

TiC-TiWC₂增强高铬铸铁基复合材料的组织与磨损性能研究

王茂森^{1,2},王帅¹,龙骏¹,付志强²,柯志敏³,刘彬彬⁴,吴龙祥⁴,郑开宏^{1*}

(1. 广东省科学院新材料研究所/国家钛及稀有金属粉末冶金工程技术研究中心/广东省金属强韧化技术与应用重点实验室,广东广州 510650; 2. 中国地质大学(北京)工程技术学院,北京 100083; 3. 广东中天创展球铁有限公司,广东清远 513000; 4. 安徽索立德铸业有限公司,安徽马鞍山 230000)

摘要:高铬铸铁因优良的韧性和耐磨性,被广泛应用于各种工程领域。然而,在高负荷和极端磨损条件下,高铬铸铁的表面会出现凹坑、裂纹及断裂等失效现象,无法满足工况需求。硬质金属碳化物因具有较高的硬度,能够有效抵抗多种形式的磨料磨损,因此常被添加至金属基体中,以提升基体的硬度与耐磨性能。通过引入W、Ti、C的混合金属碳化物体系,采用粉末冶金与铸造相结合的方法制备了TiC-TiWC₂增强的高铬铸铁基复合材料。利用SEM、XRD、EDS法对复合材料的微观组织和物相进行分析,通过维氏硬度计测试复合材料的显微硬度,利用三体磨损试验机比较了复合材料与传统高铬铸铁材料在相同工艺条件下的耐磨性能。结果表明,在原位反应过程中,复合材料内部形成了TiC-TiWC₂增强相,该增强相以核壳结构的方式生长。复合区域的平均硬度值可达到1300 HV左右,几乎是基体区域硬度的2倍。在三体磨损实验中,传统高铬铸铁材料中的M₇C₃型碳化物发生脆性断裂和疲劳剥落,因而磨损表面多呈现连续的划痕和面积较大的凹坑,而复合材料的磨损表面相对平整,仅部分基体区域表现出短而浅的划痕和犁沟,磨损截面整体连续且无明显纵向裂纹。通过对比分析发现,复合材料的耐磨性能相比高铬铸铁基体提升了2倍以上,表明TiC-TiWC₂增强相显著提高了高铬铸铁的硬度和耐磨性。

关键词:高铬铸铁基复合材料;硬质增强相;TiC-TiWC₂核壳结构;原位反应;显微硬度;磨料磨损;粉末冶金;铸造

中图分类号:TB331;TF823

文献标志码:A

文章编号:1673-9981(2025)01-0164-07

引文格式:王茂森,王帅,龙骏,等. TiC-TiWC₂增强高铬铸铁基复合材料的组织与磨损性能研究[J]. 材料研究与应用, 2025, 19(1):164-170.

WANG Maosen, WANG Shuai, LONG Jun, et al. Investigation of Microstructures and Wear Properties of TiC-TiWC₂ Reinforced High Chromium Cast Iron Matrix Composites[J]. Materials Research and Application, 2025, 19(1):164-170.

0 引言

耐磨钢铁和耐磨陶瓷等诸多耐磨材料,在水泥、机械、船舶和矿山工业等高能重载领域中备受青睐^[1-4]。但是,随着工业的发展和工况条件的复杂变化,单一的耐磨材料往往会受到耐磨性与强韧性之间的相互制约^[5],无法满足耐磨领域对耐磨材料更高的性能需求。为解决单一耐磨材料耐磨性与强韧性无法匹配的困扰,将高硬度的耐磨陶瓷材料与强韧性的耐磨钢铁材料相结合,开发出颗粒增强钢铁基复合材料,该复合材料有效地实现了刚柔并济,能应对多种复杂工况下的磨料磨损^[3,6-7],拥有广阔的应用前景。

在颗粒增强钢铁基复合材料的设计开发过程

中,陶瓷增强相颗粒的好坏会直接影响材料的组织与性能,因此对增强相颗粒的选择需十分谨慎。目前,Fe、W、Ti、C混合增强相在原位合成时反应放热相对缓慢,反应体系较为稳定^[8]。因此,对该反应体系进行了相关探索,并取得了一定的进展。Huang等^[9]将TiC粉末和Fe粉混合,采用放电等离子烧结的方法原位合成了TiC/Fe基复合材料,当混合增强相体积分数为20%时,TiC/Fe基复合材料的弯曲强度可达到1318 MPa、洛氏硬度为35 HRC。Lee等^[10]采用真空烧结法制备了TiC/Fe基复合材料,通过调整Ti、C粉末原子比例,使复合材料可以具备高硬度和优异的强度。张等^[11]利用放电等离子烧结技术,通过自蔓延反应提高W、C、Fe原子间的活

