

下贝氏体球墨铸铁在腐蚀介质中的磨粒磨损行为

孙挺 宋仁伯* 杨富强 李亚萍 吴春京

(北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要 通过腐蚀磨损实验研究了下贝氏体球墨铸铁材料的腐蚀磨粒磨损行为, 分析了影响腐蚀磨损失重率的主要因素. 采用 SEM 和 TEM 对磨损表面特性进行了分析, 根据磨损表层纵剖面的显微硬度研究了材料表层在腐蚀磨损过程中的形变硬化效应, 结合下贝氏体球墨铸铁的电化学行为研究了载荷对耐腐蚀性能的影响. 结果表明, 下贝氏体球墨铸铁的腐蚀磨损机理为化学腐蚀失重和犁沟式磨粒磨损. 载荷的提高对表面粗糙度、材料表面与磨粒之间的摩擦力以及磨粒压入材料表面的深度有显著的影响, 从而导致磨粒磨损失重率显著上升. 较高的载荷作用下, 材料表面出现分层组织和条带状石墨, 形成局部微型原电池, 促使腐蚀速率提高, 同时分层组织的疲劳断裂也将促使失重率进一步提升; 不过, 载荷的增加使得基体中残留奥氏体内部出现大量位错的缠结, 促进材料表面硬化, 在一定程度上提高了材料的耐磨性能. 当载荷从 10 N 增至 200 N 时, 腐蚀磨损失重率从 0.16 g/(cm²·h) 增至 0.42 g/(cm²·h). 当粗糙度 R_a 由 0.12 μm 增大到 5.20 μm 时, 腐蚀电流从 0.56 mA/cm² 上升至 5.62 mA/cm². 下贝氏体球墨铸铁的腐蚀磨损失重曲线可分为 3 个阶段, 分别为磨粒初期的点接触加速磨损阶段、磨损中期的面接触过度磨损阶段、磨损后期的疲劳磨损阶段.

关键词 下贝氏体球墨铸铁, 腐蚀磨粒磨损, 电化学行为, 电偶腐蚀, 失重率

中图分类号 TG 143.1 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2014)11-0000-00

ABRASIVE WEAR BEHAVIOR OF LOWER BAINITE DUCTILE IRON IN CORROSION MEDIA

SUN Ting, SONG Renbo, YANG Fuqiang, LI Yaping, WU Chunjing

School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: SONG Renbo, professor, Tel: (010)82377990, E-mail: songrb@mater.ustb.edu.cn

Manuscript received 2014-05-05, in revised form 2014-06-26

ABSTRACT The corrosion-abrasive wear behavior of lower bainite ductile iron was investigated by corrosion-abrasive wear tests. The main factors of mass loss rate were analyzed. SEM and TEM were used to observe the worn surfaces. The strain-hardening effects beneath the contact surfaces were analyzed by Micro-hardness profiles. The influence of load to corrosion resistance was researched by polarization curves. The results show that, the main corrosion wear mechanism was corrosion mass loss and furrow wear. The roughness of worn surface, friction between sample and abrasive, depth of furrow were all increased with the test load, which increased the corrosion-abrasive wear rate sharply. Meanwhile, the corrosion micro cell was formed along with the appearance of graphite ribbon and delamination at a higher load, which enhanced the corrosion rate rapidly, and the fracture of delamination result from plastic deformation fatigue was another critical factor of the increased mass loss. With the increase of test load, dislocation multiplication and pile-up were taken place in the retained austenite, which improved the wear resistance of material to some extent. However, the improvement is limited, the average mass loss rate was still increased from 0.16 g/(cm²·h) to 0.42 g/(cm²·h) with the increase of test load; The corrosion current (I_{corr}) was enhanced from 0.56 to 5.62 mA/cm² along with the increase of roughness. In addition, the mass loss curves of lower bainite ductile iron were divided into three stages: point contact wear

收到初稿日期: 2014-05-05, 收到修改稿日期: 2014-06-26

作者简介: 孙挺, 男, 1986 年生, 博士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00237

(initial stage), surface contact wear (transition stage) and fatigue wear (stability stage).

KEY WORDS lower bainite ductile iron, corrosion-abrasive wear, electrochemical behavior, galvanic corrosion, mass loss rate

球墨铸铁是 20 世纪 50 年代发展起来的一种高强度铸铁材料, 目前已经在汽车制造、农用机械、铁路、建筑、军事等领域有了广泛的应用, 尤其是齿轮、轴类等需要高耐磨性能的部件^[1-3]. 而贝氏体球墨铸铁的出现又进一步提高了球墨铸铁的综合力学性能, 使其拥有更高的塑性、断裂韧性和疲劳强度^[4-6]. 至今, 国内外研究人员已经针对贝氏体做了较多的研究, 并根据不同的转变温度区间, 将贝氏体区分为上贝氏体和下贝氏体^[7]. 研究^[8, 9]表明, 上贝氏体的转变基于低共格的铁素体/奥氏体晶界的迁移, 而下贝氏体转变则是基于近乎无扩散, 并保持原有的共格晶界. 另外, 随着球墨铸铁在耐磨领域的应用, 也对其磨损行为进行了深入研究. Abedi 等^[10]发现等温淬火球墨铸铁在磨粒磨损过程中表现为 3 个磨损机制, 分别为氧化磨损、粘着磨损和分层断裂机制. Slattera 等^[11]研究了低碳钢和片层状石墨铸铁的冲击磨损行为, 证实磨损表面的变形对材料的耐磨性能有着积极的影响, 而片层状石墨铸铁性能的改善明显优于低碳钢. Zhou 等^[12]研究了不同合金成分的马氏体球墨铸铁在不同 pH 值的腐蚀环境中的腐蚀磨损机制, 认为马氏体球墨铸铁的抗腐蚀磨损性能随着泥浆介质的 pH 值和 Cu, Ni, Cr 添加量的增大而提高. Efremenko 等^[13]研究了显微组织及化学成分对铁基合金的冲击磨粒腐蚀磨损性能的影响, 指出铁基合金的抗腐蚀磨损的性能受抗腐蚀能力和抗变形能力的综合影响, 并且马氏体-奥氏体的显微组织具有最为优异的抗腐蚀磨损性能, 这种组织最适合应用于腐蚀磨损环境. 吕振林^[14]对马氏体球墨铸铁腐蚀磨损特性进行了研究, 发现在静载三体磨料磨损或静载三体腐蚀磨损中, 马氏体球墨铸铁均优于低铬白口铸铁, 而且适当提高 Si 含量有利于提高腐蚀磨损耐磨性, 而且在酸性砂浆中效果较明显. 虽然, 针对不同显微组织的球墨铸铁已经有了较多研究, 但是并未对下贝氏体球墨铸铁的腐蚀磨粒磨损机制进行更为全面和深入的研究.

