Ti₅Si₃ 具有高的室温脆性(断裂韧性仅为 2.27 MPa·m^{-1/2})^[22], 进而降低了制备试样的抗弯性能; 同时 Ti₃SiC₂ 属于金属陶瓷, 具有良好韧性和弯曲性能, 随着试样中 Ti₃SiC₂ 含量的逐渐增多及孔隙率的减小, 试样的弯曲强度出现上升趋势。

2.2 TiC/Ti₃SiC₂ 高速载流摩擦磨损性能

图 5 为不同法向载荷与 TiC 含量条件下摩擦系数和磨损率与摩擦速度间的关系曲线。由图5(a)可以看出, 摩擦系数 μ 随着法向载荷的增大而减小, 随着 TiC 含量的增多而变大; 当摩擦速度处于 70~80 m/s 区间时, 摩擦系数的变化逐渐趋于平

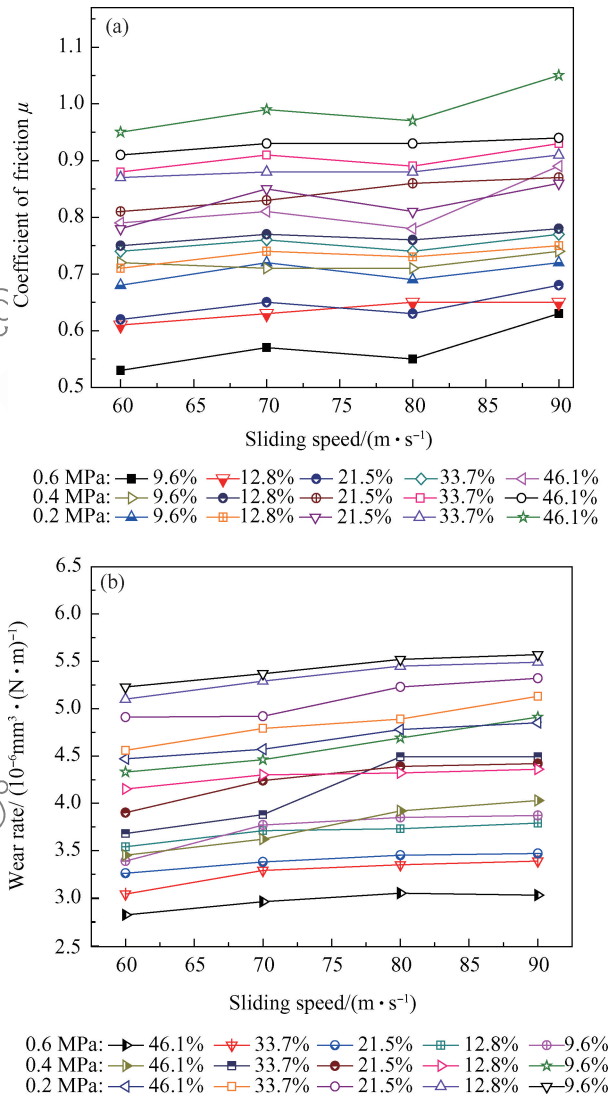


图 5 不同 TiC 含量下 TiC/Ti₃SiC₂ 试样摩擦系数(a)和磨损率(b)随滑动速度变化曲线

Fig. 5 Function curves of wear coefficient(a) and wear rate(b) of TiC/Ti₃SiC₂ samples with different TiC content under different speeds

缓, 摩擦速度对 TiC/Ti₃SiC₂ 摩擦系数的影响相对较小。当摩擦速度处于 60~70 m/s 区间时, 不同 TiC 含量的 TiC/Ti₃SiC₂ 摩擦系数随法向载荷变化的平均极差值为 0.26, 此时摩擦系数最小值为 0.53。当摩擦速度处于 80~90 m/s 区间时, 各制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样的摩擦系数随法向载荷的平均变化极差值为 0.33, 各曲线开始出现上升趋势。由此可知, 制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样在高速载流状态下, 其摩擦系数改变总体相对稳定, 本次高速载流摩擦试验得到的最大摩擦系数为 1.05。由图 5(b) 可知, 摩擦速度由 60 m/s 增大至 90 m/s 过程中, TiC/Ti₃SiC₂ 的磨损率呈现总体上升趋势 ($2.82 \times 10^{-6} \sim 5.57 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$); 当 TiC 含量与法向载荷增大时, 磨损率随之减小。当摩擦速度处于 60~80 m/s 区间时, 磨损率呈现明显上升趋势, 制备 TiC/Ti₃SiC₂ 试样的磨损率随法向载荷的平均变化极差值为 $1.25 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 该区域内的最大磨损率为 $5.52 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。当摩擦速度进入 80~90 m/s 区间时, 磨损率关系曲线趋于平缓, 磨损率随法向载荷的平均变化极差值为 $0.63 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 此时摩擦速度对磨损率