收稿日期:2024-08-28

基金项目:国家重点研发计划项目(2021YFB3701205);广东省科学院项目(2022GDASZH-2022010202-04);广东省学科类重点实验室评估专项项目(2023B1212060043);清远市科技计划项目(2023DZX013)

作者简介:王茂森,硕士研究生,研究方向为钢铁耐磨蚀。Email: 2489375534@qq.com。

通信作者:郑开宏,博士,教授级高工,研究方向为金属材料、无机非金属材料及其复合材料成形与加工。

Email: zhkaihong2003@163.com。

性,促使WC颗粒的四周生成环状界面过渡区,该区域的存在显著改善了WC颗粒与铁基体之间的界面结合强度,保证了材料的良好耐磨性。Wang等^[8]在研究Ti、W、C、Fe物相演变时发现,调整真空烧结温度可以改善增强相颗粒尺寸,从而进一步提高复合材料的耐磨性能。

原位合成Ti、W、C增强相,可以显著提升复合材料的韧性及耐磨性。但是,目前大多W、Ti、C增强相的合成多以混合粉末为原材料,在原位反应过程中,混合粉末中增强相的原子间距较大,所需能量较高,这无疑加大了工业生产成本和制造难度。本研究采用粉末冶金加铸造的方法,以减少增强相原子间距,采用低成本、低能耗的方式,原位合成TiC-TiWC₂增强高铬铸铁基耐磨复合材料,并重点研究TiC-TiWC₂增强相的形成机理,以及TiC-TiWC₂增

强相的存在对复合材料微观组织及耐磨性能的影响。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料制备与表征

1.1.1 实验原料

TiC-TiWC₂增强高铬铸铁基复合材料的制备过程,主要分为前期粉末冶金法制备预制体和后期铸造法制备复合材料两个阶段。制备预制体的实验原材料包括:纯石墨粉(纯度99.9%),青岛华泰润滑密封科技有限公司生产;纯钨粉(纯度99.9%),九江金鹭硬质合金有限公司生产;钛铁合金粉,长沙天久金属材料有限公司生产;高碳铬铁粉,南京市京凯合金制品有限公司生产。实验中所用高铬铸铁的化学成分列于表1。

表1 高铬铸铁化学成分

Table 1 Chemical compositions of high chromium cast iron

元素	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	Fe
含量w/%	3.34	0.30	0.53	25.85	0.73	0.44	≤0.06	≤0.04	≤0.04	余量

1.1.2 材料制备

首先,将原材料按照 m (纯石墨粉): m (纯钨粉): m (钛铁合金粉): m (高碳铬铁粉)=6:46:22:26的配比进行称重,并将混合粉末放入球磨罐中,正反交替旋转24 h使混合粉末均匀混合。然后,将球磨好的粉末加入一定量的自制粘结剂,采用液压成型的方式,在特定模具中制备预制体,随后用真空烧结炉将预制体进行预烧结,烧结温度为1 150℃。最后,采用重力浇注的方法,在1 410℃下将高铬铸铁与预烧结的预制体铸渗复合,在经过一定时间的冷却凝固后,得到TiC-TiWC₂/高铬铸铁基复合材料。

1.1.3 材料表征

在对高铬铸铁和复合材料的微观结构进行表征前,先将两者放在10—45 μm的金刚石磨盘上进行逐次打磨,再用金刚石研磨膏在抛光绒布上进行抛光处理,使试样表面光亮如镜。利用配备能量色散X射线光谱仪(EDS)的场发射扫描电子显微镜(SEM, SU8220, Japan),观察复合材料和高铬铸铁基体的微观组织形貌和磨损形貌。利用X射线衍射(XRD, Rigaku Smart Lab, Cu靶, 40 kV、100 mA, 日本),分析复合材料和高铬铸铁的物相组成,并利用Jade 6. 0软件对XRD图谱进行分析。

1.2 硬度测试

采用Zwick/Roell显微硬度计,对复合材料基体区、界面及复合区进行硬度测试。其中,实验加载力均设置为1 kg,保压时间均为10 s,每个区域内测5个点并求取平均值作为该区域的硬度值。

