文章编号:1671−7872(2026)05−0522−13



丁汉林 博士,教授,博士生导师,江苏省“333高层次人才工程”培养对象。长期从事新型高强韧钢铁材料设计与智能制造技术、结构功能一体化镁合金开发等方向的研究。先后主持或参与完成国家新材料重大专项、国家自然科学基金等国家及省部级科研项目10余项,并与宝武马钢集团、钢铁研究总院、中冶华天、中信金属等国有大中型企业深入开展产学研合作20余项。在国内外学术期刊发表SCI/EI论文80余篇,获授权发明专利16件。相关研究成果已在新能源汽车、轨道交通、海洋工程装备等领域实现工程转化与应用,荣获安徽省科技进步二等奖、中国产学研合作创新成果奖等多项科技奖励。

超高强度汽车钢强韧化协同提升机理研究进展

龙 勇[1],陈其伟[2],王子健[1],朱国辉[2],丁汉林[1]
(1. 苏州大学 金属材料与先进制造学院,江苏 苏州 215137;2. 安徽工业大学 冶金工程学院,安徽 马鞍山 243032)

摘要: 超高强度汽车钢的强韧化协同提升是实现汽车轻量化与安全性的核心路径。本文系统综述了四类典型第三代超高强度汽车钢(QP钢、中锰钢、22MnB5热冲压钢及Mn–Cr系低合金钢)的组织设计策略与力学性能特征,重点剖析其强韧化机理的异同。研究表明:QP钢依托马氏体相变与碳配分工艺稳定残余奥氏体,可实现强度与塑性的较好匹配,但其强塑积水平仍相对有限;中锰钢借助奥氏体逆相变及Mn与C元素配分,获得较高含量的残余奥氏体,显著提升塑性延伸能力,但屈服强度偏低;22MnB5钢经热冲压成形后形成全马氏体组织,呈现超高强度,但塑性储备明显不足。上述三类钢的性能优化分别受限于残余奥氏体稳定性不足、合金化成本较高及全马氏体组织固有低塑性等瓶颈。相比之下,Mn–Cr系钢采用低合金化设计,通过多相组织调控、细晶强化及第二相弥散析出与位错的交互作用,在极少含甚至不含残余奥氏体的条件下,实现了超高强度与良好塑性的匹配。该思路为新型超高强度汽车钢的合金设计与强韧化机理创新应用提供了科学参考。

关键词: 第三代汽车钢;QP钢;中锰钢;热冲压;Mn–Cr钢;强韧化机理
中图分类号: TG 142.1 **文献标志码:** A **doi:** 10.12415/j.issn.1671−7872.26133

收稿日期: 2026−08−22;**修回日期:** 2026−09−01
基金项目: 国家自然科学基金项目(52174367)
作者简介: 龙勇(2002—),男,贵州六盘水,硕士生,主要研究方向为高强钢强韧化机理。
通信作者: 丁汉林(1980—),男,安徽凤阳人,博士,教授,博士生导师,主要研究方向为新型高强韧钢铁材料设计与智能制造技术。
引文格式: 龙勇,陈其伟,王子健,等. 超高强度汽车钢强韧化协同提升机理研究进展[J]. 安徽工业大学学报(自然科学版),2026,43(5):522−534.
Citation: LONG Y, CHEN Q W, WANG Z J, et al. Research Progress on Synergistic Strengthening-toughening Mechanism of Ultra-high-strength Automotive Steels[J]. Journal of Anhui University of Technology (Natural Science), 2026, 43(5):522−534.

Research Progress on Synergistic Strengthening-toughening Mechanism of Ultra-high-strength Automotive Steels

LONG Yong[1], CHEN Qiwei[2], WANG Zijian[1], ZHU Guohui[2], DING Hanlin[1]

(1. School of Metallic Materials and Advanced Manufacturing, Soochow University, Suzhou 215137, China;
2. School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243032, China)

Abstract: The synergistic enhancement of strength and toughness in ultra-high-strength automotive steels is a key approach to achieving both vehicle lightweighting and safety. This review systematically summarizes the microstructural design strategies and mechanical-property characteristics of four representative types of third-generation ultra-high-strength automotive steels, namely QP steels, medium-Mn steels, 22MnB5 hot-stamped steels, and Mn–Cr low-alloy steels, with particular emphasis on the similarities and differences in their strengthening and toughening mechanisms. The results show that QP steels stabilize retained austenite through martensitic transformation and carbon partitioning, thereby achieving a favorable combination of high strength and ductility, although their product of strength and elongation remains relatively limited. Medium-Mn steels obtain a relatively high fraction of retained austenite through austenite-reverted transformation and Mn/C partitioning, which markedly enhances tensile ductility, whereas their yield strength remains comparatively low. After hot stamping, 22MnB5 steels develop a fully martensitic microstructure and exhibit ultra-high strength, but their ductility reserve is clearly insufficient. Further optimization of these three steel systems is constrained, respectively, by insufficient retained-austenite stability, relatively high alloying costs, and the intrinsically low ductility of fully martensitic microstructures. In contrast, Mn–Cr steels adopt a low-alloy design strategy and achieve a favorable combination of ultra-high strength and good ductility, even with little or no retained austenite, through the synergistic effects of multiphase microstructural control, grain-refinement strengthening, dispersed second-phase precipitation, and interactions between precipitates and dislocations. This strategy provides a scientific basis for the alloy design of novel ultra-high-strength automotive steels and for the development of innovative strengthening and toughening approaches.

Keywords: third-generation automotive steel; QP steel; medium-Mn steel; hot stamping; Mn–Cr steel; strengthening and toughening mechanism

轻量化与安全性之间的矛盾是汽车车身用钢面临的核心挑战。先进高强钢 (advanced high-strength steel, AHSS) 凭借强度提升实现构件减薄, 可在降低车身质量的同时保障碰撞性能, 因此成为白车身及安全结构件的主流选材[1−4]。与铝、镁及复合材料相比, 钢铁材料的显著优势在于其成熟的工业链条——从冶炼到回收的全流程覆盖, 使其在大规模制造中兼具成本与可靠性[5−6]。然而, 单纯追求抗拉强度已难以满足现代汽车工业需求, 强度、塑性、成形性与成本的协同优化成为新的研发导向。为比较不同钢种的强塑性组合, 本文采用强塑积 (product of strength and elongation, PSE) 作为辅助指标, 即抗拉强度与总伸长率的乘积。

在材料演化层面, 汽车钢历经三代更迭[7]。第一代主要包括双相钢 (dual-phase steel, DP)、相变诱导塑性钢 (transformation-induced plasticity steel, TRIP)、复相钢 (complex-phase steel, CP) 及马氏体钢 (martensitic steel, MS) 等, 工业化应用较为成熟, 但在 GPa 级强度下, 延性和局部成形能力受限。第二代以高 Mn 钢为主, 利用孪晶诱导塑性 (twinning-induced plasticity, TWIP) 或 TRIP 效应改善强塑性, 但高合金化显著增加冶炼与加工难度[8−10]。当前备受关注的第三代汽车钢, 通过低合金含量下的亚稳奥氏体与多尺度组织调控, 在强韧性匹配上取得突破, 代表性钢种包括淬火–配分 (quenching and partitioning, QP) 钢、中锰钢及 22MnB5 钢等。然而, 其力学性能对残余奥氏体含量、稳定性及热处理制度极为敏感, 存在较大的性能不确定性[9,11−13]。

鉴于此，本文以强韧化机理为主线，系统梳理三代汽车钢的组织设计逻辑与性能特征，重点分析 QP 钢的配分工艺、中锰钢的奥氏体逆转变 (austenite-reverted transformation, ART) 处理及 22MnB5 热冲压马氏体的强韧化等关键机制。同时，结合本课题组近年来在超高强度汽车钢方面的研究，分析 Mn–Cr 系钢在多相组织设计、第二相粒子析出及其与位错交互作用等方面的强韧化贡献，探讨其在少含乃至不含残余奥氏体条件下仍能获得优异强塑性的内在机理，以期为突破传统奥氏体依赖型强韧化策略提供新的理论依据与实验支撑。

1 先进高强钢的代际演进

先进高强钢的代际划分主要依据合金化水平、主导组织与变形机制，以及强塑性匹配特征。该领域发展的核心矛盾已从“获得高强度”转向强塑性、制造成本与工艺稳定性的综合平衡。图 1 汇总了不同种类先进高强钢的强塑性对比结果[7]。

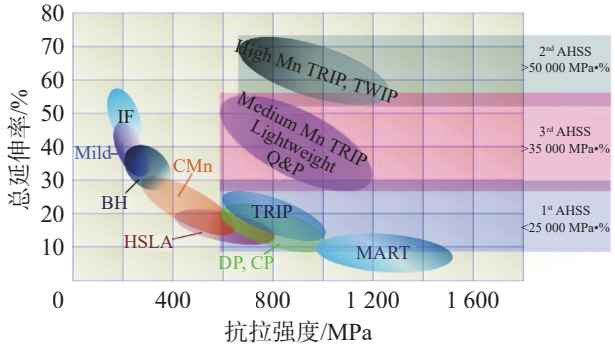


图1 不同种类先进高强钢的强塑性对比[7]

