

残余奥氏体含量对马氏体高强钢滑动磨损性能的影响

何恩光¹, 李淑欣^{1*}, 余 丰¹, 陈银军²

(1.宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211; 2.中国·环驰轴承集团, 浙江 宁波 315318)

摘要: 对3种不同残奥(RA)含量的马氏体高强钢进行干滑动摩擦磨损试验, 研究RA含量对其磨损性能的影响. 利用扫描电镜、透射电镜、X射线衍射仪等对试验后的磨损表面及横截面显微组织进行表征. 结果表明, RA含量越高, 磨损表面越光滑, 摩擦系数和磨损率越小, 也即马氏体高强钢的耐磨性越好. 磨损引起的大应变使RA发生应变诱导马氏体相变, 导致硬度和硬化层厚度显著增大. RA含量最高的HT3试样的硬度提高了18.3%, 硬化层厚度达70 μm . 相比RA含量低的试样, HT3试样表现出很好的耐磨性. 这是因为马氏体相变使硬度逐步增加, 抗裂纹萌生能力提高; 同时由于亚表面良好的韧性, 可延缓和阻止裂纹扩展, 使得点蚀和剥落不易形成. 因此, 要提高马氏体高强钢的耐磨性, 除了硬度要求外, 还需要考虑其亚表面韧性.

关键词: 马氏体高强钢; 残余奥氏体; 滑动磨损; 马氏体相变

中图分类号: TH117.1

文献标志码: A

文章编号: 1001-5132(2022)05-0034-08

摩擦磨损是轴承、齿轮等磨损部件的主要失效形式, 因磨损导致的失效占各类材料总损失的50%^[1-2]. 钢的耐磨性主要与材料硬度有关, 一般情况下, 硬度越高, 耐磨性越好^[3-5]. 但材料的微观结构对耐磨性也起着重要作用, 其中一个重要因素就是残余奥氏体(简称残奥, RA). Arques等^[6]在渗碳钢中发现, 摩擦诱发高含量残奥转变为马氏体, 提高摩擦表面层的硬度以抵抗后续的摩擦磨损. 佟晓辉等^[7]认为在工具钢中受冲击载荷作用, 发生马氏体相变, 耐磨性进一步提高. Emurlaev等^[8]在AISI321钢中发现应变诱发相变的存在, 新相的硬度是残奥硬度的两倍以上, 进而提高材料的耐磨性. 但是, 贝氏体钢中残奥含量的增加导致磨损损失的增加^[9], 高铬铸铁中残奥的存在是磨损过程中剥落和断裂的主要原因^[10]. 因此, 残奥对耐磨性的影响与材料有很大关系, 尤其对基体硬度很高的钢. 除了表面硬度, 材料亚表面的韧性也是影响磨损材料剥落的重要因素. 马氏体高强钢是轴承和齿轮等磨损部件中常用的材料, 对其已开

展了大量疲劳及磨损性能的研究^[11-14], 但残奥对其磨损的影响研究报道较少. 因此, 本文通过干摩擦磨损试验, 研究不同残奥含量马氏体高强钢的耐磨性, 分析应变诱发马氏体相变, 揭示残奥含量对其耐磨性的影响.

1 试验材料与方法

1.1 材料与热处理

试验材料采用退火态钢材, 其化学成分(质量分数, %)为Fe、0.95C、0.3Mn、1.48Cr、0.027P、0.25Si、0.02S. 对材料进行热处理, 步骤如下: 将材料加热至奥氏体化温度后保温, 之后油冷到室温25 $^{\circ}\text{C}$; 然后进行低温回火, 即升温至一定温度后保温. 采用3种不同的热处理工艺参数, 通过控制奥氏体化和退火保温的温度及时间, 得到不同残奥含量的试样HT1、HT2和HT3, X射线衍射(XRD)实测残奥含量分别为4.3%、12.6%和22.7%. 奥氏体化温度越高, 残奥含量越大. 热处理工艺参数和显微硬度计测得3种工艺的硬度值见表1.

收稿日期: 2022-02-18.

宁波大学学报(理工版)网址: <http://journalg.nbu.edu.cn/>

基金项目: 国家自然科学基金(52075271).

第一作者: 何恩光(1996-), 男, 安徽阜阳人, 在读硕士研究生, 主要研究方向: 摩擦磨损. E-mail: 2780414492@qq.com

*通信作者: 李淑欣(1975-), 女, 宁夏中卫人, 教授, 主要研究方向: 接触疲劳、摩擦磨损性能. E-mail: lishuxin@nbu.edu.cn

表1 热处理参数、硬度与 RA 含量

试样 编号	奥氏体化		回火		硬度 (HV)	RA 含 量/%
	温度/℃	时间/min	温度/℃	时间/h		
HT1	860	120	160	1	740±7	4.3
HT2	900	40	180	1	670±7	12.6
HT3	930	75	180	2	600±5	22.7

