

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20160728001

超音速等离子喷涂Mo-W涂层的力学性能

闫涛^{1,2}, 刘贵民², 吴行³, 朱硕², 刘明¹

(1. 装甲兵工程学院 再制造技术重点实验室, 北京 100072; 2. 装甲兵工程学院 装备维修与再制造工程系, 北京 100072; 3. 北京特种车辆研究所, 北京 100072)

摘要: 采用超音速等离子喷涂技术在45CrNiMoVA钢表面制备了Mo-W合金涂层, 利用场发射扫描显微镜(SEM)、电子能谱仪(EDS)、维氏显微硬度计分析测试了涂层组织、硬度, 利用球-盘式摩擦磨损试验机研究了磨损载荷及频率对Mo-W合金涂层摩擦学性能的影响。结果表明: 质量比为3:1的Mo、W机械混合粉喷涂后涂层中Mo、W元素质量比接近3:1。涂层组织致密, 与基体结合为机械结合, 表面平均显微硬度为563.2 HV_{0.1}。Mo-W涂层的显微硬度、耐磨性和减摩性比基体45CrNiMoVA钢有所提高, 且载荷越大, 涂层的耐磨性和减摩性优势越明显。Mo-W涂层与Si₃N₄陶瓷的摩擦磨损机制以磨料磨损和氧化磨损为主。当磨损载荷变大和磨损频率变高时, 疲劳剥落磨损表现明显。

关键词: Mo-W涂层; 超音速等离子喷涂; 力学性能

中图分类号: TG174.442; TG113.25

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)01-0107-08

Mechanical Properties of Mo-W Coatings Prepared by Supersonic Plasma Spraying

YAN Tao^{1,2}, LIU Gui-min², WU Hang³, ZHU Shuo², LIU Ming¹

(1. Science and Technology on Remanufacturing Laboratory, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072; 2. Department of Equipment Maintenance and Remanufacturing Engineering, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072; 3. Beijing Special Vehicle Research Institute, Beijing 100072)

Abstract: Mo-W coating was prepared on 45CrNiMoVA steel by supersonic plasma spraying technology. The microstructure, chemical composition and micro hardness were investigated with scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and Vickers micro hardness tester, respectively. The effect of load and frequency on the tribological behaviors of the coating was studied using a ball-on-disc tribometer. The results show that the coating prepared with the mixtured powders of Mo-W mass ratio is approximately 3:1. The coating is dense and mechanically bonds to the substrate. The average surface micro hardness is 563.2 HV_{0.1}, higher than that of the substrate and Mo coating. Both the abrasion resistance and anti-friction performance of the coating are better than the substrate, which is more obvious with the higher abrasion load. The main frictional wear mechanism between the coating and Si₃N₄ are grinding abrasion and oxidative wear, while fatigue wear also plays an important role in the abrasion mechanism with the higher abrasion load and frequency.

Keywords: Mo-W coating; supersonic plasma spraying; mechanical properties

收稿日期: 2016-07-28; 修回日期: 2016-12-30

网络出版日期: 2017-01-04 14:26; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20170104.1426.002.html>

通讯作者: 闫涛(1978—), 男(汉), 讲师, 博士; 研究方向: 先进表面功能涂层与关键技术; E-mail: bjyantao@163.com

基金项目: 北京市自然科学基金(2152031)

Fund: Supported by Natural Science Foundation of Beijing(2152031)

引文格式: 闫涛, 刘贵民, 吴行, 等. 超音速等离子喷涂Mo-W涂层的力学性能[J]. 中国表面工程, 2017, 30(1): 107-114.

YAN T, LIU G M, WU H, et al. Mechanical properties of Mo-W coatings prepared by supersonic plasma spraying[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(1): 107-114.

0 引言

长期以来, Mo作为高温材料和减摩材料应用广泛, Mo涂层可提高零件表面高速高温条件下的耐磨性, 但由于Mo在喷涂中容易氧化^[1-3], 限制了Mo涂层应用。为减少Mo涂层的氧化, 已开展了相关的研究^[4]。L. Prchlik^[5]等利用高速火焰喷涂和等离子喷涂技术制备了Mo-Mo₂C涂层, 其中的C可以避免Mo的氧化, 同时得到的Mo₂C硬质相也提高了涂层的硬度和耐磨性。Wren Chan^[6]和M. N. Drozdov^[7]在Mo中掺杂稀土和其他颗粒减少Mo的氧化并且利用形成的稀土氧化物或掺杂颗粒提高材料的性能。文献^[8]则采用真空等离子喷涂的方法避免了Mo的氧化。从制备工艺上看, 高速火焰喷涂和等离子喷涂都可以满足Mo基涂层的喷涂要求, 避免Mo的氧化^[9]。

Mo和W都是高熔点金属, 原子半径和晶格类型相同, 晶格常数也相差无几。从相图上看, Mo和W可形成固溶体。有研究表明^[1], 当Mo-W合金在W质量分数为25%时, 合金熔点比钼大约提高200 ℃。但由于W具有高温易升华的特点, 所以在热喷涂涂层中, Mo-W涂层制备困难。为了制备高温高载金属耐磨涂层, 文中采用超音速等离子喷涂技术与Mo、W金属粉末, 通过文献调研^[10-12]和工艺探索, 确定了合适的喷涂工艺参数, 测试了涂层的力学性能, 重点研究了涂层的摩擦磨损性能和其失效机理。

