

# 原位生成硼化钨对 CuW 合金组织与性能的影响

杨晓红, 赵伊鹏, 邹军涛, 肖 鹏, 梁淑华

(西安理工大学, 陕西 西安 710048)

**摘 要:** 用粉末冶金-烧结熔渗法制备了不同 B 添加量的 CuW 合金。研究了 B 添加量对 CuW 合金组织、静态性能、真空电击穿性能以及耐磨性的影响。结果表明, B 元素在 W 骨架烧结过程中原位生成了硼化钨, 强化了 W 骨架, 在 B 质量分数为 0.6% 时, 使 CuW 合金的 HB 硬度提高到 2150 MPa。同时 W<sub>2</sub>B 相的原位生成, 提高了 CuW 合金的电击穿强度和耐磨性。使添加 0.6%B 的 CuW 合金的耐电压强度提高 57.5%, 截流值降低 21%, 摩擦系数降低了 32.7%。对真空电击穿后的表面烧蚀形貌分析发现, 添加 B 元素的 CuW 合金击穿坑分散且较小, 铜液的集中飞溅现象减轻。

**关键词:** 铜钨合金; 硼化钨; 原位反应; 组织; 性能

中图分类号: TG139<sup>+.5</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)02-0679-08

钨铜 (CuW) 假合金综合了钨的高熔点、高硬度、高的抗烧蚀性和抗熔焊性、低的热膨胀系数以及铜的高导电、高导热率, 因此被广泛用作各种高压断路器的电触头材料<sup>[1-6]</sup>。随着高压断路器向超、特高压发展, 作为核心部件的 CuW 电触头服役条件更为苛刻。高压开关在开断的过程中, 触头材料不仅要承受电弧的烧蚀, 还要承受动静触头之间因插拔引起的机械磨损, 最终导致弧触头表面因过度烧蚀和磨损而失效<sup>[7,8]</sup>。因此, 在新型电触头的研发过程中, 除了要求触头材料具有良好的机械物理性能外, 还应具有优良的高温稳定性及耐磨性。因此, 如何提高现有触头材料的耐电弧侵蚀性能和耐摩擦磨损性能成为研制特高压断路器的关键问题<sup>[9]</sup>。

高温电弧作用下, 铜的逸出功较低, 熔点低且容易产生熔化和喷溅, 服役条件下触头材料的强度主要取决于钨骨架的高温强度。钨虽具有较高的强度和良好的热稳定性, 但其强度随温度上升而显著下降, 如在 1000 °C 时的强度只有室温强度的 20%~40%<sup>[10]</sup>。已有的研究表明<sup>[11-17]</sup>, CuW 合金中引入合金、稀土氧化物, 硬质陶瓷颗粒相可以有效地提高钨骨架的高温强度以及材料耐电弧烧蚀性。因此, 本研究尝试引入微量 B 元素, 在 W 骨架烧结过程中可以原位生成硼化钨相 (W<sub>2</sub>B), 而硼化钨陶瓷相具有良好的硬度, 强度和高温稳定性<sup>[18]</sup>, 有利于提高 CuW 合金的耐电弧烧蚀性和耐摩擦磨损性能。首先分析了 B 元素的添加对

CuW 合金组织及其相组成的影响, 同时研究了原位生成相对合金硬度和导电率的影响。在此基础上, 观察了真空电击穿后合金表面烧蚀形貌和摩擦磨损形貌, 研究了原位生成相对 CuW 合金的耐电弧烧蚀性能和耐磨性的影响。

## 1 实 验

本实验所用的 CuW 合金, 均按照 CuW70 合金的预设孔隙率进行制备。其中钨粉纯度大于 99.8%, 粒度为 5~10 μm。熔渗用纯铜块按 GB5231-85 选用纯铜棒材进行切割。B 粉粒度 500 nm, 纯度大于 99.9%, 加入量为 0.2%~1.0% (占 W 粉的质量分数)。将一定量的钨粉和一定添加量的 B 粉末混合后, 在 V 型混料机内采用湿法混料 4~6 h。用天平称取混好的粉末, 在液压机上以 300 MPa 的压力模压成形。将熔渗金属铜块与钨压坯叠置在一起, 放入铺好石墨纸的石墨坩埚内, 置于高温 H<sub>2</sub> 气氛烧结炉内, 在 800~1400 °C 进行烧结熔渗 3~4 h, 并随炉冷却至室温, 最后机加工成试样。

用 7501 型涡流电导仪测试抛光后 CuW 合金试样的导电率, 测试 3 个以上不同点的平均值作为该试样的导电率。采用 HB-3000 型布氏硬度计测试其硬度, 载荷为 7350 N, 压头接触时间为 30 s。用排水法测试烧结试样的密度。通过 TESCAN VEGA3 XMU 扫描电子显微镜 (SEM) 观察 CuW 合金的组织。采用

收稿日期: 2020-03-18

基金项目: 国家自然科学基金重点项目(U1866203); 国家自然科学基金(51834009); 陕西省科技统筹创新工程重点实验室项目(2014SZS08K02)

作者简介: 杨晓红, 女, 1973 年生, 博士, 副教授, 西安理工大学材料学院, 陕西 西安 710048, 电话: 029-82312185, E-mail: yangxh2000@126.com

