

Cu 及其包覆金刚石微粒对镍基复合涂层组织性能的影响

孙华为¹, 吴奇隆^{1,2,3}, 李宇佳³, 孙志鹏³, 刘建波³, 张雷^{2,3}

(1. 中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司 高性能新型焊接材料全国重点实验室, 河南 郑州 450001)

(2. 中国机械总院集团宁波智能机床研究院有限公司, 浙江 宁波 315000)

(3. 宁波中机松兰刀具科技有限公司, 浙江 宁波 315000)

摘要: 采用感应加热技术制备了直接添加Cu和Cu包覆金刚石的镍基复合涂层。研究了Cu添加形式对金刚石镍基复合涂层的微观组织、物相演变、显微硬度和磨损性能的影响。结果表明: 在金刚石镍基复合涂层中直接添加Cu和采用Cu包覆金刚石的形式引入Cu, 均会抑制镍基合金基体中碳化物的生成, 采用Cu包覆金刚石的形式添加时, 在镍基合金基体中几乎观察不到碳化物; 相较于直接添加Cu, 采用Cu包覆金刚石涂层的平均显微硬度下降了76.7 HV, 而且在磨粒磨损试验的15~45 min磨损阶段, 涂层表现出更加优异的耐磨性。

关键词: 增材制造; 金刚石; 镍基涂层; 耐磨涂层

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)06-1605-07

1 引言

随着现代工业技术的快速发展,机械设备和关键零部件面临的工作环境日益复杂,如高温、高压、高速摩擦等极端工况,对材料的综合性能提出了更高的要求^[1-2]。表面涂层技术作为提高材料表面性能的重要手段,通过改善基体材料的耐磨性、耐腐蚀性和抗氧化性能,显著延长了工件的使用寿命^[3-4]。其中,镍基合金因其优异的耐热性、耐腐蚀性和抗氧化性、良好的涂覆性能和与硬质颗粒的润湿性,成为制备耐磨涂层的首选材料^[5]。在航空航天、石油化工和机械制造等领域得到了广泛应用。

尽管镍基合金涂层在实际应用中表现出优异的性能,但单一涂层在应对复杂工况时仍存在局限性,尤其是在高载荷摩擦或冲击环境下,涂层的韧性和抗裂性能难以满足要求^[6]。近年来,通过在镍基合金涂层中引入增强相以提升其硬度和耐磨性能,成为研究热点^[7]。例如,陶瓷颗粒、碳化物和金刚石等高硬度增强相的加入,可以显著提高涂层的硬度和耐磨性能^[8-9]。其中,金刚石颗粒因其极高的硬度和优异的耐磨性能,已被广泛用于增强涂层的耐磨性^[10]。然而,金刚石的引入虽然提高了涂层的硬度,但往往会导致涂层韧性的下降,甚至在复杂应力环境下产生裂纹,限制了涂层的实际应用^[11-12]。而且在

制备金刚石复合涂层时,金刚石受热损伤现象难以避免,寻求降低金刚石热损伤一直是研究的热点和难点^[13]。

为解决涂层韧性差的问题,近年来研究者们开始探索在涂层中引入软质金属,以改善涂层的韧性和减摩性能^[14-16]。铜因其优良的延展性、导热性和润滑性能,可有效缓解涂层中的应力集中,减少裂纹的产生与扩展^[17-18]。例如,Mei^[19]等在AlTiVN涂层中引入Cu,发现其能够抑制氮化物晶粒的生长,从而显著提升涂层的韧性。杨效田^[20]等在Ni60涂层中引入适量的Cu,发现其能够降低涂层硬度,提升涂层的耐磨减摩性能。此外,王星星^[5]等研究发现,在CrSiN涂层中加入适量的Cu,可以同时提升涂层的硬度和润滑性能。这些研究表明,软质金属的引入在改善涂层综合性能方面具有重要作用。在金刚石表面包覆涂层是一种有效降低金刚石热损伤的途径。

增强相和软质金属分别在提高涂层硬度和韧性方面表现出显著效果,但关于在涂层中同时引入金刚石增强相和软质金属Cu的研究尚无相关文献报道。基于此,本研究以Ni基钎料合金粉末为基体,同时引入金刚石增强相和软质金属Cu,通过直接添加与包覆添加的方式,分析不同添加形式对镍基金刚石涂层组织及性能的影响,以期改善涂层韧性的同时,降低金刚石的热损伤,为高性能复合涂层的设计提供参考。

收稿日期: 2025-06-24

基金项目: 国家重点研发计划(2024YFB3714100)

