DOI: 10.11973/jxgccl250449

不同铁、铬含量 Ni62F 镍基合金药芯焊丝堆焊层的组织及耐磨性能

武 斌*,庄礼郡,杨 浩,吴 泾,潘凤波,安炳州
(西南石油大学新能源与材料学院,成都 610500)

摘 要: 将 Ni62F 镍基合金粉末、铁粉和铬粉分别按质量比 87∶5∶8 和 93∶5∶2 混合为药芯,以 H08A 钢管为外皮,制备高铬和低铬镍基合金药芯焊丝,采用钨极惰性气体保护焊在 Q235 钢表面制备堆焊层,并进行 1 000 ℃×2 h 固溶+500 ℃×4 h 时效处理;与未额外添加铁、铬的镍基合金堆焊层进行对比,研究了固溶前后不同铁、铬含量堆焊层的组织、力学性能和耐磨性能。结果表明:固溶时效前后不同成分堆焊层均与基体结合良好,无裂纹、夹杂等缺陷。固溶时效前,不同成分堆焊层中均含有 Cr_7Ni_3、NiC_x 及[Cr, Ni]固溶体,其中低铬堆焊层和镍基合金堆焊层组织以 γ-Ni 为主相;固溶时效后物相种类不变,但低铬堆焊层中的 NiC_x 溶解。固溶时效后高铬和低铬堆焊层熔合线附近晶粒长大,低铬堆焊层熔合线附近出现细小等轴晶。添加铁和铬后堆焊层的显微硬度降低,其中高铬堆焊层的显微硬度最低。固溶时效前,高铬堆焊层的摩擦因数和质量磨损率均最低,低铬堆焊层次之。固溶时效后,高铬堆焊层的耐磨性能恶化程度较轻,磨损机制以黏着磨损为主;低铬堆焊层的耐磨性能显著恶化,磨损机制以磨粒磨损和氧化磨损为主。

关键词: 药芯焊丝;镍基合金堆焊层;显微组织;固溶时效处理;耐磨性能
中图分类号: TG422 **文献标志码**: A **文章编号**: 1000-3738(2026)09-0078-07

0 引 言

抽油泵在含固体颗粒流体的冲击作用下,表面易产生磨损并形成蚀坑,导致零部件快速损坏,不仅增加安全隐患,还缩短使用寿命。在抽油泵基体表面制备堆焊层可提高其耐磨、抗氧化和耐腐蚀性能,延长使用寿命[1-4]。镍基合金因具有高硬度、高强度和优异的耐磨性能,常被用于石油化工、航空航天及核能工业领域核心零部件的制造与修复。针对磨损失效抽油泵的修复和表面强化,现有研究主要采用等离子喷涂和激光熔覆技术制备镍基合金涂层[5-6],所得涂层成形质量良好。然而,这两种工艺较复杂、制备成本较高,对野外现场补焊的适用性较差;并且高功率光纤激光熔覆时扫描速度过高,会进一步增加涂层的裂纹敏感性[7]。药芯焊丝具有熔覆率高、熔覆金属质量好等优点。采用钨极惰性气体保护焊电弧熔覆药芯焊丝来制备堆焊层,工艺简单,能节省贵金属材料、降低生产成本,适用于失效零部件的现场快速修复和功能涂层制备[8-9]。

合金成分调控是改善镍基合金涂层组织并提升耐磨性能的有效方法。崔良等[10]在 Ni60A 镍基合金粉末中添加 TiB_2、钴粉和铬粉制备了复合涂层,涂层的总磨损体积仅为基体的六分之一左右。王德等[11]研究发现,添加铬可有效抑制界面脆性相 Ni_3Si 生成,改善真空粉末熔覆 NiCr-Cr_3C_2 复合涂层的冶金结合强度。袁磊等[12]在高锰钢表面制备了低碳 Fe-Cr-Ni 合金涂层,发现涂层组织自上而下依次为等轴晶、树枝晶、胞状晶和平面晶,铁元素的加入促进了 γ 相固溶体形成,使涂层硬度提高 3 倍以上,耐磨性能显著提升。上述研究均证实,铁和铬是改善镍基合金涂层耐磨性能的有效元素。

然而,目前关于含铁和铬的镍基合金药芯焊丝堆焊层组织及耐磨性能的研究还鲜有报道。此外,固溶时效处理可以通过均匀化涂层中的合金元素分布,优化组织形态,改善涂层的力学性能和耐磨性能[13-14]。作者采用钨极惰性气体保护焊堆焊技术,在抽油泵用 Q235 钢板上制备不同铁、铬配比的镍基合金药芯焊丝堆焊层,并进行固溶时效处理,研究了不同铁、铬含量堆焊层固溶时效前后的组织、力学性

收稿日期: 2025-09-28; **修订日期**: 2026-04-02
基金项目: 西南石油大学开放实验重点项目(2024KSZ05033)
作者简介: 武斌(*通信作者),男,1985 年生,高级实验师,硕士,主要从事材料磨损以及能源材料表界面性能调控方面研究,kohnkaka_2005@sina.com

