

SDC99 钢盐浴碳化钒覆层生长动力学 及其摩擦磨损性能的研究

杨龙蛟 杨浩鹏 汪宏斌 吴晓春 秦 芳

(上海大学 材料科学与工程学院, 上海 200072)

摘 要:本文研究了 SDC99 钢 TD 法盐浴渗钒在不同温度、不同时间下的覆层厚度,建立了覆层生长动力学模型,并以 Cr12MoV 和 T10 钢作为对比试样,表明基体中的固溶碳含量控制覆层厚度及生长速率。覆层的力学性能测试结果显示,经 TD 渗钒后材料表层的硬度超过 24 GPa,较渗钒前提高了约 4 倍,且耐磨损性能得到大幅度提高。

关键词:SDC99 钢;TD 处理;渗钒

中图分类号:TG156.8⁺7

文献标志码:A

文章编号:1005-0299(2013)05-0125-09

The study on growth dynamic model and friction and wear properties of vanadium carbide coating on SDC99 steel by salt bath method

YANG Long-jiao, YANG Hao-peng, WANG Hong-bin, WU Xiao-chun, QIN Fang

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: A growth dynamic model of vanadium carbide coating on SDC99 steel was established, which was based on the different coating thickness on the SDC99 steel using TD salt-bath vanadizing with different immersion temperatures and time. By comparing with Cr12MoV and T10 steel, the results showed that the thickness and growth rate of vanadium carbide coating are dominated by the dissolved carbon content of substrate. The results of mechanical properties testing showed that the hardness of the surface layer of SDC99 steel was more than 24 GPa after TD Vanadizing, it is about four times higher than that of the matrix. Furthermore, the friction and wear properties can be improved significantly.

Key words: SDC99 steel; thermal diffusion process; vanadinizing

冷作模具钢主要用于金属材料的冷态变形,在工况下需承受拉伸、弯曲、压缩、冲击、疲劳等不同应力的作用,因此容易发生各种失效。SDC99 钢作为一种新型冷作模具钢,在 Cr12MoV 钢的化学成分基础上降低了 C、Cr 含量,同时提高了 Mo、V 含量,在提高韧性的同时,增加了钢的耐磨性^[1-3],优化了其力学性能。但在实际服役过程中,由于受到较大的冲击摩擦力,SDC99 钢容易从表面开始模具失效和疲劳损伤。因此,对 SDC99

进行表面强化处理是提高模具寿命的最为有效的方法之一^[4]。

目前冷作模具钢的表面强化技术主要有镀硬铬、渗碳、化学沉积、物理沉积等^[5]。其中,镀硬铬层厚度选择不合理,易造成镀层剥落,模具过早损坏;渗碳处理渗速快,渗层均匀,但耐磨性不够高;CVD(chemical vapor deposition)法薄膜粘着性优良,但处理温度较高,对模具钢基材有较高要求^[6]。将 CVD 技术与等离子技术相结合,形成等离子化学气相沉积技术(plasma chemical vapor deposition, PCVD),该项技术能在较低温度下沉积出优质镀层,但目前这项技术在复杂模具上的

收稿日期:2012-06-29。

基金项目:上海市重点学科建设项目资助(S30107)。

作者简介:杨龙蛟(1987-),女,硕士。

通信作者:吴晓春, E-mail:xcwu@staff.shu.edu.cn。

应用效果并不理想,其镀膜硬度和厚度随盲孔深度变化的关系有待于进一步研究^[7].与化学气相沉积相比,物理气相沉积具有沉积温度低、基材或模具不变形等优点^[8],但设备投资大、成本高、膜层与基体结合力较差.此外,离子注入能够改善金属的抗疲劳、抗腐蚀、抗磨损、抗氧化、抗摩擦性能以及提高表面硬度等,但由于设备造价高,限制了其工业应用^[9].

TD (Thermal diffusion) 处理作为一种表面强化技术^[10],具备盐浴流动性好、工艺稳定、处理效果好且价格低廉、处理过程无公害等优点^[11],一直受到国内外市场的青睐. TD 处理可在基体表面形成各种金属的碳化物或氮化物如钒、铌、钽、铬钼或钨^[12],在几乎不降低机体韧性的前提下,赋予基体表面高硬度、良好耐磨性和抗氧化性等性能,形成与基体结合力较好的覆层,具有重大的应用研究价值^[13]. TD 处理技术由日本开始陆续引入世界各国,目前日本已有 85% 以上的模具都要经过 TD 处理,这在一定程度上导致了日本模具和汽车行业的飞速发展.在国内,TD 处理技术也取得了一定程度的发展,但技术应用范围较窄,而有关 SDC99 钢的 TD 法盐浴渗钒覆层生长动力学研究还未见报道.本文在实验基础上研究了

SDC99 钢的 TD 法盐浴渗钒工艺,建立了覆层生长的数学模型,并研究了覆层的摩擦磨损性能.

1 实验

实验材料为退火态的 SDC99 新型冷作模具钢,TD 处理的基本步骤为机加工→抛光→脱脂清洗→TD 盐浴渗钒→淬火回火→清洗残盐.实验 TD 法盐浴渗钒配方采用 75.6% 硼砂 + 8.4% BaCl₂ + 10% V₂O₅ + 6% Al 粉,先将配制好的盐混合均匀,放入部分基盐启动盐浴炉,待炉温到达设定温度后将剩余基盐与供钒剂、还原剂混合均匀分批放入,保温数小时以减少坩埚壁与中心的温差,同时每隔半小时搅拌一次以保证供钒剂与还原剂充分反应.然后将已除油、除锈和抛光的 SDC99 和 Cr12MoV 钢试样放入盐浴中保温后 1080 °C 油淬,并进行 540 °C × 2h 的两次回火处理.

