

SiC 颗粒强化铜基粉末冶金摩擦材料的 表面形貌特征及磨损机理

周海滨, 姚萍屏, 肖叶龙, 张忠义, 陈凌寒, 贡太敏, 赵 林, 左晓婷

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 采用粉末冶金方法制备铜基摩擦材料, 研究 SiC 含量对材料摩擦磨损性能的影响, 探讨材料摩擦表面和亚表面的演变规律, 揭示材料的摩擦磨损机理。结果表明: 不含 SiC 材料的摩擦表面出现大量凹坑, 磨损严重, 磨损机理以黏着磨损为主; 当 SiC 含量低于 6%(质量分数)时, 材料表面出现较多凹坑及浅犁沟, 继续提高 SiC 含量, 凹坑数量减少直至消失, 材料表面犁沟的深度及宽度增加, 表面及亚表面出现裂纹, 材料主要磨损机理由黏着磨损和轻微犁削磨损向剥层磨损和严重犁削磨损转变。

关键词: 摩擦材料; 粉末冶金; 表面形貌; 磨损机理

中图分类号: TF125.9

文献标志码: A

Topographical characteristics and wear mechanism of copper-based powder metallurgy friction materials reinforced by SiC particle

ZHOU Hai-bin, YAO Ping-ping, XIAO Ye-long, ZHANG Zhong-yi,
CHEN Ling-han, GONG Tai-min, ZHAO Lin, ZUO Xiao-ting

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of SiC content on friction and wear properties, the microstructure evolution of friction surface and sub-surface were investigated. The wear mechanism of copper matrix composite prepared by powder metallurgy method was revealed. The experimental results show that the friction surface displays a rough morphology with a number of wide hollows when the material does not contain SiC, which means that severe adhesion is the dominant wear mechanism. When SiC content is less than 6% (mass fraction), many narrow furrows along with some shallow hollows appear on the friction surface of the material. When SiC content is more than 6%, the hollows decrease and even disappear with the increase of SiC content. The furrows become wider and deeper, and the cracks form on the surface and the sub-surface. The wear mechanism changes from adhesion wear and mild ploughing wear to delamination and severe ploughing wear.

Key words: friction material; powder metallurgy; surface topography; wear mechanism

铜基粉末冶金摩擦材料是以铜及其合金为基体、添加摩擦组元和固体润滑组元、采用粉末冶金技术制备而成, 广泛应用于风电、高铁、航天、航空机械的离合器与制动装置中^[1-3]。其中, 基体组元决定材料的硬度、强度、耐热等力学性能及物理性能; 而润滑组元可以减小或消除粘结和卡滞, 减少表面磨损, 平稳摩擦过程; 摩擦组元用于补偿固体润滑组元的影响及在不损害摩擦表面的前提下增加滑动阻力, 用于调整

摩擦因数, 起着摩擦、抗磨和抗粘结的作用^[4]。通过调节材料中各组元的种类、含量及存在形式可以获得满足不同使用需求的粉末冶金摩擦材料。

合理选择摩擦组元对提高摩擦材料的摩擦及耐磨性能至关重要。而随着机械工业的高速发展, 尤其是大型机械运行速率的不断提高, 对铜基粉末冶金摩擦材料制动性能要求愈加苛刻, 导致传统摩擦组元(铁、二氧化硅、石棉、氧化铝及某些难熔金属)难以满足高

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51175516); 湖南省杰出青年基金资助项目(10JJ1009)

收稿日期: 2013-12-20; **修订日期:** 2014-05-09

通信作者: 姚萍屏, 教授, 博士; 电话: 0731-88876614; E-mail: ppyao@csu.edu.cn

速重载条件下的使用要求。在潜在的新型摩擦组元中, 具有优异性能的 SiC 引起了学者们的广泛关注, SiC 具有密度低、热膨胀系数小、强度高、弹性模量高、熔点高和化学性能稳定等突出优点, 能够在高能制动过程中保持材料摩擦性能稳定, 其良好的导热性能亦能加速高能制动过程中材料摩擦表面摩擦热量的传导; 同时, SiC 材料来源广泛、价格低廉。