1.2 试验方法

试验采用球面旋转干摩擦的方式在 MXW-1 型旋转摩擦试验机上进行。根据试验机的夹具要求, 将材料切成直径 37 mm、厚度 5 mm 的圆盘形, 进行研磨和机械抛光, 使表面粗糙度为 0.043~0.065 μm 。对摩球直径为 6 mm, 材料与 HT1 试样相同。在 150 N 的恒定载荷下, 以 10 mm 为旋转半径, 以 500 $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$ 的转速对试样进行 30、60、120 min 的滑动磨损试验, 摩擦系数由磨损试验机自带检测系统测得。试验前后, 将试样进行超声清洗并干燥, 称重后以计算磨损率。采用 VK-X210 激光共聚焦显微镜和 SU-5000 扫描电镜分别进行磨损轮廓分析和磨损形貌观察。将试验后盘形试样进行剖切, 经研磨和抛光后用 4% 硝酸酒精溶液进行腐蚀。采用 HV-1000 显微硬度计测定磨损截面沿深度方向的显微硬度分布。采用扫描电镜和 FEI Talos F200X 透射电镜对其截面组织进行观察, 其中透镜样品由聚焦离子束(FIB)技术制备。图 1 为干滑动摩擦和试样制备示意图。

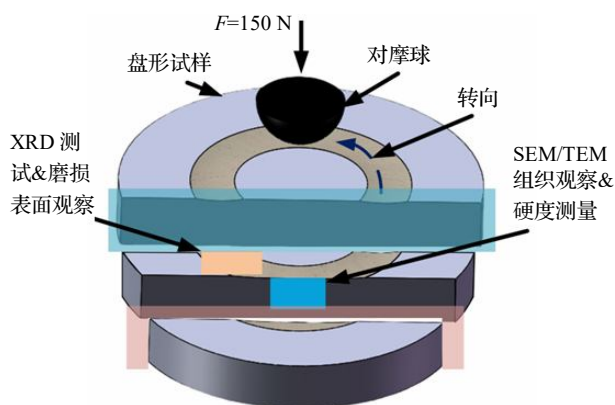


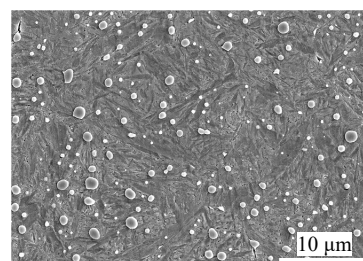
图1 球盘干滑动摩擦和试样制备示意

2 试验结果

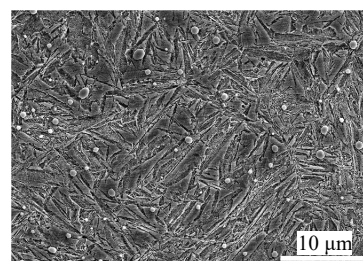
2.1 微观结构

3 种热处理工艺试样的 SEM 微观组织如图 2 所示。微观组织由残余奥氏体、板条回火马氏体和

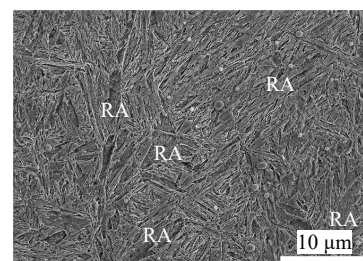
球状碳化物组成。HT1 试样的残奥含量最低, 但碳化物的体积分数最高, 约为 8.2%; HT3 试样的残奥含量最高, 碳化物的体积分数最低, 约为 1.9%。图 2(c)中白色标记即为残奥。



(a) HT1



(b) HT2



(c) HT3

图2 3 种热处理工艺 SEM 微观组织

2.2 摩擦系数和磨损率

摩擦系数是分析磨损的重要参数, 反映表面的损伤变化^[15]。图 3 为 3 种试样的摩擦系数随磨损时间的变化曲线。该曲线分为两个阶段: 急剧上升阶段, 试样因粗糙度和表面保护膜被剪切破坏暴露出新表面进入二体接触, 黏着作用增大, 瞬时摩擦系数也迅速升高至定值^[16]; 动态稳定阶段, HT3 试样摩擦系数维持在 0.65, 而 HT1 和 HT2 试样摩擦系数呈现上升变化, 在 120 min 时达到 0.72。摩擦系数的变化受磨损机制、载荷和硬度等因素的影响^[12,17-18]。对于 HT1 和 HT2 试样, 磨损表面因循环载荷作用而黏着增大, 需更高的驱动力克服表面黏附, 摩擦系数上升^[12]。HT3 试样磨损表面在载荷作用下, 对摩球不断压入, 表面因挤压形成的磨屑和溢出达到平衡。摩擦系数的变化与硬度密切相

关, 亚表面硬度变化将在 2.6 节详细描述. 由图 4 磨损率与磨损时间的关系曲线可知, 试样的磨损率均有不同程度的降低. HT3 试样磨损率始终最小, 随着磨损时间的增加, 磨损率从 0.022 6 降低至 0.018 3, 降低了近 20%. 高硬度、低残奥含量的 HT1 试样其耐磨性反而不如低硬度、高残奥含量的 HT3 试样, 说明残奥在磨损过程中起重要作用.