为了研究处理温度和时间对碳化钒覆层厚度及生长速率的影响,实验温度分别设定 900、950、1000 和 1050 °C,实验时间为 2、4、6 和 8 h,同时为研究 SDC99 钢基体化学成分对覆层生长的影响情况,选用退火态 Cr12MoV 和 T10 钢做对比实验,几种钢的成分如表 1.

表 1 SDC99、Cr12MoV 钢和 T10 钢化学成分(质量分数)

试样	C	Si	W	P	Mn	Cr	Mo	V	S	Fe
SDC99	0.92	0.53	0.069	0.031	0.34	8.48	1.51	0.23	—	87.89
Cr12MoV	1.46	0.30	0.047	0.028	0.30	12.2	0.496	0.25	—	84.92
T10	0.95	0.22	—	0.031	0.30	1.35	1.51	—	0.01	95.63

通过金相显微镜观察渗钒后渗层厚度,采用高分辨扫描电镜和 EDS 能谱分析渗层生长形貌和成分,并通过显微硬度、纳米压痕测试和摩擦磨损试验研究覆层的力学性能.

2 结果分析与讨论

2.1 盐浴温度对覆层厚度的影响

在 TD 处理过程中,温度起着至关重要的作用,直接影响到是否有碳化物覆层的生成.当盐浴实验时间为 6 h,SDC99、Cr12MoV 和 T10 钢的处理温度-覆层厚度关系曲线如图 1 所示,从图中可以看出,这 3 种钢的覆层厚度都随着温度的升高而增大,因为温度升高,盐浴粘性低,流动性好,有利于 V 原子向钢中扩散,且高温使得 C 原子在钢中和覆层中的扩散速率大大提高,对盐浴

渗钒十分有利.但是 TD 处理温度过高会带来熔盐挥发、设备腐蚀、环境污染等问题,同时也会造成基体晶粒组织粗大.图 2 中显示,随温度升高,覆层厚度逐渐增加,到 1 050 °C 时,SDC99 钢的覆层已经接近 14 μm,但在覆层厚度增长的同时,基体晶粒组织随温度上升逐渐长大.当 TD 处理温度高于试样的淬火温度时,基体完全奥氏体化有利于碳化钒生长,但基体晶粒粗大会造成其力学性能降低,因此,TD 处理温度稍低于淬火温度较为恰当.对于 SDC99 钢而言,淬火温度在 1 050 °C 左右,故将它的 TD 处理温度选在 1 000 °C 较合理,在形成致密碳化钒覆层的同时,也保证了基体具有良好的组织和力学性能.

2.2 盐浴时间对覆层厚度的影响

处理时间是影响 TD 覆层厚度的一个重要因

素. 在 1 000 ℃ 的处理温度下,考察 SDC99 钢、Cr12MoV 钢和 T10 钢形成覆层厚度与时间的关系,如图 3 所示. 图中可以看出,覆层厚度和处理时间呈现出类抛物线关系,碳化钒覆层厚度随时间增加而持续增加,但当处理时间超过 6 h 后,覆层厚度的增长速率开始变得缓慢,其主要原因是基体表面形成的碳化钒覆层阻碍了钒原子和碳原子的进一步扩散,使反应前沿碳原子供应不足,故碳化钒生长速率下降. 碳原子的扩散是影响碳化钒覆层厚度的主要因素,由经典扩散动力学理论可知,碳化物覆层厚度与处理时间有以下关系^[14]:

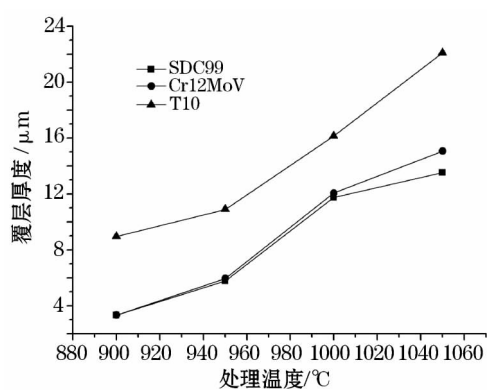
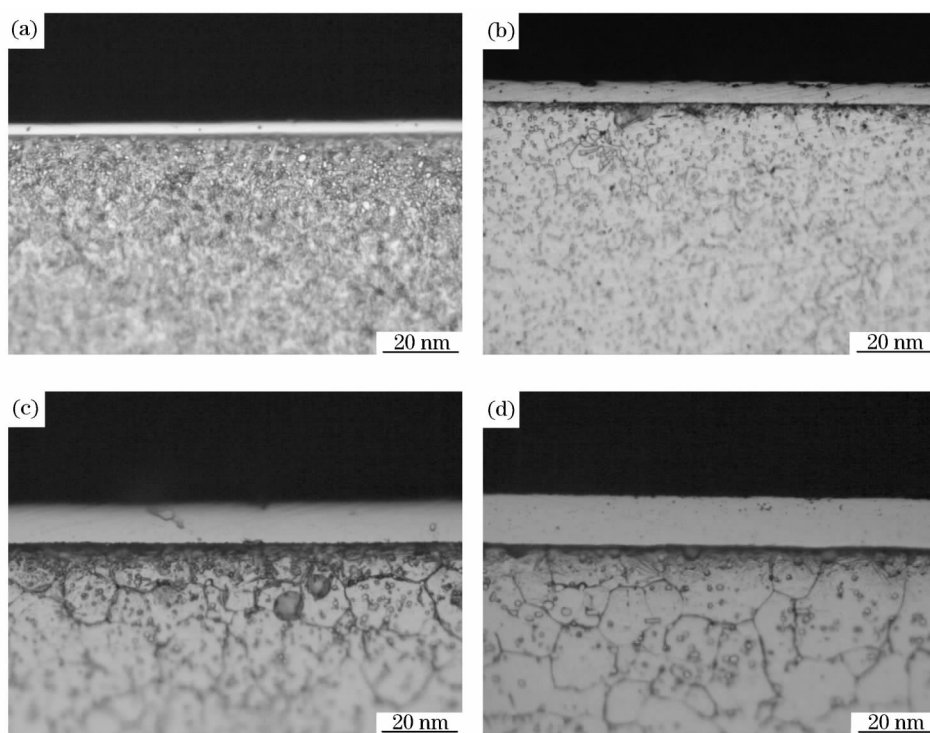


