

TiC 增强高锰钢基复合材料的组织与磨料磨损性能

宁嘉沛^{1,2}, 郑开宏¹, 王娟¹, 骆智超¹

(1. 广东省科学院 广东省材料与加工研究所, 广东 广州 510650)

(2. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用凝固析出方法制备了不同体积分数 TiC 增强的高锰钢基复合材料, 系统研究了复合材料的显微组织和磨料磨损性能。热处理后, 复合材料由奥氏体和 TiC 两相组成, TiC 颗粒均匀分布在高锰钢基体中, 颗粒与基体界面清洁。磨料磨损实验表明, TiC 颗粒的引入提高了复合材料耐磨性能。然而, 复合材料的耐磨性能随着 TiC 体积分数的增加而降低。研究表明, 随着 TiC 体积分数的提高, 陶瓷颗粒尺寸增大且部分形成团簇, 陶瓷颗粒在磨损过程中发生破碎从而提高磨损率。

关键词: 高锰钢; TiC; 耐磨钢; 复合材料; 磨料磨损

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)07-2407-10

奥氏体高锰钢 (Hadfield 钢) 是一种大规模使用的耐磨材料。高锰钢屈服强度较低, 但在强冲击或大压应力的作用下, 表面加工硬化形成高硬度和高耐磨的变形层^[1-3], 起到了抵抗磨损的作用。高锰钢这一特殊的性能使其长期以来广泛应用于各种机械设备上, 如破碎机锤头、挖掘机斗齿、铁路道岔等。然而, 随着工业工况越来越复杂, 高锰钢屈服强度低的缺点逐渐暴露出来。比如在破碎机衬板、轧臼壁等低冲击的服役条件下, 高锰钢表面硬化不足, 耐磨性能降低从而服役寿命较短, 不能满足高端破碎粉磨装备的要求。

近年来, 为进一步改善高锰钢的耐磨性能, 研究者将陶瓷颗粒作为强化相引入该材料中^[4,5]。有研究者通过复合添加的方式向高锰钢添加陶瓷颗粒, 耐磨性能得到了提高^[6-8]。但是此方法存在陶瓷与集体界面结合差, 工艺成本高, 并且难以重熔回收等问题, 限制了外加颗粒增强高锰钢复合材料的发展。近年来, 有研究者通过原位生成的方法添加 TiC 陶瓷颗粒。TiC 具有高熔点, 高硬度以及良好的化学稳定性, 且可以和高温铁液完全润湿, 使得界面结合致密^[9]。Das 等^[10-12]通过内生析出法制备了较低体积分数的 TiC 增强高锰钢基复合材料 (Ti 质量分数 10%, 下同), 二体磨损试验发现, 复合材料的耐磨性能明显高于高锰钢基体。但是, 相对比于二体磨损, 三体磨损是高锰钢更主要的失效方式, 却并未见相关文献报道高锰钢复合材料的三体磨损性能。

对于颗粒增强金属基复合材料, 陶瓷相体积分数是影响复合材料耐磨性能的重要因素。Najafabadi 等^[13]

通过控制 Ti 含量 (0.2%、0.4%、0.6%) 制备了低体积分数的 TiC 增强高锰钢, 发现高锰钢的耐磨性能随着 TiC 体积分数升高而增加。然而, 在 Najafabadi 等人工作中^[13], 随着 Ti 含量的提高, 高锰钢基体的碳含量会由于 TiC 生成而降低, 基体的性能也发生改变, 进而引起复合材料耐磨性能的差异。目前为止, 体积分数对于较高含量内生 TiC 增强高锰钢复合材料的影响仍不清楚。除体积分数外, 陶瓷颗粒的大小和分布对复合材料的力学性能均有影响, 进而影响耐磨性能^[14,15]。同时, 通过凝固析出法制备复合材料, 复合材料陶瓷颗粒大小与分布又受颗粒体积分数、冷却速度、保温时间等多因素的影响^[16]。掌握 TiC 在高锰钢液中的析出规律, 进而调控陶瓷颗粒的尺寸和分布, 是获得高耐磨复合材料的关键^[17-19]。

本研究利用凝固析出法制备了不同体积分数 TiC 增强高锰钢复合材料^[20-22]。在合金设计时, Ti 和 C 等原子比提高, 从而保证基体合金成分的一致。经过热处理后, 系统表征了复合材料 TiC 颗粒的形态、大小和分布。利用三体磨损试验机, 研究了复合材料的磨料磨损性能及其机理。最后讨论了 TiC 颗粒对高锰钢基复合材料耐磨性能的影响。

1 实验

表 1 列出了实验材料的冶炼成分, 本研究采用真空熔炼制备不同内生 TiC 体积分数的复合材料 (Base 为对比样高锰钢基体)。将 4 种试样在 1050 °C 保温 40 min,

收稿日期: 2019-07-20

基金项目: 广东省科学院实施创新驱动发展能力建设专项 (2018GDASCX-0117); 广州市对外合作项目 (201907010026); 广东省自然科学基金 (2017A030310483); 广东省科技计划项目 (2017A070701029, 2017A070702019)

作者简介: 宁嘉沛, 男, 1994 年生, 硕士生, 广东省科学院广东省材料与加工研究所, 广东 广州 510650, E-mail: 352967248@qq.com

表 1 基体和复合材料的成分、硬度及密度

Table 1 Composition, hardness and density of high manganese steel and composites

Material	Element content, ω/%				Vickers hardness, HV/MPa	Density/g·cm ⁻³
	C	Ti	Mn	Si		
Base	1.2	-	13	0.3	1738±73.6	7.9036±0.044
SMC1	1.7	2	13	0.3	2234±116.4	7.7775±0.065
SMC2	2.2	4	13	0.3	2830±234.5	7.6390±0.033
SMC3	2.7	6	13	0.3	3122±370.6	7.3837±0.053

