不同焊接方法对堆焊 Fe-Cr-C 合金组织及性能的影响

王洪铎[1*]，王子龙[1]，杨敏[2]，鲁渭[3]，常亮[4]，王锋[5]，张少龙[2]，陈湘莉[6]

（1.西安石油大学 材料科学与工程学院，西安 710065；2.长庆油田分公司第三采气厂生产保障大队，内蒙古 鄂尔多斯 017300；3.中国石油长庆油田分公司第三采油厂采油工艺研究所，银川 750000；4.中国石油长庆油田分公司第十二采油厂采油工艺研究所，甘肃 庆阳 745400；5.西安长庆工程建设监理有限公司，西安 710016；6.陕西华辰亚联石油工程有限公司，西安 710065）

摘要：目的 针对 65Mn 钢在高应力、高冲击和高磨损工况下容易出现表面磨损和裂纹，导致失效频发等问题。**方法** 采用等离子弧焊（PAW）和熔化极活性气体保护焊（MAG 焊）分别在 65Mn 钢基体上制备了 Fe-Cr-C 合金堆焊层，研究了两种堆焊方法对堆焊组织及性能的影响。**结果** 两种方法堆焊后，堆焊层与基体结合良好，堆焊层未见明显缺陷。基体组织由先共析铁素体（PF）和珠光体（P）组成，堆焊层由 α-Fe 和 Fe-Cr 固溶体枝晶组织以及$(Fe,Cr)_7C_3$枝晶间组织组成。与 PAW 相比较，MAG 焊堆焊试样基体组织 P 片层间距较大，铁素体（Fe）含量较高，并且堆焊层枝晶间组织较为粗大、致密和连通性较好。PAW 堆焊试样基体平均显微硬度为 258.8HV，比 MAG 焊提高了 10.3%。而 PAW 堆焊层平均显微硬度为 753.2HV，比 MAG 焊降低了 3.3%。PAW 比 MAG 焊堆焊试样冲击功提高了 62.4%，两种堆焊试样冲击断口中基体和堆焊层均为准解理脆性断裂特征。两种堆焊层磨损率相较于基体分别下降了 64.5%和 71.0%，而 MAG 焊比 PAW 堆焊层磨损率下降了 18.2%。MAG 焊堆焊层表面粗糙度最小，耐磨性最好，PAW 次之，65Mn 基体较差。65Mn 基体和两种堆焊层磨损机制均为磨粒磨损。**结论** PAW 堆焊试样适用于承受较高冲击载荷的耐磨部件，而 MAG 焊堆焊试样适合于高磨损环境下的表面强化部件。

关键词：等离子弧焊；熔化极活性气体保护焊；65Mn 钢；Fe-Cr-C 合金；堆焊组织；显微硬度；冲击韧性；耐磨性

中图分类号：TG174.4 **文献标志码：**A **文章编号：**1001-3660(2026)15-0192-11

DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2026.15.015

收稿日期：2025-12-09；**修订日期：**2026-03-09

Received：2025-12-09；**Revised：**2026-03-09

基金项目：西安石油大学研究生创新基金项目（YCX2513146）

Fund：Graduate Innovation Fund Project of Xi'an Shiyou University (YCX2513146)

引文格式：王洪铎，王子龙，杨敏，等. 不同焊接方法对堆焊 Fe-Cr-C 合金组织及性能的影响[J]. 表面技术, 2026, 55(15): 192-202.

WANG Hongduo, WANG Zilong, YANG Min, et al. Influence of Different Welding Methods on Microstructure and Properties of Surfacing Fe-Cr-C Alloys[J]. Surface Technology, 2026, 55(15): 192-202.

*通信作者（Corresponding author）

Influence of Different Welding Methods on Microstructure and Properties of Surfacing Fe-Cr-C Alloys

WANG Hongduo[1*], *WANG Zilong*[1], *YANG Min*[2], *LU Wei*[3], *CHANG Liang*[4], *WANG Feng*[5], *ZHANG Shaolong*[2], *CHEN Xiangli*[6]

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China; 2. Production Support Brigade, Third Gas Production Plant, PetroChina Changqing Oilfield Branch, Inner Mongolia Ordos 017300, China; 3. Research Institute of Oil Production Technology, The Third Oil Production Plant, PetroChina Changqing Oilfield Branch, Yinchuan 750000, China; 4. Research Institute of Oil Production Technology, The 12th Oil Production Plant, PetroChina Changqing Oilfield Company, Gansu Qingyang 745400, China; 5. Xi'an Changqing Engineering Construction Supervision Co., Ltd., Xi'an 710016, China; 6. Shaanxi Huacheng Yalian Petroleum Engineering Co., Ltd., Xi'an 710065, China)

ABSTRACT: In view of the problems that 65Mn steel is prone to surface wear and cracks under high stress, high impact and high wear conditions, leading to frequent failures. Fe-Cr-C alloy surfacing layers are prepared on the 65Mn steel substrate by plasma arc welding (PAW) and metal active gas Welding (MAG welding), respectively. The effects of the two surfacing methods on the surfacing microstructure and properties are studied. After surfacing with both methods, the surfacing layers exhibit excellent bonding with the substrates without obvious defects. The substrate microstructure is composed of proeutectoid ferrite (PF) and pearlite (P), while the surfacing layers consist of α-Fe, Fe-Cr solid solution dendrites, and inter-dendritic $(Fe,Cr)_7C_3$ carbides. Compared with PAW, the substrate of MAG-welded specimens presents a larger pearlite lamellar spacing and higher ferrite content, and the inter-dendritic structures in the surfacing layers are coarser, denser, and more interconnected. The Cr element in the PAW surfacing layer diffuses into the substrate, forming weakened Fe-Cr carbides, whereas no obvious diffusion is observed in the MAG-welded specimens. X-ray diffraction (XRD) patterns show that the main phases of both surfacing layers are α-Fe, Fe-Cr solid solution, and $(Fe,Cr)_7C_3$ carbides, which are consistent with the results of microstructural analysis. The average microhardness of the substrate in PAW specimens reaches 258.8HV, which is 10.3% higher than that of MAG-welded specimens. In contrast, the average microhardness of the PAW surfacing layer is 753.2HV, 3.3% lower than that of the MAG surfacing layer. For both surfacing layers, the microhardness of the inter-dendritic $(Fe,Cr)_7C_3$ carbides is approximately 770.3HV, which is about 14.8% higher than that of the dendritic Fe-Cr solid solution. The impact energy of PAW specimens is 62.4% higher than that of MAG-welded specimens. The impact fracture surfaces of both surfacing specimens show characteristics of quasi-cleavage brittle fracture in both substrate and surfacing layer regions. The superior impact toughness of PAW specimens is attributed to the fine, loose, and poorly interconnected $(Fe,Cr)_7C_3$ inter-dendritic structure. The wear rates of 65Mn substrate, PAW surfacing layer, and MAG surfacing layer are 7.75×10^{-3}, 2.75×10^{-3}, and 2.25×10^{-3} $mm^3/(N\cdot m)$, respectively. Compared with the 65Mn substrate, the wear rates of the two surfacing layers decrease by 64.5% and 71.0%, respectively; additionally, the wear rate of the MAG surfacing layer is 18.2% lower than that of the PAW surfacing layer. The MAG surfacing layer possesses the minimum surface roughness and the best wear resistance, followed by the PAW surfacing layer, while the 65Mn substrate exhibits the poorest wear resistance. The wear mechanism of both the 65Mn substrate and the two surfacing layers are identified as abrasive wear. PAW surfacing specimens possess higher impact toughness and good surface wear resistance, making them suitable for wear-resistant components subjected to high impact loads. In contrast, MAG-welded specimens have relatively lower impact toughness but exhibit superior performance in improving wear resistance, which are ideal for surface-strengthened components used in high-wear environments.

