文章编号：1004-0609(2013)01-0201-11

硅含量对喷射沉积 SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料摩擦磨损性能的影响

苏 斌，严红革，陈吉华，陈 刚，杜嘉庆

(湖南大学 材料科学与工程学院，长沙 410082)

摘 要：对喷射沉积技术制备的不同硅含量铝基功能梯度复合材料进行室温摩擦学性能研究。结果表明：当硅含量分别为 7%、17%和 20%时，SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料的摩擦因数随载荷或滑动速度(转速)的增加而减小；随着 SiC 颗粒含量的增加，摩擦因数呈增大趋势；随基体硅含量增加，摩擦因数越稳定。在转速 300~500 r/min、700~900 r/min 和载荷 10~30 N、40~50 N 时，磨损率随转速、载荷的增加而升高，随 SiC 颗粒含量的增加而降低，梯度变化明显；在转速 500~700 r/min 和载荷 30~40 N 时，随转速、载荷的增加，磨损率反而减小；随基体硅含量的增加，磨损率呈降低趋势，材料在摩擦过程中生成的机械混合层(MML)厚度呈减小趋势。

关键词：硅含量；喷射沉积；功能梯度复合材料；摩擦因数；磨损性能

中图分类号：TG146.2；TG111.8 **文献标志码**：A

Effect of silicon content of substrate on wear properties of spray-deposited SiC_p/Al-Si functionally gradient composites

SU Bin, YAN Hong-ge, CHEN Ji-hua, CHEN Gang, DU Jia-qing

(College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The wear properties of spray SiC_p/Al-Si functionally gradient composites with different silicon contents were investigated. The results show that, when Si contents are 7%, 17% and 20%, respectively, the friction coefficient of SiC_p/Al-Si gradient composite decreases with load or speed increasing, as SiC particle contents enhancing, the friction coefficient reflects increasing trend. With Si contents adding, the friction coefficient is more stability. When Speeds are 300−500 r/min and 700−900 r/min or loads are 10−30 N and 40−50 N, the wear rate increases with speeds and loads upgrading, and decreases with SiC particle content enhancing; when the speeds are 500−700 r/min or loads are 30−40 N, the wear rate decreases with speed and load increasing; with Si contents increases, the wear rate reflects decrease trends; at the same time, with Si content increasing, thicknesses of mechanical mixing layer (MML) generated in the processes of friction and wear is reducing trends.

Key words: Si content; spray-deposited; functionally gradient composite; friction coefficient; wear performance

颗粒增强铝基复合材料由于具有密度小、比强度和比刚度高、热膨胀系数低、热稳定性高、导热性、导电性和耐磨性良好等优点，被广泛用于航空航天领域和汽车配件等行业[1]，但其也存在一些缺点，如塑性和韧性偏低，这对其在交通车辆等安全性要求高的领域的广泛应用非常不利[2]。如果能够研制出一种材料，其表面层为陶瓷颗粒增强的铝基复合材料耐磨层、表层以下的材料中陶瓷颗粒浓度呈连续梯度分布，这时材料的塑性和韧性将逐渐升高，安全性也逐渐提高，上述矛盾因而可以解决。

目前，有不少国内外学者开始关注和研究铝基功能梯度复合材料(Functionally gradient composites，简

基金项目：国家高技术研究发展计划资助项目(2009AA03Z111)
收稿日期：2012-05-02；**修订日期**：2012-09-22
通信作者：严红革，教授，博士；电话：0731-88824005；E-mail: yanhg68@163.com

称 FGM)。杨涤心和刘亚民[3]采用离心铸造方法制备出 α 固溶体和(α+Si)共晶体的梯度功能材料，并对其摩擦磨损性能进行了研究；HUMBERTO 等[4]采用球−盘式磨损试验机研究了离心铸造 AlB_2 颗粒增强 Al-B 和 Al-B-Mg 功能梯度复合材料的摩擦磨损性能。于思荣等[5]采用 ML−100 型销−盘磨粒磨损试验机研究了离心铸造的 SiC_p/Al-8.8%Si 合金梯度材料的耐磨性能，其结果表明：耐磨性能取决于 SiC 颗粒的含量及其分布，由外至内逐渐变差，呈梯度变化。罗虹等[6]比较了 SiC_p/A356 均质复合材料与 SiC_p/A356 功能梯度材料的摩擦磨损性能，其结果表明：粒子富集区的耐磨性明显高于均质材料的耐磨性，其中 SiC 颗粒富集区的颗粒含量越高，耐磨性越好。VIEIRA 等[7]研究了离心铸造的 SiC_p/Al 功能梯度复合材料磨损行为，其结果表明：凝固速率的不同使得复合材料的微观组织和硬度呈梯度分布；SiC 颗粒的含量(质量分数)增加至 5%之前，随着颗粒含量的增加，功能梯度复合材料的磨损系数快速下降，当颗粒含量继续增加至大于 5%时，摩擦因数开始缓慢减小。

在铝硅系合金中，硅在铝中是过剩相强化，硅含量的变化对材料的热导率、热膨胀系数、抗拉强度、塑性及耐磨性能等都有影响。硅含量不同，材料的磨损性能也会不同。随着硅含量的增加，合金的结晶温度范围变窄，热裂倾向减少，耐磨性也越好，但是如果合金中硅含量太高，组织中会形成针状共晶 Si 及粗大板状多角形的初晶硅，这些会严重割裂基体，使材料强度和塑性显著降低[8]。在此，本文作者探讨由 SU 等[9]制备所得 3 种不同基体硅含量(分别为 7%、17%和 20%，质量分数)的功能梯度复合材料的室温摩擦学性能，其中 SiC 颗粒增强相的质量分数比呈 0~20%连续梯度变化。

1 实验

根据文献[9]，采用自动控制叶轮转速从而实现 SiC 颗粒的输出呈浓度梯度变化。实验结果表明：叶轮的转速与时间呈正比，SiC 颗粒的输出量与叶轮的转速基本呈直线关系，可实现 SiC 颗粒在沉积坯的高度方向呈 0~30%的浓度梯度变化。把制备所得 SiC 颗粒呈 0~20%的浓度梯度变化的 SiC_p/Al-7Si、SiC_p/Al-17Si 和 SiC_p/Al-20Si 功能梯度复合材料在 540~560 ℃下进行热压超塑性致密化，在 485~495 ℃进行固溶处理，60 ℃水淬，175 ℃时效 8 h。再分别沿锭坯轴向切取 d6 mm×12 mm 3 个不同 SiC 含量的试样，采用 MG−2000 型销−盘试验机进行室温摩擦磨损测试，对偶盘为 45 号钢，尺寸为 d70 mm×10 mm，有效直径 30 mm。试样经金相砂纸打磨平后再磨合 10~20 min 至约 90%的面积接触。测试时保持转速为 300 r/min，取载荷分别为 10、20、30、40 和 50 N；保持载荷为 20 N 时，取转速分别为 300、400、500、700 和 900 r/min。实验进行的总转数为 6 000 转。通过测量质量损耗计算磨损率，磨损量的测量在感量为±0.1 mg 的电子分析天平上进行，磨损率(W)由公式 $W=\Delta m/(2\pi Rtn\mu N)$ 计算[11]，式中 Δm 为梯度材料实验前后的质量损失(mg)；R 为有效回转半径(m)；t 为摩擦时间(min)；n 为盘试样的转速(r/min)；μ 为平均摩擦因数；N 为施加在销试样上的法向压力(N)。

