



NM450 低合金耐磨钢的热处理组织与力学性能

吴圳楠, 姚开阳, 陶芸, 周伟成, 万欣, 宋新莉
(武汉科技大学耐火材料与冶金国家重点实验室, 武汉 430081)

摘要: 研究了不同温度淬火、低温回火对高强度低合金耐磨钢的组织、强度与耐磨性能的影响规律与机理, 结果表明, 高强度低合金耐磨钢在 840 °C 淬火, 200 °C 回火, 得到板条马氏体加少量铁素体组织, 在 880~920 °C 淬火, 200 °C 回火, 得到板条马氏体, 马氏体基体中均含有高密度位错, 马氏体板条之间有纳米尺寸条状残余奥氏体。随淬火温度升高, 耐磨钢 NM450 (质量分数/%: 0.20C, 0.50Si, 2.0Mn, 0.20Cr, 0.03Als, $\leq 0.015P$, $\leq 0.005S$) 的屈服强度在 1142~1173 MPa, 抗拉强度在 1553~1599 MPa, 伸长率在 10.0%~12.0%。试验钢的强化机理主要是位错强化、细晶强化与固溶强化, 试验钢磨损表面有大量的犁沟与磨屑, 磨损机理主要是塑性变形。试验钢在 880 °C 淬火, 200 °C 回火的强度与耐磨性能均最佳。

关键词: 耐磨钢 NM450; 组织; 强度; 磨损

DOI: 10.20057/j.1003-8620.2024-00126 **中图分类号:** TG161

Microstructure and Mechanical Properties of Heat Treatment Low-alloy Wear-resistant Steel NM450

Wu Zhennan, Yao Kaiyang, Tao Yun, Zhou Weichen, Wan Xin, Song Xinli
(State Key Laboratory of Refractory Materials and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: The effects of quenching and tempering at different temperatures on the microstructure, strength and wear resistance of NM450 high strength low-alloy wear-resistant steel were studied. The results showed that the lath martensite with a small amount of ferrite structure was obtained for the high-strength low-alloy wear-resistant steel quenched at 840 °C and tempered at 200 °C. The lath martensite was obtained and the martensite matrix contains high-density dislocation, and the residual austenite was distributed between the martensite lath for the steel quenched at 880 °C-900 °C and tempered at 200 °C. With the increase of quenching temperature, the yield strength of wear-resistant steel NM450 (mass fraction/%: 0.20C, 0.50Si, 2.0Mn, 0.20Cr, 0.03Als, $\leq 0.015P$, $\leq 0.005S$) was between 1142 MPa and 1173 MPa, the tensile strength was between 1553 MPa and 1599 MPa, the elongation was between 10.0% and 12.0%. The strengthening mechanism of the test steel was mainly dislocation strengthening and fine grain strengthening and solid solution strengthening. There were a lot of furrows and grinding chips of the steels for abrasive wear, and the wear mechanism was mainly plastic deformation. The strength and wear-resistance performance was the best for the steel quenched at 880 °C and the tempered at 200 °C.

Key Words: Wear-resistant Steel NM 450; Microstructure; Strength; Wear Loss

低合金耐磨钢主要应用于电力行业、工程机械与农业机械等领域, 例如挖掘机斗齿, 破碎机颚板等。恶劣的服役环境常常导致钢板发生断裂或磨损, 给国家与企业造成巨大的经济损失^[1-3]。因此, 研发具有高强韧性, 高硬度与高耐磨性的低合金耐磨钢, 提升其服役寿命是十分重要的。国内外研究者通过成分与工艺设计, 研究开发了 NM300~NM600 等不同强度等级的低合金耐磨钢^[4-7]。国内耐磨钢研究起步较晚, 相同等级的耐磨钢强韧性比国外差, 因此需要对成分与工艺进行系统研究。目前,

