研究与开发

C含量及工艺制度对低合金超高强热轧钢板组织和性能影响

孙成钱[1,2],董毅[1,2],时晓光[1,2],王俊雄[1,2],徐鑫[1,2],林利[1,2],韩楚菲[1,2],李智[1,2]
(1.海洋装备金属材料及其应用全国重点实验室,辽宁 鞍山 114009;
2.鞍钢集团钢铁研究院,辽宁 鞍山 114009)

摘要: 以低合金超高强钢为原材料,研究不同C含量及工艺制度对其组织和性能的影响。研究结果表明,当卷取温度为680 ℃时,组织为铁素体和珠光体,当卷取温度为600 ℃时,组织为铁素体、珠光体和贝氏体,当卷取温度降低至450 ℃时,组织转变为贝氏体。在分别经过930 ℃、900 ℃、850 ℃高温热处理后,组织得到不同程度细化,各试样的屈服强度和抗拉强度均有不同程度的降低。在C含量为0.22%时具有最优的综合性能,热轧原板屈服强度为366 MPa、抗拉强度为582 MPa、断后伸长率$A_{50\,mm}$为27.2%,热处理后抗拉强度为1 466 MPa、断后伸长率$A_{50\,mm}$为16.1%,表面布氏硬度为448,-20 ℃冲击功为35 J。通过C含量控制和工艺的优化,可以有效提升低合金超高强钢的综合性能,以满足现代工业对材料性能的严苛要求。

关键词: 低合金超高强钢;C含量;工艺制度;力学性能
中图分类号: TG142 **文献标志码:** A **文章编号:** 1006-4613(2026)04-0038-08
DOI:10.3969/j.issn.1006-4613.2026.04.005

Effects of Carbon Contents and Process Regimes on the Microstructure and Properties of Low-alloy Ultra-high Strength Hot-rolled Steel Plate

SUN Chengqian[1,2], DONG Yi[1,2], SHI Xiaoguang[1,2], WANG Junxiong[1,2],
XU Xin[1,2], LIN Li[1,2], HAN Chufei[1,2], LI Zhi[1,2]
(1. State Key Laboratory of Metallic Materials for Marine Equipment and Applications, Anshan 114009, Liaoning, China; 2. Ansteel Iron & Steel Research Institutes, Anshan 114009, Liaoning, China)

Abstract: Low-alloy ultra-high strength steel was used as the raw material to investigate the influence of different carbon contents and process regimes on the microstructure and properties of low-alloy ultra-high strength steel. The results showed that when the coiling temperature was 680 ℃, the microstructure consisted of ferrite and pearlite. When the coiling temperature is 600° C, the microstructure comprised ferrite, pearlite, and bainite. When the coiling temperature was reduced to 450 ℃, the microstructure transformed into bainite. After high-temperature heat treatment at 930 ℃, 900 ℃ and 850 ℃ respectively, the microstructure was refined to different degrees, and the yield strength and tensile strength of all specimens were decreased correspondingly. The specimen with a carbon content of 0.22% exhibited optimal comprehensive properties. The yield strength of the hot-rolled plate was 366 MPa, the tensile strength was 582 MPa, the fracture elongation ($A_{50\,mm}$) was 27.2%, the tensile strength after heat treatment reached 1 466 MPa, the fracture elongation

孙成钱,硕士,正高级工程师,2008年毕业于辽宁科技大学材料加工专业。E-mail: ag_scq@163.com

($A_{50\ mm}$) was 16.1%, the surface Brinell hardness was 448, and the impact energy at −20 ℃ is 35 J. Through carbon content control and process optimization, the comprehensive properties of low-alloy ultra-high strength steel could be effectively enhanced, thus meeting the stringent performance requirements for materials in modern industries.

Key words: low-alloy ultra-high strength steel; carbon content; process regimes; mechanical property

