

引用格式: 贾华, 于吉鲲, 鞠恒, 等. 颗粒增强铁基复合材料熔覆层耐磨性研究进展[J]. 中国材料进展, 2024, 43(10): 953-960.
JIA H, YU J K, JU H, *et al.* Research Progress on Wear-Resistance of Particle Reinforced Iron Matrix Composite Cladding Layer[J]. Materials China, 2024, 43(10): 953-960.

颗粒增强铁基复合材料熔覆层耐磨性研究进展

贾 华¹, 于吉鲲², 鞠 恒¹, 唐继武², 高 明¹, 蔡卫国¹

(1. 大连海洋大学机械与动力工程学院, 辽宁 大连 116023)

(2. 大连海洋大学应用技术学院, 辽宁 大连 116300)

摘 要: 陶瓷颗粒增强铁基复合材料既具有铁基体的良好强度和冲击韧性, 又具有陶瓷颗粒高硬度与高耐磨性等优点, 在提高材料耐磨性方面具有广阔的应用前景, 已成为近年来国内外的研究热点之一。结合现有国内外文献的研究结果, 首先从铁基体和陶瓷颗粒的选择方面介绍了陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层的成分设计; 其次详细介绍了焊条电弧堆焊、气体保护电弧堆焊、等离子弧堆焊、埋弧堆焊和激光熔覆技术等铁基复合材料熔覆层的制备方法; 再次从陶瓷颗粒类型、数量、大小和形态以及与铁基体的匹配状况等方面进行分析, 探讨了不同陶瓷颗粒对铁基复合材料熔覆层显微组织、硬度及耐磨性的影响; 最后对陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层的未来发展趋势进行了展望。

关键词: 陶瓷颗粒; 铁基复合材料; 熔覆层; 耐磨性; 研究进展

中图分类号: TG178 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)10-0953-08

Research Progress on Wear-Resistance of Particle Reinforced Iron Matrix Composite Cladding Layer

JIA Hua¹, YU Jikun², JU Heng¹, TANG Jiwu², GAO Ming¹, CAI Weiguo¹

(1. College of Mechanical and Power Engineering, Dalian Ocean University, Dalian 116023, China)

(2. Applied Technology College, Dalian Ocean University, Dalian 116300, China)

Abstract: The ceramic particle reinforced iron matrix composites not only have the advantages of good strength and impact toughness of iron matrix, but also have the advantages of high hardness and high wear-resistance of ceramic particles. They have broad application prospects in improving the wear-resistance of materials, and have become one of the research hotspots at home and abroad in recent years. Based on the research results of existing domestic and foreign literatures, firstly, the composition design of ceramic particle reinforced iron matrix composite cladding layer is introduced from the selection of iron matrix and ceramic particles. Secondly, the preparation methods of iron-based composite cladding layers such as electrode arc surfacing, gas shielded arc surfacing, plasma arc surfacing, submerged arc surfacing and laser cladding are introduced in detail. Thirdly, the influence of different ceramic particles on the microstructure, hardness and wear-resistance of the iron matrix composite cladding layer is discussed by analyzing the type, quantity, size and shape of ceramic particles and the matching condition with the iron matrix. Finally, the future development trend of ceramic particle reinforced iron matrix composite cladding layer is prospected.

Key words: ceramic particles; iron matrix composites; cladding layer; wear-resistance; research progress

收稿日期: 2023-02-12 修回日期: 2023-08-14

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51901141); 辽宁省博士科研启动基金项目(2021-BS-237); 辽宁省教育厅基本科研项目(LJKMZ20221108, LJKQZ2021124)

第一作者: 贾 华, 女, 1983 年生, 讲师, 硕士生导师,
Email: jiahua@dlou.edu.cn

通讯作者: 蔡卫国, 男, 1970 年生, 副教授, 硕士生导师,
Email: cwg@dlou.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202302007

1 前 言

矿山、水泥、冶金、能源和电力等行业的许多机械零件都需要长期工作在极其恶劣的工况条件下, 存在不同程度的磨损失效^[1-3]。这些金属零件的磨损失效, 不仅会造成巨大的资源浪费, 而且还可能引发安全事故, 所以迫切需要通过提高材料耐磨性, 延长金属零件的使用寿命^[4]。可针对金属零件的具体磨损工况对陶瓷颗粒增强

铁基复合材料进行相应的材料组成相设计,进而获得所需性能,突破了传统单一耐磨材料设计的局限性,因此陶瓷颗粒增强铁基复合材料在耐磨材料领域占有重要地位^[5-7]。

长期研究发现,磨损破坏一般发生在金属零件的局部表面,因此金属零件不必整体采用陶瓷颗粒增强铁基复合材料制造,而只需采取表面技术在金属零件表面制备具有足够深度的铁基复合材料熔覆层即可。这样不仅能降低生产成本,增加材料利用率,减少整体制造带来后续加工困难的问题,而且还能最大限度地满足金属零件表面耐磨性高、心部塑韧性好的要求,具有广阔的应用前景^[8,9]。

经过多年的研究发展,人们在陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层的制备方法、成分设计、组织改善、结构调整和耐磨性能提高等方面取得了一定的研究进展。本文针对陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层耐磨性研究进展及发展趋势进行综述,以便为后续研究者提供一定的理论参考。

