

铁基堆焊合金表面涂层耐磨性的研究进展*

黄海堂^{1,2,3},陈登华^{1,2,3},何曲波^{1,2,3},刘海定^{1,2,3},刘敏^{1,2}

(1. 重庆材料研究院有限公司,重庆 400707;

2. 耐腐蚀合金重庆市重点实验室,重庆 400707;

3. 国家仪表功能材料工程技术研究中心,重庆 400707)

摘要: 由磨损造成的材料表面损失是农业、矿山、土方设备等机械零件面临的主要问题。通过堆焊技术在基体上堆焊具有优异耐磨性能的堆焊合金,可以显著延长或提高机械零件的使用寿命。铁基堆焊合金相比于镍基和钴基具有成分变化范围宽,性能调控容易,价格低廉等优点,因而受到广大学者的关注。对铁基堆焊合金表面涂层耐磨性的研究进展进行了综合评价,着重从成分设计、化合物掺杂以及后处理工艺3个方面对铁基堆焊合金耐磨性能强化途径进行了概述,并对其发展方向提出了一些看法,希望对今后关于堆焊合金耐磨性能工作的开展具有一定的指导意义。

关键词: 堆焊;铁基合金;耐磨性;组织优化;表面强化

中图分类号: TG421

文献标识码: A

DOI:10.3969/j.issn.1001-9731.2023.11.013

0 引言

金属作为国民经济、人民日常生活、国防工业以及科学技术发展必不可少的基础材料和战略物质,被广泛应用于农业、矿山、土方设备等领域的各种工程部件中。然而,随着材料服役时间的增长,工件不可避免的出现失效的现象^[1]。其中,磨损是工件失效的主要原因^[2-3]。磨损的发生,不仅严重影响着工件的精度、性能和寿命,降低其可靠性和安全性,同时还增加了材料和能量的损耗,这对于工业的发展十分不利^[4-6]。

堆焊技术可以实现母材和耐磨合金层的冶金结合,因其经济优势和高的生产效率而得到广泛应用^[7-8]。在堆焊材料的选择上,主要有铁基、镍基和钴基三大类合金。铁基堆焊合金相比于镍基和钴基成本较低且应用广泛,因而受到广大学者的关注。基于堆焊技术制备的铁基合金表面涂层具有优异的硬度和耐磨性能,不仅可以强化工件表面的抗磨损能力,还可对工件因磨损而导致尺寸和形状变化的表面进行修补^[9-10]。并且,合金表面涂层的存在使得工件表面性能显著提升,增加了其使用寿命,大大延长了工件替换周期以及降低成本,这对于企业生产提高产品竞争力具有重大意义^[11]。

在合金的耐磨层中,碳化物、氮化物以及硼化物是其硬质强化相。这些强化相大量存在于耐磨层组织中,以增强合金的硬度和耐磨性能^[12-13]。然而,当初生硬质相尺寸较大或质地硬而脆时,易从基体中开裂剥落,降低合金的强化效果^[14]。在此基础上,通过添加合金元素细化碳化物、氮化物以及增韧硼化物,可改

善其抗开裂剥落性能,但仍存在硬质相尺寸不均匀现象^[15]。因此,在提高硬质相耐磨性和韧性的同时,进一步细化其组织并改善其尺寸均匀性,成为突破铁基堆焊合金应用领域瓶颈问题的关键。

如何调控、优化堆焊层的组织结构,增强和提高合金硬度和耐磨性能,国内外研究学者对铁基堆焊合金进行了大量的研究。本文在大量阅读相关研究资料的基础上,着重从成分设计、化合物掺杂以及后处理工艺三个方面对铁基堆焊合金耐磨性能强化途径进行了概述,并对其发展方向提出了一些看法,希望对今后关于堆焊合金耐磨性能工作的开展具有一定的指导意义。

1 成分设计

铁基堆焊合金主要是以 Fe-C 元素为基础,再添加其他元素形成的多元合金。目前,典型的 Fe 基堆焊合金系主要有 Fe-C-Cr 系合金、Fe-Cr-B 系合金、Fe-C-Mo 系合金等,对应的合金成分见表 1 所示。在这些基本合金系里面,通过添加其他合金元素,如 Ti、Nb、V、Cr、Mo、B、N 等,形成碳化物、碳氮化物、硼化物等耐磨强化相,使基体的硬度、耐磨性、韧性等性能得到显著提升,从而达到合金的使用要求。

1.1 基本合金系

Fe-C-Cr 系合金,也被称为高铬铸铁,是一种典型的铁基堆焊合金,C、Cr 含量较高。值得注意的是,C 是强化 Fe-Cr-C 系合金抗磨损性能的主要组元之一,它的作用主要是与合金中的其他元素如 Cr、B、Nb、W、V 等发生反应生成 MC、M₃C、M₇C₃ 和 M₂₃C₆ 型碳化物。碳化物类型不同主要与合金中 Cr/C 的比值有

* 基金项目:中国机械工业集团有限公司重大科技专项(SINOMAST-ZDZX2020-2-010)

收到初稿日期:2023-02-22

收到修改稿日期:2023-06-05

通讯作者:陈登华 E-mail:287331912@qq.com

作者简介:黄海堂 (1996—),男,硕士,主要从事高温合金性能研究工作。

关,其中 M_7C_3 是高铬铸铁成分范围内的主要碳化物,这些具有较高硬度的碳化物通常以弥散的形式分布于堆焊层中,提升堆焊层的耐磨性^[18-19]。当合金中 C 和 Cr 的含量发生变化时,Fe-Cr-C 合金表现出亚共晶、共

晶和过共晶形态^[20]。目前,Fe-Cr-C 系合金广泛应用于各类耐磨部件的表面修复、强化领域,有较为可观的发展前景。

表 1 Fe-C-Cr、Fe-Cr-B、Fe-C-Mo 系合金的化学成分(%(质量分数))

Table 1 Chemical composition of Fe-C-Cr, Fe-Cr-B and Fe-C-Mo alloys (wt%)

合金系	主要合金元素								
Fe-C-Cr ^[16]	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	V	Mo	Fe
	1.0~2.5	≤2.0	≤2.0	6.0~18.0	<1.0	10.0~15.0	<1.0	<0.5	Bal.
Fe-Cr-B ^[17]	C	B	Cr	Mn	Si	Ni	Cu	Mo	Fe
	0.11~1.05	0.01~2.75	3.85~19.50	0.24~1.25	0.29~1.22	0.09~2.32	0.01~2.00	0~0.51	Bal.
Fe-C-Mo ^[16]	C	Ni	Mn	Mo	Si	V	P,S	Fe	—
	1.0~2.5	0.1~0.5	1.72~2.00	15.0~20.0	1.5~2.0	5.0~10.0	<0.035	Bal.	—

Fe-Cr-B 系合金是在高铬铸铁基础上发展起来的一种合金,具有更好的淬硬性和淬透性^[21]。B 作为一种间隙原子,它和 C 有相似的作用,能够与其他合金元素形成硼化物,具有较高的硬度,可以显著提高堆焊层的硬度^[22]。另外,B 还可以替换部分 C 固溶到碳化物中形成硼碳化合物,间接的增加堆焊层的硬度。国内外正在开发或研究的高铬铁基耐磨合金主要用于耐磨材料,以高 B 含量为主要特征,形成高体积分数的耐磨相,同时含有一定的合金元素如 Cr、Mn、Ni 等,生成高硬度的 M_2B 共晶碳化物。

Fe-C-Mo 系合金是一种新型的铁基堆焊合金,熔覆金属中用 Mo 元素替代 Cr 元素,可促进在合金中生成大量碳化物,提高材料表面硬度和韧性。Mo 在堆焊层中以多种方式存在,一部分溶解在奥氏体中,提高共析转变温度,细化奥氏体枝晶,使奥氏体加快转变成马氏体,大部分与 Cr 形成复合碳化物,少量分布在堆焊层中具有弥散强化作用^[23]。

1.2 合金化

Ti 是强碳化物形成元素,不仅可以与表层合金中的 C 结合形成高硬度的粒状碳化物,而且还能细化晶粒。Michal 等^[24]指出给定量的 Ti 元素对 Fe-Mo-B-C 合金组织结构的形成过程具有强烈影响。初生 TiC 相(暗相)弥散分布于 $Fe(Mo,B)_2$ 晶粒的中心区域,促使晶粒显著细化(平均晶粒尺寸接近 $5 \mu m$)以及形状更加等轴化(如图 1),其耐磨性相比原始基体可提高 1.2 倍。除此之外,其还能促进其它碳化物的析出。在 Fe-Cr13-C-Nb 堆焊合金中加入 Ti 元素后,Ti 比 Nb 对 C 具有更大的亲和力以形成 TiC,并由此作为复合碳化物的形核位置,促进 Nb 和 Ti 复合碳化物的析出。并且,随着 Ti 含量逐渐增加,碳化物变得细小且弥散分布,使得组织细化,合金的耐磨性得以提高^[25]。

