DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5045

宽温域条件下超细晶 WC–6Co 硬质合金摩擦磨损性能:钛合金和轴承钢摩擦配副的影响

戴梓扬[1,2],于　源[1,3,4],刘育林[1],方广凯[5],乔竹辉[1,3,4]

(1. 烟台先进材料与绿色制造山东省实验室，山东 烟台 264006;2. 太原理工大学 材料科学与工程学院，山西 太原 030024;3. 烟台中科先进材料与绿色化工产业技术研究院,山东 烟台 264006;4.中国科学院兰州化学物理研究所 润滑材料全国重点实验室,甘肃 兰州 730000;5. 潍坊港华燃气有限公司,山东 潍坊 261000)

摘　要:利用放电等离子烧结制备出了超细晶 WC-6Co 硬质合金,研究了摩擦配副(TC4 钛合金和 GCr15 轴承钢)对宽温域条件下超细晶 WC-6Co 硬质合金摩擦磨损性能的影响。结果表明,超细晶 WC-Co 硬质合金与 TC4 钛合金对磨时,在 25~300 ℃,摩擦系数低,几乎未发生磨损,磨损机制为轻微的黏着磨损;在 500 ℃,磨损表面的黏着磨损加剧,并发生氧化磨损,导致摩擦系数快速增大;在 700 ℃,硬质合金开始发生磨损。与 GCr15 轴承钢对磨时,硬质合金发生明显磨损,摩擦系数和磨损率随着环境温度的增大,呈现逐步增大趋势,室温和 700 ℃磨损率分别为 2.17×10^{-8} 和 6.81×10^{-8} $mm^3/(N\cdot m)$;磨损机制为随着温度提高逐渐加剧的磨粒磨损,在高温环境下同时发生了氧化磨损。

关键词:超细晶 WC-6Co 硬质合金;宽温域;摩擦磨损;摩擦配副;磨损机制

中图分类号:TG356.16　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)07-0680-09

Tribological Properties of Ultrafine–grained WC–6Co Cemented Carbide over a Wide Temperature Range: Influence of Titanium Alloy and Bearing Steel Counterparts

DAI Ziyang[1,2], YU Yuan[1,3,4], LIU Yulin[1], FANG Guangkai[5], QIAO Zhuhui[1,3,4]

(1. Shandong Laboratory of Advanced Materials and Green Manufacturing at Yantai, Yantai 264006, China; 2. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 3. Yantai Zhongke Research Institute of Advanced Materials and Green Chemical Engineering, Yantai 264006, China; 4. State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China;5. Weifang Ganghua Gas Co., Ltd., Weifang 261000, China)

Abstract: An ultrafine-grained WC-6Co cemented carbide was fabricated via spark plasma sintering. The influence of their counterparts on the tribological properties of ultrafine-grained WC-6Co cemented carbides over wide temperature ranges was investigated. When sliding against the TC4 titanium alloy, the ultrafine-grained WC-Co cemented sample exhibits a low friction coefficient and negligible wear from 25 to 300 ℃, which is dominated by mild adhesive wear mechanisms. At 500 ℃, intensified adhesive wear coupled with oxidative wear occurs, leading to a rapid increase in the friction coefficient. Obvious wear loss initiates at 700 ℃. When sliding against GCr15-bearing steel, the cemented carbide experiences pronounced wear, with both the friction coefficient and wear rate progressively increasing with temperature, with wear rates of 2.17×10^{-8} and 6.81×10^{-8} $mm^3/(N\cdot m)$ at room temperature and 700 ℃, respectively. The wear mechanism is dominated by

收稿日期:2025-03-21

基金项目:国家自然科学基金(52375217);山东省自然科学基金(ZR20240E515, ZR2021JQ20);山东省实验室项目(SYS202204);国家重点研发计划(2023YFB3405800);山东省泰山学者项目

作者简介:戴梓扬,2000 年生,硕士生.研究方向为硬质合金.Email: 1017383949@qq.com

通信作者:于　源,1987 年生,博士,副研究员.研究方向为抗磨润滑金属与陶瓷.Email: yuyuan@licp.cas.cn

乔竹辉,1981 年生,博士,研究员.研究方向为抗磨润滑金属与陶瓷.Email: zhqiao@licp.cas.cn

引用格式:戴梓扬,于源,刘育林,方广凯,乔竹辉.宽温域条件下超细晶 WC-6Co 硬质合金摩擦磨损性能:钛合金和轴承钢摩擦配副的影响[J].铸造技术,2025,46(7):680-688.

DAI Z Y, YU Y, LIU Y L, FANG G K, QIAO Z H. Tribological properties of ultrafine-grained WC-6Co cemented carbide over a wide temperature range: influence of titanium alloy and bearing steel counterparts[J]. Foundry Technology, 2025, 46(7): 680-688.

中国知网　https://www.cnki.net

abrasive wear. With increasing temperature, the abrasive wear intensifies, and oxidative wear occurs.

Key words: ultrafine-grained WC-6Co cemented carbide; wide temperature range; tribological behaviors; counterparts; wear mechanisms

随着我国高端装备领域的飞速发展，对机械装置部件的加工精度与加工可靠性提出了更高要求。高精度且稳定的机械加工，在很大程度上依赖于切削刀具的性能。WC 硬质合金，由于具有高的硬度和优异的耐腐蚀、耐磨损性能[1-4]，广泛用作切削刀具、抗冲击工具以及耐磨耐蚀零部件等[5-8]。通过调控第二相强化机制和金属黏结相复合效应，WC-Co 硬质合金的性能进一步提升，在汽车动力部件加工、航空航天复合材料切削等高端制造领域占据重要地位[9]。硬质合金刀具，被制造领域誉为“工业牙齿”，我国大力发展硬质合金产业，产量位居世界首位；但在高端刀具市场仍面临“低端过剩、高端短缺”的结构性矛盾，根本原因在于缺乏对高性能硬质合金刀具材料的研发和切削摩擦磨损性能研究[10]。

