

Co 含量对金刚石-WC-Co 复合材料耐磨性的影响

李开深^{1,2,3}, 曹瑞军^{1,2,4}, 谢兴铖^{1,2}, 史植广^{1,2}

(1. 有研科技集团有限公司 智能传感功能材料国家重点实验室, 北京 101407)

(2. 有研工程技术研究院有限公司 先进电子材料事业部, 北京 101407)

(3. 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

(4. 有研科技集团有限公司 有研(广东)新材料技术研究院, 广东 佛山 528000)

摘要: 随着采矿和城市基建等行业的发展, 对矿用 WC-Co 采掘工具的耐磨性提出了更高的要求。通过添加金刚石增强 WC-Co 矿用工具的耐磨性是一种可行的新思路。在烧结制备金刚石-WC-Co 复合材料的过程中钴相作为催化剂会加速金刚石向石墨转变。为研究 Co 对复合材料中金刚石石墨化程度的影响, 采用放电等离子体烧结技术 (SPS) 制备金刚石-WC-Co 复合材料, 分析了复合材料中金刚石石墨化程度并采用砂轮法研究了复合材料的磨损性能和磨损机理。结果表明: 金刚石-WC-Co 复合材料中金刚石可以起到增韧效果; Co 含量增加会促进复合材料致密化进程, 同时也会降低复合材料的硬度; 随着 Co 含量增加, 复合材料耐磨性变差。磨损过程中 WC-Co 基体率先被磨损去除, 金刚石后被磨损。金刚石会增强材料的耐磨性能。

关键词: 放电等离子体烧结 (SPS); 金刚石-WC-Co 复合材料; 磨损性能

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3835-08

WC-Co 硬质合金是由硬质相 WC 和粘结金属 Co 采用粉末冶金技术制备而成, 具有优异的硬度、强度、耐磨性和耐腐蚀性, 被誉为“工业的牙齿”^[1], 广泛应用于航空航天, 矿山开采和装备制造等领域。WC-Co 采掘工具在矿山开采过程中会同时受到多种应力的作用, 还会受到硬质岩粉的磨损和矿液的腐蚀, 每年因为硬质合金磨损而浪费的产能为 1/3~1/2^[2,3]。目前主要通过细化 WC 晶粒, 降低 Co 含量, 调节材料成分梯度和添加硬质相等途径提高硬质合金的耐磨性。鉴于金刚石优异的力学性能, 在 WC-Co 硬质合金中添加金刚石可兼得 WC-Co 硬质合金和金刚石的优异性能, 达到提高材料耐磨性和断裂韧性的目的, 是 WC-Co 类硬质合金的一个重要发展方向。

目前掺杂金刚石的 WC-Co 类硬质合金已有报道, 张立学^[4]和 Kitiwan^[5]等采用 SPS 烧结方法制备出高硬度和高韧性的金刚石-WC-Co 复合材料。为提高金刚石与 WC-Co 基体的结合力, Tian 等^[6]在金刚石表面制备立方 SiC 中间层提高两者的附着力。Shi 等^[7,8]制备的金刚石-WC-Co 复合材料的耐磨性为普通硬质合金的 40 倍。Duan 等^[9]通过对金刚石预处理, 制备出高硬度, 高冲击

韧性和耐磨性为传统硬质合金 100 倍的硬质合金。但是它们均面临一个共性问题: WC-Co 硬质合金在烧结过程中粘结相 Co 会加速金刚石向石墨转变, 导致金刚石与基体润湿性差, 界面结合强度低, 这会显著降低复合材料的力学性能。

针对 Co 对复合材料致密化程度和金刚石石墨化影响的问题, 本实验采用放电等离子体烧结技术 (SPS) 制备不同 Co 含量的 (1.5%~7.5%, 质量分数) 金刚石-WC-Co 复合材料, 探究 Co 含量对金刚石-WC-Co 性能的影响。铬为易与碳形成碳化物的元素, 镀层 Cr 与金刚石发生碳化反应形成碳化铬, 阻止钴与金刚石基体的接触, 改善基体和金刚石的润湿性, 提高基体与金刚石的结合强度, 增强材料的力学性能。为进一步保护金刚石, 减少 Co 相对金刚石的催化作用, 加强与基体的结合强度, 本研究采用 Cr 元素包覆的金刚石。

1 实验

本实验所用的 WC 粉、Co 粉和镀铬金刚石颗粒性能参数见表 1, 微观形貌见图 1。WC 粉由厦门钨业股份有限公司提供; Co 粉由南京寒锐钴业股份有限公司提供;

收稿日期: 2021-10-09

基金项目: 江西省重大课题研发专项 (20194ABC28004); 有研科技集团有限公司科技创新基金天使研究项目 (2019TS0102); 有研工程技术研究院有限公司科技创新基金项目 (57272006)

作者简介: 李开深, 男, 1997 年生, 硕士, 有研科技集团有限公司智能传感功能材料国家重点实验室, 北京 101407, E-mail: 19800352520@163.com

表 1 原料粉末性能参数

Table 1 Characteristics of raw powders

Powder	WC	Co	Diamond
Fsss/ μm	0.6	1.2	80
Oxygen content, $\omega/\%$	0.15	0.8	
Carbon content, $\omega/\%$	6.13	0.05	