KEY WORDS: plasma arc welding; metal active gas welding; 65Mn steel; Fe-Cr-C Alloy; surfacing microstructure; microhardness; impact toughness; wear resistance

65Mn 钢由于具有良好的综合力学性能和较低成本，在矿山和农业机械等领域应用广泛[1]。然而，65Mn 钢在高应力、高冲击和高磨损工况下容易出现表面磨损和裂纹，导致失效频发。因而，提高 65Mn 钢表面耐磨性和其部件冲击韧性具有较高的工程应用价值。堆焊作为一种经济性良好的表面熔覆技术[2-4]，可根据机械零部件表面不同性能要求，制备出具备耐磨性、耐热性和耐蚀性等特殊性能的堆焊层，从而提升

其服役寿命[5-8]。表面堆焊通常有等离子弧焊（Plasma Arc Welding，PAW）、熔化极活性气体保护焊（Metal Active Gas Welding，MAG 焊）、埋弧焊（Submerged Arc Welding，SAW）、钨极氩弧焊（Tungsten Inert Gas Welding，TIG 焊）和激光熔覆等多种工艺方法可供选择。其中，PAW 和 MAG 焊因其生产效率高、工艺适应性强和堆焊层质量好等优点，成为材料表面强化的优选方法[9-13]。

郝建军等[14]采用粉末 PAW 堆焊技术在 65Mn 钢基体上制备了 Fe-Cr-C-V 系合金堆焊层。研究结果表明，Fe-Cr-C-V 堆焊层比 65Mn 钢基体磨损质量减少了 78%，堆焊层耐磨性显著提高。刘畅等[15]采用粉末 PAW 堆焊技术在 Q345 钢基体上制备了 Fe-C-B 和 Fe-C-B-V 系两种合金堆焊层。研究发现，由于 Fe-C-B-V 粉末中 V 元素的存在，堆焊层中生成的 VB_2 和 VC 细化了晶粒，其试样冲击功比 Fe-C-B 粉末堆焊试样提高了 127%。MAG 焊堆焊中，丁永峰等[16]采用 MAG 焊在 E 级钢表面堆焊了丝材 635E 合金。研究发现，堆焊层与基体表面结合良好，堆焊层经回火处理后，基体中发生了碳迁移，导致基体侧熔合区形成了脱碳层，显微硬度低于基体硬度。而堆焊层形成了增碳层，显微硬度得到提升，最高约为 400HV。王芝玲等[17]采用 MAG 焊在 Q345 低合金钢表面先后堆焊了丝材 ER309L 奥氏体不锈钢过渡层和 ER347L 奥氏体不锈钢耐蚀层。研究结果表明，堆焊的过渡层对提高堆焊层的弯曲和剪切性能影响较大。

综上可知，目前采用丝材 PAW 在 65Mn 钢基体上制备高耐磨合金层（显微硬度约 700HV）的报道较少，而 MAG 焊报道较多。这应与高耐磨丝材堆焊过程中，若焊接工艺参数选择不合理，极易诱发裂纹缺陷，导致成形质量不佳有关。本文以 65Mn 钢作为基体材料，选用 Fe-Cr-C 系高耐磨丝材作为堆焊材料，采用优化的工艺参数，利用 PAW 和 MAG 焊两种方法在 65Mn 钢表面制备堆焊层，对比探讨了两种堆焊工艺对堆焊组织及性能的影响，以其为 65Mn 钢表面制备耐磨强化层提供理论依据和技术支持。

1 实验

1.1 材料

实验选用 65Mn 钢作为基体，尺寸为 130 mm×60 mm×8 mm，堆焊焊丝选用 YD600 药芯 Fe-Cr-C 合金，直径为 ϕ1.2 mm，基体及焊丝化学成分如表 1 所示。

1.2 方法

PAW 堆焊选用 LHM-200 型逆变式脉冲等离子弧焊机，MAG 焊堆焊选用 ESAB ARISTO 500ix 型焊机。两种方法堆焊均采用 IRB2600 型弧焊机器人完成，以保证堆焊层的均匀性。在基板上采用单道多层焊制备堆焊试样，堆焊 3 层，每层厚度约 2.7 mm，堆焊层总厚度约为 8 mm。层间温度为 100~120 ℃。PAW 等离子气和保护气体为 99.99%的氩气，MAG 焊保护气体为 80%Ar+20%CO_2 混合气。堆焊工艺参数通过试错实验获得，最佳工艺参数以堆焊层宽度为 19~21 mm，并且成形良好，表面无明显缺陷为依据。最佳工艺参数如表 2 所示。利用公式（1），由表内工艺参数估算得到 PAW 和 MAG 焊堆焊热输入分别约为 13.4 kJ/cm 和 35.5 kJ/cm。

$$q=\eta\cdot\frac{U\cdot I}{V} \tag{1}$$

堆焊前，采用角磨机对基板进行打磨，并露出金属光泽。堆焊后，采用线切割分别制备扫描电镜（SEM）试样（包括观察宏观形貌）、X 射线衍射（XRD）试样、冲击试样和耐磨性测试试样。冲击试样缺口位置、尺寸及试样 SEM 观察面如图 1 所示。SEM 试样采用 600、1000、1500、2000 目的水磨砂纸磨制并抛光。堆焊层采用王水（HCl、HNO_3 体积比 3∶1）进行浸蚀，浸蚀时间为 3~6 s，基体采用 4%硝酸酒精溶液浸蚀。采用 Zeiss Gemini SEM 300 型 SEM 观察试样显微组织，并通过其自带的能谱仪（EDS）进行组织成分分析。采用 XRD-6000 型 X 射线衍射仪进行堆焊层物相分析。采用 HXD-1000 型硬

表 1 基体及焊丝化学成分

Tab.1 Chemical composition of substrate metal and welding wire

wt.%

Materials	Si	Mn	C	P	Cr	Ni	Cu	Ti	Mo	V	Fe
Substrate	0.198	0.958	0.635	0.007	0.038	0.019	0.021	0.005			Bar
Welding wire	1.66	0.38	0.51		5.0						Bar

表 2 PAW 和 MAG 焊堆焊工艺参数

Tab.2 Process parameters for PAW and MAG surfacing welding

Welding method	Welding current I/A	Welding voltage U/V	coefficient of thermal efficiency η	Welding speed V/(mm·s^{-1})	Swing width/mm	Wire feed speed/(mm·min^{-1})	protection gas flow rate/(L·min^{-1})	Ionic gas flow rate/(L·min^{-1})
PAW	90-95	13-14	0.7-0.85	0.8	15	120	10	2.5
MAG	170-180	22-24	0.8-0.9	0.8	15	120	15	

度计测试堆焊试样纵向显微硬度，载荷 1 kg，保荷时间 10 s，间隔 0.5 mm。采用 NI500C 型冲击试验机，按 GB/T 229—2020 标准进行冲击试验。借助 CETR-UMT-2MT 型摩擦磨损实验机测试堆焊层的摩擦磨损性能，试样尺寸为 20 mm×10 mm×8 mm，实验载荷为 100 N，线性往复距离为 4 mm，往复速度为 4 mm/s，实验时间为 1 h，选择直径为 5 mm 的 SiC 陶瓷球为对磨材料。冲击性能和耐磨性能测试试样每种方法切取 3 个，测试结果取平均值。使用 CP224C 型电子天平（实际分度值为 0.000 1 g）称量实验前后堆焊试样，前后质量之差，即为磨损质量。根据式（2）[18]计算磨损率 δ（mg/(N·m)）。采用 SEM 观察试样磨损后表面形貌，采用 KC-X3000 型精测显微镜对磨损后试样表面进行三维立体形貌和二维轮廓表征。

$$\delta = \frac{m}{F \cdot S} \tag{2}$$

式中：m 为磨损质量，g；F 为载荷，N；S 为滑动距离，m。

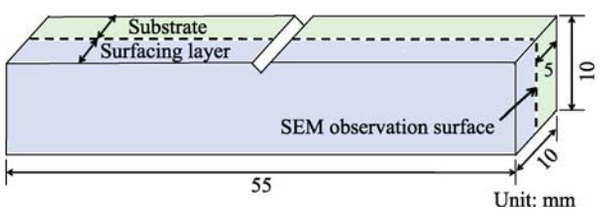


图 1　冲击试样缺口位置、尺寸及试样 SEM 观察面

Fig.1 Position and size of notch on impact specimen and SEM observation surface of specimen

