

铁基耐磨堆焊复合涂层组织调控与强韧化研究进展

仇子旭, 张怀远, 李昊岭

(佳木斯大学材料科学与工程学院, 黑龙江佳木斯 154007)

摘要: 铁基耐磨堆焊复合涂层是提升机械零件服役寿命的重要表面技术, 但其长期面临高耐磨性与强韧性难以兼得的矛盾。本文系统综述了该涂层在界面调控与强韧化方面的最新研究进展。首先, 分析了涂层的主要局限性及失效机制, 指出脆性硬质相引发的裂纹敏感性、界面稀释导致的组织梯度、强化相过量引发的性能逆转以及复杂磨损工况下的亚表面失稳是其核心瓶颈。其次, 按Fe-Cr系、Fe-Mn系和Fe-Cr-Ni系对铁基耐磨堆焊合金进行了分类评述, 阐述了各系合金的组织特征与强韧化机理。在此基础上, 重点梳理了合金成分优化设计、复合工艺及多场耦合技术对铁基耐磨合金强韧化改性的机制。最后指出, 实现硬质相-基体-界面三者承载匹配的协同设计是未来发展的重要方向。

关键词: 铁基堆焊涂层; 耐磨性; 强韧化; 复合工艺; 硬质相; 失效机制

中图分类号: TG455; TH117.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 07-0703-11

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0091

Research Progress on Microstructure Regulation and Strengthening-Toughening of Iron-Based Wear-Resistant Hardfacing Composite Coatings

QIU Zi-xu, ZHANG Huai-yuan, LI Hao-ling

(School of Materials Science and Engineering, Jiamusi University, Jiamusi 154007, Heilongjiang, China)

Abstract: Iron-based wear-resistant hardfacing composite coating is an important surface technology to improve the service life of mechanical parts, but it faces the contradiction between high wear resistance and strong toughness for a long time. This paper systematically reviews the latest research progress of the coating in interface regulation and strengthening and toughening. Firstly, the main limitations and failure mechanisms of the coating are analyzed. It is pointed out that the crack sensitivity induced by brittle hard phase, the microstructure gradient caused by interface dilution, the performance reversal caused by excessive strengthening phase and the subsurface instability under complex wear conditions are the core bottlenecks. Secondly, the iron-based wear-resistant hardfacing alloys are classified and reviewed according to Fe-Cr, Fe-Mn and Fe-Cr-Ni systems, and the microstructure characteristics and the strengthening as well as toughening mechanism of each system are expounded. On this basis, the mechanisms of strengthening and toughening modification in the iron-based wear-resistant alloys via the alloy composition optimization design, the composite process and the multi-field coupling technology are emphatically reviewed. Finally, it is pointed out that the collaborative design of hard phase-matrix-interface is an important direction for future development.

Key words: iron-based hardfacing coating; wear resistance; strengthening and toughening; composite process; hard phase; failure mechanism

由磨损造成的材料表面失效是矿山、冶金、电力及工程机械等领域零部件面临的主要问题之一^[1]。在众多表面工程技术中, 堆焊通过在基体表面熔覆一层具有优异耐磨性能的合金, 显著延长了机械零件的服役寿命。堆焊涂层可分为铁基、镍基和钴基三大类, 其中铁基耐磨堆焊合金因成分变化范围宽、易性能调

控及成本低廉等优势, 得到了广泛关注和应用。据统计, 在各种磨损类型中, 磨料磨损占比最大。发展高性能、长寿命的铁基耐磨堆焊涂层, 对降低因磨损造成的巨大经济损失, 推动资源节约型社会的建设具有重要意义^[2-3]。

铁基耐磨堆焊复合涂层的耐磨性主要取决于其微

基金项目: 2025 年大学生创新创业训练计划项目省级一般项目 (s202510222159)。

收稿日期: 2026-04-28 收到初稿, 2026-05-19 收到修订稿。

作者简介: 仇子旭 (2005-), 男, 学士, 研究方向为耐磨材料制备与性能优化。E-mail: q2180288473@qq.com

引用格式: 仇子旭, 张怀远, 李昊岭. 铁基耐磨堆焊复合涂层组织调控与强韧化研究进展 [J]. 铸造, 2026, 75 (7): 703-713.

Qiu Zixu, Zhang Huaiyuan, Li Haoling. Research progress on microstructure regulation and strengthening-toughening of iron-based wear-resistant hardfacing composite coatings [J]. Foundry, 2026, 75 (7): 703-713.

观结构,尤其是硬质强化相的类型、尺寸、形态和分布。为获得优异耐磨性,通常需要在堆焊合金中引入碳化物、硼化物等高硬度强化相。研究表明,初生相的形态与取向、多元合金的协同强化、硬质相的弥散分布以及与基体组织良好的强韧性匹配是获得优异耐磨效果的关键^[4]。近年来,类高熵硬质相复合强化、原位自生陶瓷颗粒增强等新思路,进一步拓展了铁基堆焊涂层的性能提升空间。然而,耐磨性的提升往往依赖大量硬质强化相的加入,这会导致涂层脆性增大、抗裂能力下降,进而引发硬质相脱落,甚至使涂层在服役过程中过早失效^[5-6]。因此,铁基耐磨堆焊合金强韧性匹配难题成为限制其发展的主要瓶颈。

围绕这一问题,国内外学者开展了大量研究工作,从多个维度探索铁基堆焊涂层的组织调控与强化策略。在合金成分设计方面,通过调整Cr、Mo、V、W等合金元素的含量来改变基体组织类型和硬质相的形态与分布,已在Fe-Cr-C、Fe-Cr-B-C等多个体系中取得了显著进展^[7-8]。在工艺优化方面,通过改善堆焊参数以及引入复合工艺和辅助能量场等,可以改变熔池流动和凝固行为,进而细化组织、控制硬质相形态。

基于上述背景,本文围绕铁基耐磨堆焊复合涂层的界面调控与强韧化问题,对涂层失效机制、应用分类及复合强韧化机理开展了系统综述,重点梳理组织调控与强韧化工艺的研究进展,并展望了未来可能的发展方向,以期为高性能铁基耐磨堆焊涂层的设计与制备提供理论参考。

1 铁基耐磨堆焊涂层的局限性及失效机制

1.1 铁基耐磨堆焊涂层的局限性

尽管铁基堆焊复合涂层能够原位生成碳化物、硼化物或碳氮化物,进而显著提高表面硬度和耐磨性,但从现有研究看,其局限性除硬度不足外,更多地体现为高硬度组织与界面稳定性、断裂韧性、工艺适应性及复杂服役可靠性之间尚未实现稳定统一。

脆性硬质相诱发的裂纹敏感性仍是铁基堆焊复合涂层面临的主要问题。高硼铁基堆焊层虽能够形成 Fe_2B 、 M_2B 和 $\text{M}_3(\text{B}, \text{C})$ 等高硬度相,但粗大初生硬质相本身脆性高,容易在快速焊接热循环与残余拉应力共同作用下形成贯穿性显微裂纹。如图1^[9]所示,块状 Fe_2B 内部出现大量垂直并贯穿该相的显微裂纹,这说明板条/层片脆性相与焊接应力场之间缺乏协调。这种由组织脆化引发的开裂,在工程服役中会被进一步放大^[9]。此外,铁基堆焊层裂纹不仅可沿宽度和厚度方

向扩展,堆焊层内部也普遍存在较大的周向残余拉应力,这类裂纹还表现出明显延迟性,零件在制造、检验合格后,仍可能在后续装配和长期服役中面临失效风险^[10]。这说明铁基堆焊复合涂层的局限并非单次检测能完全识别的,其失效具有明显的后效性和隐蔽性。

