

DOI: 10.16078/j.tribology.2018003

M50钢强流脉冲电子束Cr合金化的高温摩擦性能

闫国斌¹, 周丽娜², 唐光泽^{2*}, 古乐³, 罗甸², 王黎钦³, 马欣新²

(1. 中国航发集团哈尔滨轴承有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150001;

2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001;

3. 哈尔滨工业大学机电学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 结合磁控溅射与强流脉冲电子束辐照技术在M50钢表面制备了Cr合金化层。采用X-射线衍射(XRD)、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)对合金化层的组织结构进行表征分析,研究了Cr合金化层的高温摩擦行为及磨损机制。结果表明: Cr合金化层由表向内依次为Cr含量较高的体心立方(BCC)Fe-Cr固溶体、奥氏体和马氏体。M50钢与Cr合金化层的高温磨损机制均为氧化磨损。Cr合金化层高温摩擦系数在0.2~0.4之间,低于M50钢0.5~0.8,具有一定的自润滑效果。SEM和能谱分析表明: Cr合金化层在高温摩擦过程中优先生成与基体结合良好的低摩擦系数的氧化铬膜是其摩擦系数降低的主要因素。

关键词: M50钢; 强流脉冲电子束; Cr合金化; 高温摩擦

中图分类号: TG155.5; TH117

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2018)06-0728-07

Tribological Properties of Cr Alloying Layer on M50 Steel Induced by High Current Pulsed Electron Beam

YAN Guobin¹, ZHOU Lina², TANG Guangze^{2*}, GU Le³, LUO Dian², WANG Liqin³, MA Xinxin²

(1. AECC Harbin Bearing Co LTD, Heilongjiang Harbin 150001, China

2. School of Material Science & Engineering, Harbin Institute of Technology, Heilongjiang Harbin 150001, China

3. School of Mechatronics Engineering, Harbin Institute of Technology, Heilongjiang Harbin 150001, China)

Abstract: High current pulsed electron beam combined with magnetron sputtering had been employed to fabricate Cr alloying layer on M50 steel. Scanning electron microscope, transmission electron microscope, and X-ray diffraction had been used to analyze the microstructure of the Cr alloying layer. The tribological properties and wear mechanism of the Cr alloying layer were studied. The results show that the Cr alloying layer possessed multi-layer characteristics. The Cr alloying layer was composed of BCC Fe-Cr, γ phases and martensite. The wear mechanism of M50 steel and Cr alloying layer was oxidation wear. The friction coefficient of the Cr alloying layer was between 0.2~0.4, lower than that of M50 steel (0.5~0.8). The reason was the solid lubrication effect of the oxides and the good adherence between the oxides and Cr alloying layer which can be concluded by the results of scanning electron microscope and energy dispersive spectrometer.

Key words: M50 steel; high current pulsed electron beam irradiation; Cr alloying layer; tribological properties

Received 9 April 2018, revised 8 August 2018, accepted 14 August 2018, available online 28 November 2018.

*Corresponding author. E-mail: oaktang@hit.edu.cn, Tel: +86-18604516297.

The project was supported by the National High Technology Research and Development Program of China (863 Program) (2015AA034303).

国家高技术研究发展(863项目)计划(2015AA034303)资助.

M50 钢是美国空军开发出来的一种高温轴承钢, 国内牌号为Cr4Mo4V, 广泛应用于航空发动机主轴轴承^[1-3]. 其最突出的优点在于可在 315 °C 以下长期服役, 在 600 °C 以下仍具有良好的红硬性, 并且在高温下能够保持较好的尺寸稳定性和接触疲劳性能^[4-7], 是一种理想在 400~600 °C 高温下服役的轴承和齿轮材料.

M50钢在高温干摩擦条件下摩擦系数高, 要降低摩擦阻力和损耗, 固体润滑是必须的选择. 由于轴承和齿轮接触应力大, 固体润滑涂层在服役过程中容易发生破裂和剥落, 并不是理想的高温轴承或齿轮的固体润滑方案. 研究表明: 具有 magnéli 相结构和含氧缺位的金属氧化物具有较低的摩擦系数, 如 V、Ti、W 和 Cr 等^[8-11]. 通过表面合金化使 M50 钢表面富集上述合金元素, 利用摩擦氧化优先生成低摩擦系数的固体润滑氧化物, 是一种适于重载轴承和齿轮的高温固体润滑思路. 与固体润滑膜相比, 合金化元素原位自生氧化物自润滑的优点在于: 具有自修复功能. 当表层的固体润滑氧化膜磨损后, 新鲜表面氧化生成新的固体润滑膜; 强化层与基体之间为冶金结合, 没有剥落风

险, 疲劳性能优异; 通过高熔点合金元素引入可以提高表面高温硬度和回火抗力.