在全球双碳战略持续深化与汽车安全法规全面升级的双重驱动下，汽车用钢正朝着更高强度、更高硬度、更轻量化的方向加速演进[1]。随着国内工程机械、重卡及新能源专用车行业的快速发展，自卸车厢体、混凝土搅拌罐等商用车部件对材料的硬度和承载能力提出了前所未有的苛刻要求[2]。传统钢材因硬度不足导致部件磨损快、寿命短，难以满足高能效运输与绿色长寿的产业需求[3]。在此背景下，吉帕级（抗拉强度≥1 000 MPa）热轧高硬度钢应运而生，如河钢、唐钢研发的马氏体钢（力学性能达1 416 MPa），均通过全马氏体组织实现了硬度的跨越式提升[4-5]。目前，汽车用超高强高硬度钢在国内商用车市场的应用已初具规模，涟钢相关产品市场占有率超过70%，显示出强劲的下游需求[6]。然而，该领域仍面临一系列亟待突破的技术瓶颈。一是材料成分设计与微观组织调控存在较大难度，为兼顾高硬度与优良韧性，需突破不同成分体系的精准管控技术瓶颈，重点解决C含量与合金元素的配比优化问题；同时也要化解超快冷工艺中，马氏体组织均匀性控制与板材板形畸变之间的矛盾[7-8]；二是全流程质量控制与复杂工况下服役寿命预测技术仍存在短板，高端1 300 MPa以上级别产品综合性能稳定性不足[9-10]。所以开展汽车用超高强高硬度热轧钢板的研究具有重要意义。在应用层面，超高强高硬度钢可使车身减重8%~20%以上，显著降低燃油消耗与碳排放，延长核心部件服役寿命，为商用车轻量化及工程机械绿色制造提供关键材料支撑[11]。因此，突破超高强高硬度钢的制造与应用瓶颈，不仅是提升我国钢铁材料自主创新能力、打破国外技术垄断的战略需要，更是推动汽车及装备制造业向更强、更轻、更耐久转型升级的必由之路[12]。本实验综合分析了不同C含量对低合金钢组织和性能的影响。通过热轧工艺和热处理工艺成功在实验室开发了一种满足客户指标要求的新型的低合金超强钢，这种钢材在满足高硬度要求的同时，也具备了优异的力学性能和低温韧性，为工业生产和应用提供了一种全新的高性能钢材选择。

1 实验材料与方法

实验主要设计4种成分，采用不同C含量进行实验室冶炼，实验钢冶炼设计成分（质量分数）如表1所示。

将冶炼的实验钢铸锭编号1#、2#、3#、4#，每个编号钢锭轧出的钢板分别采用680 ℃、600 ℃、450 ℃作为热轧卷取温度，在相同的压下率下热轧至10 mm，卷取实验工艺参数见表2。选用热轧后力学性能最优的热轧板进行后续热处理，热处理具体方式为：将钢板（1#，2#，3#，4#）分别加热至930 ℃、900 ℃、850 ℃，保温5 min后进行水淬，热处

表1 实验钢冶炼设计成分（质量分数）

Table 1 Designed Smelting Composition of the Experimental Steel (Mass Fraction) %

编号	C	Si	Mn	Als	Cr	Nb	Ti
1#	0.16	0.25	1.35	0.035	0.10~0.25	0.015~0.030	0.025~0.040
2#	0.18	0.25	1.35	0.035	0.10~0.25	0.015~0.030	0.025~0.040
3#	0.20	0.25	1.35	0.035	0.10~0.25	0.015~0.030	0.025~0.040
4#	0.22	0.25	1.35	0.035	0.10~0.25	0.015~0.030	0.025~0.040

表2 卷取实验工艺参数

Table 2 Process Parameters of Coiling Experiment

钢板编号	实验编号	卷取温度/℃
1#	1-1	680
	1-2	600
	1-3	450
2#	2-1	680
	2-2	600
	2-3	450
3#	3-1	680
	3-2	600
	3-3	450
4#	4-1	680
	4-2	600
	4-3	450

理工艺参数见表3。使用金相显微镜观察热轧后和热处理后的显微组织,并对其进行力学性能检测。

表3 热处理实验工艺参数

Table 3 Process Parameters of Heat Treatment Experiment

钢板编号	实验编号	热处理温度/℃
1#	1-x-1	930
	1-x-2	900
	1-x-3	850
2#	2-x-1	930
	2-x-2	900
	2-x-3	850
3#	3-x-1	930
	3-x-2	900
	3-x-3	850
4#	4-x-1	930
	4-x-2	900
	4-x-3	850