然后水冷得到奥氏体高锰钢^[23], 再分别测试其硬度和密度(见表 1)。后续的试验和表征试样都是热处理后的试样。

采用磨料磨损表征高锰钢基体及其复合材料的磨损性能, 图 1a 为磨损示意图, 试验机有 2 个机械臂, 可以通过电机沿轨道做匀速圆周运动, 每次将 2 个试样分别安装在机械臂的夹具上, 试样规格如图 1b 所示, 磨损面朝下与轨道接触。通过外加砝码调控试样在磨损期间载荷的大小。试样被紧压在与其构成摩擦副的环形钢轨上做匀速圆周运动。同时固定在转轴上的刮板会不断地将磨料刮到轨道上以便试样磨损。磨料通过试样梯形截面进入试样与钢轨之间, 随着试样与钢轨相对运动, 磨料在试样和钢轨之间发生转动和滑动, 呈现出三体磨料磨损现象。本研究的磨料为白钢玉, 每次试验磨料定量 6.5 kg, 磨料在磨损过程中会被磨小, 为了保持各试样的试验条件一致, 更换试样的时候也更换磨料, 试验中加载载荷 30 N, 主轴 30 r/min; 磨损预磨时间 20 min; 磨料磨损单次 1 h, 磨损 6 h; 每 1 h 记录质量损失。

采用 Smartlab X 射线衍射仪 (XRD) 确定复合材料相组成。XRD 扫描范围为 20°~100°, 步长为 0.02°。对热处理后样品进行机械抛光后, 采用 Cu 靶进行 XRD 表征。对磨损表面的 XRD 表征采用 Co 靶并配合平行光模式 (PB), Co 靶光源可有效降低样品的荧光效应, 同时 PB 模式对样品表面粗糙度不敏感。金相显微镜 (OM) 观察分析 TiC 体积分数, 扫描电镜 (SEM) 分析 TiC 颗粒的粒径和位置分布。磨损实验结束后, 对磨损面进行清洗, 再通过 SEM 观察试样的磨损面, 分析磨损机理。采用电子背散射衍射 (EBSD)

观察磨料磨损试样的表面硬化层。EBSD 试样经机械抛光后, 利用振动抛光机 (Vibromet) 在纳米 SiO₂ 悬浮液中抛光 2 h。

2 结果与分析

2.1 复合材料的组织分析

图 2 是不同 TiC 体积分数复合材料热处理后的金相照片和 XRD 图谱 (Cu 靶)。如图 2d 所示, 复合材料由奥氏体和 TiC 两相组成, 无其他碳化物和马氏体或铁素体。金相照片表明, 大量陶瓷颗粒弥散分布在基体中。同时可以看出高体积分数的陶瓷颗粒有部分团聚现象。利用 Image J 软件分析确定其体积分数(%), SMC1: (5.77±0.14); SMC2: (10.47±0.8175); SMC3: (14.86±0.46)。

图 3 是进行粒径分析的 SEM 照片和相应的粒径分布结果。图 3a~3c 根据 SEM 照片, 使用 Image J 分别测量 3 种体积分数复合材料颗粒的粒径, 再用 Origin 描述其频数分布, 得到 3 种材料在不同粒径的分布概率。由高斯拟合得到分布曲线和平均粒径。由图 3a 可知, 5.77% TiC 复合材料平均粒径 2.20 μm, 且粒径分布基本集中在 1~3 μm 之间, 也只有较少的 6 μm 最大颗粒。10.47% 复合材料(图 3b)平均粒径 2.8 μm, 粒径大部分分布在 1~5 μm 之间, 有极少的 12 μm 大颗粒。14.86% TiC 复合材料(图 3c)粒径主要分布在 1~8 μm 之间, 最大颗粒 17 μm。

图 4 是高锰钢基体及其复合材料的铸态和热处理态 4%硝酸乙醇腐蚀后的对比照片 (500 倍), 由铸态照片 (图 4a、4b) 可知, 高锰钢基体及其复合材料都存在渗碳体魏氏组织, 渗碳体魏氏组织是由渗碳体以针状或扁片状、条状出现在奥氏体晶粒内所形成, 高锰钢基体及其复合材料在晶界及晶粒内部皆可观察到明显的针状渗碳体。粗大的魏氏体组织会使高锰钢的塑性, 韧性下降, 脆性增加。对应的热处理后照片 (图 4e、4h) 可以看到, 晶界及晶粒内部的渗碳体都在热处理过程中融解了, 高锰钢基体为奥氏体组织, 其复合材料为奥氏体组织及 TiC 颗粒共存。仔细观察铸态及热处理态照片, 可以看到热处理前后组织中都存在少量缺陷(黑色孔洞), 这可能是在铸造过程中产生的。

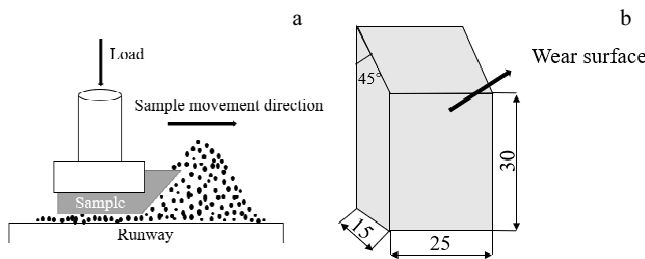


图 1 磨料磨损示意图

Fig.1 Abrasive wear diagrammatic sketch: (a) wear mode and (b) wear sample

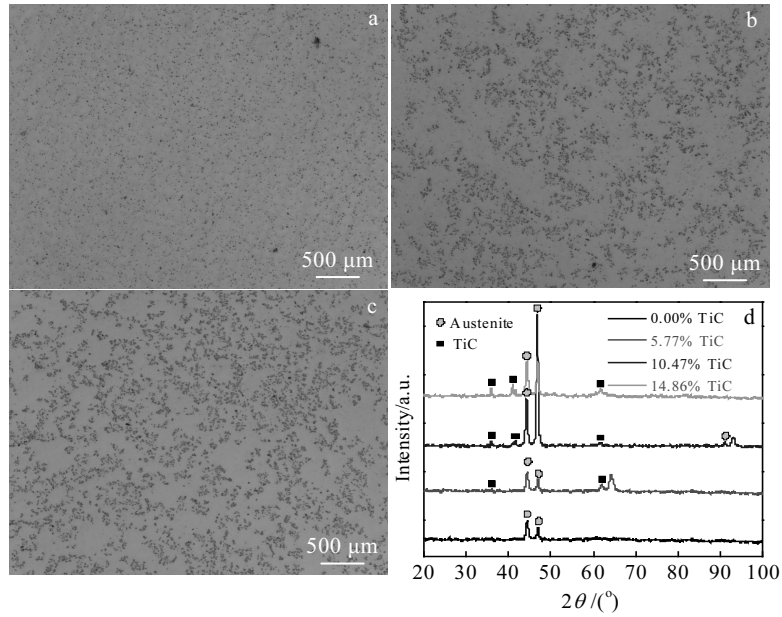


图 2 不同 TiC 体积分数复合材料热处理后的金相照片和 XRD 图谱

Fig.2 OM images (a~c) and XRD patterns (d) of the composites with different TiC volume fractions after the heat treatment: (a) 5.77%, (b) 10.47%, and (c) 14.86%

