

退火温度对热轧中锰钢组织性能的影响

李国仓¹, 熊维亮^{1,2}, 刘旭辉¹, 谢光辉^{1,2}, 孟繁莉², 胡月², 隋亚飞¹, 吴腾^{2*}

¹湖南华菱涟源钢铁有限公司钢铁研究院, 湖南 娄底

²武汉科技大学材料学部, 湖北 武汉

收稿日期: 2025年12月2日; 录用日期: 2025年12月31日; 发布日期: 2026年1月12日

摘要

基于汽车轻量化原则, 通过两阶段控制轧制和两相区退火热处理技术得到了强韧性优异的800 MPa级热轧中锰钢, 研究了退火温度对其组织与性能的影响。研究表明: 随着退火温度增加, 钢中奥氏体体积分数先增加后减少, 抗拉强度先减少后增加, 屈服强度由694 MPa减少到492 MPa, 伸长率先增加后减少在21.0%~31.5%, 强塑积先增加后减少。当退火温度为640°C时, 得到的奥氏体最多为21.3%, 其抗拉强度为796 MPa、屈服强度为570 MPa, 伸长率为31.5%, 强塑积为25.1 GPa·%, 综合力学性能最好。

关键词

热轧中锰钢, 退火温度, 显微组织, 力学性能

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Medium Manganese Steel

Guocang Li¹, Weiliang Xiong^{1,2}, Xuhui Liu¹, Guanghui Xie^{1,2}, Fanli Meng²,
Yue Hu², Yafei Sui¹, Teng Wu^{2*}

¹Steel Research Institute, Hunan Valin Lianyuan Iron and Steel Group, Loudi Hunan

²Department of Materials, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan Hubei

Received: December 2, 2025; accepted: December 31, 2025; published: January 12, 2026

Abstract

Based on the principle of vehicle lightweight, 800 MPa hot-rolled medium manganese steel with

*通讯作者。

excellent strength and toughness was obtained through two-stage controlled rolling process and dual-phase heat treatment technique, and effect of annealing temperature on its microstructure and mechanical properties was studied. The results show that with the annealing temperature increases, the volume fraction of austenite in steel first increases and then decreases, while the tensile strength first decreases and then increases. The yield strength decreases from 694 MPa to 492 MPa, and the elongation rate first increases and then decreases within the range of 21.0% to 31.5%. The strength-ductility product first increases and then decreases. When the annealing temperature is 640°C, the maximum austenite obtained is 21.3%, the tensile strength, yield strength, elongation, strength-ductility product of the tested steel are 796 MPa, 570 MPa, 31.5%, 25.1 GPa·%, respectively, and shows the best comprehensive property.

Keywords

Hot-Rolled Medium Manganese Steel, Annealing Temperature, Microstructure, Mechanical Property

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

我国汽车保有量持续增加，能源短缺和环境污染等问题也随之增加，汽车轻量化可有效减少二氧化碳排放和降低汽车油耗。研究表明，当汽车自重每减少 100 kg，汽车每行驶 100 km 的油耗可减少 0.3~0.6 L。汽车用先进高强钢与常规的碳素钢相比，在同等汽车强度条件下可使汽车自重减少 20%，并有效提高车辆的抗碰撞能力与安全性能，成为钢铁行业、汽车制造行业研究的热点[1][2]。目前先进高强钢经历了三代的发展历程，第一代以铁素体为基体，强塑积在 5~15 GPa·%，主要包括双相钢(DP)、相变诱导塑性钢(TRIP)和马氏体钢等低合金钢，通常抗拉强度为 200~1500 MPa，伸长率在 10%~30%。第一代汽车用钢的强塑积偏低，汽车的安全性能偏弱。第二代汽车用钢如高锰钢，其最大抗拉强度在 1100 MPa 左右，均匀延伸率高达 95%，其强塑积虽然达到了 50 GPa·%，但由于合金含量高、工艺复杂，生产成本高，很大程度限制了其市场应用。第三代汽车用钢如淬火配分(Q&P)钢和中锰(MM)钢，其生产工艺简单、力学性能优异、生产成本低廉，近年来受到了各国学者的广泛关注[3][4]。