1.3 三体磨损实验

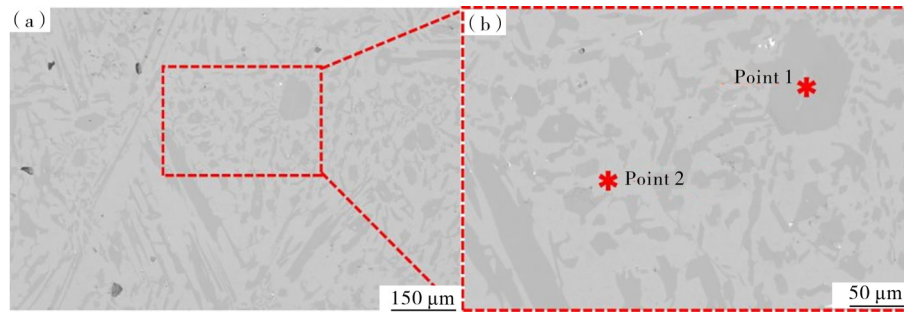
采用MMH-5型环块三体磨损试验机进行三体磨损实验。磨损试样是标准梯形试块,磨损面尺寸为25 mm×30 mm,试样高度为15 mm,梯形下底面与倾斜面的夹角为45°。实验磨料采用SiO₂(硬度值1 200 HV),实验加载力为3 kg,转速是30 r·min⁻¹。试样需进行15 min的预磨,磨损时间总计为180 min,并且每间隔30 min对试样进行清洗、干燥,并使用0.1 mg精度的电子天平称重,以减少实验误差,保证实验的精准度,同时每30 min内都需要重新更换新的石英砂。在统计试验样品的三体磨损质量损失时,高铬铸铁基体和复合材料均需完成3次相同条件下的三体磨损实验,且每次实验样品的尺寸规格完全一致,将3次磨损质量损失求取的平均值作为三体磨损质量损失的实验数据。

2 结果与分析

2.1 微观组织与形貌

图1为高铬铸铁的微观扫描图。从图1(a)中可以看出,高铬铸铁由深灰色和浅灰色两种物相组成,且深灰色物相均匀分布在浅灰色物相之间。从图1(b)高铬铸铁的放大图可见,深灰色物相多呈现六方形块状和粗条状。结合表1中的数据推断,浅灰色物相大致应为高铬铸铁中的基体Fe相,深灰色物相大致应为Fe、Cr、C组成的M₇C₃型碳化物。碳化物中出现的六方形块状和粗条状组织,则是高铬铸铁中先共晶碳化物的横截面(M₇C₃型)和先共晶碳化

物的纵截面(M_7C_3 型)^[12-13]。高铬铸铁和复合材料组织中物相的EDS能谱点扫描结果列于表2。



(a)—低倍扫描图;(b)—高倍扫描图。
(a)—low magnification scan; (b)—high magnification scan.

图1 高铬铸铁的组织形貌

Figure 1 Microstructures of high chromium cast iron

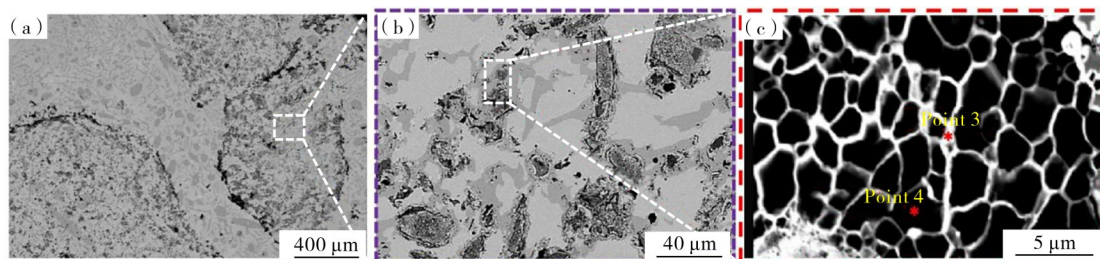
表2 高铬铸铁和复合材料组织中物相的EDS能谱点扫描结果

Table 2 EDS energy spectra of different phases in the high chromium cast iron and TiC-TiWC₂ enhanced high chromium cast iron composite

实验材料	谱点位置	元素原子比/%						
		C	Si	Cr	Fe	Mn	Ti	W
高铬铸铁	1	41.97	1.68	24.44	31.40	0.51	—	—
	2	39.11	1.95	5.71	52.84	0.39	—	—
复合材料	3	40.76	—	2.77	7.72	—	24.71	24.04
	4	47.59	—	—	2.84	—	48.95	0.62

图2为复合材料的微观组织形貌图。从图2(a)可以看到,复合材料的增强相颗粒形态完整,与基体之间形成了紧密的结合,界面处无明显的裂纹和缺陷。从图2(b)可以看到,复合区内部的反应相整体分布均匀,局部区域略有聚集,且其形态多以核壳结

构的方式呈现。结合表2,对图2(c)中核壳结构进行点扫描分析发现,可以大致确定复合区内部的白色物相为Ti、W、C元素组成的三元碳化物,灰黑色圆形物相大概应为TiC相。



(a)—复合材料界面;(b)—复合区域低倍扫描图;(c)—复合区域高倍扫描图。
(a)—composite interface; (b)—low magnification scan of the composite region; (c)—high magnification scan of the composite region.

