

# 电火花沉积碳化铬基金属陶瓷涂层的微观组织与性能

张 怡<sup>1</sup>, 陈志国<sup>1,2</sup>, 魏 祥<sup>1</sup>, 汪 力<sup>2</sup>, 侯志伟<sup>2</sup>, 杨 威<sup>1</sup>

(1. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

(2. 湖南人文科技学院, 湖南 娄底 417000)

**摘 要:** 采用电火花沉积分别制备了碳化铬基金属陶瓷单涂层和碳化铬基金属陶瓷/Ni 复合涂层。采用 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电镜(SEM)、显微硬度计和摩擦磨损试验机对比研究了单涂层和复合涂层的物相、微观组织结构、显微硬度和摩擦磨损性能。结果表明, 两种涂层组织结构致密, 与基体呈良好的冶金结合, 并在涂层内形成了纳米晶的微观组织。复合涂层中 FeCr<sub>0.29</sub>Ni<sub>0.16</sub>C<sub>0.06</sub> 韧性相含量增加, 在涂层界面处存在过渡层 Ni, 并以塑性变形的方式释放了更多沉积时产生的热应力, 因而涂层裂纹明显减少。复合涂层的峰值硬度(11.86 GPa)虽略低于单涂层, 但该涂层具有最小的摩擦系数(0.2462), 1 h 磨损量仅为单涂层的 1/3, 因此表现出更好的耐磨性能, 其主要磨损机制为磨粒磨损和疲劳磨损。

**关键词:** 碳化铬基金属陶瓷涂层; 电火花沉积; 组织结构; 性能

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0601-07

碳化铬基金属陶瓷涂层具有优异的耐磨性、耐腐蚀性和抗高温氧化性, 已被广泛应用于钢铁<sup>[1-3]</sup>、Ni 基合金<sup>[4]</sup>以及钛合金<sup>[5]</sup>等材料的表面改性。目前, 各类热喷涂(如超音速火焰喷涂<sup>[1-2]</sup>、等离子喷涂<sup>[3,6]</sup>、爆炸喷涂<sup>[4]</sup>)是制备碳化铬基金属陶瓷涂层最常用的工艺。尽管该类涂层已获得了较多的实际应用, 但由于其工艺本身的局限性, 所制涂层与基体以及涂层间的结合仍以机械结合为主, 涂层的结合强度还有待进一步提高。此外, 该类涂层都具有一定的孔隙率, 损害涂层的使用性能。激光表面处理技术<sup>[5,7]</sup>制备的碳化铬基金属陶瓷涂层与基体呈良好的冶金结合, 并且具有致密的组织结构, 但涂层制备需要昂贵的设备、特定的场地和专业的操作人员, 使得涂层制备的成本大大增加, 不利于该类涂层的广泛应用。

电火花沉积(electro-spark deposition, ESD)被视为一种脉冲电弧微焊接技术, 它利用短周期内产生的高能量电脉冲将电极材料瞬间熔化转移至金属基体表面, 以形成特定性能的涂层<sup>[8]</sup>。它具有设备体积小, 操作简单, 加工成本低, 易实现大型工件表面的在线强化或修复等优点。在沉积过程中, 电极材料和与其接触的基体材料同时熔化, 因此所制涂层的组织结构致密, 涂层与基体以及涂层的沉积点间都实现了牢固

的冶金结合。此外, 单次脉冲放电的脉冲能量高、放电周期短, 导致微区熔池内的电极材料能以极快的速度凝固, 因而所制涂层一般都具有纳米晶的微观组织, 能有效地提高涂层的整体性能<sup>[9,10]</sup>。不足的是, 沉积点的快速冷却过程会在涂层中形成极大的热应力, 当应力得不到有效的释放并超过材料的强度极限后, 涂层中将形成垂直于基体的纵向裂纹, 损害涂层的性能。电火花沉积涂层的激光重熔能完全地消除上述裂纹, 但重熔后的组织会粗化并且工艺过程也相对复杂<sup>[11]</sup>。有研究表明<sup>[12]</sup>, 通过高塑性 Ni 层的塑性变形释放沉积时的热应力能减少甚至完全消除 TiC<sub>p</sub>/Ni 涂层的裂纹。相比于激光重熔, 该工艺过程简单, 涂层的晶粒尺寸也未发生明显的变化, 是一种消除纵向裂纹更实用的方法。

因此, 本实验在电火花沉积制备碳化铬基金属陶瓷涂层的基础上, 为减少涂层中的裂纹, 进一步提高其性能, 又制备了以高塑性纯 Ni 为过渡层的碳化铬基金属陶瓷/Ni 的复合涂层, 对比研究了单一涂层和复合涂层的微观组织与性能。