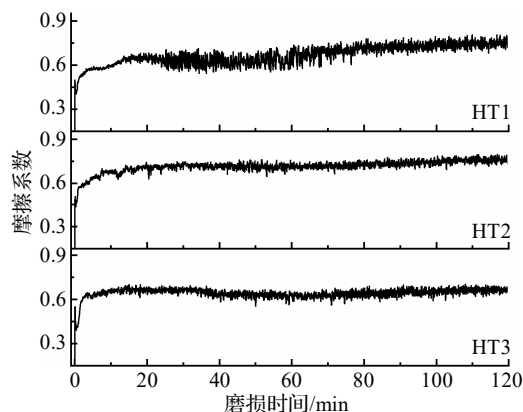


图 3 摩擦系数随磨损时间的变化曲线

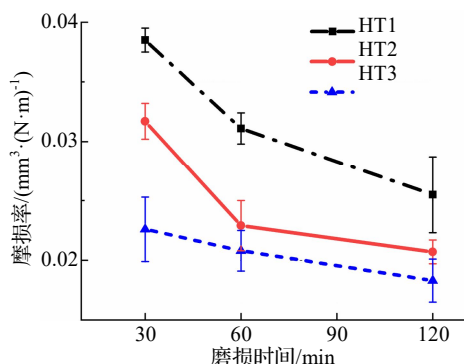


图 4 磨损率与磨损时间的关系曲线

2.3 磨损轮廓线

图 5 的磨损轮廓线反映出材料被磨去体积的变化. 在相同磨损时间下, 残奥含量低及硬度高的 HT1 试样具有韧性低的特点, 材料易损失, 磨损轮廓深度和宽度最大; HT2 试样次之, 轮廓线比 HT1 试样略小; HT3 试样初始硬度低、韧性高, 进行塑性变形材料损失最小. 随着磨损时间增加, HT1 试样黏着不断增大, 轮廓线呈深槽状, 两侧出现挤压凸起; HT2 试样磨痕接触区不断扩大; HT3 试样表面因对磨球的压入而轮廓深度增大. HT3 试样磨损轮廓在 3 组中始终保持最小, 该试样中的软相残奥在磨损中发生马氏体相变, 且高韧性吸收塑性变形, 使得材料的损失较小.

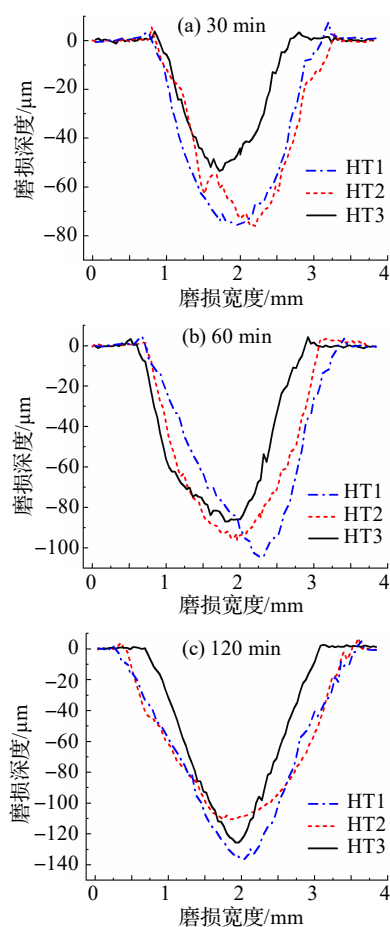


图 5 试验后试样的磨损轮廓线

2.4 磨损表面形貌

图 6 为磨损表面形貌 SEM 图. 磨损 30 min 时, HT1 试样表面保护膜最先被剪切破坏, 呈明显的擦伤, 出现宏观黏着破坏; HT2 试样出现少量的氧化磨屑和微切削, 表明存在氧化磨损; HT3 试样未发现磨屑, 原始表面保护膜还未受到破坏. 磨损至 60 min, HT1 试样的表面宏观黏着增大, 表现为片状剥层覆盖的犁沟; HT2 试样表面因局部高温将表面层氧化, 呈光滑机械混合层^[16]; HT3 试样呈灰色光滑状, 表面有少量凹槽. 磨损至 120 min, HT1 试样黏着破坏增大, 磨屑层被碾碎成颗粒状; HT2 试样表面磨屑粘结成片状, 新旧磨屑层更替, 形成动态稳定; HT3 试样表面沿滑动方向的压入痕迹更深, 表面凹槽增多, 磨屑颗粒的形成和溢出达到平衡. 这与图 5 中磨损轮廓线变化一致. 磨损形貌损伤与残奥含量相关, 残奥含量越高, 表面损伤越小.