能及耐磨性能, 以期为耐磨镍基合金药芯焊丝在石油化工领域的研究与应用提供参考。

1　试样制备与试验方法

基板为 Q235 钢板, 尺寸为 160 mm×120 mm×6 mm, 化学成分(质量分数/%, 下同)为≤0.22C, ≤0.25Si, ≤1.80Mn, ≤0.045P, ≤0.045S, 余 Fe。堆焊材料为自制镍基合金药芯焊丝, 直径为 3.2 mm, 其中: 外皮为 H08A 钢管, 壁厚为 0.1 mm; 药芯由 Ni62F 镍基合金粉末(化学成分为 3.80C, 4.00Si, 10.00Mo, 16.00Cr, 余 Ni)、铁粉与铬粉(纯度均为 99.9%)分别按质量比 87∶5∶8 和 93∶5∶2 混合而成。采用 WSE-315 型直流弧焊机, 以钨极氩弧焊为热源在基板表面进行单层堆焊, 焊接电流为 130 A, 焊接电压为 23.4 V, 焊接速度为 3 mm·s^{-1}, 保护气体流量为 12 L·min^{-1}, 热输入为 4.0 kJ·mm^{-1}。为便于表述, 将铁粉、铬粉质量比分别为 5∶8 和 5∶2 制备的堆焊层分别称为高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层。以 Ni62F 镍基合金粉末为堆焊材料, 采用相同工艺在基板表面制备未额外添加铁和铬的镍基合金堆焊层作为对比材料。

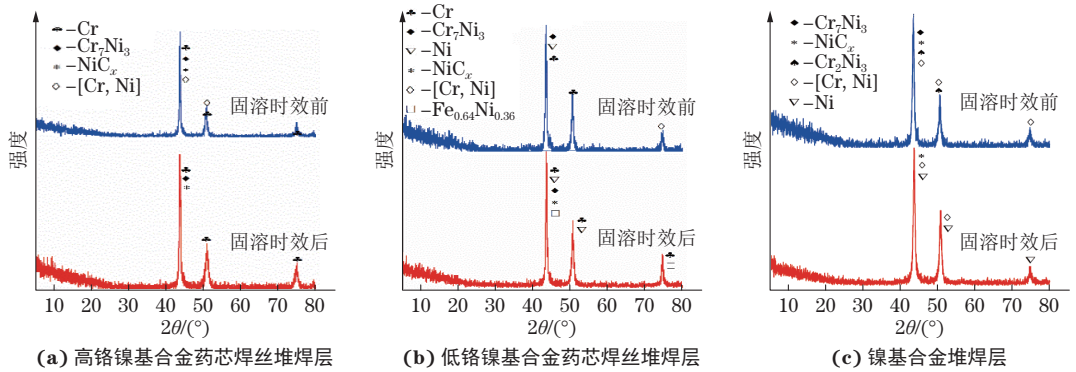
堆焊完成后, 对不同成分堆焊层进行铣削加工至表面光滑平整, 沿垂直于堆焊方向加工出尺寸为 18 mm×18 mm×8 mm 的金相试样、尺寸为 ϕ4.8 mm×12.7 mm 的摩擦磨损试样及尺寸为 45 mm×8 mm×8 mm 的三点弯曲试样, 弯曲跨距为 25 mm。将部分试样置于 STM-12-12 型智能箱式电阻炉中进行固溶时效处理, 加热至 1 000 ℃ 保温 120 min, 水冷, 于 500 ℃ 下保温 240 min, 空冷。采用 DX-2700 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析, 铜靶 K_α 射线, 工作电压为 30 kV, 工作电流为 40 mA, 扫描速率为 5(°)·min^{-1}, 扫描范围为 5°～80°。对金相试样表面进行粗磨、精磨与抛光, 用体积分数 4.5%的硝酸乙醇溶液腐蚀后, 采用 M35 型光学显微镜进行显微组织观察。采用 HVS-1000 型维氏显微硬度计测试显微硬度, 从堆焊层向基板方向每隔 1 mm 取点进行测试, 相同距离测 3 个点取平均值, 载荷为 4.9 N, 保载时间为 10 s。采用 WSM-20 kN 型万能试验机进行三点弯曲试验, 测 3 个平行试样取平均值; 采用 XTL-340 型体视显微镜观察弯曲断口形貌。在 VMT-1 型多功能摩擦磨损试验机上进行干摩擦磨损试验, 采用销-盘式摩擦副, 上试样为加工成销钉状的堆焊层试样, 下试样为 40Cr 钢圆环, 硬度为 57 HRC, 载荷为 50 N, 上试样转速为 50 r·min^{-1}, 磨损时间为 12 min; 称取磨损前后试样的质量, 计算质量磨损率; 采用 ZEISS EVO MA 15 型扫描电子显微镜观察磨损形貌, 采用 Nexsa 型 X 射线光电子能谱仪(XPS)对磨屑进行元素价态分析。