1 试验过程

1.1 试验材料

基体材料选用45CrNiMoVA钢(860~880 ℃淬火、420~440 ℃回火), 主要成分和力学性能见表1、表2。试样尺寸: 10 mm×10 mm×10 mm。

采用北京桑尧技术开发有限公司生产的纯

表 1 45CrNiMoVA钢主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 45CrNiMoVA steel (w/%)							
Element	C	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	Fe
Content	5.66	1.33	1.04	6.14	1.55	0.66	84.02

表 2 45CrNiMoVA钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of 45CrNiMoVA steel						
Parameters	R _m / MPa	R _e / MPa	A / %	W _t / J	HBW	Z / %
Values	1 530	1 460	13	48.8	443	47

Mo粉(纯度≥99.9%、粒径45~96 μm)和纯W粉(纯度≥99.9%、粒径范围45~96 μm)。根据前期工艺试验的正交试验结果, 当Mo粉和W粉按3:1质量比进行混合时, 在保证涂层喷涂工艺性的情况下, 其力学性能最好^[13]。因此, 采用混粉器将Mo粉和W粉按3:1机械混合, 确保混合粉体的均匀性。

1.2 涂层制备

采用再制造技术重点实验室的HEP-Jet超音速等离子喷涂系统制备涂层。为提高涂层与基体的结合强度, 先对试样的表面进行预处理: 首先用25 μm(500目)的砂纸打磨除去表面的氧化膜、铁锈等杂质; 随后用13 μm(1 000目)的砂纸精磨保证氧化层的彻底清除; 然后在乙醇中进行超声波清洗除去油污; 最后采用700 μm(24目)的棕刚玉进行喷砂处理, 喷砂距离150 mm, 喷砂角度60°, 喷砂压力0.6 MPa; 喷砂结束后停止供砂, 用喷枪吹气清除试样表面的残留砂粒。最后将试样固定, 采用超音速等离子焰流进行预热, 采用惰性气体Ar气作为主气、H₂作为辅气。控制基体温度保持在200 ℃以下, 通过控制喷涂时间将涂层厚度控制在200~400 μm。根据文献调研和探索试验优化后的Mo-W合金涂层喷涂工艺参数见表3^[13]。

表 3 超音速等离子喷涂Mo-W合金涂层工艺参数

Table 3 Supersonic plasma spraying parameters of Mo-W coating	
Parameters	Values
Spraying current / A	350
Spraying voltage / V	140
Ar flow / (L·min ⁻¹)	110
H ₂ flow / (L·min ⁻¹)	17
Cooling gas pressure / MPa	0.5
Powder feeding rate / (g·min ⁻¹)	45
Distance / mm	100

1.3 涂层组织与性能检测

采用HVS-1000型显微硬度计测量Mo-W涂层的显微硬度, 加载载荷100 g, 加载时间10 s。试验前对试样进行抛光处理。

涂层表面显微硬度采用几何分布法, 在涂层表面选取6个点, 取平均值。测量涂层截面的显微硬度采用直线法, 取6个点, 其中保证有1个点选在基体上, 1个点选在涂层与基体的界面上。

采用CETR-3型多功能摩擦磨损试验机进行摩

擦磨损试验, 摩擦副为 Φ 3 mm的Si₃N₄稀土陶瓷球, 采用高速线性往复式磨损形式。试验载荷为5~15 N, 滑动频率10~20 Hz, 单次行程2 mm, 时间10 min。试验样品均经过打磨、抛光处理。

采用Lext OLS型高精度三维形貌仪对涂层表面粗糙度进行测量, 测量值取多组数据平均值, 对不同条件下的摩擦磨损试验产生的磨痕进行体积测量, 进而按公式(1)计算出磨损率。

$$\varpi = \frac{\Delta V}{NS}$$

(1)

其中: ϖ 为磨损率, $\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$; ΔV 为磨损体积, μm^3 ; N 为载荷, N; S 为滑动行程, μm 。

采用Nava Nano SEM450场发射型超高分辨率扫描电镜对涂层表面、截面进行显微形貌观察分析; 使用配备的X-Max 80型X射线能谱仪测定涂层内各元素分布及质量分数。