Nb 属于强碳化物形成元素,可与 C 形成 NbC, NbC 具有高的热稳定性以及与铁基堆焊合金相近的密度,利于其在组织中均匀分布,提高组织和性能的均匀性^[28]。当 NbC 弥散分布在奥氏体晶界上时,可阻止奥氏体晶粒长大,细化晶粒,提升熔覆金属的硬度和

耐磨性能^[26-27]。在研究 Nb 元素对共晶 Fe-Cr-C 堆焊合金耐磨性和拉伸性能的影响时,Liu 等^[29]指出 Nb 元素的添加会优先形成 NbC,然后形成初生 $(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物。通过对 NbC 与 $(Fe,Cr)_7C_3$ 的晶格失配度计算表明,NbC 可以作为细化 Fe-Cr-C 硬面堆焊合金中初生 $(Fe,Cr)_7C_3$ 碳化物的异质核心(如图 2 所示)。在研究合金磨损行为随磨损条件的变化规律时,Yu 等^[31]指出当橡胶轮与合金表面接触后,会先产生一个完全磨损区域,枝晶奥氏体被微切削,NbC 及共晶碳化物发生剥落;其次还会产生一个弱磨损区域,合金沿磨损方向发生轻微的切削和犁削。另一方面,Huang 等^[30]尝试同时改变 Nb、Cr 和 C 元素的含量研究对堆焊合金组织和性能的影响,发现随着堆焊材料中 Nb、Cr 和 C 质量分数的增加,合金的耐磨性能先增加到最大值(基材的 5.7 倍),随后开始降低。然而,合金的耐磨性与 Nb、Cr 和 C 元素具体成分占比的关系并没有得到进一步论证,还需进一步完善。

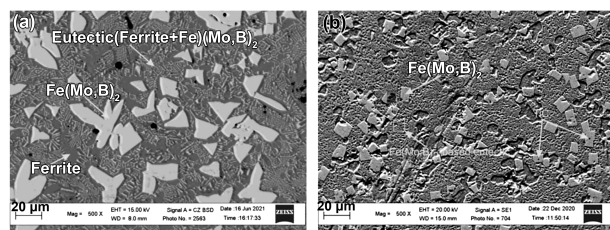


图 1 Ti 合金化前后合金的显微组织:(a)原始基体组织形貌;(b)添加 Ti 后的组织形貌^[24]

Fig.1 The microstructure of surfacing alloy before and after Ti alloying: (a) the morphology of the original matrix; (b) microstructure after adding Ti^[24]

V 能促进二次碳化物在固态相变过程中析出,使得 V 合金化电渣高铬铸铁堆焊层在不进行焊后热处理的情况下可获得良好的耐磨性^[32-33]。另一方面,热力学分析揭示了 V 在基体和碳化物之间的分配,这有效地增加了耐磨性^[34]。因此,V 对碳化物的微观结构和立体特征的双重影响使其成为高铬铸铁硬面合金化的明智选择。Wang 等^[35]研究了 V 对电渣堆焊高铬

铸铁堆焊层组织和耐磨性的影响。结果表明,V与C的亲合力比Cr强,V可以取代 M_7C_3 中的一部分Cr,随着V含量增加, M_7C_3 型碳化物化学成分将发生变化(如表2所示);当V含量从0增加到1.5%时,硬度和耐磨性提高(如图3)。但当V含量为2.32%时,初生奥氏体降低了堆焊层的硬度和耐磨性。另有研究表

明,V在Fe-B合金中还有细化 Fe_2B 的作用,使得 Fe_2B 相中的微裂纹数量减少并最终消失,并随着V含量的增加,堆焊合金的硬度呈现先升高后降低的趋势^[36]。但是,Çömez等^[37]指出,V的添加对Fe-Cr-C合金耐磨性影响不大,反而对耐蚀性有显著的提升作用,加入V后,其耐蚀性可提高3~4倍。

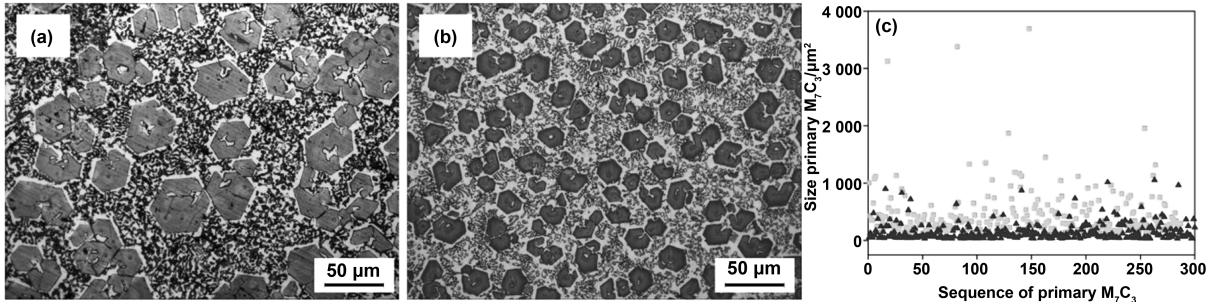


图2 Nb合金化Fe-Cr-C堆焊合金的显微组织;(a)原始基体组织形貌;(b)添加Nb后的组织形貌;(c)Nb合金化前后碳化物的尺寸大小统计^[29]

Fig.2 Microstructure of Nb alloyed Fe-Cr-C surfacing alloy: (a) the original matrix morphology; (b) the structure morphology after adding Nb; (c) size statistics of carbides before and after Nb alloying^[29]

表2 不同V含量下HCCI堆焊层中碳化物的化学成分^[35]

Table 2 Chemical component of carbides in HCCI hardfacing layers with different V^[35]

Hardfacing laryer	M_7C_3	MC
3.6C-20Cr-Fe	$(Cr_{4.7}Fe_{2.3})C_3$	—
3.6C-20Cr-Fe-0.83V	$(Cr_{4.6}Fe_{2.2}V_{0.2})C_3$	—
3.6C-20Cr-Fe-1.50V	$(Cr_{4.5}Fe_{2.1}V_{0.4})C_3$	—
3.6C-20Cr-Fe-2.32V	$(Cr_{1.4}Fe_{2.1}V_{0.5})C_3$	$(Cr_{0.23}V_{0.77})C$

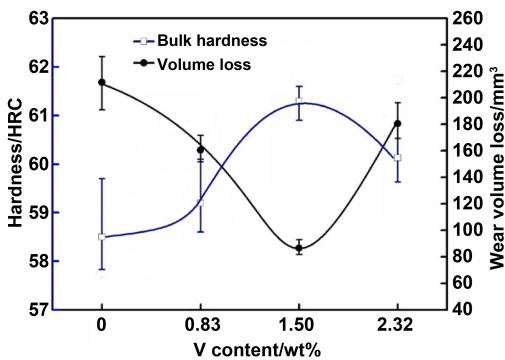


图3 HCCI堆焊层硬度和磨损体积损失的变化^[35]
Fig.3 Changes in the hardness and wear volume loss of HCCI hardfacing layer^[35]

Cr元素对铁硼合金性能的改善具有重要作用。在铁硼合金中, Fe_2B 晶格由于沿 $[002]$ 方向弱的B-B键,使得其具有固有脆性^[14]。在磨粒磨损过程中, Fe_2B 由于与磨粒的相互作用而易于断裂和破碎,这对Fe-B铸造合金的耐磨性极为不利^[38]。Kocaman等^[39]系统的研究了Cr元素对铁硼合金磨损行为的影响。堆焊层的耐磨性与Cr含量存在直接关系,随着Cr含量的增加,组织间的碳硼化合物含量相应增加,硬度值增大,磨损率减小。Cr合金化的优势在于,其不仅能够

提升堆焊层的硬度和降低磨损率,还能有效改善硼化物的韧性。研究表明,Cr原子倾向于聚集在 Fe_2B 晶粒中,促使 Fe_2B 形成了细的层状结构,诱导裂纹扩展发生转向,并消耗更多的能量,在不牺牲硬度的情况下可使合金的断裂韧性提高近38.5%,从而有效的降低其脆性^[40]。

Mo可以与C形成 M_2C 或MC碳化物,其尺寸更小,体积分数更低^[15]。此外,Mo还可作为碳化物稳定剂溶解在 M_7C_3 碳化物中,并形成富钼共晶相,从而增加高铬铸铁的硬度^[41]。Liu等^[42]系统的研究了Mo含量对堆焊合金耐磨性的影响。合金的耐磨性并不完全受Mo含量的控制,而是直接取决于初生 M_7C_3 碳化物的体积分数。随着Mo含量的增加,初生碳化物的含量会达到极值(如图4),当Mo含量增加到超过1.35%时,耐磨性不会显著增加(如表3)。

