

引用格式:刘治宇,王振宇,刘政军,等.等离子弧堆焊 WC 增强镍基堆焊层的组织及耐磨性研究[J].热加工工艺,2023,52(17):27-31.

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20211793
http://www.rjggjy.net rjggjy@vip.163.com

等离子弧堆焊 WC 增强镍基堆焊层的组织及耐磨性研究

刘治宇¹, 王振宇², 刘政军², 刘 峥²

(1. 沈阳市市场监管事务服务中心 (沈阳市检验检测中心) 沈阳计量测试院, 辽宁 沈阳 110179; 2. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870)

摘要:为了研究不同含量的 WC 对镍基合金堆焊层组织及性能的影响,采用等离子堆焊在 Q235 钢板上制备了不同含量 WC 的镍基合金堆焊层。对堆焊层的物相、微观组织、维氏硬度、耐磨性进行分析。结果表明:添加不同含量 WC 后,堆焊层的物相主要为 γ -Ni、 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 、 Cr_7C_3 、WC、 W_2C 及 $FeNi_3$ 相;当 WC 添加量为 30wt%时,堆焊层中部的共晶组织开始由片层状向块状发生转变,同时堆焊层的维氏硬度分布较为稳定,平均值为 767.2 HV0.5,在室温条件下磨损失重最小,为 3.9 mg;室温下堆焊层的磨损机理都以剥层磨损为主,其中 30wt%WC 添加量的堆焊层有最小的剥层破坏。

关键词:等离子堆焊;WC;镍基合金堆焊层;耐磨性

中图分类号: TG455; TG456.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2023)17-0027-05

Microstructure and Wear Resistance of Plasma Arc Surfacing WC Reinforced Nickel-Based Surfacing Layer

LIU Zhiyu¹, WANG Zhenyu², LIU Zhengjun², LIU Zheng²

(1. Shenyang Institute of Metrology and Testing, Shenyang Market Supervision Affairs Service Center (Shenyang Inspection and Testing Center), Shenyang 110179, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: In order to study the influence of WC with different content on the microstructure and properties of Ni-based alloy surfacing layer, the Ni-based alloy surfacing layer with different WC contents was prepared on Q235 steel plate by plasma surfacing. The phase, microstructure, Vickers hardness and wear resistance of the surfacing layer were analyzed. The results show that: after adding WC with different contents, the main phases in the surfacing layer are γ -Ni, $M_{23}C_6$, M_6C , Cr_7C_3 , WC, W_2C and $FeNi_3$ phase. When the WC content is 30wt%, the eutectic structure in the middle of the surfacing layer changes from lamellar to massive, and the Vickers hardness distribution of the surfacing layer is relatively stable, with an average value of 767.2HV0.5, and the minimum wear loss at room temperature is 3.9 mg. The wear mechanism of the surfacing layers at room temperature is mainly delamination wear, and the surfacing layer with 30wt %WC has the smallest delamination damage.

Key words: plasma surfacing; WC; Ni-based alloy surfacing layer; wear resistance

在实际工程应用中,诸多不同的磨损类型都会带来巨大经济损失以及安全隐患,因此研究提高零件的磨损性能有着重要的意义^[1]。磨损主要发生在零件表面,而采用表面处理措施进行表面防护是提高工件使用性能最有效的方法之一^[2]。与传统的表

面淬火、表面渗碳(氮)等技术相比,采用表面堆焊技术能在低成本的材料表面形成一层磨损性、腐蚀性等性能良好的异质金属堆焊层^[3-5]。其中等离子堆焊技术相对于其他表面改性技术具有堆焊速度快、稀释率较低、堆焊层硬度均匀及堆焊层成形美观等优势,而且堆焊层和基材可以形成良好的冶金结合,在使用过程中堆焊层剥落难度大,可以根据工件实际服役环境来选择和设计不同的复合金属材料,在工艺上也有很大的灵活性^[6-7]。目前等离子堆焊技术所用的材料大部分以自熔性合金粉末以及复合粉末为主,其中 Ni 基自熔性合金粉末综合性能较好,因此

收稿日期:2021-07-07

作者简介:刘治宇(1989-),男,辽宁沈阳人,工程师,硕士,主要从事电能表、三表、电焊机检定校准;电话:18840677065;

E-mail:415796620@qq.com

通讯作者:王振宇(1995-),男,硕士,主要研究方向:特种焊接材料、焊接材料冶金及表面强化技术;E-mail:wzy1565458906@163.com

应用范围最广,用于局部要求耐磨、耐蚀等的构件^[8]。WC 具有高硬度和耐磨性,与许多金属基材料有良好的润湿性,常常作为金属基复合涂层的增强材料。金属基陶瓷复合材料可以兼具金属和陶瓷材料的优点,表现出良好的综合力学性能,被广泛地用于强化零部件表面,修复磨损工件,这对提高零件使用寿命、降低材料损耗等具有重要的实际意义^[9-10]。本文研究目的是通过在镍基合金粉末中添加不同含量的 WC,研究 WC 含量对镍基合金组织、显微硬度及耐磨性的影响规律。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

实验用基材为 Q235 碳素结构钢,钢板尺寸为 80mm×20mm×15mm。在实验前需先用角磨机将基材表面氧化皮打掉,再用丙酮去除油污、酒精清洗基材表面。本次实验用的粉末为 150~300 目的球形 Ni60 以及 100~300 目、纯度为 99.9%的菱形 WC。Ni60 合金粉末的化学成分如表 1 所示。

表 1 Ni60 合金粉末的化学成分(质量分数,%)
Tab.1 Chemical composition of the Ni60 alloy powder (wt%)