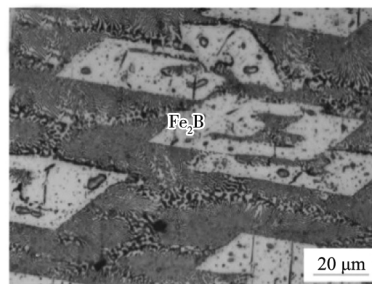


图1 Fe-B-C系耐磨合金堆焊层金相图

Fig. 1 Metallographic diagram of hardfacing layer of a Fe-B-C based wear-resistant alloy

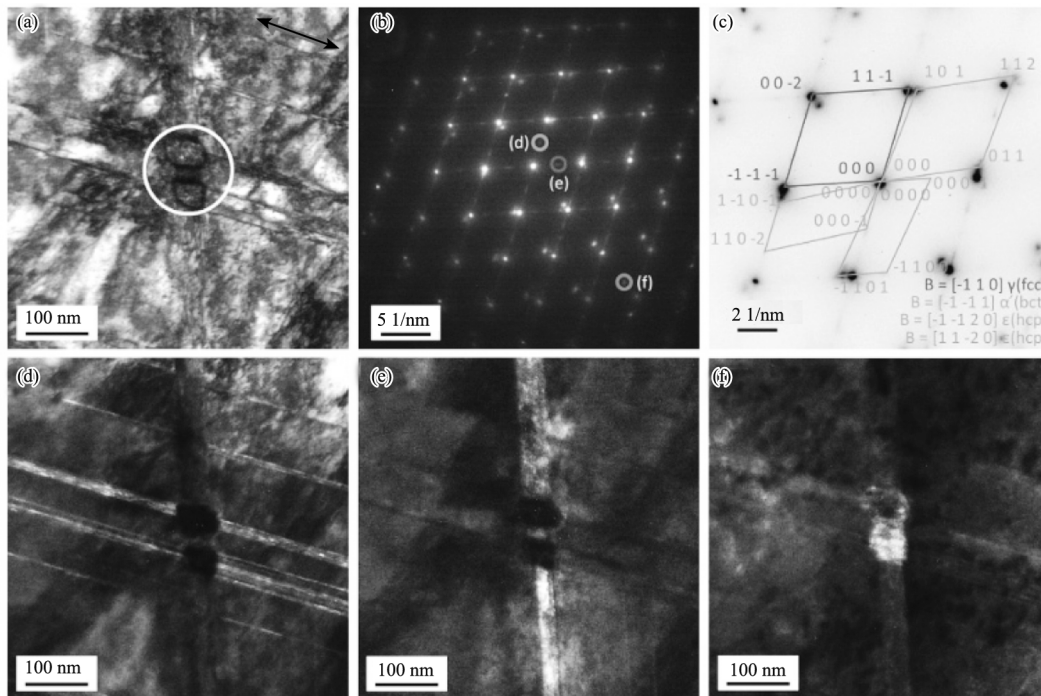
界面与稀释问题使得堆焊复合涂层在全厚度范围内组织和性能难以保持一致。堆焊过程中基体熔化不可避免,合金元素在熔合线附近发生明显稀释,继而引起组织梯度、硬度突降和界面结合不均匀。Kishore等^[11]指出,硬面层从表面到界面均存在显著的组织梯度,且在硬面层/基体界面处出现明显的硬度下降,这本质上就是稀释效应的直接结果。类似地,Ma等^[12]研究表明,若无缓冲层,熔合区附近Cr、Ni等关键元素会发生突变;加入缓冲层后,堆焊层成分过渡明显平缓,界面结合和耐蚀性随之改善。这反证出当前铁基复合堆焊层仍高度依赖工艺补偿来修正界面失配,成分设计正确并不等同于界面性能可靠。

强化相的增强作用具有明显的局限性,超量强化常常适得其反,这是铁基堆焊复合涂层设计中最典型的局限。诸多研究显示,强化相不是越多越好,而是只有在尺寸、分布和含量等与基体达到合理匹配关系时,才有利于耐磨性提高。白云朋等^[13]研究表明,当V质量分数为8%时,V(C,N)颗粒、共晶硬质相与马氏体/残余奥氏体基体之间达到较好匹配,磨损量最低;继续增加V,V(C,N)颗粒会聚集长大,界面结合力下降,耐磨性反而恶化。刘治宇等^[5]指出,在Fe-Cr-C-B体系中,原有共晶硬质相过多时容易在磨损过程中成块脱落,Y的加入能改善这种倾向,但未消除这一内在弱点,其本质仍是硬质相与基体匹配问题。在 B_4C 强化体系中也存在类似现象,适量B有利于细化硼碳化物共晶,但过量时聚集的硼碳化物会损害耐磨性^[14]。这说明目前仍缺少对铁基堆焊复合涂层中强化相上限的精确控制能力。

另外,服役磨损机制的复杂性也使得铁基堆焊复合涂层的实验室高硬度优势,难以直接等价为长期服

役优势。一方面,硬度与耐磨性并非简单线性关系。Kishore等^[11]指出,高硬度并不一定带来高耐磨性,过高的硬度可能导致脆化,反而削弱实际磨损抗力。另一方面,在冲击磨蚀或滑动接触条件下,失效形式不再只是表面磨粒切削,而会发展为颗粒开裂、亚表面塑性累积、分层剥落乃至黏着磨损。Rojacz等^[15]研究显示,过共晶Fe-Cr-C材料因粗大初生碳化物开裂和局部崩落,在长期服役中尺寸稳定性较差,粗大硬质相虽

然能短期降低磨损量,却难以维持长期边缘稳定性。Carrington等^[16]的研究进一步表明,多相Fe基硬面层在滑动接触下会经历亚表面纳米晶化、金属条带挤出和延性剪切裂纹形成,如图2所示,材料的去除发生在亚表面高应变累积之后,而不是简单地由表面硬质相承载决定。以上研究说明,当前铁基堆焊复合涂层对复杂摩擦学退化过程的适应能力仍然有限,其服役失效具有从组织强化向亚表面失稳转变的特征。



(a) 接触面下方60 μm 处的BF-TEM图像; (b-c) 图(a)中白色圆圈标记处的衍射图; (d-f) 图(b)中对应区域的DF-TEM图像

图2 接触表面下方约60 μm 处摩擦诱导纳米结构的TEM图像

Fig. 2 TEM images of the friction-induced nanostructures at a depth of about 60 μm below the contact surface

1.2 铁基耐磨堆焊涂层的失效机制

铁基堆焊耐磨复合涂层在强冲击、重载荷、摩擦磨损及冷热交变等复杂工况下服役时,其失效通常是组织演化、界面损伤与外场作用共同耦合的结果。对于这类复合涂层,较高的硬度和耐磨性虽然能够延缓材料表层的耗损,但服役稳定性未必同步提升。当硬质相、基体与界面之间的力学匹配失衡,或残余应力、热应力及环境介质持续作用时,涂层内部容易出现裂纹萌生、扩展及局部剥落,最终导致整体失效。因此,系统梳理铁基堆焊复合涂层的失效机制,不仅有助于揭示磨损、开裂、氧化和脱层等典型失效行为的内在联系,也为后续开展界面调控、组织优化与强化设计提供了重要理论依据。

如上所述,铁基堆焊复合涂层失效是在复杂服役场中由多种损伤机制耦合推动的渐进失稳过程。对于轧辊、阀门密封面、钻杆接头及耐磨工模具等典型

部件,循环接触应力、瞬时冲击、冷热交变、摩擦挤压以及氧化腐蚀往往同时存在,涂层最终虽表现为磨损、裂纹、剥落甚至断裂,但其本质更接近于表层耗损-亚表层损伤积累-裂纹萌生扩展-局部剥落失稳的链式演化。轧辊磨损失效的有关研究表明,辊面磨损、疲劳裂纹和剥落通常共同出现,其中疲劳磨损、粘着磨损、磨粒磨损及氧化腐蚀相互叠加,构成了铁基表面失效的基本背景^[17]。对于铁基堆焊复合涂层,需要探究的是不同损伤过程在组织和界面层的交互强化问题。