XRD-7000 X 射线衍射仪 (XRD) 分析合金相组成。应用 JEM-3010 透射电子显微镜 (TEM) 观察和分析合金微观组织, 分别获取明暗场图像和选择区域电子衍射 (SAED) 花样。摩擦磨损试验在 HT-1000 高温摩擦磨损试验机上进行, 采用球-盘式对磨, 对磨材料选用直径为 5 mm 的 GCr15 不锈钢珠。磨损时间为 180 min, 磨损半径为 4 mm, 转速为 80 r/min, 载荷为 4.9 N。真空电击穿实验在经改装的 TDR-40A 单晶炉内进行, 制备的金相试样表面经抛光成镜面后装入真空室内, 试样作为阴极, 用直径为 3 mm 的针尖状纯钨作为阳极。使用变压器在阴极与阳极之间加上 8 kV 的直流电压, 同时使阴极试样以 0.2 mm/min 的速度缓慢地接近阳极, 直至两极间发生电击穿。放电击穿的瞬间用千分表测量两极间的距离, 并用示波器记录电弧电流、燃弧时间等放电参数。每次击穿之后, 拉大阴极与阳极之间的距离; 重复上述过程, 每个试样测试 50 次。用每次击穿电压除以其击穿距离得到试样的耐电压强度。电击穿实验之后, 运用扫描电镜对材料经过 50 次击穿后的烧蚀形貌进行组织观察和分析。

以看出, 合金中除了 W 相和 Cu 相的衍射峰之外, 还发现了硼化钨相衍射峰。可见, W 骨架中添加了 B 元素后, 在烧结熔渗过程中原位生成了  $W_2B$  相。本实验中 W 骨架烧结温度为 800~1000 °C, 烧结时间 2 h, 在此工艺条件下, 添加的 B 粉与 W 可反应生成  $W_2B$  相, XRD 分析结果与文献报道<sup>[19,20]</sup>相吻合。

为了进一步确定添加元素 B 的 CuW 合金相组成, 对合金试样进行了透射电镜分析。图 2a 是该试样的 TEM 照片。分别对图中 I、II 和 III 区域进行选区电子衍射花样表征, 其标定结果如图 2b~2d 所示。经分析

## 2 结果与分析

### 2.1 合金的相组成和组织分析

图 1 为添加 1.0%B 的 CuW 合金的 XRD 图谱。可

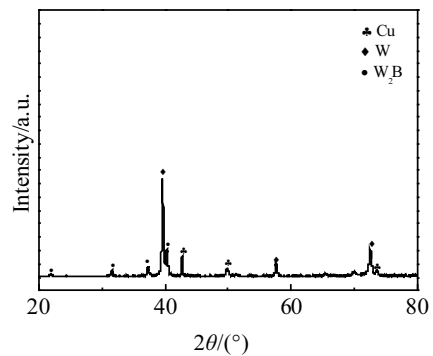


图 1 添加 1.0%B 的 CuW 合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of CuW alloy with 1.0%B addition

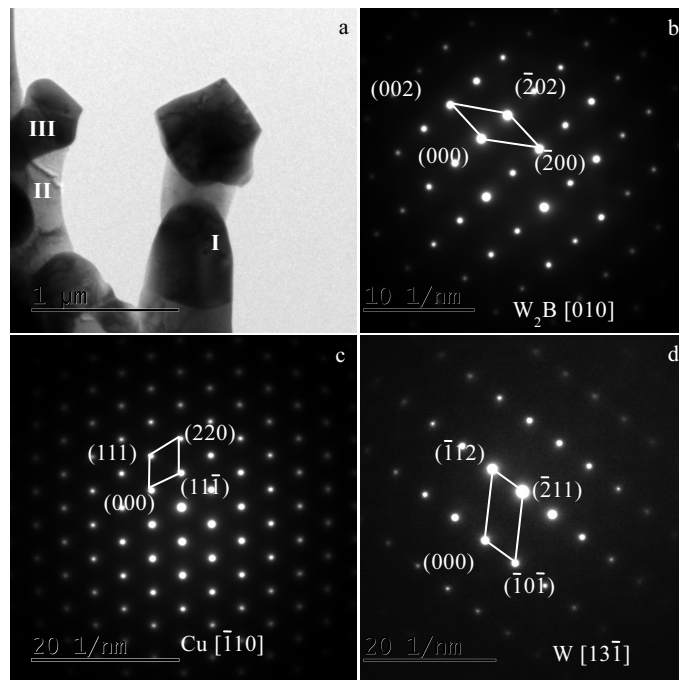


图 2 添加 1.0%B 的 CuW 合金的 TEM 照片和选区电子衍射花样

Fig.2 TEM bright field image (a) and SAED patterns of CuW alloy with 1.0%B addition: (b) region I, (c) region II, and (d) region III marked in Fig.2a

可以确定，白色半透明的 II 区域是面心结构的 Cu 相；黑色 III 区域是体心结构的 W 相。经标定 I 区域是  $W_2B$  相沿 [010] 晶带轴的衍射花样， $W_2B$  相具有四方结构，其晶格参数为  $a=5.570\text{ nm}$ ， $c=4.770\text{ nm}$ 。图 2c 是面心立方结构的 Cu 相沿  $[\bar{1}10]$  晶带轴的衍射花样。图 2d 是体心立方结构的 W 沿  $[13\bar{1}]$  晶带轴的衍射花样。

