

超高锰钢 /TiC 复合锤头的界面组织及磨损行为

郭伍¹, 宋东君¹, 刘薇¹, 郑玉佳¹, 母镭², 宋仁伯²

(1. 金隅热加工唐山有限公司, 河北唐山 063205; 2. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 通过显微组织表征、硬度测试、冲击和摩擦磨损试验, 对超高锰钢/TiC复合锤头服役失效后界面组织特征进行了分析, 并针对锤头超高锰钢基体的磨损行为进行了系统研究。结果表明: 超高锰钢基体由单相奥氏体(晶粒尺寸700~850 μm)以及分布于晶界和晶内的铬、锰、铁的复合碳化物组成, 服役前后组织特征未产生显著变化。超高锰钢和TiC硬质合金的界面处虽形成了Mn、Cr元素扩散层, 但在实际工况服役后界面产生了横向裂纹并扩展至TiC硬质合金区。服役后的锤头表层的超高锰钢因加工硬化形成了2 mm左右的硬化层, 其磨损机制不同于摩擦磨损, 而与冲击磨损相似, 为塑性变形机制和疲劳磨损机制共同作用。

关键词: 超高锰钢; 界面; 显微组织; 磨损; 复合锤头

中图分类号: TG135⁺.6 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 01-0008-06

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0002

作者简介:

郭伍(1976-), 男, 高级工程师, 研究方向为机械设计与制造及金属材料。
E-mail: 13889704388@163.com

通信作者:

宋东君, 男, 工程师。E-mail: sdikuang@163.com

基金项目:

国家自然科学基金资助项目(52074033)。

收稿日期:

2025-07-24 收到初稿,
2025-11-03 收到修订稿。

引用格式:

郭伍, 宋东君, 刘薇, 等. 超高锰钢/TiC复合锤头的界面组织及磨损行为[J]. 铸造, 2026, 75(1): 8-13.
GUO Wu, SONG Dongjun, LIU Wei, et al. Interfacial microstructure and wear behaviors of ultra-high manganese steel and TiC cemented carbide composite hammer head[J]. Foundry, 2026, 75(1): 8-13.

锤头作为破碎设备上的关键零部件, 其性能直接影响了破碎设备的运行效率和破碎效果^[1-2]。超高锰钢是制备锤头的常用材料之一^[3-4], 由传统高锰钢发展而来, 由于添加了更高的Mn、C元素, 使其具备了更稳定的奥氏体基体以及更强的加工硬化能力, 在高冲击载荷下表现出了优异的耐磨性能^[5-8]。然而超高锰钢仍然存在初始硬度低和屈服强度低等问题, 为弥补这一局限性, 部分研究者使用镶铸法在锤头受力面预埋TiC等硬质合金, 通过液固复合的方式与具备优异韧性的超高锰钢结合形成复合材料, 从而显著提升锤头的耐磨性能和使用寿命^[9-10]。

复合材料的界面结合质量直接影响其整体性能, 界面不仅是载荷传递的关键区域, 还是协调两种材料物化特性差异的关键位置。虽然超高锰钢和TiC在制备初期一般可以形成良好的结合^[11], 但是关于服役失效后界面组织的情况却鲜有报道。此外, 磨损作为锤头的主要失效原因, 超高锰钢基体的磨损行为直接影响了锤头的使用寿命^[12]。因此有必要针对锤头的高锰钢基体进行磨损行为研究, 尤其是探究锤头服役后的超高锰钢基体表面磨损情况以及超高锰钢基体的硬化行为, 旨在为延长锤头使用寿命提供理论支持。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验材料取自一个服役失效后的高锰钢锤头, 其超高锰钢基体的实测成分如表1所示。锤头零部件可分为经过变形磨损的受力面锤头区域和完全未经变形磨损的锤柄心部区域, 对这两部分分别取样并进行对比研究(在下文中分别统称为锤头区域样品和锤柄区域样品)。