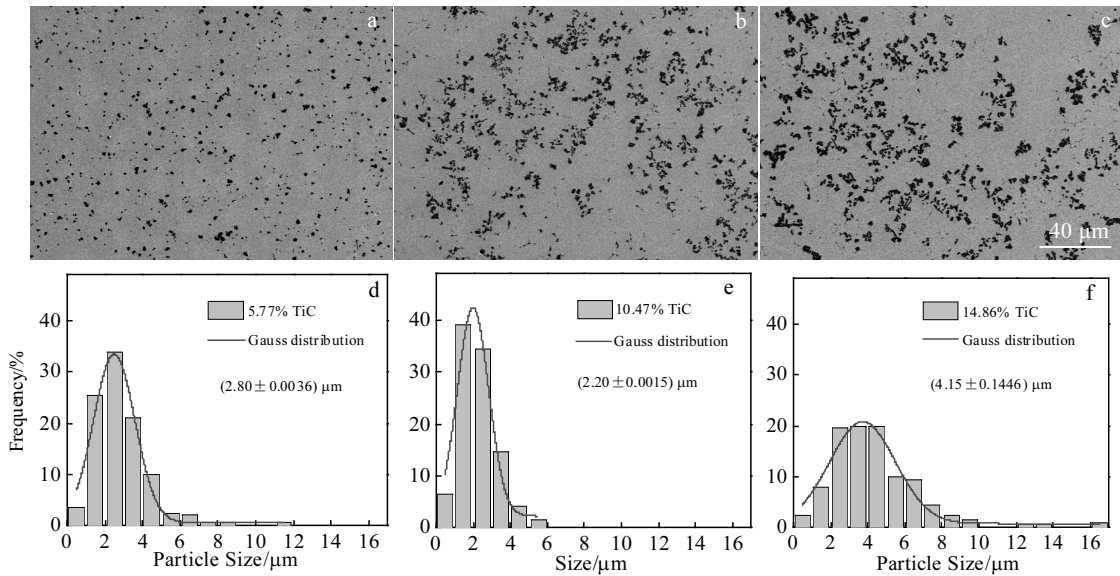


图 3 不同 TiC 体积分数复合材料 SEM 照片及粒径分布

Fig.3 SEM images (a~c) and particle size distributions (d~f) of the composites with different TiC volume fractions: (a, d) 5.77%, (b, e) 10.47%, and (c, f) 14.86%

本研究采用 Quadrat 法对复合材料内的颗粒位置进行定量表征^[24,25], 图 5a 是 Quadrat 定量表征颗粒位置分布的计数示意图。如图所示, 先将带分析的图片均匀分成若干个 Quadrat, 然后统计每个 Quadrat 内的颗粒数量 (N_q)。对于边界上的颗粒, 为了避免重复计数, 规定对于每个 Quadrat 边界上的颗粒, 都只统计其左边界和下边界的颗粒。Quadrat 内统计的颗粒分布

概率可用 Poisson 分布表征, 如式(1)所示:

$$P_q = \frac{r^q}{q} \exp(-r) \tag{1}$$

式中, q 代表每个 Quadrat 内的颗粒数量 (N_q), r 代表所有 Quadrat 的平均颗粒数, P_q 则代表对应颗粒数量 q 的分布概率(Frequency)。

Quadrat 尺寸的选择一直是 Quadrat 法的难点, 尺

寸过小则会出现很多空 Quadrat，使统计结果偏向团聚，反之尺寸过大则会忽略很多团聚信息，使统计结果偏向均匀^[26]。通常 Quadrat 适宜颗粒大小为颗粒平均所占面积的 2 倍，但是本研究的颗粒粒径较小，若采用颗粒粒径 2 倍的 Quadrat 尺寸则会出现尺寸过小的情况，所以本研究的 Quadrat 是以颗粒中心平均距离的 2 倍为边长确定的正方形小框。

本研究采用 500 倍的复合材料 SEM 照片，用 Quadrat 法对复合材料的 TiC 颗粒位置分布进行定量表征，所选的 Quadrat 尺寸为 40 μm。将每张照片划分为 140 个 Quadrat (14×10)，每种复合材料统计 3 张照片。图 5b、5c、5d 分别是统计得到不同 TiC 体积分数复合材料的颗粒位置分布情况。图中红色实线为根据 Poisson 分布拟合的分布状态。

