

TiC 增强高铬铸铁复合材料的组织结构与耐磨性能研究

徐 驰^{1,2}, 王 帅², 李金伟³, 王 娟², 陈容钦³, 郑开宏^{1,2*}

(1. 江苏海洋大学机械工程学院, 江苏 连云港 222006; 2. 广东省科学院新材料研究所, 国家钛及稀有金属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; 3. 中交广州航道局有限公司, 中交广航疏浚有限公司, 广东 广州 510290)

摘 要:采用粉末冶金法制备了不同质量分数 (30%、40%、50%)TiC 的 TiC 增强高铬铸铁基复合材料, 系统研究了其组织结构与性能之间的关系。结果表明, 复合材料主要由 Fe-Cr 相、(Cr,Fe)₇C₃ 相、TiC 颗粒组成, 不同 TiC 含量下组织结构差异显著: TiC 质量分数 30% 时为弥散分布型结构, TiC 黑色颗粒均匀弥散于基体中, 无明显团聚, 孔隙率仅 3.5%, 组织致密; 40% 时增强相聚集紧凑, TiC 颗粒间距进一步缩小, 与基体界面结合紧密, 弥散强化作用显著提升; 当含量升至 50% 时呈现团聚-孔隙型结构, 团聚现象急剧加剧, 孔隙率跃升至 11.4%, 局部形成连通微孔, 致密度显著下降。与之对应, 硬度与耐磨性能先升后降, 40% 复合材料综合性能最优, 硬度(HV)达 1 619.1, 冲击磨损失重率低至 0.073 2 g/h; 50% 样品因团聚-孔隙缺陷协同作用, 硬度波动较大, 磨损率反弹至 0.168 g/h, 性能明显劣化。

关键词:高铬铸铁基复合材料; TiC 增强颗粒; 粉末冶金; 冲击磨损; 维氏硬度

中图分类号: TF124, TG143

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)03-0084-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.03.009

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Research on the microstructure and wear-resistance of TiC reinforced high chromium cast iron composites

XU Chi^{1,2}, WANG Shuai², LI Jinwei³, WANG Juan², CHEN Rongqin³, ZHENG Kaihong^{1,2*}

(1. School of Mechanical Engineering, Jiangsu Ocean University, Lianyungang 222006, Jiangsu, China; 2. National Engineering Research Center of Powder Metallurgy of Titanium & Rare Metals, Guangdong Provincial Key Laboratory of Metal Toughening Technology and Application, Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650, Guangdong, China; 3. Guanghang Dredging Co., Ltd., CCCC Guangzhou Dredging Co., Ltd., Guangzhou 510290, Guangdong, China)

Abstract: TiC reinforced high-chromium cast iron matrix composites with different TiC mass fractions (30%, 40%, 50%) were prepared by powder metallurgy method, and the relationship between their microstructure and properties was systematically studied. The results show that the composite material is mainly composed of Fe-Cr phase, (Cr,Fe)₇C₃ phase, and TiC particles, with significant differences in microstructure under different TiC contents. At a TiC mass fraction of 30%, it exhibits a dispersed dis-

收稿日期: 2025-11-19; 修回日期: 2025-12-19; 接受日期: 2025-12-29

基金项目:广西科技重大专项 (桂科 AA23023017); 广东省科学院发展专项资金项目 (2022GDASZH-2022010103); 广东省学科类重点实验室评估专项 (2023B1212060043); 广东特支计划资助项目 (2023TX07C512)。

作者简介:徐驰, 2001 年出生, 男, 汉族, 江苏连云港人, 硕士研究生, 主要从事钢结硬质合金制备及耐磨性能研究, E-mail: xu1595072105@163.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, E-mail: zhengkaihong@gdinm.com。

tribution structure, where black TiC particles are uniformly dispersed in the matrix without obvious agglomeration, the porosity is only 3.5%, and the structure is dense. At 40%, the reinforcing phase aggregates compactly, the spacing of TiC particles further decreases, and they bond closely with the matrix interface, significantly enhancing the dispersion strengthening effect. When the TiC content increases to 50%, it presents an agglomeration-porosity structure, the agglomeration phenomenon intensifies sharply, the porosity jumps to 11.4%, local connected micropores are formed, and the density decreases significantly. Correspondingly, the hardness and wear resistance first increased and then decreased. The 40% composite material had the best comprehensive performance, with a hardness (HV) of 1619.1 and an impact wear weight loss rate as low as 0.0732 g/h. Due to the synergistic effect of agglomeration-pore defects, the hardness of 50% of the samples fluctuated significantly, and the wear rate rebounded to 0.168 g/h, with a marked deterioration in performance.