表1 试验钢的化学成分
Tab. 1 Chemical composition of the test steel

						$w_B / \%$	
C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	
1.05	0.64	20.18	2.48	0.29	<0.01	<0.01	

1.2 试验方法

(1) 硬度测试: 利用HV-1000Z维氏显微硬度计对待测样品进行硬度检测, 测试时载荷为10 N, 压头驻留时间为15 s。对于磨损截面样品, 使用在距离磨损表面每间隔0.25 mm处做一个硬度压痕。每个样品做16个硬度压痕探究硬度随磨损深度的变化情况。对于未磨损样品则随机选取5个压痕位置并计算平均值作为样品硬度值。

(2) 磨损行为研究: 冲击磨损试验在MLD-10型动载磨料磨损试验机上进行, 冲击功设定为3 J。采用45钢作为对磨试样, 以200 r/min的速度旋转。试验材料以200次/min的频率冲击对磨试样。磨料采用粒度为18目的石英砂, 以40 kg/h的流量流入两试样之间, 单个样品的冲击磨损时间为2 h。在MM-W1A型万能磨损试验机上进行摩擦磨损试验, 同样使用45钢作为对磨试样施加的载荷为500 N, 转速为100 r/min, 单个试样的测试时间为2 h。

(3) 显微组织表征: 金相样品经研磨并抛光后, 使用4%硝酸酒精进行侵蚀。使用ZEISS Gemini 500扫描电子显微镜对显微组织、磨损表层及亚表层进行表征。

2 结果与讨论

2.1 显微组织分析

使用JMatPro计算此成分体系的超高锰钢在不同

温度下各相的质量分数, 计算结果如图1所示, 由图可见, 在凝固过程中奥氏体在1 360 °C左右从液相中析出, 并在1 200 °C左右完全凝固后得到单相奥氏体组织。随后在980 °C开始析出 M_7C_3 型碳化物, 并于450 °C转化为 $M_{23}C_6$ 型碳化物。由于计算结果为平衡相图, 出现了铁素体相区, 然而实际的铸造凝固过程为非平衡态过程, 超高锰钢奥氏体中固溶的锰和碳元素保证了奥氏体并不会转变为铁素体。

锤头区域和锤柄区域样品的显微组织如图2所示。由图可知, 锤头区域和锤柄区域的基体组织均为单相奥氏体。利用Nano Measurer软件对两组样品的晶粒尺寸进行测量, 可知其平均晶粒尺寸分别为823 μm 和754 μm , 两组样品的平均晶粒尺寸相近。锤头区域和