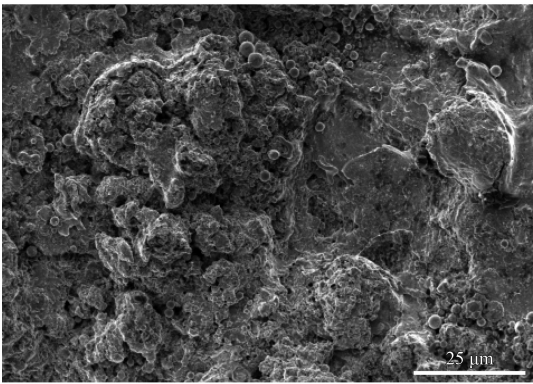
2 结果与分析

2.1 微观结构

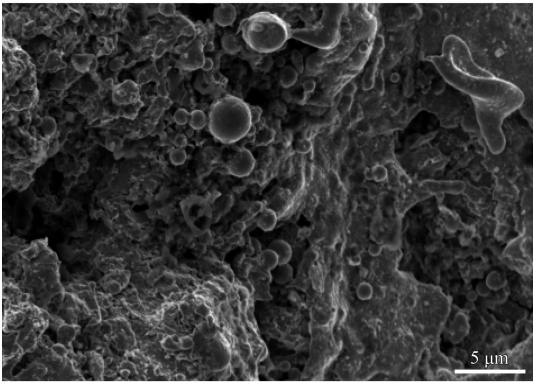
图1为Mo-W涂层表面SEM形貌。由图1(a)可见涂层表面因缺乏后续飞行粒子的撞击作用而较为粗糙, 整个表面呈高低起伏状与局部平整光滑状相间的褶皱结构。热喷涂的涂层制备过程中会出现熔融或半熔融的粒子, 即从涂层表面微观结构来看, 分为熔融区和半熔融区。熔融区为完全熔融的粒子撞击铺展并急速冷却后形成的平整光滑区域; 半熔融区则因半熔融粒子的存在而影响了粒子铺展过程的液态流动性, 最终形成中间突出边沿平整的结构。相对于课题组前期采用电弧喷涂技术得到的涂层而言^[14], 超音速等离子喷涂焰流的温度较高, 涂层表面粉末熔融铺展比较充分(图1(b))。虽然Mo-W合金的熔点高于2 700 ℃, 但制备的涂层熔融区比较充分, 说明所采用的超音速等离子喷涂设备可以有效地融化Mo-W合金, 同时也说明了100 mm喷涂距离使熔融粒子得到较好的沉积。

图2为Mo-W涂层截面形貌。涂层整体分为占绝大部分的暗色区域, 以及弥散分布其中的亮色区域。EDS能谱扫描分析结果证明(见表4), 暗色区域为富Mo区, 亮色区域为富W区。另外, 两种区域O含量均比较少, 说明在喷涂过程中Mo和W氧化程度非常轻, 得到的涂层以Mo-W合金为

主; C为检测过程中导电材料引入的杂质元素。由涂层元素面扫描结果可见, 涂层中的Mo和



(a) Low magnification



(b) High magnification

图1 Mo-W涂层表面SEM形貌

Fig.1 Surface morphologies of Mo-W coating

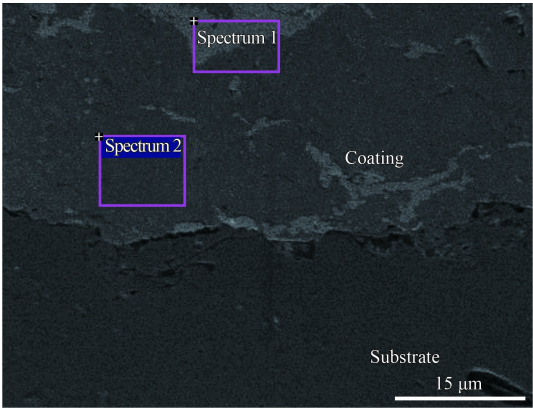


图2 Mo-W涂层截面形貌

Fig.2 Cross section morphology of Mo-W coating

表4 Mo-W涂层截面能谱分析

Table 4	EDS analysis of cross section for Mo-W coating (w/%)			
Region	Mo	W	O	C
Spectrum 1		93.14	1.29	5.57
Spectrum 2	93.55		6.45	
Map scanning	75.12	23.20	1.67	

W两种元素的质量含量分别为75.12%和23.2%，与喷涂粉末中的Mo和W质量比3:1相比略有增大。可见，由于超音速等离子喷涂的温度和速度高，大多数W粉可以沉积在涂层中。

图3为涂层与基体结合处EDS线分析，由图可知垂直涂层与基体结合面方向的Mo元素和W元素在结合处发生骤降，相反方向的Fe元素同样也急剧降低，因而两者间的元素无明显扩散，涂层与基体基本上未发生有效的冶金结合，结合方式以机械结合为主。虽然如此，涂层与基体的结合强度较高，拉伸试验表明可达44.8 MPa。

图4为涂层与基体结合处硬度压痕微观形貌。从图4可见，结合面的硬度测试点压痕处没有发现裂纹，可间接证明涂层与基体的结合良好。分析原因，主要有：①Mo本身与钢铁的粘合性较好^[9]，常被用作其它喷涂材料的底层自粘结材料；②喷涂过程中熔化的Mo和W颗粒动能大、热焓高，其撞击到工件表面后良好的塑性变形使涂层