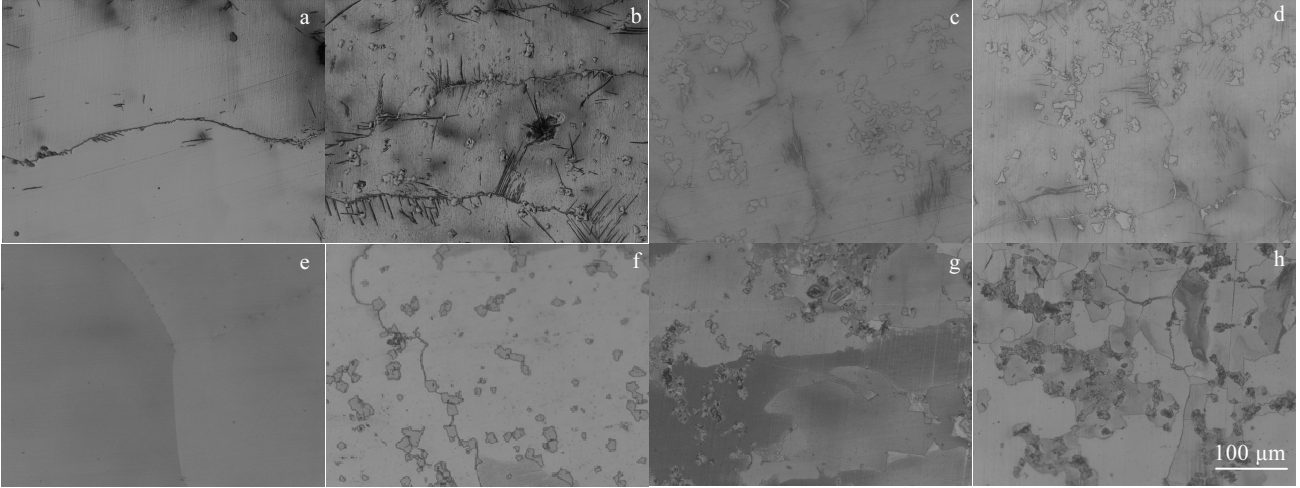


图 4 奥氏体高锰钢基体及其复合材料热处理前后金相照片

Fig.4 OM images of Hadfield steel matrix and its composites before (a-d) and after (e-h) heat treatment: (a, e) 0.00%, (b, f) 5.77%, (c, g) 10.47%, and (d, h) 14.86%

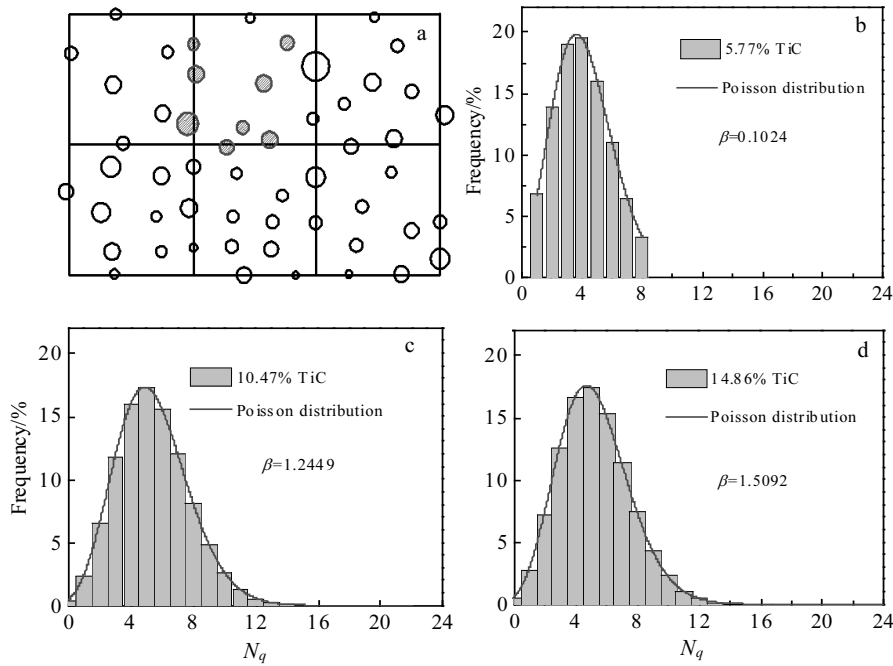


图 5 颗粒位置分布的 Quadrat 内计数方法和统计结果

Fig.5 Quadrat count method and results of particle position distribution: (a) particle count method of Quadrat, (b) 5.77% TiC, (c) 10.47% TiC, and (d) 14.86% TiC

由图 5b、5c、5d 可知, 5.77% TiC 复合材料没有空 Quadrat 且高 N_q 值的 Quadrat 较少, 大部分 Quadrat 都是分布着 2~6 个颗粒, 分布较均匀。而 10.47% 和 14.86% TiC 复合材料存在空 Quadrat, 且高 N_q 值的 Quadrat 明显增多, 甚至还存在 20 个以上颗粒的 Quadrat。相较于 5.77% TiC 复合材料, 10.47% 和 14.86% TiC 复合材料团聚明显。但是 10.47% 和 14.86% TiC 复合材料团聚程度较为接近, 柱状图无法显示其中差异, 需引入团聚度 (β) 来定量的表征陶瓷颗粒的团聚程度, 其定义式如下^[24]:

$$\beta = \frac{Q}{(Q-1)(Q-2)} \sum \left(\frac{q_i - r}{\sigma} \right)^2 \quad (2)$$

式中, Q 代表 Quadrat 的数量, q_i 是第 i 个 Quadrat 内的颗粒数量 ($i=1, 2, 3 \dots Q$), r 代表所有 Quadrat 的平均颗粒数, 是统计得到的 Quadrat 内颗粒数量的标准偏差, β 为团聚度, 其值越大说明复合材料颗粒团聚越严重。5.77% TiC 复合材料团聚度很小只有 0.1024, 而 14.86% TiC 复合材料的团聚度达到了 1.5092, 10.47% TiC 复合材料团聚度比其略小, 也达到了 1.2449。由此可见, 5.77% TiC 复合材料趋于均匀随机分布, 而 10.47% 和 14.86% TiC 复合材料为典型的团聚态分布。

为进一步观察 TiC 的形貌, 用 5%(体积分数)的硫酸溶液对 4 种试样进行深度腐蚀。图 6 是深度腐蚀后的 SEM 照片, 图 6a 为高锰钢基体, 图 6b~6d 中皆能明显看到陶瓷颗粒 (如黑色箭头所示所示)。陶瓷颗粒呈方块状, 其中 5.77% TiC 复合材料颗粒较小且分布

均匀, 10.47% 和 14.86% TiC 复合材料陶瓷颗粒较大且都有一定程度的团聚, 与粒径分布和位置分部统计结果吻合。

2.2 复合材料的磨损性能与机理

由于高锰钢基体和复合材料的密度存在差异, 所以质量损失并不能准确比较其磨损性能, 根据其各自的密度, 将质量损失换算成体积损失, 用体积损失表征复合材料的磨损性能^[27, 28]。磨损率定义为:

$$\delta = \frac{\Delta V}{Fd} = \frac{\Delta m / \rho}{Fd} \quad (3)$$

式中, δ 为磨损率, ΔV 为磨损体积损失, F 为磨损时的载荷, d 为磨损的距离, Δm 为磨损质量损失, ρ 为密度 (本研究测量的是磨损质量损失 Δm , 通过质量损失除以密度得到体积损失)。

