

Cr12MoV 钢渗钒层组织及耐磨性能^{*}

万 伟, 黄 俊, 罗军明

(南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063)

摘 要: 为改善 Cr12MoV 钢耐磨性, 提高其使用寿命, 通过 950 ℃×8 h TD 盐浴渗钒处理在 Cr12MoV 钢表面制备渗钒层。利用扫描电子显微镜、能谱仪、X 射线衍射和摩擦磨损试验对渗钒层组织成分和磨损性能进行检测分析, 结果表明: Cr12MoV 钢表面渗钒层组织均匀致密, 且覆层与基体间存在明显的界面, 渗钒层厚度约为 9.0 μm。渗钒层主要物相由 VC_x 相组成, 碳化钒覆层具有(200)和(220)晶面择优取向。经渗钒处理后试样表面显微硬度可达 2 002 HV_{0.05}, 约为原始试样显微硬度值的 2.88 倍。用 GCr15 钢球作为摩擦副, 载荷为 4.9 N, 滑动速度为 0.1 m/s, 磨损时间为 30 min 条件下, 渗钒层的摩擦因数约为 0.58; 渗钒后试样的磨损体积约为原始试样的 0.29 倍, 其磨损的机制主要为粘着磨损。通过 TD 盐浴渗钒处理, 在 Cr12MoV 钢表面制备碳化钒涂层可有效提高其耐磨性。

关键词: Cr12MoV 钢; TD 盐浴; 渗钒层; 耐磨性

中图分类号: TG174.445; TB115.58

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2015)04-0090-08

Microstructure and Wear Resistance of Vanadizing Layer on Cr12MoV Steel

WAN Wei, HUANG Jun, LUO Jun-ming

(School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063)

Abstract: To improve the wear resistance and increase the working life of Cr12MoV steel, the vanadizing layer was prepared on surface of Cr12MoV steel by thermal diffusion (TD) salt bath treatment at 950 ℃ for 8 h. The characterization of the vanadizing layers was performed by scanning electron microscopy (SEM) in combination with energy dispersive spectrometry (EDS) and X-ray diffraction (XRD), and the wear resistance was detected by fretting wear test. The results show that an uniform and compact vanadizing layer is formed on surface of Cr12MoV, and the interface between layer and substrate is obvious. The thickness of vanadizing layer was approximately 9.0 μm. The main phases of vanadizing layer is VC_x phase, and the vanadizing layer has a preferential orientation of (200) and (220) planes. The micro-hardness of vanadizing layer was 2 002 HV_{0.05}, which is 2.88 times of original specimen. During the fretting wear test, the friction coefficient of vanadizing layer only is 0.58, and the wear volume of vanadizing specimen is 0.29 times of original specimen with a friction pair of GCr15 steel ball and the load of 4.9 N at a reciprocating sliding speed of 1.0 m/s for 30 min. The main wear mechanism of vanadizing layer is adhesive wear. As a result, the wear resistance of Cr12MoV steel can be effectively improved by vanadizing layer, which is prepared by TD salt bath treatment.

Keywords: Cr12MoV steel; TD salt bath treatment; vanadizing layer; wear resistance

0 引 言

随着制造业的迅速发展, 工业上对模具钢的需求量越来越大, 尤其是对模具钢的性能提出了

较高的要求, 如强韧性、耐磨性等^[1]。现在模具行业中常见的冷作模具钢种类有 Cr12MoV、Cr12、GCr15、CrWMn 和 W18Cr4V 等, 其中 Cr12MoV 钢

收稿日期: 2014-12-08; **修回日期:** 2015-06-21; **基金项目:** * 江西省铜钨新材料重点实验室项目(2011-TW-08); 江西省科技攻关项目(2011BBE50010); 南昌航空大学博士科研启动金(EA201301029)

通讯作者: 黄俊(1982—), 男(汉), 讲师, 博士; **研究方向:** 金属材料表面改性; **Tel:** (0791) 8645 3204; **E-mail:** huangjun@nchu.edu.cn

网络出版日期: 2015-07-01 17:20; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150701.1720.001.html>

引文格式: 万伟, 黄俊, 罗军明. Cr12MoV 钢渗钒层组织及耐磨性能 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(4): 90-97. Wan W, Huang J, Luo J M. Microstructure and wear resistance of vanadizing layer on Cr12MoV steel [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(4): 90-97.

因具有较高的耐磨性、淬透性、淬硬性、强韧性、抗压强度,以及微变形、综合性能优良和广泛的适应性等特点,而被广泛应用于模具制造^[2-4]。但是,由于冷作模具钢经常处于极高的循环压应力和切应力以及高的冲击力作用下,Cr12MoV 钢表面易出现划伤,从而导致裂纹源的产生,对于边角处易出现表层剥落,最终导致模具钢失效,所以对模具表面进行表面强化处理能很好的提高模具的使用寿命,从而很大程度上节约资源和能源^[5]。

TD(Thermal diffusion)盐浴法最早由日本提出,可在零件表面形成一层致密的覆层,经过多年的发展,已广泛应用于模具表面强化^[6-7]。相对于物理气相沉积(PVD)、化学气相沉积(CVD)以及激光表面强化等方法而言,TD 盐浴技术具有设备简单、操作方便、投资少、强化效果明显等特点^[8]。

