

两种低合金钢的显微组织、力学性能和耐磨性的研究

周大奎^{1, 2}, 武兆洋^{1, 2}, 易艳良^{1, 2}, 李卫^{1, 2}

(1. 暨南大学 先进耐磨蚀及功能材料研究院, 广东广州 510000;

2. 暨南大学 高性能金属耐磨材料技术国家地方联合工程研究中心, 广东广州 510000)

摘要: 系统研究了两种低合金钢ZG50Ni2SiCrMo (A1) 和ZG50Ni2Si2CrMo (A2) 的显微组织、力学性能和耐磨性, 结果表明两种低合金钢的显微组织主要为细小均匀的回火马氏体、残余奥氏体和碳化物。对材料的力学性能表征结果表明, A1和A2低合金钢的宏观HRC硬度分别为55.3和57.3, A2比A1的宏观硬度提高了3.5%; A1和A2低合金钢的基体HV显微硬度分别为606.0和650.6, A2比A1的显微硬度提高了7.4%; A1和A2低合金钢的冲击吸收能量分别为6.95 J和7.20 J, 基本一致; A1和A2低合金钢的抗拉强度分别为1 695.0 MPa和1 912.7 MPa, A2比A1的抗拉强度提高了12.8%。相比之下, A2低合金钢具有良好的综合力学性能。磨损试验结果表明, 当试样在有磨料的表面上反复冲击和摩擦后, 磨损面以微切削磨损为主, 疲劳切削磨损为辅。其磨损机制主要是磨粒磨损、疲劳磨损。

关键词: 低合金钢; 耐磨性; 力学性能; 磨损机制

中图分类号: TG135⁺.6 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 03-0268-09

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0037

Investigation into Microstructure, Mechanical Properties and Wear Resistance of Two Low Alloy Steels

ZHOU Da-kui^{1, 2}, WU Zhao-yang^{1, 2}, YI Yan-liang^{1, 2}, LI Wei^{1, 2}

(1. Institute of Advance Wear & Corrosion Resistant and Functional Materials, Jinan University, Guangzhou 510000, Guangdong, China; 2. National Joint Engineering Center of High-performance Wear-resistant Metallic Materials, Jinan University, Guangzhou 510000, Guangdong, China)

Abstract: The microstructure, mechanical properties and wear resistances for two kinds of low alloy steels, ZG50Ni2SiCrMo (A1) and ZG50Ni2Si2CrMo (A2), have been investigated systematically, and the results show that both of them exhibit fine microstructures mainly consisting of tempered martensite, retained austenite, and carbides. The characterized results for the mechanical properties of the materials reveal that, the macro HRC hardness of A1 and A2 low alloy steels are 55.3 and 57.3, respectively, and the macro hardness of A2 is increased by 3.5% compared with A1; the matrix HV micro hardness of A1 and A2 low alloy steels are 606.0 and 650.6, respectively, and the micro hardness of A2 is increased by 7.4% compared with A1; the impact absorption energies of A1 and A2 low alloy steels are 6.95 J and 7.20 J, respectively, basically the same; the tensile strengths of A1 and A2 low alloy steels are 1 695.0 MPa and 1 912.7MPa, respectively, and the tensile strength of A2 is increased by 12.8% compared with A1. Comparatively, the low alloy steel A2 possesses good comprehensive properties. The wear test results indicate that the abrasive surfaces are given priority to micro-cutting wear, and complemented by fatigue-induced wear after the samples are impacted and worn repeatedly on the surfaces with abrasive materials. The primary wear mechanisms are identified as abrasive and fatigue wear.

Key words: low alloy steel; wear resistance; mechanical property; wear mechanism

在国家节能减排、绿色环保及可持续发展战略下, 以降消耗、长寿命为核心的耐磨钢, 因资源节约

与成本控制优势, 广泛应用于冶金、建材等领域, 为经济建设与可持续发展提供重要支撑^[1-3], 其主要分为

基金项目: 广东省科学技术协会青年科技人才培养计划 (SKXRC2025059) 和中央高校基本科研业务费项目 (21625404)。

收稿日期: 2025-10-09 收到初稿, 2025-11-10 收到修订稿。

作者简介: 周大奎 (2001-), 男, 硕士生, 从事金属耐磨材料研究工作。E-mail: 1425930614@qq.com

通信作者: 易艳良, 男, 副教授, 硕士生导师。E-mail: y_yanliang@163.com; 李卫, 男, 教授, 博士生导师。E-mail: Lwxasn@sohu.com

引用格式: 周大奎, 武兆洋, 易艳良, 等. 两种低合金钢的显微组织、力学性能和耐磨性的研究 [J]. 铸造, 2026, 75 (3): 268-276. ZHOU Dakui, WU Zhaoyang, YI Yanliang, et al. Investigation into microstructure, mechanical properties and wear resistance of two low alloy steels [J]. Foundry, 2026, 75 (3): 268-276.

