

淬火及回火处理对新型槽帮钢 30MnSiCrMo 组织性能的影响

徐海峰^{1,2,3}, 李海^{1,3}, 李凤敏^{1,3}, 付胜敏^{1,3}, 明科宇^{1,3}, 郁言^{1,3}

(1 中煤张家口煤矿机械有限责任公司, 张家口 076250; 2 钢铁研究总院, 北京 100081;

3 河北省高端智能矿山装备技术创新中心, 张家口 076250)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电镜、拉伸冲击试验机及布氏硬度计等研究了新型槽帮钢 30MnSiCrMo 经 900 ~ 920 °C 30 min 淬火, 350 ~ 550 °C 2 h 回火的组织性能变化。结果表明, 350 ~ 550 °C 不同回火过程中, 试验钢出现马氏体分解、碳化物转变、聚集长大及 α 相回复再结晶等转变, 室温组织由回火马氏体向回火屈氏体和回火索氏体过渡。随着回火温度的上升, 基体固溶强化与碳化物析出强化减弱, 试验钢的强度与硬度连续降低, 而塑性与韧性不断提高, 试验钢在 900 和 920 °C 30 min 水淬后 450 ~ 520 °C 2 h 回火时获得良好的强韧性匹配, 即抗拉强度 1 159 ~ 1 008 MPa, 屈服强度 1 107 ~ 944 MPa, 断后伸长率 11.8% ~ 15.0%, 室温硬度 336 ~ 293HBW, V 型缺口冲击吸收功 45.5 ~ 67.5 J, 能够满足中部槽材料的强韧性要求。

关键词: 槽帮钢 30MnSiCrMo; 淬火回火; 微观组织; 强韧性

Effect of Quenching and Tempering Heat Treatment on Microstructure and Properties of New-type Slot Edge Steel 30MnSiCrMo

Xu Haifeng^{1,2,3}, Li Hai^{1,3}, Li Fengmin^{1,3}, Fu Shengmin^{1,3}, Ming Keyu^{1,3}, Yu Yan^{1,3}

(1 China Coal Zhangjiakou Coal Mining Machinery Ltd., Co., Zhangjiakou 076250;

2 Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081; 3 Technology Innovation Center, Hebei Province High-end Intelligent Mining Equipment, Zhangjiakou 076250)

Abstract: The microstructure evolution, and mechanical properties of new-type slot edgesteel 30MnSiCrMo quenched at 900-920 °C for 30 min and tempered at 350-550 °C for 2 h are studied by using optical microscope, scanning electron microscope, tensile, impact and Brinell hardness tester. The results show that martensite decomposition, transformation-aggregation-growth of carbide, and recovery-recrystallization of α phase happen during 350-550 °C different tempering process, the room temperature microstructure transits from tempered martensite to tempered troostite and tempered sorbite. With the increase of tempering temperature, the solid solution strengthening and carbide precipitation strengthening gradually weaken, the strength and hardness of testing steel continuously decrease, while the plasticity and toughness gradually increase. The excellent strengthen and toughen matching of the testing steel is obtained i. e. with austenitizing at 900 and 920 °C for 30 min, water quenching and tempering at 450-520 °C for 2 h, the tensile strength of steel is 1 159-1 008 MPa, the yield strength is 1 107-944 MPa, the elongation after fracture is 11.8%-15.0%, the room temperature hardness is 336-293HBW, and the V-shaped impact absorption energy is 45.5-67.5 J, which could meet the requirements of strength and toughness of the central trough ledge.

Key Words: Slot Edge Steel 30MnSiCrMo; Quenching and Tempering; Microstructure; Strength and Toughness

刮板输送机是煤矿开采过程中的重要运输设备,能否正常运行直接决定采煤工作面的生产能力^[1-2]。而中部槽是刮板输送机的关键部件之一,是落煤运输的重要通道和主要受力部位^[3-4],复杂多变的受力状态及严苛的工作环境要求中部槽必须具有较高的强度、硬度和韧性,以及良好的耐磨和耐腐蚀性^[5-6]。传统槽帮钢 ZG30MnSi (0.26% ~ 0.34% C, 1.10% ~ 1.40% Mn, 0.60% ~ 0.80% Si, S ≤ 0.04%, P ≤ 0.04%, Al ≤ 0.05%), 调质处理后抗拉强度 ≥