Key words: high-chromium cast iron-based composite materials; TiC reinforcing particles; powder metallurgy; impact wear; Vickers hardness

0 引言

随着我国高端装备制造向极端工况延伸,传统钢铁材料在耐磨、抗冲击与高温稳定性方面的局限日益凸显,导致矿山、冶金、能源等领域关键部件寿命骤降,据相关资料统计,约有 80% 的机件失效源于磨损^[1]。高锰钢、高铬铸铁及合金钢等常用耐磨材料因强韧性-耐磨性互斥,即使通过合金化或热处理,性能提升仍有限,已难以满足火电、水泥、船舶等行业对长寿命、高可靠性的迫切需求^[2]。而铁基复合材料凭借“硬质增强相+韧性基体”的协同设计,兼顾高硬度、高韧性和低成本,迅速成为替代传统钢铁的核心候选,成为材料科学研究的热点之一^[3-6]。

在金属基复合材料的研究与应用中,硬质相择取对其综合性能起决定性作用。纵观金属基复合材料的发展史,本质上是硬质相不断演进的历程。早期研究普遍以碳化钛 (TiC) 为单一增强相;随后,中、美、瑞典等国的学者围绕增强机制展开系统研究,硬质相家族迅速扩展,现已涵盖 WC、ZrC、TaC、VC、Cr₃C₂、Mo₂C、NbC、TiN、TiB₂ 等^[7-12]。尽管如此, TiC 仍凭借高硬度/低密度比、优异的高温稳定性、良好的界面相容性与成熟的工艺适应性,形成了其他化合物难以复制的综合优势,长期稳居金属基复合材料硬质相的首选^[13-15]。

目前, TiC 增强铁基复合材料的制备工艺中,传统铸造工艺存在明显局限:易产生成分偏析、TiC 颗粒团聚严重,界面结合薄弱,且孔隙、缩孔等缺陷难以避免,致密度低,且当 TiC 含量较高时易出现颗粒漂浮或沉降,后续加工余量需求大、成本高。而粉末冶金法作为一种先进的材料制备技术,具有工艺灵活、成分精确可控、组织均匀等优点,可有效解决上述铸造工艺的问题,通过该方法能精确控制

TiC 颗粒的分布和含量,优化复合材料的微观组织结构,且便于实现近净成形减少后续加工成本,提高生产效率,是实现 TiC 增强铁基复合材料高性能制备的有效手段。李小池等人^[16]用粉末冶金法制备了 TiC/Cu 复合材料,探明了 TiC 与基体结合的客观规律,适量 TiC 能提升抗拉强度,阻碍基体晶粒长大。李喜坤等人^[17]利用粉末冶金法制备了 Ti₃AlC₂ 陶瓷,采用陶瓷粉末物质的量比为 $n(\text{TiC}) : n(\text{Ti}) : n(\text{Al}) = 2 : 1 : 1$,保温 50 min 的工艺制备出纯度更高的 Ti₃AlC₂ 陶瓷,其质量分数可达 85.4%,硬度 (HV) 为 629.6。许家豪等人^[18]采用高能球磨和真空烧结制备 TiC 增强高铬铸铁基复合材料。球磨 12 h 后粉末性能改善, TiC 在基体中分布均匀。随着烧结温度升高,晶粒增大,密度和硬度提高。

近年来,国内外学者围绕 TiC 增强铁基复合材料已开展了大量工作,如王茂森等人^[19]采用粉末冶金+铸造工艺原位合成 TiC-TiWC₂ 核壳增强相,复合区硬度 (HV) 达 1 300,耐磨性能较传统高铬铸铁提升 2 倍以上,但并未对材料含量变化后材料的磨损行为进行预测研究;曹新建等人^[20]采用电流直加热动态热压烧结工艺制备混合颗粒增强铁基复合材料, TiC+TiN 混合增强在 30% 体积分数时磨损性能最优,磨损量较单一增强降低超 50%,但仅对于 30% 体积分数磨损形貌进行解析,未体现出不同体积分数下材料磨损机理的动态演化;SZYMAŃSKI 等人^[21]提出利用“反应渗透”思路,让熔融铸铁中的碳与预成型坯中的活性钛原位反应生成 TiC,既提高硬度又避免外加陶瓷颗粒的污染与团聚,但并未尝试对多种 TiC 含量变化与材料成型润湿结合的联系研究。总体来看,现有研究多聚焦于制备工艺革新,对 TiC 含量-强度-硬度之间的内在关联缺乏系统探究,尚难线性量化 TiC 含量对性能的提升幅度,成分-性能协同强化体系仍有待完善。

为此,笔者聚焦于通过粉末冶金法制备 TiC 增强铁基复合材料,通过调整 TiC 的含量来深入探究其组织成分与耐磨、抗冲击性能之间的关系,旨在为高性能结构材料的设计与应用提供理论依据和技术支持。

1 试验材料与方法

1.1 材料制备

选用 30%、40% 和 50% 三种 TiC 质量分数增强高铬铸铁(以下简称为: HCCI), TiC 粉末(广州有研粉体材料科技有限公司)纯度为 99.0%, 规格为 2~4 μm ; 高铬铸铁(成都大光热喷涂材料有限公司)成分如表 1 所示, 粒径规格为 25 μm 。复合材料制备过程如下: 将原料粉末称重配比, 其样品配比成分如表 2 所示。将不锈钢磨球以 4:1 的球料比装入球磨罐中后加入无水乙醇, 使其刚好没过磨球, 于球磨机研磨 10 h 后取出, 放置于烘干炉中于 60 $^{\circ}\text{C}$ 下干燥 6 h 并过筛。考虑到对粉末直接进行压制在脱模过程中容易产生微裂纹, 故而压制前在粉末中加入 5% 的树脂成型剂, 充分搅拌均匀后于压力机(合肥科晶材料技术有限公司 YLJ-100E)中压制出尺寸为 60 mm $\times$ 50 mm $\times$ 20 mm 的块状坯体, 压制压力为 600 MPa, 保压时间为 2 min。最后将干燥坯体放入真空烧结炉(长沙科辉炉业科技有限公司)内于 1380 $^{\circ}\text{C}$ 烧结, 并保温 2 h。

