

# 高效打蛋破壳刀片渗硼与渗钒处理后微观组织与性能变化

万强, 朱方涛, 刘晓峰, 魏民, 王树才, 孟亮, 王鹏, 董万静

(华中农业大学工学院, 武汉 430070)

**摘要:** 刀片卷刃和刀片磨损是破壳刀片的两大失效形式, 这将决定着破壳器的使用效率。其中延长破壳刀使用寿命的有效解决方式便是提高材料硬度并保持其韧性。为此, 该研究采用渗硼和 TD 渗钒 2 种工艺对 2Cr13 不锈钢破壳刀进行处理, 以提高刀片的耐磨性, 并对处理后的组织结构、机械性能以及摩擦性能进行研究。采用扫描电镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 和 X 射线能谱分析 (Energy Dispersive Spectrum, EDS) 从截面到涂层的厚度、组织和化学成分进行分析, 利用 X 射线衍射仪 (X-ray Diffraction, XRD) 从表面对材料的晶体结构进行分析。结果表明, 在 2Cr13 不锈钢破壳刀表面成功实现渗 B 与渗 V 处理, 并有较好的附着性。处理后涂层厚度分别为 14.8 与 5.2  $\mu\text{m}$ , 渗钒涂层较薄是由于大原子半径使得扩散迟缓, 其中渗 B 涂层原子百分含量为 30%, 而渗 V 涂层含量为 12.3%。根据 XRD, 渗 B 涂层主要由 FeB、Fe<sub>2</sub>B、Fe<sub>3</sub>B 组成, 而渗 V 层主要由 VC<sub>x</sub> 组成, 这些硼化物和碳化物是通过扩散与内部原子反应生成的。采用 0.49 N 载荷对涂层和基体硬度进行测量发现渗 B 层和渗 V 层的硬度分别为 1 554 和 1 037 HV, 因此硼化物和碳化物的高硬度使得硬度相对未处理前提升了 2~3 倍, 其中 VC<sub>x</sub> 导致渗 V 层硬度相对较低。为进一步探究机械性能, 采用纳米压痕试验对刀片纳米硬度、弹性恢复系数 ( $W_e$ ) 和能量耗散系数 ( $K_d$ ) 进行测量, 结果发现纳米硬度和显微硬度值接近, 渗 B 层的弹性恢复能力较渗 V 层强, 但是渗 V 层表现出更好的塑性变形能力。摩擦试验表明渗 V 层摩擦系数为 0.5, 相对渗 B 层的 0.68 更低, 但是在非冲击载荷下渗 B 层因为硬度高将具有更好的耐磨性。综合厚度和机械性能考虑, 渗 V 层良好的塑性变形能力将在抗刀头卷刃上更有优势, 而渗 B 层因为较高硬度则在稳定负载下具有更好的耐磨性。

**关键词:** 微观; 理化性质; 摩擦系数; 破壳刀片; 渗硼; 渗钒; 微观力学

doi: 10.11975/j.issn.1002-6819.2020.19.033

中图分类号: S237

文献标志码: A

文章编号: 1002-6819(2020)-19-0291-07

万强, 朱方涛, 刘晓峰, 等. 高效打蛋破壳刀片渗硼与渗钒处理后微观组织与性能变化[J]. 农业工程学报, 2020, 36(19): 291-297. doi: 10.11975/j.issn.1002-6819.2020.19.033 http://www.tcsae.org

Wan Qiang, Zhu Fangtao, Liu Xiaofeng, et al. Changes in the microstructure and properties of the egg-break blade after boronisation and vanadizing[J]. Transactions of the Chinese Society of Agricultural Engineering (Transactions of the CSAE), 2020, 36(19): 291-297. (in Chinese with English abstract) doi: 10.11975/j.issn.1002-6819.2020.19.033 http://www.tcsae.org

## 0 引言

随着蛋品加工业发展, 高效打蛋机需求日趋旺盛, 该类国产产品与性能升级改进研制也成为迫切需求, 其中破壳刀片失效问题尤为显著, 须通过材料与热处理工艺改进。2Cr13 不锈钢因具有良好安全性, 较高的抗氧化性、良好的减震性和耐腐蚀性能而被广泛运用于各种机械、医疗、餐具和食品加工行业中<sup>[1-4]</sup>, 破壳刀片也因此采用 2Cr13 材料制造, 但其硬度一般仅为 200~300 HV<sup>[5]</sup>。根据现有破壳打蛋刀片基本构造, 刀片工作时, 通过刀轴使一对刀片并拢运动, 两刃口同时敲击蛋壳, 而后 2 刀片分离, 蛋液流出<sup>[6]</sup>。打蛋过程中, 双刀片靠拢敲击之后迅速分开, 双刀刀柄部分相互摩擦, 同时刃口快速敲击蛋壳, 因此在破壳的工作过程中, 2Cr13 钢并拢旋转、分离会产生磨损, 长时间的破壳工作易使刀刃卷刃, 加之蛋液的高电导率带来腐蚀问题, 特别是在咸蛋加工中<sup>[7-8]</sup>。

为解决 2Cr13 不锈钢硬度不足与腐蚀性问题, 许多学

者对不锈钢处理开展大量研究, 主要包含普通热处理与表面化学处理 2 方面。Isfahany 等<sup>[9]</sup>对马氏体不锈钢进行热锻退火处理, 使得不锈钢硬度升高到 50 HRC, 同时也有研究指出<sup>[10]</sup>发现部分热处理工艺虽提高了硬度但会削弱材料的耐腐蚀性能。Bonagani<sup>[11]</sup>对马氏体不锈钢奥氏体化后回火处理, 结果表明: 在 550  $^{\circ}\text{C}$  下回火处理后, 不锈钢腐蚀电流密度相比未处理样品提高 2 个数量级, 抗点蚀能力显著下降。可见, 普通热处理难以同时满足不锈钢高硬度与耐腐蚀的要求。因此, 大多数研究倾向于采用表面合金化技术来实现不锈钢抗腐蚀与耐磨损的要求, 其原因在于表面化学处理同样可以改善金属表面的力学与抗腐蚀性能。处理后不锈钢具有表面硬化、内部强韧的特点, 同时可以提升耐疲劳性能, 保证抗腐蚀性能<sup>[12]</sup>。不锈钢表面化学处理, 主要包含渗氮、渗硼、以及渗金属。