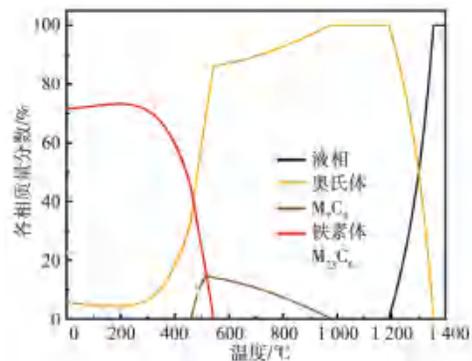


图1 超高锰钢的平衡相图

Fig. 1 Equilibrium phase diagram of ultra-high manganese steel

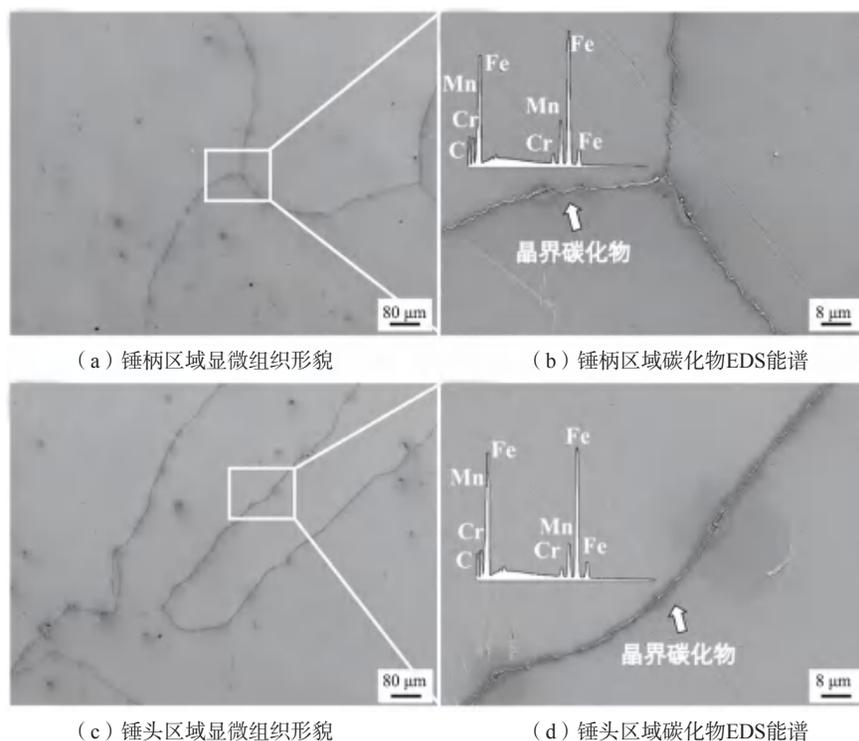


图2 锤柄区域和锤头区域和样品的显微组织及能谱

Fig. 2 Microstructures and energy spectrums of samples from the hammer handle area and hammer head area

锤柄区域的显微组织中均含有大量分布在晶界上的网状碳化物以及分布于晶内的少量点状碳化物颗粒。使用EDS对碳化物进行点扫,表明此种碳化物为铬、锰、铁的复杂碳化物,结合平衡相图计算结果,可以判断碳化物主要为 $M_{23}C_6$ ^[13-14]。

锤头区域样品镶嵌了TiC硬质合金,由数量众多的TiC颗粒、Fe基体以及Ca、Al氧化物组成。弥散分布的TiC颗粒使其具备了超高硬度。图3为高锰钢基体与硬质合金结合面间的组织形貌,从图中可以观察到超高锰钢基体中的Mn、Cr元素从超高锰钢一侧向TiC硬质合金一侧逐渐递减,表明二者在镶铸过程中曾发生了热扩散,形成了较好的扩散结合。然而在锤头服役的过程中,由于受到了高强度的冲击和磨损,且超高锰钢和TiC的物理特性差异过大,在结合界面处形成了粗大裂纹,并沿着整个界面横向扩展并延伸至TiC硬质合金区。在锤头服役末期,锤头表面大量的TiC硬质合金出现了脱落现象,这也进一步表明了虽然超高锰钢和TiC可以通过固液结合的方式形成扩散结合,但是在高强度的冲击和磨损工况下,这种结合并不牢固。