强流脉冲电子束辐照是一种新型的表面改性手段, 能够在数微秒时间内将工件表面十几微米深度范围快速加热至熔点. 在处理过程中基体仍处于低温状态, 不改变工件尺寸, 适合轴承和齿轮等高精度运动摩擦副的表面强化. 通过表面预镀膜和后续辐照相结合, 使预镀层和基体同时发生熔化, 镀层和基体元素在熔融状态下互扩散, 可以实现表面合金化. 通过合金化元素的调控, 获得需要的表面性能^[12-15].

本文中主要利用强流脉冲电子束技术对 M50 钢进行表面 Cr 合金化处理, 研究合金化层的组织结构及其高温摩擦性能.

1 试验部分

1.1 试验材料

M50 钢成分列于表 1 中, 本文中采用的 M50 钢试样为回火态, 其淬火和回火工艺如图 1 所示. 试验中靶材采用 Cr 靶, 质量分数为 99.99%, 尺寸为 50 mm×5 mm.

表 1 M50 钢化学成分

Table 1 The chemical composition of M50 steel

w(C)/%	w(Cr)/%	w(Mo)/%	w(V)/%	w(Si)/%	w(Mn)/%	w(S)/%	w(Fe)/%
0.75~0.85	3.75~4.25	4.00~4.50	0.90~1.10	≤0.35	≤0.35	≤0.20	Balance

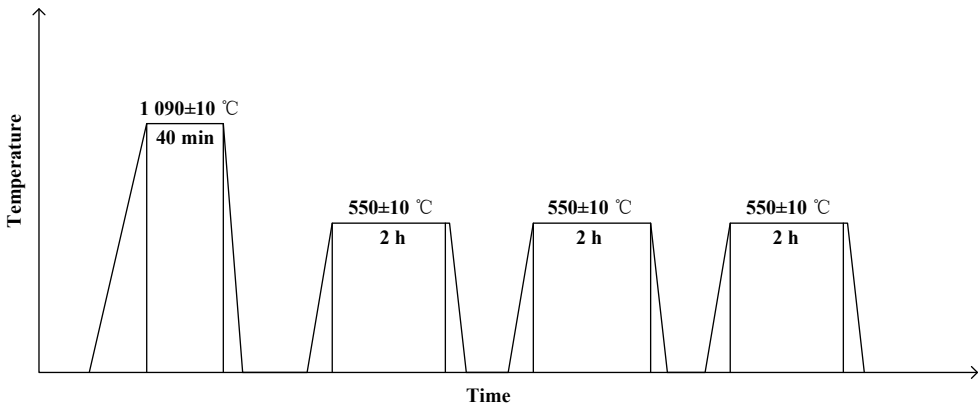


Fig. 1 The heat treatment process of M50 steel samples

图 1 M50 钢试样的热处理工艺流程

1.2 表面合金化

表面合金化处理主要分为 4 个步骤: 1) 对 M50 钢基体试样进行抛光处理; 2) M50 钢表面预辐照处理, 目的是溶解表面碳化物, 避免后续合金化过程中碳化物过热喷发而产生的大熔坑, 提高表面质量; 3) 利用磁控溅射在 M50 钢表面沉积一定厚度的 Cr 层; 4) 对沉积 Cr 层后的表面进行电子束辐照, 使预沉积层与基体发

生重熔和元素扩散, 实现表面 Cr 合金化.

薄膜沉积系统采用了由沈阳科学仪器厂生产 JPG560 型磁控溅射设备. 靶电压为 330 V, 靶电流为 0.10 A, 溅射气体为氩气, 工作气压为 1.5 Pa, 沉积时间为 19.5 min. 强流脉冲电子束 (HCPEB) 表面处理采用俄罗斯科学院西伯利亚分院提供的“RITM-2M”电子束试验装置, 工艺参数如下: 最大加速电压 40 kV, 最

大束流30 kA, 最大能量密度 20 J/cm^2 , 脉宽 $2\sim 5 \mu\text{s}$.

1.3 摩擦磨损试验

高温摩擦磨损性能测试是利用RTEC公司生产的MFT-5000多功能摩擦磨损试验机进行的, 采用球盘式对摩, 对摩副为 $\varphi 5 \text{ mm}$ 的 Si_3N_4 陶瓷球, 硬度为HRC90. 高温摩擦磨损性能测试参数列于表2中.