采用 MM−6 型卧式金相显微镜分别观察 SiC_p/Al-Si FGM 中 SiC 颗粒的梯度分布，采用文献[9]所述的溶解法测定 SiC 颗粒在高度方向上不同沉积层中的质量分数。采用 MHV−2000 型显微硬度计测定梯度材料的硬度分布，加载载荷为 0.981 N，保压时间 15 s。在沉积坯不同高度方向上取样，在每个试样上取 5 个不同位置进行检测，然后取其平均值；采用 FEI-Quanta 200 型扫描电子显微镜对试样的磨损表面形貌进行分析。

2 结果与讨论

2.1 SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料的组织与性能

在致密化热处理后的锭坯取样如图 1 所示，试样 1、2 和 3 的取样点分别为距离锭坯顶部 12、24 和 36 mm 处，那么试样 1、2 和 3 对应着不同 SiC 颗粒含量。对应 3 种复合材料的试样编号分别为试样 S7-1、S7-2、S7-3，试样 S17-1、S17-2、S17-3 以及试样 S20-1、S20-2、S20-3。由图 2 所示的硬度分布曲线可知，

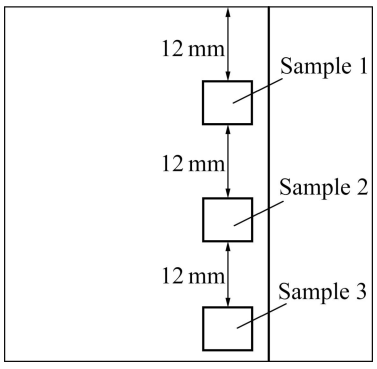

图 1 SiC_p/Al-Si FGM 取样示意图

Fig. 1 Selecting sample diagrams of SiC_p/Al-Si FGM

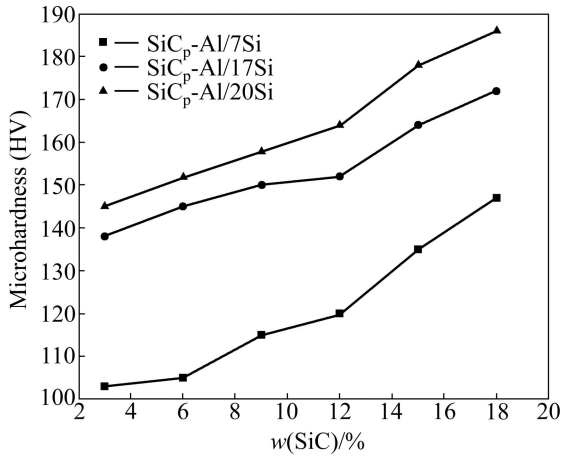

图 2　SiC_p/Al-Si FGM 硬度分布

Fig. 2　Hardness distribution of SiC_p/Al-Si FGM

SiC_p/Al-7Si、SiC_p/Al-17Si 和 SiC_p/Al-20Si 功能梯度复合材料的显微硬度值随 SiC 颗粒含量的增加而增大，并且随基体硅含量的增加，其显微硬度也相对提高。这是因为经过致密化处理后，消除了材料内部的孔隙，提高了 SiC 增强颗粒与基体的结合强度，同时硅含量越高，经喷射沉积后弥散分布的细小的硅颗粒越多，而硅颗粒的显微硬度比铝基体的硬度值高，因此 SiC 颗粒的分布及基体硅含量对材料的影响由硬度体现出来，而材料的硬度决定了接触材料表面的真实接触面积，因此与其耐磨性能有着密切联系[10]。

图 3 所示分别为 SiC_p/Al-17Si 功能梯度复合材料的显微组织。由图 3 可见，实验所制备的功能梯度复合材料中 SiC 颗粒沿轴向含量变化明显，实现了梯度分布，SiC_p/Al-7Si FGM、SiC_p/Al-20Si FGM 与 SiC_p/Al-17Si FGM 有相似的 SiC 颗粒含量梯度分布规律。在 3 个取样位置的以上 3 种材料的试样中，SiC 颗粒的质量分数由溶解法[9]测得，按取样位置由上至下依次为 15.2%、9.7%和 5.1%。SiC 颗粒分布较均匀，与基体的结合良好，材料中基本没有出现较大初晶硅。

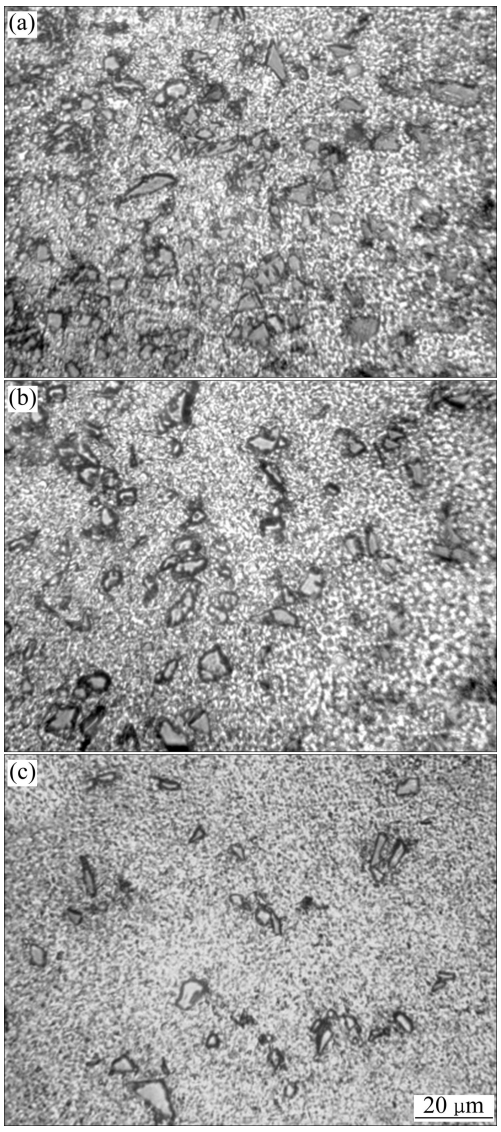

图 3　喷射沉积 SiC_p/Al-17Si FGM 的显微组织

Fig. 3　Microstructures of spray-deposited SiC_p/Al-17Si FGM: (a) Sample S17-1; (b) Sample S17-2; (c) Sample S17-3

2.2　SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料的磨损性能

2.2.1　滑动速度和载荷压力对材料摩擦因数的影响

接触载荷压力、滑动速度是影响材料摩擦磨损性能最主要的外在因素，材料摩擦磨损性能与接触载荷压力和滑动速度通常表现为复杂的变化关系，因此，研究接触载荷压力和滑动速度对摩擦磨损性能的影响具有重要意义。图 4~6 所示为试样 1、2 和 3 在不同载荷和转速下的摩擦因数。从图 4~6 所示的摩擦因数曲线可以看出，随着载荷和转速的增加，摩擦因数总体呈下降趋势。保持转速 300 r/min(即 0.93 m/s)时，随着载荷的增大，试样在 30 N 之前摩擦因数的降低幅度较大，30 N 之后试样的摩擦因数出现波动。分析认为，由于材料中 SiC 颗粒与基体的结合强度较低，当载荷增大时，脱落的 SiC 增强颗粒并没有很快地离开摩擦表面，而是在两对磨面之间形成第二相磨粒，使得材料的摩擦因数出现波动。在载荷为 10~50 N 时，材料的摩擦因数的大小随 SiC 颗粒含量的逐渐增多而增大，呈梯度变化。

保持载荷为 20 N(即 0.7 MPa)时，在低转速下，随着转速的提高，试样的摩擦因数降低较缓慢，转速达 400 r/min 后，SiC_p/Al-7Si、SiC_p/Al-17Si 和 SiC_p/Al-20Si 的摩擦因数都出现了较小的波动。这主要是由于随着转速的提高，对磨材料之间的温度升高，基体出现变