2　试验结果与讨论

2.1　物相组成及显微组织

由图 1 可知, 固溶时效处理前不同成分堆焊层中均含有 NiC_x 碳化物、Cr_7Ni_3 金属间化合物和[Cr, Ni]固溶体。其中: 低铬堆焊层和镍基合金堆焊层组织以 γ-Ni 固溶体为主相; 高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中还存在单相铬, 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中还存在单相镍。固溶时效处理后, 3 种堆焊层的物相种类未发生显著变化, 但不同堆焊层中的间隙相[Cr, Ni]部分溶解, 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中的 NiC_x 碳化物溶解, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中仍有部分 NiC_x。

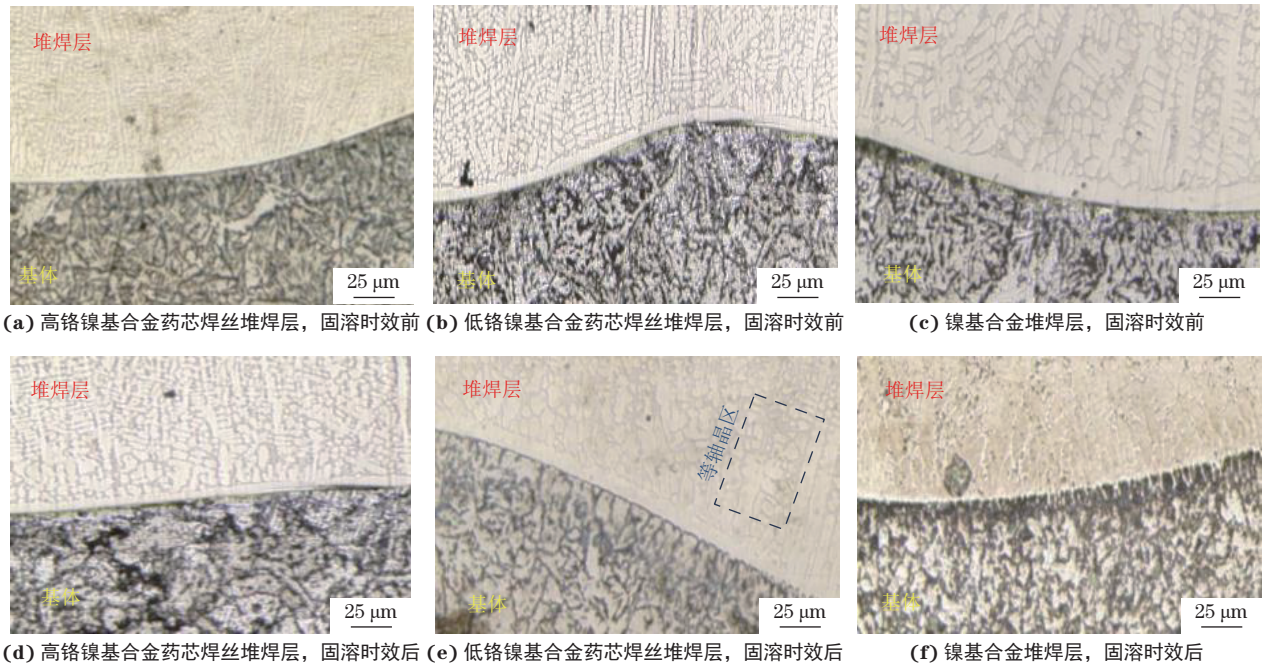
由图 2 可以看出, 固溶时效处理前后不同成分堆焊层均与基体结合良好, 组织致密, 无裂纹、夹杂等缺陷。固溶时效处理前, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中的晶粒主要呈细条状和片状; 低铬镍基合



(a) 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层　(b) 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层　(c) 镍基合金堆焊层

图 1　固溶时效前后高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层及镍基合金堆焊层试样的 XRD 谱

Fig. 1　XRD patterns of specimens of high-chromium (a) and low-chromium (b) nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layers and nickel-based alloy surfacing layer (c) before and after solution and aging



(a) 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层，固溶时效前 (b) 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层，固溶时效前 (c) 镍基合金堆焊层，固溶时效前

(d) 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层，固溶时效后 (e) 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层，固溶时效后 (f) 镍基合金堆焊层，固溶时效后

图 2　固溶时效前后高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层及镍基合金堆焊层试样的显微组织

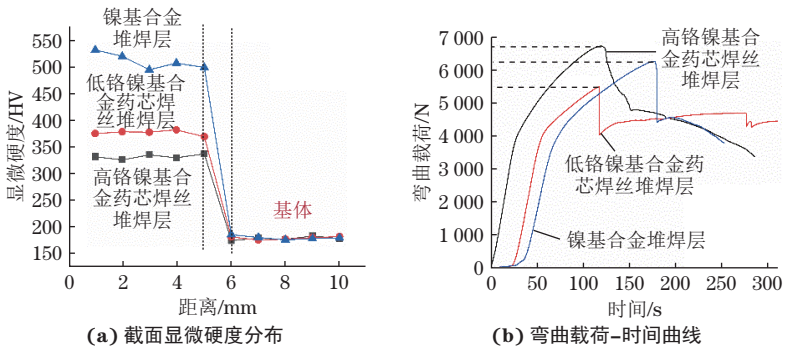
Fig. 2　Microstructure of specimens of high-chromium (a, d) and low-chromium (b, e) nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layers and nickel-based alloy surfacing layer (c, f) before (a–c) and after (d–f) solution and aging