从磨损起始机制看,铁基复合堆焊层最关键的矛盾是硬质相-基体-界面三者承载匹配失衡。Wang等^[18]研究表明,无Mo或Mo含量偏低时,基体强度不足会导致明显的选择性磨损,进而在碳化物/基体界面形成空洞,并诱发碳化物脱落。当Fe-Mo控制在3%~4%范围内时,Mo₂C析出与Mo固溶强化可同时提高基体硬度

和界面润湿性,使磨损由局部失稳转向较均匀的协同去除,适量Mo能够使试样磨痕更平整、碳化物脱落更少。Vidyarthy等^[19]也得到相近结论,V、Cr、Nb、Ti等形成的多元碳化物与细小晶粒可使涂层硬度提升至HV846.5,磨损表面主要表现为微犁削。相比之下,基体表面则同时存在微犁削、楔入和微切削三种去除方式。这表明,铁基堆焊层的早期失效往往起始于基体对硬质相支撑不足,而不是硬质相本身不耐磨。当基体强韧性、碳化物尺寸与界面结合强度实现同步优化时,高硬度才能真正转化为稳定耐磨性。

对硬质相体积分数高的复合堆焊层而言,硬质相增多并不必然带来更高的服役稳定性,失效常常首先发生在硬质相本身及其邻近区域。Badisch等^[20]指出,粗大Fe-Cr-C初生碳化物在高温冲击磨粒磨损条件下容易发生断裂和拔出,而且随着温度升高和基体软化,这种失效会进一步加剧,粗大碳化物增强体系在室温下尚可依靠高硬度维持较低磨损,但在600℃左右会迅速进入硬质相被破坏-界面脱粘-颗粒剥落的链式失稳阶段。刘承杰等^[21]对铸造WC铁基复合堆焊层的研究进一步表明,当WC比例过大或填充方式不合理时,磨损过程中会出现异常失重,即硬质颗粒在冲击磨粒作用下提前剥落,合理的颗粒比例及后续热处理可明显降低这一失稳倾向。Prysyazhnyuk等^[22]也从反面证明了这一点,Wc基硬面材料虽然耐磨性高,但粗大WC颗粒会像微切削刃一样加剧对配套套管的损伤,而高铬铁基硬面层则因存在粗碳化物组织和抗冲击性不足,同样面临服役稳定性问题。因此,对于铁基复合堆焊层,

失效通常不是整体脱落,而是颗粒先失稳、组织后失效,很多复合体系的剥落失效始于粗大脆性硬质相的破碎与拔出。

2 铁基耐磨堆焊涂层分类

铁基耐磨堆焊合金具有成本低、种类多、性能变化范围广等优势,被广泛应用于矿山机械、金属冶炼以及石油化工等承受高磨损、高冲击和高温腐蚀的恶劣工况。针对不同服役环境,多种系列的铁基耐磨堆焊合金被研发出来,主要包括Fe-Cr系、Fe-Mn系以及Fe-Cr-Ni系等。

2.1 Fe-Cr系耐磨堆焊合金

Fe-Cr系耐磨堆焊合金是一种重要的耐低应力磨粒磨损合金,包括Fe-Cr-C系、Fe-Cr-B系和Fe-Cr-B-C系,具有硬度高、综合性能好及价格低等优势,广泛应用于重工业领域^[23]。

Fe-Cr-C系耐磨堆焊合金主要由初生 M_7C_3 、马氏体、残余奥氏体和共晶碳化物组成,初生 M_7C_3 硬质相主要在过共晶Fe-Cr-C中析出,其数量、尺寸及分布会影响堆焊层的硬度和韧性^[24]。研究表明,当Fe-Cr-C合金体系中Cr、C质量比高于2.7时,会形成具有六方结构的 M_7C_3 ,其显微硬度通常可达HV1 300~1 600,且初生相的体积分数随着Cr、Fe质量比的增加而增加,如图3所示^[25]。然而,Fe-Cr-C系合金耐磨性与 M_7C_3 含量并非完全正相关。在低应力磨损条件下, M_7C_3 体积分数的增加可以显著改善合金耐磨性^[26]。随着碳化物的持续

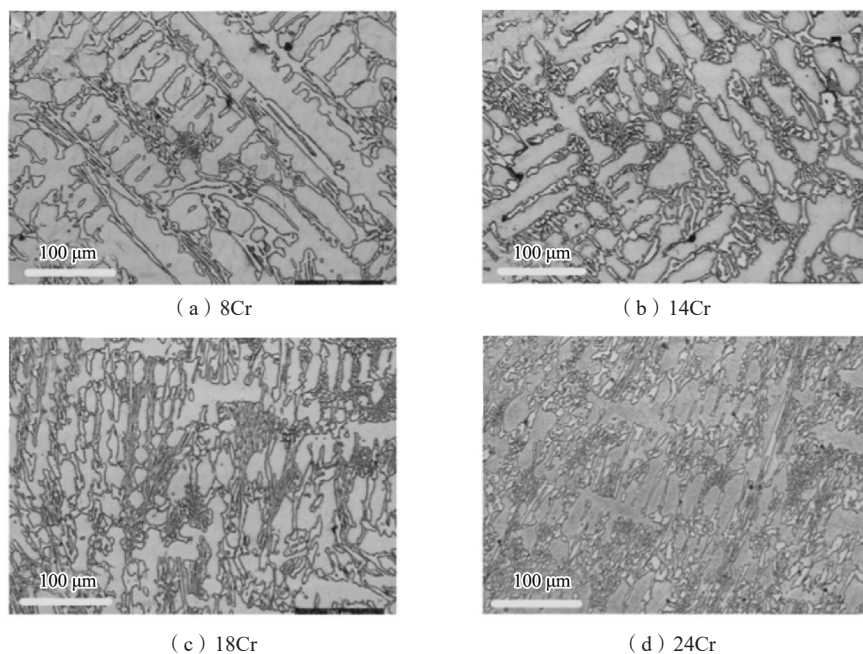


图3 不同Cr含量合金的显微组织

Fig. 3 Microstructures of the alloys with different Cr contents

增加,合金共晶区凝固范围被压缩,枝晶的比例和间距减小,在基体磨损量较大时,碳化物因失去支撑发生剥落和断裂,从而降低了耐磨性能。此外,通过控制碳化物的择优生长取向以及细化碳化物等方式控制碳化物的形态,可以显著降低脆性剥落倾向^[27]。

Fe-Cr-B系耐磨堆焊合金具有高显微硬度、高耐磨性、较好的高温稳定性和高温抗氧化性以及优异的抗辐射性,且取材便宜,是性价比较高的耐磨材料之一^[28]。Fe-Cr-B系合金中,B在Fe中的溶解度较小,倾向于形成Fe₂B和FeB硬质硼化物,显微硬度高达HV2 000,有利于改善合金的耐磨性。

相较于Fe-Cr-C系和Fe-Cr-B系耐磨堆焊合金,Fe-Cr-B-C合金具有较高的经济效益和优异的耐磨性,其易加工成形,适于制造尺寸精度较高的耐磨零件^[29]。此外,Fe-Cr-B-C合金经成分优化后强韧性更加优异,能够简化后处理工艺,从而降低生产成本。Fe-Cr-B-C合金的强韧化机制主要源于(Fe,Cr)₂B、(Fe,Cr)₃(B,C)等析出相的多重强化作用,这些析出相能够形成三维网状分布的耐磨骨架,有效阻碍磨料切削;硬质相极高的显微硬度(约为HV2 100),能够有效抵抗微犁沟磨损;Cr元素的固溶强化作用,可使合金硬度显著提升至HRC54~60。然而,合金韧性受硼化物形态和分布的制约,团簇状及粗大棒状硼化物会成为裂纹萌生源,显著降低合金的冲击韧性。同时,连续网状分布的共晶硼化物加速了裂纹扩展,亦不利于合金韧性的提高。