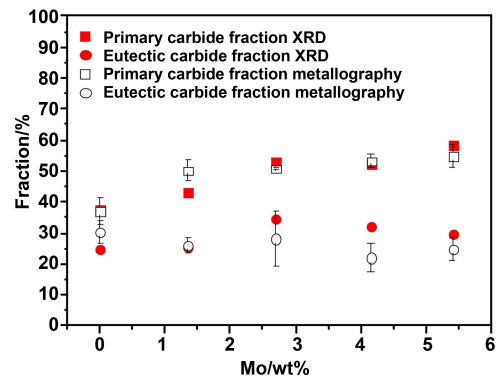


图4 用XRD和金相法分别测定了堆焊合金中碳化物的体积分数^[42]

Fig.4 Volume fraction of carbides in the deposited hardfacing alloys determined by XRD and metallography, respectively^[42]

表3 不同 Mo 含量堆焊合金的磨损性能^[35]

Table 3 The wear loss of hardfacing alloys with different Mo contents^[35]

Samples	Volume loss of each specimen/mm ³			Average volume loss/mm ³
Mo-free	0.031	0.025	0.020	0.029
Mo 1.35	0.012	0.011	0.014	0.012
Mo 2.70	0.013	0.017	0.010	0.013
Mo 4.16	0.008	0.010	0.017	0.012
Mo 5.41	0.013	0.011	0.012	0.012

B 可与铁基堆焊合金中的 Fe 等元素形成 M₂B 型硼化物, M₂B 的硬度可达 2010 HV, 远高于碳化物^[43]。并且, B 作为合金元素应用于工业领域, 可节省和替代一些贵重元素。因此, 以硼化物作为耐磨骨架来替代碳化物形成耐磨材料是值得期盼的。Purba 等^[44]系统研究了 B(0~3.0% (质量分数)) 对高 Cr 基高铬基多元白口铸铁组织和磨料磨损性能的影响。在低载荷下, 由于 M₂(C, B) 的体积分数较高, 材料的耐磨性得到提高。但在高载荷下, 由于初生相 M₇C₃ 或 M₇(C, B)₃ 的断裂韧性较低, 从而降低了材料的耐磨性。Günen 等^[45]指出, 通过对铁基 A286 高温合金进行渗硼处理, 可使合金表面形成由 FeB、Fe₂B、CrB、NiB、Ni₄B₃ 组成的多元渗硼层, 渗层的硬度和厚度随着渗硼温度和渗硼时间的变化, 分别为 1498~1961 HV 和 20~130 μm。由于表面硬度的提高, 所有渗硼样品在环境空气和 3.5% 氯化钠中都表现出比未经处理的合金更低的摩擦系数和更高的耐磨性。

N 作为间隙固溶原子, 在铁基合金中可以与其他合金元素相互作用形成碳氮化物, 细化 M₇C₃ 碳化物, 提高堆焊合金硬度以及耐磨性^[46-47]。Wang 等^[48]通过向过共晶 Fe-Cr-C-Ti-Nb 涂层添加 N 证明了这一点, (Ti, Nb)(C, N) 存在于初生 M₇C₃ 碳化物内部, 两者结合紧密, 晶面的错配度为 6.15%, 表明涂层中优先析出的 (Ti, Nb)(C, N) 是初生 M₇C₃ 碳化物的异质形核核心, 从而细化了初生 M₇C₃ 碳化物。除此之外, Smith 等^[49]还发现通过向不锈钢中添加高达 0.5% (质量分数) 的 N, 可提高硬质相析出的体积分数和基体的应变硬化率, 在 350 °C 下, 所得合金性能与 Stellite6 相当。

2 化合物掺杂

在化合物掺杂方面, 主要有稀土氧化物和陶瓷颗粒。稀土元素, 如 Y、Ce、La 等, 因其特有的物理化学性质, 已在铁基合金中得到广泛的应用。向合金中添加稀土氧化物可细化晶粒、减少杂质等作用, 从而改善合金的强度、硬度等性能^[50-51]。另一方面, 在金属基合金粉末中添加陶瓷材料可增强工件的性能, 如耐磨性、导热性、材料韧性、耐蚀性、绝缘性等, 显著提高工件在各种恶劣条件下的可用性^[52-53]。目前在金属基合金粉末中常添加的陶瓷粉末有 WC、TiC、VC、NbC、Cr₃C₂、B₄C 等碳化物, TiN、AlN 等氮化物, TiB₂、ZrB₂ 等硼化物, Al₂O₃、ZrO₂ 等氧化物^[54]。添加不同陶瓷粉末及陶瓷粉末与合金粉末配比可以给堆焊层带来不同强化效果, 这使得研究陶瓷材料改性堆焊层组织性能具有重要意义。

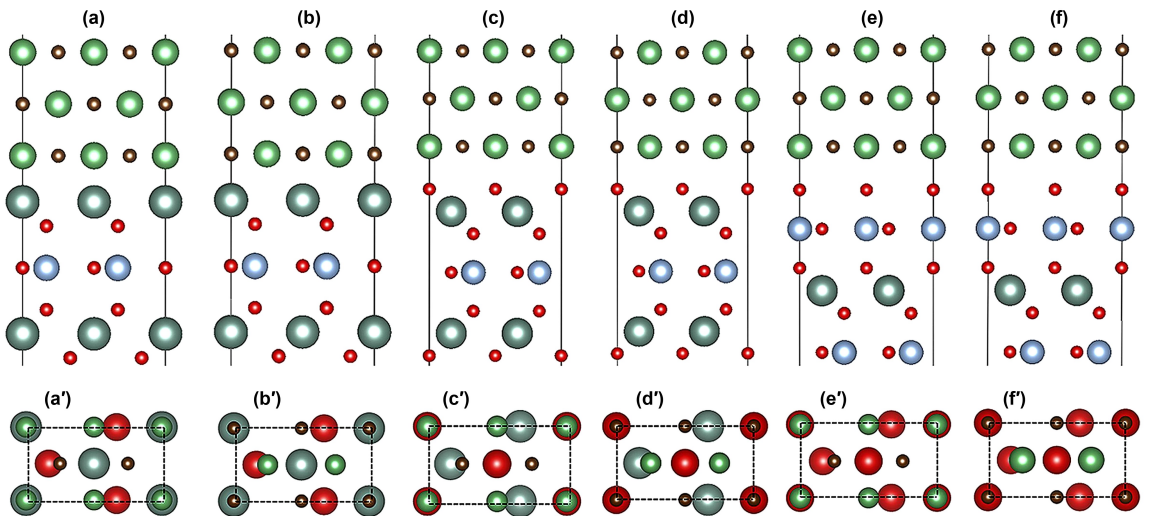


图5 接口模型的示意图结构。(a) Nb-Y, (b) C-Y, (c) Nb-O1, (d) C-O1, (e) Nb-O2, (f) C-O2 和 (a')~(f') 界面模型俯视图^[58]

Fig.5 Schematic images of YAlO3(001)/TiC(100) interface models: (a) Y-C; (b) Y-Ti; (c) O1-C; (d) O1-Ti; (e) O2-C; (f) O2-Ti model and (a')-(f') their top views respectively^[58]

2.1 稀土氧化物

稀土氧化物 Y₂O₃ 具有优异的物理和化学性质, 在细化晶粒、控制不均匀晶粒生长等方面的作用已经成为人们研究关注的热点。在实验研究方面, Liu

等^[55]研究发现, 在过共晶 Fe-Cr-C 涂层中同时加入纳米 Y₂O₃ 和 Ti 可形成 TiC 和 Y₂O₃, Y₂O₃ 促使 TiC 颗粒增加并离散分布, 这些大量分散的 TiC 颗粒可以进一步充当初生 M₇C₃ 碳化物的非均形核核心, 对初生

M_7C_3 碳化物的细化和均质化起促进作用。Jin 等^[56] 研究发现, Y 含量对 Mo_2FeB_2 熔覆层组织、相组成、硬度和耐磨性具有重要影响, 当 Y 含量为 2% 时, 熔覆层中硬相分布均匀且 Mo_2FeB_2 相晶粒细化效果显著, 此时熔覆层的耐磨性较好, 与烧结试样相当。在理论研究方面, Shi 等^[57] 采用第一性原理计算方法对 $YAlO_3(001)/TiC(100)$ 界面结构和能量进行了计算, 添加 $YAlO_3$ 添加剂后, TiC 增强耐磨涂层和其他功能陶瓷

的致密化和力学性能有望得到显著改善。在此基础上, Shi 等^[58] 还研究了 $YAlO_3/NbC$ 非均相形核界面特征, $YAlO_3(001)$ 面与 $NbC(100)$ 面能形成稳定的界面结构(如图 5 所示)。在透射电镜中观察到两者结合紧密(如图 6 所示), 证实了 NbC 可在 $YAlO_3$ 周围生长。因此 $YAlO_3$ 可以作为 NbC 的有效异构核, 并对其细化。

