DOI: 10.3901/JME.2020.14.081

Mo合金化处理对高锰钢磨损行为的影响*

马华¹ 陈晨¹ 王琳¹ 徐明² 畅国纪² 张福成¹

(1. 燕山大学亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室 秦皇岛 066004;

2. 中铁山桥集团有限公司 秦皇岛 066205)

摘要: 高锰钢是应用最广泛的耐磨材料之一,随着服役条件的不断恶化,传统高锰钢已经无法满足使用要求。对传统高锰钢 Mn13 进行 Mo 合金化处理获得 Mn13Mo 钢,通过金相显微镜、扫描电镜和 EBSD 等分析手段,对比研究 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢在室温下的拉伸力学性能以及在相同磨损条件下的摩擦磨损行为。研究表明 Mo 能显著细化高锰钢晶粒,降低奥氏体层错能。在变形过程中 Mn13Mo 钢更易激活孪晶,形成更高密度的形变孪晶,展现出高强度和高延伸率。在磨损试验中, Mn13Mo 钢因其优异的加工硬化能力和塑性,形成高硬度的硬化表面和更深的应变层,展现出更佳的耐磨性能,并且在表面形成了硬化与磨损的动态平衡,磨损时间越长,其耐磨性优势更加明显。研究成果对高锰钢合金化处理有指导意义和参考价值。

关键词: 高锰钢; Mo; 合金化; 耐磨性

中图分类号: TG142

Effect of Mo Alloying on Wear Behavior of Hadfield Steel

MA Hua¹ CHEN Chen¹ WANG Lin¹ XU Ming² CHANG Guoji² ZHANG Fucheng¹

(1. State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology,

Yanshan University, Qinhuangdao 066004;

2. China Railway Shanhaiguan Bridge Group Co., Ltd., Qinhuangdao 066205)

Abstract: Hadfield steel is one of the most widely used wear-resistant materials. However, with the deterioration of service conditions, the traditional high manganese steel is unable to meet the use requirements. Mo element is added in traditional Hadfield steel. Tensile properties and wear behaviors under same test conditions of Mo alloyed Hadfield steel (Mn13Mo steel), and traditional Hadfield steel (Mn13 steel), are studied by means of optical microscope, scanning electron microscope and electron backscattered diffraction (EBSD) technology, etc. Results show that Mo significantly refine the grain size of Hadfield steel. The strength and plasticity are improved obviously, with high deformation compatibility. This is mainly due to the reduction of stacking fault energy of Hadfield steel by Mo element, which made it easier to activate deformation twins to coordinate the plastic deformation. In the wear test, Mn13Mo steel, due to its excellent work hardening ability and plasticity, forms a hardened surface with high hardness and a deeper strain layer, showing a better wear resistance, and the surface has formed a dynamic balance between hardening and wear. With prolonging the wear time, the wear resistance of the Mn13Mo steel prevails. The results are of guiding significance and reference value for alloying treatment of Hadfield steel.

Key words: hadfield steel; Mo; alloying; wear resistance

0 前言

高锰钢是历史悠久的耐磨材料,自 Hadfield 发明至今已有 130 多年历史,因其优异的加工硬化能力,高耐磨性等特点使其在强冲击、高磨损工业领

域获得了广泛的应用^[1-4]。然而随着工业的发展,高锰钢产品需要在其领域面临“更强”“更高”的挑战,对材料本身强韧性、抗疲劳性能和耐磨性能提出了更高的要求,而普通高锰钢已无法满足。近年来国内外材料学研究学者为提高高锰钢材料力学性能和服役性能进行了大量的探索工作,主要方法是对高锰钢进行改性处理和预硬化处理^[5-7]。

