

加热与热处理

淬火回火工艺对热轧高强钢组织和力学性能的影响

于永梅¹, 熊凡皓¹, 李治国²

(1. 沈阳化工大学 机械与动力工程学院, 辽宁 沈阳 110142; 2. 华鲁锻压机床有限公司, 山东 泰安 271000)

摘要: 对热轧高强钢通过盐浴实验进行了不同温度的淬火回火处理, 并对实验钢的组织演变与力学性能进行检测。结果表明: 在淬火回火工艺下, 随退火温度的升高, 马氏体含量增多, 铁素体含量减少, 残余奥氏体下降。采用“两次淬火+回火”工艺来细化晶粒, 随回火温度的升高, 马氏体回火程度增加, 同时贝氏体和残奥含量有所增多。与淬火回火工艺相比, “两次淬火+回火”工艺下残余奥氏体含量增加, 伸长率升高 4%, 冲击韧性明显提高, 但屈服强度和抗拉强度分别降低 345 和 220 MPa。在“两次淬火+400 °C 回火”时, 实验钢获得强塑性的最优匹配, 此时屈服强度、抗拉强度分别为 660 和 995 MPa, 伸长率为 26.9%, -20 °C 和 -40 °C 下冲击功分别为 84.06 和 65.23 J。

关键词: 热轧高强钢; 淬火回火; 组织演变; 力学性能; 强塑性

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2025.07.027

中图分类号: TG161

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2025) 07-0219-08

Influence of quenching and tempering process on organization and mechanical properties for hot-rolled high-strength steel

Yu Yongmei¹, Xiong Fanhao¹, Li Zhiguo²

(1. School of Mechanical and Power Engineering, Shenyang Chemical University, Shenyang 110142, China;

2. Hualu Forging Machine Co., Ltd., Taian 271000, China)

Abstract: The hot-rolled high-strength steel was subjected to quenching and tempering treatment at different temperatures by salt bath experiments, and the microstructure evolution and mechanical properties of the experimental steel were detected. The results show that under the quenching and tempering process, with the increasing of annealing temperature, the martensite content increases, the ferrite content decreases, and the residual austenite decreases. The “double quenching and tempering” process is used to refine the grains, and with the increasing of tempering temperature, the tempering degree of martensite increases, and the content of bainite and residual austenite increases. Compared with the quenching and tempering process, the residual austenite content of the “double quenching and tempering” process is increased, the elongation is increased by 4%, and the impact toughness is significantly improved, but the yield strength and tensile strength are decreased by 345 and 220 MPa, respectively. In the case of “double quenching and 400 °C tempering”, the experiment steel obtains the optimal match of strength and plasticity. At this time, the yield strength and tensile strength are 660 and 995 MPa, respectively, the elongation is 26.9%, and the impact energies at -20 and -40 °C are 84.06 and 65.23 J, respectively.

Key words: hot-rolled high-strength steel; quenching and tempering; microstructure evolution; mechanical properties; strength and plasticity

在热轧钢铁生产中, 淬火回火^[1-2] (Quenching and Tempering, QT) 是最主要也是最常用的热处理工艺。淬火的目的是改善钢的强度和硬度, 但淬火时因内外温差过大会产生内应力, 为消除残余内应力, 实现强度与韧性之间的协调^[3-5], 必须进行不

同的回火处理, 因此, 淬火与回火是不可分割、紧密相连的两个热处理过程。文献 [6] 指出, 采用两相区淬火工艺可以细化晶粒、提升钢材的低温韧性等性能。与完全淬火不同, 该工艺使得材料中含有铁素体相, 而铁素体相具有典型的软韧性。然而, 当铁素体相含量较高时, 会导致材料的强度下降。Ji L 等^[7]在淬火和高温回火之间引入了两相区淬火工艺, 并通过调节工艺参数来控制材料中铁素体和马氏体的比例。此方法在不过多降低材料强度的情况下提高了韧性, 从而满足了材料的力学性能要求。Saastamoinen A 等^[8]研究了热轧钢淬火后不同回火

收稿日期: 2024-07-24; 修订日期: 2024-11-03

基金项目: 国家自然科学基金面上资助项目 (51974085)

作者简介: 于永梅 (1974-) 女, 博士, 副教授, 硕士生导师

E-mail: Yongmei_yu@126.com

通信作者: 李治国 (1998-), 男, 硕士研究生

E-mail: 2106751839@qq.com

温度下的组织和力学性能，随回火温度的增加，钢中的位错密度逐渐减少，导致其强度下降，但韧性得到明显提高。Wen Z R 等^[9]研究了完全淬火回火工艺对调质钢的冲击和耐磨性的影响，发现此工艺下调质钢比传统调质工艺下调质钢的冲击性能和耐磨性都有所提高。张蒙^[10]通过研究发现，采用两相区淬火-回火工艺，NM500 耐磨钢的韧性和低温回火稳定性均得到显著提高。郎雪琴等^[11]研究发现临界区淬火-高温回火后，30CrMoA 钢的组织更加均匀，其强度、塑性及韧性均优于常规淬火。

淬火回火工艺在热轧高强钢的生产和研究中起着至关重要的作用，可以有效控制热轧高强钢的组织结构，以提高钢材的综合性能。本文采用淬火回火工艺，并研究不同退火温度下组织与力学性能的变化。在 QT 工艺下，材料的强度较高、塑性较差，为了提高塑性，对工艺进一步优化，采用“两次淬火+回火”工艺，两次淬火可以细化晶粒，达到改善塑性的效果，通过探究不同回火温度下组织演变及力学性能的变化，实现强度与塑性的最佳匹配。