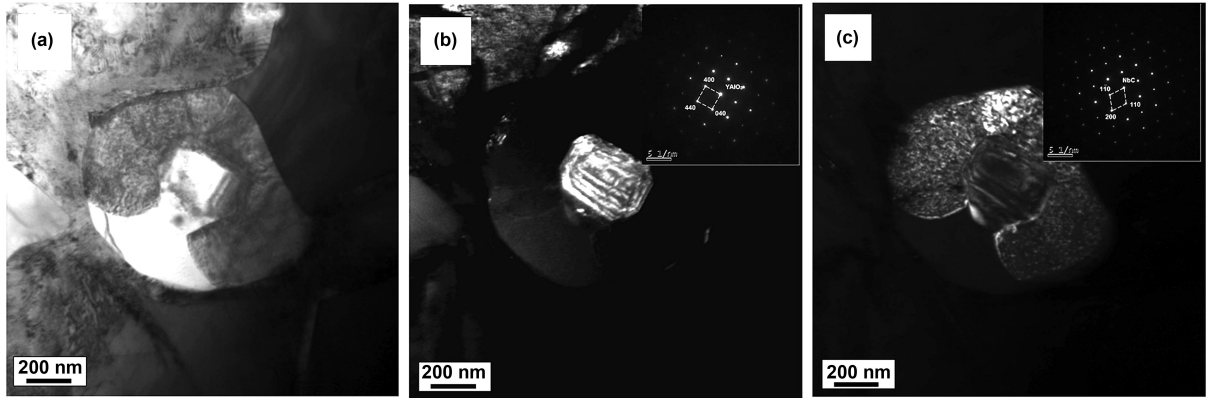


图 6 铁基堆焊合金的 TEM 图像;(a)水滴状粒子的明场图像,(b)枣核状的暗场图像,(c)环状的 SADPs^[58]

Fig.6 TEM images of Fe-based surfacing alloy: (a) bright field image of the drop-shaped particle, dark field images and SADPs of the core (b) and annulus (c)^[58]

向合金中适量加入 CeO_2 , 可以对堆焊层中的组织和晶粒起到明显的细化效果, 改善堆焊层的耐磨性。Singla 等^[59] 系统地研究了 CeO_2 含量对铁基合金力学、显微组织和摩擦学性能的影响, 随着稀土氧化物含量的增加, 碳化物的体积分数也有所增加, 其耐磨性也得到增强。统计回归模型表明稀土的最佳用量小于 6% 时, 抗磨损性能最优。其微观机理为: Ce 掺杂促使体系中的电子进行重新分布, 形成更稳定的化学键, 从而提高 M_7C_3 碳化物的塑性和韧性, 增强了其耐磨性能^[60]。

La 是典型的晶界偏析元素和表面活性元素, 其钉扎作用可以抑制晶粒的生长, 达到细化晶粒的效果。不仅如此, 它可以提高涂层或复合材料的均匀性和表面硬度, 从而获得良好的摩擦性能。Wang 等^[61] 系统地研究了 La_2O_3 含量对 Fe 基合金复合镀层组织和性能的影响, 当弥散分布的 La_2O_3 含量为 1% 时, 晶粒得到细化, 硬度提高到基体材料的 3.1 倍, 磨损损失降低 27.7%, 复合涂层磨损面损伤较小。然而, 针对稀土元素改性基堆焊合金耐磨性的相关研究, 主要集中在 Y 掺杂和 Ce 掺杂, 关于 La_2O_3 对 Fe 基堆焊合金耐磨性的相关研究还较欠缺, 有待进行进一步深入的研究。

2.2 陶瓷颗粒相

在碳化物颗粒方面, WC 是目前研究的热门陶瓷材料, 由于其具有高硬度、耐磨性、耐高温等良好性能, 常常作为金属基复合涂层的增强材料。大量研究表明, 熔覆层的耐磨性与 WC 的含量有很大关系。Xia 等^[62] 指出, 随着 WC 含量的增加, 晶粒组织明显细化,

平均显微硬度由 349.0 HV 提高到 482.1 HV, 熔覆层的硬度和耐磨性显著提高。Wei 等^[63] 进一步指出, 涂层显微硬度在 WC 含量为 16% 时达到峰值 826.2 HV。WC 对熔覆层耐磨性的强化机理主要表现在: 首先, 焊层中溶解的 WC 颗粒会抑制胞状晶、等轴晶和少量短柱状晶包围的粗柱状晶的生长, 细化组织晶粒^[64]; 其次, WC 诱使生成主要强化相 Fe_3W_3C , 增强了基体耐磨性^[64-65]; 第三, WC 中的 W 元素溶解引起固溶强化^[66]。

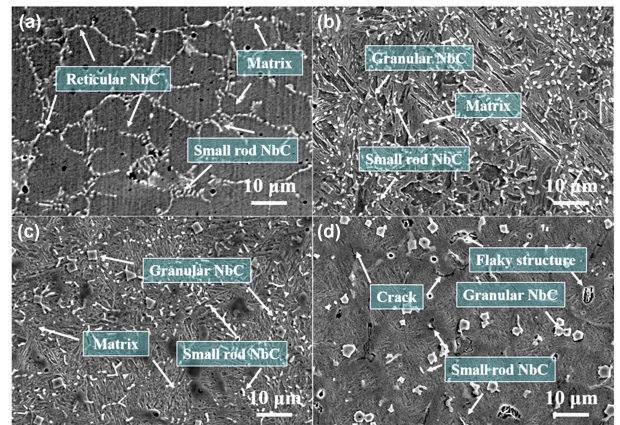


图 7 涂层微观组织(a) 0.4wt% C (b) 0.8wt% C (c) 1.2wt% C (d) 1.4wt% C^[67]

Fig.7 Microstructure of coatings: (a) 0.4 wt% C; (b) 0.8 wt% C; (c) 1.2 wt% C; (d) 1.4 wt% C^[67]

NbC 由于其高硬度、优异的耐磨性而被普遍用作增强材料。并且, NbC 的密度与铁基涂层相近, 可促

进 NbC 在涂层中均匀分布。Zhao 等^[67]研究了 NbC 与耐磨性的关系, NbC 的分布和形态受 C 含量影响(如图 7 所示), 当 C 含量为 1.2% 时, NbC 为颗粒状和小棒状, 使得基体具备更高的硬度(58 HRC)和耐磨性(0.27/N cm²)。Xi 等^[68]也发现 NbC 颗粒形貌对耐磨性影响较大, 十字形 NbC 颗粒试样的耐磨性要优于矩形 NbC 颗粒。Cao 等^[69]通过激光熔覆工艺制备了 NbC 熔覆层, 颗粒状 NbC 会部分分解, 并以网状或羽毛状再次析出, 沉淀在未分解的 NbC 颗粒表面, 对耐磨性具有明显的促进作用。

TiC 由于具备优异的硬度和高温稳定性而成为复合涂层的理想材料。Xiao^[70]等指出 TiC-Fe 金属陶瓷涂层具有 887.5 HV 的显微硬度, 在 10 N 和 25 N 处的磨损率分别降低 40% 和 60%, 对重载荷的敏感性也明显降低。

在氮化物颗粒方面, TiN 具有高的硬度、化学稳定性、耐磨性和耐高温性, 已被广泛用作坚硬耐磨的材料。Chu 等^[71]制备了不同比例 TiN/Fe 基非晶复合涂层, 发现 15% TiN/Fe 基非晶复合涂层性能最稳定, 耐磨耐腐蚀性能优异。在磨损和摩擦特性方面, TiN 纳米颗粒可作为增强体是得合计基体表现出较强的粘结机制和良好的磨损性能^[13]。除此之外, TiN 还可作为初生 M₇C₃ 的非均相形核核心, 对 M₇C₃ 具有显著的细化作用, 从而提升堆焊层的硬度和耐磨性^[72]。

在硼化物颗粒方面, TiB₂ 因其高硬度(3 400 HV)、高熔化温度(3 225 °C)、优异的摩擦学性能以及与钢基体的良好相容性而被认为是最好的钢基增强剂之一^[73]。Zhu 等^[74]采用高速电弧喷涂技术在 Q235 钢基体上沉积 FeNiCrAl-B₄C 和 FeNiCrAl-B₄C-TiB₂ 涂层, 对比发现, 添加 TiB₂ 粉末后, 涂层的硬度提高了 0.7 倍, 耐磨性提高了 1.8 倍。Kumar 等^[75]采用 TIG 涂层技术在 AISI 304 不锈钢表面制备了 Fe-TiB₂ 复合涂层, 发现添加 30% TiB₂ 可使涂层获得最大硬度 606 HV_{0.1}, 比基体(227 HV_{0.1})提高了 2.66 倍, 并形成 TiB₂ 均匀分布的无裂纹涂层。但需对 TiB₂ 的百分比含量进行控制, TiB₂ 含量过高会引起界面结合层出现间隙, 降低焊层稳定性。