表 1 高铬铸铁成分

Table 1 Composition of high chromium cast iron %						
C	Cr	Mo	Ni	Si	Mn	S, P, Fe, etc
3.1~3.3	25~26	0.3~0.6	0.2~0.4	0.2~0.4	0.6~0.8	balance

表 2 试样配比成分表

Table 2 Table of component proportions for the sample			
Sample ID	w[TiC]/%	HCCI/%	
A	30	balance	
B	40	balance	
C	50	balance	

1.2 样品的组织与性能测试

在烧结完成的样件上选取合适的位置切割出 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 10 mm 的方形试样, 使用 150~6.5 μm 的金刚石磨盘依次在磨样机上打磨, 然后使用金刚石研磨膏在抛光布上进行抛光处理。使用扫描电子显微镜 (SEM, SU8220, Japan) 对金相显微组织和磨损后的形貌进行分析, 并使用 Image J 软件对金相图进行分析, 样品密度与孔隙率选用阿基米德排水法测量计算。

采用英国莱谷工业园区 (Lye Valley Industrial Estate) 生产的 ZH μ -S 型显微维氏硬度计测试复合

材料的硬度值, 试验加载力采用 1.96 N, 保压时间设为 10 s, 测试时选用金相试样进行测试。

从样件上切割出 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 30 mm 的方形试样, 在动载冲击磨损试验机上进行冲击磨损试验, 选用 Fe-Cr10 作为下试样, 冲击功为 1 J, 磨料为 0.5~1 mm 的石英砂。先预磨 15 min, 超声清洗并记录为初始质量, 随后每 30 min 清洗一次, 记录磨损后的试样质量, 记录 4 次。冲击磨损试验示意图 1 所示。

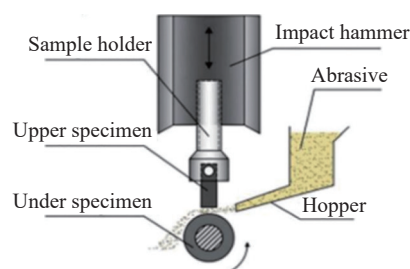


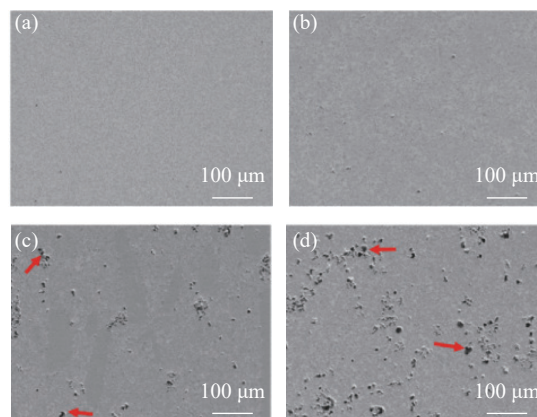
图 1 冲击磨损示意^[22]

Fig. 1 Schematic diagram of impact wear^[22]

2 结果与讨论

2.1 样件的组织形貌

为便于描述, 采用试样 A、B、C 分别代表 TiC 质量分数为 30%、40%、50% 的复合材料试样。图 2 为不同试验材料的扫描形貌, 箭头所指区域为孔隙分布位置。从图 2 中可以看出, 随着 TiC 含量增加, 高铬铸铁复合材料的孔隙率显著上升。通过 Image J 软件统计发现, TiC 质量分数分别为 30%、40% 和 50% 时, 对应复合材料的孔隙率依次为 3.47%、5.66% 和 11.39%。这一结果表明, 组织中 TiC 的加入虽起到强化作用, 但也明显促进了孔隙的形成, 材料致密性随 TiC 含量提高而下降。



(a) 基体; (b) 试样 A; (c) 试样 B; (d) 试样 C

图 2 各试样电子扫描图

Fig. 2 SEM micrographs for each sample

利用 XRD 检测各个试样的物相组成, 结果如图 3 所示, 基体主要由 Fe-Cr 相与 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 相组成, 复合材料相较于基体多出 TiC 颗粒相, 且随 TiC 含量增加, $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 的含量也有些许下降, 且无其他明显成分生成, 说明在烧结过程中 TiC 并未与基体发生反应, 而基体含量的减少则主导了 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 含量的下降。