到目前为止,对于模具钢进行 TD 盐浴渗钒的研究较多^[5,8-11],如渗钒层厚度随处理时间、温度的变化、覆层的生长动力学以及碳化钒覆层的耐磨性能等。以往试验均通过转动摩擦磨损分析涂层的耐磨性,采用往复式微动摩擦磨损分析渗钒层的耐磨性以及磨损机制,该类型磨损接近冷作磨具钢的往复循环磨损,更能说明磨具钢的磨损形式。由于模具钢之间的磨损方式是模具钢与金属材料之间的磨损,故试验采用 GCr15 钢球作为摩擦副。

1 材料及方法

1.1 试验材料

所用材料为退火态 Cr12MoV 钢,其化学成分为($w/\%$):1.45~1.70 C;11.00~12.50 Cr;0.15~0.30 V;0.70~1.20 Si;0.40~0.60 Mo;Fe 余量。试样尺寸为 10 mm×10 mm×5 mm。

1.2 试验方法

渗钒前先对试样进行 1 050 ℃真空热处理并作二次回火处理的前处理,再将试样待渗钒面打磨至光滑(依次 400、800、1 000 和 2 000 号)备用。盐浴渗钒设备为 SG-7.5-10 型电阻炉(温控精度为±5 ℃),渗钒前先在高温箱式回火炉(工作温度 600 ℃)中进行预热处理。TD 盐浴处理工艺为 950 ℃,分别保温 1、2、4、8 和 12 h,回火温度均为 220 ℃,保温时间 1 h。采用的渗钒

盐浴配方(质量分数)为:78% 硼砂+ 8% V_2O_5 + 4% Al+ 10% NaF。

分别采用 FEI Quanta 200 型扫描电子显微镜、7021-H 能谱仪、D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪对渗钒后试样进行覆层组织、EDS 能谱分析和物相分析。

1.3 磨损试验

在 CFT-I 型多功能材料表面综合性能测试仪上进行摩擦磨损试验(往复式),通过 OLS4000 型激光共聚焦扫描显微镜对磨痕形貌进行测试分析,其中磨损试验对磨件为直径 3 mm 的 GCr15 球,磨损试验参数:载荷为 4.9 N;滑动速度为 0.1 m/s;时间为 30 min。分别采用磨损体积和磨损速率对渗钒层耐磨性能进行评估。

磨损体积反应材料的磨损量,其表达式如式(1)所示,磨损速率表达式如式(2)所示。

$$V=l \times b \quad (1)$$

式(1)中, V 为磨损体积, mm^3 ; l 为磨痕宽度, μm ; b 为磨痕平均深度, μm 。

$$v=V/s \quad (2)$$

式(2)中, v 为磨损速率, $\text{mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$; V 为磨损体积, mm^3 ; s 为滑动距离, m 。

2 结果及分析

2.1 渗钒时间对渗层组织的影响

根据 Cr12MoV 钢的淬火温度(1 050 ℃)选取盐浴处理温度,一般盐浴处理温度低于淬火温度为宜,并考虑到温度过高会导致基体晶粒出现长大从而导致基体综合力学性能降低,而且温度低时盐浴流动性差,不利于活性钒原子吸附,综合考虑故选取盐浴处理温度为 950 ℃。经 950 ℃不同时间渗钒处理后,不同时间处理后渗钒层厚度和显微硬度值如图 1 所示。很明显,渗钒层厚度随处理时间变化类似于抛物线形变化规律,随着处理时间延长,覆层厚度增加的趋势变缓。理论上覆层厚度随处理时间变化满足扩散方程 $l^2 = Dt$,即满足二次抛物线形生长规律,从试验数据得出,覆层厚度随处理时间变化满足方程 $l^n = Dt$ ($n > 2$),由于渗钒层的形成属于外扩散型,形成覆层的活性钒原子供应随处理时间的延长其浓度缓慢降低,此外,盐浴的流动性也是影响覆层

形成的重要因素。

渗钒层显微硬度值随着处理时间延长而逐渐增大,且增大趋势逐渐变缓,其中 8 h 和 12 h 处理后渗钒层显微硬度值相差不大。随着处理时间的延长,渗钒层厚度增加,在测量时覆层的显微硬度值受基体影响越来越小,所以硬度值逐渐升高且越来越接近。综合考虑盐浴温度、处理时间以及其他方面(如电能消耗),后期试验工艺参数选择为: $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$ 。

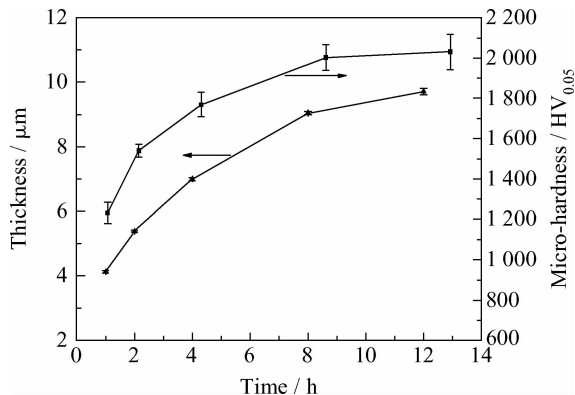


图 1 Cr12MoV 钢经 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 不同 TD 盐浴处理时间渗钒后的渗层厚度和显微硬度