## 1 实 验

本实验选取主要用于制造截面较大、形状复杂、承受高工作载荷的 Cr12MoV 冷作模具钢为基体材料。

收稿日期: 2018-02-01

基金项目: 湖南省应用基础研究重点项目(2016JC2007)

作者简介: 张 怡, 女, 1993 年生, 硕士, 中南大学, 湖南 长沙 410083, E-mail: 452190668@qq.com

由于模具长期在高压、高速、高载荷条件下服役，表面易受损，进而影响成形件的形状与质量，因此模具表面强化的意义重大。实验所用的基材尺寸为 50 mm×35 mm×5 mm，其化学成分如表 1 所示。

电极材料为采用粉末冶金工艺制备的碳化铬基金属陶瓷(Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-20%Ni-5%Cr)，尺寸为  $\Phi$ 7 mm×45 mm，过渡层材料采用沈阳佳贝公司提供的  $\Phi$ 10 mm×50 mm 金属纯镍棒(纯度>99.98%)。图 1 为电极材料碳化铬基金属陶瓷的 XRD 图谱。可以看出它主要含硬质相 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 和粘结相 Cr-Ni。

电火花沉积采用 DL-4000D 型电火花沉积设备，实验前用 SiC 砂纸将待沉积表面逐级打磨，然后用无水乙醇超声波清洗干燥。碳化铬基金属陶瓷涂层和过渡层 Ni 均采用相同的工艺参数制备，其具体的参数为沉积电压 200 V，电容 300  $\mu$ F，频率 4500 Hz，氩气作为保护气体，其流量为 10 L/min。电极伸出长度为 10 mm，电极的转速 2600 r/min。

采用 D/Max-2500 型 X 射线衍射仪(XRD)分析涂层的相组成。采用 Quanta-200 型环境扫描电镜(SEM)观察涂层的表面形貌和微观组织，同时采用扫描电镜的附件 GENE SIS60E 能谱仪对涂层的微区成分进行半定量分析。采用 MK-VK 型显微维氏硬度计测量涂层的显微硬度，预先设定载荷为 50 N，保压时间为 10 s。采用 HSR-2M 摩擦试验机对涂层进行室温往复摩擦磨损性能的测试，测试行程为 180 m，测试载荷为 10 N，频率为 5 Hz，试验时间为 1 h，对磨件为 SiC 球( $\Phi$ 6 mm，硬度为 80 HRC)，通过传感器实时记录摩擦系数，磨损质量采用 AB304-3 型电子天平称量(最小称量值为

0.1 mg)，计算出试样的摩擦磨损试验前后的质量差。

## 2 结果与分析

### 2.1 涂层的物相组成

图 2 为电火花沉积碳化铬基金属陶瓷单涂层和与 Ni 的复合涂层的 XRD 图谱。相比于原电极材料的 XRD 图谱,2 种涂层的衍射峰均出现明显的宽化现象，这与涂层内晶粒细化有关。值得注意的是，涂层中 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 的衍射峰均完全消失，只存在 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 的衍射峰，表明在沉积过程中 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 已经完全转化为 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>。热力学上，碳化铬以 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>、Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 这 3 种形式存在于 Cr-C 二元系中，相比于 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> (-78 kJ/mol)，Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (-143 kJ/mol) 和 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (-396 kJ/mol) 具有更低的自由能，因而 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 能更稳定地存在于涂层中<sup>[13]</sup>；工艺上，电火花沉积是利用脉冲放电将电极材料转移至基材表面，其中放电过程产生的温度可达到 8000~25000  $^{\circ}$ C，尽管沉积过程中有氩气保护，但 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 仍出现了脱碳现象，脱碳后得到的 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 作为涂层中的硬质相，将有效地提高基体表面的硬度和耐磨性。类似的脱碳现象在电火花沉积 WC92-Co8 涂层<sup>[14]</sup>、超音速火焰喷涂 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr 涂层<sup>[2]</sup>和激光熔覆 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr 涂层<sup>[5]</sup>中均有报道。

另外，涂层中均出现了 FeCr<sub>0.29</sub>Ni<sub>0.16</sub>C<sub>0.06</sub> 奥氏体相，这一韧性相的形成表明，基材中的部分 Fe 元素向涂层内部进行扩散，并与 Cr、Ni 元素在一定程度上相互反应。对比单涂层和复合涂层的 XRD 图谱可以看出，涂层的物相组成一致，但复合涂层中 FeCr<sub>0.29</sub>Ni<sub>0.16</sub>C<sub>0.06</sub> 相的衍射峰强度增大，并且存在小角度右移现象。由于 Ni 是扩大奥氏体相元素，Ni 元素含量的增加使得涂层中奥氏体含量增加，同时复合涂层中的韧性相 FeCr<sub>0.29</sub>Ni<sub>0.16</sub>C<sub>0.06</sub> 以塑性变形的方式吸收了更多沉积

