

DOI: [10.16078/j.tribology.2018.01.008](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018.01.008)

AISI 4340钢干滑动摩擦磨损特性研究

马红帅, 梁国星*, 吕明, 黄永贵, 韩阳

(太原理工大学机械工程学院 精密加工山西省重点实验室, 山西 太原 030024)

摘要: 室温条件下, 采用CFT- I型多功能材料表面综合性能测试仪对AISI 4340钢进行了往复干摩擦磨损试验, 研究了其摩擦磨损特性. 采用扫描电子显微镜(SEM)和能谱仪(EDS)对磨痕和亚表层进行了观察和检测, 分析了磨损表面微观形貌、亚表层塑性变形和碳氧元素含量演化. 结果表明: 磨损形式以磨粒磨损为主, 并伴随轻微黏着磨损和剥落磨损; 磨损表面分布着长度、宽度、深度不一的划痕以及鳞片状和颗粒状磨屑; 磨损表面出现轻微氧化, 磨屑呈现不同程度的碳富集和氧化; 亚表层出现明显摩擦影响层, 距表层越近, 塑性变形越明显, 晶界角逐渐汇聚于表面, 在表面处趋于平行; 往复运动导致塑性变形方向不一致, 磨痕中部, 塑性变形向某位置聚集.

关键词: AISI 4340; 摩擦磨损特性; 碳富集; 塑性变形

中图分类号: TH117.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2018)01-0059-08

Investigation on Friction and Wear behavior of AISI 4340 Steel in Dry Sliding Condition

MA Hongshuai, LIANG Guoxing*, LV Ming, HUANG Yonggui, HAN Yang

(College of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Technology, Shanxi Key Laboratory of Precision Machining, Shanxi Taiyuan 030024, China)

Abstract: Tribological behaviors of AISI 4340 steel have been investigated under dry sliding conditions at the room temperature of 25 °C. The experiments were conducted on a CFT- I multi-functional surface comprehensive performance tester. The morphology characteristics of the worn surface as well as the sub-surface were observed with a scanning electron microscope to analyze the friction and wear behavior. Induced elements transformation due to plastic deformation in sliding test has been detected by using an energy dispersive spectrometer. The results show that the main wear pattern appeared to be abrasive wear with mild adhesive wear and delamination. Various length, width and depth of worn tracks and the debris with different shape were detected. The worn surface showed mild oxidization and the wear debris was rich in carbon and mildly oxidized. Plastically deformed layer in the sub-surface was observed. And the degree of plastic deformation increased from subsurface to surface. Furthermore, grain boundary angles gradually converged to the worn surface and tended to be parallel to each other. The plastic deformation direction changed on account of the reciprocating movement, and converged at a localized zone in the middle of the worn surface.

Key words: AISI 4340; friction and wear characteristics; carbon enrichment; plastic deformation

Received 13 July 2017, revised 18 September 2017, accepted 28 September 2017, available online 28 January 2018.

*Corresponding author. E-mail: lianguoxing@tyut.edu.cn, Tel: +86-351-6018582.

The project was supported by the National Natural Science Foundation of China (51575375) and Innovation program of Shanxi Province Graduate Education(2017BY044).

国家自然科学基金项目(51575375)和山西省研究生教育创新项目(2017BY044)资助.

AISI 4340钢是一种高强度低合金钢,经调质处理后,可获得良好的综合机械性能.在工业中常作为调质钢来制造轴承、齿轮和曲轴,并在飞机结构中取得广泛应用,如飞机起落架、直升机旋翼轴和涡轮喷气发动机涡轮轴等运动部件^[1-2].目前,国内外很多学者对AISI 4340钢的研究,主要集中在AISI 4340钢经表面改性处理后的疲劳特性、不同处理工艺对其组织和性能的影响、车削或硬车削AISI 4340钢时,刀具寿命和不同加工条件对加工表面残余应力、粗糙度等的影响以及AISI 4340钢中动态剪切带形成等方面^[3-5].但是实际应用中,如飞机起落架、直升机旋翼轴、涡轮喷气发动机涡轮轴等,往往要求这些零件具有良好的耐磨性能,常通过对AISI 4340钢进行表面改性处理以满足其耐磨性要求,如渗氮、复合强化等.因而,对其摩擦磨损性能的研究也往往集中在表面改性处理后的AISI 4340钢上^[1,6],对AISI 4340钢基材的研究则较少.零部件表面改性处理后,强化层晶粒出现不同程度细化,致使强化层与基体中晶界数和位错密度差异明显,在外力作用下,塑性变形不一致,裂纹萌生和扩展速度也不同.同时,疲劳剥落时,裂纹的萌生和扩展主要发生在强化层和磨损亚表层^[7-9].因此,表面改性处理后的耐磨性能,尤其是强化层厚度较小时的抗剥落性能,同强化层和基材都密切相关.基材本身在摩擦过程中的抗塑性变形能力,直接关系到与涂层间的结合强度,因此研究AISI 4340钢的摩擦磨损特性及亚表层材料在摩擦磨损后的组织结构至关重要.

此外,摩擦磨损过程中,剪切应力和摩擦热引起接触区材料组织结构和成分演变,严重影响材料耐磨性和摩擦副可靠性,造成运动部件功能丧失,影响寿命^[10].同时,材料加工过程中,常出现亚表层损伤,其程度同塑性变形也有很大关系.