NM450 低合金耐磨钢研究与应用较广, 团队前期研究了^[8-9]合金元素 Ni, Cu, Cr, Ti 及回火温度对低合金耐磨钢组织及性能的影响, 发现添加适量 Cr, Ni 合金的试验钢在 870 °C 淬火 190 °C 回火后钢的强度韧性与磨损性能均最佳。添加 0.09%Ti 的低合金耐磨钢 870 °C 淬火 190 °C 回火, 综合力学性能最佳。张玉华等^[10]研究发现随回火温度升高, 硬度降低, 磨损失重增加。李建等^[11]通过改变低合金耐磨钢淬火温度与配分时间, 调控马氏体中残余奥氏体体积分数, 利于残余奥氏体的 TRIP (Transformation in-

基金项目: 武汉科技大学大学生创新项目(23Z007)

作者简介: 吴圳楠(2002—), 男, 硕士生; **E-mail:** 2632367179@qq.com; **收稿日期:** 2024-05-09

通信作者: 宋新莉(1973—), 女, 博士, 教授; **E-mail:** xlsong@wust.edu.cn

duced plasticity)效应提高钢的强塑性。本文以不添加贵重合金元素Ni, Mo等NM450低合金高强钢为研究对象,研究不同奥氏体化温度对组织与强度和磨粒磨损性能影响规律与机理。

1 实验材料及方法

NM450实验钢化学成分见表1,采用50 kg真空感应炉冶炼,铸坯尺寸为170 mm×200 mm×80 mm,铸坯加热到1 200 °C保温2 h,初轧温度1 120~1 150 °C,终轧温度920~860 °C,然后空冷到室温,经过5~7道次轧制得到5 mm厚度热轧板。

表1 NM450实验钢的化学成分(质量分数)

%								
C	Si	Mn	Cr	B	P	S	Als	Fe
0.20	0.50	2.00	0.20	0.001 0	<0.015	<0.005	0.03	余量

将热轧实验钢分别加热到840、880、900、920 °C奥氏体化25 min,水淬火,随后在200 °C回火25 min。然后用180#~2000#砂纸对实验钢进行粗磨,再用粒度为0.5 μm的Al₂O₃抛光剂进行抛光,用4%硝酸酒精对抛光后的实验钢进行腐蚀,借助扫描电子显微镜分析组织、拉伸断口形貌与磨损表面形貌。热处理后的实验钢切成厚度为0.6 mm的薄片,用砂纸粗磨到厚度约为0.1 mm,最后冲成直径为3 mm的圆片,用10%高氯酸溶液进行电解双喷减薄,借助JEM-F200透射电子显微镜分析位错与微观组织,借助INSTRON8801试验机对实验钢进行室温拉伸,借助MLD-100型磨粒磨损试验机测试实验钢的质量损失,磨料粒度为1 μm的SiO₂粒子,磨损载荷为45N,磨损时间为20 min。借助Gleeble3800热模拟试验机测试实验钢的临界相变温度Ac₃为857 °C,该温度为制定淬火温度提供依据。

2 实验结果与分析

2.1 实验钢的热处理组织

实验钢在840~920 °C淬火与200 °C回火后的SEM组织如图1所示。由图1可知,实验钢在不同温度淬火后200 °C回火,原奥氏体晶界依然很清晰,原奥氏体晶粒尺寸为10~20 μm,随淬火温度升高,原奥氏体晶粒尺寸长大不是很显著。淬火实验钢在200 °C低温回火,马氏体板条尚未完全消失。原因是实验钢中碳含量在0.2%左右,淬火得到板条马氏体,基体中高密度位错,如图2(a)(b)所示,在200 °C回火过程,由于回火温度较低,淬火马氏体中过饱和碳向位错处偏聚,或以ε-Fe₃C过渡碳化物形式析出。回火过程马氏体基体中位错运动,异号位错相遇而湮灭,位错密度会降低。图2为实验钢TEM微观组织形貌,由图2(c)(d)可知实验钢在840 °C淬火200 °C回火,得到的板条马氏体中板条束尺寸细小,板条束宽度在100~400 nm,板条上有高密度位错,由图2(e)(f)可见,实验钢在900 °C淬火200 °C回火,板条马氏体中板条束尺寸在100~500 nm,马氏体基体中也有高密度位错,而且条状残余奥氏体分布在马氏体板条之间。