类似于其他材料，WC-Co 硬质合金存在硬度和韧性难以平衡的问题[11-12]。超细晶 WC-Co 硬质合金是近年来的重要研究突破[13]，基于 Hall-Petch 尺寸效应，硬质合金的硬度明显提升[14]；同时高体积分数晶界有助于延长裂纹扩展路径和提高断裂能量[15]，从而实现硬质合金在硬度、断裂韧性、耐磨损性能的大幅度提升。超细晶 WC-Co 硬质合金一经报道，就得了国内外硬质合金领域专家的高度关注。Nakonechnyi 等[16]采用 NiFeCrWMo 高熵合金作为 Co 的替代品，发现由于扩散效应缓慢和形成少量复合碳化物，NiFeCrWMo 高熵合金黏合剂显着减慢了 WC 晶粒的生长，协同提高了硬度和断裂韧性。Ghasali 等[17]将 Mo、Si、Ti 和 V 引入到 WC-5%Co(质量分数，下同)硬质合金中，发现 WC-Co-Si 体系在 1 200 ℃烧结实现了最佳的致密性，WC-Co-Ti 样品由于颗粒间形成的 Ti-Co 相和 WC 基相蜘蛛网状线的结构，表现出最佳的力学性能。Zhou 等[18]将 TiNbZr 引入到 WC-Co 硬质合金中，烧结过程中形成(Ti, Nb)C 中间相，协同提升了硬度和任性。Ye 等[19]将 NbC 引入到 WC-5%Co 硬质合金中，发现当 NbC 量较低时，其均匀分布在硬质合金中，减小了 WC 晶粒的晶粒尺寸；随着 NbC 量的增加，WC 颗粒的抑制作用减弱，逐渐形成(Nb, W)C 固溶体。超细晶硬质合金，已经成为了 PCB 微钻、医疗设备、微电子、信息工程等领域高精密设备和模具加工的首选加工刀具材料。

传统硬质合金刀具在切削过程中，与被切削材料时刻发生摩擦磨损行为和磨损失效问题；最常面对的被切削金属材料是钢和钛合金。一方面，被切削材料的成分结构，能够影响硬质合金刀具在服役过程的摩擦磨损行为。以典型难加工材料 GCr15 轴承钢和 TC4 钛合金为例，前者高强度导致的刀具微崩刃现象[20-21]，与后者高黏性引发的扩散磨损效应[22-24]，加剧了传统硬质合金刀具的失效进程。另一方面，在切削过程中伴随着高温工况，对刀具的磨损失效具有明显影响。Co 黏结相在高温工况下的软化与氧化(起始氧化温度约 200 ℃)能够加剧磨损[25]。在瞬时接触温度高达 600~800 ℃的高速切削过程中，黏着磨损与氧化磨损的耦合效应显著改变刀具材料的失效模式[26]。但是，对于超细晶 WC-Co 硬质合金，在服役过程中的摩擦磨损性能目前缺乏研究，制约了超细晶 WC-Co 硬质合金刀具切削性能的进一步提升和高精密切削刀具的设计制备。

本研究以超细晶 WC-Co 硬质合金为研究对象，结合 ISO 国际标准中对应 P 类(YT)、K 类(YG)硬质合金的应用特征，选择具有典型差异性的 GCr15 轴承钢(ISO-P 类典型加工对象)和 TC4 钛合金(ISO-M 类主要加工目标)构建摩擦配副；根据切削过程中的高温工况，通过建立宽温域(25~700 ℃)磨擦磨损实验平台，系统表征不同温度下的摩擦系数演变规律、磨损率变化特征以及表面磨损形貌，揭示加工材料(钛合金和轴承钢摩擦配副)对超细晶 WC-Co 硬质合金在宽温域范围内磨损失效机理的影响。

1　实验材料与方法

1.1　超细晶 WC–Co 硬质合金制备工艺

使用的超细晶 WC 粉末(平均粒径 200 nm，纯度 99.9%)和 Co 粉末(平均粒径 500 nm，纯度 99.9%)均由上海乃欧纳米科技有限公司提供。将 94%WC 粉和 6%Co 粉加入到硬质合金球磨罐中，硬质合金研磨球与混合粉末质量比为 4:1，充加氩气；球磨转速置为 280 r/min，球磨时间为 12 h；球磨后，用 200 目的筛网对混合粉末进行过筛处理，得到预制混合粉末。将预制混合粉末置于石墨模具内，采用放电等离子烧结设备(上海晨华，中国)制备，升温速率、烧结温度和保温时间分别设置为 100 ℃/min、1 350 ℃和 4 min，如图 1 所示。样品烧结完成后随炉冷却至室温。

1.2　高温摩擦磨损实验

高温摩擦磨损实验在销盘式高温摩擦试验机

中国知网　https://www.cnki.net

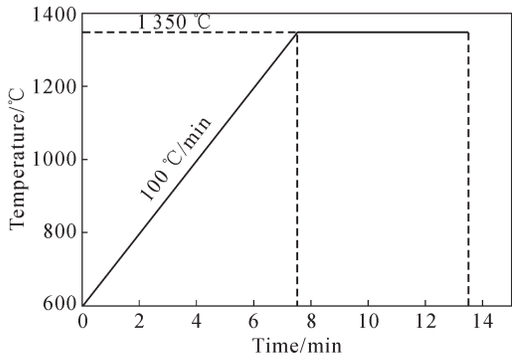


图 1 超细晶 WC-Co 硬质合金的烧结工艺曲线

Fig.1 Sintering process curve of the ultrafine-grained WC-Co cemented carbide

(HT-1000,中国兰州)上进行。在摩擦实验开始前,将超细晶 WC-Co 硬质合金表面粗糙度打磨至 1 μm;采用钛合金球(TC4)和轴承钢球(GCr15)作为摩擦副,硬度值分别为 28~33 HRC 和 63~65 HRC。载荷为 15 N,滑动速率为 0.5 m/s,摩擦半径为 4 mm,摩擦时间为 10 min,实验温度为 25、300、500、700 ℃。通过场发射扫描电子显微镜(JSM-7610F,日本)观察了磨痕形貌,磨痕的三维形貌由白光干涉仪(MicroX-AM-800,美国)进行表征。摩擦系数、环境温度和测试时间均由摩擦试验机自动监测并导出。

磨损率通过式(1)进行计算,其中去除材料的体积 V 通过磨损轮廓曲线对样品上平面的积分(mm^2)与磨损痕迹的周长(mm)的乘积获得。

$$W=\frac{V}{F\times L} \tag{1}$$

式中,W 为样品的磨损率,$mm^3/(N\cdot m)$;F 为施加载荷,N;L 为摩擦距离,m;V 为样品去除材料的体积,mm^3。

为对比晶粒尺寸对 WC-Co 硬质合金的摩擦磨损性能的影响,采用 1 μm 的 WC 粉末和相同的工艺方法,制备了细晶 WC-Co 硬质合金。为更明确地展示晶粒尺寸对硬质合金耐磨损性能的影响,采用高硬度的 SiC 球作为对磨材料,摩擦磨损实验参数与上述一致。