因而本文作者针对调质处理后的AISI 4340钢进行了干滑动摩擦磨损试验,通过表征磨损表面微观形貌、亚表层塑性变形以及摩擦磨损过程中元素的演化,分析了AISI 4340钢在常温下的干滑动摩擦磨损特性.完善AISI 4340钢摩擦磨损性能数据库的同时,为基材的表面精加工,尤其是缓进给磨削加工,提供必要的参考.

1 试验条件

摩擦磨损试验在CFT- I 型多功能材料表面综合性能测试仪上进行,如图1所示.试验采用球面往复摩擦磨损方式,对摩球材料为Al₂O₃,9级莫氏硬度.摩擦

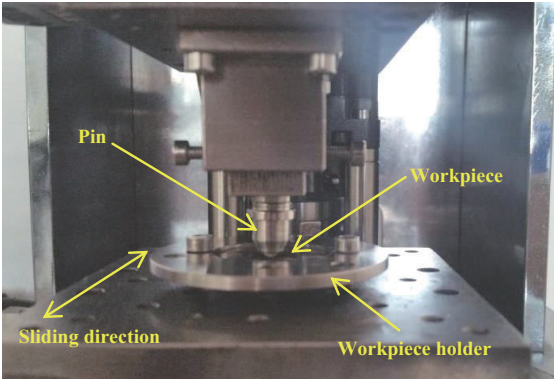


Fig. 1 The pin-on-disc tester
图1 试验台

系数利用计算机在线测量摩擦力矩,进而换算出摩擦系数;磨损表面不同部位(中部和距两端各1 mm的三个位置)的磨痕深度由位移传感器测量,并由计算机求得磨损体积,取三个位置平均值作为最终结果;用CSM-100X型扫描电子显微镜(SEM)和能谱仪(EDS)分别对磨损表面亚表面形貌特征进行观察和元素检测,分析摩擦磨损特性.

试验样件采用AISI 4340钢(国产牌号40CrNiMoA),成分列于表1中.样件热处理如下:850 ℃油淬,630 ℃回火,油冷,组织结构如图2所示.可见,获得了回火索氏体,细小碳化物弥散分布在基体上.通过拉伸试验,获得材料强度极限为1 040 MPa,屈服极限为912 MPa.试验前,样件在磨抛机上机械抛光,抛光后表面粗糙度R_a为0.03,在HMV-G21型显微维氏硬度计上测得硬度为HV331(HRC33.4).试验后样件如图3所示.

表 1 AISI 4340钢化学成分
Table 1 Chemical compositions of AISI 4340 steel

								w/%
C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	S	P	Fe
0.4	0.78	1.77	0.26	0.34	0.80	0.004	0.008	Bal

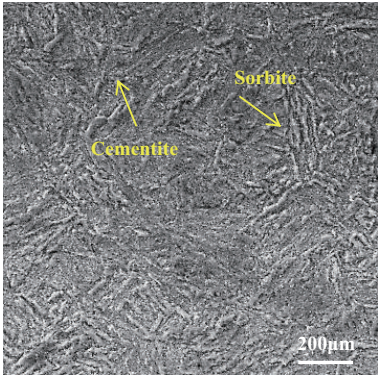


Fig. 2 Micrograph of AISI 4340 steel matrix
图2 AISI 4340钢基材组织图

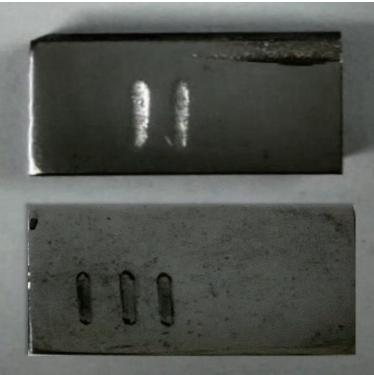


Fig. 3 Testing specimens
图 3 摩擦磨损试样

2 试验结果与分析

2.1 摩擦磨损特性

在载荷 15 N, 行程 5 mm, 速度 800 r/min, 试验时间 30 min, 总行程 240 m 的试验条件下, 进行了五组重复试验, 试验结果如图 4 所示, 平均摩擦系数和磨损量列于表 2 中。

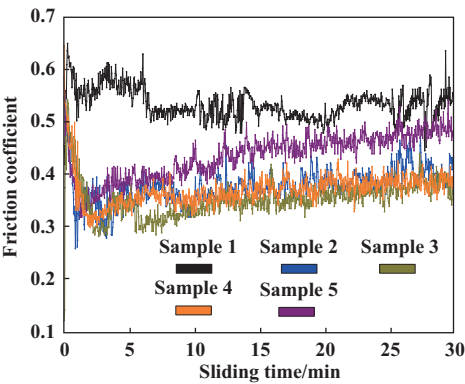


Fig. 4 Time dependence of the friction coefficients
图 4 摩擦系数随时间变化历程

表 2 磨痕尺寸、磨损量和平均摩擦系数

Table 2 Average values of the friction coefficient, wear volume and sizes of the worn grooves				
No	Depth/ μm	Width/mm	Wear volume/ mm^3	Average friction coefficient
1	54.563	0.913	0.149	0.522
2	51.554	0.892	0.136	0.361
3	46.568	1.030	0.147	0.354
4	45.743	0.994	0.140	0.374
5	43.856	0.946	0.127	0.447