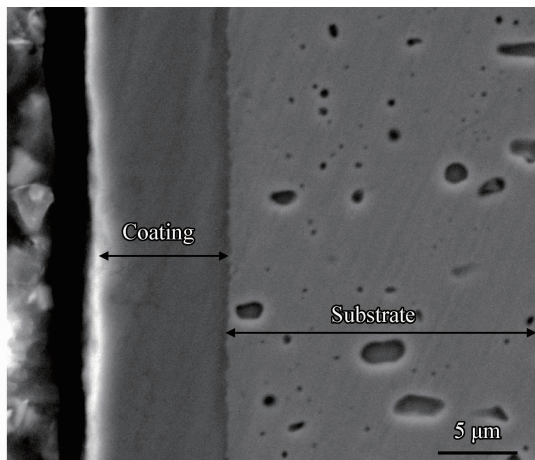
Fig. 1 Thickness and micro-hardness of the vanidized layer on Cr12MoV steel by TD salt-bath vanidizing at $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ for different treatment time

2.2 渗层截面形貌

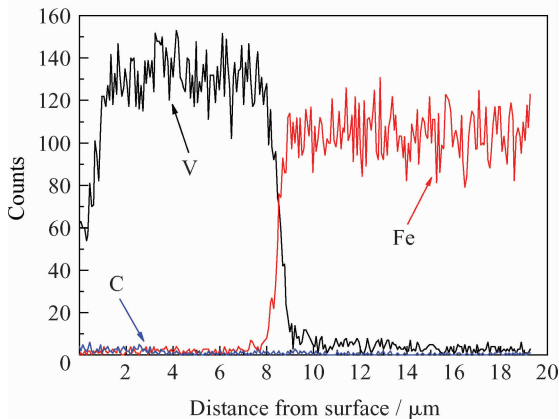
图 2 所示为 Cr12MoV 钢经 $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$ 盐浴渗钒后渗层截面 SEM 形貌及 EDS 图,从图 2(a)中可以清晰的看到钒碳化物覆层,覆层厚度均匀且较为致密,碳化钒覆层和基体之间存在一个明显的平整界面。图 2(b)中为图 2(a)中沿直线方向主要元素的分布,由图可见,覆层中含有大量的钒元素,基本上不含铁元素或者含有少量的铁元素,钒元素在覆层中分布较为均匀。此外,覆层中的碳元素含量略高于基体中碳元素含量。由于整个供钒体系($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ 、Al、 V_2O_5)中不含碳元素,可见覆层中的碳元素均来源于基体中的碳,说明碳原子的外扩散与活性钒原子结合形成渗钒层。在渗层与基体界面处,随着深度的增大,铁含量的急剧增加而钒含量急剧减少,渗层与基体界面处存在互扩散现象,使得基体与覆层之间呈现冶金结合。从图 2(b)中可以得出扩散层的厚度约为 $1.0\text{ }\mu\text{m}$,渗钒层厚度约为 $9.0\text{ }\mu\text{m}$ 。

由于渗钒层的界面形态与初始阶段的形核

和生长行为有关^[7],而碳化钒渗层生长机制为外生长型,即当钒元素在基体表面达到一定平衡浓度后,碳化钒会在基体表面形核并长大。一旦形成连续薄层的碳化钒,钒原子向基体扩散将受到抑制。由于钒元素是强碳化合物形成元素(carbide forming element, CFE),当钒原子扩散受阻时,碳原子会以间隙扩散形式穿过已形成的碳化钒层与钒原子结合,从而在渗层与基体间形成比较明显的界面。



(a) Cross section morphology of vanidized layer



(b) Line scanning of EDS

图 2 Cr12MoV 钢经 $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$ TD 盐浴渗钒后渗钒层的断面形貌及能谱分析

Fig. 2 Cross section morphology and EDS of vanidized layer on Cr12MoV steel by TD salt-bath vanidizing at $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 8 h

2.3 渗层物相

Cr12MoV 钢经 $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$ TD 渗钒后渗钒层 XRD 图谱如图 3(a)所示,从图 3(a)中可以得出,渗钒层的物相主要为 VC_x 相,此外还检测到含有少量的 $\alpha\text{-Fe}$ 相,这与前面所述覆层中主要

含有 V、C 元素和少量 Fe 元素相符合。图 3(b) 为对应图 3(a)中 A 区域 XRD 图谱,可以从图中得出在(220)和(311)晶面处呈现比较密集且连续的峰,表明渗钒层由多种钒碳化物相组成,其中随着 C/V 原子比不同,会出现比较稳定的 V_6V_5 、 $VC_{0.87}$ 等相。结合图 2 渗钒层断面线扫描能谱可以得出,钒、碳元素在覆层中的相对含量在一定范围波动,说明 C/V 原子比发生变化,即也在一定范围内波动,且前面已提到从覆层与基体界面处至渗钒层表面碳原子按照一定的浓度梯度进行扩散,即碳原子相对含量也发生变化,形成的钒碳化物不唯一,与图 3(b)中出现比较密集且连续的衍射峰相对应。

