

铸造工艺优化与二次正火协同提升 新型 20Si2MnCrNi 铸钢桥壳强韧性

刘燕铭¹, 呼云飞², 白云飞³, 魏文龙³, 侯渊⁴, 高占勇¹

(1. 内蒙古科技大学 材料科学与工程学院, 内蒙古自治区新金属材料重点实验室, 内蒙古包头 014010;

2. 内蒙古华泽装备制造有限公司, 内蒙古鄂尔多斯 016062; 3. 内蒙古北方重工业集团有限公司,

内蒙古包头 014030; 4. 内蒙古科技大学 分析测试中心, 内蒙古包头 014010)

摘要: 针对重型车辆驱动桥壳对轻量化与高可靠性的迫切需求, 研发了新型低碳低合金20Si2MnCrNi桥壳专用铸钢, 其综合性能优于E级桥壳铸钢。传统E级铸钢桥壳工艺用于该材料时, 易在桥壳底部厚大热节区域产生严重缩孔与缩松缺陷, 且其强韧性潜力未能充分发挥。为此, 本研究提出一种铸造工艺优化及二次正火与调质处理协同提升20Si2MnCrNi铸钢桥壳强韧性的技术策略。利用数值模拟技术揭示了原工艺下缺陷形成的根源, 通过优化封闭式浇注系统并增设发热保温冒口, 实现了充型与凝固过程的协同调控, 成功将铸件本体关键部位的缩孔缩松缺陷转移至工艺系统, 并获得了适用于20Si2MnCrNi铸钢桥壳的缩孔缩松缺陷预测判据值。在此基础上, 为消除铸态粗晶组织的遗传性, 设计了1 000 °C高温均匀化与900 °C低温细化相结合的二次正火预处理工艺。研究表明, 该工艺可有效细化原奥氏体晶粒, 晶粒度显著提升至8.5级; 结合920 °C淬火与610 °C高温回火调质处理, 最终使桥壳材料获得了优异的强韧匹配性能: 抗拉强度944.4 MPa, 屈服强度825.1 MPa, 室温冲击吸收功90.43 J, 表面HB硬度259.3, -40 °C低温冲击吸收功36.2 J。

关键词: 20Si2MnCrNi铸钢; 桥壳; 数值模拟; 二次正火; 调质处理

中图分类号: TG161; U463.21; TG156.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 05-0535-11

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0072

Strength and Toughness Enhancement of Novel 20Si2MnCrNi Cast Steel Axle Housing via Synergistic Casting Process Optimization and Secondary Normalizing

LIU Yan-ming¹, HU Yun-fei², BAI Yun-fei³, WEI Wen-long³, HOU Yuan⁴, GAO Zhan-yong¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of New Metal Materials in Inner Mongolia, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China; 2. Inner Mongolia Huaze Equipment Manufacturing Co., Ltd., Erdos

016062, Inner Mongolia, China; 3. Inner Mongolia North Heavy Industry Group Co., Ltd., Baotou 014030, Inner Mongolia, China;

4. Analytical and Testing Center, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China)

Abstract: In response to the urgent demand for lightweight design and high reliability of heavy-duty vehicle drive axle housings, a novel low-carbon low-alloy cast steel, 20Si2MnCrNi, was developed for axle housing applications, and its comprehensive properties are superior to those of traditional E-grade axle housing cast steel. When the conventional casting process for E-grade cast steel was applied to this material, severe shrinkage cavity and porosity defects were prone to occur in the heavy thermal sections at the bottom of the axle housing, and the strength-toughness potential of the material could not be fully exploited. Therefore, a technical strategy combining casting process optimization with secondary normalizing and quenching-tempering treatment was proposed to improve the strength and toughness of 20Si2MnCrNi cast steel axle housing. Numerical simulation was employed to reveal the root cause of defect formation under the original process. By optimizing the closed gating system and adding exothermic insulating risers, the filling and solidification processes were synergistically controlled, and the shrinkage cavity and porosity defects in the critical