2.2 Fe-Mn系耐磨堆焊合金

Fe-Mn系耐磨堆焊合金中Mn作为奥氏体稳定化元素,能够扩大 γ -Fe相区并抑制 γ -Fe $\rightarrow$ α -Fe相转变,促进具有良好韧性的奥氏体或奥氏体/马氏体复合基体的形成。此外,Mn作为硼化物形成元素,可以在合金中形成MnB和Mn₂B等多种硼化物^[30],从而使硬度和韧性实现良好平衡^[31]。同时,该合金体系兼具堆焊态硬度适中、无需后续热处理的工艺便捷性,以及以廉价Mn、Cr为主要合金元素的显著成本优势,在矿山、水泥、冶金等承受剧烈冲击与磨粒磨损的零部件修复与再制造领域具有极高的工程应用价值。

相较于其他合金体系,Fe-Mn系耐磨堆焊合金在冲击载荷作用下具有优异的加工硬化能力,奥氏体组织能够通过应力诱发马氏体相变和位错增殖,显著提高堆焊层的表面硬度。Mn含量的增加可有效促进 γ -Fe的形成,改善堆焊合金的抗裂性与成形性能,Mn含量过高则会导致基体硬度有所下降。

相关研究表明,Mn元素添加不会改变合金相组成

和基本微观结构,但对合金的断裂韧性有显著影响^[32]。这是由于Mn原子倾向于富集在M₂B相中并取代部分Fe原子,从而改变周围B原子的电子结构,增强B-B键的强度,弱化原始Fe₂B中沿[002]方向的键链,提高晶格韧性。Jian等^[33]在Fe-B-C耐磨合金中引入不同含量的Mn元素,研究了合金性能变化及三体磨粒磨损机制。结果表明,适量添加Mn后,Mn可以进入M₂B晶格替代铁原子,从而引起晶格畸变,显著提高M₂B的断裂韧性,使之在受到磨粒反复冲击、滚动和切削时不易发生开裂和剥落。同时,韧性更高的M₂B能够更好地保护基体,抑制扰动层和疲劳剥落的形成,从而降低材料损失。

Yun等^[34]进一步研究了Fe-Mn合金体系中Mn对应变诱导马氏体相变及其滑动磨损抗性的影响。随着Mn元素增加,从低锰(5wt.%)时的 $\gamma\rightarrow\alpha'$ 型马氏体相变,逐渐过渡到中锰(10wt.%)时的 $\gamma\rightarrow\epsilon+\alpha'$ 混合型相变,再到高锰(20wt.%)时的 $\gamma\rightarrow\epsilon$ 型相变,其中低锰含量下合金表现出最优的滑动磨损性能。这是由于 α' 马氏体具有比 ϵ 马氏体更高的硬度,在实际接触过程中高硬度 α' 马氏体能够有效抑制磨损表面“扰动层”的形成与扩展。在 $\gamma\rightarrow\alpha'$ 型合金中,扰动层细小且稳定,不易剥落,从而减少了材料因粘着磨损导致的损失。而在 $\gamma\rightarrow\epsilon$ 型合金中,形成的 ϵ 马氏体扰动层粗大且呈脆性,容易在滑动过程中反复剥落并重新形成,导致持续的质量损失。

2.3 Fe-Cr-Ni系耐磨合金

Fe-Cr-Ni系合金因具有成本优势,且奥氏体稳定能力及成分可调性较强,逐渐成为耐磨复合涂层研究中的重要体系。围绕该体系,现有研究已不再局限于基础耐磨性能提升,而是进一步聚焦于通过合金元素协同添加调控基体相组成、共晶/析出强化相形貌及界面结合状态,以实现涂层硬度、韧性、耐蚀性与服役稳定性的综合优化。Fe-Cr-Ni合金中较高的Ni含量有利于提高熔覆层的高温润湿性,并扩展其修复与表面强化应用范围,这说明Fe-Cr-Ni体系的核心优势并不是简单替代,而是通过奥氏体稳定化实现低成本与可设计组织的兼顾^[35]。

从基体组织特征来看,Fe-Cr-Ni系涂层的一个重要优势在于其能够形成以奥氏体为主、辅以少量铁素体或共晶硬质相的复相组织,从而避免单一高硬质相体系常见的脆裂敏感性。Zhou等^[36]在T10钢表面制备了Fe-Cr-Ni涂层,该涂层主要由奥氏体和少量共晶铁素体组成,凝固模式为AF型。Ni在晶内富集、Cr在晶界富集,意味着Ni更倾向于稳定奥氏体,而Cr则更有利于铁素体形成及晶界强化。该涂层平均硬度在HV_{0.2}380左

右, 约为基体的2倍, 同时在质量分数3.5%NaCl溶液中表现出明显钝化行为, 腐蚀电流密度较基体低1~2个数量级。

然而, 仅依赖Fe-Cr-Ni固溶体强化, 往往不能满足重载磨损工况。因此, 在保持奥氏体/不锈钢化基体韧性与耐蚀性的前提下, 引入可控硬质相, 可以实现韧性基体承载、硬质相抗磨的协同强化。成恩超等^[35]采用含B、Si、C的Fe-Cr-Ni粉末进行激光熔覆, 所得涂层平均显微硬度达到HV_{0.3}787.38, 约为45钢基体的3倍; 在40 N载荷下摩擦因数为0.27, 磨损体积仅为基体的7.9%。这说明Fe-Cr-Ni体系并不等同于软质不锈钢层, 当B、Si、C等元素参与共晶或化合物形成时, 其可以发展为兼具高硬度和较优冶金结合质量的耐磨堆焊层。

Fe-Cr-Ni系堆焊合金涂层的研究已经从早期以Fe代Ni/Co的成本替代逻辑, 逐步发展为以Fe-Cr-Ni为韧性与耐蚀基体, 通过多元微合金化构建可控硬相网络的组织设计逻辑。Fe-Cr-Ni系耐磨合金为界面调控、异质结构构筑和强韧协同提升提供了足够宽的成分-组织设计窗口, 为开发低成本、高性能的耐磨损与耐腐蚀一体化涂层提供了新的技术路径。

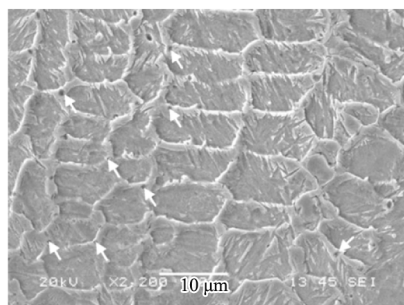
3 铁基耐磨堆焊合金强韧化改善工艺

3.1 合金成分优化设计

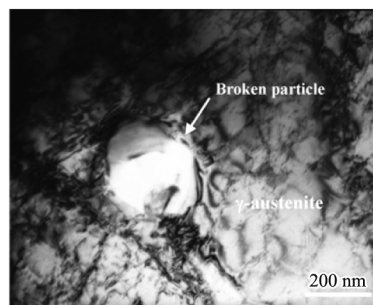
合金化是改善铁基耐磨堆焊合金耐磨性与韧性

的核心手段, 通过在堆焊层中引入特定元素, 从细晶强化、第二相强化、固溶强化及基体组织调控等多个层面综合调控材料的微观组织与力学性能^[37]。研究表明, 添加Cr、Mo、Mn、V、W、Nb及Ti等合金元素可以显著改善铁基耐磨合金的耐磨性与韧性^[38-39]。