ZrB₂ 作为另一种硼化物, 以其高熔点(3 246 °C)、低密度(6.085 g/cm³)和高摩擦学性能被认为是另一种钢基体的最佳增强材料。Sulima 等^[76]采用放电等离子烧结(SPS/FAST)技术制备了 4 种不同 ZrB₂ 含量的复合材料, 结果表明, ZrB₂ 含量对合金性能有显著影响, 随着 ZrB₂ 增强相含量的增加, 烧结复合材料的弹性模量和硬度增加, 耐磨性提高。由于其高熔点的特性, ZrB₂ 与 SiC 联合制备的复合陶瓷粉末连续梯度涂层, 在室温下硬度可达 1810 HV_{0.5}, 在 800 °C 时仍保持在 1 000 HV_{0.5} 以上(如图 8)^[77]。

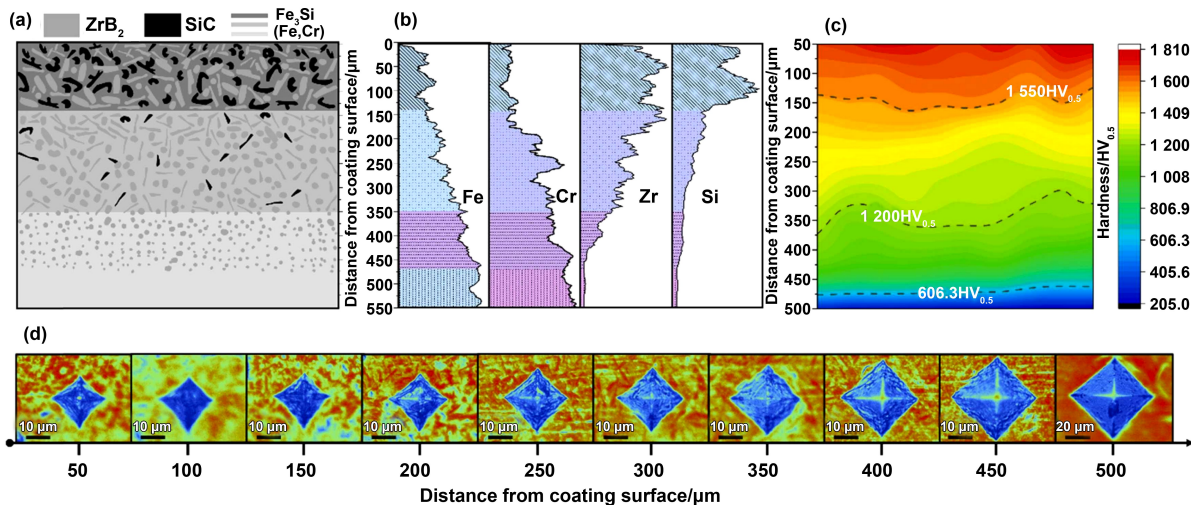


图 8 (a) 涂层截面梯度分布示意图; (b) Fe、Si、Zr 和 Cr 元素从涂层表面到基体分布的 eds 线扫描结果; (c) 涂层到基体的显微硬度云图; (d) 涂层表面到基材的维氏硬度压痕照片^[77]

Fig.8 (a) Schematic diagram of gradient distribution of coating section; (b) EDS-line scanning results of Fe, Si, Zr and Cr element distribution from the coating surface to the substrate; (c) microhardness nephogram from coating to substrate; (d) photograph of the Vickers hardness indentation from the coating surface to the substrate

在氧化物颗粒方面, ZrO₂ 增韧 Al₂O₃ 颗粒(ZTA)因具有较高的硬度、较好的断裂韧性和良好的热稳定性, 被用作金属基复合材料的增强材料。“蜂窝结构”由于其良好的综合力学性能和完善的结构, 在复合材料设计中得到了广泛的应用。将 ZTA 与“蜂窝结构”相结合制备而成的具有多孔结构的 ZTA 预制体增

强高铬铸铁(HCCI)复合材料, 其耐磨性相比于基体高出 3 倍^[78]。从工艺角度入手, 通过浸渗铸造工艺制备了 ZTA 颗粒增强 HCCI 复合材料, 耐磨性提高到了 6 倍^[79]。在此基础上, Ru 等^[80]首先采用化学沉积法制备 Ni 包覆 ZTA 前驱体, 再采用铸渗法制备铁基复合材料, 对 3 种材料进行了磨粒磨损试验, 发现 3 种材料

的耐磨性顺序为: ZTA 包覆 Ni/HCCI > ZTA/HCCI > HCCI。Qiu 等^[81]采用流动混合(PB-FM)压力键合法制备了 ZTA 颗粒增强高铬铸铁(HCCI)复合材料,在低冲击能量下,复合材料的磨损机制主要是基体的犁削和切削以及增强体的轻微破碎;而在高冲击能量下,其磨损机制主要是增强体颗粒的破碎和脱离、嵌入的磨料以及剥落坑。

3 后处理工艺

在将焊材堆焊在基材表面后,由于加热和冷却的不均匀性会产生应力集中,或需要进一步优化堆焊层的组织和性能,因此在堆焊过程结束后,需对堆焊层进行后处理,后处理主要包括热处理和凝固过程的控制。

3.1 热处理

热处理是提高堆焊合金性能的重要手段,适当的热处理可以消除铸件在冷却过程中产生的应力,优化组织和性能,提高合金的韧性和耐磨性。按照热处理工艺和目的的不同主要有淬火+回火热处理、稳定化

热处理、亚临界热处理等几种热处理方法。

淬火+回火热处理不仅可消除因淬火和相变引起的残余应力,还可使组织得到优化,产生二次硬化现象,提高硬度和耐磨性。Lee 等^[82]对 FeCrV 合金(高耐磨钢或 HWS)进行了淬火+回火处理,合金的硬度从(± 18.7)659HV(图 9(a)中●线)增加到(± 3.33)773HV(图 9(a)中▲线),其强化原因在于:首先,堆焊层中的绝大部分奥氏体发生相变转变为马氏体;其次,晶界处析出球状富 Cr 碳化物和棒状富 V 碳化物,以及晶粒中析出了纳米碳化钒。此外,由于树枝状残余奥氏体的破坏,提供了裂纹扩展路径,支持了非扩散相变,其抗拉强度从(± 21.5)570.6 MPa 提高到(± 47.7)848.1 MPa(如图 9(b)所示)。Choi 等^[83]采用相同的热处理制度对 HWS 进行了热处理,合金硬度达到 60.59~62.0 HRC,与工具钢(D2)相比,耐磨性约为 D2 的 4.2 倍,韧性约为 D2 的 4.0 倍,抗压强度约为 D2 的 1.45 倍,合金的综合性能得到全面优化。

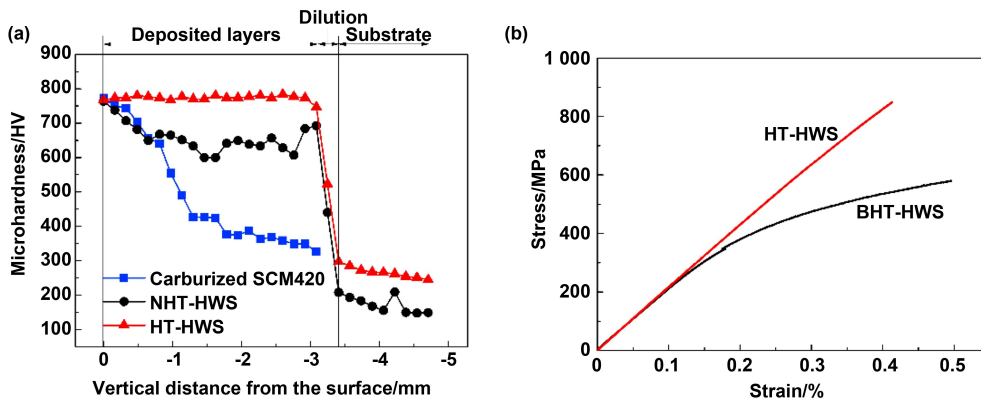


图 9 经渗碳处理的 SCM420、NHT-HWS 和 HT-HWS 的显微硬度从沉积区顶部表面到基体的分布情况。

(b) 沉积 NHT-HWS 和 HT-HWS 的应力-应变曲线^[82]

Fig.9 Distribution of microhardness of carburized SCM420, NHT-HWS, and HT-HWS measured from the top surface of the deposited region to the substrate; (b) stress-strain curve of deposited NHT-HWS and HT-HWS

由于高铬铸铁堆焊层中奥氏体浓度高于马氏体,使堆焊层较软抗滑动磨损性能受限。因此,需通过适当的热处理减少奥氏体来提高马氏体和碳化物的含量。研究发现,通过稳定化热处理可以使奥氏体失稳显著,促进第二相碳化物析出和马氏体转变,从而提高低合金钢的硬度和耐磨性^[84-85]。