基金项目: 鄂尔多斯市重点研发计划项目 (YF20232333); 中央引导地方科技发展资金项目 (2024ZY0071); 中央引导地方科技发展资金项目 (2025ZY0155)。

收稿日期: 2026-01-12 收到初稿, 2026-01-19 收到修订稿。

作者简介: 刘燕铭 (2001-), 男, 硕士生, 主要研究方向为高强钢的强韧化与工程应用。E-mail: 3033544332@qq.com

通信作者: 高占勇, 男, 教授, 博士。E-mail: 15804722665@163.com

引用格式: 刘燕铭, 呼云飞, 白云飞, 等. 铸造工艺优化与二次正火协同提升新型 20Si2MnCrNi 铸钢桥壳强韧性 [J]. 铸造, 2026, 75 (5): 535-545.

LIU Yanming, HU Yunfei, BAI Yunfei, et al. Strength and toughness enhancement of novel 20Si2MnCrNi cast steel axle housing via synergistic casting process optimization and secondary normalizing [J]. Foundry, 2026, 75 (5): 535-545.

regions of the casting body were successfully transferred to the process system, thereby obtaining a predictive criterion value for shrinkage cavity and porosity defects applicable to 20Si2MnCrNi cast steel axle housing. On this basis, in order to eliminate the heredity of coarse as-cast grains, a secondary normalizing pretreatment combining high-temperature homogenization at 1 000 °C and low-temperature refinement at 900 °C was designed. The results show that this process can effectively refine the prior austenite grains, with the grain size significantly improved to grade 8.5. Combined with quenching at 920 °C and high-temperature tempering at 610 °C, the axle housing material finally achieved an excellent strength-toughness balance, with a tensile strength of 944.4 MPa, yield strength of 825.1 MPa, room-temperature impact energy of 90.43 J, surface hardness of HB259.3, and low-temperature impact energy of 36.2 J at -40 °C.

Key words: 20Si2MnCrNi cast steel; axle housing; numerical simulation; secondary normalizing; quenching and tempering treatment

驱动铸钢桥壳是重型工程车辆承载与传力的核心部件。其服役环境恶劣,需承受复杂的交变载荷与冲击负荷。随着车辆向轻量化、重载化方向发展,传统的铸钢材料(如ZG310-570、ZG25Mn等)因强度不足(通常抗拉强度<600 MPa)已难以满足设计要求^[1-3]。虽然E级铸钢(抗拉强度≥830 MPa)在一定程度上提升了性能,但其往往面临强韧性倒置的矛盾,即在追求高强度的同时牺牲了冲击韧性(通常冲击功仅为35 J左右),且焊接性能较差,难以适应极端工况下的断裂失效风险。

针对上述瓶颈,本课题组研发了一种新型低碳低合金铸钢——20Si2MnCrNi。通过降低碳含量(0.19%)来保证韧性与焊接性,并添加Si、Mn、Cr和Ni等合金元素进行固溶强化与改善淬透性。然而,新材料的引入给传统铸造工艺带来了挑战。前期试验发现,当直接采用适用于E级钢的现有铸造系统时,20Si2MnCrNi桥壳铸件在板簧座及底部热节处出现了严重的缩孔与缩松缺陷。这表明,新材料的凝固特性与原工艺参数不匹配。张晓光等曾利用ProCAST软件对支架铸件(铸件材料为1050碳素结构钢)进行浇注仿真,优化浇注系统、冒口尺寸及位置。通过分析充型、凝固及缩孔缩松分布,改进工艺后,缺陷被转移至浇冒口处,铸件本体无缺陷,表面质量合格^[4];宋伟等也借助UG建模与ProCAST凝固模拟(铸件材质为ZG230-450),分析缺陷切片并优化了铸造工艺方案。采用水平浇注和大模数发热保温冒口增大热节补缩量,在冒口远端放置外冷铁实现顺序凝固,成功消除关键区域缩孔缩松缺陷^[5]。兼具高强度、高韧性与高淬透性的新型铸钢材料,在工程车辆桥壳部件的实际应用中,综合性能表现优于同类型材料。参照标准Q/QC35—136—2004的技术要求,同类E级钢的性能指标为:抗拉强度≥830 MPa,屈服强度≥690 MPa,断后伸长率≥14%,断面收缩率≥30%;21 °C条件下,V型缺口冲击吸收功≥35 J,-40 °C条件下,V型缺口冲击吸收功≥27 J。相较之下,20Si2MnCrNi新型铸钢材料的各项性能参数均实现跃升,具体为:抗拉强度≥900 MPa,屈服强度≥800 MPa,断后伸长率