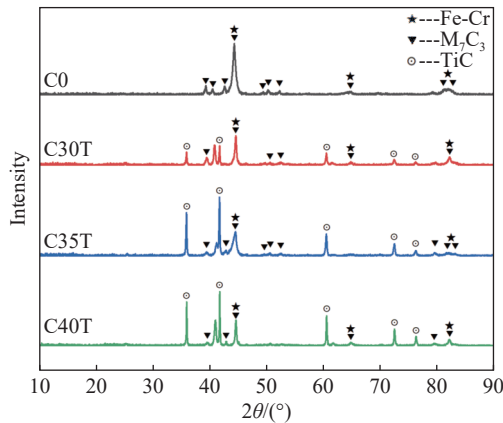
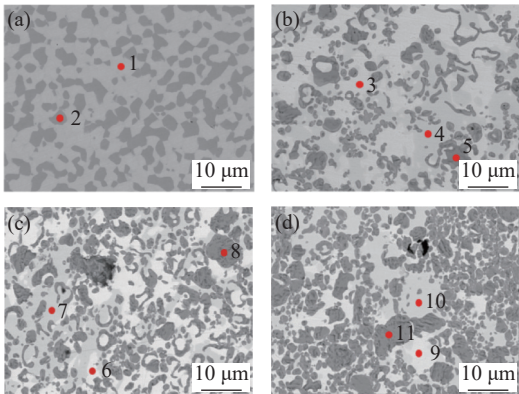


图 3 各试样 XRD 分析结果
Fig. 3 XRD analysis results of each sample

进一步将组织放大进行取点 EDS 能谱分析, 如图 4 和表 3 所示。对比取点部位的元素含量和 XRD 的成分分析, 可以发现: 高铬铸铁主要由白色、灰色两种物相组成, 其中白色相为基体相, 在图像中所占面积约为 58.96%, 灰色相为合金渗碳体 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, 组织中所占面积约为 41.04%, 且成颗粒状均匀分布在材料当中。TiC 增强高铬铸铁复合材料主要由白色、灰色和黑色三种物相组成, 黑色相随着 TiC 的含量升高逐渐呈现块状团聚, 外层由灰色相向白色相过渡。说明由 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 灰色相承担了 TiC 颗粒与基体组织界面间的连接过渡作用, 且多分布于 TiC 颗粒周围。故不同 TiC 含量下的组织结构呈现显著差异, 其中试样 A 为弥散分布型结构: TiC 黑色颗粒均匀弥散于高铬铸铁基体中, 基体由白色 Fe-Cr 固溶体相 (占比 30.08%) 和灰色 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 渗碳体相 (占比 35.28%) 组成, TiC 颗粒在组织中所占面积约为 34.64%, 无明显团聚现象, 组织整体致密; 试样 B 增强相聚集紧凑, TiC 颗粒间距进一步缩小, 与基体界面结合紧密, 白色 Fe-Cr 固溶体相占比 22.86%, 灰色 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 渗碳体相占比 25.43%, 黑色 TiC 相占比提升至 51.71%, 三者形成协同强化结构, 弥散强化作用显著, 无明显团聚。试样 C 为团聚-孔隙型结构, TiC 黑色颗粒呈块状团聚分布, 在组织中所占面积达 60.56%, 白色 Fe-Cr 固溶体相占比降至 9.21%, 灰色 $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ 渗碳体相占比 23.66%, 且分布不均, 团聚区域周围形成大量连通微孔, 此外,

试样 C 相较于其他能谱图还存在 6.57% 的孔隙区域, 组织致密性差, 存在明显缺陷。



(a)基体; (b)试样 A; (c)试样 B; (d)试样 C
图 4 试样显微组织形貌
Fig. 4 Microstructure morphology of the samples

表 3 试样组织中物相的 EDS 能谱
Table 3 EDS energy spectrum of the phases in the sample microstructure

Sample ID	Spot No.	w/%			
		C	Ti	Cr	Fe
Matrix	1	0.56		6.53	92.91
	2	5.61		49.38	45.01
	3	1.91	0.70	4.21	93.17
Sample A	4	6.28	1.71	38.90	53.11
	5	12.77	85.85	0.13	1.25
	6	1.06	2.12	4.68	92.14
Sample B	7	6.05	3.03	45.36	45.56
	8	13.18	86.03	0.15	0.64
	9	1.19	1.99	3.68	93.15
Sample C	10	5.86	2.39	38.27	53.48
	11	12.99	86.25	0.14	0.63

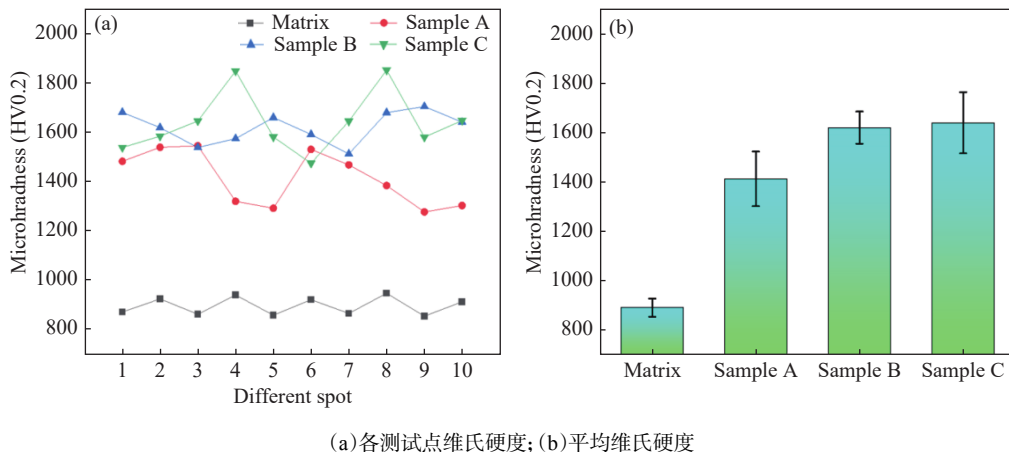
此外, 如图 4 所示, 孔隙周围区域的 TiC 含量显著高于其他区域。这说明致密性降低的核心原因是由 TiC 颗粒团聚以及熔融基体填充不足所导致。TiC 质量分数低于 40% 时, 颗粒能较均匀弥散分布, 基体粉末占比充足, 烧结时熔融基体可充分填充 TiC 颗粒间隙; 当 TiC 含量升至 50% 时, 高铬铸铁基体粉末占比下降, 导致 TiC 颗粒间排斥力减弱, 混料与烧结过程中易发生局部团聚, 且熔融基体的减少导致其无法完全填充团聚颗粒间的空隙, 形成大量孔隙, 当局部孔隙量过高时还可能发生连通效应, 使样品中团聚颗粒形成的孔隙相互贯通, 形成连通微孔, 最终导致致密性显著下降。