图 3 是添加不同 B 含量的 CuW 合金烧结熔渗后的 SEM 照片。其中深色连续相是铜相，亮灰色颗粒状相是钨相。可以看出，Cu 相连续地包裹着 W 相，CuW 合金组织较为致密。随着 B 添加量的增加，骨架烧结过程中原位生成的硼化钨增多，如图 3d 所示。这些聚集的  $W_2B$  颗粒增大了熔渗过程中铜液渗入 W 骨架孔隙中的阻力，易使合金中出现孔洞。

图 4 是添加 0.6%B 元素后的 CuW 合金局部放大像以及 EDS 能谱分析结果。通过 EDS 分析，可以知道该颗粒相的成分主要为 W 元素和 B 元素，且  $W_2B$  相多存在于钨颗粒的边界上。

### 2.2 合金的静态性能

图 5 为不同 B 含量的 CuW 合金的致密度。可以看出，少量 B 元素的添加有利于 CuW 合金致密度的提升，在 B 的添加量为 0%~0.6% 范围内，CuW 合金致密度有所提高。其原因可能是由于烧结骨架过程中，原位反应生成的亚微米级的  $W_2B$  陶瓷相抑制了烧结后期 W 颗粒间的聚集长大而形成闭孔，W 骨架孔隙结构更加合理，网络状孔隙相互贯通，使熔渗过程中铜液渗入更为顺畅，有利于提高合金的致密度。但是，

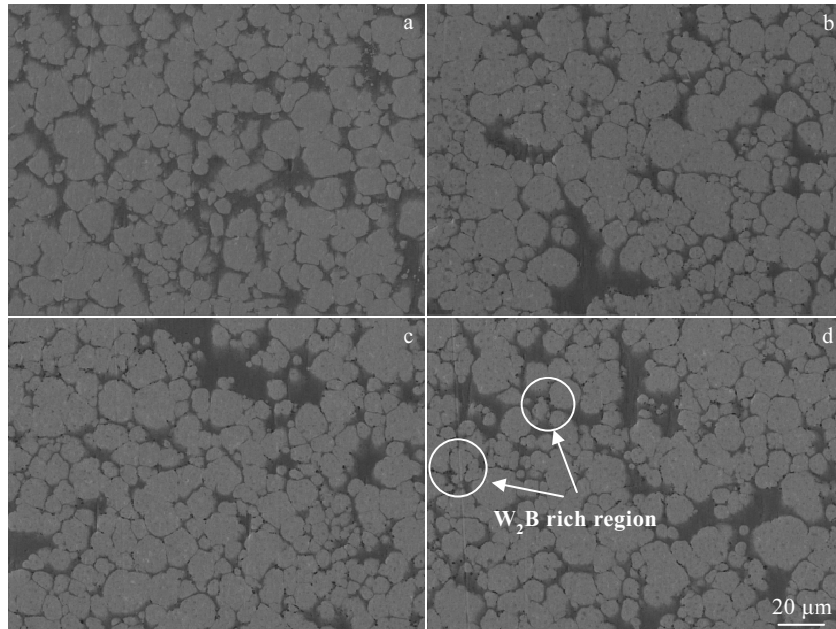
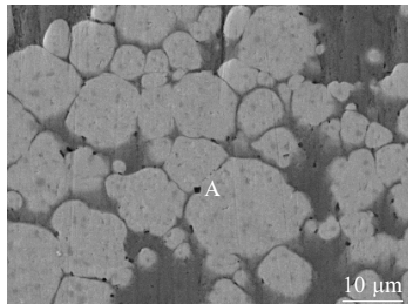


图 3 不同 B 添加含量的 CuW 合金的微观组织

Fig.3 Microstructures of CuW alloys with different B contents: (a) 0%, (b) 0.4%, (c) 0.6%, and (d) 0.8%



Element	$\omega/\%$	at%
W	57.77	31.51
Cu	30.18	24.95
B	12.05	43.54

图 4 添加 0.6%B 的 CuW 合金的微观组织及 EDS 分析结果

Fig.4 SEM image and EDS result of point A of CuW alloys with 0.6% B element

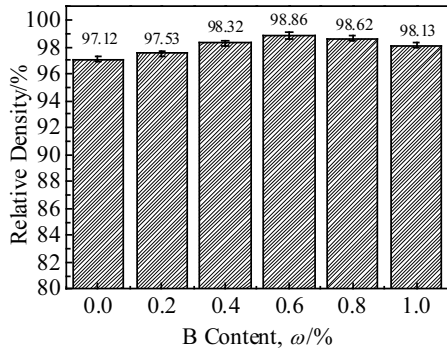


图 5 不同 B 含量的 CuW 合金的致密度

Fig.5 Relative densities of CuW alloys with different B contents

当元素 B 的含量过高，在 B 添加量高于 0.6% 时，熔渗后的 CuW 合金的致密度却逐渐降低。这是由于 B 元素的聚集使得原位生成的  $W_2B$  发生的聚集，不利于铜液渗入到钨骨架的孔隙中，导致了合金致密度的降低。