不锈钢表面渗氮处理后, 能在不锈钢表面形成 CrN 与 Fe<sub>x</sub>N 相, 不锈钢硬度迅速升高至 1 200 HV, 同时摩擦系数迅速下降, 然而 CrN 的形成, 使得不锈钢内部富 Cr 区域出现贫化现象, 从而导致内部晶间腐蚀, 牺牲整体腐蚀性能<sup>[13-14]</sup>。而现有不锈钢渗 B 与渗 V 研究, 在保证耐腐蚀性能, 提升硬度方面显示良好应用前景。Bhagga 等<sup>[15-16]</sup>采用 TD 法对不同不锈钢进行渗钒处理, 结果表明: 随着碳含量的提升, 材料涂层厚度也会提升, 并且碳化钒覆盖

收稿日期: 2020-03-12 修订日期: 2020-06-29

基金项目: 国家自然科学基金项目 (11905082); 中央高校基本业务经费 (2662020GXPY002)

作者简介: 万强, 博士, 主要从事金属表面改性与耐磨研究。

Email: wanqiang0915@mail.hzau.edu.cn

层硬度能到 2 000 HV<sub>0.025</sub>, 同时合金元素向涂层的扩散将进一步提升涂层硬度, 碳化钒也提升了材料的耐点蚀能力。由于该表面处理所得到的涂层具有良好的化学稳定性和力学性能, 所以在改善材料性能上受到越来越多的关注<sup>[17-18]</sup>。尹研<sup>[19-20]</sup>分别对 316 不锈钢和 SAE2010 (美国一种钢号) 钢进行渗 B 处理, 结果表明基体试样的硬度仅为 237 HV<sub>0.1</sub>, 渗硼后的 316 不锈钢表面硬度达 964 HV<sub>0.1</sub>, 提升了 4 倍, 而 SAE2010 钢渗硼后的磨损率减少。

基于以上不锈钢渗 B 与渗 V 研究, 本文将对 2Cr13 不锈钢破壳刀片进行渗 V 与渗 B 处理, 研究其组织转变与力学性能, 对比渗 V 与渗 B 处理的技术优势, 为解决破壳刀片卷刃与磨损问题提供科学依据, 延长破壳刀片使用寿命。

## 1 材料与方法

### 1.1 试验材料

取图 1 所示 2Cr13 刀片若干, 通过砂纸轻微打磨抛光获取清洁表面, 以除去刀片表面杂质对后续处理的影响。随后 TD 渗钒处理选择真空渗金属炉 (HBT-100K), 盐浴组成硼砂基盐、供钒剂 V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 和还原剂 Al 粉。待盐浴融化后将刀片浸入温度为 960 °C 盐浴中保温 9 h, 处理完后在 850 °C 中保温 50 min 进行淬火处理, 待处理完毕在 200 °C 下保温 1 h 进行第一次回火, 随后油冷再在 410 °C 下保温 3.5 h 进行第二次回火处理后冷却洗净。渗硼处理的渗剂为 SiC 和硼铁合金, 在 850 °C 下保温 12 h 后取出进行 50 min 淬火处理, 待处理完毕在 200 °C 下保温 1 h 进行第一次回火, 随后油冷再在 410 °C 下保温 3.5 h 进行第二次回火处理后冷却洗净。利用线切割从刀片上取下约 10 mm×10 mm×3 mm 试样 (图 1 a 所示)。

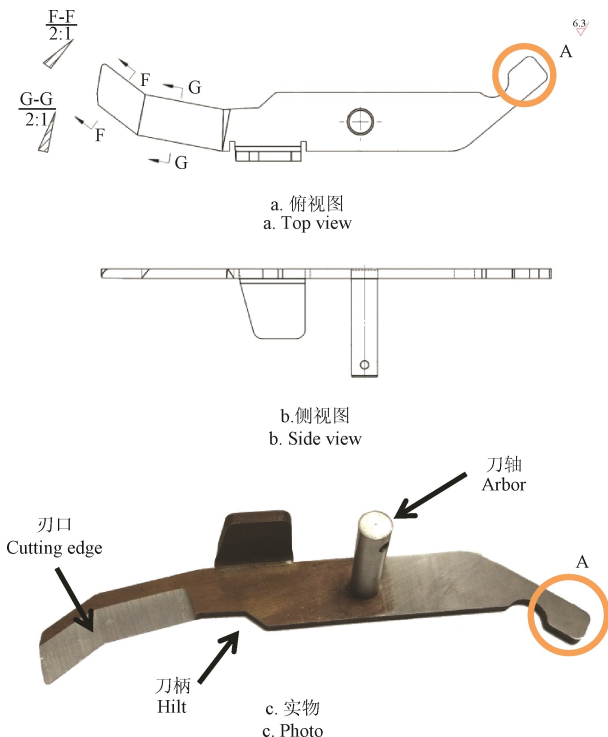


图 1 破壳刀结构以及实物

Fig.1 Structure and photo of the egg-break blade

### 1.2 试验方法

将截面及表面进行镶嵌, 经打磨、抛光后, 使用王水 (体积比盐酸:硝酸=3:1) 对试样截面进行腐蚀。使用金相显微镜 (Optical Microscope, OM)、扫描电镜 (SEM) 对表面与截面进行显微组织观察。采用 X 射线衍射 (XRD D8) 分析涂层内部相组成, 利用 X 射线光电子能谱 (EDS, EDAX genesis7000 EDS system) 测定涂层组成成分。硬度利用 HV-1000 型显微维氏硬度计测定, 对原始试样和处理试样的表面进行硬度测定。硬度测量加载载荷 0.49 N, 保持 15 s, 进行多次测量取平均值。另外, 由于涂层在 10 μm 以内, 采用纳米压痕技术测定涂层硬度与杨氏模量, 获得涂层抵抗变形能力。在高速往复摩擦磨损试验机 (Rtec MFT-5000) 上进行摩擦磨损试验, 对偶件为 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 的磨球, 温度为室温, 载荷 5 N, 频率 5 Hz, 运行长度 5 mm, 试验时间 1 200 s。采用白光干涉仪对每个试样磨痕轮廓进行测量, 并计算磨痕截面面积, 比较不同样品磨损体积, 同时对每个试样进行多次摩擦试验, 摩擦前后称质量, 获得单次摩擦试样质量损失。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 渗层与基体形貌与成分分析