的影响相对较弱。由此可知, 随着摩擦速度的提升磨损率变化极差值逐渐减小, 增加速率降低, 磨损率受高速摩擦的影响逐渐减弱。当摩擦速度为 90 m/s、法向载荷为 0.2 MPa 时, 9.6wt% TiC/Ti₃SiC₂ 试样磨损率达到最大值 $5.57 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

2.3 TiC/Ti₃SiC₂ 高速载流摩擦磨损表面形貌
图 6 为 3 种不同滑动条件下 TiC/Ti₃SiC₂ 磨损表面三维形貌与 SEM 图像。可知, 3 种磨损表面形貌特点各不相同, 当 TiC 含量为 12.8wt% 时, 滑动摩擦(70 m/s, 60 A, 0.4 MPa)后的磨损表面呈现犁沟状, 每条犁沟之间形成了山脊形貌; 当 TiC 含量增加至 46.1wt% 时, 磨损表面的犁沟深度减小, 山脊之间的距离增大; 当滑动速度增加至 90 m/s 时(90 m/s, 60 A, 0.4 MPa), 磨损表面出现独立的孤峰, 各峰之间分布着剥落坑。结合图 5 可知, 磨损表面的形貌特征与摩擦磨损性能存在一定的相关性。犁沟深度较小时, 山脊间距相对较大, 磨损表面对应的磨损率与摩擦系数较小; 犁沟深度较大时, 山脊间距相对较小, 磨损表面对应的磨损率与摩擦系数相对较大; 独立孤峰状磨损表面

