

超高锰钢耐磨性及其冲击磨料磨损行为的研究

闫 华, 谢敬佩, 王文焱, 李继文, 李洛利

(河南科技大学材料科学与工程学院, 河南 洛阳 471003)

摘要:通过动载荷冲击磨料磨损试验及磨损后磨面硬度测量, 利用 SEM 和 TEM 观察磨损表面形貌和磨损亚表层组织, 研究了超高锰钢的耐磨性和冲击磨料磨损行为。结果表明, 冲击功为 0.5 J 和 1.0 J 时, 碳含量较低的超高锰钢耐磨性与普通 Mn13 相当, 碳含量较高的超高锰钢耐磨性高于普通 Mn13; 冲击功为 2.0 J 时, 超高锰钢具有好的耐磨性, 是普通 Mn13 的 1.21 倍, 磨面硬度较高。超高锰钢冲击磨料磨损后磨损亚表层的变形组织主要由高密度位错和变形带组成, 磨损亚表层的变形带相互交叉、交割。依据实际工况条件, 加工硬化和冲击韧度适当配合的超高锰钢耐磨性良好。

关键词:超高锰钢; 耐磨性; 冲击磨料磨损; 亚表层组织

中图分类号: TG142.72 **文献标识码:** A **文章编号:** 1000-8365(2007)05-0618-04

Study of Wear Resistance and Impact Abrasive Wear of Super-high Manganese Steel

YAN Hua, XIE Jing-pei, WANG Wen-yan, LI Ji-wen, LI Luo-li

(College of Materials Science and Engineering, He'nan University of Science and Technology, Luoyang 471003, China)

Abstract: The wear resistance and impact abrasive wear behaviors of super-high manganese steel were investigated through dynamic impact abrasion test and hardness measurement of the abrasion surface, and the worn surface morphology and microstructure of abrasion subsurface was observed by SEM and TEM. The results show that the wear resistance of the super-high manganese steel with the lower carbon content is similar to as that of ZGMn13, but the wear resistance of the steel with higher carbon content is higher than that of ZGMn13 when the impact energies is 0.5 and 1.0 J. However, when impact energy reaches up to 2.0 J, the wear resistance of super-high manganese steel is 1.21 times than that of ZGMn13, and the hardness of abrasion surface is higher than that of ZGMn13 as well. Deformed microstructure of the worn subsurface mainly consists of high density dislocation and deformation bands, and the bands intercross and cut mutually. Based on the practical operating condition, the appropriate matching between work hardening and impact toughness has good wear resistance for super-high manganese steel.

Key words: Super-high manganese steel; Wear resistance; Impact abrasive wear; Microstructure of subsurface

高锰钢作为耐磨材料, 在抵抗强冲击或大压力作用下的磨料磨损或凿削磨损方面, 其耐磨性是其其他材料所无法比拟的。因而长期以来广泛应用于冶金、矿山、建材、铁路、电力和煤炭等机械装备中^[1~3]。但对于厚大断面工件, 高锰钢水韧处理后内部常出现大块碳化物而严重降低其使用性能; 低温条件下

常出现脆断现象^[4,5]。近年来, 为了进一步提高高锰钢的加工硬化能力, 改善其在低温条件下的使用性能, 人们在现有高锰钢的基础上通过适当提高锰含量并加入适量合金元素, 研制出了超高锰钢, 并已在矿山、水泥等行业的破碎机上应用, 取得了良好效果。超高锰钢的研究对于提高强冲击工况条件下大断面工件的使用寿命具有重要意义, 在理论研究和实际应用中日益得到重视^[6,7]。本文通过模拟冲击磨料磨损实际工况, 研究了超高锰钢的耐磨性及其冲击磨料磨损行为, 为超高锰钢在冲击磨损工况下的应用提供实验依据。

收稿日期: 2006-10-30; **修订日期:** 2007-03-31

基金项目: 河南省杰出人才创新基金资助项目(项目编号: 0621000600)