690 MPa, 断后伸长率 ≥ 10%, 冲击吸收功 (V 型缺口) ≥ 25 J, 该槽帮钢存在强度不高, 且韧性不足等问题, 无法满足现代刮板输送机对槽帮铸件的性能要求。在传统槽帮钢基础上, 通过添加 Cr、Mo 等元素进行合金化处理, 提高槽帮钢的淬透性、回火稳定性及固溶强化效果, 并辅以适当的热处理可实现槽帮钢综合性能的改善。本文对新型槽帮钢 (0.28C-1.30Mn-0.62Si-0.20Cr-0.13Mo) 进行不同温度淬火、回火处理, 利用扫描电子显微镜、拉伸冲击试验

机、布氏硬度计等对新型槽帮钢的微观组织和力学性能进行测试表征,分析槽帮钢热处理后组织演变及性能变化,为新型槽帮钢的工业生产提供试验和理论支持。

1 试验材料和方法

试验钢由 250 kg 中频感应炉进行中试冶炼,采用树脂砂型浇铸成尺寸 (26 ~ 50) mm × 65 mm × 250 mm 的梯形横截面试件,其化学成分如表 1 所示。

表 1 试验 30MnSiCrMo 钢化学成分/%

Table 1 Chemical composition of test 30MnSiCrMo steel/%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti
0.28	0.62	1.30	0.015	0.009 1	0.20	0.13	0.13	0.026

在实际工业生产过程中,浇铸槽帮和梯形试块同时浇铸成型,并在梯形试块上取样测试评价槽帮的力学性能,因此,本文利用中试冶炼浇铸的梯形试块进行工艺探索试验。铸造试件正火后线切试样,随后试样在 900 ~ 920 °C 保温 30 min 后水冷,300 ~ 550 °C 保温回火 2 h。利用 MTS880 拉伸试验机和 JBN-300B 摆链式冲击试验机进行室温拉伸和 V 型冲击测试,TH608 布氏硬度计测量试样表面 3 点硬

度并取平均值;利用 JEOL JSM 7200F 扫描电镜进行微观组织和断口形貌观察。

2 结果与讨论

2.1 不同热处理下微观组织演变

图 1 为试验钢 900 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷后不同温度回火的微观组织。从图 1 中看出,试验钢经 900 °C 保温淬火后形成板条马氏体和少量残余奥氏体的室温组织,如图 1(a) 所示。试验钢在不同温度回火过程中发生马氏体分解^[7]、碳化物转变、聚集长大及 α 的回复再结晶^[8]。当低于 350 °C 回火时,淬火马氏体开始分解,碳原子有序化形成的碳化物从过饱和基体中析出^[9],随着回火温度的升高,碳化物析出量增加,马氏体的碳含量不断降低,室温下形成 α 相和 ϵ 碳化物的回火马氏体组织,如图 1(b)。当回火温度为 400 °C 时,大部分淬火马氏体分解,先析出的 ϵ -碳化物开始转变为细粒状 θ -碳化物(渗碳体)^[10],如图 1(c) 所示。当回火温度升至 450 °C 时,淬火马氏体完全分解,但板条或针状的组织结构依然清晰可见,碳化物也全部转变为细粒状渗碳体,室温下形成由 α 相和渗碳体构成的回火屈氏体^[11],如图 1(d)。当回火温度升至 500 °C 以上时,板条马氏体位错多边化形成亚晶粒, α 相出现