五组试验都经历了不稳定初始摩擦磨损期向稳定磨损期的转化。在不稳定初始摩擦磨损期, 摩擦系数急剧上升, 之后迅速下降; 随后摩擦系数小幅度增大并于约 5 min 后逐渐趋于稳定, 进入稳定磨损期。五

组试验的摩擦系数均出现不同程度波动, 波动幅度均超过 0.15, 并且第 1、5 组试验摩擦系数明显高于其他三组, 而其他三组则十分接近, 如图 4 所示。由表 2 可知, 五组试验平均摩擦系数和磨损量各不相同。第 1 组无论是磨痕尺寸还是磨损量、平均摩擦系数均比其他几组大; 第 5 组虽然磨痕尺寸、磨损量较小, 但是摩擦系数较大。第 1、5 组试验过程中, 设备噪音较大, 震动也较严重以及安装误差等可能是造成试验结果异常的缘由。鉴于 2、3、4 组试验结果十分接近, 第 2 组试验平均摩擦系数又介于第 3、4 组之间, 本文中选第 2 组试验结果作为研究对象, 分析 AISI 4340 钢在试验条件下的摩擦磨损特性。

摩擦系数的变化规律同表面状态、磨损形式的转化等因素相关。初始磨损阶段, 摩擦副之间实际上是表观面积上微凸体之间的接触, 实际接触面积远小于表观接触面积^[11]。摩擦主要出现在摩擦副表面微凸体之间, 因此, 开始磨损时, 摩擦系数急剧增大。随着摩擦磨损的进行, 微凸体产生变形, 甚至被磨掉, 表面趋于光滑, 摩擦副间接触状态得以改善^[12]; 同时接触表面温度升高, 表面材料软化, 剪切强度降低, 摩擦系数又迅速降低^[13-14]。通过初始磨损阶段, 表面接触状态得到一定改善而进入稳定磨损期。因而, 摩擦系数首先在初始磨损阶段急剧上升, 随后又迅速下降, 进入稳定磨损期后, 稳定在一定值附近, 呈现出典型的干滑动摩擦磨损特征。摩擦磨损过程中, 往往是多种磨损形式共存并相互作用的过程。磨损形式的转化必然引起摩擦系数的变化^[1], 即出现图 4 中摩擦系数不同程度的波动。

2.2 磨损表面分析

图 5 为试样磨损表面形貌的 SEM 照片, 图 5(c) 和 (d) 分别为图 5(a) 中 1、2 处的局部放大。可见, 沿滑动方向上存在长而浅的微切削痕迹和犁沟以及短而深的擦伤凹槽, 大多数擦伤凹槽端部存在材料堆积, 呈现典型的磨粒磨损特征; 部分磨痕边缘存在塑性挤出压平现象, 如图 5(b) 中 G 处; 磨损表面局部区域呈较粗燥的黏着特征, 如图 5(c) 中 B 处; 整个磨损表面上零散分布着大小不同的剥落坑、颗粒状磨屑和片状磨屑。给定试验条件下, 主要表现出的磨损形式为磨粒磨损, 并伴有轻微黏着磨损以及局部剥落磨损。

磨粒磨损是磨粒对摩擦副表面产生犁沟作用和进行微切削的过程, 磨损量与磨粒的大小和形状等有关^[15-16], 不同形状大小的磨粒所产生的磨痕形状也不同。由于磨损过程中产生的磨屑一部分脱离摩擦系