图1 覆层厚度与处理温度的关系曲线



(a)900 ℃;(b)950 ℃;(c)1 000 ℃;(d)1 050 ℃

图2 SDC99 钢经 6 h 在不同温度下浸渗的金相组织

$$d^2 = Kt. \quad (1)$$

式中: d 为碳化物覆层厚度(μm); K 为生长速率常数($\mu\text{m}^2/\text{s}$); t 为处理时间(s). 图 3 所获曲线与该公式基本符合.

2.3 基体成分对覆层厚度的影响

TD 盐浴渗钒处理是基体中碳原子扩散至基体表面与吸附在表面的活性钒原子相互结合形成碳化钒覆层的过程,图 4 显示出 SDC99 钢经 950℃×4 小时 TD 处理后覆层表面主要为 VC,因此基体的含碳量是形成碳化钒覆层的基本条件和首要影响因素. 盐浴渗钒中基体材料有一定的含

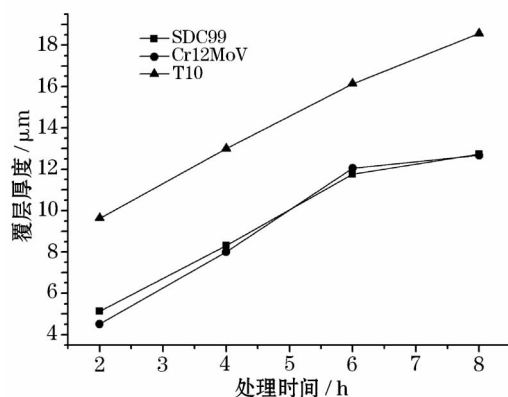


图3 覆层厚度与处理时间的关系曲线

碳量, 碳化钒覆层内外存在一个碳含量的浓度差, 形成较大的活度梯度, 这个较大的活度差是碳原子通过碳化物覆层进行扩散的重要动力学驱动力^[15]。图 5 为 SDC99 钢覆层截面厚度方向的元素线扫描结果, 由图可以看出, 从基体到覆层表面, C 元素含量逐渐增加, 因为在渗钒过程中, 基体中的 C 原子不断向外扩散, 与 V 原子结合形成碳化钒, 使得从基体到渗层, C 的含量呈增加趋势。然而含碳量并不是影响碳化钒覆层的唯一因素, 有研究表明, 基体中的合金元素对奥氏体基体的碳活度有重要影响^[16]。对于合金钢而言, 合金元素通过控制基体的碳活度, 在很大程度上影响着碳原子的扩散能力, 可以把合金元素对奥氏体