表 1 Cr12MoV 钢的化学成分

| Table 1 Chemical composition of the Cr12MoV steel ( $\omega$ /%) |           |         |         |            |            |      |  |
|--|-----------|---------|---------|------------|------------|------|--|
| C  | Cr        | Mo      | V       | Si         | Mn         | Fe   |  |
| 1.4~1.7  | 11.0~12.5 | 0.4~0.6 | 0.1~0.3 | $\leq$ 0.4 | $\leq$ 0.4 | Bal. |  |

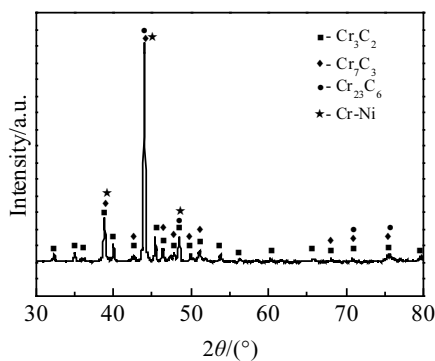


图 1 电极材料的 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of electrode material

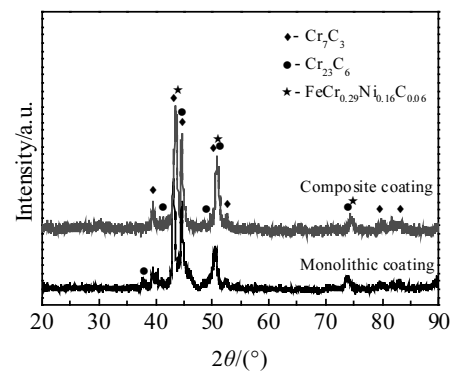


图 2 2 种电火花沉积涂层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the two ESD coatings

时产生的热应力,从而导致其衍射峰发生小角度偏移。

## 2.2 涂层表面形貌与微观组织

图3是电火花沉积碳化铬基金属陶瓷单涂层和复合涂层的表面形貌,其中图3a和3b是低倍下涂层的表面形貌。由图可知,涂层表面呈现不规则的“溅射状”形貌和粗糙的橘皮状相似。根据单个沉积点的形成规律可知,电火花在极短的时间内( $10^{-6}\sim 10^{-5}$ s)放电产生 $8000\sim 25\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上的高温,这使得基体与电极材料均发生熔化,其中电极材料熔化成球形小液滴,经过电场力加速撞击至基材表面的微区熔池。在随后电极搅拌力的作用下,熔融物涌溅至放电点的周围,并随着温度迅速降低而快速凝固形成“溅射状”形貌<sup>[15,16]</sup>。电火花沉积的表面形貌实际上是经历多次脉冲放电形成的沉积点相互融合、叠加、重熔的结果,因此涂层表面呈现粗糙的橘皮状形貌。图3c和3d为高倍下涂层的表面形貌。可以看出,单涂层表面存在大量较深的裂纹,呈网状分布,而复合涂层表面的裂纹较浅,数量上明显减少。裂纹的形成与多次脉冲放电积累热应力的释放和电极材料的塑性低有关<sup>[17]</sup>,而复合涂层正是得益于高塑性的Ni层作为过渡,释放了涂层中的热应力,从而降低了裂纹萌生和扩展的倾向。

2种涂层的截面微观组织如图4所示。可以看出,涂层组织结构致密,与基体结合界面平滑。由图4a

和4c可以看出,单涂层的厚度范围为 $10\sim 40\ \mu\text{m}$ ,存在较多垂直于界面且贯穿于整个涂层的裂纹。图4b和4d所示的复合涂层厚度大约为 $40\ \mu\text{m}$ ,裂纹细而浅,并且其数量明显减少,这与图3d的表面形貌一致。