表2 高温摩擦磨损测试参数

Table 2 The parameters of high temperature friction wear test

Sample	$T/^\circ\text{C}$	P/N	P_0/GPa	$v/(\text{mm/s})$
Cr alloying layer	450	40	3.0	100
M50 substrate	450	40	3.0	100
Cr alloying layer	500	40	3.0	100
Cr alloying layer	450	12	1.0	100
Cr alloying layer	450	40	3.0	100
Cr alloying layer	450	95	5.0	100

根据赫兹接触理论中球体与平面的接触模型, 采用式(1)和(2)算法向作用力和名义接触应力的关系:

$$\frac{1}{E_0} = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2}, \quad (1)$$

$$P_0 = \left(\frac{6PE_0}{\pi^3 R_0^2} \right)^{\frac{1}{3}}, \quad (2)$$

式中: E_1 、 E_2 分别为合金化层和 Si_3N_4 陶瓷球的弹性模量; ν_1 、 ν_2 分别为合金化层和 Si_3N_4 陶瓷球的泊松比; E_0 为综合弹性模量; P 为加载力; P_0 为接触应力; R 为 Si_3N_4 陶瓷球的半径.

磨痕轮廓与扫描图片相结合, 用积分的方法计算磨损量. 图2为M50钢在 500°C , 接触应力为 3.0 GPa , 速度 100 mm/s 高温摩擦试验后的磨痕轮廓图. 根据磨痕轮廓可计算磨损量.

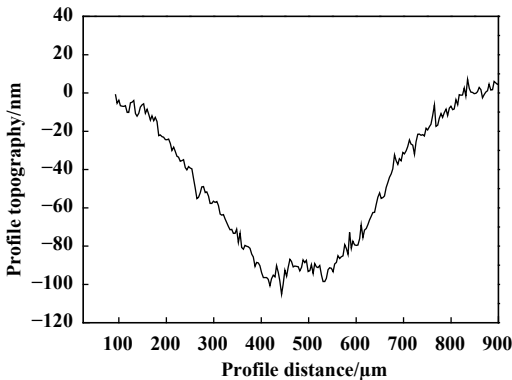


Fig. 2 Profile of the wear track of M50 steel with a contact pressure of 3.0 GPa and a sliding speed of 100 mm/s at 500°C

图2 M50磨痕轮廓(温度 500°C , 接触应力 3.0 GPa , 速度 100 mm/s)

具体磨损量 ΔW , $\text{mm}^3/(\text{Nm})$ 的计算方法如下:

$$\Delta W = \frac{\Delta V}{P \cdot L}, \quad (3)$$

式中: P 为载荷, N ; L 为摩擦距离, m ; ΔV 为磨损体积, mm^3 .

磨损量的物理意义是单位载荷单位摩擦距离下的磨损和黏着体积. 其中

$$L = C \times N, \quad (4)$$

式中: C 为磨痕周长, m ; N 为转数, r .

$$\Delta V = S \times C, \quad (5)$$

式中: S 为磨损面积, mm^2 .

式(3)经过化简得式(6).

$$\Delta W = \frac{S}{P \times N}, \quad (6)$$

其中磨损面积是根据磨痕的轮廓积分求得.

1.4 微观组织观察

利用扫描电子显微镜(ZEISS, SUPRA 55 SAPPHIRE, 德国)对合金化层的截面和磨痕进行观察, 同时借助电镜附带的能谱仪(Oxford, X-Max 50, 英国)对合金化层截面和摩擦产物进行了成分分析.

利用透射电子显微镜(Tecni G2 F30, 美国)对Cr合金化层的截面进行了微观组织分析, 设备加速电压为 300 kV , 点分辨率为 0.205 nm . 其中试样的制备是利用FIB/SEM聚焦离子、电子双束显微电镜(HELIOS NanoLab 600i, 美国)进行的.

2 结果与讨论

2.1 Cr合金化层的组织

图3为Cr合金化层的XRD衍射图谱, 通过标定, 可以确定合金化层主要物相为BCC的Fe-Cr固溶体和少许的奥氏体组成.