2.2 力学性能

不同温度淬火及低温回火后实验钢室温拉伸应力-应变曲线如图3所示,力学性能见表2。实验钢在840 °C淬火与200 °C回火后屈服强度1 142 MPa,抗拉强度1 553 MPa,伸长率为10.0%,硬度为452HBW,实验钢在880 °C淬火,200 °C回火时屈服强度最高为1 173 MPa,抗拉强度1 599 MPa,伸长率12.0%,硬度为467HBW,880 °C以后实验钢屈服强度呈降低趋势,在920 °C淬火200 °C回火,屈服强度为1 157 MPa,伸长率为12.0%。

试验钢回火组织主要是板条马氏体,马氏体基体中含有高密度位错,该钢的强化机制有细晶强

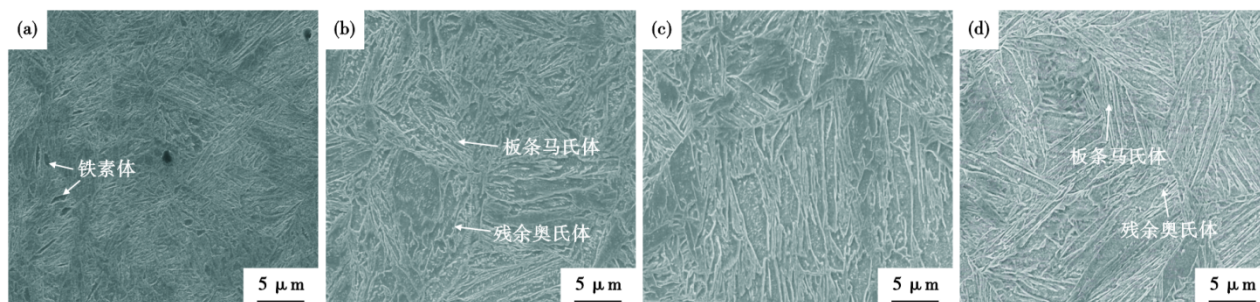


图1 NM450钢淬火回火后的SEM组织:(a)840 °C,(b)880 °C,(c)900 °C,(d)920 °C

Fig. 1 SEM microstructure of the NM450 steels after quenching and tempering :(a)840 °C,(b)880 °C,(c)900 °C,(d)920 °C