金药芯焊丝堆焊层中的晶粒呈细枝晶状，垂直于焊接方向有序排列；镍基合金堆焊层中的晶粒则为较粗大的树枝晶。固溶时效处理后，高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层熔合线附近的晶粒长大，其中高铬堆焊层中的晶粒呈粒状和少量条状，无固定取向，低铬堆焊层熔合线附近出现细小等轴晶，取向垂直于堆焊层厚度方向；镍基合金堆焊层组织中则呈现为不规则的块状晶粒，熔合线区域存在元素互扩散层。

2.2　力学性能

由图 3 可知，固溶时效处理后，不同成分堆焊层的显微硬度均高于基体。高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的平均显微硬度分别为 331，376 HV，镍基合金堆焊层为 510 HV。可见：额外添加铁和铬的镍基合金药芯堆焊层的显微硬度比未额外添加铁、铬镍基合金堆焊层的低，这可能与铁的非均匀固溶和铬在晶界的析出有关；高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的显微硬度比低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的更低，这可能与低铬堆焊层组织中细小等轴晶的分布及取向有关。固溶时效处理后，高铬和低铬镍基合金药芯堆焊层的最大弯曲载荷分别为 6 718，5 486 N，镍基合金堆焊为 6 211 N。这说明高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层抵抗弯曲破坏的能力最强，低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的抗弯能力最弱。

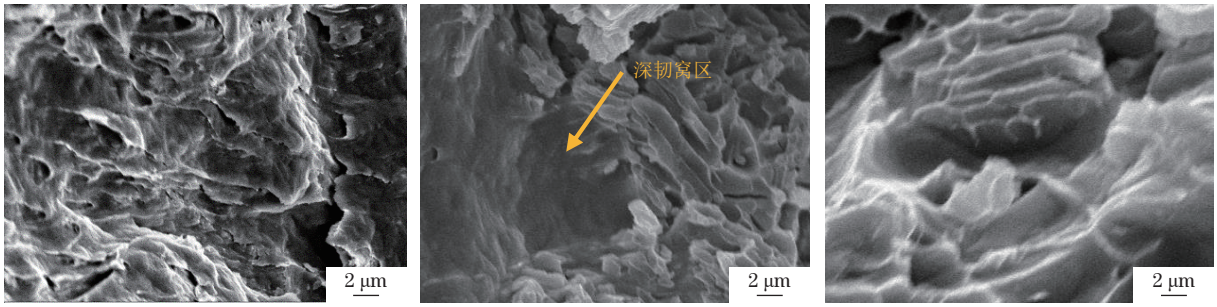
由图 4 可以看出：固溶时效处理后高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的弯曲断口中分布着数量较多但深度较浅的韧窝，断面边缘晶粒呈撕裂状，内部有较浅的晶粒撕裂棱，断口呈外脆内韧的混合型断裂模



(a) 截面显微硬度分布　(b) 弯曲载荷–时间曲线

图 3　固溶时效后高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层及镍基合金堆焊层试样的力学性能

Fig. 3　Mechanical properties of specimens of high-chromium and low-chromium nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layers and nickel-based alloy surfacing layer after solution and aging: (a) microhardness distribution of cross-section and (b) bending force-time curves



(a) 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层　(b) 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层　(c) 镍基合金堆焊层

图 4　固溶时效后高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层及镍基合金堆焊层试样的三点弯曲断口形貌

Fig. 4　Three-point bending fracture morphology of specimens of high-chromium (a) and low-chromium (b) nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layers and nickel-based alloy surfacing layer (c) after solution and aging

式; 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的弯曲断口外侧平整, 中心位置分布有数量较少但深度较深的韧窝, 说明材料在弯曲后期发生了局部塑性变形, 具有一定局部塑性; 镍基合金堆焊层的弯曲断口中韧窝分布最少, 断面较光滑, 晶粒边界整齐, 弯曲韧性最差。