2种涂层的截面EDS线扫描结果如图4e和4f所示。可以看出,电极材料与基材的元素之间发生了互扩散,各元素含量均在沿层深方向过渡较为平缓,说明涂层与基体之间呈冶金结合,这种结合方式保证涂层具有高的结合强度。通过对比2种涂层线扫的结果可以看出,复合涂层内的Ni元素含量明显高于单涂层,并且在涂层界面处Ni元素含量显著增加,这一现象可以解释复合涂层中裂纹数量的减少。通常情况下,基体与电极材料热膨胀系数的不匹配是产生热应力的一个重要原因<sup>[18]</sup>,当热应力无法释放且超出材料的强度极限后,裂纹将在涂层内产生。如图5所示为涂层的热应力模型,由于碳化铬涂层与Cr12MoV钢的热膨胀系数相差较大( $\alpha_c < \alpha_s$ ),导致基体与涂层内产生不同的热应力,因而涂层内易出现裂纹、分层等缺陷<sup>[19]</sup>。对于复合涂层而言,高塑性Ni层存在于涂层与基体的界面处,能以塑性变形的方式有效地释放涂层内的热应力,从而减少了裂纹的数量,这与Chen<sup>[12]</sup>和Zang<sup>[20]</sup>的实验结果一致。

图4g和4h为2种涂层腐蚀后的局部区域放大图。

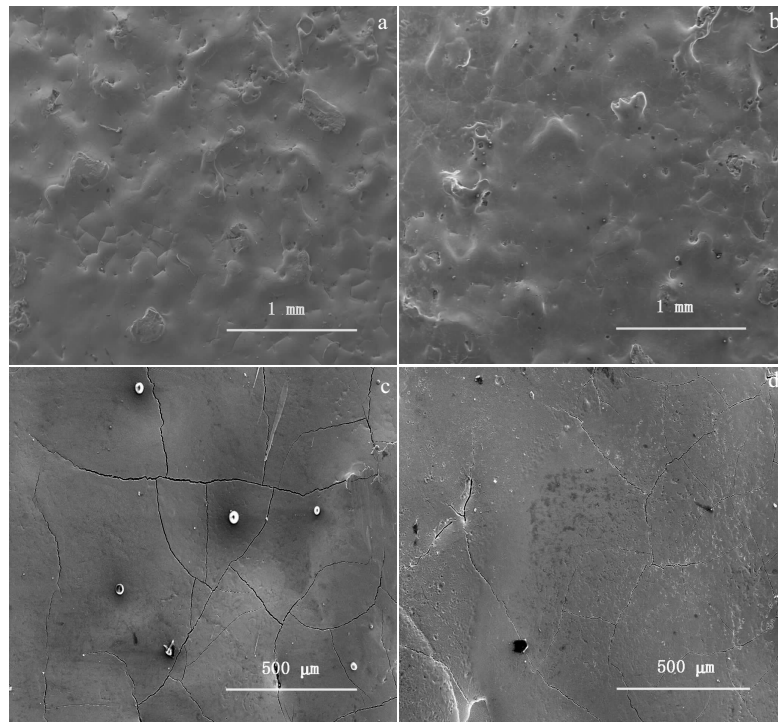


图3 2种电火花沉积涂层的表面形貌

Fig.3 Surface morphologies of two ESD coatings: (a, c) monolithic coating and (b, d) composite coating