图 7 是高锰钢基体和复合材料的体积磨损率。如图 7 所示, 高锰钢基体的磨损率明显大于其复合材料。随着磨损距离的增加, 高锰钢基体及其复合材料磨损率都呈现降低的趋势, 这是磨料在磨损过程中被磨得越来越小导致的。在 2 km 磨损距离时, 高锰钢基体的磨损率是 $3.4 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$, 当添加 5.77% TiC 颗粒后, 其磨损率下降为 $3.1 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ 。但是, 由图 7 可知, 复合材料的磨损率并没有随着 TiC 体积分数增加而降低。特别是当磨损距离大于 4 km 时, 低体积分数的复合材料表现出最好的耐磨性能。

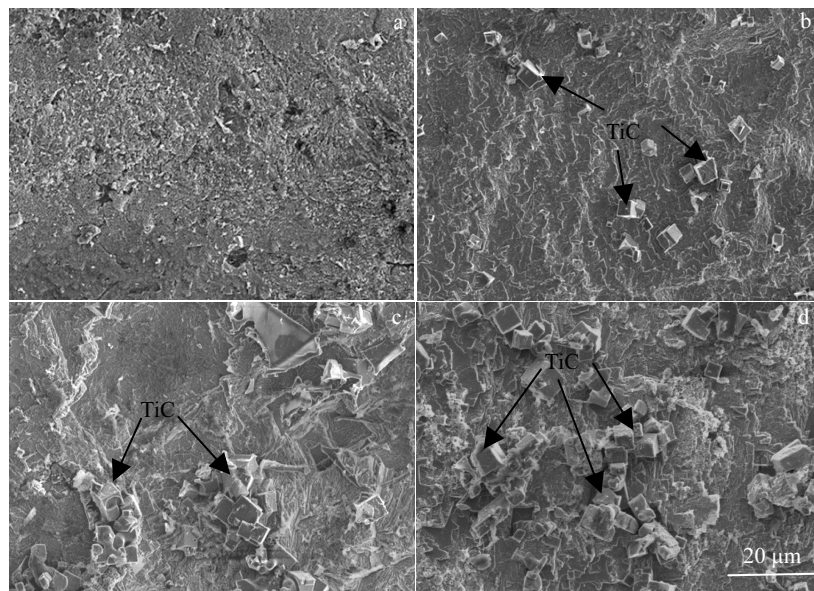


图 6 不同 TiC 含量的奥氏体高锰钢及其复合材料腐蚀后的微观形貌

Fig.6 Micromorphologies of Hadfield steel and its composites after corrosion with different TiC volume fractions: (a) 0.00%, (b) 5.77%, (c) 10.47%, and (d) 14.86%

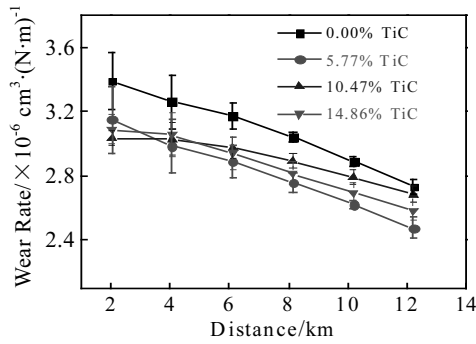


图 7 高锰钢基体及其复合材料磨损率

Fig.7 Wear rate of Hadfield steel and its composites

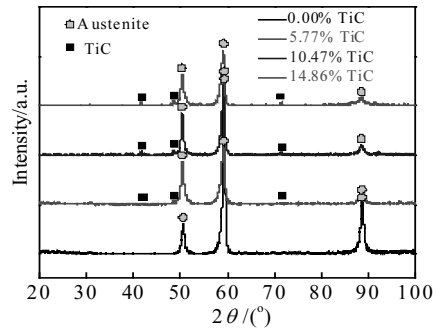


图 8 高锰钢基体及其复合材料磨损面 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of wear surface of Hadfield steel matrix and its composites

为研究高锰钢及其复合材料的磨损机理，利用 XRD 对磨损面进行物相表征。图 8 是高锰钢及复合材料磨损面的 XRD 图谱。由图 8 可知，试样在磨损后，高锰钢磨损面是单一奥氏体相，复合材料磨损面由奥氏体和 TiC 两相组成，所有试样均没有 Fe₃C 等碳化物生成，也没有发生马氏体转变。这是因为复合材料的基体合金含有大量固溶的 C 和 Mn 元素，可以有效稳定奥氏体。

在磨损过程中，试样表面的基体合金会形成大量的位错和形变孪晶，形成变形硬化层。采用 EBSD 对磨损面的变形硬化层进行了观察。如图 9 所示，图 9a 是基体，图 9b 是 5.77% TiC 复合材料，分别对图中虚线方框内做了犁沟处的 EBSD 微观应变分析。图中黄色代表微观应变的程度。2 种材料磨损表面下均有明显的塑性变形。对于复合材料，发现塑性变形可集

中在陶瓷颗粒附近，并且在陶瓷颗粒之间发现塑性集中区，即为剪切带，说明陶瓷颗粒确实能够阻碍切削磨损的进行。

图 10 是高锰钢和复合材料磨损面的 SEM 照片。可以明显看到，都存在切削磨损的犁沟痕迹。磨损机理如图 11c 所示。高锰钢基体的犁沟较完整，复合材料可以明显看到有被陶瓷颗粒阻断的犁沟痕迹。说明陶瓷颗粒的存在阻碍了切削磨损的进行，这是复合材料耐磨性能比高锰钢基体更好的主要原因。而且从 SEM 照片可以看到，磨损面没有陶瓷颗粒脱落的孔洞存在，说明在磨损过程中陶瓷颗粒并没有出现拔出现象。采用的磨损 SEM 照片中均未发现有球状颗粒嵌入材料中。同时，可以看到磨损面中的陶瓷颗粒出现了不同程度的破碎情况。

