

钒化对钢摩擦磨损性能影响的试验研究

王根保

(安徽机电学院机械系 芜湖 241000)

摘要 用销-盘式摩擦磨损试验机研究了两种钢底材表面液相沉积碳化钒覆层与不同偶件配副时的摩擦磨损性能。结果表明,在给定的试验条件下,VC 覆层没有明显的磨合阶段,而且有覆层钢与淬火 GCr15 钢对摩时的摩擦因数和磨损质量损失都远比无覆层的同种钢与 GCr15 钢对摩时的低,VC 覆层自配副时的摩擦磨损最低。这种覆层的高耐磨性是因为它具有高硬度及其与钢高的界面结合强度和超细的钒碳化物晶粒显微组织结构。试验过程中,VC 覆层由于表面塑性变形累积和低周疲劳,逐渐产生麻点状显微磨坑并互连成片,发生大块状剥落而导致失效。

关键词 钒化 液相沉积 覆层 碳化钒 冷作模具钢

分类号 TG174.44

钒化是获得高硬度覆层的表面处理新技术之一^[1],可以采用液相沉积法或粉末装箱法制取钒的碳化物覆层,已应用于一些工模具^[1-3],而且进行过不少短距离滑动摩擦和现场模拟试验^[1,4,5]。但是,对覆层在干摩擦下的摩擦磨损行为及其寿命的研究尚少。作者分别以冷作模具钢和轴承钢为基体,用液相沉积形成碳化钒覆层,然后进行无润滑滑动摩擦磨损试验,着重考察它在给定条件下的磨损规律,分析其磨损过程、失效方式及原因,为工模具和摩擦零部件,乃至在极端服役条件^[6]下摩擦副的抗磨设计和表面处理工艺优化提供科学依据。

1 试验部分

1.1 试样制备

用于销-盘试验的平头销试样尺寸为 $\varnothing 5\text{ mm} \times 18\text{ mm}$,材料是在 GCr15 轴承钢基体上液相沉积的碳化钒(VC)覆层;盘试样尺寸为内径 16 mm,外径 40 mm 和厚度 10 mm,材料是分别以 Cr12MoV 钢和 6Cr4W 3Mo2VNb(65Nb)钢为基体液相沉积的 VC 覆层。所有试样均按照表 1 所列工艺进行处理。钒化在由硼砂、五氧化二钒以及还原剂组成的盐浴中进行。

1.2 试样性能测定

对试样截面上 VC 覆层的厚度及其表面层的显微硬度均采用 Buehler 数字显微硬度计测定。用 Philips APD 1700-X 射线衍射仪(XRD)分析 VC 覆层的相结构。用扫描电子显微镜观察分析试样的磨损表面形貌。用 Neophot 21 型光学显微镜对 VC 覆层的显微组织进行观察与分析。试样的性能见表 1 所列。由于 GCr15 轴承钢的奥氏体中碳活性比其它 2 种钢的高,因而在相同的工艺条件下,其表面形成的 VC 覆层相对较厚。应当指出,由于 3 种钢基

1995-08-24 收到初稿,1997-08-18 收到修改稿

王根保 男,1939 年 9 月生,安徽省芜湖市人,1963 年毕业于西安交通大学,目前主要从事材料科学教学及金属表面工程研究,发表论文 10 余篇,现为安徽机电学院副教授

表 1 试样的材料和处理条件及性能

Table 1 Materials, treatment conditions and properties of the specimens

Specimen	Material	Treatment condition	Substrate	Coating	coating
			hardness HRC	thickness / μm	hardness HV 0.1/GPa
Pin (1)	GCr15	840 oil quenching, 200 tempering, 1 h	60	-	-
Disc (1)	Cr12MoV	950 oil quenching, 200 tempering, 1 h	61	-	-
Disc (2)	65Nb	950 oil quenching, 200 tempering, 1 h	59	-	-
Pin (2)	GCr15	950 vanadizing, 6 h, oil quenching, 200 tempering, 1 h	59	14.2	24.61 \pm 0.65
Disc (3)	Cr12MoV	950 vanadizing, 6 h, oil quenching, 200 tempering, 1 h	59	6.7	18.66 \pm 0.30
Disc (4)	65Nb	950 vanadizing, 6 h, oil quenching, 200 tempering, 1 h	58	6.0	14.76 \pm 0.45