目前, 国内外科研工作者就低速轻载条件下 SiC 对铜基复合材料摩擦磨损性能影响方面开展了大量的研究工作, 但尚未对高能制动条件下材料的摩擦学性能进行进一步详细探讨。侯宝峰等^[5]研究了 SiC/Cu 基复合材料在 1 N 载荷下的摩擦磨损性能, 发现添加 SiC 可明显降低材料的磨损量。TJONG 等^[6]的研究表明, 在滑动速度为 1 m/s 及载荷低于 55 N 的条件下, 加入 SiC 虽会降低 Cu/SiC 复合材料的屈服强度, 但能有效提高铜基体的耐磨性, 当 SiC 体积分数为 20% 时, 复合材料具有最佳耐磨性能。湛永钟等^[7]对 Cu/SiC 复合材料在低速、低载下的摩擦性能及磨损机理进行了分析, 结果显示, 随着材料中 SiC 含量的提高, 材料的磨损机理由黏着磨损向磨粒磨损转变。张洁等^[8]还研究了 SiC 颗粒尺寸对铜基复合材料耐磨性能的影响。姚萍屏等^[9-10]虽然就高能制动条件下不同晶型、不同含量的 SiC 对铜基复合材料摩擦性能的影响进行了研究, 但未对高能制动条件下含 SiC 的铜基粉末冶金材料的摩擦磨损机理进行探索。关于 SiC 在铜基复合材料中的作用机制, 目前普遍认为, SiC 与铜之间的界面性质对复合材料的性能起决定作用, 通过改善 SiC 与铜之间界面性质能够显著地提高复合材料的物理力学性能和摩擦磨损特性^[11-13]。许多研究结果还表明, SiC 通过改变基体属性及摩擦界面状态影响材料的摩擦磨损性能^[14-16]。

高速重载条件下, 摩擦表面的高温、高应力将导致材料的摩擦性能及耐磨性能急剧劣化, 为保证机械的安全平稳制动, 摩擦材料需具有稳定的摩擦性能, 为此, 需要对影响材料高能制动性能的各项参数进行系统的分析。本文作者通过粉末冶金方法制备含 SiC 的铜基摩擦材料, 研究 SiC 对高速重载条件下的铜基摩擦材料摩擦磨损性能的影响, 分析摩擦材料的摩擦表面和亚表面形貌, 揭示材料的摩擦磨损机理, 旨在为高速重载材料的研制及应用提供理论依据。

1 实验

1.1 材料

所用原材料及其主要参加如表 1 所示。

试样的化学成分组成见表 2。按表 2 所示比例称取各粉末, 在 V 型混料机中混合 6~8 h; 混合后添加适量成型剂, 拌匀并烘干, 在 500~600 MPa 的压力下冷压成形; 将压坯置于加压烧结炉中进行加压烧结, 烧结温度为 $(930 \pm 10)^\circ\text{C}$, 烧结压力为 2.0 MPa, 保温时间 3 h。

表 1 原材料主要参数

Table 1 Technical parameters of raw materials

Composition	Purity/%	Particle size/ μm
Cu	≥ 99	< 75
Fe	≥ 99	< 75
Sn	≥ 99	< 75
Graphite	99	270~630
SiO ₂	—	75~380
SiC	99	1

表 2 材料的化学成分组成

Table 2 Chemical compositions of materials (mass fraction, %)

Sample No.	Mass fraction/%					
	Cu	Sn	Fe	C	SiO ₂	SiC
A0	80	4	10	4	2	0
A1	78	4	10	4	2	2
A2	76	4	10	4	2	4
A3	74	4	10	4	2	6
A4	72	4	10	4	2	8
A5	70	4	10	4	2	10

1.2 测试方法和检测手段

将烧结后的材料加工成 $d 75 \text{ mm} \times 53 \text{ mm}$ 环形试样, 对偶材料选用 30CrNiMo 合金钢, 利用 MM-1000 型摩擦试验机进行摩擦磨损性能测试(制动压力 0.6 MPa、转速 6500 r/min、转动惯量 $2.5 \text{ kg} \cdot \text{m}^2$ 。同种试验条件下重复 10 次为一个数据统计周期, 并取平均值), 记录实验数据, 收集试验中产生的磨屑, 利用 KYKY-2800 扫描电子显微镜和金相显微镜观察分析摩擦材料的摩擦表面形貌、亚表面结构及磨屑形状。

2 结果与讨论

2.1 SiC 含量对摩擦表面形貌的影响

图 1 所示为不同 SiC 含量(质量分数)的材料经摩

擦试验后的摩擦表面形貌。由图 1 可知,随着 SiC 含量的增加,摩擦表面凹坑数量减少,犁沟数量及深度逐渐增加;当 SiC 含量达到 8% 时,凹坑基本消失;同时当 SiC 含量由 6% 增加至 8% 时,材料表面出现垂直于滑动方向的横向裂纹。

表面凹坑数量与材料和对偶之间的黏着倾向相关。高速制动条件下,材料摩擦表面经历大压力及高速滑动摩擦过程,产生大量的摩擦热,材料表面温度急剧升高,局部区域达到闪点温度^[17]。对于未含 SiC 的材料,其摩擦表面易在此强热-力耦合条件下发生塑性变形和软化,试样表面易与对偶表面产生严重的黏着-剪切效应,导致表层材料大块脱落而形成凹坑。而在添加 SiC 的摩擦材料中,均匀分布于基体的

SiC(见图 2)起到颗粒强化作用,能够通过复合材料的协同作用有效提高材料的抗剪切强度,随着 SiC 含量的增加,协同作用增强,能够显著提高材料的抗塑性变形能力,并且镶嵌于基体表面及摩擦副间的脱出 SiC 颗粒起隔离作用,能够降低摩擦表面铜基体与对偶间直接接触而黏着的发生几率(见图 2),抑制高能制动过程中摩擦材料向对偶转移的趋势,直至材料表面无明显凹坑。