图 6 是不同 B 添加量的 CuW 合金的导电率、硬度随 B 含量的变化曲线。可以看出，随着 B 含量的增加，CuW 合金的硬度逐渐提高，在 B 含量为 0.6% 时，其布氏硬度达到 2150 MPa，而导电率逐渐降低。由于在 W 骨架烧结过程中 B 与 W 原位生成  $W_2B$  陶瓷相， $W_2B$  相具有较高的硬度和模量，该相的生成有利于提高合金的硬度。然而硼化钨虽有导电性，但其导电性较弱，远不及 Cu 相和 W 相。同时根据复合材料的电子散射理论可知，随着硼化钨相的增加，CuW 合金中相界面增多，对自由电子的散射加剧，导致了 CuW 合金导电性的下降。

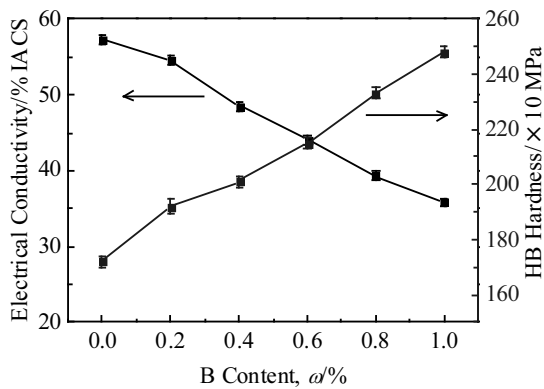


图 6 不同 B 含量的 CuW 合金的电导率和硬度

Fig.6 Electrical conductivities and hardness of CuW alloys with different B contents

### 2.3 合金的电击穿性能和电弧烧蚀行为

耐电击穿强度是衡量触头材料承载电压而不被击穿的能力，是电触头材料一项重要指标<sup>[21]</sup>。图 7 是未添加 B 和添加 0.6%B 的 CuW 合金试验 50 次后的击穿强度。可以看出，随 B 元素的添加，合金的耐电压强度从  $2.87 \times 10^7$  V/m 提升到  $4.52 \times 10^7$  V/m，耐电压强度提高 57.5%。这主要归因于添加 B 元素之后，在 CuW 合金制备过程中原位生成具有低逸出功的硼化钨，它的弥散分布可以分散电弧，减少电弧的集中烧蚀，有利于提高 CuW 合金的耐烧蚀性能，提高耐击穿强度。

图 8 所示为添加不同含量 B 元素的 CuW 合金经过 50 次电弧烧蚀后的质量损失。可以看出，在相同的真空电击穿条件下，不同 B 元素的添加量对 CuW 合金电弧烧蚀质量损失的影响不同。随着 B 含量的增加，CuW 合金的质量损失逐渐减小，其中 CuW-0.6%B 合金的质量损失为 0.26 mg，相比于 CuW 合金的 0.32 mg，降低了 23.1%

图 9 为 CuW 合金的截流值及电弧寿命随 B 含量的变化曲线。从图中可以看出，随 B 含量的增大，CuW 合金的截流值先减小后又增大，电弧寿命先增大而后减小。当 B 含量为 0.6% 时，CuW 合金的截流值达到最小，为 3.7 A，电弧寿命最大，为 20.2 ms，相比于未添加 B 的 CuW 合金截流值降低了 21%，电弧寿命延长了 12%。

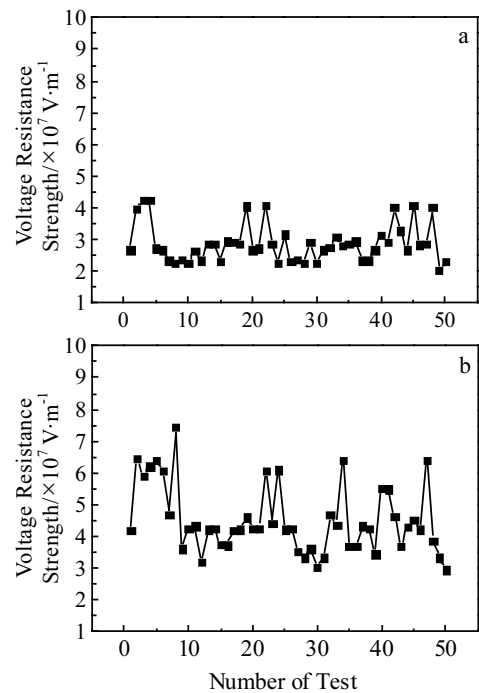


图 7 不同 B 含量 CuW 合金的耐电压强度

Fig.7 Breakdown strengths of CuW alloys with 0%B (a) and 0.6%B (b)

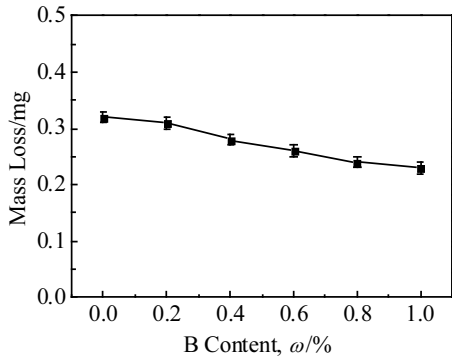


图 8 不同 B 含量 CuW 合金的 50 次电弧烧蚀后的质量损失  
Fig.8 Mass losses of CuW alloys with different B contents after arc ablation for 50 times