图4为表面Cr合金化试样的截面重腐蚀后形貌的

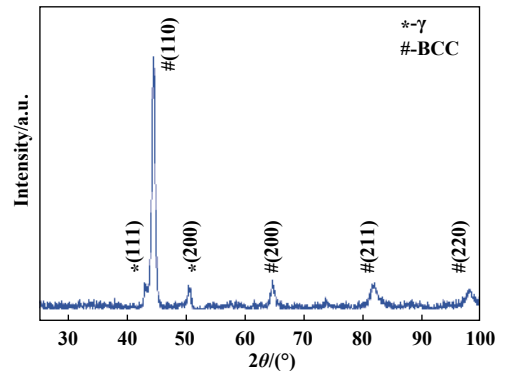


Fig. 3 XRD pattern of Cr alloying layer

图3 Cr合金化层的XRD衍射图谱

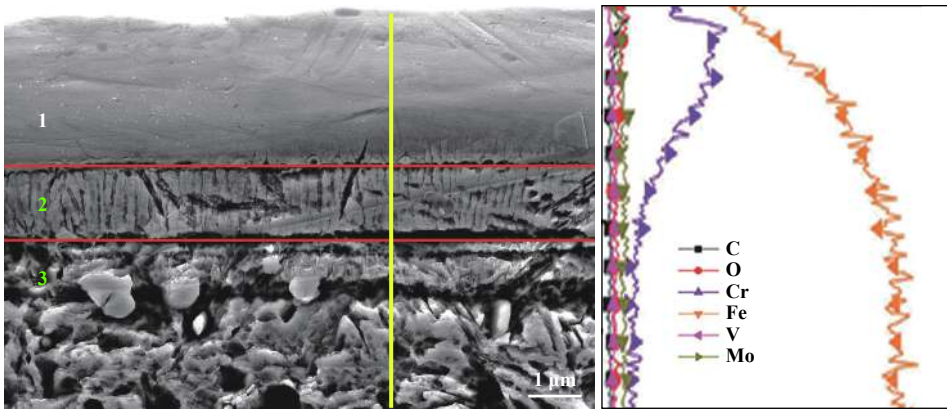


Fig. 4 The cross-sectional morphology and elements distribution of Cr alloying layer

图 4 表面 Cr 合金化试样的截面形貌与元素分布

SEM照片和对应能谱成份线扫描结果. 其中预沉积Cr层厚度为600 nm, 辐照的能量密度为4.4 J/cm², 辐照次数100次. 根据组织形貌和成份特征, 可将Cr合金化层由表及里可以分为三个区域, 分别标记为1、2和3区. 其中, 1区厚度约为2 μm, Cr含量高, 具有优异的耐腐蚀性能, 因此经过重腐蚀后, 表面依然光洁平整, 不像2区和3区出现了明显的腐蚀痕迹. 次表层2区为柱状晶结构, 是Cr含量逐渐下降的过渡区, 厚度约为1 μm. 区域3的成份与合金基体基本一致, 耐蚀性最差, 发生了严重的腐蚀.

采用FIB切片技术切取了Cr合金化层截面TEM分析试样, 对各区域的结构进行了进一步解析. 其明场像如图5(a)所示, 根据衍射衬度, 标记出SEM中对应的1、2和3区. 图5(a、b和c)分别为1、2和3区对应的衍射花样, 通过标定, 可以确定对应的结构分别为BCC的Fe-Cr固溶体, 奥氏体和马氏体. 图中1区厚度比SEM观察

结果小, 主要是因为FIB切取试样时离子对表面的溅射效应.

在脉冲电子束辐照过程中, 预镀层和基体表层发生熔化, Cr元素和基体元素在熔融态发生互扩散, 由于辐照时间短、凝固速度快, 计算表明熔池中元素扩散距离仅为微米量级. 在本文中, 表面富Cr区(1区)为2 μm左右, 根据Fe-Cr合金相(见图6)^[16], 熔池按箭头1的路径冷却下来, 直接形成BCC结构的Fe-Cr固溶体. 次表层(2区)Cr含量下降, 熔池按箭头2的路径凝固, 在高温下形成奥氏体(γ相), 由于Cr是奥氏体稳定化元素, 同时晶粒尺度仅约为200 nm, 使得低温下的马氏体相变受到抑制, 最终次表层的物相为奥氏体.

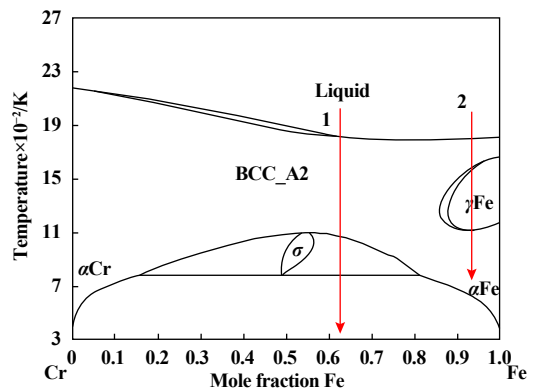


Fig. 6 Phase diagram of Fe-Cr^[16]