中锰钢一般是通过优化碳、锰、硅等合金元素和控制热处理工艺获得良好的综合力学性能[5]。刘韬等[6]对热轧 Fe-4Mn-1.2Cr-0.3Cu-0.6Ni 中锰钢进行临界区回火，可获得回火马氏体基体上分布残余奥氏体的复合组织，630°C 回火后试验钢的屈服强度为 677 MPa、抗拉强度为 762 MPa、伸长率为 19.6%，拉伸性能最佳，650°C 回火后试验钢的-40°C 冲击吸收功 143 J，冲击性能最佳。王涛等[3]对热轧 Fe-0.14C-7Mn 中锰钢进行逆相变退火，可获得板条状铁素体 + 残余奥氏体的复合组织，随着退火温度升高，奥氏体体积分数升高且稳定性降低，在 620°C 退火时得到钢的抗拉强度为 1072 MPa、伸长率为 34.0%、强塑积达到 36.4 GPa·%，力学性能最佳。樊立峰等[7]对冷轧 Fe-0.13C-5Mn-0.24Ni 中锰钢进行逆相变退火，可获得马氏体、铁素体和奥氏体的三相组织，随着逆相变退火时间的增加，奥氏体体积分数先增加后减少，在 675°C × 30 min 逆相变退火后综合力学性能最好，其抗拉强度为 1100 MPa、伸长率为 21.0%、强塑积为 23.1 GPa·%。因此，退火工艺参数对中锰钢的组织和性能具有重要影响。本文通过简单的低碳中锰(0.1C-5Mn)成分设计和热轧后直接进行两相区退火，制备得到不同退火温度的热轧中锰钢钢板，再进行组织性能的检测和分析试验钢的强韧化机理，为热轧中锰钢的开发应用提供参考。

2. 试验材料及方法

2.1. 试验材料

试验钢采用低碳的中锰钢成分设计，冶炼是采用 50 Kg 中频真空感应冶炼炉熔，钢坯熔化后直接在真空炉内浇注得到铸锭，其化学成分如表 1 所示。C 元素可以稳定奥氏体和降低马氏体开始转变温度(M_s 点)，低的 C 含量可增加 M_s 点有利于发生马氏体转变，也可以降低试验钢的焊接裂纹敏感指数提高焊接性能；Mn 元素也是奥氏体稳定元素，一定量的 Mn 可使奥氏体保留到室温不发生马氏体相变，也可以提高钢的淬透性和起到固溶强化的作用；少量的 Al 用来脱氧净化钢质。

Table 1. Chemical composition of tested medium manganese steel (mass fraction, %)

表 1. 试验中锰钢的化学成分(质量分数, %)

C	Si	Mn	P	S	Al	N	Fe
0.1	0.06	5.2	≤0.008	≤0.007	0.04	0.004	余量

2.2. 试验过程

铸锭热锻后得到 32 mm 厚的坯料，将坯料加工为 $32 \times 48 \times 65$ mm 的方坯，然后将其置于加热炉随炉升温至 1220°C 保温 1.5 h。之后将方坯取出在两辊可逆热轧机上进行两阶段的控制轧制，第一阶段是在再结晶区进行两个道次的粗轧，该阶段大的变形获得细化的奥氏体，第二阶段是在未再结晶区进行三个道次的精轧，该阶段进一步压下获得具有高位错密度的形变奥氏体，热轧的开轧温度为 1120°C 、终轧温度为 850°C ，轧后空冷至室温得到厚度为 3.6 mm 的热轧板。采用 Jmat-Pro 软件计算得到试验钢的 $A_{\text{C}1}$ 和 $A_{\text{C}3}$ 分别为 600°C 和 727°C ，接着将其分别置于两相区 610°C 、 640°C 和 670°C 的加热炉保温 2 h 进行退火热处理，最后空冷至室温获得热轧中锰钢钢板，其工艺流程图如图 1 所示。

