

干摩擦条件下 SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 对磨时的磨损特性研究*

席俊杰¹⁾** 吴中²⁾

1)(郑州航空工业管理学院 机电工程学院, 郑州 450015)

2)(新乡学院机电工程学院, 河南新乡 453003)

摘要: 采用扫描电镜和能谱仪观察和测定了 SiC/MoSi₂ 复合材料与 WC-Co 对磨试样的磨损表面和磨屑的形貌及成分, 研究了 SiC/MoSi₂ 复合材料与 WC-Co 摩擦副的干摩擦磨损性能和磨损机理。研究结果表明: SiC/MoSi₂ 复合材料与 WC-Co 摩擦副的主要磨损机制在初始磨损阶段主要由微观断裂机制控制, 并伴有粘着磨损、磨粒磨损和氧化磨损; 在稳定磨损阶段由粘着磨损机制控制, 并伴有微观断裂和氧化磨损。SiC/MoSi₂ 复合材料与硬度较大的 WC-Co 磨轮对磨时的磨损率比与硬度较小的 CrWMn 钢磨轮对磨时的磨损率低。

关键词: SiC/MoSi₂ 复合材料; WC-Co; 干摩擦; 磨损机理

Research on wear properties of SiC/MoSi₂ composites against WC-Co under dry friction condition

Xi Junjie¹⁾, Wu Zhong²⁾

1)(School of Mechatronics Engineering, Zhengzhou Institute of Aeronautical Industry
Management, Zhengzhou 450015, China)

2)(Mechanical and Electrical Engineering College, Xinxiang University, Xinxiang He'nan 453003, China)

Abstract: Appearance and composition of wear surface and wear debris of SiC/MoSi₂ composites rubbing against WC-Co were observed and determined by means of SEM and EDS. The dry friction and wear properties and wear mechanism of SiC/MoSi₂ composites rubbing against WC-Co were studied. The results of research show that the wear mechanism of SiC/MoSi₂ composites rubbing against WC-Co is mainly microfracture accompanied with adhesive wear, abrasive wear and oxidation wear at the beginning of wear, and adhesive wear accompanied with microfracture and oxidation wear at the steady stage of wear. The wear rate of SiC/MoSi₂ composites rubbing against high hardness WC-Co grinding wheel is lower than that against low hardness CrWMn grinding wheel.

Key words: SiC/MoSi₂ composites; WC-Co; dry friction; wear mechanism

作为极具发展前途的航空航天用高温结构材料, MoSi₂ 及其复合材料的强韧化及氧化性能得到较为深入的研究^[1-4]。MoSi₂ 因其具有较高的硬度(维氏硬度 HV 为 8.5GPa) 和弹性模量(440GPa)、优异的高温抗氧化性(抗氧化温度 > 1600℃) 和抗

腐蚀性等特性, 作为一种高温耐磨和耐氧化/腐蚀环境下的廉价的的耐磨材料, 近年来, 其摩擦磨损性能的研究开始受到国内外研究者的重视^[5-9], 并取得了一些进展。Hawk^[10]等的研究表明: 纯 MoSi₂ 在严重的两体磨粒磨损中具有优异的耐磨性能。但是,

* 河南省国际合作项目(084300510087)

