

文章编号: 1000-5862(2019)04-0382-06

# M<sub>2</sub> 高速钢渗氮-PVD 复合涂层微观结构及力学性能分析

尧登灿<sup>1</sup>, 张道达<sup>1</sup>, 孟显娜<sup>2</sup>

(1. 江西省机械科学研究所, 江西 南昌 330002; 2. 华南理工大学机械与汽车学院, 广东 广州 510641)

**摘要:** 针对锌挤压成型对模具提出抗粘接、抗重载摩擦磨损和长寿命的苛刻要求, 该文提出了渗氮 + PVD 复合涂层解决方案。通过对比研究各种涂层微观结构和力学性能, 以及涂层模具使用寿命等数据得出: AlCrN 涂层由 fcc-AlCrN 固溶体组成, 且渗氮预处理促进了(111)<sub>AlCrN</sub> 择优取向的形成。渗氮层及 AlCrN/渗氮层界面元素扩散改善了 AlCrN 层结合力, 提高了 AlCrN 层承载能力。高的结合力及承载能力使得渗氮-AlCrN 复合涂层具有更低的摩擦系数。渗氮-AlCrN 复合涂层磨损机理是氧化和粘附磨损, 而 AlCrN 涂层磨损机理为氧化、粘附、断裂和剥落。复合涂层模具的使用寿命比 AlCrN 涂层模具和渗氮模具的使用寿命更高。

**关键词:** M<sub>2</sub> 高速钢; 离子渗氮; AlCrN; 渗氮-AlCrN 复合涂层

**中图分类号:** TG 156.8    **文献标志码:** A    **DOI:** 10.16357/j.cnki.issn1000-5862.2019.04.09

## 0 引言

M<sub>2</sub>(W<sub>6</sub>Mo<sub>5</sub>Cr<sub>4</sub>V<sub>2</sub>) 高速钢兼有 W 系和 Mo 系高速钢的优点, 近年来获得了广泛应用。如锌锰电池锌筒挤压凸模, 多采用“M<sub>2</sub> 高速钢淬火 + 多次回火 + 表面氮化”制造。近年来, 随着锌锰电池无汞无铅无镉化, 电池锌筒壁厚和底厚越来越薄, 表面质量要求越来越高, 挤压凸模承受高速重载和剧烈摩擦磨损, 使用寿命满足不了要求<sup>[1]</sup>。为此, 通过“渗氮 + PVD 复合涂层强化”提高挤压凸模表面硬度及耐磨性, 从而大幅度提高使用寿命和锌筒产品质量, 降低模具费用。

渗氮和物理气相沉积(PVD) 能够有效地提高模具性能和使用寿命。模具表面渗氮处理后可以提高其表面硬度、承载能力、耐磨性, 但摩擦系数较高(约为 0.7), 且渗氮层与锌亲和力较高, 抗粘着磨损效果欠佳, 对提高模具寿命和性能作用有限。通过控制涂层成分和工艺, PVD 涂层硬度可达 20 ~ 50 GPa, 且有较高的化学稳定性和低摩擦系数, 能够提高模具性能和寿命<sup>[1-2]</sup>。但 M<sub>2</sub> 高速钢基体和 PVD 涂层间

硬度和弹性模量差异较大, 膜-基界面处容易应力集中, 导致涂层过早剥落失效, 影响模具的性能和使用寿命。渗氮/PVD 氮化物复合涂层通过渗氮层提高基体表面的承载能力, 改善硬质膜与基体的结合力, 发挥 PVD 涂层的作用, 使复合涂层具有优于渗氮层和 PVD 涂层的耐磨损性<sup>[2-3]</sup>。尽管如此, 上述渗氮-PVD 复合涂层工艺主要用于热作模具钢和冷作模具钢表面强化处理, 在高速钢模具上的应用基础研究较少<sup>[4]</sup>。

渗氮高速钢模具已经被广泛用作锌锰电池锌筒挤压模具, 但高速钢模具中存在大量的合金氮-碳化物增强相, 在挤压成型时, 这些增强相相对电池锌筒表面产生强剪切作用, 导致电池外壳发生不均匀塑性变形或表面形成大量的犁沟。渗氮-PVD 复合涂层技术对于解决上述难题提供了有效研究方案, 但渗氮层组织结构需要进行精确控制和设计。因为不合理渗氮工艺会导致高速钢表面形成一定厚度的化合物层, 而化合物层在 PVD 涂层沉积时受热分解成低硬度的黑色组织(主要由  $\alpha$ -Fe 相组成), 氮原子在膜-基界面处偏聚和富集形成微孔, 影响涂层界面结合和使用<sup>[4-5]</sup>。因此, 如何设计渗氮工艺, 控制高速钢