2.2 维氏硬度

图 5 为试验材料维氏硬度统计。为保证试验数据的严谨性, 该检测分别在样品表面选取了 10 个等距测试点进行测试。根据数据分析可以得出, 高铬铸铁基体的平均硬度(HV)为 894。TiC 增强高铬铸铁基复合材料的硬度随其 TiC 含量增加而增大, TiC 质量分数为 30%、40%、50% 时, 复合材料的平

均维氏硬度分别为 1 412.4、1 619.1、1 638.8。通过对比基体材料和复合材料可以发现,引入 TiC 可大幅增强材料的硬度。原因在于,TiC 颗粒本身相较

于基体材料具备更高的强度和硬度属性,其引入基体后起到第二相强化作用,有效增强了材料的整体硬度^[23]。



(a)各测试点维氏硬度;(b)平均维氏硬度

图5 试样维氏硬度

Fig. 5 Vickers hardness diagram of samples

通过对不同 TiC 含量复合材料的分析发现,TiC 的添加对材料硬度及其分布均匀性具有显著影响。其中,试样 A 的硬度呈现出“两峰”分布特征,高硬度(HV)区在 1 500 左右,低硬度(HV)区在 1 300 左右,表明 TiC 在复合材料中局部强化效果显著,不过由于其含量有限,难以实现对材料整体性能的全面强化提升。试样 C 的硬度波动较大,其原因在于 TiC 含量过高时,基体熔体难以充分渗入 TiC 颗粒之间的空隙,最终导致在 TiC 聚集区形成气孔等缺陷,从而导致硬度起伏不定。相比之下,试样 B 的硬度表现更加稳定,显示出良好的均匀性。这一结果说明适量的 TiC 对材料整体性能的强化效果最佳。

2.3 冲击磨损

图 6 为试样冲击磨损失重率与时间的关系。根据数据分析可以得出,复合材料整体的磨损失重率均始终低于基体材料,说明 TiC 的加入能有效提升材料的耐磨性能。此外,从图中可以明显看出,基体磨损速率整体无明显衰减,始终维持在较高水平;而 TiC 增强复合材料磨损演化整体呈现磨合—稳定—再衰减三阶段特征,且阶段转变随 TiC 含量提升提前。其中,样品 A 冲击磨损速率随时长延长逐步降低,失重率从 0.2461 g/h 下降到 0.224 3 g/h,而后于磨损 1.5 h 时进入稳定磨损区间,而样品 B、C 磨损率衰减阶段则前移到了 0.5 h 出现,失重率分别从 0.095 4、0.213 2 g/h 下降到 0.081 7、0.158 8 g/h,后进入稳定磨损区间,至磨损 1.5 h 时失重率较为平稳,当冲击磨损达到 2 h 时出现了磨损率再次下降现象,分别降至 0.073 2、0.125 9 g/h。

深入分析表明,复合材料的耐磨性能随着其 TiC 的含量增加出现先提升后下降的趋势,且样品 B 在同等磨损条件下复合材料的质量损失始终是最小的,而样品 C 因其硬度波动较大,局部地区更容易出现疲劳磨损,这反而增大了整体材料的磨损量。为了更好地对比不同含量 TiC 增强高铬铸铁基复合材料在磨损性能上的差异,对材料的相对耐磨性进行计算,将纯基体每小时失重率设为 1,则试样 A、试样 B、试样 C 的抗磨性能相对纯基体分别提升至 1.397、4.069、3.292 倍。