2.5 横截面微观结构

图 7 为磨损 60 min 后横截面组织 SEM 图. 摩

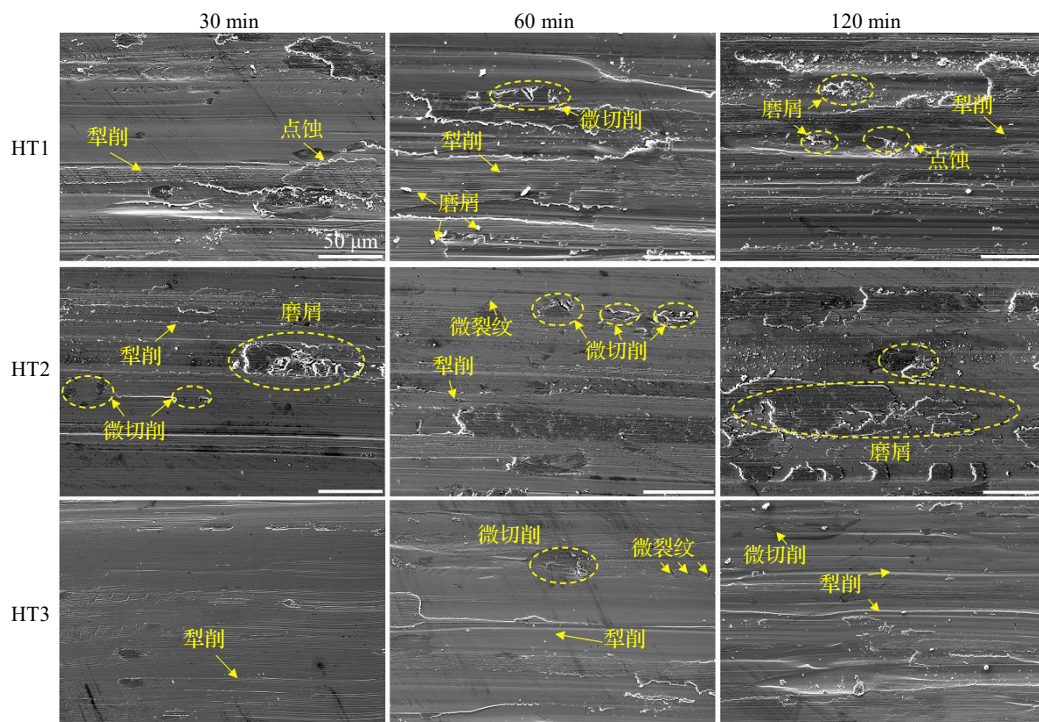


图6 磨损表面形貌的 SEM 图

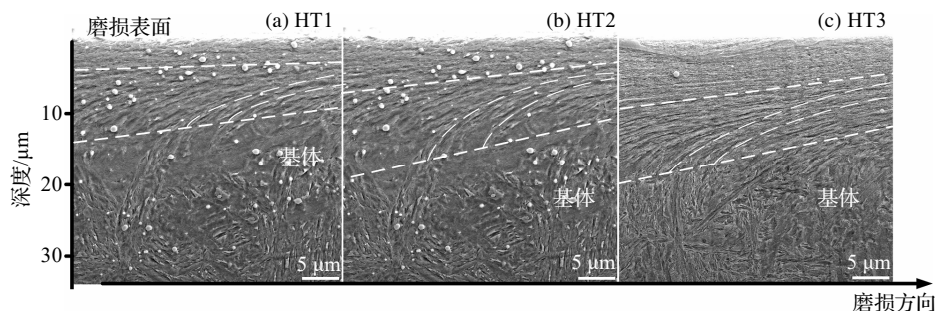
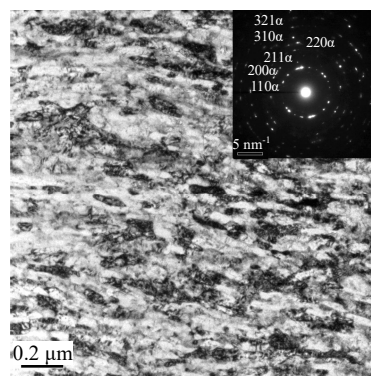


图7 磨损横截面的 SEM 图

擦磨损累积的应变引起亚表面组织变形, 呈现梯度结构. 在相同磨损时间下, HT1 试样组织塑性变形的深度在 $10\ \mu\text{m}$ 内, 弯曲形态较明显; HT2 试样马氏体变形特征较明显, 近表层存在约 $5\ \mu\text{m}$ 厚的严重塑性变形层, 其弯曲方向几乎与磨损方向平行, 总变形层深度为 $14\ \mu\text{m}$; HT3 试样马氏体板条变形程度最大, 总变形层厚度增加到 $19\ \mu\text{m}$. RA 含量越高, 变形层深度越大, 对磨损的影响也越大.