再合金化处理是对高锰钢进行改性处理的重要手段。近年来 Cr、Ni、V、Ti、Si、Al 等合金化高锰钢已

* 燕山大学博士基金资助项目(BL19007)。20190615 收到初稿,20200107 收到修改稿

经被开发出来并投入使用^[7-10], 不同的合金化处理方案, 会得到不同的力学性能响应和服役响应。在无润滑的接触摩擦条件下, 常常会在接触表面形成较大的塑性变形^[11], 而材料磨损性能的好坏则与材料硬度和强度有直接的关联^[12-13], 一般地, 强度越高, 材料越耐磨。因此改善材料本身强度和加工硬化能力, 将直接影响材料的耐磨性能。CHEN 等^[14]研究了 CrN 合金化处理后高锰钢的加工硬化特性和摩擦磨损行为, 研究发现经 CrN 合金化处理后, 高锰钢力学性能得到显著提升, 在不同的磨损载荷下均展现出了优于普通高锰钢的耐磨性能, 这主要是因为 Cr+N 合金化处理降低了高锰钢层错能, 增加了在变形过程中的孪晶形成趋势, 在表面形成了更高密度的形变孪晶和更深的孪晶层, 从而获得了更高的表面硬度和更优的耐磨性。ABBASI 等^[15]对比研究了 Al 强化高锰钢与标准高锰钢在高低应力下的磨粒磨损行为, 结果表明, 在低应力作用下, 含 Al 高碳高锰钢的磨损性能要优于标准高锰钢, 而在高应力作用下却得到了相反的试验结果, 这是因为 Al 合金化处理后, 高锰钢的基体硬度值和屈服强度提高, 但是抗拉强度与加工硬化能力却降低了。MOGHADDAM 等^[9]对比分析了不同含碳量(2.6%.wt~3.3%.wt), 含 10%质量分数的 V 高锰钢与普通高锰钢的力学性能和微观组织。研究结果表明, 相比于普通高锰钢, 含 V 系列钢硬度较高但冲击韧性显著降低, 这主要是不同含碳量影响了碳化物(V8C7)的形态和碳化物在奥氏体基体的分布而导致。V 原子固溶强化作用和高硬度碳化物在奥氏体中弥散分布的强化效果使其在摩擦磨损试验中表现出了 5 倍于普通高锰钢的耐磨性能。可以看到, 不同的合金化处理方案对高锰钢耐磨性的影响也不尽相同。

Mo 元素是一种贵重的合金元素。在含铌钼的 HSLA 钢中, Mo 发挥着重要的作用^[16-17]。TWIP 钢中添加 Mo 元素使晶粒得到细化, 强度得到提升, 并使层错能降低, 改变了其变形机制^[18]。有报道指出在高锰钢大型铸件中添加质量分数 0.5%~2%的 Mo, 可以有效提高铸件韧性, 裂纹形成阻力和屈服强度。同时 Mo 元素可以改变晶界初生碳化物的形貌, 使其由连续状变为不连续状, 并且含 Mo 质量分数为 1.5%时晶界碳化物发生球化, 改善晶界状态^[18-19]。然而对全固溶态的 Mo 合金化高锰钢的研究鲜有报道。本文通过对高锰钢进行 Mo 合金化处理, 探究全固溶态下 Mo 元素对高锰钢组织及力学性能的影响规律, 并详细对比分析 Mo 合金化高锰钢和普通高锰钢在相同磨损条件下的摩擦磨损行为。

1 材料和方法

本研究采用传统高锰钢 Mn13 和 Mo 合金化高锰钢 Mn13Mo 进行对比试验, 具体成分质量分数如表 1 所示。试验用钢均采用 50 kg 感应炉冶炼, 并锻造为 42 mm×42 mm 的方料。用电火花线切割机分别切取长 110 mm 的试块进行水韧处理, 水韧处理工艺为 1 050 °C 保温 70 min 后水淬。依据 GB/T 228.1—2010 在 E45.105 型高低温静拉伸试验机对固溶处理后两种试验钢进行室温拉伸试验, 拉伸试样为棒状, 标距长 25 mm, 直径为 5 mm, 应变速率为 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。利用 Axiover 200MAT 型金相显微镜对两种成分高锰钢拉伸前后金相组织进行观察, 并根据截线法原理对水韧态高锰钢原始晶粒尺寸进行统计。

表 1 试验钢化学成分(质量分数) %

试验钢	C	Mn	Mo	Si	P	S
Mn13Mo	1.17	12.75	0.79	<0.01	<0.01	<0.01
Mn13	1.15	12.52	□	<0.01	<0.01	<0.01

采用 UMT(Bruker)摩擦磨损试验机中的环-块磨损模式对两种高锰钢进行无润滑的摩擦磨损试验, 试验原理示意图如图 1 所示。试验过程中, 将高锰钢试样置于试样槽中, 以保证试样前后左右的稳定性。试样上表面与施载压头接触, 试样下表面与摩擦副紧密接触。试验开始前预加载至所需载荷, 随后摩擦副以设定转速随转轴顺时针旋转, 开始磨损试验。磨损试样尺寸为 16.6 mm×6.4 mm×9.7 mm 的长方体试样, 其与试样槽紧密贴合从而避免试样在磨损过程中发生倾斜或者晃动影响试验结果。摩擦副采用 TIMKEN(GCr15)轴承外圈, 其硬度为 60 HRC, 外径为 35 mm。试验载荷为 100 N, 摩擦副转速为 200 r/min, 选取 60 min, 120 min 和 180 min 三种不同磨损时长对两种试验钢进行对比试验。为保证试验