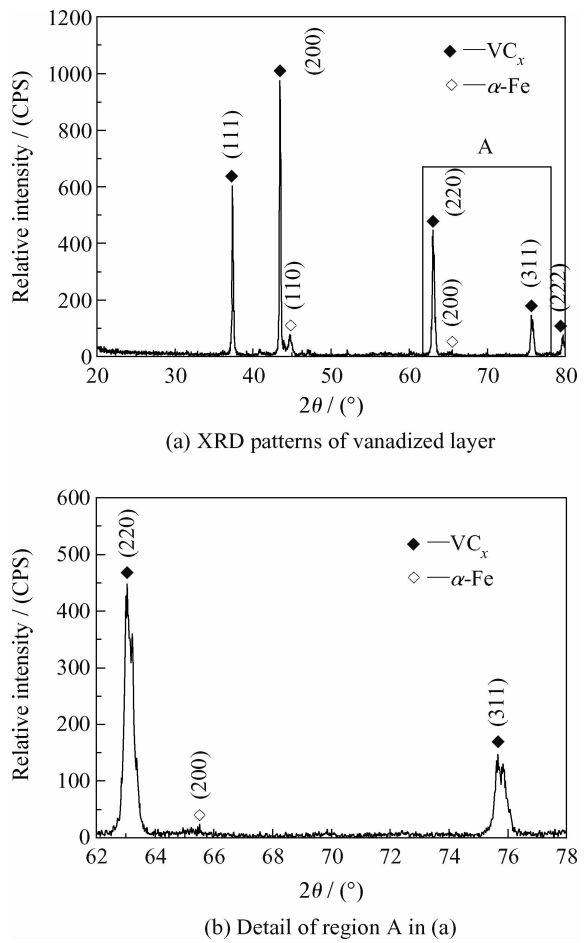


图 3 Cr12MoV 钢经 950 ℃×8 h TD 盐浴渗钒后渗钒层 XRD 图谱
Fig. 3 XRD patterns of vanadized layer on Cr12MoV steel by TD salt-bath vanadizing treatment at 950 ℃ for 8 h

根据美国材料与试验协会 (ASTM)^[12] 中选取无序 $VC_{0.88}$ 相为标准,由 Harris 公式计算出织构系数 $TCs(hkl)$ 的值^[12],经计算,(200)和(220)

晶面的 TCs 值要比其他晶面高一些(相对于标准值 1),因此可以得出,碳化钒覆层具有(200)和(220)晶面择优取向。

2.4 显微硬度

图 4 所示为原始试样和渗钒试样的显微硬度,原始试样的显微硬度值约为 694 $HV_{0.05}$,渗钒渗钒的显微硬度值约为 2 002 $HV_{0.05}$ 。由此可知,经渗钒处理后试样表面显微硬度值得到大幅度提高,约为原始试样显微硬度值的 2.88 倍。理论上碳化钒(VC)的显微硬度值大约为 2 900~3 800 $HV_{0.05}$,而经 950 ℃×8 h 渗钒后试样表面钒碳化物覆层显微硬度值低于理论值,这是因为钒碳化物显微硬度值随 C/V 原子比增加而增加,而 Cr12MoV 钢表面形成的钒碳化物(VC_x)C/V 原子比 x 的值小于理论碳化钒 C/V 原子比,故其硬度值低于理论硬度值^[7]。

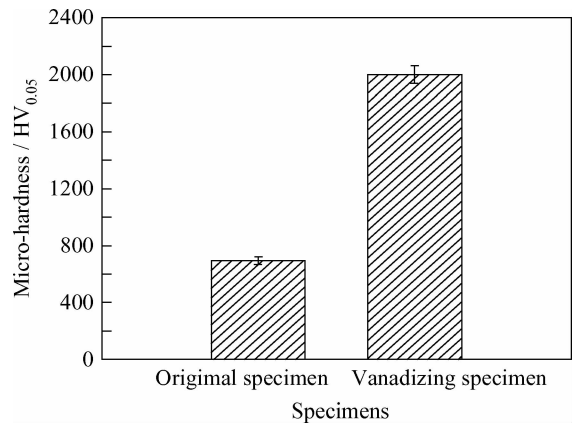


图 4 原始试样和渗钒试样显微硬度
Fig. 4 Micro-hardness of original and vanadizing specimens

2.5 渗层耐磨性

原始试样与渗钒试样的磨损结果见表 1,由表 1 中数据可以得出,经渗钒处理后试样磨痕宽度相对于原始试样约减少 1/4,而磨痕深度约只有原始试样磨痕深度的 0.39 倍,经计算渗钒后试样磨损体积约只有原始试样的 0.29 倍,由于滑动距离都是相同的,故磨损速度也只有原始试样的 0.29 倍,所以渗钒后试样的耐磨性得到了很大程度上提高,主要是因为形成的碳化钒覆层具有较细小的晶粒及渗钒层较高的显微硬度^[10]。一般情况下,摩擦与磨损是不可分割的,二者同时存在,图 5 所示为原始试样和渗钒后试样