2 颗粒增强铁基复合材料熔覆层的成分设计

2.1 铁基体的选择

铁基复合材料的基体可以是钢或铸铁,在组织中均

匀连续分布,具有支撑陶瓷颗粒和传递各种载荷的作用^[10]。在铁基复合材料中,铁基体所占比例最大,根据材料的性能要求不同,所占比例可在 25%~95%(质量分数,下同)之间变化,一般为 85%左右^[11]。在室温下,铁基体可以以马氏体、铁素体和残余奥氏体等相存在。有研究表明,当铁基体由马氏体和少量残余奥氏体相组成时,铁基复合材料容易获得最佳耐磨性^[12]。此外,还有研究表明,在铁基复合材料中加入 Ni 元素,通过改变其含量控制铁基体组成为铁素体和奥氏体相,室温微观组织为珠光体和奥氏体时,铁基复合材料的耐磨性较好^[13]。综上,可以根据具体的工况条件设计铁基复合材料熔覆层的基体组织。

2.2 陶瓷颗粒的选择

陶瓷颗粒具有高的硬度、耐磨性、强度、耐热性、耐蚀性、化学稳定性,且与基体润湿性良好,主要起承载应力和阻碍位错运动的作用,对颗粒增强铁基复合材料性能影响较大。通过控制陶瓷颗粒的种类、数量、大小、形态、分布以及与基体组织之间的匹配情况,能使铁基复合材料获得最佳的耐磨性能^[14-16]。目前,碳化物、氧化物、硼化物和氮化物等都可以作为陶瓷颗粒,如 Al_2O_3 、TiC、NbC、WC、 TiB_2 、TiN、VC 和 SiC 等,其基本物理参数如表 1 所示^[17,18]。

表 1 常用陶瓷颗粒的基本物理参数^[17,18]

Table 1 Basic physical parameters of commonly used ceramic particles^[17,18]

Ceramic particles	Melting point/ ℃	Density/ ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	Linear expansion coefficient/ ($10^{-6}/^\circ\text{C}$)	Elastic modulus/ GPa	Microhardness/ HV
Al_2O_3	2015	3.95	7.1~8.4	350~370	1800~2200
TiC	3140	4.9	7.74	448	3200
NbC	3500	7.79	6.65	338	2400
WC	2870	15.80	3.84	380~470	2000~3000
TiB_2	2980	4.5	5.5	540	3400
TiN	2950	5.4	9.3	256	2300
VC	2730	5.35	4.2~4.3	430	2100
SiC	2600	3.12	4.63	430	2600

在选择陶瓷颗粒时不仅要考虑颗粒的使用性能、物理性能以及与基体的界面润湿性等^[19,20],还要考虑生产工艺与生产成本等因素。铁基复合材料熔覆层可采用单一陶瓷颗粒或多种混合陶瓷颗粒进行强化,其中采用多种混合陶瓷颗粒复合强化可提高材料的设计自由度,容易比采用单一陶瓷颗粒获得更好的耐磨性能,所以当前对多种混合陶瓷颗粒复合强化效应的研究更为广泛^[21]。

3 颗粒增强铁基复合材料熔覆层的制备方法

气相沉积、电镀、化学镀、堆焊和热喷涂等是目前制备陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层的主要方法,制备方法在很大程度上影响着熔覆层的耐磨性能^[22]。其中,堆焊可以实现熔覆层与母材金属之间的冶金结合,结合强度高,抗冲击性能好,广泛应用于金属零件的修复和制造,这对于合理使用材料、改进产品设计、提高产品性能以及

降低生产成本具有重要意义^[23]。根据所采用的热源不同, 常见的堆焊方法主要有焊条电弧堆焊、气体保护电弧堆焊、等离子弧堆焊、埋弧堆焊和激光熔覆技术等^[12]。

3.1 焊条电弧堆焊

焊条电弧堆焊是焊工手工操纵焊条进行堆焊的方法。在电弧热作用下, 母材金属和焊条熔化, 形成具有几何形状的液态金属, 当热源移走后形成熔覆层。药皮熔化后变成熔渣覆盖在熔覆层表面, 可有效隔离周围空气的侵害。在制备熔覆层方面, 焊条电弧堆焊是应用最早的一种工艺方法, 研究相对成熟, 通过调整焊条药皮配方成分, 即可使熔覆层获得所需性能。该技术具有设备简单、操作灵活、堆焊修复工作效率高、不受工件外形和堆焊位置影响等优点; 但是也有不少明显的缺点, 如大批量生产效率低、基体稀释率高、焊工劳动强度大和焊材利用率低等^[24]。故焊条电弧堆焊主要适用在小批量和形状不规则零件堆焊及现场堆焊。

3.2 气体保护电弧堆焊

根据保护气体种类不同, 气体保护电弧堆焊可分为纯 CO₂ 保护电弧堆焊、纯 Ar 保护电弧堆焊以及它们的混合气体保护电弧堆焊。气体保护电弧堆焊具有焊接质量好、效率高、操作简单、能够实现半自动、全自动和手工操作、灵活性高, 可满足不同类型工件熔覆的优点。曾邦兴等^[25]采用 3 种不同保护气体(纯 Ar, 80% Ar+20% CO₂, 纯 CO₂)的堆焊技术制备(Nb, Ti)C 增强铁基复合材料堆焊层, 分析了不同保护气体堆焊层中(Nb, Ti)C 的析出过程, 以及堆焊层的组织、硬度以及耐磨性能。结果表明, 使用纯 Ar 保护时堆焊层的(Nb, Ti)C 析出量最多(0.54 个/ μm^2), 显微硬度为 708.2HV, 磨损量为 0.8 mg, 是纯 CO₂ 保护气体下的 9.5%, 耐磨性能最佳。由于 Ar 比 CO₂ 价格高, 采用纯 Ar 保护会增加堆焊成本, 在选用保护气体时还要根据具体的情况综合考虑熔覆层性价比等问题。