C	B	Si	Cr	Fe	Ni
0.7~1.0	3.0~4.5	3.5~4.5	15~17	≤8	余量

1.2 实验方法

本次实验采用 BX-ZH-400A 等离子堆焊设备来进行表面堆焊。等离子堆焊设备主要由控制柜、冷却水箱、氩气瓶、送粉器、数控操作机、行走轨道、载物台、等离子专用枪等组成。实验用粉末使用精度为 0.1 mg 的电子天平按照 WC 添加量分别为 0wt%、10wt%、20wt%、30wt%、40wt%的比例称重,将配比好的粉末先用混粉机混合,再用行星式球磨机球磨粉末 2h。实验前将球磨后的粉末放进 150℃的烘干箱保温 2h。等离子堆焊实验参数如表 2 所示。

实验后截取堆焊金属进行组织及耐磨性能的研究。采用日本岛津生产的 XRD-7000 衍射仪对堆焊层进行物相分析,采用 S-3400N 扫描电子显微镜观察堆焊层显微组织,选用 HVS-5 型显微硬度计测量

表 2 等离子堆焊实验参数

Tab.2 Experimental parameters of plasma surfacing

焊接电流 /A	焊接速度 /(mm·min ⁻¹)	离子气流量 /(L·min ⁻¹)	送粉速度 /(g·min ⁻¹)	送粉气流量 /(L·min ⁻¹)	保护气流量 /(L·min ⁻¹)	喷嘴距试件距离 /mm
110	100	4	15	6	10	12

堆焊层的维氏硬度。使用 MMU-5G 屏显式材料端面摩擦磨损试验机进行室温下的摩擦磨损试验。实验前使用线切割机在堆焊层上取圆柱试样,尺寸为 φ4mm×15mm,圆柱对磨副材料选用淬火后的 GCr15 钢,硬度可达到 61HRC 左右,对磨副为 φ43mm×3mm 的圆盘。本摩擦磨损实验参数为室温,实验力 300N,磨损时间 30min,转速 100r/min。

2 实验结果与分析

2.1 WC 增强镍基堆焊层物相分析

图 1 为不同含量 WC 增强镍基合金堆焊层的 XRD 图谱。结果表明,Ni60 合金堆焊层中主要的物相为 γ-Ni(Fe)固溶体, M₂₃C₆ 型间隙化合物 (Fe₂₃C₆、Cr₂₃C₆、Fe_xCr_{23-x}C₆), 碳铬化合物和硼铬化合物 (Cr₇C₃、CrB)及 FeNi₃ 相。Ni60 粉末经过等离子堆焊后,堆焊层中 C、B 元素与熔池中的 Fe、Cr 反应,从液态金属中析出了高硬度的 M₂₃C₆、Cr₇C₃、CrB 相。当加入 WC 后,堆焊层中新生成了 WC 以及 W₂C

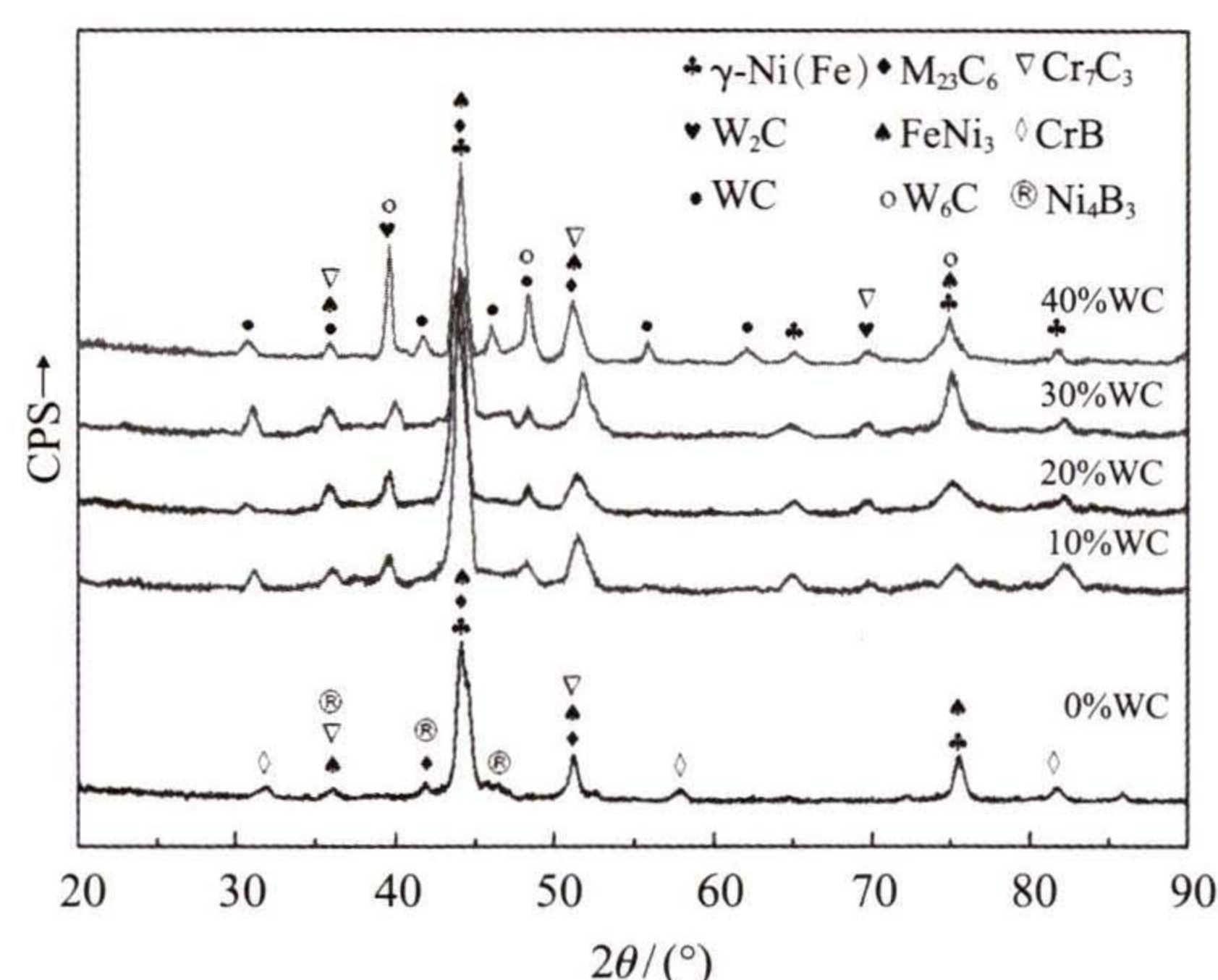


图 1 不同含量 WC 增强镍基堆焊层的 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of nickel-based surfacing layer reinforced by different content of WC