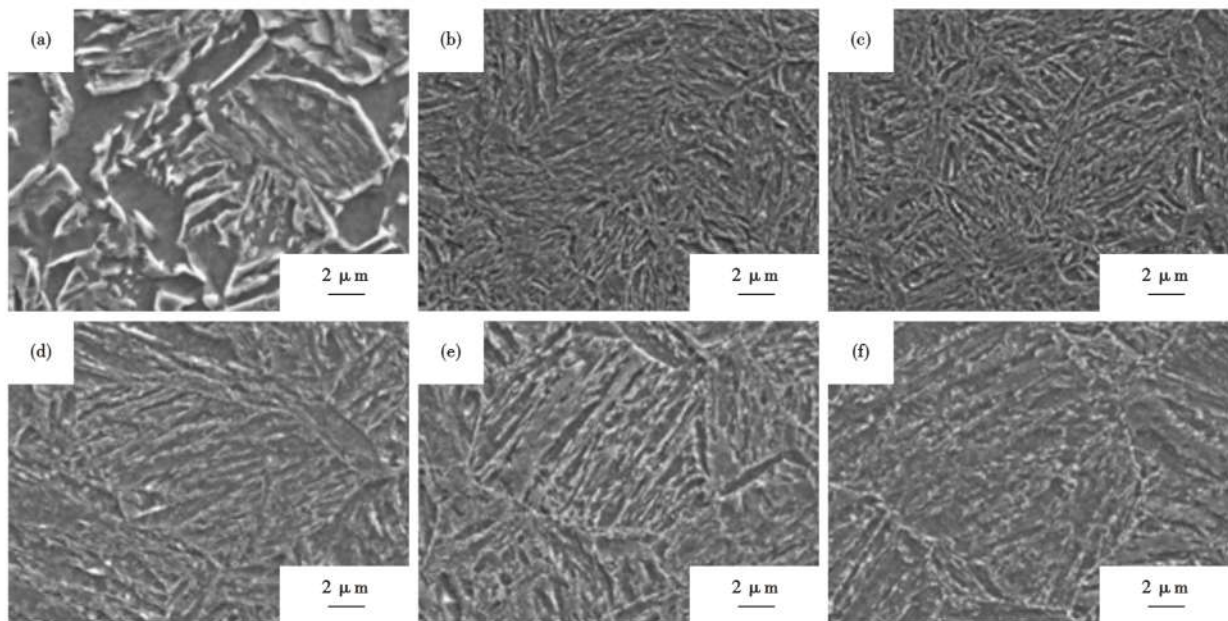


图 1 试验钢 900 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷(a)后进行 350 °C (b);400 °C (c);450 °C (d);500 °C (e);550 °C (f)回火的组织演变:(a)板条马氏体-残余奥氏体;(b)回火马氏体-碳化物;(c) (d)回火屈氏体;(e) (f)回火索氏体

Fig. 1 Microstructure evolution of testing steel austenitized at 900 °C for 30 minutes, water quenched (a), and followed by tempering at (b) 350 °C; (c) 400 °C; (d) 450 °C; (e) 500 °C; (f) 550 °C; (a) lath martensite-residual austenite; (b) tempered martensite-carbide; (c) (d) tempered troostite; (e) (f) tempered sorbite

回复或再结晶转变,微观组织由板条晶逐渐向等轴晶过渡^[12],同时细粒状渗碳体不断聚集粗化且组织结构更加均匀,室温下形成回复或再结晶的 α 相和渗碳体组成的回火索氏体,如图 1(e-f)。

图 2 为试验钢 920 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷后不同温度回火的微观组织。从图 2 中看出,试验钢经 920 °C 保温淬火后,马氏体的板条特征更加明

显,如图 2(a) 所示。随后不同温度回火过程中组织转变与 900 °C 淬回火基本一致,低于 350 °C 回火时碳化物不断析出而形成回火马氏体,如图 2(b) 所示。当 400 ~ 450 °C 回火时,马氏体的板条或针状特征依然保留,基体上均匀地分布着细粒状渗碳体,如图 2(c-d) 所示。当回火温度高于 500 °C 时, α 相发生回复或再结晶,粒状渗碳体聚集长大,如图 2(e-f) 所示。