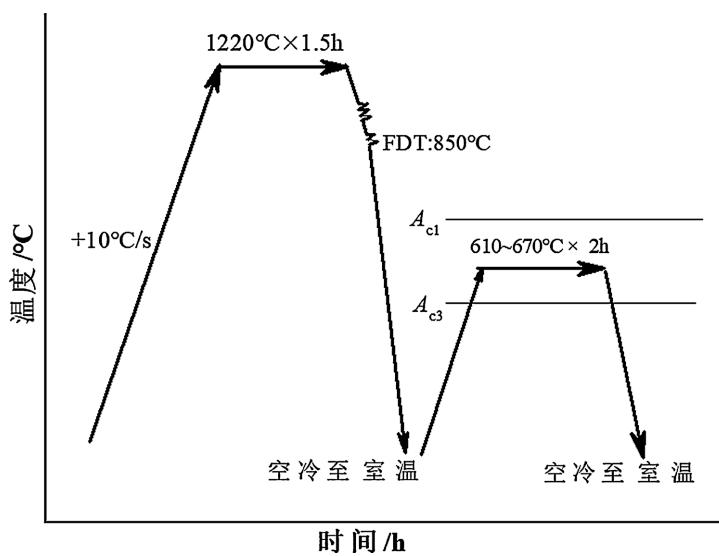


Figure 1. Process flow chart of the tested steel

图 1. 试验钢的工艺流程图

2.3. 测试方法

试验钢的拉伸试样是按照 GB/T 228.1-2021 通过线切割沿轧制方向进行取样，试样的宽度为 12.5 mm、

标距为 40 mm, 通过 WAW-500C 型万能材料试验机进行室温拉伸试验获得力学性能, 拉伸速度为 2 mm/min。试样在砂纸上磨制后用金刚石磨膏抛光处理, 再用 4% 硝酸酒精溶液侵蚀观察其显微组织, 在 ZEISS 显微镜下观察金相组织(OM), 在 Nova nano 400 扫描电子显微镜(SEM)观察显微组织和 JEM-2100F 透射电子显微镜(TEM)下观察钢的微观形貌并进行特征分析, 利用五峰法按 GB8362-87 在多晶衍射仪 XRD 测量钢的残余奥氏体含量。

3. 试验结果与分析

3.1. 试验钢的热轧组织

试验钢热轧后空冷至室温获得的显微组织如图 2 所示。由图 2(a)的金相观察可知, 组织以位错马氏体为主, 也有少量的残余奥氏体, 由于中锰钢中 Mn 含量较高, Mn 是奥氏体稳定化元素, 可以扩大奥氏体相区, 还可以降低 A_{c1} 和 A_{c3} 温度点, 使得奥氏体在较低温度仍可以大量保留, 另外, Mn 元素可提高淬透性, 过冷奥氏体易相变得到马氏体, 而马氏体中 C 处于过饱和状态, 马氏体相变膨胀使周围晶格畸变增加, 得到高位错密度的马氏体。由图 2(b)的扫描电镜观察可知, 组织中的马氏体主要呈板条状, 是由于试验钢经两阶段控制轧制, 精轧阶段的奥氏体被拉长并累积大量形变亚结构, 后续相变得到较多的板条状马氏体。

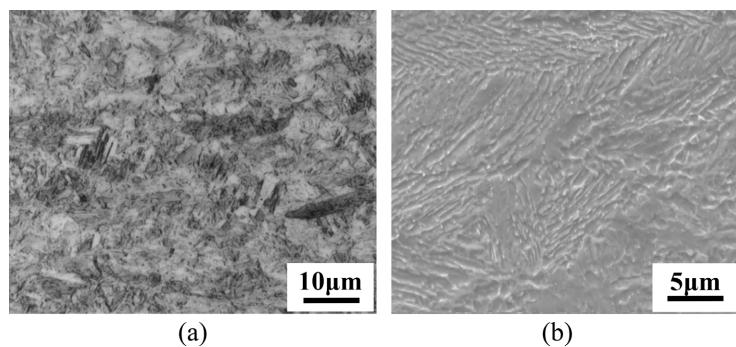


Figure 2. Hot rolling microstructures of the tested steel (a) OM; (b) SEM
图 2. 试验钢的热轧组织(a) OM 组织; (b) SEM 组织

3.2. 退火温度对显微组织的影响

热轧态试样经 610°C、640°C 和 670°C 退火 2 h 后得到的金相组织如图 3 所示, 主要由超细晶(亚微米级)的铁素体和奥氏体的复相组织组成, 并伴随有碳化物析出。图 3 中被深度蚀刻呈暗灰色的为铁素体, 被轻微蚀刻白亮的为逆转变的奥氏体。试验钢在两相区退火过程中, 马氏体发生分解, 奥氏体在马氏体板条的界面处形核, 马氏体中处于过饱和状态的 C 原子和置换的 Mn 原子向奥氏体中扩散, 奥氏体逐渐长大。由于 C、Mn 均为奥氏体稳定化元素, 在退火完成后的空冷过程中, 奥氏体可保留至室温。根据 XRD 测量可知, 610°C、640°C 和 670°C 退火热处理后试验钢中奥氏体的体积分数分别为 12.4%、21.3% 和 11.6%。当退火温度为 670°C 时, 组织中有部分长条状和岛状的马氏体生成, 应该是高温退火导致奥氏体稳定性不足在室温下转变为马氏体。因此, 随着退火温度的增加, 奥氏体的体积分数先增加后减少, 马氏体的体积分数在逐渐增加。