作者简介: 孙华为,男,1986年生,硕士,高级工程师,中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司,高性能新型焊接材料全国重点实验室,河南 郑州 450001, E-mail: sunhw@zrime.com.cn

2 实验

复合涂层基板母材选用 45 钢,镍基钎料合金粉末为上海铸宇材料科技有限公司生产的镍基合金球形粉末,粒径尺寸 $\leq 75 \mu\text{m}$,粉末形态如图 1a 所示,成分如表 1 所示。金刚石粒径尺寸为 180~220 μm ,形貌如图 1b 所示。铜粉为树枝状纯铜粉形貌如图 1c 所示。

依次采用丙酮和无水乙醇在超声波清洗仪中对金刚石进行清洗,去除表面杂质并干燥处理。将一定质量的金刚石与足量的 Cu 粉混合进行金刚石机械包覆,包覆完成后,进行筛分、称量。称量计算后制备的 Cu 包金刚石制备中金刚石与 Cu 的质量比近似为 5:3。图 2 为制备的 Cu 粉包覆金刚石 SEM 照片,可以看出金刚石已被铜粉完全包覆。

采用粉末预置方法制备复合涂层,根据金刚石表面 Cu 粉包覆计算结果,设计如表 2 所示的不同样品的粉末配比。通过机械混合均匀后,预置在 45 钢基体表面,粉末预置厚度为 1 mm。感应设备为深圳双频有限公司生产的 SP25 型感应加热设备,钎涂温度 1050 $^{\circ}\text{C}$,保温时间 10 s,之后工件自然冷却,获得感应钎涂样品。

用于显微镜观察的样品用从梯度涂层中切取试样。经打磨抛光的样品经过 4% 硝酸乙醇腐蚀液腐蚀后进行光学显微镜观察。采用蔡司 Evo 10 型扫描电子显微镜观察微观结构,用能量色散光谱仪分析复合涂层的元素

分布。采用蔡司 Smart Zoom 超景深显微镜观察涂层表面磨损前后形貌。利用 X 射线微断层扫描设备(Rigaku SmartLab)识别涂层的物相,扫描范围为 $2\theta=20^{\circ}\sim 90^{\circ}$,XRD 的工作电压和电流分别为 40 kV 和 40 mA。

采用 HV-1000A 硬度仪,在加载 200 g 和加载时间 10 s 的情况下测定维氏显微硬度值。分别对金刚石增强的镍基合金涂层进行耐磨性试验,耐磨性试验参照 JB/T 7705-1995 进行,通过测量磨损后的样品失重来表征涂层的耐磨性能。

3 结果与分析

3.1 物相及显微组织分析

图 3 为制备的金刚石镍基钎涂样品的 XRD 图谱,由图 3 可以看出,不添加 Cu 粉时,涂层的主要物相有 $\gamma\text{-Ni}$ 、diamond、 Cr_2C_3 、 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 物相组成。当采用 Cu 包覆金刚石制备镍基复合涂层时,涂层中出现 $\alpha\text{-Cu}$ 的衍射峰,并且 Cr_{23}C_6 与 Cr_2C_3 的衍射峰消失。Cu 原子与 Ni 原子的半径相似,这两种元素的晶格类型同属面心立方晶格,在熔融状态下 Cu 原子可以与 Ni 原子无限互溶,在钎涂过程中,Cu 元素持续扩散到晶粒内部与 Ni 原子结合生成 $\alpha\text{-Cu}$ 固溶体^[21]。对比两个样品的 X 射线衍射图谱,可以发现碳化物的衍射峰强度出现明显降低的现象。衍射峰强度与样品中该物相的相对含量密切相关。为进一步分析 Cu 对涂层组织物相的影响,需要进行扫描电镜