2 实验结果及讨论

2.1 超细晶 WC–Co 硬质合金的组织形貌

图 2 是 WC-Co 硬质合金的 SEM 图像及晶粒尺寸分布。超细硬质合金的平均晶粒尺寸为 320.9 nm,WC 的晶粒尺寸集中在 104.8 和 774.9 nm 之间,相对密度为 98.84%。细晶硬质合金的 WC 晶粒尺寸分布更宽(0.276~1.6 μm),平均晶粒尺寸为 847.2 nm,相对密度为 99.85%。根据图 2c 所示的 XRD 图谱可知,烧结样品仅由 WC 相和 Co 相组成,没有发现 η 相,如 Co_3W_3C (511):42.401°(PDF#27-1125)、Co_6W_6C (511):43.08°(PDF#2-0597) 等,或 W_2C 相,如 W_2C (101):39.568°(PDF#35-0776)等杂质相的衍射峰[14]。

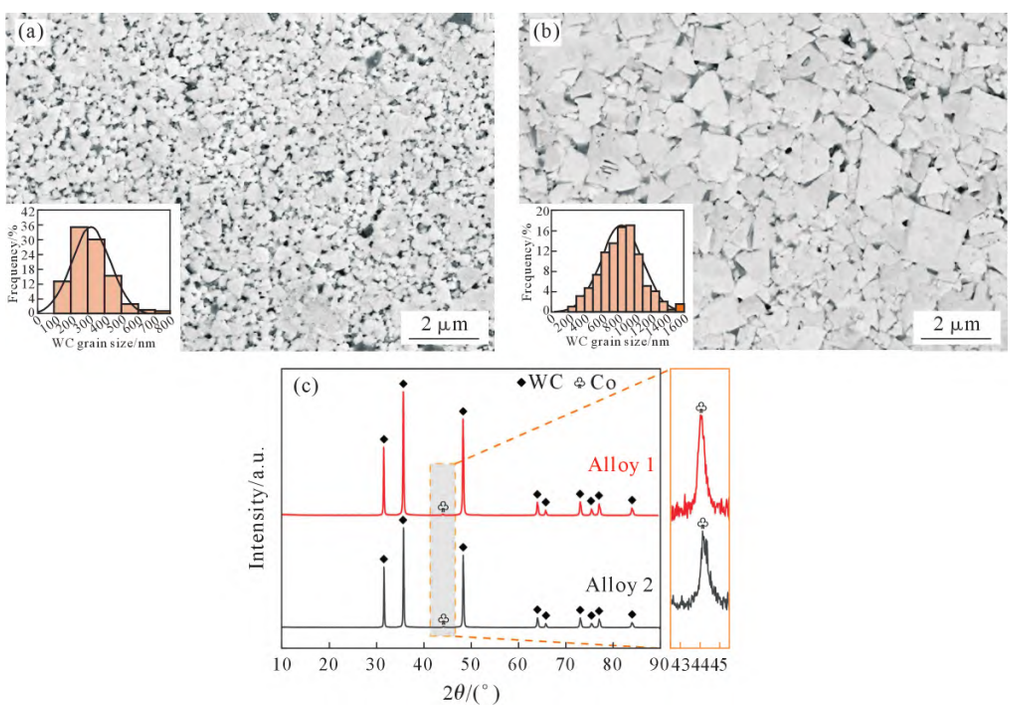


图 2 WC-Co 硬质合金 SEM 图像、晶粒尺寸分布及 XRD 谱:(a) 超细晶 WC-Co 硬质合金;(b) 细晶 WC-Co 硬质合金;(c) XRD 谱[14]

Fig.2 SEM images, grain size distributions and XRD patterns of ultrafine-grained WC-Co cemented carbide: (a) WC-Co cemented carbide with ultrafine grains; (b) WC-Co cemented carbide with fine grains; (c) XRD patterns[14]

中国知网 https://www.cnki.net

2.2　宽温域条件下的摩擦系数和磨损率

图 3 显示了在 25~700 ℃下超细晶和细晶 WC-Co 硬质合金与 SiC 对磨的摩擦系数。可以看到所有样品在不同温度下的摩擦系数在 0~10 min 内有明显波动，随后其摩擦系数进入稳定阶段。随着温度的增加，摩擦系数进入稳定阶段所用时间也逐渐增加。在室温 25 ℃下，超细晶 WC-Co 硬质合金与 SiC 球对磨时的摩擦系数大约为 0.43，在 300 ℃摩擦系数升高至 0.79；在 500 ℃时摩擦系数略有下降，约为 0.73。在 700 ℃摩擦系数进一步提高至 0.88。细晶硬质合金摩擦系数的变化趋势基本相似。在 700 ℃，超细晶 WC-Co 硬质合金和细晶 WC-Co 硬质合金的最大摩擦系数分别为 1.03 和 1.13，摩擦系数的跑合期分别为 6 和 10 min，进入稳定期后超细晶 WC-Co 硬质合金的摩擦系数波动范围更小。

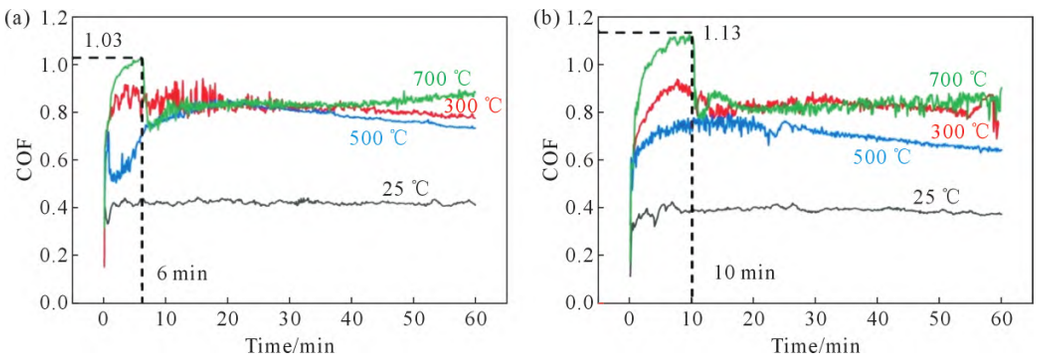


图 3　在 25~700 ℃ WC-Co 硬质合金与 SiC 对磨的摩擦系数：(a) 超细晶 WC-Co 硬质合金；(b) 细晶 WC-Co 硬质合金

Fig.3　Friction coefficient of grinding between different WC-Co cemented carbides and SiC at temperatures ranging from 25 to 700 ℃: (a) WC-Co cemented carbide with ultrafine grains; (b) WC-Co cemented carbide with fine grains