1 实验材料与工艺

表 1 为本实验钢的化学成分。其中，0.16% 的

C 有利于提高热轧高强钢的韧性和可加工性。1.29% 的 Si 可有效抑制碳化物的析出，1.79% 的 Mn 能有效增加奥氏体的稳定性，0.315% 的 Cr 能够提高钢材的强度和韧性。此外，还添加了少量的微合金元素 Nb 和 Ti，以有效细化奥氏体晶粒。

表 1 实验钢的化学成分（%，质量分数）
Table 1 Chemical compositions of experimental steel
（%，mass fraction）

C	Si	Mn	Cr	Al	Nb	Ti	Fe
0.16	1.29	1.79	0.315	0.05	0.028	0.017	余量

将热轧后的 6 mm 厚度的热轧板制备成标距为 25 mm 的拉伸试样。对加工好的拉伸试样进行淬火回火处理，其热处理工艺示意如图 1 所示。图 1a 为淬火回火工艺，将试样分别加热至 810 和 870 ℃，等温 600 s 后水淬，再以 400 ℃ 进行回火，等温 300 s 后空冷至室温。将淬火回火工艺的试样命名为 QT-XX，其中 XX 为退火温度。图 1b 为“两次淬火+回火”工艺，将试样加热至 900 ℃ 下等温 600 s 后水淬，再加热到 870 ℃ 下等温 300 s 后水淬，然后分别在 200 和 400 ℃ 的盐浴炉中等温回火 300 s 后空冷至室温。将“两次淬火+回火”工艺的试样命名为 WT-XX，其中 XX 为回火温度。

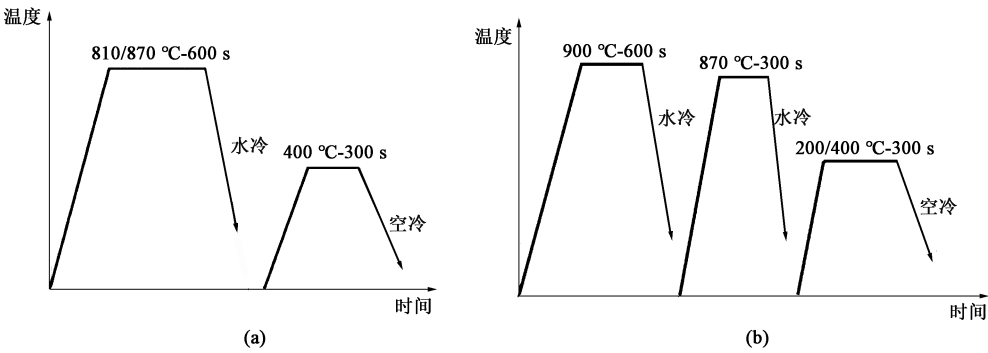


图 1 热处理工艺示意图
(a) 淬火回火工艺 (b) “两次淬火+回火”工艺

Fig. 1 Schematic diagrams of heat treatment processes
(a) Quenching and tempering process (b) “Double quenching + tempering” process

将热处理后的试样通过研磨、抛光、腐蚀后，采用扫描电子显微镜（Scanning Electron Microscope, SEM）进行组织观察，采用电子背散射衍射（Electron Back-Scattered Diffraction, EBSD）进行物相分析，为测定残余奥氏体的含量，对不同工艺的试样做 X 射线衍射（X-Ray Diffraction, XRD）检测，确定各衍射峰的晶面指数，并用式（1）^[12]、式（2）^[13]和式（3）^[14]来计算实验钢中的残余奥氏体

含量及其含碳量。

$$V_{\gamma} = 1.4I_{\gamma}/(I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}) \tag{1}$$

$$a_{\gamma} = \lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}/2\sin\theta \tag{2}$$

$$C_{\gamma} = (a_{\gamma} - 3.547)/0.046 \tag{3}$$

式中： V_{γ} 为残余奥氏体体积分数； I_{γ} 为奥氏体（200）、（220）和（311）晶面衍射峰的平均积分强度； I_{α} 为铁素体（200）和（211）晶面衍射峰的平均积分强度； C_{γ} 为残余奥氏体碳含量（%，质量分

数); a_{γ} 为残余奥氏体点阵常数; λ 为入射线波长 (CuK α 射线, 波长为 1.54060\AA); $(h\ k\ l)$ 为晶面指数, 碳含量计算时选取奥氏体 (200) $_{\gamma}$ 衍射峰; θ 为布拉格角, 即 X 射线入射方向与晶面之间的夹角。

其次, 按照 GB/T 228.1—2021^[15] 进行拉伸试验, 依据 GB/T 229—2020^[16] 进行冲击韧性试验, 每组试验均取 3 个试样的平均值进行分析, 以确保数据的准确性。