收稿日期: 2018-06-05

基金项目: 国家自然科学基金(51641101), 江西省重点研发计划(20161BBE50064, 20171BBH80011), 江西省教育厅课题(GJJ161465), 安徽省教育厅重点课题(KJ2015A039)和安徽省自然科学基金(1608085QE102)资助项目。

作者简介: 尧登灿(1965-), 男, 四川高岳人, 高级工程师, 主要从事材料表面强化处理及材料加工工艺研究。E-mail: 2685436626@qq.com

渗氮层组织结构,使其获得良好的应力分布和稳定界面的渗氮-PVD 复合涂层是十分重要的。

## 1 实验材料及方法

### 1.1 实验样品制备

商用  $M_2$  高速钢,经常规热处理后(1 220 ~ 1 240 °C 淬火+3 次 530 ~ 540 °C 高温回火),基体硬度达 63 HRC,经机械抛光处理,使其表面粗糙度小于 0.1  $\mu\text{m}$ ,然后线切割成 12 mm × 12 mm × 3 mm 的试样片。根据多年离子氮化的实践经验和电池锌筒挤压凸模的使用效果,按照 0.06 ~ 0.08 mm 的氮化层深度<sup>[1]</sup>,合理制定离子氮化工艺。渗氮设备为 LD-MC-400AZ 全自动脉冲离子渗氮炉。渗氮工业:氮化温度 530 °C,保温 4 h,炉内气压 180 Pa。氮化的样品进行精细抛光处理,使其表面粗糙度达到 0.05  $\mu\text{m}$ 。将超声清洗和吹干的试样放入到北京丹普 AS700DTXBE 型离子镀膜设备转架,腔体内壁有 3 列对称平行分布的弧靶,每列 4 个。靶材分别为纯金属 Cr 靶和 AlCr 靶(70% Al 和 30% Cr)。选用高纯 Ar 为保护气体,高纯  $N_2$  为工作气体。在镀膜时试样架转速为 3 rpm,沉积温度为 450 °C,抽真空到  $1.0 \times 10^{-2}$  Pa。在镀膜前,在 -900 V 负偏压下通入氩气对试样进行离子刻蚀 20 min,随后通入  $N_2$  进行沉积。在沉积过程中先开启 Cr 靶,沉积 CrN 打底,沉积时间为 4 min;再开启 AlCr 靶沉积 AlCrN 涂层,沉积时间为 180 min。

### 1.2 结构表征及力学性能测试

利用 D8 advance 型多晶 X-射线衍射仪对薄膜进行物相分析,具体参数为:Cu 靶,电压为 50 kV,电流为 150 mA,扫描范围为  $30^\circ \sim 70^\circ (2\theta)$ ,步长为  $0.02^\circ$ ,步长时间为 0.5 s;利用 FEI-NANO SEM430 型场发射扫描电镜对薄膜的横截面进行观察,并利用能谱仪对薄膜表面和横截面成分进行分析。

(i) 利用 MTS Nanoindenter XP 型纳米压痕仪测量薄膜样品的显微硬度;(ii) 利用洛氏硬度计在 150 kg (1 470 N) 载荷下对试样片进行加载,卸载后在光学显微镜下观察压痕周围薄膜的剥落情况,对薄膜结合强度进行定性分析;(iii) 采用 HT-3001 划痕仪对实验涂层的结合力进行定量分析,测试条件分别为载荷 0 ~ 100 N 和加载速度  $15 \text{ N} \cdot \text{min}^{-1}$ 。同时,利用声发射信号传感器探测划痕仪加载过程中涂层裂纹形核与扩展时声发射信号特征。然后采用金相显微镜对划痕进行观察。HT-2001 POD 销盘摩擦磨损仪用来测试薄膜在室温下的摩擦性能,测试条件为转速  $637 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 、载荷 10 N、测试时间 3 600 s。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 物相和微结构表征