图 2 为处理后基体与涂层显微形貌。如图 2a、2b 所示, 在扩散渗处理后, 经淬火与回火热处理, 2Cr13 基体组织由板条状马氏体以及铁素体组成, 其中板条状马氏体主要来源于淬火处理, 而铁素体组织为未转变所留下原始组织, Isfahany 等在不锈热处理后发现同样组织<sup>[9,21]</sup>。

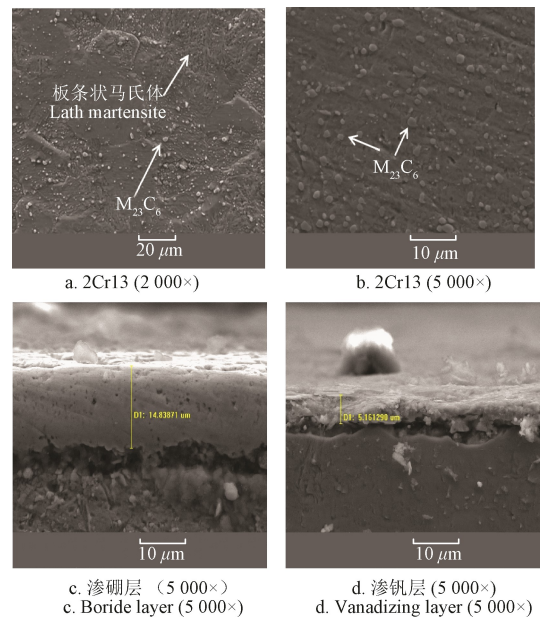


图 2 2Cr13 基体以及渗层微观组织

Fig.2 Microstructure of 2Cr13 stainless steel and coatings

另外, 在处理后的 2Cr13 基体中发现大量均匀分布的颗粒状相, 结合文献<sup>[22]</sup>, 可知该颗粒状物相为 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 碳化物, 其中 M 主要由 Cr 构成, 该碳化物形成主要是因为基体中大量 Cr 元素为碳化物形成元素, 在淬火、回火过程中与 C 形成结合。图 2c、2d 分别为渗 B 与渗 V 层截

面结构形貌。涂层与基体具有明显形貌差异，外层涂层在腐蚀之后依旧致密，其中一些孔洞主要由于打磨时砂粒镶嵌后脱落引起，同时在砂粒作用下，外层与基体之间形成明显界面缝隙。对外层涂层进行厚度测量，可知渗 B 与渗 V 试样外层厚度分别为 14.8 和 5.2  $\mu\text{m}$ 。

为进一步确认渗层组成，对界面缝隙两侧材料进行成分线扫描分析与两侧成分点分析。图 3 所示为处理后试样表面与基体界面两侧元素分布线扫描结果，其中图 3a 为渗硼层，图 3b 为渗钒层样品。图 3a、3b 上层所示为扫描选定区域，分别从图中黄线所示位置由左向右探测元素含量。如图 3a 所示，随着扫描方向由基体向外层涂层方向，B 元素含量在外层和基体结合处急剧升高，外层结构含 B 量明显高于基体侧，这表明图 2 所观察外层为渗 B 层，同时，C 元素的含量在渗硼层和基体的交界处明显增加，表明扩散渗之后在此处形成了一个富碳区。而 V 元素的线分布出现同样规律，在界面处发生改变，外层 V 含量明显高于基体侧，而 Fe 接近基体时含量突增，说明外层为渗 V 层。值得注意的是，C 在靠近基体时含量偏高，这一结果与 Aghaie-Khafri 等观察一致<sup>[23-24]</sup>。

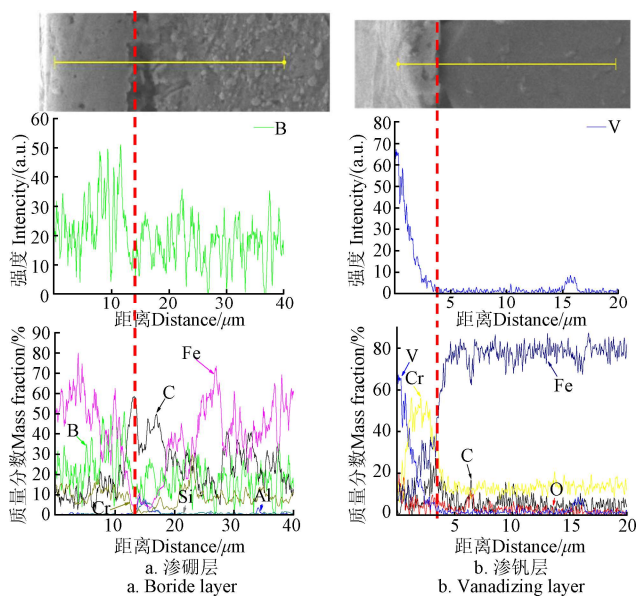


图 3 渗层截面化学成分分布

Fig.3 Chemical compositions distribution of coatings from the cross-section

为进一步确定涂层组分，对渗层及其邻近基体组织进行成分点分析，结果如表 1 所示。由表 1 可知，2Cr13 基体主要由 Fe、Cr、C、Mn、Si 元素组成，其中 Cr 含量高达 11.14%，保证不锈钢基体的良好抗腐蚀能力。而 C 的高比例则来源于制样过程中的污染以及一起测量精度所致。渗层元素分析结果显示，渗 B 与渗 V 层主要元素为 Fe、Cr、B 与 V。Fe 与 Cr 为原金属基体元素，表明基体和覆层间存在一定程度的相互扩散，这种状况有利于强化界面的结合<sup>[16]</sup>，涂层与基体形成了冶金结合。B、V 则来源于渗剂加热过程中向基体内部的扩散。渗 B 层中 B 元素比例为 29.7%，显著高于渗 V 层中的 12.31%，其原因在于 B 原子体积远小于 V 原子，因而，B 原子可以更