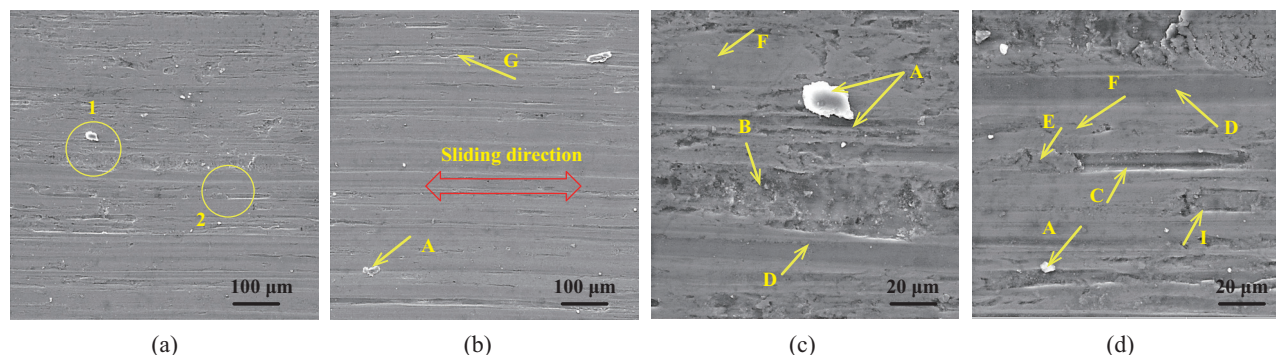


Fig. 5 SEM micrographs of the worn surfaces

图5 磨损表面形貌的SEM照片

统,造成体积损失,另一部分滞留在摩擦接触区,作为第三体磨粒参与摩擦磨损。引起表面间相互作用的磨粒不仅指对摩球,也包括残留在摩擦区各种形状的磨屑,如图5中观察到的鳞片状磨屑和颗粒状磨屑。残留磨屑和对摩球组成的磨粒系统,在摩擦力作用下沿试件表面相对滑动而滑擦、耕犁,甚至切割金属形成切屑。低载荷下的接触表面应力低,属于低应力二体磨粒磨损^[11],表现为长程切削,试件表面更容易产生浅而长的擦伤或微小的犁沟^[17],如图5(a~b)所示。三体磨损中,颗粒状磨屑在对摩球作用下以滚动形式移动^[17],边缘通常较为圆滑,这些磨屑滚动且滑擦,极易脱离摩擦系统,擦伤痕迹较短,如图5(a)所示。同时,三体磨损磨粒和金属表面之间产生极高表面应力^[11]。磨屑颗粒越大,随对摩球滚切进入基体深度越大,沿滑动方向上进一步滑擦的阻力越大,形成图5(d)中短而深的凹槽。凹槽内基材以及磨屑在对摩球推碾下,聚集在磨痕端部。厚度较小的鳞片状磨屑,接触面积大,不易形成滚动趋势,滑擦接触表面时,压入深度小,形成较宽且边缘整齐的磨痕,致使在磨痕路径上产生压实的片状磨屑,如图5(b)中A。磨粒磨损伴随有弹性变形和塑性变形。磨粒的耕犁作用,使得沟槽中的部分材料在较大应力作用下发生塑性剪切流动向边缘运动,出现金属塑性变形挤出现象。挤出材料在往复应力下碾压去除或压平在磨痕上,如图5(b)中G。

图5(c)中B处呈现黏着磨损形貌,黏着磨损是因摩擦热引起表面材料软化并在局部高压、高温下形成黏着结点,撕裂黏着磨损失效区^[11]。磨粒压入基材表面后,该区域材料出现较大塑性变形,并在对摩球作用下,塑性变形加剧,储存大量塑性变形能。这部分能量一部分消耗于应变强化,另一部分转化为热量,引起材料软化^[18]。当材料软化速率超过应变强化速率,就可能出现黏着磨损。软化的鳞片状磨屑由于厚度较

小,接触面积大,黏着磨损几率高。因而,部分接触处就可能在瞬时高温作用下在两表面之间形成黏着结点,随后在剪切力的作用下撕裂,发生黏着磨损,形成粗糙的黏着形貌,同时引起摩擦系数的突然增大。

如图5所示,磨损表面因疲劳剥落而形成了大小不同的剥落坑。疲劳剥落磨损是在循环应力作用下,材料疲劳剥落而形成剥落蚀坑的一种磨损形式。往复应力作用下,裂纹首先于应力集中处萌生,如材料微观缺陷、硬质颗粒物处等,随后通过剪切带传递、扩展,最终形成剥落磨损蚀坑^[11,19]。材料中的硬质颗粒导致基材材质局部的各向异性,在往复应力作用下与周围材料剥离形成空穴,引起应力集中,裂纹萌生并造成剥落磨损,形成较深的剥落蚀坑和颗粒状磨屑。该磨屑随对摩球在磨损表面上滚动而使得其边缘逐渐光滑,但因内部硬度较大,塑性变形小,如图6(a)所示。表面材料因塑性变形而强化并脆化,同时摩擦力致使最大剪应力位置趋于表面并起拉应力作用,促进微观裂纹萌生与扩展,造成疲劳剥落^[11],形成如图5(d)中I处所示的深度较小的剥落蚀坑和鳞片状磨屑。鳞片状磨屑形成过程中发生反复塑性变形,因此磨屑表面呈现严重的塑性变形痕迹,如图6(b)所示。

2.3 磨损表面EDS分析

图7是对图5中点A(残留磨屑)、B(黏着区)、C(凹坑底部)、D(宽划痕)、E(凹痕端部材料堆积)、磨痕其余表面F以及基材的能谱检测结果。为了尽可能获取准确的检测数据,除磨屑外(不适合做面能谱),均采用面能谱分析方法。

残留磨屑A中碳元素质量分数最大,氧元素质量分数也较高,磨屑出现氧化和碳富集;黏着磨损区域B没有发现铝元素,碳元素质量分数却明显高于其他区域,仅次于磨屑中碳元素质量分数,同时也存在一定量的氧元素,如图7(b)所示,说明磨损过程中磨屑和

