

镍/碳化钨钎涂层界面行为与力学性能

王星星¹, 李阳¹, 武胜金¹, 杜全斌², 贾连辉³, 李帅¹, 陈小明⁴

(1. 华北水利水电大学 河南高效特种绿色焊接国际联合实验室, 河南 郑州 450045)

(2. 河南机电职业学院 河南省超硬材料智能制造装备集成重点实验室, 河南 郑州 451191)

(3. 中铁工程装备集团有限公司, 河南 郑州 450016)

(4. 水利部杭州机械设计研究所 浙江省水利水电装备表面工程技术研究重点实验室, 浙江 杭州 310012)

摘要: 具有高耐磨、抗腐蚀、高硬度的镍/碳化钨复合涂层, 在盾构部件、航空航天等领域广泛应用。为提高水力机械过流部件服役寿命, 以 WC 颗粒和镍基粉状钎料为原材料, 采用真空钎涂在 201 不锈钢表面制备镍/碳化钨复合钎涂层, 借助扫描电镜、金相显微镜、洛氏硬度计对钎涂层界面微观组织和力学行为进行研究。结果表明, 涂层与基体之间元素扩散主要表现为钢基体中 Fe、Cr 和 Mn 元素向涂层组织中溶解扩散, 在界面处偏析沉淀; 含有 25% (质量分数) WC 钎涂层显微硬度分布均匀, 是钢基体的 4.6 倍; 钎涂层耐磨性随 WC 含量增加而提高, 添加 15%~35%WC 可显著提高基体表面耐磨性, 复合钎涂层耐磨性是钢基体的 8.4~15.7 倍; 钎涂层表面未发生明显变化, 裂纹开口平整, 呈脆性断裂。

关键词: 真空钎涂; 镍/碳化钨涂层; 界面行为; 耐磨性; 断裂特征

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)01-0215-08

钎涂作为一种重要的材料表面强化技术, 具备基体变形小、增材效率高、可精确控形等突出特点^[1], 在盾构机械、农业机械、航空航天等领域广泛应用^[2], 常见钎涂方法主要有真空钎涂^[3]、感应钎涂^[4]、激光钎涂^[5]、电弧钎涂^[6]、火焰钎涂^[7]等。水轮机过流部件作为水力发电的核心, 在黄河中下游流域泥沙环境中易因泥沙磨损而损坏, 严重影响水力机械使用寿命, 若在已受损水力机械表面钎涂超硬涂层 (镍/碳化钨、镍/金刚石^[8]等) 对其进行修复与再制造, 可有效解决上述行业难题。

镍/碳化钨复合涂层, 由镍基合金粉末与硬质 WC 陶瓷粉混合制成, 兼具高耐磨、抗腐蚀、高硬度等特性, 其中镍基合金一般为 NiCrBSi 系金属材料。镍基钎料作为耐磨镍基合金涂层常用的一类焊料, 具有良好的耐腐蚀性、耐高温和抗氧化性, 可用于黄河流域泥沙环境服役的功能性钎涂构件^[1]。Zhu 等^[9]在 Q235 钢表面制备 10Ni-WC/NiCrBSi 复合涂层, 涂层结合强度为 365.1 MPa, 表面硬度(HV)接近 24 500 MPa, 是钢基体的 10 倍, 复合涂层具有良好的耐腐蚀性能。

Muntean 等^[10]采用真空钎焊制备 WC-Co/NiP 功能涂层, 金属陶瓷颗粒分布均匀、与金属基体结合紧密, 陶瓷相无脱碳现象, 整体呈现致密结构, 涂层耐磨性良好。真空钎涂工艺制备的含有 BNi-2 钎料、WC 颗粒的致密柔性布^[11], 随着涂层中 WC 含量增加, 合金偏析现象逐渐减小, 碳化钨颗粒分布更加均匀, 涂层与基体最大结合强度为 302 MPa。使用火焰钎涂工艺制备不同 WC 粒度 WC-Ni 耐磨涂层发现^[7], 随着 WC 粒度增加, Ni 基钎料与 WC 增强相冶金反应程度减弱; WC 粒度为 18~23 μm 时, 涂层界面过渡层中出现了长条状的 Ni-W 相。Xu 等^[12]分析钎焊温度对 WC-Ni/NiCrBSi 复合涂层组织和性能的影响, 随温度升高, 基体和钎料间的反应层 Fe 含量明显增加, 表明温度升高有利于涂层与基体冶金结合, 升温可提高界面结合强度和涂层耐磨性, 在 1095 $^{\circ}\text{C}$ 时, 界面结合强度达到 362.9 MPa, 磨损量最小, 但涂层截面显微硬度降低。

