

1200 MPa级热轧双相钢的微观组织与力学性能

刘馨雅¹, 张如鑫¹, 滕胜¹, 谢光辉², 李胜伟¹, 于子淳¹, 吴腾^{1*}

¹武汉科技大学材料科学工程学院, 湖北 武汉

²湖南华菱涟源钢铁有限公司钢铁研究院, 湖南 娄底

收稿日期: 2026年3月20日; 录用日期: 2026年4月13日; 发布日期: 2026年4月22日

摘要

为满足汽车轻量化与“双碳”战略对高性能用材的需求, 采用TMCP-UFC控轧控冷工艺, 弛豫4 s热处理制备了1200 MPa级热轧双相钢。借助SEM、TEM及万能拉伸试验机等手段, 系统研究了试验钢的微观组织、合金元素分布、力学性能及应变硬化行为。结果表明: 试验钢组织由细小等轴铁素体与弥散分布的马氏体岛构成, 马氏体体积分数达63.2%。试验钢抗拉强度1302 MPa、伸长率15.0%, 塑性应变指数为0.10, 屈强比为0.60。通过低合金化设计与控轧控冷+超快冷工艺协同调控, 获得强度和塑性良好匹配的DP1200双相钢。

关键词

热轧双相钢, 超快冷, 显微组织, 力学性能

Microstructure and Mechanical Properties of 1200 MPa Hot-Rolled Dual-Phase Steel

Xinya Liu¹, Ruxin Zhang¹, Sheng Teng¹, Guanghui Xie², Shengwei Li¹, Zichun Yv¹, Teng Wu^{1*}

¹College of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan Hubei

²Steel Research Institute, Hunan Valin Lianyuan Iron and Steel Co., Ltd., Loudi Hunan

Received: March 20, 2026; accepted: April 13, 2026; published: April 22, 2026

Abstract

To address the demand for high-performance materials in automotive lightweighting and the “dual carbon” strategy, 1200 MPa-grade hot-rolled dual-phase steel was fabricated using the TMCP-

*通讯作者。

文章引用: 刘馨雅, 张如鑫, 滕胜, 谢光辉, 李胜伟, 于子淳, 吴腾. 1200 MPa 级热轧双相钢的微观组织与力学性能[J]. 材料科学, 2026, 16(4): 241-248. DOI: 10.12677/ms.2026.164090

UFC controlled rolling and controlled cooling process with 4 s relaxation heat treatment. Systematic investigations were conducted on the microstructure, alloy element distribution, mechanical properties, and strain hardening behavior of the test steel using SEM, TEM, and universal tensile testing machines. The results demonstrated that the microstructure consisted of fine equiaxed ferrite and dispersed martensite islands, with a martensite volume fraction of 63.2%. The test steel exhibited a tensile strength of 1302 MPa, elongation of 15.0%, plastic strain index of 0.10, and yield strength ratio of 0.60. Through low-alloying design and synergistic control of controlled rolling, controlled cooling, and ultra-fast cooling processes, DP1200 dual-phase steel with optimal strength-plasticity balance was successfully developed.

Keywords

Hot-Rolled Dual-Phase Steel, Ultra-Fast Cooling, Microstructure, Mechanical Properties

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

汽车作为重要交通工具主要由钢、铝、镁、塑料等多种材料构成，钢铁一直在其制造材料中占据主导地位[1]。近年来，为提升燃油经济性与安全性能，各国相继推动汽车轻量化项目，主要采用高强度材料实现减重目标[2]。先进高强钢因其具有良好的强度与塑性匹配，成为汽车结构件、安全件的重要选择，其中双相钢作为白车身用钢量最大的钢种，在车身制造中广泛应用[3]。然而，随着强度提升，高强钢尤其是抗拉强度超过 1200 MPa 的材料，面临延迟断裂与焊接性能下降等挑战，制约了其进一步应用[4]。因此，开展针对 DP1200 等超高强双相钢研究，对推动汽车轻量化、实现节能减排与安全提升具有重要意义。