** 席俊杰(1966-), 男, 教授, 工学博士。E-mail: junjiexi@163.com

收稿日期: 2009-04-09

对于 SiC/MoSi_2 复合材料的摩擦磨损性能和磨损机理还缺乏深入系统的研究,未能就摩擦界面上粘着(对应摩擦副的选择)对其摩擦学行为的影响形成共识,从而制约了 SiC/MoSi_2 复合材料的摩擦学应用。第二相 SiC 的引入使得 MoSi_2 的断裂韧度和硬度有了大幅度的改善和提高, SiC/MoSi_2 复合材料以其高的断裂韧度和硬度有望成为极具潜力的耐磨材料。基于航空航天用高温结构材料复杂的工况条件,席俊杰等^[1]研究了 SiC/MoSi_2 复合材料与硬度(55HRC)较小材料CrWMn钢摩擦副的干摩擦磨损性能和磨损机理,研究表明:第二相的引入对 MoSi_2 的磨损行为具有显著影响,改变了 MoSi_2 的磨损过程, SiC/MoSi_2 复合材料的耐磨性较纯 MoSi_2 的大为提高; SiC/MoSi_2 复合材料与CrWMn钢摩擦副的主要磨损机制为氧化磨损,并伴有轻微粘着磨损。

笔者研究了 SiC/MoSi_2 复合材料与硬度(84HRA)较大材料WC-20%Co摩擦副的干摩擦滑动磨损性能和磨损机理,以期为 SiC/MoSi_2 复合材料的摩擦学设计和应用提供实验依据。

1 试验方法

1.1 磨损试验设备和试验条件

在干摩擦滑动磨损工况下,研究磨损特性和磨损机理,磨损试验在MM200型磨损试验机上进行。 SiC/MoSi_2 复合材料试样尺寸为 $12\text{mm} \times 12\text{mm} \times 12\text{mm}$;从其潜在的工业应用环境考虑,对磨件选用硬度(84HRA)较高的WC-20%(质量分数)Co磨轮,磨轮直径为46mm,磨轮转速为200r/min;试验载荷为200N,通过弹簧系统加载,总行程为7km。

1.2 磨损量和磨损率

用磨损量来衡量试样的耐磨性。磨损前后的试样用无水乙醇在超声波中清洗10min去除油污,烘干后称量。

$$\text{磨损率 } W_m = \Delta G/S$$

式中: ΔG 为磨损量(mg); S 为滑动距离(km)。

1.3 试样磨损表面及磨屑形貌分析

用JSM-6480LV扫描电镜观察试样磨损表面及磨屑形貌,用能谱仪测定试样磨损表面及磨屑成分。

2 SiC/MoSi_2 与WC-Co硬质合金的干摩擦磨损性能与磨损机理

40%(体积分数,下同) SiC/MoSi_2 与WC-Co磨轮在干摩擦状态下对磨时,其磨损过程分为两个阶段:磨损初始阶段(0~2km)为非均匀磨损阶段,40% SiC/MoSi_2 的磨损失重变化不稳定;磨损稳定期(2~7km)为均匀磨损阶段,磨损失重变化逐渐稳定,随磨损距离的增加大致呈直线规律变化。

2.1 磨损形貌分析

40% SiC/MoSi_2 与WC-Co磨轮配副,当磨损行程为0.5km时,40% SiC/MoSi_2 复合材料的磨损表面形貌如图1所示。磨损表面被不连续的“岛状”粘着区覆盖,并出现少量不规则的剥落坑,其部分被粘着相填充。对磨损表面的特征区域进行EDS成分分析,结果如图2,粘着区的成分主要为对磨件上转移过来并被氧化的WC-Co;非粘着区的 MoSi_2 相中含氧量较高,磨损过程中发生了氧化,并且Mo与Si的原子比为1:2,应当发生的是Si的选择性氧化,产物为 Mo_5Si_3 和 SiO_2 , SiC 相中含氧量很低,发生轻微氧化。

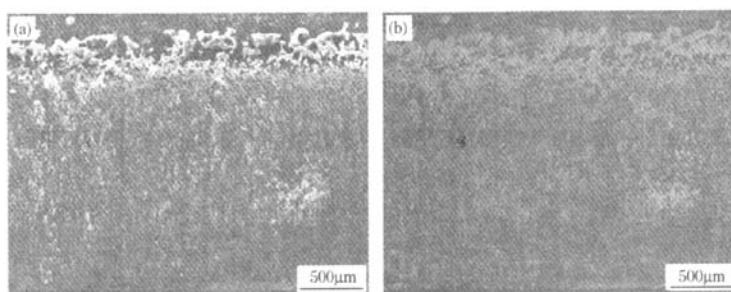
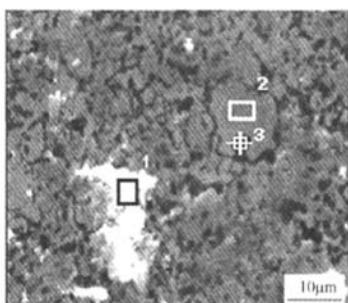