对图 7(c) 中的严重变形层进行 TEM 检测(图 8). 微观组织呈现出典型的大变形诱导的晶粒细化特征: 透镜状的纳米晶(平均晶粒尺寸约为 $40\ \text{nm}$)、大量位错和亚结构. 对不同区域进行选区衍射, 发现所有的衍射斑都是由马氏体(α)相组成, 标定不到奥氏体(γ)相. 严重变形层的塑性应变最大, 使得

晶粒内部存在大量位错, 导致拉长马氏体晶粒逐渐破碎成短小的晶粒. 此结果证实试样在磨损过程中累积了大量的塑性应变和马氏体相变.

图8 HT3 试样严重变形层组织的 TEM 照片
(明场图像附 SAED 花样)

2.6 显微硬度分布

图9为试样显微硬度随深度变化情况. 随着磨损时间增加, HT3试样硬度增加最快, 经30 min磨损后, 其最大硬度约为710, 比初始硬度增加了18.3%; HT2试样的HV约为755, 增加了12.6%; 而HT1试样的HV约为795, 增加了7.4%. RA含量越高, 磨损表面硬化层深度越大, 如HT3试样硬化层为70 μm , HT1和HT2的分别为27和32 μm . 硬度的增加是由于RA因应变诱导马氏体相变成为马氏体硬相(下述XRD分析可证实), 同时表面晶粒大塑性变形导致晶粒细化为纳米晶(图8). 分析发现, 硬度变化的深度大于图7中SEM所示硬化层的深度, 这是因为图8中弯曲变形马氏体下方未变形的部分实际上也发生晶粒细化, 这可由详细的TEM分析结果证实^[12]. 同时, 变形层下方材料内部存在一定的残余应力, 使得硬度升高^[12,19].

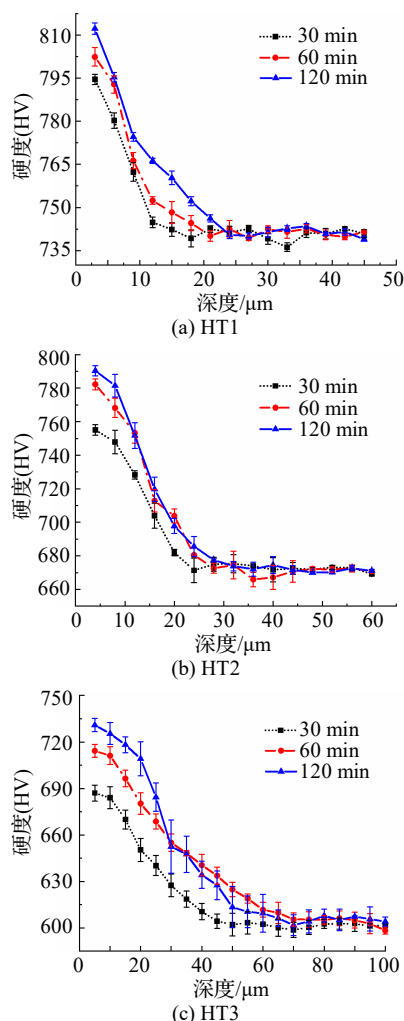


图9 显微硬度随深度的变化

2.7 X射线衍射分析

对3种试样磨损后区域进行XRD物相分析, 结果如图10所示. 图中标示了马氏体(α)和奥氏体(γ)的晶面以供参考. 采用De等^[20]提出的方法计算RA体积分数的变化. 随着磨损时间增加, 奥氏体的衍射峰强度均逐渐降低, 相应马氏体的衍射峰强度明显增加. 经过30 min后, 3种试样中的残奥都降低到5%以下, 也即残奥几乎全部转变为马氏体. 马氏体相变导致表面硬度及硬化层厚度的增加, 如图9中HT3硬度显著提升了18.3%. 在大应变作用下, 处于亚稳态的残奥很容易发生应变诱导马氏体相变^[6,8,21], 应变分析见讨论部分.