Fig. 1 Total elongation-tensile strength comparison of various advanced high-strength steels[7]

1.1 第一代先进高强钢

第一代 AHSS 主要包括 DP 钢、TRIP 钢、CP 钢和 MS 钢等，合金含量相对较低，连续退火、成形及连接工艺较为成熟[11,14]。DP 钢依靠铁素体基体与马氏体硬相获得较低屈强比和较高初始加工硬化率，但随着马氏体体积分数及两相强度差增大，相界附近应变分配更不均匀，局部成形与断裂延性随之下降[8]。TRIP 钢在铁素体/贝氏体基体中保留一定量亚稳奥氏体，拉伸时奥氏体逐步转变为马氏体，持续补充加工硬化并推迟颈缩[15−16]。CP 钢通常以贝氏体和马氏体为主要硬质组织，同时含少量铁素体、残余奥氏体 (retained austenite, RA) 或碳化物；Nb, V, Ti 等微合金元素可通过抑制再结晶、细化晶粒及析出强化进一步提高强度，其强化来源较 DP 钢更为多样[11,14]。MS 钢经奥氏体快速淬火获得高比例板条马氏体，强度主要源于马氏体相变、高位错密度及间隙固溶强化，汽车用冷成形 MS 钢的抗拉强度可达 1 700 MPa 以上，但成形能力明显弱于含较多软相的钢种[14,17]。总体而言，第一代钢可获得相对较高的强度，但在 GPa 级继续提升强度时，延性、局部成形及碰撞吸能难以同步保持。

1.2 第二代先进高强钢

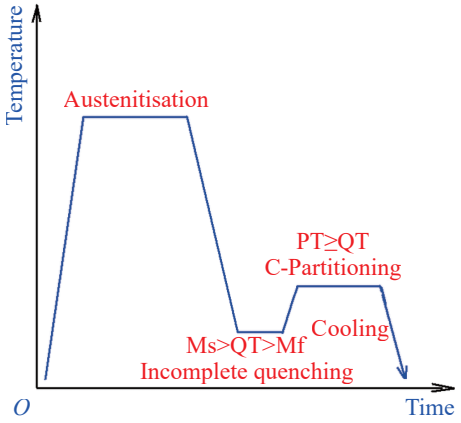
第二代 AHSS 以高 Mn 奥氏体钢为代表，其强塑性与其奥氏体层错能及机械稳定性密切相关，但 TWIP 与 TRIP 效应不能简单归结为同一种“奥氏体稳定化”机制。当层错能处于有利于机械孪生的范围时，变形孪晶不断细分奥氏体晶粒并缩短位错平均自由程，形成动态 Hall–Petch 效应，在较大应变范围内维持高加工硬化率；当层错能和奥氏体稳定性进一步降低时，则更易发生 γ→ε/α′应变诱导相变，通过 TRIP 效应提高加工硬化[8,10,18]。Choi 等[18] 通过 Cu 调节高 Mn 奥氏体钢的层错能，观察到 TRIP 向 TWIP 的转变：未添加 Cu 的钢以 TRIP 为主，抗拉强度约 1 137 MPa、总伸长率 34.6%；加入质量分数为 1% 的 Cu 后，TRIP 与 TWIP 协同作用，抗拉强度约 1 093 MPa，伸长率提高到 65.1%。高 Mn 钢的优势源于变形机制的持续激活，而非单纯提高奥氏体含量。然而，其工程应用仍受高合金化限制，如 Mn–C 偏析、再结晶控制、选择性氧化、延迟开裂及冶炼回收成本等，均增加工业生产难度[8,10]。

1.3 第三代先进高强钢

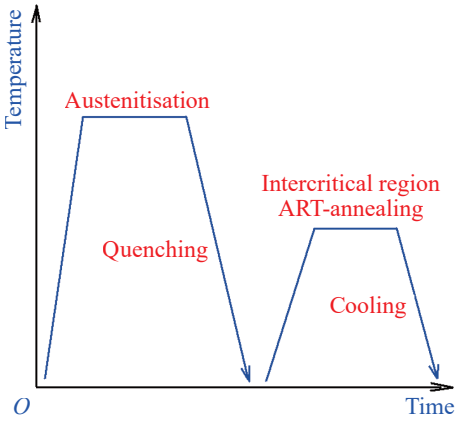
第三代 AHSS 的开发目标是在较低合金化条件下改善强塑性匹配，其中 QP 钢和中锰钢是两类代表性的冷成形路线，而 22MnB5 钢作为热冲压成形钢，已成为 GPa 级汽车安全件的重要工业基准[7,19−20]。QP 工艺最初由 Speer 等[19] 提出，在马氏体转变开始温度 (Ms) 与终了温度 (Mf) 之间不完全淬火，获得一定比例马氏体后，使过饱和马氏体中的 C 向未转变奥氏体配分，从而在室温保留亚稳奥氏体。在此基础上，徐祖耀[21−22] 提出 QPT 工艺，利用 Al, Si 抑制碳化物析出以确保 C 配分，添加 Nb, Mo 等元素，利用其在回火过程中形成纳米析出相实现强化。中锰钢依靠 ART 处理，在两相区重新形成奥氏体，并通过 Mn 与 C 配分提高其稳定性[23]。2 种奥氏体获得路径如图 2 所示。

图 2 体现了 QP 钢与中锰钢在奥氏体调控路径上的根本差异：QP 钢属于马氏体转变后的“保留–稳定”路径，中锰钢 ART 则属于马氏体/铁素体向奥氏体的“逆转变–再稳定”路径。前者受淬火温

度及 C 配分效率影响, 后者受两相区退火温度、Mn/C 配分及奥氏体晶粒尺度影响。二者虽均利用 RA 增塑, 但工艺窗口与稳定性控制重点不同。



(a) QP钢正相变



(b) 中锰钢逆相变

图2　第三代汽车钢的两类奥氏体调控思路[24]

Fig. 2　Two austenite-control routes for third-generation automotive steels[24]

2　典型第三代超高强度汽车钢的强韧化路径

QP 钢、中锰钢和 22MnB5 分别代表基于碳配分稳定残余奥氏体 (RA)、ART 调控亚稳奥氏体及热冲压马氏体强化的三类技术路线。三者在承载相、增塑机制和工艺条件上存在显著差异: QP 钢和中锰钢均利用亚稳奥氏体的 TRIP 效应, 但奥氏体稳定化路径不同; 22MnB5 则以马氏体为承载相, 通过微合金化、回火或少量 RA 辅助改善塑性。

2.1　QP 钢强韧化机理

2.1.1　配分工艺与组织演变

QP 钢的基本思路是将马氏体的高强度与亚稳奥氏体的变形能力相结合, 典型工艺如图 3 所示。图中: Ac_3 为奥氏体化完成的临界温度; QT 和 PT 分别为淬火温度和配分温度; C_i, C_γ, C_m 分别为钢的初始碳含量、奥氏体中的碳含量和马氏体中的碳含量。

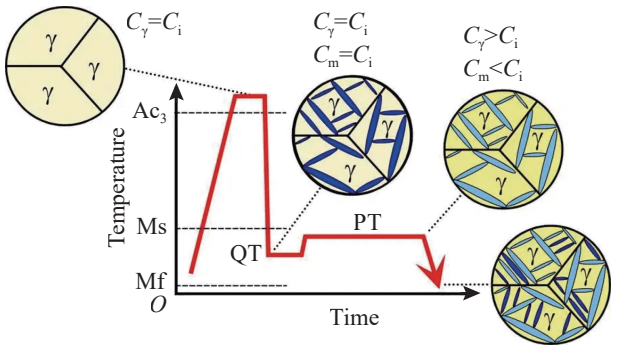


图3　淬火配分热处理工艺和组织演变示意图[25]

Fig. 3　Schematic diagram of the quenching and partitioning heat-treatment process and microstructural evolution[25]

完全奥氏体化后, 碳在钢中均匀分布 (C_γ=C_i)。随后淬火至 Ms 与 Mf 之间, 部分奥氏体转变为马氏体, 此时未转变奥氏体与新生马氏体中的碳质量分数均为 C_i。在后续 PT 阶段, 过饱和马氏体中的碳向未转变奥氏体扩散, 使奥氏体富碳、马氏体降碳, 逐渐形成 C_γ>C_i, C_m<C_i 的浓度梯度, 从而提高未转变奥氏体的稳定性, 使其部分保留至室温。根据 QT 与 PT 的相对时长, QP 处理可分为两类: QT=PT 时为一步 QP 处理, PT>QT 时为两步 QP 处理[26]。其中, QT 主要决定初生马氏体比例, 为后续碳配分提供组织基础; PT 及保温时间则进一步调控碳配分程度及残余奥氏体的机械稳定性。

需要指出, 实际 QP 过程并非理想的单一碳扩散过程。Speer 等[19] 认为, 初始淬火马氏体在配分阶段向未转变奥氏体供碳, 可降低其 Ms 并促进奥氏体保留至室温。Clarke 等[27] 比较了马氏体碳配分与无碳化物贝氏体形成的贡献, 认为仅凭贝氏体反应难以解释观测到的奥氏体富碳程度; Santofimia 等[26] 则强调马氏体/奥氏体界面迁移会显著影响配分动力学。因此, 实际 QP 过程是碳配分、界面迁移及碳化物/贝氏体竞争反应共同作用的结果。