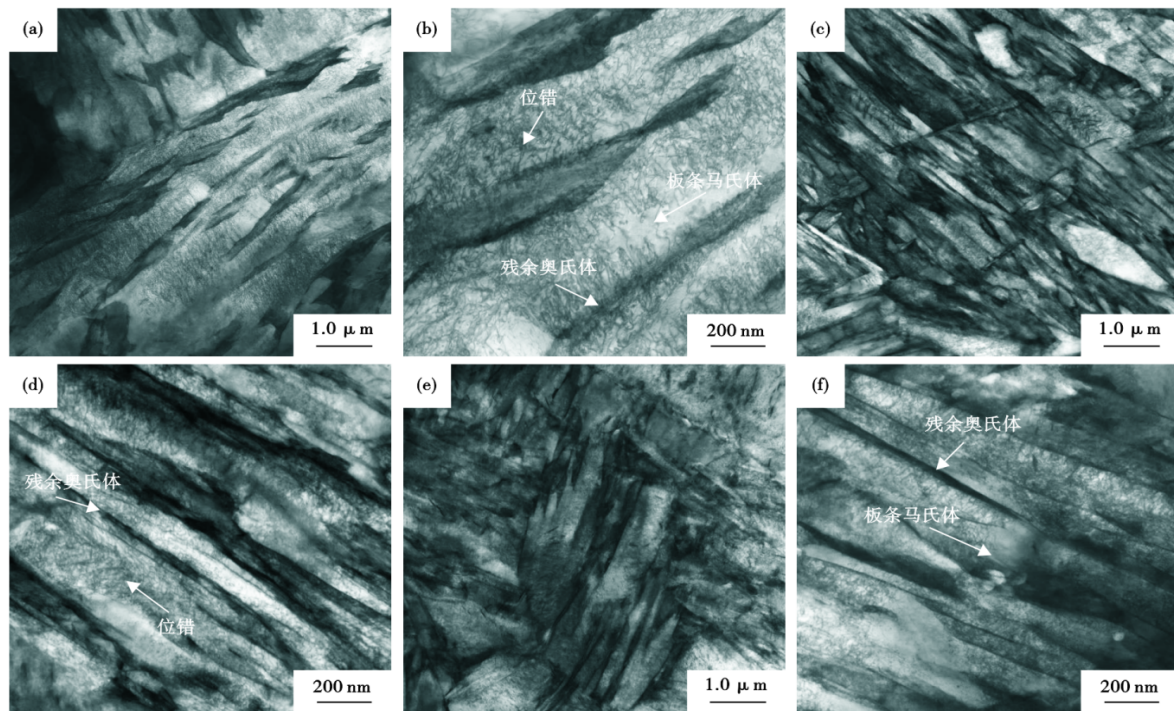


图2 NM450钢淬火回火后TEM组织:(a)(b)淬火;(c)(d)840 °C;(e)(f)900 °C

Fig. 2 TEM microstructure of NM450 steels after quenching and tempering : (a) (b) quenching; (c) (d) 840 °C; (e) (f) 900 °C

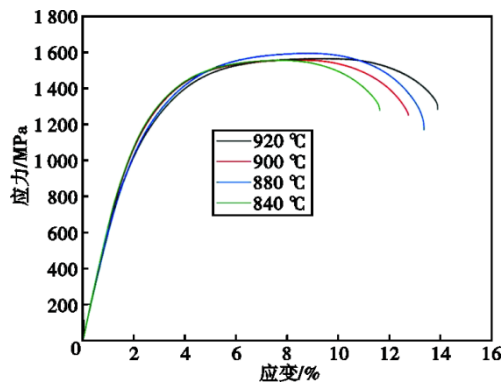


图3 NM450钢淬火回火后室温拉伸应力-应变曲线

Fig. 3 Stress and strain curve of the NM450 steel after quenching and tempering at room temperature

表2 NM450钢淬火回火后的力学性能

Table 2 Mechanical properties of NM450 steel after quenching and tempering

淬火温度/°C	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	硬度(HBW)
840	1 142	1 553	10.0	452
880	1 173	1 599	12.0	467
900	1 164	1 561	11.5	458
920	1 157	1 596	12.0	466

化,位错强化,固溶强化^[12-13]。该实验钢中含有质量分数为0.20%的C,钢淬火得到的马氏体是C在α-Fe中的过饱和固溶体,低温回火,仅发生C在位

错周围的偏聚或析出少量共格的过渡碳化物 Fe_3C ,因此,钢中C的过饱和固溶强化作用依然很强,共格过渡碳化物 Fe_3C 起到时效硬化作用,提高钢的强度。钢中合金元素Si, Mn置换固溶,造成晶格畸变,起到固溶强化作用。实验钢淬火与200 °C低温回火以后得到的马氏体板条束尺寸在100~300 nm,马氏体板条束尺寸越小,界面越多,阻碍位错运动阻力增大,钢的细晶强化作用较大,根据Hall-Petch公式可知,

$$\sigma = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (1)$$

式中, K_y 为常数,低碳钢中 K_y 取 $17.4 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$, d 为马氏体板条群尺寸,约 $5 \mu\text{m}$, σ_0 为晶格摩擦力60 MPa。由式(1)计算晶界强化对强度贡献约306 MPa。

图2可知马氏体基体中含有大量位错,位错与位错交互作用,阻碍位错运动,起到位错强化作用,根据位错强化对强度增量贡献:

$$\Delta\sigma = \alpha Gb \sqrt{\rho} \quad (2)$$

式中, α 是常数, G 是切变模量, b 是柏氏矢量, ρ 为位错密度。

钢中位错密度越高,位错强化作用越大。实验钢奥氏体化温度为840 °C时,由于奥氏体化温度略低于临界相变温度($A_{c3}=857 \text{ °C}$),实验钢中会形成少量铁素体,淬火回火组织为少量铁素体加回火马氏体,铁素体强度低,因此实验钢的强度略低于其