本工作对下贝氏体球墨铸铁材料进行了腐蚀磨损实验, 研究了影响其腐蚀磨损失重率的主要因素. 采用 SEM 和 XRD 对磨损表面特性进行了分析, 通过磨损表面纵剖面的显微硬度研究了材料表层在腐蚀磨损过程中的形变硬化效应, 结合下贝氏体球墨铸铁的电化学行为研究了腐蚀磨损载荷对材料耐腐蚀磨损性能的影响, 目的在于深入研究下贝氏体球墨铸铁材料的腐蚀磨损行为, 并探索其潜在应用.

1 实验方法

实验材料为贝氏体球墨铸铁, 其化学成分(质量分数, %)为: C 3.3~3.7, Si 4.5~5.6, Mn 3.0~3.5, P<0.1, S<0.04, Mg 0.04~0.055, RE 0.02~0.045, Mo 0.015, Fe 余量. 使用 ZG-0.01 型真空中频感应炉将原铁液加热到 1500 °C, 采用注入法加入 2.2% (质量分数, 下同)的 3-8 稀土硅镁球化剂(QRMg8RE3)和 1.6%的硅铁孕育剂(FeSi₇₂), 浇铸时对铸铁液进行二次孕育, 添加量为 0.4%, 目的在于增加石墨的形核点、提高石墨的球化率、细化石墨球. 为细化铸造组织, 将金属铸型覆盖在 NaOH 和 KOH 混合物中, 从而加快铸铁的冷却速度, 优化磨球的组织遗传基因. 然后, 将铸件加热到 860 °C 保温 2 h, 使用硝酸钠、亚硝酸钠饱和溶液将其进行连续冷却至室温, 最后进行 250 °C 低温回火 2 h 后空冷. 所获得的材料显微组织为球状石墨、下贝氏体、残余奥氏体, 如图 1 所示.

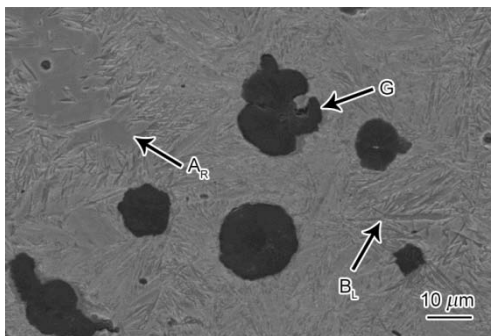


图 1 下贝氏体球墨铸铁的显微组织

Fig.1 Microstructure of lower bainite ductile iron (A_R—retained austenite, B_L—lower bainite, G—graphite)

采用自行设计的磨粒磨损试验机对实验材料进行腐蚀磨损实验, 其示意图如图 2 所示. 磨粒采用 Mohs 硬度为 9H 的 Al_2O_3 , 腐蚀液为 pH 值为 4 的 Cl 环境(HCl 物质的量浓度为 $1 \times 10^{-4} \text{ mol/L}$, NaCl 物质的量浓度为 0.1 mol/L), 为了确保腐蚀介质环境的稳定, 采用排液阀门和进液阀门每隔 5 min 更换腐蚀液(无需停机, 可在线人工操作). 试样直径 60 mm, 长 20 mm, 使用夹具固定试样, 并由交流电机驱动夹具带动试样旋转, 旋转速度为 300 r/min. 压力载荷由配重提供, 载荷数据由压力传感器测得并传输到显示器. 实验中选用载荷分别为 10, 50, 100, 150 和 200 N, 加载时间为 1 h, 每隔 10 min 将试样取下, 并使用 SE602F 型电子天平对其失重进行测定, 数据精确到 0.01 g.