目前，国内外已实现 DP490-DP780 等多级别热轧双相钢的批量生产与应用[5]。然而，现有热轧双相钢强度多集中于 1000 MPa 以下[6]，更高强度级别仍主要依赖高合金化或冷轧工艺[7]，导致成本增加与焊接性能下降。热轧工艺虽具有流程短、成本低的优势[8]，但在保证超高强度同时获得良好综合性能方面仍面临挑战。随着设备升级和超快冷(UFC)技术的应用，为开发超高强热轧双相钢提供新思路，本文基于合金减量化原则进行成分设计，结合“控轧控冷 + 超快冷”工艺，系统探究其组织性能调控规律，以期对超高强热轧双相钢的工业开发提供依据。

2. 实验材料与方法

2.1. 实验材料

试验钢采用 50 Kg 真空感应炉冶炼，其化学成分见表 1 所示。0.2 C 可起到固溶强化的作用，同时使试验钢获得具有良好的焊接性能；微量的 Al 用来脱氧提高钢液纯净度。

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

表 1. 实验钢化学成分(质量分数, %)

C	Mn	Si	Nb	P	S	Al	Fe
0.2	1.4~1.8	0.7	0.06	≤0.008	≤0.006	0.04	余量

2.2. 实验过程

将铸坯置于 1200℃ 加热炉保温 1.5 h，然后在二辊可逆热轧机上进行两阶段控制轧制，第一阶段为三道次的再结晶区粗轧，第二阶段为两道次的未再结晶区精轧，热轧的开轧温度为 1150℃，终轧温度为 850℃，轧后厚度为 3.8 mm。热轧后通过盐浴超快冷至 670℃ 等温 4 s 析出铁素体，最后水冷至室温发生马氏体相变得到铁素体 + 马氏体的双相钢板，其工艺流程如图 1 所示。

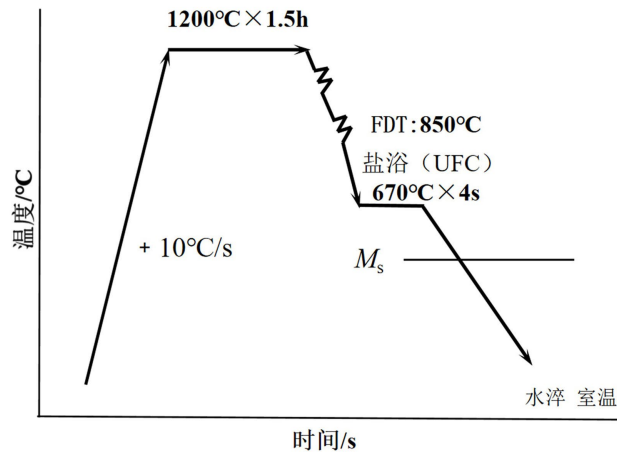


Figure 1. Process flow chart of test steel
图 1. 试验钢的工艺流程图

2.3. 测试方法

将试验钢用线切割切成 8 mm × 10 mm 的片样，对其表面进行磨制、机械抛光和体积分数 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀 8 s，利用蔡司金相显微镜(OM)和蔡司扫描电镜(SEM)观察试验钢组织及能谱分析，最后将制得的试样在 JEM-2100F 型透射电镜(TEM)上观察精细结构。拉伸试验和试样尺寸依据 GB/T 228.1-2021 在万能拉伸试验机(waw-500c)上进行，试样上加引伸计并借助计算机全程跟踪完成拉伸试验，试样标距为 50 mm，拉伸速度为 2 mm/min，试验过程确保试样中心线与夹具的中线重合，在固定期间不出现弯折现象。