如图 1 所示,经常规热处理后的高速钢物相主要由  $\alpha\text{-Fe}$  和  $M_7C_3$  (合金碳化物,  $M = \text{Fe}, \text{Cr}, \text{W}$  等元素) 组成。AlCrN 涂层由面心立方结构的 fcc-AlCrN 组成,不含六方结构的 hcp-AlN 相。根据文献 [5-6],当在 fcc-CrN 相中 Al 的固溶度  $\leq 75\%$  时,涂层物相由 fcc-AlCrN 组成;当 Al 的固溶度  $> 75\%$  时,涂层物相由 fcc-AlCrN 和 hcp-AlN 相组成。EDS 分析测试表明,AlCrN 涂层中含有 36.71% Al、19.93% Cr 和 45.36% N,Al 在 CrN 晶格中的固溶度约为 65%,低于 Al 在 fcc-CrN 中的极限固溶度。结果表明,AlCrN 涂层仅由 fcc-AlCrN 固溶体组成,并不存在 hcp-AlN 相。氮化-AlCrN 复合涂层主要由 fcc-AlCrN、 $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  相和  $\alpha\text{-Fe}$  相组成,并不存在  $M_7C_3$  相。由于 X-射线具有强的穿透能力(约 10  $\mu\text{m}$ ),因此,涂层中存在一定量的  $\alpha\text{-Fe}$  相和  $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  相。 $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  相晶体结构与 fcc-AlCrN 相同,晶格常数接近。 $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  相作为 fcc-AlCrN 相异质形核点,提高渗氮层与 AlCrN 层的结合力<sup>[7]</sup>。仔细观察发现,渗氮-AlCrN 复合涂层 XRD 图谱中并没有观察到  $M_7C_3$  相衍射峰。在高合金钢渗氮层中,由于氮原子固溶到  $M_7C_3$  相,导致其热稳定性降低,最终发生分解,释放出来的碳原子沿晶界相基体内部扩散,在晶界处形成大量的晶界析出相,这些晶界析出相通常由  $M_7C_3$  相组成<sup>[8]</sup>。此外,渗氮-AlCrN 复合涂层存在明显的  $(111)_{\text{AlCrN}}$  择优取向,而  $(111)$  晶面是 fcc-AlCrN 固溶的密排面,将有助于提高 AlCrN 硬质膜的韧性。

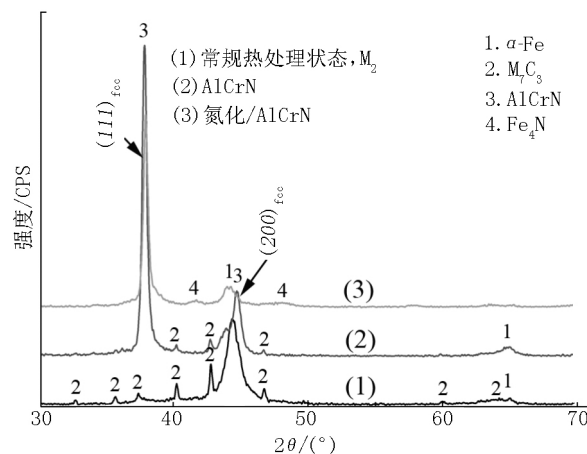
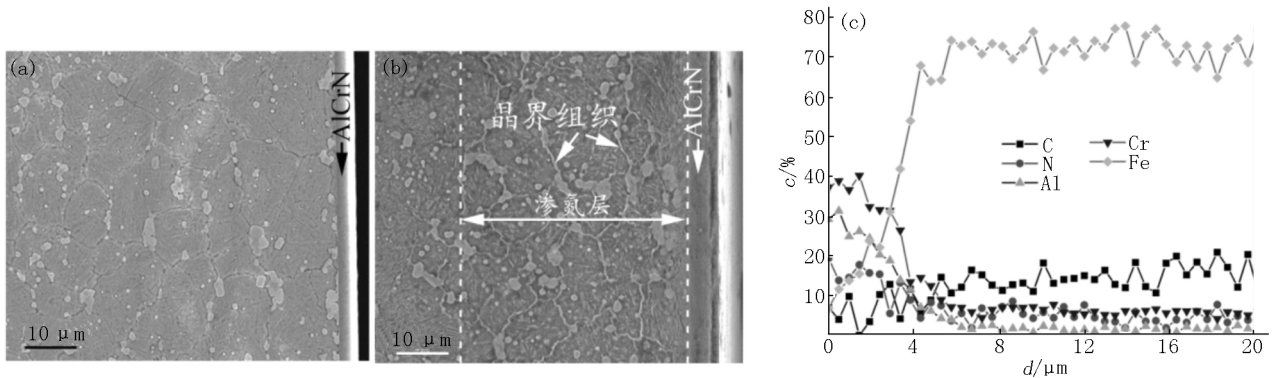


