

Mo 元素对 Cr27 高铬铸铁堆焊层组织 与摩擦磨损性能的影响

张文扬¹, 胡磊^{1*}, 袁霖²

(1. 安徽工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243002;

2. 广东省特种设备检测研究院, 广东 佛山 528251)

摘要: **目的** 探究 Mo 元素对高铬铸铁药芯焊丝堆焊层组织及性能的影响。**方法** 采用 CMT 电弧堆焊工艺分别制备了含 Mo 元素与不含 Mo 元素的 Cr27 高铬铸铁堆焊试样。通过渗透检测、SEM、EBSD 和销盘磨损实验等方法, 研究了 Mo 元素的添加对堆焊层宏观形貌、显微组织和耐磨性能的影响规律。**结果** Mo 元素的添加导致堆焊过程中飞溅显著增加, 并诱发横向裂纹形成。2 种堆焊层均主要由(Fe, Cr)₇C₃ 共晶碳化物与奥氏体基体组成, 但 Mo 元素的添加显著细化了堆焊层奥氏体晶粒, 并提高了 M₇C₃ 碳化物的体积分数。与不含 Mo 元素堆焊层相比, 添加 Mo 元素堆焊层奥氏体晶粒细化约 38.6%, 堆焊层平均硬度从 690HV 提高至 740HV, 提升约 7%, 堆焊层平均摩擦系数由 0.645 降至 0.395, 磨损量降低约 50%, 耐磨损性能显著提升。**结论** Mo 元素在凝固过程中先析出了高熔点的 Mo₂C, 作为异质形核核心提高了奥氏体的形核率, 并且在凝固后期 Mo₂C 还可以钉扎晶界, 阻止奥氏体长大, 从而细化奥氏体晶粒。此外, Mo 元素的添加还会降低 C 元素在奥氏体中的固溶度, 使更多 C 元素参与共晶反应, 从而提高 M₇C₃ 碳化物含量。碳化物含量的增加和晶粒细化使堆焊层硬度提高。2 种堆焊层的磨损形式均以黏着磨损与磨粒磨损为主, 但 Mo 元素的添加显著降低了摩擦系数与磨损失重, 提高了耐磨性。

关键词: Mo 元素; 高铬铸铁; 晶粒细化; M₇C₃ 碳化物; 磨损; CMT 堆焊

中图分类号: TH117 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2026)11-0120-09

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2026.11.011

Effect of Mo Element on the Microstructure and Tribological Properties of the Cr27 High Chromium Cast Iron Hardfacing Layer

ZHANG Wenyang¹, HU Lei^{1*}, YUAN Lin²

(1. School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Anhui Maanshan 243002, China;

2. Guangdong Institute of Special Equipment Inspection and Research, Guangdong Foshan 528251, China)

ABSTRACT: To investigate the effect of Mo element on the microstructure and properties of the high chromium cast iron flux-cored wire hardfacing layer, the work aims to conduct a series of experimental researches and analyses. In the experimental

收稿日期: 2025-09-30; 修订日期: 2026-01-22

Received: 2025-09-30; Revised: 2026-01-22

基金项目: 广东省市场监督管理局科技项目 (2025CT12)

Fund: Science and Technology Project of Guangdong Administration for the Market Regulation (2025CT12)

引文格式: 张文扬, 胡磊, 袁霖. Mo 元素对 Cr27 高铬铸铁堆焊层组织与摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术, 2026, 55(11): 120-128.

ZHANG Wenyang, HU Lei, YUAN Lin. Effect of Mo Element on the Microstructure and Tribological Properties of the Cr27 High Chromium Cast Iron Hardfacing Layer[J]. Surface Technology, 2026, 55(11): 120-128.

*通信作者 (Corresponding author)

method, Cr27 high chromium cast iron hardfacing specimens with and without Mo element were prepared respectively under the cold metal transfer (CMT) arc hardfacing process. To systematically explore the effect of Mo addition on the hardfacing layer, multiple characterization and testing methods were employed. Penetrant testing (PT) was used to detect the macroscopic defects of the hardfacing layer, scanning electron microscopy (SEM) was applied to observe the macro morphology and microstructure of the hardfacing layer, electron backscatter diffraction (EBSD) was adopted to analyze the grain size and distribution of the microstructure and the pin-on-disk wear test was carried out to evaluate the wear resistance of the hardfacing layer. Through the combination of these methods, the effect law of Mo element on the macro morphology, microstructure and wear resistance of the hardfacing layer was comprehensively studied. The experimental results showed that the addition of Mo element had obvious effects on the hardfacing process and the performance of the hardfacing layer. During the hardfacing process, the addition of Mo significantly increased the spatter and induced the formation of transverse cracks in the hardfacing layer. Microstructurally, both the Mo-containing and Mo-free hardfacing layers were mainly composed of $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ eutectic carbides and an austenite matrix. However, the addition of Mo brought significant microstructural changes: it notably refined the austenite grains of the hardfacing layer and increased the volume fraction of M_7C_3 carbides. Specifically, compared with the Mo-free hardfacing layer, the austenite grain size of the Mo-added hardfacing layer was refined by approximately 38.6%. In terms of mechanical properties, the average hardness of the Mo-added hardfacing layer increased from 690HV (of the Mo-free one) to 740HV, with an improvement of about 7%. In the wear resistance test, the average friction coefficient of the Mo-added hardfacing layer decreased from 0.645 (of the Mo-free one) to 0.395, and the wear mass loss was reduced by approximately 50%, indicating a significant improvement in wear resistance. The conclusion of this work is as follows: during the solidification process of the hardfacing layer, Mo element first precipitates Mo_2C with a high melting point. This Mo_2C acts as a heterogeneous nucleation core, which effectively increases the nucleation rate of austenite. In the later stage of solidification, Mo_2C can also pin the grain boundaries, inhibiting the growth of austenite grains, thereby achieving the refinement of austenite grains. In addition, the addition of Mo element can reduce the solid solubility of C element in austenite, which promotes more C element to participate in the eutectic reaction, ultimately increasing the content of M_7C_3 carbides. The increase in carbide content and the refinement of grains together contribute to the improvement of the hardfacing layer's hardness. Regarding the wear mechanism, both the Mo-containing and Mo-free hardfacing layers are mainly dominated by adhesive wear and abrasive wear. However, the addition of Mo element significantly reduces the friction coefficient and wear mass loss of the hardfacing layer, thereby effectively enhancing its wear resistance.