3. 实验结果与分析

3.1. 双相钢的显微组织及合金元素

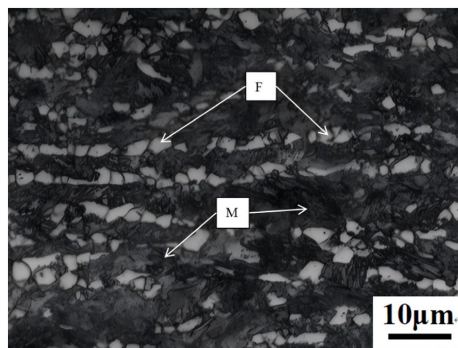


Figure 2. Microstructure of high strength DP1200
图 2. 试验钢组织

试验钢的金相显微组织如图 2 所示, 由图 2 可以看出试验钢是由铁素体与大量马氏体组成, 其中白亮的为铁素体, 灰黑色为马氏体。热轧 DP1200 试验钢控制轧制以后, 通过超快冷技术冷却至铁素体相变区间等温 4 s [9] [10], 此时有部分奥氏体转变为铁素体, 通过 APP 软件进行定量, 铁素体体积分数为 36.8%, 平均晶粒尺寸非常细小为 2.8 μm 。随后试验钢水冷到 M_s 点以下, 剩余奥氏体发生马氏体转变。因此, 室温时试验钢得到铁素体 + 马氏体组织, 其中马氏体体积分数为 63.2%。

由试验钢的扫描电镜组织(如图 3)及成分分析结果(如图 4)可知, 试验钢中含有 Nb、Mn、Si 等元素, Nb 在试验钢中, 会与 C 或 N 形成 NbC 或 NbN 高温稳定化合物, 钉扎晶界与亚晶界, 抑制奥氏体再结晶与晶粒长大, 产生细晶强化[11], 提高试验钢的强度和塑性[12] [13]。Mn 可以让“C”曲线右移, 提高试验钢的淬透性, 保证钢的强度[14]。Si 能抑制碳元素的扩散, 导致奥氏体中富碳, 使试验钢中马氏体中碳含量增加和钢中马氏体含量增多且均匀分布在铁素体晶界处, 提升钢的强度和塑性[15]。