多地固溶在不锈钢内部晶体中。同时，更小的体积也使得 B 原子在原金属中扩散速度更快，很好解释渗 B 层厚度远大于渗 V 层厚度。当然，渗钒层厚度较小的另一个原因在于 C 原子与 Cr 的稳定结合阻碍渗钒层的形成<sup>[25]</sup>。

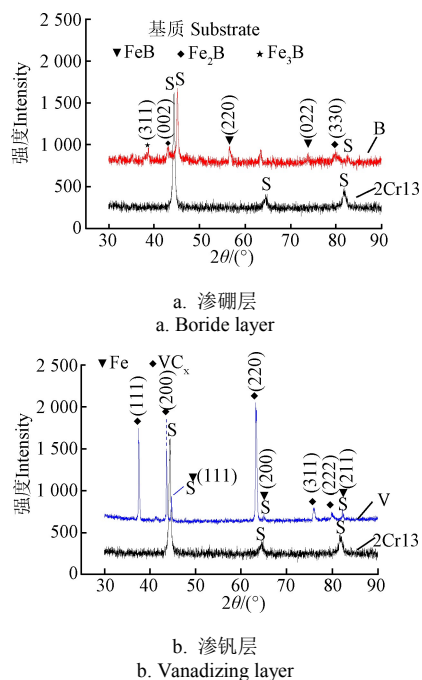
表 1 2Cr13 不锈钢基体、渗 B 及渗 V 层化学成分

Table 1 Chemical compositions of 2Cr13 stainless steel, boride layer, and vanadizing layer

元素 Elements	不锈钢 Stainless	渗 B 层 Boride layer	渗 V 层 Vanadizing layer
Fe	61.38	51.27	20.88
Cr	11.14	7.33	38.87
C	26.33	11.67	16.46
Mn	0.35	-	-
Si	0.8	-	0.53
B	-	29.74	-
V	-	-	12.31
Cl	-	-	0.28
Al	-	-	0.45

## 2.2 渗层物相分析

为进一步确定渗层的显微结构，利用 XRD 技术鉴定渗层中物相结构，如图 4 所示。



注： $\theta$  为衍射角，(°)。  
Note:  $\theta$  is angle of deviation, (°).

图 4 不同渗层 X-射线衍射图谱

Fig.4 XRD pattern of different layers

对 2Cr13 渗硼层 XRD 图谱分析，可明显观察到  $\text{Fe}_3\text{B}$  相、 $\text{Fe}_2\text{B}$  相和  $\text{FeB}$  相。渗硼中，硼与钢铁中的奥氏体溶解度很小，在固溶饱和之后，硼元素很快与 Fe 元素结合形成  $\text{Fe}_3\text{B}$ 、 $\text{Fe}_2\text{B}$ ，当硼元素浓度足够高时，则形成  $\text{FeB}$  相。其中， $\text{FeB}$  相主要沿着 (022)、(220) 晶向生长，而  $\text{Fe}_2\text{B}$  沿 (002) 与 (330) 晶向生长。渗钒层 XRD 图谱则主要由碳化钒相组成，伴随少量 Fe 基底峰。其中少

量 Fe 峰的出现是由于渗钒层较薄而带来的基底信号。碳化钒生长晶向包含 (111)、(200)、(220)、(311)、(222), 其中 (111)、(200)、(220) 3 个晶向强度较高, 说明这 3 个晶向晶体比例高。同时需要指出的是, V 原子向内扩散较慢, 因此在扩散过程中, 基体内部不同位置存在明显 V 浓度差异, C 原子则反向扩散, 也存在一定浓度梯度, 因而在 V 原子与 C 原子结合过程中, 不同区域不同的碳钒比将得到不同的成分, 其中主要是  $V_6C_5$  和  $V_8C_7$  等相, 本文统一用  $VC_x$  表示。

### 2.3 渗层力学性能

表 2 所示为处理后基体与渗层显微硬度。不锈钢基体经过扩散渗处理以及后续淬火、回火处理之后, 基体硬度大幅提升, 达到 566.3 HV, 相对于未处理试样的 250 HV<sup>[26]</sup>有显著升高, 基体硬度值升高主要是因为基体显微组织转变。在处理之后, 基体组织主要由马氏体与铁素体组成, 并且存在大量的  $M_{23}C_6$  碳化物均匀弥散分布, 马氏体相对于原有铁素体 C 固溶度较高, 带来晶格畸变硬化, 同时, 弥散碳化物具有阻碍位错运动功能, 从而实现第二相强化。在晶格畸变硬化与弥散强化的作用下, 基体硬度得到大幅度提升。渗硼层由大量硼铁化合物组成, 其硬度值达到 1 554.6 HV, 而由  $VC_x$  组成的渗钒层硬度值为 1 037 HV。文献表明, 316 不锈钢渗钒层硬度渗硼层中高密度的  $FeB_x$  金属间化合物的存在大幅度提升涂层的硬度, 而渗钒层硬度与含 Cr 7.5% 的 LD 钢渗钒处理 2 h 左右硬度值相近<sup>[27]</sup>, 远低于其他钢渗钒层硬度。渗钒层的低硬度主要原因在于高硬度  $VC_x$  密度较小, 渗钒层硬度取决于第二相强化, 当高硬度金属间化合物密度不足, 渗层硬度较低。渗层中  $VC_x$  形成需要经历 2 个过程: 首先, V 元素经表面扩散到基体中, 然后, 扩散到基体中的 V 与基体中的 C 结合。2Cr13 不锈钢基体 Cr 化学成分在 12%~14% 之间, Cr 元素会大幅度降低不锈钢基体组织中的碳活度, 而基体中的元素扩散速率与碳活度平方成正比关系, 因此 V 元素在不锈钢中扩散较为缓慢, 此外, V 原子尺寸较大, 一定程度决定扩散速度较低<sup>[28]</sup>。SEM 观察中渗钒层的厚度仅为 5  $\mu m$ , V 元素浓度为 12.3%。高比例 Cr 对  $VC_x$  形成的第二步也具有重