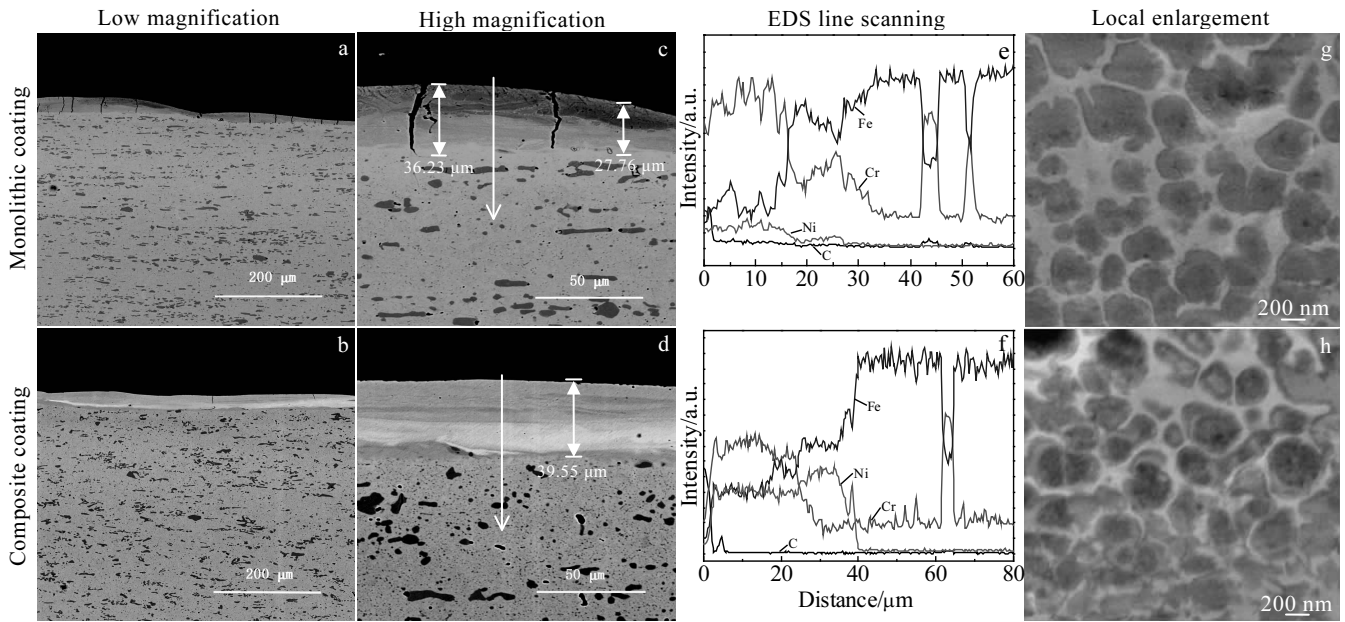


图 4 2 种电火花沉积涂层的截面微观组织及 EDS 线扫描分析

Fig.4 Cross-section microstructures and EDS line scanning analysis of two ESD coatings

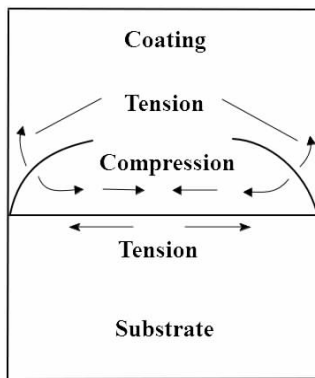


图 5 涂层的热应力模型

Fig.5 Thermal stress model of the coating

可以看出，涂层存在明显的晶粒细化，晶粒尺寸达到纳米级，范围为 100~600 nm。由于电火花脉冲放电是在短时间内释放高能量，对于单次脉冲放电而言，热量仅在 1%的放电周期内产生，而剩余的 99%则是通过基体将热量散发<sup>[21]</sup>。因此，电火花脉冲放电对微区加热的速度可达到  $1 \times 10^7$  °C/s，这一快速加热过程使得熔池内晶核的形核率提高、组织细化<sup>[22]</sup>；同时单次脉冲放电熔化的电极材料少，并且放电间隔长于放电时间，微小体积的电极材料熔体在微区熔池内冷却速度能到达  $1 \times 10^6$  °C/s，极快冷速抑制了晶核的长大过程，进而凝固形成纳米晶。两种涂层中均具有纳米晶

的微观组织，这将有助于提高涂层的整体性能。

### 2.3 显微硬度

图 6 为电火花沉积碳化铬基金属陶瓷单涂层和复合涂层的显微硬度分布曲线。可以看出，整个硬度曲线由涂层区、过渡区和基体 3 部分组成，并且硬度值均呈现相同的梯度变化。涂层区的硬度值最高，约为基体(6 GPa)的 2 倍，这是由于涂层中含有较多高硬度的  $Cr_7C_3$  和  $Cr_{23}C_6$  增强相，并且具有纳米晶的微观组织，因而涂层表面强化效果显著。其中，复合涂层的硬度值略低于单涂层，最大硬度可达到 11.86 GPa，与单涂层的峰值硬度仅相差 240 MPa。结合 2 种涂层的 XRD 图谱的分析可知，复合涂层中韧性相含量的增加

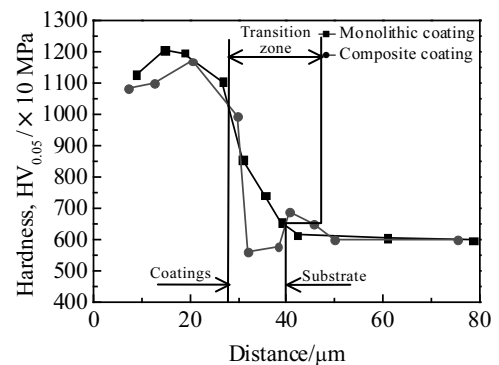


图 6 2 种电火花沉积涂层截面的显微硬度分布

Fig.6 Cross-section microhardness of two ESD coatings

造成了其硬度值略有下降。在过渡区内，涂层硬度值均经历了较为平缓的过渡，表明涂层与基体之间具有良好的相容性，界面呈牢固的冶金结合。值得注意的是，复合涂层在过渡区内的硬度值波动较大。当涂层厚度范围为 32~38 μm 时，硬度值甚至低于基体，最低值约为 5.58 GPa。但随着涂层厚度的增加，硬度值出现明显回升，经平缓过渡后稳定至 6.00 GPa。根据复合涂层的微观组织分析结果可知，涂层与基体的界面处存在过渡层 Ni，因而硬度值的降低与涂层界面处存在高塑性 Ni 层有关。