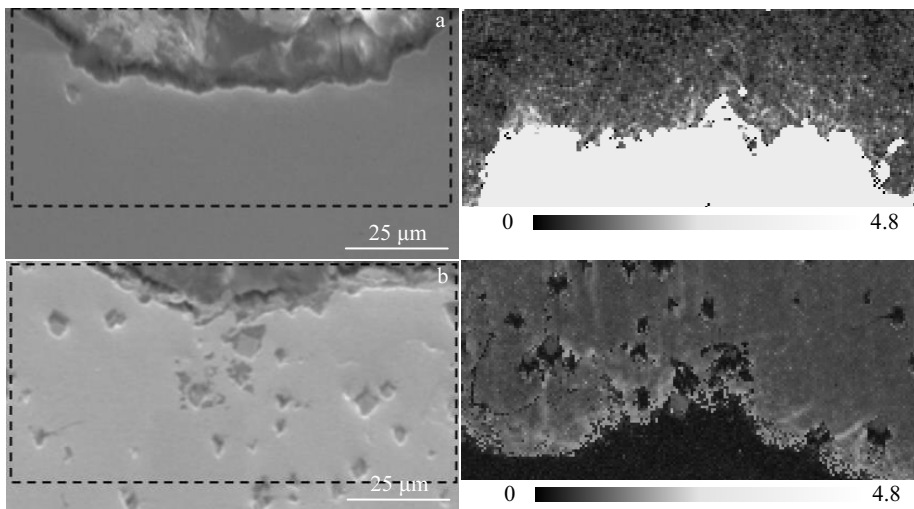


图 9 奥氏体高锰钢及其复合材料磨损横截面犁沟 EBSD 微观应变分析

Fig.9 Wear cross section EBSD microstrain analysis of Hadfield steel and its composites: (a) 0.00% TiC and (b) 5.77% TiC

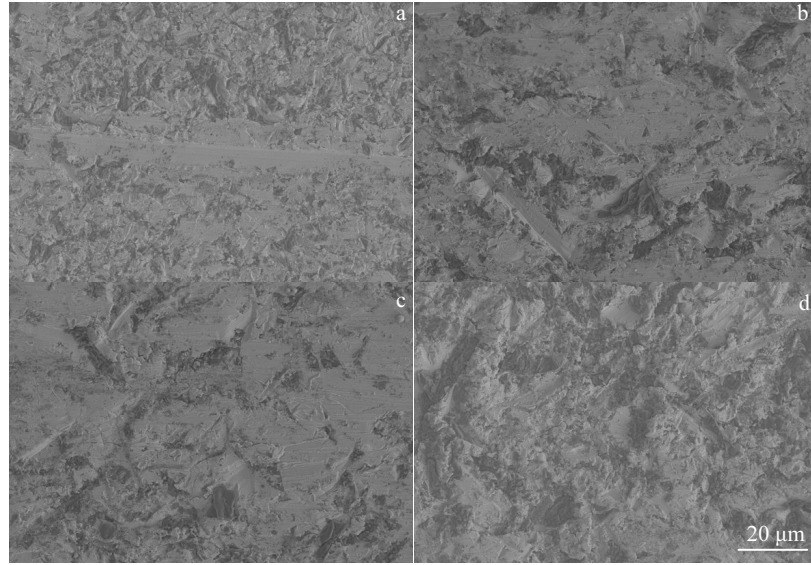


图 10 不同 TiC 含量基体和复合材料磨损面形貌

Fig.10 Wear surface micromorphologies of Hadfield steel and its composites with different TiC volume fractions: (a) 0.00%, (b) 5.77%, (c) 10.47%, and (d) 14.86%

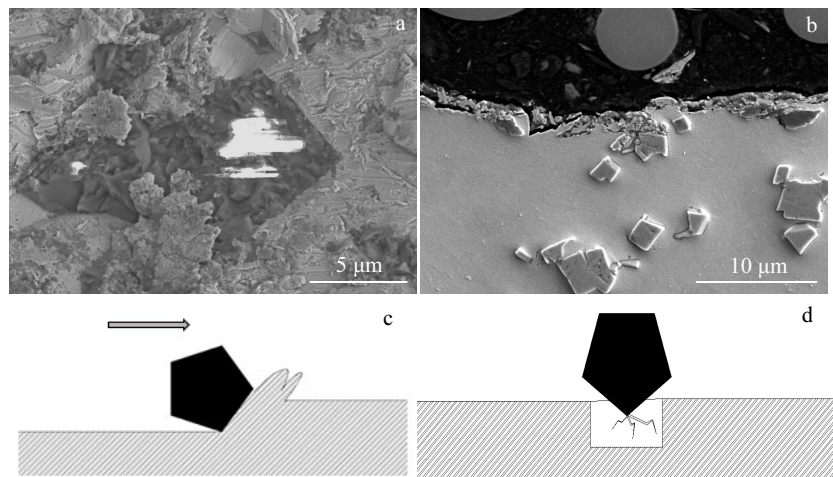


图 11 复合材料磨损面和磨损截面形貌以及磨损机理示意图

Fig.11 Wear surface micromorphologies and schematic diagram of wear mechanism: (a) wear surface ceramics, (b) wear section surface ceramics, (c) cutting, and (d) fracture

为进一步观察陶瓷颗粒的破碎情况,对比了磨损面和侧面的形貌。从高倍磨损面(图 11a)和磨损横截面(图 11b)扫描照片可以看到 TiC 陶瓷颗粒存在破碎现象。复合材料 TiC 颗粒破碎机理如图 11d,颗粒破碎是常见的磨料磨损机制,常发生在比较脆的材料上。若复合材料中陶瓷颗粒未发生破碎,则陶瓷颗粒在磨料磨损的切削磨损中会起到阻碍切削磨损进行的作用,但是当陶瓷颗粒出现破损情况时,碎掉的陶瓷脱