2　结果与讨论

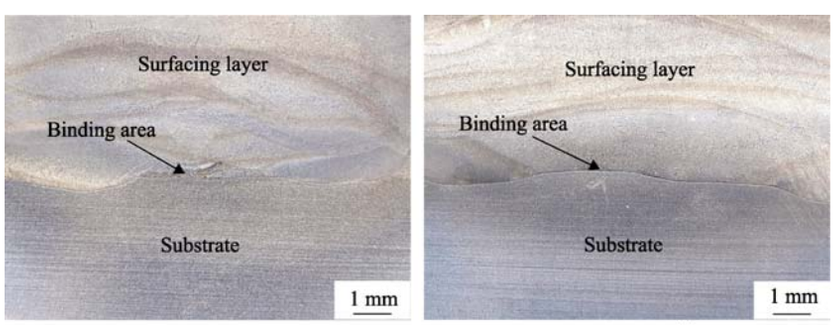
2.1　横截面宏观形貌

PAW 和 MAG 焊堆焊试样横截面宏观形貌分别如图 2a 和图 2b 所示。两种试样堆焊层与基体结合良好，堆焊层未见明显缺陷。

2.2　显微组织分析

图 3a 和图 3b 分别为 PAW 和 MAG 焊两种方法堆焊后，65Mn 钢基体的 SEM 组织。两种基体组织均由先共析铁素体（PF）和珠光体（P）组成，P 含量较高，分别约为 98.4%和 96.5%。P 为铁素体（Fe）和渗碳体（Fe_3C）的机械混合物，呈片层状结构，分布较为均匀。PAW 堆焊后基体组织中珠光体片层间距较小（图 3a 放大图），而 MAG 焊堆焊后基体组织中珠光体片层间距较大，并且 Fe 含量较高（图 3b 放大图）。分析与两种基体受到不同焊接热循环作用的影响有关，推断 PAW 堆焊时基体温度略低于 A_{c1}，而 MAG 焊堆焊时基体温度略高于 A_{c1}。这与估算的 MAG 焊热输入比 PAW 较高相吻合。当温度高于 A_{c1} 时，珠光体开始转变为奥氏体，由于转变温度较低，导致奥氏体化不完全，冷却后残留的 Fe 含量较高。

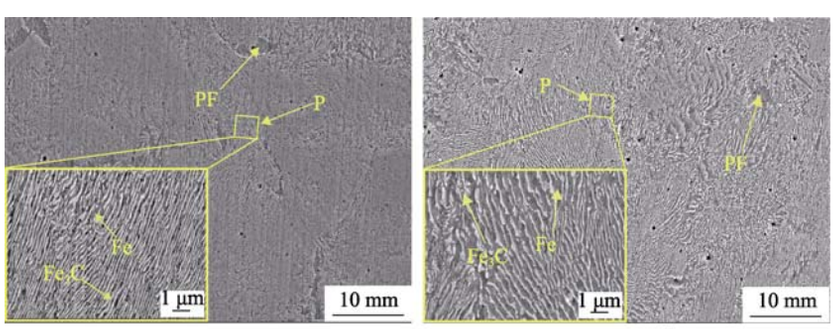
图 4 为 PAW 和 MAG 焊堆焊层底层 SEM 组织。由图 4a 和图 4b 可见，两种堆焊层组织呈网格状，由枝晶组织和枝晶间组织组成。其中枝晶组织为 α-Fe 和 Fe-Cr 固溶体，枝晶间组织为$(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物[19-20]。



a PAW　　b MAG焊

图 2　堆焊试样横截面的宏观形貌

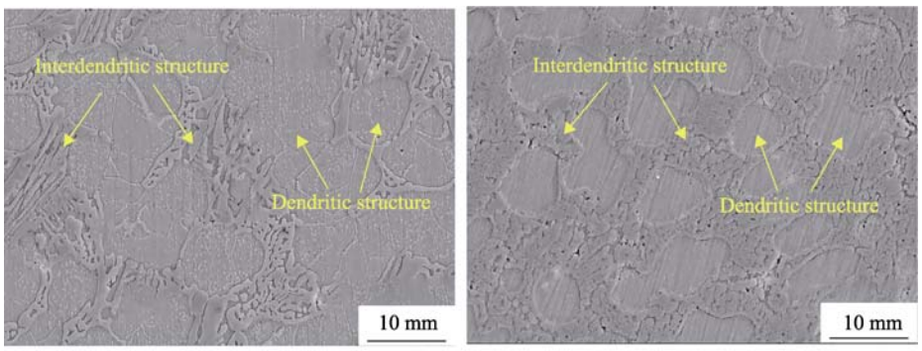
Fig.2 Macroscopic morphology of cross section of surfacing welding specimen: a) PAW; b) MAG welding



a PAW　　b MAG焊

图 3　堆焊基体的 SEM 组织

Fig.3 SEM microstructure of surfacing substrate: a) PAW; b) MAG welding



a PAW　　b MAG焊

图 4　PAW 和 MAG 堆焊层底层的 SEM 组织

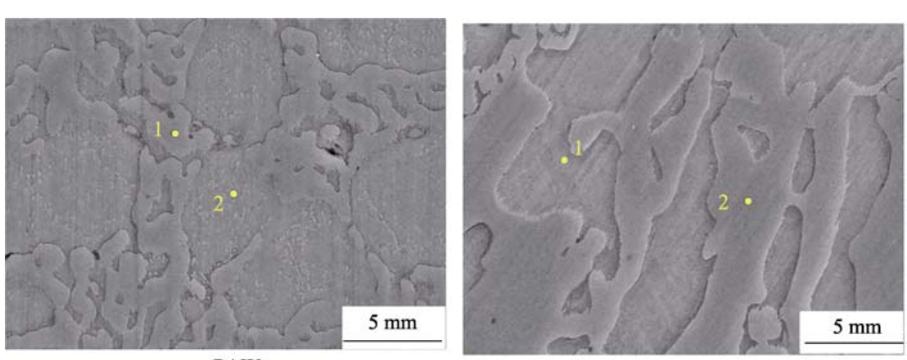
Fig.4 SEM microstructure of bottom layer of PAW and MAG surfacing layers: a) PAW; b) MAG welding

PAW 堆焊层枝晶间组织较细小，占比为 64.3%。并且疏松、连通性差（图 4a）。相反，MAG 焊堆焊层枝晶间组织较粗大，占比为 76.3%。并且致密、连通性较好（图 4b）。分析原因是，MAG 焊与 PAW 相比较，由于 MAG 焊热输入较高，其堆焊温度梯度较低，过冷度小，堆焊层散热较慢，高温停留时间较长，堆焊层中的枝晶间组织有足够的时间沿晶界生长。晶界是合金元素和碳的快速扩散通道，碳化物在晶界形核，其生长速度将远大于晶内。因此，导致 MAG 焊堆焊层枝晶间组织比 PAW 堆焊层粗大、致密和连通性好。