2.2 硬度分析

在锤柄区域随机选取5个压痕位置并计算平均值,

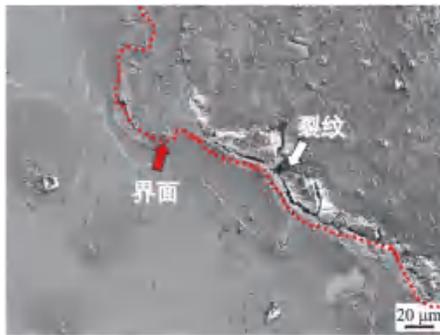


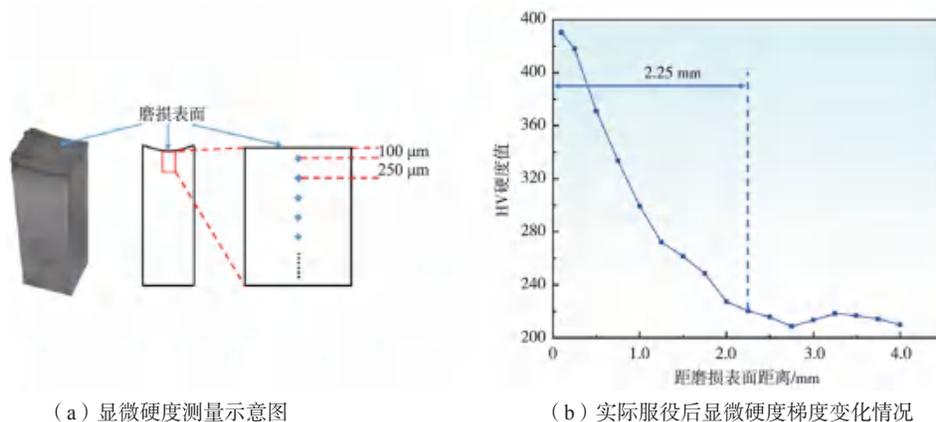
图3 高锰钢基体与硬质合金结合面间的组织形貌及EDS面扫图像

Fig. 3 Microstructural characteristics and elemental mapping of the bonding interface between high manganese steel matrix and cemented carbide

从而测量超高锰钢基体未经变形的初始HV硬度值为215.6。然而在真正的服役过程中,由于受到冲击载荷和摩擦磨损等工况影响,高锰钢会在磨损表面产生一定程度的塑性变形,在应变硬化机制的作用下硬度大幅提升,形成硬化层,这也是高锰钢具备优秀耐磨性能的关键。因此为了测量硬化后的硬度梯度变化,切取锤头磨损区域样品的磨损层截面。以磨损表面为基准面,沿垂直于磨损表面方向进行维氏硬度测量。从距磨损表面100 μm 处(可测量的最近距离)开始,每隔250 μm 打点测量其硬度,硬度梯度变化情况如图4所示。表层HV硬度最高达到430.3,相比初始硬度提升了99.6%,硬化层深度为2.25 mm左右,发生了强烈的加工硬化。

2.3 磨损行为分析

超高锰钢由于其初始硬度低,屈服强度低,容易在服役初期未得到充分硬化前,出现过度的磨损或形变。而经过TiC硬质合金增强后的复合材料HV硬度可达800~1 000,凭借极高的硬度以及抵抗变形的能力,可以有效吸收载荷并抵抗磨料冲击,从而缓解超高锰钢的初始硬度和强度低的问题^[15]。然而,本研究中锤头TiC硬质合金仅通过镶铸工艺镶嵌于受力面的局部区



(a) 显微硬度测量示意图

(b) 实际服役后显微硬度梯度变化情况

图4 显微硬度测试方法示意图及实际硬度测试结果

Fig. 4 Schematic diagram of microhardness testing method and actual hardness test results

域，磨损主体仍为超高锰钢基体，其磨损行为直接影响了锤头寿命。为了深入探究超高锰钢锤头基体的磨损行为，在完全未发生磨损变形的锤柄区域切取样品进行摩擦磨损和冲击磨损试验，并与锤头区域受力面在服役后的实际磨损情况进行全方位对比。摩擦磨损和冲击磨损试验的结果如图5所示，可知二者的磨损失重遵循两种不同的模式：冲击磨损失重量随着磨损时间的延长而逐步递增，而摩擦磨损失重量在磨损初期达到最大值后迅速降低并保持稳定。并且冲击磨损的单位面积失重量要远高于摩擦磨损的单位面积失重量。

摩擦磨损和冲击磨损后试验样品磨损表面以及锤头区域受力面在服役后的实际磨损表面的微观形貌如图6所示。从图中可以明显看出，服役后的实际磨损表面与冲击磨损样品的磨损表面形貌极其相似。磨损