涂层的界面行为与力学性能, 决定其服役寿命和可靠性, 而目前有关水力机械用镍/碳化钨涂

收稿日期: 2023-01-23

基金项目: 国家自然科学基金(52071165, 51705151); 河南省优秀青年科学基金(202300410268); 河南省高校科技创新人才计划(22HASTIT026); 河南省超硬材料智能制造装备集成重点实验室开放课题(JDKJ2022-02); 龙门实验室开放课题(LMQYTSKT016); 河南省高层次人才“中原英才计划-中原青年拔尖人才”计划

作者简介: 王星星, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 华北水利水电大学, 河南省高效特种绿色焊接国际联合实验室, 河南 郑州 450045, E-mail: paperwxx@126.com

层界面微观组织和力学行为方面的相关研究还很少。本研究采用真空钎涂工艺,成功制备水力机械用高性能镍/碳化钨复合钎涂层,分析 WC 含量对镍基钎料界面特征与钎涂层磨损率、显微硬度、结合强度的影响规律,从而为严酷环境水力机械过流部件用高性能钎涂层的推广应用提供理论依据和技术支撑。

1 实验

采用 WC 颗粒和镍基粉状钎料为涂层原材料,在 201 不锈钢表面真空钎涂 WC 颗粒增强镍基钎料,获得 Ni/WC 复合钎涂层。其中,钎焊温度 1030~1050 °C,保温时间 15~30 min,真空度 5×10^{-3} Pa;镍基钎料 (BNi-2) 主要化学成分如表 1 所示,密度 5.9 g/cm³,粉末粒度 $\leq 48 \mu\text{m}$ (300 目)。通过加入 B 和 Si 元素,降低钎料熔化温度,改善钎料润湿性;经筛选,WC 颗粒直径为 75~250 μm (60~200 目)。

真空钎涂工艺:先将 201 不锈钢板试样加工为 50 mm×30 mm×6 mm 规则形状,对其表面进行打磨、抛光、清洗,后使用混料机将粉料进行混制,应严格控制混料机转速,防止粉体高温氧化。之后在粉体材料中加入液态石蜡制成膏状,按所需形状涂于基体表面,涂覆厚度 2~3 mm;其次将预制试样置于 200 °C 以上烘干 30 min,待加热温度到设定钎焊温度时,再将试样放入 NB-1200-350 型真空钎焊炉中,加热至高于钎料熔点 30~50 °C,保温不同时间后进行涂层成形试验;保温结束后,空冷至室温,最后将试样取出。

利用 ZEISS EVOMA15/X-MAX 型扫描电镜及自带能谱仪对复合涂层进行微观组织分析,使用 OLYMPUS GX53 金相显微镜观察涂层压痕形貌。采用 STRUERS/Tegramin-30 显微硬度计测试钎涂层硬度,试验载荷 0.98 N,室温加载 10 s。以钎涂层和钢基体交界区作为坐标原点,复合涂层侧为正方向,钢基体侧为负方向,每隔 100 μm 选取一个测量点,其中正向测量 10 个点,负方向测量 4 个点,且在每点纵向另取 3 个等距点,测量取平均值作为该点显微硬度值。涂层结合强度采用压痕法进行分析,压头分别施

加 588、980、1470 N 3 个不同压力,ZwickRoell ZHU 洛氏硬度计的圆锥形压头(圆锥夹角为 120°,尖顶半径为 0.2 mm),施加载荷压入被测涂层表面,保持 6 s 后卸除载荷,借助金相显微镜观察压痕形貌。使用型销盘式磨损试验机进行磨损试验,对磨材料为轴承钢 (GCr15),试验载荷为 40 N,磨盘转速 600 r/min,对磨材料直径 100 mm,磨损时间 60 min;磨损失重采用精度为千分之一克的电子分析天平称量。每种试样测试 3 次,试验结果取其均值。

2 结果与讨论

2.1 镍/碳化钨复合涂层界面分析

真空钎焊过程中,当温度升至镍基钎料熔点以上时,镍基钎料发生熔化,随着温度继续升高,熔融液态钎料对 WC 硬质合金粉产生润湿并发生冶金作用,冷却时形成冶金连接的涂层材料。在高温下,液态 NiCrBSi 钎料也向涂层/不锈钢基体界面铺展,在涂层/不锈钢基体间形成钎缝,图 1 为焊后钎涂层与不锈钢基体界面显微组织照片,其中,钎涂层内部亮白颗粒为 WC 硬质相,界面区存在少许空洞,随着 WC 含量升高,钎涂层和界面区孔洞数量逐渐增加。当 WC 含量达到 35%(质量分数)时,钎涂层中观察到大量孔洞,如图 1c 所示,分析孔洞形成原因主要有两方面:(1)熔融液态钎料中存在挥发相,少量未排出残存于钎涂层形成微孔^[13];(2)在凝固过程中,过多的 WC 颗粒作为骨架材料将未凝固部分隔开,形成多个小熔池,由于 WC 和钎料收缩比相差较大而形成孔洞。钎涂层上方灰色相为钎料基体相,由于镍基钎料中含有元素 B、Si,这 2 种元素在高温条件下会生成 Ni-B、Fe-B 与 Ni 的低熔点固溶体共晶相。钎涂层与钢基体在界面发生冶金结合形成联生结晶,相互间发生反应生成界面金属间化合物,图 1 可看到界面区存在一条明显的黑色 NiCrBSi 钎缝,是钢基体与钎涂层界面区发生扩散反应的结果。