镀铬金刚石由河南创奇超硬材料有限公司提供, 表面镀铬镀层采用真空微蒸镀工艺制备而成。真空微蒸镀工艺是受热气化的待镀金属原子在高真空条件下沉积于金刚石表面发生碳化反应并成膜的过程, 该工艺能实现单次大批量镀覆, 并且得到的膜层均匀、附着力强。真空微蒸镀工艺可在金刚石表面制备 Ti、Cr 和 W 等过渡族金属

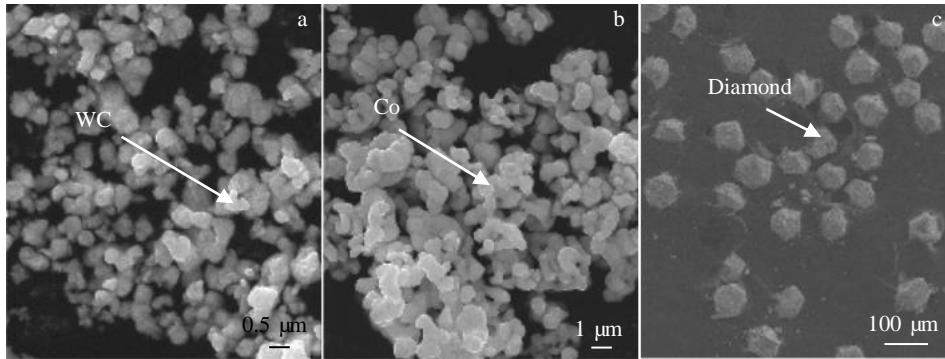


图 1 原料粉末微观形貌

Fig.1 Morphologies of raw powders: (a) WC, (b) Co, and (c) diamond

涂层, 其中 Cr 镀层通常是在真空度为 10^{-3} Pa、温度为 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的条件下反应得到^[10]。WC(图 1a)和 Co(图 1b)有团聚现象, 金刚石颗粒(图 1c)形状规则, 呈六八面体, 各原料粒度分布均匀。

复合材料的成分设计见表 2, 根据样品中 Co 含量的不同, 将制备的硬质合金分别编号为 Co1.5、Co2.5、Co5.0 和 Co7.5。将所需粉末准确称量, 在滚筒式球磨机上球磨 24 h, 添加镀铬金刚石, 继续混料 6 h, 烘干、过筛后得到混合料。称取 45 g 混合料, 置于石墨模具中, 采用放电等离子体烧结技术 (SPS) 进行烧结, 升温速率为 $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 烧结温度为 $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 烧结压力为 40 MPa, 在最高温度保温 5 min, 得到直径为 20 mm 的合金圆片, 并制备金相试样和尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的磨损试样。

本实验用排水法测试样品密度, 用维氏硬度计测量复合材料的硬度, 用扫描电子显微镜 (JEOL7900) 和能谱仪对磨损前后复合材料的微观组织和元素组成进行表征, 用白光干涉仪对磨损后表面 3D 形貌进行表征, 用 X 射线衍射仪和显微拉曼光谱仪对复合材料进行物相分析。图 2 为复合材料抛光后不同倍数的 SEM 像, 在放大 50 倍的图中用计数法计算金刚石脱落数与金刚石总

表 2 复合材料成分设计

Table 2 Composition design of the composites ($\omega/\%$)

Sample	WC content	Co content	Diamond content
Co1.5	96.0	1.5	2.5
Co2.5	95.0	2.5	2.5
Co5.0	92.5	5.0	2.5
Co7.5	90.0	7.5	2.5

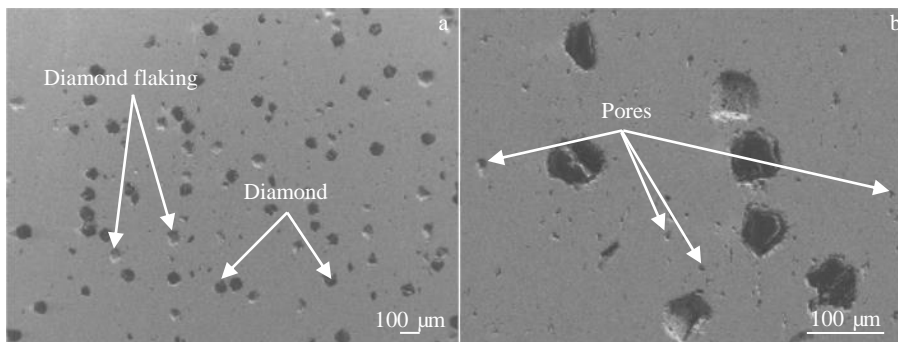


图 2 金刚石脱落程度和孔隙率计算示意图

Fig.2 Calculation diagrams of diamond shedding degree (a) and porosity (b)

数（脱落数和未脱落数之和）的比值，记为金刚石脱落程度；在放大 200 倍的图中用 IPP6.0 软件计算孔隙面积与总面积的比值，记为复合材料的孔隙率。使用砂轮法研究其磨损性能和磨损机理，具体实验装置如图 3 所示：正向压力为 98 N，样品尺寸为 10 mm×10 mm×15 mm，砂轮直径 15 cm，转速 100 r/min。磨损实验前将试样在超声波清洗机中用无水乙醇清洗并干燥，用 AL204 分析天平称重，根据磨损前后的质量差计算磨损体积。

