

# 滑动速度对团球共晶体增强奥氏体钢基 自生复合材料摩擦学性能的影响\*

梁高飞<sup>1)</sup> 许振明<sup>1)</sup> 姜启川<sup>2)</sup> 李建国<sup>1)</sup>

1) 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200030

2) 吉林大学材料学院, 长春 130025

**摘 要** 利用 MPX-2000 型主轴盘销式磨损实验机和扫描电子显微镜 (SEM) 研究了相对滑动速度对团球  $\gamma+(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$  共晶体增强奥氏体钢基自生复合材料 (EAMC) 摩擦学性能的影响. 实验表明, 在干摩擦磨损工况下, EAMC 对 G45 钢摩擦系统的摩擦系数随相对滑动速度的增加呈递减趋势; 而磨损率呈递增趋势, 但始终远低于奥氏体中锰钢 (单一奥氏体相); 并且, 随着相对滑动速度的提高, EAMC 与中锰钢磨损量的差值呈递增趋势. 通过对磨损表面和磨屑形貌的分析, 发现 EAMC 在低载下主要磨损机制是磨粒磨损与剥层磨损; 高载下的磨损机制主要为剥层磨损与氧化磨损. 对偶件之间的粘着作用随相对滑动速度的提高而增加. 运用临界转变温度理论与 Archard 磨损理论分析了相对滑动速度对 EAMC 摩擦学性能影响的机制.

**关键词** 奥氏体钢, 团球共晶体, 自生复合材料, 干摩擦磨损, 摩擦学性能

**中图分类号** TB331, TG142.22, TG115.5 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2003)05-0550-05

## EFFECT OF SLIDING VELOCITY ON THE FRICTIONAL BEHAVIORS OF *IN SITU* GRANULAR EUTECTICS REINFORCED AUSTENITE STEEL MATRIX COMPOSITES

LIANG Gaofei<sup>1)</sup>, XU Zhenming<sup>1)</sup>, JIANG Qichuan<sup>2)</sup>, LI Jianguo<sup>1)</sup>

1) School of Materials Science and Technology, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030

2) School of Materials Science, Jilin University, Changchun 130025

Correspondent: XU Zhenming, associate professor, Tel: (021)62932569, Fax: (021)62933074,

E-mail: zmxu@sjtu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No. 50001008)

Manuscript received 2002-07-09, in revised form 2002-10-16

**ABSTRACT** The effect of sliding velocity on the friction behaviors of *in situ* granular  $\gamma+(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$  eutectics reinforced austenite steel matrix composites (EAMC) has been investigated by the pin-on disc dry sliding tests and scanning electron microscopy (SEM) observation. Results show that the frictional coefficient of the frictional system of EAMC against steel G45 decreases with the increment of sliding velocity, and the wear rate of EAMC increases with it. However, the wear rate of EAMC is much lower than that of austenite medium Mn steel (a single austenite phase), and the difference between the wear rates of EAMC and austenite medium Mn steel increases with the increment of sliding velocity. The dominant wear mechanisms of EAMC are abrasive wear and delamination wear at lower normal load, and oxidative wear and delamination wear at higher normal load by the observation of worn track and wear debris. Adhesion between EAMC and G45 is enhanced with the increment of the sliding velocity, so the amount of debris on the worn track increases with it. The mechanisms of influences of the sliding velocity on the frictional behavior are analyzed with the critical transition temperature theory and Archard wear theory.

**KEY WORDS** austenite steel, granular eutectic, *in situ* composites, dry wear, frictional behavior

在金属基复合材料领域内, 关于外部正应力<sup>[1-3]</sup>、

滑动距离<sup>[4-6]</sup>、相对滑动速度<sup>[7-9]</sup>及其配偶件的性能<sup>[10-12]</sup>对摩擦学行为的影响已开展了许多工作. 其中, 相对滑动速度直接影响摩擦表面的发热及温度变化, 从而影响复合材料磨损表面的变形和失效机制. 对于一种新型的团球  $\gamma+(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$  共晶体增强奥氏体钢基自生复合

\* 国家自然科学基金资助项目 50001008

收到初稿日期: 2002-07-09, 收到修改稿日期: 2002-10-16

作者简介: 梁高飞, 男, 1979 年生, 博士生

材料 (EAMC)<sup>[13]</sup>, 有必要研究相对滑动速度对其摩擦学特性的影响. 本文研究了在干摩擦磨损工况下, 相对滑动速度对 EAMC 摩擦学性能的影响, 并分析了增强相团球共晶体在 EAMC 对 G45 钢摩擦系统中的作用, 旨在为该复合材料的应用提供理论和实验依据.