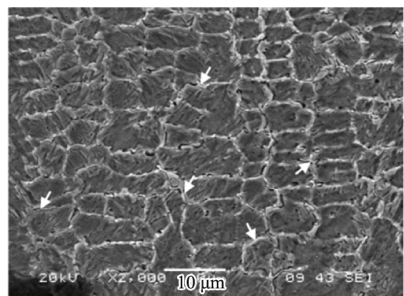
Liu等^[40]系统研究了不同Mn含量对Fe-B耐磨堆焊合金组织及性能的影响, 随着Mn元素增加, 合金中的初生相由脆性Fe₂B逐渐转变为Mn₂B, 洛氏硬度由HRC60.12增加至HRC61.38, 基体组织也由铁素体转变为具有良好塑韧性的奥氏体, 有助于缓解焊接冷却过程中的残余应力, 阻止裂纹扩展。此外, Mn的加入还促使共晶组织从鱼骨状、条状和蜂窝状转变为小块状结构, 显著改善了合金的韧性和抗裂性。Yao等^[41]对Fe-C-Cr-Ni-Mo-W基激光熔覆合金进行了成分优化, 研究表明, 提高Ni含量并引入N元素, 有利于降低奥氏体→马氏体的相变起始温度, 促进枝晶间残余奥氏体的形成; 添加Ti、CeO和V对枝晶间网状碳化物具有显著的细化和球化作用。如图4(a)^[41]所示, 优化后合金枝晶间存在网状残余奥氏体及大量球状颗粒, 残余奥氏体不仅能软化局部组织, 在高应力摩擦与拉伸条件下, 还能够发挥裂纹钝化、位错协调及局部能量耗散的功能, 将原本最易失稳的枝晶间区域转变为强韧协同的关键部位。改性后涂层的抗拉强度达到1 711 N/mm² (未改性涂层仅为871 N/mm²), 屈服强度为1 444 N/mm², 伸长率从0.28%提升至1.29%, 同时保持超高硬度 (约



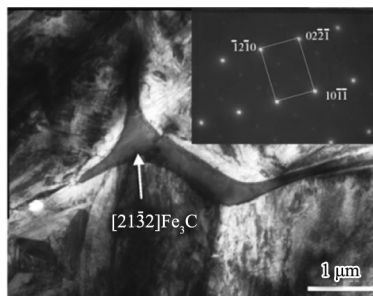
(a) 优化后涂层SEM形貌



(b) 优化后涂层枝晶间TEM图像



(c) 优化前涂层SEM形貌



(d) 优化前涂层枝晶间TEM图像

图4 Fe-C-Cr-Ni-Mo-W基激光熔覆涂层优化前后的SEM形貌及枝晶间TEM图像

Fig. 4 SEM morphologies and TEM images of the interdendritic regions of the Fe-C-Cr-Ni-Mo-W based laser cladding coatings before and after optimization

HV867), 且在高载荷滑动磨损条件下磨损质量损失仅为0.114 2 g, 实现了强度、塑性和耐磨性的协同提高。

单一元素对于堆焊合金强韧性的调控通常存在限制, 难以在显著提升硬度和耐磨性的同时有效抑制脆性断裂。因此, 需采用多元素协同设计策略, 实现高硬度和韧性的平衡。Zhang等^[42]通过调控Mo/V比例改变涂层的微观组织和力学性能, 从而制备高强韧铁基涂层。随着Mo/V比例升高, 涂层显微组织中块状 Mo_2B 转变为骨架状 Mo_2B , 显微硬度由HV737提升至HV954, 平均摩擦因数从0.434降至0.398, 磨损质量损失降低50%, 表现出优异的耐磨性, 且合金断裂韧度仍保持在 $51.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。骨架状 Mo_2B 能够有效偏转主裂纹和二次裂纹的扩展路径, 并通过自身的塑性变形吸收冲击能量, 从而延长裂纹传播距离、减缓裂纹扩展, 实现了涂层硬度与韧性的协同改善。

综上所述, 铁基耐磨堆焊涂层的合金化改性主要通过促进形成细小硬质相的原位析出以及改变共晶组织的形态, 来提升涂层硬度并抑制裂纹扩展。因此, 通过成分设计精确控制强化相的存在方式、韧性相的分布位置及组织演化路径, 使强化相由裂纹源转变为裂纹扩展阻滞单元, 局部脆性区转变为裂纹钝化与耗能区, 成为现阶段铁基耐磨堆焊合金强韧化改性的重要手段。

3.2 复合工艺优化

堆焊工艺通过控制堆焊过程中的热输入、焊接速度、送粉速度和预热温度等参数, 减少涂层中气孔、夹杂等缺陷, 从而获得界面结合质量优异、组织均匀性良好以及残余应力小的耐磨涂层。铁基耐磨堆焊工艺的选择旨在实现涂层耐磨性与抗裂性之间的最优平衡, 从而延长零件的服役寿命。现阶段, 采用电弧、等离子弧或激光复合工艺可以显著改善堆焊涂层的性能。复合工艺能够充分发挥热源的特性互补, 如激光的高能量密度与电弧的稳定熔池填充相结合, 或等离子弧的拘束效应与电弧的宽热场相协同, 进而有效降低温度梯度, 细化晶粒, 促进硬质相弥散分布。此外, 通过热源的时空分布调控实现对冷却速度和残余应力的精确干预, 能够在提高沉积效率的同时获得界面结合牢固、组织均匀致密、残余应力可控的高性能耐磨涂层。

激光与电弧复合工艺的协同工作, 能够提高堆焊涂层的熔深和焊缝成形质量, 细化堆焊层中硬质相尺寸, 从而优化合金组织, 获得具有优异综合性能的高韧化涂层, 复合工艺如图5^[43]所示。Li等^[44]在堆焊过程

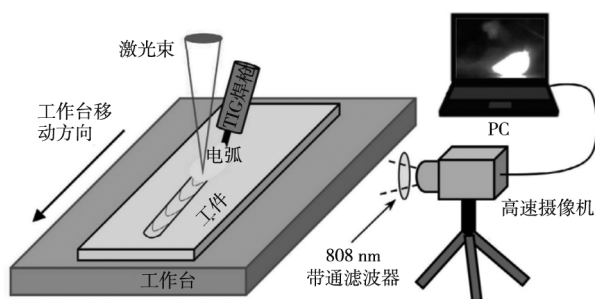
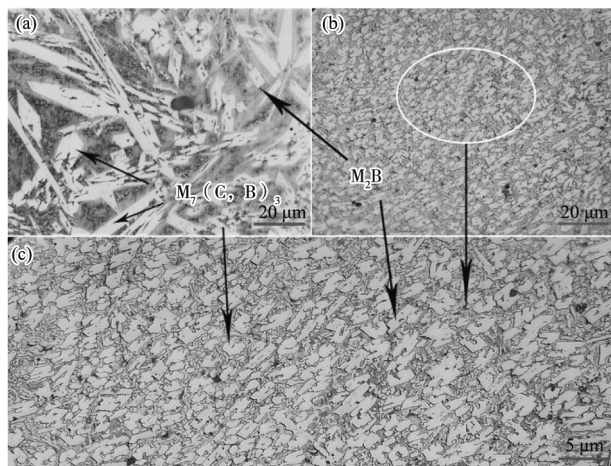