表面犁沟的密度、深度与分布于摩擦副之间的硬质第三体数量有关。SiC 颗粒与铜之间润湿性及热膨胀系数差异较大,导致铜基体与 SiC 颗粒在界面处易产生孔隙缺陷;且随着 SiC 含量的提高,材料孔隙度增加,基体与硬质相结合力变弱,使得 SiC 和 SiO_2

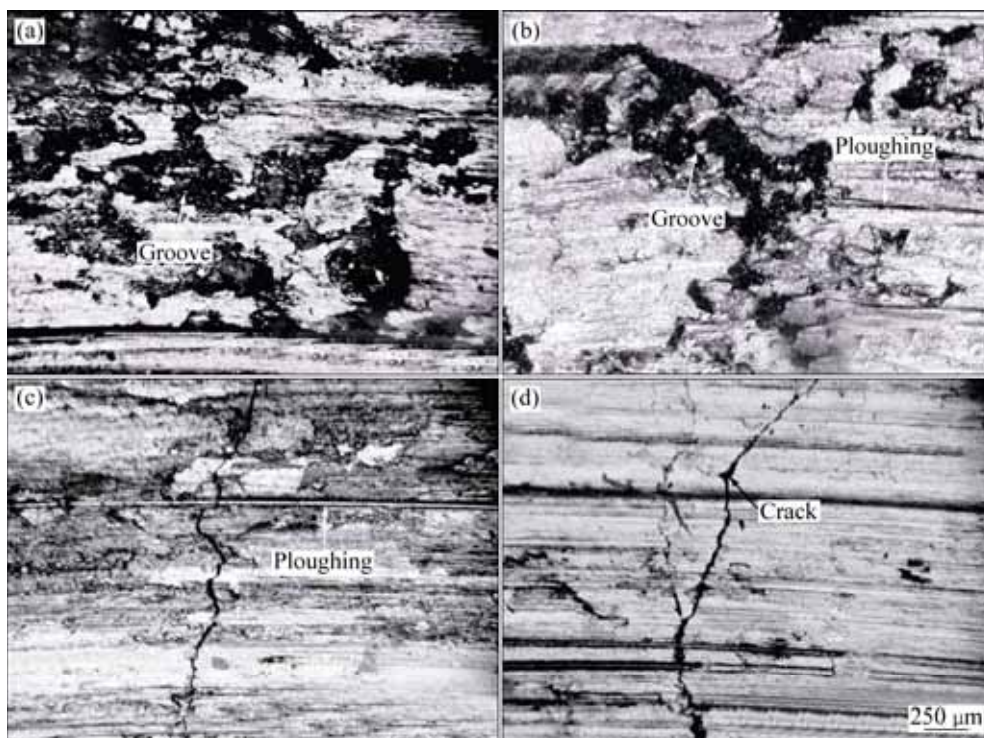


图 1 不同 SiC 含量材料的表面形貌的 SEM 像

Fig. 1 SEM images of worn surfaces of materials with different SiC contents (mass fraction): (a) 0%; (b) 2%; (c) 6%; (d) 8%

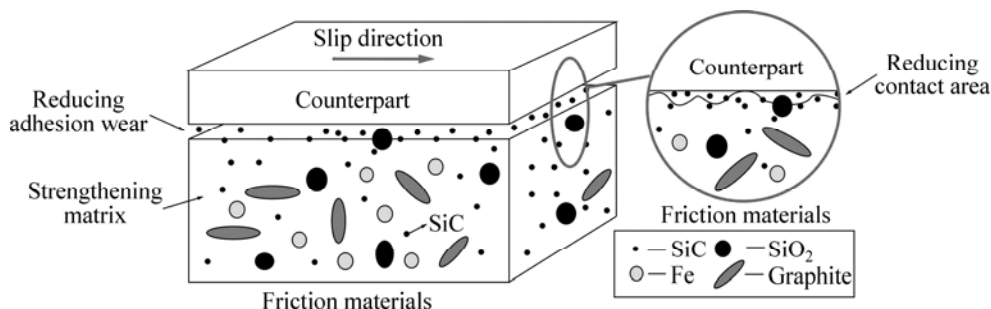


图 2 SiC 的作用机制示意图

Fig. 2 Schematic diagram of action mechanism of SiC

等硬质颗粒易于破碎和脱落,并在摩擦副之间滚滑而发生犁削作用,进而在摩擦表面形成犁沟;SiC 的含量增加,脱落现象更加严重,造成摩擦表面的犁沟深度及密度增加(见图1)。