≥15%,断面收缩率≥30%;21 °C时,V型缺口冲击吸收功≥40 J,-40 °C时,V型缺口冲击吸收功≥30 J。其中,断后伸长率、断面收缩率与冲击吸收功三项指标的提升幅度尤为显著^[6-7]。与此同时,该材料的碳当量CE≤0.59%,可充分保障桥壳部件的焊接性能,在桥壳与半轴的焊接工序中具备更为突出的应用优势。除此之外,该新型铸钢材料的适用范围还可进一步拓展至工程机械领域的各类关键部件制造中。

为此,本研究首先利用ProCAST软件对充型与凝固过程进行数值模拟,识别缺陷成因并优化铸造工艺,确保铸件基体的冶金质量。随后,为提升铸件性能,针对铸态组织的遗传特征,探究二次正火工艺对晶粒细化与组织均匀化的影响。最终,建立合金设计—铸造优化—热处理调控的协同强化体系,实现新型桥壳的高强高韧制造。

1 材料与方 法

1.1 试验材料

试验用钢为自研的20Si2MnCrNi铸钢,其化学成分如表1所示。该合金设计具有低碳、中硅和适量镍铬的特点,旨在通过Si的固溶强化与Ni的增韧作用,实现铸钢综合性能的平衡。

表1 20Si2MnCrNi试验钢化学成分
Tab.1 Chemical composition of 20Si2MnCrNi test steel
w_B/%

C	S	Si	Mn	P	Cr	Ni	Fe
0.19	0.003 4	1.56	1.02	0.012	0.765	0.94	余量

注:表中成分由中国兵器工业第五二研究所(内蒙金属材料研究所)理化检测中心检测;其中C、S含量采用碳硫分析仪法测定,Si、Mn、Cr、Ni含量采用电感耦合等离子体发射光谱法(ICP-OES)测定,P含量采用分光光度法测定,Fe为余量。

1.2 数值模拟参数设置

采用ProCAST软件进行有限元分析。基于热力学公式计算得出材料的液相线温度 $T_L=1\ 485.3\text{ °C}$,固相线温度 $T_S=1\ 165\text{ °C}$ ^[8-10]。

$$T_L = 1534 - (73C + 12Si + 3Mn + 28P + 40S + 3.5Ni + 1Cr + 7Cu + 3Al) \quad (1)$$

$$T_S = 1534 - 184[CE] \quad (2)$$

$$[CE] = \frac{80.5 + 33.5(P+S) + 17.8Si + 3.75Mn + 3.4(Cu+Al) + 1.5Cr + 3Ni}{80.5} \quad (3)$$

式中： T_L 为液相线温度； T_S 为固相线温度；[CE]为碳当量。

经过上式计算得到的低碳钢的固液相线温度与ProCAST软件计算出铸态钢的固液相线温度相比较，结果见表2。

表2 20Si2MnCrNi固、液相线温度对比
Tab. 2 Comparison of solidus and liquidus temperatures of 20Si2MnCrNi

固液相温度	公式结果/℃	软件结果/℃	差值
T_L	1 489.8	1 485.3	4.5
T_S	1 142.1	1 165	1.7

铸件模型如图1所示，轮廓尺寸1 264 mm × 300 mm × 234 mm，最大壁厚59 mm，最小壁厚6.25 mm，壁厚差52.75 mm，方口处尺寸公差为112+20、117+10和202.5+20。网格划分采用Visual-Mesh模块，生成四面体网格约707万个。