表 1 原始试样与渗钒试样磨损结果

Table 1 Wear results of original and vanadizing specimens

Specimen	Width/ μm	Depth/ μm	Wear volume/ mm^3	Volume wear rate/ $(10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1})$
Uncoated	962.493	6.342	0.031	1.696
Coated	714.995	2.453	0.009	0.487

磨损过程中摩擦因数随时间的变化曲线,从图中可以明显看出,在 2.5 min 左右,原始试样和渗钒层的摩擦因数均达到最大值,且渗钒后试样的摩擦因数低于原始试样,这是由于渗钒处理后表面晶粒较为细小、粗糙度较小。原始试样表面具有较大的粗糙度,表面存在一定的凹凸,所以 0~2.5 min 之间摩擦因数会呈现出上升的趋势,随着磨损的进行,试样表面凸出的部分被切削,表面粗糙度降低,故表现出摩擦因数随时间延长而有所降低。约 10 min 以后,摩擦因数开始趋于稳定,在一定范围内波动。其中未渗钒试样的摩擦因数约为 0.70,渗钒后试样的摩擦因数约为 0.58,较原始试样的摩擦因数有所降低,且渗钒后试样磨损时摩擦因数随时间变化较小,没有明显的波动。如图 5 中原始试样在稳定磨损阶段,由于磨料的不断形成,并产生磨料磨损,切削产生大量的切削犁沟现象,导致摩擦因数的波动较大^[13]。

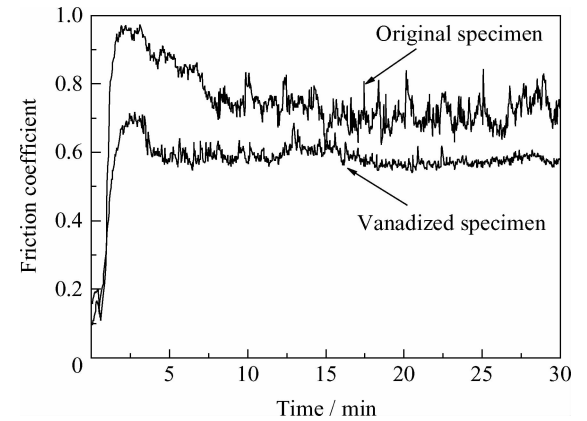


图 5 摩擦因数随时间变化

Fig. 5 Variation curves of friction coefficient with time

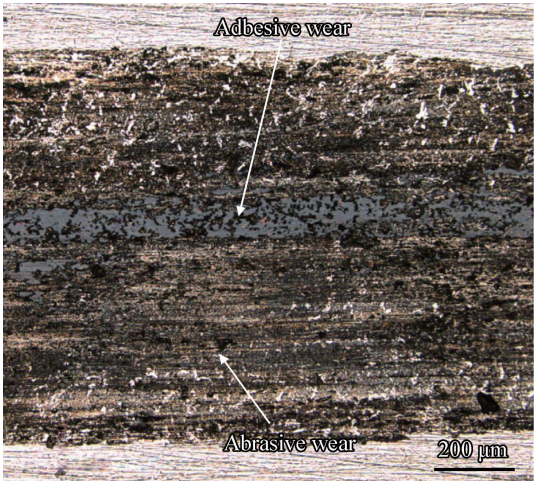
对于渗钒后试样而言,摩擦因数先高后低的原因是磨损初始阶段,覆层表面粗糙度较大的区域最先被磨损,随着磨损的进行,产生一定程度的疲劳磨损,最终摩擦因数会趋于稳定,说明切削作用是主要的摩擦机制。

2.6 磨损机制

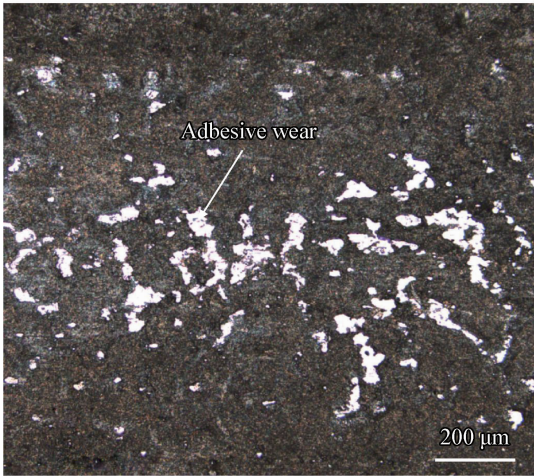
图 6 所示为原始试样和渗钒后试样渗钒层

磨痕宏观形貌,其中图 6(a)为原始试样磨痕形貌,图 6(b)为渗钒试样磨痕形貌。图 6(a)中原始试样经磨损后,可看到明显的犁沟区域,并存在一定的粘着磨损和塑性流动^[14],箭头所指区域分别为磨粒磨损和粘着磨损。图 6(b)中渗钒试样磨痕白亮区域为粘着磨损区域,几乎不存在塑性流动,无明显犁沟现象。