图2 复合材料的组织形貌

Figure 2 Microstructures of TiC-TiWC₂ enhanced high chromium cast iron composite

2.2 物相分析

图3为复合材料和高铬铸铁基体的X射线衍射图谱。从图3可以看出,高铬铸铁基体的物相与复合材料存在明显的差异。高铬铸铁基体的X射线衍射图谱中存在Fe(bcc)、 M_7C_3 和Fe-Cr的衍射峰,表明其主要由Fe基体相和 M_7C_3 型碳化物组成;而复合材料的衍射图谱中除存在Fe(bcc)、 M_7C_3 和Fe-Cr的衍射峰外,还存在TiC和TiWC₂的衍射峰,表明

其不仅含有Fe基体相和 M_7C_3 型碳化物,同时还存在TiC相和TiWC₂相。结合表2的EDS点扫结果,可以推断出复合材料的复合区域内部出现的核壳结构是由TiC和TiWC₂两相组成,其中灰黑色圆形物相为TiC、白色物相为TiWC₂。这是由于在原位反应过程中,生成TiC所需的吉布斯自由能要明显低于生成WC所需的吉布斯自由能,因此TiC在复合区域内部率先形核并生长,并产生多处TiC核心,W原子和剩余的C原子以优先形核的TiC相作为异质

形核点,继续沿TiC相的外延进行生长,从而形成TiWC₂固溶体^[14]。经TiWC₂固溶体的长时间包覆,TiC相四周产生了白色的外壳,最终形成了组织中出现的TiC-TiWC₂的核壳结构。

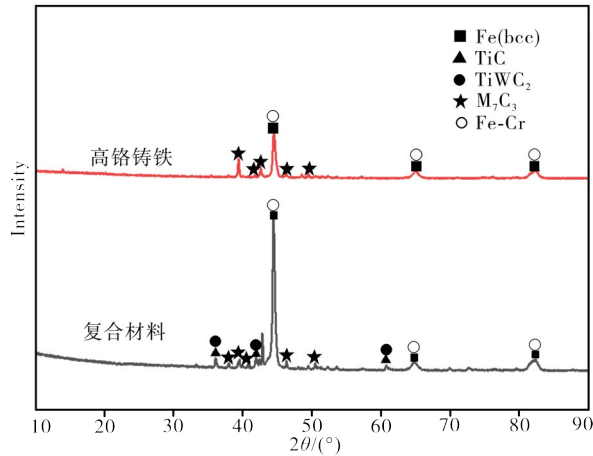


图3 高铬铸铁和复合材料的XRD图谱

Figure 3 XRD patterns of high chromium cast iron and TiC-TiWC₂ enhanced high chromium cast iron composite

2.3 硬度分析

复合材料的维氏硬度测量是在界面附近的不同区域内进行的,结果如图4所示。

从图4可以看出,在TiC-TiWC₂核壳结构增强相的作用下,复合区域内部的平均维氏硬度值为1300HV左右,而基体区域的硬度数值仅为800HV左右。通常含马氏体组织的高铬铸铁的平均硬度数值在700HV左右^[15],这也进一步验证了高铬铸铁中的基体组织为马氏体组织。值得注意的是,复合材料界面处的硬度值为900HV,其数值处于居中的位置,可以有效起到传递载荷的作用^[16],有利于复合材料磨损性能的提升。

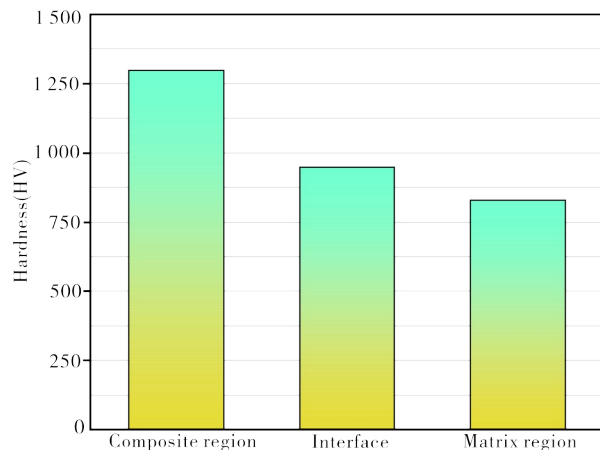


图4 复合材料硬度值

Figure 4 Micro-hardness values of TiC-TiWC₂ enhanced high chromium cast iron composite