注:x为热轧后力学性能最优组实验编号

2 实验结果与分析

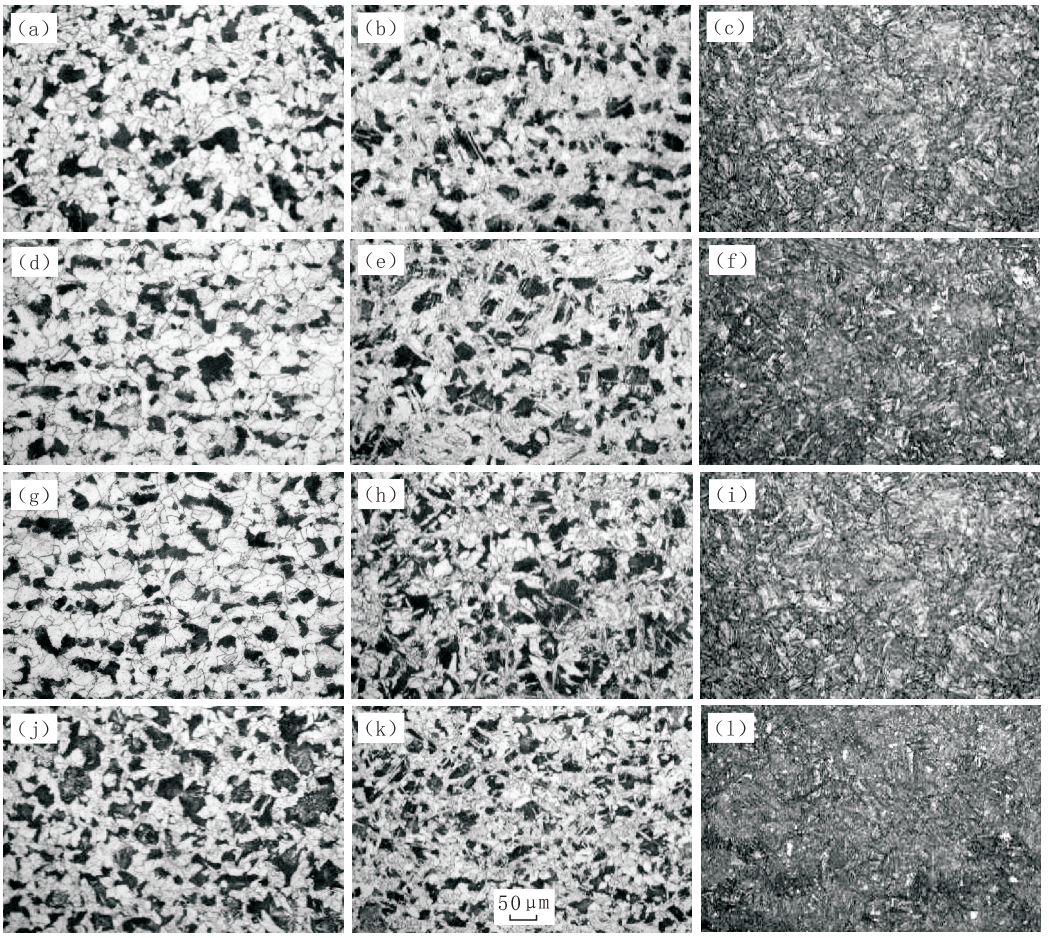
2.1 不同卷取温度下钢板的显微组织

不同卷取温度下钢板的金相组织见图1。由图1可知,在C含量相同时,随着卷取温度的降低,1#~4#钢板显微组织由680 ℃时的铁素体和珠光体混合组织向600 ℃时的铁素体、珠光体和贝氏体转化,当温度降低至450 ℃时,组织转变为贝氏体,此时1#~4#钢板的整体显微组织变得更加细化,晶粒尺寸减小,这种转变是由于快速降低的卷取温度导致冷却速率增加,从而促进了贝氏体组织的形成。

在比较不同C含量的钢板时,当卷取温度为680 ℃时,热轧后4#钢板的金相组织中珠光体的含量比其他钢板的金相组织中的珠光体含量要多,这是由于卷取温度为680 ℃时,C作为间隙原子,可在奥氏体界面长程扩散控制珠光体生长,4#钢板具有更高C含量,高的C浓度梯度提供了更强的扩散流量,加速了珠光体的形核和长大,最终导致4#钢板的珠光体含量高于其他钢板。当卷取温度为600 ℃时,热轧后4#钢板的金相组织中珠光体和贝氏体的含量比其他钢板的金相组织中的珠光体和贝氏体含量要多,这是由于卷取温度为600 ℃时,处于珠光体与贝氏体共存相变区间,4#钢板具有更高C含量,高C既保障提升珠光体含量,又能稳定奥氏体、拓宽贝氏体转变区间,同步提升珠光体与贝氏体两相总量,最终导致4#钢板的珠光体和贝氏体含量高于其他钢板。当卷取温度为450 ℃时,热轧后4#钢板的金相组织中贝氏体比其他钢板的金相组织中贝氏体细,这是由于卷取温度为450 ℃时,C长程扩散受阻,C作为间隙碳原子可强烈钉扎界面与位错,抑制贝氏体板条粗化,因此,相比其他钢板,4#钢板具有更高C含量,可有效细化贝氏体组织。