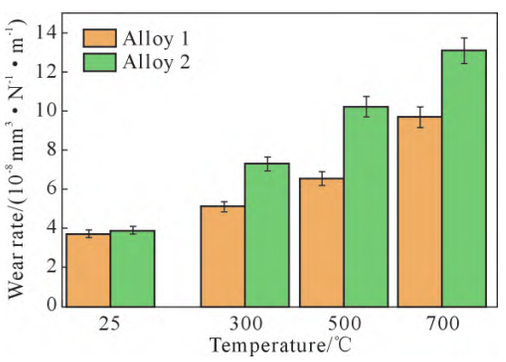


图 4　在 25~700 ℃下超细晶 WC-Co 硬质合金(Alloy 1)和细晶 WC-Co 硬质合金(Alloy 2)与 SiC 对磨后的磨损率

Fig.4　Wear rates of ultrafine-grained (Alloy 1) and fine-grained (Alloy 2) WC-Co cemented carbide rubbing against SiC from 25 to 700 ℃

系数大幅度升高。当环境温度为 500 ℃时的摩擦系数波动幅度较大，并且在进入稳定磨损阶段后仍有大幅提升现象。这是由于钛合金对硬质合金的黏着倾向在 500 ℃及以上时会因 TC4 化学活性的大幅提高而增强；钛合金质地相对较软，在与硬质合金对磨时容易黏附在其表面形成黏着结点，随着环境温度和摩擦时间的增加，黏着结点的区域面积和数量均逐渐增加，导致球面相对运动时的剪切应力增大，进而使摩擦系数持续增加；摩擦系数曲线的大幅度波动与黏着摩擦运动中的滑动有关，黏着结点的形成使球面之间形成了一定的结合力，当剪切应力高于结合力(黏着强度)时会使黏着接触点破损并造成球面之间的迅速滑动。黏着结点的形成提高了摩擦系数，黏着结点的破损及相对滑动降低了摩擦系数，上述两种行为交替发生造成了摩擦系数大幅度的波动。从图 5b 中可以看出，与 GCr15 轴承钢对磨时，摩擦系数随着环境温度的升高而增大。这与其磨损机制有关，环境温度的升高降低了超细晶 WC-Co 硬质合金的硬度，并导致磨粒磨损程度加深，使摩擦系数增加。值得注意的是，摩擦系数波动幅度在 300 ℃时达到最大，并随着环境温度的升高而逐渐减小，这可能跟氧化层的生成有关。

图 4 显示了超细晶 WC-Co 硬质合金和细晶 WC-Co 硬质合金与 SiC 对磨后的磨损率。随着环境温度的升高，WC-Co 硬质合金的磨损率均逐渐增大。超细晶 WC-Co 硬质合金在宽温域表现出低于细晶 WC-Co 硬质合金的磨损率。超细晶 WC-Co 硬质合金和细晶 WC-Co 硬质合金磨损率的差值也随着环境温度的升高而扩大，在室温时差值为 0.17×10^{-8} mm³/(N·m)，在 700 ℃时其差值为 3.38×10^{-8} mm³/(N·m)。综上所述，随着晶粒尺寸的减小，WC-Co 硬质合金的摩擦和磨损性能显著提高，尤其是在高温环境下。

图 5 显示了在不同环境温度下超细晶 WC-Co 硬质合金与 TC4 和 GCr15 对磨时摩擦系数随时间变化的曲线。从图 5a 中可以看出，与 TC4 钛合金对磨时，其摩擦系数在 25 及 300 ℃时比较稳定，约为 0.4；随着环境温度升高到 500 或 700 ℃时，其摩擦

图 5 显示了超细晶 WC-Co 硬质合金在不同温度下与 TC4 钛合金对磨后磨痕横截面的轮廓曲线。由于钛合金球质地较软，烧结样品在室温下与其对

中国知网　https://www.cnki.net

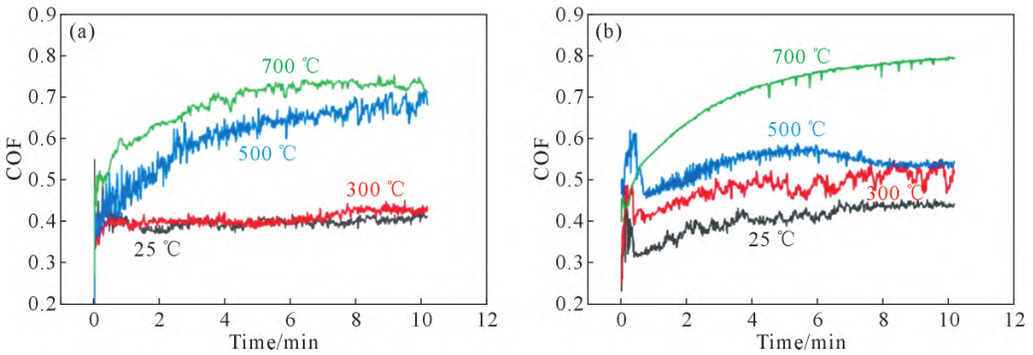


图 5 在 25~700 ℃下超细晶 WC-Co 硬质合金与不同合金对磨的摩擦系数:(a) 对磨配副为 TC4 钛合金;(b) 对磨配副为 GCr15 轴承钢

Fig.5 Friction coefficient of grinding between ultrafine-grained WC-Co cemented carbide and different alloys at temperatures ranging from 25 to 700 ℃: (a) the grinding pair is a TC4 titanium alloy; (b) the grinding pair is a GCr15 bearing steel