体上形成的 VC 覆层都很薄, 在表面测量的硬度必然会受到基体硬度的影响 VC 覆层厚度较大者, 其受基体的影响较小

由于以上所述原因, 尽管基体钢的硬度相差不大, 但是由于 VC 覆层的厚度不同, 实际测量到的覆层硬度值差异却相当明显

1.3 试验方法

试验在 M PX-2000 销-盘式摩擦磨损试验机上进行。试验条件是: 负荷——名义接触压力 1.53~4.48 MPa (相当于 30~90 N), 相对滑动速度 0.5 m/s, 环境温度为室温。用测力传感器测量摩擦力矩并依此计算摩擦因数。文中给出的摩擦因数都是行程 1 km 后 10 次测

试数据的平均值。在试验开始后连续 3 次每隔 10 min 卸盘, 且用丙酮和乙醇将盘试样清洗干净并干燥后, 用感量为 0.000 1 g 的分析天平测量试样在各时间段磨损前后的质量变化; 以后再每隔 30 min 称量一次。销试样待试验结束后再测其质量变化。用 JSM-35 扫描电子显微镜 (SEM) 先后观察分析磨损表面形貌及垂直于磨损表面和滑动方向的横向截面, 以考察 VC 覆层与底材界面的情况。

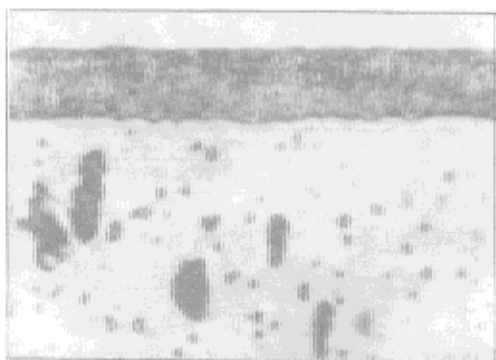


Fig 1 Microstructure photograph of VC coating on Cr12MoV steel (800 \times)

图 1 Cr12MoV 钢面 VC 覆层显微组织 ($\times 800$)

试数据的平均值。在试验开始后连续 3 次每隔 10 min 卸盘, 且用丙酮和乙醇将盘试样清洗干净并干燥后, 用感量为 0.000 1 g 的分析天平测量试样在各时间段磨损前后的质量变化; 以后再每隔 30 min 称量一次。销试样待试验结束后再测其质量变化。用 JSM-35 扫描电子显微镜 (SEM) 先后观察分析磨损表面形貌及垂直于磨损表面和滑动方向的横向截面, 以考察 VC 覆层与底材界面的情况。

2 试验结果与讨论

2.1 覆层的组织结构

图 1 所示为在 Cr12MoV 钢表面液相沉

外生长形成垂直于结合界面的柱状结构

2.2 覆层的摩擦磨损性能与磨损寿命

为了对比,表2列出了无覆层材料对摩时的摩擦因数和盘试样的磨损率。可以看出:摩擦因数数值相当高,而且是随着负荷的增大先增后减;磨损过程存在明显的磨合阶段和稳态磨损阶段。作者将稳态磨损阶段累计磨损质量损失与滑动距离的最小二乘法拟合直线的斜率定义为磨损率,由表2可见其也是随着负荷的增加先增后减。有VC覆层盘分别与无覆层销和有覆层销对摩时的摩擦因数如表3所列。

结合表2所列数据可以看出,表3中的2种配副与无覆层材料自配副相比,在相同的滑动速度和接触压力条件下,前者的摩擦因数明显地较低而且稳定。在相同的接触压力下,不同配副盘试样VC覆层的磨损特性如图2所示,可见在销试样是钒化与否的不同配副中,有覆层盘在磨损过程中均无明显的磨合期,磨损一直相当稳定,其磨损质量损失