作者简介: 闫 华(1982-), 河南信阳人, 硕士生, 主要从事高强韧耐磨铸钢的研究。

Email: yanhua19820915@sina.com

1 实验方法

1.1 试样的化学成分及熔炼

试验材料采用不氧化法熔炼工艺,在 150 kg 中频感应炉中进行熔炼。炉内先加入废钢和生铁,待熔清后再加入锰铁、铬铁和钼铁。此后加入配备好的石灰、

萤石、铝粉混合料,造还原薄渣,反应平稳后插铝脱氧。出钢温度 1 550~1 600 °C,在包内进行 RE-Si-Fe 变质处理,温度降至 1 450~1 480 °C 时开始浇注,试样浇注成标准 Y 型基尔试块。试样的化学成分如表 1 所示。

表 1 试样的化学成分 $w(\%)$

Tab. 1 Chemical compositions of the samples

| | C | Mn | Si | P | S | Cr | Mo | RE | Fe |
|-------------|------|------|------|-------|-------|------|------|-----|----|
| 普通 Mn13 | 1.26 | 12.6 | 0.67 | 0.050 | 0.050 | | | | 其余 |
| 超高锰钢 Mn18-1 | 0.98 | 18.1 | 0.67 | 0.062 | 0.013 | 1.53 | 0.46 | 0.2 | 其余 |
| 超高锰钢 Mn18-2 | 1.35 | 17.8 | 0.65 | 0.064 | 0.040 | 1.65 | 0.38 | 0.2 | 其余 |

1.2 热处理工艺

试样的热处理在型号为 SX-4-12 的高温箱式电炉中进行。普通高锰钢采用传统水韧处理工艺,由室温以 80~100 °C/h 升温至 1 050 °C,保温 4 h 后淬入水中;超高锰钢采用沉淀强化热处理工艺,以提高超高锰钢的性能^[8],由室温以 80~100 °C/h 升温至 1 100 °C,保温 4 h 后淬入水中,然后从室温加热至 250 °C,保温 4 h 后空冷。热处理后的试样采用线切割的方法加工成所需形状和尺寸的试验样品。

1.3 磨损试验方法

在 MLD-10 型动载荷冲击磨料磨损试验机上进行耐磨性试验。冲锤质量为 10 kg,选取的冲击功为 0.5,1.0,2.0,3.0 J,对应冲锤落体高度为 5、10、20、30 mm。上试样为超高锰钢试样,尺寸 10 mm×10 mm×30 mm,用线切割方法加工而成。下试样为圆环形对磨试样,厚度 15 mm,外圆直径 50 mm,内圆直径 30 mm。开机后下试样以一定转速旋转,上试样以一定的频率冲击下试样,磨料以一定流速流入 2 试样之间。上试样既受到冲击作用,又受到磨料的快速磨损作用,试验条件与冲击磨料磨损工况十分接近。

本试验下试样为 40Cr,热处理后硬度为 45~50 HRC。试验时,下试样以 200 r/min 的速度旋转,上试样以 200 次/min 的频率冲击下试样,磨料以 350 mL/min 的流量流入 2 试样之间。磨料为鹅卵石,粒度为 1~3 mm,硬度为 123 7.0 HV。

上试样装机前后均用酒精清洗,试验时间为 60 min,试样经酒精清洗后测量磨损后表面硬度,测量值为 5 个测量点的平均值。磨损前后试样的质量用精度为 0.1 mg 的 TG328B 光学分析天平测量,得到试样的磨损失重。将同样条件下 3 个试样磨损失重的平均值作为某一材料一定冲击功下的磨损量。

1.4 力学性能测试及组织形貌观察

在 SHIMAD(岛津)ZUAG-I250KN 精密万能电子拉伸试验机上进行拉伸试验,冲击试验在 JB-300B

冲击试验机上进行,采用标准夏比 U 型缺口冲击试样^[8]。试样的显微组织和磨损表面形貌用 JSM-5610LV 型扫描电子显微镜进行观察,采用日立 H-800 透射电子显微镜进行磨损表层变形组织的分析。