边界条件设置浇注温度1 585 ℃，浇注速度15 kg/s，铸型材料选用硅砂如表3所示^[11-14]。

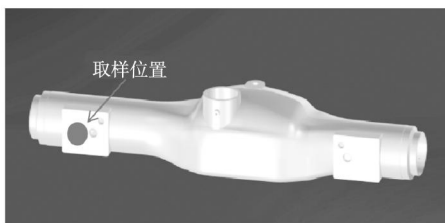


图1 重卡铸钢桥壳铸件三维模型及取样位置示意图

Fig. 1 3D model of heavy-duty cast steel axle housing and sampling location

表3 参数设置
Tab.3 Parameter settings

浇注温度/℃	浇注速度/(kg·s ⁻¹)	重力方向	铸件初始温度/℃	铸型初始温度/℃
1 585	15	+Z	1 585	25

1.3 热处理试验方案

试验选取该铸件的板簧座区域作为取样位置，如图1所示。从该区域截取试块，分别用于后续冲击性能

和拉伸性能测试。为避免试样机加工对应力状态及组织表征造成干扰，试块先按照既定工艺进行热处理，之后再加工成标准冲击试样和拉伸试样。

其中，冲击试样先采用线切割方法从热处理后的试块上截取初始坯料，尺寸为13 mm × 13 mm × 55 mm，再经磨削加工成10 mm × 10 mm × 55 mm的标准试样，最后采用冲击试样缺口液压拉床加工出V型缺口。拉伸试样由热处理后的试块机加工制备，总长度为80 mm，平行段长度为65 mm、直径为Φ8 mm，夹持段直径为Φ12 mm，过渡圆角半径R=5 mm，单端夹持段长度为15 mm。

以截取试块为对象，设计热处理路线如下：

(1) 正火预处理：选取相同取样位置、尺寸一致的试块，分别实施单次正火（910~1 060 ℃）与二次正火（首次1 000 ℃，二次890~910 ℃）工艺，对比两类处理方式对奥氏体晶粒尺寸的调控作用。为快速验证晶粒细化对材料脆性改善的效果，经正火处理后的试块统一进行920 ℃淬火，随后采用280 ℃低温回火处理。每个温度参数对应3个试样。

(2) 调质处理：依据上述优选预处理工艺，对试块依次进行920 ℃ × 20 min淬火和610 ℃ × 3 h高温回火处理，以获得满足桥壳服役要求的回火索氏体组织。该工艺条件下，每个温度参数同样对应3个试样。

性能测试结果取多组样品的平均值，统计误差以“平均值 ± 标准差”表示。

2 铸造工艺适配性优化

2.1 原工艺失效分析

在初始方案（沿用E级钢工艺）的模拟中，金属液充型过程表现出明显的湍流特征，如图2所示。由于内浇口设计不当，整个充型过程不平稳，有明显飞溅和冲击现象。3 s时，金属液进入型腔初期，流动前沿呈分散状，原因是内浇口设计存在截面突变以及位置不当，导致流速骤变产生涡流，且易卷入气体形成气孔缺陷。在5 s填充满内浇道后，金属液进入型腔内部充型激烈，型腔中部及底部存在未填充空隙，主要成因包括金属液流动性不足、充型速度慢使金属液前沿过早冷却以及浇注系统设计缺陷^[18]。

更严重的是，凝固模拟结果表明，原工艺沿用E级钢桥壳的浇注方案，仅设置了浇注系统，而未针对桥壳底部厚大热节区域配置有效的补缩单元，导致该区域在凝固后期缺乏充分的液态金属补给。如图3所示，铸件凝固初期，桥壳底部厚大部位由于壁厚较大、散热较慢，始终保持较高温度，是典型的后凝固区域；