3.3 等离子弧堆焊

等离子弧堆焊是利用内缩于喷嘴中的钨极和工件之间产生的等离子弧作为热源, 加热并熔化母材和填充金属制备熔覆层的焊接方法。它具有焊接生产率高、焊缝质量高和易于实现机械化及自动化等优点。李忠豹^[26]采用等离子弧堆焊技术制备了 Fe-Cr-Ti-C 堆焊合金, 研究了 Cr 和 Ti 含量对合金硬度和耐磨性的影响。丁春辉等^[27]在反极性等离子弧堆焊过程中施加横向交流磁场, 并对堆焊层进行了硬度、耐磨性、显微组织和物相组成分析。丁卫东等^[28]在液压支架立柱表面采用等离子熔敷技术制备高硼熔敷层, 延长了液压支架立柱的使用寿命。但是, 等离子弧堆焊一般采用预涂层和同步送粉的方式, 工艺比较复

杂, 这在一定程度上限制了其应用。另外, 熔覆层还容易产生开裂和组织分布不均匀的问题, 这将成为后续研究等离子弧堆焊铁基复合材料的重要方向。

3.4 埋弧堆焊

埋弧堆焊是利用堆焊材料和母材之间产生的电弧作为热源, 并将电弧掩埋在预先铺好的颗粒状焊剂层下, 由电弧产生的热量将焊丝、焊剂和基材熔化形成熔覆层的一种工艺方法。它具有生产效率高、堆焊层质量好、烟尘少且无弧光和容易实现自动化等优点。龚建勋等^[29]利用复合粉粒充当焊接材料, 配合实心焊丝进行埋弧堆焊, 制备了系列高硼合金。左志超等^[30]采用埋弧堆焊技术将含有 WC 颗粒的药芯焊丝在钢板表面进行堆焊, 研究了不同工艺对 WC 颗粒增强钢基材料的影响。田兵^[31]采用药芯焊丝自保护明弧堆焊技术制备铁基复合材料熔覆层, 药芯焊丝采用金属粉型, 焊后仅残留微量熔渣, 不用清渣即可连续多层堆焊作业, 可对零件实施在线修复, 大大提高了生产效率。在制造或修复大型零件时, 埋弧堆焊和自保护药芯焊丝明弧堆焊表现出明显的优势, 但在制造或修复复杂零件方面还有一定的局限性。

3.5 激光熔覆技术

激光熔覆也称为激光包覆, 是利用高能激光束辐照涂层材料, 使它与基体表面的薄层同时受热熔化, 经过快速凝固后, 在基体表面形成具有冶金结合熔覆层的一种工艺方法。激光熔覆技术能量密度高、热输入控制准确、焊接速度快、冷却速度快、焊接变形小、热影响区小、冶金结合好和稀释率可控性好, 是本领域国内外的研究热点。乔虹等^[32]采用激光熔覆技术在汽车模具钢表面原位合成了 TiC+TiB₂ 颗粒增强的铁基合金涂层, 涂层的硬度有了明显提高。Zhang 等^[33]采用激光熔覆技术制备 Fe-Ti-B-Cr-MoC 复合涂层, 在涂层中形成了 TiB₂ 和 MoB, 随着 Mo 含量增加, 马氏体的含量增加, 同时 Mo 提高了 TiB₂ 涂层的耐高温氧化性能和高温耐磨性。激光熔覆技术在提高铁基复合材料性能方面明显优于其他传统堆焊技术, 但其工艺复杂、设备价格昂贵、运行维护成本高, 这些因素在一定程度上制约了激光熔覆技术的应用。激光熔覆技术目前还主要处于试验室研究阶段或应用于航空航天等高科技领域^[34]。

综合上述分析可知, 每种堆焊技术都具有各自的特点, 在提高熔覆层耐磨性方面均有应用。通过选择合适的堆焊技术, 可以使得熔覆层获得最优的耐磨性能和最好的经济效益。另外, 对于单一堆焊技术难于实现的产品制造或修复, 也可根据产品的性能要求选用优势互补的复合堆焊工艺。

4 颗粒增强铁基复合材料熔覆层显微组织研究

陶瓷颗粒是高性能铁基复合材料的重要组元, 其特性直接影响铁基复合材料熔覆层的显微组织, 进而影响其耐磨性能。但是它对铁基复合材料性能的影响不是各组元性能的简单叠加或平均, 而是表现出不同形式的复合强化效应。