基体碳活度的影响等效为对覆层生长的影响^[17]。

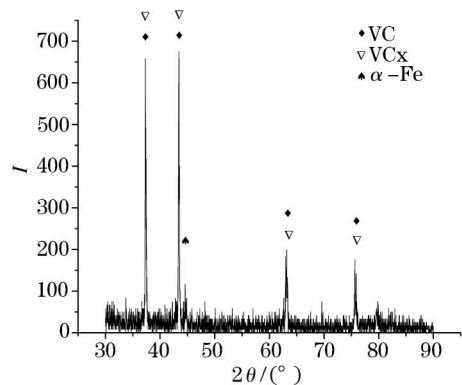


图 4 SDC99 钢渗钒处理后碳化钒覆层的 X 射线谱图

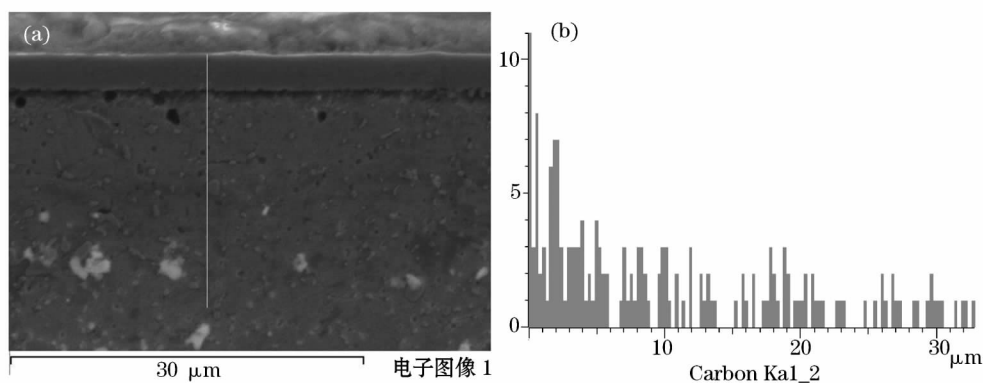
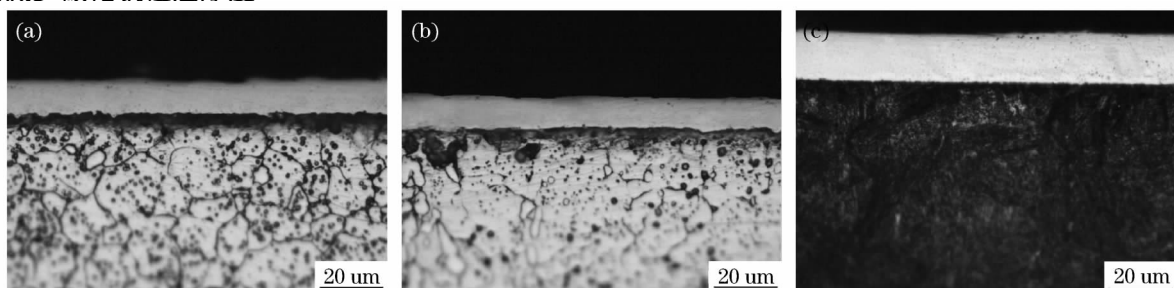


图 5 (a) C 元素线分布及 (b) SDC99 钢试样 TD 处理后表面覆层截面 SEM 图

图 6 为 3 种钢在 1 000 °C 保温 6 h 的金相图, 虽然 SDC99 钢的含碳量与 T10 钢接近, Cr12MoV 钢的含碳量最高, 但是经相同温度和时间盐浴渗钒后, 碳素钢 T10 的覆层厚度大于 SDC99 和 Cr12MoV 钢。因为 SDC99 和 Cr12MoV 钢都是高合金钢, 钢中含有大量强碳化物形成元素 Cr、Mo、V 等, 这些合金碳化物在高温下不易分解, 使部分碳原子固定下来, 不能做长程扩散, 降低了能与吸附在表面活性钒原子发生反应的碳原子含量, 从而减少碳化钒覆层厚度。

为了进一步证明固溶碳含量对覆层厚度的影响, 采用 Jmatpro 热力学计算软件计算出 SDC99、Cr12MoV 和 T10 钢在 1 000 °C 下固溶碳含量值, 见表 2。由表 2 可以看出, 1 000 °C 时, SDC99 和 Cr12MoV 两种合金钢的固溶碳含量远低于 T10 钢的固溶碳含量, 故 SDC99、Cr12MoV 钢的碳化钒覆层厚度总是低于 T10 钢。因此, 控制覆层厚度及生长速率的主要因素是基体中的固溶碳含量, 而不是基体中的总碳含量。



(a) SDC99; (b) Cr12MoV; (c) T10

图 6 1 000 °C 下浸渗 6h 的金相组织

表2 1 000 °C SDC99、Cr12MoV 和
T10 钢奥氏体中的碳含量(%)

SDC99	Cr12MoV	T10
0.51	0.52	0.95

2.4 覆层生长动力学研究

图7是在950和1000 °C下SDC99钢覆层厚度与处理时间平方根的关系曲线,显然覆层厚度与呈近似线性关系,这与式子 $d^2 = Kt$ 相吻合.通过拟合出两条直线的斜率,从而近似算出两种温度 $T_1 = 950$ °C、 $T_2 = 1000$ °C下的生长速率常数: $K_1 = 2.28 \times 10^{-11}$ cm²/s, $K_2 = 8.68 \times 10^{-11}$ cm²/s.同样地,可以近似计算出900和1050 °C下的生长速率常数分别为: 3.61×10^{-12} cm²/s, 1.94×10^{-10} cm²/s.

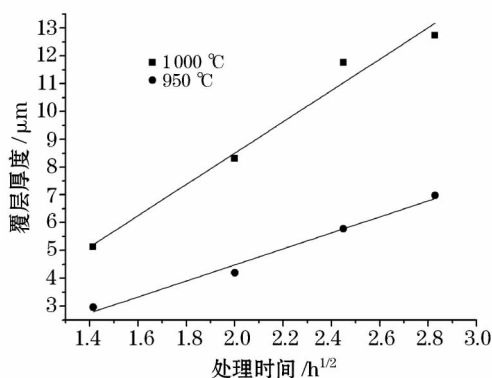


图7 950和1000 °C下SDC99钢覆层厚度与处理时间平方根的关系曲线图

生长速率常数 K 与温度 T 之间存在类似 Arrhenius 方程^[18-19]的关系式为^[20]

$$K = K_0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: K_0 为指数常数, Q 为碳原子在碳化钒覆层中的扩散激活能(J/mol), R 为气体常数(8.314 J/mol·K), T 为处理温度(K).SDC99钢的碳原子在碳化钒覆层平均扩散激活能 $\bar{Q}$ 由 $\ln K - 1/T$ 关系图(图6)计算得出: $\bar{Q} = 344.74$ kJ/mol,及指数常数 $K_0 = 4.60 \times 10^{-10}$ cm²/s.将 $\bar{Q} = 344.74$ kJ/mol, $K_0 = 4.60 \times 10^{-10}$ cm²/s代入式(2)方程可得SDC99钢在TD盐浴渗钒时的生长速率常数为

$$K_{\text{SDC99}} = 4.60 \times 10^{-10} \exp\left(\frac{41465}{T}\right) \quad (3)$$