2 试验结果与分析

2.1 组织及力学性能

热处理后 3 种不同成分高锰钢试样的力学性能如表 2 所示。可知普通 Mn13 力学性能低,两种超高锰钢经沉淀强化处理后力学性能优异。超高锰钢 Mn18-1 碳含量稍低,冲击韧度最高。图 1 是 3 种试验材料的金相组织照片。普通高锰钢 1 050 °C 水韧处理后组织为单一奥氏体,超高锰钢 1 100 °C 水淬+沉淀强化处理后组织均匀,奥氏体基体上析出细小合金碳化物。

表 2 3 种试验材料热处理后的力学性能

Tab. 2 Mechanical properties of the three tested materials after heat treatment

| 试验材料 | σ_b /MPa | σ_s /MPa | δ (%) | α_k /(J·cm ⁻²) | 硬度 /HB |
|-------------|--------------------|--------------------|-----------------|--------------------------------------|-----------|
| 普通 Mn13 | 610.0 | 369.9 | 31.0 | 93.8 | 182 |
| 超高锰钢 Mn18-1 | 994.5 | 430.9 | 55.0 | 260.0 | 227 |
| 超高锰钢 Mn18-2 | 885.4 | 418.3 | 47.4 | 118.8 | 229 |

2.2 磨损冲击功与耐磨性的关系分析

材料的耐磨性是指某种材料在一定的摩擦条件下抵抗磨损的能力。通常它的度量是以磨损率的倒数来表示^[9]。即

$$\epsilon = 1/W$$

式中 W ——材料在单位时间或单位运动距离内产生的磨损量(g/h 或 g/m)。

3 种试验材料的耐磨性与磨损冲击功的关系如图 2 所示。可知在所研究的冲击功范围内,3 种试验材料的耐磨性的变化趋势基本相同,在中、低磨损冲击功下耐磨性较低,高冲击功条件下耐磨性较高。超高锰钢 Mn18-2 在 0.5 J 冲击功下的耐磨性较高,随冲击功的

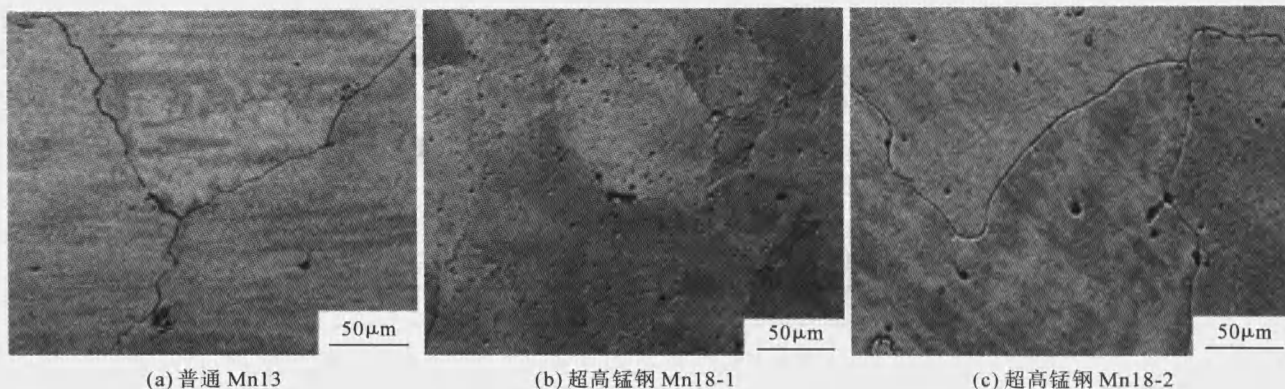


图 1 3 种试验材料热处理后的金相组织

Fig. 1 Microstructure of the three tested materials after heat treatment

增加其耐磨性降低幅度较大;当冲击功增大到 1 J 时与普通高锰钢和超高锰钢 Mn18-1 耐磨性相当。在 0.5 J 冲击功时超高锰钢 Mn18-2 耐磨性是普通 Mn13 的 1.18 倍。超高锰钢 Mn18-1 由于碳含量稍低,在 0.5 J 时耐磨性不如普通高锰钢,但随着冲击功的增大,其耐磨性不但提高,在 3 J 时其耐磨性是普通高锰钢的 1.13 倍。而在 3 J 时超高锰钢 Mn18-1 的耐磨性比普通高锰钢提高了 21%。