为确定钎涂层中具体物相组成,对钎涂层进行 EDS 点扫描和 X 射线衍射分析,点扫描结果如表 2 所示,XRD 结果如图 3 所示。结合 EDS 能谱分析和 XRD 谱图,钎料基体相(位置 1 和位置 4 处)主要是 Ni 基固溶体;位置 2 和位置 3 处为 Ni₄W+Cr₂B+WC 多相共存状态,钎涂过程中部分 WC 颗粒完全与液态钎料反应并熔入液态钎料,钎涂结束后随温度降低,高熔点 W 先形核,与 Ni 结合反应生成中间相 Ni₄W,还有少量 Ni₃Si 生成,这些二元相本质上是脆性相,在一定程度上易降低界面结合强度;位置 5、6 处的白色块状相为 WC 硬质相。

表 1 BNi-2 钎料主要成分

Table 1 Composition of BNi-2 brazing filler metal ($\omega/\%$)

Cr	C	Si	B	Fe	Ni
6.0-8.0	≤ 0.06	4-5	2.75-3.5	2.5-3.0	Bal.

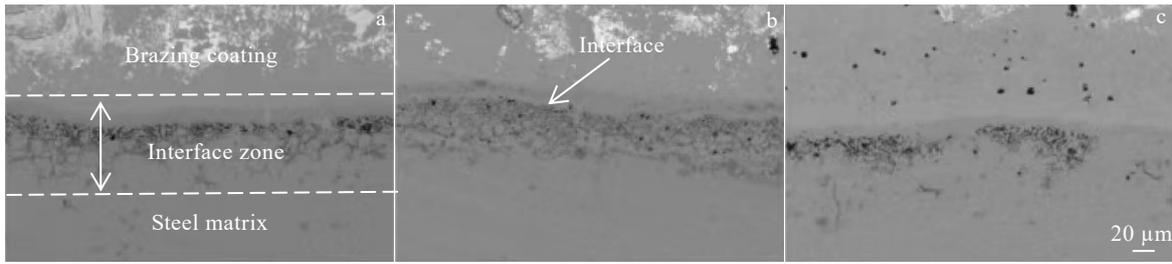


图1 不同 WC 含量的钎涂层界面组织

Fig.1 Interfacial microstructures of brazing coating with different WC contents: (a) 15%, (b) 25%, and (c) 35%

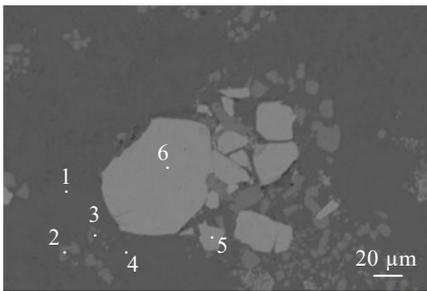


图2 钎涂层点扫描特征点

Fig.2 Characteristic points of point scanning of brazing coating

表2 图2中特征点元素成分

Table 2 Element composition of characteristic points in Fig.2

Element	(ω/%)					
	1	2	3	4	5	6
Ni	77.4	26.3	26.9	79.8	-	-
C	10.4	10.7	8.8	8.5	11.6	13.6
Fe	4.8	0.9	1.1	5.4	-	-
Si	-	5.0	3.8	-	-	-
B	4.5	2.5	3.0	3.1	-	-
Cr	2.9	18.8	21.2	3.2	-	-
W	-	35.8	34.3	-	88.4	86.4

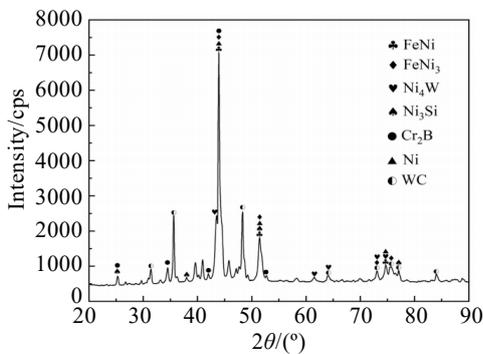


图3 钎涂层表面 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of brazing coating surface