图 1 磨损示意图

的精确性,每组试验结束后更换新摩擦副进行下一组试验。为消除试样表面粗糙度对磨损过程及加载力稳定性的影响,高锰钢试样承载面用#150~#2 000砂纸打磨,并用金刚石研磨膏进行抛光。磨损完毕后利用超声波清洗仪对磨损后试样进行振荡清洗,随后利用 Contour GT-K 光学轮廓仪(Bruker)对磨损表面三维形貌进行测定。利用 SU5 000 型热场发射扫描电子显微镜对拉伸断口形貌及磨损表面形貌进行观察。利用 FM-700 显微维氏硬度计对两种高锰钢磨损表面硬度进行测定。通过 EBSD 技术对两种高锰钢试样磨损表面应变变化进行表征,EBSD 观察在 SU-5 000 扫描电子显微镜配备的 EDAX 高分辨探头下进行。EBSD 试样首先利用机械抛光制备表面无划痕的光滑表面,然后利用离子抛光机去除试样表面残余应力。TEM 观察在 JEM-2010 型透射电镜下进行,薄片试样经 SiC 砂纸机械打磨至 30 μm 后采用精密离子减薄系统(Gatan)减薄制备薄区。

2 结果

2.1 显微组织和力学性能

图 2 给出了两种试验钢在拉伸变形前后的金相组织照片。可以看出,试验钢在室温下均为单一均匀的奥氏体组织(图 2a 和图 2c)。对两种试验钢晶粒尺寸进行了统计,发现 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢平均晶粒尺寸分别为 65 μm 和 80 μm 。可以看出,相比 Mn13 钢, Mn13Mo 钢晶粒得到明显细化。在拉伸变形后,奥氏体晶粒沿着拉伸变形方向发生不同程

(a) Mn13Mo 钢拉伸变形前

(b) Mn13Mo 钢拉伸变形后

(c) Mn13 钢拉伸变形前

(d) Mn13 钢拉伸变形后

图 2 两种试验钢拉伸前后标距内金相组织照片

度的拉长,并且在晶粒内形成大量相互平行的变形带,可以看出滑移带在 Mn13Mo 钢中分布更均匀,这表明了 Mn13Mo 钢在拉伸变形过程中展现出了更为优异的协调变形能力。

表 2 和图 3 分别给出了 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢在室温下的拉伸力学性能结果及其工程应力应变曲线。可以看出,随着 Mo 元素的引入,高锰钢拉伸力学性能得到显著提高。对于 Mn13 钢,其屈服强

表 2 试验钢室温下拉伸力学性能

试验钢	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率(%)
Mn13Mo	408	1 113	67
Mn13	371	988	53

图 3 两种试验钢在室温下的拉伸力学性能及其工程应力应变曲线

度和抗拉强度分别为 371 MPa 和 988 MPa, 伸长率达到 53%。经 Mo 合金化以后, Mn13Mo 钢的屈服强度和抗拉强度达到 408 MPa 和 1 116 MPa, 较 Mn13 钢分别提高了 10%和 12.9%, 而伸长率更是提升至 67%, 提高了 26.4%。这表明, Mn13Mo 钢在拉伸过程中展现出了更优的强塑性配合能力。在单向拉伸变形过程中, 两种高锰钢都展现出了明显的加工硬化行为, 通过对两种钢加工硬化指数进行计算, Mn13Mo 钢加工硬化指数达到 0.58, 而 Mn13 钢仅为 0.48。相比而言, Mn13Mo 钢加工硬化能力更强。

图 4 给出了两种高锰钢拉伸断口的低倍和高倍照片。可以看出, Mo 元素的引入对高锰钢拉伸断口有明显的影响。Mn13Mo 钢拉伸断口均匀分布有大量细小的韧窝, 并有较多大小不一的微孔分布, 是典型的微孔聚集型断裂, 如图 4a 所示。而 Mn13 钢则主要为沿晶断裂, 断口表面凹凸不平, 呈现出冰糖状, 几乎观察不到韧窝的存在, 只分布着少量小尺寸的微孔, 是一种脆性的断裂方式, 如图 4b 所示。以上对比分析表明经 Mo 合金化后, 高锰钢在拉伸变形时的断裂方式发生了改变, 由脆性的沿晶断裂转变为延性的微孔聚集型断裂, 试样的断裂行为发生了改变, 表现出了更优的抗断裂性能。