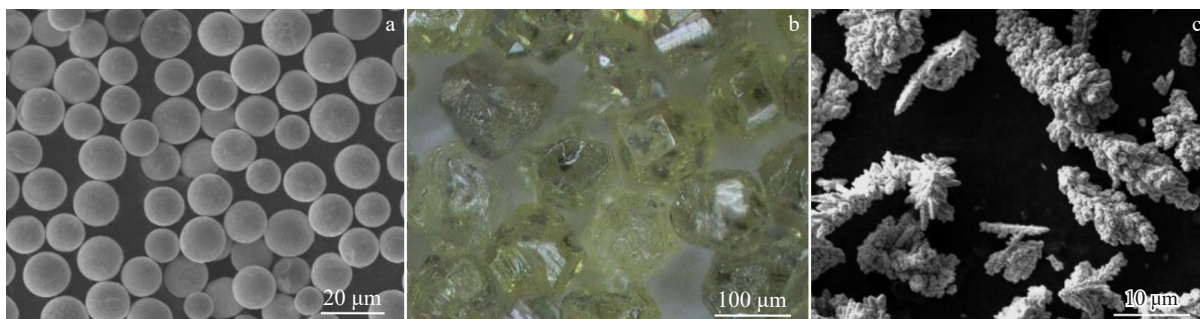


图 1 试验原材料形貌

Fig.1 Morphologies of raw materials: (a) Ni-based brazing material, (b) diamond particles, and (c) dendritic Cu powder

观察和能谱分析。

图 4 是样品 C1~C3 经过 4% 硝酸乙醇腐蚀液腐蚀后的镍基金属基体金相照片。由图 4a 可以看出不添加 Cu,镍基合金基体中主要有浅色的基体相和亮色的第二相存在。第二相颗粒粗大,部分第二相呈现规则的六边形形状。在样品 C2 中,添加了 Cu 元素后,镍基合金中粗大的

表 1 Ni 基钎料化学成分

Table 1 Composition of Ni-based filler metal (wt%)

C	Si	Cr	B	Fe	Ni
0.06	4.50	12.30	3.10	3.00	Bal.

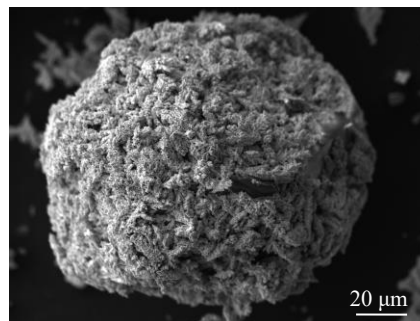


图 2 Cu 粉包覆金刚石 SEM 照片

Fig.2 SEM image of Cu-coated diamond

表2 不同样品的化学成分

Table 2 Chemical composition of different samples (wt%)

Sample	Ni-based alloy powder	Diamond	Cu powder	Cu coated diamond
C1	90	10	-	-
C2	84	10	6	-
C3	84	-	-	16

第二相颗粒明显变小,并均匀分布在镍基合金基体中。这表明Cu的添加改变了合金中第二相的析出行为。在样品C3中,采用Cu包覆金刚石后,镍基合金中的第二相

几乎难以观察到。第二相颗粒一般为合金中的析出相,其主要起到强化基体的作用,析出相的形态和分布与钎焊工艺和合金成分密切相关。

图5和图6分别为样品C1~C3金刚石界面和镍基合金基体的SEM照片。样品C1中未添加Cu,在金刚石周围和镍基合金基体中第二相主要由黑色(点A)、深灰色(点B)和浅灰色物(点C)相组成,对图中的第二相做能谱分析,其中点A含62.7at%的Cr元素,31.3at%的C元素,点B含71.2at%的Cr元素,28.8at%的C元素,点C含68.5at%元素的Cr元素,31.5at%的C元素。根据能谱检

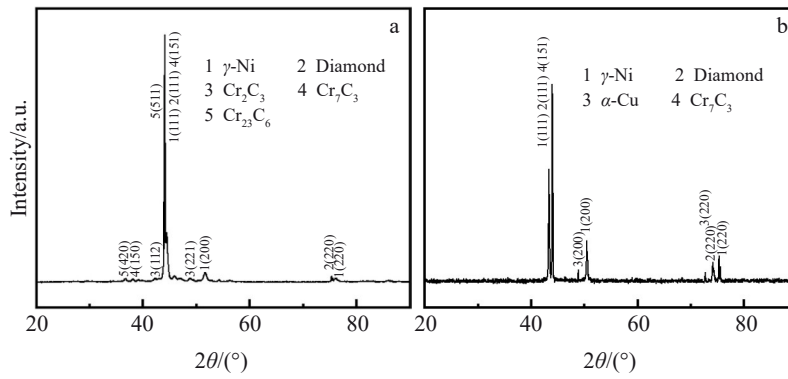


图3 C1和C3样品的XRD图谱

Fig.3 XRD patterns of samples C1 (a) and C3 (b)