为进一步分析钎涂层/基体界面结合和元素扩散机制,对界面区进行 EDS 线扫描,选取 WC 含量为 25%的钎涂层/基体界面进行分析,线扫描位置及结果如图 4 所示。结果表明:(1)Ni/WC 复合钎涂层与不锈钢基体之间存在合金元素扩散;(2)钎涂层与钢基体元素扩散主要表现为:钢基体中 Fe、Cr 和 Mn 元素向涂层组织中溶解扩散,并在界面处偏析沉淀;钎涂层中 Ni 元素向钢基体扩散效果不明显,分析主要是固相原子激活能较高,在晶格中较稳定,因此在钎涂过程中不易实现迁移;涂层中 B 元素在涂层成形过程中由于高温扩散在界面区附近发生明显的晶界渗透现象,在靠近界面的钢基体上生成网状组织,该网状组织是 B 与 Cr、Ni 元素形成的富硼化合物^[14-15],但 B 元素含量太低,不易获取扫描结果;钎涂层中 W 元素向钢基体扩散效果不明显,主要存在于钎涂层和界面区内。

2.2 WC 含量对钎涂层显微硬度的影响

不同 WC 含量的复合钎涂层显微硬度分布结果,如图 5 所示。以涂层与钢基体结合面为界,负方向为钢基体,正方向为钎涂层。由图可看出,沿钢基体到结合区,显微硬度几乎没有变化。3 种不同 WC 含量的钎涂层试样从结合面到 0.4 mm 处,除 15%WC 试样在 0.4 mm 处硬度(HV)超过 17 640 MPa,分析是打在了硬质相 WC 颗粒表面导致,其余显微硬度值变化不大。从 0.4 mm 到钎涂层表面处,15%WC 颗粒试样显微硬度逐步下降,结合图 1a 可观察到,15%WC 试样中 WC 颗粒偏聚在涂层中下部,使得涂层上部硬度低,故 0.7 mm 位置后涂层显微硬度值越来越小;25%WC 颗粒试样显微硬度先保持在 11 760 MPa 左右,是钢基体的 4.6 倍,后从 0.6 mm 处开始下降;而从 0.4 mm 到钎涂层表面处,35%WC 试样硬度值跳跃较大,原因是 WC 颗粒在涂层中是一种增强相,其含量越高,涂层强度整体越高,但结合图 1c 可知,35%WC 试样钎涂层内部孔洞较多,使得显微硬度有所下降,故导致硬度分布不均,偏差较大。总之,15%WC 试样的硬度去除 17 640 MPa 奇异点后分布更均匀,35%WC

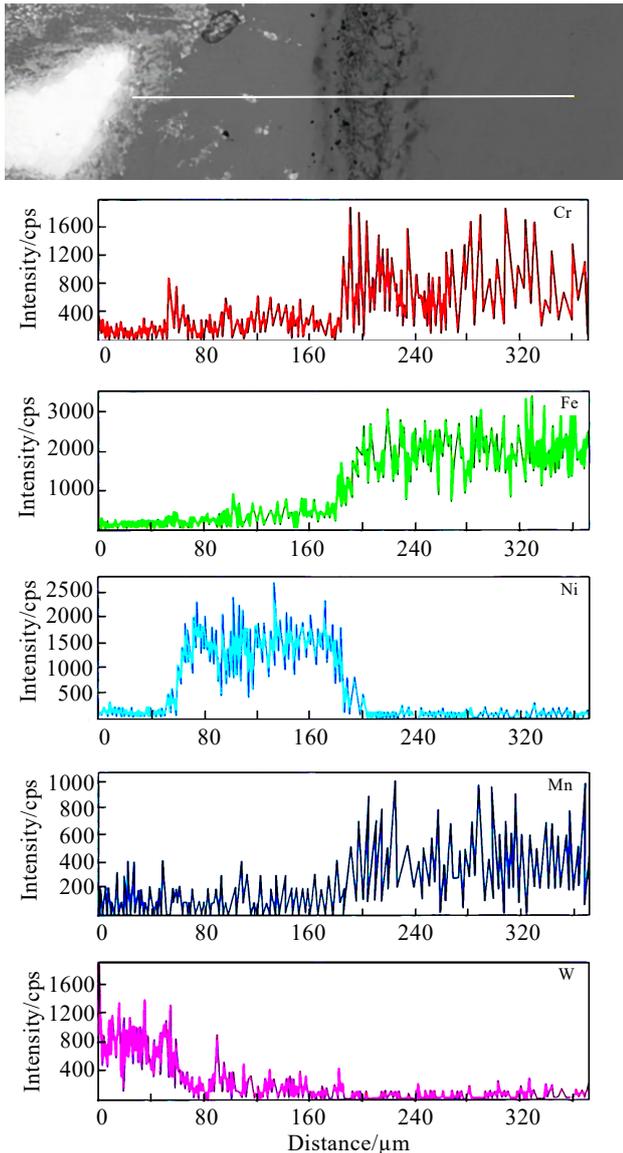


图 4 钎涂层/基体界面线扫描位置及结果

Fig.4 Line scanning position and results of the brazing coating/substrate interface (WC content of 25%)