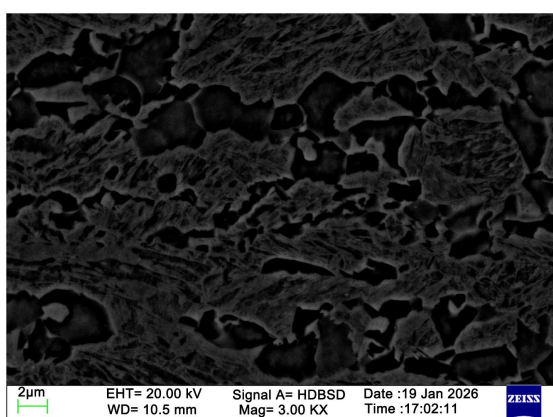


Figure 3. Microstructure of test steel
图 3. 试验钢显微组织

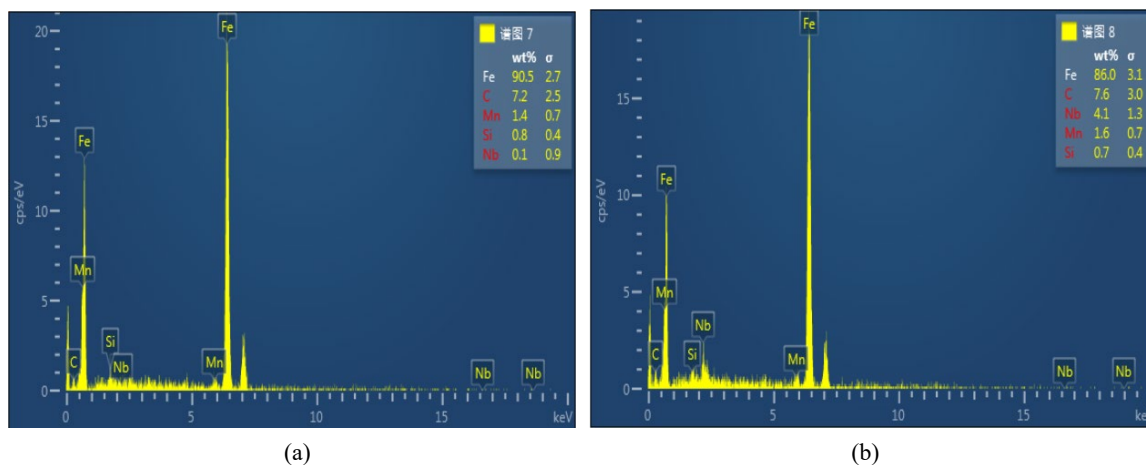


Figure 4. Composition analysis of the test steel (a) Matrix; (b) Precipitate
图 4. 试验钢的成分分析 (a) 基体; (b) 析出物

3.2. 热轧 DP1200 钢的力学性能

试验钢经室温拉伸后的力学性能结果如表 2 所示。由表 2 可知, 试验钢的屈服强度为 786 MPa, 抗拉强度为 1302 MPa, 伸长率为 15.0%, 塑性应变指数为 0.10, 屈强比(R_{el}/R_m)为 0.60。与其他钢种的典型

抗拉强度水平相比, 本试验研究的热轧 DP1200 双相钢在保持高强塑积的同时, 抗拉强度显著提升。

Table 2. Comparison table of mechanical properties between test steel and other steel grades

表 2. 试验钢与其他钢种力学性能对比表

钢种名称	R_{eL}/MPa	R_m/MPa	$A_{50}/\%$	n	R_{eL}/R_m	强塑积/ $\text{GPa}\cdot\%$
试验钢	786	1302	15.0	0.10	0.60	19.53
热轧 DP1200 [16]	770	1261	12.5	0.12	0.61	15.76
冷轧 DP1200 [17]	545	1205	10.5		0.45	12.65
C-Si-Mn-Cr-Nb 体系[17]	530	1235	11.5		0.43	14.20

这一优异的力学性能归因于超快冷(UFC)技术与 Nb 微合金化的协同作用。超快冷工艺在热轧后以极高的冷却速率将奥氏体迅速冷却至铁素体相变区间(670°C)并弛豫 4 s, 随后水冷至室温。该工艺由于大压下率热轧和超快冷后形成了大量的形变亚结构, 这些形变亚结构保留至铁素体相变区域, 为铁素体的形核提供了大量的形核点, 细化了铁素体晶粒, 而且, 促使未转变奥氏体在随后的水冷过程中形成高度细化的马氏体板条[9][10]。高倍 TEM 观察显示如图 5 所示, 马氏体岛内部由细小的板条马氏体构成, 板条界清晰且分布均匀。这种细化的马氏体板条结构显著增加了相界面面积, 有效阻碍位错运动, 从而在不明显降低塑性的前提下大幅提升强度。