戴衍等^[35]介绍了碳化物的尺寸、数量和分布对铁基堆焊层耐磨性的影响, 指出碳化物硬质相起耐磨骨架的作用, 其分布越均匀越有利于堆焊层耐磨性的提高。袁有录等^[36]制备了 WC 增强 Fe 基涂层, 涂层中原位自生的 WC 为正三棱柱结构, 在相同干滑动摩擦条件下, 与没有合成 WC 的 Fe 基涂层相比, 原位合成有 WC 的涂层的耐磨性显著提高。王智慧等^[37]通过改变合金成分设计了含超细碳化钨、含共晶硼化物、含超细碳化钨+共晶硼化物、含超细碳化钨+初生 Fe_2B 硬质相的多种熔覆层, 研究不同尺寸硬质相对 Fe-Cr-B-C-Nb 熔覆层组织与性能的影响, 并将其与市售常用 Fe-Cr-C 耐磨材料对比。结果表明, 细小硬质相有助于改善合金冲击变形能力, 含亚微米碳化钨+共晶硼化物的合金具有优良的综合性能, 其耐磨性为 Fe-Cr-C 耐磨材料的 4 倍多。刘政军等^[38]原位合成了 $\text{TiC-M}_7\text{C}_3$ 陶瓷硬质相增强铁基复合材料熔覆层, 其中 TiC 可以作为 M_7C_3 陶瓷硬质相的形核核心, 提高了 M_7C_3 陶瓷硬质相的形核率, 促使其晶粒细化; 在 TiC 和 M_7C_3 陶瓷硬质相的共同作用下, Fe-Cr-Ti-C 系合金比相同 Cr 元素含量的 Fe-Cr-C 系合金堆焊层的硬度更高, 抗磨损性能更好。Liu 等^[39]通过向 Fe-Cr-C 系合金中

加入 TiB_2 和 Nb 得到了过共晶堆焊合金。当加入 TiB_2 时, 堆焊层中形成了新相 (TiC 颗粒); 当向堆焊层中添加 TiB_2 和 Nb 时, 形成了 TiC-NbC 复合碳化物硬质相, 堆焊层的显微硬度得到明显提高。

贾华等^[40]改变 Ti 的添加量制备了 Fe-Cr-C-B-N-Ti 系铁基复合材料。结果表明, 随着 Ti 添加量的增多, 堆焊层中 TiB_2 、TiN 和 TiC 硬质相的形核几率增加, 并且基体组织与共晶硬质相晶粒细化得到促进, 如图 1 所示。当 Ti 的添加量为 4% (质量分数) 时, 堆焊层中初生陶瓷硬质相颗粒和共晶硬质相、基体组织晶粒尺寸最小, 它们之间达到最佳匹配, 如图 1d 所示。当继续增加 Ti 的添加量至 5% 时, 初生陶瓷硬质相颗粒长大, 共晶硬质相减少, 基体组织晶粒粗化, 如图 1e 所示。

综上所述, 直接添加陶瓷颗粒或添加合金元素原位合成陶瓷颗粒都能够改变熔覆层的显微组织形貌。但通过调控陶瓷颗粒的数量、尺寸、大小和形态等, 可以使陶瓷颗粒与基体组织达到最佳匹配, 从而实现复合强化效应, 这对提高铁基复合材料熔覆层的耐磨性十分有利。

5 颗粒增强铁基复合材料熔覆层硬度及耐磨性研究

5.1 硬度

优异的陶瓷颗粒可以有效提高铁基复合材料熔覆层的硬度, 并且硬度一般会随着陶瓷颗粒数量的增加而升高, 但在多种不同陶瓷颗粒共同作用时, 陶瓷颗粒之间可能会产生相互制约与相互促进作用, 从而对熔覆层的硬度产生不同影响。

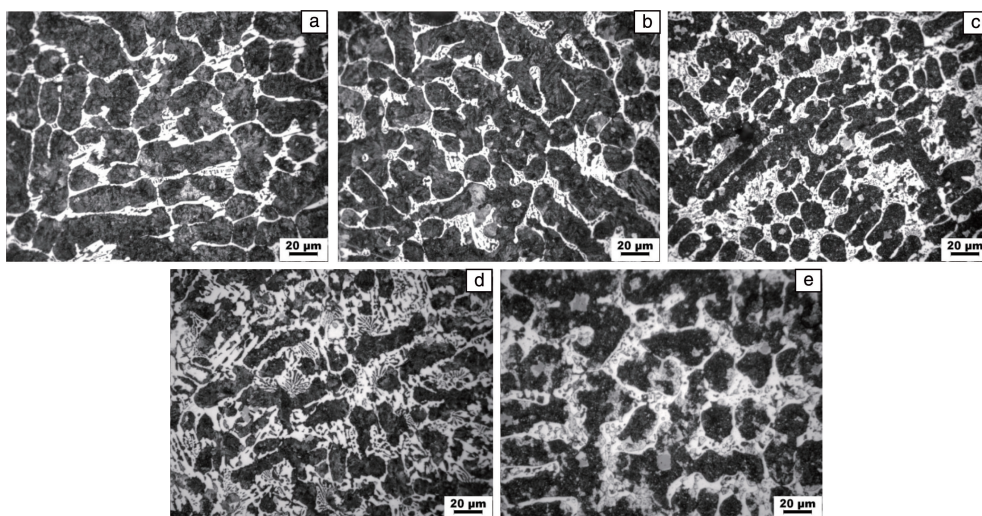


图 1 不同 Ti 添加量的铁基复合材料的金相组织形貌^[40]: (a)1%, (b)2%, (c)3%, (d)4%, (e)5%

Fig. 1 Metallographic morphology of iron matrix composite materials with different titanium addition content^[40]: (a)1wt%, (b)2wt%, (c)3wt%, (d)4wt%, (e)5wt%