样品的显微硬度整体偏高，而 25%WC 试样中 WC 颗粒在涂层内部排列均匀，涂层内部孔洞较少，显微硬度分布更为稳定。

2.3 WC 含量对钎涂层磨损性能的影响

钎涂层磨损特性主要分为两方面：一方面是镍基钎料对复合涂层耐磨性的影响，另一方面是硬质相 WC 对复合涂层耐磨性的影响。镍基钎料中 Cr、B 和 Si 元素含量较高，其中 Si 溶解在钢基体的 Fe 和 Ni 中形成固溶体，B 和 Cr 以金属间化合物形式弥散在复合钎涂层中，较高硬度的化合物对钎涂层微观组织起弥散强化作用；WC 作为硬质颗粒均匀排列在涂层表面，率先与磨粒接触形成运动副，有效抵御了外来磨

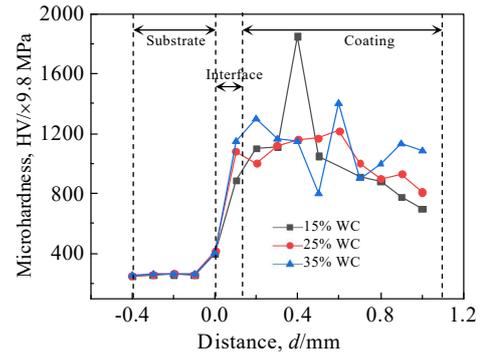


图 5 不同 WC 含量的钎涂层显微硬度分布

Fig.5 Microhardness distributions of brazing coatings with different WC contents

粒对基体的磨损，一定程度可抵御黄河流域泥沙环境对水力机械过流部件（如水轮机叶片）的磨蚀作用。

在钎涂过程中，加热温度到达钎料熔点，钎料熔化为液相，且密度比 WC 小，故 WC 颗粒在液态钎料中沉降，制备复合涂层时易出现 WC 颗粒偏聚现象，故复合钎涂层耐磨性在不同截面上有一定差别，为此分别取涂层试样上层、下层分别进行磨损试验，结果如图 6 所示。

从图 6 中可知，WC 增强镍基钎涂层的耐磨性远高于钢基体，其耐磨性能最高可达钢基体的 15.7 倍，最低为 8.4 倍。3 种不同 WC 含量的复合涂层下层耐

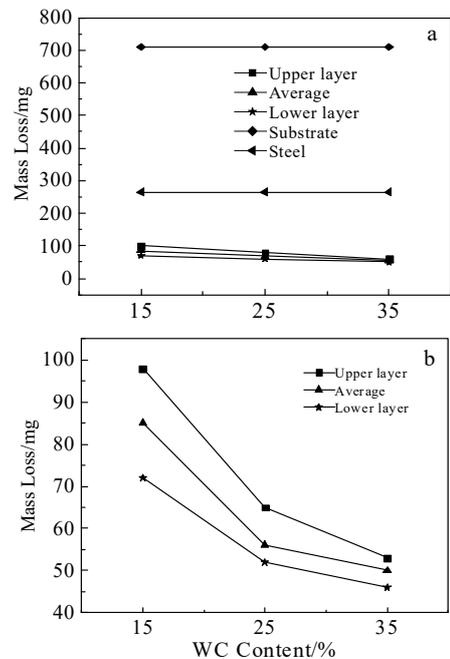


图 6 不同 WC 含量的钎涂层磨损试验结果

Fig.6 Wear test results of brazing coatings with different WC contents

磨性均高于上层，随 WC 含量增加，试样上下层磨损量均减少，耐磨性提高。15%WC 涂层由于偏聚现象严重，钎涂层上、下层磨损量相差较大，上、下层磨损形貌如图 7 所示。

从图中可观察到，由于 15%WC 钎涂层上部 WC 颗粒较少，抵抗磨粒磨损效果较差，磨料棱角易刺入材料表面，对材料表面进行切削，而钎涂层中下部因 WC 颗粒偏聚，在磨损过程中起到支撑载荷作用，从而削弱了磨料对钎涂层的破坏，当磨粒接触 WC 增强颗粒时，切削中断，显著提高了涂层耐磨性。25%WC、35%WC 涂层的上、下层磨损量相差较小，随着 WC 含量增加，磨粒对钎涂层微切削作用明显减少，但硬质相 WC 颗粒排列密集，镍基钎料对颗粒的固结、支撑作用减弱，在摩擦磨损过程中由于冲击载荷作用，WC 颗粒易脱落，导致耐磨性未进一步大幅提高。其中 WC 颗粒脱落主要原因在于：(1)WC 颗粒硬度为 29 400 MPa 左右，受冲击载荷作用影响容易脆断；(2)WC 颗粒排列密集，镍基钎料作为粘结相，不能充分固结硬质颗粒，缺乏对硬质颗粒的缓冲保护。随着 WC 含量增加，WC 颗粒易频繁脆断，进而导致钎涂层磨损失效，如图 8 所示。