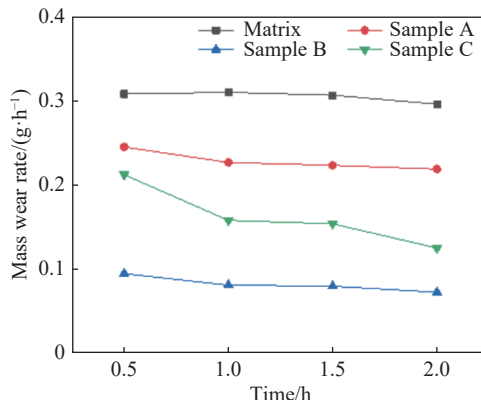


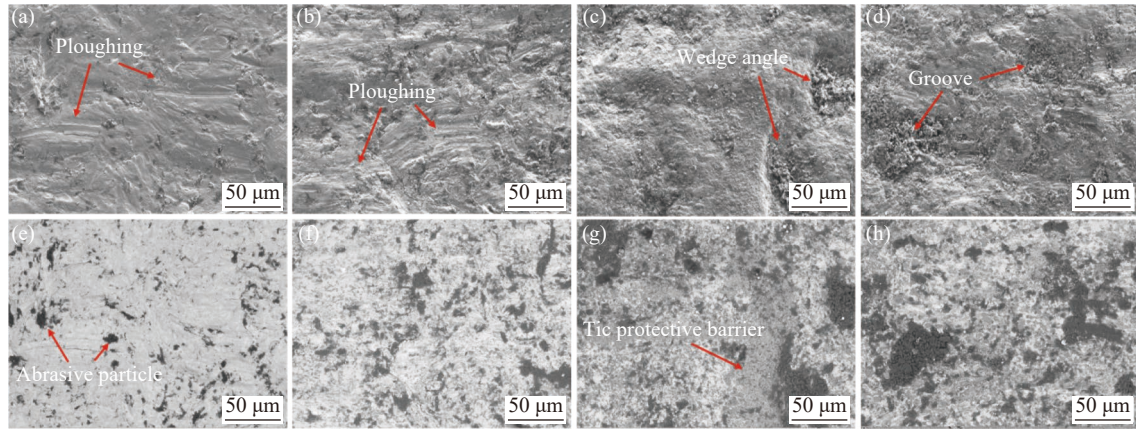
图6 试样冲击磨损性能

Fig. 6 The impact wear performance of samples

图 7 为磨损试样表面的背散射和二次电子形貌。从中可以更好地展示出磨损表面的形貌表征以及其组织中的不同物相。从图 7 中可以发现,基体与试样 A 的表面磨损形貌大部分均为犁痕,其磨损机理为磨料磨损。此外,基体的犁痕方向整齐一致,而试样 A 的犁痕方向较为错乱,通过观察试样 A 的

物相发现,在犁痕变向处分布了少量 TiC 颗粒,说明 TiC 颗粒的加入对材料的磨损产生了阻碍作用,在磨损过程中改变了犁痕方向;随着 TiC 含量的提升,试样 B 内大量 TiC 颗粒有序堆叠,形成硬质“屏障”,显著增强对基体的阴影屏蔽效应^[24-25],阻隔磨粒直接犁削,极大程度地提升了材料整体的耐磨性

能,此时,磨损表面由连续犁沟向凿坑-微裂纹形貌转变,呈现典型的磨料-疲劳混合磨损特征^[26-27];而当 TiC 的含量过高时,复合材料内部的孔隙缺陷逐渐显现,组织硬度分布不均,材料韧性显著下降,其磨损机理由磨料磨损向疲劳磨损转变,削弱了材料的耐磨性能。



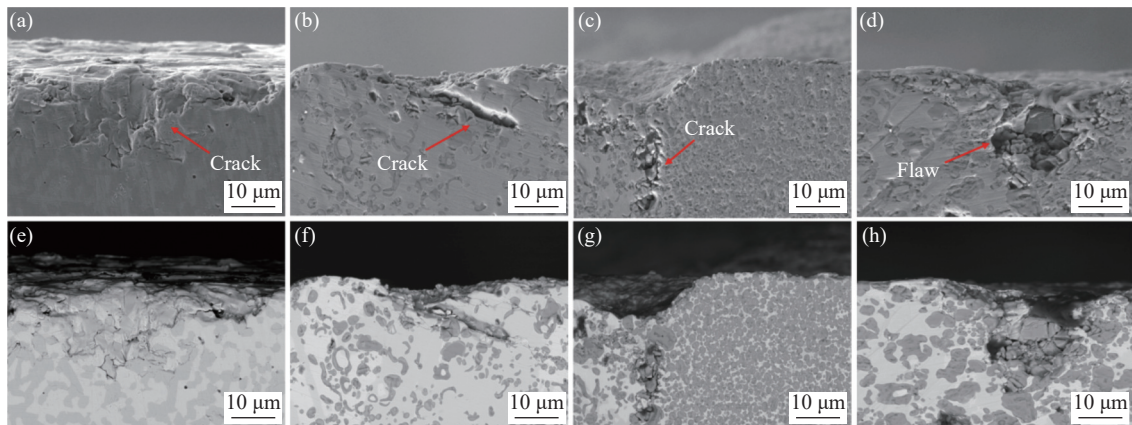
(a)基体; (b)试样 A; (c)试样 B; (d)试样 C; (e)基体(BSD); (f)试样 A(BSD); (g)试样 B(BSD); (h)试样 C(BSD)

图 7 磨损试样表面形貌

Fig. 7 Surface morphology of worn specimens

为了进一步验证复合材料的磨损机制,用 SEM 对复合材料的磨损截面形貌进行表征,图 8 为磨损试样截面形貌。从图中可以发现:基体与试样 A 的内部裂纹沿着硬质相边缘拓展,且与表面的夹角均小于 30° ,而由于 TiC 颗粒经弥散强化有效阻断