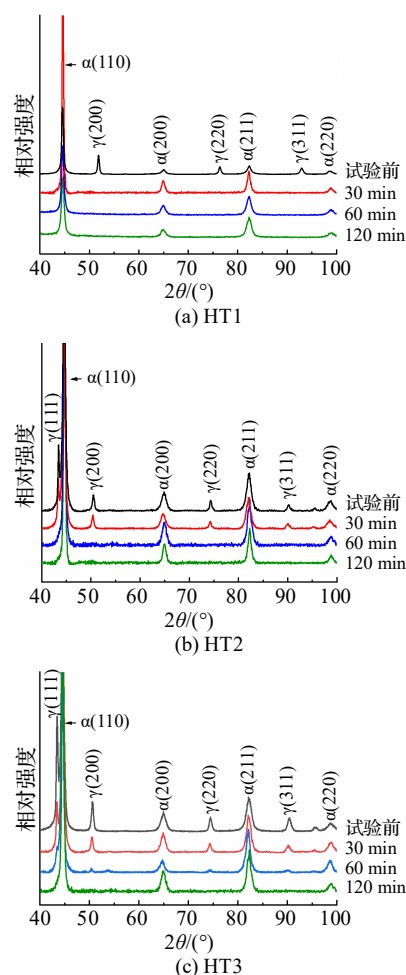


图10 3种试样在不同磨损时间下XRD图谱

3 讨论

在磨损过程中, 亚表面区域的塑性变形组织呈明显的剪切流变特征. 采用Moore等^[22]的位移法对剪切应变理论值进行估算, 具体方法参见文

献[23], 结果如图 11 所示. 表面经历着最大的塑性应变, 并随着磨损时间增加而急剧升高, 如 HT3 试样 30 min 到 120 min, 应变提高 10 倍. 高应变区域局限于非常小的范围, 且随深度增加而急剧降低, 在距表面 $15\text{ }\mu\text{m}$ 以下的区域, 应变减为 0, 与图 7 中的塑性变形层深度一致. 表层大应变的现象在塑性诱导表面晶粒细化的大塑性变形下很常见, 比如表面研磨中最大应变值为 $78^{[24]}$, 等棱角挤压变形中为 $73^{[25]}$, 干摩擦中应变达 $62.98^{[26]}$.

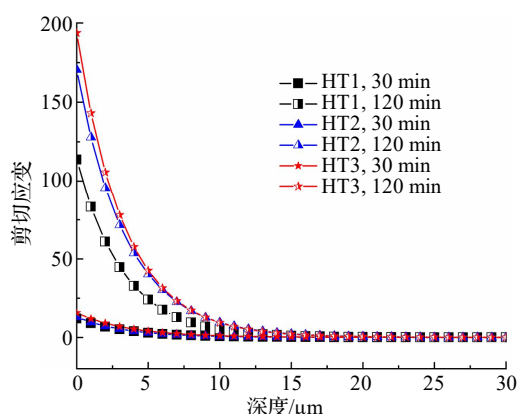


图 11 亚表面不同深度的剪切应变估算

图 12 反映了磨损 120 min 后残奥转变量、硬度增量和最大应变值随变形层深度的变化. 当残奥含量较低(HT1)时, 严重变形层深度仅 $8\text{ }\mu\text{m}$, 变形诱发马氏体相变程度较低, 近表面层硬度提升仅 9.7%; 残奥含量较高(HT3)时, 试样表面累积了大应变, 亚表面组织发生变形, 同时诱发的新马氏体相增加 20.2%, 塑性变形的累积和硬质相的形成导致试样近表层硬度提升了 21.6%. 表面层硬度增加导致材料损失愈发困难, 耐磨性提升明显.

从上述分析结果看出, 3 种热处理工艺中, HT3 试样表现出最好的耐磨性, 也即随着残奥含量的

增加, 马氏体高强钢抗磨损性能提高. 通常认为, 硬度越高的材料, 耐磨性越好. 尽管 HT3 试样磨损后的硬度比基体提高了 18.3%, 增加到 710, 但其硬度仍然小于 HT1 试样基体的硬度 740. 这说明耐磨性并不随硬度的增加而成正比例增加. 磨损表面材料脱落的根源是裂纹的萌生与扩展. 因此, 主导材料的耐磨性有两个因素: 抵抗裂纹萌生的性能和阻止裂纹扩展的性能, 也即硬度和韧性.

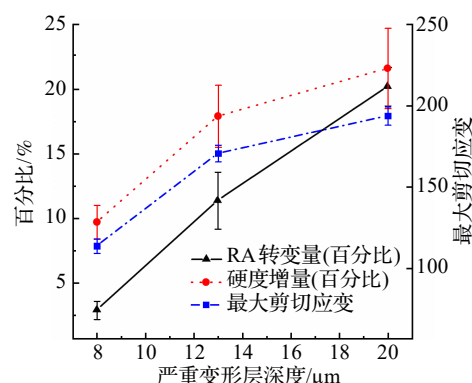


图 12 RA 转变量、硬度增量与最大理论应变随变形层深度的变化

接触载荷下, 表面裂纹的萌生是由于拉应力的存在. 采用 Abaqus 有限元软件模拟了接触部位的拉应力 σ_x 、 σ_y 和剪应力 τ_{xy} 分布以及 σ_x 和 τ_{xy} 的等高线分布, 如图 13 所示. 在接触表面, σ_x 最大(沿着磨损方向), 剪应力也最大(没有摩擦的情况, 剪应力位于 $0.75a$ 的深度, a 是接触半宽^[27]). 而接触边缘的两侧是应力集中的地方, 在拉应力作用下, 裂纹首先从边缘处产生, 在近表面扩展后转向表面, 形成如图 14(a)所示点蚀坑, 点蚀坑深度为 $2\sim 3\text{ }\mu\text{m}$. 随着磨损继续进行, 微裂纹逐步增多, 小点蚀坑逐步增多并连接在一起, 形成大片材料剥落(深度为 $8\text{ }\mu\text{m}$), 如图 14(b)所示, 这便是磨损的成因.