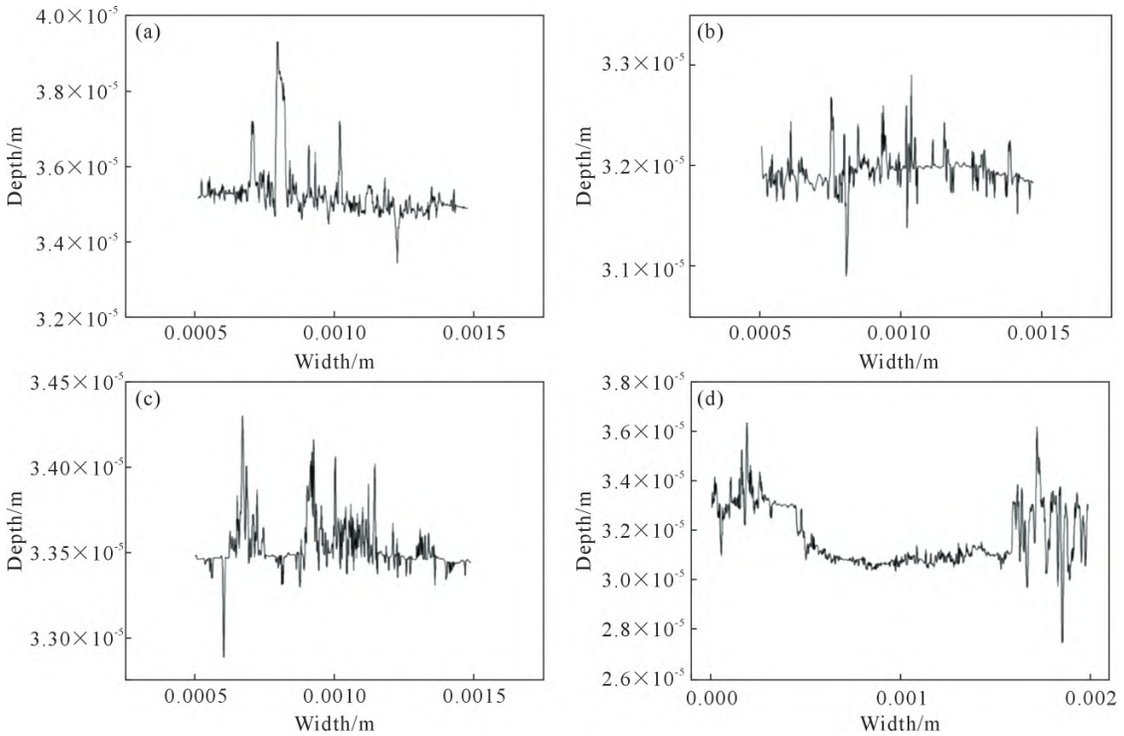


图 6 在 25~700 ℃下超细晶 WC-Co 硬质合金与 TC4 钛合金对磨后磨痕轮廓:(a) 25 ℃; (b) 300 ℃; (c) 500 ℃; (d) 700 ℃

Fig.6 Contours of the wear marks of ultrafine-grained WC-Co cemented carbide rubbing against TC4 titanium alloy temperatures ranging from 25 to 700 ℃: (a) 25 ℃; (b) 300 ℃; (c) 500 ℃; (d) 700 ℃

磨后几乎未发生材料去除现象，因此很难精确计算出磨损率的数值及其变化趋势。对磨痕截面的轮廓形状进行了表征,从图中可以看到,在室温 25 ℃时,轮廓曲线中正向峰值较高,出现频率相对密集,这是黏着结点在曲线中的体现。在环境温度升高到 300 及 500 ℃时,轮廓曲线中磨痕深度峰值降低,且代表磨痕深度的峰的数量减少。而随着环境温度升高到 700 ℃时,轮廓曲线宽度明显增加,几乎是其余三条曲线的两倍。同时,轮廓曲线两端剧烈波动,这表示烧结样品表面由于被氧化而呈现出凹凸不平的形貌，轮廓曲线中出现明显凹陷区域则是由于氧化层在摩擦过程中被 TC4 钛合金去除导致的。

图 7 显示了烧结样品在不同环境温度下与轴承钢对磨后的磨损率。样品在环境温度为 25、300、500 和 700 ℃时的磨损率分别为 2.17×10^{-8}、2.44×10^{-8}、

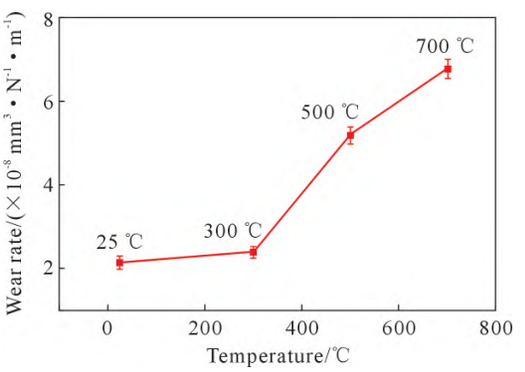


图 7 在 25~700 ℃下超细晶 WC-Co 硬质合金与 GCr15 轴承钢对磨的磨损率

Fig.7 Wear rate of ultrafine-grained WC-Co carbide rubbing against GCr15-bearing steel in the temperature range from 25 to 700 ℃