表2 无覆层材料的摩擦因数和磨损率

Table 2 Friction factor and wear rate for uncoated materials

Contact pressure p /MPa	Pin(1)/Disc(1)			Pin(1)/Disc(2)		
	Sliding travel d_s /km	Friction factor μ	Wear rate of disc w / $\mu\text{g} \cdot \text{m}^{-1}$	Sliding travel d_s /km	Friction factor μ	Wear rate of disc w / $\mu\text{g} \cdot \text{m}^{-1}$
1.53	10	0.77	0.95	8	-	4.81
2.55	10	6.92	2.78	9	-	8.42
3.56	8	0.68	5.12	9	-	11.35
4.58	7	0.65	3.69	8	-	9.47

远比无覆层盘的低;有覆层盘与有覆层销对摩时的磨损质量损失比与无覆层销对摩时的低,而且在滑动初期阶段有磨屑转移到盘上而出现了微小增重。

就无覆层材料的配副而言,在法向力和切向力的反复作用下,盘的磨损表面微凸体发生了明显的塑性变形,并形成波纹状裂纹且逐渐扩展而产生较大的剥落坑,如图3所示。相

表3 2种摩擦副摩擦因数

Table 3 Friction factors of two friction pairs

Contact pressure p /MPa	Sliding travel d_s /km	Friction factor μ	
		Pin(1)/Disc(3)	Pin(2)/Disc(3)
2.55	16	0.45	0.38
3.56	12	0.42	0.36
4.58	12	0.40	0.35

反,与有覆层销对摩的VC覆层盘试样表面微凸体圆滑,其在法向力和切向力的反复作用下仅形成了一些细条状磨痕(图4),而且有时可见转移来的磨屑存在。用SEM在3000倍下观察发现,微凸体在循环负荷作用下,覆层表面塑性变形不断累积和形变硬化,显微裂纹及其边缘因低周疲劳逐渐发生局部断裂,形成微坑。此时覆层摩擦表面光亮,也不再磨屑存在,继续磨损到覆层即将磨穿时,表面由光亮变为灰暗。当首次发现覆层摩擦表面出现肉眼可见的凹坑,而且累计磨损质量损失与滑动距离的关系曲线明显偏离稳态磨损曲线时被认

为覆层磨穿, 对应的滑动距离即为覆层磨损寿命

观察发现, 与无覆层销对摩的 VC 覆层盘摩擦表面的显微磨痕呈“鱼鳞”状, 而且随着滑动周次的增加, 有些“鱼鳞”因低周疲劳而发生局部脱落 因此, 在相同滑动速度和负荷下的稳态磨损阶段, 其磨损质量损失比与有覆层销对摩时的高

图 5 给出的是在滑动速度为 0.5m/s 时于不同的接触压力下, 2 种摩擦副中有覆层钢

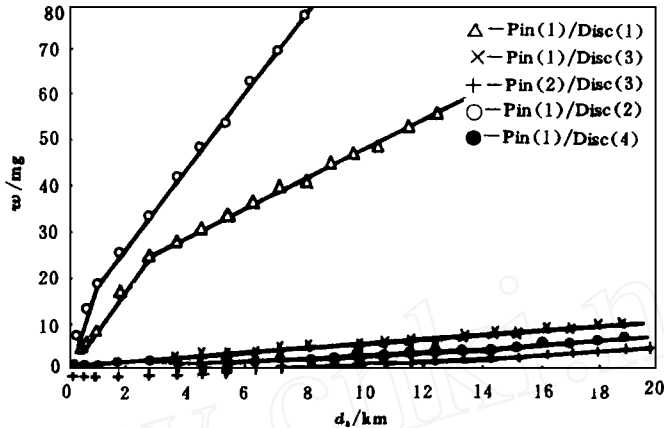


Fig 2 Wear curves for discs in various friction pairs at 2.55 MPa
图 2 在接触压力为 2.55 MPa 的条件下不同摩擦副中盘的磨损曲线