2.4 三体磨损性能分析

图5为复合材料和基体在0—180 min下的磨损质量损失图。从图5可以看出:高铬铸铁基体的磨损质量损失在0—180 min时间内始终快速攀升;而对于复合材料,在0—60 min的磨损时间内质量损失增加相对比较缓慢,而在60—90 min的磨损时间内质量损失上升略有增加,当磨损时间超过90 min后质量损失逐渐趋于平稳。结果表明,在同等磨损条件下,复合材料的质量损失明显小于高铬铸铁。

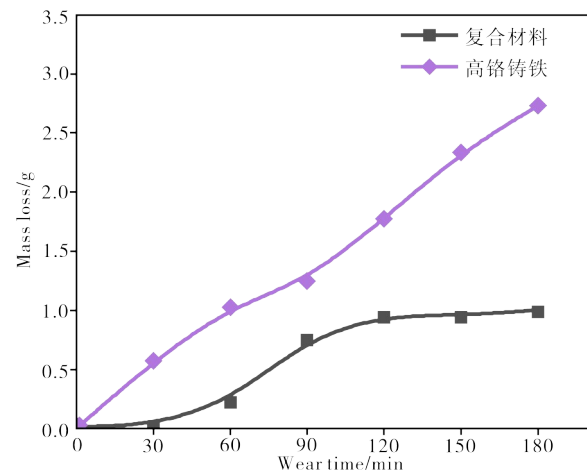
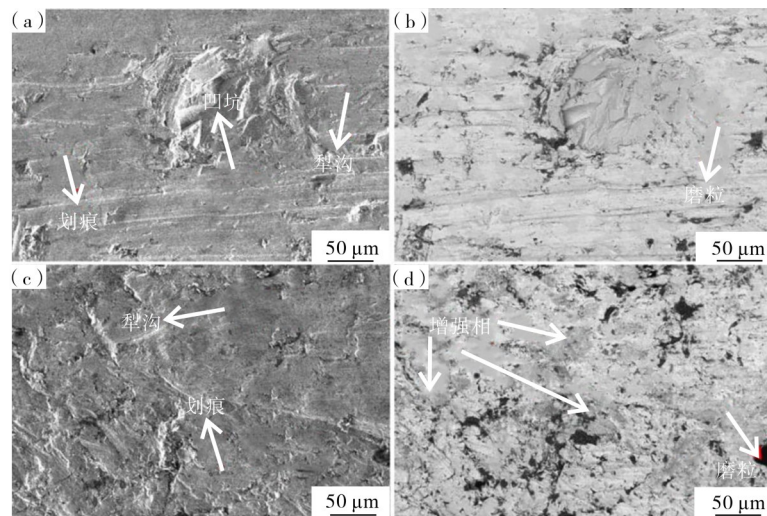


图5 复合材料和高铬铸铁的磨损质量损失图

Figure 5 Wear mass loss plots for the high chromium cast iron and the TiC-TiWC₂ enhanced high chromium cast iron composite

实验为了更好的对比高铬铸铁和复合材料在磨损性能上的差异,故把高铬铸铁在180 min内的磨损质量看作是1,经分析计算发现复合材料相对高铬铸铁磨损性能提高了2倍以上。复合材料的优异耐磨性能主要源于复合区域内存在的硬质增强相(TiC相与TiWC₂相),该复相碳化物的表面能有效地抵抗磨料的磨损,显著提升了复合材料的抗磨能力。

图6为高铬铸铁基体及复合材料的磨损表面扫描图。从图6可以看出:高铬铸铁基体表面的中间位置发生了较为严重的磨损,磨损试样表面整体较为粗糙,材料表面产生了较大面积的剥落,存在明显的凹坑现象,凹坑周围的部分位置有犁沟产生,同时磨粒在基体表面留下了密集且连续的划痕;复合材料的磨损表面整体上较为平整,表面层存在着微凸的增强相颗粒,增强相颗粒内部形态完整,并没有产生明显的划痕或凹坑,磨损位置多出现在基体区域,其磨损形式多以较浅的划痕和犁沟为主。复合材料和高铬铸铁基体的磨损形貌之所以会出现明显的差异,是因为复合材料中复相碳化物增强相的硬度值要高于磨料的硬度值,因此磨粒仅能在复合材料的表面进行滑行和移动,很难对复合区域内部的增强相造成较大程度的破坏^[17-19]。