图 6 Fe-Cr二元相图^[16]

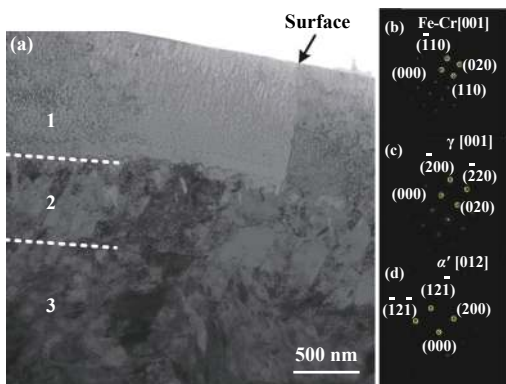
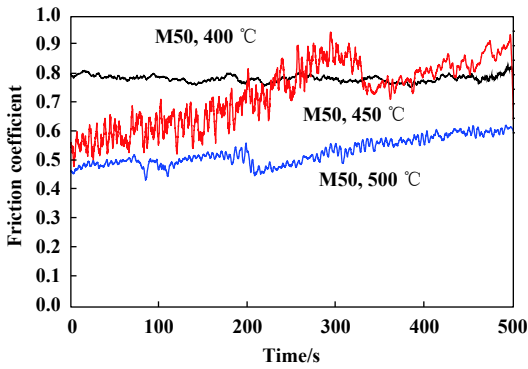


Fig. 5 Bright field TEM micrograph and selected area diffraction patterns (SAD) of cross-sectional Cr alloying layer, (a) Bright field TEM micrograph of cross-sectional Cr alloying layer; SAD of areas (b)1; (c)2; (d)3

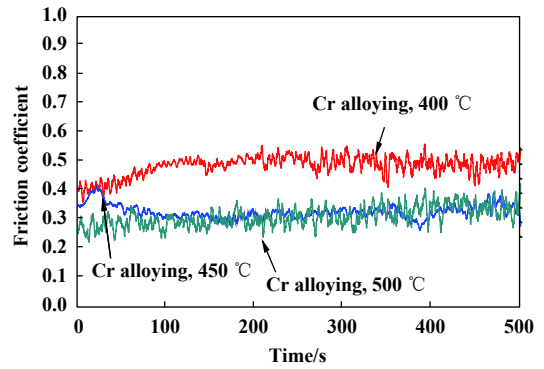
图 5 Cr合金化层截面的TEM明场像及电子衍射照片

2.2 Cr合金化层的高温摩擦性能

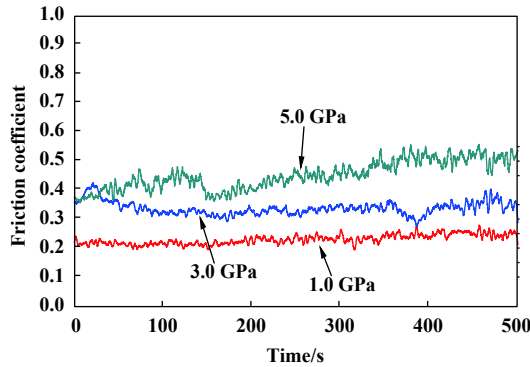
图7为原始M50和经过表面Cr合金化的M50钢试样的高温摩擦试验曲线. 其中, 图7(a)为名义接触应力为3.0 GPa, M50钢的试验温度为400、450和500 °C. M50钢在400 °C时的摩擦系数为0.8. 在450 °C时, M50钢的摩擦系数初始为0.6, 随摩擦时间的延长, 摩擦系



(a) Effect of temperature on M50 steel with a contact pressure of 3.0 GPa and a sliding speed of 100 mm/s



(b) Effect of temperature on Cr alloying layer with a contact pressure of 3.0 GPa and a sliding speed of 100 mm/s



(c) Effect of contact pressure on Cr alloying layer with a sliding speed of 100 mm/s at 450 °C