2 实验结果与讨论

2.1 显微组织及元素分析

图 2 为不同淬火回火工艺下试样的显微组织形貌。如图 2 所示, 室温组织主要由铁素体和回火马氏体组成, 并含有少量残余奥氏体和贝氏体。由图 2a

可以观察到, 在退火温度为 $810\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 室温组织中含有较多的多边形铁素体 (F) 和回火马氏体 (M), 马氏体以不规则的长条状或岛状与铁素体构成双相形貌。奥氏体主要沿铁素体晶界生长, 形成不规则的长条状或岛状形貌。在后续淬火过程中, 这部分不规则的奥氏体转变为马氏体, 经回火后马氏体转变为回火马氏体。由图 2b 可知, 当退火温度为 $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 奥氏体的体积分数明显提高, 并在淬火时形成了大面积的板条状马氏体 (M) 组织。同时, 铁素体含量减少, 尺寸也明显变小。如图 2c 所示, $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火时, 淬火马氏体在回火等温过程中伴随着碳化物析出, 在 SEM 下观察到凹凸不平的亚结构; 而在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火时, 组织中回火马氏体呈块状, 并伴有少量残余奥氏体 (RA) 和粒状贝氏体 (B) 组织, 而粒状贝氏体是由富碳的残余奥氏体转变来的, 如图 2d 所示。

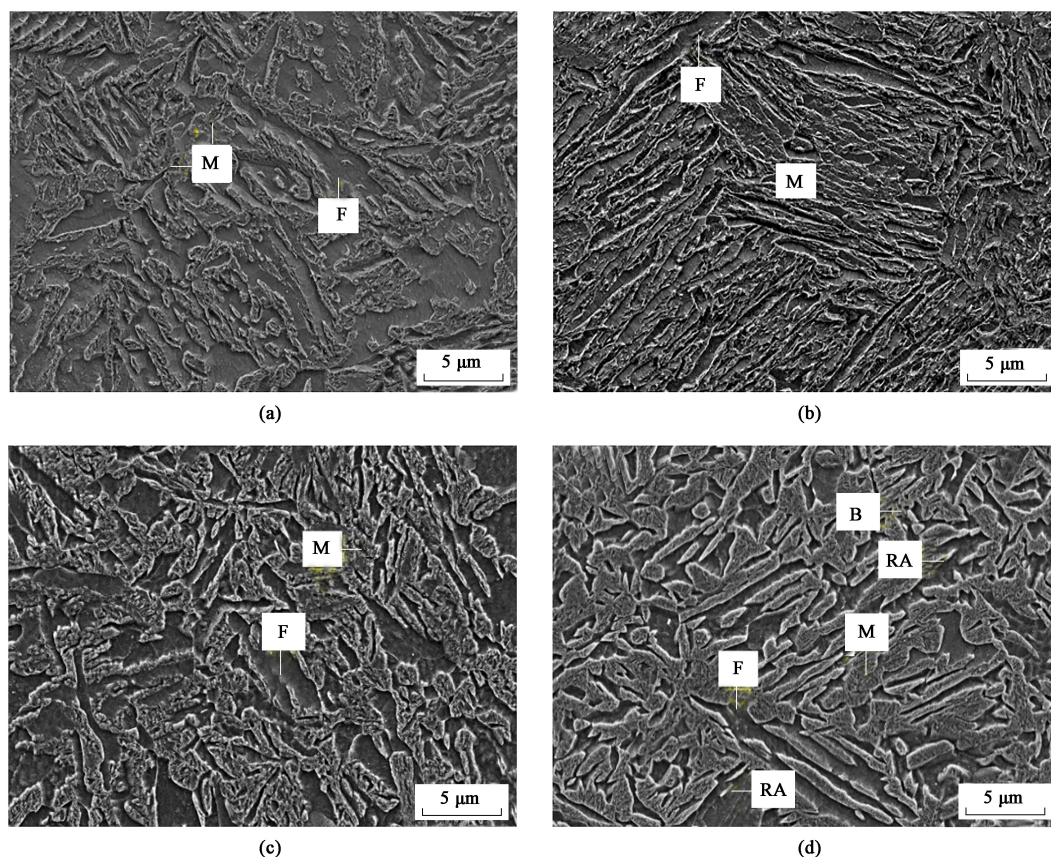


图 2 不同淬火回火工艺下试样的微观组织形貌

(a) QT-810 (b) QT-870 (c) WT-200 (d) WT-400

Fig. 2 Microstructural morphologies of samples under different quenching and tempering processes

2.2 残余奥氏体体积分数及含碳量

不同淬火回火工艺下实验钢的 XRD 图谱如图 3 所示, 相应的残余奥氏体的体积分数和含碳量总结在表 2 中。在淬火回火工艺中, 退火温度从 $810\text{ }^{\circ}\text{C}$

升至 $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 残余奥氏体分数从 6.8% 下降至 4.3% , 含碳量有所增加, 从 1.07% 增加至 1.12% 。当退火温度较高时, 加热过程中生成的奥氏体体积分数增加, 淬火过程中有更多的奥氏体转变为马氏

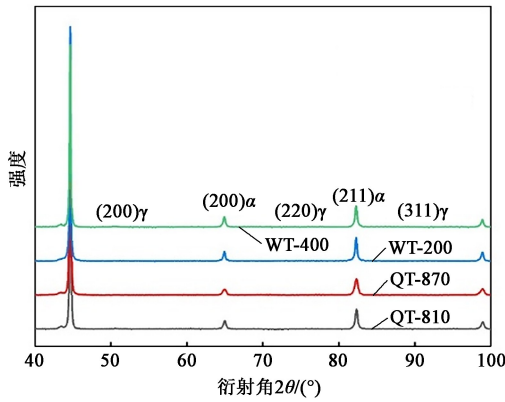


图 3 不同淬火回火工艺试样的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD spectra of samples under different quenching and tempering processes