2.2 不同卷取温度下钢板的力学性能

对热轧钢板取样进行力学性能检测,不同卷取温度下钢板的力学性能如图2所示。由图2可知,随着卷取温度从680 ℃降至450 ℃,所有钢板的屈服强度和抗拉强度都有所提高,断后伸长率有所降低。1#~4#钢板在680 ℃、600 ℃和450 ℃的卷取温度下,屈服强度、抗拉强度和断后伸长率均满足客户指标要求(热轧原板屈服强度≥320 MPa、抗拉强度≥480 MPa、断后伸长率$A_{50\,mm}$≥15%,),其中4#钢板在卷取温度为680 ℃时,其屈服强度和抗拉强度分别为366 MPa和582 MPa,断后伸长率$A_{50\,mm}$为27.2%,显示出良好的综合性能。这是由于4#钢板采用680 ℃高温卷取工艺,在满足客户指



(a)、(b)、(c) 1-1、1-2、1-3钢板；(d)、(e)、(f) 2-1、2-2、2-3钢板；
(g)、(h)、(i) 3-1、3-2、3-3钢板；(j)、(k)、(l) 4-1、4-2、4-3钢板

图1 不同卷取温度下钢板的金相组织

Fig. 1 Microstructures of Steel Plates at Different Coiling Temperatures

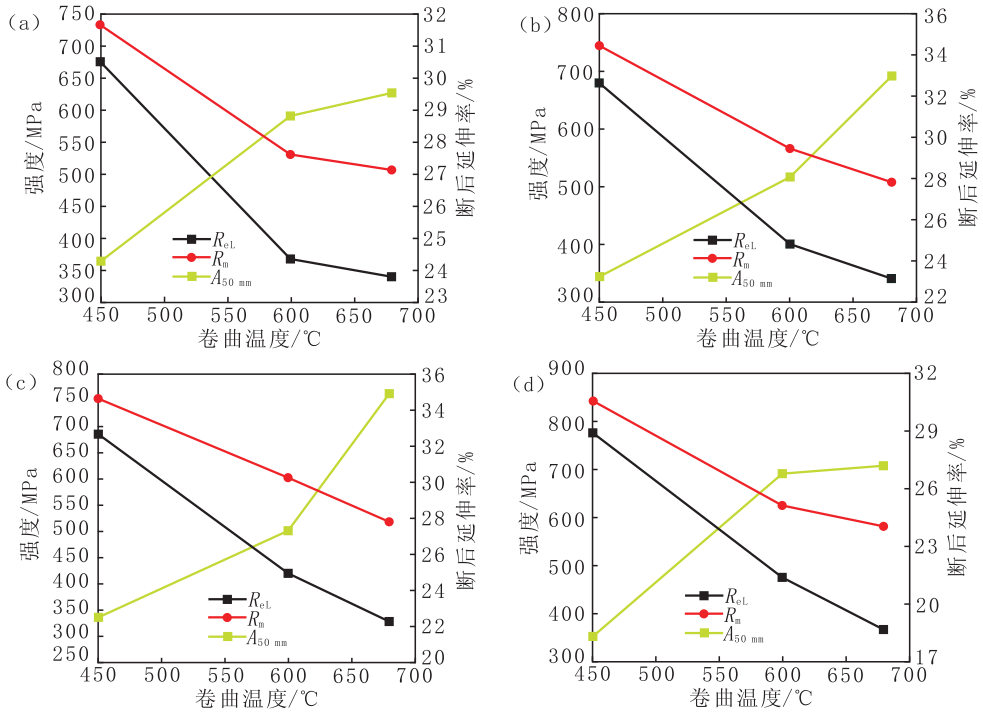
标要求的基础上，不仅实现较高强度与较高伸长率，而且没有出现强度提升后塑性大幅劣化的情况，强度与塑性兼顾，强塑性协同表现均衡。

珠光体因具有较大的韧性和较高的强度而被广泛认可。结合图1显微组织观察可以看出，当卷取温度从680 ℃降至450 ℃时，整体上所有钢板的显微组织逐渐细化，晶粒更加细小，组织由铁素体和珠光体转变为贝氏体，这也是使钢板的力学性能显示出上文所描述特征的原因。并且相较于600 ℃与450 ℃低温卷取，680 ℃中高温度卷取可以充分释放热轧残余应力，避免带钢因内应力过大出现板形不良，翘曲和后续开平开裂，保证卷取与后续加工的尺寸稳定性。并且在该温度下，钢板显微组织能获得均匀的铁素体和珠光体的混合组织，组织稳定性更佳，为后续热处理提供优良的组织基础。600 ℃与450 ℃低温卷取易形成硬脆贝氏体组织，残余应力大、加工性能差会导致热处理性能波动、淬裂倾向升高。因此，采用680 ℃卷取配合后续热处理，能够更好地实现强韧性和成形性的协同匹配，保证产品综合性能稳定可控。