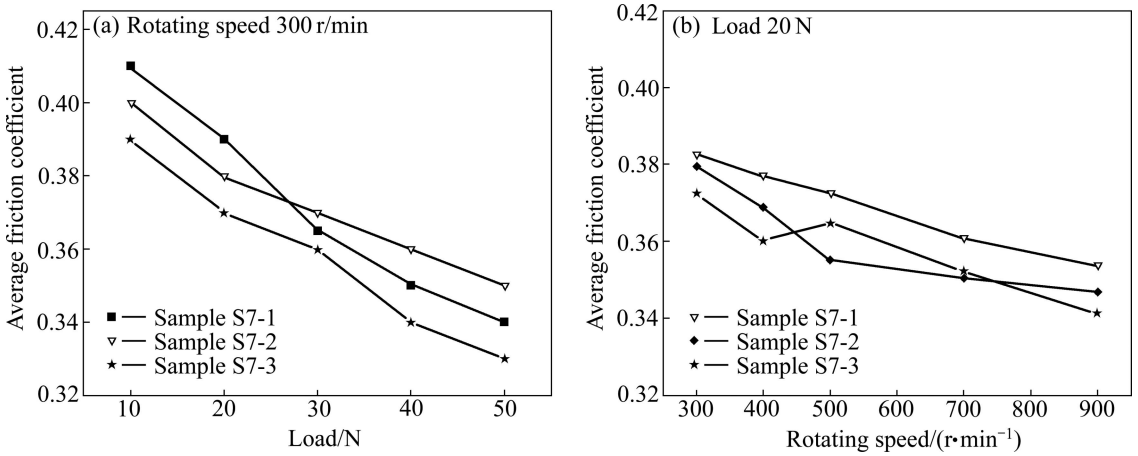

图 4 SiC_p/Al-7Si FGM 不同载荷与转速的摩擦因数曲线

Fig. 4 Curves of friction coefficient as function of load (a) and speed (b) for SiC_p/Al-7Si FGM

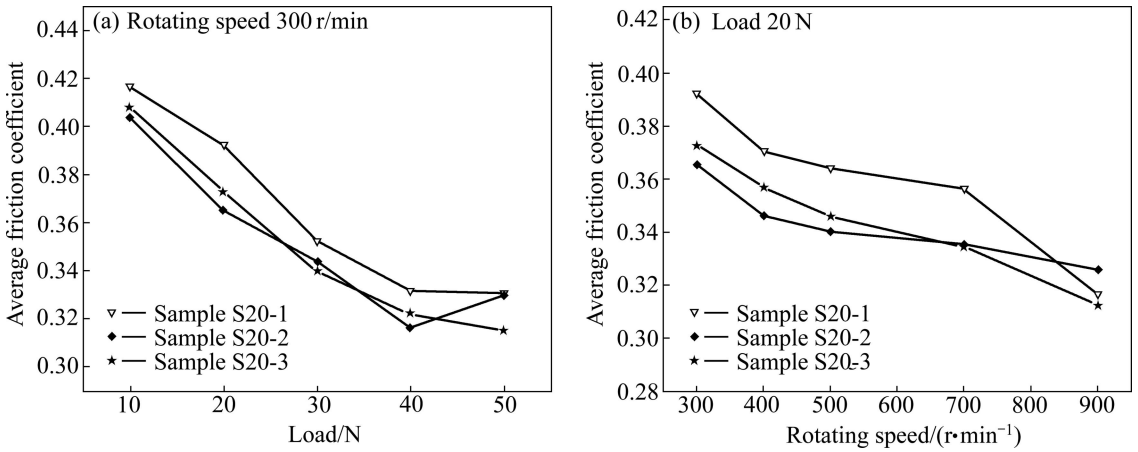

图 5 SiC_p/Al-17Si FGM 不同载荷与转速的摩擦因数曲线

Fig. 5 Curves of friction coefficient as function of load (a) and speed (b) for SiC_p/Al-17Si FGM

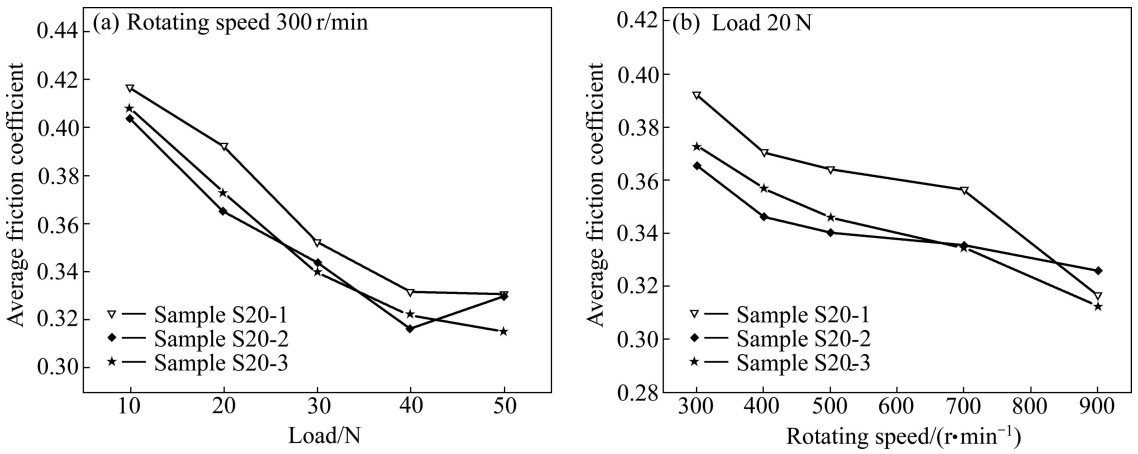

图 6 SiC_p/Al-20Si FGM 不同载荷与转速的摩擦因数曲线

Fig. 6 Curves of friction coefficient as function of load (a) and speed (b) for SiC_p/Al-20Si FGM

形，使得材料中的增强颗粒暴露与对磨材料钢直接接触，随着摩擦过程的进行，暴露在外的 SiC 颗粒破碎，从而使得摩擦因数上升；继续提高转速时，破碎的 SiC 硬质颗粒成为磨屑脱落，同时由于基体合金受摩擦热

的影响而出现软化，减弱了对 SiC 颗粒的固结作用，使得材料的摩擦因数又降低。材料摩擦因数在转速 300~900 r/min 之间时随 SiC 颗粒含量的增多而减小，呈现梯度变化。