### 2.4 摩擦磨损性能

基体与 2 种电火花沉积碳化铬基金属陶瓷涂层在室温下的摩擦系数曲线和 1 h 磨损量分别如图 7 和图 8 所示。从图 7 可以看出，它们的摩擦系数先经过变化较剧烈的磨合阶段之后进入稳定阶段。对比基体与涂层稳定阶段的曲线可以看出，涂层的摩擦系数更低。这是由于基体具有相对于对磨件 SiC 较低的硬度，当对磨件凸体部分压入相对较软的基体中时，基体表面会产生大量的塑性变形和犁沟，这时的犁削阻力则成为摩擦力的主要分量，因而摩擦系数偏高；涂层表面硬度较高，能够有效地抵抗对磨件的压入及其引起的塑性变形，因此涂层具有更低的摩擦系数。其中，单涂层平均摩擦系数为 0.2861，而复合涂层为 0.2462。参照图 8 可知，复合涂层 1 h 的磨损量仅为 0.1 mg，是基体(1 mg)的 1/10，与单涂层相比，复合涂层的磨损量仅为其(0.3 mg)的 1/3。综上所述，复合涂层因具有更小的摩擦系数和 1 h 较小的磨损量而表现出更好的耐磨性。

基体与 2 种电火花沉积碳化铬基金属陶瓷涂层的表面磨损形貌及其不同区域的 EDS 能谱结果分别如图 9 和表 2 所示。其中，基体表面出现大量宽而深的犁沟和部分塑性变形，同时由于摩擦产生的局部高温，使得基体表面的部分区域被氧化。根据 EDS 分析结果

可知，黑色区域(区域 1)存在大量的氧元素，说明表面形成了氧化膜。随着磨损的加剧，部分氧化膜在交变应力的作用下呈片状剥落，但剥落区较小。光滑氧化膜的形成能起到良好的减摩作用，因而当摩擦至 25 min 后，摩擦系数略有下降。由此可见，基体主要的磨损机制为磨粒磨损和氧化磨损。

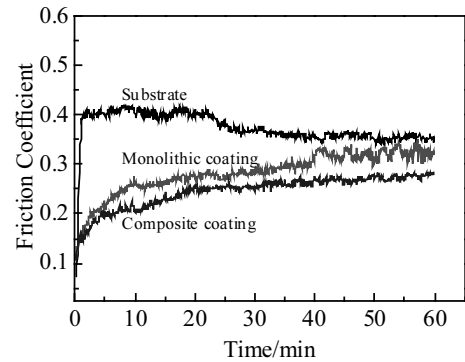


图 7 基体与 2 种电火花沉积涂层的摩擦系数曲线  
Fig.7 Friction coefficient curves of the substrate and two ESD coatings

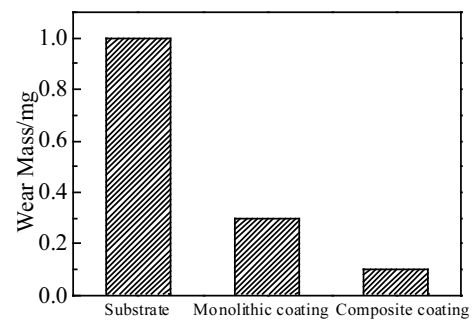


图 8 基体与 2 种电火花沉积涂层的 1 h 磨损量  
Fig.8 Wear mass of the substrate and two ESD coatings in 1 h

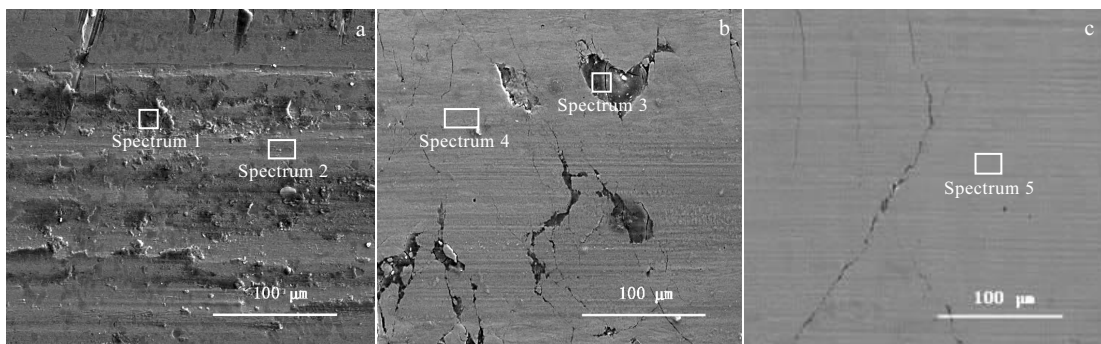


图 9 基体与 2 种电火花沉积涂层的磨损形貌

Fig.9 Worn morphologies of the substrate (a), monolithic coating (b), and composite coating (c)