要影响, 因为 Cr 元素本身也是强碳化物形成元素, 当基体温度升高之后, Cr 将会与周围 C 发生结合, 形成大量  $Cr_{23}C_6$  碳化物颗粒 (如图 2b 所示), 消耗表面渗钒层中游离 C 浓度, 降低基体中 C 元素与 V 的结合概率。可见, Cr 元素降低 V 扩散速率以及 V 与 C 结合速率, 导致  $VC_x$  碳化物浓度较低, 造成渗钒层硬度较低。

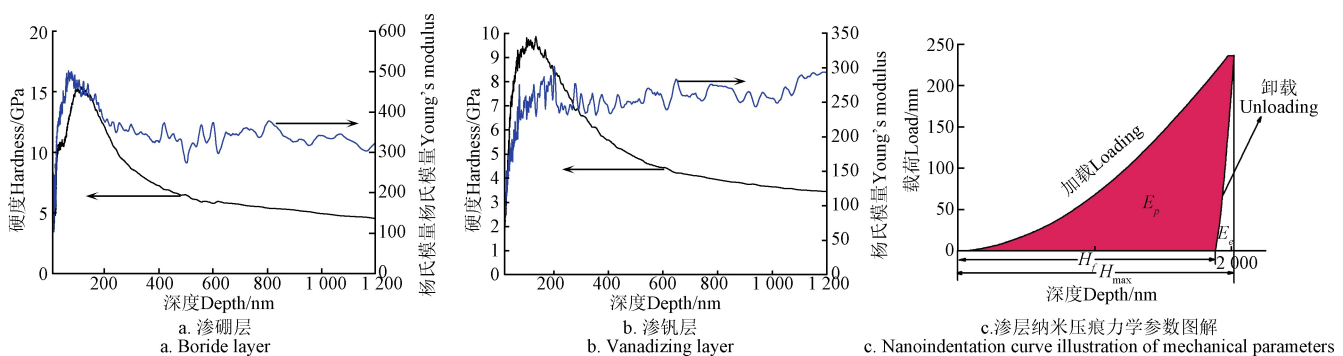
表 2 2Cr13 不锈钢基体、渗 B 及渗 V 层显微硬度  
Table 2 Micro-hardness of boride layer and vanadizing layer

项目 Item	不锈钢 Stainless	渗 V 层 Vanadizing layer	渗 B 层 Boride layer
显微硬度 Microhardness/HV	566.3±30	1 037±80	1 554.6±60

为进一步表征涂层力学性能, 采用纳米压痕技术测定涂层杨氏模量与纳米硬度, 并通过加载卸载曲线, 获得涂层塑性变形能力。纳米压痕曲线如图 5 所示, 对纳米压痕曲线进行数据处理, 获得纳米压痕力学参数如表 3 所示。其中  $H$ 、 $E$  分别为涂层纳米硬度与杨氏模量, 本文采用连续压入模型。涂层硬度先随着压入深度增加而增大, 达到一个平台值之后逐渐下降, 通常取稳定平台值为涂层硬度值。前期较低值是由于表面粗糙度效应影响, 后期下降则是基底软化效应的体现。渗硼层硬度为 15.38 GPa, 而渗钒层硬度为 9.86 GPa, 这一数据与显微硬度数值相当, 验证数据准确性。表 3 中  $H/E$  比值为抵抗塑性变形能力指标,  $H_{max}$  与  $H_f$  为最大压入深度与卸载残留深度,  $W_e$  为弹性回复能力指标, 其计算如下:

$$W_e = \left(1 - \frac{H_f}{H_{max}}\right) \times 100\% \quad (1)$$

能量耗散系数  $K_d = E_p/E_t$ ,  $E_p$  为塑性变形能, J;  $E_e$  弹性变形能, J;  $E_t$  为总变形能  $E_t = E_p + E_e$ <sup>[29]</sup>, J。渗硼层与渗钒层杨氏模量分别为 501.8 与 301.7 GPa, 其  $H/E$  值为 0.03 与 0.033,  $K_d$  值分别为 0.89 与 0.9, 表明渗钒涂层抵抗塑性变形能力较好, 屈服强度更高, 而渗硼层  $W_e$  值更大, 具有较好弹性回复能力, 相对脆性大。渗钒层具有更好抵抗变性能与更高屈服强度, 而渗硼层脆性较大, 可见, 热扩散渗钒更适合作为破壳刀卷刃改善工艺。



注:  $E_p$ 、 $E_e$ 、 $H_f$ 、 $H_{max}$  分别为塑性变形能 (J)、弹性变形能 (J)、卸载残留深度 (mm)、最大压入深度 (mm), 下同。

Note:  $E_p$ 、 $E_e$ 、 $H_f$ 、 $H_{max}$  are plastic deformation energy (J), elastic deformation energy (J), unloading residual depth (mm), maximum indentation depth (mm), the same below.