图 7 为磨痕 SEM 形貌,其中图 7(a)(b)分别



(a) Original specimen



(b) Vanadizing specimen

图 6 原始试样和渗钒试样的磨痕组织

Fig. 6 Wear scar microstructure of original and vanadizing specimens

为原始试样和渗钒后试样渗钒层磨痕 SEM 形貌。图 7(a)中区域 I 可以观察到明显的切削犁沟,该区域磨损机制主要为磨料磨损,而区域 II 产生大量的塑性变形及撕裂,并出现一定的褶皱现象,故该区域磨损形式为粘着磨损。由此可知,原始试样在磨损过程中主要为粘着磨损并伴随着磨料磨损。如图 7(b)渗钒试样磨痕形貌图区域 III 所示,由于形成的碳化钒晶粒比较细小,被切削下来的碳化钒颗粒易嵌入对磨小球磨损面内,对渗钒层产生的磨粒磨损作用减少使得嵌入的碳化钒颗粒在覆层上产生划伤,形成一定的擦伤现象,因此该区域属于磨料磨损;而图 7(b)中区域 IV 首先受到剪切而被磨损,产生涂抹现象,由于在表面上存在一定的犁皱而产生较多材料转移,但在涂抹同时,犁皱过程并不出现在整个接触时间以内,并且只有一部分凸峰产生塑性变形。如图 8 渗钒试样磨痕 EDS 能谱图所示,严重磨损区域的铁元素含量明显高于轻微磨损区域,而钒元素含量则相反,这是发生材料转移导

致,摩擦副 GCr15 钢上的铁转移至磨损面上。故渗钒后试样的磨损形式为粘着磨损并伴有一定的塑性变形。对于渗钒试样,首先被切削磨损的是碳化钒表层比较粗糙的区域,由于碳化钒晶粒较为细小,剥落产生的碳化钒颗粒一部分会粘附在对磨小球上。对磨小球材料为 GCr15 钢,其硬度相对于渗钒层硬度较低,粘着磨损过程中,剥落的颗粒会在粘着磨损区域产生一定的磨料磨损,由于渗钒层组织致密,结合性较好,其剥落的颗粒少,产生的磨料磨损程度较轻,而且表面碳化钒的高硬度使得表面抗磨粒犁削能力增加,磨粒磨损产生的犁沟少且不明显^[15-16],见图 7(b)。此外,对收集的磨损后的磨料进行 XRD 检测,发现,磨粒的成分中同时包括碳化钒相和 α -Fe 相。

在循环往复的摩擦磨损过程中,在覆层与对磨球之间产生较大的压应力,导致覆层表面出现微裂纹,如图 9(a)所示,裂纹逐渐萌生会使得该处的碳化钒产生剥落,在后期的磨损过程中充当磨料磨损的介质,如图 9(b)所示。