Fig. 7 The friction coefficient of M50 steel and Cr alloying layer

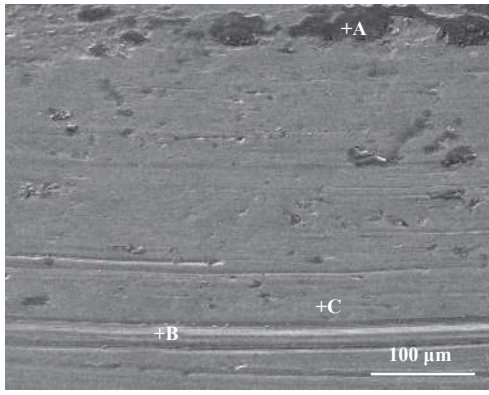
图7 M50钢及Cr合金化层的高温摩擦系数曲线

数逐渐上升, 达到0.8左右. M50钢在500 °C下的摩擦系数波动较450 °C时弱, 摩擦系数约为0.5. 可见, 随摩擦温度升高, M50钢的摩擦系数降低, 一方面随摩擦温度的升高, 对摩擦副接触点处材料发生软化而在摩擦面上形成了一层金属膜, 另一方面摩擦表面形成的氧化膜变成 Si_3N_4 与氧化膜接触, 从而降低了摩擦系数. 图7(b)为名义接触应力为3.0 GPa, Cr表面合金化M50钢的试验温度为400、450和500 °C的摩擦系数曲线. Cr合金化层在不同温度下的摩擦系数均小于M50钢的摩擦系数. 400 °C时, Cr合金化层的摩擦系数稳定0.5左右, 450和500 °C时的摩擦系数相近, 约为0.3. 图7(c)为Cr合金化层在名义接触应力分别为1.0、3.0和5.0 GPa时的高温摩擦试验曲线, 试验温度为450 °C. 随着接触应力增加干摩擦系数由0.2增加到0.4左右. 高温摩擦试验结果表明, 通过表面Cr合金化, M50钢的高温干摩擦系数下降, 实现了高温固体润滑.

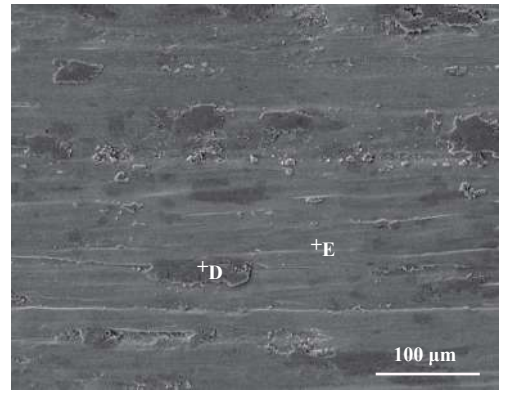
为了揭示Cr合金化层的自润滑机制, 采用SEM及能谱对未处理M50钢和Cr合金化试样的磨痕进行了观察和分析. 结果如图8所示, 图8中各点的能谱结果

列于表4. 图8(a)为未处理M50钢磨痕区域扫描照片(试验温度450 °C, 接触应力3.0 GPa), A、B和C为磨痕内不同特征区域的能谱结果(见表4). A点所在深色区域氧的质量分数为28.3%, 可以推测其为摩擦生成的氧化膜, B和C点所在浅色区域氧含量低, 质量分数仅为7.3%和4.1%, 为氧化膜剥落后暴露出来的新鲜表面, 表明未处理M50钢氧化膜不但摩擦系数高, 而且在摩擦力作用下极易剥落, 不具有防护效果.

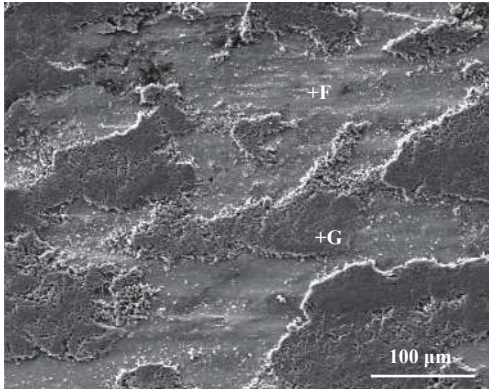
图8(b)为试验温度400 °C, 接触应力3.0 GPa条件下Cr合金化层磨痕形貌, D和E分别为磨痕内不同特征区域的能谱结果(见表4). 根据D点和E点能谱结果可知, 深色片状区域为氧化膜, 而浅色区域为氧化膜剥落后的表面. 氧化膜中Cr质量分数达56.3%, 为富Cr的氧化物. 图8(c)所示为试验温度500 °C, 接触应力3.0 GPa条件下Cr合金化层磨痕形貌, F和G分别为磨痕内不同特征区域的能谱结果(见表3). 与图7(b)结果相似: 深色片状区域为氧化膜, 而浅色区域为氧化膜剥落后的表面. 图8(d)为试验温度400 °C, 接触应力为1.0 GPa条件下Cr合金化层磨痕形貌. 由图可知, 随着