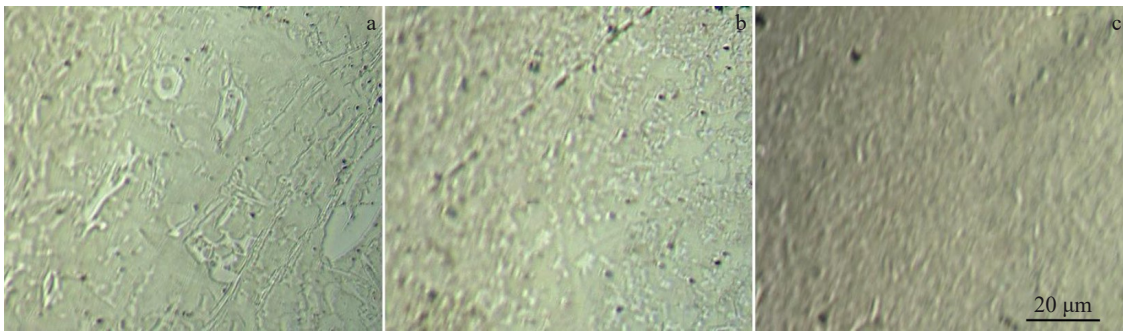


图4 C1~C3样品的镍基合金基体OM照片

Fig.4 OM images of Ni-based alloy matrix of samples C1 (a), C2 (b), and C3 (c)

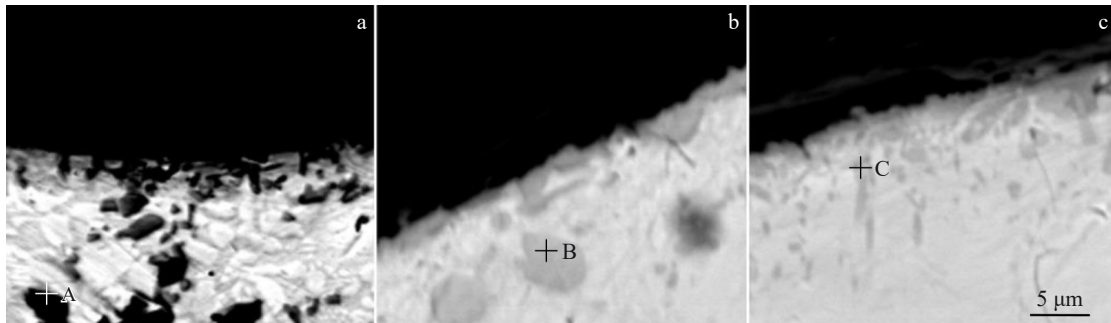


图5 C1~C3样品金刚石界面处显微组织

Fig.5 Microstructures at the diamond interface of samples C1 (a), C2 (b), and C3 (c)

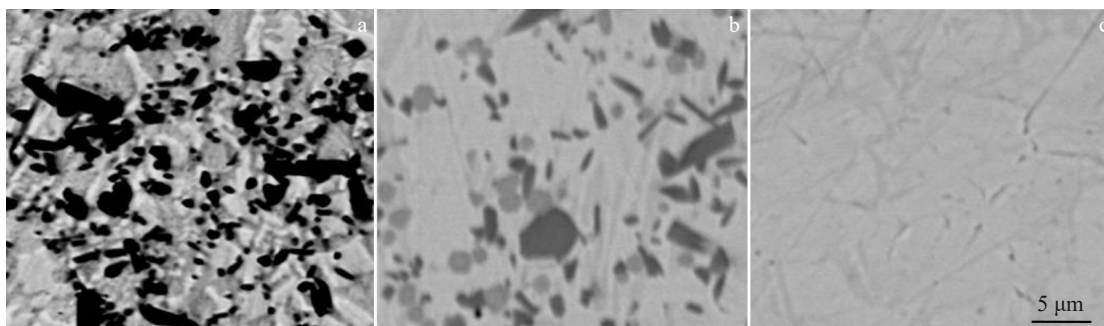


图6 C1~C3样品镍基合金基体显微组织
Fig.6 Microstructures of Ni-based alloy matrix of samples C1 (a), C2 (b), and C3 (c)

测结果,图中的第二相主要为 Cr_7C_3 。可以看出在未添加Cu粉的样品中,金刚石周围和镍基钎料合金中均存在大量的碳化物。当添加6wt%Cu粉后,涂层中的碳化物含量明显降低。而采用Cu包覆金刚石后,在镍基钎料合金中已观察不到 Cr_7C_3 ,仅在金刚石周围出现少量的 Cr_7C_3 。