表 2 不同淬火回火工艺下试样的残余奥氏体体积分数和含碳量 (%)

Table 2 Volume fraction and carbon content of retained austenite for samples under different quenching and tempering processes (%)

试样	QT-810	QT-870	WT-200	WT-400
V_γ	6.8	4.3	11.6	10.3
C_γ	1.07	1.12	0.9	1.25

体，残余奥氏体体积分数下降。在“两次淬火+回火”工艺下，回火温度从200℃升高到400℃，残

余奥氏体分数略有下降，从11.6%下降至10.3%，但含碳量从0.9%增加至1.25%。由于奥氏体化温度相同，当回火温度较高时，等温回火过程中有更多的奥氏体向贝氏体转变，导致残余奥氏体含量减小。经过两次淬火后，实验钢的残余奥氏体体积分数比一次淬火时要高，通过两次淬火可以提高残余奥氏体的含量。

2.3 EBSD 结果分析

图4为不同淬火回火工艺下实验钢的EBSD结果。图4为带有残余奥氏体相的条带斜率(Band Slope, BS)图，其中细小点状区域为FCC结构的奥氏体相，块状区域为BCC结构相，由条带斜率和内部亚结构来区分具体组织。图4a“淬火回火”中的铁素体由于缺陷最少，因此具有最高的BS值；而经回火后生成的回火马氏体具有较低的BS值，且内部有大量晶界存在；新鲜马氏体(M_1)则由于高碳含量和高缺陷密度而呈现出最低的BS值。此外，贝氏体(B)内部包含贝氏体铁素体、残余奥氏体及 M_1 。其中，贝氏体铁素体的BS值与回火马氏体相近，但其中亚结构很少。细小点状区域内的残余奥氏体多为长条状，且含量较少，而在图4b“两次淬火+回火”中，组织明显变为块状，含量增加且更加均匀，贝氏体组织也明显增多。残余奥氏体的含量从0.22%增加至0.82%，这与XRD检测结果的规律相符合。

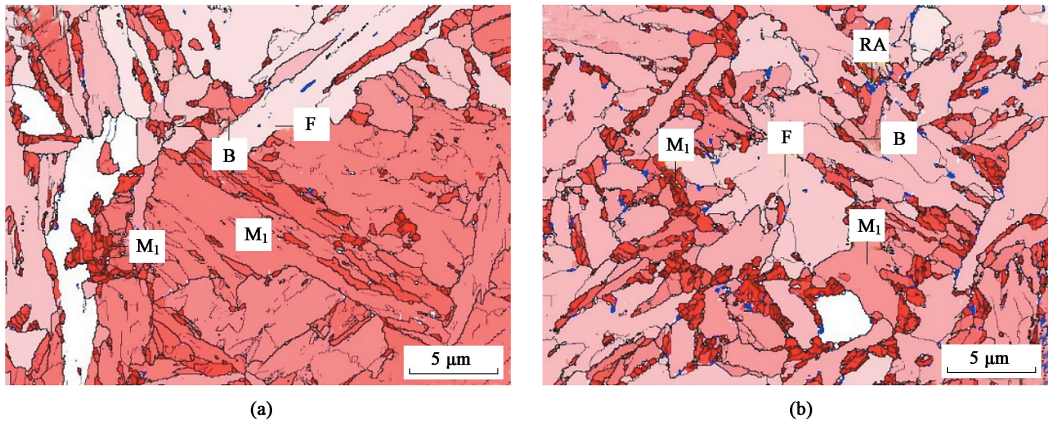


图 4 不同淬火回火工艺下试样的 EBSD 结果

(a) QT-870 (b) WT-400

Fig. 4 EBSD results of samples under different quenching and tempering processes

图5为不同淬火回火工艺下试样中心的平均取向差(Kentron Average Misorientation, KAM)图与BCC的局部取向差分布图。如图5a和图5b所示，各组织之间的黑色线条可侧面理解为位错密度，基本都在小角度晶界。在QT-870试样中，位错大多分布在马氏体，少量分布在贝氏体，而在WT-400中

位错更多地分布在贝氏体或马氏体。再结合图5c和图5d可知：在QT-870试样中，实验钢的平均局部取向差为0.63°；经两次淬火的WT-400试样中，平均局部取向差下降为0.54°，整体位错密度相对较小，随淬火次数的增加，实验钢在相变过程中的残余应力得到释放，减少了位错的产生和积累，从而