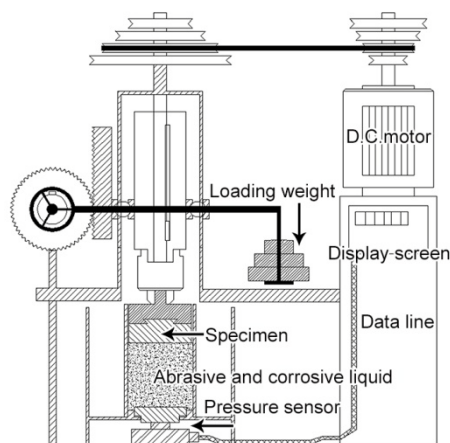


图 2 腐蚀磨粒磨损试验机示意图

Fig.2 Design drawing of corrosion abrasive wear tester

为了进一步研究材料表面的粗糙度对腐蚀行为的影响, 对表面粗糙度不同的下贝氏体球墨铸铁试样进行电化学测试. 采用 VMP3 多通道电化学工作站对试样的极化曲线进行测试. 试样表面尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, 分别使用 60, 200, 800 和 2000 号的 SiC 砂纸进行打磨, 经测量, 试样表面粗糙度 R_a 值分别为 5.20, 1.60, 0.28 和 $0.12 \mu\text{m}$. 所有试样均与三电极系统中的工作电极相连, Pt 片作为对电极, 饱和汞电极作为参比电极. 试样的接触面积为 1 cm^2 , 腐蚀介质中 HCl 物质的量浓度为 $1 \times 10^{-4} \text{ mol/L}$, NaCl 物质的量浓度为 0.1 mol/L , 测试环境温度 $25 \text{ }^\circ\text{C}$, 电极电位从 -1000 mV 增至 -100 mV . 通过阳极动电位极化曲线评估试样的电化学腐蚀行为, 并得到试样的腐蚀电位和腐蚀电流.

使用 Leica DMR 金相显微镜(OM), EVO18 型扫描电子显微镜(SEM)和 JEOL-2010 透射电子显微镜(TEM)分析腐蚀磨损后试样表层的显微形貌特征. 采用 HVS-1000 型显微硬度计对腐蚀磨损试验的试样表层显微硬度进行测量.

2 实验结果

2.1 腐蚀磨损表层形貌

腐蚀磨损实验可用于研究腐蚀磨损过程中材料表层组织形态的变化和腐蚀磨损失重及失重率, 是研究材料在实际腐蚀介质中磨损行为的有效的方法^[15]. 图 3 为不同载荷下下贝氏体球墨铸铁的腐蚀表面形貌, 由于试样与磨粒之间以点接触的形式进行磨损, 磨损表面出现大量相互平行的犁沟. 随着载荷的增加, 磨损表面的犁沟深度逐渐增大, 试样表面的粗糙度急剧增大. 值得关注的是, 当载荷为 10 N 时, 试样的磨损表面只是有少量的犁沟, 材料表面并未出现腐蚀形貌, 如图 3a 所示. 当载荷增至 50 N 时, 表面出现少量由于石墨球脱落而产生的凹坑(图 3b). 当载荷继续增大时, 凹坑的数目逐渐增多, 并且磨损表面出现细针状的下贝氏体基体形貌, 这说明当载荷增至 100 N 以后, 磨损表面的化学腐蚀明显加快(图 3c 和 d). 当载荷增至 200 N 时, 磨损表面的石墨球近乎完全脱落, 细针状的下贝氏体基体形貌更为清晰(图 3e). 根据腐蚀磨损表面特征不难发现, 在较低载荷的作用下, 下贝氏体球墨铸铁的犁沟类磨粒磨损速率明显高于其腐蚀速率, 导致表层的腐蚀形貌并未保留下来, 而是由于切削作用直接脱落. 在较高载荷的作用下, 腐蚀速率显著上升. 同时, 大量石墨球的脱落也加剧材料的失重.

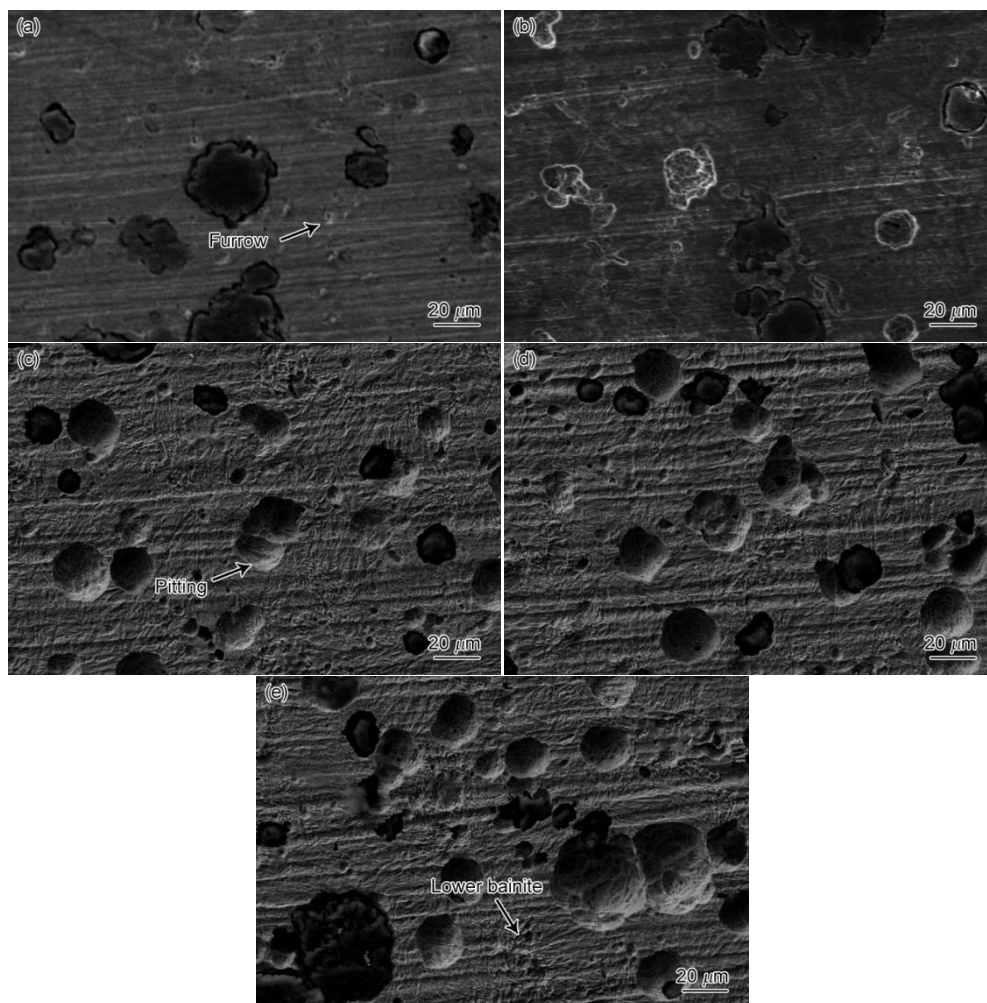
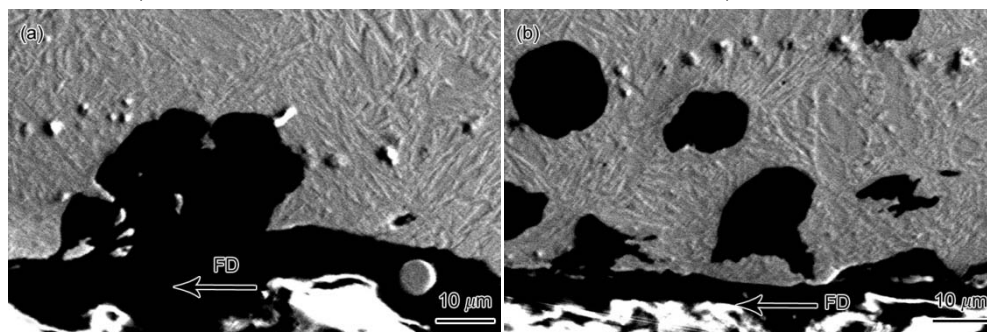