## 1 实验方法

### 1.1 材料制备与组织观察

试样的化学成分 (质量分数, %) 为: C 1.36, Mn 6.81, Si 1.056, P<0.038, S<0.025, O<0.025, 其余为 Fe. 采用 5 kg 中频感应电炉, 不氧化法熔炼, 当温度达 1600 °C 时, 插铝脱氧, 在包中加入钙硅系铁合金进行变质处理, 砂型浇铸. 然后通过磨光加工尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm (无缺口) 的试样, 采用 VIDAS 图像分析仪进行组织观察, 分别利用 SI-IC3 型韧性测量机和 WPM 布格维硬度计测量试样的冲击韧性与硬度.

### 1.2 磨损实验

将试样线切割成尺寸为直径 4 mm×10 mm 的磨损试样, 在 MPX-2000 型主轴盘销式磨损试验机上进行室温干摩擦实验. 磨损实验参数如下: 外部载荷为 30—250 N; 相对滑动速度为 0.48—1.83 m/s; 滑动距离为 804 m; 对偶件为调质 G45 钢, 硬度 HRC 为 45; 利用精度为 0.1 mg 的光天平测定试样的磨损质量损失, 在同一工况下重复实验 5 次, 取 5 次失重的平均值作为最终该工况的磨损量. 并将磨损量转化为体积磨损率 ( $E$ ), 其定义为

$$E = \frac{\Delta G}{vt\rho}$$

式中,  $\Delta G$  为磨损量 (mg);  $v$  为相对滑动速度 (m/s);  $t$  为磨损时间 (s);  $\rho$  为材料的密度 (mg/m<sup>3</sup>).  $E \leq 10^{-3} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$  为轻微磨损,  $E \geq 10^{-2} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$  为严重磨损, 中间为过渡阶段.

以奥氏体中锰钢 (单一奥氏体相) 为基准材料, 定义 EAMC 的相对耐磨性 ( $R$ ) 为

$$R = \frac{E_M}{E_E}$$

式中,  $E_M$  与  $E_E$  分别奥氏体中锰钢与 EAMC 的磨损率.  $R$  越大, 表示 EAMC 的耐磨性能愈优异.

通过测量摩擦过程中的摩擦力矩, 可得 EAMC 对 G45 钢系统的摩擦系数 ( $f$ )

$$f = \frac{M}{rp}$$

式中  $r$  为力臂长度, 即试样中心线与盘中心线的距离;  $p$  为正应力.

利用扫描电镜 / 能谱仪 (SEM/EDXS)(S-570) 分析试样的磨损表面和磨屑形貌.

## 2 实验结果与分析

### 2.1 EAMC 的组织结构

图 1 为 EAMC 的微观组织结构. 与奥氏体中锰钢不同的是, 在奥氏体基体上均匀分布有大量的团球状质点. 团球质点为奥氏体 ( $\gamma\text{-Fe}$ ) 与渗碳体 ( $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ ) 两相共晶体<sup>[14]</sup>. 经 VIDAS 分析, 团球共晶体的大小在 5—10  $\mu\text{m}$  之间, 含量为 10% 左右 (体积分数), 圆度为 0.65—0.85. 可见, 团球共晶体尺寸细小, 圆度较高, 在基体中呈弥散分布. 从合金的强化理论来分析, 共晶体的形貌和分布状态有利于阻止位错滑移, 从而提高合金的强度<sup>[15]</sup>. EAMC 的力学性能如下: 冲击韧性 ( $A_k$ ) 为 27.9—30.9 J/cm<sup>2</sup>, 硬度 (HB) 为 230—255. EAMC 具有优异的强韧性匹配.