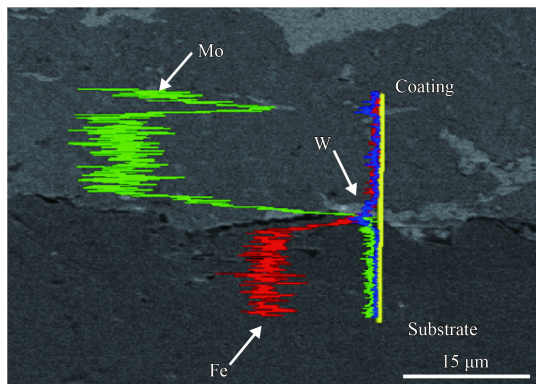


图3 Mo-W涂层界面元素线扫描结果

Fig.3 Element line scanning result of Mo-W coating/substrate interface

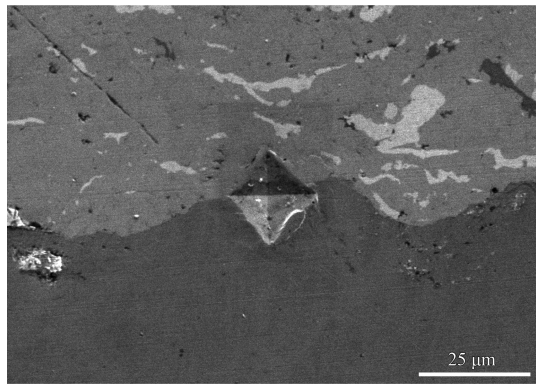


图4 Mo-W涂层界面硬度压痕微观形貌

Fig.4 Impression morphology of Mo-W coating/substrate interface

与基体形成良好的机械咬合。同时，也有文献认为部分钨粉因高温而快速氧化产生的放热可能使涂层与涂层、涂层与基体局部产生十分微小的冶金结合点^[3]，从而提高了结合性能。

2.2 显微硬度

显微硬度测试结果表明，基体的平均显微硬度为235.3 HV_{0.1}，涂层平均显微硬度为563.2 HV_{0.1}，比基体硬度提高1倍多。与文献^[14]中的纯Mo涂层的显微硬度测试结果(482.3 HV_{0.1})相比，提高了80.9 HV_{0.1}，可见在Mo中添加W对涂层的硬度有提高作用。

图5为涂层的显微硬度沿深度方向的分布情况。可以看出，涂层的显微硬度在距离涂层-基体界面越远其值越高。在涂层-基体界面处，一方面，涂层受到基体表层缺陷，如气孔、夹杂因素的影响，接近基体的涂层硬度较低^[15]。另一方面，由于在涂层-基体界面外的涂层处于最内部，散热性较差，当外层熔融粒子沉积其上后，产生类似热处理中的退火和再结晶作用，所以界面处硬度值较低。

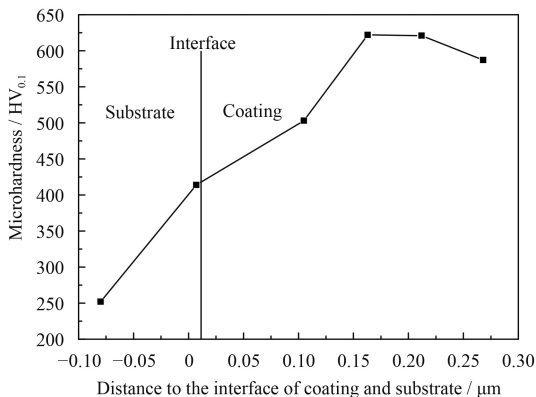


图5 显微硬度沿涂层厚度方向的分布

Fig.5 Microhardness along the direction of the cross section

随着涂层厚度不断增加，熔融粒子不断撞击涂层表面，致使层叠的涂层越来越致密，涂层的硬度不断提升，直至达到峰值。在涂层表面附近，由于表层受到后续熔融粒子的冲击作用越来越小，涂层孔隙率较高，所以靠近涂层表面的显微硬度较低^[16]。

2.3 摩擦学性能

图6为涂层与基体在5 N与15 N载荷(10 Hz)条件下的磨损率。在载荷为5 N时，涂层与基体的磨

损率分别为 $1.2\times 10^5\text{ }\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 和 $1.8\times 10^5\text{ }\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, 涂层略低于基体。15 N载荷时, 涂层与基体的磨损率均有明显上升, 分别为 $4.1\times 10^5\text{ }\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 和 $1.1\times 10^6\text{ }\mu\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, 基体的磨损率约为涂层的2.68倍。从图7涂层与基体磨痕的3D形貌也可直观的看出, 涂层的磨痕明显小于基体(15 N载荷)。所以, 采用超音速等离子喷涂在45CrNiMoVA钢表面制备Mo-W涂层可以显著提高其抗较大载荷的摩擦磨损性能。由于对偶件 Si_3N_4 稀土陶瓷球硬度很高, 而Mo-W涂层的硬度比基体硬度提高约1倍, 可见硬度提高是涂层耐磨损性能提高的重要原因。

图8为5 N与15 N载荷下基体与涂层的摩擦因数变化曲线。由图可知, 涂层与基体的摩擦因数

在摩擦起始阶段较大, 经短暂磨合后下降并趋于平稳。基体的摩擦因数分别为0.712和0.788, 涂层的摩擦因数均在0.6上下波动。无论是在5 N载荷还是15 N载荷条件下, 基体的摩擦因数均高于涂层的摩擦因数, 即涂层的减摩性能优于基体。分析原因, 一方面是因为Mo和W硬度高, 提高了涂层耐磨性。另一方面, 摩擦过程中生成了Mo和W的氧化物具有较好的抗磨性。由于涂层比钢基体硬度高, 摩擦副之间的压入变形量较小, 当摩擦趋于平稳后, 涂层的摩擦因数比基体略有降低^[17]。