2.1.2　残余奥氏体稳定性与增塑机制

QP 钢的强度主要源于初生马氏体及其高密度位错亚结构, 塑性则依赖残余奥氏体在变形过程中持续发挥 TRIP 效应。因此, 评价残余奥氏体不能仅关注室温下的初始含量, 还需综合考量其碳富集程度、形貌特征及机械稳定性[27−29]。

Seo 等[30] 对 Fe–0.2C–4Mn 系 QP 钢的研究表明, 450 ℃ 配分 300 s 条件下, 残余奥氏体体积分数随淬火温度升高呈先增后降趋势, 于 210 ℃ 时达峰值约 33%, 此时表现出总伸长率较高且加工硬化持续至

变形后期, 证实适量残余奥氏体及其 TRIP 效应对塑性具有积极作用。然而, 残余奥氏体含量与塑性间的对应关系尚未达成共识, 原因在于 TRIP 效应还受碳富集程度、尺寸、形貌及机械稳定性等多重因素影响。Xiong 等[31] 发现, 碳含量较高的块状残余奥氏体在变形早期发生马氏体转变, 而分布于马氏体板条间、尺度约 100 nm 的薄膜状残余奥氏体即使碳含量较低, 在约 12% 工程应变下仍保持稳定; Seo 等[30] 进一步指出, 即使初始含量相近, 不同稳定性的残余奥氏体仍表现出明显不同的相变动力学。

综上, QP 钢塑性的优化不应盲目追求残余奥氏体含量最大化, 而应获得含量适宜、以细化薄膜状形貌为主导且机械稳定性适中的残余奥氏体, 使其在均匀变形阶段逐步发生 TRIP 转变, 从而持续提升加工硬化能力并延缓颈缩。

2.1.3 工艺调控与强塑性匹配

借助热处理调控 QP 钢的显微组织, 是提高其强塑性的有效途径之一。QPT 工艺即在 QP 基础上引入回火过程[21−22], 其核心思路是将 QP 中“尽量抑制碳化物”转变为对碳配分与析出过程的协同利用, 强化机制由“马氏体+TRIP”扩展为“马氏体+TRIP+析出”。为此, QPT 钢一方面利用 Al 或 Si 等元素抑制渗碳体析出, 保障碳向奥氏体中配分; 另一方面添加 Nb 或 Mo 等强碳化物形成元素, 使马氏体基体在回火阶段析出细小复杂碳化物, 在保留适量稳定奥氏体的同时提高基体强度。经 QPT 处理后, 钢的抗拉强度可超过 2 000 MPa, 总伸长率超过 10%。

研究表明[25,30,32−35], QP 钢的抗拉强度可达 1 000 MPa 及以上, 伸长率为 10%~25%, 通过调整淬火温度[36]、配分温度[30]、配分时间[34] 及合金成分[32,36] 等参数, 可有效优化强度与塑性的匹配。上述调控手段的主要目标是获得更多残余奥氏体, 并通过碳配分提高其稳定性, 进而提升塑性。然而, 受成分和工艺限制, QP 钢中残余奥氏体体积分数一般难以突破 10%, 使得工业生产的 QP 系列汽车用钢难以获得较高的强塑积。以宝钢产品[28,32] 为例, QP980 钢抗拉强度约 1 000 MPa、强塑积约 20 GPa•%; 而强度提升至约 1 200 MPa 的 QP1180 钢, 强塑积却降至约 14 GPa•%, 与第三代汽车钢的高强塑积目标仍存在较大差距。近期针对 1 800 MPa 级以上汽车高强钢的综述[37] 也指出, 进入更高强度区间后, 单纯提高马氏体强度或增加 RA 含量难以兼顾塑性与服役可靠性, 需结合细晶强化、析出强化及界面调控等手段协同推进。

2.2 中锰钢强韧化机理

中锰钢 (锰质量分数通常为 5%~10%, 甚至更高) 的强韧化核心在于通过 ART 工艺调控亚稳奥氏体, 利用 TRIP 效应获得持续加工硬化能力。

2.2.1 ART 工艺原理与组织演变

ART 工艺的实质是使冷轧或淬火后的马氏体在 A1~A3 两相区加热时发生 α′→γ 逆转变。如图 4 所示, γ, α 和 α′分别表示奥氏体、铁素体和马氏体, A1 和 A3 分别为下临界和上临界转变温度。新生奥氏体优先在马氏体板条界、块界及原奥氏体晶界等位置形核, 并伴随 Mn 或 C 溶质原子由相邻基体向奥氏体内扩散富集[12,23]。其关键并非单纯追求奥氏体含量最大化, 而是通过退火温度与时间的协同控制, 精确调节奥氏体的尺寸、成分梯度及机械稳定性, 使 TRIP 效应在较宽均匀变形区间内持续发挥强化与增塑作用。

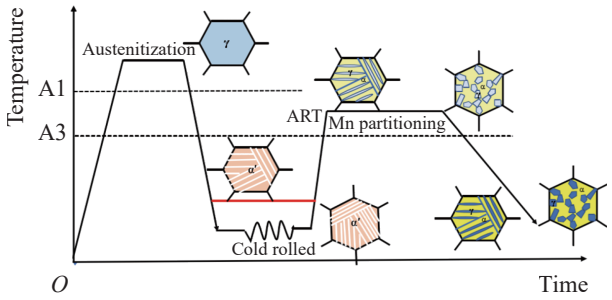


图4 中锰钢 ART 退火过程示意图[12]

Fig. 4 Schematic representation of the ART-annealing process for medium-Mn steel[12]

以王昌等[23] 研究的 0.2C–5Mn 钢为例, 650 ℃ 短时退火时, 初期析出较多 M3C, 随保温时间延长, 逆转变奥氏体逐渐形成并粗化, 最终体积分数约 30%, 试样抗拉强度约 960 MPa、屈服强度约 500 MPa、伸长率 40%, 强塑积达 38.4 GPa•%。近年, 中锰钢研究重点已从单一追求 RA 含量拓展至奥氏体稳定性、氢脆敏感性、表面质量及工艺窗口的协同优化[38−39]。这标志着性能评价正转向组织稳定性与制造适应性的综合考量。

2.2.2 奥氏体机械稳定性与 TRIP 效应调控

ART 处理后获得高塑性的根本原因在于逆转变奥氏体在拉伸过程中持续发挥 TRIP 效应, 其作用效果关键在于奥氏体机械稳定性的合理调控。Zhang 等[40] 利用原位高能同步辐射 X 射线衍射研究 Fe0.1C–10Mn–2Al 钢, 发现奥氏体稳定性随变形温度显著变化, 表明并非残余奥氏体越多或越稳定越好, 而应具有适中的机械稳定性, 使 TRIP 效应可贯穿较大的均匀应变区间, 兼顾早期承载与后期抗颈缩。

目前, 中锰钢强塑积高达 50 GPa•%[18,23,40−42], 但其强度 (尤其屈服强度) 偏低, 且塑性提升强烈依赖钢中合金元素含量的增加。如北京科技大学[43]报道的高强塑积钢合金质量分数达 13%(0.47C−10Mn−2Al−0.7V), Sohn 等 [44] 开发的钢种 (0.5C−11.8Mn−2.9Al−1Si−0.32Mo−0.5V) 更是高达 17%, 其核心均是通过提高合金含量增强 RA 的稳定性与含量, 以获得优异塑性。

2.2.3　性能优化策略与工业化挑战

针对传统 ART 状态屈服强度偏低的问题, 研究者尝试将高位错密度、非再结晶组织及析出强化与亚稳奥氏体相结合。He 等[43]采用变形−配分 (deformed and partitioned, D&P) 工艺, 在高位错密度马氏体基体中保留亚稳奥氏体, 位错密度约 1.27×10^{16} m^{-2}, 屈服强度超过 2.0 GPa, 同时保持较大塑性。Sohn 等[44]利用非再结晶奥氏体与超细铁素体双相组织, 在 1.0~1.5 GPa 强度范围获得 50% 以上伸长率, 将高屈服强度归因于非再结晶、超细晶与 TRIP 效应的协同作用。Lu 等[45]在体积分数约 15% 残余奥氏体的中锰马氏体钢中, 采用 170 ℃+20 min 烘烤处理促进 C 再分配, 使断裂由脆性向韧性转变, 显著改善拉伸塑性, 表明低温后处理同样可调节马氏体基体与亚稳奥氏体的协同效应。