落,会促进磨损。在复合材料中,陶瓷颗粒阻碍切削提高耐磨性能和陶瓷颗粒破碎降低耐磨性能同时发生,协同影响材料的磨料磨损性能。

3 分析讨论

3.1 TiC 颗粒的形核与长大

在凝固过程中,熔体可能产生 TiC、Fe₃C、Fe₂Ti 等化合物^[29],复合材料成分设计时,设计了足够的 C,

由于 TiC 合成反应的热力学驱动力远大于 Fe_2Ti , 所以 Ti 会被 $\text{Ti}+\text{C}=\text{TiC}$ 反应消耗完, 不会有 Fe_2Ti 生成。残余的 C 可能会与 Fe 反应生成 Fe_3C , 但在后续的热处理过程中碳化物会溶解, 经淬火后保留高温组织, 因此复合材料由奥氏体与 TiC 两相组成。

在内生 TiC 增强高锰钢基复合材料的凝固过程中, TiC 颗粒会发生形核长大的过程^[16], Ti 和 C 原子首先不断反应合成 TiC, 当熔体中 TiC 的合成反应 ($\text{Ti}+\text{C}=\text{TiC}$) 达到平衡后, 熔体中的 TiC 颗粒大小不一。如有 2 个 TiC 颗粒, 半径分别为 r_1 和 r_2 ($r_1 < r_2$)。根据 Gibbs-Thomson 方程^[30]

$$C_r = C_c \exp\left(\frac{2\sigma M}{dRT r_c}\right) \quad (4)$$

式中, C_r 为半径为 r 时边界的浓度, C_c 为半径无限大时边界的浓度, σ 为表面张力, M 为晶体分子的摩尔质量, d 为晶体密度, R 为摩尔气体常数, T 为绝对温度, r_c 为临界晶核半径。

由式(4)可知, 在其他条件不变的情况下, 当颗粒半径 r 越小颗粒边界处浓度 C_r 越大, 即 $C_{r_1} > C_{r_2}$, 所以大颗粒和小颗粒边界处就存在一个浓度梯度, 小颗粒边界处的溶质由于浓度高会向大颗粒边界扩散, 扩散之后, 大颗粒和小颗粒边界处的浓度梯度变得更大, 于是小颗粒不断溶解, 大颗粒不断长大, Ti 和 C 含量较多时, TiC 颗粒更容易长大, 所以高 TiC 体积分数的复合材料 TiC 颗粒粒径也较大, 与实验结果相符。Popov 等^[31]通过研究得知 Mn 可以提高 TiC 在钢铁基体中的溶解度, 使得 TiC 在低体积分数时可以均匀地分布在基体中, 但是 Mn 的提高效果也是有限的, 所以在高锰钢基复合材料中当 TiC 体积分数增大到一定程度, TiC 溶解度不够, 发生团聚。

3.2 复合材料的耐磨性能

从磨料磨损结果来看, 复合材料的磨损性能虽然高于基体, 但是随着 TiC 体积分数增加, 磨损性能却略有下降。说明 TiC 的含量对磨损性能的影响不是简单的正相关。在 TiC 体积分数较低时磨损性能确实随着 TiC 体积分数增加而增加, 而在较高体积分数时, 随着 TiC 体积分数增加, 复合材料耐磨性能出现降低的情况。

从磨损机理来看^[32,33], 切削磨损是 Hadfield 钢及其复合材料磨料磨损的主要机制。TiC 颗粒由于其高硬度, 与高锰钢润湿性好, 界面结合良好, 在磨料磨损中可以阻碍切削磨损的进行, 降低磨损率。而且由于界面结合良好, 不会发生陶瓷颗粒拔出的情况。但是又由于 TiC 陶瓷颗粒较脆的特性, 在陶瓷颗粒粒径较大或者发生团聚的时候容易在磨料磨损过程中出现

破碎磨碎, 提高磨损率。因此, TiC 陶瓷颗粒在高锰钢基体中既有阻碍切削提高耐磨性能, 又有自身破碎降低耐磨性能, 2 种情况协同影响, 随着 TiC 颗粒体积分数增加, TiC 颗粒对切削磨损的阻碍也逐渐增加, 这是低体积分数时随着 TiC 颗粒体积分数增加复合材料耐磨性能逐渐增加的主要原因。而当 TiC 颗粒体积分数增加到一定程度后, 由于 TiC 颗粒粒径逐渐增大, 且出现团聚现象, TiC 颗粒破碎的情况逐渐增多, 对复合材料耐磨性能的降低逐渐占据主导地位, 于是在较高体积分数时 TiC 颗粒体积分数增加, 复合材料耐磨性能出现降低。

由于陶瓷颗粒对复合材料磨损的双重作用, 随着陶瓷颗粒体积分数不断增加, 复合材料耐磨性能出现先增后降的情况。由此可见, 找到合适的 TiC 颗粒体积分数尤为重要, Najafabadi 等^[13]对 TiC 体积分数 2.87%、4.64%、6.71% (此体积分数包含部分碳化物, 实际体积分数可能更小) 增强高锰钢基复合材料的研究结果表明, 6.71% 体积分数 TiC 的复合材料耐磨性能最好。但是并没有对陶瓷颗粒的粒径和分布进行分析。如果通过工艺控制降低高体积分数复合材料中 TiC 颗粒的粒径, 那么最佳的 TiC 体积分数又会不同, 这些都需要进一步研究。

从磨损率的对比图可知, 复合材料在磨损过程中耐磨性能是一直优于基体的, 这种优势随着磨损距离的增加会一直累积, 通过内生 TiC 确实可以提高高锰钢在低应力下的耐磨性能, 从而提高高锰钢应付复杂工况的能力。后续研究可以优化铸造工艺, 尝试在高体积分数情况下减小陶瓷颗粒粒径, 使其均匀化分布, 可进一步提高 TiC 增强 Hadfield 钢复合材料的耐磨性能。

4 结 论

- 1) 采用凝固析出制备的复合材料界面结合良好, 陶瓷颗粒呈方块状, 低体积分数下的复合材料陶瓷颗粒分布均匀且粒径较小, 陶瓷颗粒体积分数增大后陶瓷颗粒出现团聚且粒径增大。
- 2) 陶瓷颗粒一方面阻碍切削磨损提高耐磨性能, 另一方面又由于本身的破碎降低耐磨性能。当体积分数增加到一定程度, 陶瓷破碎逐渐占主导地位, 耐磨性能随体积分数增加而降低。
- 3) 复合材料较之基体耐磨性能明显提高, 通过内生 TiC 可以制备出耐磨性能优异的高锰钢基复合材料。