相,其中 WC 主要来自堆焊过程中未完全熔化的 WC,W₂C 相的生成是由于 WC 受高温分解为 C 和 W₂C^[11]。XRD 图谱表明,WC 颗粒的加入会和 Ni60 合金发生复杂的化学反应,WC 分解的 W 和 C 元素会和 Cr、Fe、Ni 等元素生成了 M₂₃C₆、M₆C、Cr₇C₃ 型

碳化物,WC 的加入对堆焊层的物相几乎没有影响。

2.2 WC 增强镍基堆焊层微观组织分析

图 2 为 Ni60 堆焊层横截面的低倍微观组织照片。可以看出 Ni60 堆焊层微观组织由枝晶固溶体以及网状共晶组织组成,同时可以看到有许多长条状和块状化合物分布在亚共晶基底上。这些化合物为熔池金属在快速冷却过程中未达到共晶转变温度而优先析出的化合物。

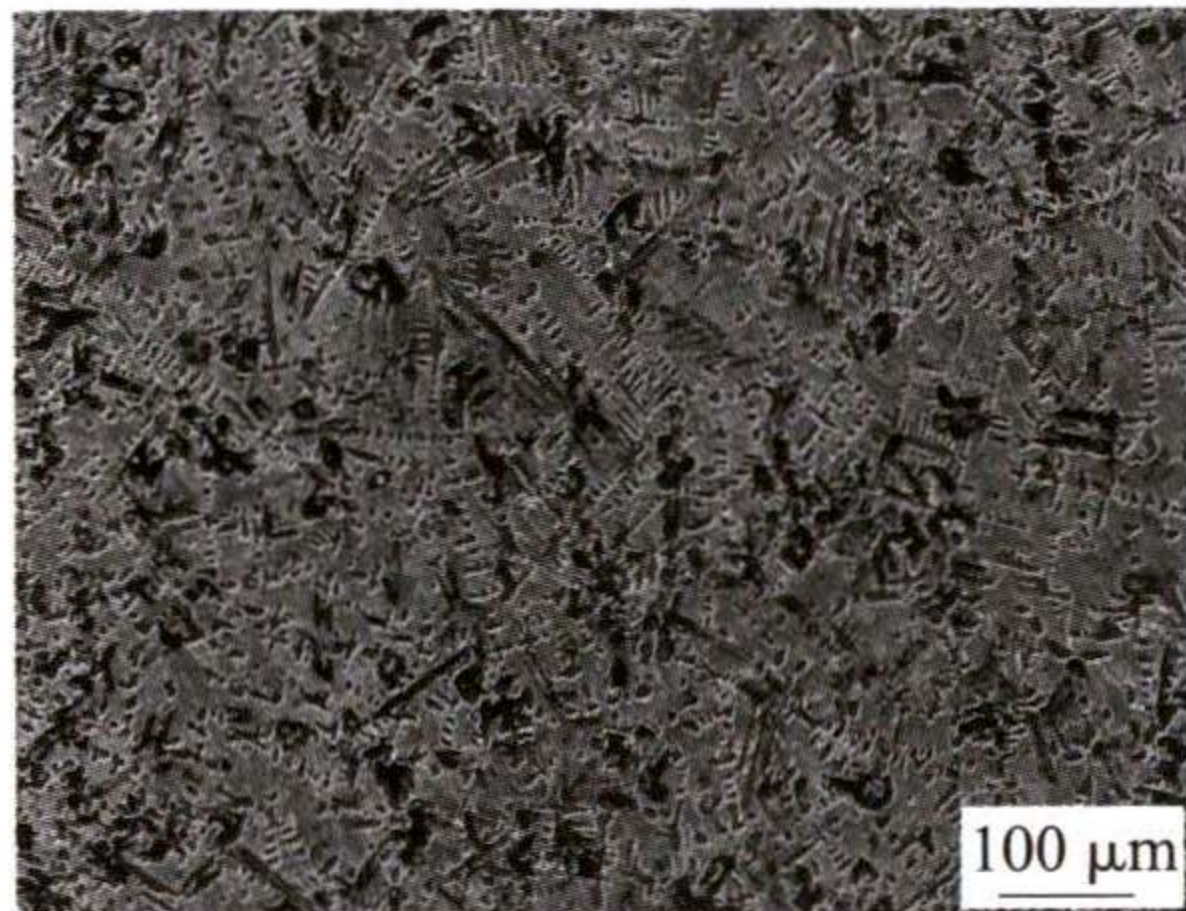


图 2 Ni60 堆焊层的低倍扫描照片
Fig.2 Low power SEM image of Ni60 surfacing layer

图 3 为 Ni60 堆焊层的高倍扫描照片。从图中可以清晰看到基体为树枝晶,周围有网状共晶组织存在,同时可以看到有条状及块状组织生成。表 3 为图 3 中 Ni60 堆焊层不同区域的 EDS 分析结果。其中 A 区域中 Ni 含量最高,同时还含有 C、Si、Cr、Fe,判断该区域为 γ -Ni 固溶体。B 区域中含有少量 B 元素,其余各元素的原子占比和 A 区域接近,结合 XRD 图谱分析,该区域主要为 γ -Ni 与其他的化合物组成的共晶组织。C 区域为亚共晶基底上的长条状化合物,根据 EDS 能谱结果可以看到,该区域中 Cr 含量最高,同时固溶 C、Fe、Ni 元素,表明该区域主要为初生的 Cr 化合物。灰色 D 区域为规则的空心六边形形状,结合能谱分析该区域以 C、Cr 原子为主,Cr 含量最高,同样为富 Cr 化合物。黑色块状 E 区域同样含 Cr 元素较高,同时固溶有 B、C、Si、Fe、Ni 元素,该区域同样为富 Cr 的化合物。可见 Ni60 堆焊层主要由 γ -Ni 固溶体、大量网状共晶组