试验钢经扫描电镜放大后观察得到的 SEM 组织如图 4 所示, 图中凹陷的是铁素体, 凸出的是马氏体或者逆转变奥氏体[8]。当退火温度为 610°C 时, 马氏体部分分解为片层状的铁素体, 另一部分马氏体在铁素体形貌限制下逆转变为片层状的奥氏体, 由于 610°C 退火温度较低, 保留了部分初始马氏体形貌, 是

饱和度较高的体心立方结构，其铁素体板条相对较粗，组织中有较多的碳化物析出，得到的奥氏体体积分数较少为 12.4%。当退火温度增加至 640℃，奥氏体逆转变进行的比较充分，C、Mn 元素进行了重新分配并由铁素体扩散至奥氏体中，稳定了奥氏体，而且，钢中碳化物溶解，有部分的碳扩散至奥氏体中，使得该配分热处理后得到的奥氏体体积分数最多为 21.3%。670℃的退火温度最高，逆转变的奥氏体体积分数最多，由于 C、Mn 元素的含量是恒定的，配分至各奥氏体内 C、Mn 元素越少，奥氏体的稳定性降低，试验钢在淬火过程中有部分奥氏体相变为马氏体，最后获得的奥氏体体积分数也最少为 11.6%。因此，退火温度对热轧中锰钢的组织形貌与体积分数有重要影响。

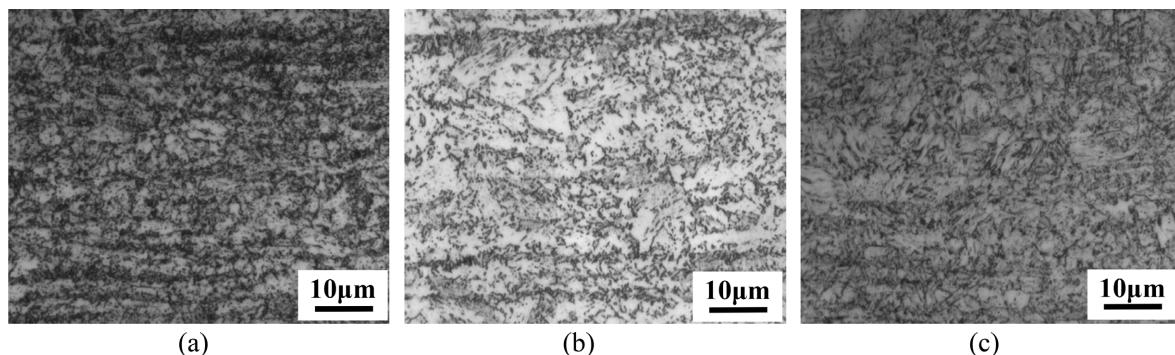


Figure 3. Microstructures of the tested steel with different annealing temperature (a) 610°C; (b) 640°C; (c) 670°C
图 3. 试验钢不同退火温度的金相组织(a) 610°C; (b) 640°C; (c) 670°C

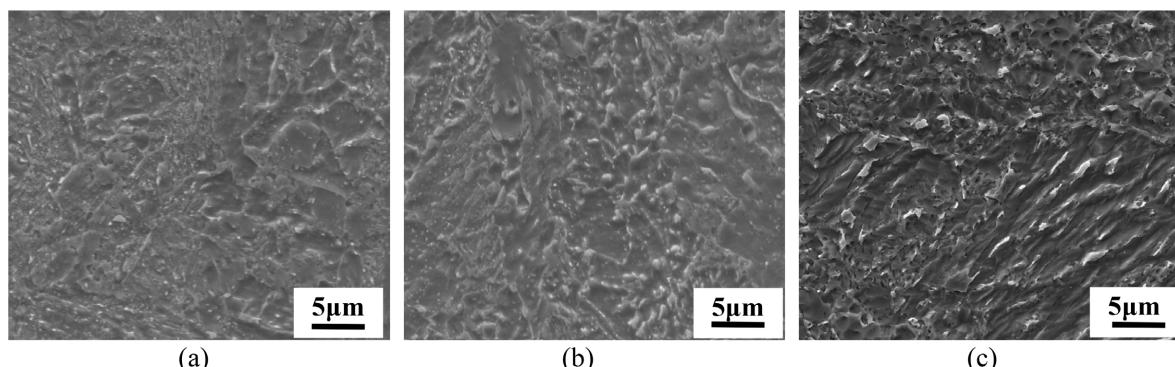


Figure 4. SEM micrographs of the tested steel with different annealing temperature (a) 610°C; (b) 640°C; (c) 670°C
图 4. 试验钢不同退火温度的 SEM 组织(a) 610°C; (b) 640°C; (c) 670°C