表面裂纹的形成与材料整体性能相关。摩擦过程中,在循环交变应力场和温度场作用下,孔隙处将产生较大的应力集中,易成为裂纹扩展源,同时,随着SiC 含量的提高,材料的脆性增加,塑性变形能力下降,当SiC 含量超过6%时,摩擦材料中与对偶材料刮擦的凸起部位(一般为硬质SiC 和SiO₂摩擦组元)易受到超过基体断裂强度的局部应力作用而产生垂直于应力方向的断裂裂纹,伴随摩擦过程的进行,摩擦材料表面裂纹易在剪切应力的作用下沿孔隙扩展而产生横向大裂纹。

2.2 SiC 含量对亚表面结构的影响

摩擦材料的亚表面是形成摩擦材料表面层的基础。一般来说,摩擦材料亚表面可以划分为摩擦膜、机械混合层(MML)、塑性紊流层(PDL)以及未变形基体层。其中,材料亚表面的结构与厚度不但受材料性能的影响,而且也与摩擦实验条件有关。在高速重载条件下,材料经历了反复的极端热-力作用,其表面结构发生了显著的改变。

图3所示为不同SiC 含量的材料在高速重载条件

下的亚表面结构。如图3所示,塑性紊流层仅出现于SiC 含量低于6%材料的亚表面,且其厚度随SiC 含量增加而逐渐降低。而机械混合层始终存在,且厚度随SiC 含量增加而增大。未含SiC 材料中摩擦表面未形成连续的机械混合层,且其机械混合层较为疏松;含SiC 材料中摩擦表面能够形成连续、致密的机械混合层。添加2%SiC 材料的机械混合层厚度虽然较薄,但裂纹较少,结构较稳定,且整体均匀涂覆于塑性紊流层表面,降低了机械混合层与塑性紊流层的结合强度;而在添加8% SiC 材料的机械混合层中出现了大量裂纹。

塑性紊流层是指材料在高速制动过程中亚表面内发生明显塑性变形的区域。其厚度决定于材料抗塑性变形能力,抗塑性变形能力越强,塑性紊流层厚度越小。基体中的SiC 颗粒通过两种不同的强化机制提高了铜基粉末冶金摩擦材料的抗塑性变形能力,即由SiC 自身性能引起的直接强化与由SiC 与铜基体匹配性差异引起的间接强化。直接强化效果来源于增强相对载荷的承担,间接强化的效果来源于SiC 与铜基体热膨胀系数不同而诱发的位错密度增加。当材料受到外力作用而发生变形时,需要更大的应力以克服由两种强化效果引起的抗变形能力的增强,因此,SiC 的添加降低了剪切应力作用深度,致使塑性紊流层厚度随SiC 含量增加而降低,直至最终消失。

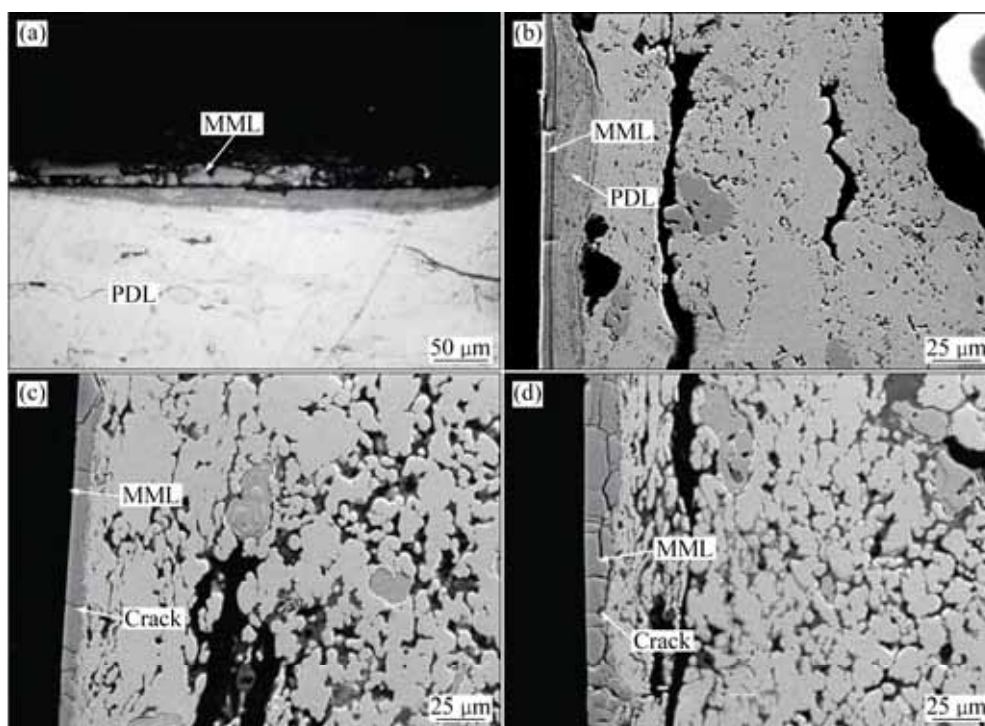


图3 不同SiC 含量的材料亚表面的SEM像

Fig. 3 SEM images of sub-surfaces of materials with different SiC contents: (a) 0%; (b) 2%; (c) 6%; (d) 8%