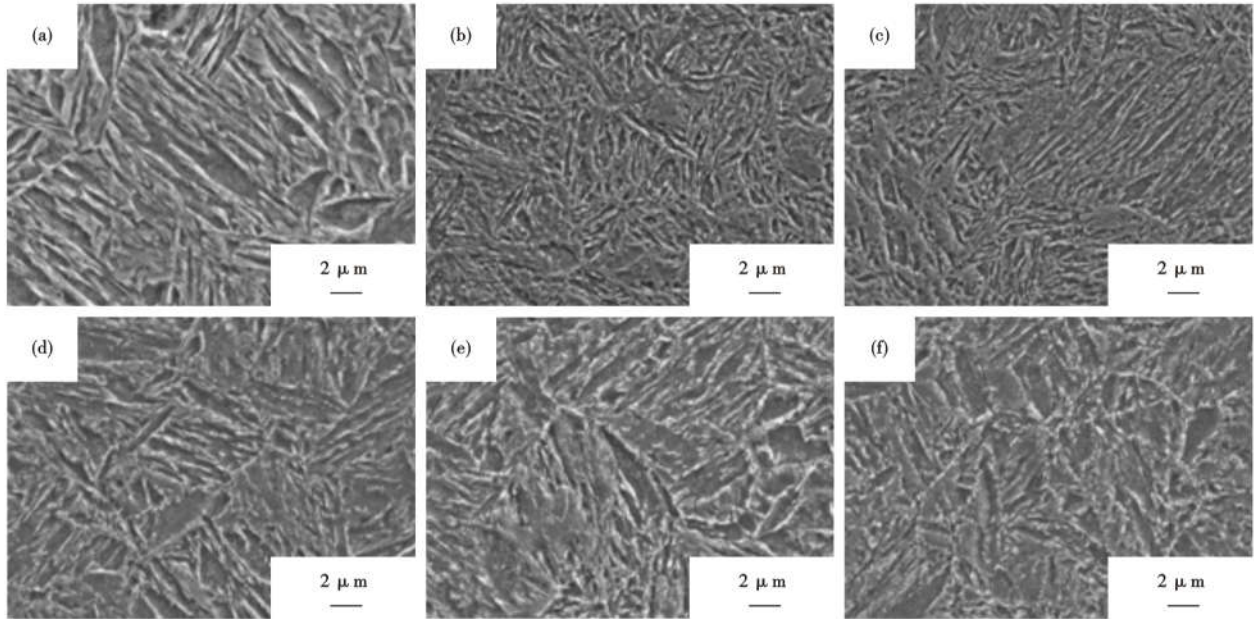


图 2 试验钢 920 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷(a)后进行 350 °C (b);400 °C (c);450 °C (d);500 °C (e);550 °C (f) 回火的组织演变:(a)板条马氏体-残余奥氏体;(b)回火马氏体-碳化物;(c)(d)回火屈氏体;(e)(f)回火索氏体

Fig.2 Microstructure evolution of testing steel austenitized at 920 °C for 30 minutes, water quenched (a), and followed by tempering at (b) 350 °C; (c) 400 °C; (d) 450 °C; (e) 500 °C; (f) 550 °C; (a) lath martensite-residual austenite; (b) tempered martensite-carbide; (c) (d) tempered troostite; (e) (f) tempered sorbite

2.2 不同热处理对力学性能的影响

试验钢经不同温度淬火-回火处理后工程应力-工程应变曲线如图 3 所示。从图 3 中看出,不同温度淬火-回火时,工程应力-工程应变曲线的变化趋势基本一致,试验钢在拉伸过程中存在明显的屈服

平台,回火温度越高,屈服平台越宽,这主要是溶质原子钉扎位错引起^[14-15]。随着回火温度的升高,试验钢的强度不断降低,断后伸长率不断升高,且 900 °C 与 920 °C 淬火对回火后的强度与塑性影响不明显。

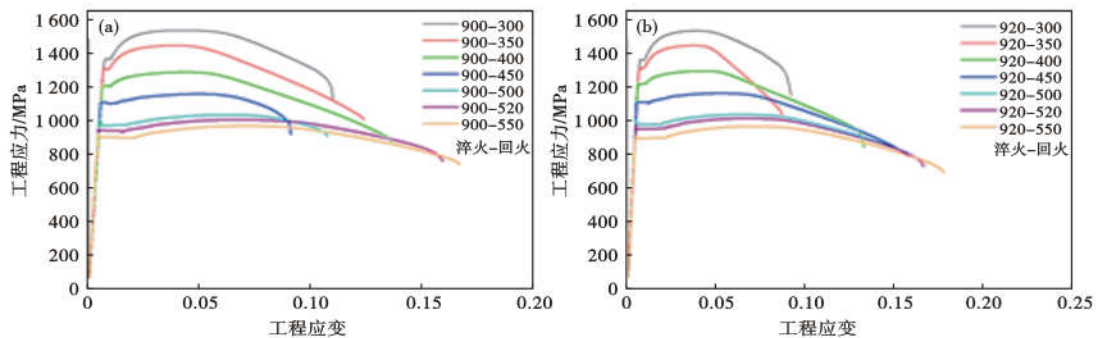


图 3 调质处理试验钢的工程应力-工程应变曲线:(a) 900 °C 淬火 + 300 ~ 550 °C 回火; (b) 920 °C 淬火 + 300 ~ 550 °C 回火
Fig.3 Engineering stress-strain curves of quenching and tempering treated testing steel: (a) quenched at 900 °C + tempered at 300-550 °C; (b) quenched at 920 °C + tempered at 300-550 °C