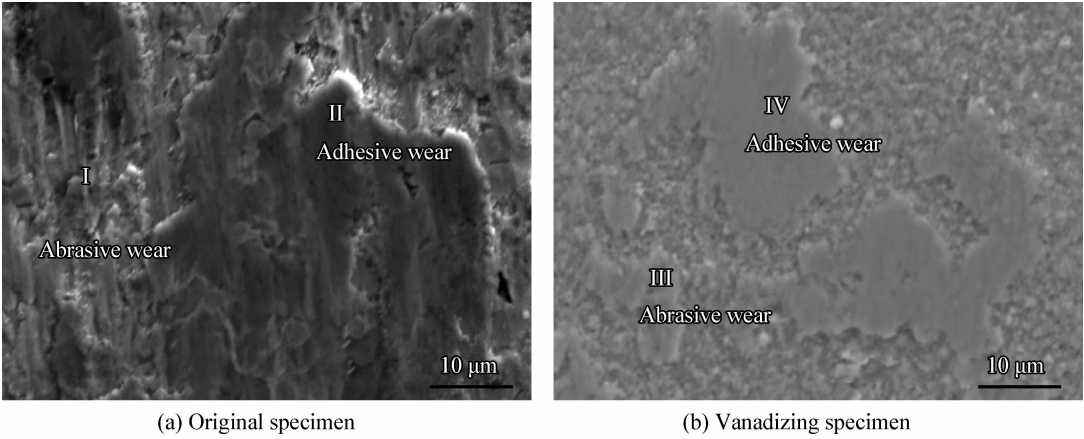


图 7 原始试样和渗钒试样磨痕的 SEM 形貌

Fig. 7 SEM images of worn surfaces of original and vanadizing specimens

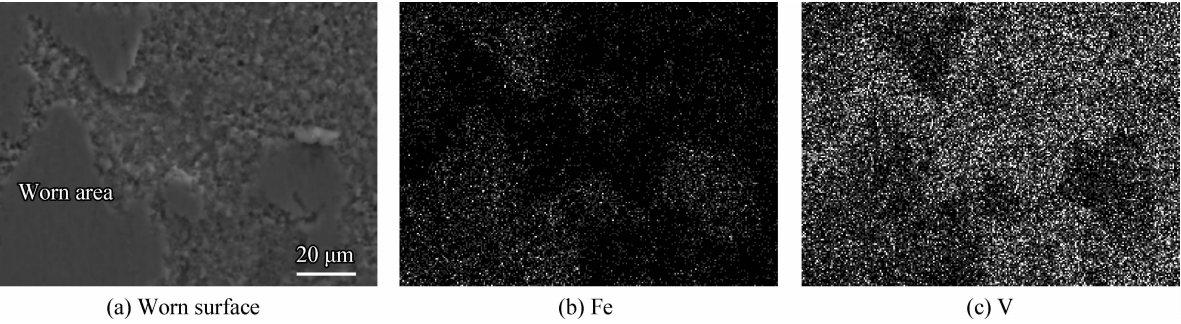


图 8 渗钒试样磨痕 EDS 面扫描结果

Fig. 8 EDS results of map scanning of worn surface on vanadizing specimen

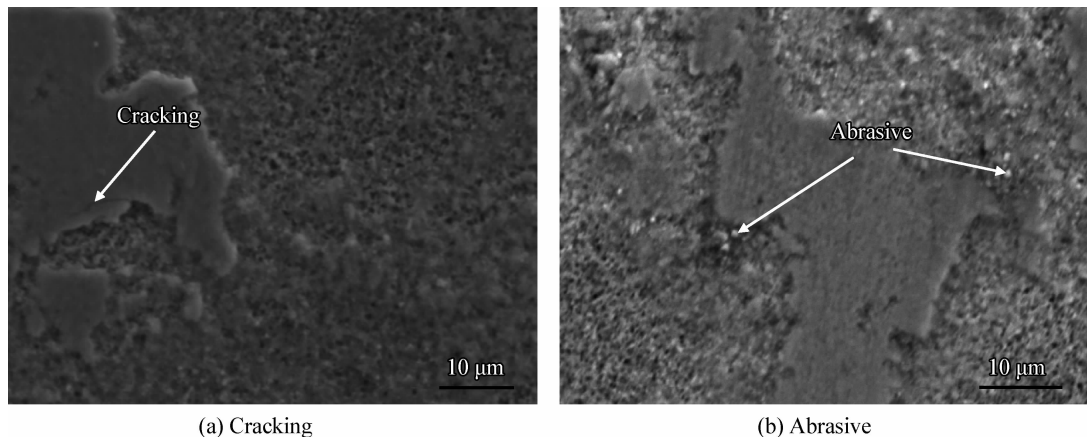


图 9 磨损后期渗钒试样磨痕的 SEM 形貌

Fig. 9 SEM images of worn surfaces of vanidizing specimen at the later period

3 结 论

(1) TD 盐浴法可在 Cr12MoV 钢表面获得较为均匀致密的碳化钒覆层,其中 $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$ 得到的渗钒层硬厚度约为 $9\text{ }\mu\text{m}$ 。

(2) 覆层的物相主要由 VC_x 相组成,碳化钒覆层具有 (200) 和 (220) 晶面择优取向。

(3) 渗钒试样表面硬度值约为 $2002\text{ HV}_{0.05}$, 约为原始试样显微硬度值得 2.88 倍。

(4) 渗钒后试样磨损体积约为原始试样的 0.29 倍,且渗钒层的摩擦因数较原始试样有所降低,渗钒后试样耐磨性得到很大程度上提高,其磨损的机制主要为粘着磨损。

参考文献

- [1] 于波. 我国模具材料的发展概况及其选用 [J]. 热处理技术与装备, 2009, 30(2): 1-5.
Yu B. The Development and selection of dies steels in China [J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2009, 30(2): 1-5 (in Chinese).
- [2] 王昌, 于同敏, 周锦进. 表面工程技术在模具制造中的应用 [J]. 中国表面工程, 2002, 15(1): 8-11.
Wang C, Yu T M, Zhou J J. Application of surface engineering technology in die mould manufacture [J]. China Surface Engineering, 2002, 15(1): 8-11 (in Chinese).
- [3] 陈燕妮. 提高 Cr12MoV 冷作模具寿命的措施 [J]. 热处理, 2010(21): 38-39.
Chen Y N. The measures of improving the life of Cr12MoV cool working die [J]. Heat Treatment, 2010(21): 38-39 (in Chinese).
- [4] 伍翠兰, 邹敢锋, 袁叔贵, 等. W18Cr4V 钢的低温盐浴渗铬研究 [J]. 中国表面工程, 2002, 15(2): 36-38.