参考文献 References

- [1] An Huping(安虎平), Rui Zhiyuan(芮执元). *Modern Manufacturing Engineering*(现代制造工程)[J], 2018, 451(4):

- 90
- [2] Chen C, Bo L, Hua M *et al. Tribology International*[J], 2018, 121: 389
- [3] Bal B. *International Journal of Steel Structures*[J], 2018, 18(1): 13
- [4] Liu Yue(刘越), Wei Shunhua(魏顺华), Zang Mengchao(臧勍超). *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2018, 185(3): 48
- [5] Xu Hongyong(徐红勇), Wang Wenquan(王文权), Huang Shiming(黄诗铭) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(11): 1423
- [6] Bao Chonggao(鲍崇高), Wang Enze(王恩泽), Gao Yimin(高义民) *et al. Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2001, 2: 61
- [7] Xie Jingpei(谢敬佩), Zhang Changtao(张长涛), Lu Hongbo(卢洪波) *et al. Journal of Henan University of Science and Technology, Natural Science*(河南科技大学学报, 自然科学版)[J], 2011, 32(2): 1
- [8] Tian Shanxue(田山雪), Tu Xiaohui(涂小慧), Yang Hao(杨浩) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2017, 66(5): 476
- [9] Liu Xiangyi(刘相熠), Zheng Kaihong(郑开宏), Luo Tiegang(罗铁钢) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2018, 314(5): 38
- [10] Srivastava A K, Das K. *Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 516(1-2): 1
- [11] Srivastava A K, Das K. *Materials Letters*[J], 2008, 62(24): 3947
- [12] Hu S W, Zhao Y G, Wang Z *et al. Materials & Design*[J], 2013, 44(2): 340
- [13] Najafabadi V N, Amini K, Alamdarlo M B. *Metallurgical Research & Technology*[J], 2014, 111(6): 375
- [14] Shao Letian(邵乐天), Yao Junping(尧军平), Hu Qiyao(胡启耀) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2019, 40(1): 124
- [15] Chen Lulu(陈路路), Zhai Hongxiang(翟洪祥), Huang Zhenying(黄振莺). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 407
- [16] Yan Youwei(严有为), Wei Bokang(魏伯康), Fu Zhengyi(傅正义) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(9): 909
- [17] Ding Z, Bo L, Zhao R *et al. Metal Science & Heat Treatment* [J], 2015, 57(1-2): 18
- [18] Das K, Bandyopadhyay T K. *Journal of Materials Science* [J], 2002, 37(18): 3881
- [19] Jiang W H, Pan W D, Ren Y L *et al. Journal of Materials Science Letters*[J], 1998, 17(18): 1527
- [20] Lu Zhiwu(鲁志武), Dong Biyi(董必义). *Foundry Equipment and Technology*(铸造设备与工艺)[J], 2011(3): 48
- [21] Bai Haiqiang(白海强), Shang Zhao(商昭), Cai Xiaolong(蔡小龙) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2019(4): 1
- [22] Lu Dehong(卢德宏), Shang Haiyan(商海燕), Jiang Yehua(蒋业华) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2004, 25(2): 120
- [23] Vdovin K N, Feoktistov N A. *Solid State Phenomena*[J], 2017, 265: 640
- [24] Karnezis P A, Durrant G, Cantor B. *Materials Characterization* [J], 1998, 40(2): 97
- [25] Sabirov I, Kolednik O, Valiev R Z *et al. Acta Materialia*[J], 2005, 53(18): 4919
- [26] Haghghi, Derakhshandeh R. *Bulletin of Materials Science* [J], 2015, 38(5): 1205
- [27] Zheng Kaihong(郑开宏), Gao Yimin(高义民), Chen Liang(陈亮) *et al. Tribology*(摩擦学学报)[J], 2012, 32(2): 176
- [28] Cheng X L, Gao Y M, Xing J D *et al. Key Engineering Materials*[J], 2007, 336-338: 1442
- [29] Yan Youwei(严有为), Wei Bokang(魏伯康), Fu Zhengyi(傅正义) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(10): 1117
- [30] Jayanth C S, Nash P. *Journal of Materials Science*[J], 1989, 3041: 3052
- [31] Popov A A, Gassik M M. *Scripta Materialia*[J], 1996, 35(5): 629
- [32] Sin H, Saka N, Suh N P. *Wear*[J], 1979, 55(1): 163
- [33] Ouyang Xike(欧阳习科), Jiang Yehua(蒋业华), Zhou Rong(周荣). *Water Conservancy & Electric Power Machinery*(水利电力机械)[J], 2004, 26(6): 25

Microstructure and Abrasive Wear Properties of TiC-Reinforced Hadfield Steel Matrix Composites

Ning Jiapei^{1,2}, Zheng Kaihong¹, Wang Juan¹, Luo Zhichao¹

(1. Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangdong Academy of Science, Guangzhou 510650, China)

(2. Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: High manganese Hadfield steel is the conventional wear-resistant steel. In order to meet the requirements of complex working conditions, Hadfield steel matrix composites (SMCs) with various volume fractions of TiC were designed and fabricated by an in-situ solidification method. The microstructure and abrasive wear properties of these composites were examined. After heat treatment, the composites consist of austenite and TiC phases. TiC particles are uniformly distributed in the matrix, and the interface between the particles and the matrix is clean. Results show that the wear resistance of the composites can be improved by the introduction of TiC particles. However, with the increase of the TiC volume fraction, the wear resistance decreases slightly. We find that the particles increase in size and then their segregations are formed with the increase of the TiC volume fraction. The increased wear rate with the increase of the TiC volume fraction is caused by the fracture of large particles.

Key words: Hadfield steel; TiC; wear resistance steel; composites; abrasive wear

Corresponding author: Luo Zhichao, Ph. D., Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510650, P. R. China, Tel: 0086-20-61086187, E-mail: luozhichao.08@163.com