表 2 图 9 中标注磨痕表面的 EDS 分析结果

Table 2 EDS results of the worn surface marked in Fig.9 (at%)

| Spectrum No. | O     | Si   | Cr    | Fe    | Ni    |
|--------------|-------|------|-------|-------|-------|
| 1            | 59.60 | 6.94 | 4.53  | 28.93 | -     |
| 2            | 5.03  | 1.35 | 6.29  | 87.33 | -     |
| 3            | 70.83 | 3.26 | 16.22 | 5.70  | 3.99  |
| 4            | 9.90  | 0.96 | 40.70 | 42.31 | 6.13  |
| 5            | 6.10  | 0.46 | 29.96 | 36.73 | 26.75 |

相比于基体,涂层磨损表面的犁沟均变得浅而平,这是由于涂层组织是在软的 NiCr 粘结相上分布着较多的碳化铬硬质颗粒。当一定载荷力作用在涂层表面时,突出在摩擦表面的碳化铬硬相直接承受载荷,而软的粘结相起着支撑碳化铬的作用,并能使硬质相所承受的压力分布均匀,因而涂层具有较小的摩擦系数和磨损量<sup>[23]</sup>。值得注意的是,涂层的磨损表面均出现了片状剥落、点蚀坑和疲劳裂纹。由于材料表面硬质相和基体承受变形的能力不同,在交变接触压应力的作用下易在其结合处萌生裂纹,最终因疲劳裂纹扩展而引起表面剥落。综上分析可知,涂层是以磨粒磨损和疲劳磨损作为主要的磨损机制。单涂层的磨损表面出现大量片状剥落和疲劳裂纹,剥落坑经 EDS 成分分析可知(区域 3),存在氧化现象;而复合涂层的剥落面积较小,疲劳裂纹数量明显减少。根据表 2 中区域 4 和 5 的分析可知,复合涂层表面含有更多的镍元素,这说明涂层中韧性相含量增加,能更好地支撑表面的碳化铬硬质相,抑制磨损过程中疲劳裂纹的萌生和扩展;同时,由于电火花沉积过程中的热应力释放而产生大量的裂纹可能作为疲劳裂纹源,使得裂纹进一步地扩展和聚集,进而在涂层表面呈现片状剥落或形成点蚀坑,导致疲劳磨损<sup>[24]</sup>。根据涂层表面形貌可知,由于复合涂层中的裂纹明显减少,这将有效地降低了疲劳裂纹源扩展的可能性,因而复合涂层表现出更好的耐疲劳磨损性能。

### 3 结 论

1) 采用电火花沉积可以制备碳化铬基金属陶瓷单涂层和碳化铬基金属陶瓷/Ni 复合涂层。2 种涂层的物相组成一致,均为  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ 、 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  和  $\text{FeCr}_{0.29}\text{Ni}_{0.16}\text{C}_{0.06}$ ,其中  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  和  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  作为涂层的硬质相,起到表面强化的作用;2 种涂层的组织结构致密,与基体呈良好的冶金结合,并在涂层内部形成纳米晶。

2) 相比于单涂层,复合涂层中  $\text{FeCr}_{0.29}\text{Ni}_{0.16}\text{C}_{0.06}$  韧性相含量增加,在涂层界面存在过渡层 Ni,并以塑性变形的方式更多地释放了沉积时产生的热应力,因而复合涂层裂纹明显减少。

3) 复合涂层的峰值硬度(11.86 GPa)略低于单涂层,与单涂层的峰值硬度仅相差 240 MPa,但该涂层具有最小的摩擦系数(0.2462),1 h 磨损量仅为单涂层的 1/3,因而表现出更好的耐磨性,其主要磨损机制为磨粒磨损和疲劳磨损。