图9为不同载荷下涂层的摩擦因数(滑动频率: 20 Hz、摩擦时间: 10 min)。从图中可以看出, 随着载荷的增大, 摩擦因数先下降随后逐渐稳定。载荷为5 N时, 涂层摩擦因数最大为0.635, 这是由于涂层磨合时间与载荷大小有关^[17]。小载荷试验条件下, 涂层在10 min时间内一直处于磨合阶段, 涂层表面与对磨件实际接触的峰点少, 应力非常大, 磨损十分剧烈。随着载荷的增大

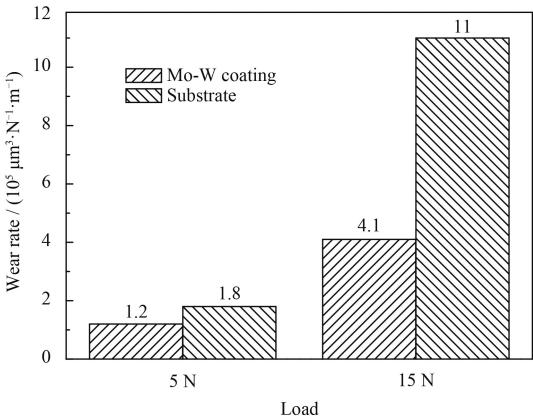


图6 涂层与基体在不同载荷下的磨损率
Fig.6 Wear rate of coating and substrate under different load

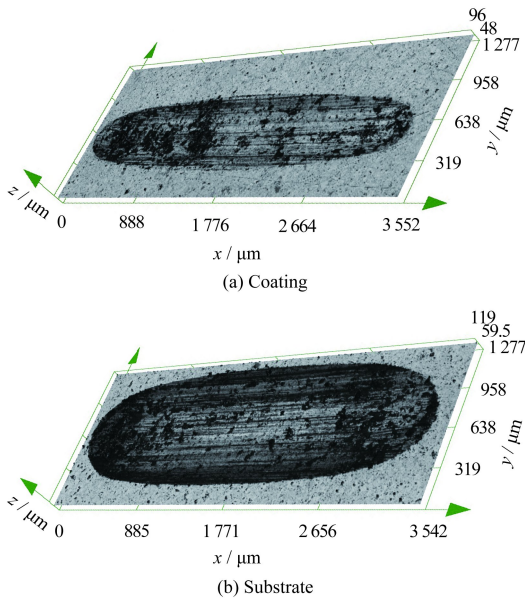


图7 15 N载荷下涂层与基体的磨痕3D形貌
Fig.7 3D wear morphologies of coating and substrate under a load of 15 N

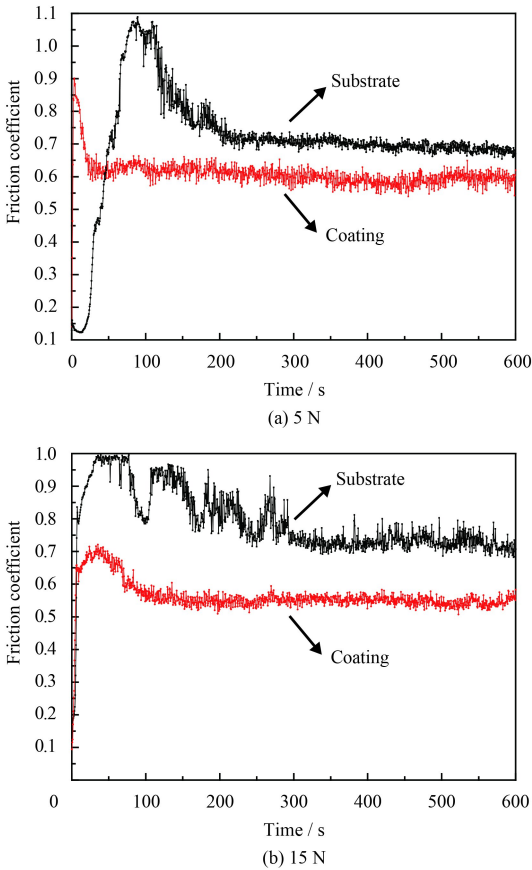


图8 不同载荷下基体与涂层的摩擦因数
Fig.8 Friction coefficient of coating and substrate under different load

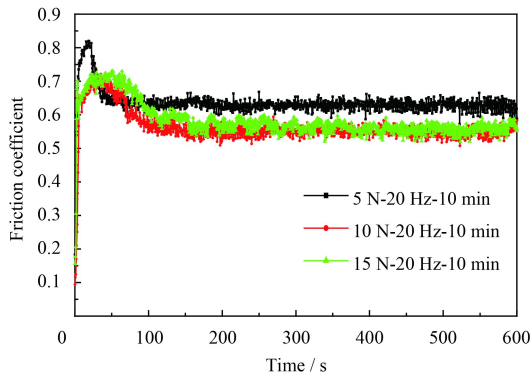


图9 不同载荷下Mo-W涂层的摩擦因数

Fig.9 Friction coefficient of Mo-W coating with different load

(10 N), 磨合时间缩短, 磨损面实际接触峰点及实际接触面积增加, 应力减小, 同时表面在磨合阶段期间由于受交变应力作用而发生硬化, 摩擦因数变小, 变为0.562和0.582, 磨损情况得到改善。载荷从5 N增加到10 N, 摩擦因数的降低十分明显; 继续增加到15 N, 涂层的摩擦因数变化不大。