图1  $M_2$  高速钢常规热处理状态、AlCrN 涂层和渗氮-AlCrN 复合涂层 XRD 图谱

如图 2(a) 所示,经常规热处理后的高速钢主要由回火马氏体组织组成,晶界上析出了大量的颗粒状  $M_7C_3$  碳化物。AlCrN 涂层厚度约 3  $\mu\text{m}$ ,涂层与高

速钢基体界面结合良好,并没有出现明显的界面缺陷,例如孔洞等.如图 2(b)所示,渗氮层由扩散层组成,不含化合物层,其厚度约 50  $\mu\text{m}$ .此外,在渗氮层中存在一定量的  $\text{M}_7\text{C}_3$  晶界组织<sup>[8]</sup>.渗氮-AlCrN 复合涂层界面处 EDS 分析如图 2(c)所示,涂层与渗

氮层存在明显的界面扩散,这将有利于提高涂层与基体界面结合力,也提高复合涂层的抗冲击载荷能力.高的结合力及抗冲击载荷能力将有助于提高涂层在重载条件下的摩擦磨损性能<sup>[6]</sup>.



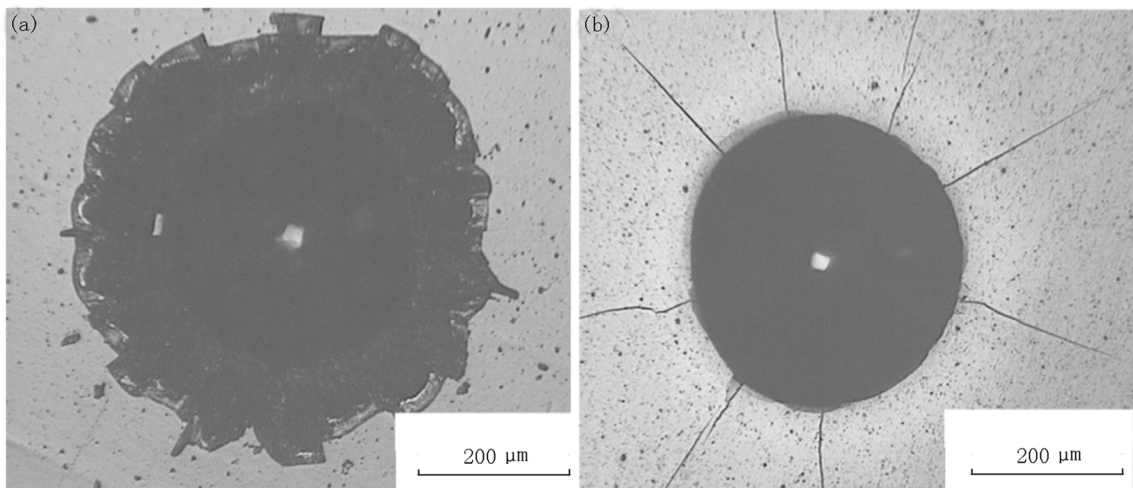
(a) AlCrN 涂层的 SEM 形貌图; (b) 渗氮-AlCrN 复合涂层的 SEM 形貌图; (c) 渗氮-AlCrN 复合涂层横截面 EDS 分析.

图 2  $\text{M}_2$  高速钢试样的横截面 SEM 形貌图及 EDS 分析

## 2.2 力学性能测试

涂层与基体的膜-基结合力是影响涂层工件使用寿命的一个重要力学性能.目前,结合力测试方法有定性的洛氏压痕法和定量的划痕法.图 3 为 200 倍光学显微镜下观察的 AlCrN 和渗氮-AlCrN 复合涂层在 150 kg 载荷下压痕的形貌图.由图 3 可看出,图 3(a)中 AlCrN 涂层的压痕轮廓粗糙,涂层出现明显剥落,图 3(b)中复合涂层压痕区仅出现少量剥落.这说明渗氮预处理明显提高 AlCrN 涂层与基体的膜-基结合力及抗载荷能力.由于  $\text{M}_2$  高速钢基体硬度与 AlCrN 涂层硬度相差甚远,在受外界载荷作用下,临近硬质涂层处的  $\text{M}_2$  高速钢基体优先发生

塑性变形,导致基体与 AlCrN 涂层界面出现应力集中,最终导致压痕周围出现大面积的涂层剥落.然而,复合涂层压痕周围出现了粗大的放射性裂纹.在渗氮层中,氮原子间隙固溶在 Fe 晶格中,其固溶强化,导致渗氮层硬度和强度增大,但韧性降低,同时渗氮呈现高的压应力.在洛氏压痕测试时,外界载荷与压应力交互作用,导致压痕周围区形成放射性裂纹,以释放压痕区应力<sup>[6-7]</sup>.同时,渗氮层较钢基体具有更高的硬度,因此其给表面的 AlCrN 涂层提供强有力支撑作用,改善钢与硬质涂层界面处应力分布,提高涂层的膜-基结合力和承载能力.