2.3　耐磨性能

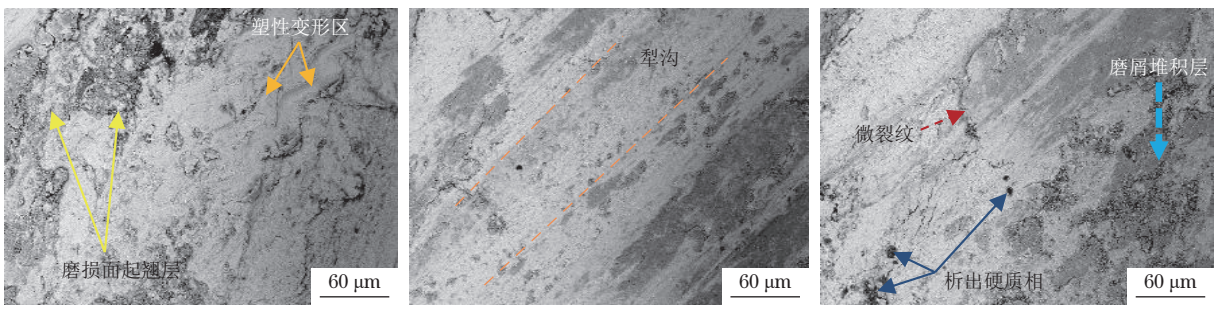
由表 1 可知, 固溶时效处理前, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的摩擦因数和质量磨损率均最低, 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层次之, 镍基合金堆焊层最高。可见额外添加铁、铬元素后, 堆焊层在固溶时效处理前的质量磨损率降低, 耐磨性能提升, 且较高铬含量下, 质量磨损率降幅较大。固溶时效处理后, 高铬与低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的摩擦因数和质量磨损率均增大, 其中低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的增幅更大, 而镍基合金堆焊层的摩擦因数和质量磨损率变化不大。固溶时效处理后, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层与镍基合金堆焊层的摩擦因数和质量磨损率接近, 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的摩擦因数和质量磨损率较高。固溶时效处理会导致低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层组织中的 NiC_x 硬质相溶解, 削弱堆焊层抵抗磨损的能力, 因此摩擦因数和磨损量显著增大。相比之下, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中较高的铬含量能对硬质相起稳定作用, 固溶时效后仍保留部分 NiC_x 硬质相。在磨损过程中, 硬质相可承受并传递接触载荷, 摩擦表层在重复接触应力下发生严重塑性变形, 这一过程可诱导磨损面组织发生再结晶, 形成具有保护性的耐磨再结晶纳米晶层[15]。因此, 固溶时效后高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层耐磨性能的恶化程度较低。

表 1　固溶时效前后高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层及镍基合金堆焊层试样的摩擦因数及质量磨损率

Table 1　Friction coefficient and mass wear rate of specimens of high-chromium and low-chromium nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layer and nickel-based alloy surfacing layer before and after solution and aging

材料	状态	摩擦因数	质量磨损率/(g·cm^{-2})
高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层	固溶时效前	0.066	0.216
	固溶时效后	0.123	0.579
低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层	固溶时效前	0.080	0.247
	固溶时效后	0.203	0.985
镍基合金堆焊层	固溶时效前	0.115	0.521
	固溶时效后	0.102	0.503

由图 5 可以看出: 固溶时效处理后, 高铬镍基合



(a) 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层　(b) 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层　(c) 镍基合金堆焊层

图 5　固溶时效后高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层及镍基合金堆焊层试样表面的磨损形貌

Fig. 5　Wear morphology on surface of specimens of high-chromium (a) and low-chromium (b) nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layer and nickel-based alloy surfacing layer (c) after solution and aging

金药芯焊丝堆焊层的磨损表面存在塑性变形区，犁沟边缘凹凸起伏，磨痕外侧存在因连续塑性变形产生的起翘层；同时，该堆焊层因硬度较低，在摩擦挤压作用下更易发生材料转移与黏着，表现为黏着磨损，这也是材料质量磨损率较低的原因之一。低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的磨损表面较光滑、平整，犁沟边缘整齐，磨痕犁沟区分布着尺寸较小的硬质相，磨屑脱落均匀，体积磨损率较大，磨损机理主要为磨粒磨损。镍基合金堆焊层的磨损表面存在尺寸较大的硬质相和微裂纹，磨痕外侧出现磨屑堆积层，兼具黏着磨损和磨粒磨损特征。

由表 2 可知，固溶时效处理后，低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的磨损表面存在较高含量的铁元素和一定量的铬、镍、氧元素，说明该堆焊层表面发生了氧化磨损，且氧元素可能以铁或铬的氧化物形式存在。为明确低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层固溶时效后磨损表面氧化物的类型，对磨屑进行 XPS 分析。由图 6 可知：固溶时效处理后，低铬镍基合金药芯焊

表 2　固溶时效后低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层试样磨损表面的 EDS 分析结果

Table 2　EDS analysis results of worn surface of low-chromium nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layer specimen after solution and aging

元素	原子分数/%	质量分数/%
Fe	50.846	54.2
Ni	24.371	27.3
Cr	14.005	13.9
Si	1.679	0.9
Mn	1.240	1.2
O	7.859	2.4