### 2.2 相对滑动速度对 EAMC 摩擦学性能的影响

图 2 示出相对滑动速度与摩擦系数的关系, 图 3, 4 分别为 EAMC 在低载与高载不同相对滑动速度下的磨损表面与磨屑形貌. 可见, 随着滑动速度与载荷的增加, EAMC 对 G45 钢系统的摩擦系数呈递减趋势. 在低载条件下, 趋势明显; 而在高载条件下 ( $\geq 200 \text{ N}$ ), 摩擦系数变化较小. 其原因在于, 低载工况下, 随着滑动速度的提高, 磨损表面粘着的磨屑增加, 见图 3a, b. 经 EDXS 分析, 图中的白色质点 (箭头所指) 为 Fe 的氧化物. 因此, 相对滑动速度的提高有利于磨损表面氧化膜的生成和加厚. 致密的氧化膜可以起到润滑的作用<sup>[4,8]</sup>, 从而减小摩擦副之间的摩擦系数. 而在高载下, 磨损表面形貌与滑动速度无关, 表面上存在较少的白色氧化物, 见图 4a, b.

SEM 观察表明, EAMC 在低载下的磨屑具有典型的磨粒与层状剥落特征, 见图 3c, d; 在高载下的磨屑亮度较高, 呈现白色 (氧化所致) 的块状与层片状特征, 见图 4c, d. 因此, EAMC 在低载下主要磨损机制是磨粒

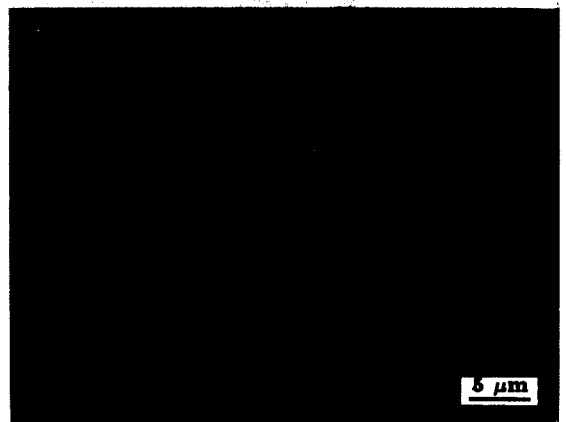


图 1  $\gamma+(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$  增强奥氏体钢复合材料 EAMC 的金相组织  
Fig.1 Metallographic structure of  $\gamma+(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$  eutectics reinforced austenite steel matrix composite (EAMC) (eutectic pointed by an arrow)

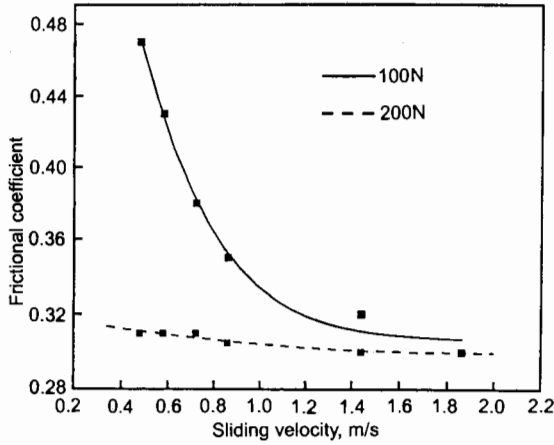


图2 EAMC对G45钢摩擦系统中相对滑动速度与摩擦系数的影响

Fig.2 Frictional coefficient vs sliding velocity for the tribological system of EAMC against G45 steel (sliding distance: 804 m)

磨损与剥层磨损;高载下的磨损机制主要为剥层磨损与氧化磨损.

图5为相对滑动速度为0.67 m/s时, EAMC与中

锰钢在不同载荷下的体积磨损率.可见, EAMC的磨损率与正载荷的关系可分为3个阶段:轻微磨损(磨损量 $\leq 10^{-3} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$ )、严重磨损(磨损量 $\geq 10^{-2} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$ )和两者之间的过渡阶段,其中,严重磨损为一突变过程.