图 5 为 PAW 和 MAG 焊堆焊层中间层 SEM 组织和 EDS 面扫分析结果。与 PAW 堆焊层相比较（图 5a）。MAG 焊堆焊层中枝晶间组织较粗大，占比为 79.6%，比 PAW 堆焊层提高了 10.4%。并且致密、连通性较好（图 5b）。这些与堆焊层底层（图 4a~b）显微组织分析结果相一致。由 EDS 面扫描结果可知，PAW 和 MAG 焊堆焊层枝晶间组织富 Cr 处富 C，而贫 Fe；枝晶组织中富 Fe 处贫 Cr，且贫 C（图 5c~d）。由于 Cr 是强碳化物形成元素，堆焊层中 Cr 元素一部分固溶于基体，另一部分形成 Fe-Cr 碳化物，且 Cr 的碳化物析出后，枝晶间组织会形成富 Cr、富 C 区，而枝晶组织会形成贫 Cr、贫 C 区。这些可推断枝晶间析出相为 Fe-Cr 碳化物，枝晶组织为 Fe-Cr 固溶体。

Ye 等[21]以灰铸铁和铬板为原料，通过原位合成制备出$(Fe,Cr)_7C_3$/Fe 表面梯度复合材料。研究表明，枝晶间组织富 Cr、富 C 归因于金属凝固过程中 Cr 和 C 的偏析。Wieczerzak 等[22]对一种碳含量（质量分数）为 0.79%的 Fe-Cr-C 铸造合金进行了表征。研究表明，该合金的微观结构由 Fe-Cr 固溶体枝晶以及 $M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 碳化物组成，这些碳化物主要分布在枝晶间区域。Kumar 等[23]采用埋弧焊工艺，对焊接过程中使用合金粉末原位生成（Fe-Cr-C）硬质层进行表征。研究表明，枝晶间组织为$(Fe,Cr)_7C_3$ 和$(Fe,Cr)_{23}C_6$ 的碳化物，枝晶组织为 Fe-Cr 固溶体。而 Coronado 等[24]和 Macedo 等[25]研究表明，PAW 和 MAG 焊金属凝固属于非平衡凝固过程，形成的 M_7C_3 碳化物不能转变为平衡状态下的 $M_{23}C_6$。由 EDS 点扫描结果可知，图 4e 和图 4f 中点 1 处碳化物主要元素 Fe、Cr 原子之和所占百分比与 C 原子所占百分比的比例接近 7∶3，符合$(Fe,Cr)_7C_3$ 型碳化物原子比。因此可以确定，SEM 显微组织中的枝晶间组织是$(Fe,Cr)_7C_3$ 型碳化物。与两种堆焊层点 1 处元素含量相比，点 2 处的 Fe 含量较高，Cr 和 C 元素含量较低，推断点 2 处为 Fe-Cr 固溶体[26-29]。

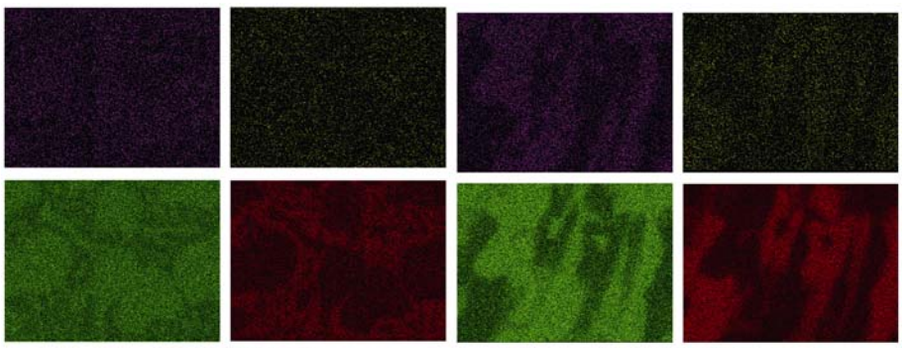
图 6 为 PAW 和 MAG 焊堆焊试样基体与堆焊层交界面 SEM 组织和 EDS 分析结果。两种堆焊试样界



a PAW　　b MAG焊

图 5　PAW 和 MAG 焊堆焊层中间层 SEM 组织及 EDS 面扫描和点扫描结果

Fig.5 SEM microstructures, EDS mapping and point scan results of middle layer in surfacing deposits by PAW and MAG welding; a) PAW; b) MAG welding; c) EDS surface scan of PAW; d) EDS surface scan of MAG welding; e) EDS point scan of PAW; f) EDS point scan of MAG welding



c PAW EDS面扫描　　d MAG焊EDS面扫描

Element	Weight%		Atom%	
	1	2	1	2
C	7.95	4.98	28.18	19.08
Si	0.37	2.13	0.56	3.48
Cr	23.32	13.76	19.11	12.19
Fe	68.37	79.13	52.15	65.24

e PAW EDS点扫描

Element	Weight%		Atom%	
	1	2	1	2
C	10.42	6.89	34.21	19.79
Si	0.09	1.14	0.13	2.00
Cr	47.79	11.25	36.23	10.10
Fe	41.70	80.71	29.43	68.11

f MAG焊EDS点扫描

图 5　PAW 和 MAG 焊堆焊层中间层 SEM 组织及 EDS 面扫描和点扫描结果（续）

Fig.5 SEM microstructures, EDS mapping and point scan results of middle layer in surfacing deposits by PAW and MAG welding; a) PAW; b) MAG welding; c) EDS surface scan of PAW; d) EDS surface scan of MAG welding; e) EDS point scan of PAW; f) EDS point scan of MAG welding

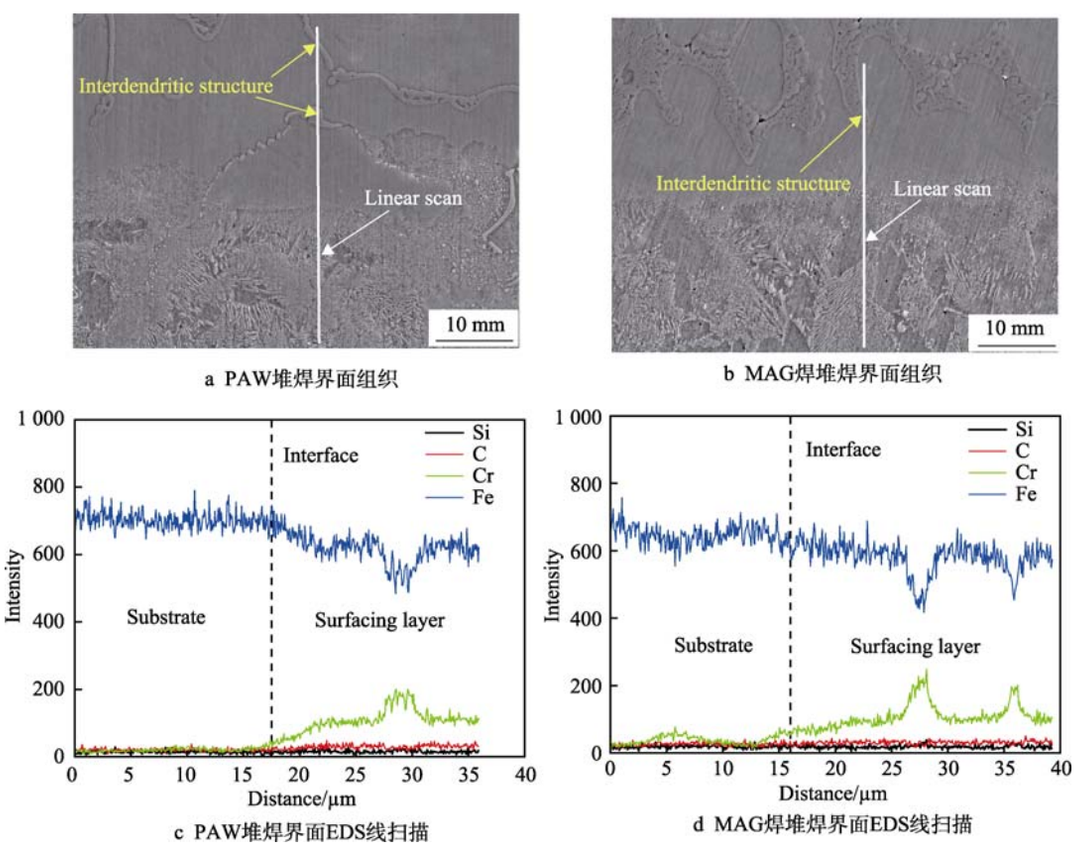


图 6　PAW 和 MAG 焊堆焊界面 SEM 组织及 EDS 线扫描结果

Fig.6 SEM microstructures and EDS linear scan analysis results of PAW and MAG surfacing specimens: a) microstructure of PAW surfacing interface; b) microstructure of MAG surfacing interface; c) EDS line scanning results of PAW surfacing interface; d) EDS line scanning results of MAG surfacing interface