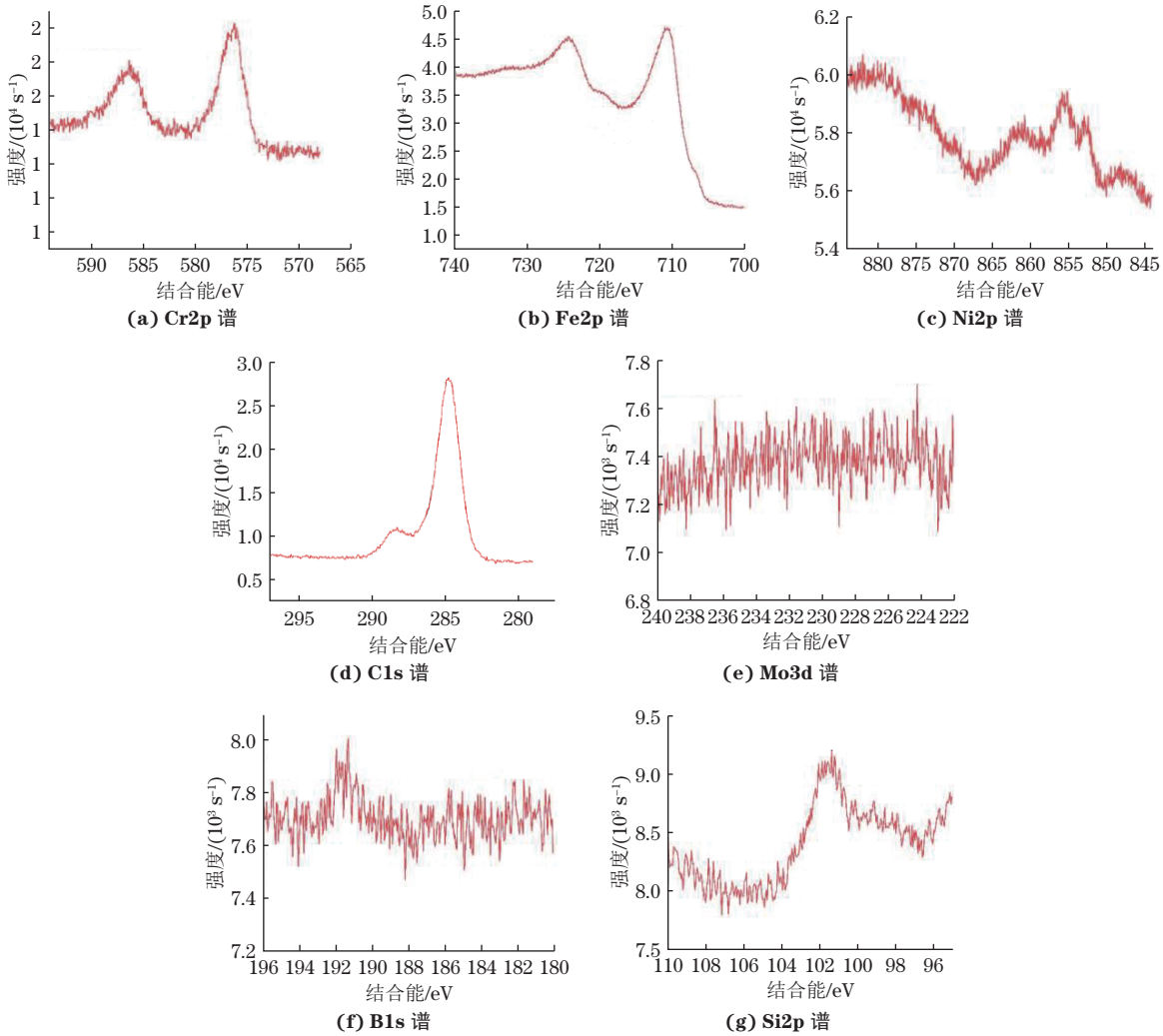


图 6　固溶时效后低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层试样磨损磨屑的 XPS 谱

Fig. 6　XPS spectra of wear debris of low-chromium nickel-based alloy flux-cored wire surfacing layer specimen after solution and aging: (a) Cr2p spectrum; (b) Fe2p spectrum; (c) Ni2p spectrum; (d) C1s spectrum; (e) Mo3d spectrum; (f) B1s spectrum and (g) Si2p spectrum

丝堆焊层磨屑的 Cr2p 谱中特征峰位于 576.673, 586.478 eV, 说明铬主要以 Cr_2O_3 形式存在; 钼和硼元素的主峰信号不显著, 这两种元素含量较低; 镍元素的特征峰信号最强, 磨屑中镍含量最高, Ni2p 谱中特征峰位于 856.247 eV, 说明镍主要以 Ni_2O_3 形式存在; Fe2p 谱的特征峰位于 710.588, 723.978 eV, 前者对应 FeO, 后者对应 Fe_2O_3。综上所述, 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层在磨损过程中发生了氧化反应, 生成了 Cr_2O_3、Ni_2O_3、FeO 及 Fe_2O_3 等氧化物。这些氧化物硬度高、脆性大, 并且容易吸附团聚, 对磨损面产生强烈的黏附和切割作用, 进一步恶化了低铬镍基堆焊层在固溶时效处理后的耐磨性能[16]。