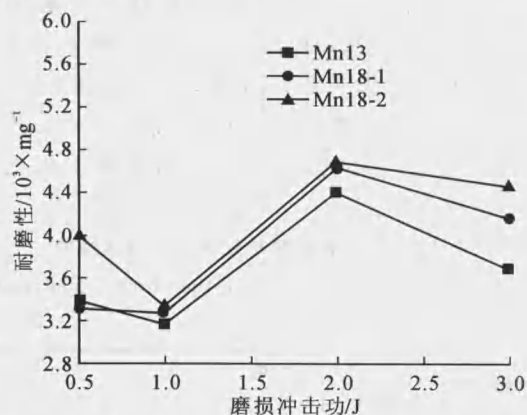


图 2 3 种试验材料的耐磨性与磨损冲击功的关系

Fig. 2 Relationship between wear resistance and impact energy of the three tested materials

图 3 是磨损 60 min 后试样磨面硬度与磨损冲击功的关系,可以看出磨损后表面硬度与冲击功的关系和耐磨性与冲击功的关系基本对应。3 种试验材料均在 2.0 J 时有较高的硬度。

普通 Mn13 在 0.5 J 冲击功下磨损 1 h 后硬度仅为 39 HRC,由于磨面硬度较低,磨损量较大,而 Mn18-1 由于碳含量较低,又因含碳量对加工硬化能力影响较大^[9],因此其加工硬化能力在低冲击功下没能发挥,磨面硬度也不高,比普通 Mn13 稍高,仅有 40.4 HRC。Mn18-2 较 Mn18-1 有高的含碳量,其加工硬化能力有所提高,磨面硬度有所提高,达到 44 HRC,在较低的冲击功下表现了较好的耐磨性。

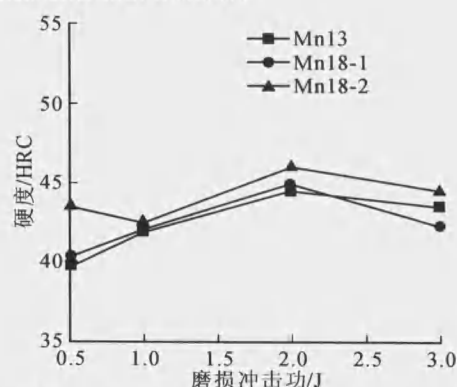


图 3 磨损 60 min 后试样磨面硬度与磨损冲击功的关系

Fig. 3 Relationship between hardness of worn surface and impact energy after 60 min wearing

冲击功为 0.5 J 时,普通 Mn13 的磨面形态(图 4a)主要以长距离的切削犁沟和反复塑性变形导致的剥落坑为主。Mn18-2 的磨面(图 4b)形成的犁沟较少,切痕较短浅,凿坑微小。但可知在低冲击功下,超高锰钢的耐磨性依然不理想。

冲击功增大时,磨料对试样的冲击力进一步增大,试样在高的瞬时冲击力作用下,普通高锰钢和超高锰钢都得到一定加工硬化,磨面硬度提高,磨损量减小。随着冲击功的继续增大,磨面硬度达到 45 HRC 左右,在冲击载荷的反复作用下,试样表面硬化的同时急剧脆化,导致表面硬化层严重的疲劳剥落(图 5)。由于超高锰钢 Mn18-2 的 C、Mn 含量较高,且加入合金元素和变质剂,而 Mn 量增加,较普通 Mn13 进一步扩大了奥氏体区,因此能固溶较多的碳及合金元素,此外通过固溶强韧化处理,晶内析出了合金碳化物(图 1),碳化物团球化使滑移线受阻呈弯曲状而绕过硬质点,提高了加工硬化能力,有利于提高表面硬度,减少切削和凿坑磨损。同时也改善了其冲击韧性,从而有利于抑制磨损表层中裂纹的产生和扩展,减少疲劳剥落磨损,提高了耐磨性。