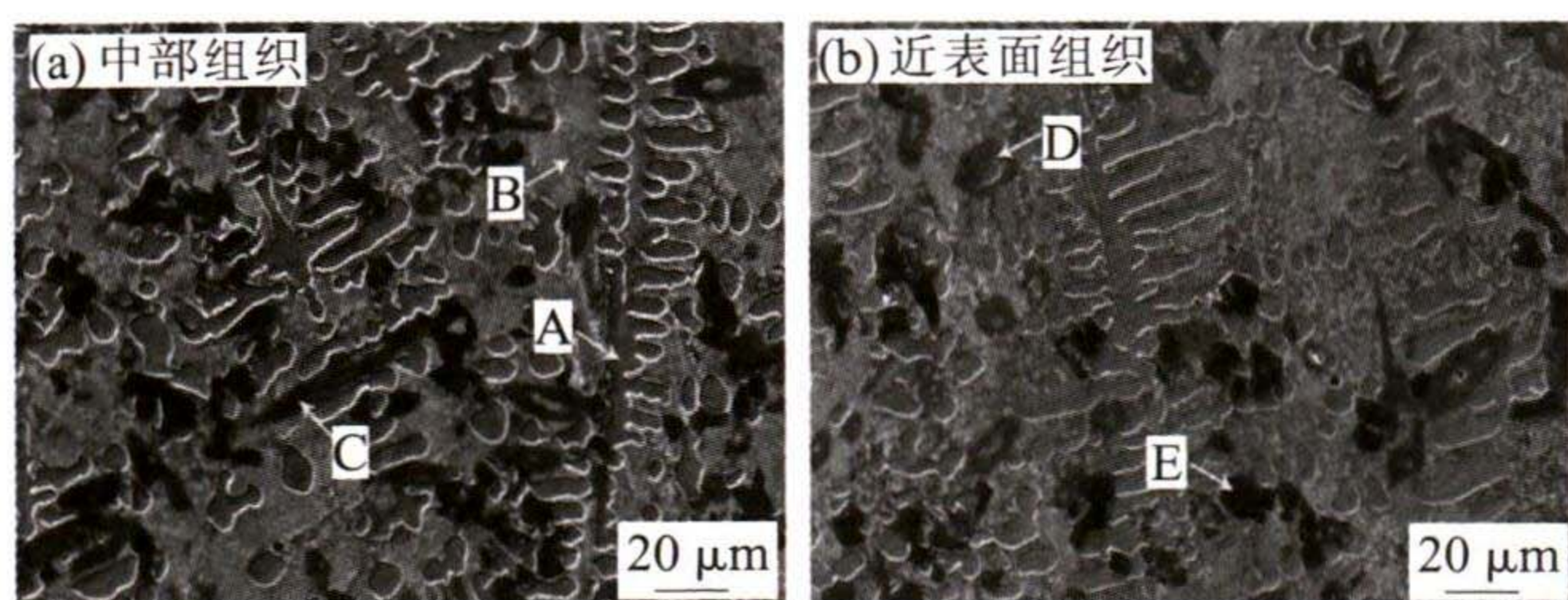


图 3 Ni60 堆焊层的高倍扫描照片
Fig.3 High power SEM images of Ni60 surfacing layer

表 3 Ni60 堆焊层不同区域的 EDS 分析结果(原子分数,%)
Tab.3 EDS analysis results of different areas of Ni60 surfacing layer (at%)

区域	B	C	Si	Cr	Fe	Ni
A	-	7.54	5.07	7.10	8.93	71.36
B	9.92	8.45	4.90	4.48	5.07	67.18
C	-	12.52	0.28	73.98	4.57	8.65
D	-	12.22	0.16	75.02	4.60	8.00
E	15.92	4.49	0.24	72.52	1.42	5.41

织和富 Cr 的化合物组成。

图 4 为不同含量 WC 的堆焊层中部组织。添加 10wt%WC 后堆焊层组织出现明显变化,从图 4(a)中可以看到堆焊层中网状共晶组织消失。这主要是由于熔池中 WC 颗粒受热分解后,生成的 C、W 元素会和 Ni60 合金中其他元素反应生成新的碳化物,分散在枝晶间,从而引起晶粒细化。同时加入的 WC 颗粒也会对堆焊层中晶粒的生长起到抑制作用,从而达到细化晶粒的目的。添加 WC 添加量达到 20wt%时,从图 4(b)中可以看到堆焊层的组织特征依旧为枝晶和共晶组织,但是组织得到进一步细化,白色共晶组织增多且更加致密。随着 WC 含量的继续增加,白色片层状共晶碳化物开始减少,WC 颗粒附近开始出现块状组织,如图 4(c)所示。图 4(d)为 Ni60+40wt%WC 堆焊层中部的组织。可以看到堆焊层中有气孔出现,这会影堆焊层的性能,看不到片层状的共晶组织,几乎完全转变为块状组织,分散在枝晶间。