图 3 不同载荷下腐蚀磨损 1 h 后下贝氏体球墨铸铁的表面形貌

Fig.3 Microstructures of worn surface of lower bainite ductile iron after corrosion abrasive wear with loads of 10 N (a), 50 N (b), 100 N (c), 150 N (d) and 200 N (e)

图 4 为不同载荷下腐蚀磨损的纵截面形貌, 其中箭头所示的方向为摩擦力方向(FD). 磨损表层组织均发生了塑性形变, 这是表层金属在摩擦力作用下发生流动的结果, 并且随着载荷的上升, 形变量逐渐增大. 同时, 石墨球也随着基体发生形变(图 4a 和 b), 当载荷超过 100 N 时, 原始的球状石墨显著变形, 沿着金属流动方向呈条带状分布, 如图 4c~e 所示. 当带状石墨延生到磨损表面时, 材料的表层即出现分层.



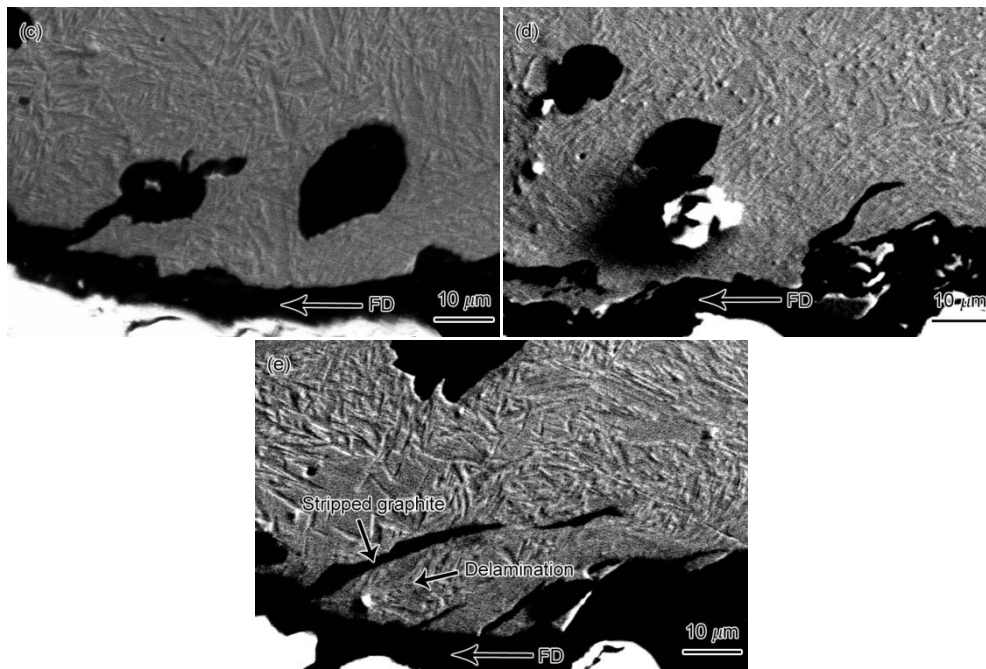


图 4 不同载荷下腐蚀磨损 1 h 后下贝氏体球墨铸铁的纵截面形貌

Fig.4 Microstructures of longitudinal section of lower bainite ductile iron after corrosion abrasive wear with loads of 10 N (a), 50 N (b), 100 N (c), 150 N (d) and 200 N (e) (FD—friction direction)