将此式联立式(1)式得出

$$d_{\text{SDC99}} = 2.14 \times 10^{-5} \sqrt{t \exp\left(-\frac{41465}{T}\right)} \quad (4)$$

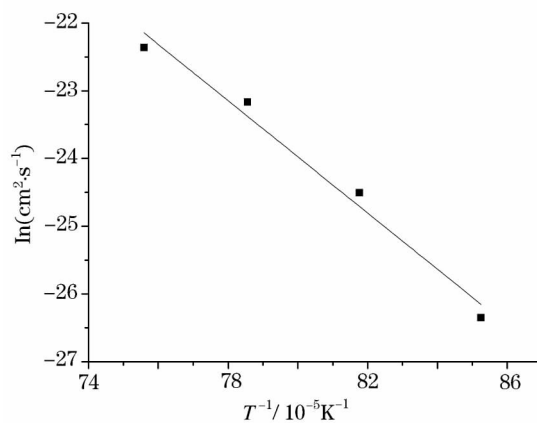


图8 SDC99钢表面碳化钒覆层的 $\ln K - 1/T$ 关系图

该式表明了SDC99钢碳化钒覆层厚度与处理温度、时间三者之间的关系,可以利用该公式预测不同时间、不同温度渗钒条件下的覆层厚度.

利用上述方法同样可得出Cr12MoV钢经TD盐浴渗钒时的生长速率常数为

$$K_{\text{Cr12MoV}} = 4.30 \times 10^{-7} \exp\left(-\frac{18537}{T}\right) \quad (5)$$

即Cr12MoV钢的碳化钒覆层厚度与处理温度、时间三者之间的关系式为

$$d_{\text{Cr12MoV}} = 6.56 \times 10^{-4} \sqrt{t \exp\left(-\frac{18537}{T}\right)} \quad (6)$$

将得出的SDC99和Cr12MoV钢的生长速率常数相比较:

$$I = \frac{K_{\text{SDC99}}}{K_{\text{Cr12MoV}}} = \frac{4.60 \times 10^{-10} \exp(-41465/T)}{4.30 \times 10^{-7} \exp(-18537/T)} = 1.07 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{22928}{T}\right)$$

在盐浴渗钒温度900~1050 °C范围内, $I = 9.23 \times 10^{-15} \sim 3.53 \times 10^{-13} < 1$,即SDC99与Cr12MoV钢的生长速率常数相差无几,这将导致它们的覆层厚度相当,图4所得实验结果也证明了这一点.

2.5 碳化钒覆层性能的研究

2.5.1 纳米硬度测试

硬度是基体-表面结构中的重要力学参数,在很大程度上可以反映涂层承载能力、与基体的结合状况、磨损性能等^[21].为表征覆层硬度的变化,对SDC99钢1050 °C TD处理16 h的试样进行了纳米压痕实验,实验从覆层沿截面取点,每隔6 μm取一个点,每个深度取3个点求平均值,如图9所示.图中可以看出,前4个点硬度接近,第