图 5 2 种渗层纳米压痕测试曲线

Fig.5 Nano-indentation test results of two layers

表 3 渗 B 层和渗 V 层纳米压痕力学参数  
Table 3 Nanoindentation parameters of boride layer and vanadizing layer

样本 Specimen	H/GPa	E/GPa	H/E	H <sub>max</sub> /nm	H <sub>f</sub> /nm	W <sub>d</sub> /%	K <sub>d</sub> /%
渗 V 层 Vanadizing layer	9.86±0.2	301.7±5	0.033±0.003	2 000±3	1 870±3	6.5±0.4	90±1
渗 B 层 Boride layer	15.38±0.2	501.8±6	0.030±0.002	1 962±2	1 793±4	8.6±0.3	89±2

注：H、E、K<sub>d</sub>分别为涂层纳米硬度(GPa)、杨氏模量、能量耗散系数。  
Note: H, E, K<sub>d</sub> are nano hardness(GPa), Young's modulus and energy dissipation coefficient of the coating.

2.4 涂层摩擦与磨损试验

图 6 为 2Cr13 经过渗 V 和渗 B 后的摩擦曲线。摩擦曲线均呈现先增大后下降，然后稳定趋势。渗 V 涂层在 5 min 左右达到最大值，随后降低，在 7 min 左右达到稳定磨损阶段（磨损率保持基本不变）。渗硼层摩擦系数最大值出现在 12 min 左右，而稳定状态则出现在第 15 min。摩擦初期，摩擦系数增大是接触稳定的过程中氮化硅磨球与渗层表面接触面积逐渐增大引起，而渗硼层硬度较高，接触过程中表面抵抗变能力较强，接触表面的凸峰更难实现变形，达到稳定接触更难，因此从摩擦曲线可见，渗硼层达到稳定摩擦前的时间更长。在达到稳定接触之后，表面凸峰摩擦留下的磨屑被摩擦过程均匀分布，带来一定的粗糙度下降，摩擦系数因此逐渐下降。然后随着，摩擦过程进行，接触面积稳定，且磨屑分布稳定，摩擦达到平稳状态。2Cr13 渗硼层与渗钒层摩擦系数在稳定阶段分别为 0.68 与 0.50，渗钒层相对未经处理的 2Cr13 摩擦系数明显下降。图 6b 为样品磨痕轮廓，根据曲线突变宽度深度，其中未处理不锈钢磨痕截面较深，且宽度较大，而渗 B 以及渗 V 样品磨痕相对窄而浅。未处理不锈钢、渗 B 以及渗 V 样品磨痕深度分别为 7.96、2.1、2.21 μm，磨痕截面面积分别为 3 688、138、

508 μm<sup>2</sup>。表明同样摩擦条件下，渗层能大幅度减小不锈钢磨损量，其中渗 B 样品磨损量仅为未处理不锈钢样品的 3.7%。此外，采用多次摩擦测磨损质量的方法测得未处理不锈钢、渗 B 以及渗 V 样品单次磨损质量损失依次为 1、0.005、0.01 mg。磨损质量损失与磨损体积损失变化趋势一致，而比例不同，其原因在于不同样品表面元素密度差异。从磨损角度来看，涂层在化学处理之后，硬度均实现大幅度升高，依据文献报道，不锈钢相互之间磨损主要以黏着磨损与微动磨损为主，而微动磨损主要过程则是塑性变形与黏着<sup>[30]</sup>。黏着磨损定量计算公式<sup>[31]</sup>表明黏着磨损量：

$$v = k\beta \frac{wl}{H} \tag{2}$$

式中 k 与 β 为材料表面相关系数，W、L 为载荷 (N) 与滑动距离 (mm)，H 为材料硬度 (N/mm<sup>2</sup>)，可见磨损体积与材料硬度为反比关系，扩散渗处理可降低破壳刀片磨损速率。渗硼层虽有较高摩擦系数，但是其高硬度带来最小的磨损量，且涂层厚度为渗钒层 3 倍，因而其耐磨性能更好，纳米压痕结果表明其韧性较差，因此不适合作为刀刃处理工艺，更适合用于对破壳刀刀面部分进行处理。

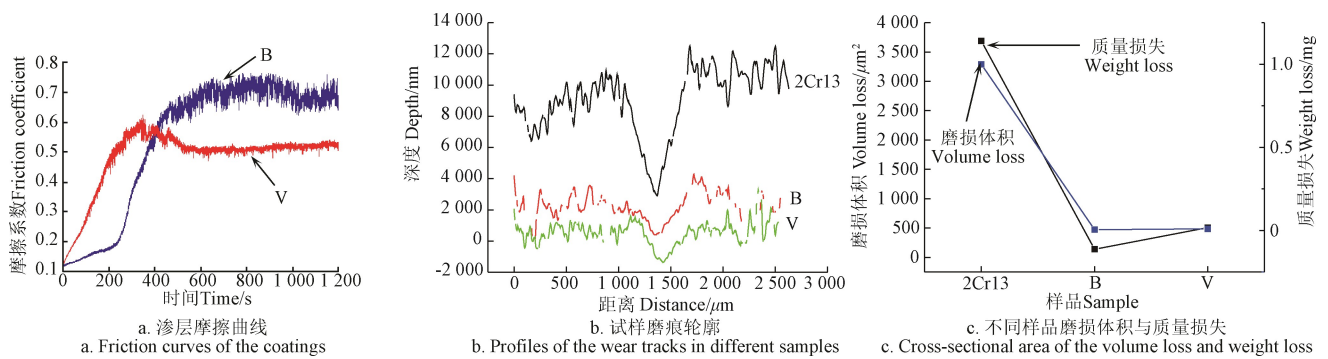


图 6 不同样品摩擦磨损结果  
Fig.6 Friction and wear results of different samples

3 结论

为解决高效打蛋机破壳刀片卷刃与磨损问题，本文采用热扩散渗钒与渗硼技术对 2Cr13 破壳刀片进行处理，分析渗层显微组织、微观力学与摩擦性能，得到如下结论：

1) 处理后形成渗硼层与渗钒层厚度为 14.8 与 5.2 μm，渗硼层主要由 Fe<sub>3</sub>B 相、Fe<sub>2</sub>B 相和 FeB 组成，渗钒层主要由 VC<sub>x</sub> 相构成，其中渗硼层 B 元素比例远高于渗钒层中