2.2 表层硬度

为了更为系统地研究腐蚀磨损表层组织的特征，对下贝氏体磨损表层的显微硬度进行了测量，结果如图 5 所示。实验用热处理态下贝氏体球墨铸铁的显微硬度为 645 HV，经过腐蚀磨损后，材料表面会产生不同厚度低硬度区域，这是材料表层组织受到腐蚀介质的侵蚀所致。不过随着离磨损表面距离的增大，显微硬度逐渐增大，甚至超过 645 HV。表层低硬度区域随着载荷的增大而缩小，而硬化区均随着载荷的增大而扩大。在 10 N 载荷作用下，材料表面低硬度厚度为 140 μm，超过原始显微硬度的区域厚度(硬化区厚度)很小；而在 200 N 载荷作用下，材料表层的低硬度区厚度为 15 μm，硬化区厚度达到 1585 μm，如图 5a 所示。显微硬度的最值随着载荷的增大而提高，载荷为 200 N 的试样表层最高硬度达到 716 HV，如图 5b 所示。

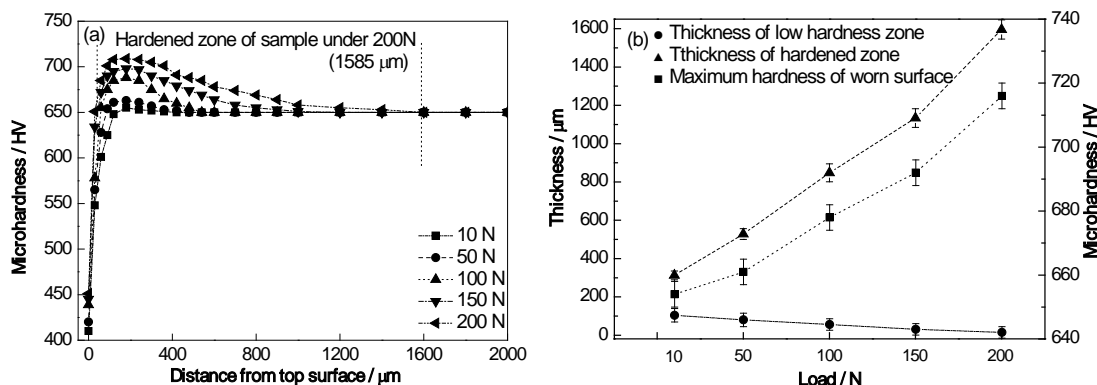


图 5 下贝氏体球墨铸铁腐蚀磨损表层显微硬度变化趋势和载荷对表层显微硬度特征的影响

Fig.5 Microhardness profiles for the specimens after wear test (a) and influence of test load on micro hardness (b) of lower bainite ductile iron

2.3 腐蚀磨损失重率

图 6a 所示为不同载荷作用下下贝氏体球墨铸铁的腐蚀磨损累积失重曲线。在磨损实验的初期，试样的失重率较高，均大于 0.50 g/(cm²·h)，其中，200 N 载荷下的失重率达到 0.92 g/(cm²·h)。经过磨损初期以后，材料的腐蚀磨损失重率在一段时间内有所下降，磨损进入过度阶段。不过，随着载荷的继续增加，失重率明显增大，较第二阶段显著提高，最后趋于稳定，即磨损进入稳定磨损阶段。图 6b 为 200 N 载荷作用下，腐

蚀磨损失重率变化的 3 个阶段. 如图 6a 所示, 10 N 载荷下稳定磨损阶段的失重率上升为 0.19 g/(cm²·h), 200 N 载荷下的失重率达到 0.41 g/(cm²·h).

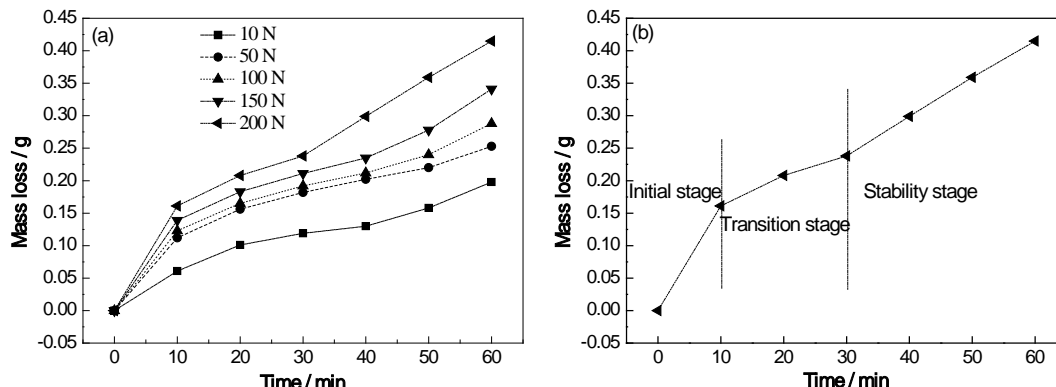


图 6 下贝氏体球墨铸铁的腐蚀磨损累积失重曲线和腐蚀磨损失重率变化

Fig.6 Variations of cumulative mass loss under different test loads (a) and mass loss curve under 200 N of lower bainite (b)