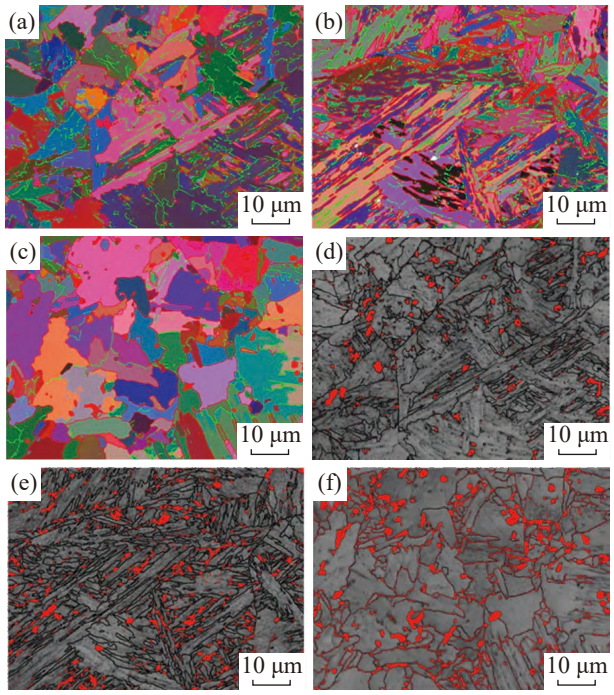
中锰钢的工业化难点也与上述精细组织控制密切相关。Mn 偏析及 ART 温度/时间波动会显著影响奥氏体含量、晶粒尺寸、成分富集及组织均匀性; 低温退火过程中碳化物与逆转变奥氏体存在竞争关系, Kwiatkowski 等[42]指出 Mn 参与碳化物形成会推迟奥氏体形核。服役性能方面, Lüders 带、Portevin–Le Chatelier (PLC) 效应、选择性氧化、焊接及氢脆等问题均影响板材成形与服役稳定性[10,46–47]; 该材料在温/热成形应用中同样需兼顾奥氏体稳定性、成形温度与组织均匀性[48]。综上, 中锰钢的主要优势在于借助较高含量的亚稳奥氏体获得持续加工硬化能力, 其代价则是成分与 ART 窗口对组织稳定性要求较高, 增加了工业化实施难度。

2.3　热冲压成形钢强韧化机理

22MnB5 是目前应用最成熟的热冲压钢, 其热冲压工艺解决了超高强钢室温成形时的大回弹与成形力问题 [20,49]。板料通常在 900~950 ℃ 完成奥氏体化, 高温低流动应力状态下成形后经水冷模具快速淬火, 最终获得以板条马氏体为主的组织。

2.3.1　QP 工艺调控与残余奥氏体增塑

工业 22MnB5 直接淬火态抗拉强度约 1 500 MPa、总伸长率约 6%[50], Cavusoglu 等[51]在 800~900 ℃ 水淬后伸长率也仅 2%~4%, 后续回火对伸长率的改善幅度有限。因此, 在保持马氏体承载能力的同时引入稳定残余奥氏体, 成为改善 22MnB5塑性的直接途径。梁校等[29]采用一步法 QP 处理 22MnB5, 在 920 ℃ 奥氏体化 5 min 后风冷至 240, 270或 300 ℃ 并在保温配分, 获得 1 330~1 450 MPa抗拉强度和 10%~16% 伸长率; 300 ℃ 配分 60 s时强塑积达 22.14 GPa•%, 高于传统直接淬火态的 10.79 GPa•%。研究还表明, 残余奥氏体含量与其碳含量共同表征的稳定性指标与强塑积变化趋势相近, 说明塑性改善与能够在变形过程中参与 TRIP 的稳定残余奥氏体密切相关。不同配分条件下残余奥氏体的形貌与分布差异见图 5。由图 5 可见, 随配分温度提高, RA 形貌和空间分布发生明显变化: 较低温度 (240 ℃) 下以板条间薄膜状 RA 为主, 较高温度 (300 ℃) 下块状或粒状 RA 比例增加。这表明一步法 QP 对 22MnB5 的增塑作用不仅取决于 RA 含量, 还受其形貌、碳富集程度和机械稳定性的共同制约。



(a), (d) 240 ℃×90 s; (b), (e) 270 ℃×90 s; (c), (f) 300 ℃×90 s

图5　一步法 QP 处理 22MnB5 钢的残余奥氏体形貌与分布[29]

Fig. 5　Retained-austenite morphology and distribution in 22MnB5 steel after one-step QP[29]

2.3.2　微合金化与自回火强化

除 QP 调控外, Mn–B 系热冲压钢还发展了微合金化和自回火等强韧化方法。Chen 等[52]对 Nb/V 微合金 Mn–B 热冲压钢 (约 0.31%C 的) 的强化贡献分析表明, 细晶、析出、固溶和位错强化共同作用, 其中位错强化占比较大。Chang 等[50]比较了 22MnB5 与

35MnB5, 指出 2 GPa 级塑韧性改善主要针对更高 C 含量的 35MnB5, 通过自回火促进 C 迁移和 ε–碳化物析出, 在不增加独立回火工序的情况下改善塑韧性。

2.3.3 多相组织调控与工业化权衡

另一类方法是在热冲压后保留并稳定少量奥氏体, 引入 TRIP 效应参与塑性变形。Hou 等[53] 提出烘烤配分, 利用涂装烘烤促进 C 向纳米薄膜奥氏体再分配, 所得热冲压成形钢 (press-hardened steel, PHS) 达约 1 805 MPa 抗拉强度和 16% 伸长率; 热冲压–QP 等路线也通过中断淬火与配分稳定少量奥氏体, 提高变形阶段的加工硬化能力[17,29]。结合 22MnB5 一步法 QP 结果, 残余奥氏体的数量、C 富集程度、形貌与机械稳定性共同决定其 TRIP 增塑效果。然而, 这类工艺会增加温度控制、生产节拍与设备要求, 需在性能增益与工艺复杂度间权衡。

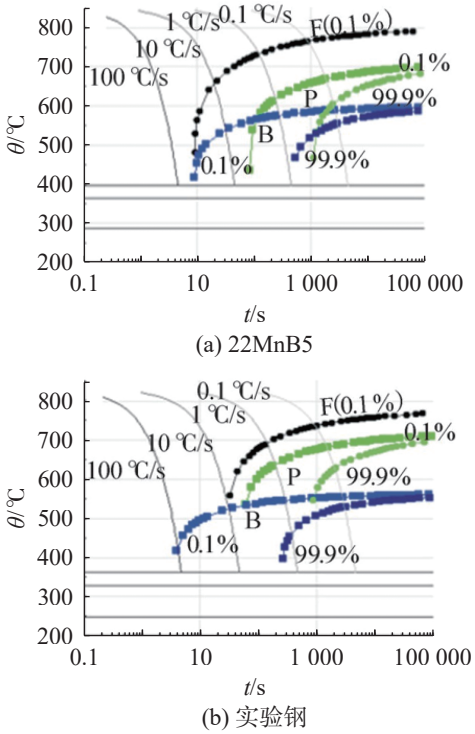
综上, 22MnB5 钢的强韧化改进主要沿两个方向展开: 一是通过 Nb, V, Mo 等微合金化及自回火细化马氏体、调节位错和析出; 二是通过 QP、烘烤配分或分级冷却引入少量稳定奥氏体或多相组织。两类方法均能缓解全马氏体的低塑性, 但强度提高至 1 800~2 000 MPa 后, 焊接热影响区、氢脆敏感性及热冲压节拍等问题更加突出[54–59]。Yoo 等[56] 在 32MnB5 中加入质量分数为 0.15% 的 Mo 后, 充氢导致的延性损失由 50%~79% 降至 17%~26%, 表明溶质和晶界偏聚调控有助于改善超高强 PHS 的抗氢脆能力, 但也增加了合金与组织设计的复杂度。这表明, 面向 GPa 级汽车钢, 单一依赖高碳马氏体或高含量残余奥氏体均存在局限, 需探索多种强化与增塑机制的组合。

3 Mn–Cr 系低合金钢的强韧化机理与开发

前述 QP 钢、中锰钢和 22MnB5 钢分别依靠碳配分残余奥氏体、ART 逆转变奥氏体和高强马氏体解决强塑性矛盾, 但三者均存在各自的局限: QP 对淬火–配分窗口敏感, 中锰钢需较高 Mn 含量并精确控制奥氏体稳定性, 22MnB5 继续提升马氏体强度则会加剧塑性和服役可靠性问题。近年来, 本课题组尝试开发新型 Mn–Cr(–Nb) 系超高强度汽车钢, 其强韧化思路不同于上述 RA 辅助型路线, 主要基于淬透性设计, 借助多相组织、晶粒和析出等多尺度手段实现性能优化。

3.1 20Mn2Cr: 淬透性设计与多相组织协调

为避免 22MnB5 中微量 B 有效含量窗口较窄的问题, 本课题组[60–61] 以相对廉价的 Mn, Cr 获得所需淬透性, 开发了 0.20C−1.77Mn−1.27Cr−0.20Si (20Mn2Cr) 钢。JMatPro 计算显示, Mn 和 Cr 可明显抑制铁素体/珠光体转变; 10 ℃/s 条件下, 20Mn2Cr 已不出现铁素体和珠光体, 而 22MnB5 仍可发生部分铁素体转变 (图 6), 表明 Mn–Cr 组合具有良好的淬透性潜力, 且不依赖微量 B 的精确控制, 同时为通过冷却或等温路径获得马氏体–贝氏体多相组织提供了基础。