3 结 论

(1)固溶时效前后不同成分堆焊层均与基体结合良好, 组织致密, 无裂纹、夹杂等缺陷。固溶时效前不同堆焊层中均含有 Cr_7Ni_3 金属间化合物、NiC_x 碳化物及 [Cr, Ni] 固溶体, 其中低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层和镍基合金堆焊层以 γ-Ni 为主相; 固溶时效后物相种类不变, 但低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中 NiC_x 溶解, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层中部分 NiC_x 溶解。固溶时效后高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层熔合线附近晶粒长大, 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层熔合线附近出现细小等轴晶。

(2)固溶时效处理后, 高铬和低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的显微硬度低于未额外添加铁、铬的镍基合金堆焊层, 其中高铬堆焊层的显微硬度最低。固溶时效处理后, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的最大弯曲载荷最高, 弯曲断口分布着深度较浅且数量较多的韧窝, 为外脆内韧混合断裂, 该堆焊层的抗弯能力最强。

(3)固溶时效处理前, 3 种堆焊层中高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层的摩擦因数和质量磨损率均最低, 耐磨性能最好, 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层次之。固溶时效处理后, 高铬镍基合金药芯焊丝堆焊层耐磨性能的恶化程度较轻, 磨损机制以黏着磨损为主; 低铬镍基合金药芯焊丝堆焊层因 NiC_x 溶解, 耐磨性能显著恶化, 磨损机制主要为磨粒和氧化磨损。

参考文献:

[1] 王帅, 杨军, 常卓, 等. 等离子喷涂铝硅聚苯酯与镍铬硼硅涂层的性能 [J]. 材料保护, 2018, 51(11): 57-60.
Wang S, Yang J, Chang Z, et al. Properties of plasma sprayed composite coatings of polyphenyl ester Al-Si and NiCrBSi[J]. Materials Protection, 2018, 51(11): 57-60.

[2] 方迪生, 高永光, 刘万存, 等. 双钨极镍基合金堆焊层组织与性能研究 [J]. 焊接技术, 2020, 49(1): 26-29.
Fang D S, Gao Y G, Liu W C, et al. Mcirstructure and performance of nickel based alloy cladding by twin-electrode GTA welding[J]. Welding Technology, 2020, 49(1): 26-29.

[3] 张伟, 朵元才, 张建晓, 等. 热丝 TIG 堆焊 Alloy 59 镍基合金工艺及其堆焊层性能研究 [J]. 压力容器, 2020, 37(5): 13-17.
Zhang W, Duo Y C, Zhang J X, et al. Research on hot-wire TIG surfacing nickel-based Alloy 59 process and its surfacing properties[J]. Pressure Vessel Technology, 2020, 37(5): 13-17.

[4] 陈志超, 陈广帅, 朱庆波, 等. 镍基自熔合金的氩弧堆焊工艺研究 [J]. 焊接技术, 2019, 48(8): 58-61.
Chen Z C, Chen G S, Zhu Q B, et al. Research on argon arc surfacing technology of nickel-based self-fusing alloy[J]. Welding Technology, 2019, 48(8): 58-61.

[5] 于坤, 祁文军, 李志勤. TA15 表面激光熔覆镍基和钴基涂层组织和性能对比研究 [J]. 材料导报, 2021, 35(6): 6135-6139.
Yu K, Qi W J, Li Z Q. Comparative study on microstructure and properties of laser cladding nickel-based and cobalt-based coatings on TA15 surface[J]. Materials Reports, 2021, 35(6): 6135-6139.

[6] 顾小龙, 陈卓君, 朱魏巍, 等. 等离子喷涂镍基合金涂层的摩擦学研究 [J]. 机械设计与制造, 2019(10): 182-184.
Gu X L, Chen Z J, Zhu W W, et al. The tribological research of Ni-based alloy coatings prepared by plasma spraying[J]. Machinery Design & Manufacture, 2019(10): 182-184.

[7] 张津超, 冯爱新, 薛伟, 等. 激光熔覆 CaF_2/Ni 基合金复合涂层的裂纹敏感性及力学性能研究 [J]. 应用激光, 2017, 37(1): 22.
Zhang J C, Feng A X, Xue W, et al. Research on crack susceptibility and mechanical properties of CaF_2/Ni composite coating by laser cladding[J]. Applied Laser, 2017, 37(1): 22.

[8] 金亮, 匡艳军, 邱振生, 等. 核电厂在制蒸汽发生器 管板损伤缺陷修复方案研究 [J]. 电焊机, 2019, 49(9): 42-48.
Jin L, Kuang Y J, Qiu Z S, et al. Research on the repair schemes of the damaged tube- sheet on a fabricating steam generator of a nuclear power plant[J]. Electric Welding Machine, 2019, 49(9): 42-48.

[9] 薛茂权. 含石墨镍铬基合金的高温氧化行为 [J]. 腐蚀与防护, 2007, 28(10): 515-518.
Xue M Q. Oxidation behaviors of Ni-Cr-based superalloy at high temperatures[J]. Corrosion & Protection, 2007, 28(10): 515-518.