面结合良好，无气孔和未熔合等缺陷，均呈良好的冶金结合特征（图 6a~b），这些与宏观组织形貌观察相一致。两种试样交界面 EDS 线扫描位置如图 6a~b 所示，其分析结果如图 6c~d 所示。由图 6c 可以看出，PAW 堆焊层交界面左侧基体，Cr 和 Fe 元素有微小波动，并且 Cr 元素含量增加时，Fe 元素含量减小。这表明 PAW 堆焊层中的 Cr 元素扩散进入到了基体中，形成了弱化的 Fe-Cr 碳化物。相反，MAG 焊堆焊层交界面左侧基体并未出现 Cr 和 Fe 元素含量的波动（图 6d）。表明 MAG 焊堆焊层中 Cr 元素未扩散进入基体形成弱化的 Fe-Cr 碳化物。此外，图 6c~d 堆焊层中分别明显可见 Cr 元素的波峰和 Fe 元素的波谷，这表明两种堆焊层此处形成了含量较高的 Fe-Cr 碳化物。这些特征与图 6a 和图 6b 中形成的枝晶间组织相对应。表明显微组织中枝晶间组织为焊接过程中形成的 Fe-Cr 碳化物。

2.3　物相分析

图 7 为 PAW 和 MAG 焊堆焊层的 XRD 图谱。PAW 和 MAG 堆焊层中物相主要为 α-Fe、Fe-Cr、$(Fe,Cr)_7C_3$ 相，这与显微组织分析结果相吻合。与 PAW 不同的是，MAG 焊堆焊层中的物相还存在 Fe_3C 相，并且 $(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物的衍射峰较强，表明 MAG 堆焊层中硬质相含量较高。这与显微组织分析中 MAG 焊枝晶间组织含量比 PAW 高相一致。根据 Fe-Cr-C 相图，当熔池中 Cr 含量低于 9%时，M_3C 碳化物首先形成，随后随着 Cr 含量的增加，M_3C 依次转变为 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 碳化物[30]。MAG 堆焊层中 Fe_3C 相的存在是由于高 Cr 含量的碳化物析出后，碳化物周围会形成贫 Cr 和贫 C 区，Cr 含量的降低导致 M_3C 型碳化物转变受到抑制，从而残留有 Fe_3C 相。

2.4　显微硬度分析

图 8 为 PAW 和 MAG 焊堆焊试样纵向显微硬度分布图。由图可知，PAW 堆焊试样基体平均显微硬度为 258.8HV，比 MAG 焊提高了 10.3%，而 PAW 堆焊层平均显微硬度为 753.2HV，比 MAG 焊降低了 3.3%。PAW 堆焊试样基体硬度高，是由于基体中珠光体片层间距小以及形成的少量 Fe-Cr 碳化物所致。而其堆焊层硬度低与组织中 $(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物比 MAG 焊细小、疏松和连通性差有关。由图 9 可知，PAW 堆焊层中枝晶间组织 $(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物和枝晶组织 Fe-Cr 固溶体显微硬度分别约为 770.3HV 和 671.0HV，枝晶间组织硬度比枝晶组织硬度高约 14.8%。

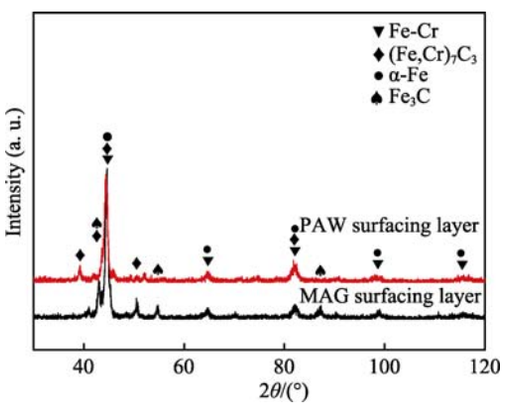


图 7　PAW 和 MAG 焊堆焊层的 XRD 图谱
Fig.7 XRD patterns of PAW and MAG surfacing layer

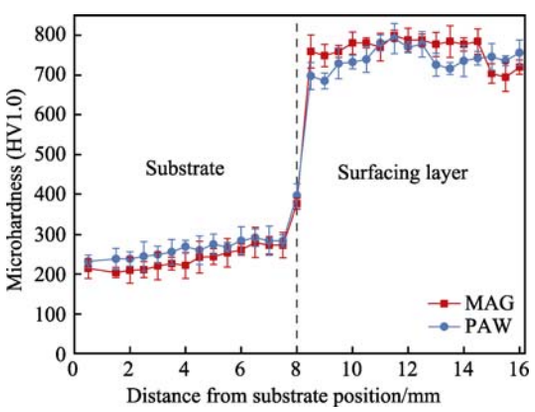
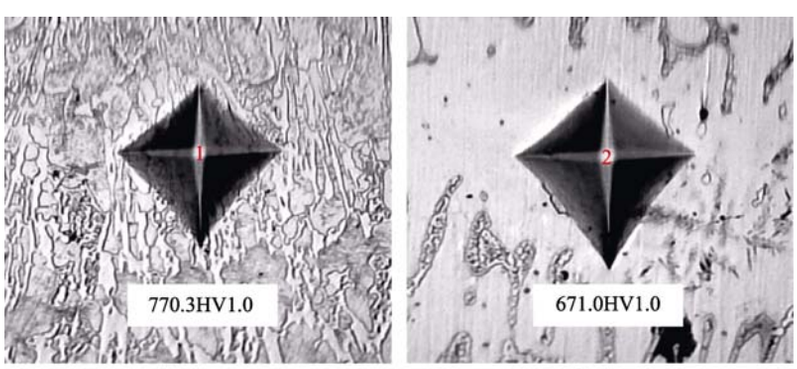


图 8　PAW 和 MAG 焊堆焊试样纵向显微硬度分布图
Fig.8 Longitudinal microhardness distribution diagram of PAW and MAG surfacing specimens



a 枝晶间组织　　b 枝晶组织

图 9　PAW 堆焊层枝晶间组织和枝晶组织显微硬度
Fig.9 Microhardness of interdendrite structure and dendrite structure of PAW surfacing layers: a) interdendritic structure; b) dendritic structures