(a) AlCrN 涂层; (b) 渗氮-PVD 复合涂层.

图 3  $\text{M}_2$  高速钢表面洛氏压痕金相照片

利用在划痕仪测试过程中摩擦力斜率和声发射信号的变化特征,获得涂层与基体的结合力,并用金

相显微镜对划痕进行观察,进一步确定涂层与基体的结合力.根据划痕过程特征,划痕可以分为 3 个阶

段<sup>[6-8]</sup>:第1阶段,涂层开始出现裂纹,对应的临界点标记为  $L_{C_1}$ ;第2阶段,涂层开始出现剥落,对应临界点标记为  $L_{C_2}$ ;第3阶段,划痕压头直接与基体接触,对应临界点标记为  $L_{C_3}$ . 通常情况下,把  $L_{C_2}$  对应的载

荷值被定义为涂层与基体的结合力<sup>[8-11]</sup>. 图4为涂层划痕声发射信号特征(载荷)及划痕形貌像. AlCrN 硬质涂层与  $M_2$  高速钢基体结合力约为 52 N, 而渗氮-AlCrN 复合涂层的膜-基结合力约为 78 N.

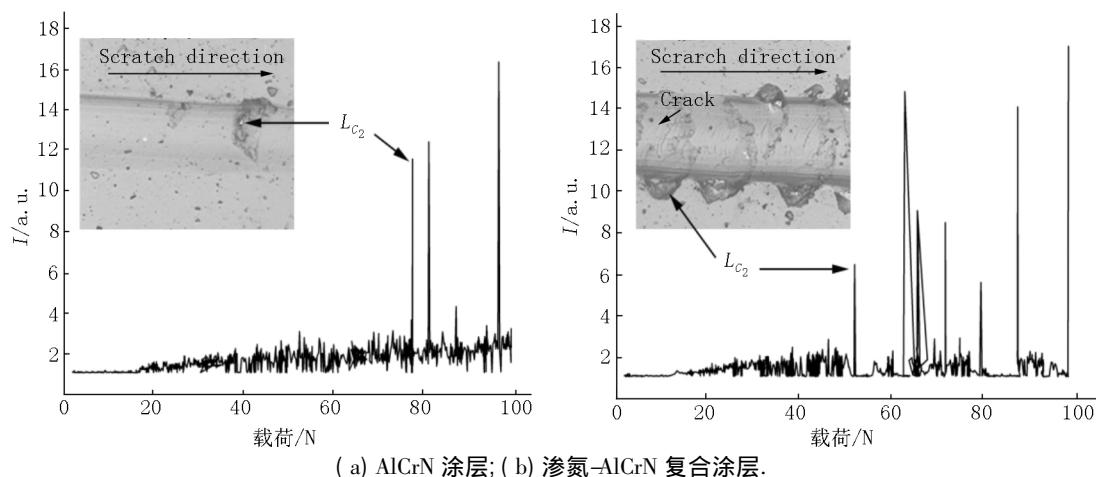


图4 涂层表面划痕的形貌像及声发射信号特征

涂层的摩擦磨损性能是影响涂层工件寿命重要的影响因素之一. 图5为 AlCrN 涂层和渗氮-AlCrN 复合涂层在 20 N 载荷下的滑动摩擦磨损曲线图. 如图5所示, AlCrN 涂层的摩擦系数可以分为3个阶段:第1阶段,600 s 之前的磨合阶段,涂层的摩擦系数随磨损实验的延长而快速增大;第2阶段,600 ~ 2 600 s 的稳定磨损阶段,涂层的摩擦系数基本上保存一个稳定值;第3阶段,2 600 ~ 3 600 s 的快速磨损阶段. 相比于 AlCrN 涂层,渗氮-AlCrN 复合涂层的摩擦系数仅分为2个阶段,即 300 s 之前的磨合阶段及 300 ~ 3 600 s 之间的稳定磨损阶段. 此外,在稳定磨损阶段,渗氮-AlCrN 复合涂层的摩擦系数小于 AlCrN 涂层的摩擦系数. 这2者之间的差异应该与磨痕表面形貌紧密相关.