图1 40% SiC/MoSi_2 与WC-Co磨损0.5km时的磨损表面SEM形貌

Fig. 1 The wear surface SEM micrographs of 40vol% SiC/MoSi_2 against WC-Co for distance of 0.5km

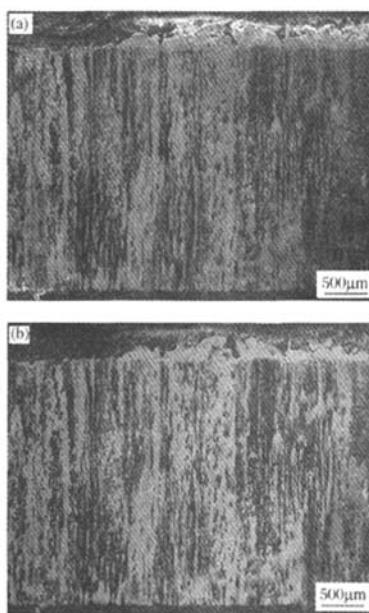


EDS 区域	元素含量(质量分数)/%					
	C	O	Si	Co	Mo	W
1	19.39	47.76		15.09	2.15	15.62
2		44.59	33.80	3.02	15.05	3.54
3	50.18	3.23	43.79		2.80	

图 2 40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 磨损 0.5km 时的磨损表面 EDS 分析

Fig. 2 The wear surface EDS of 40vol% SiC/MoSi₂ against WC-Co for distance of 0.5km

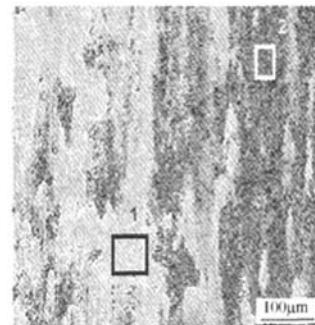
当摩擦磨损行程为 3km 时, 磨损表面形貌如图 3 所示。磨损表面粘着区转变为连续的“带状”结



(a) 二次电子 SE 像;(b) 背散射电子 BSE 像
图 3 40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 磨损 3km 时的磨损表面 SEM 形貌

Fig. 3 The wear surface SEM micrographs of 40vol% SiC/MoSi₂ against WC-Co for distance of 3km

构, 非粘着区未观察到剥落坑。对磨损表面进行 EDS 成分分析如图 4, 粘着区 O 元素含量急剧增加, 未检测到 C 元素, 表明粘着区的 WC 发生了脱碳氧化; 非粘着区同样未检测到 C 元素, 并且富 Si 贫 Mo, 表明基体中 Mo 发生挥发性氧化。



EDS 区域	元素含量(质量分数)/%					
	O	Si	Co	Mo	W	
1	64.65			12.43	4.66	18.27
2		78.34			21.66	

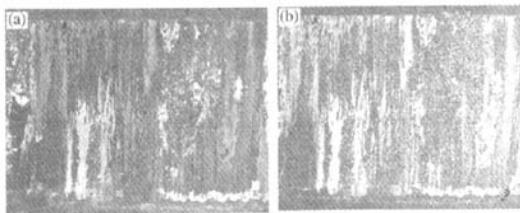
图 4 40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 磨损 3km 时的磨损表面 EDS 分析

Fig. 4 The wear surface EDS of 40vol% SiC/MoSi₂ against WC-Co for distance of 3km