非合金钢、低合金钢和合金钢三类。

相较于普通碳素钢，低合金钢因综合质量高、力学性能优及经济效益显著，成为耐磨钢的重要发展方向，其产品质量与品种更是衡量国家工业实力和材料技术水平的关键指标^[4-8]。但当前低合金钢服役中力学与耐磨性能不足，易致零部件过早失效，甚至引发安全事故，提升其性能成为材料领域核心课题。研究表明^[9-10]，大多现有低合金钢维氏硬度不足600，低硬度带来低耐磨性，难以满足复杂工程需求，开发新材料迫在眉睫。低合金钢强化机制主要有固溶、细晶、第二相及形变强化^[11-13]，当前研究聚焦整合这些机制，结合实际工况制备高硬高韧高耐磨材料^[14]。

硅(Si)是低合金钢成分设计的关键元素：一方面通过固溶强化提升基体硬度，阻碍位错运动；另一方面优化显微组织，促进强韧性组织形成、抑制脆性相析出，还能提升抗氧化耐腐蚀性，且成本低、来源广，符合绿色经济要求。但Si含量需精准控制： $\leq 1.0\text{wt.}\%$ 时，随含量增加硬度提升，对韧性影响小； $> 1.5\text{wt.}\%$ 则易致晶格畸变过度、脆性相生成，使韧性塑性下降，甚至引发脆性断裂^[14]。

基于此，本研究在 $1.0\text{wt.}\% \sim 1.5\text{wt.}\%$ 之间选择2组代表性成分，以提升低合金钢性能为目标，通过显微组织分析、力学性能测试及动载磨料磨损模拟，探究磨损机制，为低合金钢后续研究提供参考。

1 材料与表征

1.1 材料

被测低合金钢采用Y型CO₂硬化水玻璃砂型(根据ASTM A781/A781-M95)制备，图1为标准试块形状示意图。通过电弧炉熔炼制备，熔炼温度通常在 $1\ 550\text{ }^\circ\text{C}$ 以上，浇注温度为 $1\ 480 \sim 1\ 520\text{ }^\circ\text{C}$ ，随后浇注成Y型铸锭。对进行清砂、打磨处理后的铸件进行强韧协同热处理，具体工艺如下： $900\text{ }^\circ\text{C} \times 0.5\text{ h} \rightarrow$ 油淬+低温回火 $300\text{ }^\circ\text{C} \times 2\text{ h} \rightarrow$ 空冷至室温，均在试块底端取样。使用X射线荧光光谱仪(SPECTROMaXx)测量低合金钢的化学成分(质量分数)，如表1所示。便于区分，两种低合金钢ZG50Ni2SiCrMo和ZG50Ni2Si2CrMo分别命名为A1和A2。

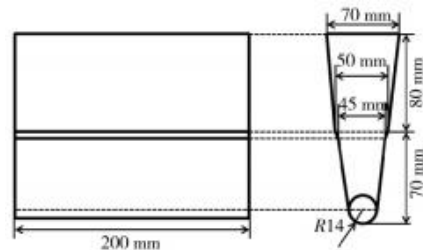


图1 标准Y型试块形状示意图

Fig. 1 Schematic diagram of standard Y-type test block shape

表1 两种低合金钢的化学成分

Tab. 1 Chemical compositions of the two types of low alloy steels

| 样品 | C | Si | Mn | Cr | Mo | Ni | P | S | Fe |
|----|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------------|-------------|----|
| A1 | 0.507 | 1.092 | 0.558 | 0.881 | 0.432 | 1.736 | ≤ 0.01 | ≤ 0.01 | 余量 |
| A2 | 0.519 | 1.470 | 0.724 | 0.737 | 0.469 | 1.612 | ≤ 0.01 | ≤ 0.01 | 余量 |

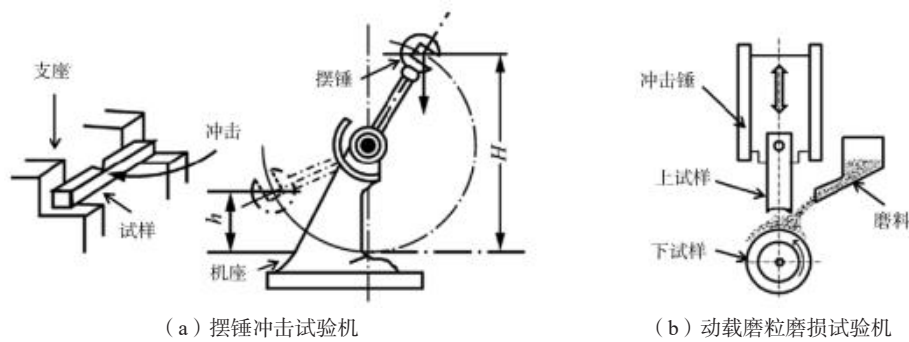
1.2 表征

采用快走丝线切割机(DK7750)切取预磨金相试样，经抛光处理后，试样尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ ，两种试样均用 $4.0\text{vol.}\%$ 硝酸酒精腐蚀。采用莱卡金相显微镜(DM3000)和台式扫描电镜(Phenom XL)分析显微组织形貌特征。采用X射线衍射仪(Ultima IV)，测量速度 $2\text{ }^\circ/\text{min}$ ，进行物相分析。采用电子透射显微镜(FEI-Talos-F20X)观察微观组织，进一步说明低合金钢微观组织情况。采用HXD-1000TMS/LCD型数字式显微硬度计(根据GB/T 230.1—2018)，载荷为50 gf，加载时间为15 s，进行显微硬度测试；采用HBRVU-187.5型布洛维光学硬度计(根据GB/T 4340.1—2024)，测试试样的硬度分布情况。采用JBW-300HC型仪器化摆锤冲击试验机(根据GB/T

3808—2018)，对不同材料V型缺口标准冲击试样进行冲击韧性测试，设备原理示意图如2(a)所示^[15]。试验机标称能量为300 J、分辨力为0.01 J，每种材料测试4个标准试样，求平均值得到冲击吸收能量值。采用WDW-300HC型微机控制电子万能试验机进行拉伸试验(根据GB/T 228.1—2021)，室温下拉伸速度为 0.05 mm/min ，每种试样平行测试3个标准试样，取平均值求得试样的抗拉强度。

1.3 动载磨料磨损试验

采用MLD-10型动载磨料磨损试验机进行试验。设备原理示意图见图2(b)，试验机参数如表2所示。将标准下试块安装在试验机的固定位置，它将作为一种摩擦副材料。当摩擦副与试样接触，加载时接触面