的 V 元素。

2) 化学处理后，基体由于热处理生成的马氏体与大量弥散 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 碳化物出现硬度升高。渗硼层硬度达到 15.38 GPa，渗钒层硬度为 9.86 GPa，渗钒层抵抗塑性变能力更好，渗硼层脆性更大。

3) 渗硼与渗钒处理后，表面摩擦系数分别为 0.68 与 0.56，渗钒层摩擦系数较低，而磨损测试表明渗硼渗钒均能大幅度减小磨损量，其中渗硼层磨损体积仅为未处理不锈钢的 3.7%，同时磨损质量损失更小，渗硼处理由于

表面高硬度的原因, 抵抗黏着磨损性能更好, 同时  $15\mu\text{m}$  厚度保证刀片磨损寿命。

综上所述, 渗硼涂层具有更高硬度与厚度, 但脆性较大, 应用时需避开冲击载荷作用, 适合对破壳刀刃刃以外磨损部位进行改性, 而渗钒层具有更好地抗塑性变形能力, 适合用于改善刀片刃口卷刃。该研究可为加工设备刀片研究提供科学方法与技术参考。

#### [参 考 文 献]

- [1] Lo K H, Shek C H, Lai J K L. Recent developments in stainless steels[J]. *Materials Science & Engineering R: Reports*, 2009, 65(4/5/6): 39-104.
- [2] 王福. 关于食品机械设计中不锈钢牌号的选型问题[J]. *食品与发酵工业*, 1979(6): 42-49.
- [3] Min Z, Lu H. Stainless steel archwires friction after heat treatment[J]. *Journal of Clinical Rehabilitative Tissue Engineering Research*, 2010, 14(12): 2183-2186.
- [4] 陈礼斌, 高永春. 不锈钢技术及其发展[J]. *河北冶金*, 2011(3): 7-14.  
Chen Libin, Gao Yongchun. Stainless steel technique and its development[J]. *Hebei Metallurgy*, 2011(3): 7-14. (in Chinese with English abstract)
- [5] Xia Y, Hu J, Zhou F, et al. Friction and wear behavior of plasma nitrided 1Cr18Ni9Ti austenitic stainless steel under lubrication condition[J]. *Materials Science And Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure And Processing*, 2005, 402(1/2): 135-141.
- [6] 黄店升. 链式打蛋机反求设计与样机试验[D]. 武汉: 华中农业大学, 2015.  
Huang Diansheng. Chain Eggs Beater Reverse Design and Prototype Testing[D]. Wuhan: Huazhong Agricultural University, 2015. (in Chinese with English abstract)
- [7] 周媛, 陈中, 杨严俊. 高压脉冲电场对全蛋液杀菌的研究[J]. *食品与发酵工业*, 2006(5): 36-38.
- [8] 张万铭, 封承明, 马腾, 等. 2Cr13 不锈钢小孔腐蚀敏感位置的研究[J]. *中国腐蚀与防护学报*, 1981(1): 5-13, 77-82.  
Zhang Wanming, Feng Chengming, Ma Teng, et al. A study of susceptible sites for pitting of 2Cr13 stainless steel[J]. *Journal of Chinese Society of Corrosion and Protection*, 1981(1): 5-13, 77-82. (in Chinese with English abstract)
- [9] Isfahany A N, Saghafian H, Borhani G. The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI420 martensitic stainless steel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(9): 3931-3936.
- [10] Candelária A F, Pinedo C E. Influence of the heat treatment on the corrosion resistance of the martensitic stainless steel type AISI 420[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 2003, 22(16): 1151-1153.
- [11] Bonagani S K, Bathula V, Kain V. Influence of tempering treatment on microstructure and pitting corrosion of 13wt.% Cr martensitic stainless steel[J]. *Corrosion Science*, 2018, 131: 340-354.
- [12] 特殊钢表面处理技术及发展动向[N]. *世界金属导报*, 2018-11-27(B15).
- [13] 李莹, 杨吉春, 何耀宇, 等. 氮对 2Cr13 马氏体不锈钢耐蚀性能的影响[J]. *内蒙古科技大学学报*, 2017, 36(1): 9-12.  
Li Kun, Yang Jichun, He Yaoyu, et al. Effect of nitrogen on corrosion resistance of 2Cr13 martensitic stainless steel[J]. *Journal of Inner Mongolia University of Science and Technology*, 2017, 36(1): 9-12. (in Chinese with English abstract)
- [14] Menthe E, Bulak A, Olfe J, et al. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasmanitriding[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2000(133/134): 259-263.
- [15] Bhagga Fazluddin S, Koursaris A, Ringas C, et al. Corrosion behavior of vanadium carbide coating produced by a thermal diffusion process[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 1995, 10(2): 159-169.
- [16] 刘秀娟, 王华昌. 不同基体材料 TD 法盐浴渗钒层的组织及硬度[J]. *材料热处理学报*, 2010, 1: 161-165.  
Liu Xiujuan, Wang Huachang. Microstructure and hardness of vanadium carbide coatings Prepared by thermal diffusion process on different steel substrate[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2010, 1: 161-165. (in Chinese with English abstract)
- [17] 王峰. 2Cr13 不锈钢表面改性层抗氧化性能与耐磨性能的研究[D]. 太原: 太原理工大学, 2010.  
Wang Feng. High-Temperature Oxidation and Wear Resistances of Zr Modified Layers Formed on 2Cr13 Stainless Steel[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2010. (in Chinese with English abstract)
- [18] Chicco B, Borbidge W E, Summerville E. Experimental study of vanadium carbide and carbonitride coatings[J]. *Materials Science & Engineering A*, 1999, 266(1): 62-72.
- [19] 尹研. 316 不锈钢表面等离子渗 B、Mo-B 共渗及其摩擦磨损性能的研究[D]. 太原: 太原理工大学, 2015.  
Yin Yan. Study On Tribological Properties of Plasma Borided and Mo-B Surface Alloyed 316 Stainless Steels[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2010. (in Chinese with English abstract)
- [20] İlyas Türkmen, Emre Yalamaç, Mourad Keddam. Investigation of tribological behaviour and diffusion model of Fe2B layer formed by pack-boriding on SAE 1020 steel[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 377: 1-12.
- [21] Dubey J S, Vadekar S A, Chakravatry J K. Elevated temperature fracture toughness of AISI 403 martensitic stainless steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1998, 254(2/3): 271-274.
- [22] 曹三书, 孙雪辉. 2Cr13 钢的调质处理[J]. *热处理*, 2010, 1: 67-69.  
Cao Sanshu, Sun Xuehui. Quenching and tempering for 2Cr13 steel[J]. *Heat Treatment*, 2010, 1: 67-69. (in Chinese with English abstract)
- [23] Aghaie-Khafri M, Fazlalipour F. Vanadium carbide coatings on die steel deposited by the thermo-reactive diffusion technique[J]. *Journal of the Physics and Chemistry of Solids*, 2008, 69(10): 2465-2470.
- [24] Dejun K, Jinchun W, Haoyuan G, et al. XPS and EDS analysis of VC coatings prepared by TD process[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(2): 297-302.