2.4 WC 含量对钎涂层结合强度、断裂行为的影响

由上节分析知，镍/碳化钨钎涂层具有很好的耐磨性能，但黄河流域泥沙复杂环境和较大冲击载荷同时对钎涂层结合强度提出严峻考验。钎涂层结合强度可

通过洛氏压痕实验进行评判，因 25%WC 试样中 WC 颗粒排列均匀，显微硬度分布更为稳定，故选用 25%WC 试样在 588、980、1470 N 3 种不同载荷进行测试，临界载荷 P_c 为最初引起涂层开裂或剥落的最小载荷，因实验载荷不连续，故所测临界载荷 P_c 为一区间值。临界载荷 P_c 越大，说明涂层与基体结合力越大。25%WC 钎涂层在不同载荷下的微观形貌如图 9 所示。

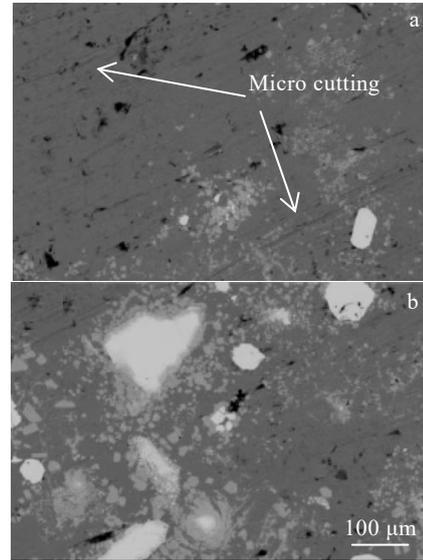


图 7 钎涂层磨损形貌

Fig.7 Abrasive wear morphologies of brazing coating (WC content of 15%): (a) upper layer and (b) lower layer

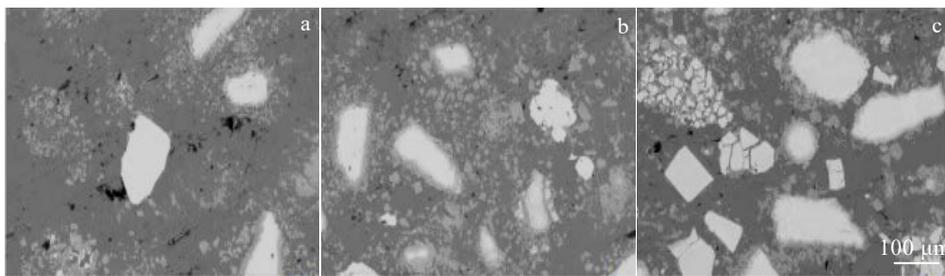


图 8 不同 WC 含量钎涂层的磨损形貌

Fig.8 Abrasive wear morphologies of brazing coating with different WC contents: (a) 15%, (b) 25%, and (c) 35%



图 9 不同载荷条件下钎涂层显微组织

Fig.9 Microstructures of brazing coating under different load conditions (WC content of 25%): (a) 588 N, (b) 980 N, and (c) 1470 N

25%WC 钎涂层在不同载荷压痕下出现裂纹扩展和涂层剥落,从图 9a 可看出,载荷为 588 N 的试样洛氏压痕周围钎涂层无剥落现象,仅出现微裂纹扩展;图 9b 中微裂纹宽度增加,深度变大;图 9c 中涂层局部脱落严重,裂纹宽度明显粗糙。由上述结果,可近似估算 25%WC 钎涂层试样的临界载荷为 980 和 1470 N 之间某一数值,即 $980\text{ N} < P_c < 1470\text{ N}$ 。从裂纹扩展形貌可知,钎涂层中钎料基体相受压头挤压表面发生变形,当超过钎涂层材料的弹性变形范围后发生塑性变形,甚至产生脱落。

不同 WC 含量试样在 1470 N 洛氏压痕条件的微观形貌如图 10 所示。由图可知,在 1470 N 载荷下,15%WC 试样未出现剥离情况,仅存在微裂纹,25%WC 和 35%WC 试样裂纹宽度增加,且 35%WC 试样脱落严重,即随着 WC 含量增加,临界载荷 P_c 值逐渐下降,侧面反映出 WC 颗粒与镍基钎料之间结合强度逐渐下降。WC 颗粒与镍基钎料的结合力主要来自 WC 颗粒中 W、C 原子和镍基钎料中 Ni、Cr 原子化学键合力的综合反应。钎涂层中 WC/NiCrBSi 界面是涂层的一个薄弱环节,涂层中基体相硬度越高,涂层基体相-硬质相结合力越大^[16],但镍基钎料作为粘结相,其硬度与增强相 WC 颗粒相差较大,在进行压痕试验时,镍基钎料易发生较