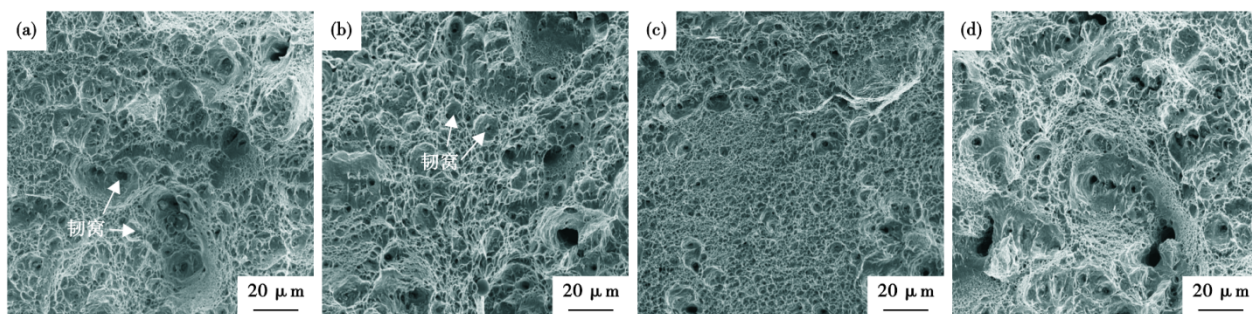


图4 NM450钢淬火与回火后的断口形貌:(a)840 °C,(b)880 °C,(c)900 °C,(d)920 °C

Fig. 4 Fracture morphology of NM450 steel after quenching and tempering:(a) 840 °C,(b) 880 °C,(c) 900 °C,(d) 920 °C

它淬火钢,880 °C淬火实验钢的强度最高,原因是实验钢在880 °C原奥氏体晶粒尺寸略低于900~920 °C淬火实验钢,原奥氏体晶粒尺寸越小,实验钢淬火得到马氏体的板条束尺寸也减小,而因细晶强化使得钢的强度与塑性均增加。

2.3 断口形貌

实验钢在840~920 °C淬火与200 °C回火后拉伸断口形貌如图4所示。不同温度淬火与低温回火后实验钢拉伸断口均有大量韧窝,是典型的韧性断裂。韧窝尺寸大小不均匀,同时,存在一定的撕裂棱,主要是不同的晶粒取向导致。韧窝的大小与钢中夹杂物或析出相的尺寸有关,大韧窝对应大的第二相^[14]。

2.4 磨损性能

图5为实验钢在不同温度淬火回火后磨损质量损失量。在相同的磨损条件和磨损时间下,实验钢在880 °C淬火与200 °C回火时磨损量最小。在860~920 °C温度下,实验钢的磨损量呈先下降后上升趋势,900 °C以后实验钢的磨损量大幅度提高。由此可以看出,实验钢在奥氏体化温度为880 °C时的耐磨性能最好。920 °C淬火实验钢的磨损量比900 °C淬火钢磨损质量损失略增大。影响钢的磨粒磨损的因素除了与硬度有关,还与组织等因素有关。920 °C淬火原奥氏体晶粒尺寸增大,淬火得到的马