然而,高温状态下的稳定化处理虽然提高低合金钢的硬度和耐磨性,但另一方面,晶粒尺寸的快速生长降低了合金钢的性能。因此,若能在奥氏体分解转变为马氏体的同时,控制热处理的温度不超过临界奥氏体化温度(AC_1),将能实现组织与性能的良好结合,即对合金进行亚临界热处理。Sun 等^[86]报道 2.7C-16Cr1Mo-1Cu 铸件经 580 °C 热处理后,奥氏体分解转变为马氏体,证实了这一可行性。在此基础上,Wang 等^[87]研究了 AC_1 (440~600 °C) 以下不同热处理温度

对高铬铸铁堆焊层微观组织、硬度和滑动磨损性能的影响,发现在 520 °C 热处理时堆焊效果最佳,硬度、摩擦系数和耐磨性分别提高了 11.88%、25% 和 30%。

3.2 凝固过程的控制

控制堆焊层的凝固过程是提高其耐磨性的又一有效办法。在常用的冷却介质方面,主要有气态介质(氦气、氩气和氮气)、液态介质(液氮、液态二氧化碳和水)和固态介质(干冰)。不同的冷却介质会干预堆焊层中原子的扩散速率,影响基体中各种相组织的体积分数,进而影响堆焊层的硬度和耐磨性。Fernando 等^[88]研究了空冷和水冷对堆焊层组织性能的影响,发现基体中存在玻璃相、共晶相和硬质相 3 种不同的相,其空冷和水冷时的体积分数如表 4 所示,平均显微硬度和比磨损率如图 10 所示。水冷后合金可获得更高的硬度和更好的耐磨性能,这与硬质相的含量占比有直接的

关系。另一方面,冷却速率还会对组织的形态产生影响。Zhang 等^[89]通过研究空冷和液氮冷却对高铬铸铁电弧堆焊层组织和磨粒磨损性能的影响时发现,相比空冷,液氮冷却使初生奥氏体的分布更加细小均匀,共晶组织也被细化,共晶碳化物由棒状转变为针状。

表 4 在空气或水中冷却的样品堆焊涂层上相的体积分数^[88]

Table 4 Volume fraction of phases on hardfacing coating for samples cooled in air or water^[88]

	Volume fraction		
	Glass phase	Eutectic	Hard phase
Air Cooled	0.14	0.20	0.66
Water Cooled	0.15	0.16	0.69

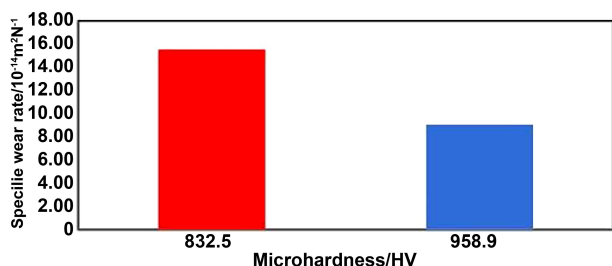


图 10 在空气和水中冷却的堆焊涂层的比磨损率与显微硬度^[88]

Fig.10 Specific wear rate against microhardness for hardfacing coating cooled in air and water^[88]

冷却介质对堆焊层的影响,除体现在冷却速率上,还和冷却终了温度相关联。Zhang 等^[90]讨论了水、液氮强制冷却 Fe-Cr-C 合金的微观组织及耐磨性演变。氮冷的冷却速度虽然没有水冷快,但其冷却终了温度可以达到 $-125\text{ }^{\circ}\text{C}$,促使马氏体转变得到加强,此时的马氏体相变主要是由共晶组织基体发生的转变,因为初生奥氏体位错密度较高、C 含量高以及位错间的相互作用提高其组织稳定性,使其难以发生相变,这是引起合金耐磨性提升的主要原因。

4 结 语

4.1 总 结

铁基堆焊合金是通过堆焊技术在基材表面堆焊具有优良耐磨性能的焊材,生成的一种复合涂层,对工件的制造和再生性修复具有显著的作用。由于其成分变化范围宽,性能调控容易,价格低廉,因而受到广泛应用。通过以往的研究成果,使人们丰富了对铁基堆焊合金的认识和了解,对进一步开展深入的理论和应用研究具有重要的指导作用。

(1)目前合金化是提高堆焊合金耐磨性能的主流途径,合金元素的添加会生成多种碳化物、硼化物等耐磨强化相,对于基体耐磨性能的提高具有明显的促进作用。并且,通过多元合金化添加,发挥元素的综合作用,在提升基体耐磨性的基础上,同时提高其塑性和韧

性,已见成效。

(2)稀土氧化物由于其优异的物理和化学性能,在晶粒细化和杂质净化方面具有显著的效果,主要表现在对初生碳化物的细化和均质化作用;与氧和硫等有害元素可形成稳定化合物。这对优化耐磨层组织和提升性能具有重要启示。

(3)陶瓷颗粒相具有硬度高、耐磨性好、耐高温等优良特性而普遍作为基体的增强材料,颗粒相在基体中可通过抑制晶粒长大、改变组织形貌、生成复合耐磨相等显著提升复合涂层的耐磨性。并且,添加不同的陶瓷粉末可以给堆焊层带来不同的强化效果,这使得研究陶瓷材料改性堆焊层组织性能具有重要意义。

(4)从材料基体出发,通过热处理工艺和冷却过程的控制,以优化其基体组织,主要表现在细化组织、促进相变、增加硬质相体积分数等方面,这使得基体在不需合金化掺杂的情况下,依靠自身组织的调整使得耐磨性得到进一步提升。

4.2 展 望

(1)界面强化。硬质颗粒相与基体间的界面结合处往往是堆焊层的敏感薄弱地带,从小比容差、稳定共价键等角度调控硬质相与基体的结合作用,可使界面结构得到强化,降低界面处成为隐藏裂纹源的可能性,为充分发挥硬质相的强化作用提供保障。

(2)生长机制。碳化物在横截面和纵截面上的硬度、韧性、耐磨性存在差异,而碳化物的生长方向主要依赖于其等温线方向的外延生长机制。通过控制焊后冷却速度,抑制 C 原子扩散,改变碳化物的生长形态和生长方向,诱导碳化物沿等温线方向垂直于堆焊层生长,可使材料表现出更高的耐磨性。

(3)性能协调。碳化物、硼化物等硬质相的存在,使合金堆焊层硬度提升的同时,不可避免的降低其韧性。从成键特性方面考虑,可添加合金元素,与硬质相元素间形成新键,降低硬质相共价键成键强度,从而改善其脆性。从形态结构方面考虑,通过调整堆焊工艺、工艺参数以及后处理制度,调控硬质相的形态结构,避免连续网状结构的出现,引起金属基体严重分离。

(4)模拟计算。基于 Jmatpro 计算软件,可对堆焊合金的相图、相组成进行准确快速的预测,这可为堆焊合金的成分设计和成分优化提供理论指导。基于 Castep 软件,可针对堆焊合金中碳化物的晶体结构、成键特性等物理化学性能进行理论计算,从而开展碳化物与合金元素之间异质性核界面的理论研究,这为研究碳化物的形成机制和细化机理提供一定的指导意义。

参考文献:

[1] Chen C X, Zuo Y Q, Liu B X, et al. Microstructure and

- wear resistance of nano titanium dioxide strengthening hardfacing material[J]. *Vacuum*, 2019, 162: 175-182.
- [2] Wang D, Sun J, He Q, et al. Failure analysis and improvement measures for crankshaft connecting rod of refrigerator compressor[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2022, 141: 106585.
- [3] Findik F. Latest progress on tribological properties of industrial materials [J]. *Materials & Design*, 2014, 57: 218-244.
- [4] Sabah S A, Hassan M, Bunnori N M, et al. Bond strength of the interface between normal concrete substrate and GUSMRC repair material overlay [J]. *Construction and Building Materials*, 2019, 216: 261-271.
- [5] Duan J X. Study on Abrasive Wear Behavior of Fe-C-Mo-V Hardfacing Alloy[D]. Beijing: China Mechanical Research Institute Group Co. LTD, 2021, 2021.
段嘉旭. Fe-C-Mo-V 堆焊合金磨粒磨损行为研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2021.
- [6] Luo J, Zhou X. Superlubricative engineering—future industry nearly getting rid of wear and frictional energy consumption[J]. *Friction*, 2020, 8: 643-665.
- [7] Günther K, Bergmann J P, Suchodoll D. Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys; microstructure and wear properties[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 334: 420-428.
- [8] Awasthi R, Limaye P, Kumar S, et al. Wear characteristics of Ni-based hardfacing alloy deposited on stainless steel substrate by laser cladding [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46: 1237-1252.
- [9] Wang X Y. Design, fabrication and properties of functionally gradient composite layers on the seamless steel tube mandrel[D]. Tianjin: Tianjin University, 2020.
王心悦. 无缝钢管芯棒表面功能梯度复合层的设计, 制备及性能研究[D]. 天津: 天津大学, 2020.
- [10] Okechukwu C, Dahunsi O, Oke P, et al. Review on hardfacing as method of improving the service life of critical components subjected to wear in service[J]. *Nigerian Journal of Technology*, 2017, 36(4): 1095-1103.
- [11] Balaguru S, Gupta M. Hardfacing studies of Ni alloys; a critical review [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 10: 1210-1242.
- [12] Gao Z, Ren H, Yu Y, et al. Effect of nano-WC content on microstructures and wear resistance of laser cladding Fe-based alloy coatings[J]. *Materials Research Express*, 2020, 7(9): 096515.
- [13] Mphahlele M, Oke S, Ige O, et al. Effect of TiN nanoparticles on the friction and wear properties of spark plasma sintered Fe-Cr-Ni[J]. *Tribology in Industry*, 2019, 41(2): 143.
- [14] Ozdemir O, Usta M, Bindal C, et al. Hard iron boride (Fe₂B) on 99.97 wt% pure iron[J]. *Vacuum*, 2006, 80(11-12): 1391-1395.
- [15] Chung R, Tang X, Li D, et al. Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance[J]. *Wear*, 2013, 301(1-2): 695-706.
- [16] Duan J X. Study on Abrasive Wear Behavior of Fe-C-Mo-V Hardfacing Alloy[D]. Beijing: China Mechanical Research Institute Group Co. LTD, 2021., 2021.
段嘉旭. Fe-C-Mo-V 堆焊合金磨粒磨损行为研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2021.
- [17] Christodoulou P, Calos N. A step towards designing Fe-Cr-B-C cast alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 301(2): 103-117.
- [18] Lu L, Soda H, McLean A. Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C eutectic composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 347(1-2): 214-222.
- [19] Lai H H, Hsieh C C, Lin C M, et al. Characteristics of eutectic α (Cr, Fe)-(Cr, Fe)₂₃C₆ in the eutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy[J]. *Metallurgical and materials transactions a*, 2017, 48: 493-500.
- [20] Tabrett C P, Sare I, Ghomashchi M. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys [J]. *International Materials Reviews*, 1996, 41(2): 59-82.
- [21] Chen X, Li Y, Zhang H. Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron with about 4 wt% chromium[J]. *Journal of Materials Science*, 2011, 46(4): 957-963.
- [22] Lentz J, Röttger A, Theisen W. Mechanism of the Fe₃(B,C) and Fe₂₃(C,B)₆ solid-state transformation in the hypoeutectic region of the Fe-C-B system[J]. *Acta Materialia*, 2016, 119: 80-91.
- [23] Liu Z. Effects of Y and Ce Elements on Microstructure and Properties of Fe-Cr-C-B Hardfacing Layer[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2021.
刘 峥. Y, Ce 元素对 Fe-Cr-C-B 堆焊层组织和性能的影响[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2021.
- [24] Bembenek M, Pryszazhnyuk P, Shihab T, et al. Microstructure and wear characterization of the Fe-Mo-B-C—based hardfacing alloys deposited by flux-cored arc welding[J]. *Materials*, 2022, 15(14): 5074.
- [25] Yang K, Gao Y, Yang K, et al. Microstructure and wear resistance of Fe-Cr13-C-Nb hardfacing alloy with Ti addition[J]. *Wear*, 2017, 376: 1091-1096.
- [26] Correa E, Alcántara N, Valeriano L, et al. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe-Cr-C-Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 276: 479-484.
- [27] Correa E, Alcántara N, Tecco D, et al. The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(8):

- 1671-1680.
- [28] Cao Y bin, Zhi S xin, Gao Q, et al. Formation behavior of in-situ NbC in Fe-based laser cladding coatings[J]. *Materials Characterization*, 2016, 119: 159-165.
- [29] Liu S, Shi Z, Xing X, et al. Effect of Nb additive on wear resistance and tensile properties of the hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy[J]. *Materials Today Communications*, 2020, 24: 101232.
- [30] Huang F, Renwei L, Zhen'an R, et al. Effects of high carbon ferrochrome additions on the microstructure and properties of Fe-C-Cr-Nb hardfacing alloys[J]. *Materials Science*, 2021, 27(2): 161-166.
- [31] Yu R, Chen Y, Liu S, et al. Abrasive wear behavior of Nb-containing hypoeutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy under the dry-sand/rubber-wheel system[J]. *Materials Research Express*, 2018, 6(2): 026535.
- [32] Wu L, Xiao F, Wang Y, et al. Effect of vanadium on microstructure and wear resistance of Ni-Cr alloyed cast iron [J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2013, 26(3): 176-183.
- [33] Bedolla-Jacuinde A. Microstructure of vanadium-, niobium-and titanium-alloyed high-chromium white cast irons [J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2001, 13(6): 343-361.
- [34] Elghazaly W, Rashad R, Elmohr S, et al. Influence of vanadium and boron additions on the microstructure, fracture toughness, and abrasion resistance of martensite-carbide composite cast steel[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2016, 2016.
- [35] Wang H, Yu S F, Khan A R, et al. Effects of vanadium on microstructure and wear resistance of high chromium cast iron hardfacing layer by electroslag surfacing [J]. *Metals*, 2018, 8(6): 458.
- [36] Minghui Z, Xiaoxia L, Zhen M, et al. Effect of vanadium alloying on microstructure and wear behavior of two-body abrasive particles of Fe-5.5 wt% B surfacing alloy[J]. *Materials Today Communications*, 2022, 33: 104696.
- [37] Çömez N. Effect of vanadium on wear and corrosion resistance of Fe-C-Cr hardfacing coatings [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022: 1-11.
- [38] Jian Y, Huang Z, Xing J, et al. Investigation on two-body abrasive wear behavior and mechanism of Fe-3.0 wt% B cast alloy with different chromium content [J]. *Wear*, 2016, 362: 68-77.
- [39] Kocaman E, Kılınç B, Durmaz M, et al. The influence of chromium content on wear and corrosion behavior of surface alloyed steel with $Fe_{(16-x)}Cr_x(B,C)_4$ electrode[J]. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 2021, 24(2): 533-542.
- [40] Jian Y, Huang Z, 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.
- [41] Choi J W, Chang S K. Effects of molybdenum and copper additions on microstructure of high chromium cast iron rolls[J]. *ISIJ International*, 1992, 32(11): 1170-1176.
- [42] Liu D, Wang J, Zhang Y, et al. Effect of Mo on microstructure and wear resistance of slag-free self-shielded metal-cored welding overlay[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 270: 82-91.
- [43] Huang C Y. Effect of modification treatment on microstructure and properties of High Boron iron Base Fe_{2.5}B_{0.43}C wear resistant alloy [D]. Nanning: Guangxi University, 2012.
黄春燕. 变质处理对高硼铁基 Fe_{2.5}B_{0.43}C 耐磨合金的组织 and 性能影响的研究[D]. 南宁: 广西大学, 2012.
- [44] Purba R H, Shimizu K, Kusumoto K, et al. Effect of boron addition on three-body abrasive wear characteristics of high chromium based multi-component white cast iron [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2022, 275: 125232.
- [45] Günen A, Keddām M, Alkan S, et al. Microstructural characterization, boriding kinetics and tribo-wear behavior of borided Fe-based A286 superalloy[J]. *Materials Characterization*, 2022, 186: 111778.
- [46] Ke Y, Zhang Z X, Hu W qin, et al. A new type of submerged-arc flux-cored wire used for hardfacing continuous casting rolls[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2011, 18(11): 74-79.
- [47] Ding H, Liu S, Zhang H, et al. Improving impact toughness of a high chromium cast iron regarding joint additive of nitrogen and titanium[J]. *Materials & Design*, 2016, 90: 958-968.
- [48] Wang J, Xing X, Zhou Y, et al. Refining effect of nitrogen on M_7C_3 carbides in hypereutectic Fe-25Cr-4C-0.5 Ti-0.5 Nb hardface coatings[J]. *Materials Science and Technology*, 2019, 35(9): 1114-1122.
- [49] Smith R, Doran M, Gandy D, et al. Development of a gall-resistant stainless-steel hardfacing alloy[J]. *Materials & Design*, 2018, 143: 38-48.
- [50] Medvedev A E, Murashkin M Y, Enikeev N A, et al. Enhancement of mechanical and electrical properties of Al-RE alloys by optimizing rare-earth concentration and thermo-mechanical treatment [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 745: 696-704.
- [51] Xiong W, Deng J, Chen B, et al. Flotation-magnetic separation for the beneficiation of rare earth ores[J]. *Minerals Engineering*, 2018, 119: 49-56.
- [52] Leech P W, Li S X. Comparison of abrasive wear in diamond composites and WC-based coatings [J]. *Wear*, 2011, 271(9-10): 1244-1251.
- [53] Lin F, Du Y, Lv J, et al. Effect of NbC on the microstructure, mechanical properties, and oxidation resistance of Ti(C,N)-based cermets[J]. *International Journal of*