- Wu C L, Zhou G F, Yuan S G, et al. Study of low temperature salt-bath chromizing of steel W18Cr4V [J]. China Surface Engineering, 2002, 15(2): 36-38 (in Chinese).
- [5] 李爱农, 王秋领, 王华昌. Cr12 钢 TD 盐浴渗钒组织与性能研究 [J]. 材料热处理技术, 2010, 39(6): 116-118.
Li A N, Wang Q L, Wang H C. Research on microstructure and properties of Cr12 steel after TD salt-bath vanidizing [J]. Material & Heat Treatment, 2010, 39(6): 116-118 (in Chinese).
- [6] Arai T, Mizutani M, Komatsu N. Diffusion layers of steel surfaces immersed in fused borax baths containing various kinds of additives [J]. Journal of the Japan institute of metals, 1975, 39(3): 247-255.
- [7] 周朝政, 孔德军, 袁锋, 等. 冷作模具钢表面 TD 处理强化技术 [J]. 模具工业, 2010, 36(4): 63-66.
Zhou C Z, Kong D J, Yuan F, et al. The TD strengthening technology for cold working die steel surface [J]. Die and Mould industry, 2010, 36(4): 63-66 (in Chinese).
- [8] Fan X S, Yang Z G, Zhang C, et al. Evaluation of vanadium carbide coating on AISI H13 obtained by thermo-reactive deposition/diffusion technique [J]. Surface and Coating Technology, 2010, 205 (2): 641-646.
- [9] 唐丽雯, 杨明波, 赵伟霖, 等. Cr12MoV 钢表面 TD 盐浴渗钒处理 [J]. 模具材料及热处理技术, 2007(9): 70-72.
Tang L W, Yang M B, Zhao W L, et al. Research on TD salt-bath vanidizing treatment of Cr12MoV steel [J]. Mold Materials and Heat Treatment Technology, 2007 (9): 70-72 (in Chinese).
- [10] 孔德军, 周朝政. Cr12MoV 冷作模具钢 TD 处理后 VC 涂层的组织和性能 [J]. 中国矿业大学学报, 2011, 40(1): 162-166.
Kong D J, Zhou C Z. Structures and properties of VC coating on Cr12MoV cold working die steel by TD process [J]. Journal of China University of Mining & Technology, 2011, 40(1): 162-166 (in Chinese).
- [11] Yang M B, Tang L W, Yang H, et al. Microstructure and

properties of surface coating for Cr12MoV steel treated by TD salt-bath vanadizing process [J]. Key Engineering Materials, 2008, 373-374: 196-199.

[12] Chen Y M, Yu G P, Huang G H. Role of process parameters in the texture evolution of TiN films deposited by hollow cathode discharge ion plating [J]. Surface & Coatings Technology, 2001(141): 156-163.

[13] 王华昌, 蒯涛涛. TD 盐浴渗钒覆层的耐磨性研究 [J]. 模具材料及热处理技术, 2009(7): 89-91.
Wang H C, Lin T T. Study on abrasion resistance of vanadium carbide coating [J]. Mold Materials and Heat Treatment Technology, 2009(7): 89-91 (in Chinese).

[14] 孔德军, 周朝政. TD 处理制备碳化钒 (VC) 的摩擦磨损性能 [J]. 摩擦学学报, 2011, 31(4): 335-339.

Kong D J, Zhou C Z. The Friction and wear properties of VC coating prepared by a TD process [J]. Tribology, 2011, 31(4): 335-339 (in Chinese).

[15] Zhou C Z, Kong D J, Yu Y F. The Friction and wear properties of VC coating by TD process [J]. Applied Mechanics and Materials, 2010, 33: 61-65.

[16] 洪晓露, 王馨, 杨佼源, 等. T10 钢双辉离子渗钛层的组织及摩擦学性能 [J]. 中国表面工程, 2013, 26(5): 49-53.
Hong X L, Wang X, Yang J Y, et al. Structure and friction properties of titanizing layer on T10 steel by double glow plasma [J]. China surface engineering, 2013, 26(5): 49-53 (in Chinese).

(责任编辑: 陈茜)

• 本刊讯 •

本刊关于参考文献著录的要求

本刊参考文献符合国标 GB/T7714—2005, 并参考 CAJ-CDB/T1-1998 技术规范, 采用顺序编码著录, 依照其在文中出现的先后顺序用阿拉伯数字标出, 并将序号至于方括号内, 排列于文后。参考文献应尽量引用国内外正式公开发表的引文且各项信息齐全, 作者的英文名采用姓前名后格式, 姓用全称且首字母大写, 名用缩写且保留大写的首字母, 作者在 3 名以上只列前 3 名, 后加“, 等”; 题名后应标注文献标识类型; 期刊名称(包括英文期刊)采用全称; 著录期刊的年、卷、期信息应齐全。具体格式如下:

- ①期刊:[序号] 作者. 文名[J]. 刊名, 出版年, 卷(期): 起止页码.
- ②论文集:[序号] 作者. 题名[C]. 编者. 文集名, 出版地: 出版者, 出版年, 起止页码.
- ③学位论文:[序号] 作者. 题名[D]. 保存地: 学位授予单位, 年份.
- ④专著:[序号] 著者名. 书名[M]. 版本. 出版地: 出版者, 出版年.
- ⑤报告:[序号] 作者名. 报告题名[R]. 出版地: 出版者, 出版年.
- ⑥标准:[序号] 标准代号. 标准顺序号—发布年. 标准名称[S].
- ⑦专利:[序号] 专利所有者. 专利题名[P]. 专利国名: 专利号. 年一月一日(批准日期).
- ⑧报纸:[序号] 作者. 题名[N]. 报纸名, 年一月一日(版次).
- ⑨电子文献:[序号] 作者名. 题名[J/OL]([EB/OL]或[DB/OL]). 电子文献出处或可获得的地址, 发表或更新日期.

另为适应国际数据库的要求, 从 2014(6)期开始, 本刊要求原属中文的参考文献需同时标出其对应的英文格式。例如:

[1]何家文. 追溯历史评表面形变纳米化 [J]. 中国表面工程, 2014, 27(5): 1-13.
He J W. Comments on nano-treatment of surface attrition via historical review [J]. China Surface Engineering, 2014, 27(5): 1-13 (in Chinese).

(本刊编辑部供稿)