2.2.2　滑动速度和载荷压力对材料磨损率的影响

图 7 所示为在载荷为 20 N(即 0.7 MPa)时，在不同转速条件下，SiC_p/Al-Si FGM 的磨损率曲线。

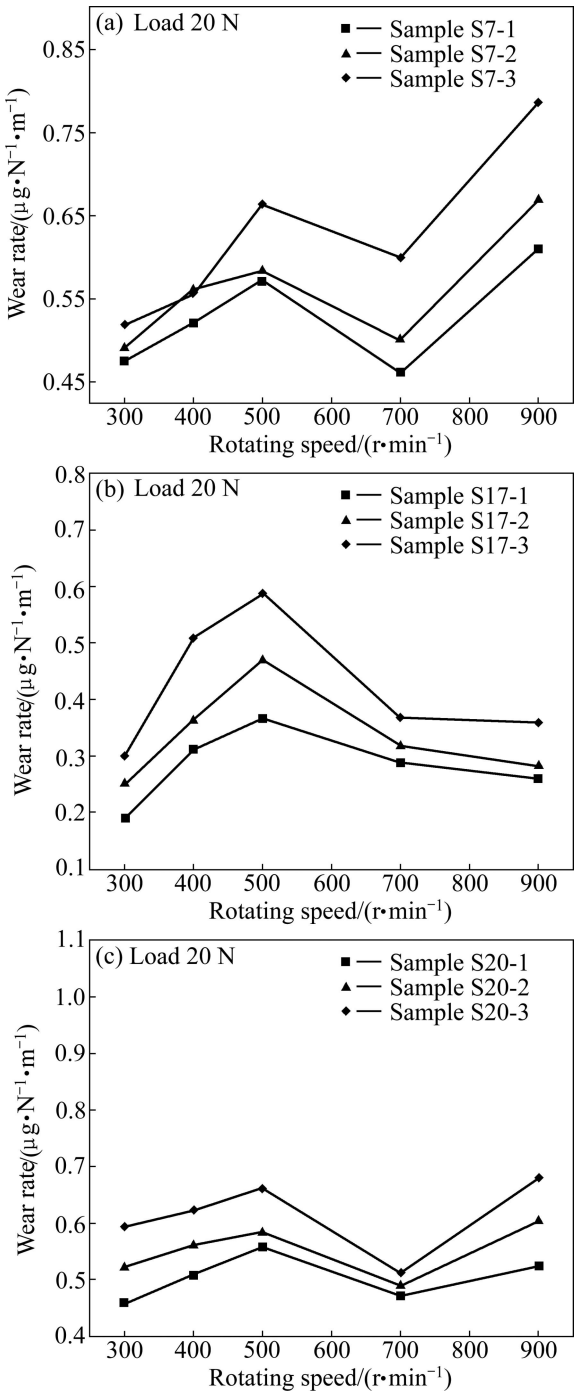

图 7　不同转速下的 SiC_p/Al-Si FGM 的磨损率曲线

Fig. 7　Curves of wear rate as function at different rotating speeds for SiC_p/Al-Si FGM: (a) SiC_p/Al-7Si; (b) SiC_p/Al-17Si; (c) SiC_p/Al-20Si

由图 7(a)可以看出，载荷一定时，随着转速的提高，SiC_p/Al-7Si 功能梯度复合材料的磨损率都先增大再减小而后突增。当转速为 500 r/min 时，磨损率达到第一个峰值，SiC 颗粒含量最少的试样 S7-3 的磨损率最大，为 0.664 μg/(N·m)；当转速达到 900 r/min 时，试样 S7-3 的磨损率最大达到 0.787 μg/(N·m)。

由图 7(b)可知，SiC_p/Al-17Si 功能梯度复合材料的磨损率都随转速的提高先增大后减小。在同一转速下，两种材料的磨损率沿轴向方向由上至下逐渐增大，与功能梯度复合材料的硬度及 SiC 颗粒的分布规律一致。在转速 500 r/min 以下，SiC_p/Al-7Si 功能梯度复合材料的磨损率随转速的提高而增加，并在转速为 500 r/min 时达到峰值。SiC 颗粒含量最少的试样 S17-3 的磨损率最大，为 0.589 μg/(N·m)，这与 SiC 颗粒和硬度的分布趋势一致；随后其磨损率随着转速的提高逐渐减小。

从图 7(c)可以看出，随着转速的提高，SiC_p/Al-20Si 材料的磨损率先增大后降低，最后又增大，材料在整个滑动摩擦过程中出现了“双峰”效应。其磨损率在转速 500 r/min 时出现第一个峰值点，SiC 颗粒含量最少的试样 S20-3 的磨损率最大，为 0.662 μg/(N·m)；其磨损率在转速为 900 r/min 时出现第二个峰值点，试样 S20-3 的磨损率最大，为 0.680 μg/(N·m)。而在转速为 700 r/min 时，材料的磨损率减小，试样 S20-1 的磨损率减小至 0.471 μg/(N·m)。

对于材料磨损率随摩擦滑动速度变化的现象，LEE 等[11]分析认为，在较低滑动速度下时，提高对磨速度可以使材料的应变速率增加，引起加工硬化，使得对摩擦材料的表面硬度增大，导致磨损率减小。当超过这一临界速度后，在材料表面因摩擦热引起的温升软化效应占主导作用，使得对磨面的真实接触面积增大，引起粘着磨损；另外，摩擦材料轻度剥离形成的颗粒状磨屑，在表面形成一层转移膜，这层转移膜对基体材料具有保护作用，使得材料磨损率减小；经过临界速度点后，由于摩擦热引起材料的表面温度升高，使得材料出现软化，材料的真实接触面积增加，粘着磨损加重，导致磨损率增大[11]。

由以上分析可知，转速对铝硅功能梯度复合材料磨损率的影响遵循先随转速的提高而增大，达到一个峰值后，随转速的提高而减小，然后再随转速的提高而增大(SiC_p/Al-7Si 和 SiC_p/Al-20Si)，或者逐渐减小(SiC_p/Al-17Si)。随基体硅含量的增加，铝硅功能梯度复合材料的磨损率呈减小趋势，并且磨损率变化减小；在不同 SiC 梯度层中，SiC 颗粒含量越高，材料越耐磨。

图 8 所示为在转速为 300 r/min 时，SiC_p/Al-7Si、SiC_p/Al-17Si、SiC_p/Al-20Si 功能梯度复合材料在不同载荷条件下的磨损率变化曲线。由图 8 可以看出，转速一定时，材料磨损率随着载荷的增加先增大，再减小，然后再增大，载荷的临界值为 40 N。材料磨损率整体呈现增大的趋势，与材料的硬度分布规律一致；

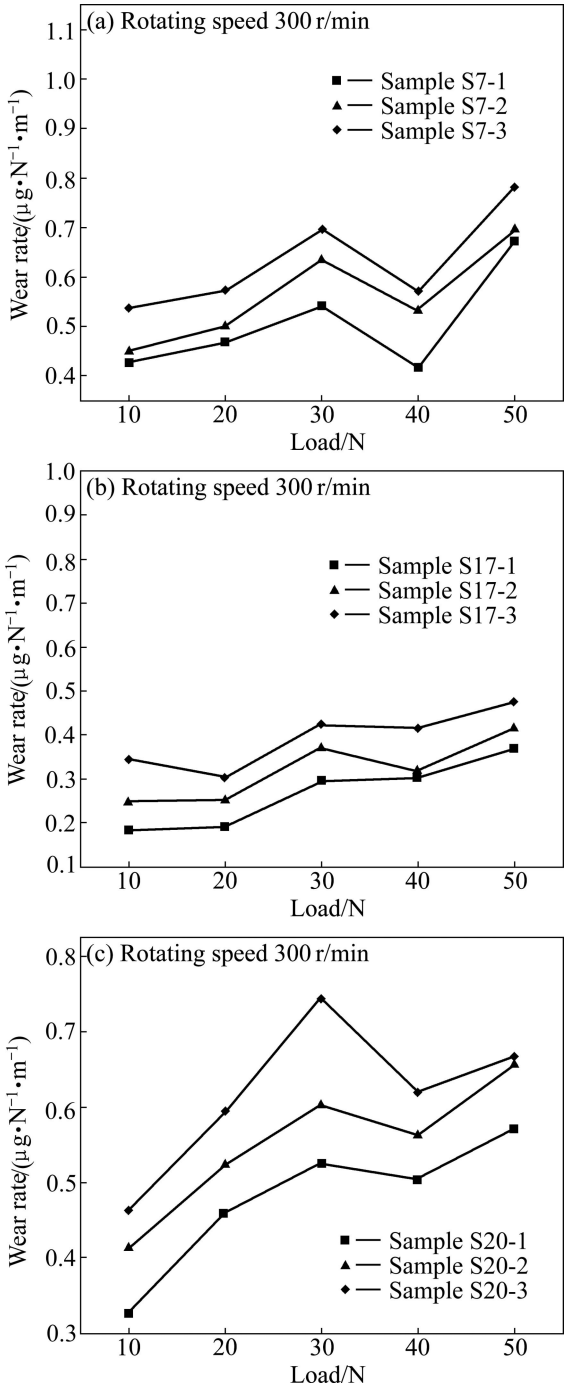

图 8 不同载荷时 SiC_p/Al-Si FGM 的磨损率曲线

Fig. 8 Curves of wear rate as function at different loads for SiC_p/Al-Si FGM: (a) SiC_p/Al-7Si; (b) SiC_p/Al-17Si; (c) SiC_p/Al-20Si