图5 激光/电弧复合工艺示意图

Fig. 5 Schematic diagram of the laser/arc hybrid process

中采用电弧、激光-电弧复合工艺制备了高硼高碳堆焊层。研究表明, 复合工艺能够显著细化 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7(\text{C}, \text{B})_3$ 和 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ 硬质相, 使其弥散均匀分布, 如图6^[44]所示, 与电弧工艺相比, 长条状及大块孤立分布的硬质颗粒消除, 堆焊层显微硬度由HV876.7提升至HV1 030.6, 磨损失重降低至单一电弧堆焊层的35.3%。这是由于脉冲激光能够在熔池中诱导产生周期性匙孔及涡流效应, 改变熔池流场并施加交变外力破碎晶粒, 为硬质相提供更多的形核质点。此外, 激光对初生粗大硼化物的局部重熔作用降低了涂层中固/液界面温度梯度与过冷度, 促进了硬质相等轴晶生长与均匀分布。Han等^[45]通过埋弧堆焊与激光重熔复合工艺在轧辊表面制备了硬度梯度分布的Fe-Cr合金强化层, 并建立了热-力-流多场耦合的数值模型。复合涂层中, 基体、堆焊层热影响区、堆焊层的硬度分别为HV128.6、HV170.4、HV187.6, 激光熔覆层硬度提升至HV324.8, 约为堆焊层的1.73倍。激光能够使堆焊层表面组织重新熔化并快速凝固, 在熔覆层与堆焊层结合界面处形成细小枝晶, 使显微组织明显细化。此



(a) 电弧堆焊涂层; (b-c) 电弧-激光复合工艺堆焊涂层

图6 不同工艺下高硼高碳堆焊涂层的显微组织

Fig. 6 Microstructures of the hardfacing coatings with high B-C under different processes

外, 激光重熔时熔池温度高达2 430~2 550 K, 涂层中气泡在浮力和Marangoni对流的作用下更容易上浮逸出, 显著改善堆焊层的成形质量。然而, 有研究指出, 在激光-电弧复合工艺中, 金属蒸汽流具有高于电弧的速度和动量, 对电弧尾部会产生物理屏蔽作用, 限制高温区域向电弧尾部传输热量, 导致电弧缩短、面积减小, 出现激光诱导电弧动力学失稳现象^[43]。

复合堆焊工艺将两种及以上热源优势相结合, 在耐磨合金涂层制备领域具有显著的综合优势。一方面, 复合工艺可以调节堆焊过程中固/液界面处的温度梯度及熔池中液态金属的对流, 从而抑制粗大硬质晶粒形成, 显著细化硬质相并使其均匀分布, 改善耐磨堆焊合金的韧性和耐磨性。另一方面, 耐磨堆焊涂层复合制备工艺能够充分发挥多种技术优势, 在轧辊、除磷辊等大型冶金部件的大尺寸再制造中展现出更加优异的经济性。

3.3 多场耦合技术

耐磨堆焊涂层的制备涉及多种物理能量场的共同作用。电弧、等离子弧、激光等工艺通过热源场为熔化焊丝、电极、粉末及母材提供所需热量, 这是堆焊工艺的基础^[46]。焊接电流、熔池流动、合金元素浓度梯度产生的电磁场、流场以及浓度场则会影响堆焊涂

层中缺陷的生成、硬质相的析出以及组织的均匀性。现阶段, 多场耦合技术通过外加电磁场、超声场以及热场等, 对熔池的流动和凝固行为进行调控, 实现晶粒细化、气孔消除以及硬质相形态和分布的改善。

Wu等^[47]在双丝间接电弧堆焊过程中引入沿焊接方向的磁场, 利用洛伦兹力对电弧中的带电粒子运动进行调控从而调整电弧状态, 如图7所示。研究表明, 感应磁场的引入可以显著拉长堆焊过程中的电弧并使其趋向于工件, 从而增加对工件的热输入, 进而增大熔宽和熔深。随着磁场强度增加, 堆焊层中铁素体含量由4.02%提升至5%左右, 显著改善了堆焊层的耐点蚀性能。这是因为外加磁场的电磁搅拌效应, 延长了堆焊过程中熔池的存在时间, 使凝固过程中合金元素能够更加均匀地分布。Sun等^[48]进一步研究了交变磁场对激光熔覆WC硬质颗粒的多场耦合机制, 磁场的引入显著提升了涂层的宏观质量和微观结构均匀性。交变磁场的电磁搅拌作用增强了熔池的强制对流, 使熔池最大流速从0.16 m/s提升至0.26 m/s, 并促进熔池上部热量向底部传递, 从而降低熔池的温度梯度和峰值温度, 减缓凝固速率。此外, 温度梯度减小能够有效缓解凝固过程中的热应力, 产生更均匀的温度场和流场, 促使WC颗粒在熔池中重新分布, 避免硬质颗粒偏聚。

丁春晖等^[49]研究发现, 交流磁场频率对等离子弧

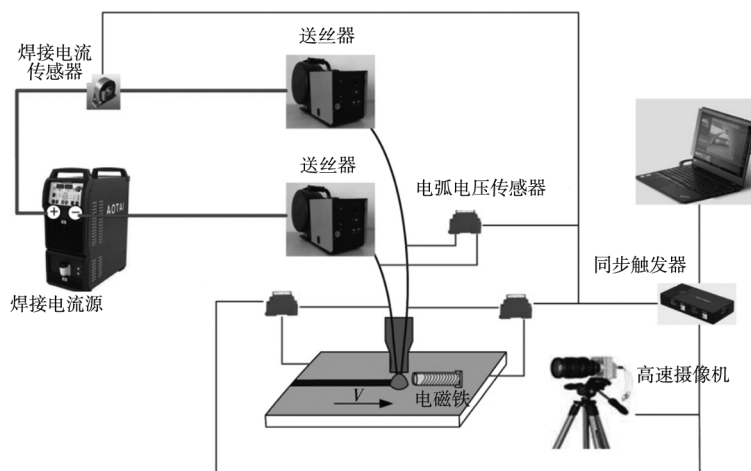


图7 双丝间接电弧焊电磁辅助系统设备

Fig. 7 Equipment of the twin-wire indirect arc welding electromagnetic auxiliary system

焊铁基耐磨堆焊层的显微组织具有显著影响。如图8所示, 当焊接电流为160 A、磁场电流为2.5 A、磁场频率为40 Hz时, 堆焊层的综合性能最优, 硬度达到HRC61.5, 磨损量仅为0.052 4 g。一方面, 交流磁场具有搅拌作用, 促进了熔池中液态金属流动, 打碎并细化初生晶粒, 使温度场和浓度场更加均匀。另一方面, 磁场能够扭转Cr₇C₃硬质相的择优生长取向, 使其长轴趋向于垂直磨损表面生长, 对基体起到良好的钉

扎作用, 有效阻碍磨粒磨损过程中的塑性变形和硬质相脱落, 从而显著改善合金韧性和耐磨性。然而, 当磁场强度过高时, 电磁阻尼效应会抑制熔体的自然对流, 使得晶粒粗化、硬质相出现局部团簇, 导致硬度和耐磨性下降。

Wang等^[50]研究了超声辅助对激光熔覆铁基/WC复合涂层耐磨性的影响, 通过超声发生器向熔池中同步施加频率为24 kHz、振幅为18 μm的超声振动, 如图9