图 4 为试验钢经 900 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷后不同温度回火的力学性能变化趋势。从图 4 中看出,当低于 350 °C 回火时,淬火马氏体分解和碳化物析出,抗拉强度与屈服强度由 1 537 MPa 和 1 365 MPa 下降至 1 447 MPa 和 1 316 MPa;当回火温度为 400 °C 时,大量淬火马氏体分解转变,碳化物析出增加,基体固溶强化作用大幅减弱,抗拉强度与屈服强度迅速降至 1 286 MPa 和 1 206 MPa;当回火温度升至 450 °C 时,马氏体完全分解及粒状渗碳体形成,固溶强化与碳化物析出强化进一步减弱,抗拉强度与屈服强度下降至 1 158 MPa 和 1 107 MPa;随着回火温度升到 500 °C 以上时, α 相回复再结晶及渗碳体聚集长大,试验钢的抗拉强度与屈服强度由 1 035 MPa 和 973 MPa 下降至 964 MPa 和 894 MPa,如图 4(a) 所示。对于断后伸长率和断面收缩率,两

者均随着回火温度的上升而不断提高,当回火温度为 300 ~ 550 °C 时,断后伸长率由 10.5% 提高到 15.5%,断面收缩率由 36% 提高到 46%,如图 4(b) 所示。

图 5 为试验钢经 920 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷后不同温度回火的力学性能,由图 5 可知,920 °C 淬回火后力学性能的变化与 900 °C 淬火的性能一致,淬火温度对回火后的力学性能不明显,两者力学性能相差不大。随着回火温度的升高,抗拉强度与屈服强度不断降低,断后伸长率和断面收缩率逐渐增加,抗拉强度和屈服强度由 1 541 MPa 和 1 365 MPa 逐渐降至 965 MPa 和 895 MPa,断后伸长率由 10.0% 提高到 15.8%,断面收缩率由 38% 提高到 51%。

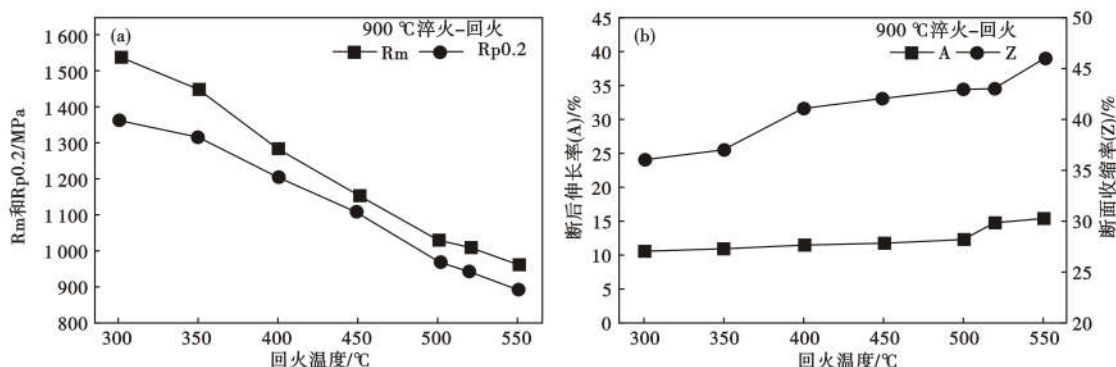


图 4 试验钢 900 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷后 300 ~ 550 °C 回火的力学性能

Fig. 4 Mechanical properties of testing steel austenitized at 920 °C for 30 minutes, water quenched, and followed by tempering at 300-550 °C

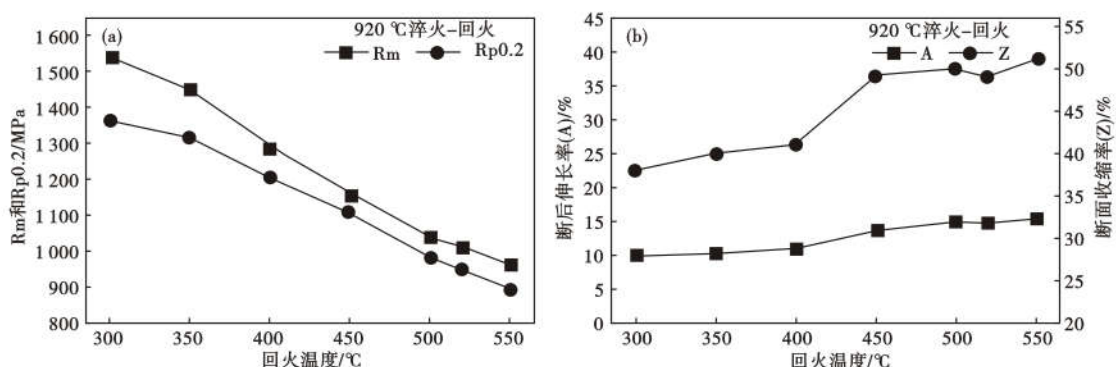


图 5 试验钢 920 °C 奥氏体化保温 30 min 水冷后 300 ~ 550 °C 回火的力学性能

Fig. 5 Hardness and impact energy of testing steel austenitized at 920 °C for 30 minutes, water quenched, and followed by tempering at 300-550 °C