中锰钢也呈现类似的规律(见图5),与中锰钢相比较,在低载荷下( $\leq 200 \text{ N}$ ), EAMC的失重量低于中锰钢,而在高载下基本相当;并且, EAMC发生严重磨损时的临界载荷(200 N)远大于中锰钢(125 N).在其它相对滑动速度工况下, EAMC与中锰钢的体积磨损率和过渡阶段的载荷随之变化,但仍表现出类似于图5中的规律.图6为不同滑动速度下 EAMC发生严重磨损时的临界载荷.

可见, EAMC的发生严重磨损时的临界载荷随着滑动速度的升高而降低,当速度为1.88 m/s时,临界载荷约为100 N.

在低载工况下,随着磨损距离的延长,基体流失,使裸露出的团球共晶体作为主要的承载物体承受摩擦作用,从而推迟位错集中区的形成和磨粒在对偶件上的积聚.根据剥层磨损理论<sup>[16]</sup>,团球共晶体的这种作用可以有效地减小 EAMC磨屑的形成和脱落,从而降低磨损量,提高 EAMC的耐磨性能.在高载工况下,由于团球共晶体陷入奥氏体基体中,此时奥氏体基体成为 EAMC主要的

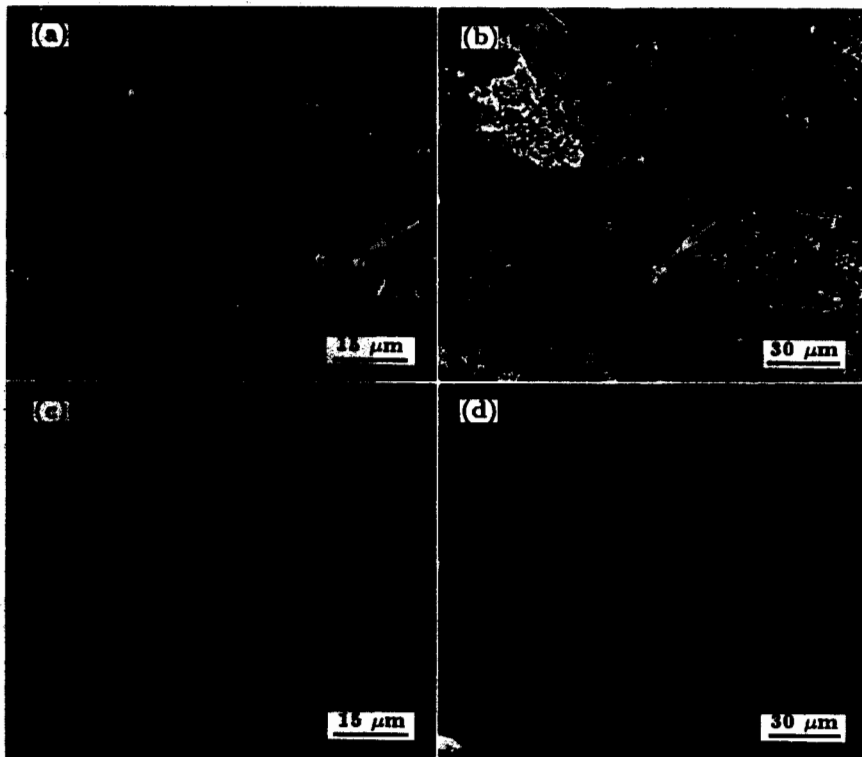


图3 低载时不同相对速度下 EAMC的磨损表面及典型的磨屑形貌

Fig.3 SEM images of worn tracks of EAMC at loading 100 N and sliding velocities of 0.48 m/s (a) and 0.86 m/s (b) and the corresponding morphologies of debris (c, d), showing increasing of debris amount with increasing silding velocity (white particles being iron oxide as shown as arrows)