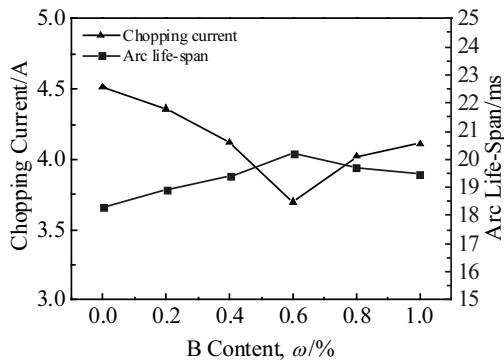


图 9 不同 B 含量 CuW 合金的截流值和电弧寿命  
Fig.9 Chopping currents and arc life-spans of CuW alloys with different B contents

为了分析上述不同 CuW 合金的电烧蚀性能差异以及分析真空电击穿过程,对 50 次电击穿之后的表面烧蚀形貌进行了观察。图 10 是 CuW 合金和添加 0.6% 硼的 CuW 合金烧蚀表面形貌以及局部放大的 SEM 照片。由图 10a, 10a<sub>1</sub> 可以看出, CuW 合金的烧蚀坑区域面积较小, 且烧蚀坑较深。添加了 0.6%B 元素之后, 如图 10b, 10b<sub>1</sub> 所示, 此时烧蚀区域也不再集中, 烧蚀区域有向周围不规则运动的趋势, 而且烧蚀程度明显减轻。通过对图 10b<sub>2</sub> 中烧蚀坑的观察以及结合表 1 所示的烧蚀坑周围 EDS 分析, 可以知道在真空电击穿过程中, 高温电弧将低熔点铜相熔化并向四周喷溅, 同时在击穿中心形成烧蚀凹坑。多次击穿后的烧蚀坑四周的铜相凝固形成微凸起(如 A 点), 所以凸起区域 A 点含有大量的铜相。在电弧高温热量冲击下, 熔融铜液在电弧热量冲击下向周围流动, 形成 B 点所示的流动区, 接触到低温 W 基体后, 将再次凝结形成凸起, 成为下一个场致发射点。烧蚀区域由于受到高温能量冲击, 再冷却凝固时会产生如图 10b<sub>2</sub> 所示的裂纹及孔洞, 这些孔洞和裂纹将会影响 CuW 合金的使用寿命。

以上实验结果表明, B 元素的添加有利于提高 CuW 合金的耐电弧烧蚀性能。主要可归因于, 在相同的击穿条件下, 电击穿发生的区域与合金元素逸出功的大小密切相关<sup>[22,23]</sup>。对于 CuW 触头材料, 真空击穿时的击穿点主要出现在逸出功较低的 Cu 相上, 金属 Cu 的逸出功较低, 为 4.36 eV, 而 W 的电子逸出功高于 Cu, 为 4.55 eV, 所以在电击穿过程中铜相的烧蚀程

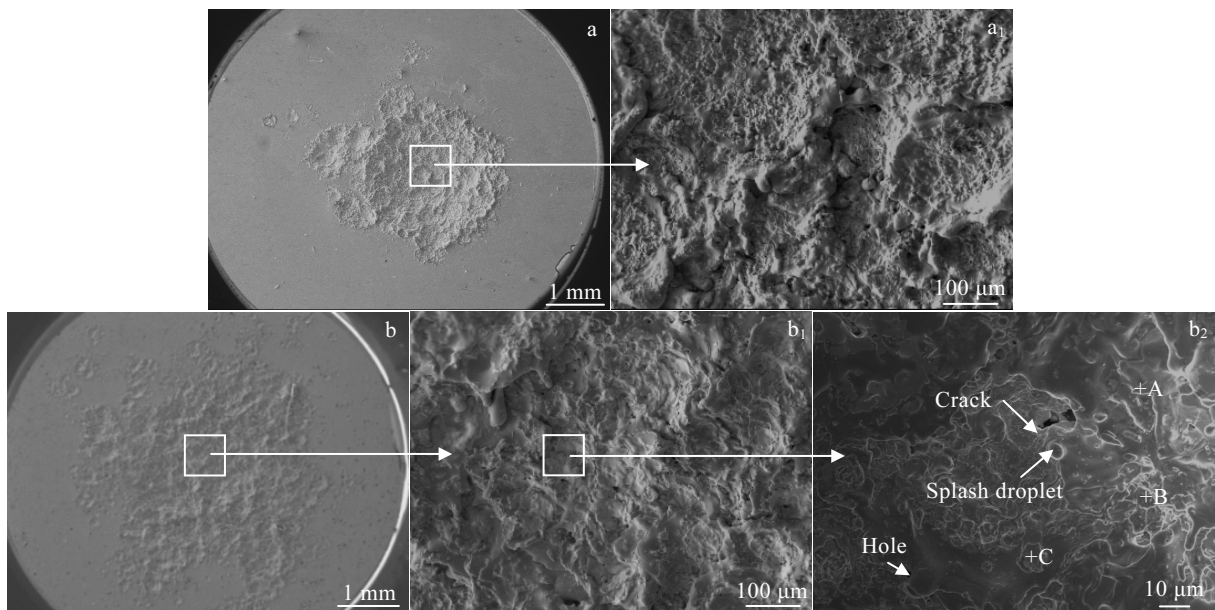


图 10 不同 B 含量的 CuW 合金 50 次击穿区域形貌  
Fig.10 Surface morphologies of CuW (a) and CuW-0.6%B (b) alloys after 50 times breakdown