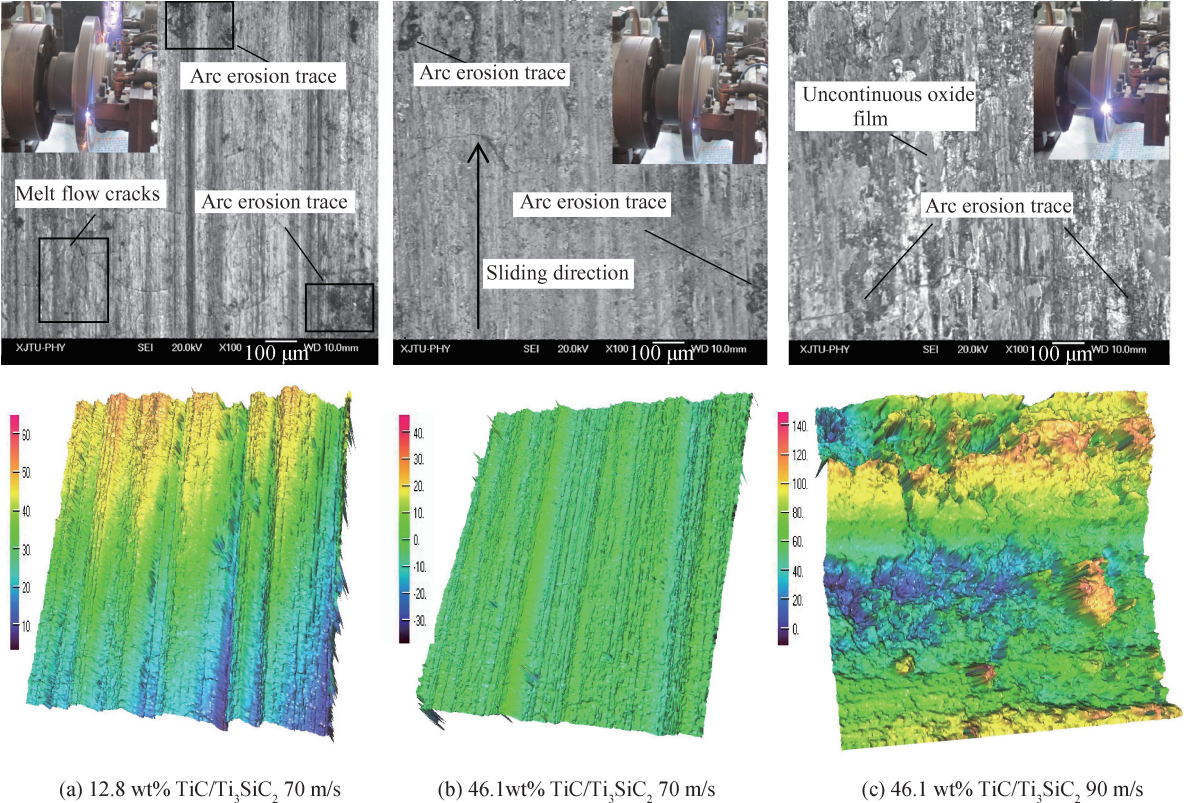


图 6 不同滑动速度和 TiC 含量下 TiC/Ti₃SiC₂ 摩擦表面三维形貌和 SEM 图像(60 A, 0.4 MPa)

Fig. 6 SEM images and three-dimensional morphologies of TiC/Ti₃SiC₂ friction surfaces for the different sliding speeds and TiC content

对应的磨损率较高且对应摩擦速度相对最大。

同时由图 6 可以看出, 山脊形貌的出现主要有两方面原因: 一方面, 在高速摩擦条件下, 剥落颗粒对摩擦表面的磨损切削作用而产生犁沟, 犁沟之间形成了山脊形貌; 同时, 在载流条件高速摩擦运动, TiC/Ti₃SiC₂ 试样剥落颗粒在切削力作用下逐渐形成磨屑; 由于电弧烧蚀与高速摩擦而产生高温效应, 磨屑逐渐成为熔融状态, 当新的剥落颗粒出现时, 剥落颗粒在垂直于摩擦速度的正压力作用下使磨损面出现塑性变形, 这也是山脊形貌的另一成因。由于山脊首先与摩擦副接触, 摩擦实验结束后, 山脊的顶端出现扁平状态, 犁沟的顶端相对较尖锐。

2.4 高速条件下 TiC/Ti₃SiC₂ 摩擦表面形貌参数

图 7(a)和图 7(b)分别为载流为 60 A 和法向载荷为 0.4 MPa 时(由图 5 可知, 此时摩擦磨损性能处于相对稳定状态), 21.5wt% TiC/Ti₃SiC₂ 试样摩擦系数 μ 与 S_a 和 S_{ku} 随摩擦速度变化关系。通过图 7(a)可以看出, S_a 值随摩擦速度的增大而变大,

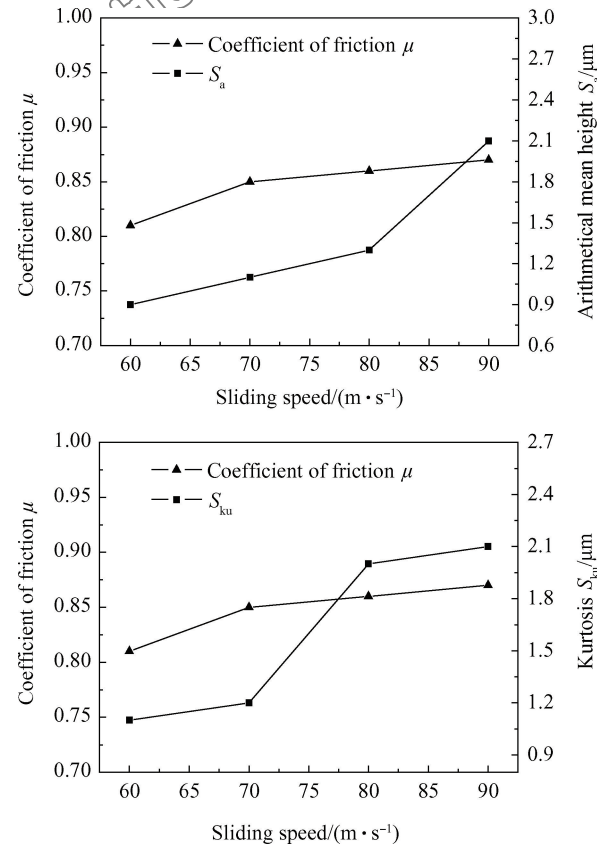


图 7 TiC/Ti₃SiC₂ 试样摩擦系数 μ 与高度偏差 S_a (a) 及摩擦系数与陡峭度 S_{ku} (b) 随滑动速度变化曲线
Fig. 7 Curves of the friction coefficient μ and S_a (a) and the friction coefficient and S_{ku} (b) of TiC/Ti₃SiC₂ samples changing with sliding speed