了裂纹扩展,使得试样 A 表现出更好的耐磨性能;当 TiC 含量增高后,试样 B、C 内部的裂纹开始偏向垂直发展,此时材料的磨损机理逐步向疲劳磨损转变,其中试样 C 由于内部本身存在缺陷,故而裂纹拓展阻碍更小,表面结构更容易破碎,加重了材料的磨损。



(a)基体; (b)试样 A; (c)试样 B; (d)试样 C; (e)基体(BSD); (f)试样 A(BSD); (g)试样 B(BSD); (h)试样 C(BSD)

图 8 磨损试样截面形貌

Fig. 8 Cross-sectional morphology of worn specimens

通过图 6 数据分析与图 7、8 的截面表征可知,研究中复合材料的冲击磨损遵循“磨料犁削-疲劳剥落”协同机制:初始阶段(0~0.5 h),磨料与材料表面接触时,TiC 颗粒发挥阻碍磨粒犁削的作用,基体

发生弹性变形,所有样品均以磨料磨损为主,磨损量缓慢增加;进入稳定阶段(0.5~2 h)后,不同 TiC 含量样品的磨损行为呈现显著差异,其中试样 A 因 TiC 颗粒间距较大,磨粒易穿透颗粒间隙犁削基体,

磨损量呈线性增长,仍以磨料磨损为主;试样B形成的TiC“屏障”能有效阻隔磨粒,基体在承受循环冲击后虽产生微裂纹,但裂纹扩展被TiC颗粒阻断,无明显剥落现象,磨损量呈抛物线下降,表现为以耐磨为主的磨料-疲劳混合磨损;试样C则因孔隙与TiC团聚区易形成应力集中,循环冲击下裂纹快速扩展并导致表面材料剥落,磨损量反弹,磨损机制转变为以疲劳磨损为主,这与孔隙会显著加剧疲劳磨损的研究结论一致。

3 总结

1)TiC质量分数对复合材料组织与性能呈显著非线性影响:40%时综合性能最优,平均维氏硬度为1619.1,冲击磨损失重率低至0.0732 g/h;50%时TiC颗粒团聚与孔隙缺陷加剧,孔隙率升至11.39%,

硬度波动增大,磨损率反弹至0.168 g/h,性能劣化。

2)TiC颗粒的强化机制主要表现为:弥散强化提升材料硬度,硬质颗粒形成耐磨屏障阻碍磨粒犁削,并能有效阻断裂纹扩展;但过量的TiC颗粒团聚导致孔隙现象激增,使裂纹容易从近表面孔隙缺陷处衍生,导致材料磨损现象加剧。

3)复合材料磨损机制随TiC含量动态演化:低含量(30%)时,以磨料磨损为主导,TiC颗粒局部强化作用有限,无法完全遏制基体剥落。最佳含量(40%)下,磨损机制转为“磨料磨损+疲劳磨损”协同,TiC暴露形成保护层,磨损率降低,抛物线趋势拐点延迟至1 h。而高含量(50%)时,孔隙缺陷致疲劳磨损占优,裂纹垂直扩展引发表面凿坑,耐磨性不升反降,甚至劣于40%TiC样品。

参考文献

- [1] OLEJNIK E, SZYMANSKI L, TOKARSKI T, *et al.* Local composite reinforcements of TiC/FeMn type obtained in situ in steel castings[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2019, 19(4): 997-1005.
- [2] 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.
- [3] UEMATSU Y, KAKIUCHI T, TOKAJI K. Effects of shot peening on fatigue behavior in high speed steel and cast iron with spheroidal vanadium carbides dispersed within martensitic-matrix microstructure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 561: 386-393.
- [4] CAO Y B, ZHI S X, GAO O, *et al.* Formation behavior of in-situ NbC in Fe-based laser cladding coatings[J]. Materials Characterization, 2016, 119: 159-165.
- [5] ZHAO N N, XU Y H, WANG J F, *et al.* Microstructure and kinetics study on tantalum carbide coating produced on gray cast iron in situ[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 286: 347-353.
- [6] ZHONG L S, ZHANG X, CHEN S L, *et al.* Fe-W-C thermodynamics and in situ preparation of tungsten carbide-reinforced iron-based diffusion[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2016, 57: 42-49.
- [7] HUANG S G, VLEUGELS J, MOHRBACHER H. Stainless steel bonded NbC matrix cermets using a submicron NbC starting powder[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2017, 63: 26-31.
- [8] DOBRZAŃSKI L A, LABISZ K, JONDA E, *et al.* Comparison of the surface alloying of the 32CrMoV12-28 tool steel using TiC and WC powder[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 191(1-3): 321-325.
- [9] DU B, PAITAL S R, DAHOTRE N B. Phase constituents and microstructure of laser synthesized TiB₂-TiC reinforced composite coating on steel[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(10): 1147-1150.
- [10] MAHMOODIAN R, HASSAN M A, RAHBARI R G, *et al.* A novel fabrication method for TiC-Al₂O₃-Fe functional material under centrifugal acceleration[J]. Composites Part B: Engineering, 2013, 50: 187-192.
- [11] SHEN X, LI Y, WANG J, *et al.* Diffusion bonding of Al₂O₃-TiC composite ceramic and W₁₈Cr₄V high speed steel in vacuum[J]. Vacuum, 2009, 84(3): 378-381.
- [12] SRIVASTAVA A K, DAS K. Microstructural and mechanical characterization of in situ TiC and (Ti, W)C-reinforced high manganese austenitic steel matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 516(1-2): 1-6.
- [13] ZHANG Z Y, LIANG Y L. Preparation and interface analysis of graphene nanosheets reinforced pure titanium matrix composites[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2019, 40(4): 45-50.
(张在玉, 梁益龙. 石墨烯纳米片增强纯钛基体复合材料的制备及界面分析[J]. 钢铁钒钛, 2019, 40(4): 45-50.)
- [14] ZHANG H J, WANG S, ZHENG K H, *et al.* Study on microstructure and properties of TiC-based high manganese steel