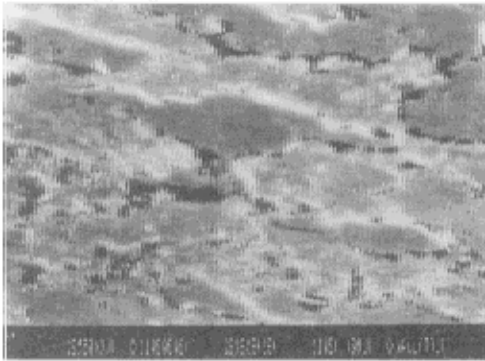


Fig 3 Worn surface of uncoated Cr12MoV steel disc sliding against pin(1) at 8 km sliding travel under 2.55 MPa

图 3 在 2.55 MPa 下滑动 8 km 时与 1 号销对摩的无覆层 Cr12MoV 钢盘之磨损表面形貌

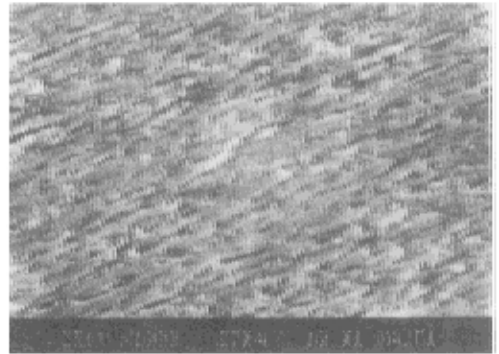


Fig 4 Worn surface of coated Cr12MoV steel disc sliding against pin(2) at 18 km sliding travel under 2.55 MPa

图 4 在 2.55 MPa 下滑动 18 km 时与 2 号销对摩的有覆层 Cr12MoV 钢盘之磨损表面形貌

盘磨损质量损失随滑动距离变化的关系曲线 可以看出, 当偶件分别为无覆层的和有覆层的钢销时, 在图示的滑动距离范围内, 有覆层盘都表现为稳态磨损, 且其磨损质量损失均随压力的增高而增大

观察发现, 随着滑动周次的增加, 盘试样表面的 VC 覆层逐渐减薄, 并在摩擦表面不断形成一些大多呈三角形状的麻点磨坑 然后, 这些磨坑由小变大相连成片 (图 6), 盘及其偶件的磨损率都明显增大, 摩擦表面的粗糙度也明显增大 当有覆层盘的磨损率开始高于设计

允许的稳态磨损率或偶件的磨损率高于设计允许的磨损率时, 和/或当对摩两表面之一的表面粗糙度超过允许值时, 覆层即告失效

对有VC覆层的Cr12MoV钢盘上一宏观磨坑(短径约3mm)截取垂直于磨损表面和

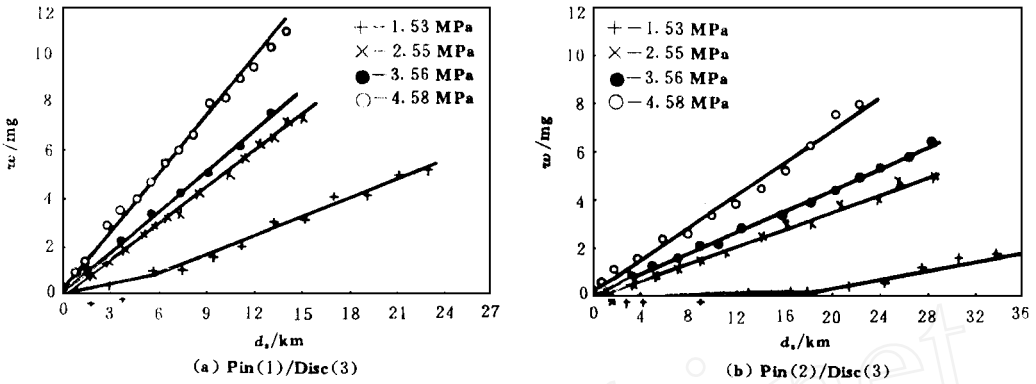


Fig 5 The effect of contact pressure on wear mass loss of vanadizing Cr12MoV steel disc with different friction pairs (at the velocity of 0.5 m/s)

图 5 接触压力对不同摩擦副中钒化 Cr12MoV 钢盘磨损质量损失的影响(滑动速度 0.5 m/s)