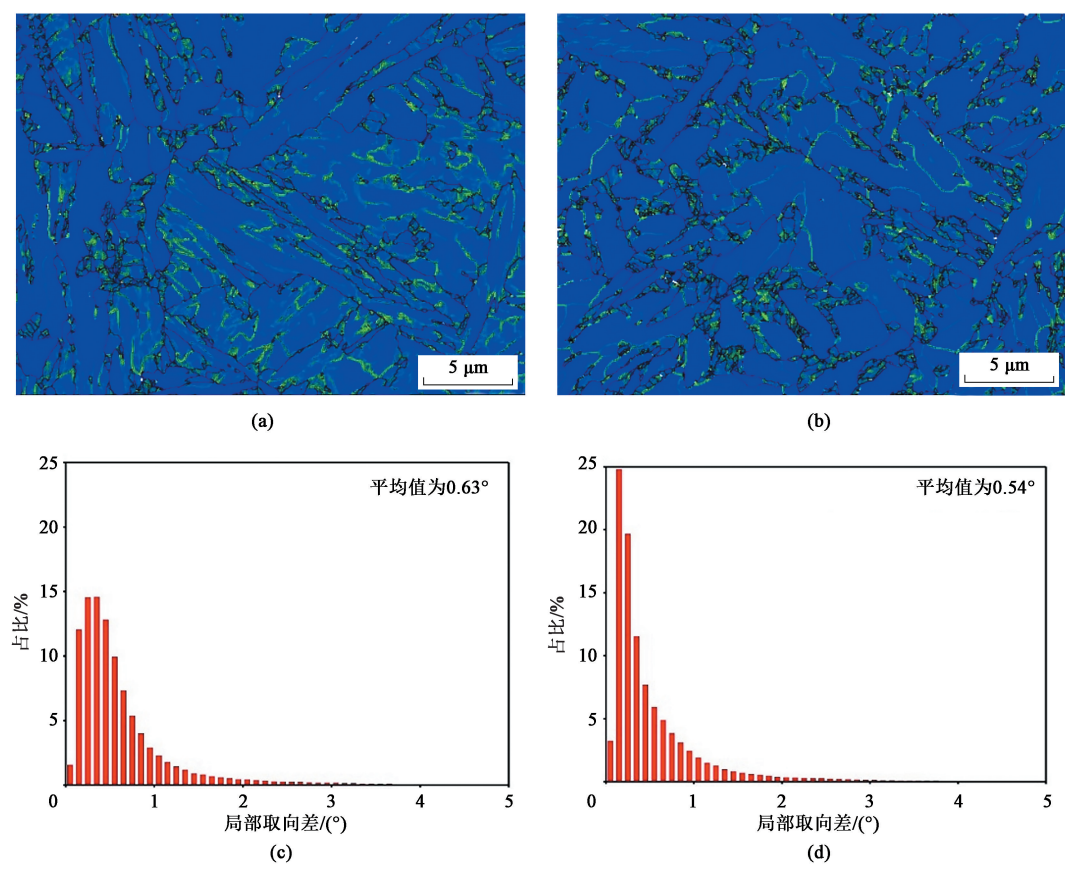


图 5 不同淬火回火工艺下试样的 KAM 与 BCC 局部取向差
(a) QT-870, KAM (b) WT-400, KAM (c) QT-870, 局部取向差 (d) WT-400, 局部取向差
Fig. 5 KAM and local misorientation of BCC for samples under different quenching and tempering processes
(a) QT-870, KAM (b) WT-400, KAM (c) QT-870, local misorientation (d) WT-400, local misorientation

使位错密度有所下降，使得材料在变形过程中位错的滑移作用减弱，导致实验钢的强度降低，塑性上升。

图 6 为不同淬火回火工艺下晶粒尺寸统计图。从图 6 中可以看出，两种工艺的晶粒尺寸均主要集

中在 300~900 nm 之间。图 6a 为 QT-870 试样的晶粒尺寸统计图，尺寸在 300~900 nm 之间的晶粒占 88.32%，残余奥氏体的晶粒尺寸为 300~500 nm。尺寸为 1.1~1.9 μm 之间的晶粒占总量的 8.37%，

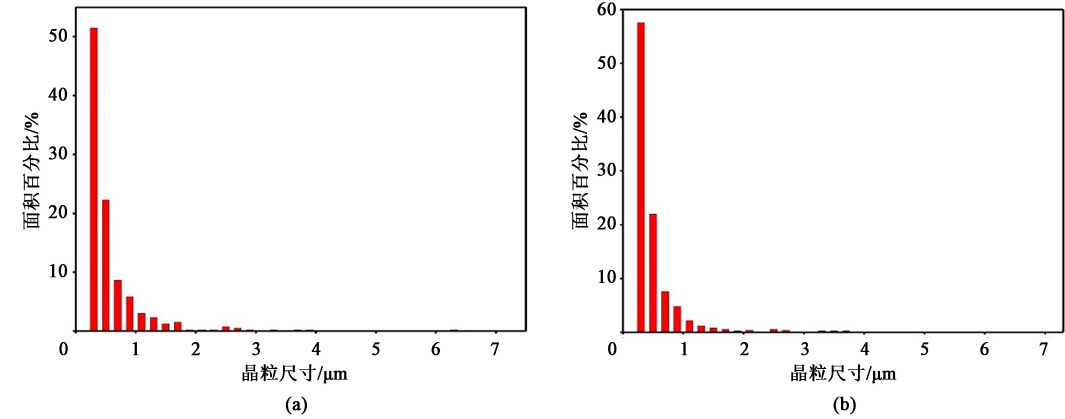


图 6 不同淬火回火工艺下试样的晶粒尺寸
(a) QT-870 (b) WT-400
Fig. 6 Grain sizes of samples under different quenching and tempering processes