犁沟深度随着变大; 当滑动速度超过 70 m/s 时, S_a 值随摩擦速度的增加呈现明显上升趋势, 摩擦表面开始出现独立孤峰状形貌, 此时摩擦系数上升趋势趋于平缓。由图 7(b)可知, S_{ku} 值随着滑动速度的增大总体呈现上升趋势, 摩擦系数随之增大; 当滑动速度处于 70~90 m/s 区间时, 陡峭度 S_{ku} 值快速上升, 摩擦系数趋于相对稳定状态。摩擦面 S_a 和 S_{ku} 可衡量摩擦表面的高差, S_a 和 S_{ku} 越大, 摩擦表面相对高度差越大。由图 6 可知, 独立孤峰状的磨损表面的高度差相对较大, 犁沟与山脊形貌的摩擦表面高度差相对较小。由图 7 可知, 随着摩擦速度的增大, 摩擦表面由犁沟与山脊形貌向独立孤峰状形貌转变过程中, S_a 与 S_{ku} 随之变大, 摩擦表面形貌与形貌参数 S_a 与 S_{ku} 之间表现出较好的相关性。

2.5 TiC/Ti₃SiC₂ 高速载流磨损机制

高速载流条件下, 摩擦过程中会出现电弧烧蚀现象, 电弧烧蚀能量 J 可由下式表示^[23-24]:

$$J = \sum_{i=1}^n (\Delta U_i \cdot I_i \cdot \Delta t_i) \tag{6}$$

其中: ΔU_i —第 i 次起弧时对摩面间的电压差(V); I_i —第 i 次起弧时对摩面间的电流强度(A); Δt_i —第 i 次起弧时间(s)。

当摩擦速度为 70 m/s 时, 剥落颗粒在切削力的作用下使摩擦表面产生犁沟, 此时 S_a 与 S_{ku} 数值较小, 表面高度差较小, 呈现山脊与犁沟状形貌。摩擦副与 TiC/Ti₃SiC₂ 接触的实际面积为山脊, 接触面积相对较大, 导电通道较多, 对摩面间的电流强度 I_i 较小, 电弧烧蚀能量 J 较小, 此时电弧烧蚀较弱, 起弧现象不明显(图 6)。当摩擦速度增加为 90 m/s 时, 机械摩擦产生的热量迅速增加, 摩擦面氧化程度加剧, 表面强度快速降低, 切入深度加大; 同时, 氧化摩擦副与 TiC/Ti₃SiC₂ 接触面上的微凸体间的冲击能增大, 剥落颗粒的数量快速增多; 进而导致犁沟深度加大, 山脊宽度变窄, 与摩擦副的接触面积变小, 导电通道减少, 对摩面间的电流强度 I_i 增大, 由式(6)可知, 电弧能量 J 增加, 烧蚀程度加剧, 起弧现象明显, 摩擦表面出现独立孤峰状形貌(图 6)。此时 S_a 与 S_{ku} 数值较大, 峰顶与沟底高差变大, 随着试样中增强相 TiC 含量的增多, 磨损率逐渐降低。

图 8 为摩擦表面的 XRD 图谱。可知, 检测结果中含有 Ti₃SiC₂、TiC、FeTiO₃ 和 Fe_{2.35}Ti_{0.65}O₄ (Fe 元素由摩擦副转移而来), 在高速载流摩擦过

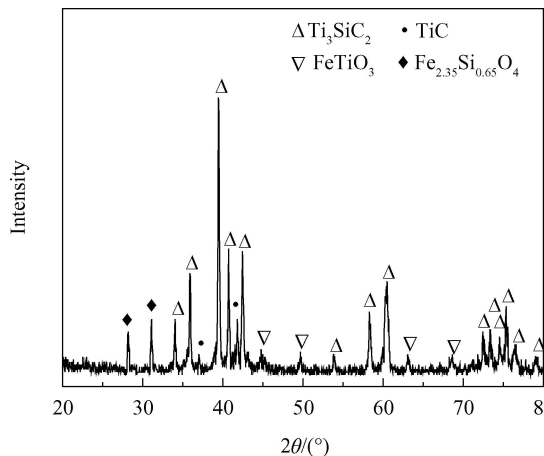


图 8 TiC/Ti₃SiC₂ 试样摩擦表面 XRD 图谱
Fig. 8 XRD patterns of TiC/Ti₃SiC₂ friction surface