为了研究Cu包覆金刚石在钎涂过程中的冶金行为,对图5中C3样品涂层中金刚石颗粒周围能谱面扫描分析,结果如图7所示。Cu元素在涂层中近似均匀分布。尽管Cu包覆金刚石起到了隔离金刚石与基体中Cr和Ni的作用,但在高温下,Cu熔融后并未在金刚石颗粒周围形成明显的富集区。这可能是由于Cu涂层在熔融后完全溶解于钎料基体中,并与基体金属充分混合,从而使金刚石周围也呈现出与基体一致的均匀分布特征。

钎焊过程中,钎料熔化后,Cu涂层迅速溶解在熔融的钎料中并发生扩散。由于铜和镍具有相似的晶体结构

(面心立方结构)、相近的原子半径(分别为0.128和0.124 nm)、相似的化学性质以及热力学上的相容性使其具有良好的互溶性,不会形成显著的界面阻隔层,允许Cu在合金基体中自由扩散,Cu原子能够在液态钎料中迅速扩散并趋向均匀分布^[22]。钎焊过程中液态合金的热对流和溶质迁移也会进一步促进Cu的均匀分布。此外,Cu的扩散系数较大,进一步促进了其在涂层中的均匀分布。而且Cu总体质量在涂层中占比仅有6%,因此稀释后的Cu浓度较低,通过能谱面扫描难以观测到Cu在金刚石周围富集现象。

金刚石在高温下易与镍基钎料中的活性元素Cr发生化学反应生成碳化铬,生成碳化铬的类型与钎涂工艺密切相关。但主要是生成稳定的 Cr_7C_3 ^[23]。样品C1在感应加热过程中,高温加速了Cr在熔融钎料合金基体中的扩散,使其迅速迁移至金刚石表面并与碳反应生成碳化铬。此外,Ni作为金刚石的石墨化触媒元素,在高温

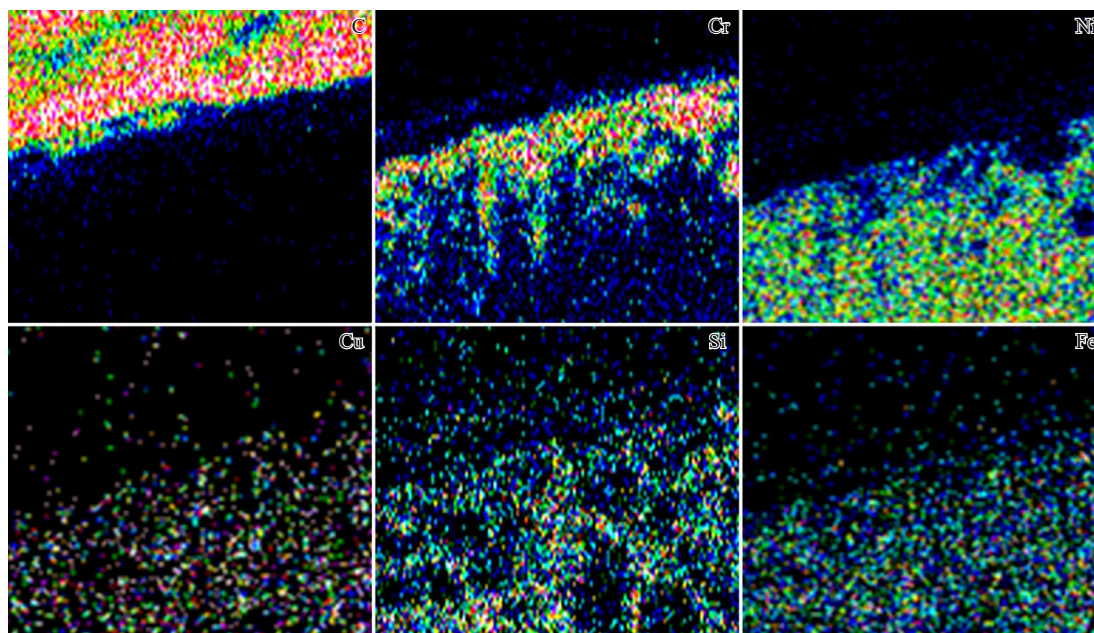


图7 图5c中C3样品的能谱面扫描结果
Fig.7 EDS element mappings of sample C3 in Fig.5c

条件下显著加速金刚石向热力学更稳定的石墨转变^[24]。金刚石石墨化后释放的碳元素会向钎料基体中扩散,在金刚石周围以及远离金刚石的区域均可能与Cr反应生成碳化铬。由于碳化铬具有高硬度和脆性,其在涂层中的分布会对性能产生显著影响;适量的碳化铬可提高涂层硬度和耐磨性,但若分布不均或生成过量,则会导致涂层脆性增加,降低整体韧性,削弱钎料基体的整体性能^[25]。