大塑性变形,不能有效固结硬质颗粒,加上涂层中存在脆性相使局部韧性降低,导致涂层出现裂纹并产生剥落。当 WC 含量低于 25%时,WC 颗粒易偏聚,分布不均,不能满足涂层耐磨性使用要求;当 WC 含量过高时(35%),颗粒之间的支撑作用不能增强涂层自身结合强度,主要原因是:随着 WC 含量升高,镍基钎料含量减少,形成液相比比例降低,不足以填充硬质颗粒之间的间隙,缺少对 WC 颗粒的镶嵌包裹作用,另一方面 WC 含量增加,涂层成型质量变差,钎涂层内部气孔、裂纹等缺陷对基体与涂层结合力产生不利影响;而 WC 含量为 25%时,WC 颗粒之间间距变小,颗粒与颗粒间存在相互支撑作用,涂层结合强度更为理想。

为进一步分析钎涂层断裂机理,对涂层裂纹处进行 EDS 点扫描,点扫描位置,如图 11 所示,点扫描结果如表 3 所示。从图 11 裂纹扩展形貌看,涂层表面未发生明显变形,裂纹开口平整,断裂处出现较多碎片,属于典型脆性断裂。当钎涂层表面受到正压力时,受力部位周围区域受到挤压,涂层内部应力高度集中,涂层组织存在的 Ni_4W 、 Ni_3Si 、 Cr_2B 脆性相是涂层薄弱区域,在载荷作用下容易首先萌生裂纹,后在硬质相 WC 颗粒处或硬质相边缘富 W 相裂纹发生扩展,最终导致脆性断裂。



图 10 1470 N 载荷下不同 WC 含量的钎涂层显微组织

Fig.10 Microstructures of brazing coating with different WC contents under 1470 N: (a) 15%, (b) 25%, and (c) 35%

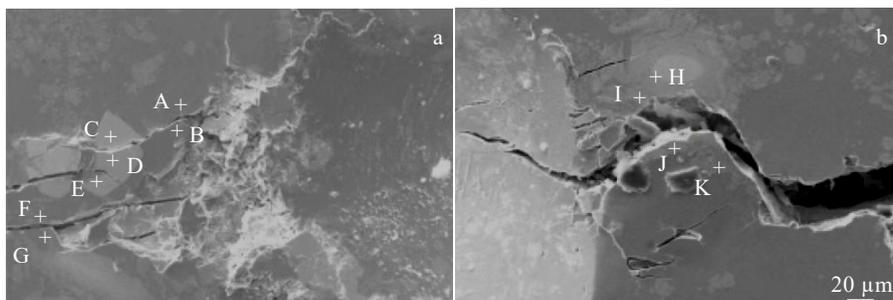


图 11 不同载荷条件下钎涂层裂纹形貌

Fig.11 Crack morphologies of brazing coating under different load conditions: (a) 980 N and (b) 1470 N

表3 图11中裂纹特征点元素成分

Table 3 Element composition of characteristic points of the microcrack in Fig.11 ($\omega/\%$)

Element	Ni	C	Fe	Cr	W	Mn	Si
A	84.9	4.4	5.1	3.8	-	-	1.8
B	84	4.1	5.4	4.0	-	0.8	1.7
C	-	8.2	-	-	91.8	-	-
D	-	8.8	-	-	91.2	-	-
E	-	8.5	-	-	91.5	-	-
F	77.5		5.0	4.2	10.3	1.2	1.8
G	50.9	5.0	2.5	4.0	35.0	-	2.5
H	-	9.1	-	-	90.9	-	-
I	31.6	4.6	2.8	4.4	56	0.6	-
J	34.4	5.9	3.2	6.3	50.2	-	-
K	29.9	7.3	-	20.5	37.6	-	4.8

3 结 论

1) 复合钎涂层界面特征主要呈现为: 涂层与基体之间元素的扩散表现为钢基体中 Fe、Cr 和 Mn 元素向涂层组织中溶解扩散, 在界面处偏析沉淀, 但钎涂层中 Ni、W 元素向钢基体扩散不明显。

2) 含有 25%WC 涂层显微硬度分布更均匀, 复合钎涂层平均显微硬度为 11 760 MPa, 是钢基体的 4.6 倍。

3) 添加 15%~35%WC 颗粒可显著提高钎涂层表面耐磨性, 随着 WC 含量增加, 涂层耐磨性随之提高, 复合钎涂层耐磨性是钢基体的 8.4~15.7 倍。