2 结果与讨论

2.1 复合材料的物相分析

金刚石是一种亚稳态结构，空气中 700 °C 会自发的转化为石墨，金属 Co 作为催化剂会加速该进程^[11,12]。在烧结过程中保持金刚石稳定，是制备金刚石-WC-Co 复合材料的关键。图 4 为复合材料的 X 射线衍射图谱，图谱中观察不到石墨峰，说明金刚石未转化为石墨；另外图谱中 WC 相衍射峰强度远高于金刚石，原因是金刚石的质量吸收系数（6.2 cm²/g^[13]）远小于 WC 的质量吸收系数^[14]。由于合金中金刚石含量较少，为进一步准确确定金刚石是否向石墨转变，采用显微拉曼光谱对其表征，其中激光选区位置位于金刚石上，并且 WC 中的 C

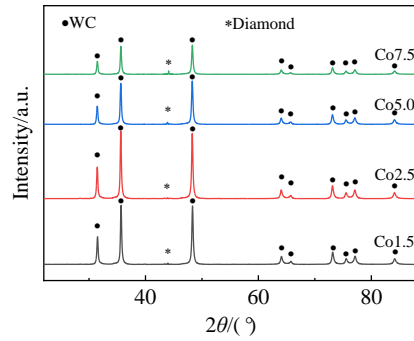


图 4 不同 Co 含量复合材料的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of composites with different Co contents

以化合碳形式存在，游离碳含量很低，对金刚石的拉曼峰位没有干扰，图 5 所示 4 种样品拉曼光谱中均只存在 1332 cm⁻¹ 处的金刚石特征拉曼峰，并且峰形尖锐对称，说明金刚石晶型完整，未发生石墨化转变；另外图谱中未观察到 1558 cm⁻¹ 处非金刚石碳的特征拉曼峰，也可证明这一点^[15,16]。

复合材料中金刚石发生石墨化转变的位置往往处于金刚石与硬质合金基体的交界处，采用 SEM 和 EDS 对金刚石与硬质合金基体界面处的微观形貌和元素分布进行分析。图 6 为 Co1.5 合金的微观形貌，图中黑色物质

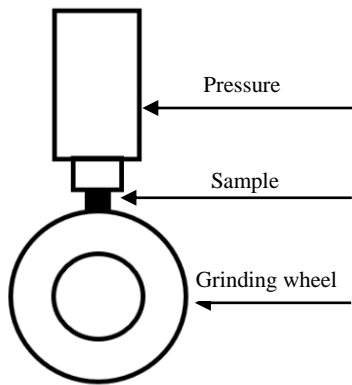


图 3 磨损实验装置示意图

Fig.3 Schematic diagram of abrasion experiment device

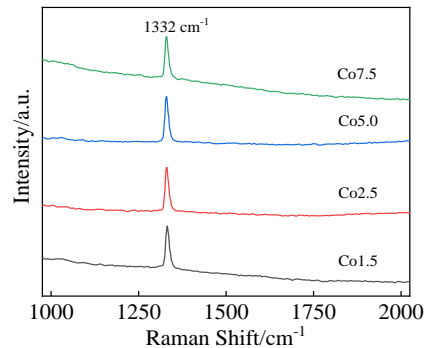


图 5 不同 Co 含量复合材料的拉曼光谱

Fig.5 Raman spectra of composites with different Co contents

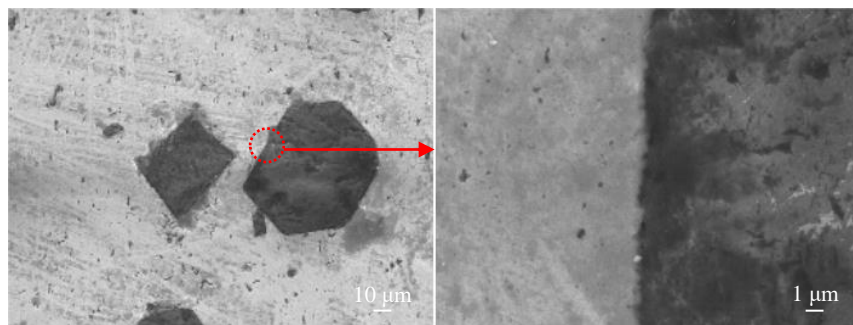


图 6 Co1.5 合金微观形貌

Fig.6 Morphologies of Co1.5 alloy

为金刚石，灰白色物质为 WC-Co 基体，界面周围观察不到片层状石墨化物质。图 7 为沿 Co1.5 合金界面处的 EDS 元素线扫描，可以观察到 WC-Co 基体表面主要为 W 元素和 Co 元素，此外还存在少量的 C 元素和 Cr 元素，而金刚石表面主要为 C 元素，不含其他金属元素。采用 EDS 在金刚石的表面未检测到明显的铬镀层，可能是由于 Cr 的扩散造成金刚石表面剩余的碳化铬层较薄。SPS 可以在较低温度下完成复合材料的致密化烧结，同时避免金刚石向石墨转变。