[10] 崔良, 朱魏巍, 顾小龙, 等. 等离子喷涂制备镍基自润滑

复合涂层的研究［J］. 机械设计与制造, 2019(9): 197-200.
Cui L, Zhu W W, Gu X L, et al. Research of nickel-based self-lubricating composite coatings prepared by plasma spraying[J]. Machinery Design & Manufacture, 2019(9): 197-200.
［11］ 王德, 谢玉江, 王明生, 等. 铬(Cr)添加量对真空粉末熔覆镍铬-碳化铬(NiCr-Cr_3C_2)复合涂层微观组织的影响［J］. 真空科学与技术学报, 2016, 36(8): 866-872.
Wang D, Xie Y J, Wang M S, et al. Influence of Cr-addition on microstructures of vacuum powder-brazed NiCr-Cr_3C_2 composite coatings[J]. Chinese Journal of Vacuum Science and Technology, 2016, 36(8): 866-872.
［12］ 袁磊, 胡永俊, 万俊, 等. 高锰钢表面等离子熔覆低碳铁-铬-镍合金涂层的组织和耐磨性能［J］. 电镀与涂饰, 2017, 36(6): 324-327.
Yuan L, Hu Y J, Wan J, et al. Microstructure and wear resistance of Fe-Cr-Ni alloy coating prepared by plasma cladding on the surface of high-manganese steel[J]. Electroplating & Finishing, 2017, 36(6): 324-327.
［13］ 胡建军, 陈国清, 李闪, 等. 不同镍基合金等离子堆焊层的微观组织及性能［J］. 热加工工艺, 2013, 42(3): 151-155.
Hu J J, Chen G Q, Li S, et al. Microstructure and properties of Ni-based alloy hardfacing prepared by plasma transferred arc welding[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(3): 151-155.
［14］ 杨晨星, 吴志伟, 杨卯生, 等. 镍铬轴承合金固溶时效态组织特征与力学性能［J］. 钢铁研究学报, 2020, 32(3): 242-252.
Yang C X, Wu Z W, Yang M S, et al. Microstructure and mechanical properties of Ni-Cr bearing alloy in solution aging treatment[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2020, 32(3): 242-252.
［15］ Marques F P, Scandian C, Bozzi A C, et al. Formation of a nanocrystalline recrystallized layer during microabrasive wear of a cobalt-chromium based alloy (Co-30Cr-19Fe)［J］. Tribology International, 2017, 116: 105-112.
［16］ Zhang L, Qu X H, Duan B H, et al. Effect of porosity on wear resistance of SiC_p/Cu composites prepared by pressureless infiltration[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(5): 1076-1082.

Microstructure and Wear Resistance of Ni62F Nickel-Based Alloy Flux-Cored Wire Surfacing Layer with Different Iron and Chromium Content

WU Bin*, ZHUANG Lijun, YANG Hao, WU Jing, PAN Fengbo, AN Bingzhou
(School of New Energy and Materials, Southwest Petroleum University, Chengdu 610500, China)

Abstract: High-chromium and low-chromium nickel-based alloy flux-cored wires were prepared by mixing Ni62F nickel-based alloy powder, iron powder and chromium powder using H08A steel as the outer shell, and the mass ratios was 87∶5∶8 and 93∶5∶2. Surfacing layers were prepared on the surface of Q235 steel by tungsten inert gas shielded welding, and aging was carried out at 500 ℃ for 4 h after solution at 1 000 ℃ for 2 h. Compared with the surfacing layer of nickel-based alloy without the supplemental addition of iron and chromium, the microstructure, mechanical properties and wear resistance of surfacing layers with different iron and chromium content were studied. The results show that surfacing layers with different compositions were well bonded to the substrate without cracks or inclusions before and after solution and aging. Before solution and aging, Cr_7Ni_3, NiC_x, and [Cr, Ni] solid solution were identified in the surfacing layers with various compositions, among which the low-chromium surfacing layer and the nickel-based alloy surfacing layer were dominated by γ-Ni as the primary phase. After solution and aging, the phase types remained unchanged, but NiC_x in the low-chromium surfacing layer were dissolved. Grain growth occurred near the fusion line of the high-chromium and low-chromium surfacing layers after solution and aging, and fine equiaxed grains appeared near the fusion line of the low-chromium surfacing layer. The microhardness of surfacing layers was decreased by the addition of iron and chromium, among which the high-chromium surfacing layer exhibited the lowest microhardness. Before solution and aging, the high-chromium surfacing layer showed the lowest friction coefficient and mass wear rate, followed by the low-chromium surfacing layer. After solution and aging, the wear resistance of the high-chromium surfacing layer was deteriorated to a lesser extent, and the wear mechanism was mainly adhesive wear. In contrast, the wear resistance of the low-chromium surfacing layer was significantly deteriorated, and the wear mechanism was mainly abrasive wear and oxidative wear.

Key words: flux-cored welding wire; nickel-based alloy surfacing layer; microstructure; solution and aging; wear resistance