龚建勋等^[29]研究了填粉率对复合粉粒和实心焊丝堆焊高铬合金宏观硬度的影响。结果表明, 随着填粉率增加, 高铬堆焊合金的宏观硬度成正比上升, 当填粉率为 45% 时试样的硬度最高, 为 58.1HRC。邹宗轩等^[41]研究了 W 元素对 Fe-Cr-C-W-B 堆焊合金硬度的影响。结果表明, 堆焊层金属中 W 元素含量的增加, 促进了 FeWB、Fe₂W、FeW₃C 等硬质相的形成, 同时增加了 W 在堆焊层基体组织中的固溶量, 堆焊层金属的硬度逐渐增加。当堆焊层金属中 W 含量从 1.82% 增加到 6.35% 时, 堆焊层金属的硬度从 53.24HRC 增加到 64.22HRC, 如图 2 所示。李剑锋等^[42]制备了 M₂₃C₆-WC (M: Cr, W, Fe) 双相碳化物增强铁基熔覆层。结果表明, M₂₃C₆-WC 双相碳化物增强铁基熔覆层的平均显微硬度为 835.3HV, 比纯 Fe60 合金涂层 (604.6HV) 和 WC 增强铁基熔覆层 (658.9HV) 分别增加了约 230HV 和 180HV。

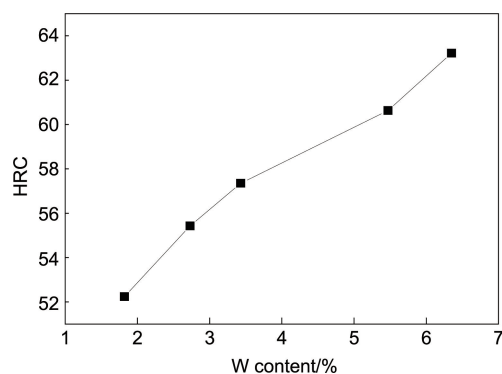


图 2 不同 W 含量的 Fe-Cr-C-W-B 堆焊合金的硬度^[41]

Fig. 2 Hardness of the Fe-Cr-C-W-B with different tungsten contents^[41]

上述学者的研究结果都是熔覆层的硬度随着陶瓷颗粒的增多而增加, 但也有不同于上述研究结果的情况。如刘大双等^[43]通过改变 Nb 的含量制备了 Fe-Cr-Nb-C 堆焊合金, 发现随着 Nb 含量的增加, NbC 数量增多, 但熔覆层的硬度却出现下降趋势。当铌铁含量为 3% 时熔覆层硬度最低, 之后随着 Nb 含量的增加熔覆层硬度升高, 如图 3 所示。进一步分析可知, NbC 的生成能力强, 熔覆层中的 C 含量一定, 加入的 Nb 会夺取碳化铬中的 C 原子从而生成 NbC, 从而减少一次析出和共晶析出碳化铬的数量, 加上此时生成的 NbC 数量较少, 导致熔覆层的硬度呈现下降趋势。当铌铁含量超过 3% 时, 虽然 Nb 含量的增加降低了碳化铬的数量, 但基体中一次析出 NbC 的数量明显增多, 且颗粒细小、呈均匀弥散分布, 促使熔覆层的硬度呈现上升趋势。

可见, 陶瓷颗粒是影响铁基复合材料熔覆层硬度的重要因素, 但熔覆层硬度的升高不仅与陶瓷颗粒的数量、

类型、大小、分布、形态有关, 而且与多种不同陶瓷颗粒复合强化作用有关。

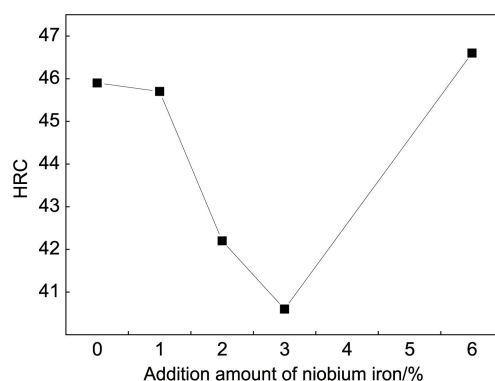


图 3 不同铌铁添加量的熔覆层的硬度^[43]

Fig. 3 Hardness of cladding layer with different amounts of niobium iron addition^[43]

5.2 耐磨性能

机械零件的磨损失效以磨料磨损最为严重, 约占各种磨损类型的一半。陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层主要应用在耐磨料磨损的工况, 为进一步提高耐磨性能, 国内外学者对陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层进行了广泛研究^[43-48]。结果表明, 其磨料磨损过程十分复杂, 既受外部条件影响, 又受熔覆层内在条件影响。当外部条件一定, 即在相同摩擦磨损试验条件下, 有陶瓷颗粒生成的铁基复合材料熔覆层耐磨性一般较好。如刘政军等^[49]在低碳钢表面制备 Fe-Cr-C-Ti-N 系堆焊合金时, 原位形成了 TiN, 分析了 TiN 对堆焊层耐磨性能的影响。研究显示, 含 TiN 的熔覆层磨损量为 0.106 g, 不含 TiN 的磨损量为 0.632 g, 可见当熔覆层中含有 TiN 硬质相时, 磨损量大幅度降低。与之对应的铁基熔覆层的磨损形貌如图 4 所示, 当堆焊层中不含 TiN 时, 磨痕深且宽, 排列比较密集 (图 4a); 当堆焊层中含有 TiN 硬质相时, 磨痕变浅变窄, 排列稀疏 (图 4b)。产生这种现象的原因是生成的 TiN 陶瓷颗粒能够促进初生六边形 M₇C₃ 型碳化物生成, 在它们的复合强化作用下能够阻碍位错运动, 共