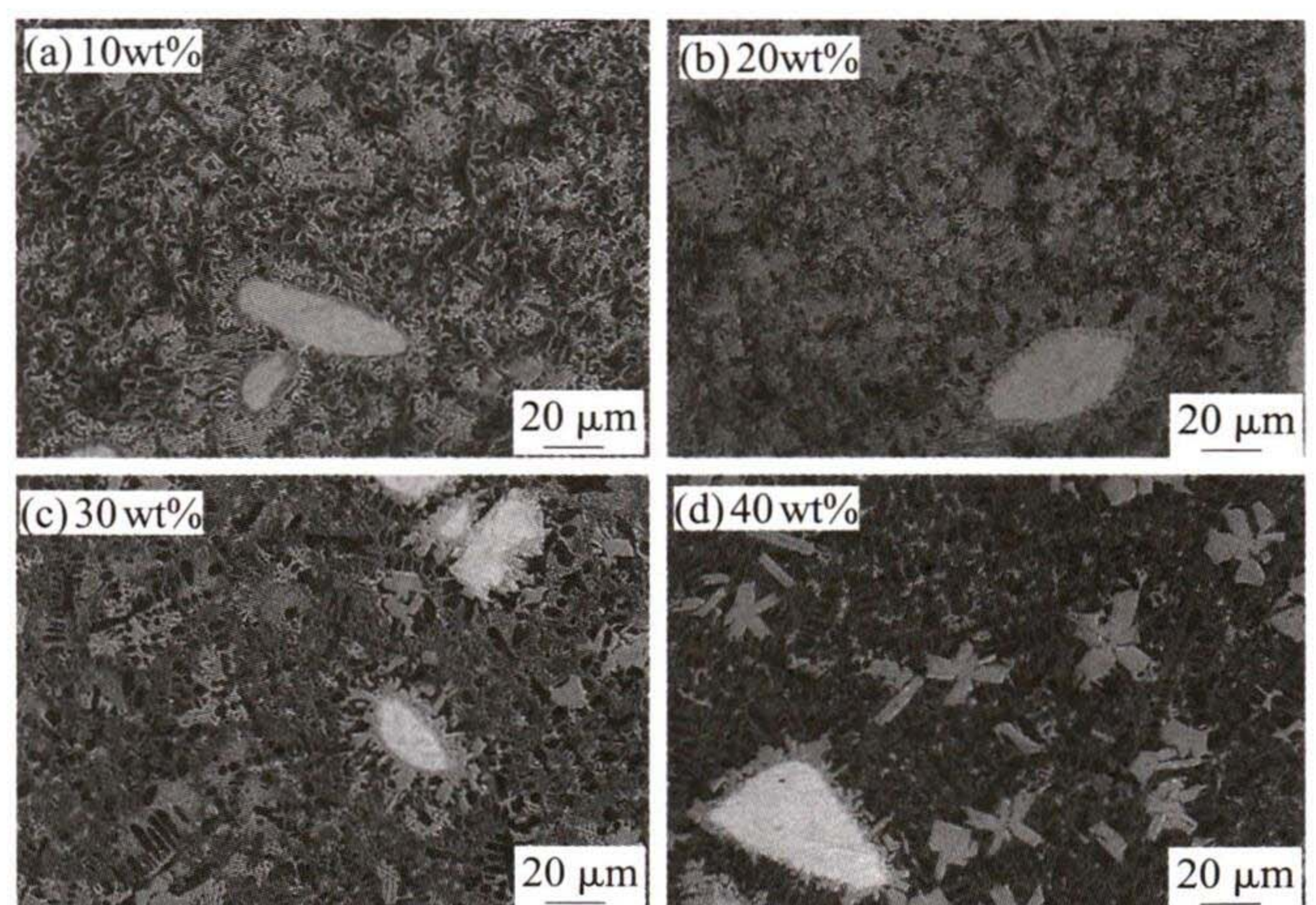


图 4 不同含量 WC 的堆焊层中部组织
Fig.4 Microstructure in the middle of WC surfacing layers with different contents of WC