KEY WORDS: Mo element; high chromium cast iron; grain refinement; M_7C_3 carbide; wear; CMT hardfacing

高铬铸铁因兼具优异的耐磨性、耐热性及经济性,在钢铁冶金、矿山开采、水泥制造等磨损工况苛刻的领域中获得了广泛应用^[1-3]。该材料在低应力磨损条件下的优异性能与显微组织中大量的初生 M_7C_3 型碳化物有关^[4]。 M_7C_3 型碳化物作为高铬合金的强化相,其硬度高 (1 300~1 600HV)^[5],并具有优异的耐磨性以及良好的耐蚀性^[6]。然而在服役过程中这些硬而脆的碳化物易于开裂剥落^[7],直接导致零部件失效,降低了合金的使用性能,在很大程度上限制了高铬铸铁的推广和应用。

高铬铸铁耐磨堆焊合金的一个主要技术挑战是控制碳化物尺寸和分布。现有研究表明,高铬铸铁耐磨堆焊合金中经常形成一些粗大的一次碳化物,这会破坏碳化物本身与基体之间的连续性^[8-9],从而降低材料塑性。在亚共晶高铬铸铁中,初生相为奥氏体,在随后的冷却或热处理过程中可能转变为马氏体或贝氏体、珠光体,同时相较于共晶与过共晶高铬铸铁,亚共晶高铬铸铁中的共晶碳化物通常更细^[10-11]。为实

现碳化物的细化与性能优化,研究者们已开展大量合金化调控研究:在高铬白口铸铁填料中引入 W、V 等硬质碳化物形成元素,可通过诱导 MC 型碳化物生成,实现熔覆层硬度与耐磨性的提升,同时细化共晶 M_7C_3 碳化物^[12-14]。Mo 添加对 Fe—Cr—C 合金有类似固溶体强化的作用^[15-16],并且还能形成 MC 碳化物相^[17-18],进一步提高了材料强度。

针对 Mo 元素的具体作用,国内外学者已积累部分研究成果: Bouhamla 等^[19]制备了不同合金元素的高铬铸铁样品,研究了 Mn 和 Mo 对高铬铸铁组织和二次沉淀形态的影响,结果表明 Mo 元素加入使二次碳化物的形态转变为明显的多边形,这种形状的碳化物在摩擦磨损实验中表现出更好的耐磨性。Kittikhun 等^[20]研究了 Mo 和 W 对高铬铸铁耐腐蚀性能的影响,结果表明 Mo 的添加促进了 M_6C 和 M_{23}C_6 的形成,当添加量达到 6% 时,高铬铸铁出现了二次钝化,显著提高了耐腐蚀性。Imurai 等^[17]制备了不同 Mo 含量的铸铁,研究了 Mo 元素含量对铸铁组织的影响,结果

表明 Mo 元素促进 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 碳化物的形成,提高了材料硬度,在 Mo 元素含量(质量分数)到达 10% 时, M_7C_3 碳化物已全部转化为 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 碳化物。Jilleh 等^[21]采用自保护药芯焊丝电弧焊工艺,在碳钢基体上制备了含 Nb、Mo、W、V 等微量添加剂的过共晶白口铸铁堆焊层,研究了堆焊层在沉积态条件下的显微组织和力学性能,结果表明合金元素的添加导致初生共晶 M_7C_3 碳化物的细化和 MC 碳化物的形成,从而提高了堆焊层的耐磨性。

目前关于高铬铸铁合金元素添加的相关研究中,Mo 元素的作用探究多聚焦于传统铸造成型工艺下的过共晶成分体系,且研究主要集中于其对合金凝固组织(如碳化物形态、分布)及宏观力学性能(如硬度、耐磨性)的影响规律,而针对堆焊成型工艺的亚共晶高铬铸铁,Mo 元素的作用机制研究仍较少,特别是 Mo 元素在亚共晶成分体系中的固溶强化机制,对 M_7C_3 、 M_6C 等碳化物析出行为的调控规律,以及对堆焊层抗裂性、耐磨性等关键服役性能的作用机理尚未形成系统认知。

本文采用 CMT 电弧堆焊工艺分别制备了含 Mo 元素与不含 Mo 元素的 Cr27 高铬铸铁堆焊试样。通过渗透检测、扫描电子显微镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)和销盘磨损实验等方法,系统研究了 Mo 元素的添加对高铬铸铁药芯焊丝堆焊层宏观形貌、显微组织、硬度和耐磨性能的影响规律,为亚共晶高铬铸铁堆焊材料的成分设计与工程应用提供理论支撑。

1 实验

1.1 材料

堆焊实验基板材质为 Q345B 钢,尺寸为 200 mm×100 mm×15 mm。考虑到高铬铸铁堆焊层与 Q345B 基板的化学成分差距较大,直接堆焊易开裂脱落,因此

在基板与高铬铸铁堆焊层之间堆焊一层 ER62-G 马氏体钢作为过渡层。如图 1 所示,分别使用 TDCr27-58、TDCr27Mo-60 高铬铸铁药芯堆焊焊丝制备不含 Mo 元素的 Cr27 堆焊层和含 Mo 元素的 Cr27-Mo 堆焊层,基板和焊接材料的具体成分如表 1 所示。

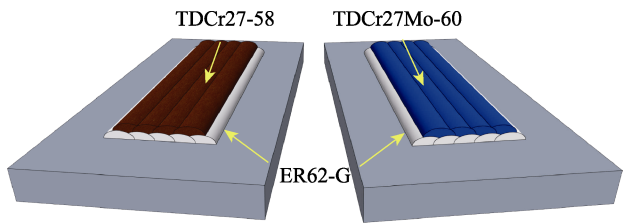


图 1 焊接示意图
Fig.1 Schematic diagram of welding

1.2 方法

使用 Fronius CMT Advanced 4000R 型焊机 MIG 焊模式下的 FCW Hardfacing 专用堆焊模块实施堆焊。焊接前首先使用马弗炉(型号: KF1400)对基板进行焊前预热,焊接工艺参数列于表 2。保护气体选用纯度 $\geq 99.9\%$ 的 CO_2 气体,气体流量控制为 20 L/min。

焊后对堆焊层进行渗透检测,渗透剂为 HP-ST,显像剂为 HD-ST。使用电火花线切割机对试样进行线切割取样。对金相试样研磨抛光后,使用王水对金相试样进行化学腐蚀,并使用光学显微镜进行金相组织观察。用扫描电镜与能谱仪(型号: NANO SEM 430)进行显微组织分析和元素分布分析。使用 X 射线多晶衍射仪(型号: 日本理学 Smartlab)和电子背散射衍射仪(型号: 牛津仪器 c-nano)对堆焊层区域进行物相表征。使用维氏数显显微硬度计(型号: HVS-1000Z)进行硬度测试,加载载荷 10 N,保压 10 s。对试样各区域进行硬度测试,并绘制出硬度变化曲线来表征试样上的硬度变化趋势。在室温条件下,通过

表 1 基板和焊接材料的化学成分
Tab.1 Chemical composition of substrates and solder materials

Materials	C	Si	Mn	Mo	Cr	Fe
Q345B	≤ 0.20	≤ 0.50	≤ 1.70		≤ 0.30	≤ 97.5
ER62-G	0.3-0.8	0.5-1.0	1.5-2.0	0.2-0.5	9.0-11.0	≤ 88.0
TDCr27-58	2.8-4.8	1.5-2.0	1.0-2.0		25.0-29.0	≤ 68.0
TDCr27Mo-60	3.0-5.0	1.5-3.0	1.0-2.0	1.0-3.0	25.0-28.0	≤ 68.0