机械混合层是由材料摩擦表面脱落磨屑经两接触面反复碾压形成的。其各项特征由多方面的因素决定。当材料中不含 SiC 时,其表面金相组织如图 4(a)所示。平行于试样表面分布的黑色长条状物质为鳞片石墨,黑色块状颗粒为 SiO_2 ,灰色铁颗粒则均匀分布于合金基体中,材料基体连续性较好,易在高速重载条件下快速软化。而软化的铜基体易与对偶表面产生黏着,在“黏着-剪切-黏着”效应的反复作用下,阻碍连续稳定机械混合层的形成。

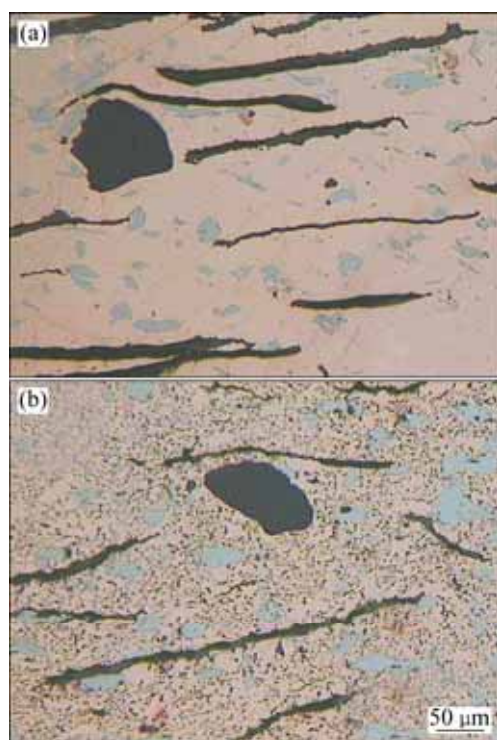


图 4 摩擦材料的显微组织

Fig. 4 Microstructures of friction materials: (a) Without SiC; (b) With SiC

当材料中添加 SiC 后(见图 4(b)),弥散分布于材料基体中的 SiC 颗粒承担了部分作用于基体中的剪切应力,保证了材料在高温下的力学性能,减少亚表层的塑性变形,提高了重载条件下材料的抗软化能力;同时,分布于摩擦表面中的 SiC 颗粒在一定程度上减少了基体与对偶的直接接触,降低了材料与对偶的黏着倾向,为形成连续稳定机械混合层提供了条件。但材料中的 SiC 与基体间的润湿性较差,易在其结合界面产生大量孔隙,极大地劣化了材料基体的连续性,微裂纹易在组元界面扩展,导致出现脱粘, SiC 和 SiO_2 等摩擦组元脱落于摩擦界面形成三体磨屑,致使材料犁削效应增强,表面磨屑数量增加,犁沟宽度扩大。而表面犁削磨屑体积较小,形状复杂,变形能力强。

在反复碾压下,脱落的磨屑与三体磨屑易在材料表面形成连续的机械混合层。随着 SiC 含量的增加,摩擦界面中的三体磨屑和犁削磨屑数量增加,有助于稳定机械混合层的形成,并使机械混合层的厚度增大。当 SiC 含量过高时,铜基体与 SiC 之间热膨胀系数差别较大,机械混合层在反复的交变热-力场作用下,裂纹易在 SiC/铜基体界面形核、萌生并扩展,出现图 3(d)中所示的大量机械混合层裂纹。随着摩擦过程的进行,机械混合层中的裂纹逐渐扩展,当混合层中多条横向裂纹与纵向裂纹相交汇时,表面易产生片状剥落磨屑(见图 5)。

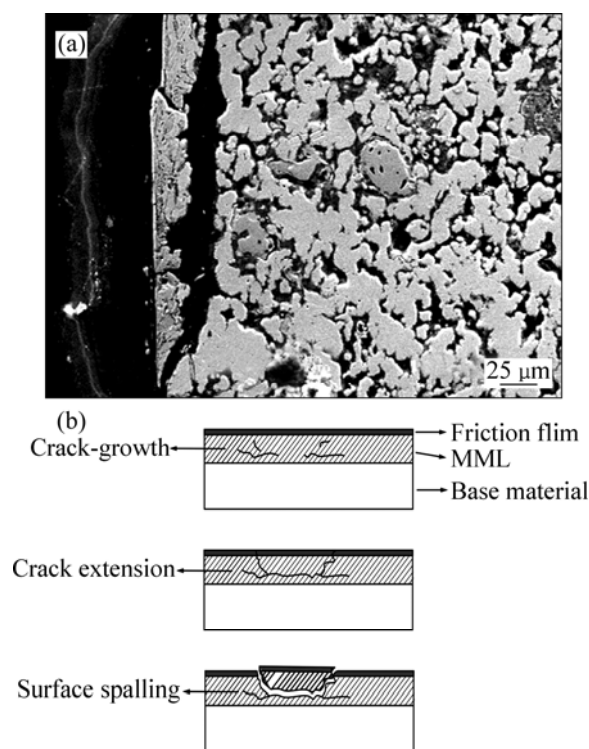


图 5 8% SiC 试样表层磨屑脱落的 SEM 像及其示意图

Fig. 5 SEM image of separating wear debris of sample containing 8% SiC (a) and its schematic diagram (b)