2.3 不同热处理温度下钢板的显微组织

对卷取温度为680 ℃时的1#~4#钢板进行热处理实验，热处理温度为930 ℃、900 ℃、850 ℃，保温5 min后进行水淬，不同热处理温度下钢板的显微组织如图3所示。

由图3可知，不同热处理温度下钢板的显微组织均为马氏体组织，随着热处理温度从930 ℃降至850 ℃时，虽然钢板中的显微组织有所细化，晶粒变得更加细小，但细化效果并不是非常明显。这种细化是由于在高温下，奥氏体晶粒的长



(a) 1#钢板; (b) 2#钢板; (c) 3#钢板; (d) 4#钢板

图2 不同卷取温度下钢板的力学性能

Fig. 2 Mechanical Properties of Steel Plates with Different Alloy Compositions at Different Coiling Temperatures

大速度加快,而在随后的冷却过程中,马氏体的形成受到抑制,导致晶粒细化效果不如预期显著[14]。

2.4 不同热处理温度下钢板的力学性能

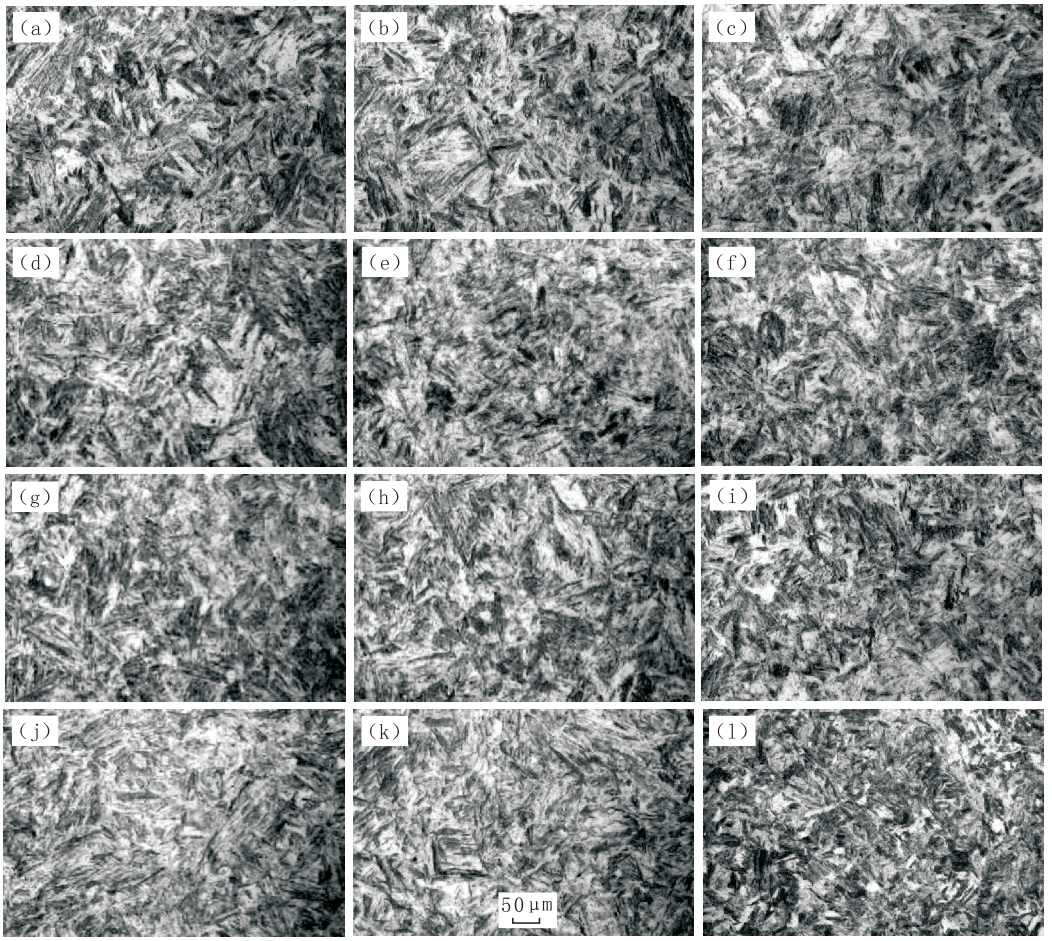
对热处理后的钢板取样进行力学性能检测,不同热处理温度下钢板的力学性能如图4所示。由图4可知,当热处理温度从930 ℃降至850 ℃时,1#~4#钢板的屈服强度和抗拉强度均呈现降低趋势,而断后伸长率则随之升高,这是因为在较低的热处理温度下,水淬后析出强化不明显,导致强度降低,从而影响了热处理后钢板的显微组织结构和宏观力学性能,此外,在不同的热处理温度下,4#钢板的抗拉强度均大于1 400 MPa,在930 ℃热处理温度下,最大抗拉强度达1 466 MPa,断后延伸率$A_{50\ mm}$为16.1%,满足客户指标要求(热处理后钢板抗拉强度≥1 400 MPa、热处理后钢板断后延伸率≥11%)。