表 2 堆焊参数
Tab.2 Hardfacing parameters

Materials	Wire feeding speed/(m·min ⁻¹)	Welding current/A	Welding voltage/V	Welding speed/(mm·s ⁻¹)	Preheating temperature/°C
ER62-GA	7.5	215.0	22.0	4	350
TDCr27-58	7.0	185.0	20.0	4	350
TDCR27MO-60	7.0	185.0	20.0	4	350

销盘磨损试验(型号:MPX-3)测试堆焊层磨损特性,施加载荷为 40 N,摩擦副材料为直径 50 mm 的盘状 W6Mo5Cr4V2 高速钢,其硬度为 815HV,磨损测试时间 90 min,设置转速 100 r/min。

2 结果与讨论

2.1 堆焊宏观形貌分析

图 2 是 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层宏观图和渗透图像。对比宏观形貌图 2a~b 可见, Cr27-Mo 堆焊层焊道表面的飞溅颗粒密度显著高于 Cr27 堆焊层,且焊道表面不平整。这是由于含有 Mo 元素的熔池中会生成高熔点的碳化物颗粒,导致熔池金属熔体黏度显著升高,较高的熔体黏度使表面张力增大^[22],增加熔滴在焊丝端部的分离阻力,促使形成尺寸粗大、形态不规则的熔滴。此类熔滴在 CMT 短路过渡过程中易发生非稳态脱落或爆炸破碎,从而产生大量飞溅。同时,熔池黏度高,流动性差,使焊道表面平整度降低。

渗透检测图像显示, Cr27 堆焊层未发现横向裂纹,而 Cr27-Mo 堆焊层存在密集的横向裂纹。分析认为, Mo 元素的加入使碳化物析出量显著增加,且在晶界处形成连续网状聚集结构,导致堆焊层塑性韧性下降^[23]。这种显微组织特征使得材料在应力集中区域诱发裂纹萌生与扩展,在纵向拉应力条件下形成宏观可见的横向裂纹。

2.2 微观结构表征

图 3 展示了堆焊层横截面的金相组织。熔覆层组织主要由胞状晶、树枝晶构成,基体相为奥氏体,晶间分布着大量的碳化物。对比图 3a~b 可见, Cr27-Mo 堆焊层的晶粒显著细于 Cr27 堆焊层,这归因于 Cr27-Mo 药芯焊丝中添加的 Mo 元素所产生的晶粒细化作用。具体而言, Cr27 堆焊层中心区域为具有高度定向生长特征的粗大树枝晶,而 Cr27-Mo 堆焊层整体呈现统一方向生长的细小树枝晶组织。

由图 4 可看出, Cr27 与 Cr27-Mo 熔覆层主要有

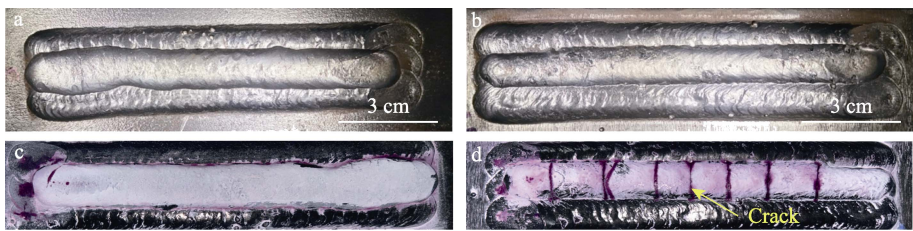


图 2 Cr27 (a, c) 与 Cr27-Mo (b, d) 堆焊层的宏观图和渗透图像
Fig.2 Macroscopic and permeation images of Cr27 (a, c) and Cr27-Mo (b, d) hardfacing layers

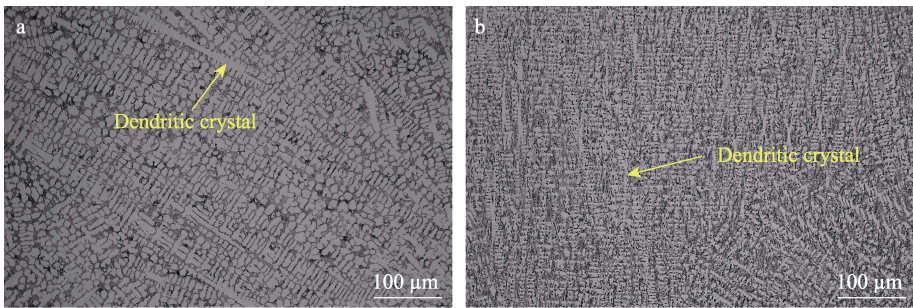


图 3 Cr27 (a) 与 Cr27-Mo (b) 堆焊层中心的金相组织
Fig.3 Metallographic structures of Cr27 (a) and Cr27-Mo (b) hardfacing layer centers

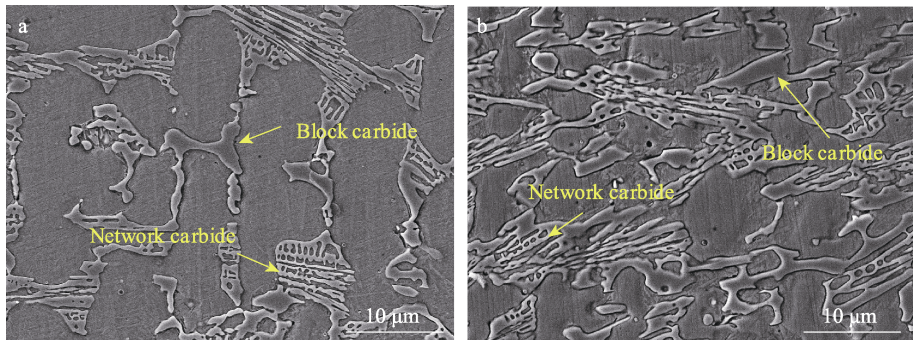


图 4 Cr27 (a) 与 Cr27-Mo (b) 堆焊层的 SEM 图像
Fig.4 SEM images of Cr27 (a) and Cr27-Mo (b) hardfacing layers

2 种组织组成,一种为树枝晶,一种为网状共晶组织。Cr27-Mo 堆焊层中网状组织面积明显大于 Cr27 堆焊层中网状组织面积,且 Cr27-Mo 堆焊层中树枝晶尺寸更小。

图 5 为 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层 XRD 测试结果。由图可得出,在 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层中,上述网状结构均为共晶状态的 $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$ 碳化物,树枝晶为初生奥氏体。

图 6 为 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层 EDS 面扫描图像和元素分布图。由图可以看出,在 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层中 Cr 元素在碳化物区域有明显的富集现象,但仍有少部分 Cr 元素均匀分布在碳化物之外。同时由于堆焊是快速冷却过程, Cr 元素会固溶到 Fe 基体中,稳定初生奥氏体结构,并提高奥氏体硬度^[12,24]。