2.4 极化曲线

腐蚀电流是表征材料在腐蚀介质中抗腐蚀性能的重要参数^[16], 也是估计材料腐蚀失重速率的重要依据. 腐蚀电流越大, 材料的腐蚀失重和失重率越高^[17]. 对表面粗糙度不同的下贝氏体球墨铸铁在 HCl 物质的量浓度为 1×10⁻⁴mol/L, NaCl 物质的量浓度为 0.1mol/L 的腐蚀介质中的电化学行为进行了测试, 其极化曲线如图 7 所示. 采用 Tafel 直线外推法^[18]计算试样的腐蚀电位 E_{corr} 和腐蚀电流 I_{corr} , 结果如表 1 所示. 不同粗糙度试样的腐蚀电位基本不变, 而腐蚀电流则随着材料表面粗糙度的增大急剧增加, 当粗糙度为 5.20 μm 时, 材料的腐蚀电流达到 5.62 mA/cm², 材料的腐蚀速率显著增大. 如图 8 所示, 腐蚀电流 I_{corr} 与材料表面粗糙度 R_a 成正比, 通过直线拟合得到函数式为:

$$I_{corr}=0.471+0.977R_a \quad (1)$$

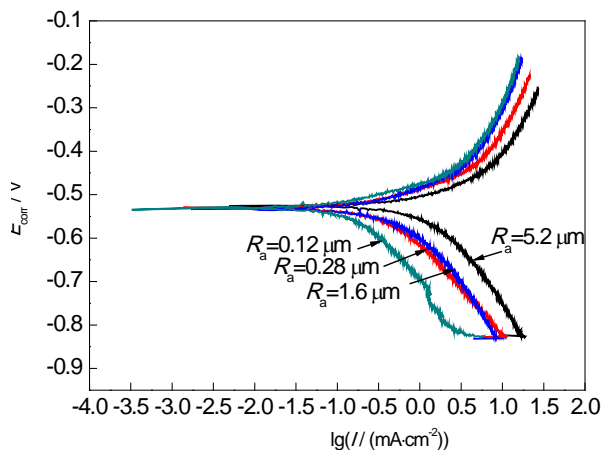


图 7 不同表面粗糙度的下贝氏体球墨铸铁的极化曲线

Fig.7 Polarization curves of lower bainite ductile iron with different roughness R_a

表 1 粗糙度不同的下贝氏体球墨铸铁的腐蚀电位和腐蚀电流

Table 1 Corrosion potential (E_{corr}) and corrosion current (I_{corr}) of lower bainite ductile iron with different roughness R_a

$R_a / \mu\text{m}$	E_{corr} / V	$I_{corr} / (\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2})$
0.12	-0.528	0.56
0.28	-0.529	0.96
1.60	-0.527	1.78

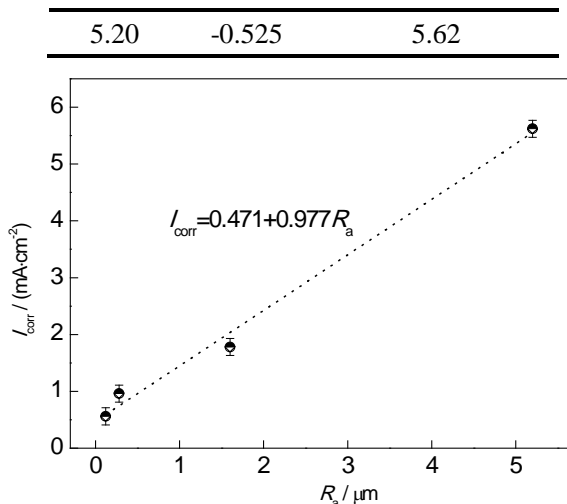


图 8 下贝氏体球墨铸铁腐蚀电流-粗糙度拟合直线

Fig.8 Fitting curve of corrosion current and roughness of lower bainite ductile iron

3 分析与讨论

3.1 载荷对磨粒磨损失重率的影响

载荷对下贝氏体球墨铸铁的磨粒磨损有着显著的影响。载荷的增大使材料与磨粒间摩擦力和磨粒压入材料表面的深度显著增加，大量石墨从基体直接脱落，这将提升材料表面的磨粒磨损失重率。同时，材料表层分层组织的出现对失重率有明显的影响。研究表明，在表面拉应力作用下，微裂纹首先在石墨-基体界面上萌生，并沿界面扩展，基体中的裂纹多数是沿贝氏体铁素体-奥氏体界面扩展，不同取向的基体组织可使裂纹偏转或分叉，而主裂纹扩展过程中前方始终存在石墨-基体界面的开裂^[19, 20]，另外，磨损表面的分层组织在反复形变后将出现疲劳^[21, 22]。因此，内部的微裂纹萌生并扩展至表面，最终使得分层组织整体从基体脱落，这将显著提高材料的失重率。然而，磨损亚表层显微硬度的提高对改善材料表面耐磨性能有一定的效果，这是因为下贝氏体球墨铸铁基体中含有少量的残余奥氏体，在塑性变形过程中，随着外界应力增大，伴随着残留奥氏体内部位错的缠结或马氏体转变^[23]，在此过程中处在贝氏体附近的残留奥氏体能够连续吸收来自周边贝氏体的位错，这导致贝氏体内部的平均位错密度下降而其本身位错密度上升。图 9 所示为腐蚀磨损后显微组织中高位错密度的奥氏体及其周围的低位错密度的下贝氏体，因此，贝氏体并未发生加工硬化，这使得贝氏体和残留奥氏体之间形成较高的塑性变形协调能力^[24]。另外也有研究^[8]发现，如果钢中存在适量的奥氏体，并且奥氏体与贝氏体或马氏体之间具有共格或半共格界面，则残留奥氏体也能提高贝氏体-马氏体钢的韧性。