(a) Mn13Mo 钢, 其中右上角为低倍照片

(b) Mn13 钢, 其中右上角为低倍照片

图 4 两种试验钢室温下拉伸断口 SEM 照片

2.2 摩擦磨损性能

图 5 给出了两种高锰钢在载荷为 100 N, 不同磨损时间下磨痕的 3D 全貌及磨痕表面的平均粗糙度, 其中, 试样未磨损部分为参考基准面, 试验数据采集完成后, 利用数据处理软件针对这个基准面进行拉平处理后对 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢的 3D 形貌进行对比分析。可以看出, Mn13Mo 钢和 Mn13 钢在相同磨损载荷和磨损速率下磨损深度和磨面宽度随着磨损时间的延长而增加。根据粗糙度的测试结果来看, 试验钢磨损表面粗糙度随着磨损时间的增加而升高, 这表明

(a) Mn13Mo 钢-60 min

(b) Mn13 钢-60 min

(c) Mn13Mo 钢-120 min

(d) Mn13 钢-120 min

图 5 两种试验钢在载荷为 100 N 不同磨损时间下的表面磨损形貌

随着磨损时间的增加高锰钢表面的破坏程度越严重。并且 Mn13Mo 钢在不同磨损时间下实际接触磨损面的平均粗糙度均小于 Mn13 钢, 这表明 Mn13Mo 钢的实际接触磨损表面的破坏程度始终小于 Mn13 钢。

根据图 5 所示的 3D 形貌, 对 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢在不同磨损时间下磨损平均深度和宽度进行定量分析(图 6)。可以看出, 在不同磨损时间下 Mn13Mo 钢磨损深度和宽度均小于 Mn13 钢, 并且随着磨损时间的增加, Mn13Mo 钢磨损深度和宽度的增长明显低于 Mn13 钢, 表现出了更好的耐磨性。本试验为紧密接触的无润滑摩擦, 磨损试样和摩擦副之间存在如图 7 所示的几何关系, 根据该几何关系可以得到试样的实际磨损体积。图 7 中阴影部分

图 6 两种试验钢磨损平均深度及磨损平均宽度随时间的变化曲线

图 7 磨损试样与摩擦副紧密接触的几何示意图

面积(S)代表了磨损纵截面的单位面积, 其大小为扇形面积(S_1)与等腰三角形的面积($S_{\triangle OAB}$)之差, 即

$$S = S_1 - S_{\triangle OAB} \quad (1)$$

而磨损所在扇形面积(S_1)、扇形内等腰三角形面积($S_{\triangle OAB}$)和圆心角(θ)可由式(2)~(4)获得

$$S_1 = \frac{1}{2} r l \quad (2)$$

$$S_{\triangle OAB} = \frac{1}{2} (r - d) \cdot w \quad (3)$$

$$\theta = \arctan \frac{w}{2(r - d)} \quad (4)$$

式中, r 为 TIMKEN(GCr15)轴承外圈半径, l 为磨损所在圆弧弧长, d 为磨损最大深度, w 为磨损宽度。联立式(1)~(4)可以求得磨损的实际磨损体积

$$V_{\text{sear}} = L \cdot \frac{\pi r^2 \arctan \frac{w}{2(r - d)} - 90 w (r - d)}{180} \quad (5)$$

式中, L 为磨损长度(等于试样宽度), 其余同上。

根据式(5)计算得到 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢在不同磨损时间下的磨损量, 并求得其单位时间的磨损率, 结果如图 8 所示。可以看出两种试验钢的磨损量均随着磨损时间的增加而增加, 但在不同磨损时间下 Mn13Mo 钢的磨损量均低于 Mn13 钢。磨损 60 min、120 min、180 min, Mn13Mo 钢磨损量分

图 8 两种试验钢磨损量和磨损率随磨损时间的变化曲线

别低于 Mn13 钢 26.3%, 40.4% 和 63.3%, 这表明磨损时间越长, Mn13Mo 钢的耐磨性优势越明显。并且, 对于 Mn13Mo 钢, 随着磨损时间的增加, 其磨损率基本不变, 保持稳定, 而 Mn13 钢磨损率却随着磨损时间的增加而增大, 这表明在相同的磨损条件下 Mn13Mo 钢具有更高的磨损稳定性。