2.3 WC 增强镍基堆焊层力学性能分析

图 5 为不同含量 WC 增强镍基堆焊层的显微

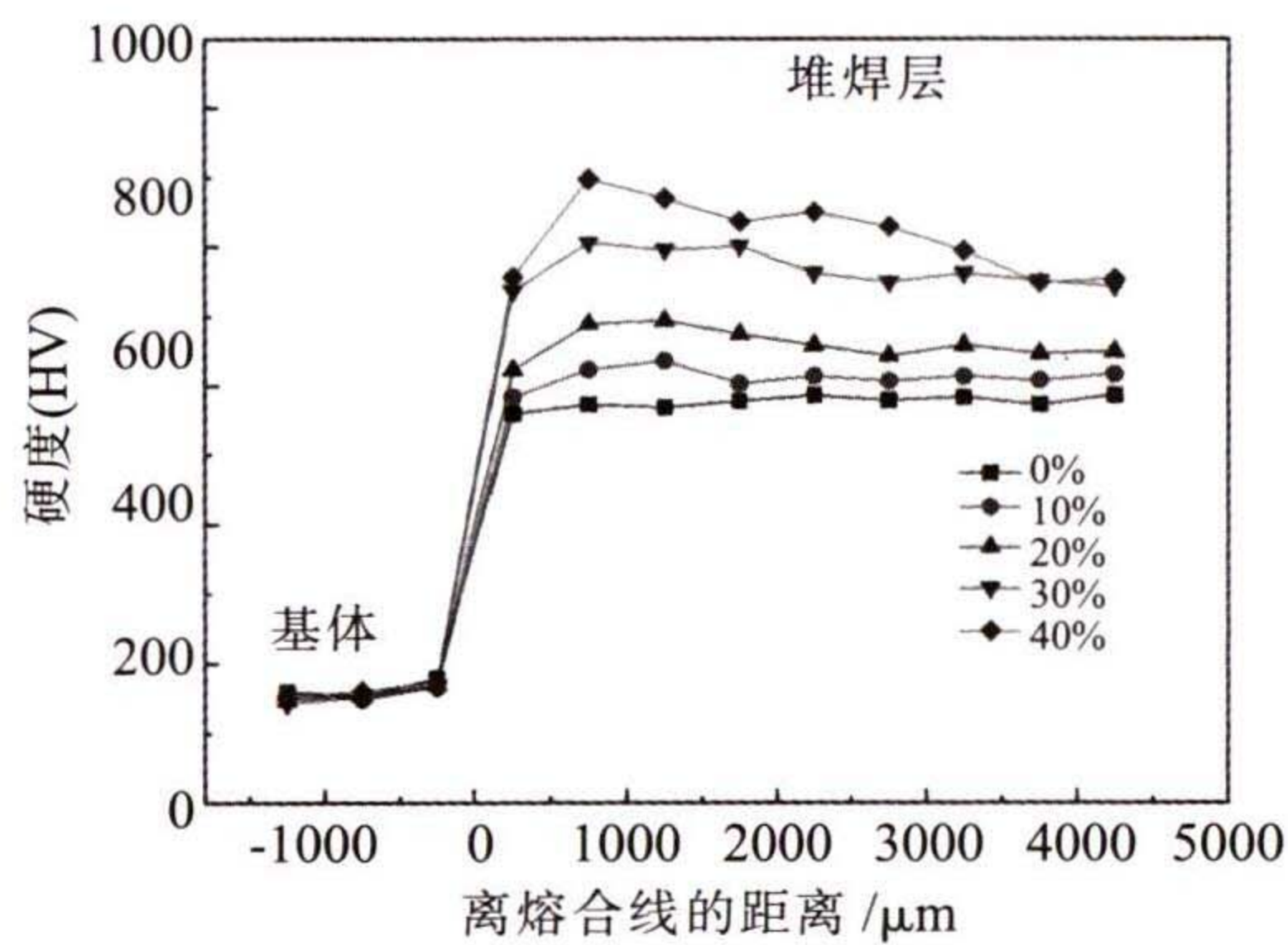


图5 WC增强镍基堆焊层的显微硬度分布
Fig.5 Microhardness distribution of WC enhanced nickel-based surfacing layers

硬度分布。从图中可以看到,在母材表面制备金属基复合堆焊层可以显著提高母材表面硬度,在熔合线附近存在明显的硬度过渡区。Ni60合金堆焊层显微硬度值波动幅度不大,平均显微硬度为576.6HV0.5。随着WC添加量的增加,堆焊层硬度增大,当WC添加量分别为10wt%、20wt%时,堆焊层平均显微硬度分别为611.8、659.8HV0.5;当WC添加量为30wt%时,堆焊层平均显微硬度为767.2HV0.5,约为Ni60堆焊层硬度的1.3倍;WC添加量为40wt%时,堆焊层平均显微硬度有最大值,为814.8HV0.5,但是由于大部分WC颗粒未熔化,聚集在堆焊中部及底部,导致堆焊层出现气孔、裂纹等缺陷,使得堆焊层显微硬度出现大幅波动。

图6为室温下WC增强镍基堆焊层的磨损量对比。可以看到添加WC颗粒后,堆焊层磨损性能有小幅提升。这是因为,在加入WC颗粒后,堆焊层可以在保持原有韧性的基础上,表现出WC颗粒良好的耐磨性。经过30min的销盘磨损后,Ni60堆焊层磨损量为5.6mg,添加30wt%WC强化后镍基堆焊层有最低的磨损失重(3.9mg),耐磨性能最佳,磨