硬度是表征材料抵抗局部塑性变形能力的关键指标,因此对不同热处理温度钢板的硬度进行检测,680 ℃卷取温度不同热处理温度下钢板的硬度如图5所示。由图5可知,随着热处理温度从930 ℃降至850 ℃,所有钢板硬度都在减小,且仅有4#钢板硬度符合客户指标要求(表面布氏硬度≥430)。在相同的热处理温度下,1#钢板的硬度HBW(401)最低,4#钢板的硬度HBW(448)最高。这与1#钢板和4#钢板的成分差异有关,在相同热处理条件下的微观结构和硬度表现不同。4#钢板含有更多的C元素,C与Ti的亲和力极强,较多的C与Ti形成碳化钛(TiC),从而提高钢的强度和硬度。相反,1#钢板中C含量较少,因此其硬度相对较低。

综合以上数据,按照4#钢板成分设计,在930 ℃进行热处理能够获得综合性能优异钢板。

2.5 不同热处理温度下钢板的冲击韧性

选取轧制卷取温度为680 ℃,对1#~4#钢板进行低温冲击韧性实验,检测钢板在-20 ℃下的冲击功,不同热处理温度下钢板的冲击性能如图6所示。由图6可知,从整体上看,随着热处理温度的升高,1#~4#钢板的冲击韧性均有所增大。1#和4#钢板在-20 ℃下的冲击韧性提升明显,这表明热处理后马氏组织体粗化导致力学性能降低,显著提升了这两种钢板的低温冲击功。这种



(a)、(b)、(c) 1-1-1、1-1-2、1-1-3钢板；(d)、(e)、(f) 2-1-1、2-1-2、2-1-3钢板；
(g)、(h)、(i) 3-1-1、3-1-2、3-1-3钢板；(j)、(k)、(l) 4-1-1、4-1-2、4-1-3钢板

图3 不同热处理温度下钢板的显微组织

Fig. 3 Microstructure of Steel Plates at Different Heat Treatment Temperatures

粗化是由于加热过程中晶粒的长大和相变行为，从而改善了材料的微观结构和力学性能[15]。相比之下，2#和3#钢板的冲击韧性提升幅度较小。

综合以上数据，热处理温度对1#~4#钢板的冲击韧性有显著影响，不同成分的钢板对热处理温度变化的响应不同，1#~4#钢板在经过930 ℃热处理后可以得到较好的低温冲击韧性。

当热处理温度为850 ℃时，4#钢板的冲击功最大，达到27.0 J，而3#钢板的冲击功最小，为10.2 J。当热处理温度为900 ℃时，1#钢板的冲击功最大，为52.8 J，3#钢板的冲击功最小，为12.9 J。当热处理温度为930 ℃时，1#钢板的冲击功最大，为57.7 J，而3#钢板的冲击功最小，为20.5 J，虽然4#钢板的冲击功为35 J，但也符合客户指标要求（-20 ℃冲击功≥20 J）。