图 9 所示为 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢在 $200 \text{ r/min} \times 180 \text{ min}$ 磨损过程中摩擦因数变化曲线。可以看到, 摩擦因数的变化过程主要分为两个阶段。在磨损开始后, 摩擦因数随着磨损周次的增加迅速增加, 此为第一阶段。随后摩擦因数变化趋于稳定, 仅在一定的范围内进行波动, 此为第二阶段。Mn13Mo 钢和 Mn13 钢分别在磨损周次为 950 周和 500 周后进入稳定阶段, 这表明屈服强度越高, 其在第一阶段维持周次越长。而在稳定阶段, Mn13Mo 钢摩擦因数也整体低于 Mn13 钢, 经计算 Mn13Mo 钢摩擦因数平均值为 1.11, 而 Mn13 钢摩擦因数平均值为 1.24, 这反映了在磨损过程中, Mn13 钢的实际摩擦接触表面工作状态更加恶劣, 其磨损表面破坏更严重, 这与其磨损磨痕表面粗糙度结果一致。

图 9 两种试验钢在 $200 \text{ r/min} \times 180 \text{ min}$ 磨损过程中摩擦因数随运转周次的变化曲线

3 分析与讨论

通过对两种高锰钢组织及力学性能进行测试, 可以看出, Mo 元素的加入使 Mn13 钢晶粒尺寸由 $80 \mu\text{m}$ 细化至 $65 \mu\text{m}$, 并显著提高了其强塑性。DEARDO^[20] 采用原子探针场离子显微镜分析了含 Nb-Mo 系合金钢, 发现 Mo 偏聚于奥氏体晶界会产生大约有 40 kPa 的钉扎力, 阻止晶界移动, 从而细化奥氏体晶粒。此外, 固溶的 Mo 原子与 C 原子之间发生相互作用会形成耦合的溶质原子拖拽效应^[21], 提高碳在奥氏体中的结合力, 使得碳元素扩散激活能提高, 抑制晶粒长大, 从而使晶粒得到细化^[22]。根据 Hall-Petch 关系, 晶粒尺寸越小, 钢强度越高^[23]。由此可知, Mn13Mo 钢晶粒

的细化也为其带来了强度的提升。一般地, 对于高锰钢而言, 优异的加工硬化能力使其在变形过程中获得更高的强度, 究其原因, 主要是因为高锰钢较低的层错能可使其在较低的应变水平下形成微米或纳米孪晶^[24]和高密度的 C-Mn 原子对形成对位错的钉扎^[25]。本文利用 JMatPro 软件对两种高锰钢层错能进行了计算, 发现 Mn13Mo 钢层错能为 $43.6 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$, 而 Mn13 钢层错能为 $44.6 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$, Mn13Mo 钢具有较低的层错能。RAZAVI 等^[18]也在试验中证实了 Mo 可以降低奥氏体层错能。而变形过程中孪晶的形成会对高锰钢加工硬化性能产生重要的影响^[26]。一方面孪晶界分割奥氏体晶粒, 使晶粒进一步细化, 孪晶界能强烈的阻碍位错的运动, 可以起到强化效果^[27]。另一方面, 孪晶的形成使原始晶粒取向发生改变, 使其转向有利于位错滑移的取向^[27-28], 促使滑移进一步进行。相比于 Mn13 钢, 具有较低层错能的 Mn13Mo 钢在变形过程中更易激活孪晶。如图 10 所示为试验钢在变形后标距内的透射照片, 可以看到, 在变形后两种试验钢标距内形成了大量的形变孪晶。通过统计 20 个视场的 TEM 照片, 对两种试验钢变形后的孪晶密度

(a) Mn13Mo 钢拉伸后标距内形变孪晶透射照片

(b) Mn13 钢拉伸后标距内形变孪晶透射照片

图 10 两种试验钢在拉伸后标距内形变孪晶的透射照片

进行了估算,发现 Mn13Mo 钢孪晶密度为 $3.614 \times 10^7 \text{ m}^{-1}$,而 Mn13 钢孪晶密度则为 $2.827 \times 10^7 \text{ m}^{-1}$,Mn13Mo 钢孪晶密度更高。因此,Mn13Mo 钢同时展现出了高强度和高塑性。值得注意的是在 KANG 等^[29]的研究中,细小的晶粒会抑制孪晶生成,而 Mn13Mo 中却产生了更高密度的孪晶,这也说明了 Mo 对高锰钢中产生形变孪晶的促进作用。