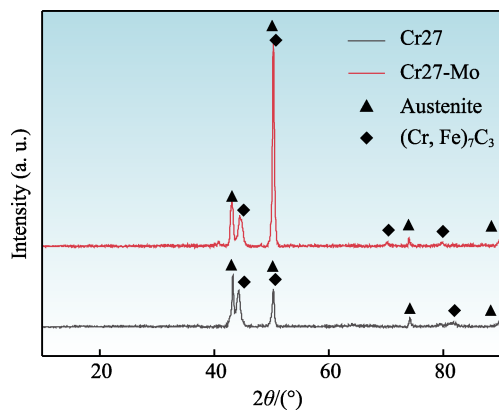


图 5 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层的 XRD 图像
Fig.5 XRD images of Cr27 and Cr27-Mo hardfacing layers

在 Cr27-Mo 堆焊层中, Mo 元素有少量聚集区域;而在 Cr27 堆焊层中,由于过渡层重熔而进入的 Mo 元素分布均匀,由此可推断在 Cr27-Mo 堆焊层中可能有 Mo 元素形成的碳化物。图 7 为 Cr27-Mo 堆焊层 EDS 点扫描结果,可以看出奥氏体树枝晶中 Mo 元素含量很低,在共晶状态碳化物中含量较高,进一步证明在共晶碳化物中存在 Mo 元素形成的碳化物。

图 8 为 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层 EBSD 相分布图,其成分为奥氏体与 M_7C_3 碳化物,以及分散在晶界处的马氏体。对比图 8a~b,明显观察到 Cr27-Mo 堆焊层中奥氏体树枝晶晶粒尺寸更小,共晶碳化物含量更高,分布更均匀。

由图 9 可知, Cr27 堆焊层中奥氏体相含量(体积分数)为 66.5%,而 Cr27-Mo 堆焊层中奥氏体相含量(体积分数)降至 46.8%,相对下降约 29.6%,表明 Mo 元素的加入可显著降低堆焊层中奥氏体相的占比。与此同时, Cr27 堆焊层中 M_7C_3 型碳化物相的含量(体积分数)为 31.6%, Cr27-Mo 堆焊层中该相含量(体积分数)提升至 49.6%,提高约 56.9%,说明 Mo 元素能显著提高 M_7C_3 碳化物相的占比,且同时伴有少量 Mo_2C 碳化物的生成。

Cr27 堆焊层冷却过程中,初生奥氏体枝晶优先析出;随着枝晶的持续生长, C、Cr 等元素被排至枝晶间液相区,进而触发共晶反应,析出共晶奥氏体与 M_7C_3 型碳化物。添加 Mo 元素后,由于 Mo 在初生奥氏体中的固溶度极低,几乎全部富集于残余液相中,促使残余液相更早满足共晶碳化物的析出条件,从而提高共晶组织比例。共晶反应的提前发生还会阻碍初

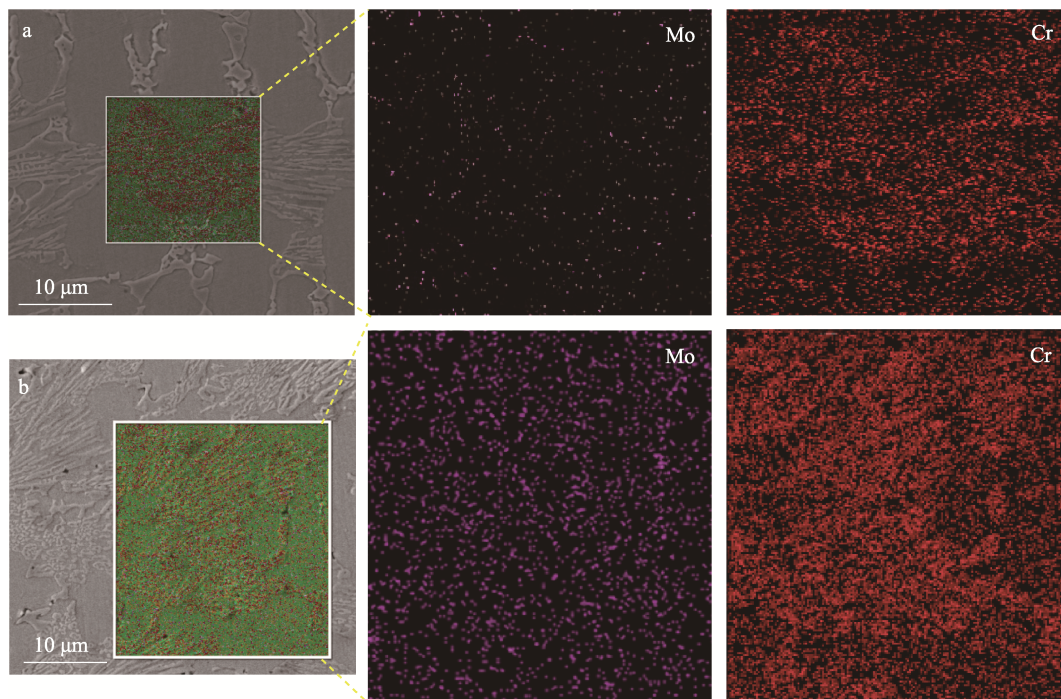


图 6 Cr27 (a) 与 Cr27-Mo (b) 堆焊层的 EDS 面扫描图像和元素分布图
Fig.6 EDS surface scan image and element distribution diagram of Cr27 and Cr27-Mo hardfacing layers

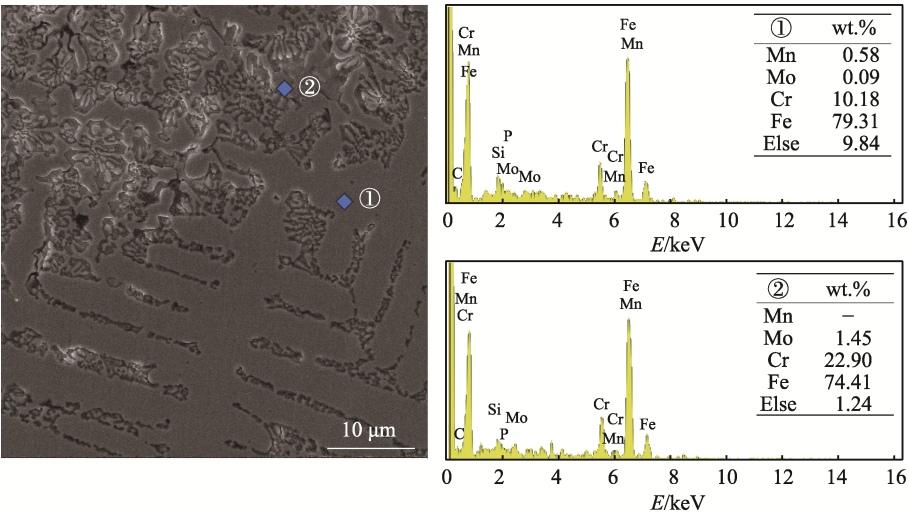


图 7 Cr27-Mo 堆焊层的 EDS 区域与元素含量
Fig.7 EDS area and element content of Cr27-Mo hardfacing layer