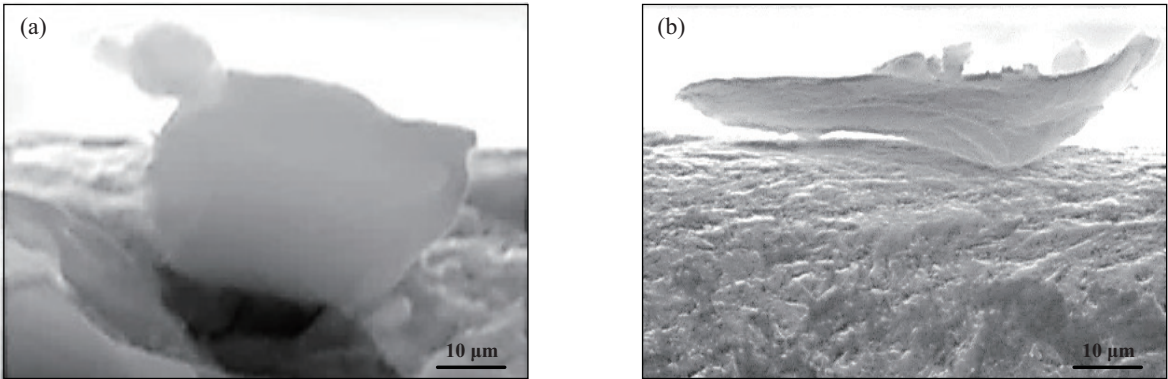


Fig. 6 The debris on the worn surface

图 6 磨损表面磨屑

接触表面之间存在黏着磨损;磨损表面上凹坑底部C和宽划痕底部D均未检测到氧元素,碳元素质量分数也较低;E处氧元素质量分数最高,但未检测到碳元素,可能是由于这部分材料来源于接近表层的亚表层区域,而亚表层材料存在碳元素流失并且磨屑在推碾过程中嵌入材料内部,能谱无法检测,同时这部分材料因极大的塑性变形而使得瞬时温度较高而氧化,所以未检测到碳元素而氧元素含量却较高;磨损表面其他部位F的两次面能谱检测结果如图7(f)和(g)所示,磨损表面不同部位碳元素质量分数不同,出现了碳的局部富集。

结合图7磨损表面能谱结果,磨屑、磨损表面和基材之间各元素(除铁外)质量分数变化趋势如图8所示。与基材相比,磨损表面呈现轻微氧化,平均碳含量接近基材,但是正向偏差较大,其最大值接近磨屑中碳含量;残留磨屑中碳元素质量分数和氧元素质量分数较基材和磨损表面明显增大且二者误差较大,出现碳富集并高度氧化,碳富集和氧化程度不同。

图8中元素质量分数的变化可能与试验过程中元素流失与富集以及磨损形式有关。摩擦磨损致使亚表层材料发生明显的塑性变形,晶粒细化(见图9)。由金属塑性变形理论可知,晶粒被拉长的同时,晶间夹杂物和第二相也被拉长或拉碎。晶界边缘处析出硬质碳相,析出相经往复摩擦力作用,聚集于表面,并随磨屑的形成而转移至磨屑中,致使磨屑中较大的碳元素质量分数,如图8所示。摩擦磨损试验过程中,摩擦副表面表现为微凸体的接触,接触面积小,接触应力大,塑性变形较周围区域严重,碳相析出量增多,碳富集程度增加,表现为磨损表面在不同部位碳元素质量分数的差异[见图7(f~g)]和磨损表面碳元素质量分数较大的正向偏差(见图8)。

不同磨损形式形成的磨屑,其元素成分也存在差异。磨粒磨损中,接触区表面材料在磨粒耕犁或微切削作用下形成磨屑,塑性变形剧烈,温度升高而氧化,氧元素质量分数增加,但是由于是对基材材料的直接切除,绝大多数磨屑的碳元素质量分数接近基材材料和磨损表面材料中碳元素质量分数;黏着磨损是磨屑和基材之间在高温作用下形成黏着结点而引起的,因而出现氧化,同时表面富集的碳随黏着的发生而转移到磨屑上,造成磨屑中较高的碳元素质量分数;剥落磨损往往出现在表面碳富集处、材料微观缺陷以及硬质颗粒处,这些部位高的碳元素质量分数导致剥落形成的磨屑中高的碳元素质量分数。

2.4 亚表层特性

图9为试样磨损断面形貌的SEM照片,其中图9(b)和(c)分别为图9(a)中A、B区域的局部放大图。可见,断面存在明显的塑性变形层,距表层不同深度塑性变形程度不同。从基材到磨损表面,塑性变形向滑动方向弯曲,在接近磨损表面时彼此挤压,几乎和磨损表面平行。整个塑性变形层内,塑性变形方向不一致,在中间某位置变形方向发生变化,塑性变形方向偏向该部位,见图9(a~c)。

往复滑动过程中,对摩球对试件表面起拉力作用,引起表层亚表层材料中的剪切应力,当剪切应力超过材料的屈服强度(912 MPa)时,开始出现塑性变形,并在往复载荷作用下剪切变形累积。随着塑性变形加剧,晶粒形状发生改变并重新取向,晶粒被拉长、拉细或压扁,晶粒间晶面和晶界逐渐偏向滑动方向。切应力越大,塑性变形越严重,晶粒形状严重改变,进而分解细化^[20-21]。越靠近表面,剪切应力越大,剪切应变越严重,晶粒越易细化,表现出如图9中靠近表面处彼此挤压并逐渐和滑动方向接近平行的现象。同时,