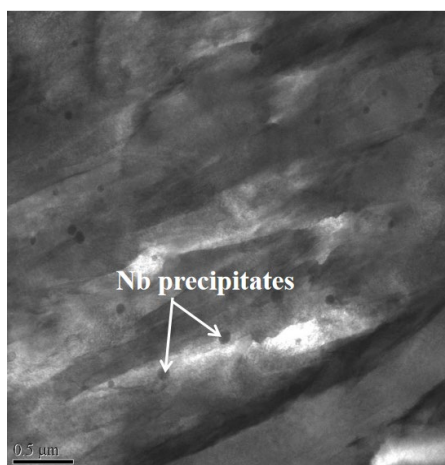


Figure 5. Microstructure of high strength DP1200

图 5. 试验钢马氏体板条及析出物

Nb 微合金化(0.06%)进一步强化了这一效果。在热轧及冷却过程中, Nb 以两种形式发挥作用: 一方面, 未溶的 Nb (C, N)颗粒钉扎奥氏体晶界, 抑制晶粒长大, 最终细化铁素体晶粒; 另一方面, 固溶 Nb 在冷却过程中析出纳米级碳氮化物, 弥散分布于铁素体基体和马氏体板条界面, 产生强烈的析出强化。此外, Nb 还推迟了奥氏体向铁素体的相变, 使得马氏体转变发生在更细小的奥氏体晶粒内, 从而获得更加细小的马氏体板条。高倍组织观察证实, 含 Nb 试验钢的马氏体板条宽度较小, 且板条排列规整, 有利于屈服强度和抗拉强度的同步提升。

综上所述, 超快冷与 Nb 微合金化的耦合作用通过细化马氏体板条、增强析出强化和组织均匀性, 使热轧双相钢获得 1302 MPa 的抗拉强度, 同时保持 15.0%的断后伸长率, 为汽车用钢的工业应用提供了有力支撑。

3.3. 热轧 DP1200 钢的应变硬化行为

图 6 为试验钢的应力 - 应变曲线。热轧 DP1200 汽车用钢屈服后表现出连续上升的硬化趋势，无明显屈服平台，呈现典型的双相钢变形特征。应力随着应变增加持续升高，但应力增幅逐渐减小，表明硬化速率随变形过程发生变化。试验钢的塑性加工硬化指数 n 较高为 0.10，其具有良好的冷冲压成形性能。

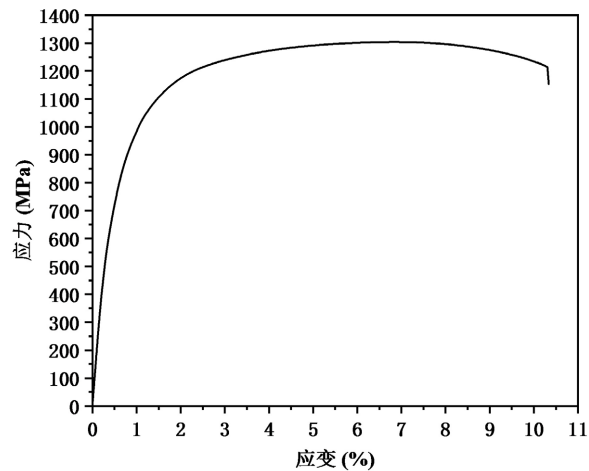


Figure 6. Stress-strain curve of dual phase steel DP1200

图 6. 试验钢 DP1200 的应力 - 应变曲线

图 7 所示为 $\ln(d\sigma/d\varepsilon) - \ln\sigma$ 的 Crussard-Jaoul 不同阶段的加工硬化曲线。该图由 Crussard-Jaoul 公式分析得到：

$$\sigma = \sigma_0 + K' \varepsilon^{n'} \quad (1)$$

$$\ln\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) = \ln K' + \ln n' + (n' - 1) \ln \varepsilon \quad (2)$$

式中： σ 和 ε 分别为真应力和真应变； σ_0 为初始屈服应力； n' 为不同阶段的加工硬化指数； K' 为材料强度因子。

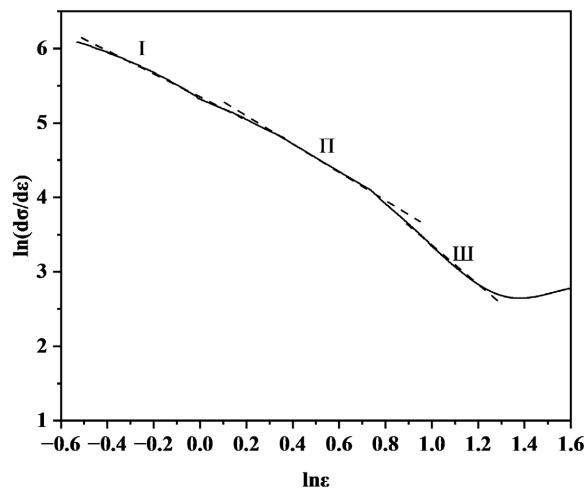


Figure 7. Crussard-Jaoul plot of $\ln(d\sigma/d\varepsilon) - \ln\sigma$ reveal various stages of work hardening