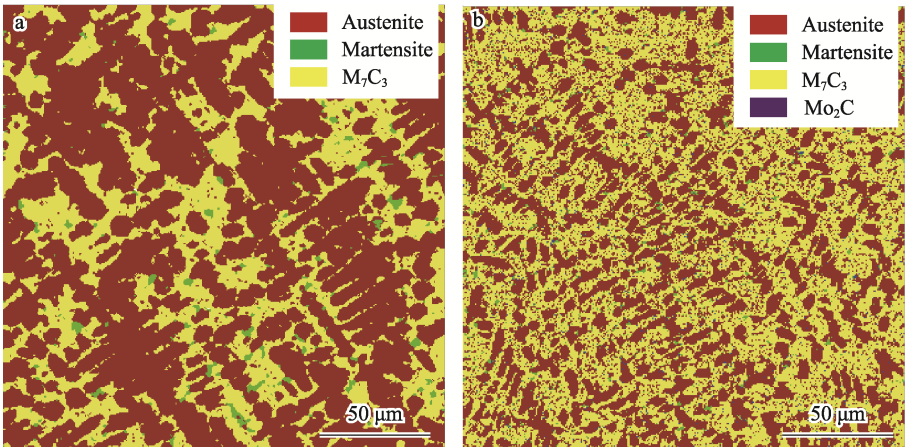


图 8 Cr27 (a) 与 Cr27-Mo (b) 堆焊层的 EBSD 相分布图
Fig.8 EBSD phase distribution map of Cr27 (a) and Cr27-Mo (b) hardfacing layers

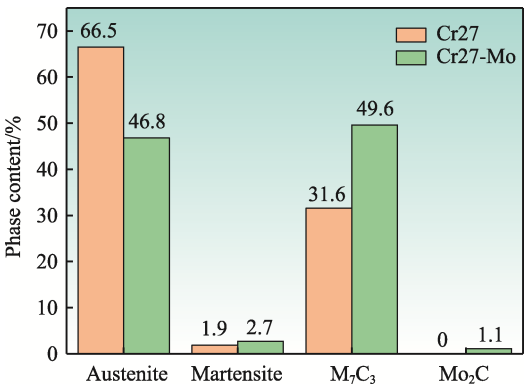


图 9 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层相含量
Fig.9 Phase content of Cr27 and Cr27-Mo hardfacing layers

生奥氏体枝晶的长大, 导致奥氏体尺寸显著减小。此外, Mo 元素可抑制 C 在奥氏体中的扩散速率并降低其固溶度, 使更多的 C 元素参与共晶反应^[25], 同时提升奥氏体组织更稳定^[26]。上述作用共同导致堆焊层

中奥氏体相含量减少、M₇C₃ 碳化物相含量增加。值得注意的是, Mo 作为强碳化物形成元素, 在凝固末期的残余液相中会形成富 Mo 碳化物 Mo₂C, 此类碳化物多分布于共晶团边界及胞状晶界处。

由图 10 可知, Cr27 堆焊层奥氏体平均晶粒尺寸为 9.05 μm, Cr27-Mo 堆焊层奥氏体平均晶粒尺寸为 5.56 μm, 细化约 38.6%; 而 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层中 M₇C₃ 碳化物平均晶粒尺寸分别为 2.88 μm 与 3.13 μm, 说明 Mo 元素添加细化了奥氏体晶粒, 但对 M₇C₃ 碳化物晶粒尺寸的影响不大。进一步结合霍尔-佩奇公式:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k / \sqrt{d} \tag{1}$$

式中, σ_y 是材料的屈服强度; σ_0 是产生位错所需的应力, 也称为摩擦应力; k 是 Hall-Petch 常数, 亚共晶高铬铸铁一般为 1 200 MPa·μm^{1/2}; d 是晶粒的平均直径。根据该公式, 添加 Mo 元素后, 由奥氏体晶粒细化带来的屈服强度提升约为 110.0 MPa。图 11 为

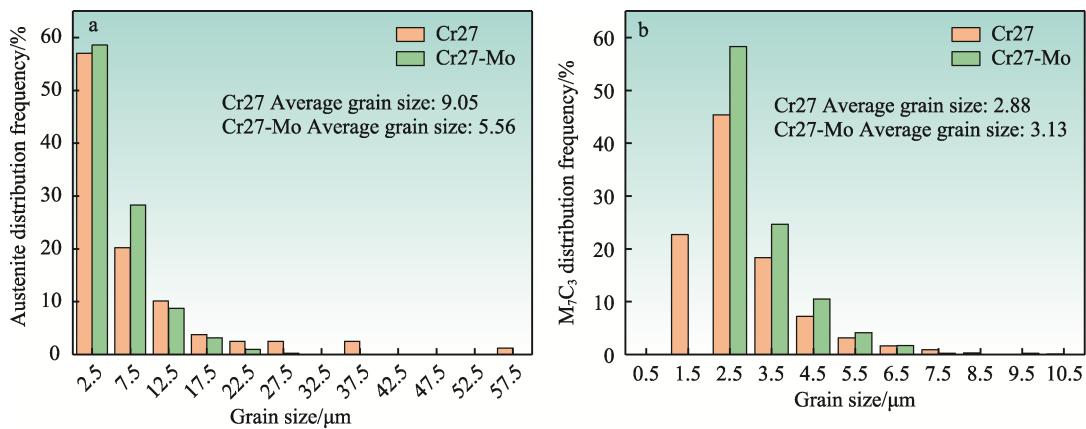


图 10 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层奥氏体 (a) 与 M_7C_3 (b) 的晶粒尺寸分布
Fig.10 Grain size distribution of austenite (a) and M_7C_3 (b) of Cr27 and Cr27-Mo hardfacing layers

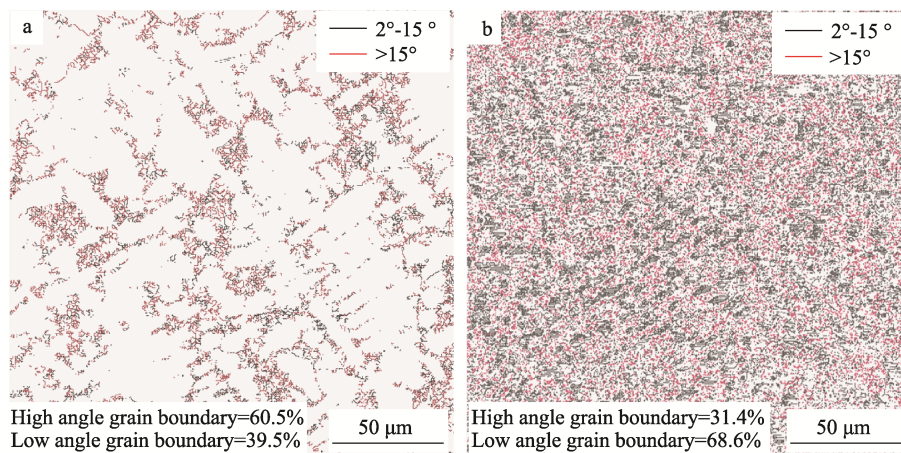


图 11 Cr27 (a) 与 Cr27-Mo (b) 堆焊层的晶界分布图
Fig.11 Grain boundary distribution maps of Cr27 (a) and Cr27-Mo (b) hardfacing layers

Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层晶界分布图。可以看出, Cr27 堆焊层小角度晶界占比 39.5%, 大角度晶界占比 60.5%, 晶界分布稀疏, 晶粒间距大。同时碳化物沿大角度晶界分布, 磨损时易发生晶粒剥落, 加剧磨粒磨损, 降低耐磨性能。Cr27-Mo 堆焊层小角度晶界占比 68.6%, 大角度晶界占比 31.4%, 晶界分布密集, 晶粒间距小, 亚晶结构丰富。小角度晶界密集可提高硬度与强度, 能更有效地阻碍磨损过程中的位错滑移与磨粒切削, 耐磨性能提升。

2.3 力学性能

图 12 呈现了堆焊层表层至基体的硬度分布特征。测试结果表明, Cr27 堆焊层的平均硬度为 690HV, Cr27-Mo 堆焊层则达到 740HV; 过渡区硬度范围为 620~660HV, 基体硬度约 170HV。在相同焊接工艺条件下, Cr27-Mo 堆焊层的平均硬度较 Cr27 提高约 7%。该差异主要源于 Mo 元素的添加, 一方面, Mo 元素通过细化堆焊层晶粒显著增加晶界密度; 另一方面, Mo 元素减少 C 在奥氏体中的固溶度, 提高碳化物含量。上述两方面的协同作用, 最终实现了堆焊层硬度的显著提升。

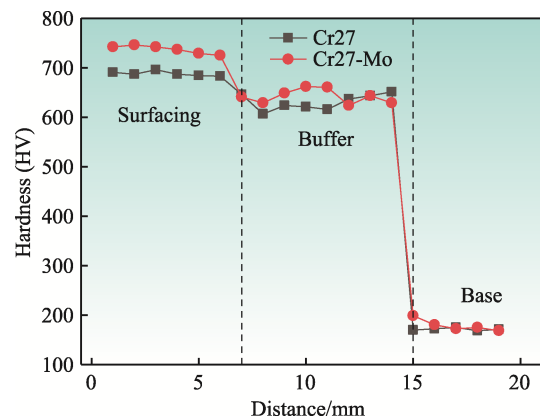


图 12 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层硬度分布
Fig.12 Hardness distribution of Cr27 and Cr27-Mo hardfacing layers

图 13 为 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层磨损 SEM 形貌。从图 13a 可见, Cr27 堆焊层的磨损表面存在显著塑性变形区, 这是黏着磨损的典型表征, 表明该堆焊层发生了黏着磨损; 同时, 表面分布的典型犁沟形貌, 结合图 13b 中残留的细小磨粒, 可进一步判定其同时伴随磨粒磨损。进一步观察图 13b~c 发现, 磨损表面存在平行于滑动方向的细小裂纹, 局部区域已出现明

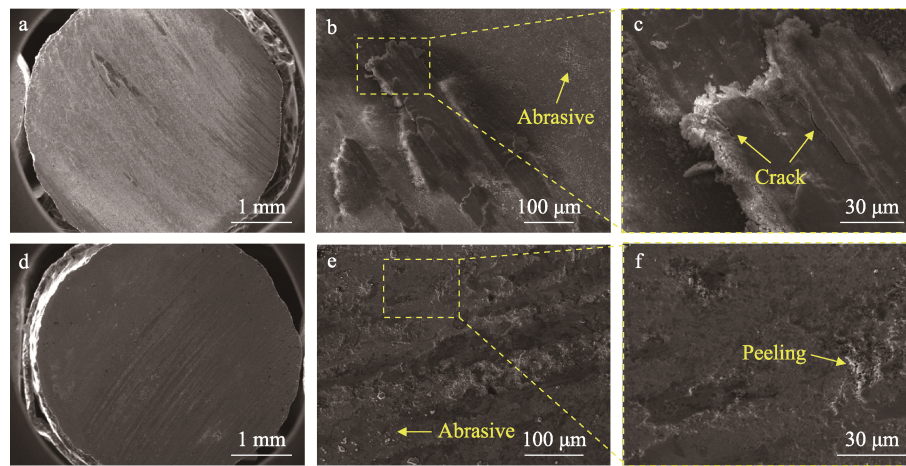


图 13 Cr27 (a, b, c) 与 Cr27-Mo (d, e, f) 堆焊层磨损 SEM 图像
Fig.13 SEM images of Cr27 (a, b, c) and Cr27-Mo (d, e, f) hardfacing layer wear

显片状剥落。该特征源于硬质磨粒压入堆焊层表面后,引发相界面分离,是黏着磨损与磨粒磨损协同作用的放大效应。综合上述特征可确定,Cr27 堆焊层的主要磨损机制为黏着磨损与磨粒磨损的复合作用。对于添加 Mo 元素的 Cr27-Mo 堆焊层,图 13d~f 显示其磨损表面同样存在大量犁沟,且图 13e 中可见明显的残留磨粒,说明磨粒磨损仍是其主要磨损形式之一;同时图 13d~f 中的剥落痕迹,证实黏着磨损在该堆焊层中依然存在。值得注意的是,Cr27-Mo 堆焊层的磨损表面未发现裂纹,这一关键差异表明 Mo 元素的引入使黏着磨损与磨粒磨损未形成协同放大效应。综合分析可知,Mo 元素并未改变高铬铸铁堆焊层“黏着磨损+磨粒磨损”的核心磨损形式,但能有效抑制裂纹萌生及协同磨损效应的产生,从而优化耐磨性能。

图 14 为 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层摩擦系数与时间关系图以及磨损后失重图,其中图 14a 展示了 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层摩擦系数随时间的变化,两者磨合期摩擦系数均处于缓慢上升状态。结合图 14a~b,稳定磨损期的 Cr27 堆焊层摩擦系数较为稳定,平均摩擦系数为 0.645;Cr27-Mo 堆焊层摩擦系数呈现缓

慢波动上升趋势,平均摩擦系数为 0.395。由图 14c 可以看出,Cr27-Mo 堆焊层的平均磨损量均低出 Cr27 堆焊层约 50%,磨损性能较好。这是由于 Cr27 堆焊层在具有高硬度的同时韧性较差,磨粒磨损与黏着磨损的协同作用使表面大量脱落,磨损失重高于 Cr27-Mo 堆焊层。