程中，表层氧化膜会脱落，裸露的基体氧化后会形成新的氧化膜，实验结束后，表层裸露出了小部分基体(图 6)且氧化膜厚度较薄，因此检测结果中包含了 Ti₃SiC₂ 和 TiC 相。氧化膜则由 FeTiO₃ 和 Fe_{2.35}Ti_{0.65}O₄ 组成。

为了测量摩擦过程中摩擦面的温度，实验过程中采用 TSG-1500T 型高温红外测温仪(测量距离比率为 50 : 1)在距离摩擦面 3 cm 处对摩擦温度进行了初步测量，分别测量了电流密度在 55~92 A/cm² 范围内的温度，测量温度处于 1 200~1 500℃ 区间。由于摩擦面温度测量比较困难，真实摩擦面温度应该高于本次测量值。参考相关文献[25]，FeTiO₃ 和 Fe_{2.35}Ti_{0.65}O₄ 的熔点温度低于 1 000℃，摩擦过程中氧化膜处于熔融流动状态，实验结束后在摩擦表面留下了熔融流动痕迹(如图 9 所示)。

当进一步将电流增大至 100 A 时，电流密度随之变大，摩擦面表层的 TiC 和 Ti₃SiC₂ 颗粒与摩擦副凹凸点接触处的电流强度增强，电弧烧蚀能量 J 变大，接触点处的电弧烧蚀程度加剧，表面电弧烧蚀现象更加明显(如图 9 所示)。

随 TiC 含量的增加，磨损率逐渐减小，摩擦系数总体呈现上升趋势，当 TiC 含量增加至 46.1wt% 时，摩擦系数达到本次实验的最大值 1.05，磨损率达到最小值 2.82 × 10⁻⁶ mm³/(N · m)。这主要由于，Ti₃SiC₂ 晶体结构中，Ti₆C 八面体与 Si 原子平面形成层状结构，具有较好的自润滑效果，而 Ti-C-Ti-C-Ti 链与 Si 原子间的共价键力较小，抗剪能力较弱。相同实验条件下，当 TiC 含量相对较低时，摩擦表面的硬质点(TiC)较少，

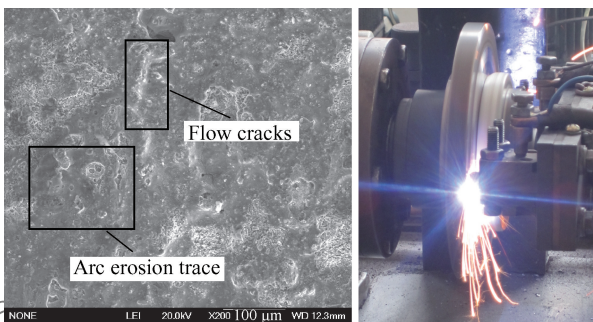


图 9 TiC/Ti₃SiC₂ 试样 100 A 电流下摩擦表面 SEM 图像
(46.1wt% TiC/Ti₃SiC₂, 70 m/s, 0.4 MPa)
Fig. 9 SEM image of TiC/Ti₃SiC₂ friction surface at 100 A
(46.1wt% TiC/Ti₃SiC₂, 70 m/s, 0.4 MPa)

高速载摩擦条件下，部分 Ti₃SiC₂ 颗粒和少量 TiC 颗粒发生剪切剥落，剥落的 Ti₃SiC₂ 会产生自润滑效果，同时表面产生熔融状氧化膜，也起到了一定的减磨作用，此时摩擦系数较小。实验结束后，相对较多的 Ti₃SiC₂ 剥落颗粒增大了磨损率，剥落颗粒在熔融状氧化膜表面留下了相对较深的犁沟(图 6(a))。摩擦过程中主要是山脊与摩擦盘凹凸点间的接触，此时导电通路相对较少，接触点处的电流强度相对较强，起弧时间延长，电弧烧蚀能量增大，磨损率也随之增大。随着 TiC 含量的增加，由于 TiC 属于 NaCl 型面心立方结构，原子间以较强的共价键结合，具有较强的抗剪切强度，摩擦表面的硬质点(TiC)增多。摩擦过程中，部分 Ti₃SiC₂ 颗粒剪切剥落，此时主要是摩擦面硬质点(TiC 颗粒)与摩擦盘表面凹凸点间的接触，由于 TiC 较好的抗剪切强度，降低了试样的磨损率，部分剥落的 Ti₃SiC₂ 颗粒自润滑效果有限，且在摩擦表面形成不连续氧化膜，此时摩擦系数增大。实验结束后观察摩擦表面，其犁沟较浅(图 6(b))，摩擦面间的导电通路相对较多，接触点处的电流强度减弱，起弧时间缩短，电弧烧蚀能量减小，摩擦表面形成不连续氧化膜，摩擦系数出现上升趋势，与图 5 变化规律相符。