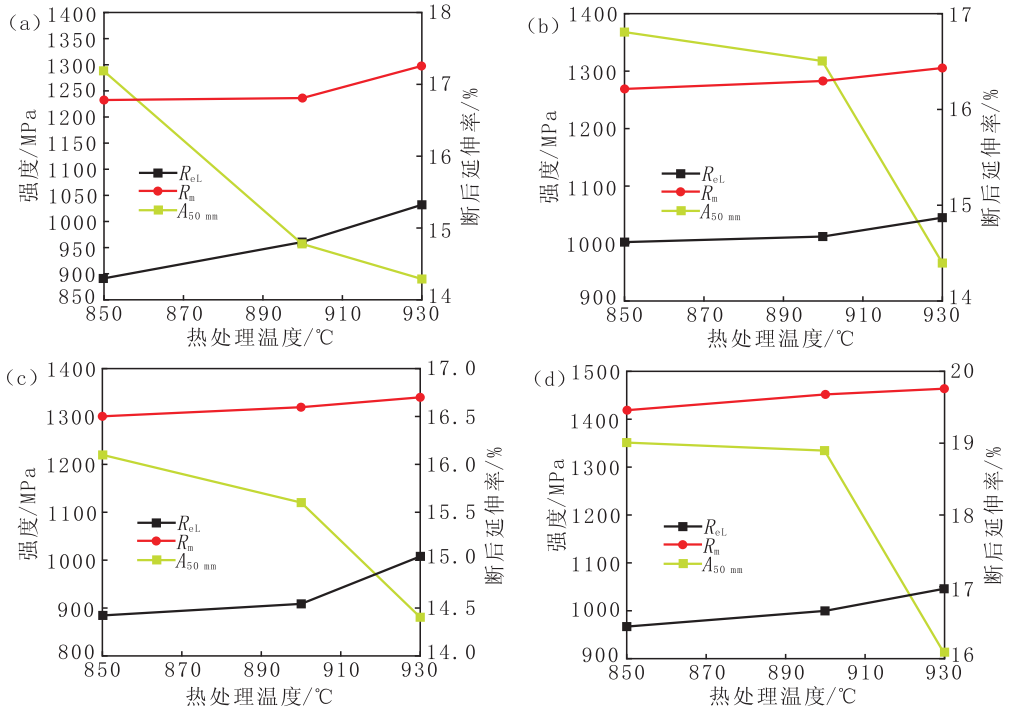
3 结论

通过实验室冶炼、热轧、热处理实验，分别对钢板进行力学性能、硬度、低温冲击韧性测试，综合各个测试指标，得出以下结论：

（1）C含量为0.22%时热轧原板具有最优的综合性能且符合客户指标要求，因此确定4#钢板成分为最优的化学成分。

（2）确定了最优的热轧工艺制度为卷取温度680 ℃；最优的热处理工艺制度为热处理温度930 ℃，保温时间5 min后进行水淬。

（3）在最优成分和工艺制度下4#钢板的综合性能最好，热轧原板屈服强度为366 MPa，抗拉强度为582 MPa，断后伸长率$A_{50\,mm}$为27.2%，热处理后抗拉强度为1 466 MPa，断后伸长率$A_{50\,mm}$为16.1%，表面布氏硬度为448，-20 ℃冲击功



(a) 1-1#钢板; (b) 2-1#钢板; (c) 3-1#钢板; (d) 4-1#钢板

图4 不同热处理温度下钢板的力学性能

Fig. 4 Mechanical Properties of Steel Plates at Different Heat Treatment Temperatures

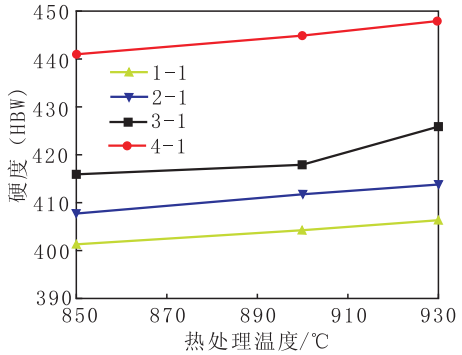


图5 不同热处理温度下钢板的硬度

Fig. 5 Hardness of Steel Plates at Different Heat Treatment Temperatures

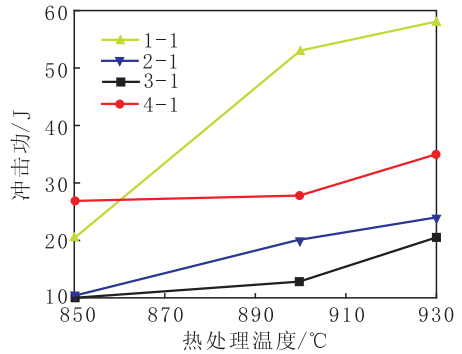


图6 不同热处理温度下钢板的冲击性能

Fig. 6 Impact Property of Steel Plates at Different Heat Treatment Temperatures

为35 J,所开发的低合金超高强热轧钢板能够满足国内商用车市场的应用需求。

参考文献

[1] 易红亮,赵明辉,王睿婷,等. 1800MPa级以上高强钢的研究现状[J]. 东北大学学报(自然科学版),2025,46(8):1121-1129.

[2] 果春焕,姜风春,刘再西,等. 吉帕级热轧高硬度耐磨钢组织调控与性能优化[J]. 钢铁,2025,60(11):148-160,187.

[3] 马一鸣,郭枭,韩莹,等. 热输入对吉帕钢CGHAZ低温冲击韧性影响机理[J]. 焊接学报,2024,45(12):90-98.