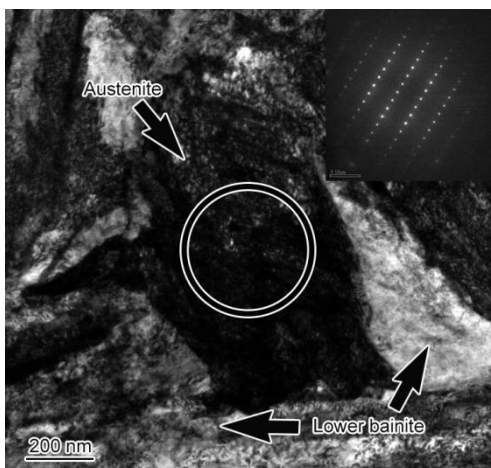


图 9 高位错密度的奥氏体及其周围的低位错密度的下贝氏体形貌

Fig.9 Morphology of high density of dislocation in austenite and low density of dislocation in lower bainite (The

inset corresponds to the SAED pattern of the circle area)

3.2 载荷对腐蚀失重率的影响

载荷对腐蚀速率存在3方面影响. 其一, 随着载荷的增大, 材料表层出现大量犁沟和分层组织, 这将增大材料与腐蚀介质的接触面积, 从而提高材料表面的腐蚀失重率; 其二, 在腐蚀介质中, 分层组织与条带状石墨一起构成了腐蚀微电池. 当球状石墨经形变后呈条带状, 与分层组织相互平行, Fe 电极电位一般为 -0.44 V, 而石墨的电极电位较高. 因此, 石墨和金属基体两相的腐蚀电位差为电偶腐蚀提供了驱动力^[25]. 在含 H⁺的腐蚀介质中, 条带状石墨充当了腐蚀微型原电池的阴极, 其附近发生还原反应; 而分层组织则为阳极, 且自身发生氧化反应, 如图 10 所示, 这就加剧了材料表面的局部电偶腐蚀, 提高了腐蚀速率. 其三, 随着载荷的增大, 材料表面粗糙度逐渐增大(图 11), 腐蚀电流随着材料表面粗糙度的增大而显著增加, 当粗糙度达为 5.20 μm 时, 材料的腐蚀电流达到 5.62 mA/cm². 这证明在腐蚀磨粒磨损试验中, 载荷对材料的抗腐蚀性能有着明显影响. 随着载荷的增大, 材料磨损表面的粗糙度显著上升, 同时表面的电流急剧增大, 造成腐蚀失重率上升.

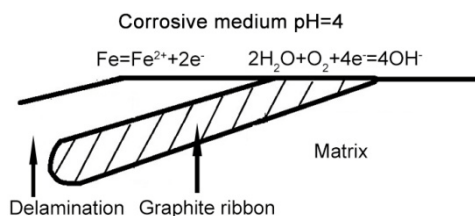


图 10 分层组织与条带状石墨电偶腐蚀原理

Fig.10 Principle of galvanic corrosion formed by delamination and graphite ribbon

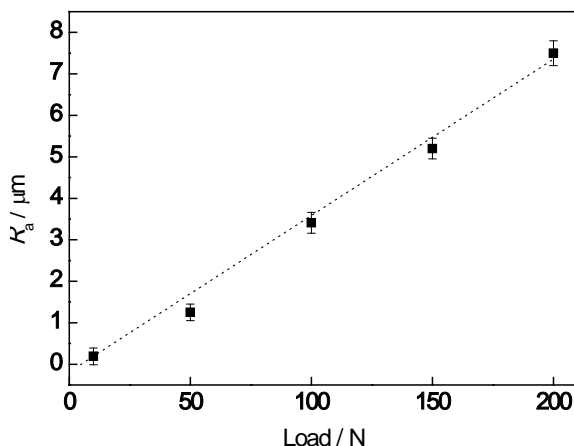


图 11 下贝氏体腐蚀磨损表面的粗糙度

Fig.11 Roughness R_a of worn surfaces of lower bainite after corrosion abrasive wear

3.3 腐蚀磨损失重率分析

腐蚀磨损失重曲线表明, 在磨损实验初期, 试样的失重率较高, 这是因为经过磨光处理的试样表面较为光滑, 当受到载荷作用时, 试样表面与磨粒之间以点接触为主, 而且材料硬度(Hardness of material)与磨粒硬度(Hardness of abrasive)比 H_m/H_a 小于 1, 磨粒的棱角迅速压入材料的表面并与之发生快速的相对运动, 从而使得材料表面很快出现大量的犁沟^[26]. 经过磨损初期以后, 材料的腐蚀磨损失重率在一段时间内都趋于稳定, 在这一阶段, 材料表面与磨粒已经形成较为稳定的接触面, 腐蚀磨损进入稳定的周期性磨损, 即摩擦表面发生化学反应和电化学反应, 并在表面上生成反应产物, 经过摩擦, 反应产物被磨掉, 露出新的表面, 继续腐蚀、磨损. 经过初始磨损阶段以后, 材料的失重率趋于稳定, 失重率比第一阶段有所下降, 材料进入过度磨损阶段. 当磨损实验进入第三阶段时, 材料的失重率较第二阶段明显提高, 这是因为在长时间的磨损过程中, 材料表面积累了较大的塑性变形, 材料表层金属沿着摩擦力方向发生流动, 从而形成分

层组织以及条带状石墨, 分层组织的整体脱落是造成这一阶段失重率显著提高的重要原因. 此外, 分层组织和延伸至表层的条带状石墨在腐蚀介质中形成了局部微型原电池, 此类微型原电池在材料表层的大量出现进一步提高了材料的腐蚀速率. 因此, 电偶腐蚀速率的显著上升也是导致这一阶段失重率提高的主要因素. 另外, 根据图 6a 不难发现, 随着载荷的增大, 材料的失重率有较为明显的上升, 这归因于外加载荷对材料与磨粒间的摩擦力和磨粒压入材料表面深度的影响, 即载荷越大, 摩擦力越大, 犁沟深度越深, 则磨损速率越大. 同时, 载荷越大, 过度磨损阶段时间相对较短, 稳态磨损阶段出现得更快. 这是由于较高的载荷提高了表层组织的塑性变形, 加快了材料表面的疲劳效应.