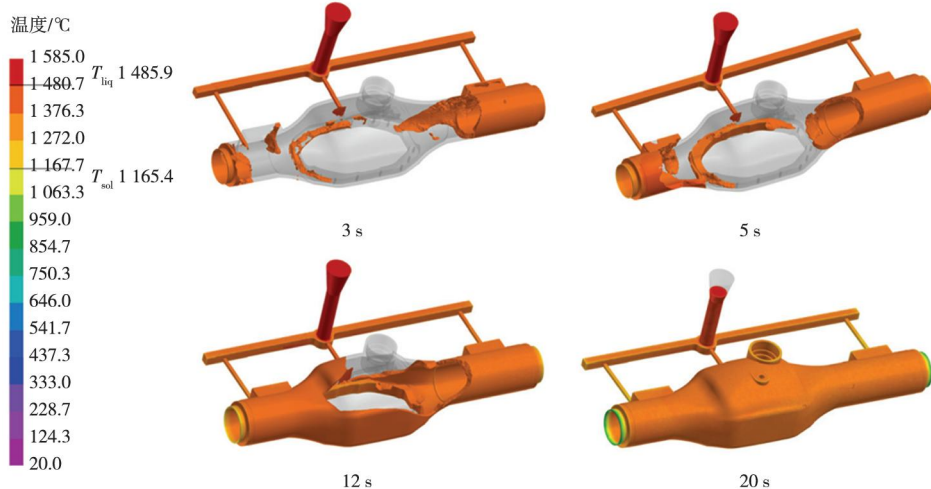


图2 充型过程

Fig. 2 Mold filling processes

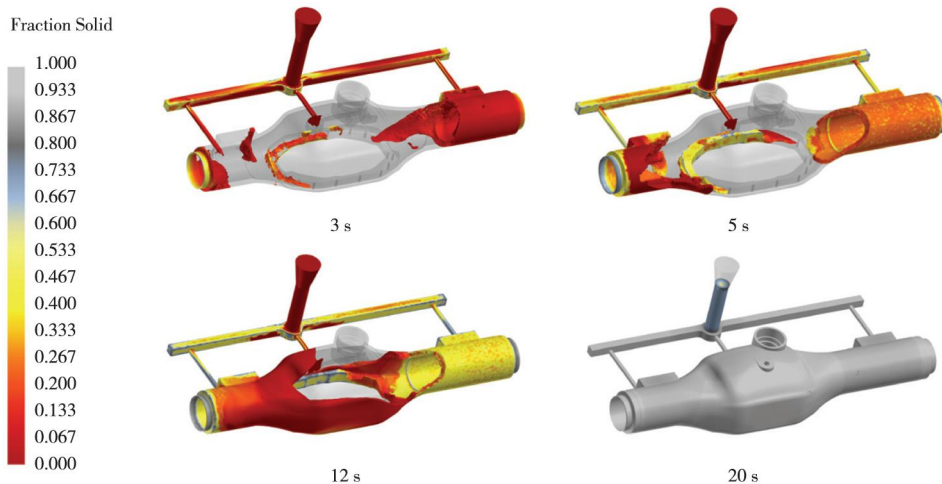


图3 凝固过程图

Fig. 3 Solidification process diagrams

随着凝固过程推进，其与上部高温金属液区域之间的连接部位逐渐收窄并提前凝固，致使底部热节在凝固后期演变为孤立液相区。一旦该区域与外部液态金属失去有效连通，体积收缩将无法得到补偿，最终极易在板簧座附近及桥壳底部厚大部位形成缩孔、缩松缺陷。

因此，原工艺的根本问题并不在于单纯的充型不足，而在于厚大热节区域缺少与凝固顺序相匹配的补缩设计，未能建立由铸件本体向补缩单元逐步过渡的顺序凝固条件。图4所示的缩孔缩松预测结果也表明，缺陷主要集中于板簧座及桥壳底部热节区域，这与前期试制件的缺陷分布位置一致，说明原工艺对新型20Si2MnCrNi铸钢桥壳的适配性不足。