通过在样品C2钎料中添加Cu,可有效抑制碳化铬化合物的生成并减缓金刚石的石墨化。主要原因有以下两方面。一方面,Cu的稀释效应降低了钎料中Cr和Ni的有效浓度,从而削弱了Ni对金刚石石墨化的催化作用,同时减少了Cr与金刚石碳反应生成碳化铬的可能性。另一方面,Cu具有良好的分散性,能够改变Cr和Ni的扩散路径并降低其扩散系数,从而进一步减少Cr向金刚石表面的迁移以及Ni在金刚石表面的催化活性。

通过采用Cu包覆金刚石的形式,样品C3中的碳化物含量进一步降低。这是因为在Cu涂层未完全溶解镍基合金熔液并扩散均匀这一阶段,Cu涂层不仅隔离了金刚石与基体中的Cr和Ni元素,阻止了二者直接接触和反应,还有效阻碍了金刚石石墨化后碳元素向钎料基体中的扩散。样品组织的变化与熔融金属液的成分和加热冷却凝固过程密切相关。虽然样品C2和C3初始成分相同,但是样品C3在加热和冷却过程中,Cu元素经历了由高浓度向低浓度扩散的过程,而样品C2不存在这一过程。在这个过程中,样品C3中的金刚石周围的触媒元素Ni元素浓度远低于样品C2。这就意味着参与催化金刚石石墨化的物质的量减少,样品C3金刚石石墨化的速度低于样品C2。镍基合金中的C元素主要来自于金刚石石墨化后向合金溶液中的扩散。因此样品C3镍基合金熔液中的C元素含量低于样品C2,导致生成的碳化物含量降低。

3.2 涂层性能测试及分析

分别对样品C1、C2和C3涂层中的钎料合金进行显微硬度测试(避免硬度计压头损坏,测试过程中避开金刚石颗粒),结果如图8所示。可以看出感应钎涂制备的金刚石镍基复合涂层平均显微硬度为836.5 HV,添加6wt%的铜粉后显微硬度下降至768.6 HV,采用6wt%铜粉包覆金刚石制备的涂层镍基合金基体的显微硬度仅有696.9 HV。相较于直接添加Cu,采用Cu包覆金刚石涂层的平均显微硬度下降了76.7 HV。显微硬度测试结果数值与镍基合金基体的微观组织密切相关。根据组织观察结果可知,C1样品中的镍基合金中含有较多的碳化物,碳化物作为增强相,可以提高合金的显微硬度,显微硬度测试结果与显微组织观察结果相符。

图9是不同样品的磨粒磨损试验每5 min失重情况。

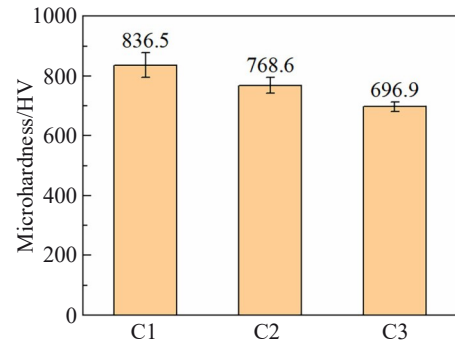


图8 C1~C3样品镍基合金基体显微硬度

Fig.8 Microhardness of Ni-based alloy matrix of samples C1-C3

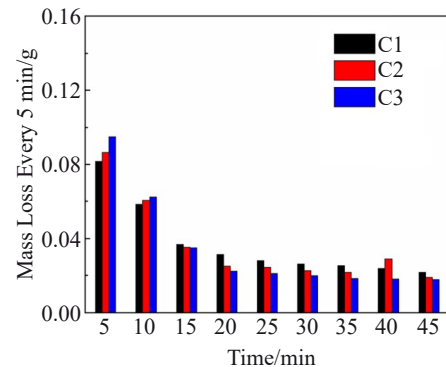


图9 C1~C3样品磨粒磨损试验磨损失重

Fig.9 Wear mass loss in abrasive wear test of samples C1-C3

由图9可以看出,在整个持续45 min的磨损试验过程中。样品C1在前10 min的磨损失重均低于样品C2和C3,其中C3样品失重最大,在15~45 min这一阶段样品C3失重最小。样品的失重反映涂层的耐磨性能,磨损失重越小表明涂层的耐磨性越好。不添加Cu的金刚石耐磨涂层在前10 min的磨损过程中,耐磨性优于添加Cu粉的样品,表现出最佳的耐磨性能。而在15~45 min的后续磨损过程中,采用Cu包覆金刚石制备的涂层,磨损失重最小,表明采用Cu粉包覆金刚石可以提高涂层稳定磨损阶段的耐磨性。