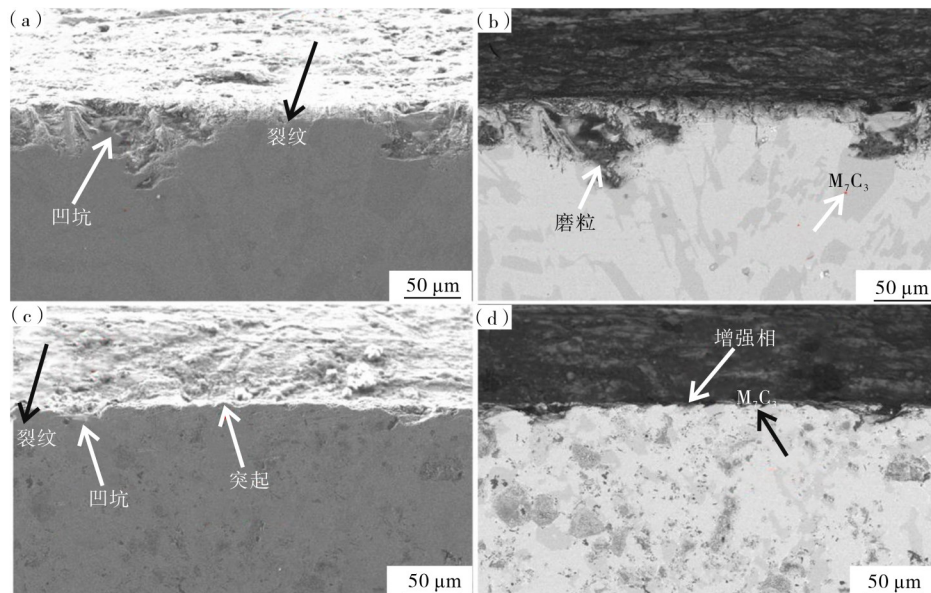
(a)—高铬铸铁(二次电子扫描图);(b)—高铬铸铁(背散射电子扫描图);
(c)—复合材料(二次电子扫描图);(d)—复合材料(背散射电子扫描图)。
(a)—high-chromium cast iron (secondary electron scan); (b)—high-chromium cast iron (backscattered electron scan); (c)—composite (secondary electron scan); (d)—composite (backscattered electron scan).

图6 高铬铸铁和复合材料的磨损表面形貌

Figure 6 Wear surface diagram of high chromium cast iron and TiC-TiWC₂ enhanced high chromium cast iron composite

图7为高铬铸铁基体及复合材料的磨损截面扫描图。从图7(a)可以看出,基体材料截面处存在多处裂纹和凹坑。从图7(b)可见,位于基体磨损面附近的M₇C₃型碳化物发生了明显的脱落,部分磨料嵌入碳化物脱落的凹坑中。这是因为在磨料的反复应

力的作用下,M₇C₃型碳化物发生脆性断裂和疲劳剥落的现象^[3]。从图7(c)可见,复合材料的磨损截面相对较为平整、连续,在磨损面附近少见有剥落的大坑和嵌入的磨料。从图7(d)可见,复合材料的磨损面表层有较短的裂纹和形状微小的凹坑。复合材料



(a)—高铬铸铁(二次电子扫描图);(b)—高铬铸铁(背散射电子扫描图);(c)—复合材料(二次电子扫描图);(d)—复合材料(背散射电子扫描图)。

(a)—high-chromium cast iron (secondary electron scan); (b)—high-chromium cast iron (backscattered electron scan); (c)—composite (secondary electron scan); (d)—composite (backscattered electron scan).

图7 高铬铸铁和复合材料的磨损截面图

Figure 7 Wear cross section of high chromium cast iron and TiC-TiWC₂ enhanced high chromium cast iron composite