(a) 摆锤冲击试验机

(b) 动载磨料磨损试验机

图2 试验设备示意图

Fig. 2 Schematic diagrams of testers

表2 动载磨料磨损试验机参数

Tab. 2 Testing machine parameters of the dynamic load abrasive wear

| 冲击功/J | 冲击锤质量/kg | 冲击频率/(次·min ⁻¹) | 下试样转速/(r·min ⁻¹) | 冲击锤自由下落高度/mm | 磨料颗粒石英砂/目数 | 磨料流量/(kg·h ⁻¹) | 磨损时间/min |
|----------|----------|-----------------------------|------------------------------|--------------|------------|----------------------------|----------|
| 1.0, 4.5 | 10 | 100 | 200 | 45 | 60~80 | 50 | 150 |

上的局部应力会引起塑性变形，持续运行的过程就是最终的磨损过程。下试块的材质为45号钢，宏观HRC硬度约为48~50。采用快走丝线切割机（DK7750）切取预磨下试样，经过表面处理，获得标准试样尺寸为10 mm × 10 mm × 30 mm，并且与下试块磨损的界面为 $\Phi 50$ mm的凹面（根据T/CFA 010604-3-2016），并安装在冲击锤的固定位置。每次测试完毕后，均以酒精在高功率数控超声清洗器（KQ-800KDE）里超声清洗并吹干，用精确度为0.000 1 g的分析天平（GL124i-1SCN）称重；采用台式扫描电镜（Phenom XL）对试样的磨损表面进行观察，分析试样的磨损特点，确定其磨损机制。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图3和图4分别表示低合金钢的XRD图谱和显微组

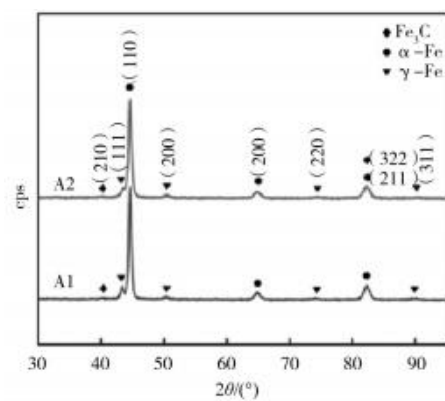
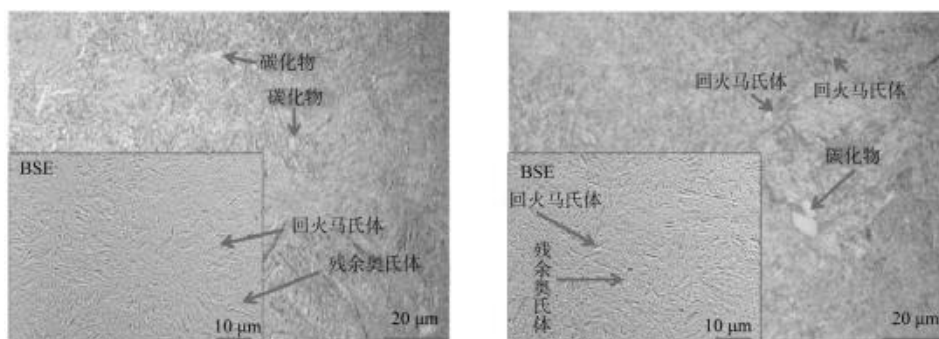


图3 低合金钢的XRD谱图

Fig. 3 XRD patterns of low alloy steel

织图。两种低合金钢核心物相为 γ -Fe、 α -Fe与 Fe_3C 。 γ -Fe作为高温相在室温下若以残余形式存在，可通过相变诱导塑性效应改善合金韧性，而 α -Fe则为基体提供基本强度支撑， Fe_3C 作为硬质第二相，其分布形态



(a) A1低合金钢

(b) A2低合金钢

图4 低合金钢的显微组织图

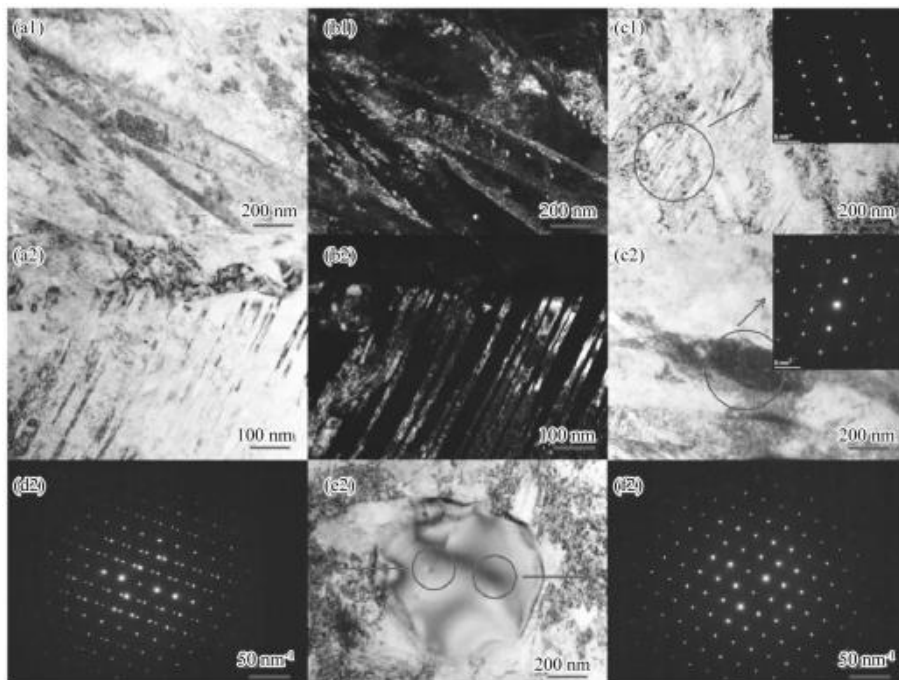
Fig. 4 Microstructures of the low alloy steels