2.3 含 SiC 材料的摩擦磨损性能及机理

图 6 所示为材料摩擦因数和磨损量与 SiC 含量之间的关系。图 6 表明摩擦材料的摩擦因数及磨损量均随 SiC 含量的提高而呈现出先减小后增加的趋势。图 6 表明,不含 SiC 或 SiC 含量较高时($\geq 8\%$),摩擦材料的摩擦因数及磨损量较高;当 SiC 含量为 2%~4% 时,材料的磨损率与摩擦因数较小;当 SiC 含量为 6% 时,摩擦材料具有较大的摩擦因数及较小的磨损量,摩擦磨损性能最佳。

材料摩擦性能改变是材料摩擦磨损机理变化的宏观表现。不含 SiC 的摩擦材料易与对偶发生黏着现象。

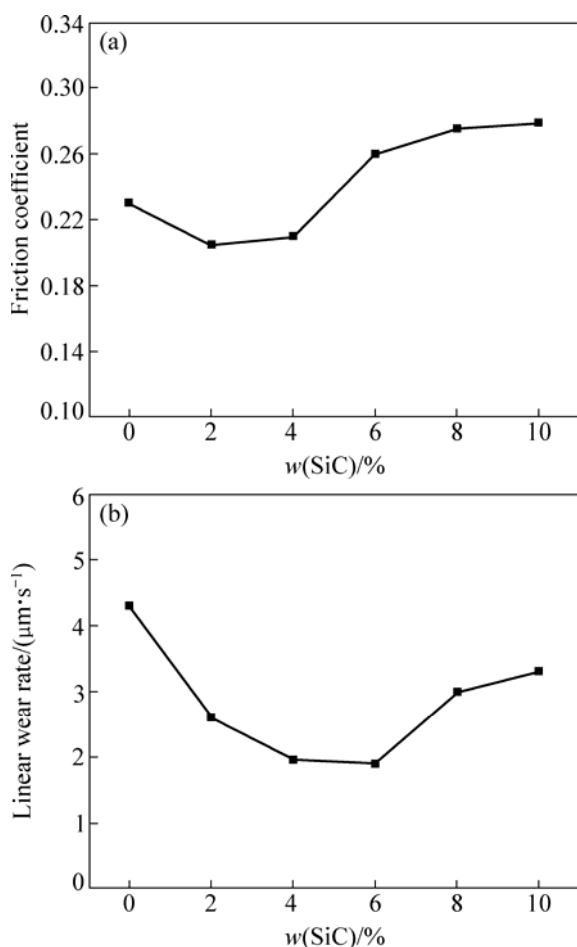


图 6 材料的摩擦磨损性能曲线

Fig. 6 Friction and wear performance curves of materials: (a) Friction coefficient vs $w(\text{SiC})$; (b) Linear wear rate vs $w(\text{SiC})$

在高速重载条件下, 摩擦表面的高温高应力, 促进了黏着现象的发生, 增大了黏着磨损程度。如图 1(a) 所示, 材料摩擦表面出现大量大尺寸凹坑和少量浅犁沟, 磨屑以块状为主(见图 7(a)), 证明此阶段材料磨损机理以严重的黏着磨损为主, 并伴随轻微的剥层磨损和犁削磨损。加入适量 SiC 时(2%~4%), 材料的摩擦磨损机理依然以黏着磨损为主, SiC 提高了材料整体剪切强度并且阻碍了铜基体与对偶之间的直接接触, 减弱了黏着磨损的程度。但分布于摩擦表面及脱落的 SiC 颗粒增强了犁削磨损程度。总体来说, 犁削磨损增强难以补偿黏着磨损的减弱, 引起摩擦因数及磨损量快速降低。继续提高 SiC 含量至 6% 时, 犁削磨损取代黏着磨损成为此阶段的主导摩擦磨损机理。此时, 犁削效应的加强不但弥补了黏着剪切现象消失所造成的制动力矩下降, 而且有效降低了材料的磨损, 致使摩擦材料保持较优的摩擦性能及较低的磨损率。当 SiC 含量高于 6% 时, 基体中大量的 SiC 颗粒破坏了铜