的磨损截面的凸起和截面内部增强相的良好形态,证实了复合碳化物颗粒能够有效的抵抗磨料的磨损,阻止了裂纹的纵向延伸。

2.5 三体磨损机理

通过复合材料的磨损表面和磨损截面分析可知,复合材料的磨损行为主要为磨粒磨损,为研究其磨粒磨损机理,可将磨损过程简化为3个阶段。在磨料磨损初期,增强相颗粒和高铬铸铁同时受到来自磨料的滑动和摩擦,但由于复相增强相颗粒属于硬质相,硬度高于石英砂,因此磨粒不能刺进增强相颗粒的内部,仅能嵌入硬度较低的基体区域表面,嵌入基体区域的磨粒会沿基体表层位置进行横向移动,对材料的表面产生横向损伤。然而,在磨粒运动至增强相颗粒的附近时,增强相颗粒会阻挡磨粒的运动,迫使磨粒停留在增强相颗粒的间隙,从而形成磨粒滞留的现象。经初期的磨料磨损后,复合材料表面此时会有少量细且浅的划痕,且整体分布不均。随着磨损时间的延长,复合材料表层的基体区域被大量去除,材料表面出现较为明显的犁沟现象,同时增强相颗粒在材料的表面凸显出来,对复合材料起到了较强的保护作用,即产生了所谓的阴影保护效应^[20-23]。当磨损时间为120—150 min时,复合材料的磨损速度几乎无明显变化,这证实了增强相颗粒的阴影保护效应。当磨损时间为150—180 min时,由于基体材料的过度丢失,最终部分增强相颗粒丧失了高铬铸铁对其的支撑作用,致使其从基体材料中脱落下来,造成复合材料截面处的凹坑和磨损速度的加快,证明了后期存在增强相颗粒的脱落。

3 结论

(1)在原位反应过程中,复合材料中的TiC相率先形核,W原子与C原子以TiC相为核心并在其周围形成TiWC₂固溶体,即产生了TiC-TiWC₂核壳结构。核壳结构中的TiC与TiWC₂两相在复合区域中分散均匀,复合区域内部无明显的裂纹和缺陷,复合区域的平均硬度值可达到1 300 HV左右。

(2)三体磨损时,高铬铸铁基体中的M₇C₃型碳化物发生脆性断裂和疲劳剥落,基体磨损表面多呈现连续的划痕和面积较大的凹坑,使材料内部产生纵向的裂纹和空洞。而复合材料在硬质增强相产生的阴影保护效应下,磨损表面仅表现为短而浅的划痕和犁沟,材料内部形态较为完整,无明显的剥落和裂纹。复合材料的耐磨性能较高铬铸铁基体提升了2倍以上。

参考文献:

[1] 杨壹,杨浩坤,何强,等.时效热处理对Fe-Mn-Al-C轻

质高锰钢拉伸和冲击性能的影响[J].材料研究与应用,2023,17(2):303-309.

- [2] WU X J, XING J D, FU H G, et al. Effect of titanium on the morphology of primary M₇C₃ carbides in hypereutectic high chromium white iron [J]. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2007, 457(1-2): 180-185.
- [3] 何强,揭晓华,郑志斌,等.碳含量对中铬合金钢组织与力学性能的影响[J].钢铁研究学报,2023,35(4):586-594.
- [4] 王帅,李英民,郑志斌,等.原位(W&Ti)C复相颗粒对高铬铸铁磨损行为的影响规律[J].钢铁钒钛,2023,44(1):151-157.
- [5] WANG S, ZHENG Z B, LONG J, et al. Recent advances in wear-resistant steel matrix composites: A review of reinforcement particle selection and preparation processes [J]. Journal of Materials Research and Technology-JMRT&T, 2024, 29(17): 1779-1797.
- [6] 韩纪鹏,赵德刚,刘国祥,等.激光熔覆涂层对高锰钢耐磨性能的影响[J].材料研究与应用,2024,18(1):157-165.
- [7] 王帅,郑志斌,李英民,等.W/Ti含量对钢铁基复合材料微观组织和相变的影响规律[J].材料研究与应用,2023,17(1):109-117.
- [8] WANG S, LI Y, WANG J, et al. Effect of sintering temperature on the microstructure and properties of Ti/W-C reinforced Fe-based composites [J]. Vacuum, 2021, 194: 110617.
- [9] HUANG L, PAN Y, ZHANG J, et al. Densification, microstructure and mechanical performance of TiC/Fe composites by spark plasma sintering [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 6116-6124.
- [10] LEE J, LEE D, SONG M H, et al. In-situ synthesis of TiC/Fe alloy composites with high strength and hardness by reactive sintering [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(8): 1397-1404.
- [11] 张展展.放电等离子烧结WC/Fe复合材料的组织及其磨损性能研究[D].北京:北京科技大学,2019.
- [12] 郑志斌,龙骏,王玉辉,等.孪生诱发塑性钢力学性能的研究进展[J].钢铁研究学报,2023,35(2):115-130.
- [13] 殷会芳,周丽,薛冰,等.过共晶高铬铸铁的显微组织和力学性能研究[J].铸造技术,2016,37(12):2535-2537.
- [14] 王帅.自生碳化物颗粒增强铁基复合材料的组织与性能研究[D].沈阳:沈阳工业大学,2023.
- [15] 郝石坚.铬白口铸铁及其生产技术[M].北京:冶金工业出版社,2011.
- [16] ZHANG W G, LI Z L, WEI H, et al. Interfacial structure of WC-Fe metal-matrix composite (WC/Fe₃W₃C and Fe/Fe₃W₃C) stability, electronic and mechanical properties from first-principles calculations