在磨损过程中,材料的耐磨性与材料表面硬度息息相关^[12-13],高强度和高硬度往往会得到高的抗磨损能力^[30-31]。对于高锰钢而言,由于其初始强度较低,在滑动摩擦表层发生变形过程中的加工硬化行为对其摩擦磨损性能有决定性作用^[15,32]。本研究中,如图 8 所示,Mn13Mo 钢在相同磨损载荷不同磨损时间下表现出了更高的磨损稳定性,磨损率基本稳定在 $0.033 \text{ mm}^3/\text{min}$ 左右,而对于 Mn13 钢在不同磨损时间下的磨损率始终高于 Mn13Mo 钢并且随着时间的增加逐渐增大,由 $0.041 \sim 0.056 \text{ mm}^3/\text{min}$ 增加了 37%(图 8)。这表明,高锰钢磨损率对于强度的变化有较高的敏感性。根据 CHEN 等^[14]的研究,高锰钢的滑动接触磨损过程可分为动态磨损和稳定磨损两个阶段,在动态磨损阶段,累计磨损失重和磨损表面硬度提升较快,在稳定阶段高锰钢磨损失重和磨损表面硬度也趋于稳定。由此可见,在本文的试验条件下 Mn13Mo 钢处于稳定磨损阶段,而 Mn13 钢则处于动态磨损阶段。不同的初始强度和加工硬化能力会引起两阶段磨损率和表层硬化程度的差异。为了进一步观察磨损表面的变形情况,对 Mn13Mo 钢和 Mn13 钢在不同磨损条件下磨损表层硬度变化和磨损表层应变分布进行了检测,检测结果如图 11 和表 3 所示。可以看到,在不同的磨损时间下,Mn13Mo 钢磨损表层硬度均高于 Mn13 钢,并且 Mn13Mo 钢表层形成了更深的应变层,应变层深度基本稳定在 $40 \mu\text{m}$,而 Mn13 钢应变层深度较浅,并有一定的浮动。一般地,对于金属材料而言,屈服强度越低越易发生塑性变形,并且塑性应变往往越大。然而试验结果却恰恰相反,有较高屈服强度的 Mn13Mo 钢磨损表层却形成了更深的应变层。这说明,Mn13 钢磨损表面的金属流失更快。在磨损的过程中,随着磨损时间延长,Mn13Mo 钢磨损表面边磨损边进行硬化,在磨损表面形成稳定应变层和硬化表层,因而单位时间磨损量也趋于稳定,磨损表层形成了硬化与磨损的平衡。而 Mn13 钢在磨损过程中,磨损表面来不及硬化,平衡关系尚未建立,磨损表面的金属流失快于表层的硬化速度。因此,其磨损量会随着磨损时间延长

而持续增加,而其磨损表面应变层测试结果也印证了这一点。该过程主要由试验钢加工硬化能力决定。

图 11 两种试验钢在相同载荷不同磨损时间下磨痕中心部位表层局部应变分布图

表 3 两种试验钢在相同载荷不同磨损时间下的

表层硬度			HV
试验钢	磨损时间/min		
	60	120	180
Mn13Mo	451±25	455±21	461±31
Mn13	417±34	424±26	407±33

对于接触磨损试样,虽然经过了抛光处理但其表面依然是不规则的平面,试样与摩擦副之间的接触实际上是表面微凸体的接触,在磨损载荷下微凸体发生变形^[33],接触面积也随之增大,变形过程中发生加工硬化使表面硬度逐渐升高,同时试样表面在空气中形成的轻微自然氧化层逐渐移除,这些因素造成摩擦因数在第一阶段迅速升高。而在磨损过程中,磨损表面不断与试样基体分离,表面磨屑掉

落,剥落的颗粒作为摩擦颗粒参与摩擦,表面发生持续更替,这种动态的磨损表面更替造成了摩擦因数高低不平的波动,如图 9 所示。同时,相比 Mn13Mo 钢, Mn13 钢屈服强度低,磨损时表层硬度低,更易发生塑性变形,磨损时表层硬化程度未达到稳定状态,因此其表面粗糙度更高,并且摩擦因数也始终较高。为了进一步了解表面磨损情况,对试验钢在不同磨损时间下磨损形貌进行了观察,如图 12 所示。在不同的磨损时间下两种试验钢展现出了很相似的磨损形貌,主要为表面犁沟,鳞状剥落及堆积的磨屑。而犁沟和剥落形貌主要是磨损表层发生塑性变形造成的^[34-35]。可以看出,随着磨损时间的增加,磨损表面剥落和磨屑堆积增多,这说明表面破坏加重,该结果与所测得的磨损表面粗糙度规律相一致。在磨损过程中,未被移出磨痕的磨屑加入下一周次的磨损过程,恶化了摩擦环境,该过程缓慢累积使得摩擦表面逐渐恶化。通过对比 Mn13Mo 钢与 Mn13 钢表面形貌,可以明显看到在不同磨损时间下, Mn13Mo 钢表面形貌均较 Mn13 钢光滑,这也与磨损表面粗糙度变化规律相一致。结合表 3 和图 11 试验结果, Mn13Mo 钢因其优异的加工硬化能力在磨损稳定后获得了更高的表面硬度,使其抗磨损能力升高。同时其较高的强塑性配合能力使其在表面形成了更深更稳定的应变层,使得接触区域得到强化,因而 Mn13Mo 钢摩擦表面破坏较轻,表现出了更高的抗磨损能力。