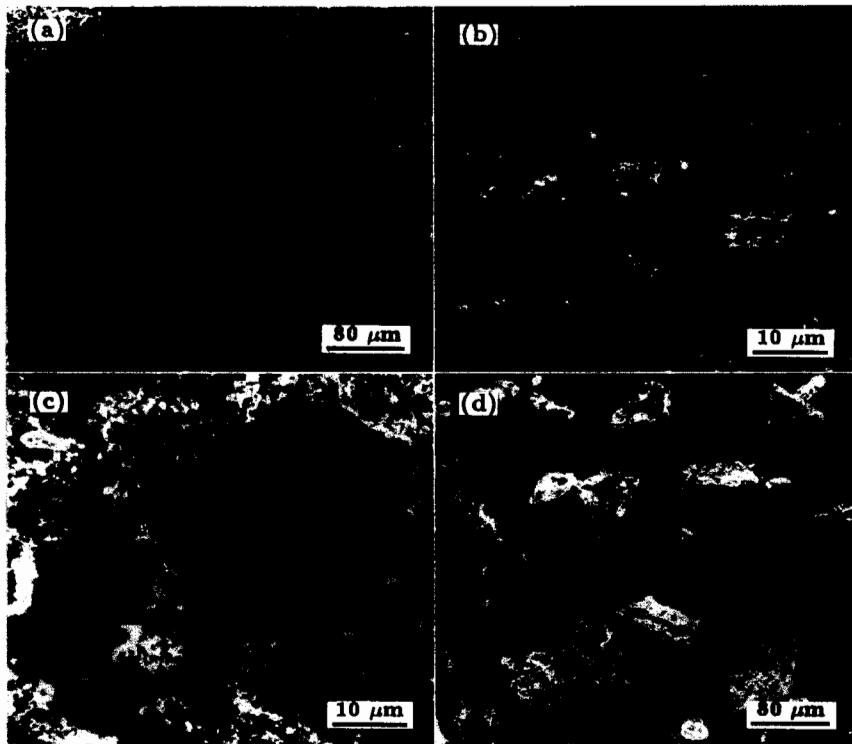


图 4 高载时不同相对速度下 EAMC 的磨损表面及典型的磨屑形貌

Fig.4 SEM images of worn tracks of EAMC at loading 200 N and sliding velocities of 0.67 m/s (a) and 0.86 m/s (b) and the corresponding morphologies of debris (c, d) showing no obvious relation between worn surface morphology and sliding velocity

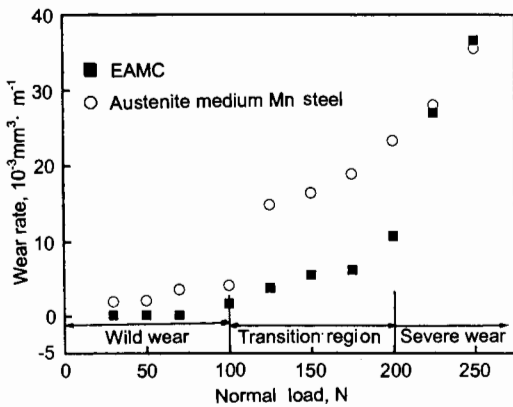


图 5 EAMC 及奥氏体中锰钢的体积磨损率与载荷的关系

Fig.5 Relationships between wear rate and load for EAMC and austenite medium Mn steel (sliding distance: 804 m, sliding velocity: 0.67 m/s)

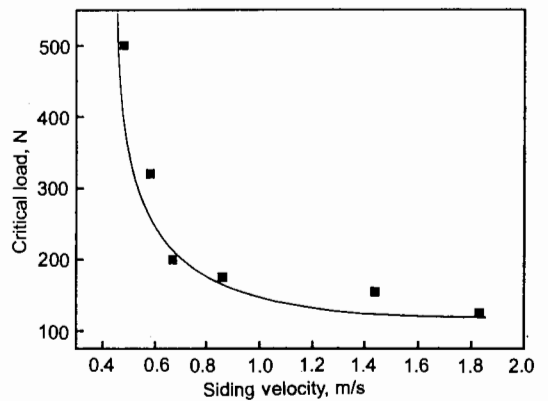


图 6 滑动速度对 EAMC 发生严重磨损时载荷大小的影响

Fig.6 Sliding velocity vs critical load under the condition of serious wear to EAMC (sliding distance: 804 m)