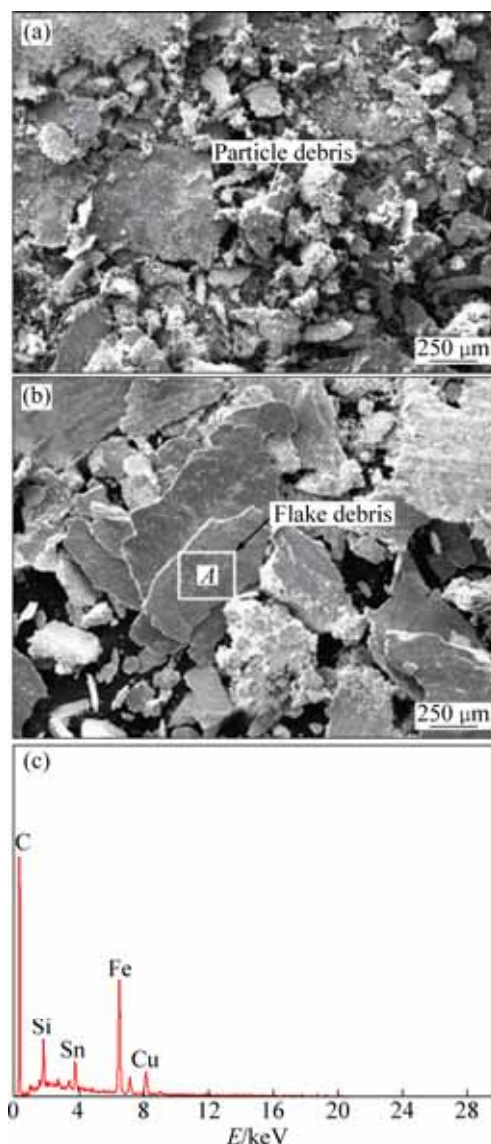


图 7 不同 SiC 含量下材料磨屑的 SEM 像和片状磨屑的 EDS 能谱分析

Fig. 7 SEM images of wear debris and EDS spectrum of flake debris of materials with different SiC contents: (a) 0; (b) 8%; (c) EDS spectrum of region A in Fig. 7(b)

基体的连续性, 降低了材料整体塑性, 导致裂纹易沿亚表面缺陷快速扩张而发生疲劳磨损。同时, 脱粘的 SiC 与 SiO_2 形成的第三体磨屑反复刮擦摩擦表面, 造成较严重的犁削磨损。如图 1(d) 及 3(d) 所示, 材料表面和亚表面出现已扩展的裂纹, 表面产生深犁沟。材料磨屑多为片状(见图 7(b)), 图 7(c) 所示能谱分析表明, 片状磨屑主要包含 Si、C、Fe、Cu 和 Sn 5 种元素, 证明片状磨屑主要来源于由 SiC 第三体和犁削磨屑(犁削基体形成的富铜富碳磨屑与犁削对偶形成的富

铁磨屑)构成的机械混合层剥落(见图 5)。材料在此阶段的磨损机理以剥层磨损为主,同时发生强烈的犁削磨损。严重的剥层磨损及犁削磨损大大提高了材料的摩擦因数与磨损率。综上所述,随着 SiC 含量的增加,铜基摩擦材料的摩擦磨损机理发生改变,其主要磨损机理由黏着磨损、轻微犁削磨损(SiC 含量低于 6%)向犁削磨损转变(SiC 含量为 6%),再由犁削磨损向严重剥层磨损和严重犁削磨损(SiC 含量高于 6%)转变。

3 结论

1) 随着 SiC 含量的增加,材料的摩擦形貌发生变化。当 SiC 含量低于 6%时,材料表面出现较多的凹坑及浅犁沟;当 SiC 含量高于 6%时,凹坑数量减少直至消失,犁沟的深度及宽度增加,表面出现裂纹。

2) 添加 SiC 虽然改善了材料的抗塑性变形能力,但劣化了基体的连续性,提高了形成机械混合层的第三体磨屑及犁削磨屑数量。随着 SiC 含量的增加,塑性变形层厚度逐渐减小直至消失,机械混合层虽厚度增加,但其混合层内部裂纹密度增大。

3) 随着 SiC 含量的增加,材料的摩擦因数及磨损量均呈现先降低后增加的趋势。不含 SiC 材料的磨损机理以黏着磨损为主;随着 SiC 含量的增加,材料主要磨损机理由黏着磨损和轻微犁削磨损向剥层磨损和严重犁削磨损转变。