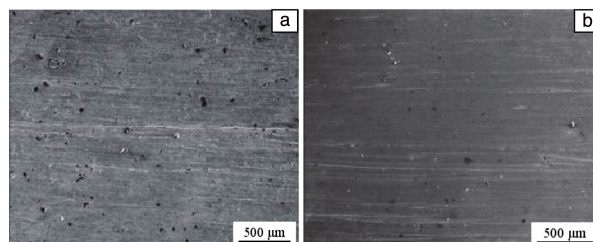


图 4 不含 TiN(a) 和含 TiN(b) 铁基熔覆层的磨损形貌^[49]

Fig. 4 Wear morphology of iron based cladding layers without (a) and with TiN (b)^[49]

同抵御外界硬质磨料对材料的作用,并有效阻碍裂纹在基体材料中扩展,所以 TiN 陶瓷颗粒和 M_7C_3 碳化物的复合强化机制更为优越,从而大大提高了熔覆层的耐磨性能。

另外,也有研究结果表明铁基复合材料熔覆层的耐磨性还与陶瓷颗粒的形态、分布及其与基体组织的匹配状态有关。如宗琳等^[50]在质量分数 6.7%~16.3% 范围内调节 V 的含量,原位合成 (Ti, V)C 增强铁基耐磨复合材料。随着 V 含量的增加,熔覆层的相对耐磨性呈现出先增加后下降的趋势。当 V 含量达到 13.3% 时,熔覆层

具有最佳的耐磨性能,其相对耐磨性是含 V 量为 6.7% 合金的近 3 倍。与之对应的合金磨粒磨损形貌如图 5 所示。当 V 含量为 6.7% 时,组织中生成的 (Ti, V)C 数量较少,抗磨骨架作用较弱,所以熔覆层的磨痕数量较多,磨损较重(图 5a)。当 V 含量为 13.3% 时, (Ti, V)C 的数量最多并且呈均匀弥散分布,所以熔覆层表面磨痕较少且犁沟窄而浅,磨损较轻(图 5b)。当 V 含量为 16.3% 时, (Ti, V)C 继续增多并开始呈聚集状分布,导致熔覆层的脆性增大,极易产生脆性剥落,所以磨损表面磨痕宽而深,且存在数量较多的裂纹和剥落坑(图 5c)。

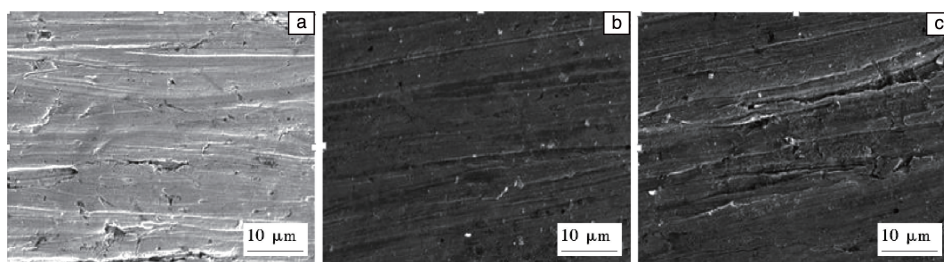


图 5 不同 V 含量的铁基熔覆层的磨损形貌^[50]: (a) 6.7%, (b) 13.3%, (c) 16.3%

Fig. 5 Wear morphology of iron based cladding layers with different vanadium content^[50]: (a) 6.7%, (b) 13.3%, (c) 16.3%

6 结 语

陶瓷颗粒增强铁基复合材料兼具陶瓷颗粒和基体组织的优点,特别是在耐磨性方面优势更为突出,这也是传统单一钢铁材料无法比拟的。采用适当的堆焊技术制备熔覆层,对易磨损金属零件进行制造或修复,不仅耐磨性好,而且成本低、效率高,能够成功替代传统单一钢铁耐磨材料,具有广阔的应用前景。目前,在提高金属材料耐磨性方面,虽然陶瓷颗粒增强铁基复合材料熔覆层已经取得了很大进步,但与国外相比还有较大差距,后续可以在以下方面进行更为深入的研究。

(1) 复合堆焊工艺。在现有堆焊工艺的基础上,探索优势互补的复合堆焊工艺,或者在堆焊过程中施加电磁搅拌、机械振动和超声波振动等,开发出熔覆质量好、成本低和效率高的制备技术。

(2) 界面问题。深入研究陶瓷颗粒与基体间界面对铁基复合材料熔覆层耐磨性的影响,在改善基体与陶瓷颗粒的润湿性、控制界面反应和添加合金元素原位合成陶瓷颗粒等方面,寻求解决界面问题的有效途径。

(3) 材料的优化设计。在研究单一陶瓷颗粒复合的基础上,探究多种不同陶瓷颗粒复合强化对铁基复合材料熔覆层耐磨性的影响,以实现混合陶瓷颗粒的最佳配比,明确多元复合强化机理,为后续优化材料耐磨性能提供理论支持。