图 7. $\ln(d\sigma/d\varepsilon) - \ln\sigma$ 的 Crussard-Jaoul 不同阶段的加工硬化曲线

由图 7 可知, 试验钢在塑性变形过程中应变硬化行为可分为 3 个阶段: 第 I 阶段(快速硬化阶段): 此阶段应变硬化率很高, 主要与铁素体的均匀变形有关。马氏体作为第二相阻碍位错运动, 在铁素体/马氏体相界面处产生位错塞积, 从而显著提高硬化速率。第 II 阶段(均匀应变硬化阶段): 铁素体和马氏体均发生塑性变形, 两者协同变形, 硬化率保持较高水平。第 III 阶段(硬化速率下降阶段): 随应变增加, 位错密度进一步升高, 在铁素体/马氏体相界面及夹杂物界面处萌生微孔。微孔的形成与扩展导致损伤累积, 使硬化速率迅速下降, 并最终引发断裂, 钢的应变硬化能力与组织类型及微观结构演变密切相关。试验用钢的组织为铁素体 + 马氏体, 在外加应力作用下, 双相钢两相组织可实现协调变形, 在获得 1302 MPa 超高强度下, 仍具有较好的成形性能。

3.4. 超快冷工艺的工程化应用

在将 1200 MPa 级热轧双相钢的实验室工艺向工业热轧生产线应用的过程中, 超快冷技术的工程化应用面临着一系列关键技术挑战。实验室条件下, 采用盐浴作为冷却介质, 能够实现极高的冷却速率(可达 200 °C/s 以上), 并精准跳过贝氏体区, 从而获得理想的双相组织。然而, 工业生产线受限于设备条件、冷却介质和空间布局, 难以直接复制盐浴冷却方式。传统层流冷却系统难以达到盐浴水平的冷却速率, 且冷却过程中易出现板宽方向和长度方向的温度不均, 导致组织一致性下降, 直接影响产品性能稳定性。

工业水冷条件下, 工业冷却区的喷嘴布置、水流密度分布及钢板表面换热条件的不均匀性, 易导致钢板表面局部冷却速度差异, 进而引发组织分布不均、板形不良及残余应力过大等问题。且实验室盐浴设备结构紧凑、控制精度高, 而现有工业产线通常配备传统层流冷却系统, 若要实现超快冷工艺, 需对冷却区进行设备改造, 涉及集管更换、供水系统升级、自动化控制集成等环节, 存在投资成本与产线停机改造周期的双重压力。因此, 超快冷工艺从实验室向工业热轧生产线移植, 关键挑战在于冷却速率不足、冷却均匀性差及设备改造难度。采用模块化超快冷系统替代传统层流冷却段, 保留原有主体设备, 仅对冷却区进行针对性改造。模块化设计便于快速安装与调试, 供水系统可依托现有设施进行升级, 控制系统采用高精度闭环调节, 实现对冷却路径的精确控制。该方案基建投资成本较低, 改造周期短, 具备良好的工程经济性[18]。

4. 结论

1) 采用控轧控冷 + 超快冷的工艺两相区弛豫制备得到组织均匀的 1200 MPa 级热轧双相钢, 其由细小的等轴铁素体与弥散分布的马氏体组成。

2) 试验钢通过超快冷与 Nb 微合金化的协同作用, 其抗拉强度 1302 MPa, 高于常规冷轧 DP1200 钢水平, 断后伸长率 15.0%, 实现了高强度与塑性的良好匹配。