2.2 复合材料的性能

2.2.1 力学性能

图 8 为复合材料相对密度和 Co 含量的关系曲线，图

中可见 Co 含量升高会提高复合材料的致密化程度，其中 Co7.5 合金致密化程度最高（相对密度为 99.6%），其余 3 种复合材料的相对密度均在 96% 左右，这是因为混合料中 Co 含量增加，使 WC 硬质相在烧结过程中的流动阻力减小，促进 WC 在液相中重排、溶解和再析出，进而提高复合材料的致密化程度^[17,18]；尽管 Cr 镀层可以提高金刚石与基体的润湿能力，但是金刚石与基体物理性能的差异使二者结合界面仍不牢固，复合材料不能完全致密^[19]，这些疏松的结合面导致孔隙率（表 3）和致密度之和不为 100%。

图 9 为复合材料的硬度、断裂韧性与 Co 含量的关系图，发现硬质合金的硬度随着 Co 含量的降低而升高，

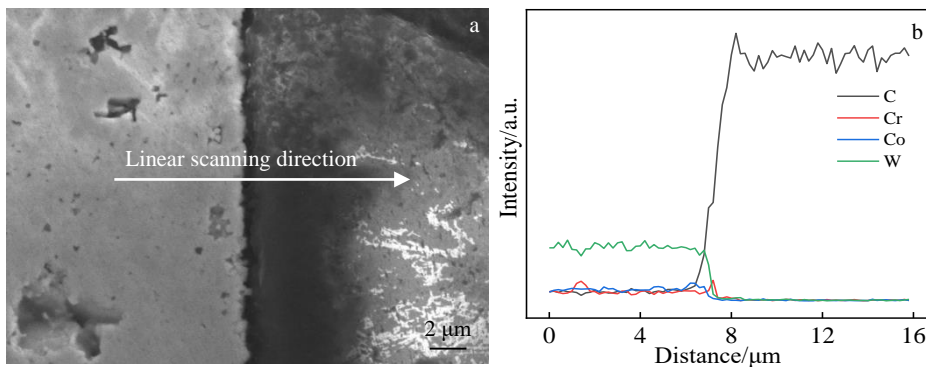


图 7 Co1.5 合金界面元素分布

Fig.7 SEM image of Co1.5 alloy (a); EDS element linear scanning along the arrow direction in Fig.7a (b)

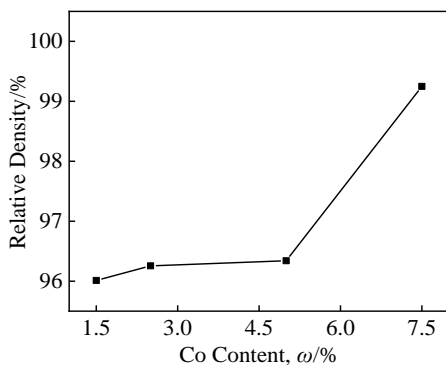


图 8 不同 Co 含量复合材料的相对密度

Fig.8 Relative densities of composites with different Co contents

表 3 复合材料孔隙率

Table 3 Porosities of composites with different Co contents (%)

Sample	Co1.5	Co2.5	Co5.0	Co7.5
Porosity	1.89	1.61	1.28	0.06

Co1.5 的硬度 (HV_{50}) 最高为 $22\ 128 \pm 317$ MPa，这是因为 Co 韧性相含量降低，合金抵抗变形能力增强，硬度升高^[20]。4 种合金的断裂韧性在 $15 \sim 17$ MPa $m^{1/2}$ 之间，相差不大，较自制未添加金刚石的 WC-2.5Co 提高 60% 左右，较文献中未添加金刚石的 WC-3Co^[21]，WC-5Co^[22]，WC-6Co^[23]，WC-7Co^[24]，WC-8Co^[25] 合金断裂韧性（均在 $9 \sim 13$ MPa $m^{1/2}$ 之间）平均提高约 40%。硬质合金的致密化程度增大会提高断裂韧性，其中 Co1.5、Co2.5 和 Co5 合金的相对密度约为 96%，断裂韧性也相差不大，而 Co7.5 合金的相对密度高于其余三者，其断裂韧性也略有增加；同时也说明金刚石的引入是复合材料断裂韧性提高的主要原因，图 10 可以观察到金刚石-WC-Co 复合材料中裂纹发生偏转，并终止于金刚石附近，从而使低钴合金获得较高的断裂韧性。

2.2.2 磨损性能

硬质合金工具材料的磨损是一个非常复杂的过程，其磨损形式主要包括磨粒磨损、粘着磨损、疲劳磨损和腐蚀磨损^[26]。硬质合金的磨损性能的研究主要集中在硬质合金磨损体积和滑动距离的关系上。为了合理地