对于黏着磨损机制,在接触应力作用下,碳化物表面的局部微凸体易发生塑性变形并形成金属黏着点,当摩擦副产生相对运动时,这些黏连区域会因剪切力作用发生撕裂,进而形成剥落坑等典型黏着磨损特征。同时,表面微裂纹的存在会加剧黏着磨损程度,最终导致磨损量增加。对于磨粒磨损机制,滑动摩擦过程中,由于奥氏体基体硬度相对较低,会首先发生塑性变形及磨耗去除,导致硬质相 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 碳化物颗粒逐渐突出于磨损表面并承担主要接触应力。当接触应力超过碳化物的临界强度时,碳化物会发生脆性断裂并形成新生磨粒,这些新生磨粒在后续摩擦中会加剧犁削作用,最终形成典型的犁沟形貌。需特别指出的是,磨粒磨损产生的犁沟底部存在显著应力集中,该应力集中会加速裂纹的萌生与扩展,进一步增大磨损量。

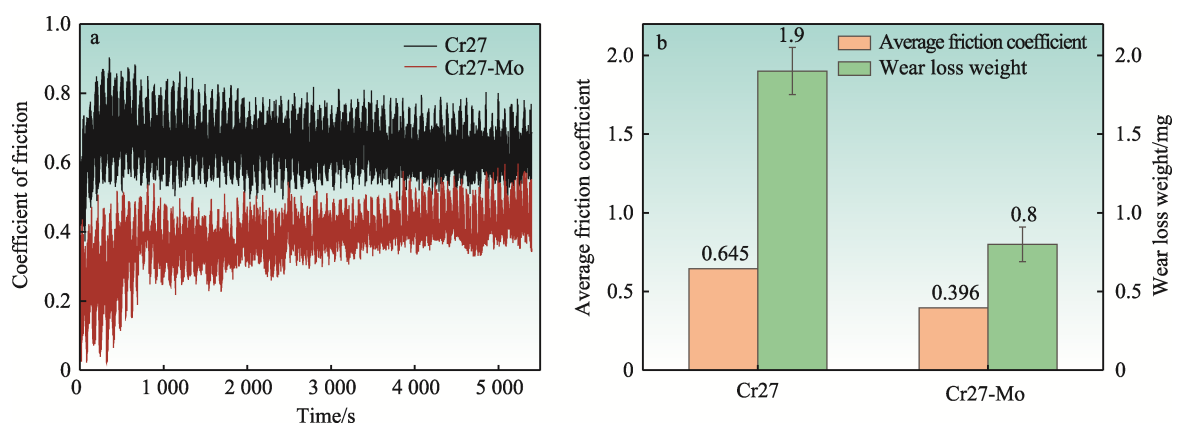


图 14 Cr27 与 Cr27-Mo 堆焊层摩擦曲线 (a) 以及平均摩擦系数和磨损失重 (b)
Fig.14 Friction curves (a) and average coefficient of friction and wear loss (b)
of Cr27 and Cr27-Mo hardfacing layers

碳化物在磨损过程中起到耐磨骨架的作用:一方面可直接与磨粒接触并承担主要载荷,避免软质基体直接暴露于磨粒的切削或压入作用;另一方面当磨粒划过表面时,高硬度碳化物能阻碍磨粒犁削,减小基体犁沟深度,对于尖锐磨粒的压入,碳化物可分散压应力,避免基体局部产生塑性变形或微裂纹,从而降低材料剥落风险。对于黏着磨损的优化,奥氏体晶粒细化后,基体硬度显著提升,接触点的塑性变形阻力随之增大,所以即便发生局部黏结,剪切分离时所需的应力也大幅提高,从而减少了黏结点断裂及材料转移的发生,降低黏着磨损量。

综上,Cr27-Mo堆焊层的优异耐磨性,本质是Mo元素添加使奥氏体晶粒细化与生成更多的碳化物共同作用的结果:不仅增强了基体抗变形能力,更抑制了裂纹扩展,同时阻断了黏着磨损与磨粒磨损的协同放大效应。

3 结论

1) Mo元素的添加使堆焊过程中熔池黏度增加,从而产生更多的焊接飞溅,降低焊道平整度。同时Mo元素添加降低了堆焊层塑性,增加了横向裂纹产生的倾向。

2) Mo元素未改变堆焊层相组成,Cr27与Cr27-Mo堆焊层均由 $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$ 碳化物与奥氏体基体构成;Mo元素使奥氏体晶粒细化约38.6%,奥氏体含量下降约29.6%, M_7C_3 碳化物含量提升约56.9%。

3) Mo元素的添加提高了堆焊层的硬度并显著降低了堆焊层的摩擦系数,使其耐磨损性能得到有效提升。具体表现为Cr27堆焊层的平均摩擦系数0.645降低为Cr27-Mo的0.395,平均磨损量降低约50%。但Mo元素未改变主要磨损形式,2种堆焊层主要磨损形式均为黏着磨损与磨粒磨损。

参考文献:

- [1] WU S Y, WANG D C, TAO X P, et al. Normalizing Temperature Influence on the Microstructure Characteristics, Mechanical and Wear Performance of a Novel High Chromium Cast Iron[J]. Tribology International, 2025, 202: 110327.
- [2] BOCHENEK K, DLOUHY I, WĘGLEWSKI W, et al. Fracture and Wear Behavior of High-Chromium Cast Iron Obtained from Industrial Waste and Reinforced with Alumina Particles[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 37: 1579-1595.
- [3] SHI R K, XU X C, LIU Y Q. Structure Characterization and Failure Mechanisms of High Chromium Cast Iron Grate Bar[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 156: 107849.
- [4] KALANTARIAN R, KIAEYEE N, FARZADI A, et al. Erosion Behavior of Various High Chromium Cast Iron Alloys Exposed to Gas-Blast Stream of Ferric Oxide Particles[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 163: 108520.
- [5] GONG L Q, FU H G, YANG P H, et al. Refinement of Primary Carbides and Improvement of Wear Resistance of Hypereutectic High Chromium Cast Iron after Modification[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 5724-5742.
- [6] WANG C J, HUANG F, HE L, et al. Research and Verification of Cracking Failure Mechanism of High Chromium Cast Iron Impeller Blade under Eco Pickled Surface Conditions[J]. Engineering Failure Analysis, 2025, 182: 110018.
- [7] SHAO W, ZHOU Y F, ZHOU L, et al. Effect of Ti-Doping on Peeling Resistance of Primary M_7C_3 Carbides in Hypereutectic Fe-Cr-C Hardfacing Coating and $\gamma\text{-Fe}/\text{M}_7\text{C}_3$ Interfacial Bonding Strength[J]. Materials & Design, 2021, 211: 110133.
- [8] CHANG C M, CHEN L H, LIN C M, et al. Microstructure and Wear Characteristics of Hypereutectic Fe-Cr-C Cladding with Various Carbon Contents[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 205(2): 245-250.
- [9] FAN C, CHEN M C, CHANG C M, et al. Microstructure Change Caused by $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ Carbides in High Chromium Fe-Cr-C Hardfacing Alloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(3/4): 908-912.
- [10] ADACHI Y, HAKATA K, TSUZAKI K. Crystallographic Analysis of Grain Boundary BCC-Precipitates in a Ni-Cr Alloy by FESEM/EBSD and TEM/Kikuchi Line Methods[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 412(1/2): 252-263.
- [11] NEVILLE A, REZA F, CHIOVELLI S, et al. Characterization and Corrosion Behavior of High-Chromium White Cast Irons[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(8): 2339-2347.
- [12] WANG X H, HAN F, LIU X M, et al. Microstructure and Wear Properties of the Fe-Ti-V-Mo-C Hardfacing Alloy[J]. Wear, 2008, 265(5/6): 583-589.
- [13] MATSUBARA Y, SASAGURI N, SHIMIZU K, et al. Solidification and Abrasion Wear of White Cast Irons Alloyed with 20% Carbide Forming Elements[J]. Wear, 2001, 250: 502-510.
- [14] WANG X H, HAN F, QU S Y, et al. Microstructure of the Fe-Based Hardfacing Layers Reinforced by TiC-VC- Mo_2C Particles[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(8): 1502-1509.
- [15] WANG X H, HAN F, LIU X M, et al. Effect of Molybdenum on the Microstructure and Wear Resistance of Fe-Based Hardfacing Coatings[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 489(1/2): 193-200.