- Materials Research, 2020, 111(6): 479-490.
- [54] Yong Y W. Study on process and performance of laser cladding nickel based composite coatings[D]. Shanghai: Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2018. 雍耀维. 激光熔覆镍基复合涂层工艺和性能的试验研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2018.
- [55] Liu S, Zhang J, Wang Z, et al. Refinement and homogenization of M_7C_3 carbide in hypereutectic Fe-Cr-C coating by Y_2O_3 and TiC[J]. Materials Characterization, 2017, 132: 41-45.
- [56] Jin J, Sun J, Wang W, et al. Effect of rare earth on microstructure and wear resistance of in-situ-synthesized Mo_2FeB_2 ceramics-reinforced Fe-based cladding[J]. Materials, 2020, 13(16): 3633.
- [57] Shi Z, Shao W, Hu T, et al. Adhesive sliding and interfacial property of $YAlO_3/TiC$ interface: a first principles investigation [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 805: 1052-1059.
- [58] Shi Z, Liu S, Zhou Y, et al. Structure and properties of $YAlO_3/NbC$ heterogeneous nucleation interface: first principles calculation and experimental research[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 773: 264-276.
- [59] Kumar Singla Y, Dwivedi D, Arora N. Modeling the impact-sliding wear characteristics of rare earth additive iron-based hardfacing alloys[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 2017, 231(11): 1486-1499.
- [60] Shi Z, Shao W, Rao L, et al. Effects of Ce doping on mechanical properties of M_7C_3 carbides in hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 850: 156656.
- [61] Wang Q, Yang J, Niu W, et al. Effect of La_2O_3 on microstructure and properties of Fe-based alloy coatings by laser cladding[J]. Optik, 2021, 245: 167653.
- [62] Xia J, Feng Y, Ling Z, et al. Influence of WC particle content of Fe-based powder-cored wire on microstructure and properties of plasma cladding reinforced layers[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 922: 166148.
- [63] Wei A, Tang Y, Tong T, et al. Effect of WC on microstructure and wear resistance of Fe-based coating fabricated by laser cladding[J]. Coatings, 2022, 12(8): 1209.
- [64] Lu J, Cao J, Lu H, et al. Wear properties and microstructural analyses of Fe-based coatings with various WC contents on H13 die steel by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 369: 228-237.
- [65] Jia R, Liu S, Luo Z, et al. Microstructure and wear resistance of WC and high chromium cast iron hardfacing layers[J]. Coatings, 2020, 10(9): 852.
- [66] Yu X, Bai X, Shi X, et al. Microstructures and properties of wire and arc additively manufactured steel matrix composites with addition of WC by gravity-driven side powder feeding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 81: 236-249.
- [67] Zhao C, Zhou Y, Xing X, et al. Investigation on the relationship between NbC and wear-resistance of Fe matrix composite coatings with different C contents[J]. Applied Surface Science, 2018, 439: 468-474.
- [68] Xi W, Song B, Sun Z, et al. Effect of various morphology of in situ generated NbC particles on the wear resistance of Fe-based cladding[J]. Ceramics International, 2022.
- [69] Cao Y bin, Zhi S xin, Qi H bo, et al. Evolution behavior of ex-situ NbC and properties of Fe-based laser clad coating[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 124: 105999.
- [70] Xiao M, Zhang Y, Wu Y, et al. Preparation, mechanical properties and enhanced wear resistance of TiC-Fe composite cermet coating[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2021, 101: 105672.
- [71] Chu Z, Wei F, Zheng X, et al. Microstructure and properties of TiN/Fe-based amorphous composite coatings fabricated by reactive plasma spraying[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 785: 206-213.
- [72] Li D, Liu Z, Su Y. Effect of TiN on microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloy: experimental research and first-principles calculation[J]. Materials Research Express, 2018, 5(11): 116513.
- [73] Du B, Zou Z, Wang X, et al. Laser cladding of in situ TiB_2/Fe composite coating on steel[J]. Applied Surface Science, 2008, 254(20): 6489-6494.
- [74] Zhu W, Kang M, Ndumia J N, et al. Microstructure and wear properties of TiB_2 reinforced Fe-based composite coating[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022: 1-12.
- [75] Kumar A, Batham H, Das A K. Microhardness of Fe- TiB_2 composite coating on AISI 304 stainless steel by TIG coating technique [J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 39: 1291-1295.
- [76] Sulima I, Hyjek P, Jaworska L, et al. Influence of ZrB_2 on microstructure and properties of steel matrix composites prepared by spark plasma sintering[J]. Materials, 2020, 13(11): 2459.
- [77] Liu J, Li Y, He P, et al. Microstructure and properties of ZrB_2 -SiC continuous gradient coating prepared by high speed laser cladding[J]. Tribology International, 2022: 107645.
- [78] Zhou M, Sui Y, Chong X, et al. Wear resistance mechanism of ZTAP/HCCI composites with a honeycomb structure[J]. Metals, 2018, 8(8): 588.
- [79] Zheng K, Gao Y, Li Y, et al. Three-body abrasive wear resistance of iron matrix composites reinforced with ceramic particles[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 2014, 228(1): 3-10.
- [80] Ru J, Jiang Y, Zhou R, et al. Preparation of Ni-encapsulated ZTA particles as precursors to reinforce iron-based

- composites[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2017, 19(11): 1700268.
- [81] Qiu B, Xing S, Dong Q, et al. Comparison of properties and impact abrasive wear performance of $ZrO_2-Al_2O_3/Fe$ composite prepared by pressure casting and infiltration casting process[J]. *Tribology International*, 2020, 142: 105979.
- [82] Lee J, Jeong Y eun, Shim D sik, et al. Microstructural evolution and martensitic transformation in FeCrV alloy fabricated via additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 809: 140943.
- [83] Choi S W, Kim Y S, Yum Y J, et al. A study on strengthening mechanical properties of a punch mold for cutting by using an HWS powder material and a DED semi-AM method of metal 3D printing[J]. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2020, 4(4): 98.
- [84] Albertin E, Beneduce F, Matsumoto M, et al. Optimizing heat treatment and wear resistance of high chromium cast irons using computational thermodynamics [J]. *Wear*, 2011, 271(9-10): 1813-1818.
- [85] Zhi X, Xing J, Gao Y, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a Ti-bearing hypereutectic high chromium white cast iron[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 487(1-2): 171-179.
- [86] Sun Z, Zuo R, Li C, et al. TEM study on precipitation and transformation of secondary carbides in 16Cr-1Mo-1Cu white iron subjected to subcritical treatment[J]. *Materials characterization*, 2004, 53(5): 403-409.
- [87] Wang H, Yu S. Influence of heat treatment on microstructure and sliding wear resistance of high chromium cast iron electroslag hardfacing layer [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 319: 182-190.
- [88] de la Rosa F V, Sánchez R T, Holguín-Momaca J T, et al. Sintering and wear behavior of a FeCrCB hardfacing alloy applied by tape casting; a study of cooling rate effect [J]. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2020, 8(05): 393.
- [89] Zhang J, Wei J, Wei S, et al. Effect of cooling conditions on microstructure evolution and wear behavior of high chromium cast iron hardfacing layer[J]. *Materials Letters*, 2022, 314: 131417.
- [90] Zhang J, Wei J, Wei S, et al. Microstructure and abrasive wear resistance evolution of water and liquid nitrogen forced cooling Fe-Cr-C deposit[J]. *Tribology International*, 2022, 174: 107732.

Research progress on wear resistance of surface coating on iron-based surfacing alloy

HUANG Haitang^{1, 2, 3}, CHEN Denghua^{1, 2, 3}, HE Qubo^{1, 2, 3},
LIU Haiding^{1, 2, 3}, LIU Ming^{1, 2}

- (1. Chongqing Materials Research Institute Co., Ltd., Chongqing 400707, China;
2. Chongqing Key Laboratory of Corrosion Resistant Alloys, Chongqing 400707, China;
3. National Instrument Functional Materials Engineering & Technology Research Center, Chongqing 400707, China)

Abstract: The material surface loss caused by wear is the main problem faced by mechanical parts such as agriculture, mining and earthwork equipment. Surfacing alloy with excellent wear resistance on the substrate by surfacing technology can significantly prolong or improve the service life of mechanical parts. Compared with nickel-based and cobalt-based surfacing alloys, iron-based surfacing alloys have the advantages of wide composition range, easy performance regulation and low price, so they have attracted the attention of scholars. In this paper, the research progress of wear resistance of iron-based surfacing alloy surface coating is comprehensively evaluated. The strengthening methods of wear resistance of iron-based surfacing alloy are summarized from three aspects: composition design, compound doping and post-treatment process. Some views on its development direction are put forward, hoping to have certain guiding significance for the future development of wear resistance of surfacing alloy.

Key words: surfacing; iron-based alloy; wear resistance; organizational optimization; surface strengthening