当滑动速度保持不变时，随着荷载的增大，摩擦副与 TiC/Ti₃SiC₂ 接触面积将增大，山脊之间的接触点位增多，导电通路逐渐增多，山脊接触点处的电流强度 I_c 减弱，根据式(6)可知，电弧能量 J 减小，此时通过观察发现电弧明显变弱，TiC/Ti₃SiC₂ 摩擦表面烧蚀程度减轻，表面将形成连续的氧化膜，并起到良好的减磨润滑效应，摩擦系数与磨损率随之降低(图 5)。高速载流摩擦磨损示意图如图 10 所示。

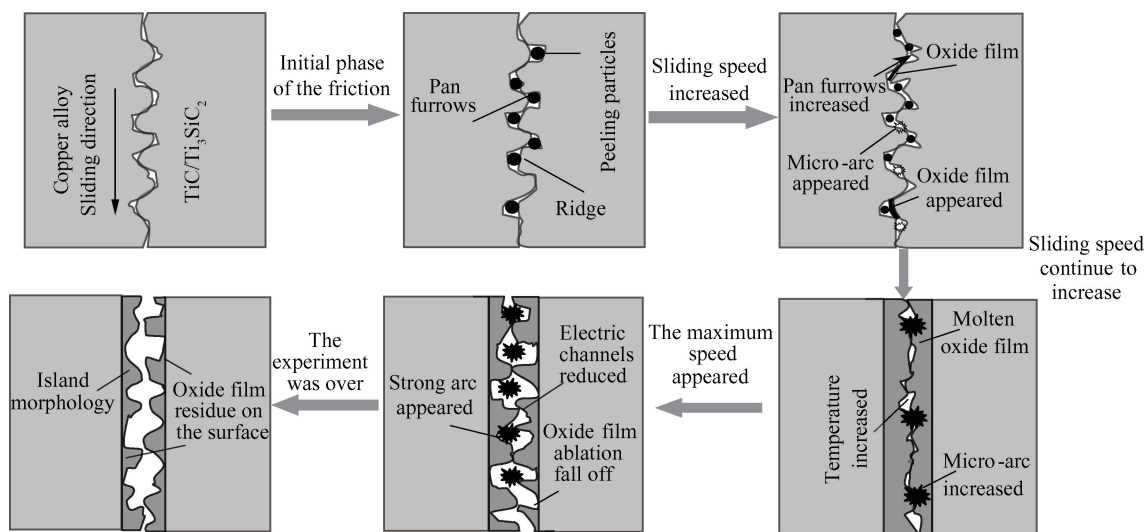


图 10 TiC/Ti₃SiC₂ 高速载流摩擦磨损过程示意图
Fig. 10 Process of friction under high speed

3 结 论

- (1) 高速条件下, TiC/Ti₃SiC₂ 有着良好的载流摩擦磨损性能。
- (2) 摩擦表面三维形貌与参数高度偏差 S_a 与陡峭度 S_{ku} 之间表现出较好的对应关系, 当摩擦速度小于 80 m/s 时, 表面高度差相对较小, 摩擦表面以山脊和犁沟形貌为主; 当摩擦速度达到 90 m/s 时, 表面高度差增大, 摩擦表面以孤峰状形貌为主。
- (3) 当摩擦速度为 60 m/s 时, 呈现山脊和犁沟状形貌, 表面氧化较弱, 该阶段以磨粒切削磨损为主; 随着摩擦速度的增大, 表面氧化程度增加, 摩擦表面出现熔融状态的氧化膜 (FeTiO₃ 和 Fe_{2.35}Ti_{0.65}O₄), 并有电弧烧蚀现象, 此时以氧化磨损和粘着磨损为主; 当摩擦速度达到本次实验最大值 90 m/s 时, 表面氧化及电弧烧蚀现象加剧, 表面出现孤峰状形貌, 此时以氧化磨损和电弧烧蚀磨损为主。