2.2 优化策略与验证

2.2.1 流场优化

采用封闭式浇注系统 ($F_{内} : F_{横} : F_{直} = 1 : 2.5 : 3.5$)，

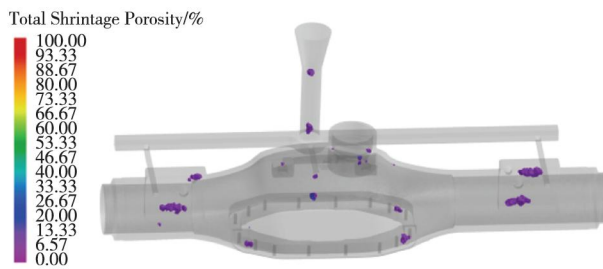


图4 铸件缩孔缩松缺陷分布图

Fig. 4 Distribution map of shrinkage cavity and porosity defects in casting

并对横浇道与内浇口的连接形式及浇道结构进行了优化，以改善金属液在型腔内的流动状态。模拟结果表明，如图5所示，优化后金属液经直浇道和横浇道进入型腔后，液流前沿推进较为连续，各部位充型衔接较好，整体充型过程较原工艺更加平稳，明显减弱了原

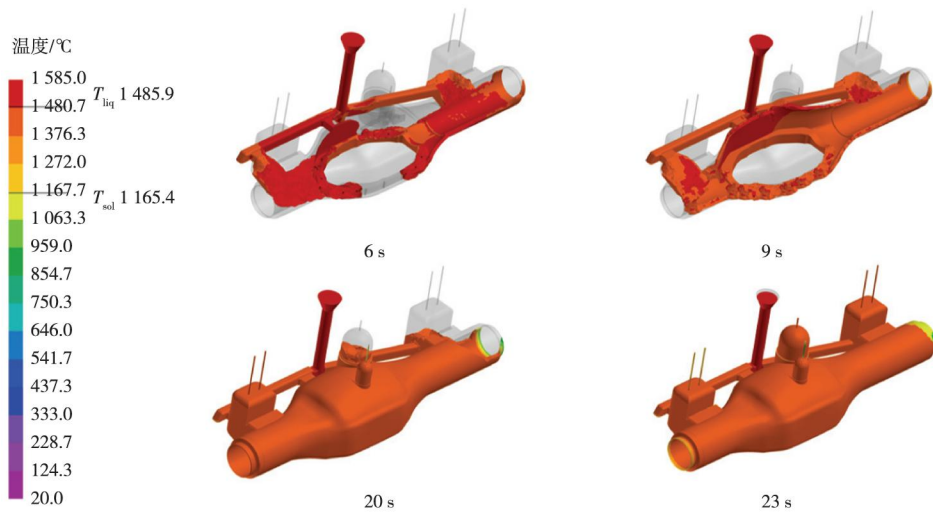


图5 工艺优化后充型过程

Fig. 5 Mold filling processes after process optimization

方案中存在的飞溅、局部冲击及涡流等不利现象。随着充型过程的推进，金属液能够较均匀地充满铸件主体及局部复杂区域，型腔内气体排出条件得到改善，从而为后续凝固过程中的顺序凝固与缺陷控制创造了有利条件。

2.2.2 热场重构

在板簧座及顶部热节处增设大模数发热保温冒口。这一措施显著降低了铸件表层的激冷作用，延长了冒口各部位的凝固时间，使得凝固顺序严格按照“远离冒口处—冒口处”进行，如图6所示。