在不同 SiC 梯度层中，SiC 颗粒含量越高，材料越耐磨。

在低载荷下，材料磨损率的增大比较缓慢。这主要是由于载荷较小时，材料中的硬质颗粒起主要的承载作用，当软基体在外力作用下被磨损后，颗粒将凸显在试样表面，承受大部分的载荷，有利于阻止软基体继续与对磨材料钢的接触，从而减弱了材料磨损的增长率。随着载荷的增加，基体变形的程度加大，磨面上的颗粒在高的表面切应力作用下发生破碎，同时表层上一些与基体结合不牢固的颗粒也会从接触表面剥落；然而被磨损的软基体与 SiC 增强颗粒并没有完全剥落，而是继续参与摩擦过程。这些磨屑被重新压回材料表面形成一层机械混合层(MML)，这种机械混合层对基体具有保护作用，从而使得材料的磨损率又减小。随着载荷的继续增加，本性较脆的混合层会慢慢断裂，以较大的片状剥落形式从基体脱落，使磨损突然加重[12−13]。

2.2.3 磨损表面及次表面形貌分析

SiC_p/Al-7Si、SiC_p/Al-17Si、SiC_p/Al-20Si 功能梯度复合材料与 45 号钢经过一段时间的摩擦试验后，摩擦表面都呈现不同的特征。图 9 所示为在转速为 300 r/min 时材料在不同载荷下的磨损表面 SEM 像。

由图 9(a)、(d)和(g)可以看出，在低载荷(10 N)的情况下，3 种材料的表面都出现了凹凸不平的犁沟或划痕。这是高硬度相 SiC 颗粒对基体的刮削引起的，但这种硬质点在摩擦过程中承担了相应的载荷从而对基体起保护作用，减少基体的磨损；由图 9(a)→图 9(b)→图 9(c)所示的磨损程度越来越小，表明随着硅含量的增加，弥散细小的喷射沉积硅颗粒越多，材料的表面越耐磨，整体表现为磨粒磨损。

随着载荷的增加到 30 N 时，在载荷压力和摩擦热的作用下，摩擦表面发生塑性变形，局部出现粘着坑，体现出粘着破坏，甚至摩擦表面上还能看到粘着坑旁边出现的裂纹，裂纹沿滑动方向扩展。由图 9(b)、(e)和(h)可以看出，由图 9(b)→图 9(e)→图 9(h)所示磨损程度越来越小，表随 Si 含量的增加，材料整体表现出磨粒磨损与黏着磨损相结合的磨损机制。

随着载荷进一步增加到 50 N 时，摩擦热使得基体发生软化。由图 9(c)、(f)和(i)可以看出，由图 9(c)→图 9(f)→图 9(i)所示的摩擦表面的塑性变形越来越严，材料的摩擦表面可以明显看到层状的塑性流变，流变沿滑动方向，粘着坑数量增多；基体硅含量越低，此现象越严重，黏着磨损越厉害，整体表现出黏着磨损机制。

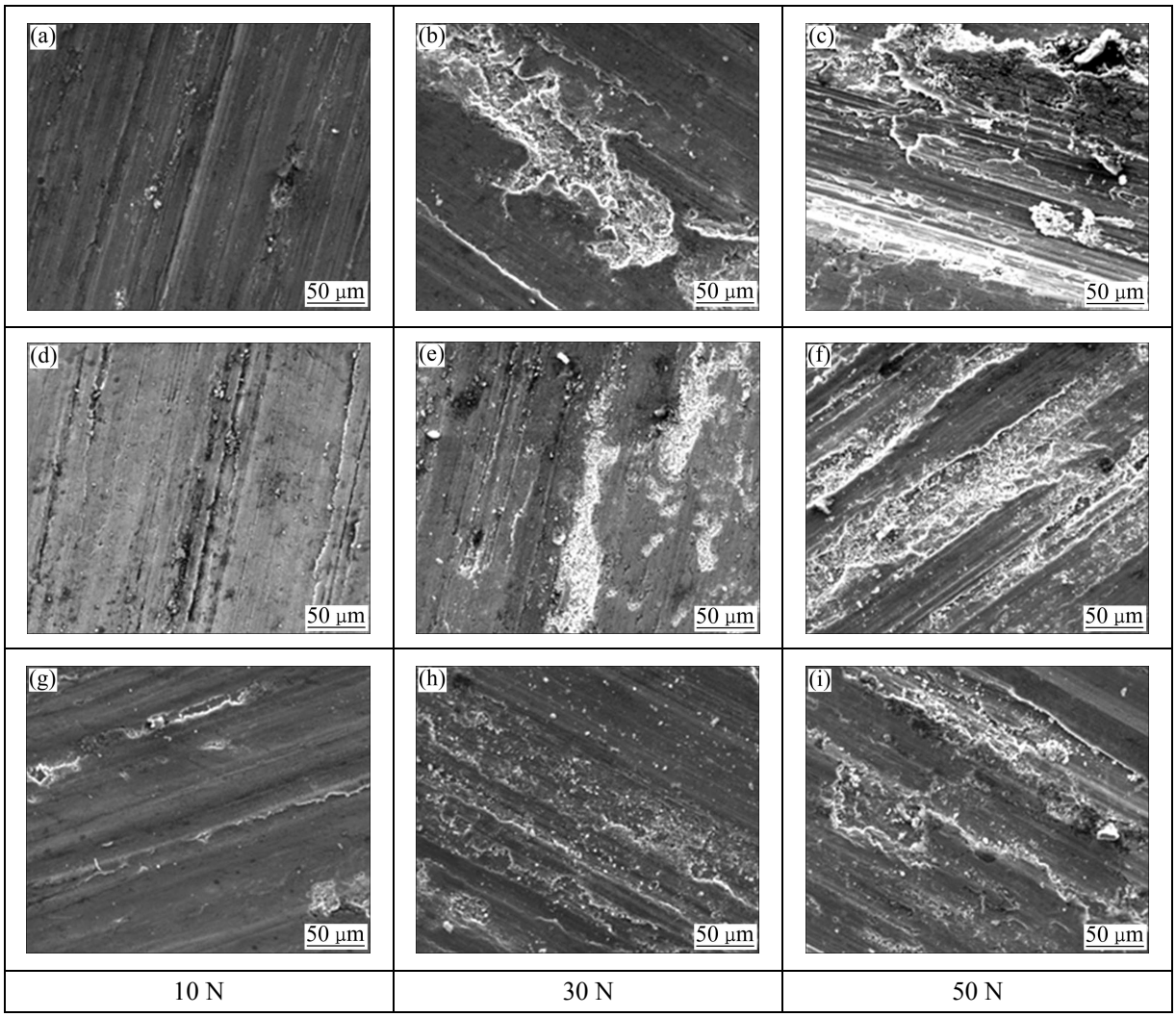

图 9　不同载荷下 SiC_p/Al-Si FGM 磨损表面的 SEM 像

Fig. 9　SEM images of worn surface of SiC_p/Al-Si FGM at different loads: (a), (b), (c) SiC_p/Al-7Si; (d), (e), (f) SiC_p/Al-17Si; (g), (h), (i) SiC_p/Al-20Si