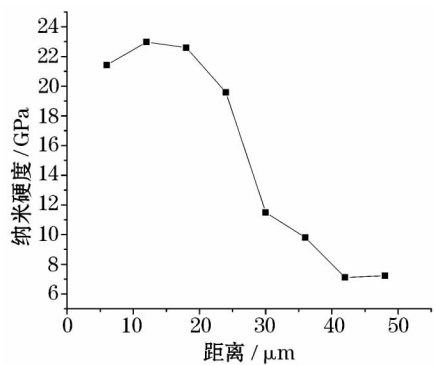


图9 SDC99 钢渗钒试样横截面纳米硬度梯度

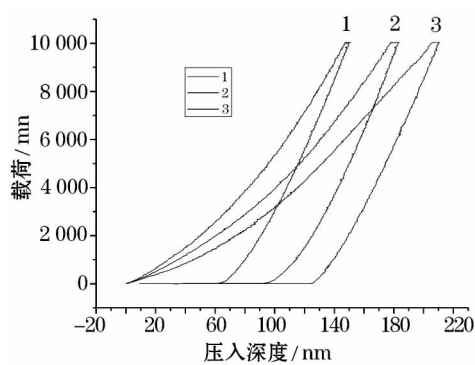


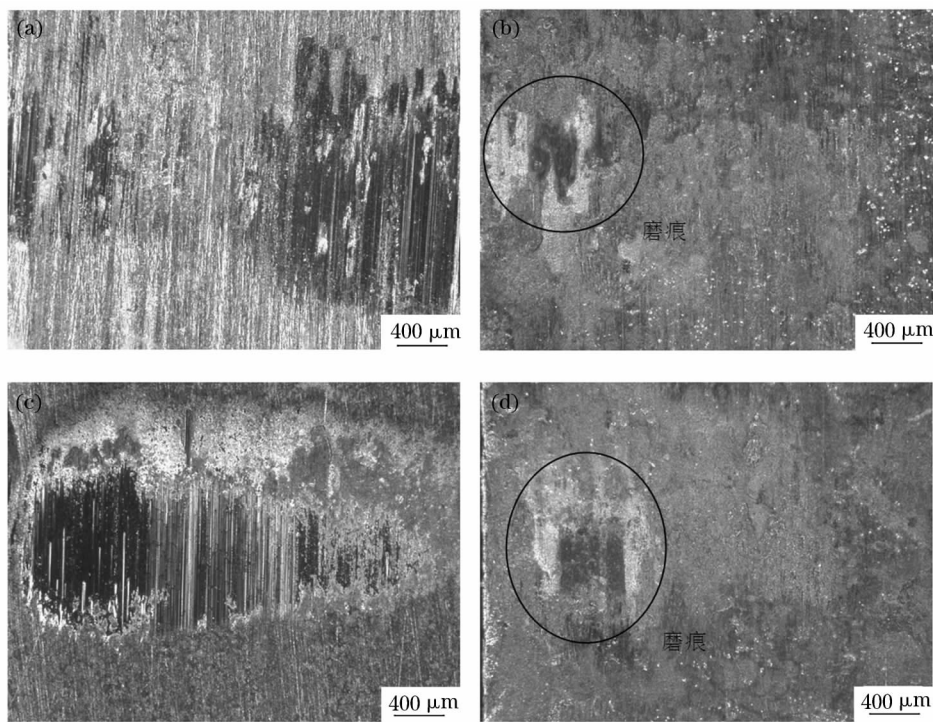
图10 覆层到基体的纳米压痕载荷-深度曲线

5 个点开始硬度下降,第七个点开始硬度不再下降,说明已经是基体,并且渗层与基体之间存在硬度下降平缓的过渡层.图10为该试样的纳米压痕载荷-深度曲线,图中1、2、3曲线分别取点在覆层、过渡层和基体,可以看出加载曲线和卸载曲线未现出不连续的变化,即在加载和卸载过程中覆层表面均未有产生脆性的迹象,如微观裂纹或涂层的剥落等,说明覆层与基体的结合力良好.因此可以得到结论,SDC99 试样经 TD 处理后表面硬度得到了相当大的提高,且与基体结合力强于 PVD、CVD 等涂覆层的结合力^[20],对提高模具表面耐磨性十分有利.

2.5.2 摩擦磨损性能测试

磨损试验采用 MM200 型摩擦磨损试验机,试样与对磨圆环的接触方式为环块式磨损,对磨圆环材料是 $\Phi 40\text{mm}$ 的 M2 钢 (W6Cr5Mo4V2),表面硬度约为 62HRC.实验条件为干磨,载荷和磨损时间分别为干磨 $10\text{ N} \times 2\text{ h}$,圆环转速为 200 r/min .

图11为 SDC99 和 Cr12MoV 钢经不同处理后干磨的磨痕形貌图,图中可以看出,干磨条件下,SDC99 未渗钒抛光试样 (SDC99 - Polished) 经磨损后表面存在明显的磨痕,犁沟密度较大,且宽而深,出现明显粘着迹象,是磨粒磨损和粘着磨损共同作用的结果;TD 处理后的试样磨损表面也能



(a) SDC99 - 未渗钒抛光样;(b) SDC99 - 渗钒样;(c) Cr12MoV - 未渗钒抛光样;(d) Cr12MoV - 渗钒样

图11 干磨下 SDC99 和 Cr12MoV 钢的磨痕表面形貌图

观察到平行于磨损方向的犁沟,但深度较浅,不足以磨穿渗层。渗钒后覆层的高硬度使材料耐磨性能增加,文献^[22]中提到,钒的碳化物为团聚状硬质颗粒,能阻碍摩擦副与基体材料的直接接触,从而增加材料的磨粒磨损性能,因此盐浴渗钒处理对耐磨性的提高起着相当重要的作用。

2.5.3 磨损机理分析

观察干磨条件下的渗钒试样,如图12(a)所示,发现其表面碳化钒覆层存在裂纹和剥落现象。图12(b)为干磨后的截面金相图,由图可以看出覆层并未磨穿。进一步研究覆层的剥落情况,对图12(a)中A处做EDS能谱分析,结果见图10(c),发现剥落处的C、V原子含量高于基体中C、V原子含量,且Fe、O原子含量增多,说明剥落处的覆层仍未完全磨穿,其表面有铁的氧化物存在。根据刘捍卫等人的三体接触理论^[23],可以

判断碳化钒覆层的磨损失效形式为:磨损初期为两体接触阶段,即渗钒层与对磨材料直接接触,随磨损时间的增加,由表面开始产生犁沟,犁沟不断增多、加深,并使覆层表面某些缺陷处产生裂纹;当裂纹逐渐扩展直至相遇,导致覆层以薄片状的形式一层一层的剥落,即在接触表面逐渐形成第三体层,此时摩擦系数有所下降,呈现出表面疲劳磨损的特征,此阶段为两体接触向三体接触过渡的阶段;最后阶段为稳定阶段,此时处于三体接触模式,接触表面完全被磨屑分隔,摩擦系数较为稳定。同时,材料受摩擦热和环境温度的双重作用,覆层上粘附的磨屑在干磨下极易被氧化生成氧化铁,导致剥落处Fe和O原子含量的增加。据Wei等关于氧化磨损的分析^[24],表面致密氧化物的生成,在低载荷范围有利于耐磨性的提高,这也使得覆层耐磨性在一定程度上得以提高。