表 1 图 10b<sub>2</sub> 中 A, B, C 点的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis results of points A, B, C in Fig.10b<sub>2</sub> (ω/%)

Element	Point A	Point B	Point C
W	57.11	55.61	82.89
Cu	42.21	43.52	14.64
B	0.68	0.87	2.47

度最为严重<sup>[24,25]</sup>。而添加 B 元素后, 烧结熔渗过程中原位生成了低逸出功硼化钨, 其逸出功为 3.90 eV<sup>[26]</sup>, 低于 Cu 相和 W 相。在电击穿过程中, 一方面, 击穿点不再以铜相击穿为主, 转而优先发生在逸出功较低的相上, 由于亚微米级的 W<sub>2</sub>B 相在钨骨架中弥散分布, 使得真空电弧得到有效分散, 电击穿产生的烧蚀坑变得较为分散且较浅。由于原位生成 W<sub>2</sub>B 相的弥散分布改善了合金的烧蚀程度, 烧蚀后的质量损失也相对减少。另一方面, 电弧在首先选择逸出功较低的 W<sub>2</sub>B 相击穿时, 分散了大量电弧能量, 减少了富铜区域的大面积熔化与飞溅, 同时使得颗粒周围的细小铜区转变为以蒸发为主, 为合金表面电弧的稳定燃烧提供了足够的金属蒸气, 从而使合金的截流值降低, 电弧燃烧时间延长。

2.4 B 元素对合金耐摩擦磨损性能的影响

在实际服役过程中, 动/静电触头因经历频繁的开关而造成材料严重磨损。因此, 对不同 B 含量的 CuW 合金进行了 180 min 摩擦磨损试验。表 2 为摩擦磨损试验中不同 B 含量 CuW 合金的磨损量及体积磨损率。可以看出, 随着 B 含量的增加, CuW 合金的磨损量不断减少, 体积磨损率也有所降低。根据材料磨损速率基本方程 Archard 公式<sup>[27]</sup>, 材料的耐磨性与其硬度有关, 硬度越高则其耐磨性就越好。W 骨架中添加了 B 元素后, 烧结熔渗过程中原位生成了硬质相 W<sub>2</sub>B 相, 使得 CuW 合金硬度提高, 改善了合金的耐磨性。其中, 添加 0.6%B 的 CuW 合金与未添加的 CuW 合金相比, 磨损量较低, 体积磨损率降低了 35.4%。

图 11 为不同 B 含量 CuW 合金的摩擦系数曲线。

表 2 不同 B 含量 CuW 合金室温磨损过程质量损失和体积磨损率

Table 2 Mass loss and volume wear rate of CuW alloys with different B contents during room-temperature friction wear process

B content, ω/%	Mass loss/g	Volume wear rate/ ×10 <sup>-5</sup> mm <sup>3</sup> ·(N·m) <sup>-1</sup>
0	0.0015	5.93
0.2	0.0012	4.78
0.4	0.0010	4.01
0.6	0.0009	3.83
0.8	0.0008	3.66
1.0	0.0008	3.28

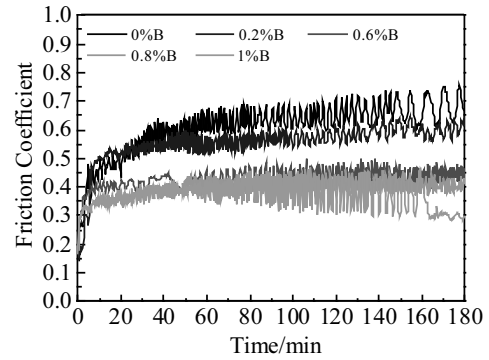


图 11 不同 B 含量 CuW 合金的摩擦系数曲线

Fig.11 Friction coefficients of CuW alloys with different B contents

其中 CuW 合金的平均摩擦系数为 0.61, 而 CuW-0.6%B 合金的平均摩擦系数为 0.42, 降低了 32.7%。由于 B 元素的添加在 CuW 合金中原位生成高模量的硼化钨陶瓷相, 使得 CuW 合金的硬度提高, 降低了 CuW 合金的平均摩擦系数, 从而提高了合金耐磨性。从摩擦系数曲线图也可以看出, 在 180 min 的摩擦磨损过程中, 由于合金磨损区域组织与成分的不均匀性, 导致耐磨性存在差异, 使摩擦系数曲线波动变化。

图 12 为 CuW 和 CuW-0.6%B 合金摩擦磨损试验后选取部分磨痕的三维形貌。其中图 12a 的磨痕宽度为 291 μm, 磨痕深度为 7.6 μm。图 12b 的磨痕宽度为 278 μm, 磨痕深度为 6.2 μm。可见 B 元素的引入, 使合金硬度提升, 磨痕宽度变小, 深度变浅, 表明 B 元素的引入有利于 CuW 合金耐磨性的提升。