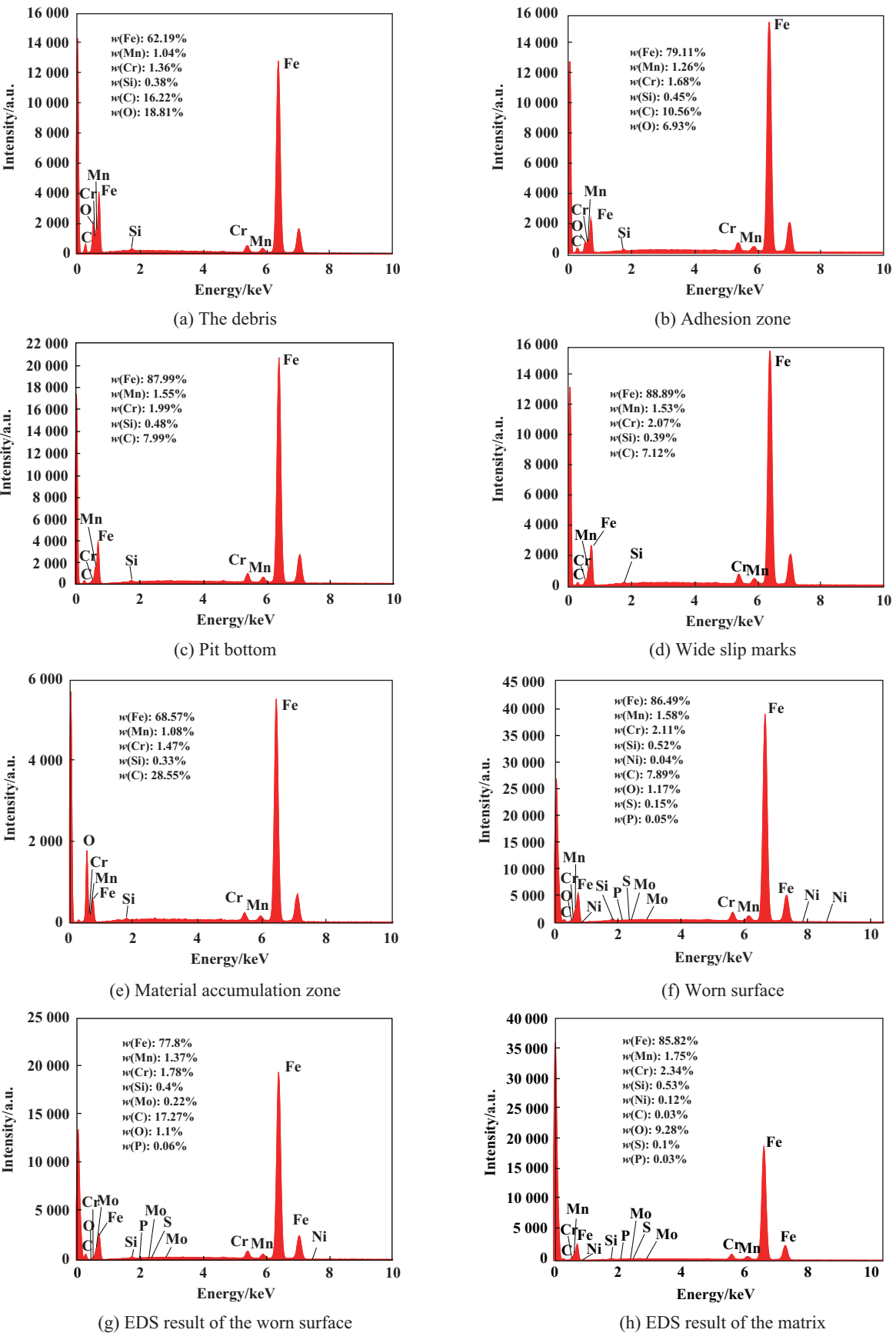


Fig. 7 EDS analysis resultsof the worn surface

图 7 磨损表面能谱分析结果

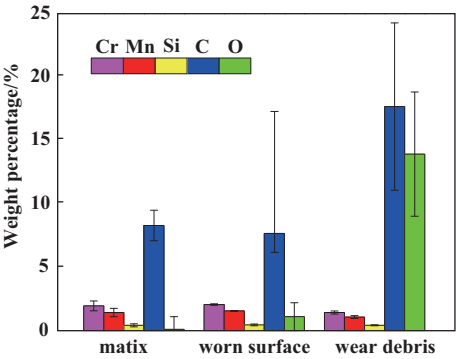


Fig. 8 Chemical composition in Matrix, worn surface and wear debris

图 8 基材、磨损表面和磨屑的元素含量

对摩球在试件表面上往复运动时, 接触部位交替承受两个方向相反的摩擦力, 该部位材料塑性变形取决于这两个摩擦力的大小关系. 由图9(a~c)可知, 材料塑性变形方向同时偏向某位置, 说明对摩球向该部位运动时引起的摩擦力对材料塑性变形起主导作用, 此时摩

擦力较大而背离该部位运动时的摩擦力较小. 摩擦磨损试验过程中, 滑动速度大小按正弦规律变化, 磨痕不同部位的速度加速度不一致, 造成受力状态不同, 这可能是造成上述现象的原因, 但具体原因有待进一步研究.