滑动方向的横向剖面如图 7(a) 所示。可以看出, 在宏观磨坑位置于结合界面以下明显有剥落现象存在。分析认为, 这是由于液相沉积的 VC 覆层与 Cr12MoV 钢基体之间的界面结合强度较高, 即使在接触应力、摩擦力和高热应力的反复作用下, 二者的界面结合强度依然比较高。但是, 由于 VC 覆层与 Cr12MoV 钢基体的硬度差大, 裂纹容易在界面以下邻近处萌生并且逐渐向两侧扩展, 直到与 VC 覆层相遇而止裂, 这是由于 VC 覆层中的超细晶粒组织具有良好的断裂韧性的缘故。随着磨损过程的继续, 覆层逐渐减薄, 在底材裂纹尖端附近的应力高于 VC 覆层的断裂强度的情况下, VC 覆层破裂[见图 7(b)], 若再进一步磨损, 则 VC 覆层剥落加剧, 直到基体裸露而失效。

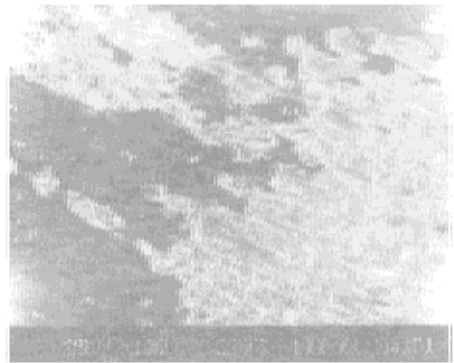


Fig 6 VC coating failure on disc of Cr12MoV steel sliding against Pin(1) at 14 km sliding travel under 3.56 MPa

图 6 在 3.56 MPa 下滑动 14 km 时与 1 号销对摩 Cr12MoV 钢盘 VC 覆层的失效

根据上述对 VC 覆层磨损寿命的定义所得其与接触压力的关系曲线如图 8 所示。可以看出, VC 覆层的磨损寿命是随着接触压力的增大而不断降低。对有 VC 覆层的 Cr12MoV 钢盘和 65Nb 钢盘来说, 虽然它们的覆层厚度和基体硬度都很接近, 但覆层的磨损寿命却有一定的差别, 初步认为覆层寿命有可能也与基体的化学成分有关。当销试样有 VC 覆层时, 盘试样表面覆层的寿命明显延长。这是因为 VC 覆层自配副时盘的磨损质量损失比其与无覆层的淬火 GCr15 钢销对摩时的低。

初步认为覆层寿命有可能也与基体的化学成分有关。当销试样有 VC 覆层时, 盘试样表面覆层的寿命明显延长。这是因为 VC 覆层自配副时盘的磨损质量损失比其与无覆层的淬火 GCr15 钢销对摩时的低。

3 结论

a. 在给定的试验条件下, VC 覆层不存在明显的磨合阶段, 而且它与淬火 GCr15 钢

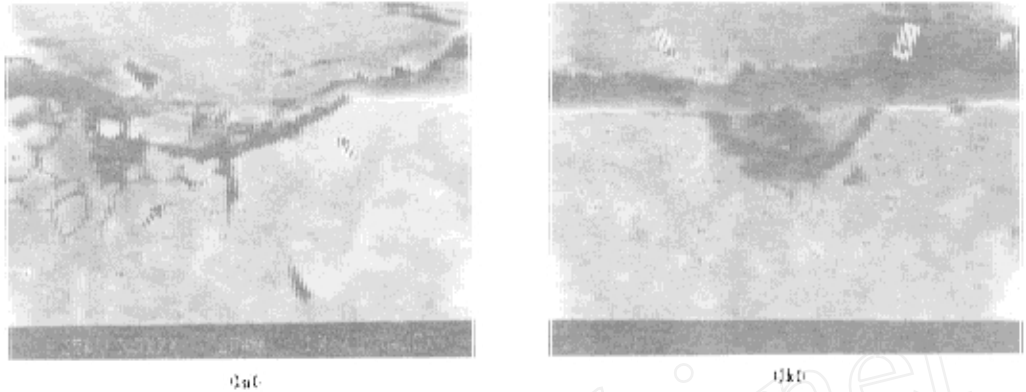


Fig 7 View of traverser section through gross wear cavity in disc of Cr12MoV steel for Pin(1)/Disc(3) after 12 km sliding travel at 4.58 MPa