图 6 为试验钢经 900、920 °C 淬火后不同温度回火的室温硬度和冲击性能。由图 6(a) 可知,随着回火温度的升高,试验钢的室温硬度不断下降,而冲击

吸收功呈连续上升趋势,当回火温度低于 350 °C 回火时,试验钢的室温硬度在 433 ~ 438 HBW,冲击吸收功为 20.0 ~ 21.5 J,当回火温度为 400 °C 时,淬火

马氏体分解转变和碳化物析出,试验钢的室温硬度降至 369HBW,此时组织中仍有未分解的马氏体,而且 α 相保持着板条或针状特征,此时冲击吸收功仅小幅增加至 25.5 J;当回火温度升至 450 $^{\circ}\text{C}$ 时,淬火马氏体全部分解和碳化物转变,基体内应力降低,试验钢的室温硬度降至 336HBW,冲击吸收功大幅提高到 45.5 J;当回火温度提高到 500 $^{\circ}\text{C}$ 以上时,由于 α 相回复再结晶以及渗碳体粗化,回火组织更加均匀,室温硬度由 301HBW 降至 283HBW,而冲击吸收功由 56.0 J 增加至 68.5 J。与 900 $^{\circ}\text{C}$ 淬回火相比,

920 $^{\circ}\text{C}$ 淬火后回火后室温硬度和冲击吸收功略高,而两种热处理后性能的变化趋势一致,如图 6(b) 所示。综合不同热处理条件下的力学性能结果,试验钢在 900、920 $^{\circ}\text{C}$ 淬火后 450 ~ 550 $^{\circ}\text{C}$ 回火时可以获得较好的力学性能,抗拉强度 1 159 ~ 964 MPa,断后伸长率 11.8% ~ 15.8%,冲击吸收功 45.5 ~ 71.0 J。

2.3 断口形貌分析

试验钢经 900 $^{\circ}\text{C}$ 、920 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化保温 30 min 水冷后不同温度回火的冲击断口形貌见图 7 和图 8。从图 7、图 8 中看出,当 400 $^{\circ}\text{C}$ 回火时,断口组织

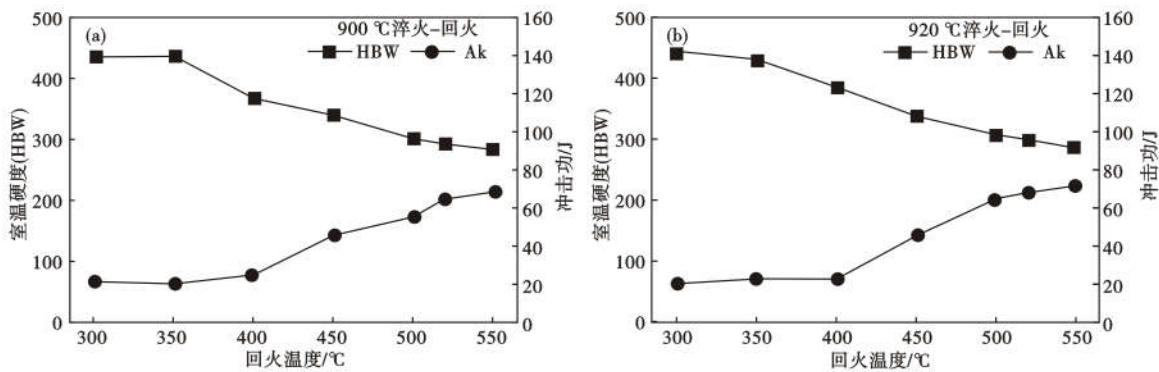


图 6 试验钢 (a) 900 $^{\circ}\text{C}$ 30 min 淬火和 (b) 920 $^{\circ}\text{C}$ 30 min 淬火后回火温度对室温硬度和冲击吸收功的影响

Fig. 6 Effect of tempering temperature on hardness and impact absorbed energy of testing steel quenched at (a) 900 $^{\circ}\text{C}$ for 30 min and (b) 920 $^{\circ}\text{C}$ for 30 min