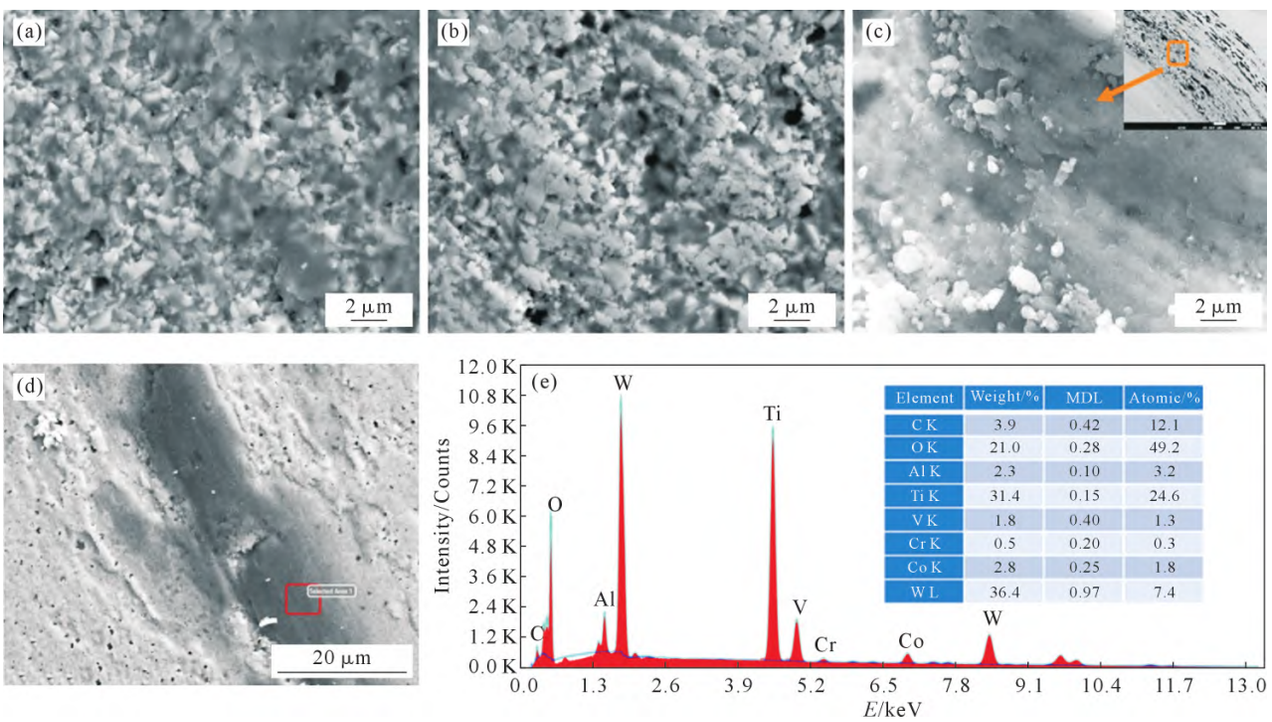
中国知网 https://www.cnki.net

5.23×10^{-8} 和 6.81×10^{-8} $mm^3/(N\cdot m)$。磨损率在室温 25 ℃下最低，随着环境温度的升高而增加，在700 ℃时达到最大值。

2.3 宽温域条件下超细晶 WC–Co 硬质合金的磨损形貌

图 8 显示了不同环境温度下超细晶 WC-Co 硬质合金与 TC4 钛合金对磨后磨痕表面的微观形貌及其对应区域的能谱结果。从图 8a 中可以看到，25 ℃的磨损表面发生了黏着磨损。在摩擦初始阶段中对磨表面存在局部微凸体接触区域，微凸体在外加载荷作用下极易发生塑性变形，塑性变形导致两对磨表面的接触区域增大，进而在原子的键合作用下使两接触表面发生冷焊现象而形成黏着点。同时，在摩擦运动中黏着点受到剪切力的作用，当黏着点的结合强度高于 TC4 钛合金的剪切强度时，钛合金的浅表层材料会发生剪切破坏并在压力作用下涂抹在超细晶 WC-Co 硬质合金表面，使黏着点的区域面积进一步扩大。随着摩擦时间的增加，硬质相 WC 颗粒从表面被拉拽下来形成凹坑，这同样是因为黏着点的结合强度高于超细晶 WC-Co 硬质合金表面的剪切强度导致的，黏着点与超细晶 WC-Co 硬质合金表层的连接处在持续的剪切力作用下使超细晶 WC-Co 硬质合金浅表层发生剪切破坏。在反复的黏着–破坏–再黏着过程中造成了超细晶 WC-Co 硬质合金表面凹凸不平的微观形貌。当环境温度升高到 300 ℃时，磨损表面微观形貌与室温 25 ℃时相差不大。当环境温度升到 500、700 ℃时，磨损表面的黏着磨损明显加剧，通过对部分黏附区域的能谱分析可以得知黏附区域含有大量 Ti、W 和 O 元素，其含量占比分别为 31.4%、36.4%和 21%。因此推测图 8d 中灰色区域为钛合金和钨钴合金氧化物的混合物。磨损机制由轻微的黏着磨损转变为加剧的黏着磨损和氧化磨损。这种加剧的黏着磨损，归因于 TC4 钛合金在高温环境下发生软化，钛合金和硬质合金黏着点的结合强度更容易 TC4 钛合金的剪切强度。黏着磨屑在高温环境下发生氧化，形成了 TiO_2 等氧化物，这种氧化物磨屑的硬度明显高于 TC4 钛合金，在摩擦界面能够充当三体磨损的中间磨粒，在一定程度上加剧了超细晶 WC-Co 硬质合金的磨损。

图 9 显示了不同环境温度下超细晶 WC-Co 硬质合金与 GCr15 轴承钢对磨后磨痕表面的微观形貌及其对应区域的能谱结果。在 25~500 ℃温度区间内磨损区域中分布有多条犁沟，这是磨粒磨损的典型特征。同时可以发现随着环境温度的升高，犁沟深度逐渐增加，这表示磨粒磨损程度加深，如图 9a~c 所示。图 9d~f 显示了环境温度在 700 ℃时磨损区域的图像及其局部放大图，可以将低放大倍数的图 9e 分为 3 个区域。右上角区域表现为磨粒碎屑



Element	Weight/%	MDL	Atomic/%
C K	3.9	0.42	12.1
O K	21.0	0.28	49.2
Al K	2.3	0.10	3.2
Ti K	31.4	0.15	24.6
V K	1.8	0.40	1.3
Cr K	0.5	0.20	0.3
Co K	2.8	0.25	1.8
W L	36.4	0.97	7.4

图 8　在 25~700 ℃下超细晶 WC-Co 硬质合金与 TC4 对磨的磨损形貌及其能谱结果：(a) 25 ℃; (b) 300 ℃; (c) 500 ℃; (d) 700 ℃; (e) 区域 1 能谱结果

Fig.8　Wear morphology and energy spectrum results of ultrafine-grained WC-Co cemented carbide rubbed against TC4 in the temperature range from 25 to 700 ℃: (a) 25 ℃; (b) 300 ℃; (c) 500 ℃; (d) 700 ℃; (e) energy spectrum results for region 1