表面的犁沟痕迹短促而方向杂乱，表面的材料由于发生塑性变形受到磨粒的挤压作用而堆积在一起形成凸起，表面的凸起被反复碾压逐渐发生加工硬化，最终使材料发生脆性剥落^[16-17]。此外，磨损表面上还存在由于反复加载导致的疲劳磨损，其特征表现为磨损表面出现的微裂纹^[18]。摩擦磨损样品的磨损表面形貌与其他两组样品明显不同，磨损表面较为平整，且出现的犁沟痕迹浅而长，同时存在大量磨屑磨粒，这是由于表面发生多次塑性变形导致堆积的材料剥落而形成的。

对以上三组样品的亚表层显微组织进行观察，如图7所示。在实际工况条件以及冲击磨料磨损试验条件下，表层的晶粒会发生塑性变形，导致晶粒被压扁，如图7(b)和(c)所示。同时，磨损亚表层有许多凹坑和裂纹的存在。受到磨粒正向压应力与切应力的作用，会造成裂纹在磨损亚表层的形核，裂纹往往沿平行于磨损表面的方向扩展，相邻的裂纹不断扩展合并，延伸到磨损表面时则会导致材料产生片状分层剥落^[19]。凹坑边缘受到切应力的作用，一边磨损严重，另一边则发生严重塑性变形，偏向磨损方向；此外，凹坑附近区域由于受到磨粒正向压应力的作用，应变较其他区域大，发生严重的塑性变形。而在摩擦磨损试验条件下仅可观察到部分磨粒嵌入基体的情况，磨损面相对较为平整。磨粒一部分受摩擦切应力作用在材料表面发生滑动或滚动，一部分被挤压破碎成小颗粒嵌入基体^[20]。

将三组样品垂直于磨损表面切开测试硬度梯度变

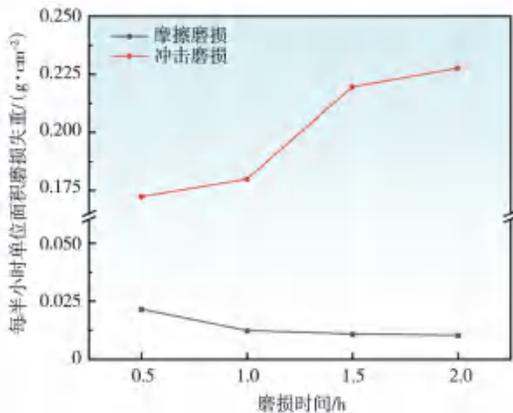
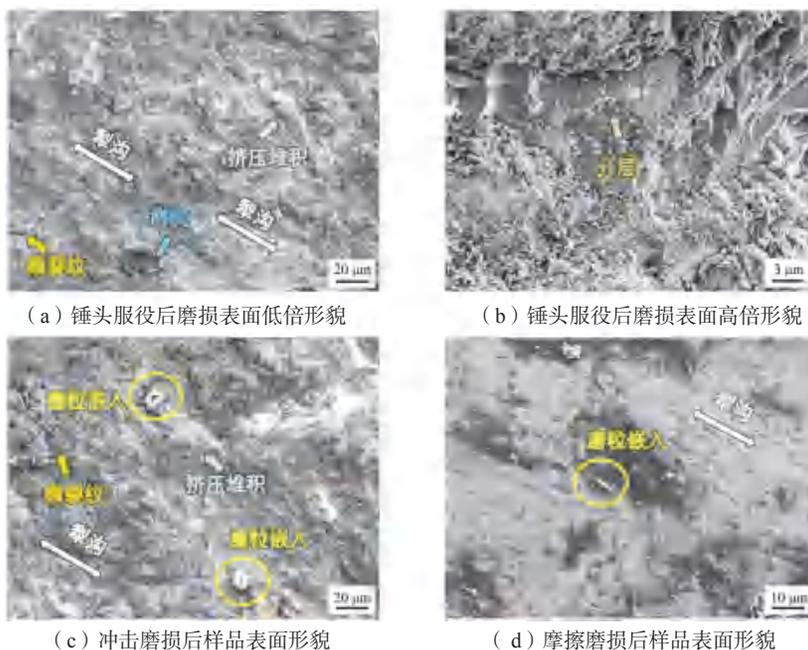