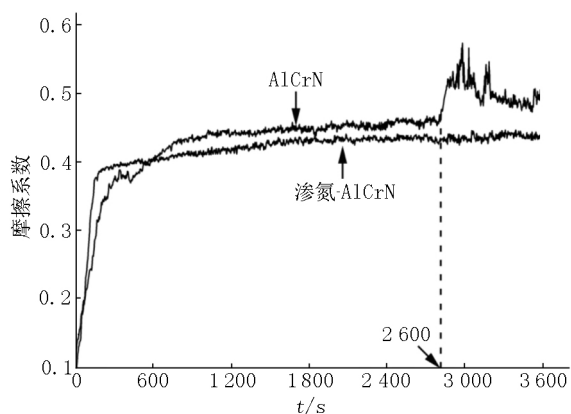


图5 涂层摩擦系数

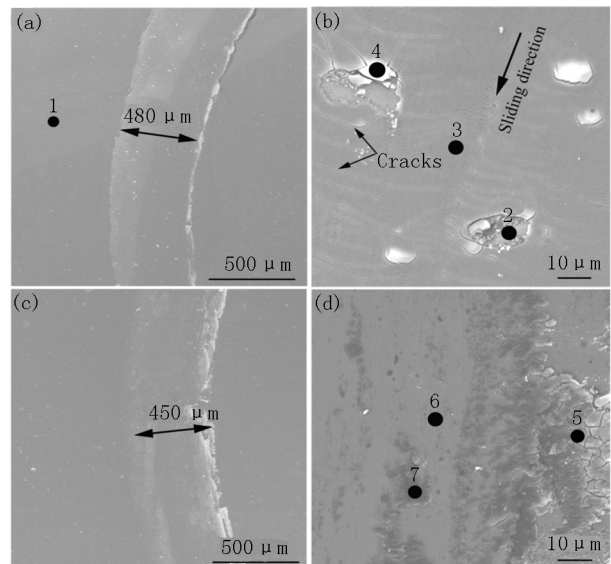
AlCrN 涂层和渗氮-AlCrN 复合涂层表面磨痕 SEM 形貌像如图6所示. 如图6(a)所示, AlCrN 涂层表面磨痕宽度约为 480  $\mu\text{m}$ , 磨痕表面较光滑. 进一步高倍 SEM 观察显示(见图6(b)), 近似垂直磨

损对偶滑动方向, 磨痕表面存在大量的裂纹, 裂纹长度达数百微米. 此外, 磨痕表面主要呈现灰色衬度, 同时含有少量的白亮色衬度区与一定量的剥落区. EDS 分析(见表1)显示, 灰色衬度区涂层(图6(b)点“3”所示)含有 35.94% Al、16.03% Cr、35.80% N 和 12.23% O, 白亮色区域(图6(b)点“4”所示)主要含有 55.48% O、7.26% W 和 1.84% Co, 而裸露区域(图6(b)点“2”所示)含有约 21.34% C、46.93% Fe 和 26.43% Cr 原子. O 元素出现说明在摩擦磨损过程中涂层表面发生了氧化反应; 而 W 和 Co 元素出现说明发生了粘附磨损; Fe 原子出现说明在摩擦过程中涂层局部区域发生了涂层剥落. 相比于 AlCrN 涂层磨痕特征, 渗氮-AlCrN 复合涂层磨痕宽度约为 450  $\mu\text{m}$ , 在磨痕的周围有更多的碎片(图6(c)所示). 进一步高倍 SEM 观察发现, 磨痕表面更加光滑, 但磨痕表面存在一定量的黑色区(图6(d)点“7”所示), EDS 证实, 此点主要含有 O、W、Al 和 Cr 元素(见表1), 这说明在摩擦磨损过程中摩擦接触面也发生了氧化反应. 据文献报道, 摩擦表面形成致密的氧化膜, 起自润滑作用<sup>[12-14]</sup>, 从而降低涂层的摩擦系数, 提高涂层的耐磨性, 而破裂的氧化膜对摩擦系数及耐磨性起负面作用<sup>[15-16]</sup>. 粘附磨损、涂层的断裂和剥落均导致涂层接触表面粗糙度增大、摩擦系数增大、耐磨性降低. 相比于 AlCrN 涂层薄, 渗氮-AlCrN 复合涂层承载能力更强, 涂层膜-基结合力更高, 因此其具有更低的摩擦系数和更高的耐磨性.