为探究采用Cu粉包覆金刚石涂层的耐磨性变化的机理,采用体视显微镜观察了样品C3未磨损时与磨损45 min的形貌,结果如图10所示。由图10可以看出在未进行磨损试验时,大部分金刚石被镍基钎料包覆,而磨损45 min后,金刚石大量裸露在涂层表面。这表明在磨损过程中,前期参与磨粒磨损的镍基合金基体占比大于后期。未添加Cu粉的涂层中,镍基合金中存在有大量的碳化物,碳化物作为强化相提高镍基合金的硬度的同时提升了镍基合金的耐磨性。因此在磨损试验的前期,样品C1耐磨性优于C2和C3。随着镍基合金的不断磨损,金刚石裸露出涂层表面,金刚石的强度成为影响涂层耐磨性的主要因素。已有研究表明采用镍基钎料钎焊金刚

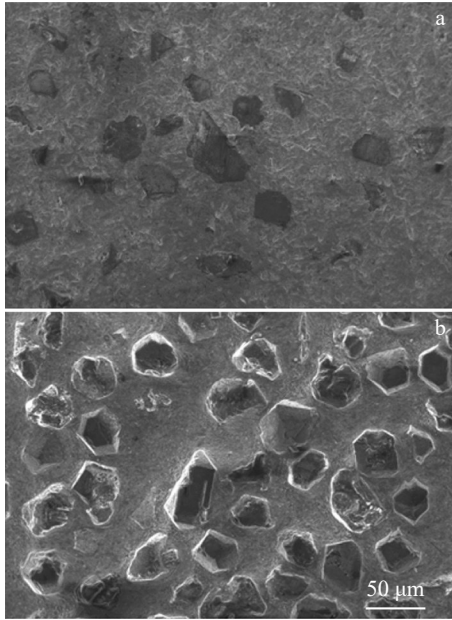


图 10 样品 C3 未磨损和磨损 45 min 的表面形貌

Fig.10 Surface morphologies of sample C3 without wear (a) and with 45 min wear (b)

石, 金刚石的强度会出现大幅下降的现象, 金刚石受热损伤越严重, 金刚石强度下降幅度越大。因此在 15~45 min 磨损阶段, 添加 Cu 粉与采用 Cu 粉包覆金刚石的涂层, 金刚石受热损伤较小, 因此涂层表现出更加优异的耐磨性能。相较于直接添加 Cu 粉, 采用 Cu 粉包覆金刚石对金刚石具有更好的保护效果。

4 结论

1) 金刚石/镍基复合涂层物相主要由 γ -Ni、 Cr_2C_3 、 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 、金刚石组成。在涂层中添加 Cu 粉, 可以抑制涂层中碳化物的生成, 添加相同质量分数的 Cu 粉, 采用 Cu 包覆金刚石的方式, 对碳化物的生成抑制效果更加明显。

2) 采用 Cu 包覆金刚石制备复合涂层中, 在金刚石周围未检测到 Cu 元素富集区, 金刚石周围存在 Cr 元素富集带, 在钎涂过程中 Cu 能够均匀扩散至涂层合金中, Cr 元素的富集形成碳化铬保证了金刚石与镍基合金的结合强度。

3) 在金刚石镍基复合涂层中引入 Cu, 可以降低涂层中镍基合金的显微硬度, 显微硬度的降低有利于提高涂层的韧性, 降低涂层开裂的风险。在磨损中后期, 涂层的耐磨性得到改善, 添加相同质量分数的 Cu, 采用 Cu 包覆金刚石的方式, 耐磨性提升更加显著。

参考文献 References

[1] Long W M, Liu D S, Dong X *et al.* *Surface Engineering*[J], 2020, 36(12): 1315