3.3. 中锰钢的显微组织与力学性能的关系

不同退火温度的试验钢拉伸后的力学性能结果如表 2 所示，当退火温度由 610℃增加至 670℃时，抗拉强度先减少后增加在 800 MPa 左右，屈服强度由 694 MPa 减少到 492 MPa，伸长率先增加后减少在 21.0%至 31.5%，强塑积先增加后减少。试验钢采用简单的 C-Mn 成分设计，但通过两阶段控制轧制+两相区配分热处理影响钢的相变组织，使钢的抗拉强度高达 800 MPa 级。试验钢拉伸后的工程应力应变曲线如图 5 所示，试样均表现为连续屈服。其中 610℃退火试样拉伸曲线较平滑，640℃和 670℃退火拉伸曲线出现锯齿状，即在较小的应变范围内有应力的剧烈波动，670℃退火试样波动最为剧烈，该锯齿状应该是奥氏体在变形过程中发生不连续的马氏体相变(TRIP 效应)导致的[9]。640℃退火试样有较长的均匀变形区，是因为该退火温度下试样的奥氏体最多，TRIP 效应更加明显，获得的伸长率最高为 31.5%，其强塑积也最高达到 25.1 GPa·%，具有良好的强度与塑性的匹配。

试验钢不同的力学性能是由显微组织差异引起。当退火温度为 610℃时, 得到的奥氏体体积分数居中为 12.4%, 其伸长率居中为 22.0%, 且低的退火温度使马氏体逆转变得到高饱和度的铁素体, 其抗拉强度相对较高为 804 MPa, 该温度下有大量的碳化析出物(如图 6(a)所示), 使得其屈服强度最高为 694 MPa。当退火温度为 670℃时, 得到的奥氏体体积分数最少为 11.6%, 试验钢在拉伸变形过程中的 TRIP 效应

Table 2. Mechanical properties of the tested medium manganese steel
表 2. 试验中锰钢的力学性能

退火温度/℃	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	强塑积/GPa·%
610	694	804	22.5	18.1
640	570	796	31.5	25.1
670	492	923	21.0	19.4