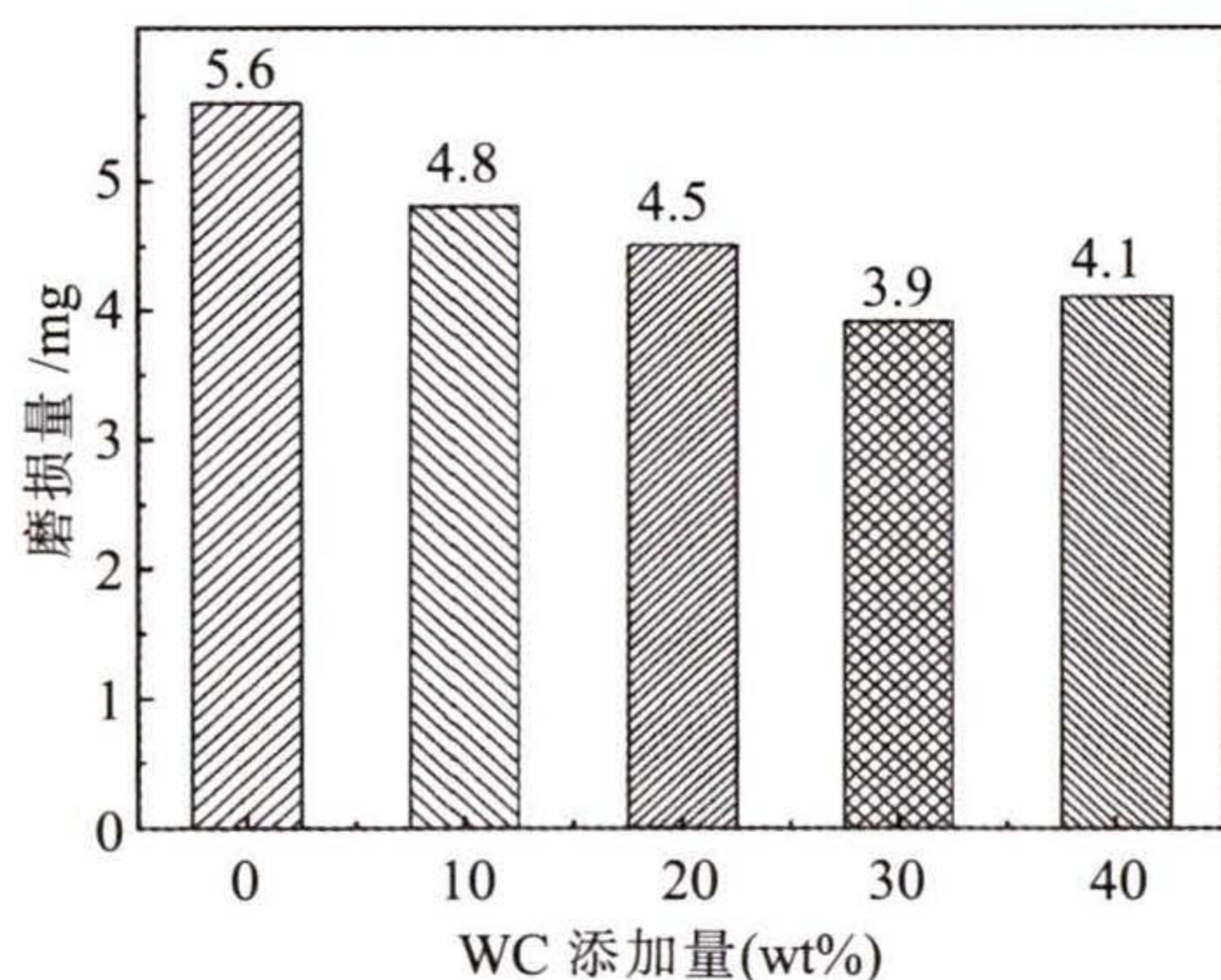


图6 不同含量WC增强镍基堆焊层的磨损失重
Fig.6 Wear weight loss of nickel-based surfacing layer reinforced by different content of WC

损失重比Ni60堆焊层低30.4%。加入过量的WC则会导致堆焊层中碳化物增加,使堆焊层开裂倾向增加,导致性能变差。

图7为室温下不同含量WC增强镍基合金堆焊层的磨损形貌。其中Ni60合金堆焊层磨损面发生严重的塑性变形,表面多为明显的剥层,有剥落坑出现,同时由于接触面受到剪切力作用,伴随着黏着破坏。随着WC添加量的增加,堆焊层中硬质相增加,改善了堆焊层抗黏着磨损的能力。10wt%WC的堆焊层磨损面的剥层数量减少,但是仍可见明显的剥落坑与黏着磨损痕迹。20wt%WC的堆焊层磨损面可以看到白色碳化物骨架,增加了堆焊层硬度,磨损机制以剥层磨损为主。30wt%WC的堆焊层磨损面没有出现明显的剥落与黏着磨损,以轻微的剥层磨损和磨粒磨损为主,表现出良好的耐磨性能。40wt%WC的堆焊层磨损面部分又出现大片剥落层,同时有白亮色氧化物磨屑产生。综上所述,WC增强镍基合金堆焊层在室温条件下磨损30min后的磨损机制以剥层磨损为主,伴有黏着磨损、氧化磨损的发生。