超高锰钢在磨损的初期,由于磨损表面加工硬化

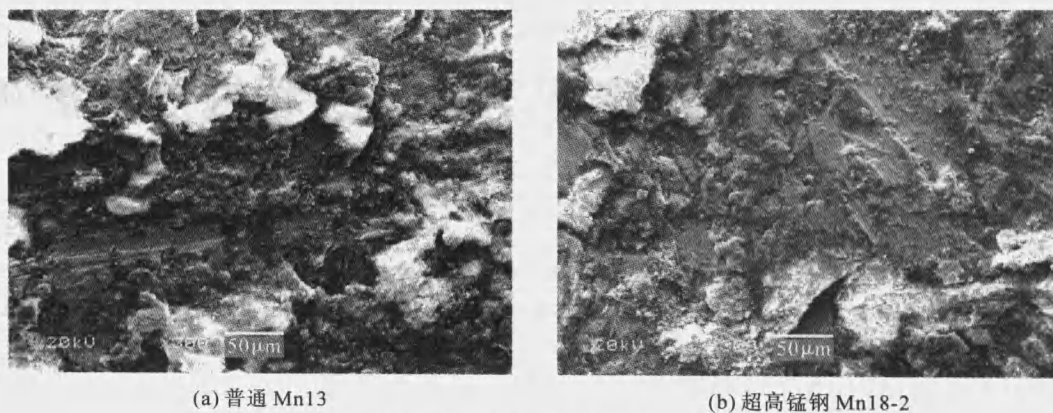


图 4 冲击功 0.5 J, 磨损 60 min 试验材料磨损表面形貌

Fig. 4 SEM morphologies of worn surface of the tested samples under the impact of 0.5 J for 60 min

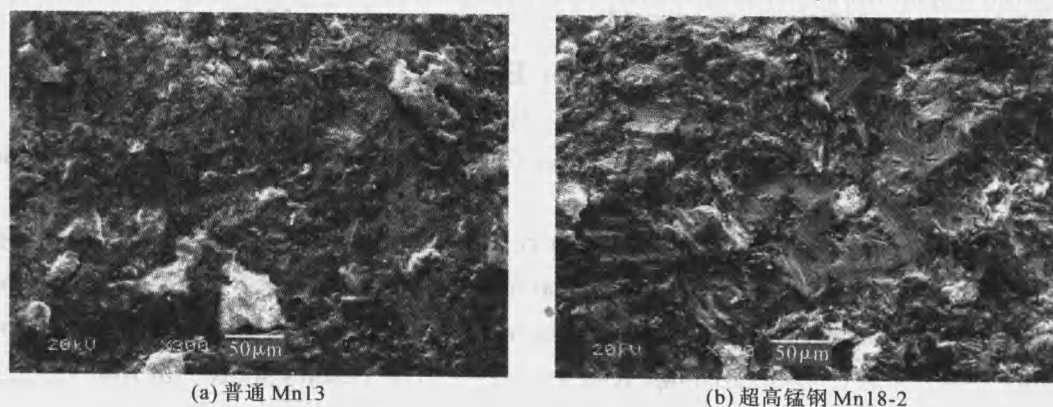


图 5 冲击功 2.0 J, 磨损 60 min 试验材料磨损表面形貌

Fig. 5 SEM morphologies of worn surface of the tested samples under the impact of 2.0 J for 60 min

不够充分,磨损量较大,故存在一个较严重的磨损阶段。此时切削和凿坑磨损较严重,材料流失较多,这是因为磨损初期,没能充分加工硬化,磨面的硬度较低所致;随着磨损时间的增加,磨面硬度不断提高,较高的硬度增长速率保持到约 30 min 后开始下降,此时磨损进入稳定阶段。所以对高锰钢来说,要提高耐磨性需从提高加工硬化能力着手,使其进入承载状态之后,能迅速加工硬化,以缩短稳定磨损前的严重磨损阶段。总之,当表面获得具有较高硬度和韧度的良好配合时,才能获得良好的耐磨性。