(4) 计算机模拟优化。与计算机仿真模拟技术结合,

构建陶瓷颗粒类型、含量、尺寸、形态等因素与性能之间的关联关系,从而高效地实现最佳显微组织设计,避免实验的盲目性。

参考文献 References

- [1] 邵荷生, 张清. 金属的磨料磨损与耐磨材料[M]. 北京: 机械工业出版社, 1988.
SHAO H S, ZHANG Q. Abrasive Wear of Metals and Wear-Resistant Materials[M]. Beijing: Machinery Industry Press, 1988.
- [2] PAWAR S, MUKHOPADHYAY G. Journal of Failure Analysis and Prevention[J], 2018, 18(4): 868-876.
- [3] 高亚平, 师仲然, 贾涓, 等. 金属热处理[J], 2022, 47(1): 32-37.
GAO Y P, SHI Z R, JIA J, et al. Heat Treatment of Metals[J], 2022, 47(1): 32-37.
- [4] LIN C M, CHANG C M, CHEN J H, et al. Surface and Coatings Technology[J], 2010, 205(7): 2590-2596.
- [5] 成恩超, 刘敬, 章健, 等. 材料热处理学报[J], 2022, 43(8): 143-152.
CHENG E C, LIU J, ZHANG J, et al. Transactions of Materials and Treatment[J], 2022, 43(8): 143-152.
- [6] YU D S, MO J Z, YE H J. Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 741(15): 1169-1174.
- [7] SEKUNOWO O I, DUROWAYE S I, LAWAL G I. Journal of King Saud University-Engineering Sciences[J], 2019, 31(1): 78-85.
- [8] KOGA G Y, WOLF W, SCHULZ R, et al. Surface and Coatings Technology[J], 2019, 357: 993-1003.

- [9] 陶杰, 赵玉涛, 潘蕾, 等. 金属基复合材料制备新技术导论[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007.
TAO J, ZHAO Y T, PAN L, *et al.* Introduction to New Technology for Preparation of Metal Matrix Composites[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007.
- [10] 汝娟坚, 贺涵. 科技创新与应用[J], 2019(19): 116–117.
RU J J, HE H. Technology Innovation and Application[J], 2019(19): 116–117.
- [11] 曾绍连. 陶瓷颗粒增强铁基表面复合材料的研究[D]. 广州: 暨南大学, 2007.
ZENG S L. Study on Ceramics Particles Reinforced Iron Matrix Surface Composites[D]. Guangzhou: Jinan University, 2007.
- [12] 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.
JIA H. Study on Multiple Composite Reinforced Wear-Resistant Surfacing Flux Cored Wire and Wear-Resistance Mechanism of Surfacing Layer[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2018.
- [13] 鲜勇, 丁义超, 陈德平, 等. 钢铁钒钛[J], 2019, 40(6): 34–37.
XIAN Y, DING Y C, CHEN D P, *et al.* Iron Steel Vanadium Titanium[J], 2019, 40(6): 34–37.
- [14] LI J, ZONG B Y, WANG Y M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2010, 527(29/30): 7545–7551.
- [15] 庄伟彬, 韩明明, 刘敬福, 等. 热加工工艺[J], 2018, 47(4): 40–42.
ZHUANG W B, HAN M M, LIU J F, *et al.* Hot Working Technology[J], 2018, 47(4): 40–42.
- [16] JING H P, HU L D, MIRABBOS H, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 726(5): 896–905.
- [17] 李滋阳, 王思佳, 邓文举. 轻工科技[J], 2021, 37(4): 41–44.
LI Z Y, WANG S J, DENG W J. Light Industry Science and Technology[J], 2021, 37(4): 41–44.
- [18] 李荣久. 陶瓷-金属复合材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004.
LI R J. Ceramic-Metal Composite[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2004.
- [19] 汤鑫, 张杰, 马天宝. 中国表面工程[J], 2022, 35(3): 16–30.
TANG X, ZHANG J, MA T B. China Surface Engineering[J], 2022, 35(3): 16–30.
- [20] 郝玲慧, 曹雅彬. 热加工工艺[J], 2022, 51(2): 17–20.
HAO L H, CAO Y B. Hot Working Technology[J], 2022, 51(2): 17–20.
- [21] 曹新建, 金剑锋, 曹敬祯, 等. 材料工程[J], 2017, 45(8): 62–67.
CAO X J, JIN J F, CAO J Y, *et al.* Journal of Materials Engineering[J], 2017, 45(8): 62–67.
- [22] 熊鑫. Fe₂B-VB 联合增强高硼铁基耐磨堆焊合金组织结构及耐磨性研究[D]. 佳木斯: 佳木斯大学, 2022.
XIONG X. Study on the Microstructure and Wear Resistance of Fe₂B-VB Joint Strengthened High Boron Iron Base Wear-Resistant Surfacing Alloy[D]. Jiamusi: Jiamusi University, 2022.
- [23] 张培俊. 内生 NbC-TiC-VC 耐磨堆焊合金组织与性能的研究[D]. 济南: 山东大学, 2016.
ZHANG P J. Research on Microstructure and Properties of NbC-TiC-VC Wear Resistant Surfacing Alloy[D]. Jinan: Shandong University, 2016.
- [24] 宿允庆. Fe-Cr-Ti-C 和 Fe-Cr-V-C 耐磨堆焊焊条的研制[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2014.
SU Y Q. The Development of Fe-Cr-Ti-C and Fe-Cr-V-C Hardfacing Electrode[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2014.
- [25] 曾邦兴, 胡永俊, 邹晓东, 等. 焊接[J], 2022(6): 33–41.
ZENG B X, HU Y J, ZOU X D, *et al.* Welding and Joining[J], 2022(6): 33–41.
- [26] 李忠豹. 热处理技术与装备[J], 2017, 38(4): 46–49.
LI Z B. Heat Treatment Technology and Equipment[J], 2017, 38(4): 46–49.
- [27] 丁春辉, 艾星宇, 刘政军, 等. 热加工工艺[J], 2019, 48(19): 56–60.
DING C H, AI X Y, LIU Z J, *et al.* Hot Working Technology[J], 2019, 48(19): 56–60.
- [28] 丁卫东, 栗卓新, 李国栋. 焊接学报[J], 2017, 38(4): 77–80.
DING W D, LI Z X, LI G D. Transactions of the China Welding Institution[J], 2017, 38(4): 77–80.
- [29] 龚建勋, 姚惠文, 程诗尧, 等. 焊接学报[J], 2020, 41(7): 53–58.
GONG J X, YAO H W, CHENG S Y, *et al.* Transactions of the China Welding Institution[J], 2020, 41(7): 53–58.
- [30] 左志超, 徐维义, 王磊, 等. 精密成形工程[J], 2019, 11(5): 137–141.
ZUO Z C, XU W Y, WANG L, *et al.* Journal of Netshape Forming Engineering[J], 2019, 11(5): 137–141.
- [31] 田兵. 预置粉末对明弧堆焊铁基合金显微组织及耐磨性的影响[D]. 湘潭: 湘潭大学, 2016.
TIAN B. Effects of the Presetting Powders on the Microstructure and the Properties of Fe-Based Open-Arc Hardfacing Alloys[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2016.
- [32] 乔虹, 李庆棠, 符寒光, 等. 焊接学报[J], 2015, 36(1): 67–69.
QIAO H, LI Q T, FU H G, *et al.* Transactions of the China Welding Institution[J], 2015, 36(1): 67–69.
- [33] ZHANG M, LIU S S, LUO S X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 43: 89–99.
- [34] ZHANG H, ZOU Y, ZOU Z D, *et al.* Optics and Laser Technology[J], 2015, 65: 119–125.
- [35] 戴衍, 孙昊, 刘飞, 等. 企业技术开发[J], 2016, 35(8): 74–75.
DAI Y, SUN H, LIU F, *et al.* Technological Development of Enterprise[J], 2016, 35(8): 74–75.
- [36] 袁有录, 李铸国. 材料工程[J], 2016, 44(5): 47–53.