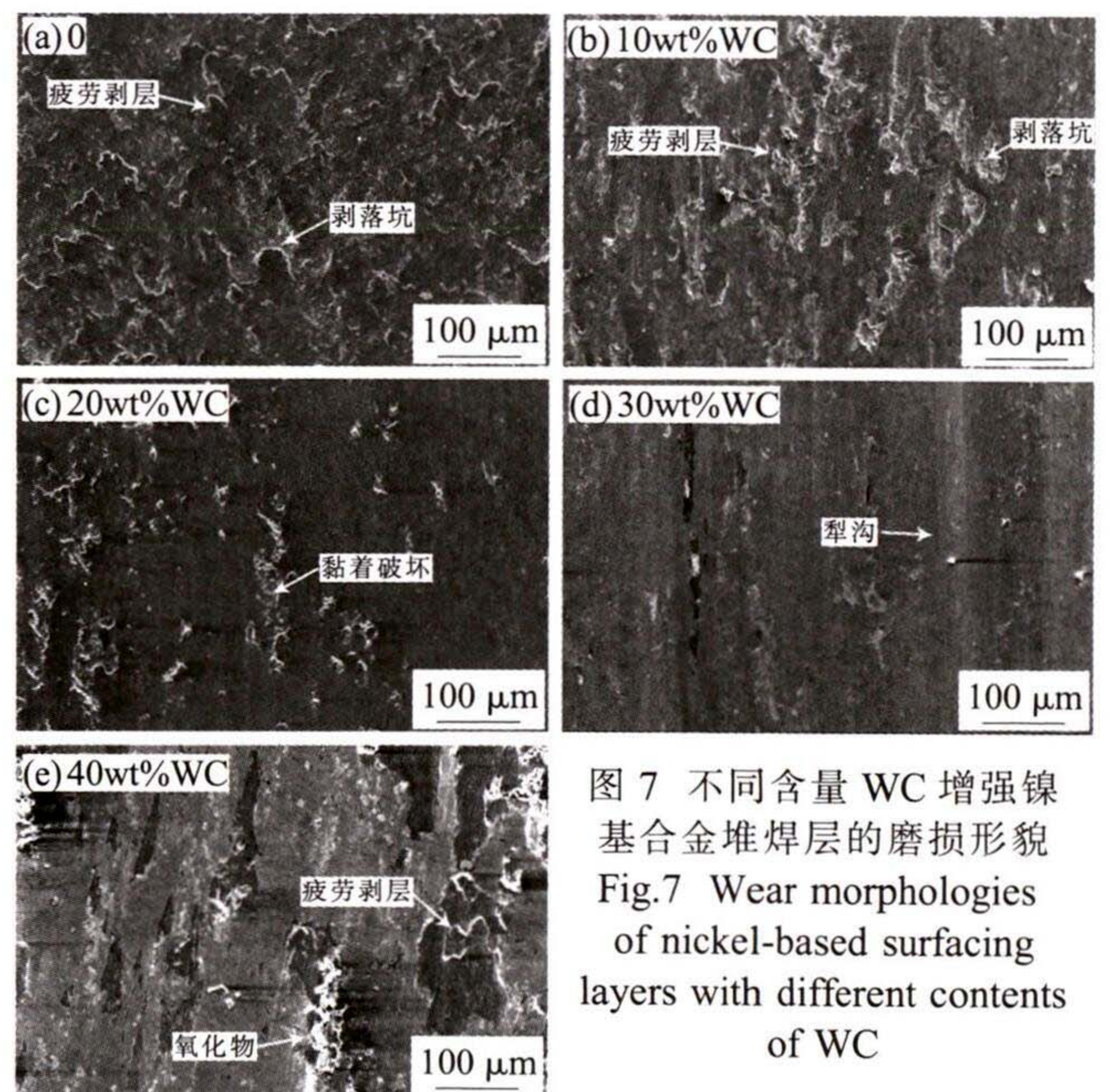


图7 不同含量WC增强镍基合金堆焊层的磨损形貌
Fig.7 Wear morphologies of nickel-based surfacing layers with different contents of WC

3 结论

(1) Ni60合金堆焊层的主要物相为 γ -Ni(Fe)固溶体, $M_{23}C_6$ 型间隙化合物($Fe_{23}C_6$ 、 $Cr_{23}C_6$ 、 $Fe_xCr_{23-x}C_6$),碳铬化合物和硼铬化合物(Cr_7C_3 、 CrB)以及 $FeNi_3$ 相。添加不同含量WC后,堆焊层物相变化不大,只有新的WC、 W_2C 相生成。

(2) WC 的加入对堆焊层微观组织影响很大,随着 WC 添加量的增加,堆焊层组织开始变得致密,堆焊层中部共晶组织由片层状向块状转变。加入 40wt% 的 WC,堆焊层中部出现气孔。


(3) WC 的加入能显著提高堆焊层的平均硬度,但是加入 40wt%WC 的堆焊层显微硬度波动较大,可能是由于 WC 分布不均匀造成的。

(4) 随着 WC 添加量的增加,室温下堆焊层磨损量逐渐减少,磨损形貌由严重的剥层磨损向轻微的剥层磨损转变。其中加入 30wt% 的 WC 有最低的磨损量,堆焊层磨损机理形貌以轻微的剥层磨损和磨粒磨损为主。

参考文献:

- [1] 张磊. 铝青铜合金粉末等离子弧堆焊工艺的研究[D]. 北京:北京工业大学,2016.
- [2] Eghlimi A,Shamian M,Eskandarian M,et al. Evaluation of microstructure and texture across the welded interface of super duplex stainless steel and high strength low alloy steel [J]. Surface and Coatings Technology,2015,264:150-162.
- [3] Bharath R R,Ramanathan R,Sundararajan B,et al. Optimization of process parameters for deposition of Stellite on X45CrSi93

steel by plasma transferred arc technique [J]. Materials and Design,2008,29(9):1725-1731.

- [4] Srimath N,Murugan N. Development of mathematical models for prediction of weld bead geometry in cladding mild steel valve seat rings by PTAW [J]. Procedia Engineering,2012,38(1):15-20.
- [5] 田亮,刘振英,罗宇,等. 面向再制造的硬面堆焊技术研究现状和展望[J]. 电焊机,2015,45(2):11-18.
- [6] 丁莹,周泽华,王泽华,等. 等离子熔覆技术的研究现状及展望[J]. 陶瓷学报,2012,33(3):405-410.
- [7] Deng H X,Shi H J,Tsuruoka S. Influence of coating thickness and temperature on mechanical properties of steel deposited with Co-based alloy hardfacing coating [J]. Surface and Coatings Technology,2010,204(1):3927-3934.
- [8] 魏仕勇,彭文屹,陈斌,等. 等离子弧粉末堆焊熔覆材料的研究现状与进展[J]. 材料导报,2020,34(9):147-155.
- [9] 任莹,路学成,赵蓉,等. 原位合成碳化钨涂层的基础研究[J]. 陶瓷,2010(4):37-40.
- [10] 罗俊威. 等离子堆焊碳化钨颗粒增强铁镍基复合涂层组织与性能研究[D]. 广州:广东工业大学,2020.
- [11] Yong Y W,Fu W,Zhang X,et al. In-situ synthesis of WC/TaC reinforced nickel-based composite alloy coating by laser cladding [J]. Rare Metal Materials and Engineering,2017,46(11):3176-3181. 

(上接第 26 页)

参考文献:

- [1] 李正阶. 新型碳钢/不锈钢耐腐蚀钢筋的研究[D]. 济南:山东大学,2018.
- [2] 姚运. 显微组织对建筑用耐腐蚀钢筋耐腐蚀性的影响[J]. 热加工工艺,2018,47(10):76-78.
- [3] 陶军,刘冬. 含稀土高强度耐腐蚀钢筋的研究[J]. 中国金属通报,2018(3):230-231.
- [4] 李延涛,庞鑫杰,刁硕,等. 环境腐蚀对耐腐蚀钢筋混凝土梁耐久性影响[J]. 四川建筑科学研究,2017,43(6):41-46.

- [5] 向勇,黄玲,曾麟芳,等. 耐腐蚀不锈钢覆层钢筋的开发和应用前景[C]//中国金属学会. 第十一届中国钢铁年会论文集-S06. 钢铁材料. 北京:中国金属学会,2017:141-146.
- [6] 刁硕. 耐腐蚀钢筋混凝土梁静力及疲劳性能试验研究[D]. 天津:河北工业大学,2016.
- [7] 吴伟,程知松. 耐腐蚀复合钢筋的生产工艺和技术[N]. 世界金属导报,2015-12-15(B04).
- [8] 500兆帕级含镍铬低成本抗震耐腐蚀钢筋的开发[N]. 世界金属导报,2013-05-28(B16). 