(下转第152页)

- cal Attrition Treatment (SMAT)[J]. *Nano Materials Science*, 2020, 2(1): 3-31.
- [32] SAMIH Y, BEAUSIR B, BOLLE B, et al. In-Depth Quantitative Analysis of the Microstructures Produced by Surface Mechanical Attrition Treatment (SMAT)[J]. *Materials Characterization*, 2013, 83: 129-138.
- [33] SINGH S, PANDEY K K, BOSE S K, et al. Role of Surface Nanocrystallization on Corrosion Properties of Low Carbon Steel during Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 396: 125964.
- [34] LALEH M, KARGAR F. Effect of Surface Nanocrystallization on the Microstructural and Corrosion Characteristics of AZ91D Magnesium Alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(37): 9150-9156.
- [35] ARIFVIAN TO B, SUYITNO, MAHARDIKA M, et al. Effect of Surface Mechanical Attrition Treatment (SMAT) on Microhardness, Surface Roughness and Wettability of AISI 316L[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2011, 125(3): 418-426.
- [36] ZHANG Y M, PROUST G, RETRAINT D, et al. Predicting Mechanical Properties of 316L Stainless Steel Subjected to SMAT: A Sequential DEM-FEM Investigation[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2021, 193: 106173.
- [37] HUANG R, SUO W R, WANG Y X, et al. Enhancing Wear Resistance, Anti-Corrosion Property and Surface Bioactivity of a Beta-Titanium Alloy by Adopting Surface Mechanical Attrition Treatment Followed by Phosphorus Ion Implantation[J]. *Applied Surface Science*, 2024, 671: 160766.
- [38] BALUSAMY T, SANKARA NARAYANAN T S N, RAVICHANDRAN K, et al. Influence of Surface Mechanical Attrition Treatment (SMAT) on the Corrosion Behaviour of AISI 304 Stainless Steel[J]. *Corrosion Science*, 2013, 74: 332-344.
- [39] 张俊宝, 王爱香, 梁永立. 表面机械研磨纳米化 GCr15 钢摩擦磨损性能研究[J]. *宝钢技术*, 2011(2): 27-31.
ZHANG J B, WANG A X, LIANG Y L. Study on the Friction and Wear Properties of the Surface Nano-Crystallized GCr15 Steel Induced by the Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. *Bao-Steel Technology*, 2011(2): 27-31.
- [40] 俞燕明, 饶锡新, 刘勇, 等. 有色金属及合金表面机械研磨处理的研究进展[J]. *热加工工艺*, 2016, 45(6): 36-41.
YU Y M, RAO X X, LIU Y, et al. Research Progress on Surface Mechanical Attrition Treatment of Non-Ferrous Metals and Alloys[J]. *Hot Working Technology*, 2016, 45(6): 36-41.
- (上接第 128 页)
- [16] SCANDIAN C, BOHER C, DE MELLO J D B, et al. Effect of Molybdenum and Chromium Contents in Sliding Wear of High-Chromium White Cast Iron: The Relationship between Microstructure and Wear[J]. *Wear*, 2009, 267(1/2/3/4): 401-408.
- [17] IMURAI S, THANACHAYANONT C, PEARCE J T H, et al. Effects of Mo on Microstructure of As-Cast 28wt.%Cr-2.6wt.%C-(0-10)wt.% Mo Irons[J]. *Materials Characterization*, 2014, 90: 99-112.
- [18] FILIPOVIC M, KAMBEROVIC Z, KORAC M, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Cr-C-Nb White Cast Irons[J]. *Materials & Design*, 2013, 47: 41-48.
- [19] BOUHAMLA K, HADJI A, MAOUCHE H, et al. Effect of Manganese and Molybdenum on the Microstructure, the Shape of Secondary Precipitation, and the Wear Behavior of a High Chromium Cast Iron[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2024, 18(2): 1062-1074.
- [20] RUANGCHAI K, TONGSRI R, PEARCE J T H, et al. Erosion-Corrosion Behavior of As-Cast and Destabilized High Chromium Cast Irons with Mo and W Addition[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2024, 55(8): 2644-2660.
- [21] JILLEH A, KISHORE BABU N, THOTA V, et al. Microstructural and Wear Investigation of High Chromium White Cast Iron Hardfacing Alloys Deposited on Carbon Steel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 857: 157472.
- [22] 钟世杰, 魏昕, 龚郡, 等. 中厚板低碳钢激光深熔焊接气孔形成特征研究[J]. *应用激光*, 2021, 41(4): 697-703.
ZHONG S J, WEI X, GONG J, et al. Research on Porosity Formation of Medium Thick Plate of Mild Steel in Laser Deep Penetration Welding[J]. *Applied Laser*, 2021, 41(4): 697-703.
- [23] 吕仁杰, 裴伟. 高锰钢研究进展和展望[J]. *冶金设备*, 2019(4): 57-61.
LYU R J, PEI W. Research Progress and Prospect of High Manganese Steel[J]. *Metallurgical Equipment*, 2019(4): 57-61.
- [24] JILLEH A, BABU N K, THOTA V, et al. Microstructural and Mechanical Properties Investigation of TiC Reinforced Hardface Alloy Deposited on Mild Steel Substrate[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2013, 66(4): 433-436.
- [25] 皮自强, 杜开平, 郑兆然, 等. 钼含量对铁基激光熔覆层组织和性能的影响[J]. *热喷涂技术*, 2021, 13(1): 85-90.
PI Z Q, DU K P, ZHENG Z R, et al. Effect of Mo Content on the Structure and Properties of Fe-Based Laser Cladding Layers[J]. *Thermal Spray Technology*, 2021, 13(1): 85-90.
- [26] KLEYKAMP H. Thermodynamic Studies on Chromium Carbides by the Electromotive Force (EMF) Method[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2001, 321(1): 138-145.