图10为图9(c)中红色方框内的能谱分析结果. 可见, 摩擦影响层内仅有Fe、Mn和Cr, 没有发现其他元素. 说明摩擦磨损过程中, 亚表层出现了元素流失现象. 这可能是由于在往复摩擦力作用下, 软相发生明显的塑性变形, 出现晶粒的择优取向, 晶面和晶向逐渐偏向滑动方向. 同时晶界边缘处析出的硬质碳相随软相的变形而逐渐向表层运动, 最终聚集在磨损表面并随后被磨除. 由于塑性变形程度不同, 碳在磨损表面富集程度不同, 并且随着磨损的进行磨痕表层材料不断被磨除. 因而, 它们共同造成了亚表层碳元素的流失以及磨痕表层碳分布不均现象, 如图7、图8和图10所示.

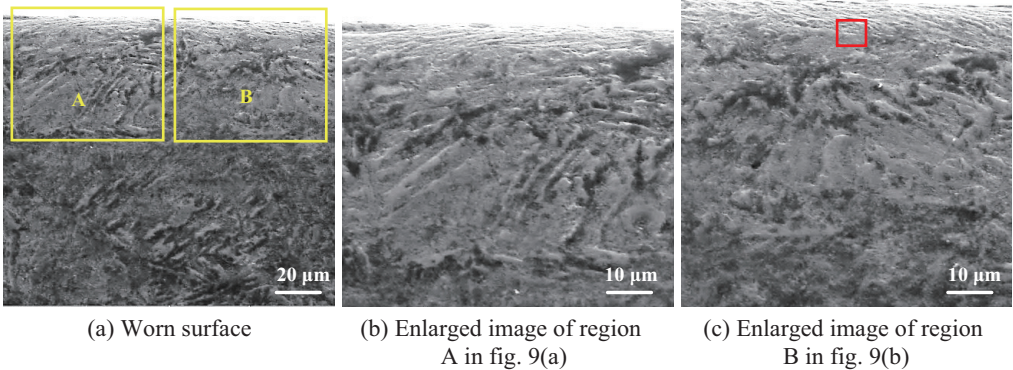


Fig. 9 SEM micrographs of cross-sectioned worn surface

图 9 亚表层形貌的SEM照片

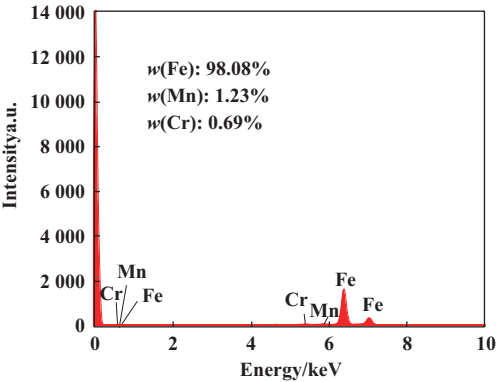


Fig. 10 EDS spectrum at cross-sectioned subsurface layer

图 10 亚表层能谱分析结果

3 结论

a. 室温下, 在给定摩擦磨损条件下, 磨损形式主要是磨粒磨损, 并伴有黏着磨损和疲劳剥落的三者混

合磨损机制.

b. 磨损表面上观察到硬质碳化物脱落形成的颗粒状磨屑和因塑性变形脱落的鳞片状磨屑, 前者边缘光滑, 塑性变形痕迹少, 后者塑性变形痕迹明显.

c. 磨屑形成过程中出现了不同程度的碳相析出和氧化, 其程度和磨损形式有关. 磨粒磨损和黏着磨损更容易使磨屑氧化, 而剥落磨损形成的磨屑含碳量更高.

d. 亚表层出现明显的塑性变形层. 距表层越近, 塑性变形越明显, 晶界角逐渐汇聚于表面, 在表面处趋于平行. 往复运动导致塑性变形方向不一致, 磨痕中部, 塑性变形向中部聚集.