当摩擦磨损行程为 7km 时, 磨损表面形貌如图 5 所示。粘着层发生了剥落, 并且在非粘着区出现剥落坑, 但又重新被粘着物覆盖。对粘着层进行 EDS 成分分析如图 6, 其主要为 W 与 Co 的氧化物, 但含有大量 Mo 与 Si 元素, 表明粘着层变薄, 40% SiC/MoSi₂ 复合材料对其产生影响。

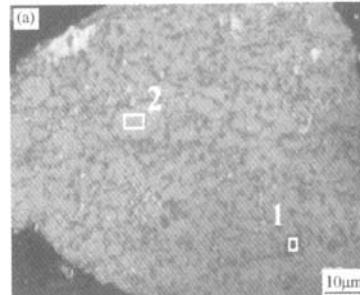
2.2 磨屑形貌及 EDS 分析

40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 对磨 7km 的磨屑形貌如图 7 所示, 可以看出, 磨屑主要呈片状和颗粒状。片状磨屑尺寸 100 μm 左右, 主要分为两种: 一种主要成分为 Mo、Si 和 C 元素(如图 8(a)), 表明其为剥落的 SiC/MoSi₂, 并且磨屑暗色区域主要含有 Si 和 C 元素, 原子比接近 1:1, 为 SiC 相, 灰色区域主要含有 Mo 和 Si 元素, 并且富 Si 贫 Mo; 另一种主要成分为 Co 和 W 元素(如图 8(b)), 应为剥落的 WC-Co, 其在摩擦磨损过程中发生脱碳氧化。颗粒状磨屑尺寸在 10 μm 以下(如图 8(c)), 对其进行 EDS 分析, 含有大量 C 元素和少量 W、Co 及 O 元素。

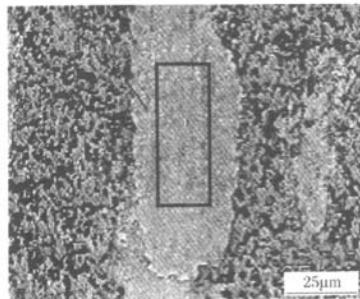


(a) 二次电子 SE 像;(b) 背散射电子 BSE 像
图 5 40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 硬质合金磨损
7km 时的磨损表面 SEM 形貌

Fig. 5 The wear surface SEM micrographs of
40vol% SiC/MoSi₂
against WC-Co for distance of 7km



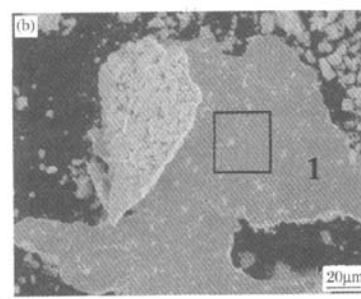
EDS 区域	元素含量(质量分数)/%			
	C	O	Si	Mo
1	49.80	4.50	44.31	1.39
2			71.05	28.95



EDS 区域	元素含量(质量分数)/%				
	O	Si	Co	Mo	W
1	56.13	22.16	6.81	5.05	9.85

图 6 40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 磨损 7km 时
的磨损表面 EDS 分析

Fig. 6 The wear surface EDS of 40vol% SiC/MoSi₂
against WC-Co for distance of 7km



EDS 区域	元素含量(质量分数)/%			
	Si	Co	Mo	W
1		19.90		80.10

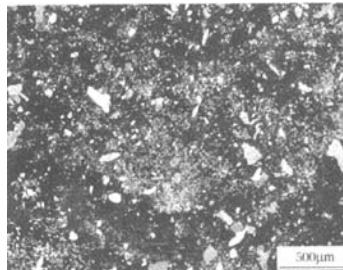
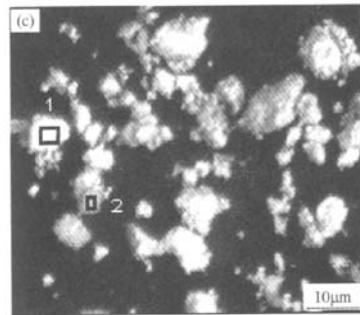