- [2] Luo Jiayuan(罗家元), Li Xin(李鑫), Tan Chao(谭超) *et al.* *Journal of Mechanical Strength*(机械强度)[J], 2024, 46(2): 439
- [3] Cui Changchun(崔长春), Li Qilin(李奇林), Tan Zhidong(谈志东) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2025, 54(7): 1
- [4] Long Weimin(龙伟民), Qin Jian(秦建), Lu Quanbin(路全彬) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 36(7): 98
- [5] Wang Xingxing(王星星), Li Yang(李阳), Wu Shengjin(武胜金) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 215
- [6] Qin J, You M Z, Si H *et al.* *Welding in the World*[J], 2023, 67: 2621
- [7] Zhang L, Long W M, Du D *et al.* *Diamond and Related Materials*[J], 2022, 125: 109032
- [8] Li W, Yang X, Wang S *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2022, 149: 107822
- [9] Si Hao(司浩), Qin Jian(秦建), Zhong Sujuan(钟素娟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 1027
- [10] Zhu H T, Qin J, Song X Y *et al.* *Diamond and Related Materials*[J], 2024, 149: 111647
- [11] Long Weimin(龙伟民), Liu Dashuang(刘大双), Wu Aiping(吴爱萍) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2023, 59(12): 225
- [12] Hu Ke(胡珂), Wei Guoqian(魏国前), Yan Mengyu(闫梦煜) *et al.* *Journal of Mechanical Strength*(机械强度)[J], 2023(1): 84
- [13] Long Weimin(龙伟民), Zhu Kun(朱坤), Qiao Peixin(乔培新) *et al.* *Diamond & Abrasives Engineering*(金刚石与磨料磨具工程)[J], 2002(3): 27
- [14] Long Fei(龙飞), Zhang Guanxing(张冠星), He Peng(何鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(2): 385
- [15] Long W M, Zhang G X, Zhang Q K *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2015, 110: 41
- [16] Leandro Bengoa, Pablo Seré, Paola Pary *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 388: 125590
- [17] Shen Hu(沈虎), Li Xianfen(李先芬), Ye Junyang(叶俊洋) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2024, 45(9): 69
- [18] Long Weimin(龙伟民), Qiao Peixin(乔培新), Li Tao(李涛) *et al.* *Diamond & Abrasives Engineering*(金刚石与磨料磨具工程)[J], 2002(4): 27
- [19] Mei H J, Geng D S, Wang R *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 402: 126490
- [20] Yang Xiaotian(杨效田), Zhou Jun(周俊), Wang Xinhua(王新华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1420
- [21] Long W M, Liu D S, Wu A P *et al.* *Diamond and Related Materials*[J], 2020, 110: 108085
- [22] Long Fei(龙飞), Liu Qu(刘瞿), Zhu Yixing(朱艺星) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2024, 38(10): 155
- [23] Liu Sixing(刘思幸), Zhang Zechen(张泽辰), Liu Mingmiao(刘

- 明淼) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2025, 54(3): 1
- [24] Yao J, Liu F, Wang X *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2024, 33(1): 351
- [25] Long Weimin(龙伟民), Zhong Sujuan(钟素娟), Qin Jian(秦建) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2023, 44(2): 16

Effect of Cu and Its Coated Diamond Particles on the Microstructure and Properties of Ni-based Composite Coatings

Sun Huawei¹, Wu Qilong^{1,2,3}, Li Yujia³, Sun Zhipeng³, Liu Jianbo³, Zhang Lei^{2,3}

(1. State Key Laboratory of High-Performance Novel Welding Materials, China Academy of Machinery Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd, Zhengzhou 450001, China)

(2. Ningbo Intelligent Machine Tool Research Institute Co., Ltd of China National Machinery Institute Group, Ningbo 315700, China)

(3. Ningbo Zhongji Songlan Cutting Tool Technology Co., Ltd, Ningbo 315000, China)

Abstract: Ni-based composite coatings with directly added Cu and Cu-coated diamond were prepared by induction heating technology. The effects of Cu addition on the microstructure, phase evolution, microhardness and wear properties of Ni-based composite coatings were investigated. The results show that the direct addition of Cu and the introduction of Cu in the form of Cu-coated diamond in the diamond-nickel-based composite coatings inhibit the generation of carbides in the nickel alloy matrix, and in the form of Cu-coated diamond, almost no carbides are observed in the nickel alloy matrix. The average microhardness of the coating with Cu-coated diamond is decreased by 76.7 HV compared to that of the direct addition of Cu; moreover, the coating shows more excellent wear resistance in the 15–45 min wear stage of the abrasive wear test.

Key words: additive manufacturing; diamond; Ni-based coatings; wear-resistant coating

Corresponding author: Zhang Lei, Ph. D., Senior Engineer, Ningbo Intelligent Machine Tool Research Institute Co., Ltd of China National Machinery Institute Group, Ningbo 315700, P. R. China, E-mail: zdclyjy@163.com