与尺寸直接决定第二相强化效果。结合图4显微组织可知, A1、A2试样以回火马氏体为基体, 回火马氏体由马氏体经回火转变成, 兼具高强度与一定韧性^[15], 而弥散分布的细小碳化物在此基础上进一步发挥强化作用—碳化物颗粒可阻碍位错运动, 当位错在应力作用下迁移时, 需绕过或切过碳化物颗粒, 从而消耗更多能量, 显著提升合金硬度与耐磨性^[16-17], 这与XRD中 Fe_3C 物相的存在形成微观—宏观性能的对应该环。

A2比A1低合金钢的碳化物相对较多, 除了C元素和Mo元素生成的灰色碳化物外, 有部分C元素和Cr元素形成的白亮色碳化物。进一步探寻低合金钢的微观组织, 对A1和A2低合金钢做电子透射分析, 如图5所示, 包含了TEM显微照片和基体所对应的选区衍射图。图5(a1)、(b1)和(c1)分别代表了A1低合金钢的明场相、暗场相和基体所对应的衍射图。A1低合金钢组织由回火板条马氏体和残余奥氏体组成, 并没有发现较多的析出相碳化物, 在晶界处可以发现大量的位错塞积, 并且大多位错方向垂直于晶界方向, 晶界起到了阻碍位错运动的作用, 具有位错强化的作用^[18-20]。同时, 根据截线法^[21]测量出板条马氏体的宽度为61.4 nm。可以看出, 板条马氏体条间距离较小, 进一步起到了细晶强化的作用, 细晶强化是指通过晶粒粒度的细化来提高金属的强度^[11], 极大地增强了材料的强度和硬度。除此之外, 残余奥氏体薄膜的存在进一步增强了材料的韧性和塑性, 使材料具有较好的综

合力学性能, 最终影响材料的耐磨性。

与此同时, 图5(a2-f2)是A2低合金钢的TEM图。其中图5(a2)、(b2)和(c3)分别代表了A2低合金钢的明场相、暗场相和基体所对应的衍射图。A2低合金钢主要由大量间距较均等的板条马氏体和一些残余奥氏体组成, 并且在板条间有较为明显的大量位错塞积, 位错与晶界垂直, 晶界起到了阻碍位错运动的作用, 通过位错强化了材料的强度和硬度。利用截线法^[21]对板条马氏体进行测量, 平均板条宽度为47.5 nm, 起到了细晶强化的作用。与此同时, 板条间的残余奥氏体增加了低合金钢的韧性和塑性, 在低合金钢具有较高强度和硬度的同时, 保证了低合金钢具有一定的塑性和韧性, 使低合金钢具有较好的综合力学性能, 最终影响钢的耐磨性。在试验过程中, 发现了一些颗粒状析出相, TEM照片如图5(e2)所示, 形状比较规则, 通过对析出相做电子衍射和EDS, 电子衍射如图5(d2)和(f2)所示, 由EDS可以判定析出相为2.83% C与10.44% Cr、6.71% Mo、80.01% Fe所形成的较高硬度的碳化物。因此, 对A2低合金钢而言, 析出碳化物以弥散强化的方式进一步提高了钢的硬度和强度, 弥散强化是指一种通过在均匀材料中加入硬质颗粒的一种材料的强化手段。结合细晶强化、位错强化和固溶强化, 四大强化机制^[11]都使得A2低合金钢的力学性能和耐磨性能有了较大幅度的提高。



(a1) - (c1) A1低合金钢; (a2) - (f2) A2低合金钢

图5 低合金钢的明暗场相和所对应的衍射花样图

Fig. 5 Bright and dark field phases and corresponding diffraction patterns of the low alloy steels

2.2 硬度试验

采用HBRVU-187.5型布洛维硬度计和HXD-1000TMS/LCD型数字式显微硬度计分别对A1和A2低合金钢进行宏观硬度和显微硬度的测试,结果分别如图6(a)和(b)所示。洛氏硬度和维氏硬度试验具有操作简单、迅速特点,硬度值可以直接读出,因而广泛用于此类材料的检验。由图可知,A1低合金钢的宏观HRC硬度为55.3,A2低合金钢的宏观HRC硬度为57.3。相比之下,A2比A1低合金钢的宏观硬度提高了3.5%。A1低合金钢的基体显微HV硬度为606.0,而A2钢的显微HV硬度为650.6。相比之下,A2比A1低合金

钢的显微硬度提高了7.4%。

如图4所示,A1与A2低合金钢的显微组织均由板条马氏体、残余奥氏体及碳化物构成。相较于A1钢,A2钢中观察到更多碳化物析出相。此现象归因于硅作为非碳化物形成元素,其在基体中的富集会提高碳活度,从而促进合金碳化物在回火过程中发生弥散析出^[22-23]。硬质碳化物均匀弥散分布于马氏体基体中,可有效钉扎位错并阻碍其滑移,产生显著的二次相弥散强化效应。该强化机制是A2低合金钢宏观硬度与显微硬度高于A1低合金钢的关键原因。