### 参考文献 References

- [1] Kunioishi C T, Correa O V, Ramanathan L V. *Surface Engineering*[J], 2006, 22(2): 121
- [2] Zhang Wenchao, Liu Libin, Zhang Mengting et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(11): 3700
- [3] Marcano Z, Lesage J, Chicot D et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(18): 4406
- [4] Kamal S, Jayaganthan R, Prakash S. *Surface and Coatings Technology*[J], 2009, 203(8): 1004
- [5] Sun R L, Lei Y W, Niu W. *Surface Engineering*[J], 2009, 25(3): 206
- [6] Li Hui(李 惠), Chen Xiaonong(程晓农), Xie Chunsheng(谢春生) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 2011
- [7] Sun Guifang, Zhang Yongkang, Liu Changsheng et al. *Materials & Design*[J], 2010, 31(6): 2737
- [8] Johnson R N, Sheldon G L. *Journal of Vacuum Science & Technology A*[J], 1986, 4(6): 2740
- [9] Liu Dongyan, Gao Wei, Li Zhengwei et al. *Materials Letters* [J], 2007, 61(1): 165
- [10] Hasanabadi M F, Ghaini F M, Ebrahimnia M et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 270: 95
- [11] Radek N, Bartkowiak K. *Physics Procedia*[J], 2012, 39: 295
- [12] Chen Zheng, Zhou Y. *Surface and Coatings Technology*[J], 2006, 201(3): 1503
- [13] Hirota K, Mitani K, Yoshinaka M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 399(1): 154
- [14] Wang R J, Qian Y Y, Liu J. *Applied Surface Science*[J], 2004, 228(1): 405
- [15] Liu Jun, Wang Ruijun, Qian Yiyu. *Surface and Coatings Technology*[J], 2005, 200(7): 2433
- [16] Wang Mingwei(王明伟), Pan Ren(潘 仁), Li Shu(李 姝) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(2): 361
- [17] Parkansky N, Boxman R L, Goldsmith S. *Surface and Coatings Technology*[J], 1993, 61(1-3): 268
- [18] Zhang Xiancheng, Wu Yixiong, Xu Binshi et al. *Frontiers of Mechanical Engineering in China*[J], 2007, 2(1): 1

- [19] Agarwal A, Dahotre N B. *Surface and Coatings Technology* [J], 1998, 106(2): 242
- [20] Zang Chuncheng, Wang Yanzhong, Zhang Yidu *et al. Rare Metals*[J], 2015, 34(7): 491
- [21] Johnson R N. *Proceedings of the Society of Vacuum Coaters 45<sup>th</sup> Annual Technical Conference*[C]. Lake Buena Vista: FL, 2002: 87
- [22] Qiao Shengru(乔生儒), Han Dong(韩 栋), Li Mei(李 玫). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2004, 28(8): 7
- [23] Wen Shizhu(温诗铸), Huang Ping(黄 平). *Principles of Tribology*(摩擦学原理)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2012: 317
- [24] Wei Xiang(魏 祥), Chen Zhiguo(陈志国), Zhong Jue(钟 掘) *et al. China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2016, 29(5): 16

## Microstructure and Properties of Chromium Carbide Based Metal-Ceramic Coatings Prepared by Electro-Spark Deposition

Zhang Yi<sup>1</sup>, Chen Zhiguo<sup>1,2</sup>, Wei Xiang<sup>1</sup>, Wang Li<sup>2</sup>, Hou Zhiwei<sup>2</sup>, Yang Wei<sup>1</sup>

(1. Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Hunan University of Humanities, Science and Technology, Loudi 417000, China)

**Abstract:** The chromium carbide based metal-ceramic monolithic coating and chromium carbide based metal-ceramic/Ni composite coating were prepared by electro-spark deposition. The phase composition, microstructure, microhardness and tribological properties of the monolithic and composite coatings were characterized by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), microhardness test, friction and wear test, respectively. The results indicate that the two kinds of coatings are dense, metallurgically bonded to the substrate and have a nanocrystalline microstructure. In the composite coating, the content of FeCr<sub>0.29</sub>Ni<sub>0.16</sub>C<sub>0.06</sub> plastic phase increases and the Ni transition layer exists at the interface, which can release the thermal stress via plastic deformation; therefore the cracks decrease in number significantly. Meanwhile, the maximum microhardness of the composite coating (11.86 GPa) is slightly lower than that of the monolithic, but the composite coating displays the minimum friction coefficient (0.2462), and its wear mass of 1 h is only 1/3 of that of the monolithic; therefore it displays better tribological properties and the main wear mechanisms are abrasive and fatigue wear.

**Key words:** chromium carbide based metal-ceramic coatings; electro-spark deposition; microstructure; properties

---

Corresponding author: Chen Zhiguo, Ph. D., Professor, Hunan University of Humanities, Science and Technology, Loudi 417000, P. R. China, Tel: 0086-738-8235517, E-mail: zgchen@mail.csu.edu.cn