氏体板条束尺寸也增大,对耐磨性能不利。

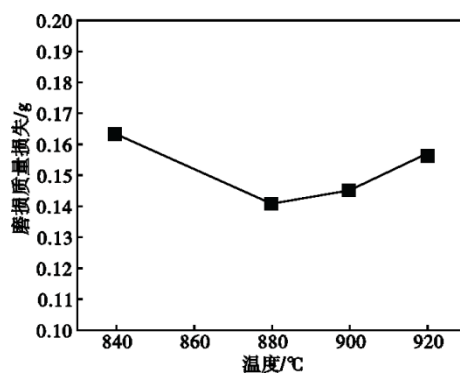


图5 NM450钢淬火回火钢磨损量

Fig. 5 Wear mass loss of the NM450 steel after quenching and tempering

2.5 磨损形貌

不同奥氏体化温度淬火回火实验钢磨损后的表面形貌如图6所示。由图6可见,在不同的奥氏体化温度下实验钢表面均出现了连续的犁沟,说明钢在往复实验的过程中出现的是塑性变形。同时,可以看见明显的剥落沟和磨屑,说明在往复实验过程中,实验钢表面产生了切削磨损,出现了剥落层。随着奥氏体化温度升高,犁沟逐渐变得连续均

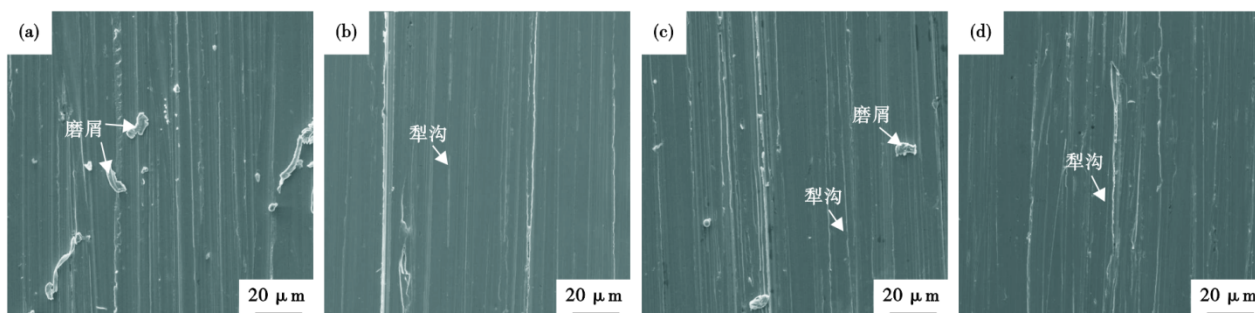


图6 NM450钢磨损后表面的形貌:(a)840 °C,(b)880 °C,(c)900 °C,(d)920 °C

Fig. 6 Wear surface morphology of NM450 steel after quenching and tempering:(a)840 °C,(b)880 °C,(c)900 °C,(d)920 °C

匀,产生的磨屑变多。

影响钢的磨粒磨损质量损失的因素有试验钢的组织类型与相对含量,钢中析出相大小与分布等^[15-17]。实验钢在 840 °C 淬火 200 °C 回火,其磨损质量比其他淬火温度的高,由于试验钢奥氏体化温度在 A_{c1} 与 A_{c3} 之间,钢中有少量的铁素体,因此钢的硬度略低,因此,钢的磨粒磨损质量最大,抗磨粒磨损性能较差,由图 5(a) 可见,试验钢磨损表面除了犁沟,还有大量磨屑,表明钢的抗磨损能力差,因此,大量基体被磨料切削与钢基体分离。实验钢在 880 °C 淬火 200 °C 回火后钢的强度硬度最高,磨粒磨损质量也最低。文献研究表明^[18-20],在一定的载荷作用下,耐磨钢抗磨粒磨损能力与钢的硬度有关,提高耐磨钢的强度与硬度增加钢的耐磨损性能。此外,钢的耐磨性能与钢的塑韧性也有关系,细化晶粒提高钢强度的同时也提高塑韧性,试验钢在

840~900 °C 淬火,200 °C 回火得到纳米尺寸板条马氏体,因此,细晶强化提高强度的同时也提高塑性,对提高钢的抗磨损性能有利。

3 结论

(1) 低合金耐磨钢在 840~920 °C 奥氏体化后淬火在 200 °C 回火得到板条马氏体,马氏体基体中含有高密度位错,少量残余奥氏体,马氏体板条束尺寸在 100~500 nm。

(2) 低合金耐磨钢在 880 °C 淬火 200 °C 回火,强度与耐磨性能均最优,屈服强度为 1 173 MPa,抗拉强度 1 599 MPa,伸长率为 12.0%。钢的强化机理主要有细晶强化,位错强化,固溶强化。