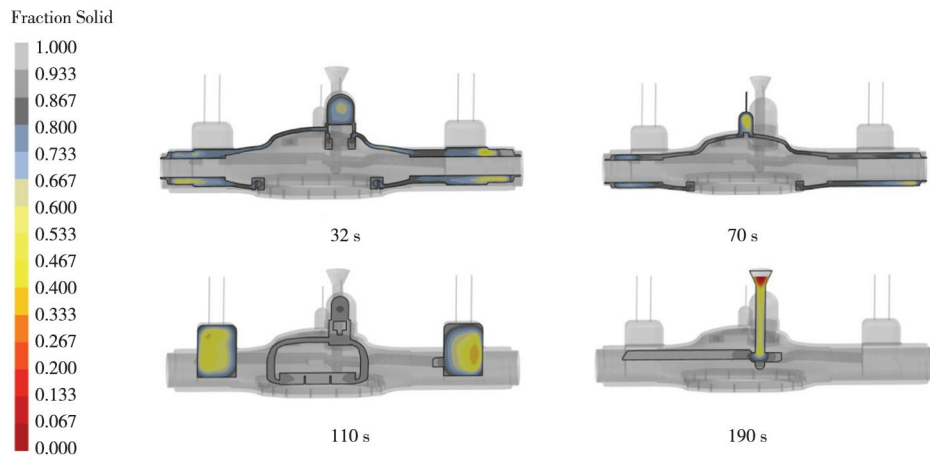


图6 凝固模拟固相率剖面图

Fig. 6 Solid fraction profiles of solidification simulation

2.2.3 排气增强

增设通气孔，以利用大气压力辅助补缩（管道效应）。浇注时，型腔气体通过通气孔快速排出，避免气压阻碍金属液流动，确保冒口金属液持续补充至桥壳凝固末端，改善气体排出情况。通气孔周围因气体排出形成局部低压，延缓冒口顶部凝固壳层的形成，使大气压力能持续作用于液态金属，形成“管道效应”，维持补缩通道畅通^[19]。

优化后的模拟结果如图7所示，这表明原本位于铸件关键受力部位的缩松缺陷已完全转移至冒口内

部。虽然总的体积收缩量变化不大（优化后缩孔率为0.67%），但缺陷位置重新分布到浇注系统及冒口之中。这为后续通过热处理挖掘材料力学性能奠定了坚实的物质基础。

3 二次正火强韧化机理

3.1 单次正火的局限性

铸态下的20Si2MnCrNi钢存在粗大的树枝晶和成分偏析。为提高桥壳铸件综合性能，将标准冲击试样置

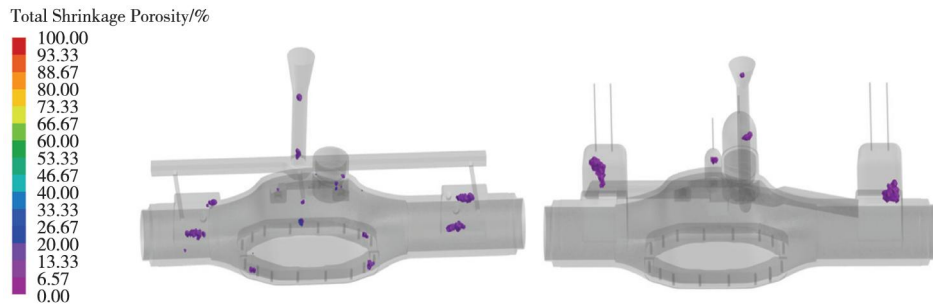


图7 缩孔缩松缺陷图及缺陷对比图

Fig. 7 Shrinkage cavity and porosity defect diagrams and defect comparison diagrams

于箱式电阻炉中,以6℃/min的速度加热至920℃,保温20 min后,使用10%PAG淬火;在280℃进行回火,保温180 min后空冷至室温。在此条件下,制定了以下正火预处理工艺。一次正火选用AC3以上六个温度,分别为910℃、940℃、970℃、1000℃、1030℃和

1060℃。然后通过氧化法观察其晶粒大小,在1000℃保温2 h条件下,用截面积法测得晶粒度为7.5级,其余温度通过计算都低于7.5级^[20]。虽然成分均匀,但晶粒尺寸并未达到细晶强化的最佳水平,限制了韧性的进一步提升,如图8所示。