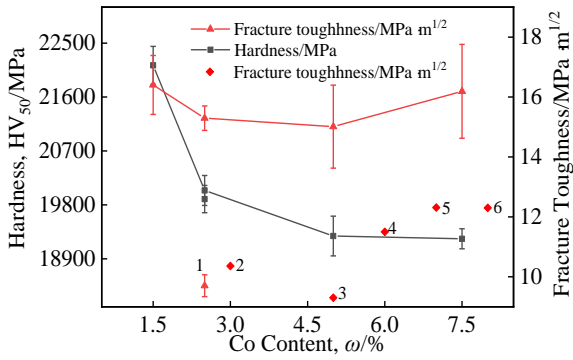


图 9 不同 Co 含量复合材料的硬度和断裂韧性

Fig.9 Hardness and fracture toughness of composites with different Co contents (1: WC-2.5Co; 2: WC-3Co^[21]; 3: WC-5Co^[22]; 4: WC-6Co^[23]; 5: WC-7Co^[24]; 6: WC-8Co^[25])

解释复合材料的磨损行为, 本实验采用 Lancaster 磨损模型 (式 (1)), 该模型表明材料的磨损体积与滑动距离和法向载荷成正比, 同时 Archard^[27] 磨损模型也反映了这一规律。

$$V = KSF \tag{1}$$

其中, V 为磨损体积 (mm^3), K 为磨损系数 ($\text{mm}^3/(\text{N m})$), S 为滑动距离 (m), F 为正向压力 (N)。

图 11 为硬质合金磨损体积和滑动距离的关系图, 图中直线是由实测数据采用最小二乘法线性拟合得到的。图中可见复合材料的磨损体积随滑动距离线性增加, 磨损规律符合 Archard 磨损模型。表 4 为材料的磨损系数 K , 是直线的斜率与正向压力的比值。图 12 为磨损系数 K 与复合材料 Co 含量之间的关系, 钴含量在 1.5%~7.5% 的范围内, 复合材料的磨损系数 K 随钴含量增加线性增

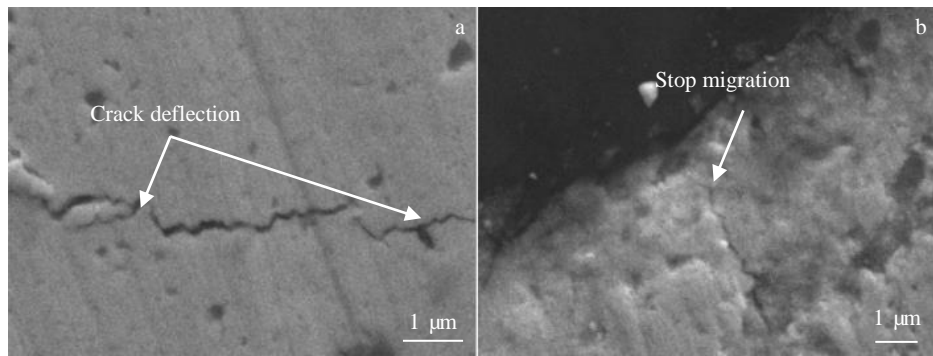


图 10 Co2.5 复合材料中裂纹形貌

Fig.10 Crack morphologies in Co2.5 composite: (a) crack deflection and (b) stop migration

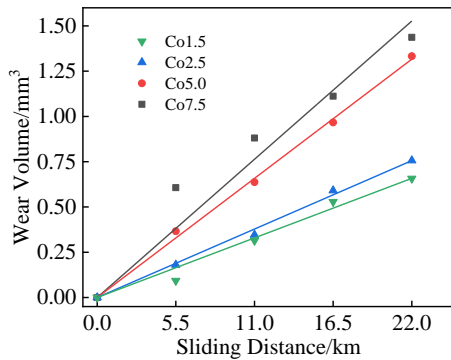


图 11 复合材料的磨损体积和滑动距离的关系

Fig.11 Relationship between wear volume and sliding distance of composite

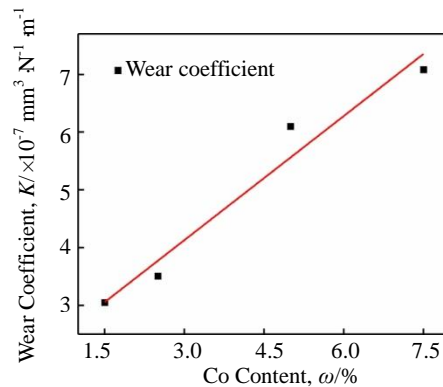


图 12 复合材料的磨损系数和 Co 含量的关系

Fig.12 Relationship between wear coefficient and Co content of composite

表 4 复合材料的磨损系数 (K)

Table 4 Wear coefficients (K) of composites

Sample	Co1.5	Co2.5	Co5.0	Co7.5
$K/\times 10^{-7} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$	3.05	3.51	6.10	7.08

大, 符合 WC-Co 类硬质合金的磨损规律^[28]。对于金刚石-WC-Co 复合材料, Co 含量的增加, 耐磨损性能降低。

表 5 为计算得到的复合材料磨损实验前后金刚石的脱落程度, 可见实验前后随 Co 含量升高, 金刚石的脱

表 5 复合材料中金刚石脱落程度

Table 5 Diamond shedding degree in composites (%)

Sample	Co1.5	Co2.5	Co5.0	Co7.5
Degree of shedding before the test	3.3	15.1	19.2	27.5
Degree of shedding after the test	18.6	21.5	30.0	33.7