(a) 22MnB5

(b) 实验钢

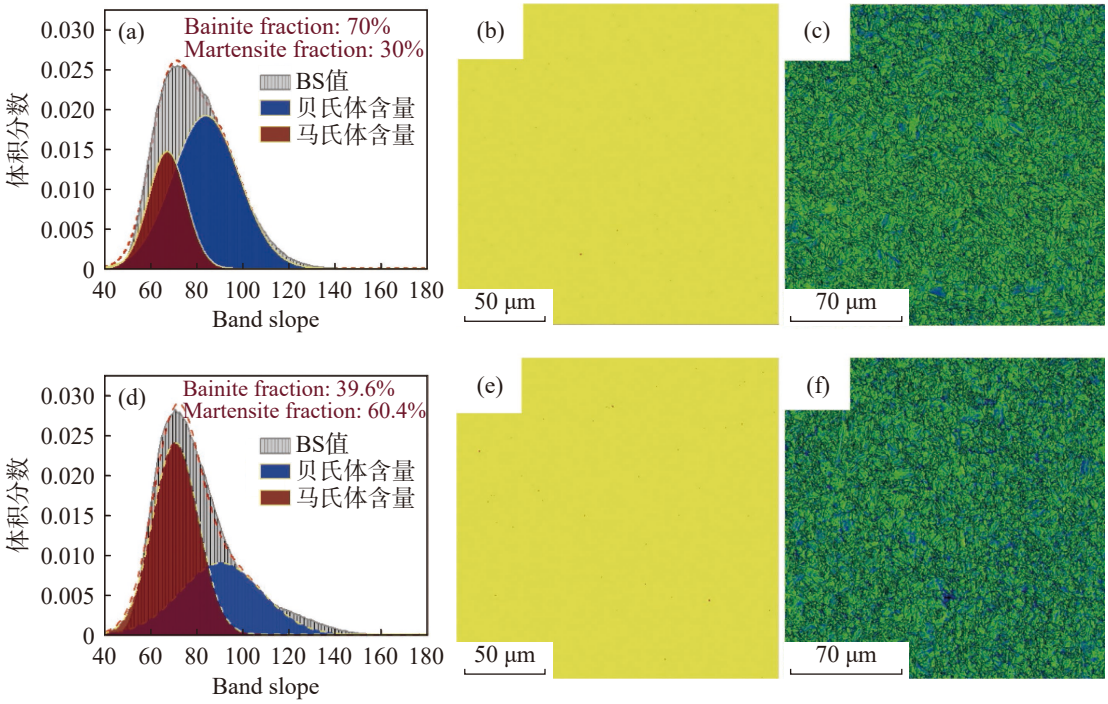
图6 20Mn2Cr 实验钢和 22MnB5 钢的 CCT 曲线[60]

Fig. 6 CCT curves of the 20Mn2Cr experimental steel and 22MnB5 steel[60]

20Mn2Cr 的组织并非只能固定为全马氏体。通过奥氏体化温度、冷却速度和等温过程可获得马氏体、粒状贝氏体和铁素体等不同组合。陈健等[62] 发现, 900 ℃ 奥氏体化有利于细化原奥氏体晶粒和马氏体板条束, 奥氏体化前 550 ℃ 再结晶退火可进一步细化组织。陈健[63] 比较了 2 种典型热处理状态的断裂行为: 以马氏体为主的试样抗拉强度约 1 300 MPa、断后伸长率约 10.03%, 断口兼具解理和韧窝特征; 由贝氏体、铁素体和少量马氏体组成的试样抗拉强度约 938 MPa、断后伸长率 19.21%, 强塑积约 18.02 GPa•%, 断口以韧窝型韧性断裂为主。

黄文静等[64] 比较了淬火、300 ℃ 单级时效及 550 ℃+300 ℃ 双级时效 (图 7): 淬火态以板条马氏体为主, 抗拉强度约 1 710 MPa、伸长率仅 4.5%; 300 ℃ 时效后粒状贝氏体比例增加, 抗拉强度降至约 1 140 MPa、伸长率提高至 12.6%; 双级时效后组

织为粒状贝氏体、板条马氏体、少量铁素体及 Cr 碳化物, 抗拉强度约 1 418 MPa、伸长率 10.8%。性能变化反映了软相比例、马氏体状态与碳化物析出的协同作用, 并非单一回火软化。



(a)~(c) 900 ℃×2 min+300 ℃×10 min; (d)~(f) 900 ℃×2 min+550 ℃×5 min+300 ℃×5 min

图7　20Mn2Cr 钢单级/双级时效后的 BS、相分布及 KAM 图[64]

Fig. 7　BS, phase-distribution and KAM maps of 20Mn2Cr steel after single- and double-step aging[64]

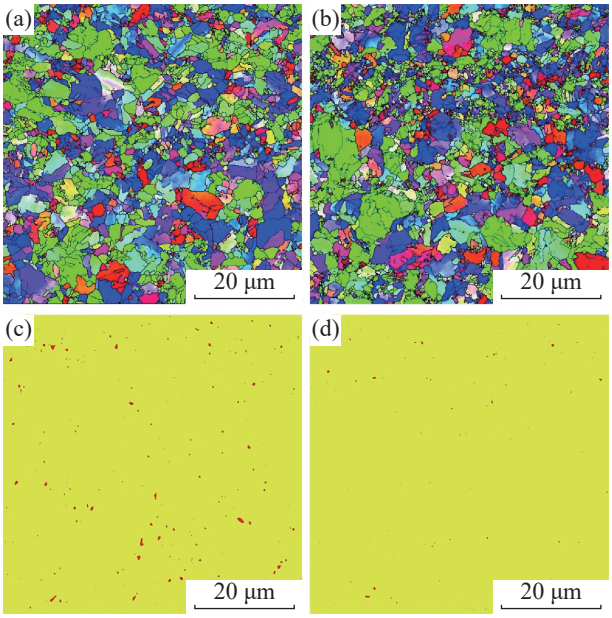
图 7 表明, 单级与双级时效不仅改变贝氏体/马氏体比例, 也影响局部取向差和位错储存状态。2 种时效状态 RA 均低于 1%, (300 ℃ 单级时效后贝氏体、马氏体体积分数分别约 70% 和 30%, RA 仅 0.048%; 550 ℃+300 ℃ 双级时效后分别约 39.6% 和 60.4%, RA 仅 0.13%), 几何必要位错密度均约 3.85×10^{15} m^{-2}。可见, 20Mn2Cr 时效后的塑性提高不能主要归因于 TRIP 效应, 而应归因于贝氏体/马氏体软硬相间的应变分担、Cr 碳化物析出及位错储存状态的协同调节, 这与 QP 钢和中锰钢依靠较高含量亚稳奥氏体持续相变的方式明显不同。在其他高强钢和纳米析出体系中, 纳米粒子除析出强化外还可能调节位错增殖行为[65−66]; 但 20Mn2Cr中 Cr 碳化物的这一作用仍需原位证据进一步确认。

3.2　24Mn2CrNb: 细晶–析出–位错协同

20Mn2Cr 已表明, 不依赖大量残余奥氏体, 通过多相组织调控和 Cr 碳化物析出即可改变强塑性匹配; 但若进一步提高强度并保持塑性, 还需增加晶粒尺度和第二相调控手段。后续 24Mn2CrNb 在 Mn–Cr 基础上引入 Nb 并适度提高 C 含量 (质量分数 0.24%)。Nb 在热加工和奥氏体化过程中通过溶质拖曳及 Nb(C,N)/NbC 析出抑制再结晶和晶粒长大, 同时细小析出物提供析出强化[52,67,68]。Xiao 等[68] 研究表明, Nb 固溶与 NbC 析出均可抑制再结晶, 其中 NbC 对静态再结晶和奥氏体晶粒长大的抑制更为明显。由此, 24Mn2CrNb 相较 20Mn2Cr 增加了细晶和析出 2 个重要的强韧化调控维度。

C 含量提高可增强马氏体固溶/相变强化并影响 Cr, Nb 碳化物析出, 但过高 C 又会增加马氏体脆性和焊接风险[50]; Nb 则通过细晶强化和析出强化为强塑性匹配提供新的调控空间。齐佳林等[69] 及黄文静[70] 研究表明, 24Mn2CrNb 在连续退火–时效状态下抗拉强度为 1 225~1 355 MPa、伸长率为 17.5%~21.4%, 热成形状态下抗拉强度可提升至约 1 800 MPa。综上, 从 20Mn2Cr 到 24Mn2CrNb 的发展表明, 在 Mn–Cr 低合金淬透性与多相组织调控基础上, 进一步叠加 Nb 细晶/析出及更高马氏体强度, 可实现多种强韧化机制的协同。

图 8 相分布结果进一步表明, 24Mn2CrNb 在连退–时效状态下同样保持较低 AR 含量。830 ℃ 连续退火、250 ℃ 时效时, 获得约 1 355 MPa 抗拉强度、17.5% 伸长率和 23.7 GPa•% 强塑积[69]; 在相近工艺下获得 1 225.2 MPa, 21.4% 和 26.2 GPa•%[70]。因此, 24Mn2CrNb 的较高塑性同样不能归因于大量 AR 的 TRIP 效应, 而应从多相组织、晶粒尺度、析出和位错结构的协同角度理解。



(a)，(c) 250 ℃；(b)，(d) 450 ℃

图8 24Mn2CrNb 钢经 830 ℃ 连退加热及不同温度时效后的 EBSD 分析结果[70]