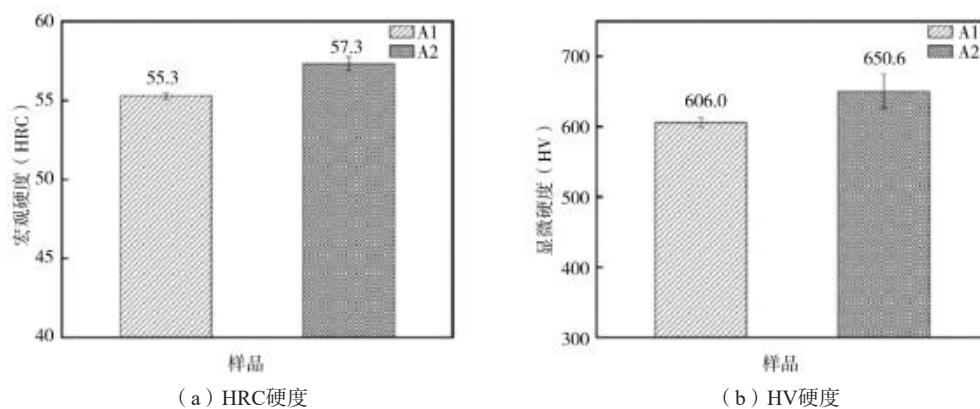


图6 硬度分布图

Fig. 6 Hardness distribution maps

2.3 冲击试验

采用JBW-300HC型仪器化金属摆锤冲击试验机对A1和A2低合金钢进行冲击韧性的检测,示意图如图2(a)所示。试验结果和冲击断口形貌如图7所示。在冲击载荷下,由于载荷的能量性质使整个承载系统承受冲击能。因此,机件与机件相连物体的刚度都直接影响冲击过程中的持续时间,从而影响加速度和惯性力的大小。由于冲击过程持续时间很短而测不准确,难以按惯性力计算机件内的应力,故机件在冲击载荷

下所受的应力,通常是假定冲击能全部转换成机件内的弹性能,再按能量守恒法计算^[24]。最终得到,A1低合金钢的冲击吸收能量为6.95 J,A2低合金钢的冲击吸收能量为7.20 J,A1和A2低合金钢的冲击吸收能量基本一致。

根据试验结果可知,钢中残余奥氏体的存在使得冲击吸收功得以维持在特定范围,从而满足低冲击工况下的实际应用需求。由图7(b)和(c)可见,A1与A2低合金钢的冲击断口均呈现准解理特征:A1钢

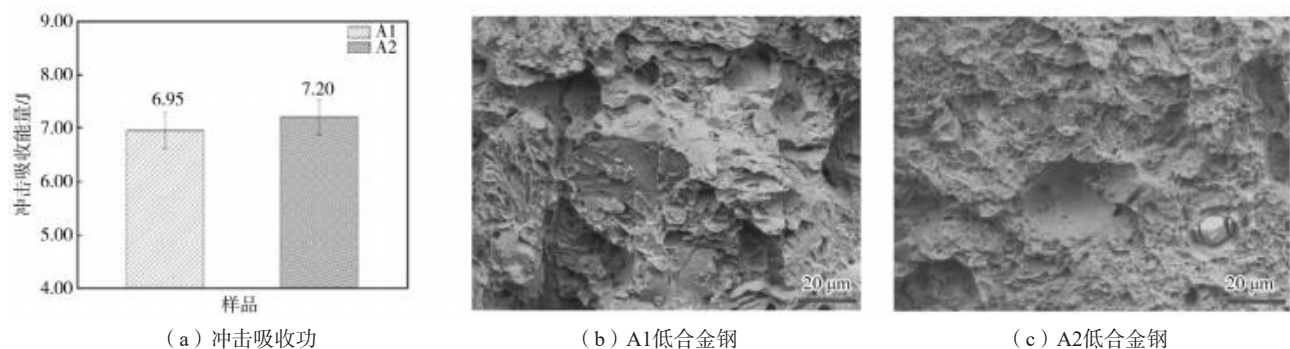


图7 低合金钢的冲击试验结果和断口形貌图

Fig. 7 Impact test results and fracture topographies of the low alloy steels

断口形貌由撕裂棱、解理台阶及河流花样构成；A2钢断口则由韧窝、撕裂棱与河流花样组成。对比分析表明，A2试样断口中韧窝特征较之A1试样更为显著，表明其具有更优异的韧性。其机制在于：钢中由硅元素稳定的残余奥氏体，在冲击载荷或拉伸应力作用下可发生马氏体相变，即相变诱导塑性效应。该相变过程能够吸收大量能量，有效缓解局部应力集中，从而显著抑制裂纹的萌生与扩展，最终实现高强度状态下材料塑韧性协同性能的提升^[25-26]。

2.4 拉伸试验

采用WDW-300HC型微机控制电子万能试验机在室温下对不同状态试样进行拉伸试验。通过此试验机对A1和A2低合金钢进行拉伸试验，材料的真应力-真应变曲线如图8(a)所示。从图中可以看出，屈服阶段不明显，A1低合金钢当位移到2.7 mm左右时，拉伸力达到峰值，试样迅速断裂。A2低合金钢当位移到3.5 mm左右时，拉伸力达到峰值，试样同样也迅速断裂，A1和A2低合金钢都没有出现明显颈缩现象，具有脆性断裂特征。通过计算可知，A1低合金钢的抗

拉强度为1 695.0 MPa，A2低合金钢的抗拉强度为1 912.7 MPa。相比A1低合金钢的抗拉强度，A2低合金钢提高了12.8%。A2钢的平均板条马氏体宽度(47.5 nm)明显小于A1钢(61.4 nm)，基于Hall-Petch理论^[27]，材料的屈服强度与晶粒尺寸(此处表征为板条宽度)的平方根成反比。因此，A2钢中更为细小的板条马氏体组织直接贡献了显著的细晶强化增量。同时，板条细化导致晶界面积增加，这些晶界成为阻碍位错运动的有效屏障^[28]。图5表明A2钢板条界处存在明显高密度的位错塞积，该现象产生了显著的位错强化效果，上述机制是A2低合金钢强度高于A1低合金钢的主要因素。