中国知网　https://www.cnki.net

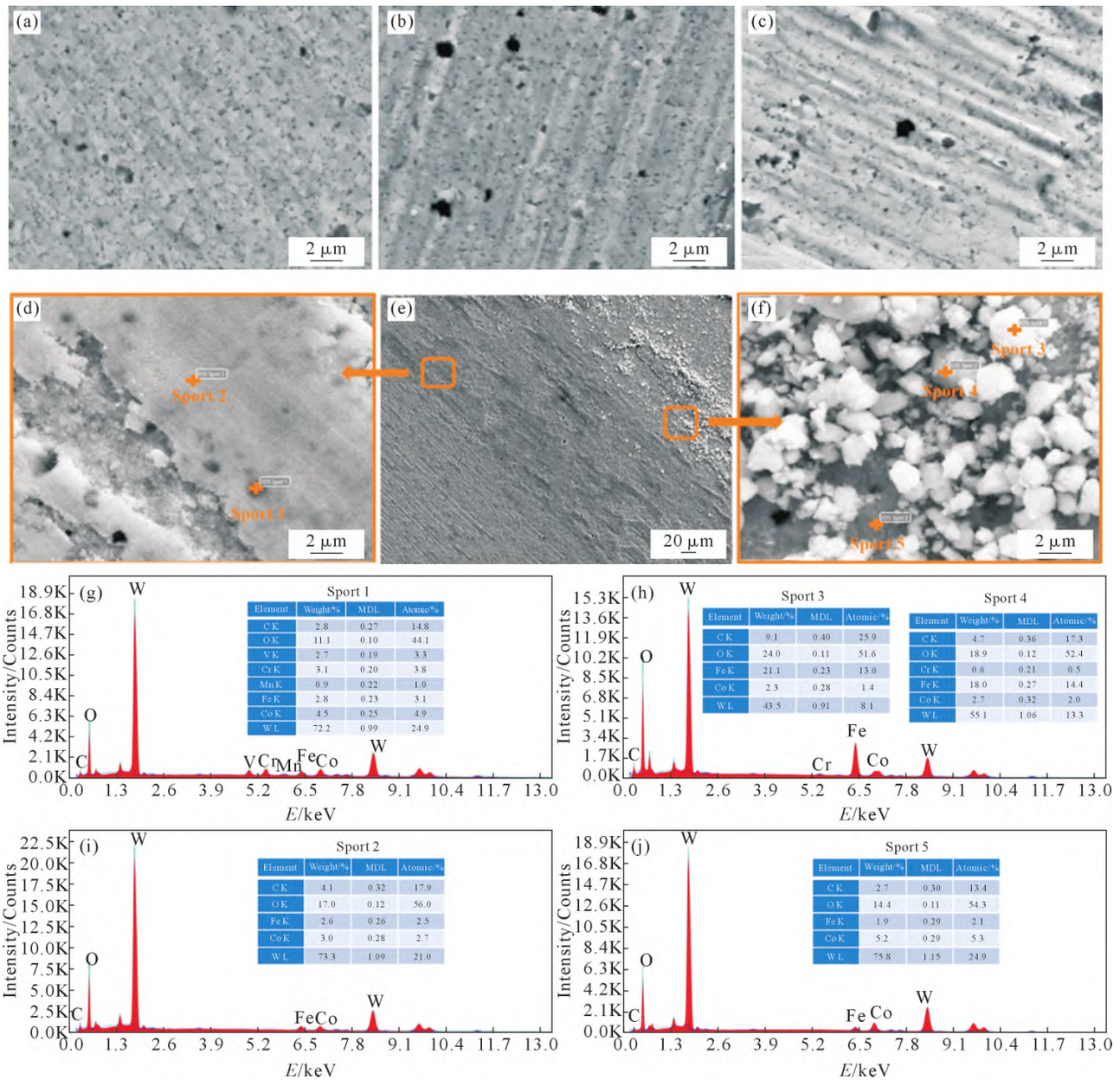


图 9 在 25~700 ℃下超细晶 WC-Co 硬质合金与 GCr15 轴承钢对磨后的磨损形貌及其能谱结果：(a) 25 ℃；(b) 300 ℃；(c) 500 ℃；(d~f) 700 ℃形貌及局部放大图；(g, i) 点 1 和 2 的能谱结果；(h, j) 点 3~5 的能谱结果

Fig.9 Wear morphology and energy spectrum results of ultrafine-grained WC-Co cemented carbide rubbing against GCr15-bearing steel at temperatures ranging from 25 to 700 ℃: (a) 25 ℃; (b) 300 ℃; (c) 500 ℃; (d~f) wear morphology at 700 ℃ and magnification images; (g, i) energy spectrum results at points 1 and 2; (h, j) energy spectrum results at points 3 to 5

聚集，通过对局部放大图 9f 中碎屑进行能谱分析，可以发现点 3 和 4 中铁含量占比分别为 21.1%和 18.0%，而点 4(基体)中铁元素占比则下降至 1.9%，由此可以确定磨粒碎屑为 GCr15 轴承钢氧化物颗粒，基体则为 WC-Co 合金的氧化物。中间区域为未经磨粒磨损的 WC-Co 氧化层，其局部放大图如图 9d 所示，部分 GCr15 轴承钢氧化物颗粒嵌入在氧化层中，点 1 和 2 的能谱分析结果如图 9g 和 i 所示。左下角区域中氧化层表面出密集的犁沟，由此可以确定磨损机制由 25~500 ℃温度区间内磨粒磨损转变为氧化磨损与磨粒磨损共同作用。

3 结论

(1)随着晶粒尺寸的减小，WC-Co 硬质合金的摩擦和磨损性能显著提高，尤其是在高温环境下。

(2)超细晶 WC-6Co 硬质合金，与 TC4 钛合金对磨时，在室温 ~300 ℃的摩擦系数较低、摩擦力较小，在 500 ℃摩擦系数急剧增大、摩擦力增大，在 700 ℃摩擦系数进一步增大；与 GCr15 轴承钢对磨时，摩擦系数随着环境温度的升高，逐步增大，即摩擦力逐步增大。

(3)超细晶 WC-6Co 硬质合金，与 TC4 钛合金对

中国知网 https://www.cnki.net

磨时,在 25~500 ℃几乎没有发生磨损,在 700 ℃表现出一定的磨损。在 25~300 ℃磨损机制为轻微的黏着磨损,500 ℃黏着磨损加剧,并发生氧化磨损,导致摩擦系数增大。

(4)超细晶 WC-6Co 硬质合金,与 GCr15 轴承钢对磨时,发生明显的磨损,磨损率随着环境温度的增大而增大,25 和 700 ℃磨损率分别为 2.17×10^{-8} 和 6.81×10^{-8} $mm^3/(N\cdot m)$。磨损机制主要为磨粒磨损,随温度增大而加剧,在高温环境下是磨粒磨损和氧化磨损的共同作用。

参考文献:

[1] PIRSO J, LETUNOVIT Š S, VILJUS M. Friction and wear behaviour of cemented carbides[J]. Wear, 2004, 257(3-4): 257-265.

[2] SAITO H, IWABUCHI A, SHIMIZU T. Effects of Co content and WC grain size on wear of WC cemented carbide[J]. Wear, 2006, 261(2): 126-132.

[3] CHYCHKO A, GARCÍA J, COLLADO CIPRÉS V, HOLMSTRÖM E, BLOMQVIST A. HV-KIC property charts of cemented carbides: A comprehensive data collection[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2022, 103: 105763.

[4] LIU X M, WANG H B, FENG H, HU H X, CHEN J H, ZHAO Z, WU G C, LIU C, LU H, SONG X Y. On the enhanced wear resistance of ultra-coarse WC-Co cemented carbides by WCoB addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 894: 162449.

[5] REN X Y, MIAO H Z, PENG Z J. A review of cemented carbides for rock drilling: An old but still tough challenge in geo-engineering[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2013, 39: 61-77.