Fig. 8 EBSD results of 24Mn2CrNb steel after continuous annealing at 830 ℃ and aging at different temperatures[70]

图 8 还显示，250 ℃ 和 450 ℃ 时效状态下 RA 含量均较低，但晶粒取向分布和第二相状态随时效温度变化，说明该钢塑性的提高与 Nb 细化、Cr/Nb 析出及多相组织间的协同变形相关。

从强化机理看，Nb 和 Cr 第二相一方面承担传统的晶界钉扎与析出强化，另一方面改变位错在粒子附近的储存和运动。本课题组[69−70]观察到 Cr 碳化物随时效温度发生析出、粗化和类型变化，并在部分第二相附近出现位错聚集或增殖现象；但尚不能直接等同于“第二相持续位错源”。原位 EBSD 进一步显示，24Mn2CrNb 变形过程中{123}，{110}和{112}等滑移面及<111>滑移方向被激活，相邻晶粒间存在直接或间接滑移传递，KAM 升高区域主要集中于晶界和取向梯度较大位置[70]。

上述结果将细晶、第二相和滑移协调三者联系起来，为低 RA 条件下的塑性来源提供了较直接的证据，如图 9 所示。图 9 表明，当应变 (ε) 由 1% 增至 12% 时，滑移迹线逐步扩展，高 KAM 区域主要集中于晶界和取向梯度较大位置。这说明，相邻晶粒间的滑移传递与局部应变协调在塑性维持过程中发挥了重要作用。

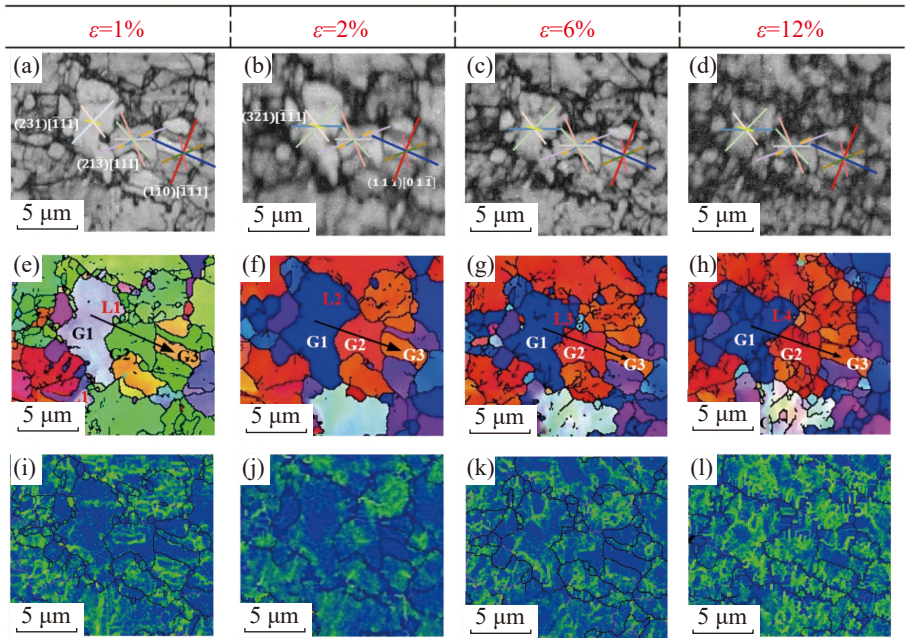


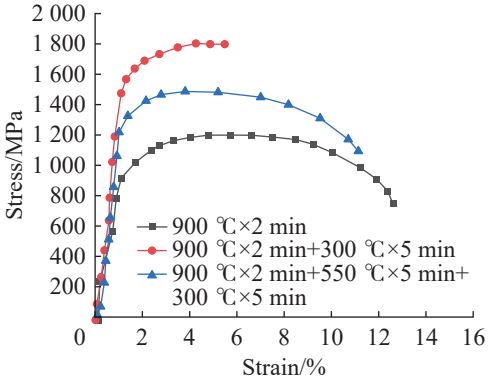
图9 24Mn2CrNb 钢不同应变下的滑移迹线、IPF 及 KAM 演变[70]

Fig. 9 Evolution of slip traces, IPF and KAM maps of 24Mn2CrNb steel at different strains[70]

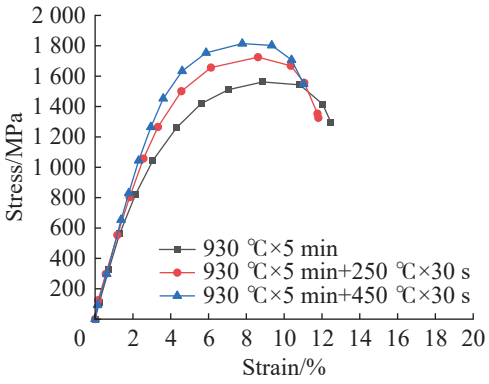
图 10 对比了 20Mn2Cr 与 24Mn2CrNb 在典型热处理状态下的工程应力–应变结果。

20Mn2Cr 淬火态抗拉强度约 1 714 MPa、伸长率 4.5%，经双级时效后抗拉强度约 1 413 MPa、伸长率提高至 10.8%[64]；24Mn2CrNb 经 930 ℃ 热成形后抗拉强度达 1 814 MPa、伸长率 11.1%，经 250 ℃ 和 450 ℃ 分级淬火后强度分别约 1 719 MPa 和 1 563 MPa，伸长率对应提高至 11.7% 和 12.5%[70]。20Mn2Cr 以强度损失换取明显延性恢复，而 24Mn2CrNb 在此基础上叠加 Nb 细晶和析出调控，在更高强度区间维持两位数伸长率。两组曲线表明，从 20Mn2Cr 到 24Mn2CrNb并非单纯追求更高强度，

而是在 Mn–Cr 淬透性基础上通过多相组织、细晶和析出调控, 拓宽了高强度条件下的塑性窗口。



(a) 20Mn2Cr不同热处理状态时[64]



(b) 24Mn2CrNb不同分级淬火状态时[70]

图10　20Mn2Cr 与 24Mn2CrNb 典型热处理状态的工程应力–应变曲线对比

Fig. 10　Engineering stress–strain curves of 20Mn2Cr and 24Mn2CrNb under typical heat treatments

4　四类超高强度汽车钢的强韧化机制对比与讨论

在强化与增塑机制上, 四类钢可归为 2 种路线。QP 钢和中锰钢同属 RA 辅助型: 前者以初生马氏体提供强度, 通过 C 配分稳定未转变奥氏体; 后者借助 ART 逆转形成较高含量奥氏体, 并通过 Mn, C 配分调控其稳定性[28,30,38−41]。22MnB5 热冲压以板条马氏体为主要承载相, 塑性改善主要依赖微合金化、自回火及少量稳定 RA 的引入[50−53]。Mn–Cr 系钢与前 3 种的本质区别在于 RA 含量极低, 其强塑性协同主要来自多相应变分担、晶粒细化、第二相析出及位错结构协同[64,69−70]。上述四类钢的共同趋势并非将单一强相或单一 TRIP 机制推向极致, 而是在不同尺度上实现多种强化与增塑机制的协同。

从合金化和工艺制造角度, 各类钢的利弊各异。QP 钢合金含量较低, 但淬火温度、配分温度和配分时间三者耦合敏感, 对产线控温精度与节拍要求较高[32,36]; 中锰钢可 RA 含量较高、延性优异, 但 Mn 偏析、ART 窗口敏感性、选择性氧化、焊接及氢脆问题显著增加了工业化难度[38,39,46−48]。22MnB5 热冲压工艺成熟, 但高温奥氏体化与模内淬火使其面临镀层/氧化、能耗、焊接及高强级别氢脆风险[49,54−59]。Mn–Cr 系钢合金化成本低且组织调控灵活, 但批次稳定性、最佳工艺窗口的界定及零件级服役性能仍需系统验证。

上述比较还表明, PSE 作为抗拉强度与总伸长率的乘积, 适于快速筛选材料组合, 但不宜作为评判技术路线优劣的唯一指标。面向汽车结构件的工程评价, 还应综合考虑屈服强度、局部成形与扩孔性能、断裂韧性及碰撞吸能、焊接性、氢脆敏感性、表面质量、工艺鲁棒性和经济成本。尤其在 1 800 MPa 以上强度级别, 材料设计的重点已从单纯追求更高强度或更多 RA, 转向组织稳定性、界面/析出行为与制造过程的多目标协同优化[37]。

5　结论与展望

超高强度汽车钢的强韧化路径正在由单一相强化或单一 TRIP 增塑, 逐步转向基体承载、亚稳相转变、细晶/析出强化与变形协调的多机制耦合; 同时, 工艺可制造性与服役可靠性已成为评价材料体系的重要约束。

1) 第一代先进高强钢 (DP, TRIP, CP, MS 钢) 主要依靠多相组织、TRIP 效应及高位错马氏体获得强度, 但在 GPa 级以上强度水平下延性与局部成形能力成为限制; 第二代高 Mn 钢通过调控层错能和奥氏体稳定性, 利用 TWIP, TRIP 或二者协同效应获得较高加工硬化能力和延伸率, 但高 Mn 含量带来的偏析、冶炼和成本问题制约其大规模工业应用。