4) 加入过量 SiC 组元有利于改善高速重载条件下材料的摩擦磨损性能,显著提高材料的摩擦因数及耐磨性。

REFERENCES

- [1] FIDOLJINGE И М. 现代摩擦材料[M]. 徐润泽, 黄国伟, 李金鹏, 译. 北京: 冶金工业出版社, 1983: 5-30.
FIDOLJINGE И М. Modern friction material[M]. XU Run-ze, HUANG Guo-wei, LI Jin-peng, transl. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1983: 5-30.
- [2] 肖叶龙, 姚萍屏, 贡太敏, 赵林, 谭慧强, 靳宗向. 石墨与 MoS₂ 配比对接用摩擦材料性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(9): 2539-2545.
XIAO Ye-long, YAO Ping-ping, GONG Tai-min, ZHAO Lin, TAN Hui-qiang, JIN Zong-xiang. Effects of proportion of graphite and MoS₂ on performances of space docking friction material[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(9): 2539-2545.
- [3] 余直昌, 姚萍屏, 樊坤阳, 丁莉. 低温玻璃粉对风电机组用铜基摩擦材料性能的影响[J]. 润滑与密封, 2011, 36(6): 12-16.
SHE Zhi-chang, YAO Ping-ping, FAN Kun-yang, DING Li. Effect of the low melting glass powder on copper matrix friction material used in wind turbine generator system[J]. Lubrication Engineering, 2011, 36(6): 12-16.
- [4] 曲在纲, 黄月初. 粉末冶金摩擦材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2005: 5-20.
QU Zai-gang, HUANG Yue-chu. Powder metallurgy friction material[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005: 5-20.
- [5] 侯宝峰, 曲选辉, 何新波, 孙本双. SiC 含量对注射成形 SiC_p/Cu 复合材料磨损性能的影响[J]. 机械工程材料, 2010, 34(12): 67-69, 73.
HOU Bao-feng, QU Xuan-hui, HE Xin-bo, SUN Ben-shuan. Effect of SiC content on wear properties of SiC/Cu composite fabricated by injection molding[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2010, 34(12): 67-69, 73.
- [6] TJONG S C, LAU K C. Tribological behavior of SiC particle-reinforced copper matrix composites[J]. Materials Letters, 2000, 43(5/6): 274-280.
- [7] 湛永钟, 张国定. SiC_p/Cu 复合材料摩擦磨损行为研究[J]. 摩擦学学报, 2003, 23(6): 495-498.
ZHAN Yong-zhong, ZHANG Guo-ding. Tribological behavior of SiC particle reinforced copper matrix composites[J]. Tribology, 2003, 23(6): 495-498.
- [8] 张洁, 徐晓静, 陈康敏, 吴晶, 潘励, 徐文维. SiC_p 尺寸对 SiC_p/Cu 基复合材料抗磨性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2003, 23(4): 301-305.
ZHANG Jie, XU Xiao-jing, CHEN Kang-min, WU Jing, PAN Li, XU Wen-wei. Effect of SiC_p size on wear-resistance of SiC_p/Cu matrix composites[J]. Tribology, 2003, 23(4): 301-305.
- [9] 孟康龙, 姚萍屏. α -SiC 的粒度对铜基摩擦材料摩擦磨损性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2010, 15(3): 294-299.
MENG Kang-long, YAO Ping-ping. Effect of α -SiC particle size on friction and wear properties of copper-matrix friction material[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2010, 15(3): 294-299.
- [10] 姚萍屏, 樊坤阳, 孟康龙, 余直昌, 丁莉. 不同晶型 SiC_p 对铜基粉末冶金摩擦材料摩擦磨损性能的影响[J]. 润滑与密封, 2011, 36(7): 1-4.
YAO Ping-ping, FAN Kun-yang, MENG Kang-long, SHE Zhi-chang, DING Li. Effect of different crystal SiC_p on friction and wear properties of copper-based PM friction materials[J]. Lubrication Engineering, 2011, 36(7): 1-4.
- [11] HU M, ZHANG Y L, GAO J, LIU Y J. The micro-structure and wear behavior of the SiC_p/Cu composites before and after

- chemical plating[J]. *Advanced Materials Research*, 2013, 706/708: 344–348.
- [12] KENNEDY F E, BALBAHADUR A C, LASHMORE D S. The friction and wear of Cu-based silicon carbide particulate metal matrix composites for brake applications[J]. *Wear*, 1997, 203/204: 715–721.
- [13] ZHANG L, HE X B, QU X H, DUAN B H, LU X, QIN M L. Dry sliding wear properties of high volume fraction SiC_p/Cu composites produced by pressureless infiltration[J]. *Wear*, 2008, 265(11/12): 1848–1856.
- [14] RAO R N, DAS S. Effect of matrix alloy and influence of SiC particle on the sliding wear characteristics of aluminum alloy composites[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(3): 1200–1207.
- [15] BARMOUZ M, GIVI B M K, SEYFI J. On the role of processing parameters in producing Cu/SiC metal matrix composites via friction stir processing: Investigating microstructure, micro hardness, wear and tensile behavior[J]. *Materials Characterization*, 2011, 62(1): 108–117.
- [16] HASSAN A M, ALRASHDAN A, HAYAJNEH M T, MAYYAS A T. Wear behavior of Al-Mg-Cu-based composites containing SiC particles[J]. *Tribology International*, 2009, 42(8): 1230–1238.
- [17] KIM J G, KWON S T, YOON S C. Analysis of hot spots evolution on brake disc using high-speed infrared camera[J]. *Key Engineering Materials*, 2010, 417/418: 317–320.
- (编辑 陈卫萍)