[6] TORRES Y, TARRAGO J M, COUREAUX D, TARRÉS E, Roebuck B, CHAN P, JAMES M, LIANG B, TILLMAN M, VISWANADHAM R K, MINGARD K P, MESTRA A, LLANES L. Fracture and fatigue of rock bit cemented carbides: Mechanics and mechanisms of crack growth resistance under monotonic and cyclic loading [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 45: 179-188.

[7] NORGREN S, GARCÍA J, BLOMQVIST A, YIN L. Trends in the P/M hard metal industry [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015, 48: 31-45.

[8] GARCÍA J, COLLADO CIPRÉS V, BLOMQVIST A, KAPLAN B. Cemented carbide microstructures: A review [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 80: 40-68.

[9] FERNANDES C M, SENOS A M R. Cemented carbide phase diagrams: A review[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2011, 29(4): 405-418.

[10] 靳磊,臧传君,鲍贤勇,鲁忠臣,张峰,曾美琴. 碳化烧结一步法制备 WC-10Co 硬质合金的摩擦磨损性能[J]. 稀有金属与硬质合金,2022, 50(2): 85-90.
JIN L, ZANG C J, BAO X Y, LU Z C, ZHANG F, ZENG M Q. Friction and wear properties of WC-10Co cemented carbide prepared by one-step carbonization-sintering method[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2022, 50(2): 85-90.

[11] 鲍瑞,易健宏,杨亚杰,彭元东. 超细 WC-Co 硬质合金的微波烧结研究[J]. 粉末冶金工业,2010, 20(2): 22-26.
BAO R, YI J H, YANG Y J, PENG Y D. Research on microwave sintering of ultra-fine cemented carbide [J]. Powder Metallurgy Industry, 2010, 20(2): 22-26.

[12] GAO Z T, CHENG T X, ZHANG N N, BI Q H, GAO Z M, ZHANG C W, YU Y. Thermal-mechanical coupling simulation and experimental study of ultrasound-assisted laser cladding of Ni60 coating [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1024: 180270.

[13] 颜进,杜劲,刘东,苏国胜,张培荣,夏岩. 超细晶硬质合金的研究进展[J]. 中国钨业,2024, 39(4): 1-12, 63.
YAN J, DU J, LIU D, SU G S, ZHANG P R, XIA Y. Research progress of ultrafine grain cemented carbide [J]. China Tungsten Industry, 2024, 39(4): 1-12, 63.

[14] FANG G K, TANG H G, REN Z K, CHENG Y, YU Y, WANG L J, LI T Y, ZHANG Y F, QIAO Z H. Effect of grain size on oxidation resistance of WC-6wt% Co cemented carbide sintered by spark plasma sintering[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2023, 111: 106108.

[15] KIM H C, SHON I J, GARAY J E, MUNIR Z A. Consolidation and properties of binderless sub-micron tungsten carbide by field-activated sintering[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2004, 22(6): 257-264.

[16] NAKONECHNYI S O, YURKOVA A I, LOBODA P I. WC-based cemented carbide with NiFeCrWMo high-entropy alloy binder as an alternative to cobalt[J]. Vacuum, 2024, 222: 113052.

[17] GHASALI E, RAZA S, BABENKO A, ALIZADEH M, EBADZADEH T, LI J, OROOJI Y. Cermet microstructure and mechanical properties: Influence of metallic additives (Mo, Si, Ti, V) in WC-5wt%Co composites fabricated via spark plasma sintering[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2024, 124: 106839.

[18] ZHOU B, WANG H B, LU H, LIU X M, LIU C, WEN X, FAN C Y, SONG X Y. WC-Co-TiNbZr composite with simultaneously high hardness and fracture toughness [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2023, 116: 106332.

[19] YE Y W, ZHU B S, ZHENG L Y, ZHOU Z H, XUE Y, CHEN H, TAN Z P, ZHANG S F. Microstructure, mechanical, electrochemical and tribological performances of WC-based cemented carbides with different NbC amounts[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2025, 129: 107099.

[20] 范依航,李政译,郝兆朋. 切削镍基高温合金 Ni、Fe、Cr 原子在 WC-Co 硬质合金刀具中的扩散机制及对刀具性能的影响[J]. 材料导报,2024, 38(23): 234-242.
FAN Y H, LI Z Y, HAO Z P. Study on diffusion wear mechanism of Ni, Fe and Cr atoms in cutting nickel-based superalloys in WC-Co cemented carbide cutting tools and its influence on tools properties[J]. Materials Reports, 2024, 38(23): 234-242..

[21] 王学政,王海滨,刘雪梅,杨涛,谢丽杰,占王彬,宋晓艳. 复合添加晶粒长大抑制剂对 WC-12Co 超细晶硬质合金涂层性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2018, 47(4): 1216-1220.
WANG X Z, WANG H B, LIU X M, YANG T, XIE L J, ZHAN W

中国知网 https://www.cnki.net

B, SONG X Y. Effect of combined addition of grain growth inhibitors on the properties of WC-12Co ultrafine grained carbide coating[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47 (4): 1216-1220.

[22] HOURMAND M, SARHAN A A D, SAYUTI M, HAMDI M. A comprehensive review on machining of titanium alloys[J]. Arabian Journal for Science and Engineering, 2021, 46: 7087-7123.

[23] WANG B X, WANG Z H, JIANG L Y, XU W W. Investigation on the performance of spark plasma sintered ultrafine WC-Co cemented carbide end mills during high-speed precision milling of Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 131: 973-983.

[24] YANG Y F, ZHANG L, LIU J, WU M X, LIU J, YANG Y. Coupling pulsed magnetic treatment coated WC-12Co cemented carbide and magnetofluid to enhance milling performance of TC4 alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 124: 419-429.

[25] 徐晅,刘欣,梁良. WC-10wt.%Ni3Al 硬质合金刀具与 0Cr18Ni9 不锈钢的元素扩散研究[J]. 现代制造工程,2015(3): 11-15, 43.
XU X, LIU X, LIANG L. The research on elements diffusion of WC-10wt.%Ni3Al cemented carbide tool with 0Cr18Ni9 stainless steel[J]. Modern Manufacturing Engineering, 2015(3): 11-15, 43.

[26] 周红翠,于涛,温光华,罗学全. Ru 添加对 WC-Co 硬质合金结构与性能的影响[J]. 硬质合金,2021, 38(4): 229-235.
ZHOU H C, YU T, WEN G H, LUO X Q. Effect of Ru addition on structure and properties of WC-Co cemented carbide[J]. Cemented Carbide, 2021, 38(4): 229-235.

(责任编辑:杨浩雪)

中国知网 https://www.cnki.net