2) QP 钢借助马氏体强化与残余奥氏体 TRIP 效应的协同实现强塑性匹配, RA 的含量、形貌及稳定性共同决定其塑性效果; 中锰钢通过 ART 及 Mn, C 配分形成较高含量逆转变奥氏体, 并可结合 DP 工艺、非再结晶组织和析出强化提高基体强度。22MnB5 热冲压钢依靠全马氏体达到高强度, 通过微合金化、自回火、QP 或烘烤配分改善塑性。

3) 20Mn2Cr 钢利用 Cr 提高淬透性, 并通过马氏体、贝氏体及铁素体等多相组织和 Cr 碳化物析出调节强塑性。24Mn2CrNb 在此基础上引入 Nb 并适当提高 C 含量, 使晶粒细化、析出强化和位错调控参与强韧化过程。该体系在较低 RA 含量下仍能获得较好的强塑性匹配, 表明多相组织协调、细晶

强化及第二相–位错交互作用可成为 TRIP 增塑之外的重要调控途径。

未来研究应从机制定量化与工程验证两个层面推进: 一方面, 结合原位/多尺度表征与计算模型, 定量分离多相应变分担、第二相–位错相互作用、界面损伤和裂纹萌生对强塑性的贡献; 另一方面, 通过多炉次和零件级实验, 系统评价工艺窗口、局部成形、焊接、氢脆、表面氧化、疲劳及碰撞性能。在此基础上, 可进一步融合人工智能 (artificial intelligence, AI)、机器学习 (machine learning, ML) 和材料大数据, 建立“成分–工艺–组织–性能”数据库, 用于工艺窗口预测与反向成分设计。

参考文献:

[1] 范子杰, 桂良进, 苏瑞意. 汽车轻量化技术的研究与进展 [J]. 汽车安全与节能学报, 2014, 5(1):1−16.
FAN Z J, GUI L J, SU R Y. Research and development of automotive lightweight technology[J]. Journal of Automotive Safety and Energy, 2014, 5(1):1−16.

[2] 康永林. 汽车轻量化先进高强钢与节能减排 [J]. 钢铁, 2008, 43(6):1−7.
KANG Y L. Lightweight vehicle, advanced high strength steel and energy-saving and emission reduction[J]. Iron and Steel, 2008, 43(6):1−7.

[3] 王利, 杨雄飞, 陆匠心. 汽车轻量化用高强度钢板的发展 [J]. 钢铁, 2006, 41(9):1−8.
WANG L, YANG X F, LU J X. Development of high strength steel sheets for lightweight automobile[J]. Iron and Steel, 2006, 41(9):1−8.

[4] 李扬, 刘汉武, 杜云慧, 等. 汽车用先进高强钢的应用现状和发展方向 [J]. 材料导报 A: 综述篇, 2011, 25(7):101−104.
LI Y, LIU H W, DU Y H, et al. Applications and developments of AHSS in automobile industry[J]. Materials Review A: Review Papers, 2011, 25(7):101−104.

[5] TAUB A, DE MOOR E, LUO A, et al. Materials for automotive lightweighting[J]. Annual Review of Materials Research, 2019, 49:327−359.

[6] CZERWINSKI F. Current trends in automotive lightweighting strategies and materials[J]. Materials, 2021, 14:6631.

[7] 李倩, 陈晨, 李艳国, 等. 汽车用先进高强度中锰钢研究进展 [J]. 燕山大学学报, 2025, 49(1):1−9.
LI Q, CHEN C, LI Y G, et al. Research progress of advanced high-strength medium-Mn steel for automobiles[J]. Journal of Yanshan University, 2025, 49(1):1−9.

[8] BOUAZIZ O, ZUROB H, HUANG M. Driving force and logic of development of advanced high strength steels for automotive applications[J]. Steel Research International, 2013, 84(10):937−947.

[9] ZHAO J, JIANG Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels[J]. Progress in Materials Science, 2018, 94:174−242.

[10] SCHMITT J H, IUNG T. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications[J]. Comptes Rendus Physique, 2018, 19(8):641−656.

[11] 赵征志, 陈伟健, 高鹏飞, 等. 先进高强度汽车用钢研究进展及展望 [J]. 钢铁研究学报, 2020, 32(12):1059−1076
ZHAO Z Z, CHEN W J, GAO P F, et al. Research progress and prospect of advanced high-strength automotive steels[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2020, 32(12):1059−1076.

[12] BLECK W, GUO X, MA Y. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels[J]. Steel Research International, 2017, 88(10):1700218.

[13] SOLEIMANI M, KALHOR A, MIRZADEH H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: a review[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 795:140023.

[14] 吝章国. 先进高强度汽车用钢板研究进展与技术应用现状 [J]. 河北冶金, 2016(1):1−7.
LIN Z G. Research progress and present technique application situation of advanced high-strength automobile steel sheet[J]. Hebei Metallurgy, 2016(1):1−7.

[15] 闫翠, 李麟, 符仁钰, 等. TRIP 钢的研究进展 [J]. 上海金属, 2008, 30(4):40−44.
YAN C, LI L, FU R Y, et al. A review on research progress of TRIP steel[J]. Shanghai Metals, 2008, 30(4):40−44.

[16] 唐代明. TRIP 钢中合金元素的作用和处理工艺的研究进展 [J]. 钢铁研究学报, 2008, 20(1):1−5.
TANG D M. Review of alloying elements and processing of TRIP steels[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2008, 20(1):1−5.

[17] CHEN H, ZHAO L, LU S, et al. Progress and perspective of ultra-high-strength martensitic steels for automobile[J]. Metals, 2022, 12:2184.

[18] CHOI J H, JO M C, LEE H, et al. Cu addition effects on TRIP to TWIP transition and tensile property improvement of ultra-high-strength austenitic high-Mn steels[J]. Acta Materialia, 2019, 166:246−260.

[19] SPEER J G, MATLOCK D K, DE COOMAN B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation[J]. Acta Materialia, 2003, 51(9):2611−2622.

[20] KARBASIAN H, TEKKAYA A E. A review on hot stamping[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210:2103−2118.

[21] 徐祖耀. 用于超高强度钢的淬火−碳分配−回火 (沉淀) 工艺 [J]. 热处理, 2008, 23(2):1−5.
XU Z Y. Quenching−partitioning−tempering (precipitation) process for ultra-high strength steel[J]. Heat Treatment, 2008, 23(2):1−5.

[22] 徐祖耀. 淬火−碳分配−回火 (Q−P−T) 工艺浅介 [J]. 金属热处理, 2009, 34(6):1−8.
XU Z Y. A brief introduction to quenching−partitioning−tempering (Q−P−T) process[J]. Heat Treatment of Metals, 2009, 34(6):1−8.

[23] 王昌, 徐海峰, 黄崇湘, 等. 中锰钢逆相变退火组织的演变及锰的配分行为 [J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(4):38−46.
WANG C, XU H F, HUANG C X, et al. Evolution of ART-annealed microstructure and partition behavior of manganese in medium manganese steel[J]. Journal of Iron