对A1和A2低合金钢的拉伸断口进行SEM的检测，如图8(b)和(c)所示，A1低合金钢的断口基本微观特征为韧窝、撕裂棱、舌状花样和河流花样，属于准解理断裂。A2低合金钢的断口基本微观特征为韧窝、撕裂棱和舌状花样，无河流花样出现，属于准解理断裂。同样，从拉伸断口形貌来看，A2试样韧窝特征较A1试样明显。

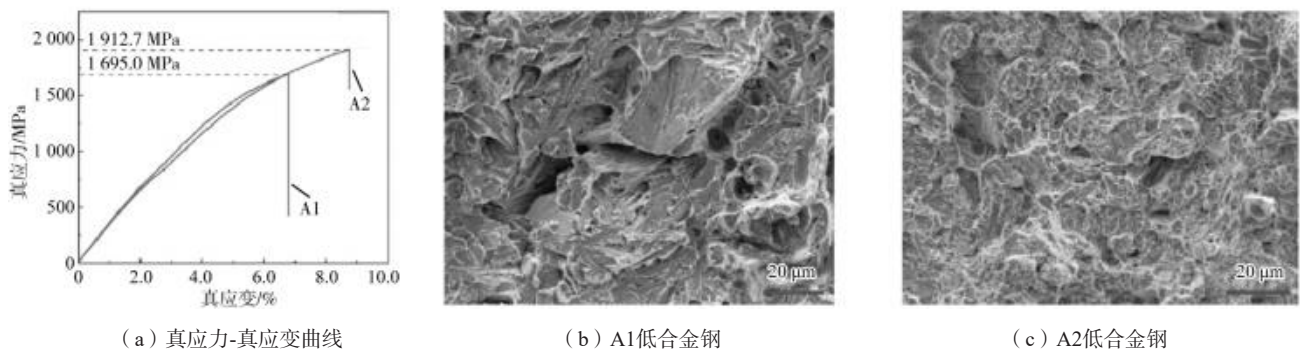


图8 低合金钢的拉伸试验结果和断口形貌图

Fig. 8 Tensile test results and fracture morphologies of the low alloy steels

2.5 动载磨料磨损试验

采用MLD-10型动载磨料磨损试验机对A1和A2低合金钢进行动载磨料磨损试验，示意图如图2(b)所示。试验分别采用两种冲击功进行试验，分别为1.0 J和4.5 J。当机件表面接触并发生相对运动时，因存在磨粒而导致材料损失的现象，定义为磨损^[29]。在冲击功作用下，预磨30 min后对试样进行150 min的冲击磨料磨损试验，计算出磨损失重，结果如图9所示。1.0 J作用时，A1低合金钢磨损失重为0.7122 g，A2低合金钢磨损失重为0.6263 g，相比较A1低合金钢的磨损失重，A2低合金钢减少了13.7%。4.5 J作用时，A1低合金钢磨损失重为0.8197 g，A2低合金钢磨损失重为0.7908 g，

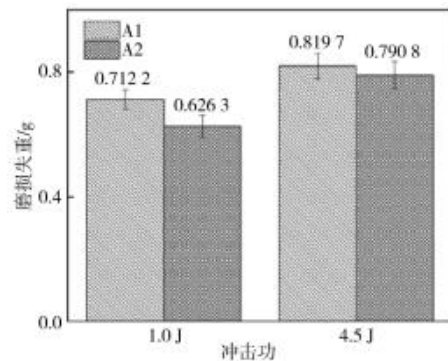


图9 两种冲击功下的磨损失重量

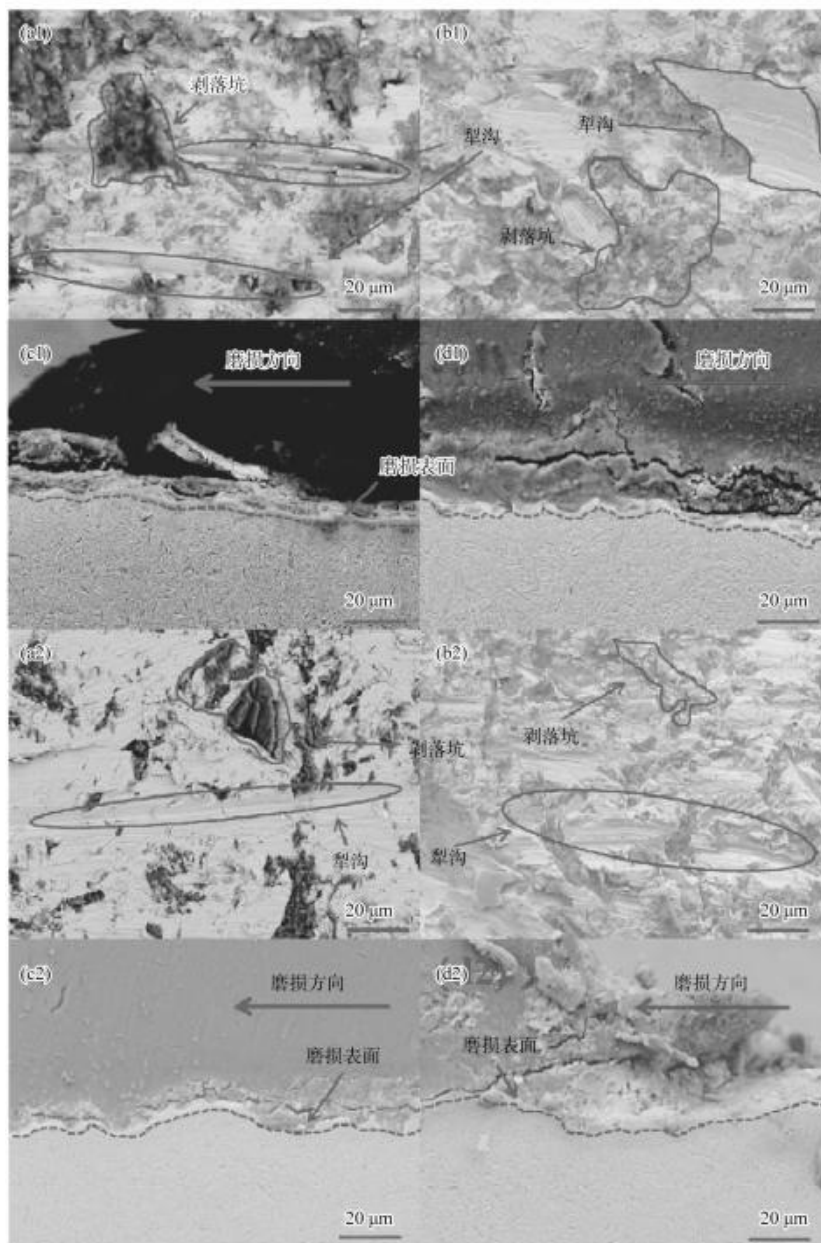
Fig. 9 Abrasion loss weights under two types of impact energies