还有更少部分晶粒在 6.3~8.5 μm 之间。图 6b 为 WT-400 试样的晶粒尺寸统计图。尺寸在 300~900 nm 之间的晶粒占比约为 91.97%，残余奥氏体的晶粒尺寸大多为 300 nm，1.1~1.9 μm 尺寸的晶粒占 5.11%，6.9 μm 尺寸的晶粒占 0.14%。两次淬火工艺的小尺寸（300~900 nm）晶粒比一次淬火工艺多 3.7%，大尺寸（1.1~1.9 μm）晶粒减少了 3.3%，说明经过两次淬火后，晶粒明显细化。

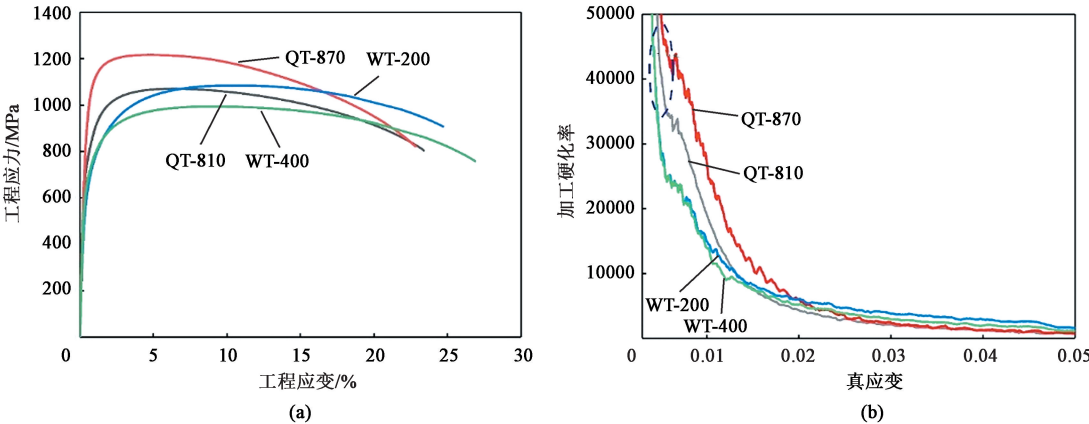


图 7 不同淬火回火工艺下试样的力学性能和加工硬化行为
(a) 工程应力-工程应变曲线 (b) 加工硬化率曲线

Fig. 7 Mechanical properties and work hardening behavior of samples under different quenching and tempering processes
(a) Engineering stress-engineering strain curves (b) Work hardening rate curves

表 3 不同淬火回火工艺下试样的力学性能

Table 3 Mechanical properties of samples under different quenching and tempering processes

试样	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	伸长率/%	屈强比	强塑积/ (MPa·%)
QT-810	805	1095	23.4	0.73	25623
QT-870	1005	1215	22.8	0.83	27702
WT-200	620	1085	24.7	0.57	26800
WT-400	660	995	26.9	0.66	26766

在淬火回火工艺下，不同退火温度的实验钢具有较高的强度，屈服强度在 805~1005 MPa 范围内，抗拉强度在 1095~1215 MPa 范围内，而伸长率的范围为 22.8%~23.4%。当退火温度为 870 ℃ 时性能较好，屈服强度和抗拉强度分别为 1005 和 1215 MPa，伸长率为 22.8%，屈强比为 0.83，强塑积为 27702 MPa·%。当退火温度从 810 ℃ 升高到 870 ℃，实验钢的强度有所增大，屈服强度和抗拉强度各增加了 200 和 120 MPa，但伸长率减小了 0.6%。随退火温度的升高，板条马氏体的含量增多，在相同的回火温度下，

2.4 拉伸性能分析

图 7 为实验钢在不同淬火回火工艺下的工程应力-工程应变曲线及其相应的加工硬化曲线。图 7a 为不同热处理工艺的工程应力-工程应变曲线，其对应的力学性能如表 3 所示，在不同热处理工艺下所有试样均呈现出连续屈服的特点。退火温度越高，强度越大，但塑性较差；回火温度越高，会降低强度，提高塑性。

生成的贝氏体也会增加，马氏体和贝氏体组织的增多提高了强度，铁素体、贝氏体铁素体以及残余奥氏体等软相组织则保证了塑性。

在“两次淬火+回火”工艺下，不同回火温度的实验钢的伸长率较好。屈服强度在 620~660 MPa 范围内，抗拉强度在 995~1085 MPa 范围内，伸长率的范围在 24.7%~26.9%。在 400 ℃ 回火时综合力学性能最佳，实验钢的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 660 MPa、995 MPa 和 26.9%，屈强比为 0.66，强塑积为 26766 MPa·%。在“两次淬火+回火”工艺下的强度明显下降，并且随回火温度的升高，实验钢的屈服强度增加 40 MPa，伸长率提高了 2.2%，抗拉强度却减小了 90 MPa。在 200 ℃ 回火时，由于此回火温度较低，室温组织中回火马氏体较多，所以，此温度下抗拉强度较大。当回火温度从 200 ℃ 升高到 400 ℃ 时，回火马氏体减少，在淬火过程保留下来的残余奥氏体转变为贝氏体，且残余奥氏体的含量也有所增加，软相组织的增多在提高塑性的同时却降低了抗拉强度。可以看出，在较高回火温度下，材料的屈服强度和塑性有一定提高。