2.3 耐磨机理探讨

超高锰钢 Mn18-2 冲击磨损后亚表层的组织主要由高密度位错和孪晶带组成(图 6)。由于在冲击磨损过程中变形速度较快,集中于磨损表层,磨损亚表层的变形组织位错密度高。磨损表层局部变形量较大,位错密度较高,加工硬化程度较大。在冲击载荷的作用下,磨损亚表层的孪晶带相互交叉、截割(图 6a),表明磨损表层局部受力较大,但不能使多个滑移系开动,促使变形带的产生,有利于磨面的加工硬化。由于表层变形较大,可使心部保持一定韧度的同时,表层获得较高硬度,使超高锰钢具有良好的耐磨性。变形局部放

大(图 6b)可以看出变形带周围存在明显的位错缠结。

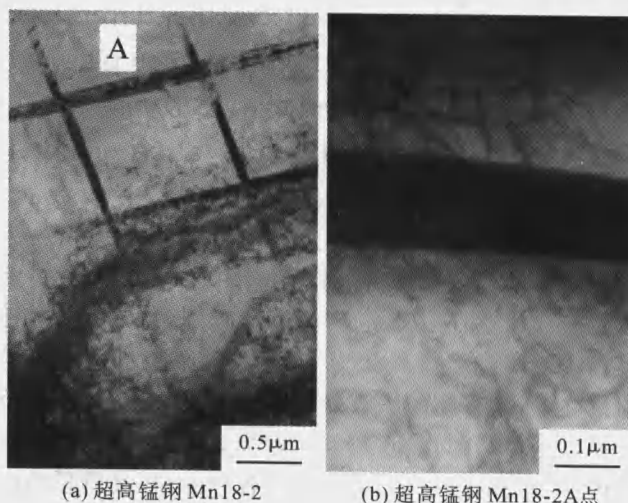


图 6 冲击功 2 J 时超高锰钢 Mn18-2 磨损亚表层的变形组织(TEM)

Fig. 6 TEM morphologies of deformation structure of super-high manganese steel under impact energy of 2.0 J

超高锰钢中碳作为间隙原子固溶于奥氏体中,由于其原子半径小于铁和锰,因此在位错周围的压应力(下转 627 页)

套表面熔化形成凹痕;在正常电流范围内随着电流的增大,淬硬深度、硬度增加,硬化区表层残余奥氏体含量越少。

(3) 工作电流和淬硬面积比保持不变,随着扫描速度的增加,淬硬深度、硬度均降低,硬化区表层残余奥氏体含量增大。

(4) 网纹状硬化轨迹交叉点不是回火造成的软点,其硬度高于单道,且显著高于未硬化处理的部位。

参考文献

- [1] 丹东 518 拖拉机配件厂,沈阳机电学院.孕育硼磷铸铁[J].铸造,1976,(5):28-30.
- [2] 李乃荣.应用硼铸铁提高机床导轨的耐磨性[J].铸造技术,1990,(6):13-15.
- [3] 韩立民.等离子热处理[M].天津:天津大学出版社,1997.
- [4] Kimura T, Komatsu A, Yoshioka S. Small diameter nozzle plasma arc as a processing tool[J]. Review of Scientific Instruments, 1992, 63(6):3384-3385.
- [5] Nakata Kazuhiro, Yamauchi Wataru, Akamatsu Katsuya. Plasma nitriding behavior of low carbon binary alloy steels[J]. Surface & Coatings Technology, 2003, (174-

175):1206-1211.