图 12 Mn13Mo、Mn13 钢在不同磨损时间下试样表 SEM 照片

4 结论

(1) 对高锰钢进行 Mo 合金化处理,结果表明高锰钢晶粒尺寸明显细化,拉伸力学性能显著提升。其中, Mn13Mo 钢屈服强度为 408 MPa,抗拉强度为 1 116 MPa,伸长率为 67%,分别较 Mn13 钢提升 10%, 12.9%和 26.4%。这一方面是晶粒细化带来的强化作用,另一方面是 Mo 元素降低了高锰钢层错能,两方面共同作用使 Mn13Mo 钢获得了优异的强塑性能。

(2) 在各磨损时间下, Mn13Mo 钢磨损量均低于 Mn13 钢,并且随着磨损时间的增加, Mn13Mo 钢单位磨损率保持不变,而 Mn13 钢磨损率则随磨损时间增加而增加, Mn13Mo 钢展现出更高的耐磨性。

(3) 在磨损过程中,试验钢磨损表面发生形变硬化。相较于低屈服强度的 Mn13 钢, Mn13Mo 钢表层却形成了更深的塑性应变层,获得了更高的表层硬度,表层破坏较轻。这表明 Mn13 钢表层流失更快,表层金属的流失大于其硬化速度,而 Mn13Mo 钢已形成了稳定的应变层和硬化表层,形成了一种硬化与磨损的平衡,这主要受益于其优异的加工硬化能力和强塑性配合。

参 考 文 献

- [1] HADFIELD R A. Hadfield's manganese steel[J]. Science, 1888, 12 (306): 284-286.
- [2] 张福成. 高锰钢辙叉材料研究进展[J]. 燕山大学学报, 2010 (3): 189-193.
ZHANG Fucheng. Research progress of high manganese steel crossing materials[J]. Journal of Yanshan University, 2010 (3): 189-193.
- [3] EFSTATHIOU C, SEHITOGLU H. Strain hardening and heterogenous deformation during twinning in Hadfield steel[J]. Acta Materialia, 2010, 58(5): 1479-1488.
- [4] LYCHAGIN D V, FILIPPOV A V, NOVITSKAIAO S, et al. Friction-induced slip band relief of hadfield steel single crystal oriented for multiple slip deformation[J]. Wear, 2017, 374-375: 5-14.
- [5] FENG X Y, ZHANG F C, YANG Z N, et al. Wear behaviour of nanocrystallised Hadfield steel[J]. Wear, 2013, 305(1-2): 299-304.
- [6] GOSS N P. The effect of cold rolling on the structure of Hadfield manganese steel[J]. Transactions of the American Society for Metals, 1945, 34: 630-644.
- [7] CANADINC D, SEHITOGLU H, MAIER H J. The role of