图 7 40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co 对磨 7km
的磨屑 SEM 形貌

Fig. 7 The wear debris SEM micrographs of
40vol% SiC/MoSi₂ against WC-Co for distance of 7km



EDS 区域	元素含量(质量分数)/%					
	C	O	Si	Co	Mo	W
1	65.60	9.16		11.20		13.90
2	72.00	16.42	2.83	3.59	0.69	4.47

图 8 40% SiC/MoSi₂ 与 WC-Co
对磨 7km 的磨屑 EDS

Fig. 8 The wear debris EDS of 40vol% SiC/MoSi₂
against WC-Co for distance of 7km

2.3 磨损分析

40% SiC/MoS₂ 复合材料与 WC-Co 硬质合金干摩擦滑动磨损, 不同的阶段由不同的磨损机制控制。初始磨损阶段主要由微观断裂机制控制, 并伴有粘着磨损、磨粒磨损和氧化磨损; 稳定磨损阶段由粘着磨损机制控制, 并伴有微观断裂和氧化磨损。

在初始磨损阶段, 当两固体表面互相接触时, 实际接触面积只发生在微凸体顶部很小的区域上, 造成局部载荷过大, 两种材料的塑性变形均较小, 导致表面断裂, 磨损表面的裂纹扩展, 从而造成 40% SiC/MoS₂ 复合材料和 WC-Co 的片状剥落, 磨损表面出现剥落坑。对于 SiC/MoS₂ 复合材料这种脆性材料, 可能是微观断裂机理占主要地位。另外, 剥落的大片状磨屑在摩擦过程中又被碾碎成较小的片状磨屑, 这种硬质磨屑在继续摩擦中可使磨损表面发生磨粒磨损, 从而使磨损状况恶化。WC-Co 片状剥落层一部分形成磨屑脱离基体, 另一部分经过反复碾压转移到 40% SiC/MoS₂ 表面, 并优先粘着到其剥落坑处, 抑制裂纹扩展和剥落区的扩大, 并在此过程中发生脱碳氧化。同时, 随着摩擦表面温度升高, 40% SiC/MoS₂ 复合材料中的 MoSi₂ 相发生氧化, 生成 Mo₅Si₃ 和 SiO₂, 形成脆性氧化膜, 其容易被外部机械作用去除, 降低了 40% SiC/MoS₂ 复合材料的耐磨性^[12]。

在稳定磨损阶段, 由于摩擦副均为脆性材料, 且硬度较大, 塑性变形较小, 因此在反复的摩擦作用下产生的能量大部分转化为摩擦热, 材料表面温度升高, 使 WC-Co 磨轮中的 Co 软化甚至熔化, 本身强度下降, WC 颗粒的抗磨作用减弱, 当小于界面剪切强度时, 变软的片状 WC-Co 转移到 40% SiC/MoS₂ 复合材料表面, 形成热粘焊区。WC-Co 的表面凸点“犁入”40% SiC/MoS₂ 复合材料表面, 粘着层上可以观察到明显的划痕, 表明 40% SiC/MoS₂ 复合材料硬度较小, 较软粘着层的存在促进了塑性变形, 从而使表面形貌产生变化, 减弱了磨损作用。2km 以后, 磨损体系主要由粘着磨损控制, 但随着磨损的继续进行, 粘着层的形成速率降低, 直至达到“粘着-剥落-粘着”的平衡。

粘着磨损时, 根据 Archard 的粘着磨损理论及其计算公式, 材料的磨损率与载荷和滑动距离成正比, 而与较软材料的硬度成反比^[13]。SiC/MoS₂ 复合材料较纯 MoSi₂ 的硬度高, 因此, SiC/MoS₂ 复合材料的磨损率小于纯 MoSi₂, 复合材料的耐磨性优