图 10 所示为 SiC 颗粒含量为 9.7%的试样在载荷为 20 N、转速为 400 r/min 的磨损试验后的次表层 SEM 像。由图 10 可以看出，3 种 SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料经过一段时间的摩擦试验后，材料的次表面都出现了一层与原始组织形态完全不同的物质，在一些研究中被称为机械混合层(MML)。材料次表面所形成的机械混合层具有两种不同的状态。在靠近树脂的一面(滑动摩擦接触表面)，这部分机械混合层比较疏松，存在较多的孔洞；靠近基体一面，这部分机械混合层相对比较致密。在疏松和致密的混合层中间存在一条很明显的裂纹，裂纹从摩擦表面开始深入，沿摩擦滑动方向延伸；靠近基体的混合层在慢慢向基体内部继续渗入。

机械混合层的厚度大小随硅含量的增加而减小，当硅含量由 7%→17%→20%变化时，机械混合的厚度由 40 μm→20 μm→10 μm 变化。分析认为：在一定载荷的转速下，摩擦材料表面的 SiC 硬质颗粒破碎后与对磨材料的磨屑一起重新被压入摩擦材料的对磨表面。由图 3 可知，当硅含量由 7%增加到 20%时，材料的硬度不断增加，那么在同样的接触压力下，磨屑重新被压入摩擦材料对磨表面的机率也随之减小，有些磨屑在摩擦过程中掉落。因此，MML 层的厚度不断减小。有研究报道[14]，材料中形成一层机械混合层对基体材料具有保护作用，它可以隔离基体材料与对磨材料直接接触，而且对次表面的裂纹扩展也有一定的阻碍作用，从而在摩擦过程中延迟材料破坏的发生，提高材料的使用寿命，降低材料的磨损率[15]。但是机械混合层的本质比较脆，随着载荷和转速的增加，它会慢慢断裂，最终以片状的磨屑形式脱落，使材料的磨损率突然增加。

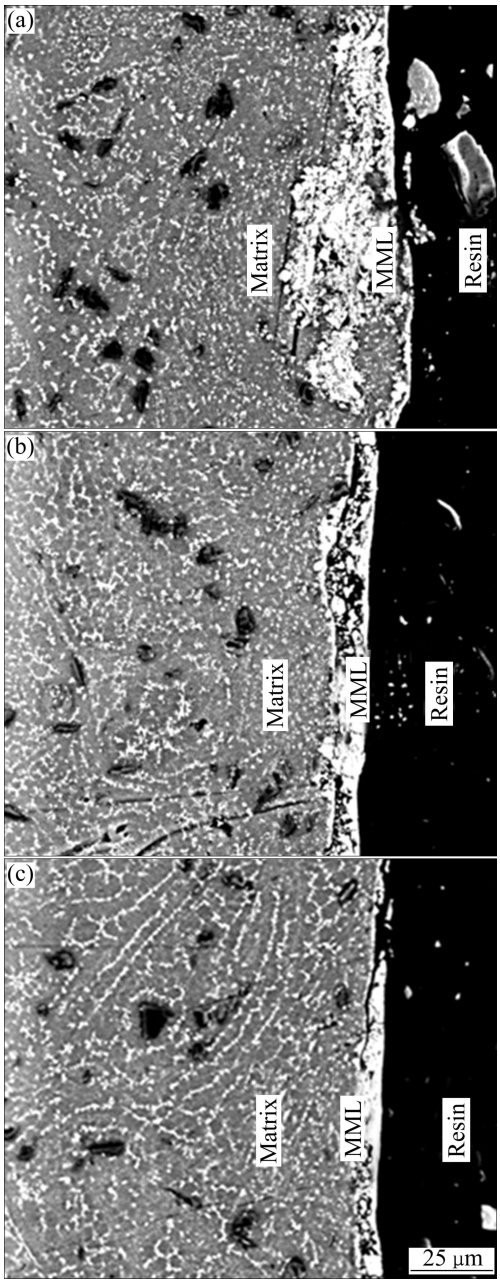

图 10 SiC 颗粒硅含量为 9.7%的 SiC_p/Al-Si FGM 试样在摩擦试验后的竖截面的 SEM 像

Fig. 10 SEM images of vertical section of SiC_p/Al-Si FGM samples with SiC mass fraction of 9.7% after friction tests (20 N, 400 r/min): (a) SiC_p/Al-7Si; (b) SiC_p/Al-17Si; (c) SiC_p/Al-20Si

在材料次表面形成的机械混合层组成比较复杂，通常由材料本身和对磨材料以及在摩擦磨损过程中因为空气中氧的介入而生成的氧化物和相关反应物共同组成[16−17]。因此，对机械混合层进行线扫描分析，由此获知其物质组成的种类和含量。如图 11~13 所示，沿摩擦滑动面 0 点开始向材料试样内部做线扫描。

在图 11~13 所示的线扫描图中，紧靠树脂一边的是试样的摩擦滑动面。由图 11~13 可见，随着从试样摩擦滑动面向材料内部的距离的深入，碳元素的含量变化不大，主要来自对偶 45 号钢中的碳。氧元素的含量随着距离的增加而逐渐增多，随后又慢慢减少。氧元素的总体含量比较少，说明材料只发生了轻微的氧化磨损，这与本文前述的结论相符，即在载荷为 20 N、转速为 400 r/min 条件下，3 种材料的磨损机制是以磨粒磨损为主，兼有轻微的氧化磨损。铝元素的含量波动起伏较大，SiC_p/Al-7Si 梯度复合材料在 15 μm 处的地方突然下降，在 30 μm 处急剧增加；而 SiC_p/Al-17Si、SiC_p/Al-17Si 梯度复合材料在约 28 μm 处突然下降，在 50 μm 处急剧增加。这一现象表明：SiC_p/Al-7Si 梯度复合材料的机械混合层比后两者的形成早，在摩擦材料的表面铝元素有减少，而减少的铝元素被对偶带走或生成了层片状的 Al_2O_3[16]。硅元素的含量变化一直比较平稳，但是在扫描线局部出现了峰值，这可能是由于扫描至此处时穿过了一个 SiC 颗粒。铁元素是从对磨材料 45 号钢转移过来的，随着距离的增加铁含量缓慢增大，到一定距离后又减小。由此可知，机械混合层主要是由磨屑和对磨材料组成。随着摩擦过程中接触压力和摩擦热的作用，这些物质经过混合压制在摩擦材料的表层形成，同时随着距离的增加外渗的元素含量都慢慢减少。

为了分析不同基体硅含量的 SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料的机械混合层的硬度，取 SiC 颗粒含量为 9.7%的 SiC_p/Al-7Si、SiC_p/Al-17Si、SiC_p/Al-20Si 功能梯度复合材料的试样，在载荷为 20 N、转速为 400 r/min 的室温条件下与 45 号钢对磨 15 min，与前面次表面分析的实验条件相同，得到不同基体硅含量下的机械混合层(MML)的硬度，其与基体硬度对比的结果如图 14 所示。从图 14 可以看出，机械混合层的硬度比基体材料的硬度低了许多。这是因为机械混合层在靠近树脂的一面是滑动摩擦接触表面，这部分机械混合层比较疏松，存在较多的孔洞，有在摩擦过程中形成了层状的磨屑组织，比较松散，而在硬度测试中大多测的是外层的硬度。但是随基体 Si 含量的增加，机械混合层的厚度减小，那么硬度测试中测在靠近基体组织的几率较高。因此，SiC_p/Al-20Si 功能梯度复合材料的机械混合层的硬度值较高，其厚度只有 1~10 μm 之间。总体而言，机械混合层的硬度是随基体 Si 含量的增加而增加的。