参考文献:

[1] 罗曦, 曹慧钦, 贾步超, 等. 新型铜基受电弓滑板材料的制备与性能[J]. 复合材料学报, 2012, 29(2): 103-107.
LUO Ji, CAO Huiqin, JIA Buchao, et al. Preparation and properties of the type copper matrix pantograph slider[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2012, 29(2): 103-107 (in Chinese).

[2] DING T, CHEN G X, LI Y M, et al. Arc erosive characteristics of a carbon strip sliding against a copper contact wire in

a high-speed electrified railway[J]. Tribology International, 2014, 79(3): 8-15.

[3] CHEN G X, YANG H J, ZHANG W H, et al. Experimental study on arcablation occurring in a contact strip rubbing against a contact wire with electrical current[J]. Tribology International, 2013, 61(2): 88-94.

[4] 马文林, 陆龙, 郭鸿儒, 等. Fe-Mo-石墨和 Fe-Mo-Ni-石墨的高温摩擦磨损行为[J]. 摩擦学学报, 2013, 33(5): 475-480.
MA Wenlin, LU Long, GUO Hongru, et al. Tribological behavior of Fe-Mo-graphite and Fe-Mo-Ni-graphite composites at elevated temperature[J]. Tribology, 2013, 33(5): 475-480 (in Chinese).

[5] 杨琳, 易茂中, 冉丽萍. C/Cu 及 C/Cu 复合材料摩擦磨损行为比较[J]. 复合材料学报, 2009, 26(6): 97-102.
YANG Lin, YI Maozhong, RAN Liping. Comparative study of friction and wear behavior of C/Cu and C/Cu composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2009, 26(6): 97-102 (in Chinese).

[6] ELISAEED M A, DEORSOLA F A, RASHAD R M. Optimization of the Ti₃SiC₂ MAX phase synthesis[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2012, 35(3): 127-131.

[7] XIAO Q D, LV Z L. Current carrying friction and wear characteristics of Ti₃AlC₂ by a novel method of infiltration-sintering[J]. Advances in Applied Ceramics, 2012, 111(4): 202-207.

[8] 周文艳, 冉丽萍, 彭可, 等. Mo₂C 改性 C/Cu 复合材料的组织及载流摩擦磨损性能[J]. 复合材料学报, 2016, 33(9): 2074-2081.
ZHOU Wenyan, RAN Lipin, PENG Ke, et al. Structure and tribological property with electric current of Mo₂C modified C/Cu composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(9): 2074-2081 (in Chinese).