图 13 是 CuW 和 CuW-0.6%B 合金磨损区域的 SEM 形貌。可以看出, 添加元素硼后, 合金表面的犁沟较浅。在图 13a 所示的 CuW 合金摩擦磨损过程中, 有些区域出现撕裂的痕迹。这是由于在磨损过程中, 试样磨盘与对磨钢珠的不断摩擦, CuW 合金表面温度上升, 铜相硬度降低, 产生塑性变形, 包覆在钨颗粒表面形成两相混合层。而在 W 骨架中引入硼元素后, 如图 13b 所示, 由于高模量硬质相 W<sub>2</sub>B 相的原位生成, 有效抵抗了摩擦副带来的切削作用, 同时 CuW 合金的硬度提高, 提升了合金的抗塑性变形能力, 耐磨性也随之上升。

对图 13 中各点进行 EDS 分析, 结果如表 3 所示。结合图 13 以及表 3 可以看出, A 点与 D 点所处区域为混合层, 有大量的 Cu 相覆盖在 W 相表面。随着摩擦过程的进行, 合金表面和摩擦副不断被消耗, 在 B 点与 C 点区域产生大量的磨屑堆积, 磨屑的主要成分是铜相、W 相以及摩擦副的铁元素, 同时由于摩擦带

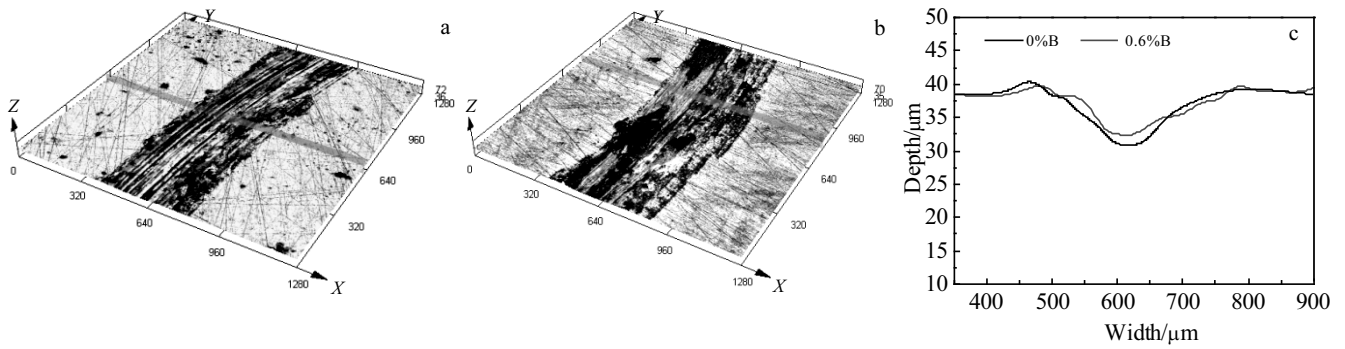


图 12 CuW 和 CuW-0.6%B 合金磨痕的三维形貌及磨痕深度-宽度曲线

Fig.12 Three-dimensional morphologies of CuW (a) and CuW-0.6%B (b) alloys after friction and wear test; wear depth-width curves of different CuW alloys (c)

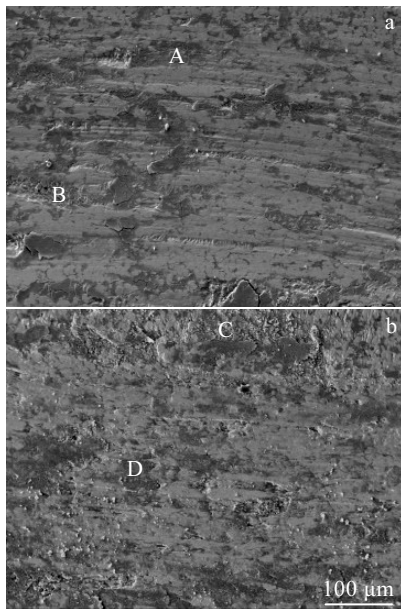


图 13 CuW 和 CuW-0.6%B 合金磨损后表面形貌

Fig.13 Surface morphologies of CuW (a) and CuW-0.6%B (b) alloys after friction and wear

表 3 图 13 中各点的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of points marked in Fig.13 (wt%)

Element	Point A	Point B	Point C	Point D
W	63.98	30.42	34.46	61.46
Cu	21.12	46.23	40.88	23.02
O	13.97	21.26	21.11	12.49
Fe	0.93	2.09	3.18	2.70
B	-	-	0.37	0.34
Total	100%			

来的热量，有一部分的铜与铁在摩擦过程中氧化，导致各区域有氧元素存在。磨损机制主要是磨粒磨损和粘着磨损。

### 3 结 论

1) 在 W 骨架中加入一定量的 B 粉，在烧结熔渗过程中 B 和 W 原位反应生成  $W_2B$  相。随着 B 添加量的增加，CuW 合金中生成的硼化钨相的数量亦增加。

2) 原位生成的硼化钨相提高了 CuW 合金的硬度，但使合金导电率降低。添加 0.6%B 的 CuW 合金的硬度达到 2150 MPa。

3) CuW 合金掺杂 B 元素后明显改善了抗电弧烧蚀性能。与 CuW 合金相比，添加 0.6%B 的 CuW 合金的平均击穿强度增加了 57.5%，截流值降低了 21%，电弧寿命延长了 12%。而且合金中亚微米级的  $W_2B$  相使电弧得到有效分散，击穿坑分散且较小，铜液的集中飞溅现象减轻。