- [25] 刘磊, 林玲, 赵生发. 稀土钒共渗工艺的应用研究[J]. 热加工工艺, 1994, 3: 32-34.
- [26] 黄朝军, 梁文萍, 缪强, 等. 2Cr13 不锈钢的硼碳共渗及其摩擦学性能[J]. 热处理, 2019, 6: 1-9.  
Huang Chaojun, Liang Wenping, Miao Qiang, et al. Borocarburing and resulting tribological property for 2cr13 stainless steel[J]. Heat Treatment, 2019, 6: 1-9. (in Chinese with English abstract)
- [27] 王伟, 罗军明, 黄俊. LD 钢 TD 盐浴渗钒组织和性能研究[J]. 热加工工艺, 2016, 45(16): 145-148.  
Wan Wei, Luo Junming, Huang Jun. Study on microstructure and properties of LD steel by TD salt-bath vanadizing[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(16): 145-148. (in Chinese with English abstract)
- [28] 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.
- [29] Recco A A C, Viáfara C C, Sinatora A, et al. Energy dissipation in depth-sensing indentation as a characteristic of the nanoscratch behavior of coatings[J]. Wear, 2009, 267(5): 1146-1152.
- [30] 张志锋. 驱动机构用高强高韧马氏体不锈钢耐磨性能研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2018.  
Zhang Zhifeng. Wear Resistance of High Strength and High Toughness Martensitic Stainless Steel for Driving Mechanism[D]. Qinhuangdao: Yansan University, 2018. (in Chinese with English abstract)
- [31] 刘正林. 摩擦学原理[M]. 北京: 高等教育出版社, 2009: 113-114.

## Changes in the microstructure and properties of the egg-break blade after boronisation and vanadizing

Wan Qiang, Zhu Fangtao, Liu Xiaofeng, Wei Min, Wang Shucui, Meng Liang, Wang Peng, Dong Wanjiang

(College of Engineering, Huazhong Agricultural University, Wuhan 430070, China)

**Abstract:** Egg-break blade is a key component in a high-efficiency egg separator. Two failures of egg-break blade usually occurred in the turning of cutting edge and blade wear. The strategy to prolong the lifetime of egg-break blade is to increase the hardness without too much sacrifice of toughness. In this study, the boriding and thermal diffused vanadizing were applied to a blade stainless steel of 2Cr13, thereby to achieve an excellent wear resistance. The microstructure, mechanical properties, and wear behaviors of the layers were investigated after the treatment. A scanning electric microscopy (SEM) equipped with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) was employed to observe the thickness, microstructure, and chemical composition from the cross section of the layers. The crystal structure was detected by X-ray diffraction (XRD) from the top surface. The results suggested that the boride and vanadizing layers were successfully fabricated on the surface of 2Cr13 stainless steel, showing excellent adhesion with the substrate. The thicknesses of boride and vanadizing layer were 15  $\mu\text{m}$  and 5  $\mu\text{m}$ , respectively. The much thinner vanadizing layer was related to the larger diameter of atom, resulting in a sluggish diffusion. It can also be confirmed by the content of B and V in the corresponding layer. There was nearly 30% B in the boride layer, while, only 12.3% V content in the vanadizing layer. According to XRD patterns, the boride layer consisted of FeB, Fe<sub>2</sub>B, Fe<sub>3</sub>B, while, the vanadizing layer mainly consisted of VC<sub>x</sub> carbides. The borides and carbides formed via the diffusion and reaction with the interior elements of the substrate. The micro-hardness of coating and substrate can be measured from the surface with a load of 0.49 N. The hardness of boride layer and vanadizing layer were 1 554 and 1 037 HV, respectively, which were three and 2-3 times higher than that of the treated stainless steel. The high hardness can be attributed to the formation of borides and carbides after the treatment. The relatively low hardness in the vanadizing layer can be related to the low content of VC<sub>x</sub>. Nano-indentation test was carried out to further determine the mechanical properties, including the nano-hardness, elastic recovery ability ( $W_e$ ) and energy dissipation coefficient ( $K_d$ ). The nano-hardness of diffusion layers was like the results of micro-hardness. The boride layer presented a higher elastic recovery ability than the vanadizing layer, whereas, the vanadizing layer showed the better performance of plastic deformation. In friction test, the results demonstrated that the coefficient of friction (COF) in the vanadizing layer was relatively lower of 0.5, compared with the boride layer, where the COF was about 0.68. Nevertheless, the boride layer presented a lower wear rate under non-impact load, indicating better wear resistance due to its higher hardness. Taking the thickness and mechanical properties into account, the vanadizing layer with better performance of plastic deformation can be a potential application to protect the cutting edge from turning, whereas, the boride layer with higher hardness can be a candidate to improve the wear resistance of blade body served under a stable load.

**Keywords:** microcosmic; physical and chemical properties; friction coefficient; egg-breaking blade; boronizing; vanadizing; micro-mechanical properties