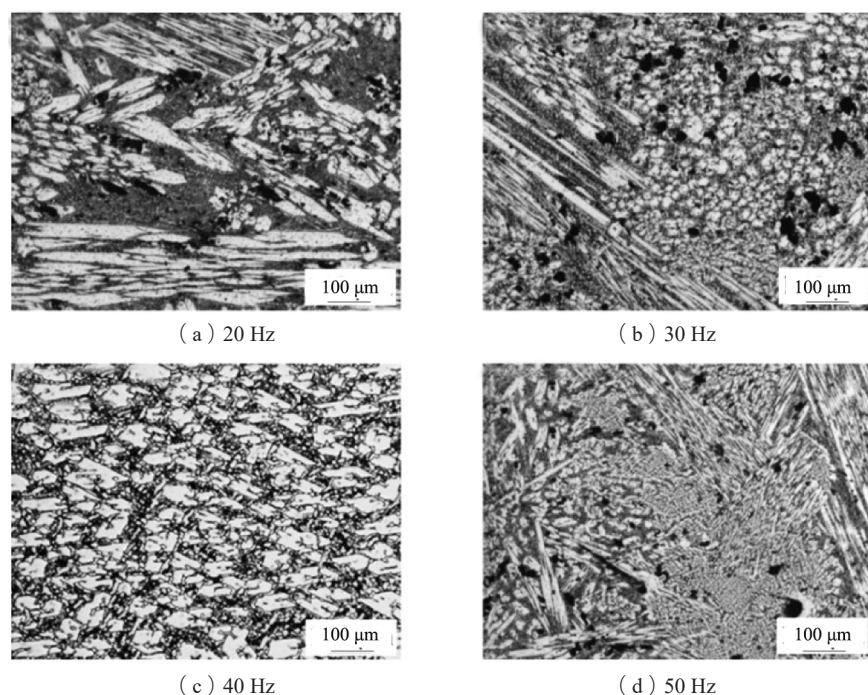


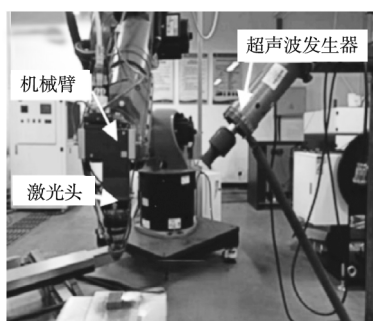
图8 磁场电流2.5 A时不同磁场频率下堆焊层的显微组织

Fig. 8 Microstructures of the hardfacing layers under different magnetic field frequencies when the magnetic field current is 2.5 A

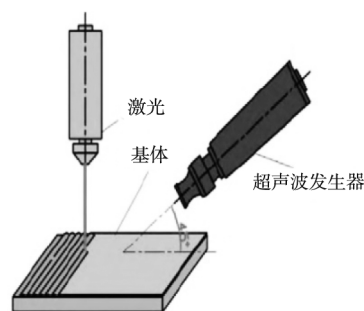
所示。结果表明,在熔覆过程中引入超声场可以显著改善涂层成形质量,稀释率由无超声时的25%降低至17.8%,且涂层无裂纹、气孔等缺陷,与基体具有良好的冶金结合;超声振动能够促进硬质相颗粒溶解和元素扩散,使W和C元素进入熔池,形成 $M_{23}C_6$ 和WC等硬质相,产生第二相强化和固溶强化效应;超声的空化和声流效应可加速熔池的液态金属对流,扰动并破碎枝晶,提高硬质相形核率,细化晶粒,实现细晶强化。因此,超声辅助涂层的显微硬度显著提高,平均摩擦因数由0.76降低至0.58,磨损机制由基体的粘着磨

损变为磨粒磨损,耐磨性能得到明显改善。

总之,复合能量场能够显著优化铁基耐磨堆焊合金涂层的韧性和耐磨性。一方面,外加能量场能够改变熔池的流动与凝固行为,抑制粗大柱状晶生长并使其转变为细小的等轴晶,进而提高涂层硬度和抵抗塑性变形的能力。另一方面,辅助能量场能够促进熔池中硬质相的均匀析出并优化其形态,减少脆性相和裂纹,改善涂层的抗裂性和冲击韧性,最终实现堆焊合金层耐磨性与韧性的协同提升。



(a) 设备图



(b) 工作过程示意图

图9 超声振动辅助激光熔覆系统

Fig. 9 The ultrasonic vibration assisted laser cladding system

4 结束语

铁基耐磨堆焊复合涂层因成本低、成分可调范围宽等优势在磨损防护领域应用广泛,但其高硬度与良

好韧性之间的固有矛盾长期制约服役可靠性。本文针对铁基耐磨堆焊合金的失效机制、分类以及强韧化工艺展开系统综述,并展望未来发展方向,总结如下:

(1) 铁基堆焊合金中大量硬质强化相(碳化物、

硼化物等)的引入虽能显著提升耐磨性,却导致涂层脆性增大、抗裂能力下降,引发硬质相脱落乃至涂层整体过早失效。未来应突破单一相强化的传统思路,发展“高硬度初生相+韧性共晶相+强韧基体”的多相组织,并整合从纳米析出到微米颗粒的多尺度强化效应,重点研究各相界面的力学匹配与协同失效机制,实现硬度、韧性与耐磨性的综合提升。

(2) 涂层失效表现为基体支撑不足导致选择性磨损与界面空洞,进而引发硬质相破碎与拔出,随后亚表面损伤累积、裂纹萌生扩展,最终形成局部剥落的渐进式演化。单纯高硬度并不等同于高服役稳定性,需结合高通量试验与计算(如相图计算、有限元模拟),构建特定工况下的“成分-工艺-组织-性能”数据库,并开发考虑磨损、疲劳、腐蚀交互作用的涂层寿命预测模型,从而推动相关研究从经验设计向理性设计转变。

参考文献:

- [1] 黄海堂,陈登华,何曲波,等.铁基堆焊合金表面涂层耐磨性的研究进展[J].功能材料,2023,54(11):11106-11117.
- [2] 马藤,唐彪,周恒.WC含量对铁基等离子堆焊层组织及耐磨性能的影响[J].焊接,2025(3):45-51.
- [3] 夏进启,闫龙,詹华,等.旋耕刀表面铁基涂层摩擦磨损性能研究[J].表面技术,2025,54(7):86-97.
- [4] 杨绍斌,董伟,徐晓辰,等.Fe-Cr-C系堆焊耐磨材料的研究现状与展望[J].材料导报,2012,26(3):96-100.
- [5] 刘治宇,冯宇轩,刘政军,等.稀土元素Y对铁基耐磨堆焊层组织和性能的影响[J].电焊机,2023,53(5):107-112.
- [6] Wang Z D, Yan X, Liu Z Q, et al. Solidification-induced wear behavior of composite coatings fabricated via laser cladding [J]. Materials, 2025, 18 (11): 2521.
- [7] Liu Q C, Li X X, Ren Y N, et al. Effect of different chromium contents on microstructure and two-body abrasive wear behavior of Fe-Mn-B surfacing alloys [J]. Materials Today Communications, 2023, 36: 106707.
- [8] Zhuang M H, Liu Q C, Li X X, et al. Effect of vanadium content on microstructure and wear behavior of Fe-Cr-Mn-C surfacing alloys [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 34: 10424-10436.
- [9] 刘奇聪,马振,吕鹏,等.Cr含量对Fe-B-C系耐磨合金堆焊层组织和硬度的影响[J].焊接,2022(2):26-31.
- [10] 朱伟,高俊根,孔永红,等.铁基合金堆焊层裂纹原因分析及工艺改进[J].电焊机,2021,51(11):122-127.
- [11] Kishore K, Sarkar K, Arora K S. Effect of alloying elements on microstructure, wear, and corrosion behavior of Fe-based hardfacing [J]. Welding in the World, 2023, 67 (11): 2463-2475.
- [12] Ma Y H, Zhang J P, Yu Z, et al. Influence of overlay welding process on the morphology, microstructure, and performance of the overlay layer [J]. Metals, 2025, 15 (9): 987.
- [13] 白云朋,贾华,徐令,等.原位合成V(C,N)对铁基堆焊合金组织性能的影响[J].兵器材料科学与工程,2026,49(2):83-87.
- [14] Qin Z H, He D Y, Ma L X, et al. Reinforcement mechanism and magnetic properties of Fe-based hardfacing coatings deposited by flux-cored arc welding with multi-boro-carbides addition [J]. Ceramics International, 2025, 51 (9): 11755-11772.
- [15] Rojacz H, Katsich C, Kirchgassner M, et al. Impact-abrasive wear of martensitic steels and complex iron-based hardfacing alloys [J]. Wear, 2022, 492/493: 204183.
- [16] Carrington M J, Daure J L, Utada S, et al. The evolution of subsurface deformation and tribological degradation of a multiphase Fe-based hardfacing induced by sliding contact [J]. Materials Science and Engineering A, 2024, 892: 146023.
- [17] 张森,王俊杰.轧辊等离子堆焊再制造研究现状与展望[J].机械制造与自动化,2024,53(6):53-56.
- [18] 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.
- [19] Vidyarthi R S, Thapliyal S, Dwivedi D K. Effect of vanadium and rare earth (RE) oxide hardfacing on mechanical and sliding wear behavior of Fe based alloy [J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 2022, 236 (9): 4895-4903.
- [20] Badisch E, Katsich C, Winkelmann H, et al. Wear behaviour of hardfaced Fe-Cr-C alloy and austenitic steel under 2-body and 3-body conditions at elevated temperature [J]. Tribology International, 2010, 43 (7): 1234-1244.
- [21] 刘承杰,邱亚玲,宋振华,等.磨鞋铸造碳化钨铁基复合材料堆焊层强化技术[J].西南石油大学学报,2007,29(6):