总体来看，SiC_p/Al-Si FGM 的摩擦因数变化较稳定，硅含量的变化对材料摩擦因数的影响不是很明显；但随基体硅含量的增加，摩擦因数越稳定。随着硅含

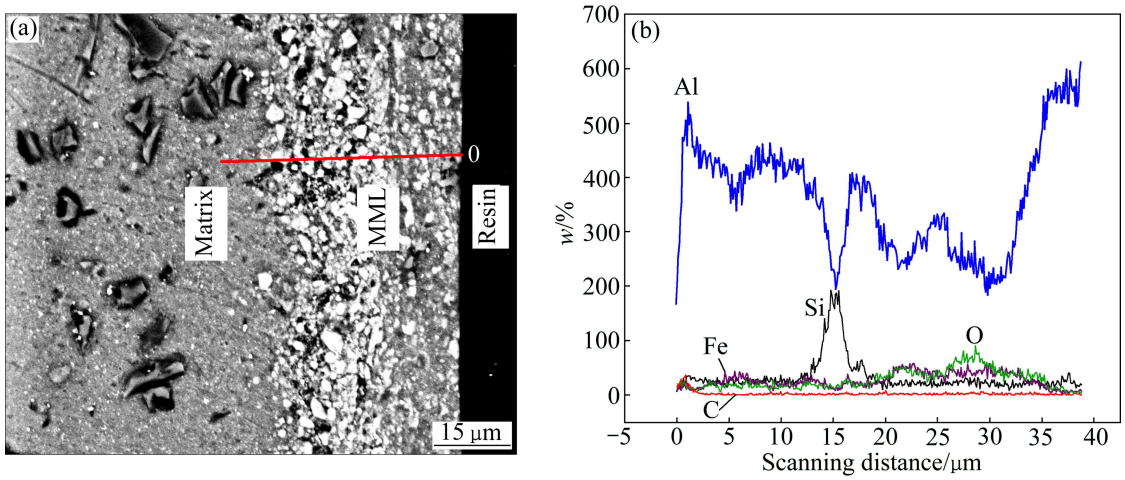

图 11　SiC_p/Al-7Si FGM MML 的线扫描

Fig. 11　Line scanning of SiC_p/Al-7Si FGM MML: (a) Scanning position; (b) Scanning patterns

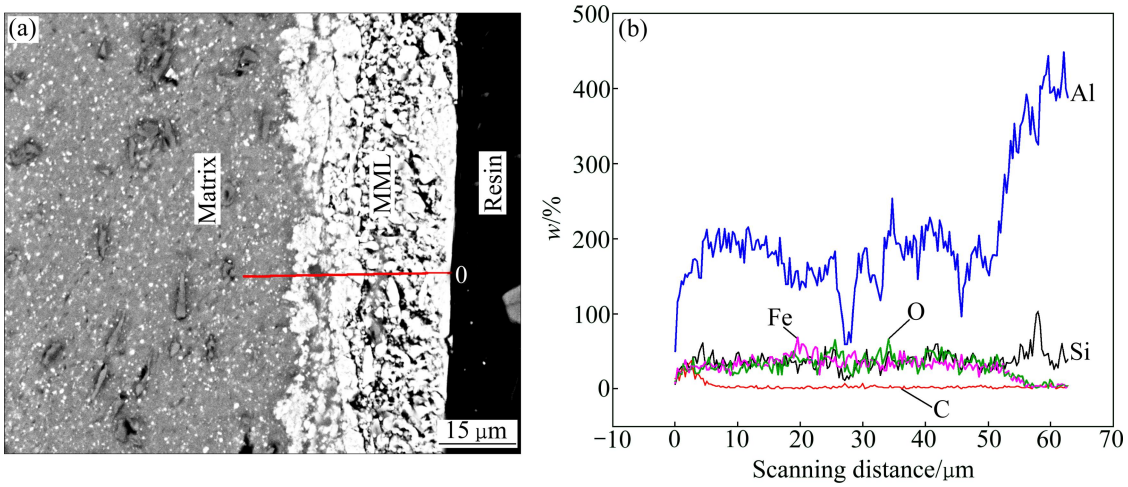

图 12　SiC_p/Al-17Si FGM MML 的线扫描

Fig. 12　Line scanning of SiC_p/Al-17Si FGM MML: (a) Scanning position; (b) Scanning patterns

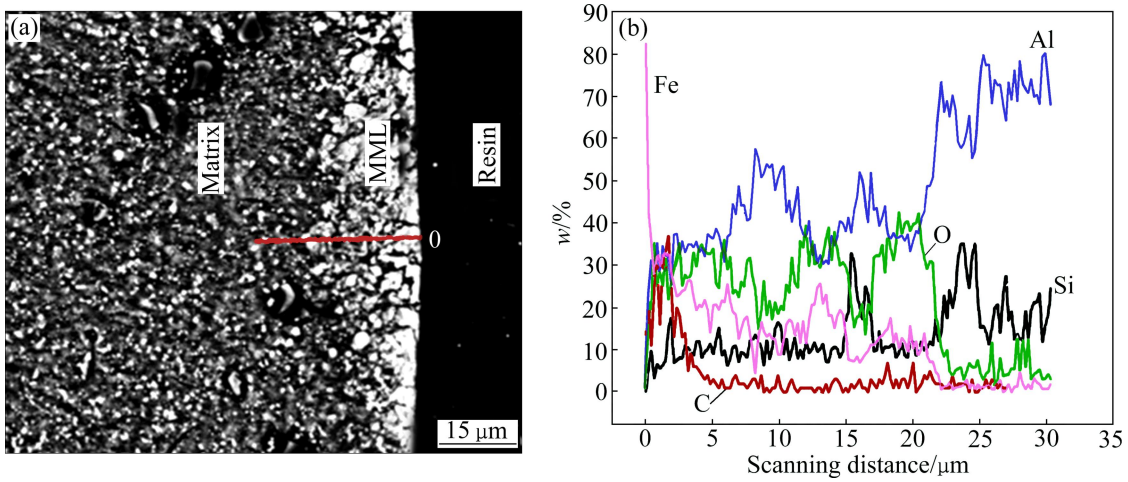

图 13　SiC_p/Al-20Si FGM MML 的线扫描

Fig. 13　Line scanning of SiC_p/Al-20Si FGM MML: (a) Scanning position; (b) Scanning patterns

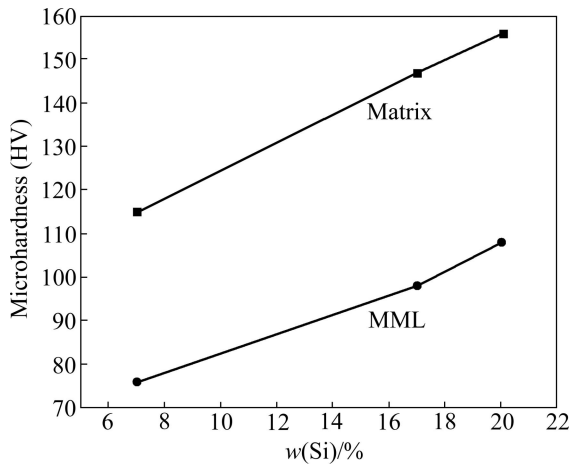

图 14 SiC_p/Al-Si FGM 的 MML 硬度与基体硬度的对比

Fig. 14 Comparison of microhardness for SiC_p/Al-Si FGM MML and matrix ($w(SiC_p)$=9.7%)