图 7b 为加工硬化曲线。加工硬化率随真应变的增加先快速下降，小幅度波动后，再缓慢下降。快速下降阶段主要是由于铁素体的变形，铁素体中的位错密度较低，因而加工硬化能力较弱。在不同退火温度工艺下，加工硬化曲线随真应变的增加有小幅上升，这与马氏体和贝氏体的变形有关，由于残余奥氏体含量较低，因此，相变诱发塑性（Transformation-Induced Plasticity, TRIP）效应的发生概率也相对较小。TRIP 效应的发生，通过释放应力和抑制微孔的聚合、长大来提高材料的塑性。随着真应变的增加，加工硬化率逐渐降低直至为 0，这一过程中马氏体和贝氏体中存在更高的位错密度，相互交缠，实现整体加工硬化能力的提高。当退火温度为 870 ℃ 时，由于室温组织中铁素体含量较少，回火马氏体的含量较多，导致实验钢的初始加工硬化率较高。

2.5 冲击性能分析

图 8 为淬火回火工艺和“两次淬火+回火”工

艺下的冲击功变化。表 4 为软相铁素体、残余奥氏体与硬相马氏体、贝氏体的比例。两次淬火可以明显提高实验钢的冲击韧性。由图 8a 可知，在淬火+回火工艺下，随退火温度的升高，实验钢的冲击功增加。在-20 和-40 ℃ 的环境下，退火温度 870 ℃ 时的冲击功比 810 ℃ 时要高，结合表 4 可知，这是因为在 870 ℃ 淬火时室温组织中铁素体的含量减少，回火马氏体的含量增加，硬相组织的增多导致冲击韧性增大。由图 8b 和表 4 可知，在“两次淬火+回火”工艺下，回火温度越高，冲击功越大。在 200 ℃ 低温回火时，组织中大量的回火马氏体使得实验钢中的硬相组织过多，裂纹容易在软硬相界面处产生分离，导致冲击韧性较低；而在 400 ℃ 回火时，软硬相比比例为 2：8，马奥岛数量增多，少量残余奥氏体转变为贝氏体，贝氏体不但强度高，韧性也很好，此时软硬相比比例匹配适中，使实验钢的冲击功升高。

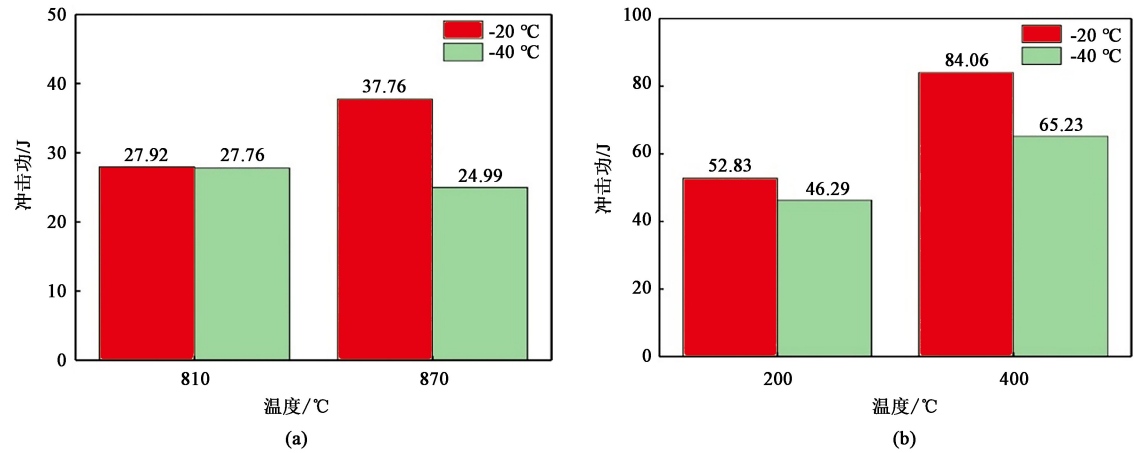


图 8 不同淬火回火工艺下试样的冲击性能
(a) QT-810/870 (b) WT-200/400

Fig. 8 Impact performances of samples under different quenching and tempering processes

表 4 不同淬火回火工艺下试样的软硬相比比例

Table 4 Software-to-hardware ratios of samples under different quenching and tempering processes				
试样	QT-810	QT-870	WT-200	WT-400
软硬相比比例	5.7：4.3	5.4：4.6	2.1：7.9	2：8

综合来看，结合显微组织与 EBSD 结果及软硬相的比例可知，WT-400 实验钢具有较好的综合力学性能，在较好的强度和塑性的同时，冲击韧性有明显提高，在-20 和-40 ℃ 条件下的最大值分别为 84.06 和 65.23 J。

3 结论

- (1) 淬火回火工艺下，随退火温度的升高，热轧高强钢中马氏体含量增多，铁素体含量减少。在“两次淬火+回火”工艺下，随回火温度的升高，组织中贝氏体和残奥含量增多。
- (2) 在两组淬火回火工艺下，热轧高强钢中残奥含量随退火和回火温度的升高而降低，“两次淬火+回火”工艺比淬火回火工艺下的残余奥氏体含量高 6%，回火马氏体晶粒尺寸减小，而新鲜马氏体含量增多。马氏体内的平均位错密度也有所下降。

(3) 淬火回火工艺下,大量的马氏体提高热轧高强钢的强度却降低了塑性,也提高了其加工硬化率。由淬火回火增加至“两次淬火+回火”时,屈服强度下降了 345 MPa、抗拉强度下降了 220 MPa,但伸长率增加了 4.1%。WT-400 实验钢具有优异的强度与塑性的匹配,其屈服强度为 660 MPa,抗拉强度为 995 MPa,伸长率为 26.9%。