- [6] Delaney RA, Mikkelsen SL, Jackson MB. Effects of heat treatment on selected plasma therapeutic drug concentrations[J]. Annals of pharmacotherapy, 1992, 26(3):338-340.
- [7] 上海市机械制造工艺研究所.金相分析技术[M].上海:上海科学技术出版社,1987.
- [8] 崔洪芝,毕勇,王尚文.气缸套等离子淬火网纹状轨迹交叉点的组织与硬度[J].内燃机配件,1999,(5):25-27.
- [9] 商全义,张照军,王平,等.等离子束硬化工艺参数对硼铸铁硬化轨迹交叉点的组织与硬度的影响[J].金属热处理,2004,(8):54-57.
- [10] Shuster M, Mahler F, Crysler D. Metallurgical and metrological examinations of the cylinder liner piston ring surfaces after heavy duty diesel testing [J]. Tribology Transaction, 1999, 42(1):116-125.
- [11] 崔洪芝.铸铁缸套等离子淬火网纹状轨迹交叉点的分析[J].金属热处理,2000,(9):4-5.
- [12] 崔洪芝,尹华跃.等离子束气缸套内壁硬化处理新技术[J].金属热处理,2000,(3):4-5.
- [13] 赵亚凡,沈莲,宋明大.硼铸铁激光表面淬火的显微组织及耐磨性[J].金属热处理.1999,(4):7-10.

(上接 621 页)

区富集,构成柯氏气团,使位错运动阻力增加。另外,晶内析出的碳化物颗粒易使位错生成位错环,使位错密度提高,进一步相互缠结,提高了加工硬化能力。超高锰钢奥氏体基体上弥散析出团球化的碳化物及 C-Mn 的有序分布,有效地阻碍了滑移系的启动和位错的运动,提高了磨损表面的加工硬化能力,并提高了硬度,增强了抗磨料磨损性能^[10]。再者,由于超高锰钢的冲击韧度比普通 Mn13 优异,表面硬化的同时又具有相当的韧性,因此材料能吸收较多的冲击功,抑制材料的剥落,提高抗疲劳剥落磨损的能力。

3 结论

(1) 变质处理的超高锰钢 1 100 ℃ 水淬后经沉淀强化处理,奥氏体组织均匀,晶内弥散析出细小团球状碳化物,力学性能优异。

(2) 碳含量及合金元素的含量对超高锰钢耐磨性和冲击韧度影响明显。碳含量较低时冲击韧度较高,但耐磨性稍低;碳含量较高时,冲击韧度稍低,但耐磨性得到提高。

(3) 超高锰钢冲击磨料磨损后磨损亚表层的变形组织主要由高密度位错和变形带组成。磨损亚表层的变形带相互交叉、截割。

(4) 实际使用中应根据实际工况条件适当调整超

高锰钢的碳含量及合金元素的含量,确保超高锰钢的加工硬化和冲击韧度得到合理配合,使超高锰钢耐磨性良好的同时力学性能不降低。

参考文献

- [1] 全健民.耐磨钢研究进展[J].水利电力机械,2003,25(2):29-32.
- [2] 任耀剑,江利.耐磨材料的研究及进展[J].矿山机械,2005,33(6):73-76.
- [3] 李茂林.我国金属耐磨材料的发展和应用[J].铸造,2002,51(9):525-529.
- [4] 胡秀莲,高云霞.高锰钢球磨机衬板破裂分析[J].金属热处理,1999,41(11):22-23.
- [5] 李文生,路阳.高锰钢铸件缺陷与对策[J].铸造,2004,53(6):476-478.
- [6] 袁子洲,匡毅,陈彦,等.时效处理对超高锰钢组织及力学性能的影响[J].铸造,2004,53(8):602-605.
- [7] 吕宇鹏,李士同,朱瑞富,等.变质处理对超高锰钢铸态和热处理组织的影响[J].钢铁,1998,18(12):48-51.
- [8] 束德林.金属力学性能[M].北京:机械工业出版社,1999.
- [9] 材料耐磨抗蚀及表面技术丛书编委会.材料的磨料磨损[M].北京:机械工业出版社,1990.
- [10] Emin Bayraktar, Fazal A. Khalid, Christophe Levallant. Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004,(147):145-154.