- [9] 马云双, 刘志刚, 闻映红, 等. 高速动车组车速对弓网离线电弧放电的影响[J]. 北京交通大学学报, 2013, 37(2): 99-103.
- MA Yunshuang, LIU Zhigang, WEN Yinghong, et al. Effect of vehicle speed on pantograph arc discharge for high speed EMU[J]. Journal of Beijing Jiaotong University, 2013, 37(2): 99-103(in Chinese).
- [10] LO W, NAYAK P K, LA H, et al. Evolution of binary phase TiC/Ti₃SiC₂ composites from TiC/Ti/Si by hot-pressed reactive sintering[J]. Materials Science and Engineering B, 2010, 172(1): 18-23.
- [11] TIAN W B, SUN Z M, HASHIMOTO H, et al. Synthesis microstructure and mechanical properties of TiC/Ti₃SiC₂ composites pulse discharge sintered from Ti/Si/TiC powder mixture[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 526(1-2): 16-21.
- [12] 贾换, 尹洪峰, 袁蝴蝶, 等. TiC/Ti₃SiC₂ 复合材料的制备及其性能研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2012, 35(6): 45-47.
- JIA Huan, YIN Hongfeng, YUAN Hudie, et al. Preparation and properties of TiC/Ti₃SiC₂ composites[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2012, 35(6): 45-47 (in Chinese).
- [13] HE X D, BAI Y, LI Y, et al. In situ synthesis and mechanical properties of bulk TiC/Ti₃SiC₂ composites by SHS/PHIP[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(18-19): 4554-4559.
- [14] 袁华. 碳纤维增强受电弓滑板的制备与性能及摩擦磨损机理的研究[D]. 济南: 山东大学, 2013.
- YUAN Hua. Preparation and performance and anti-wear mechanism of carbonfiber reinforced contact strip[D]. Ji'nan: Shandong University, 2013 (in Chinese).
- [15] 肖琪聃, 吕振林, 于源. 熔渗烧结 Ti₃SiC₂ 陶瓷材料的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2010, 30(4): 367-372.
- XIAO Qidan, LU Zhenlin, YU Yuan. Friction and wear characteristics of Ti₃SiC₂ by infiltration-sintering[J]. Tribology, 2010, 30(4): 367-372 (in Chinese).
- [16] 霍生伟, 李长生, 唐华, 等. NbSe₂/Cu 新型自润滑复合材料制备及其摩擦学性能[J]. 复合材料学报, 2013, 30(4): 121-123.
- HUO Shengwei, LI Changsheng, TANG Hua, et al. Preparation and tribological composites properties of copper matrix solid self-lubricant reinforced with NbSe₂ sheets[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(4): 121-123 (in Chinese).
- [17] 王爱琴, 李敏, 谢敬佩. 新型自润滑 YBa₂Cu₃O₇/Cu 复合材料的制备及性能[J]. 复合材料学报, 2016, 33(2): 318-326.
- WANG Aiqin, LI Min, XIE Jingpei. Preparation and properties of new self-lubricant YBa₂Cu₃O₇/Cu composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2016, 33(2): 318-326 (in Chinese).
- [18] 李长生, 郝茂德, 刘艳清, 等. NbSe₂ 纤维的制备及其摩擦学行为[J]. 复合材料学报, 2008, 25(6): 181-185.
- LI Changsheng, HAO Maode, LIU Yanqing, et al. Synthesized and tribological behavior of NbSe₂ fibers[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2008, 25(6): 181-185 (in Chinese).
- [19] 肖琪聃, 吕振林, 李阳. 熔渗法制备 Ti₃SiC₂ 材料及性能影响因素[J]. 西安交通大学学报, 2010, 44(5): 56-59.
- XIAO Qidan, LU Zhenlin, LI Yang. Performance influence factors on Ti₃SiC₂ synthesized by infiltration-sintering technology[J]. Journal of Xi'an Jiaotong University, 2010, 44(5): 56-59 (in Chinese).
- [20] 张永振, 朱均, 刘维民等. 不同滑动干摩擦条件下钢/铁摩擦副的摩擦磨损性能与表面形貌特征研究[J]. 摩擦学学报, 2001, 21(1): 37-39.
- ZHANG Yongzhen, ZHU Jun, LIU Weimin, et al. Investigation of topographical characteristics and tribological behavior of compacted graphite iron in sliding against 40CrSteel under different dry sliding conditions[J]. Tribology, 2001, 21(1): 37-39 (in Chinese).
- [21] LIU G H, LI J T. Effects of Si source and high gravity on combustion synthesis of Ti₃SiC₂ in air[J]. Advances in Applied Ceramics, 2012, 111(4): 208-213.
- [22] 刘明. 原位合成 Ti₅Si₃ 基复合材料及其性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2012.
- LIU Ming. Synthesis and properties of Ti₅Si₃ matrix in-situ composites[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2012 (in Chinese).
- [23] 任维佳, 王献辉, 张苗, 等. 不同 SnO₂ 含量的 Ag-SnO₂ 触头材料电弧侵蚀行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(8): 2075-2079.
- REN Weijia, WANG Xianhui, ZHANG Miao, et al. Arc-erosion behavior of Ag-SnO₂ contact materials with different SnO₂ contents[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(8): 2075-2079 (in Chinese).
- [24] 石佳佳, 付志强, 岳文, 等. 电弧离子渗钛对 316L 不锈钢摩擦学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(7): 1821-1825.
- SHI Jiajia, FU Zhiqiang, YUE Wen, et al. Influence of cathodic arc plasma titanizing on tribological properties of 316L stainless steel[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(7): 1821-1825 (in Chinese).
- [25] RICHARDS J C W, O'DONOVAN J B, HAUPTMAN Z, et al. A magnetic study of titanomagnetite substituted by magnesium and aluminium[J]. Physics of the Earth and Planetary Interiors, 1973, 7(4): 437-444.