(4) 淬火回火工艺下试样的冲击功较小;“两次淬火+回火”工艺下试样的冲击功明显增大,冲击性能变得更好。WT-400 试样的软硬相比比例匹配适中,冲击性能达到最大值,在-20 和-40 ℃条件下分别为 84.06 和 65.23 J。

参考文献:

- [1] Edmonds D V, He K, Rizzo F C, et al. Quenching and partitioning martensite-A novel steel heat treatment [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2006, 438: 25-34.
- [2] Clarke A J, Klemm-Toole J, Clarke K D, et al. Perspectives on quenching and tempering 4340 steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51 (10): 4984-5005.
- [3] Morsdorf L, Kashiwar A, Kubel C, et al. Carbon segregation and cementite precipitation at grain boundaries in quenched and tempered lath martensite [J]. *Materials Science & Engineering, A*, 2023, 862: 144369.
- [4] 徐建新, 崔勇志, 刘兵飞. 温度循环对 30CrMnSiNi2A 钢力学性能的影响 [J]. *锻压技术*, 2023, 48 (3): 201-210.
Xu J X, Cui Y Z, Liu B F. Influence of temperature cycle on mechanical properties of 30CrMnSiNi2A steel [J]. *Forging & Stamping Technology*, 2023, 48 (3): 201-210.
- [5] 孔玉强, 李伟, 段朋. 预应变对高强度低合金钢性能和组织的影响 [J]. *锻压技术*, 2024, 49 (4): 219-225.
Kong Y Q, Li W, Duan P. Influence of pre-strain on properties and microstructure for high strength low alloy steel [J]. *Forging & Stamping Technology*, 2024, 49 (4): 219-225.
- [6] 覃展鹏, 王红鸿, 童志, 等. 亚温淬火工艺对低碳低合金高强钢组织及性能的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2017, 38 (9): 142-147.
Tan Z P, Wang H H, Tong Z, et al. Effect of sub-temperature quenching process on the microstructure and properties of low-carbon low-alloy high-strength steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2017, 38 (9): 142-147.
- [7] Ji L, Tan Z L, Zhang M, et al. Effect of intercritical austenitizing temperature during quenching-intercritical quenching-tempering process on toughness of 25Mn2Si2Cr bainitic steel [J]. *Steel Research International*, 2019, 90 (6): 1800573.
- [8] Saastamoinen A, Kaijalainen A, Heikkala J, et al. The effect of tempering temperature on microstructure, mechanical properties and bendability of direct-quenched low-alloy strip steel [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 730 (22): 284-294.
- [9] Wen Z R, Gan X L, Liu M, et al. Comparison of the impact wear performances of quenching and partitioning and quenching and tempering steels [J]. *Steel Research International*, 2021, 92 (11): 2100325.
- [10] 张蒙. 两相区淬火-回火对 NM500 耐磨钢组织及性能的影响 [D]. 长沙: 中南大学, 2024.
Zhang M. Effect of Quenching-tempering in Two-phase Zone on the Organization and Properties of NM500 Wear-resistant Steel [D]. Changsha: Central South University, 2024.
- [11] 郎雪琴, 代琨. 亚温淬火回火的 30CrMoA 钢的显微组织和力学性能 [J]. *热处理*, 2023, 38 (4): 44-45.
Lang X Q, Dai K. Microstructure and mechanical properties of sub-temperature quenched and tempered 30CrMoA steel [J]. *Heat Treatment*, 2023, 38 (4): 44-45.
- [12] 邓鹏. 超高强 Q&P 钢轧制、退火工艺与组织性能研究 [D]. 沈阳: 东北大学, 2018.
Deng P. Research on Rolling and Annealing Process and Organizational Properties of Ultra-high-strength Q&P Steel [D]. Shenyang: Northeastern University, 2018.
- [13] 胡斌. 低碳高强钢中残余奥氏体的成分精细调控及稳定性研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2022.
Hu B. Compositional Fine Tuning and Stability Study of Residual Austenite in Low Carbon High Strength Steels [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2022.
- [14] Peng F, Xu Y B, Gu X L, et al. The relationships of microstructure-mechanical properties in quenching and partitioning (QP) steel accompanied with microalloyed carbide precipitation [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 723: 247-258.
- [15] GB/T 228.1—2021, 金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法 [S].
GB/T 228.1—2021, Metallic materials—Tensile testing—Part 1: Method of test at room temperature [S].
- [16] GB/T 229—2020, 金属材料 夏比摆锤冲击试验方法 [S].
GB/T 229—2020, Metallic materials—Charpy pendulum impact test method [S].

《锻压技术》读者信息反馈卡声明

《锻压技术》杂志自 2008 年起设立“读者信息反馈卡”,旨在加强刊物与读者的交流,促进刊物质量的提高,并竭诚为读者服务。反馈卡填写要求:内容填写完整、没有遗漏,提供的信息准确、详细,字迹书写清晰、整洁。如收到的反馈卡内容填写不完整,字迹不清、无法辨认,通讯地址模糊、不详细等,编辑部将不予邮寄杂志,特此声明。

“读者信息反馈卡”1~12 期刊登,位置在正文后,请读者注意查看,以免遗漏。

《锻压技术》编辑部