图5 摩擦磨损和冲击磨损试验结果

Fig. 5 Test results of sliding wear and impact wear performance



(a) 锤头服役后磨损表面低倍形貌 (b) 锤头服役后磨损表面高倍形貌 (c) 冲击磨损后样品表面形貌 (d) 摩擦磨损后样品表面形貌

图6 不同磨损条件下的样品磨损表面形貌

Fig. 6 Wear surface morphologies of samples under different wear conditions

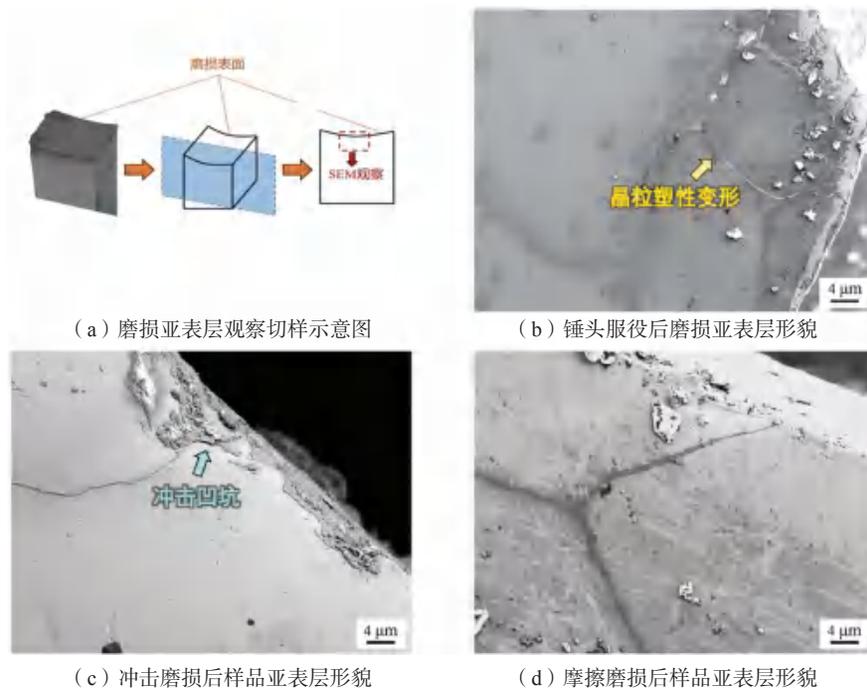


图7 磨损亚表面表征方法示意图及不同磨损条件下样品的亚表面形貌

Fig. 7 Schematic diagram of the worn subsurface characterization method and the subsurface morphologies of samples under different wear conditions

化, 结果如图8所示。服役后的实际磨损截面与冲击磨损样品的磨损截面硬度梯度变化情况类似, 均拥有2 mm以上的硬化层。而摩擦磨损样品硬化层仅为0.5 mm左右, 但其磨损表层的HV硬度值最高, 达到了630。结合对磨损表层和亚表层的表征和分析结果可知, 这是由于摩擦磨损表面的塑性剥落情况要远少于其他两组样品, 磨损表层不断的经受磨粒的反复摩擦, 导致硬化表面硬度持续增高。而服役后的实际磨损行为更接近冲击磨损行为, 二者的磨损表层在硬化一定程度后就会发生塑性变形和剥落, 因此外表面硬化程度要弱