图10为涂层在不同载荷和滑动频率下的摩擦

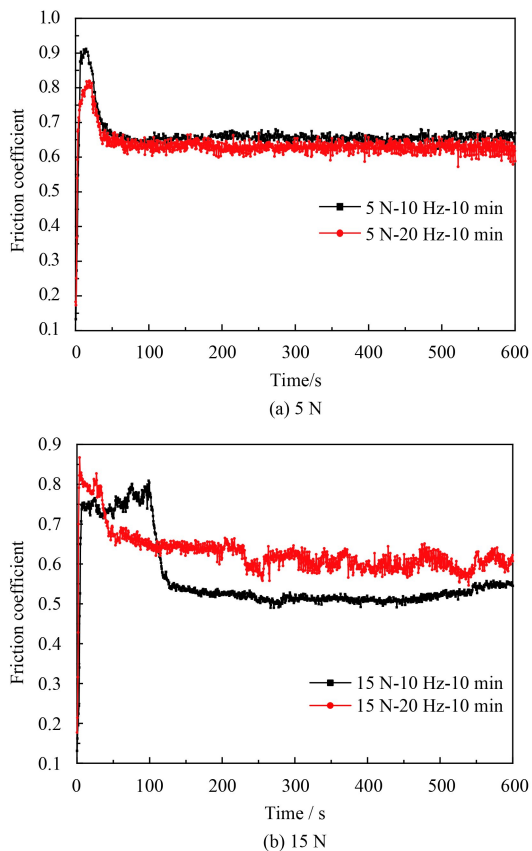


图10 不同载荷和滑动频率下Mo-W涂层的摩擦因数

Fig.10 Friction coefficient of Mo-W coating under different load and frequency

因数。当载荷为5 N时, 两个频率下的涂层摩擦因数比较平稳且基本一致, 并无较大的差别。当载荷为15 N时, 两个频率下的涂层摩擦因数差别较大, 低滑动频率摩擦因数为0.561, 高滑动频率的摩擦因数高为0.628。由此可见, 当处于低载荷(5 N)时, 涂层与 Si_3N_4 陶瓷球对磨时, 滑动频率对摩擦因数影响不大; 当载荷较大时(15 N), 摩擦因数随滑动频率增大而增大。这主要是因为摩擦频率增大导致摩擦速度增大, 从而使摩擦热增加, 进而导致接触峰处发生氧化磨损、粘着磨损, 影响摩擦因数^[18]。

2.4 摩擦磨损机制

图11为Mo-W涂层不同摩擦条件下的表面磨痕形貌。由图11(a)(b)可以看出, 当摩擦载荷较小时(5 N), Mo-W涂层表面磨痕呈现犁沟特征, 此时犁沟仅出现在微凸起顶部, 约有50%的表面未被磨损; 当磨损频率较高时(20 Hz), 犁沟覆盖整个涂层。说明随着磨损频率的增加, 在相等的磨损时间内, 磨损磨合期变短, 涂层与摩擦副的接触面积越大, 磨损量比磨损频率为10 Hz时的大。由此可知, 当摩擦载荷较小时, 摩擦副之间表现为典型的磨料磨损。

由图11(c)(d)可以看出, 当摩擦载荷较大时(15 N), Mo-W涂层表面磨痕虽然仍有犁沟特征, 但同时开始出现微裂纹, 而且磨损频率越高, 微裂纹密度越大; 当局部出现裂纹形成闭环时, 导致涂层微区脱落。

图12为15 N, 20 Hz条件下的磨屑和磨痕表面微观形貌。对磨屑和磨痕表面进行EDS分析可知(见表5), 磨屑中Si、Mo、W这3种元素含量都较高, 说明磨屑由 Si_3N_4 陶瓷颗粒和Mo-W涂层合作贡献而成。在连续的摩擦中充当了磨料作用。磨损表面O元素的质量分数达32.89%, 远高于涂层中的O含量, 可见在摩擦磨损过程中发生了氧化。Si元素质量分数达到3.45%, 说明 Si_3N_4 陶瓷球也出现了磨损且发生了材料转移。

综合以上分析, 在所用试验条件下, Mo-W涂层的磨损机制主要为磨料磨损, 同时伴有氧化磨损。随着磨损载荷的加大和磨损频率的增加, 涂层塑性变形加剧导致应力集中, 同时受载荷的反复作用而出现疲劳裂纹。