[4] 王博,裴宏博,李旭海,等. G54吉帕级超高强钢动态高压性能实验研究[J]. 高压物理学报,2024,38(6):64-102.

[5] 何宇挺,吴思炜,曹光明,等. 基于数据驱动的Ti微合金钢力学性能预测模型开发及应用[J]. 钢铁研究学报,2024,36(12):1566-1576.

[6] 范晨阳,包晔峰,韦尚志,等. 水电高强钢强化机制与焊接性的研究进展[J]. 电焊机,2024,54(2):78-85.

[7] 祝洋洋,宁礼奎,段超辉,等. Ti-Nb微合金化对超纯30%Cr超级铁素体不锈钢组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2022,51(5):1845-1856.

[8] 张帅,李亮,赵阳. Cr-Mo-Nb-Ti-B系1180MPa级复相钢的性能稳定性[J]. 金属热处理,2022,47(9):187-192.

[9] Singh A, Kumar A, Mishra S K. Study of processing, microstructure and mechanical properties of hot rolled ultra-high strength steel[J]. Journal of Materials Processing Technology,

2019, 271: 456-466.
[10] Haiko O, Valtonen K, Ijalainen A, et al. Effect of tempering on the impact-abrasive and abrasive wear resistance of ultra-high strength steels[J]. Wear, 2019, 440-441: 203098.
[11] Zhao L, Wang X, Zhang Y. Design of carbide free bainitic steels for hot rolling practices[J]. Materials Science and Technology, 2024, 40(6): 678-689.
[12] Kim J H, Park S J, Lee Y K. Influence of quenching conditions on texture and mechanical properties of ultra-high-strength steels [J]. Materials Science & Engineering A, 2019, 758: 127-135.
[13] Bhadeshia H K D H. Mechanical behaviour and microstructural characteristics of high-silicon ultra-strong bainitic steels for hot rolling practice[J]. ISIJ International, 2025, 65(3): 412-420.
[14] Luo H, Wang X, Liu Z, et al. Influence of refined hierarchical martensitic microstructures on yield strength and impact toughness of ultra-high strength stainless steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 51: 130-136.
[15] 范泽熙,杨弋涛. 重载车用特种低合金钢的铌钛微合金化技术研究与应用现状[J]. 铸造,2021,70(1):62-67.

(编辑 白璐)
修回日期:2026-03-10

(上接第19页)

[44] HU J P,FANG Z,HUANG Y F,et al. Fabrication of superhydrophobic surfaces based on fluorosilane and TiO_2/SiO_2 nanocomposites[J]. Surface Engineering,2021,37(3):271-277.
[45] 曹皓,孙宏刚,庞思洋,等. 纳米复合超疏水涂层在防腐领域的研究进展[J]. 涂层与防护,2025,46(2):55-62.
[46] Binyaseen A M, Bayazeed A, Al-nami S Y, et al. Development of epoxy/rice straw-based cellulose nanowhiskers composites mart coating immobilized with rare-earth doped aluminate:Photoluminescence and anticorrosionproperties for sustainability [J].Ceramics International, 2022, 48(4):4841-4850.
[47] 陈子汉, 刘晓阳,杨天祥,等. 生物基防腐涂层的研究进展[J]. 化工学报,2026,77(1):96-113.
[48] JI X H, JI W H, Pourhashem S,et al. Novel superhydrophobic core-shell fibers/epoxy coatings with self-healing anticorrosion properties in both acidic and alkaline environments[J]. Reactive and Functional Polymers,2023,187:105574.
[49] 刘孝青. 超音速火焰喷涂铁基复合涂层的制备及其耐磨耐蚀性能研究[D]. 广州:华南理工大学,2022.
[50] 赵乐. 超疏水材料及其涂层的研究进展[J]. 表面技术,2024,53(24):54-68.
[51] 赵霞, 朱泳昊,金祖权,等. 长余辉发光材料/超疏水颗粒改性防腐涂层性能研究[J]. 表面技术, 2023,52(11):51-52.

(编辑 白璐)
修回日期:2026-03-09

(上接第29页)

processing maps[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002,130:540-545.
[8] BALASUBRAHMANYAM V, PRASAD Y. Deformation behaviour of beta titanium alloy Ti-10V-4.5Fe-1.5Al in hot upset forging[J]. Materials Science and Engineering: A,2002,336(1-2): 150-158.
[9] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics,1944,15(1):22-32.
[10] 孙文伟,张楚函,赵亚军,等. 奥氏体不锈钢的热压缩本构方程及动态再结晶行为[J]. 机械工程材料,2022,46(6):49-56.

(编辑 查松妍)
修回日期:2025-09-08