落程度增大，材料的耐磨性相应变差。金刚石脱落程度增大的原因是：Co 含量增加会同时降低基体的硬度和金刚石与基体的结合强度，减弱基体对金刚石的把持力，导致金刚石脱落程度增加。Co 不仅作为硬质合金的粘结相提高复合材料的致密度，还由于其独特的电子结构作为催化剂加速金刚石转变为石墨。从热力学角度进行分析，在 1250 °C，40 MPa 的条件下金刚石转变为石墨的吉布斯自由能变化量^[29]：

$$\begin{aligned} \Delta G_{TP} &= \Delta G_{TP(G)} - \Delta G_{TP(D)} \\ &= \Delta V(P - 2.5 \times 10^6 T - 19.4 \times 10^8) < 0 \end{aligned} \quad (2)$$

其中， ΔG_{TP} 为温度为 T ，压力为 P 时金刚石转变为石墨的吉布斯自由变化， $\Delta G_{TP(G)}$ 为温度为 T ，压力为 P 时石墨相平衡自由能变化， $\Delta G_{TP(D)}$ 为温度为 T ，压力为 P 时金刚石相平衡自由能变化， ΔV 为金刚石转变为石墨体积变化， T 为烧结温度， P 为烧结压力。此反应可自发进行，从动力学角度进行分析，金刚石和石墨的 C 原子间存在 4.6 eV 的能量势垒，金刚石转化为石墨必须克服这一能量势垒，Co 催化剂含量增加，会显著降低该能量势垒，增大反应的平衡速率常数和反应发生的趋势，导致

金刚石稳定性变差，减弱金刚石与基体的结合强度，使金刚石发生脱落。

WC-Co 类硬质合金的性能主要受硬质合金自身的结构性能决定^[30]，耐磨损性能又是非常重要的另一方面，一般存在着以下机制：犁沟的产生，粘结相的移除，硬质颗粒的变形、破碎断裂与脱落，以及裂纹的形成等^[31,32]。从磨损形貌图中可明显的发现一组平行的犁沟划痕（图 13a）和断裂破碎的 WC-Co 基体和金刚石颗粒（图 13b, 13c），以及金刚石脱落形成的脱落坑（图 13d）。通过统计复合材料磨损实验后三维形貌（图 14）中金刚石位置的分布情况，发现处于犁沟的脊部的金刚石比例接近 66%，高于随机分布情况下的 50%，可见金刚石的存在有利于提高复合材料的耐磨性。在磨损实验过程中，复合材料同时承受法向分力和切向分力的作用，法向分力使砂轮压入复合材料表面，在材料表面形成划痕和犁沟，并且还使金刚石和 WC-Co 基体发生破碎断裂；切向分力使破碎的 WC-Co 基体和金刚石颗粒脱落形成凹坑。磨损过程中，砂轮率先在材料表面产生微切削槽和犁沟；随着磨损实验的进行，由于金刚石的硬度远高于 WC-Co 基体，WC-Co 在载荷的作用下优先被破碎去除，而后金刚石失去基体的支撑被孤立露出，直接受到载荷的作用发生破碎脱落^[33]，同时被破碎的金刚石和 WC-Co 基体颗粒，以及砂轮上的 SiC 颗粒也会在复合材料表面产生微疲劳作用，产生更严重的磨损^[34,35]。硬度是评判材料磨损性能的一个直观标准，通常情况下 Co 含量降低，材料硬度增大，合金越耐磨，本实验通过

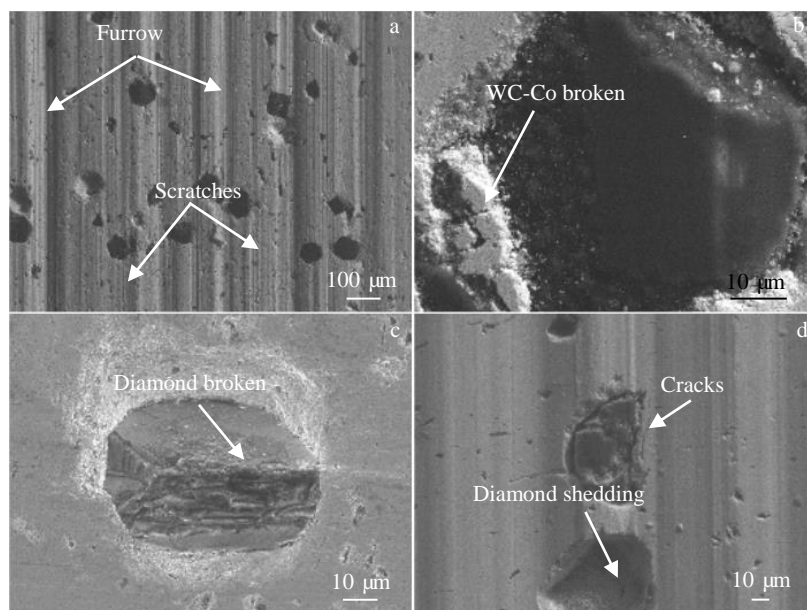


图 13 复合材料磨损实验后的微观形貌

Fig.13 Morphologies of composites after test: (a) furrow, (b) interface morphology, (c) diamond morphology, and (d) diamond shedding