于摩擦磨损试验。并且由于不断承受冲击, 形变由磨损表层转递至亚表层和心部, 经加工硬化后形成了2 mm左右的硬化层, 而摩擦磨损不存在向心部的形变传递, 其仅形成了0.5 mm左右的硬化层。

综合上述磨损行为的分析, 可以判断实际工况条件下主要的磨损机制与冲击磨损相同, 为塑性变形机制和疲劳磨损机制共同作用。而在摩擦磨损试验条件下, 磨损机制主要为磨粒磨损。

3 结论

(1) 锤头显微组织由奥氏体、晶界网状碳化物以及少量晶内点状碳化物组成。奥氏体平均晶粒尺寸在700~850 μm 范围内。服役前后的基体组织并未产生明显变化。

(2) 锤头高锰钢基体与TiC硬质合金间形成了Mn、Cr元素的扩散层, 但在实际工况服役后, 粗大裂纹沿着结合界面扩展并向脆性的TiC硬质合金区延伸, 导致TiC硬质合金脱落。

(3) 锤头的实际工况条件与冲击磨损试验条件类似, 在表面形成了2 mm左右的硬化层, 主要的磨损机制为塑性变形机制和疲劳磨损机制共同作用。而在摩擦磨损试验条件下, 磨损机制主要为磨粒磨损, 形成的硬化层厚度仅0.5 mm, 但表层最高HV硬度可达630。

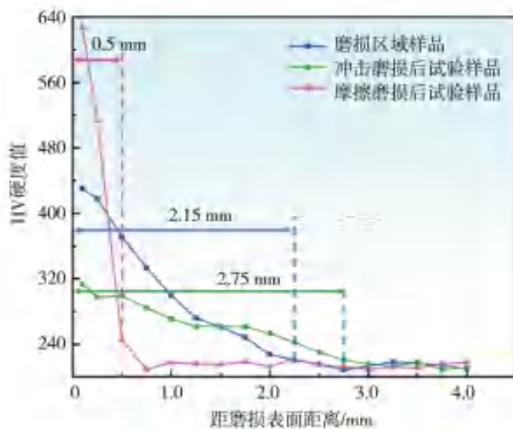


图8 锤头区域样品以及摩擦磨损和冲击磨损后试验样品的磨损截面硬度梯度变化

Fig. 8 Hardness gradient variations across worn subsurfaces of specimens: hammer head region, post-sliding wear, and post-impact wear

参考文献:

- [1] 缪燕平, 蔡冬根, 章庆. 双液双金属复合锤头的界面组织及磨损性能研究 [J]. 热加工工艺, 2022, 51 (24): 45-48.
- [2] 张福全, 李姿明, 陈玉祥, 等. 大型多元低合金铸钢耐磨锤头的研制及应用 [J]. 铸造, 2011, 60 (2): 195-198.
- [3] 张长涛, 谢敬佩, 王文焱, 等. 回炉料添加量对超高锰钢锤头组织及性能的影响 [J]. 矿山机械, 2010, 38 (12): 39-41.
- [4] 赵明旭. 钒含量与时效温度对合金化超高锰钢组织及性能的影响 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2021.
- [5] 冯一帆. 时效硬化型轻质超高锰钢的强化机理及冲击磨损行为研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2021.
- [6] 杨进德. 热处理工艺对超高锰钢组织与力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2023, 52 (16): 123-125.
- [7] 王宏颖. 时效处理对ZGMn18Cr2超高锰钢组织与性能的影响 [J]. 金属热处理, 2019, 44 (9): 116-118.
- [8] 赵君壮, 刘永驰, 陈忠华, 等. 大型半自磨机超高锰钢衬板工艺优化与力学性能 [J]. 铸造, 2015, 64 (10): 1008-1012.
- [9] 邱朋涛, 谢敬佩, 王全贺, 等. 硬质合金-超高锰钢复合材料的组织及结合情况研究 [J]. 铸造技术, 2011, 32 (6): 812-814.
- [10] LUO Z C, NING J P, WANG J, et al. Microstructure and wear properties of TiC-strengthened high-manganese steel matrix composites fabricated by hypereutectic solidification [J]. Wear, 2019, 432-433: 202970.
- [11] 张长涛, 谢敬佩, 王文焱, 等. 铸造工艺对超高锰钢镶铸复合材料锤头的组织及结合的影响 [J]. 热加工工艺, 2010, 39 (5): 42-44, 47.
- [12] 边勇俊, 陆鑫, 贾鹏, 等. ZGMn13Cr2Mo耐磨锤头断裂分析 [J]. 铸造, 2007 (3): 312-313.
- [13] WANG Z, XIE J, LI Q, et al. Second phase structure analysis and wear behavior of the ultra-high manganese steel [J]. Materials Research Express, 2021, 8 (7): 076504.
- [14] 王海斌. 固溶处理下合金化超高锰钢晶界碳化物析出行为及冲击磨损性能研究 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2023.
- [15] ZHOU M, ZHANG L, WANG Z, et al. Impact wear resistance of in-situ TiC particles reinforced Mn18Cr2 steel dual-scale architecture composites [J]. Ceramics International, 2024, 50 (14): 25170-25181.
- [16] GUO Y, WANG Y, MA Z, et al. Microstructure characteristic and impact wear behavior of Nb-alloyed high manganese steels [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2023, 32 (20): 9040-9050.
- [17] LI J, XU L, FENG Y, et al. Hardening mechanism of high manganese steel during impact abrasive wear [J]. Engineering Failure Analysis, 2023, 154: 107716.
- [18] DALAI R, DAS S, DAS K. Effect of thermo-mechanical processing on the low impact abrasion and low stress sliding wear resistance of austenitic high manganese steels [J]. Wear, 2019, 420-421: 176-183.
- [19] LI Z, WANG H, ZHAO Y, et al. Effect of progressive solid-solution treatment on microstructures, mechanical properties and impact abrasive wear behavior of alloyed high manganese steel [J]. Materials Research Express, 2022, 9 (3): 036512.
- [20] 孙士斌, 陈文聪, 王东胜, 等. 固溶处理对新型全奥氏体高锰低温钢微观组织、力学性能及摩擦性能的影响 [J]. 摩擦学学报 (中英文), 2024, 44 (5): 655-665.

Interfacial Microstructure and Wear Behaviors of Ultra-High Manganese Steel and TiC Cemented Carbide Composite Hammer Head

GUO Wu¹, SONG Dong-jun¹, LIU Wei¹, ZHENG Yu-jia¹, MU Rong², SONG Ren-bo²

(1. Jinyu Hot Processing Tangshan Co., Ltd., Tangshan 063205, Hebei, China; 2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract:

Through microstructure characterization, hardness testing, impact and friction-wear experiments, the interfacial microstructure characteristics of ultra-high manganese steel/TiC composite hammer heads after service failure were analyzed, and a systematic study was conducted on the wear behaviors of the ultra-high manganese steel matrix of the hammer heads. The results demonstrate that the ultra-high manganese steel matrix consists of a single-phase austenite structure (grain size: 700-850 μm) with complex Cr-Mn-Fe carbides being distributed along grain boundaries and within grains, and no significant microstructural characteristics changes are observed before and after service. Although a diffusion layer enriched with Mn and Cr elements formed at the interface between the ultra-high manganese steel and the TiC cemented carbide, but the transverse cracks initiate at this interface after actual service and propagate into the TiC cemented carbide region. A hardened layer of about 2 mm thickness is formed due to work-hardening on the surface of the hammer head after service, and its wear mechanism is not same with the friction-wear, but is similar with the impact-wear, being the synergistic effects of plastic deformation and fatigue wear mechanisms.

Key words:

ultra-high manganese steel; interface; microstructure; wear; composite hammer head