2.5　冲击性能分析

图 10 为 PAW 和 MAG 焊堆焊试样冲击断口 SEM 形貌。由实验数据可知，PAW 和 MAG 焊堆焊试样平均冲击功分别为 22.9 J/cm^2 和 14.1 J/cm^2，PAW 堆焊试样冲击功比 MAG 焊提高了 62.4%。两种断口中基体与堆焊层交界面无明显缺陷，冶金结合良好；PAW 堆焊层未见明显裂纹，而 MAG 焊堆焊层存在明显的裂纹（图 10b）。PAW 和 MAG 焊堆焊基体断口形貌均呈河流状花样，属于典型的准解理脆性断裂特征（图 10a 和图 10b）。PAW 和 MAG 焊堆焊层断口形貌均呈现卵形准解理特征（图 10c 和图 10d）。PAW 堆焊断口形貌卵形解理尺寸较小且分布分散，其断裂面较为粗糙，撕裂棱不明显（图 10c）。这说明冲击时应力分布、裂纹萌生和扩展过程较为均匀。此外，可以看出，PAW 堆焊断口裂纹扩展路径较为曲折，这表明堆焊层内部存在一定的阻碍裂纹扩展的组织。由 PAW 堆焊层显微组织可知，其细小、疏松和连通性较差的$(Fe,Cr)_7C_3$ 枝晶间组织结构阻碍了冲击裂纹的扩展。由图 10d 可知，MAG 堆焊试样断口形貌呈现长且分布集中的断裂裂纹，撕裂棱明显，裂纹扩展路径较直。这说明在断裂时该区域受到的组织阻碍作用较小，裂纹扩展速率较快。这与 MAG 焊堆焊层中粗大、致密和连通性较好的枝晶间组织结构加速了冲击时裂纹的扩展有关。由此推断，MAG 焊堆焊试样冲击韧性较差，这与冲击实验数据相吻合。

2.6　磨损性能分析

图 11 为 65Mn 基体、PAW 和 MAG 焊堆焊层试样磨损率对比图。65Mn 基体的磨损率最高，为 7.75×10^{-3} mm^3/(N·m)。而相同条件下，PAW 和 MAG 焊堆焊层的磨损率分别为 2.75×10^{-3} mm^3/(N·m)和 2.25×10^{-3} mm^3/(N·m)，与 65Mn 基体相比较，磨损率分别下降了 64.5%和 71.1%。而 MAG 焊堆焊层磨损率比 PAW 堆焊层磨损率下降了 18.2%。由此可知，MAG 焊堆焊耐磨性能最好，PAW 次之，65Mn 较差。两种堆焊层耐磨性能好的主要原因是具有较高含量的 Fe-Cr 固溶体和$(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物。

图 12a~c 分别为 65Mn 基体、PAW 和 MAG 焊堆焊层表面磨损三维立体形貌和二维轮廓线图。由三维立体形貌图可知，三种试样表面形貌之间存在差异，65Mn 基体相较于两种堆焊层表面更加粗糙，粗糙度为 0.39，分别为 PAW 和 MAG 焊的 2.2 倍和 2.6 倍。由三种试样表面二维轮廓线图可知，65Mn 基体的磨痕较深，最大深度约为 2.1 μm，分别为 PAW 和 MAG 焊的 3.5 倍和 5.3 倍。同时可见 65Mn 表面起伏较明显，而 PAW 和 MAG 焊堆焊层表面起伏依次减小，这说明两种堆焊层表面犁沟较细小和均匀。两种堆焊层表面粗糙度和磨痕小与显微组织中形成的 Fe-Cr 固溶体和$(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物硬度高密切相关[31]。

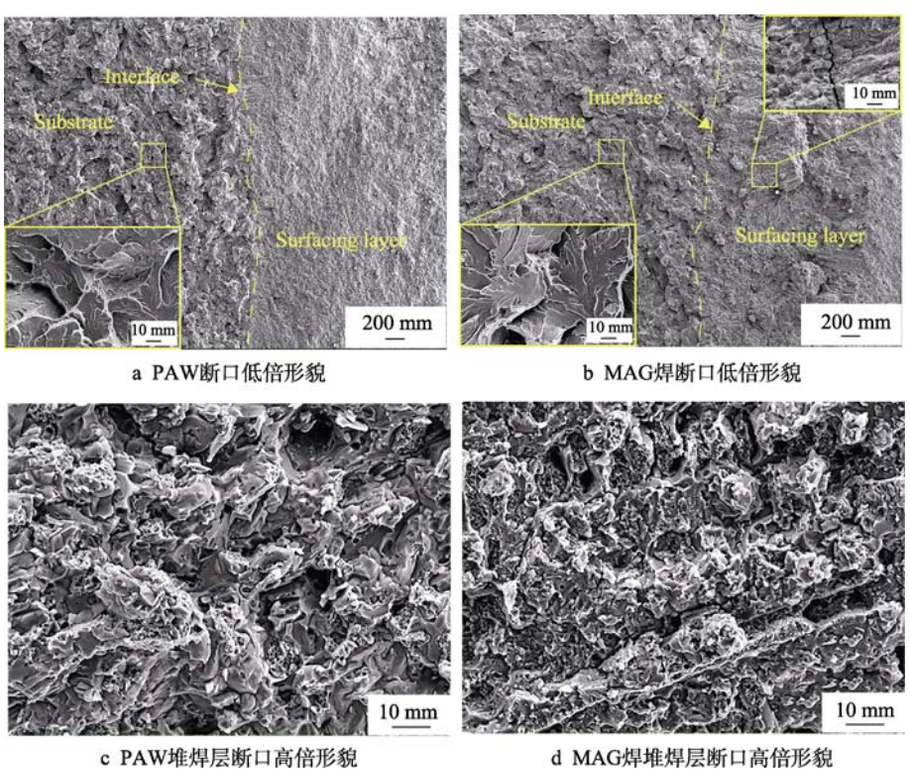


图 10　PAW 和 MAG 焊堆焊试样冲击断口 SEM 形貌

Fig.10 SEM morphology of impact fracture surfaces of PAW and MAG surfacing specimens: a) low-magnification morphology of PAW fracture surface; b) low-magnification morphology of MAG welding fracture surface; c) high-magnification morphology of PAW surfacing layer fracture surface; d) high-magnification morphology of MAG surfacing layer fracture surface

基体和堆焊试样表面磨损磨痕的 SEM 形貌如图 13 所示。65Mn 基体磨痕可见宽而深的犁沟、堆积物和微裂纹形貌，并且犁沟上存在较多细小磨损碎屑（图 13a）。由于 SiC 陶瓷对磨球具有较高硬度，而 65Mn 基体相对较软，在磨粒磨损过程中，对磨球在施加的载荷作用下对基体表面有挤压和切削作用，挤压作用将受热软化金属挤出研磨球区域，并向外扩张堆积在基体表面，导致形成犁沟和堆积物[32]。挤压和切削共同作用使得部分挤出物破碎形成较多细小碎屑[33]。与 65Mn 基体相比较，PAW 堆焊层表面磨损相对较轻，可见较浅的磨损沟壑、较窄犁沟和少量堆积物（图 13b）。这是由于堆焊层中 Fe-Cr 固溶体枝晶组织比 65Mn 基体中的珠光体具有较高硬度，并且堆焊层中更高硬度的$(Fe,Cr)_7C_3$碳化物枝晶间组织起到了有效的耐磨骨架作用，阻碍了磨损过程中的挤压与切削作用，进而提高了堆焊层的耐磨性能。与 PAW 相比较，MAG 焊堆焊层表面磨损更轻，可见更小和更浅的磨损沟壑、更窄的犁沟和极少量堆积物，这与 MAG 焊堆焊层硬度更高相关。这些表明，MAG 焊堆焊层具有更好的抗塑性变形能力和耐磨性，PAW 次之，65Mn 相对较差。同时，由上述分析可知，65Mn 基体和两种堆焊层均符合磨粒磨损的主要特征。因此，三种试样磨损机制均为磨粒磨损。