### 2.3 涂层模具寿命测试

为了检查渗氮模具、AlCrN 涂层模具和渗氮-

AlCrN复合涂层模具使用寿命,利用这些模具进行了锌锰电池锌筒挤压实验,使用寿命如图7所示.从图7可以看出,渗氮模具使用寿命约为16万次/根,脱模效果较差,失效方式主要为磨粒磨损和粘附磨损,从而导致挤压凸模工作带尺寸减小,电池锌筒尺寸难以保证,且出现局部不均匀变形而引起的颈缩开裂. AlCrN 涂层模具使用寿命是26万次/根.由于AlCrN 涂层表面光滑,与锌的亲合性较低,涂层模具脱模效果良好,电池锌筒表面质量较光滑.但对失效涂层模具观察发现,工作部位棱角区涂层出现剥落. 渗氮/AlCrN 复合涂层模具寿命约是75万次/根,脱模效果良好.由于渗氮/AlCrN 复合涂层具有高的膜-基结合力及承载能力,因此,模具表面并没有出现明显的剥落现象和微裂纹,仅在工作部位出现了锌毛刺,电池锌筒表面质量良好.



(a~b) AlCrN 涂层; (c~d) 渗氮-AlCrN 复合涂层.

图6 M<sub>2</sub> 高速钢的涂层表面磨痕 SEM 形貌图

表1 图6中各点化学成分

成分	各点编号							%
	1	2	3	4	5	6	7	
Al	36.71	0.62	35.94	23.47	30.04	35.95	28.62	
Cr	19.93	26.43	16.03	11.95	15.25	16.65	17.45	
N	45.36	—	35.80	—	—	47.40	—	
O	—	—	12.23	55.48	44.49	—	43.84	
W	—	4.43	—	7.26	8.24	—	7.36	
Co	—	0.25	—	1.84	1.98	—	2.73	
C	—	21.34	—	—	—	—	—	
Fe	—	46.93	—	—	—	—	—	

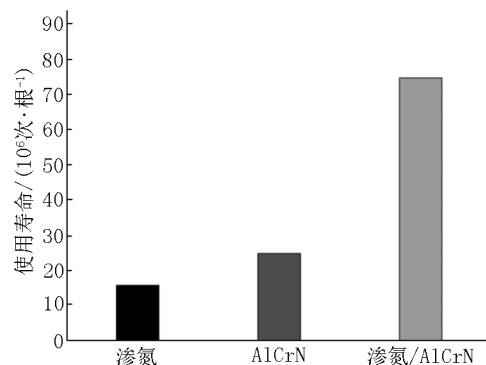


图7 不同表面强化方式的冲压模具使用寿命

### 3 结论

- 1) 经常规热处理后的 M<sub>2</sub> 高速钢物相主要由 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 与 α-Fe 相组成,而经过常规热处理+离子渗氮的高速钢主要由 γ'-Fe<sub>4</sub>N 和 α-Fe 相组成,在渗氮过程中 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 相发生溶解,释放的 C 原子向基体内部扩散,然后在晶界处富集,形成 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 晶界组织;
- 2) AlCrN 涂层由 fcc-AlCrN 固溶组成,渗氮-Al-

CrN 复合涂层具有明显的(111)择优取向;

3) 渗氮-AlCrN 复合涂层比 AlCrN 涂层具有更高的结合力、承载能力,以及更低的摩擦系数. 渗氮-AlCrN 复合涂层磨损机理为氧化和耐腐磨损,而 AlCrN 涂层磨损机理为氧化、粘附、剥落以及涂层断裂;

4) 涂层模具寿命: 渗氮 < AlCrN < 渗氮-AlCrN.

### 4 参考文献

- [1] 尧登灿,张道达,熊伟,等. 提高电池锌筒挤压模具性能的研究[J]. 电池,2017,47(5):289-291.
- [2] 张道达,尧登灿,张海军. 不同的离子渗氮工艺对 20CrMnTi 钢的渗氮层的影响[J]. 南昌大学学报:工科版,2016,38(1):84-88.
- [3] 郑洁. 离子氮碳共渗-AlCrN 复合涂层制备工艺及力学性能研究[D]. 马鞍山:安徽工业大学,2016.
- [4] 张道达,孙衍乐,姚学峰,等. 大变形轧制超细晶 TWIP 钢的组织及性能研究[J]. 江西师范大学学报:自然科学版,2019,43(1):1-5.