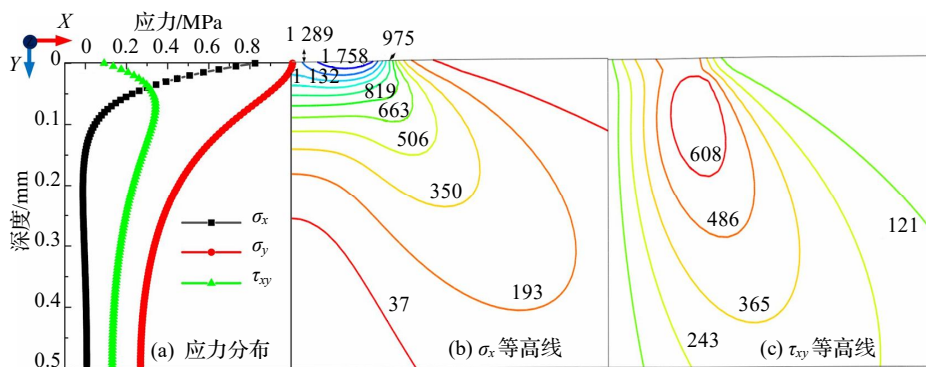


图 13 磨损表面应力分布与等高线

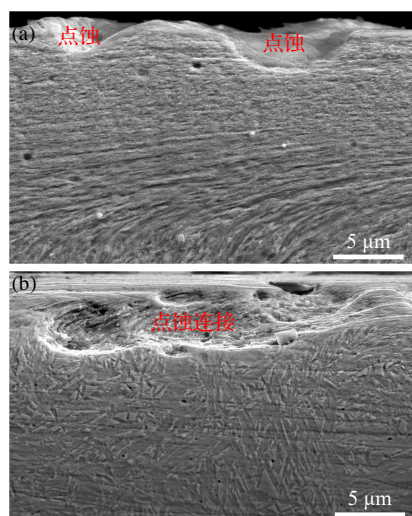


图 14 点蚀坑横截面

硬度高的材料,在接触边缘的两侧不容易形成压痕,因此不容易产生裂纹。但越硬的材料,对裂纹的敏感性越大,裂纹一旦产生便很快扩展,其抵抗裂纹扩展的能力很弱。材料抵抗裂纹扩展的能力是韧性。RA 是软相,含量越高,韧性越好,材料抵抗裂纹扩展的能力越强。表面产生的微裂纹来不及扩展就被磨掉,不会向深度方向扩展,从而不易形成微点蚀,致使其耐磨性最好。由此可知,在磨损过程中,HT3 试样表现出很好的抗磨损性能,一方面是马氏体相变使硬度逐步增加,抗裂纹萌生能力提高;另一方面由于其硬度低韧性好,具有良好的抗裂纹扩展能力。

4 结论

本文研究了不同残奥含量马氏体高强钢的干滑动磨损行为,观察其在磨损过程中的微观组织演变,探讨了残奥含量变化对磨损性能的影响,得出以下主要结论:

(1)随着残奥含量的增大,马氏体高强钢表现出更好的摩擦磨损性能。相比 RA 含量低的 HT1 试样,RA 含量最高的 HT3 试样具有更光滑的磨损表面、较小的摩擦系数和磨损率。

(2)磨损表面经历了塑性变形,累积的应变诱导马氏体相变的发生。摩擦 30 min 后,3 种试样的 RA 含量都明显降低,残奥转变为马氏体。相变引起硬度的提高,残奥含量越高,硬度和硬化层厚度增加越明显。HT3 的硬度提升量远超 HT1。HT3 的

硬化层厚度是 70 μm ,为 HT1 的 3 倍多。

(3)主导耐磨性的因素是硬度和韧性。HT3 硬度提高后仍小于 HT1 的基体硬度,但其表现出最好的耐磨性。硬度高的材料,抵抗裂纹萌生的性能好,但对裂纹的敏感性大,裂纹产生后快速扩展。而韧性好的材料可阻止裂纹扩展。HT3 中马氏体相变使其硬度不断提高,同时本身的韧性较好,微裂纹被磨掉,不易扩展,从而难以形成点蚀和剥落,致使其耐磨性最好。

参考文献:

- [1] 王姗姗,郭浩,雷建中,等.我国滚动轴承磨损失效分析现状及展望[J].轴承,2017(10):58-63.
- [2] 张嗣伟.绿色摩擦学的科学与技术内涵及展望[J].摩擦学学报,2011,31(4):417-424.
- [3] Sundström A, Rendón J, Olsson M. Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions[J]. Wear, 2001, 250(1/2/3/4/5/6/7/8/9/10/11/12):744-754.
- [4] 李长虹.奥氏体基体相硬度对自生质点合金钢高温耐磨性的影响[J].摩擦学学报,2000,20(4):272-275.
- [5] Rendón J, Olsson M. Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods[J]. Wear, 2009, 267(11):2055-2061.
- [6] Arques J L, Prado J M. The dry wear resistance of a carbonitrided steel[J]. Wear, 1985, 103(4):321-331.
- [7] 佟晓辉,陈再良.残留奥氏体对 Cr12 型工具钢耐磨性的影响[J].金属热处理,2000,25(3):4-6.
- [8] Emurlaev K I, Bataev I A, Lazurenko D V, et al. Deformation-induced martensite transformation in AISI 321 stainless steel under dry sliding friction[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 25:424-427.
- [9] Bakshi S D, Leiro A, Prakash B, et al. Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainite[J]. Wear, 2014, 316(1/2): 70-78.
- [10] Sailors R H. Cast high chromium media in wet grinding [J]. Mining, Metallurgy & Exploration, 1989, 6(4):172-178.
- [11] Cao Y J, Sun J Q, Ma F, et al. Effect of the microstructure and residual stress on tribological behavior of induction hardened GCr15 steel[J]. Tribology International, 2017, 115:108-115.
- [12] 高清远,李淑欣,苏云帅.马氏体钢干滑动磨损纳米梯度结构的形成机理研究[J].摩擦学学报,2019,39(6): 698-705.
- [13] Rosado L, Forster N H, Thompson K L, et al. Rolling