(3) 实验钢在 880 °C 淬火与 200 °C 低温回火,磨粒磨损质量损失最低,钢的表面有大量犁沟与磨屑,磨损机理主要是塑性变形。

参考文献

- [1] Białobrzaska B. The influence of boron on the resistance to abrasion of quenched low-alloy steels [J]. *Wear*, 2022, 500-501: 204345.
- [2] Zambrano O A. A review on the effect of impact toughness and fracture toughness on impact-abrasion wear [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(10): 7101-7116.
- [3] 邓想涛,王昭东,袁国,等. HB450 低合金耐磨钢组织与性能 [J], *东北大学学报(自然科学版)*, 2010, 31(7): 942-946.
- [4] 苗隽,刘志璞,王群骄,等. 钒微合金化对低合金耐磨钢组织与性能的影响 [J], *金属世界*, 2020, 6: 21-23.
- [5] Ojala N, Valtonen K, Heino V, et al. Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels [J]. *Wear*, 2014, 317(1-2): 225-232.
- [6] Das Bakshi S, Leiro A, Prakash B, et al. Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainite [J]. *Wear*, 2014, 316(1-2): 70-78.
- [7] Deng X T, Huang L, Wang Q, et al. Three-body abrasion wear resistance of TiC-reinforced low-alloy abrasion-resistant martensitic steel under dry and wet sand conditions [J]. *Wear*, 2020, 452-453: 203310.
- [8] 练容彪,宋新莉,马玉喜,等. 合金元素对低合金耐磨钢组织及性能的影响 [J]. *金属热处理*, 2016, 41(12): 47-51.
- [9] 马玉喜,宋新莉,练容彪,等. 回火温度与钛含量对低合金耐磨钢组织及性能的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2017, 38(5): 67-72.
- [10] 张玉华,赵豪杰,低合金耐磨钢回火工艺研究 [J], *热加工工艺*, 2023, 52, (18): 136-138.
- [11] 李建,贾涓,宋新莉,等. 一步配分工艺对低合金耐磨钢组织性能的影响 [J]. *材料导报*, 2019, 33(18): 3113-3118.
- [12] Yuan Q, Li Z B, Zhang Q X, et al. Towards excellent strength-ductility synergy via high temperature short time annealing in low-carbon ultrafine grain steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 886: 145674.
- [13] Chandan A K, Mishra G, Kishore K, et al. Evading the strength-ductility compromise in medium manganese steel by a novel low temperature warm rolling treatment [J]. *Materials Characterization*, 2023, 206: 113445.
- [14] Pallaspuuro S, Mehtonen S, Kömi J, et al. Effects of local grain size and inclusions on the low-temperature toughness of low-carbon as-quenched martensite [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 743: 611-622.
- [15] Shipway P H, Wood S J, Dent A H. The hardness and sliding wear behaviour of a bainitic steel [J], *Wear*, 203-204: 196-205.
- [16] Rojacz H, Katsich C, Kirchgaßner M, et al. Impact-abrasive wear of martensitic steels and complex iron-based hardfacing alloys [J]. *Wear*, 2022, 492-493: 204183.
- [17] Bhattacharya A, Bagdi A, Das D. Influence of microstructure on high-stress abrasive wear behaviour of a microalloyed steel [J]. *Perspectives in Science*, 2016, 8: 614-617.
- [18] Bedolla-Jacuinde A, Guerra F V, Rainforth M, et al. Sliding wear behavior of austempered ductile iron microalloyed with boron [J]. *Wear*, 2015, 330-331: 23-31.
- [19] Kostryzhev A G, Killmore C R, Yu D, et al. Martensitic wear resistant steels alloyed with titanium [J]. *Wear*, 2020, 446-447: 203203.
- [20] Saha G, Valtonen K, Saastamoinen A, et al. Impact-abrasive and abrasive wear behavior of low carbon steels with a range of hardness-toughness properties [J], *Wear*, 2020, 450-451: 203263.