- YUAN Y L, LI Z G. *Journal of Materials Engineering*[J], 2016, 44(5): 47-53.
- [37] 王智慧, 赵雪飞, 贺定勇, 等. *材料工程*[J], 2015, 43(7): 73-79.
- WANG Z H, ZHAO X F, HE D Y, *et al.* *Journal of Materials Engineering*[J], 2015, 43(7): 73-79.
- [38] 刘政军, 李乐成, 宗琳, 等. *焊接学报*[J], 2012, 33(3): 64-68.
- LIU Z J, LI L C, ZONG L, *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*[J], 2012, 33(3): 64-68.
- [39] LIU H Y, SONG Z L, CAO Q, *et al.* *Journal of Iron and Steel Research, International*[J], 2016, 23(3): 276-280.
- [40] 贾华, 刘政军, 李萌, 等. *焊接学报*[J], 2019, 40(9): 122-127.
- JIA H, LIU Z J, LI M, *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*[J], 2019, 40(9): 122-127.
- [41] 邹宗轩, 刘政军, 韩旭. *焊接学报*[J], 2021, 42(7): 91-96.
- ZOU Z X, LIU Z J, HAN X. *Transactions of the China Welding Institution*[J], 2021, 42(7): 91-96.
- [42] 李剑锋, 朱真才, 彭玉兴, 等. *摩擦学学报*[J], 2021, 41(6): 843-857.
- LI J F, ZHU Z C, PENG Y X, *et al.* *Tribology*[J], 2021, 41(6): 843-857.
- [43] 刘大双, 刘仁培, 邱悦, 等. *焊接学报*[J], 2012, 33(9): 73-76.
- LIU D S, LIU R P, QIU Y, *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*[J], 2012, 33(9): 73-76.
- [44] YANG L, YU T B, LI M, *et al.* *Ceramics International*[J], 2018, 44(18): 22538-22548.
- [45] YUKSEL N, SAHIN S. *Materials and Design*[J], 2014, 58: 491-498.
- [46] PENG Z L, ZHANG J, ZHANG M J, *et al.* *Ceramics International*[J], 2022, 48(19): 28240-28249.
- [47] LIU H, XING X L, RAO L X, *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2019, 222(15): 181-192.
- [48] 王石, 王琳, 尹晓伟. *稀有金属材料与工程*[J], 2023, 52(4): 1483-1489.
- WANG S, WANG L, YIN X W. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(4): 1483-1489.
- [49] 刘政军, 李东芮, 王文欣, 等. *焊接学报*[J], 2019, 40(10): 15-19.
- LIU Z J, LI D R, WANG W X, *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*[J], 2019, 40(10): 15-19.
- [50] 宗琳, 郭宁, 张小玲. *焊接学报*[J], 2017, 38(8): 10-14.
- ZONG L, GUO N, ZHANG X L. *Transactions of the China Welding Institution*[J], 2017, 38(8): 10-14.

(编辑 吴 锐)