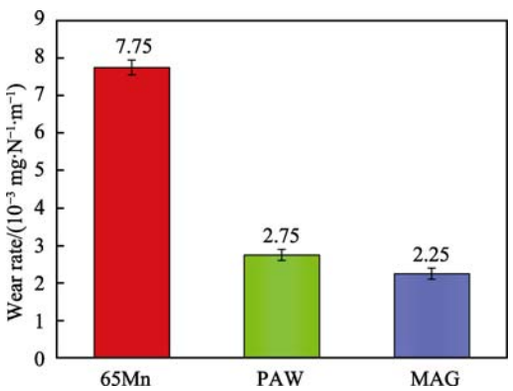


图 11　65Mn 基体、PAW 和 MAG 焊堆焊层表面磨损率对比图

Fig.11 Comparison of surface wear rates among 65Mn substrate, PAW surfacing layer and MAG surfacing layer

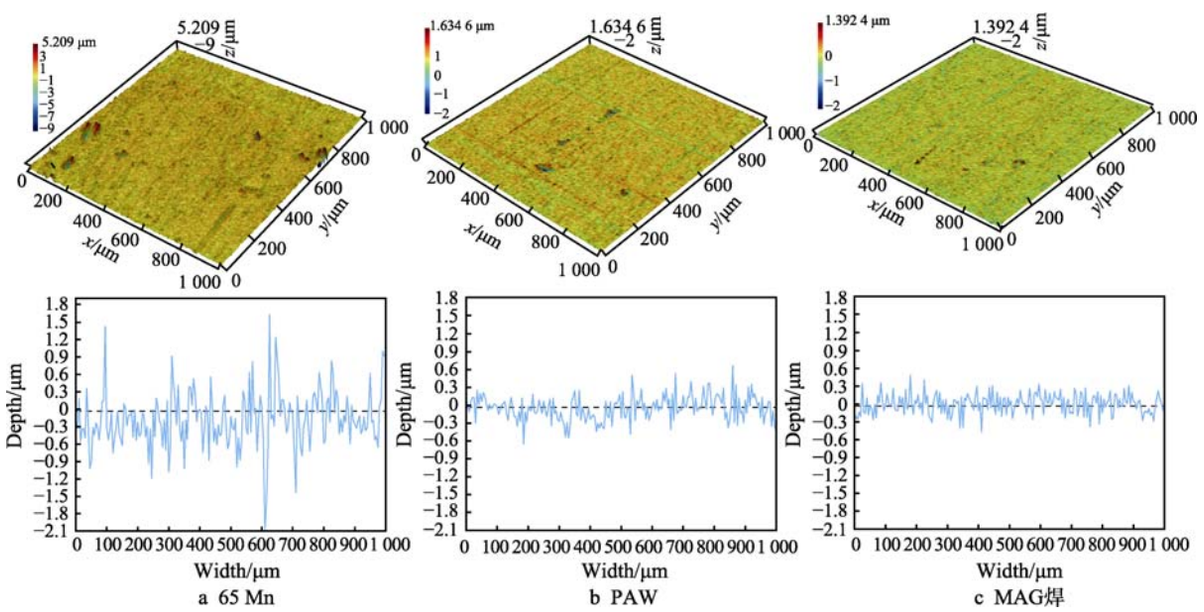


图 12　基体和堆焊试样表面三维立体形貌和二维轮廓

Fig.12 Three-dimensional topographies and two-dimensional profiles of surfaces of substrate and surfacing welding specimens: a) 65Mn; b) PAW; c) MAG welding

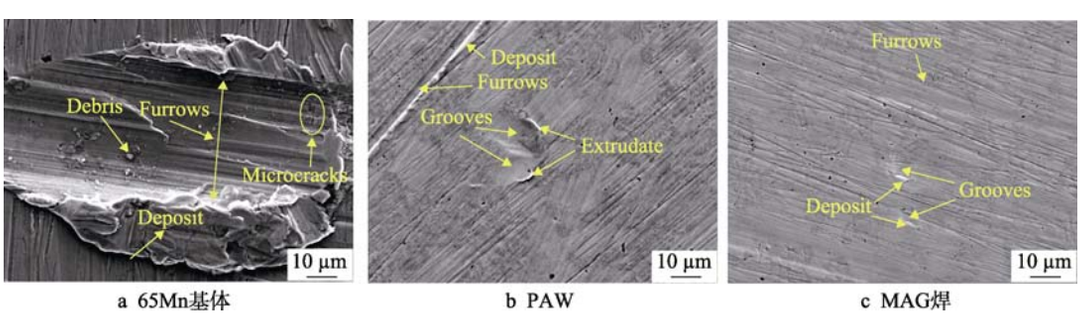


图 13　基体和堆焊试样表面磨损磨痕 SEM 形貌

Fig.13 SEM morphology of wear scars on surfaces of substrate and surfacing specimen: a) 65Mn substrate; b) PAW; c) MAG welding

3　结论

1）PAW 和 MAG 焊制备的 Fe-Cr-C 合金堆焊层与 65Mn 钢基体结合良好，堆焊层无明显缺陷。基体组织由 PF 和 P 组成，堆焊层由 α-Fe 和 Fe-Cr 固溶体枝晶组织以及$(Fe,Cr)_7C_3$枝晶间组织组成。与 PAW 相比较，MAG 焊堆焊试样基体组织 P 片层间距较大，Fe 含量较高，并且堆焊层枝晶间组织较为粗大、致密和连通性较好。

2）PAW 堆焊试样基体平均显微硬度为 258.8HV，比 MAG 焊提高了 10.3%，而 PAW 堆焊层平均显微硬度为 753.2HV，比 MAG 焊降低了 3.3%。PAW 堆焊层中，枝晶间组织$(Fe,Cr)_7C_3$碳化物硬度值约为 770.3HV，其比枝晶组织 Fe-Cr 固溶体硬度高约 14.8%。

3）PAW 和 MAG 焊堆焊试样平均冲击功分别为 22.9 J/cm²和 14.1 J/cm²。PAW 比 MAG 焊堆焊试样冲击功提高了 62.4%。两种堆焊试样冲击断口中基体和堆焊层均为准解理脆性断裂特征。PAW 堆焊试样冲击韧性好得益于疏松和连通性较差的$(Fe,Cr)_7C_3$枝晶间组织结构。

4）与 65Mn 基体相比较，两种堆焊层磨损率分别下降了 64.5%和 71.0%，而 MAG 焊比 PAW 堆焊层磨损率下降了 18.2%。MAG 焊堆焊层表面粗糙度最小，耐磨性最好，PAW 次之，65Mn 基体较差。65Mn 基体和两种堆焊层磨损机制均为磨粒磨损。

参考文献：

[1] 杨莹莹, 吴红艳, 齐敏, 等. 热轧工艺对 65Mn 钢显微组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(12): 218-222.
YANG Y Y, WU H Y, QI M, et al. Effect of Hot Rolling on Microstructure and Properties of 65Mn Steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(12): 218-222.

[2] JANG H L, RYU H, KANG S. A Study on the Effects of Welding Deformation According to Weld Sequence in Overlay-Welded Structures[J]. Metals, 2024, 14(6): 684.

[3] VENKATESWARA RAO N, MADHUSUDHAN REDDY G, NAGARJUNA S. Weld Overlay Cladding of High Strength Low Alloy Steel with Austenitic Stainless Steel-Structure and Properties[J]. Materials & Design, 2011, 32(4): 2496-2506.

[4] PENG S X, ZHOU J, ZHANG M M, et al. Fundamental Research and Numerical Simulation of New Hot Stamping Tool Manufactured by Surfacing Technology [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 107(7): 3527-3541.

[5] MENDEZ P F, BARNES N, BELL K, et al. Welding Processes for Wear Resistant Overlays[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2014, 16(1): 4-25.

[6] RANJBAR K, GHEISARI K, ABOOD W S, et al. Weld Overlaying of Corrosion-Resistant Filler Metals on A516 G-70 Carbon Steel[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2025, 216: 105514.

[7] SINGLA Y K, MAUGHAN M R, ARORA N, et al. Enhancing the Wear Resistance of Iron-Based Alloys: A Comprehensive Review of Alloying Element Effects[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 120: 135-160.