- contact fatigue life and spall propagation of AISI M50, M50NiL, and AISI 52100, part I: Experimental results[J]. Tribology Transactions, 2009, 53(1):29-41.
- [14] Chen L C, Chen Q, Shao E Y. Study on initiation and propagation angles of subsurface cracks in GCr15 bearing steel under rolling contact[J]. Wear, 1989, 133(2):205-218.
- [15] Hirsch M R, Neu R W. Influence of temperature on the fretting response between AISI 301 stainless steel and AISI 52100 steel[J]. Tribology International, 2013, 68:77-84.
- [16] 何燕妮, 俞树荣, 李淑欣, 等. 摩擦氧化层对 TC4 合金磨损行为和摩擦系数的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(4):1417-1424.
- [17] 陈平, 王朋飞, 乔小溪. 45 钢/PA66 配副干滑动摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2019, 39(1):26-34.
- [18] 李晓春, 韦习成, 李健. SUS304 奥氏体不锈钢的摩擦变形层研究[J]. 摩擦学学报, 2007, 27(4):341-345.
- [19] Neog S P, Bakshi S D, Das S. Effect of normal loading on microstructural evolution and sliding wear behaviour of novel continuously cooled carbide free bainitic steel[J]. Tribology International, 2021, 157:106846.
- [20] De A K, Murdock D C, Mataya M C, et al. Quantitative measurement of deformation-induced martensite in 304 stainless steel by X-ray diffraction[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(12):1445-1449.
- [21] Yin C H, Liang Y L, Jiang Y, et al. Formation of nano-laminated structures in a dry sliding wear-induced layer under different wear mechanisms of 20CrNi₂Mo steel[J]. Applied Surface Science, 2017, 423:305-313.
- [22] Moore M A, Douthwaite R M. Plastic deformation below worn surfaces[J]. Metallurgical Transactions A, 1976, 7(12):1833-1839.
- [23] Su Y S, Li S X, Gao Q Y, et al. Evolution of nano-laminated structure formed by the thermally-assisted plastic deformation in dry sliding wear[J]. Tribology International, 2019, 140:105846.
- [24] Liu X C, Zhang H W, Lu K. Formation of nano-laminated structure in nickel by means of surface mechanical grinding treatment[J]. Acta Materialia, 2015, 96:24-36.
- [25] 王晓溪, 张翔, 庄翌, 等. 等通道球形转角挤压过程中工业纯铝的微观组织演变与力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(6):1963-1969.
- [26] Leiro A, Kankanala A, Vuorinen E, et al. Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions[J]. Wear, 2011, 273(1):2-8.
- [27] Johnson K L. Contact Mechanics[M]. London: Cambridge University Press, 1985.

Effect of retained austenite content on sliding wear properties of high-strength martensite steel

HE Enguang¹, LI Shuxin^{1*}, YU Feng¹, CHEN Yinjun²

(1.Faculty of Mechanical Engineering & Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, China;

2.China · Huanchi Bearing Group, Ningbo 315318, China)

Abstract: To investigate the effect of retained austenite (RA) content on wear resistance, dry sliding wear tests were carried out on high strength martensite steels of three different RA contents. The wear surface properties and microstructures of cross sections were characterized by scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), X-Ray Diffraction (XRD) and microhardness tester. The results show that the higher the RA content, the smoother the wear surface and the smaller the coefficient of friction and wear rate, i.e. the better wear resistance. The large plastic deformation by sliding wear triggers strain-induced martensite transformation, which leads to increasing in hardness and hardened layer. The hardness of the HT3 sample, with the highest RA content, is increased by 18.3% and the hardened layer reaches to 70 μm . In comparison with the samples of lower RA contents, HT3 presents the best wear resistance. This is due to the increased hardness caused by martensite transformation and good ductility in the subsurface, which can delay and stop crack growth, and thus is less likely to form pit and spalling. Therefore, it is suggested that apart from the hardness requirement, the subsurface ductility should be considered for the improvement of the wear resistance.

Key words: high strength martensite steel; retained austenite; sliding wear; martensite transformation

(责任编辑 韩 超)