于纯 MoSi₂。

3 比较与讨论

40% SiC/MoS₂ 复合材料与 CrWMn 钢和 WC-Co 的磨损率如图 9。由图 9 可知, 40% SiC/MoS₂ 复合材料与硬度较大的 WC-Co 磨轮对磨时的磨损率比与硬度较小的 CrWMn 钢对磨时的磨损率低。40% SiC/MoS₂ 复合材料与硬度较低材料对磨时, 摩擦表面温度较低, 其 MoSi₂ 相中 Mo 与 Si 同时发生氧化, 其中 Mo 生成挥发性氧化物, 导致材料质量损失较大。40% SiC/MoS₂ 复合材料与硬度较高材料对磨时, 摩擦表面温度较高, 其 MoSi₂ 相发生 Si 的选择性氧化, 生成较硬的 SiO₂ 膜, 并且磨损表面出现大面积的粘着层, 减弱了材料的质量损失。

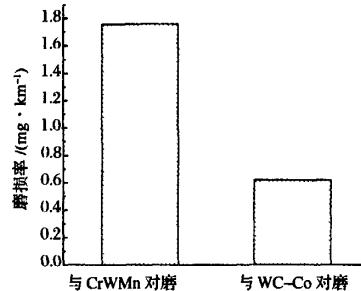


图 9 40% SiC/MoS₂ 复合材料与

CrWMn 和 WC-Co 对磨时的磨损率

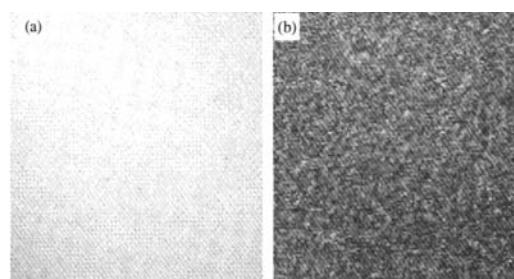
Fig. 9 Wear rate of 40vol% SiC/MoS₂ composites rubbing against CrWMn and WC-Co

第二相 SiC 的加入, 提高了 MoSi₂ 材料的断裂韧度, 减少了其表面的断裂剥落, 提高了其耐磨性; 同时, 也提高了 MoSi₂ 材料的硬度, 使复合材料抵御微切削的能力增强。SiC 的加入抑制了 MoSi₂ 材料中 Mo₅Si₃ 的生成, 而 MoSi₂ 材料中 Mo₅Si₃ 的存在会降低其耐磨性。

干摩擦条件下 SiC/MoS₂ 复合材料与 WC-Co 对磨时表现出了优异的耐磨性能, SiC/MoS₂ 复合材料有望成为航空航天用耐高温、耐氧化/腐蚀以及与高硬度材料对磨等复杂工况条件下的廉价的耐磨材料, 其工业应用会进一步拓展。

4 结论

- 1) SiC/MoS₂ 复合材料与 WC-Co 配副时, 不同
(下转第 265 页)



(a)抛光态;(b)腐蚀态
图4 棒料金相组织

Fig. 4 Metallographic structures of bars

5 结论

1)成形剂的脱除是超细硬质合金棒料挤压成形工艺的关键环节。在热脱脂之前进行溶剂脱脂是成形剂脱除的有效方法。

2)三组元成形剂体系溶剂脱脂的适宜时间为6~12 h。

3)在溶剂脱脂前增加退火处理,可有效降低挤

(上接第247页)