4) 随着 WC 含量升高, 钎涂层临界载荷 P_c 逐渐下降; 裂纹扩展形貌分析表明, 涂层表面未发生明显变化, 裂纹开口平整, 属脆性断裂; 裂纹扩展位置主要发生在硬质相 WC 颗粒或硬质相边缘富 W 相处。

参考文献 References

- [1] Wang Xingxing(王星星), Wu Shengjin(武胜金), Li Shuai(李帅) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(1): 72
- [2] Shi Qiusheng(石秋生), Zhao Mengqi(赵梦琪), Chen Lin(陈

林) et al. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2022, 35(2): 152

- [3] Xu Xiangping, Liu Chi, Xia Chunzhi et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 31(6): 5090
- [4] Long Weimin(龙伟民), Liu Dashuang(刘大双), Zhang Guanxing(张冠星) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2021, 42(11): 29
- [5] Long Weimin, Liu Dashuang, Dong Xian et al. *Surface Engineering*[J], 2020, 36(12): 1315
- [6] Khan M S, Cho Y H, Alfano M et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 425: 127 735
- [7] Zhou Xusheng(周许升), Zou Wei(邹伟), Long Weimin(龙伟民) et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2018, 48(3): 205
- [8] Long Weimin, Lu Quanbin, Zhong Sujuan et al. *Welding in the World*[J], 2022, 66(5): 1043
- [9] Zhu Jiawei, Zou Jiasheng, Qiao Yanxin et al. *Journal of the Korean Physical Society*[J], 2020, 76(11): 1035
- [10] Muntean R, Pascal D T, Kazamer N et al. *Materials*[J], 2021, 15(1): 88
- [11] Xu Xiangping, He Li, Xia Chunzhi et al. *High Temperature Materials and Processes*[J], 2019, 38: 60
- [12] Xu Xiangping, Ding Hengnan, Xia Chunzhi et al. *Coatings*[J], 2019, 9(4): 214
- [13] Zhang Yu(张煜), Lou Liyan(娄丽艳), Xu Qinglong(徐庆龙) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(11): 1530
- [14] Su Keyong(苏科勇), Zhang Ming(张明), Wang Wenhui(王文慧) et al. *Materials Protection*(材料保护)[J], 2018, 51(11): 80
- [15] Salimi A, Sanjabi S. *Surface & Coatings Technology*[J], 2019, 360: 335
- [16] Wu Zhengan(吴楨干), Zhang Cheng(张骋). *Experimental Technology and Management*(实验技术与管理)[J], 2011, 28(6): 294

Interface Behavior and Mechanical Properties of Ni/WC Brazing Coating

Wang Xingxing¹, Li Yang¹, Wu Shengjin¹, Du Quanbin², Jia Lianhui³, Li Shuai¹, Chen Xiaoming⁴

(1. Henan International Joint Laboratory of High-Efficiency Special Green Welding, North China University of Water Resources and Electric Power, Zhengzhou 450045, China)

(2. Henan Key Laboratory of Intelligent Manufacturing Equipment Integration for Superhard Materials, Henan Mechanical and Electrical Vocational College, Zhengzhou 451191, China)

(3. China Railway Engineering Equipment Group Co., Ltd, Zhengzhou 450016, China)

(4. Key Laboratory of Surface Engineering of Equipment for Hydraulic Engineering of Zhejiang Province, Hangzhou Mechanical Design Research Institute, Ministry of Water Resources, Hangzhou 310012, China)

Abstract: Ni/WC composite coating with high wear resistance, corrosion resistance and high hardness characteristics is widely used in shield components, aerospace and other fields. In order to improve the service life of hydraulic machinery overflow components, the Ni/WC composite brazing coating was prepared on the surface of 201 stainless steel by vacuum brazing process with WC particles and Ni-based powder brazing filler metals as raw materials. The interface microstructure and mechanical behavior of the brazing coating were investigated through scanning electron microscope, metallographic microscope and Rockwell hardness tester. The results show that the diffusion behavior of elements between the coating and substrate is mainly the dissolution of Fe, Cr and Mn elements from the stainless steel into the coating microstructure, and the segregation precipitation phenomenon appears on the interface. 25wt% WC coating shows a uniform hardness distribution, whose hardness is 4.6 times higher than that of steel substrate. The wear resistance of coating is increased with increasing the WC content. 15wt%-35wt% WC addition can significantly improve the wear resistance of the steel surface. The wear resistance of the coating is 8.4-15.7 times as high as that of the steel, the surface of the coating does not change significantly, and the crack opening is flat and brittle fracture.

Key words: vacuum brazing; Ni/WC coating; interface behavior; wear resistance; fracture characteristic

Corresponding author: Wang Xingxing, Ph. D., Associate Professor, Henan International Joint Laboratory of High-Efficiency Special Green Welding, North China University of Water Resources and Electric Power, Zhengzhou 450045, P. R. China, E-mail: paperwxx@126.com