- dense dislocation walls on the deformation response of aluminum alloyed hadfield steel polycrystals[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 454: 662-666.
- [8] LINDROOS M, APOSTOL M, HEINO V, et al. The deformation, strain hardening, and wear behavior of chromium-alloyed hadfield steel in abrasive and impact conditions[J]. *Tribology Letters*, 2015, 57(3): 24.
- [9] MOGHADDAME G, VARAHRAM N, DAVAMI P. On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 532: 260-266.
- [10] XIONG R, PENG H, WANG S, et al. Effect of stacking fault energy on work hardening behaviors in Fe-Mn-Si-C high manganese steels by varying silicon and carbon contents[J]. *Materials & Design*, 2015, 85: 707-714.
- [11] JUNJK J M, MICHAEL J R, PRASAD S V. The role of substrate plasticity on the tribological behavior of diamond-like nanocomposite coatings[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56: 1956-1966.
- [12] BRESSAN J D, DAROS D P, SOKOLOWSKI A, et al. Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 205: 353-359.
- [13] LI J, LU Y, ZHANG H, et al. Effect of grain size and hardness on fretting wear behavior of Inconel 600 alloys[J]. *Tribology International*, 2015, 81: 215-222.
- [14] CHEN C, LV B, MA H, et al. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel[J]. *Tribology International*, 2018, 121: 389-399.
- [15] ABBASI M, KHEIRANDISH S, KHARRAZI Y, et al. On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels[J]. *Wear*, 2010, 268(1-2): 202-207.
- [16] ZHAO M C, HANAMURA T, QIU H, et al. Precipitation of carbonitrides and their strengthening upon non-quench aging for micro-alloyed acicular ferrite pipeline steels[J]. *Materials Transactions*, 2005, 46(4): 784-789.
- [17] MIYATA K, KUSHIDA T, OMURA T, et al. Coarsening kinetics of multicomponent MC-type carbides in high-strength low-alloy steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(8): 1565-1573.
- [18] RAZAVI G R, RIAI M S, ZADEH H M. Effect of a Mo addition on the properties of high-Mn steel[J]. *Materials and Technology*, 2013, 47(5): 611-614.
- [19] ALI N, AMIRHOSSEIN K, PARVIZ D, et al. Effect of molybdenum on mechanical and abrasive wear properties of coating of as weld hadfield steel with flux-cored gas tungsten arc welding[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2016, 659: 262-269.
- [20] DEARDO A J. Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels[J]. *Ironmaking & Steelmaking*, 2001, 28(2): 138-144.
- [21] TSUBAKINO H, AARONSON H I. Ferrite and carbide morphologies in and below the "bay region" of an Fe-0.19 Pct C-2.30 Pct Mo alloy[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1987, 18(12): 2047-2060.
- [22] 周珍妮, 吴开明. 低合金钢中 Mo 溶质原子的拖曳效应[J]. *金属热处理*, 2011, 36(11): 1-6.
- ZHOU Zhenni, WU Kaiming. Solute drag-like effect of Mo in low alloy steels[J]. *Heat Treatment of Metal*, 2011, 36(11): 1-6.
- [23] SIMMONS J W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels[J]. *Materials Science & Engineering A*, 1996, 207(2): 159-169.
- [24] EFSTATHIOU C, SEHITOGLU H. Strain hardening and heterogeneous deform during twinning in Hadfield steel[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58: 1479-1488.
- [25] OWEN W S, GRUJICIC M. Strain aging of austenitic Hadfield manganese steel[J]. *Acta Mater.*, 1999, 47(1): 111-126.
- [26] LIU F C, YANG Z N, ZHENG C L, et al. Simultaneously improving the strength and ductility of coarse-grained Hadfield steel with increasing strain rate[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66: 431-434.
- [27] BOUAZIZ O, ALLAIN S, SCOTT C P, et al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2011, 15: 141-168.
- [28] DE COOMAN B C, CHIN K G, KIM J. High Mn TWIP steels for automotive applications[M]// *New Trends and Developments in Automotive System Engineering*. In Tech, 2011: 101-128.
- [29] KANG S, JUNG J G, KANG M, et al. The effects of grain size on yielding, strain hardening, and mechanical twinning in Fe-18Mn-0.6 C-1.5 Al twinning-induced plasticity steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 652: 212-220.

- [30] TANG J S C, KOCH C C. The hall-petch relationship in nanocrystalline iron produced by ball milling[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24: 1599-1604.
- [31] YAN W L, FANG L, SUN K, et al. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 460-461: 542-549.
- [32] DASTUR Y N, LESLIE W C. Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1981, 12(5): 749-759.
- [33] KARAMIS M B, ODABAS D. A simple approach to calculation of the sliding wear coefficient for medium carbon steels[J]. Wear, 1991, 151(1): 23-34.
- [34] TORO A, ZAPATA D, JARAMILLO J. Rolling contact and adhesive wear of bainitic and pearlitic steels in low load regime[J]. Wear, 2011, 271: 393-399.
- [35] ZHU T, GAO H J. Plastic deformation mechanism in nanotwinned metals: An insight from molecular dynamics and mechanistic modeling[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(11): 843-848.

作者简介: 马华, 男, 1992 年出生, 博士研究生。主要研究方向为铁路辙叉用钢。

E-mail: mh@stumail.ysu.edu.cn

张福成(通信作者), 男, 1964 年出生, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为先进钢铁材料。

E-mail: zfc@ysu.edu.cn