的阶段由不同的磨损机制控制。初始磨损阶段主要由微观断裂机制控制,并伴有粘着磨损、磨粒磨损和氧化磨损;稳定磨损阶段由粘着磨损机制控制,并伴有微观断裂和氧化磨损。

2)SiC/MoS₂复合材料与硬度较大的WC-Co磨轮对磨时的磨损率比与硬度较小的CrWMn钢磨轮对磨时的磨损率低。SiC/MoS₂复合材料与硬度较小材料对磨时,摩擦表面温度较低,其MoS₂相中Mo与Si同时发生氧化,其中Mo生成挥发性氧化物,导致复合材料质量损失较大。SiC/MoS₂复合材料与硬度较大材料对磨时,摩擦表面温度较高,其MoS₂相发生Si的选择性氧化,生成较硬的SiO₂膜,并且磨损表面出现大面积的粘着层,减弱了复合材料的质量损失。

参考文献

- [1] 李爱兰.航空发动机高温材料的研究现状.材料导报,2003,17(2):26~28
- [2] 席俊杰,陈华辉,吴中,等. MoS₂材料的强韧化. 金属热处理,2006,31(8):32~35

压棒坯产生裂纹的危险。

4)采用退火处理和溶剂脱脂相结合的成形剂预脱除工艺,可起到良好的脱除效果。

参考文献

- [1] 赵泉良.带内冷却液螺旋孔硬质合金钻头毛坯的挤压成型及相关技术探讨.硬质合金,1999,16(4):232~237
- [2] 刘多俊.硬质合金小转子的研制.粉末冶金工业,2002,12(3):41~46
- [3] 周继承,黄伯云,吴恩熙,等.粉末挤压成型的进展.材料导报,1997,11(6):13~15
- [4] 高建祥,周兴灵,曲选辉.YT5硬质合金注射成形新型溶剂脱脂工艺研究.硬质合金,2007,24(3):153~157
- [5] 祝宝军,曲选辉,陶颖,等.粉末注射成形蜡基粘结剂溶剂脱脂行为.中南工业大学学报,2001,32(6):599~603
- [6] 赵国璋,张鹤年,王滨.硬质合金挤压棒坯溶剂脱脂开裂原因分析.机械工程材料,2008,32(5):68~73
- [7] 孙丹,张鹤年,孙卫权,等.一种新型超细硬质合金棒料挤压成形剂的设计.硬质合金,2009,26(3):176~179
- [8] 张健,黄伯云,李益民,等.微晶蜡对MIM多元蜡基粘结剂性能的影响.稀有金属材料与工程,2004,33(10):1084~1088

- [3] Berzins D A, Cerchiara R R. Oxidation of MoS₂ and comparison with other silicide materials. Materials Science and Engineering, 1992(A155):165~181
- [4] 席俊杰. MoS₂及其复合材料的高温和低温抗氧化性能研究.金属热处理,2007,32(7):5~7
- [5] 吕晋军,王静波,杨生荣,等. MoS₂及其复合材料摩擦学性能研究.摩擦学学报,2003,23(5):361~366
- [6] 张厚安,陈平,刘心宇,等.稀土/MoS₂复合材料的干摩擦磨损性能.中国稀土学报,2002,20(4):307~310
- [7] Hawk J A, Alman D E, Petrovic J J. Abrasive wear of Si₃N₄-MoS₂ composites. Wear, 1997(203/204):247~256
- [8] 陈平,张厚安,唐果宁,等.干摩擦条件下MoS₂/45钢摩擦磨损性能的研究.湘潭矿业学院学报,2002,17(1):47~50
- [9] 谭伟成,胡小平,唐思文,等.载荷对MoS₂高温磨损性能的影响.矿冶工程,2007,27(3):79~85
- [10] Hawk J A, Alman D E, Petrovic J J. A comparative study of the abrasive wear behavior of MoS₂. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995(325):725~730
- [11] 席俊杰,赵健,王利秋. SiC/MoS₂复合材料的磨损性能及磨损机理研究.固体火箭技术,2008,31(5):535~538
- [12] 张厚安,刘心宇,陈平,等.稀土和Mo₃S₂强韧化MoS₂材料的磨粒磨损特性.中国有色金属学报,2002,12(1):136~139
- [13] 葛世荣,朱华.摩擦学的分形.北京:机械工业出版社,2005