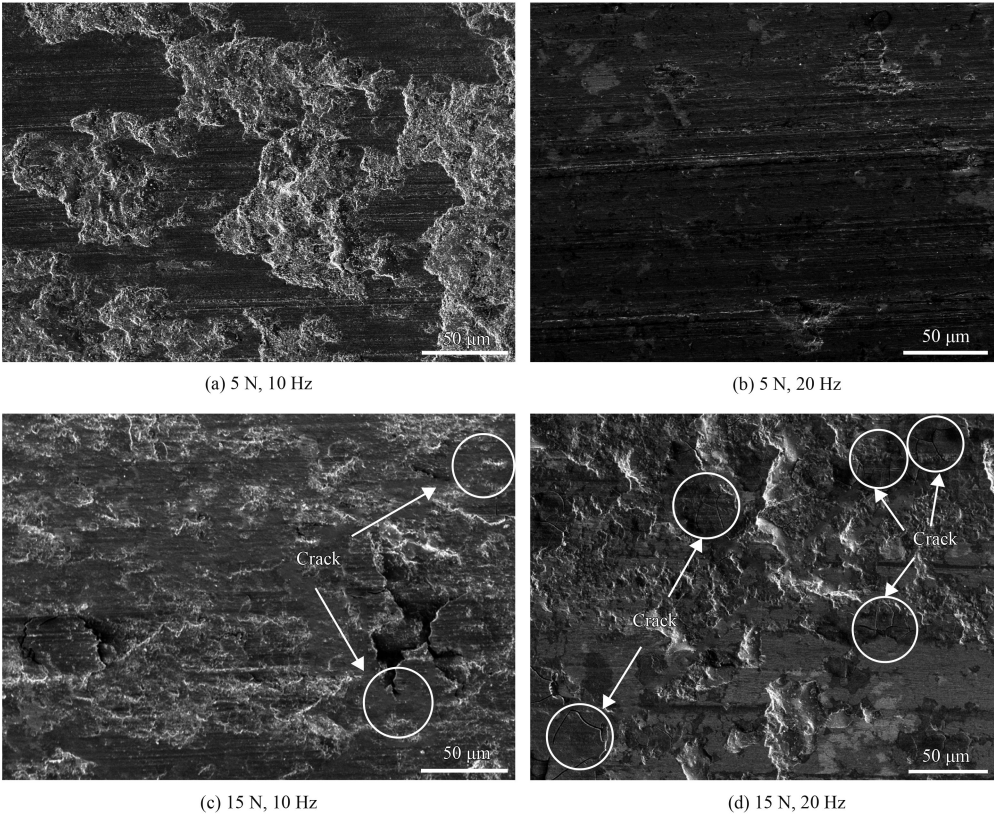


图 11 不同摩擦条件下Mo-W涂层的磨痕形貌

Fig.11 Worn morphologies of Mo-W coatings under different friction condition

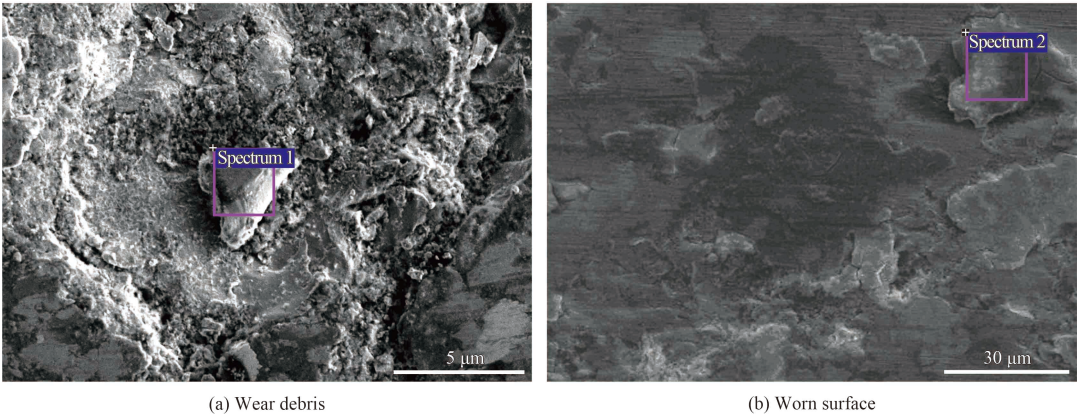


图 12 15 N, 20 Hz条件下的磨屑和磨痕表面形貌

Fig.12 Morphologies of wear debris and worn surface under different 15 N, 20 Hz

表 5 15 N、20 Hz条件下的磨屑和磨痕表面能谱分析

Table 5 EDS analysis of wear debris and worn surface under 15 N, 20 Hz

Region	C	O	Si	Mo	W
Wear debris	6.96	13.53	20.61	42.87	16.03
Worn surface	8.80	32.89	3.45	47.04	7.82