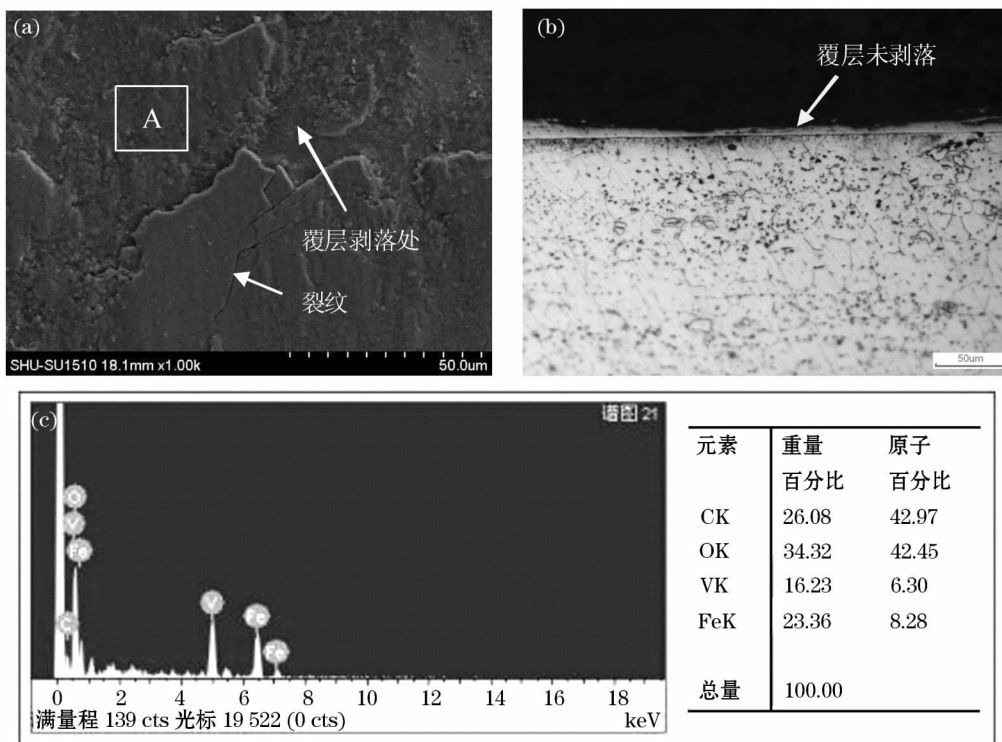


图12 SDC99-渗钒试样干磨后的表面SEM形貌(a)、SDC99-渗钒试样干磨后的截面金相图(b)及剥落坑A区域的成分分析(c)

3 结论

1) 通过讨论盐浴TD处理温度和处理时间对覆层生长的影响,得到了SDC99钢TD处理较为适宜的温度为1000℃,得出了SDC99钢的覆层厚度与处理温度、时间三者之间的关系式为

$$d_{\text{SDC99}} = 9.13 \times 10^{-3} \sqrt{t \exp\left(-\frac{41313}{T}\right)}.$$

利用该式子可以预测不同时间、不同温度渗钒条件下的覆层厚度。

2) 在一定实验温度和时间条件下,控制覆层厚度与生长速率的碳含量是基体中固溶碳含量,

而不是基体总含碳量。

3) SDC99 和 Cr12MoV 钢经 TD 法盐浴渗钒后表面硬度都得到了很大的提高, 碳化钒覆层能大幅提高试样的耐磨性, 其磨损机理为: 随着渗钒层表面犁沟数量的增多和深度的加深, 表面产生裂纹并扩展直至相遇, 导致覆层以薄片状的形式层层剥落, 呈现出疲劳磨损的特征。

参考文献:

- [1] LI Shao-hong, XIE Yin-zi, WU Xiao-chun. Hardness and toughness investigations of deep cryogenic treated cold work die steel [J]. *Cryogenics*, 2010, 50 (2): 89 - 92.
- [2] LI Shao-hong, DENG Li-hui, WU Xiao-chun, *et al.* Effect of deep cryogenic treatment on internal friction behaviors of cold work die steel and their experimental explanation by coupling model [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527 (29): 7950 - 7954.
- [3] LI Shao-hong, MIN Na, DENG Li-hui, *et al.* Influence of deep cryogenic treatment on internal friction behavior in the process of tempering [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528 (3): 1247 - 1250.
- [4] 陈智勇, 施雯, 张键. 不同成分 CrMoN 涂层对模具钢表面性能的影响 [J]. *上海金属*, 2010 (4): 9 - 12.
CHEN Zhi-yong, SHI Wen, ZHANG Jian. Effect of CrMoN hard coatings with different compositions on the surface properties of die steels [J]. *Shanghai Metals*, 2010 (4): 9 - 12.
- [5] HUBBARD P, DOWEY S, PARTRIDGE J, *et al.* Investigation of nitrogen mass transfer within an industrial plasma nitriding system II: Application of a biased screen [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 204 (8): 1151 - 1157.
- [6] WU Xiao-chun, XU Luo-ping. Products and techniques of mould steels [J]. *Advanced Steels*, 2011: 423 - 441.
- [7] 张叶威, 张津, 郭小燕, 等. PCVD 技术在模具强化中的应用与进展 [J]. *模具工业*, 2008, 34 (2): 64 - 68.
ZHANG Ye-wei, ZHANG Jin, GUO Xiao-yan, *et al.* Application and development of PCVD technology in die and mould strengthening [J]. *Mould Industry*, 2008, 34 (2): 64 - 68.
- [8] SKORIC B, KAKAS D, GREDIC T. Influence of plasma nitriding on mechanical and tribological properties of steel with subsequent PVD surface treatments [J]. *Thin solid films*, 1998, 317 (1 - 2): 486 - 489.
- [9] 高殿奎. 复合凹凸模失效分析与工艺改进 [J]. *金属热处理*, 2002, 27 (8): 55 - 57.
GAO Dian-kui. Failure analysis and process improvement of compound punch-die [J]. *Heat treatment of metal*, 2002, 27 (8): 55 - 57.
- [10] 李爱农, 王秋领, 王华昌. Cr12 钢 TD 盐浴渗钒组织与性能研究 [J]. *热处理工艺*, 2010, 39 (6): 116 - 118.
LI Ai-nong, WANG Qiu-ling, WANG Hua-chang. Research on microstructure and properties of Cr12 steel after TD salt-bath vanadizing [J]. *Hot Working Technology*, 2010, 39 (6): 116 - 118.
- [11] ARAI T, FUJITA H, SUGIMOTO Y, *et al.* Diffusion carbide coatings formed in molten borax systems [J]. *Journal of materials engineering*, 1987, 9 (2): 183 - 189.
- [12] FAN X S, YANG Z G, ZHANG C, *et al.* Evaluation of vanadium carbide coatings on AISI H13 obtained by thermo-reactive deposition/diffusion technique [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 205 (2): 641 - 646.
- [13] CHEN F S, WANG K L. The kinetics and mechanism of multi-component diffusion on AISI 1045 steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 1999, 115 (2): 239 - 248.
- [14] 王书桓, 金山同. 熔融体系下钢铁表面碳化物覆层成长动力学研究 [J]. *河北理工学院学报*, 1998, 20 (2): 8 - 14.
WANG Shu-huan, JIN Shan-tong. Kinetics of carbide coating growth on the steel matrix surface in molten system [J]. *Journal of Hebei institute of technology*, 1998, 20 (2): 8 - 14.
- [15] ARAI T, GLASER H. Substrate selection for tools used with hard thin film coatings [J]. *Metal Forming (USA)*, 1998, 32 (6): 31 - 40.
- [16] 刘秀娟, 王华昌, 李东伟, 等. TD 处理中基体成分对覆层影响的热力学分析 [J]. *材料热处理学报*, 2006, 27 (4): 119 - 122.
LIU Xiu-juan, WANG Hua-chang, LI Dong-wei, *et al.* Thermodynamics analysis of matrix composition on cladding in TD treatment [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2006, 27 (4): 119 - 122.

- [17] ARAI T, OKU T. The effect of nonlinear stress-strain relationship on the bend strength of isotropic graphite [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1979, 79(1): 227 - 234.
- [18] AGHAIE-Khafri M, FAZLALIPOUR F. Vanadium carbide coatings on die steel deposited by the thermo-reactive diffusion technique [J]. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2008, 69(10): 2465 - 2470.
- [19] OZDEMIR O, OMAR M, USTA M *et al.* An investigation on boriding kinetics of AISI 316 stainless steel [J]. *Vacuum*, 2008, 83(1): 175 - 179.
- [20] WITTING M, BENDAVID A, MARIN P J, *et al.* Influence of thickness and substrate on the hardness and deformation of TiN film [J]. *Thin Solid Films*, 1995, 270: 283 - 288.
- [21] 孔向阳. 冷作模具钢表面 TD 法盐浴渗钒工艺及应用研究[D]. 东华大学: 2011
- KONG Xiang-yang. Study on process of vanadizing in salt-bath on cold-work die steels [D]. Donghua University: 2011
- [22] 孔德军, 周朝政. TD 处理制备碳化钒(VC)涂层的摩擦磨损性能[J]. *摩擦学学报*, 2011, 31(4): 335 - 339.
- KONG De-jun, ZHOU Chao-zheng. The friction and wear properties of VC coating prepared by a TD process [J]. *Tribology*, 2011, 31(4): 335 - 339.
- [23] 徐小军, 刘捍卫, 朱旻昊, 等. Ti-Al-Zr 钛合金的高温微动磨损行为研究[J]. *核动力工程*, 2010, 5(31): 42 - 47.
- XU Xiao-jun, LIU Han-wei, ZHU Min-hao, *et al.*, Study on high temperature fretting wear of Ti-Al-Zr alloy [J]. *Nuclear Power Engineering*, 2010, 5(31): 42 - 47.
- [24] WEI M X, CHEN K M, WANG S Q *et al.* Analysis for wear behaviors of oxidative wear [J]. *Tribology Letters*, 2011, 42(1): 1 - 7.

(编辑 张积宾)