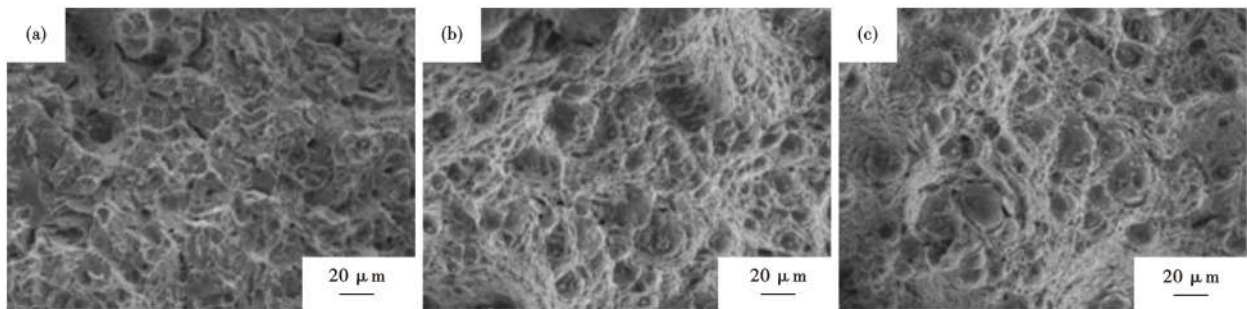


图 7 试验钢 900 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化保温 30 min 水冷后 (a) 400 $^{\circ}\text{C}$; (b) 450 $^{\circ}\text{C}$ 和 (c) 500 $^{\circ}\text{C}$ 回火的冲击断口 SEM 形貌

Fig. 7 SEM morphology of Impact fracture of testing steel austenitized at 900 $^{\circ}\text{C}$ for 30 minutes, water quenched, and followed by tempering at (a) 400 $^{\circ}\text{C}$; (b) 450 $^{\circ}\text{C}$ and (c) 500 $^{\circ}\text{C}$

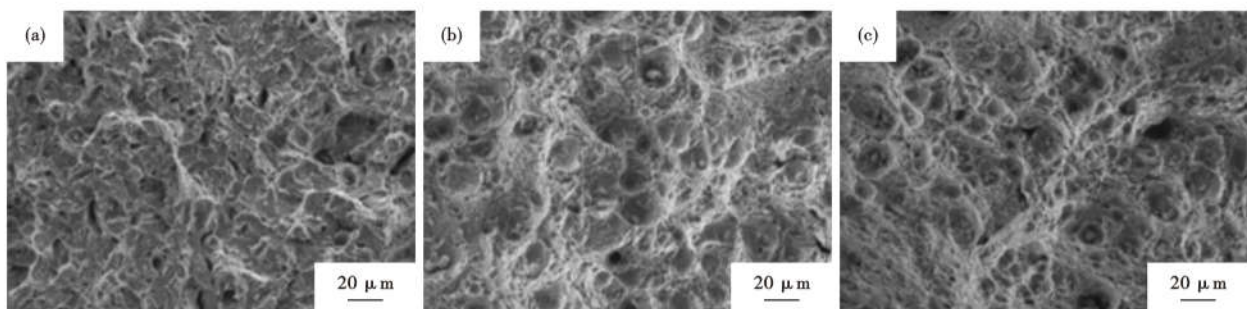


图 8 试验钢 920 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化保温 30 min 水冷后 (a) 400 $^{\circ}\text{C}$; (b) 450 $^{\circ}\text{C}$ 和 (c) 500 $^{\circ}\text{C}$ 回火的冲击断口 SEM 形貌

Fig. 8 SEM morphology of Impact fracture of testing steel austenitized at 920 $^{\circ}\text{C}$ for 30 minutes, water quenched, and followed by tempering at (a) 400 $^{\circ}\text{C}$; (b) 450 $^{\circ}\text{C}$ and (c) 500 $^{\circ}\text{C}$

中有韧窝较少且解理台阶明显,局部存在少量塑性形变的撕裂棱,主要为准解理断裂^[16-17],如图 7(a)和 8(a)所示。随着回火温度的升高,室温组织结构由回火马氏体向回火屈氏体转变,内应力随之降低,当回火温度为 450 ℃时,断口形貌中韧窝明显增多,局部存在少量的解理平台,试验钢的韧性有明显提高,如图 7(b)和 8(b)所示。随着回火温度提高到 500 ℃以上时,组织发生回复或再结晶,室温下形成回火索氏体组织,内应力大幅降低,断口韧窝数量显著增加,而且韧窝大而深,说明钢的韧性最好,如图 7(c)和 8(c)所示。