3 结 论

(1) 通过优化超音速等离子喷涂工艺, 可以有

效控制Mo-W涂层中的氧化和W的升华, 获得组织性能良好的复合涂层。

(2) Mo-W涂层显微硬度平均值为563.2 HV_{0.1}, 比纯Mo涂层的显微硬度提高了约80.9 HV_{0.1}, 在Mo中添加W能提高涂层硬度。

(3) Mo-W涂层的耐磨性和减摩性都比基体45CrNiMoVA钢有所提高, 且载荷越大, 涂层的耐磨性和减摩性的优势越明显。

(4) Mo-W涂层与 Si_3N_4 陶瓷的摩擦磨损机制主要以磨料磨损和氧化磨损为主。当磨损载荷变大和磨损频率变高时, 疲劳剥落磨损表现明显。

参考文献

- [1] 张晓琳, 郝建民. 等离子喷涂钼涂层的工艺性能研究[J]. 热加工工艺, 2009, 38(4): 60-62.
ZHANG X L, HAO J M. Study on process and properties of plasma sprayed molybdenum coating[J]. Material & Heat Treatment, 2009, 38(4): 60-62 (in Chinese).
- [2] NAIMI A, YOUSFI H, TRARI M. Microstructure and corrosion resistance of molybdenum and aluminum coatings thermally sprayed on 7075-T6 aluminum alloy[J]. Physico-chemical Problems of Materials Protection, 2012, 48(5): 557-562.
- [3] 姜超平, 陈宏, 郝建民. 等离子喷涂钼的氧化行为与性能分析[J]. 铸造技术, 2009, 30(7): 915-917.
JIANG C P, CHEN H, HAO J M. Property and oxidize behavior of thermal spraying Mo coating[J]. Foundry Technology, 2009, 30(7): 915-917 (in Chinese).
- [4] RITT P, LU-STEFFES O, SAKIDJA R, et al. Application of plasma spraying as a precursor in the synthesis of oxidation-resistant coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2013, 22(6): 992-1000.
- [5] PRCHLIK L, GUTLEBER J, SAMPATH S. Deposition and properties of high-velocity-oxygen-fuel and plasma-sprayed Mo-Mo₂C composite coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2001, 10(4): 643-655.
- [6] CHAN W, GAO M C. Thermodynamic assessment of Mo-Ce and Mo-Y systems and paul king[J]. Journal of Phase Equilibrium and Diffusion, 2010, 31(5): 414-420.
- [7] DROZDOV M N, KLUENKOV E B, LOPATINA A Y, et al. Comparative heat load testing of freestanding multilayer Mo/ZrSi₂ and Mo/NbSi₂[J]. Bulletin of the Russian Academy of Sciences Physics, 2013, 77(1): 83-85.
- [8] GUO X Q, NIU Y R, HUANG L P, et al. Microstructure and tribological property of TiC-Mo composite coating prepared by vacuum plasma spraying[J]. Journal of Thermal Spray Technology Volume, 2012, 21(5): 1083-1089.
- [9] 严堪荣, 董允杰. 钼喷涂[J]. 中国钼业, 1999, 23(6): 10-12.
YAN K R, DONG Y J. Spray coating of molybdenum[J]. China Molybdenum Industry, 1999, 23(6): 10-12 (in Chinese).
- [10] 卢晓亮, 李国禄, 王海斗, 等. 喷涂工艺对超音速等离子喷涂BaTiO₃涂层性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2013, 18(5): 662-668.
LU X L, LI G L, WANG H D, et al. Effect of spraying process on performance of supersonic plasma spraying BaTiO₃ coating[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2013, 18(5): 662-668 (in Chinese).
- [11] 解路, 熊翔, 王跃明, 等. 热等静压对等离子喷涂成形制备钼制品的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2011, 42(10): 3009-3014.
XIE L, XIONG X, WANG Y M, et al. Molybdenum products produced by plasma spray forming and hot-isostatic pressing[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2011, 42(10): 3009-3014 (in Chinese).
- [12] 薛唤, 魏振毅, 郑振环, 等. 基底对等离子喷涂Mo层片形成的影响[J]. 热加工工艺, 2007, 36(3): 53-56.
XUE H, WEI Z Y, ZHENG Z H, et al. Effects of different substrates on formation of plasma sprayed molybdenum splats[J]. Hot Working Technology, 2007, 36(3): 53-56 (in Chinese).
- [13] 张晓辉. 超音速等离子Mo-W喷涂层工艺研究[D]. 北京: 装甲兵工程学院, 2016.
ZHANG X H. Study on the process of the Mo-W coating prepared by supersonic plasma spraying[D]. Beijing: Academy of Armored Forces Engineering, 2016 (in Chinese).
- [14] 刘贵民, 杨忠须, 闫涛, 等. 45CrNiMoVA钢表面喷涂Mo研究[J]. 粉末冶金技术, 2015, 33(2): 121-125.
LIU G M, YANG Z X, YAN T, et al. Microstructure and properties of molybdenum coating on 45CrNiMoVA steel[J]. Powder Metallurgy Technology, 2015, 33(2): 121-125 (in Chinese).
- [15] 邹慧, 王志平. 电弧喷涂Ni-Cr-Al涂层工艺优化与性能研究[J]. 热加工工艺, 2009, 38(16): 82-85.
ZOU H, WANG Z P. Research on technical optimization and property of Ni-Cr-Al coating prepared by arc spraying[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(16): 82-85 (in Chinese).
- [16] 陈亚军, 韩永梅, 丁坤英, 等. 热喷涂工艺对Ni-Cr-Al涂层硬度性能的影响[J]. 焊接技术, 2009, 38(1): 12-15.
CHEN Y J, HAN Y M, DING K Y, et al. Influence of arc spraying parameters on the property of hardness of Ni-Cr-Al coating[J]. Welding Technology, 2009, 38(1): 12-15 (in Chinese).
- [17] 李星亮. 钨/钼膜的固体润滑表面处理及其摩擦化学机理研究[D]. 北京: 中国地质大学, 2013.
LI X L. Study on solid lubrication modification of W/Mo films and their tribo-chemical mechanism[D]. Beijing: China University of Geosciences, 2013 (in Chinese).
- [18] 李绪强, 王海军, 郭永明, 等. 不同摩擦参数下NiCr-Cr₃C₂涂层摩擦学性能研究[J]. 热加工工艺, 2012, 41(6): 104-106.
LI X Q, WANG H J, GUO Y M, et al. Tribological properties of NiCr-Cr₃C₂ coating under different friction parameters[J]. Material & Heat Treatment, 2012, 41(6): 104-106 (in Chinese).