4) 随着 B 添加量的增加，CuW 合金的摩擦系数，体积磨损率减小。与 CuW 合金相比，当添加 B 的含量达到 0.6% 时，平均摩擦系数和体积磨损率分别下降了 32.7% 和 35.4%。

### 参考文献 References

[1] Zhang Q, Liang S H, Yang X H *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2016, 62: 156

[2] Lu Z L, Luo L M, Chen J B *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2015, 626: 61

[3] Cao W C, Liang S H, Gao Z F *et al. Rare Metal Mater Eng*[J], 2011, 40(4): 571

[4] Chen W G, Dong L L, Zhang H *et al. Materials Letters*[J], 2017, 205: 198

[5] Chen P G, Luo G Q, Shen Q *et al. Materials & Design*[J], 2013, 46: 101

[6] Wei X X, Tang J C, Ye N *et al. Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2016, 661: 471
- [7] Chen Wenge(陈文革), Li Bin(黎斌). *Electrical Engineering Materials*(电工材料)[J], 2010(4): 9
- [8] Zhang Q, Liang S H, Zhuo L C. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 708: 796
- [9] Doré F, Martin C L, Allibert C H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 383: 390
- [10] Song Guiming(宋桂明), Zhou Yu(周玉), Lei Tingquan(雷廷权) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 1999, 9(1): 49
- [11] Gu Gang(古刚), Liu Dezhi(刘德志). *Journal of Naval University of Engineering*(海军工程大学学报)[J], 2016, 28(3): 40
- [12] Li Dasheng(李大圣), Fan Zhikang(范志康). *Rare Metal Mater Eng*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(6): 1008
- [13] Yang X H, Fan Z K, Liang S H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 475(1-2): 855
- [14] Song G M, Wang Y J, Zhou Y. *Int J Refract Metals Hard Mater*[J], 2003, 21(1-2): 1
- [15] Zhao Z Y, Liu J X, Guo W Q et al. *Int J Refract Met Hard Mater*[J], 2016, 54: 90
- [16] Luo L M, Lu Z L, Huang X M et al. *Int J Refract Met Hard Mater*[J], 2015, 48: 1
- [17] Yang X H, Liang S H, Wang X H et al. *Int J Refract Met Hard Mater*[J], 2010, 28: 305
- [18] Shen Panwen(申泮文), Che Yunxia(车云霞), Luo Yuji(罗裕基) et al. *Inorganic Chemistry*(无机化学)[M]. Beijing: Science Press, 2011: 401
- [19] Cao Xiaozhou(曹晓舟), Xue Xiangxin(薛向欣), Yan He(杨合) et al. *Rare Metal Mater Eng*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1987
- [20] Gromilov S A, Kinelovskii S A, Alekseev A V et al. *Journal of Structural Chemistry*[J], 2010, 51(6): 1126
- [21] Liang S H, Chen L, Yuan Z X et al. *Materials Characterization*[J], 2015, 110: 33
- [22] Yu Ligui(喻立贵). *Vacuum Arcs Theory and Application*(真空电弧理论与应用)[M]. Beijing: China Machine Press, 1985: 26
- [23] Cao W C, Liang S H, Zhang X et al. *Vacuum*[J], 2011, 85(10): 943
- [24] Dong L L, Ahangarkani M, Chen W G et al. *Int J Refract Metals Hard Mater*[J], 2018, 75: 30
- [25] Cao W C, Liang S H, Gao Z F et al. *Int J Refract Metals Hard Mater*[J], 2011, 29(6): 656
- [26] Stadler S, Winarski R P, MacLaren J M et al. *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*[J], 2000, 110: 75
- [27] Wen Shizhu(温诗铸). *Principles of Tribology*(摩擦学原理)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1990: 443

## Effects of In-situ Synthesis of Tungsten Boride on Microstructures and Properties of CuW Alloy

Yang Xiaohong, Zhao Yipeng, Zou Juntao, Xiao Peng, Liang Shuhua  
(Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

**Abstract:** A series of Cu-W alloys added with different boron contents were prepared by means of powder metallurgy-infiltration process. The effects of boron addition content on the microstructure and properties of CuW alloys were investigated. The static properties, the vacuum breakdown property and the wear resistance were studied, respectively. The results show that boron element and W in-situ react and form tungsten boride phase in the sintering process of W skeletons. The HB hardness of the CuW-0.6wt%B alloy increases to 2150 MPa owing to strengthen of W skeletons. Meanwhile, the breakdown strength increases by 57.5%, the chopping current decreases by 21%, and the coefficients of friction decreases by 32.7%, respectively. The breakdown strength and wear resistance of the CuW alloys are enhanced significantly. The morphologies analysis of CuW alloys after vacuum breakdown shows that the splash of liquid copper decreases, the breakdown areas increase but the erosion pits become shallower and smaller.

**Key words:** CuW alloys; W<sub>2</sub>B; in-situ reaction; microstructure; properties

Corresponding author: Yang Xiaohong, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, Tel: 0086-29-82312185, E-mail: yangxh2000@126.com