- 145–148.
- [22] Pavlo P, Michał M, Taras R, et al. Development of a hardbanding material for drill pipes based on high-manganese steel reinforced with complex carbides [J]. *Acta Montanistica Slovaca*, 2022, 27: 685–696.
- [23] 贾华. 多元复合强化耐磨堆焊药芯焊丝及堆焊层耐磨机理的研究 [D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2018.
- [24] 张彦超, 崔丽, 贺定勇, 等. B元素对Fe-Cr-C系耐磨堆焊合金组织和耐磨性的影响 [J]. *焊接学报*, 2014, 35 (3): 89–92.
- [25] Maziar S J, Yahia A, Corujeira S G, et al. Effect of Cr: Fe ratio on the mechanical properties of (Cr, Fe)₇C₃ ternary carbides in abrasion-resistant white cast irons [J]. *Journal of Materials Science*, 2023, 58 (17): 7504–7521.
- [26] Fulcher J K, Kosel T H, Fiore N F. The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons [J]. *Wear*, 1983, 84 (3): 313–325.
- [27] 龚建勋, 肖逸锋, 张清辉, 等. Fe-C-Cr-V高铬堆焊合金的M₇C₃型碳化物及耐磨性 [J]. *焊接学报*, 2010, 31 (1): 33–36.
- [28] 龚建勋, 李丹, 肖逸锋, 等. Fe-Cr-B-C堆焊合金的显微组织及耐磨性 [J]. *材料热处理学报*, 2010, 31 (3): 136–141.
- [29] 金波, 王天瑶, 郭长庆, 等. 中锰Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊包覆层显微组织特征的研究 [J]. *铸造*, 2018, 67 (3): 231–236.
- [30] Lee S I, Lee S Y, Han J, et al. Deformation behavior and tensile properties of an austenitic Fe-24Mn-4Cr-0.5C high-manganese steel: effect of grain size [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 742: 334–343.
- [31] Park G W, Park M, Kim B J, et al. Microstructure and mechanical properties of a gas-tungsten-arc-welded Fe-24Mn-3.5Cr-0.4C high manganese steel pipe using a Fe-22Mn-2.34Ni-0.38C welding wire [J]. *Material Characterization*, 2022, 194: 112469.
- [32] Jian Y X, Huang Z F, Xing J D, et al. Effects of Mn addition on the two-body abrasive wear behavior of Fe-3.0wt%B alloy [J]. *Tribology International*, 2016, 103: 243–251.
- [33] Jian Y X, Ning H Y, Huang Z F, et al. Three-body abrasive wear behaviors and mechanism analysis of Fe-B-C cast alloys with various Mn contents [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14: 1301–1311.
- [34] Yun J Y, Shin G S, Hur D H, et al. Effect of strain-induced ϵ - and α' -martensitic transformations on the sliding wear resistance in austenitic Fe-Cr-C-Mn alloys [J]. *Wear*, 2016, 368/369: 124–131.
- [35] 成恩超, 刘敬, 章健, 等. 激光熔覆Fe-Cr-Ni合金涂层的微观组织及摩擦磨损性能 [J]. *材料热处理学报*, 2022, 43 (8): 143–152.
- [36] Zhou L, Liu Y H, Li Z W, et al. Microstructure and properties of Fe-Cr-Ni alloy coatings on T10 steel by laser cladding [J]. *Materials Research Express*, 2020, 7 (1): 016513.
- [37] Lentz J, Röttger A, Theisen W. Solidification and phase formation of alloys in the hypoeutectic region of the Fe-C-B system [J]. *Acta Materialia*, 2015, 99: 119–129.
- [38] Jian Y X, Huang Z F, Wang Y, et al. Solidification process, microstructure, and mechanical properties of Cr-doped high boron Fe-based alloy [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2021, 267: 124592.
- [39] Huang Z F, Xing J D, Lü L L. Effect of tungsten addition on the toughness and hardness of Fe₂B in wear-resistant Fe-B-C cast alloy [J]. *Materials Characterization*, 2013, 75: 63–68.
- [40] Liu Q C, Zhuang M H, Ma Z, et al. Microstructure and two-body abrasive wear mechanism of the Fe-3.9wt%B wear-resistant overlay alloy with different manganese contents [J]. *Materials Today Communications*, 2023, 35: 105865.
- [41] Yao C W, Huang J, Zhang P L, et al. Toughening of Fe-based laser-clad alloy coating [J]. *Applied Surface Science*, 2010, 257 (6): 2184–2192.
- [42] Zhang J, Chen H X, Pang X T, et al. Microstructures and properties of high strength and toughness Fe-based coatings fabricated by plasma arc deposition [J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2025, 34: 1941–1956.
- [43] Mu Z Y, Chen X, Hu R Z, et al. Laser induced arc dynamics destabilization in laser-arc hybrid welding [J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2020, 53 (7): 075202.
- [44] Li H, Yuan G F, Guo B C, et al. Study on the nucleation mechanism of hard particles in high boron and high carbon alloy by laser-induced arc welding [J]. *Optics and Laser Technology*, 2020, 121: 105797.
- [45] Han X, Li C, Chen X X, et al. Numerical simulation and experimental study on the composite process of submerged arc cladding and laser cladding [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2022, 439: 128432.
- [46] Manikandan S G K, Sivakumar D, Prasad Rao K, et al. Effect of weld cooling rate on laves phase formation in Inconel 718 fusion zone [J]. *Journal of Materials Processing Technique*, 2014, 214 (2): 358–364.
- [47] Wu D T, Hu C, Zhao W, et al. Influence of external magnetic field on twin-wire indirect arc surfacing stainless steel layer [J]. *Vacuum*, 2019, 169: 108958.
- [48] Sun Q, Li C, Liu J B, et al. Study on the multi-field coupling mechanism in the process of alternating magnetic field-assisted laser cladding of high-hardness phase WC alloy [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025, 35: 8764–8780.
- [49] 丁春辉, 艾星宇, 刘政军, 等. 磁场作用下反极性等离子弧铁基耐磨堆焊层组织性能的研究 [J]. *热加工工艺*, 2019, 48 (19): 56–60.
- [50] Wang X F, Li J. Study of the wear resistance of an Fe60/WC composite coating by ultrasonic assisted laser cladding [J]. *Scientific Reports*, 2025, 15: 8559.