- [J]. *Materials Today Communications*, 2022, 33 (85): 104470.
- [17] LI C, LI Y F, SHI J, et al. Interfacial characteristics and wear performances of iron matrix composites reinforced with zirconia-toughened alumina ceramic particles [J]. *Ceramics International*, 2022, 48 (1) : 1293-1305.
- [18] 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*, 2020, 43(7): 1234-1244.
- [19] ZHENG K H, GAO Y M, TANG S L, et al. Interface structure and wear behavior of Cr26 ferrous matrix surface composites reinforced with CTC_p [J]. *Tribology Letters*, 2014, 54(1): 15-23.
- [20] LI Y, GAO Y. Three-body abrasive wear behavior of CC/high-Cr WCI composite and its interfacial characteristics [J]. *Wear*, 2010, 268(3-4): 511-518.
- [21] RU J, JIA Y, JIANG Y, et al. Modification of ZTA particles with Ni coating by electroless deposition [J]. *Surface Engineering*, 2016, 33(5): 353-361.
- [22] WEI S, LU D. Effect of iron powder content on microstructure and mechanical properties of Al₂O₃/high manganese steel composites prepared by casting infiltration [J]. *Materials Research Express*, 2022, 9 (8): 086510.
- [23] REN X, SHE D, PENG Z. Fabrication of diamond enhanced WC-Ni composites by spark plasma sintering [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2022, 102: 105732.

Investigation of Microstructures and Wear Properties of TiC-TiWC₂ Reinforced High Chromium Cast Iron Matrix Composites

WANG Maosen^{1,2}, WANG Shuai¹, LONG Jun¹, FU Zhiqiang², KE Zhimin³, LIU Binbin⁴,
WU Longxiang⁴, ZHENG Kaihong^{1*}

(1. Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences/National Engineering Research Center of Powder Metallurgy of Titanium & Rare Metals/Guangdong Provincial Key Laboratory of Metal Toughening Technology and Application, Guangzhou 510650, China; 2. China University of Geosciences, Beijing 100083, China; 3. Guangdong Zhongtian Chuangzhan Ductile Iron Co., Ltd., Qingyuan 513000, China; 4. Anhui Solid Foundry Co., Ltd., Maanshan 230000, China)

Abstract: High chromium cast iron is extensively utilized in various engineering applications for its excellent toughness and wear resistance. However, its wear performance is limited under high load and extreme wear conditions, which can lead to surface failures such as craters, cracks, and fractures. Hard metal carbides, known for their high hardness, offer effective resistance to various forms of abrasive wear, and are often incorporated into the metal matrix to improve hardness and wear resistance. This study investigates the preparation of a TiC-TiWC₂ reinforced high chromium cast iron matrix composite by introducing a mixed-metal carbide system of tungsten (W), titanium (Ti), and carbon (C) through powder metallurgy and casting techniques. The microstructure and phases of the composite were analyzed using scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), and energy dispersive spectroscopy (EDS). Microhardness was evaluated with a Vickers hardness tester, while wear resistance was assessed via three-body wear tester, comparing the composite to high chromium cast iron under the same processing conditions. The results indicated that an in-situ reaction led to the formation of a TiC-TiWC₂ reinforced phase within the composite region, primarily in a core-shell structure. The average hardness of the composite region was approximately 1 300 HV, nearly twice that of the matrix. In wear tests, the high chromium cast iron matrix showed brittle fracture and fatigue spalling of M₇C₃-type carbides, with wear surfaces characterized by significant scratches and pits. In contrast, the wear surface of the composite appeared smoother, with only short and shallow scratches and furrows in localized areas. The composite's wear cross-section was continuous and free of major longitudinal cracks. Overall, the wear resistance of the composite was more than twice that of high chromium cast iron, highlighting the effectiveness of the TiC-TiWC₂ reinforced phase in significantly improving both hardness and wear resistance of the high chromium cast iron.

Keywords: high chromium cast iron matrix composite; hard reinforced phase; TiC-TiWC₂ core-shell structure; in situ reaction; microhardness; abrasive wear; powder metallurgy; casting

(学术编辑: 孙文)