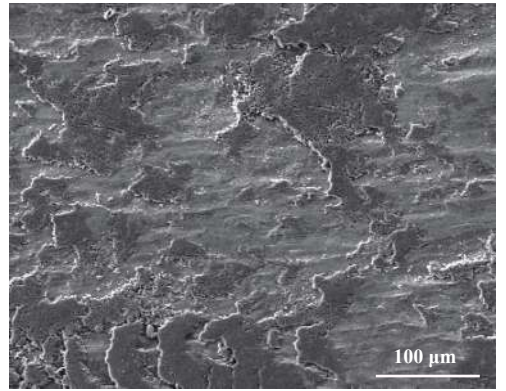
(a) M50 steel



(b) Cr alloying layer with a contact pressure of 3.0 GPa at 400 °C



(c) Cr alloying layer with a contact pressure of 3.0 GPa at 500 °C



(d) Cr alloying layer under with a contact pressure of 1.0 GPa at 400 °C

Fig. 8 The worn surface morphology of M50 steel and Cr alloying layer with a sliding speed of 100 mm/s
图 8 M50 钢和Cr合金化层磨痕形貌照片(线速度100 mm/s)

表 3 图8中各点的能谱结果

Table 3 The chemical composition of points in Fig.8

Point	w(O)/%	w(Fe)/%	w(Cr)/%	w(Mo)/%	w(V)/%	w(Si)/%
A	28.3	64.5	3.0	3.5	0.7	—
B	7.3	84.7	4.0	3.3	0.7	—
C	4.1	88.6	3.6	3.1	0.6	—
D	12.2	28.4	56.3	1.7	0.6	0.8
E	—	58.3	36.6	4.3	0.8	—
F	2.3	76.9	15.3	4.1	1.0	0.4
G	30.2	50.7	13.3	2.5	0.5	2.8

试验温度的升高和接触应力的下降,合金化层表面富Cr氧化物的覆盖度增加。

图9(a)和图9(b)分别为原始M50和经过表面Cr合金化的M50钢试样的高温摩擦相对磨损率。未经处理的M50钢在500 °C的磨损率最高,将其定义为1,其他的磨损率与其比值记为相对磨损率。其中,图9(a)的名义接触应力为3.0 GPa, M50与表面Cr合金化试样试验温度分别为400、450和500 °C。在不同温度下Cr合金化处理的M50钢的磨损率均低于未经处理的M50钢的磨

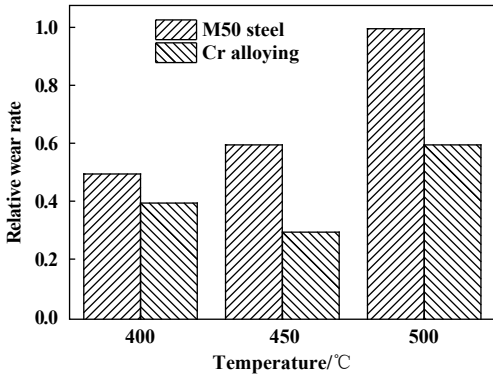
损率。Cr合金化处理后的样品在高温摩擦过程中形成的氧化膜与基体结合良好,具有较好的固体润滑作用,因此具有较低的磨损率。图9(b)为Cr合金化层在名义接触应力分别为1.0、3.0和5.0 GPa时的高温摩擦磨损率,试验温度为450 °C。合金化层在较低的接触应力(1.0, 3.0)下,其磨损率变化不大,在较高的接触应力时出现较大的磨损率。

3 结论

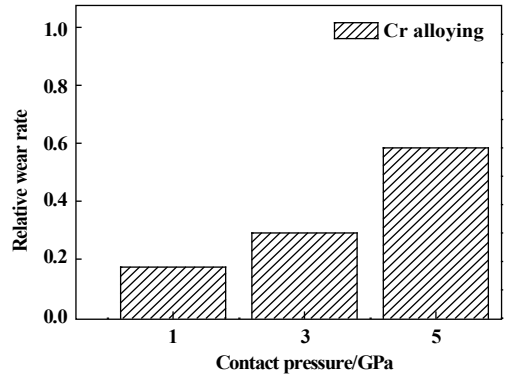
a. 电子束Cr合金化层为多层结构,最外层为富Cr的体心立方的Fe-Cr固溶体,次表层Cr元素浓度递减的过渡区,呈柱状晶结构,物相为面心立方奥氏体。

b. M50钢与Cr合金化层的磨损机制均为氧化磨损。随摩擦温度升高, M50钢的稳态摩擦系数逐渐降低,最低约为0.5, Cr合金化层在不同条件下摩擦系数均低于0.5,最低可达约0.2。

c. Cr合金化层自润滑的机制是高温摩擦过程中表面生成低摩擦系数的富Cr的氧化物,表面氧化物覆



(a) Effect of temperature with a contact pressure of 3.0 GPa and a sliding speed of 100 mm/s