- 学版 2017 41(1): 62-66.
- [5] 王永光, 陈瑶, 陆小龙, 等. 40Cr 钢表面渗氮及制备 CrN 涂层在重载低速下的摩擦学性能 [J]. 表面技术, 2018 49(2): 71-76.
- [6] Makino Y. Prediction of phase change in pseudobinary transition metal aluminum nitrides by band parameters method [J]. Surf Coat Technol 2005 193(1/2/3): 185-191.
- [7] Chen Wanglin, Zheng Jie, Meng Xianna, et al. Investigation on microstructures and mechanical properties of AlCrN coatings deposited on the surface of plasma nitrocarburized cool-work tool steels [J]. Vacuum 2015 121: 194-201.
- [8] Zheng Jie, Zhang Shihong, Wu Peng, et al. Microstructures and mechanical properties of duplex-treated composite ceramic coatings with and without compound layer [J]. Ceramics International 2015 41(2): 2519-2526.
- [9] Chen Wanglin, Zhang Daoda, Yao Dengcan, et al. TEM study on the vein-like grain boundary structures in nitrocarburized cool-work tool steels and its formation mechanism [J]. Surface and Coatings Technology, 2017 324: 376-381.
- [10] Wang Lei, Zhang Shihong, Chen Zhong, et al. Influence of deposition parameters on hard Cr-Al-N coatings deposited by multi-arc ion plating [J]. Appl Surf Sci 2012 258(8): 3629-3636.
- [11] Ali M, Hamzah E, Qazi I A, et al. Effect of cathodic arc PVD parameters on roughness of TiN coating on steel substrate [J]. Curr Appl Phys 2010 10(2): 471-474.
- [12] Lee D B, Nguyen T D, Kim S K. Air-oxidation of nano-multilayered CrAlSiN thin films between 800 °C and 1 000 °C [J]. Surf Coat Technol 2009 203(9): 1199-1204.
- [13] Chen Wanglin, Mao Taojie, Zhang Baiyong, et al. Designs and preparation of advanced HVOF-PVD duplex coating by combination of HVOF and arc ion plating [J]. Surface and Coatings Technology 2016 304: 125-133.
- [14] Bell T, Mao Ken, Sun Yong. Surface engineering design: modelling surface engineering systems for improved tribological performance [J]. Surf Coat Technol 1998 108/109(1): 360-368.
- [15] Lee S C, Ho W Y, Pao W L. Process and properties of CrN coating deposited on plasma nitrided high-speed steel [J]. Surf Coat Technol 1995 73(1/2): 34-38.
- [16] Chen Wanglin, Zheng Jie, Lin Yue, et al. Comparison of AlCrN and AlCrTiSiN coatings deposited on the surface of plasma nitrocarburized high carbon steels [J]. Applied Surface Science 2015 332: 525-532.

## The Microstructure and Mechanical Properties Analysis of Nitriding-PVD Composite Coating of $M_2$ High Speed Steel

YAO Dengcan<sup>1</sup>, ZHANG Daoda<sup>1</sup>, MENG Xianna<sup>2</sup>

(1. Jiangxi Mechanical Science Institute, Nanchang Jiangxi 330002, China;

2. School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou Guangdong 510641, China)

**Abstract:** In view of the harsh requirements of bonding resistance, heavy load friction and wear resistance and long life for zinc alloy stamping forming, the solution of nitriding PVD composite coating is presented in the paper. By comparing the microstructure and mechanical properties of various coatings, as well as the service life of the coating dies, the following results are obtained: the fcc-AlCrN solid solution is the composition of the AlCrN coating, and the nitriding pretreatment promotes the formation of the preferred orientation of  $(111)_{\text{AlCrN}}$ . The interfacial element diffusion of nitriding layer and AlCrN/nitriding layer improves the adhesion of AlCrN layer. In addition, the nitriding layer also improves the bearing capacity of AlCrN layer. Because of the high adhesion and bearing capacity, the nitriding/AlCrN composite coating has lower friction coefficient. The wear mechanism of nitriding/AlCrN composite coating is oxidation and adhesion wear, while the wear mechanism of AlCrN coating is oxidation, adhesion, fracture and exfoliation. The service life of compound coating mould is longer than that of AlCrN coating mould and nitriding mould.

**Key words:**  $M_2$  high-speed steel; plasma nitriding; AlCrN; nitriding-AlCrN duplex coating

(责任编辑: 冉小晓)