3) 试验钢的应变硬化行为经历了快速硬化、均匀硬化和硬化速率下降三个阶段, 塑性加工硬化指数 n 较高为 0.10, 其在获得 1302 MPa 超高强度下, 仍具有较好的成形性能。

4) 针对超快冷工艺工业化移植中的工艺匹配难题, 通过优化冷却结构与参数, 可在水冷条件下实现 200 °C/s 冷却速率并有效跳过贝氏体区, 且模块化超快冷系统具备低成本、高适配的优势。

参考文献

- [1] 王存宇, 杨洁, 常颖, 等. 先进高强度汽车钢的发展趋势与挑战[J]. 钢铁, 2019, 54(2): 1-6.
- [2] 董瀚. 钢铁材料基础研究的评述[J]. 钢铁, 2008, 43(10): 1-7.
- [3] 国家统计局. 中国统计年鉴 2013 [M]. 北京: 中国统计出版社, 2014.
- [4] 王爱华. 我国汽车用钢市场及其发展趋势[J]. 轧钢, 2012, 29(6): 49-51.

- [5] 孙耀祖, 王旭, 王运玲, 等. 汽车用双相钢的研究进展[J]. 中国材料进展, 2015, 34(6): 475-481.
- [6] 吴腾, 吴润, 邓雨微, 等. 弛豫时间对 1200 MPa 级热轧双相钢组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(7): 82-87.
- [7] De Cosmo, M., Galantucci, L.M. and Tricarico, L. (1999) Design of Process Parameters for Dual Phase Steel Production with Strip Rolling Using the Finite-Element Method. *Journal of Materials Processing Technology*, **92**, 486-493. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(99\)00241-1](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(99)00241-1)
- [8] 袁国, 利成宁, 孙丹丹, 等. 热轧双相钢的发展现状及高强热轧双相钢的开发[J]. 中国工程科学, 2014, 16(2): 39-45.
- [9] 张阔斌, 侯蕾, 王俊, 等. 超快冷技术在唐钢中厚板生产线上的应用[J]. 轧钢, 2018, 35(5): 67-70.
- [10] 杨大勇. 热轧型钢生产线的超快冷装置设计与应用[J]. 山西冶金, 2025, 48(5): 204-205+208.
- [11] 曹建春, 刘铖霖, 高鹏, 等. 钢中元素偏聚的研究现状及其发展趋势[J]. 钢铁, 2019, 54(6): 11-19.
- [12] Zhang, Z., Yong, Q., Sun, X., Li, Z., Kang, J. and Wang, G. (2015) Microstructure and Mechanical Properties of Precipitation Strengthened Fire Resistant Steel Containing High Nb and Low Mo. *Journal of Iron and Steel Research International*, **22**, 337-343. [https://doi.org/10.1016/s1006-706x\(15\)30009-1](https://doi.org/10.1016/s1006-706x(15)30009-1)
- [13] 方超, 吴秋云, 潘红波, 等. Nb 元素及退火温度对双相钢组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(3): 106-114.
- [14] 邓通武. C、Mn、Cr 对中碳 MnB 钢 228 节距履带淬透性的影响[J]. 特殊钢, 2012, 33(6): 53-55.
- [15] 韩冰, 闫佳鹤, 李建英, 等. Si 元素对高成形性双相钢拉伸变形行为的影响[J]. 塑性工程学报, 2025, 32(6): 238-247.
- [16] 杨艳萍, 高永强, 刘伟, 等. 1200 MPa 级热轧高强钢的显微组织与力学性能研究[J]. 教练机, 2020(3): 48-51.
- [17] 唐兴昌, 张文娟, 王向飞, 等. 1200 MPa 级冷轧双相钢组织性能及其热塑性[J]. 材料导报, 2018, 32(16): 2870-2875.
- [18] 丁建军, 郭新文, 胡洪. 中型 H 型钢生产线超快冷技术研究[J]. 山西冶金, 2024, 47(8): 230-231+234.