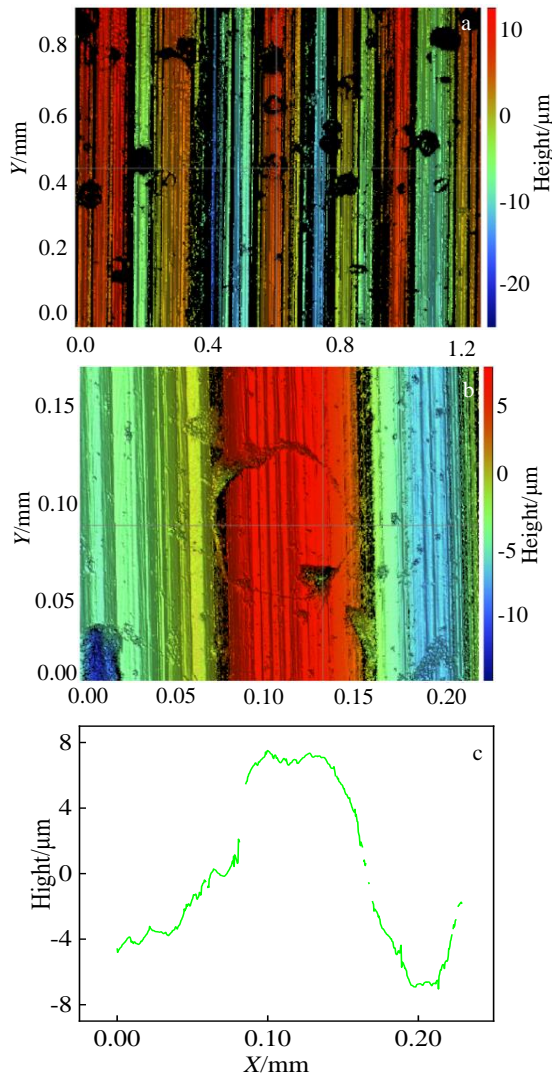


图 14 复合材料磨损实验后的 3D 形貌

Fig.14 3D morphologies of composites after test: (a) diamond distribution, (b) height difference around diamond, and (c) height data corresponding to Fig.14b

降低 Co 含量, 提高 WC-Co 基体的硬度, 进而提高材料的耐磨性。本实验制备的复合材料的断裂韧性均在 $15\sim 17 \text{ MPa m}^{1/2}$, 高于传统硬质合金, 是材料耐磨的保障。结合表 5 和图 12 不难看出复合材料的耐磨性随着金刚石的脱落程度减小而增大, Co7.5 合金脱落程度最大, 对应磨损系数最大, 耐磨性最差, 可见金刚石与基体结合越牢固, 材料的耐磨性相应越强。复合材料中耐磨相为金刚石, 在金刚石脱落后, 材料的耐磨能力迅速下降。归纳起来, 金刚石的稳定存在对复合材料的耐磨性起到至关重要的作用, 提高复合材料中基体对硬质相金刚石的把持力, 可以增强 WC-Co 基体对金刚石的固定作用, 减少金刚石由于基体被磨损而脱落的概率, 阻止磨损过程中的集体脱落, 从而提高复合材料的耐磨性。

3 结 论

- 1) Co 含量增加, 复合材料的硬度降低, 相对密度增大。
- 2) Co 含量增加, 复合材料的磨损系数线性增加, 磨损前后金刚石脱落程度增加, 材料耐磨性变差。
- 3) 金刚石-WC-Co 复合材料的磨损机制是: WC-Co 基体率先被磨损去除, 接着被孤立的金刚石颗粒失去基体的支撑, 直接受到砂轮的作用而脱落; 提高基体的硬度和基体对金刚石的把持力可提高材料的耐磨性。

参考文献 References

- [1] Jia Chengchang(贾成厂), Sun Lan(孙 兰). *Metal World(金属世界)*[J], 2001(4): 7
- [2] Liu Jiajun(刘家浚). *Wear Mechanism and Wear Resistance of Materials(材料磨损原理及其耐磨性)*[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1993
- [3] Gao Wanzhen(高万振). *Surface Wear Resistance and Tribological Material Design(表面耐磨损与摩擦学材料设计)*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2014: 1
- [4] Zhang Lixue(张立学), Jin Zhihao(金志浩), Gongben Qinsheng(宫本钦生). *Acta Materiae Compositae Sinica(复合材料学报)*[J], 2004, 21(1): 51
- [5] Kitiwan M, Goto T. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2019, 85: 105 053
- [6] Tian Qingquan, Huang Nan, Yang Bing *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2017, 33(10): 1097
- [7] Shi Xiaoliang, Shao Gangqin, Duan Xinglong *et al. Rare Metals*[J], 2006, 25(2): 150
- [8] Shi Xiaoliang, Shao Gangqin, Duan Xinglong *et al. Diamond and Related Materials*[J], 2006, 15(10): 1643
- [9] Duan L C, Liu X Y, Mao B S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2002, 129(1-3): 395
- [10] Zheng Hanshu(郑汉书), Li Youwang(李优旺), Zheng Yongwu(郑用武). *Vacuum(真空)*[J], 2006, 43(6): 5
- [11] Li Wenshen, Zhang Jie, Dong Hongfeng *et al. Chinese Physics B*[J], 2013, 22(1): 524
- [12] Artini C, Muolo M L, Passerone A. *Journal of Materials Science*[J], 2012, 47(7): 3252
- [13] Fang Jianfeng(方建锋), Zhang Jinyuan(张晋远), Jin Chenghai(金成海) *et al. Diamond & Abrasives Engineering(金刚石与磨料磨具工程)*[J], 2001, 121(1): 13
- [14] Zuo Donghua(左冬华), Lin Chenguang(林晨光), Xie Xingcheng(谢兴铨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(12): 3916
- [15] Pácsik I, Hundhausen M, Koós M *et al. Journal of*