参考文献

[1] H Zhong, L Dai, Y Yue, et al. Tribological properties of plasma-

- nitrided AISI 4340 steel in vacuum[J]. *Materials Science and Technology*, 2016, 32(4): 275–281. doi: [10.1080/02670836.2015.1121341](https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1121341).
- [2] Gu Kaixuan, Zhang Hong, Wang Junjie, et al. Effect of cryogenic treatment on microstructure and properties of 40CrNiMoA steel[J]. *Material & Heat Treatment*, 2012, 41(18): 189–191 (in Chinese) [顾开选, 张红, 王俊杰, 等. 深冷处理对40CrNiMoA合金结构钢组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2012, 41(18): 189–191].
- [3] Vieira L F S, Voorwald H J C, Cioffi M O H. Fatigue Performance of AISI 4340 Steel Ni-Cr-B-Si-Fe HVOF Thermal Spray Coated Thermal Spray Coated[C]//Csi 2015 the International Conference on Structural Integrity, 2015: 606–612.
- [4] Chinchani S, Choudhury S K. Investigations on machinability aspects of hardened AISI 4340 steel at different levels of hardness using coated carbide tools[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2013, 38(3): 124–133.
- [5] Gbadebo Owolabi, Daniel Odoh, Akindele Odesi, et al. Occurrence of dynamic shear bands in AISI 4340 steel under impact loads[J]. *World Journal of Mechanics*, 2013, 3(2): 139–145. doi: [10.4236/wjm.2013.32011](https://doi.org/10.4236/wjm.2013.32011).
- [6] Ge Zhihong, Qiao Shengru, Wang Shaopeng, et al. Abradability of 40CrNiMoA steel after composite surface strengthening under condition of high speed dry friction[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2006(S1): 232–235 (in Chinese) [葛志宏, 乔生儒, 王少鹏, 等. 40CrNiMoA钢表面复合强化后高速干摩擦下的磨损失能[J]. *材料工程*, 2006(S1): 232–235].
- [7] Kong Dejun, Zhang Lei, Song Renguo, et al. Effect of laser quenching on fatigue properties and fracture morphologies of 40CrNiMo high strength steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(11): 1103005-1–1103005-7 (in Chinese) [孔德军, 张垒, 宋仁国, 等. 激光淬火对40CrNiMo高强度钢疲劳性能与断口形貌的影响[J]. *中国激光*, 2013, 40(11): 1103005-1–1103005-7].
- [8] Wang Zhensheng, Peng Zhen, Yang Shuangshuang, et al. Wear properties of K417G alloy and Ni(Co)CrAlYSiCoatings deposited onto K417G under atmospheric environment at room temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(3): 602–609 (in Chinese) [王振生, 彭真, 杨双双, 等. 室温大气环境下K417G合金及其表面Ni(Co)CrAlYSi涂层的磨损特性[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(3): 602–609].
- [9] Tang Yuxin, Su Dongyi, Peng Jihua, et al. Wear behavior of hard coatings against austenitic stainless steel[J]. *Chinese Journal of Vacuum Science and Technology*, 2017, 37(1): 65–70 (in Chinese) [唐宇鑫, 苏东艺, 彭继华, 等. 硬质涂层与奥氏体不锈钢摩擦磨损性能研究[J]. *真空科学与技术学报*, 2017, 37(1): 65–70].
- [10] Xie Shifang, Zhang Linwei, Wang Wurong, et al. Tribological behaviors of 45 steel against DC53 steel under dry sliding condition[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2015, 36(6): 222–227 (in Chinese) [谢仕芳, 张林伟, 王武荣, 等. 45钢与DC53钢的干滑动摩擦学行为[J]. *材料热处理学报*, 2015, 36(6): 222–227].
- [11] Wen Shizhu, Huang Ping. Principles of tribology[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2012(in Chinese) [温诗铸, 黄平. *摩擦学原理*[M]. 北京: 清华大学出版社, 2012].
- [12] Chen Yuzhen, Gao Yuzhou. Tribological properties of the different materials of the skid board under dry friction and wear[J]. *Journal of Dalian Maritime University*, 2012, 38(1): 105–107 (in Chinese) [陈玉珍, 高玉周. 干摩擦条件下不同滑板材料的摩擦磨损性能[J]. *大连海事大学学报*, 2012, 38(1): 105–107].
- [13] Zhang Yongzhen. The material of dry tribological[M]. Beijing: Science Press, 2007: 151–165(in Chinese) [张永振. *材料的干摩擦学*[M]. 北京: 科学出版社, 2007: 151–165].
- [14] Xue Jinjin, Sun Kun, Fang Liang, et al. Friction and wear characteristics of 30CrMnSiNi2A steel at dry sliding condition[J]. *Tribology*, 2016, 36(5): 614–621 (in Chinese) [薛进进, 孙琨, 方亮, 等. 30CrMnSiNi2A钢干滑动摩擦磨损特性研究[J]. *摩擦学学报*, 2016, 36(5): 614–621]. doi: [10.16078/j.tribology.2016.05.012](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2016.05.012).
- [15] Ajayi O O, Lorenzo-Martin C, Erck R A, et al. Scuffing mechanism of near-surface material during lubricated severe sliding contact[J]. *Wear*, 2011, 271(9-10SI): 1750–1753.
- [16] Wen Shizhu. Research progression wear of materials[J]. *Tribology*, 2008, 28(1): 1–5 (in Chinese) [温诗铸. 材料磨损研究的进展与思考[J]. *摩擦学学报*, 2008, 28(1): 1–5]. doi: [10.16078/j.tribology.2008.01.002](https://doi.org/10.16078/j.tribology.2008.01.002).
- [17] Wang Xinghe, Yang Dixin, Xie Jingpei, et al. Research status and development trend of low-medium alloy wear resistant steel[J]. *Material & Heat Treatment*, 2012, 41(10): 76–78 (in Chinese) [王星贺, 杨涤心, 谢敬佩, 等. 低中合金耐磨钢的研究现状及发展趋势[J]. *材料热处理技术*, 2012, 41(10): 76–78].
- [18] Moore M A, Richardson R C D, Attwood D G. The limiting strength of worn metal surfaces[J]. *Metallurgical Transactions*, 1972, 3(9): 2485–2491. doi: [10.1007/BF02647053](https://doi.org/10.1007/BF02647053).
- [19] A T Alpas, J D Embury. The role of subsurface deformation and strain localization on the sliding wear behaviour of laminated composites[J]. *Wear*, 1991, 146(2): 285–300. doi: [10.1016/0043-1648\(91\)90069-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(91)90069-7).
- [20] Rice S L, Nowotny H, Wayne S F. A survey of the development of subsurface zones in the wear of materials[J]. *Key Engineering Materials*, 1991, 33: 77–100.
- [21] Menezes P L, Kishore, Kailas S V. Role of surface texture of harder surface on subsurface deformation[J]. *Wear*, 2009, 266(1): 103–109.