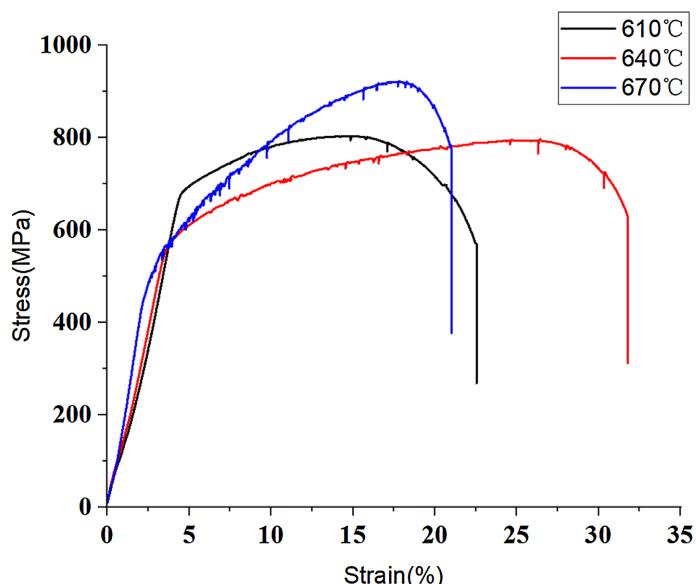


Figure 5. The tensile stress-strain curves of the tested steel
图 5. 试验钢的应力应变曲线

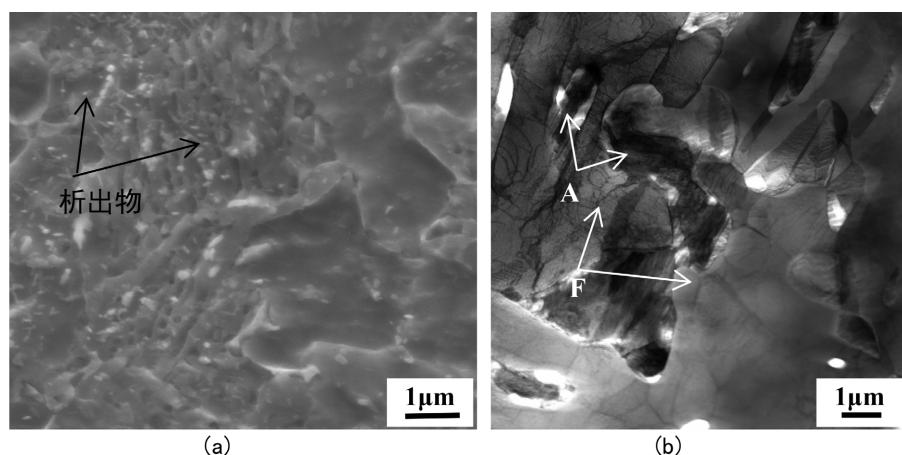


Figure 6. Microstructure and morphology characteristics of the tested steel (a) P -610℃;(b) F and A -640℃
图 6. 试验钢的组织形貌特征(a) 析出物-610℃; (b) 铁素体和奥氏体-640℃

最弱，其伸长率也较低为 21.0%，高的退火温度使获得的逆转变奥氏体稳定性下降，后续淬火转变为马氏体，较多的硬相马氏体使其抗拉强度最高为 923 MPa，该温度下碳化析出物大量溶解，且铁素体粗化，使得屈服强度最低为 492 MPa。640℃的退火温度居中，得到的奥氏体体积分数最高为 21.3%，其伸长率最高为 31.5%，该温度下奥氏体逆转变比较充分，得到超细化的片层状铁素体和奥氏体[3]（如图 6(b)所示），使试验钢仍具有高的抗拉强度为 796 MPa，其强塑积最高为 25.1 GPa·%，有利于冷加工成形，具有最佳的综合力学性能。

4. 结论

- 1) 采用低碳中锰的成分设计，试验钢热轧后直接进行两相区退火得到性能优异的 800 MPa 级中锰钢板，其显微组织为超细晶的铁素体和奥氏体的复相组成，也会有部分马氏体组织。
- 2) 试验钢的抗拉强度为 796~923 MPa、屈服强度为 492~570 MPa、伸长率 21.0%~31.5%，强塑积较高在 20 GPa·% 左右，具有优异的强度和塑性的匹配。
- 3) 试验钢拉伸变形过程中表现为连续屈服，高的奥氏体体积分数使 TRIP 效应作用强，增加了均匀伸长率。高的退火温度使奥氏体稳定性降低，在淬火后由奥氏体转变为马氏体，奥氏体体积分数减少使 TRIP 效应作用弱，降低了均匀伸长率。

基金项目

省级大学生创新创业训练计划项目“双碳背景下热轧中锰钢的强韧化机理研究”（项目编号：S202510488056X）；武汉科技大学教学改革研究基金项目“基于多层次项目教学培养拔尖创新人才的探索和实践”（项目编号：2023X065）。

参考文献

- [1] 徐跃明, 李俏, 高直, 等. 绿色低碳热处理标准体系构建[J]. 金属热处理, 2022, 47(1): 1-6.
- [2] 周雪冬. Fe-5Mn-0.2C-1Al 中锰钢组织性能的研究[D]: [硕士学位论文]. 沈阳: 东北大学, 2022.
- [3] 王涛, 杨达朋, 易红亮. 退火温度对 0.14C-7Mn 热轧中锰钢微观组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(11): 83-89.
- [4] 柴金荣. 中锰钢组织、热处理工艺和性能的研究现状[J]. 机械工程材料, 2024, 48(12): 9-18.
- [5] 王军祥, 李星, 马英皓. C 和 Mn 元素对 BTW 型中锰钢性能研究[J]. 材料科学, 2018, 8(10): 980-987.
- [6] 刘韬, 吴红艳, 高秀华, 等. 临界区回火温度对 Fe-4Mn-1.2Cr-0.3Cu-0.6Ni 中锰钢微观组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(2): 91-98.
- [7] 樊立峰, 郭芷毓, 张志朋, 等. 逆相变退火时间对 5% Mn 冷轧中锰钢显微组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(6): 29-35.
- [8] 张丽凤, 王社则, 田博彤. 不同工艺热处理后汽车用中锰钢的显微组织[J]. 机械工程材料, 2023, 47(10): 55-61.
- [9] 胡进朋, 万德成, 李杰, 等. 临界区退火温度对中锰钢组织性能和变形行为的影响[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(2): 104-111.