- Non-Crystalline Solids*[J], 1998, 227-230: 1083
- [16] Santos N F, Holz T, Santos T *et al.* *ACS Applied Materials & Interfaces*[J], 2015, 7(44): 24 772
- [17] Mao Cong, Ren Yinghui, Gan Hangyu *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 76(9-12): 2043
- [18] German Randall M. *Powder Metallurgy Science*[M]. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1994: 242
- [19] Amirhaghi S, Reehal H S, Wood R J K *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2001, 135(2-3): 126
- [20] Zhang Wuzhuang(张武装), Liu Yong(刘咏), He Yuehui(贺跃辉) *et al.* *China Tungsten Industry*(中国钨业)[J], 2004, 19(6): 34
- [21] Lin Xiaowei(林小为), Xiao Zhiyu(肖志瑜), Li Xiaofeng(李小峰) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2012, 17(4): 462
- [22] Siwak P, Garbiec D. *Archives of Metallurgy and Materials*[J], 2018, 63(4): 2031
- [23] Su W L, Zou J, Li S *et al.* *Ceramics International*[J], 2021, 47(12): 16 528
- [24] Zhou Rui(周瑞), Sun Guifang(孙桂芳), Lu Limei(路丽梅) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2012, 37(11): 107
- [25] Ding Q J, Zheng Y, Ke Z *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 87: 105 166
- [26] Wen Shizhu(温诗铸). *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2008, 28(1): 1
- [27] Archard J F, Hirst W. *Proc R Soc Lond A*[J], 1956, 236(1206): 397
- [28] Cao Ruijun(曹瑞军), Lin Chenguang(林晨光), Ma Xudong(马旭东) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2015, 20(6): 860
- [29] Kennedy C S, Kennedy G C. *Journal of Geophysical Research*[J], 1976, 81(14): 2467
- [30] Upadhyaya G S. *Cemented Tungsten Carbides*[M]. Norwich: William Andrew, 1998: 166
- [31] Gant A J, Gee M G, Roebuck B. *Wear*[J], 2005, 258(1-4): 178
- [32] Gant A J, Gee M G *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2006, 24(1-2): 189
- [33] Li Zulai(李祖来), Jiang Yehua(蒋业华), Zhou Rong(周荣). *China Mechanical Engineering*(中国机械工程)[J], 2006, 17(18): 1967
- [34] Li Xiulin(李秀林), Chen Liyong(陈丽勇), Yi Danqing(易丹青) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2015, 20(3): 398
- [35] Sheikh-Ahmad J Y, Bailey J A. *Wear*[J], 1999, 225-229: 256

Effect of Co Content on the Wear Resistance of Diamond-WC-Co Composites

Li Kaishen^{1,2,3}, Cao Ruijun^{1,2,4}, Xie Xingcheng^{1,2}, Shi Zhiguang^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Materials for Smart Sensing, GRINM Group Co., Ltd, Beijing 101407, China)

(2. Advanced Electronic Materials Institute, GRIMAT Engineering Institute Co., Ltd, Beijing 101407, China)

(3. General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

(4. GRINM (Guangdong) Institute for New Advanced Materials and Technology, GRINM Group Co., Ltd, Foshan 528000, China)

Abstract: With the development of industries such as mining and urban infrastructure construction, higher requirements have been put forward for the wear resistance of mining WC-Co mining tools. It is a feasible new idea to enhance the wear resistance of WC-Co mining tools by adding diamonds. In the process of sintering the diamond-WC-Co composites, the cobalt phase acts as a catalyst to accelerate the conversion of diamond to graphite. In order to study the influence of Co on the degree of graphitization of diamond in composites, spark plasma sintering (SPS) was used to prepare diamond-WC-Co composites. The degree of diamond graphitization in composites was analyzed, and the grinding wheel method was used to study the wear performance and wear mechanism of the composites. The research indicates that diamond in the diamond-WC-Co composites can play a toughening effect. Increasing Co content will promote the densification process of the composites while reduce the hardness of the composites. As the Co content increases, the wear resistance of the composites becomes worse. During the experiment, the WC-Co matrix is first removed by abrasion, and then the diamond is worn. Diamond will enhance the wear resistance of the composite.

Key words: spark plasma sintering (SPS); diamond-WC-Co composites; wear performance

Corresponding author: Cao Ruijun, Ph. D., Professor, GRINM (Guangdong) Institute for New Advanced Materials and Technology, GRINM Group Co., Ltd, Foshan 528000, P. R. China, E-mail: caoruijun@grinm.com