(b) Effect of contact pressure with a sliding speed of 100 mm/s at 450 °C

Fig. 9 The wear rate of M50 steel and Cr alloying layer

图9 M50钢及Cr合金化层的高温磨损率

盖越多, 摩擦系数越低。

参考文献

- [1] Bhadeshia H. Steels for bearings[J]. Progress in Materials Science, 2012, 57(2): 268–435. doi: 10.1016/j.pmatsci.2011.06.002.
- [2] Averbach B, Bamberger E. Analysis of bearing incidents in aircraft gas turbine mainshaft bearings[J]. Tribology Transactions, 1991, 34(2): 241–247. doi: 10.1080/10402009108982032.
- [3] Han Qiao. The microstructure and the control of carbide in M50T steel[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2015(in Chinese) [韩娇. M50T钢组织与碳化物控制及机制研究[D].昆明: 昆明理工大学, 2015].
- [4] Decaudin B, Djega-Mariadassou C, Cizeron G. Structural study of M50 steel carbides[J]. Journal of Alloys and Compounds, 1995, 226(1-2): 208–212. doi: 10.1016/0925-8388(95)01616-3.
- [5] Elrakaby A, Mills B. Identification of carbides in high-speed steels[J]. Journal of Materials Science Letters, 1986, 5(3): 332–334. doi: 10.1007/BF01748096.
- [6] Nishikawa T, Hayashi N, Hayakawa A. Technical trend of aircraft bearings[J]. NTN Tech Rev, 2014, 82: 83–87.
- [7] Liu Zuomin. Friction and wear characteristics of M50 high speed steel at elevated temperature[J]. Tribology, 1997, 17(1): 38–44 (in Chinese) [刘佐民. M50高速钢高温摩擦磨损特性的研究[J]. 摩擦学学报, 1997, 17(1): 38–44]. doi: 10.3321/j.issn:1004-0595.1997.01.006.
- [8] R Franz, C Mitterer. Vanadium containing self-adaptive low-friction hard coatings for high-temperature applications: A review[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 228: 1–13.
- [9] G Gassner, P H Mayrhofer, K Kutschej C, et al. Magnéli phase formation of PVD Mo-N and W-N coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201: 3335–3341.
- [10] Storz, H Gasthuber, M Woydt. Tribological properties of thermal-sprayed magnéli-type coatings with different stoichiometries(TiO_{2n-1}) [J]. Surface & Coatings Technology, 2001, 140: 76–81.
- [11] A Erdemir. A crystal-chemical approach to lubrication by solid oxide[J]. Tribology Letters, 2000, (8): 97–102.
- [12] Zou Jianxin, Wu Aimin, Liu Zhenmin, et al. Rapid surface alloying of steels by Al using high current pulsed electron beam and oxidation resistance[J]. Journal of Dalian University of Technology, 2003, 43(5): 555–560 (in Chinese) [邹建新, 吴爱民, 刘振明, 等. 钢的强流脉冲电子束表面快速渗铝及其抗氧化性[J]. 大连理工大学报, 2003, 43(5): 555–560].
- [13] Hu Jianjun, Zhang Genbao, Chen Yuanfang, et al. Surface property of 40Cr alloyed Al with high current pulsed electron beam[J]. Materials Review(B), 2012, 26(10): 9–12 (in Chinese) [胡建军, 张根宝, 陈元芳, 等. 40Cr表面电子束Al合金化的表面性能分析[J]. 材料导报B, 2012, 26(10): 9–12].
- [14] V P Rotshtein, Yu F Ivanov, A B Markov, et al. Surface alloying of stainless steel 316 with copper using pulsed electron-beam melting of film-substrate system[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 200: 6378–6383.
- [15] Wu Chunlei, Luo Dian, Ma Yantao, et al. Microstructure and properties of Ti alloying surface on 9310 carburizing steel by high current pulsed electron beam[J]. China Surface Engineering, 2014, 27(2): 88–94 (in Chinese) [吴春雷, 罗甸, 马廷涛, 等. 9310渗碳钢强流脉冲电子束表面钛合金化处理的结构与性能[J]. 中国表面工程, 2014, 27(2): 88–94].
- [16] Andersson J, Sundman B. Thermodynamic properties of the Cr-Fe system[J]. Calphad, 1987, 11(1): 83–92. doi: 10.1016/0364-5916(87)90021-6.