- bonded cemented carbide prepared by spark plasma sintering[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2022, 43(5): 75-80.
(张怀举, 王帅, 郑开宏, 等. 放电等离子烧结制备 TiC 基高锰钢结硬质合金的组织与性能研究[J]. *钢铁钒钛*, 2022, 43(5): 75-80.)
- [15] LI W J, GUO Y, YANG Y D, *et al.* Study on the preparation of spherical TiC nanopowder by molten salt method[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2023, 44(4): 10-17.
(李文靓, 郭赞, 杨亚东, 等. 熔盐法制备球形碳化钛纳米粉体的研究[J]. *钢铁钒钛*, 2023, 44(4): 10-17.)
- [16] LI X C, YANG Q. The influence of TiC content on the microstructure and properties of TiC/Cu composites[J]. *Rare Metals and Cemented Carbide*, 2017, 45(1): 46-51.
(李小池, 杨巧. TiC 含量对 TiC/Cu 复合材料组织与性能的影响[J]. *稀有金属与硬质合金*, 2017, 45(1): 46-51.)
- [17] LI X K, CAI M, QI Y Y, *et al.* Research on the preparation of Ti_3AlC_2 ceramics by powder metallurgy[J]. *Journal of Shenyang Ligong University*, 2020, 39(1): 24-28, 34.
(李喜坤, 蔡明, 齐艳雨, 等. 粉末冶金法制备 Ti_3AlC_2 陶瓷研究[J]. *沈阳理工大学学报*, 2020, 39(1): 24-28, 34.)
- [18] XU J H, WANG X G, YAO Z H. The influence of powder metallurgy preparation process on the properties of TiC reinforced high-chromium cast iron matrix composites[J]. *Materials Engineering*, 2022, 50(9): 105-112.
(许家豪, 汪选国, 姚振华. 粉末冶金制备工艺对 TiC 增强高铬铸铁基复合材料性能的影响[J]. *材料工程*, 2022, 50(9): 105-112.)
- [19] WANG M S, WANG S, LONG J, *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.
(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.)
- [20] CAO X J, JIN J F, CAO J Y, *et al.* Wear resistance of Iron matrix composites reinforced by mixed-type particles[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(8): 62-67.
(曹新建, 金剑锋, 曹敬祎, 等. 不同类型颗粒混合增强铁基复合材料的磨损性能[J]. *材料工程*, 2017, 45(8): 62-67.)
- [21] SZYMAŃSKI Ł, SOBCZAK J J, PEDDETI K, *et al.* Production of metal matrix composite reinforced by TiC by reactive infiltration of cast iron into Ti + C preforms[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(10): 17452-17464.
- [22] ZHANG T, SHAN Q, LI Z, *et al.* Effects of TiC and residual austenite synergistic strengthening mechanism on impact-abrasive wear behavior of bainite steel[J]. *Wear*, 2021, 486: 204088.
- [23] GU J H, XIAO P A, XIAO L Y, *et al.* Microstructure and mechanical properties of TiC particle enhanced high chromium iron[J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2021, 39(4): 319-325.
(顾景洪, 肖平安, 肖利洋, 等. TiC_p 颗粒增强高铬铸铁复合材料的显微组织和力学性能[J]. *粉末冶金技术*, 2021, 39(4): 319-325.)
- [24] LUAN D C, DING W C, LI M H, *et al.* Erosion-wear resistance of polyurethane-Si₃N₄ composite[J]. *Tribology*, 2004, 24(3): 268-271.
(栾道成, 丁武成, 李茂华, 等. 聚氨酯-Si₃N₄ 陶瓷复合材料浆体冲蚀磨损性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2004, 24(3): 268-271.)
- [25] WANG S, WANG M S, ZHENG Z B, *et al.* Relationship between microstructural evolution and wear behaviour of in-situ Fe₃W₃C particles reinforced iron matrix composites[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2026, 347: 131461.
- [26] JU Y. Friction and wear behavior of carbon/nitrogen Co-permeated layer on mild steel in dry sliding against a bearing steel at an extremely high speed[J]. *Tribology*, 2002, 22(1): 71-74.
(居毅. 碳钢表面碳-氮共渗层在高速干摩擦条件下的摩擦学性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2002, 22(1): 71-74.)
- [27] SUN X L, WANG S, LIU C Y, *et al.* Wear properties of TiC particle reinforced iron matrix composites prepared by casting sintering method[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2023, 44(6): 70-75.
(孙雪莉, 王帅, 刘晨宇, 等. 铸造烧结法制备 TiC 颗粒增强铁基复合材料的磨损性能[J]. *钢铁钒钛*, 2023, 44(6): 70-75.)