3 结论

(1)新型槽帮钢 30MnSiCrMo 钢在 900 ~ 920 ℃保温水淬后不同温度回火过程中,出现马氏体分解、碳化物转变、聚集长大及回复再结晶等转变过程,室

温组织由回火马氏体向回火屈氏体和回火索氏体过渡。

(2)随着回火温度的升高,新型槽帮钢 30MnSiCrMo 钢的强硬度降低,塑韧性不断提高,900 ℃、920 ℃淬火对回火后的力学性能影响不大,当 450 ~ 520 ℃回火时获得较高的强韧性匹配,抗拉强度在 1 159 ~ 1 008 MPa,屈服强度在 1 107 ~ 944 MPa,伸长率在 11.8% ~ 15.0%,硬度在 336 ~ 293HBW,冲击功在 45.5 ~ 67.5 J。

(3)新型槽帮钢 30MnSiCrMo 钢在 900、920 ℃淬火后低于 400 ℃回火时冲击断口形貌为准解理断裂,局部存在少量的撕裂棱;450 ℃回火时韧窝增多,主要以韧性断裂为主;当回火温度升至 500 ℃以上,韧窝多,且大而深,断口形貌为韧窝断裂。

参考文献

[1]张彪. 刮板输送机中部槽优化设计研究[J]. 自动化应用, 2020(3): 105-106 + 109.
 [2]宋艳斌. 刮板输送机中部槽焊接工艺研究[J]. 内燃机与配件, 2018(7): 124-126.
 [3]樊兵. 刮板输送机中部槽帮断裂失效研究与优化[J]. 机械管理开发, 2021,36(8): 95-96 + 120.
 [4]赵卫强. 铸焊中部槽使用寿命短原因分析[J]. 煤矿机械, 2018,39(12): 144-145.
 [5]杨恩建,王义亮,杨兆建. 采煤机直线截割工况下刮板输送机中部槽受力及应力分析[J]. 机械设计与制造, 2021(7): 212-216.
 [6]程风方,袁亮,李杰. 刮板输送机中部槽常见问题浅析[J]. 山东煤炭科技, 2016(12): 148-149.
 [7]王雅静. T8 钢淬火及回火组织转变的研究[J]. 山西冶金, 2017,40(5): 6-9.
 [8]姚可夫,钱滨,石伟,等. 马氏体回火过程中组织转变量预测的实验研究[J]. 金属学报, 2003,39(8): 892-896.
 [9]戴学诚,王施文,尹航,等. 形变量对马氏体组织低温回火过程的影响[J]. 金属热处理, 2019,44(12): 176-180.
 [10]刘国亮,唐梦兰,李栋,等. 42CrMo 钢回火组织演变及屈服强度预测[J]. 材料热处理学报, 2020,41(7): 144-150.
 [11]李志超,李维,唐荻,等. 回火温度对马氏体合金钢性能和组织的影响[C]. 第九届中国钢铁年会论文集,中国金属学会,2013: 2398-2403.
 [12]李康丽,李永志,孙国栋. 正火预热处理对 42CrMo 曲轴钢调质后的组织与性能影响[J]. 特殊钢, 2020,41(4): 26-29.
 [13]季峰,李仲昱,王晓国,等. 回火温度对 22MnCrNiMo 系泊链钢焊缝组织与性能的影响[J]. 特殊钢,2022,43(2): 69-74.
 [14]马青梅,李菁菁,张国文,等. 退火及冷却方式对 5182 铝合金屈服平台的影响[J]. 材料热处理学报, 2019,40(9): 21-25.
 [15]周文强,潘利波,王立辉,等. 低合金高强钢平整延伸率的控制与屈服平台的消除[J]. 武钢技术, 2016,54(5): 49-53.
 [16]束德林. 工程材料力学性能[M]. 北京:机械工业出版社,2000.
 [17]秦紫瑞,魏广升,郭宁. 新型铸造双相不锈钢的断口形貌分析[J]. 上海金属, 1999,21(2): 48-53.

**欢迎全国冶金、机械、耐材及相关
行业在《特殊钢》杂志上刊登工艺设备
和技术、产品研发宣传广告**

联系人:陈颖 电话:13812128736