and Steel Research, 2016, 28(4):38−46.
[24] 王存宇, 曹文全, 董瀚. 中锰第三代汽车钢及其先进性 [C]//第十一届中国钢铁年会论文集. 北京: 中国金属学会, 2017:1−6.
WANG C Y, CAO W Q, DONG H. The third generation automobile steel of medium manganese and its advantages[C]//Proceedings of the 11th China Steel Annual Conference. Beijing: CSM, 2017:1−6.
[25] 朱国明, 康永林, 朱帅. 汽车用超高强 QP 钢的工艺与组织性能研究 [J]. 机械工程学报, 2017, 53(12):110−117.
ZHU G M, KANG Y L, ZHU S. Study on process, microstructure and property of ultra-high strength QP steel for automobile[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53(12):110−117.
[26] SANTOFIMIA M J, SPEER J G, CLARKE A J, et al.Influence of interface mobility on the evolution of austenite-martensite grain assemblies during annealing[J]. ActaMaterialia, 2009, 57:4548−4557.
[27] CLARKE A J, SPEER J G, MILLER M K, et al. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (QP) process: a critical assessment[J]. Acta Materialia, 2008, 56(1):16−22.
[28] 高学然, 陈晓虎, 原思宇, 等. 汽车用 Q&P 钢的研究进展 [J]. 金属热处理, 2023, 48(7):245−253.
GAO X R, CHEN X H, YUAN S Y, et al. Research progress of Q&P steel for automobiles[J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48(7):245−253.
[29] 梁校, 罗平, 李贤君, 等. Q&P 工艺对 22MnB5 钢微观组织及力学性能的影响 [J]. 金属热处理, 2020, 45(7):57−62.
LIANG X, LUO P, LI X J, et al. Effect of Q&P process on microstructure and mechanical properties of 22MnB5 steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(7):57−62.
[30] SEO E J, CHO L, ESTRIN Y, et al. Microstructure-mechanical properties relationships for quenching and partitioning (Q&P) processed steel[J]. Acta Materialia, 2016, 113:124−139.
[31] XIONG X C, CHEN B, HUANG M X, et al. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(5):321−324.
[32] BAI S B, CHEN Y A, SHENG J, et al. A comprehensive overview of high strength and toughness steels for automobile based on QP process[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27:2216−2236.
[33] DE MOOR E, LACROIX S, CLARKE A J, et al. Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39:2586−2595.
[34] SANTOFIMIA M J, NGUYEN−MINH T, ZHAO L, et al. New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527:6429−6439.
[35] SANTOFIMIA M J, ZHAO L, PETROV R, et al. Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel[J]. Materials Characterization, 2008, 59:1758−1764.
[36] KÄHKÖNEN M J, DE MOOR E, SPEER J G, et al. Carbon and manganese effects on quenching and partitioning response of CMnSi-steels[J]. SAE International Journal of Materials and Manufacturing, 2015, 8:419−424.
[37] 易红亮, 赵明辉, 王睿婷, 等. 1 800 MPa 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):1−16.
YI H L, ZHAO M H, WANG R T, et al. Current status of research on high-strength steel above 1 800 MPa grade[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science), 2025, 46(8):1−16.
[38] 齐加胜, 徐文权. 汽车用中锰钢的研究现状与展望 [J]. 金属热处理, 2025, 50(3):244−249.
QI J S, XU W Q. Research status and prospects of medium manganese steels for automobiles[J]. Heat Treatment of Metals, 2025, 50(3):244−249.
[39] MOHAPATRA S, SATPATHY B, SARKAR A, et al. Recent advances in medium-manganese steel: a review of key findings, challenges, and future perspectives[J]. Journal of Materials Science, 2025, 60:9447−9528.
[40] ZHANG M H, LI L F, DING J, et al. Temperature-dependent micromechanical behavior of medium-Mn transformation-induced-plasticity steel studied by in situ synchrotron X ray diffraction[J]. Acta Materialia, 2017, 141:294−303.
[41] ZHENG G, LI X, CHANG Y, et al. A comparative study on formability of the third-generation automotive medium-Mn steel and 22MnB5 steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27:530−540.
[42] KWIATKOWSKI DA SILVA A, INDEN G, KUMAR A, et al. Competition between formation of carbides and reversed austenite during tempering of a medium-manganese steel studied by thermodynamic-kinetic simulations and atom probe tomography[J]. Acta Materialia, 2018, 147:165−175.
[43] HE B B, HU B, YEN H W, et al. High dislocation density-induced large ductility in deformed and partitioned steels[J]. Science, 2017, 357:1029−1032.
[44] SOHN S S, SONG H, JO M C, et al. Novel 1.5 GPa-strength with 50%-ductility by transformation-induced plasticity of non-recrystallized austenite in duplex steels[J]. Scientific Reports, 2017, 7:1255.
[45] LU Q, EIZADJOU M, WANG J, et al. Medium-Mn martensitic steel ductilized by baking[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50:4067−4074.
[46] 徐娟萍, 付豪, 王正, 等. 中锰钢的研究进展与前景 [J]. 工程科学学报, 2019, 41(5):557−572.
XU J P, FU H, WANG Z, et al. Research progress and prospect of medium manganese steel[J]. Chinese Journal of Engineering, 2019, 41(5):557−572.
[47] ZHANG Y, YE Q, YAN Y. Processing, microstructure, mechanical properties, and hydrogen embrittlement of medium-Mn steels: a review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 201:44−57.
[48] LI S S, LUO H W. Medium-Mn steels for hot forming application in the automotive industry[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2021, 28(5):741−753.
[49] 张宜生, 王子健, 王梁. 高强钢热冲压成形工艺及装备进展 [J]. 塑性工程学报, 2018, 25(5):11−23.
ZHANG Y S, WANG Z J, WANG L. Progress in hot

stamping process and equipment for high strength steel sheet[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2018, 25(5):11−23.
[50] CHANG Z Y, LI Y J, WU D. Enhanced ductility and toughness in 2 000 MPa grade press hardening steels by auto-tempering[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 784:139342.
[51] CAVUSOGLU O, CAVUSOGLU O, YILMAZOGLU A G, et al. Microstructural features and mechanical properties of 22MnB5 hot stamping steel in different heat treatment conditions[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(5):10901−10908.
[52] CHEN W J, GAO P F, WANG S, et al. Strengthening mechanisms of Nb and V microalloying high strength hot-stamped steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 797:140115.
[53] HOU Z R, OPITZ T, XIONG X C, et al. Bake-partitioning in a press-hardening steel[J]. Scripta Materialia, 2019, 162:492−496.
[54] 李彦泽, 李运刚, 任喜强, 等. 汽车用高强钢氢脆损伤研究的现状 [J]. 上海金属, 2024, 46(1):1−8.
LI Y Z, LI Y G, REN X Q, et al. Present situation of research on hydrogen embrittlement damage of high strength steel for automobile[J]. Shanghai Metals, 2024, 46(1):1−8.
[55] 周雨婷, 栾道成, 樊华, 等. 汽车用高强钢及其焊接研究进展 [J]. 焊接技术, 2025, 54(10):1−6.
ZHOU Y T, LUAN D C, FAN H, et al. Research progress of automotive high-strength steel and its welding[J]. Welding Technology, 2025, 54(10):1−6.
[56] YOO J, JO M C, JO M C, et al. Effects of solid solution and grain-boundary segregation of Mo on hydrogen embrittlement in 32MnB5 hot-stamping steels[J]. Acta Materialia, 2021, 207:116661.
[57] CHEN Y S, LU H, LIANG J T, et al. Observation of hydrogen trapping at dislocations, grain boundaries, and precipitates[J]. Science, 2020, 367:171−175.
[58] SHI R J, MA Y, WANG Z D, et al. Atomic-scale investigation of deep hydrogen trapping in NbC/α−Fe semi-coherent interfaces[J]. Acta Materialia, 2020, 200:686−698.
[59] DJUKIC M B, BAKIC G M, SIJACKI ZERAVCIC V, et al. The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: localized plasticity and decohesion[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 216:106528.
[60] 洪松, 丁汉林, 朱国辉, 等. 热处理工艺对 20Mn2Cr 汽车用钢热轧板组织和性能的影响 [J]. 安徽工业大学学报 (自然科学版), 2018, 35(3):202−208.
HONG S, DING H L, ZHU G H, et al. Effect of heat treatment process on microstructure and properties of hot rolled sheet of automobile steel 20Mn2Cr[J]. Journal of Anhui University of Technology (Natural Science), 2018, 35(3):202−208.
[61] 洪松. 超高强度 20Mn2Cr 汽车用钢多相组织调控的实验研究 [D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2018.
HONG S. Experimental study on the design of multi-phase microstructures for 20Mn2Cr ultra-high strength automobile steel[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2018.
[62] 陈健, 黄飞, 丁汉林, 等. 热处理对超高强度 20Mn2Cr 汽车钢组织和性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2021, 42(7):89−97.
CHEN J, HUANG F, DING H L, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength 20Mn2Cr automobile steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2021, 42(7):89−97.
[63] 陈健. 超高强度 20Mn2Cr 汽车钢塑性提升研究 [D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2021.
CHEN J. Study on the Enhancement of Plasticity of Ultra-high Strength 20Mn2Cr Automobile Steel[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2021.
[64] 黄文静, 陈健, 裘欣, 等. 时效处理对超高强度 20Mn2Cr 汽车钢组织性能的影响 [J]. 钢铁研究学报, 2024, 36(5):627−639.
HUANG W J, CHEN J, QIU X, et al. Effect of aging treatment on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength 20Mn2Cr automotive steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2024, 36(5):627−639.
[65] RAABE D, PONGE D, DMITRIEVA O, et al. Nanoprecipitate-hardened 1.5 GPa steels with unexpected high ductility[J]. Scripta Materialia, 2009, 60:1141−1144.
[66] PENG S, WEI Y, GAO H. Nanoscale precipitates as sustainable dislocation sources for enhanced ductility and high strength[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America, 2020, 117(10):5204−5209.
[67] 张志建, 陈刚, 刘志桥, 等. Nb−Ti 低合金高强钢第二相析出及其对力学性能的影响 [J]. 上海金属, 2018, 40(6):12−18.
ZHANG Z J, CHEN G, LIU Z Q, et al. Second phase precipitation and its effect on the mechanical properties of Nb−Ti microalloyed HSLA steels[J]. Shanghai Metals, 2018, 40(6):12−18.
[68] XIAO F R, CAO Y B, QIAO G Y, et al. Effect of Nb solute and NbC precipitates on dynamic or static recrystallization in Nb steels[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2012, 19:52−56.
[69] 齐佳林, 魏扬华, 朱国辉, 等. 连退和时效温度对新型 24Mn2CrNb 汽车用钢的组织和性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2022, 43(7):92−100.
QI J L, WEI Y H, ZHU G H, et al. Effect of continuous annealing and aging temperature on microstructure and mechanical properties of new 24Mn2CrNb automobile steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(7):92−100.
[70] 黄文静. 24Mn2CrNb 强韧化机理及柔性化应用 [D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2024.
HUANG W J. Strengthening and Toughening Mechanism of 24Mn2CrNb and Flexible Application[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2024.

责任编辑: 何莉