4 结论

- (1) 表面粗糙度对材料电化学行为有显著的影响. 在 HCl 物质的量浓度为 1×10^{-4} mol/L, NaCl 物质的量浓度为 0.1 mol/L 的腐蚀介质中, 材料的腐蚀电流与表面粗糙度成正比. 当粗糙度为 5.20 μm 时, 腐蚀电流达到 5.62 mA/cm².
- (2) 下贝氏体球墨铸铁的腐蚀磨损机理为腐蚀磨损和磨粒磨损, 其中腐蚀磨损包括化学腐蚀失重和电偶腐蚀失重; 磨粒磨损以相互平行的犁沟为主.
- (3) 下贝氏体球墨铸铁的腐蚀磨损失重曲线可分为 3 个阶段, 分别为磨损初期的点接触磨损阶段、磨损中期的面接触过度磨损阶段、磨损后期的疲劳磨损阶段.
- (4) 载荷的增大使材料与磨粒间摩擦力和磨粒压入材料表面的深度显著增加, 同时材料表层的分层组织出现疲劳脱落, 导致磨粒磨损失重率显著上升. 同时, 载荷的增加使得基体中残留奥氏体内部出现大量位错的缠结, 致使表层硬度提高, 对提高耐磨性能有一定的效果.
- (5) 载荷的增加使材料表面粗糙度上升, 表层腐蚀电流上升, 致使耐腐蚀性能下降. 随着载荷的增加, 材料表面出现分层组织和条带状石墨, 形成局部微型原电池, 促使腐蚀速率提高.

参考文献

- [1] Labrecque C, Gagné M. *Can Metall Quart*, 1998; 37: 343
- [2] Pal S, Daniel W J T, Farjoo M. *Int J Fatigue*, 2013; 52: 144
- [3] Laino S, Sikora J A, Dommarco R C. *Wear*, 2008; 265: 1
- [4] Meena A, El Mansori M. *Wear*, 2011; 271: 2412
- [5] Reed P A S, Thomson R C, James J S, Putman D C, Lee K K, Gunn S R. *Mater Sci Eng*, 2003; A346: 273
- [6] Chaengkham P, Srichandr P. *J Mater Process Technol*, 2011; 211: 1372
- [7] Bakhtiari R, Ekrami A. *Mater Sci Eng*, 2009; A525: 159
- [8] Abbaszadeh K, Saghafian H, Kheirandish S. *J Mater Sci Technol*, 2012; 28: 336
- [9] Kutsov A, Taran Y, Uzlov K, Krimmel A, Evsyukov M. *Mater Sci Eng*, 1999; A273-275: 480
- [10] Abedi H R, Fareghi A, Saghafian H, Kheirandish S H. *Wear*, 2010; 268: 622
- [11] Slatter T, Lewis R, Jones A H. *Wear*, 2011; 271: 1481
- [12] Zhou Y, Lu Z, Zhan M. *Mater Des*, 2007; 28: 260
- [13] Efremenko V G, Shimizu K, Noguchi T, Efremenko A V, Chabak Yu G. *Wear*, 2013; 305: 155
- [14] Lv Z L, Deng Y S, Rao Q C. *Mater Mech Eng*, 2001; 25: 32
- (吕振林, 邓月声, 饶启昌. 机械工程材料, 2001; 25: 32)
- [15] Nie X, Meletis E I, Jiang J C, Leyland A, Yerokhin A L, Matthews A. *Surf Coat Technol*, 2002; 149: 245
- [16] Cheng X, Hu S, Song W, Xiong X S. *Appl Surf Sci*, 2013; 286: 334
- [17] Ji Y, Zhao W, Zhou M, Ma H R, Zeng P. *Constr Build Mater*, 2013; 47: 104
- [18] Mansfeld F. *Corros Sci*, 2005; 47: 3178
- [19] Dai P Q, He Z R, Mao Z Y. *J Iron Steel Res*, 2001; 13: 47
- (戴品强, 何则荣, 毛志远. 钢铁研究学报, 2001; 13: 47)
- [20] Stokes B, Gao N, Reed P A S. *Mater Sci Eng*, 2007; A445-446: 374
- [21] Wu W Q. *J Iron Steel Res*, 2004; 16: 56

(吴维青. 钢铁研究学报, 2004; 16: 56)

[22] Cavallini M, Di Bartolomeo O, Iacoviello F. *Eng Fract Mech*, 2008, 75: 694

[23] Abareshi M, Emadoddin E. *Mater Des*, 2011; 32: 5099

[24] Wang Y, Zhang K, Guo Z, Chen N L, Rong, Y H. *Mater Sci Eng*, 2012; A552: 288

[25] Zhang A F, Xing J D, Gao Y M, Su J Y. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 765

(张安峰, 邢建东, 高义民, 苏俊义. 金属学报, 2000; 36: 765)

[26] Zhang P, Zhang F C, Yan Z G, et al. *Wear*, 2011; 271: 697