承载体承受外界载荷的循环大应力作用，外力的水平分量大于奥氏体基体对共晶体的约束作用，使共晶体在循环外力的作用下剥落，而不能发挥其在低载工况下的作用，EAMC 与中锰钢在高载下的磨损行为相同。结合图 6 中的临界载荷，下面主要讨论在低载荷 (100 N) 下 EAMC 的磨损行为。

图 7 示出 EAMC 和中锰钢的磨损量与相对滑动速度

的关系曲线。可见，随着相对滑动速度的提高，EAMC 的磨损量增加，耐磨性下降。这是由于在摩擦热的影响下，摩擦表面温度提高，使 EAMC 摩擦表面的强度和韧性下降<sup>[17]</sup>；由 И т о - Ш и ш о к и н а 公式，摩擦表面的硬度 (HB) 为

$$HB = (HB)_0 e^{-\alpha T_b} \tag{1}$$

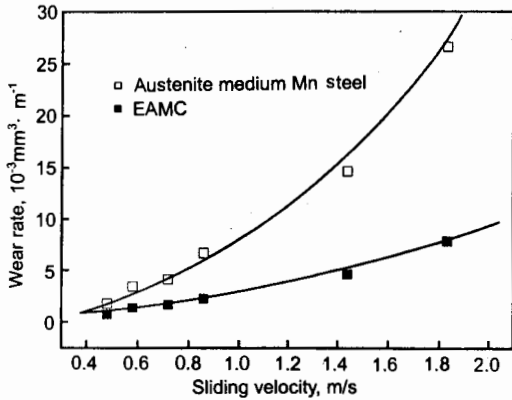


图7 相对滑动速度对磨损率的影响

Fig.7 Wear rate vs sliding velocity (Normal load: 100 N, sliding distance: 804 m)

式中,  $(\text{HB})_0$  为摩擦表面的室温硬度,  $T_b$  为磨损表面的温度,  $a$  为正常数. 可见, EAMC 摩擦表面的硬度也随温度的升高而下降, 因此温度升高使基体的硬度和加工硬化作用减弱, 摩擦表面之间的粘着加剧, 从而增大 EAMC 的磨损量. 但在所有的工况条件下均未发生严重磨损 (磨损量  $\leq 10^{-3} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$ ). 而当相对滑动速度超过 1.2 m/s 后, 中锰钢将发生严重磨损 (磨损量  $\geq 10^{-2} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$ ), 因此 EAMC 的耐磨性能明显优于中锰钢. 并且, 随着相对滑动速度的提高, EAMC 的磨损量与基体合金奥氏体中锰钢的相对耐磨性 ( $R$ ) 增加. 表明在相对滑动速度高的工况条件下, EAMC 较中锰钢更能表现出其优异的耐磨性能.

临界转变温度理论<sup>[18]</sup>认为, 磨损表面的温度与相对滑动速度、外部载荷与摩擦系数成正比, 材料向严重磨损转变的条件是磨损表面的温度超过材料熔点的 0.42 倍左右, 即

$$T_b - T_0 = \frac{\mu F_N v}{A_n} \left[ \frac{\kappa_1}{l_{1b}} + \frac{\kappa_2}{l_{2b}} \right]^{-1} \quad (2)$$

$T_b \geq 0.42 T_m$  ( $T_m$  为材料的熔点) 时, 材料发生严重磨损. 式(2)中  $T_b$  为磨损表面的温度;  $T_0$  为参考温度, 由材料性质和试验条件决定的常数;  $\mu$  为摩擦系数;  $F_N$  为外载荷;  $v$  为摩擦副相对速度;  $A_n$  为名义接触面积;  $\kappa_1, \kappa_2$  分别为盘和销的热导率;  $l_{1b}$  和  $l_{2b}$  分别为盘和销的热量线扩散长度. 可见, 随着相对滑动速度  $v$  的增加, 向严重磨损转变的临界载荷 ( $F_N$ ) 逐渐降低, 见图 7. 根据 Archard 方程<sup>[19]</sup>, 磨损量为

$$E = \frac{K F_N S}{3HV} \quad (3)$$

式中,  $F_N$  为外载荷;  $S$  为滑动距离;  $HV$  为磨损表面硬度.