[8] CHEN Q H, YING Y F, HU M Z, et al. Improvement of Wear and Corrosion Resistance of Aluminum Alloy Weld by Constructing a Laminate Microstructure[J]. Surfaces and Interfaces, 2025, 65: 106515.

[9] HE Y X, ZHANG M M, YANG X B, et al. Study of the Surface Structural Transformation and Mechanical Properties of 65Mn Steel Modified by Pulsed Detonation-Plasma Technology[J]. Metals, 2025, 15(5): 473.

[10] 黄智泉, 贺定勇, 刘仁培, 等. 堆焊技术发展及应用综述[J]. 电焊机, 2023, 53(4): 56-62.
HUANG Z Q, HE D Y, LIU R P, et al. Overview of Development and Application of Built-up Welding Technology[J]. Electric Welding Machine, 2023, 53(4): 56-62.

[11] 耿延朝, 邓德伟, 田鑫, 等. 铌元素含量对等离子堆焊镍基合金的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(11): 28-31.
GENG Y C, DENG D W, TIAN X, et al. Effect of Nb Content on Plasma Surfacing Ni-Based Alloy[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(11): : 28-31.

[12] LIU Z M, CUI S L, LUO Z, et al. Plasma Arc Welding: Process Variants and Its Recent Developments of Sensing, Controlling and Modeling[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2016, 23: 315-327.

[13] SHAFEEK M, SURANJAN S, DORESWAMY D, et al. Effect of Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of GMAW Welded S275 Steel Welded Zone[J]. Discover Materials, 2024, 4(1): 96.

[14] 郝建军, 杨泽宇, 马璐萍, 等. Fe-Cr-C-V 等离子堆焊层改善旋耕刀耐磨性和冲击韧性[J]. 农业工程学报, 2019, 35(3): 24-30.
HAO J J, YANG Z Y, MA L P, et al. Fe-Cr-C-V Plasma Surfacing Layer Improving Wear Resistance and Impact Toughness of Rotary Blade[J]. Transactions of the Chinese Society of Agricultural Engineering, 2019, 35(3): 24-30.

[15] 刘畅, 饶嘉威, 蒋凤琦, 等. 等离子弧熔覆 Fe-C-B-V 系耐磨堆焊层的组织及性能研究[J]. 热加工工艺, 2024, 53(2): 145-148.
LIU C, RAO J W, JIANG F Q, et al. Study on Microstructure and Performance of Fe-C-B-V Wear Resistant Surfacing Layer by Plasma Arc Clading[J]. Hot Working Technology, 2024, 53(2): 145-148.

[16] 丁永峰, 徐戊矫, 雷帆. E 级钢 MAG 堆焊层的组织与

性能[J]. 金属热处理, 2013, 38(9): 68-70.
DING Y F, XU W J, LEI F. Microstructure and Properties of MAG Surfacing Layer on E-Grade Steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2013, 38(9): 68-70.

[17] 王芝玲, 于跟喜. 低合金表面奥氏体不锈钢堆焊层组织与性能研究[J]. 铸造技术, 2016, 37(4): 771-773.
WANG Z L, YU G X. Study on Microstructure and Properties of Austenitic Stainless Steel Surfacing Layer on Low Alloy Steel[J]. Foundry Technology, 2016, 37(4): 771-773.

[18] 冯玉坤, 董会, 张永杰, 等. 激光功率对 316L/Al_2O_3 熔覆层耐磨耐蚀性能的影响[J]. 表面技术, 2025, 54(7): 151-161.
FENG Y K, DONG H, ZHANG Y J, et al. Effect of Laser Power on the Wear and Corrosion Resistance of 316L/Al_2O_3 Cladding Layers[J]. Surface Technology, 2025, 54(7): 151-161.

[19] CHANG C M, CHEN Y C, WU W T. Microstructural and Abrasive Characteristics of High Carbon Fe-Cr-C Hardfacing Alloy[J]. Tribology International, 2010, 43(5/6): 929-934.

[20] BUCHANAN V E. Solidification and Microstructural Characterisation of Iron-Chromium Based Hardfaced Coatings Deposited by SMAW and Electric Arc Spraying[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(23): 3638-3646.

[21] YE F X, HOJAMBERDIEV M, XU Y H, et al. (Fe, Cr)$_7C_3$/Fe Surface Gradient Composite: Microstructure, Microhardness, and Wear Resistance[J]. Materials Chemistry and Physics, 2014, 147(3): 823-830.

[22] WIECZERZAK K, BAŁA P, STĘPIEŃ M, et al. The Characterization of Cast Fe-Cr-C Alloy[J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2015, 60(2): 779-782.

[23] KUMAR A, SINGH G, PANDEY A K, et al. In-Situ Development of Fe-Cr-C Hardfacing Layer Using Advanced Submerged Arc Welding[J]. Engineering Research Express, 2025, 7(1): 015543.

[24] CORONADO J J. Effect of (Fe, Cr)$_7C_3$ Carbide Orientation on Abrasion Wear Resistance and Fracture Toughness[J]. Wear, 2011, 270(3/4): 287-293.

[25] MACEDO R J, DE AZEVEDO CELENTE C, SOUZA D, et al. Effects of the Shielding Gas and Substrate Thickness on Dilution and Microstructure of Inconel® 625 MIG/MAG Welded Coatings[J]. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2024, 46(8): 458.

[26] 宗琳, 徐俊尧, 王学钊, 等. 等离子弧堆焊高铬铁基合金的组织形成机制及对显微硬度的影响[J]. 焊接技术, 2023, 52(1): 17-21.
ZONG L, XU J Y, WANG X Z, et al. Formation Mechanism of Microstructure of PTA Surfacing High Chromium Fe-Based Alloy and Its Effect on Microhardness [J]. Welding Technology, 2023, 52(1): 17-21.

[27] GENG B Y, ZHOU R F, LI L, et al. Change in Primary (Cr, Fe)$_7C_3$ Carbides Induced by Electric Current Pulse Modification of Hypereutectic High Chromium Cast Iron Melt[J]. Materials, 2019, 12(1): 32.

[28] LI J J, JU J, CHANG W W, et al. Investigation on the Microstructure and Wear Behavior of Laser-Cladded High Aluminum and Chromium Fe-B-C Coating[J]. Materials, 2020, 13(11): 2443.

[29] 杨勇维, 符寒光, 鞠江, 等. 铬对高钒耐磨合金凝固组织和耐磨性能的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(9): 122-130.
YANG Y W, FU H G, JU J, et al. Effect of Chromium on Solidification Microstructure and Wear Property of High Vanadium Wear-Resistant Alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(9): 122-130.

[30] GUO P J, MA S Q, JIAO M, et al. Effect of Chromium on Microstructure and Oxidation Wear Behavior of High-Boron High-Speed Steel at Elevated Temperatures [J]. Materials, 2022, 15(2): 557.

[31] COLAÇO F H G, PINTAUDE G. Wear Regimes of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys in Microscale Abrasion Tests[J]. Tribology Letters, 2022, 70(2): 47.

[32] ZHU W J, LIU X, DONG H, et al. Exploring High-Temperature Short-Interval Wear Property of Fe-Cr-C-Si Layers *via* Hardfacing Technology and Followed Laser Heat Treatment[J]. Tribology International, 2025, 209: 110745.

[33] 曹晓蝶, 吴嘉俊, 徐尤泽, 等. 激光冲击强化对增材制造 316L 不锈钢微观组织及耐磨性的影响[J]. 表面技术, 2026, 55(2): 112-123.
CAO X D, WU J J, XU Y Z, et al. Microstructural Evolution and Wear Resistance Improvement of Laser Additive-Manufactured 316L Stainless Steel Subject to Laser Shock Processing[J]. Surface Technology, 2026, 55(2): 112-123.