量的增大，材料中的初晶硅也逐渐增多，虽然初晶硅粒子在摩擦过程中可以起到承载作用，但是材料的磨损率并不是逐渐减低，而是当硅含量为 17%时，材料的磨损率最低。由对材料的摩擦表面形貌分析也可以看出，SiCp/Al-17Si 梯度复合材料的摩擦表面与其他两种材料相比，其磨损程度略有减弱。

据文献[18]报道，当材料中硅含量超过一定量时，硅在材料内部就会成为过剩硅，过剩硅的多少对材料的组织及性能都会有一定的影响。PRAMILA 和 BISWAS[19]的研究表明，硅含量的增加能提高铝合金的耐磨性，但并不能得出耐磨性与硅含量之间的函数关系；磨损率的增加与外加载荷呈线性关系，但与滑动速率无关。REDDY 等[20]用销−盘式摩擦磨损试验机研究，硅含量达 23%的铝硅合金在较宽的加载范围内(15~200 N)的磨损和咬合行为。其实验结果表明，咬合在一定的温度下发生，这个温度即为临界咬合温度；同时，硅 Si 的加入(＞7%)能提高咬合载荷及咬合温度值。REDDY 等[20]进一步指出，铝硅合金的摩擦力和抗剪切能力是决定咬合发生的主要因素。对于给定的合金和滑动温度，咬合最先发生在次表层中剪切应力与抗剪切能力相等的深度处，而硅的存在被认为可增强次表层区域的强度并阻止整体切应变。

3 结论

1) 当硅含量分别为 7%、17%和 20%时，SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料的摩擦因数在载荷一定时，随着转速的提高而减小；在转速一定时，随着载荷的增加而减小，随着 SiC 颗粒含量的增加而增大；随着基体硅含量的增加，摩擦因数趋于稳定。

2) SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料磨的损率在转速 300~500 r/min、700~900 r/min 和载荷 10~30 N、40~50 N 时，随着转速和载荷的增加而增加，随 SiC 颗粒含量的增加而减小，梯度变化明显；在转速为 500~900 r/min、载荷为 30~40 N 时，磨损率随着转速和载荷的增加反而减小；随硅含量的增加，SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料磨的损率呈减小趋势。

3) 当硅含量由 7%→17%→20%变化时，随着载荷和转速的增加，SiC_p/Al-Si 功能梯度复合材料磨损机制由磨粒磨损向粘着磨损转变，硅含量越低磨损越严重；随着硅含量增加，机械混合层(MML)的厚度呈减小趋势。

REFERENCES

[1] NUSSBAN A I. New application for aluminum-based metal matrix composites [J]. Light Metal Age, 1997, 2(1): 54−58.

[2] 吕广庶. 功能梯度材料及其应用[J]. 国防技术基础, 2002, 4: 19−20.
LÜ Guang-shu. Functionally gradient material and its application [J]. Defense Technology Foundation, 2002, 4:19−20.

[3] 杨涤心, 刘亚民. 离心铸造 Al-Si-Ti 合金梯度功能材料的摩擦学特性[J]. 摩擦学学报, 1997, 17(3): 214−219.
YANG Di-xin, LIU Ya-ming. Tribological properties of Al-Si-Ti alloy functionally gradient materials prepared by centrifugal casting [J]. Journal of Tribology, 1997, 17(3): 214−219.

[4] HUMBERTO M Z, MARCELO S O, KUMAR S. Wear resistance of a functionally-graded aluminum matrix composite [J]. Scripta Materialia, 2006, 55(1): 95−98.

[5] 于思荣, 任露泉, 佟 金. SiC_p/Al-Si 合金梯度材料的磨损特性[J]. 摩擦学学报, 2001, 21(2): 151−153.
YU Si-rong, REN Lu-quan, TONG Jin. Wear properties of SiC_p/Al-Si alloy gradient materials [J]. Journal of Tribology, 2001, 21(2): 151−153.

[6] 罗 虹, 张宝生, 朱景川. 离心铸造 SiC_p/A356 功能梯度材料的组织结构与耐磨性[J]. 材料科学与工艺, 1997, 5(2): 76−79.
LUO Hong, ZHANG Bao-sheng, ZHU Jin-chuan. Structure and wear resistance of SiC_p/A356 functionally graded materials prepared by centrifugal casting [J]. Materials Science and Technology, 1997, 5(2): 76−79.

[7] VIEIRA A C, SEQUEIRA P D, GOMES J R, ROCHA L A. Dry sliding wear of Al alloy/SiC_p functionally graded composites: Influence of processing conditions [J]. Wear, 2009, 267: 585−592.

[8] 谢壮德, 沈 平, 董寅生. 快速凝固铝硅合金材料及其在汽车中的应用[J]. 材料科学与工程, 1999, 17(4): 101−104.

XIE Zhuang-de SHEN Ping, DONG Yan-sheng. Rapid solidification of Al-Si alloy material and its application in automobile [J]. Materials Science and Engineering, 1999, 17(4): 101−104.

[9] SU B, YAN H G, CHEN G, SHI J L, CHEN J H, ZENG P L. Study on the preparation of the SiC_p/Al-20Si-3Cu functionally graded material using spray deposition [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 6660−6665.

[10] ZHANG S L, ZHAO Y T, CHEN G, CHENGX N, HUO X Y. Fabrication and dry sliding wear behavior of in situ Al-K_2ZrF_6-KBF_4 composites reinforced by Al_3Zr and ZrB_2 particles [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 450(1/2): 185−192.

[11] LEE C S, KIM Y H, HAN K S, LIN T. Wear behavior of aluminum matrix composite materials [J]. Journal of Materials Science, 1992, 27: 793−800.

[12] 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: 1848−1856.

[13] VENKATARAMAN B, SUNDARARAJAN G. Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium Al-7075 alloy and Al-MMCs [J]. Wear, 2000, 245: 22−38.

[14] SUH N P. The delamination theory of wear [J]. Wear, 1973, 25: 111−124.

[15] HUMBERTO M Z, MARCELO S O, KUMAR S. Wear resistance of a functionally-graded aluminum matrix composite [J]. Scripta Materialia, 2006, 55(1): 95−98.

[16] 戈晓岚, 许晓静, 蔡　兰, 陈康敏, 居志兰. SiC_p 含量和尺寸对 Al 基复合材料摩擦学特性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(3): 459−461.
GE Xiao-lan, XU Xiao-jing, CAI Lan, CHEN Kang-min, JU Zhi-lan. Effect of grain size and content of SiC_p on tribology characterization of SiC_p/Al composites [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(3): 459−461.

[17] 吕一中, 王宝顺, 崔　岩, 曲敬信. SiC_p/Al 复合材料-GCrl5 钢干摩擦磨损行为研究[J]. 航空材料学报, 2008, 28(3): 87−91.
LÜ Yi-zhong, WANG Bao-shun, CUI Yan, Qu Jing-xin. Friction and wear behavior of SiC_p/Al composites dry sliding against GCrl5 steel [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2008, 28(3): 87−91.

[18] 张建新, 高爱华. Si 含量对 6063 铝合金组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2008, 29(5): 73−75.
ZHANG Jian-xin, GAO Ai-hua. Effect of Si content on microstructure and properties of 6063 aluminum alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2008, 29(5): 73−75.

[19] PRAMILA B N, BISWAS S K. Characterization of dry sliding wear of Al-Si alloys [J]. Wear, 1987, 120: 61−74.

[20] REDDY S A, PRAMILA B N, MURTHY K S S, BISWAS S K. Wear and seizure of binary Al-Si alloys [J]. Wear, 1994, 171: 115−127.

(编辑　何学锋)