图 7 穿过 Cr12MoV 钢盘表面宏观磨坑的横向截面图 [Pin(1)/Disc(3), 滑动 12 km, 4.58 MPa]

对摩时的摩擦因数和磨损质量损失都远比无 VC 覆层的同种钢与淬火 GCr15 钢对摩时的低, VC 覆层自配副时的磨损质量损失和摩擦因数都最低, VC 覆层的高耐磨性当归因于它

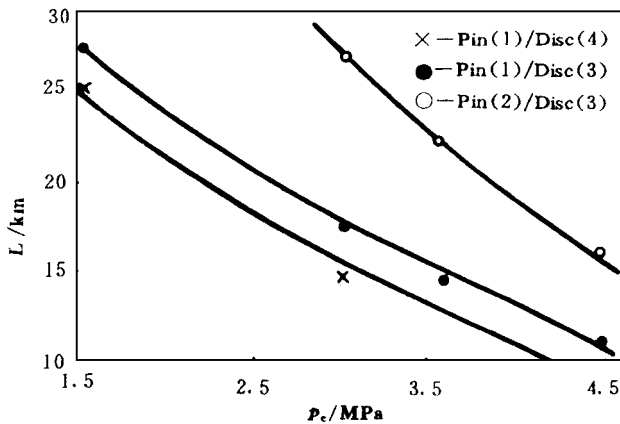


Fig 8 Wear life of VC coating on discs in different friction pairs

图 8 不同摩擦副中盘上 VC 覆层磨损寿命 (L) 与接触压力 (pc) 的关系曲线

的高硬度, 及其与钢基体之间高的界面结合强度和超细的钒碳化物晶粒显微组织结构.

b. 磨损过程中, VC 覆层因表面塑性变形累积和低周疲劳, 逐渐出现麻点状显微磨坑, 最后因磨坑互连成片发生大块状剥落而导致覆层失效

致谢 本工作得到西安交通大学金属材料强度国家重点实验室支持, 谨致衷心的感谢

参 考 文 献

- 1 Fujita H, Arai T. Carbide coatings in molten borax bath. 4th International Congress on Heat Treatment of Materials, West Berlin, 1985. 101~ 105
- 2 Hick A J. Report: 8th ASM Heat Treating Conference/Workshop. Heat Treatment of Metal, 1985, 12(1): 15~ 16
- 3 Plumb S. Toyota diffusion process shows advantages. Metallurgia, 1985, 52(2): 59~ 62
- 4 Arai T. Carbide coatings in molten borax bath. Journal of the Japan Society for Heat Treatment, 1987, 27(2): 101~ 105
- 5 Komatsu N, Arai T. Improvement in wear resistance of steel parts. Journal of the Iron and Steel Institute of Japan, 1982(1): 16~ 25
- 6 Boving H J, Hintemann H E. Wear resistance hard titanium carbide coatings for space application. Tribology International, 1990, 23(2): 129~ 133

Effect of Vanadizing on the Tribological Properties of Steels

Wang Genbao

(Anhui Institute of Mechanical and Electrical Engineering Wuhu 241000 China)

Abstract The pin-on-disc wear tester was used to measure the friction and wear properties of VC coatings sliding against the metal and VC coating on metal. The failure mechanism of the coating system was analyzed. The results show that the friction factor and wear rate of VC coatings sliding against quenched GCr15 steel were much lower than that of non-vanadized steel sliding against GCr15 steel. The VC coating sliding against VC coating had the lowest friction factor and wear rate. During the wear process, pits and spallings were generated on the VC coating surface gradually, which brought about a complete failure of the coating due to the accumulation of plastic deformation and low cycle fatigue on the wear surface.

Key words vanadizing liquid deposition coating VC cold working die steel

Classifying number TG174.44