相比较A1低合金钢的磨损失重，A2低合金钢减少了3.6%。用磨损失重量来表示材料的耐磨性，磨损量越小，则耐磨性越高。因此，A2比A1低合金钢具有更好的耐磨性。

采用SEM对冲击断口进行观察，断口形貌如图10所示。图10(a1)和(c1)分别为A1低合金钢在1.0 J冲击功下的磨损形貌和亚表层，图10(b1)和(d1)分别为A1低合金钢在4.5 J冲击功下的磨损形貌和亚表层。图10(a2)和(c2)分别为A2低合金钢在1.0 J冲击功下的磨损形貌和亚表层，图10(b2)和(d2)分别为A2低合金钢在4.5 J冲击功下的磨损形貌和亚表层。

从图10(a1)和(b1)可以看出，磨损表面主要是深而长的犁沟和剥落坑，剥落坑较大且分散，在剥落坑周围有细小的微裂纹存在。A2试样的断口形貌如图10(a2)和(b2)可以看出，犁沟明显变得浅而且平坦，存在一些剥落坑。

采用SEM对磨损面的亚表层进行观察，如图10所示。磨损面在正应力和切应力的共同作用下，磨损界面上出现大量微裂纹，随着裂纹的萌生和扩展，最终形成了剥落坑。相比于在1.0 J冲击功下的磨损，4.5 J冲击功时的磨损产生的亚表层裂纹比较宽，并且产生的剥落情况较为明显。这是因为在高冲击功下，材料



(a1-d1) A1低合金钢；(a2-d2) A2低合金钢

图10 两种冲击功下的磨损表面和磨损亚表层显微图

Fig. 10 The micrographs of the worn surfaces and the worn sub-surface layers under two impact energies

所受到的应力增大, 导致产生的裂纹和剥落坑更宽更大。

材料的耐磨性, 尤其是在动载磨料磨损条件下, 是硬度与韧性协同作用的结果^[30]。A1和A2低合金钢组织主要都为板条马氏体, 模拟工况环境冲击力(1.0 J和4.5 J)较小, 磨损都以表面显微切削为主, 疲劳剥落为辅。A2钢的高硬度能有效抵抗磨粒的压入与切削, 而其高韧性则能抑制亚表层微裂纹的扩展与宏观剥落坑的形成^[31]。这种优异的强韧性匹配使其在“显微切削为主, 疲劳剥落为辅”的磨损机制下, 表现出比A1钢更优越的综合耐磨性能。可以预测在更高冲击工况环境中, A2低合金钢由于韧性较高、硬韧性匹配良好等, 使用安全性提高, 具有较大技术优势。A1和A2低合金钢的磨损形式是显微切削犁沟和疲劳剥落产生的剥落坑。磨料磨损过程可能是磨料对摩擦表面产生的切削作用、塑性变形和疲劳破坏作用的结果。无论是在1.0 J还是4.5 J冲击功下, 两种低合金钢的磨损形式都是以显微切削为主, 疲劳剥落为辅, 其磨损机制主要

为磨料磨损、疲劳磨损。

3 结论

(1) A1和A2低合金钢的物相包括: α -Fe、 γ -Fe、 M_3C , 显微组织由均匀细小的回火马氏体、残余奥氏体和碳化物组成。回火马氏体呈现板条型, 平均板条宽度分别为61.4 nm和47.5 nm, A2钢的板条状马氏体尺寸较为细小均匀。

(2) A2低合金钢的板条马氏体更加细小, 意味着随着组织细化, 合金强度得以提高。并且A2低合金钢中有碳化物析出相, 高硬度碳化物能够进一步提高钢的强度, 促使A2低合金钢的力学性能相比于A1钢进一步提高。

(3) A2低合金钢相比于A1低合金钢具有较高的硬度和韧性, 使得A2低合金钢具有更高的耐磨性。在不同的冲击功下, A1和A2低合金钢的磨损形式均以显微切削为主, 疲劳剥落为辅; 其磨损机制主要为磨料磨损和疲劳磨损。

参考文献:

- [1] 李卫. 耐磨钢铁件的市场与生产 [J]. 铸造, 2004 (12): 958-962.
- [2] 陈华辉, 邢建东, 李卫, 等. 耐磨材料应用手册 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2006.
- [3] 李卫. 中国铸造耐磨材料的发展——兼介中国铸造耐磨材料产业技术路线图 [J]. 铸造, 2012, 61 (9): 967-984.
- [4] 喻肇坤. 高强度低合金钢学术会议 [J]. 钢铁, 1982 (7): 78.
- [5] 史希正, 杨金岱, 杜华云. 国外低合金钢的生产与需求 [J]. 特殊钢, 1983 (6): 49-59.
- [6] 翁宇庆, 杨才福, 尚成嘉. 低合金钢在中国的发展现状与趋势 [J]. 钢铁, 2011, 46 (9): 1-10.
- [7] 张凤泉, 陈贵江, 康永林, 等. 汽车用低合金钢的现状与发展 [J]. 特殊钢, 2003 (4): 1-4.
- [8] 刘荣. 低合金钢耐磨材料组织和性能的研究 [D]. 郑州: 郑州大学, 2006.
- [9] LUO Q, MEI H, KITCHEN M, et al. Effect of short-term low-temperature austempering on the microstructure and abrasive wear of medium-carbon low-alloy steel [J]. Met. Mater. Int., 2021, 27: 3115-3131.
- [10] KOSKENNISKKA S, KAIJALAINEN A, PIKKARAINEN T, et al. Effect of as-cast structure and macrosegregation on mechanical properties in direct-quenched low-alloy ultrahigh-strength steel [J]. Metall. Mater. Trans. B, 2021, 52: 95-106.
- [11] 范晓嫒, 徐流杰. 金属材料强化机理与模型综述 [J]. 铸造技术, 2017, 38 (12): 2796-2798.
- [12] ZHOU J H, SHEN Y F, JIA N. Strengthening mechanisms of reduced activation ferritic/martensitic steels: a review [J]. Int. J. Miner. Metall. Mater., 2021, 28: 335-348.
- [13] TIAN K, TIAN B, ZHANG Y, et al. Aging strengthening mechanism of the Cu-1.0Zr alloy [J]. Metall. Mater. Trans. A, 2017, 48: 5628-5634.
- [14] 周文浩. 高强度高塑性低碳低合金钢的组织调控与性能研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2016.
- [15] 王滨. 力学性能试验 [M]. 上海: 上海科学普及出版社, 2003.
- [16] GE H L, LIU G S, ZHENG S J, et al. Dislocation climbing dominated decomposition and fracture of carbides in a Ni-based superalloy [J]. Acta Materialia, 2023, 246: 118669.
- [17] 龚建勋, 肖逸锋, 张清辉, 等. Fe-C-Cr-V高铬堆焊合金的 M_3C 型碳化物及耐磨性 [J]. 焊接学报, 2010, 31 (1): 33-36.
- [18] HARTSHORNE M I, MCCORMICK C, SCHMIDT M, et al. Analysis of a new high-toughness ultra-high-strength martensitic steel by transmission electron microscopy and atom probe tomography [J]. Metall. Mater. Trans. A, 2016, 47: 1517-1528.
- [19] ZARE A, HOSSEINI S R. Influence of soaking time in deep cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of low-alloy medium-carbon HY-TUF steel [J]. Int. J. Miner. Metall. Mater., 2016, 23: 658-666.
- [20] SCHASTLIVTSEV V M, TABATCHIKOVA T I, YAKOVLEVA I L, et al. Effect of thermomechanical treatment on the resistance of low-carbon low-alloy steel to brittle fracture [J]. Phys. Metals. Metallogr., 2015, 116: 189-199.
- [21] 魏杏枝. 测定金属抛光面上单位面积晶粒数用面积法和截线法的讨论 [J]. 物理测试, 1989 (2): 55-60.
- [22] MIYAMOTO G, OH J C, HONO K, FURUHARA T, MAKI T, et al. Effect of partitioning of Mn and Si on the growth kinetics of cementite in tempered Fe-0.6 mass% C martensite [J].

- Acta Materialia, 2007, 55 (15) : 5027-5038.
- [23] WU Y X, SUN W W, GAO X, STYLES M J, ARLAZAROV A, HUTCHINSON C R, et al. The effect of alloying elements on cementite coarsening during martensite tempering [J]. Acta Materialia, 2020, 183: 418-437.
- [24] 束德林. 工程材料力学性能 [M]. 合肥: 机械工业出版社, 2016.
- [25] GRASSEL O, KRÜGER L, FROMMEYER G, et al. High strength Fe-Mn- (Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application [J]. International Journal of Plasticity, 2000, 16 (10-11) : 1391-1409.
- [26] SPEER J, MATLOCK D K, DE COOMAN B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation [J]. Materials Science and Technology, 2015, 31 (1) : 3-9.
- [27] HANSEN N. Hall-Petch relation and boundary strengthening [J]. Scripta Materialia, 2004, 51 (8) : 801-806.
- [28] LI J X, LU K, LI X Y, et al. Strengthening Ni alloys with nanoscale interfaces of negative excess energy [J]. Science, 2025, 390: 617-621.
- [29] 温诗铸, 黄平. 摩擦学原理 [M]. 4版. 北京: 清华大学出版社, 2012.
- [30] 李京林, 韩文政, 王洪伟, 等. 系列中锰铸钢的动载磨料磨损性能研究 [J]. 兵器材料科学与工程, 2000, 23 (6) : 19-24.
- [31] 张长军. 碳化物共晶体/锰白铜抗磨料磨损复合材料 [D]. 西安: 长安大学, 2004.