由式(2), 随着相对滑动速度的提高, 团球共晶体的存在可以有效增大摩擦副的  $l_{1b}$  和  $l_{2b}$ , 扩大摩擦热的散

失空间, 减小摩擦表面的温度, 使 EAMC 更好地保持室温时的强度与硬度 (式(1)), 从而减小材料的磨损量 (式(3)). 因此, 在低载高速工况下, EAMC 的优异耐磨性能更能充分体现.

### 3 结论

(1) 在干摩擦磨损工况下, EAMC 对 G45 钢系统的摩擦系数随相对滑动速度提高呈递减趋势. 在低载 ( $< 200 \text{ N}$ ) 条件下, 趋势明显; 而在高载荷条件下, 摩擦系数变化较小.

(2) EAMC 在低载下主要磨损机制是磨粒磨损与剥层磨损; 高载下的磨损机制主要为剥层磨损与氧化磨损.

(3) 随着滑动速度的提高, EAMC 的磨损率递增, 发生严重磨损的临界载荷减小.

(4) 在低载工况下, 随着相对滑动速度的提高, EAMC 的磨损量与基体合金奥氏体中锰钢的相对耐磨性 ( $R$ ) 增加. 表明在低载高速工况下, EAMC 的优异耐磨性能更能充分体现.

### 参考文献

- [1] Zhang J, Alpas A T. *Mater Sci Eng*, 1993; A161: 273
- [2] Zhang Z F, Zhang L C, Mai Y W. *J Mater Sci*, 1995; 30: 1961
- [3] Pramila Bai B N, Ramasesh B S, Surappa M K. *Wear*, 1992; 157: 295
- [4] Xiong F, Manory R. *Wear*, 1999; 236: 240
- [5] Takadom J. *Wear*, 1993; 170: 285
- [6] Mohan S, Prakash V, Pathak J P. *Wear*, 2002; 252: 16
- [7] Andersson P, Blomberg A. *Wear*, 1993; 170: 191
- [8] Straffellini G, Trabucco D, Molinari A. *Wear*, 2001; 250: 485
- [9] Wang W L, Wu J H, Zhang G D. *Acta Metall Sin*, 1998; 34: 1178  
(王文龙, 吴军华, 张国定. 金属学报, 1998; 34: 1178)
- [10] Alpas A T, Zhang J. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 969
- [11] Arikani M M, Cimenoglu H, Kayali E S. *Wear*, 2001; 247: 231
- [12] Zhang S, Zhang C H, Wang M C. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 316  
(张松, 张春华, 王茂才. 金属学报, 2001; 37: 316)
- [13] Liang G F, Xu Z M, Jiang Q C, Li J G. *J Shanghai Jiao-tong Univ*, in press  
(梁高飞, 许振明, 姜启川, 李建国. 上海交通大学学报, 待发表)
- [14] Xu Z M. *PhD Thesis*, Harbin Institute of Technology, Harbin, 1996  
(许振明. 哈尔滨工业大学博士学位论文, 哈尔滨, 1996)
- [15] Zhao X H, Tan Y N, Yu Q. *J Mater Eng*, 2001; (6) 24  
(赵希宏, 谭永宁, 余乾. 材料工程, 2001; (6): 24)
- [16] Suh N P. *Wear*, 1973; 25: 111
- [17] Sun J S. *Wear of Metals*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1992: 137  
(孙家枢. 金属的磨损. 北京: 冶金工业出版社, 1992: 137)
- [18] Xu H H K, Ostertag C P, Kranee Jr R F. *J Am Ceram Soc*, 1995; 78: 260
- [19] Archard J F. *J Appl Phys*, 1953; 24: 981