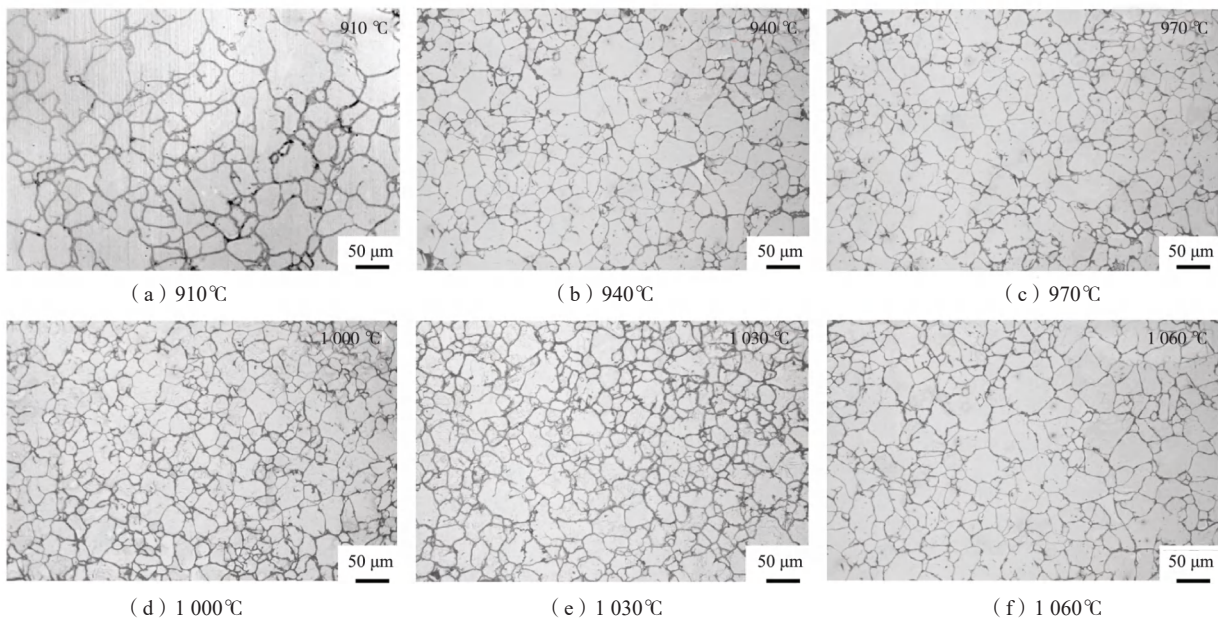


图8 氧化法下不同正火温度的晶粒大小

Fig. 8 Grain sizes at different normalizing temperatures under oxidation method

一次正火温度为1000℃时,奥氏体晶粒度为7.5级(相对较粗)。从图9“奥氏体→马氏体”的继承性来看,粗奥氏体晶粒会导致淬火时马氏体板条在“更大的奥氏体空间内生长”,最终形成粗大且分布无序的马氏体板条。在回火阶段存在连锁反应,粗大马氏体板条“晶界/位错密度低且分布不均”,导致回火时碳化物形核位点少且集中,最终回火组织中的碳化物易“局部聚集”,整体均匀性差^[21]。

3.2 二次正火的组织细化机制

为解决“成分均匀化”与“晶粒细化”对温度要求的矛盾,引入了二次正火工艺:第一步(1000℃):

高温消除铸态偏析,溶解粗大碳化物;第二步(900℃):利用第一次正火冷却过程中析出的细小碳化物或珠光体团作为非自发形核核心,在较低过热度下重新奥氏体化。

试验结果(图10、图11)显示,经过“1000℃+900℃”二次正火处理后,晶粒度显著细化至8.5级,且大小更加均匀。从“奥氏体→马氏体”的继承性看:细奥氏体晶粒会限制马氏体板条的生长空间,使淬火后形成更细、更长且分布均匀的马氏体板条。在回火阶段存在连锁反应,细马氏体板条提供了“更多且分散的碳化物形核位点”(晶界、位错更密集),回火时碳化物能弥散、均匀地析出,最终回火组织更

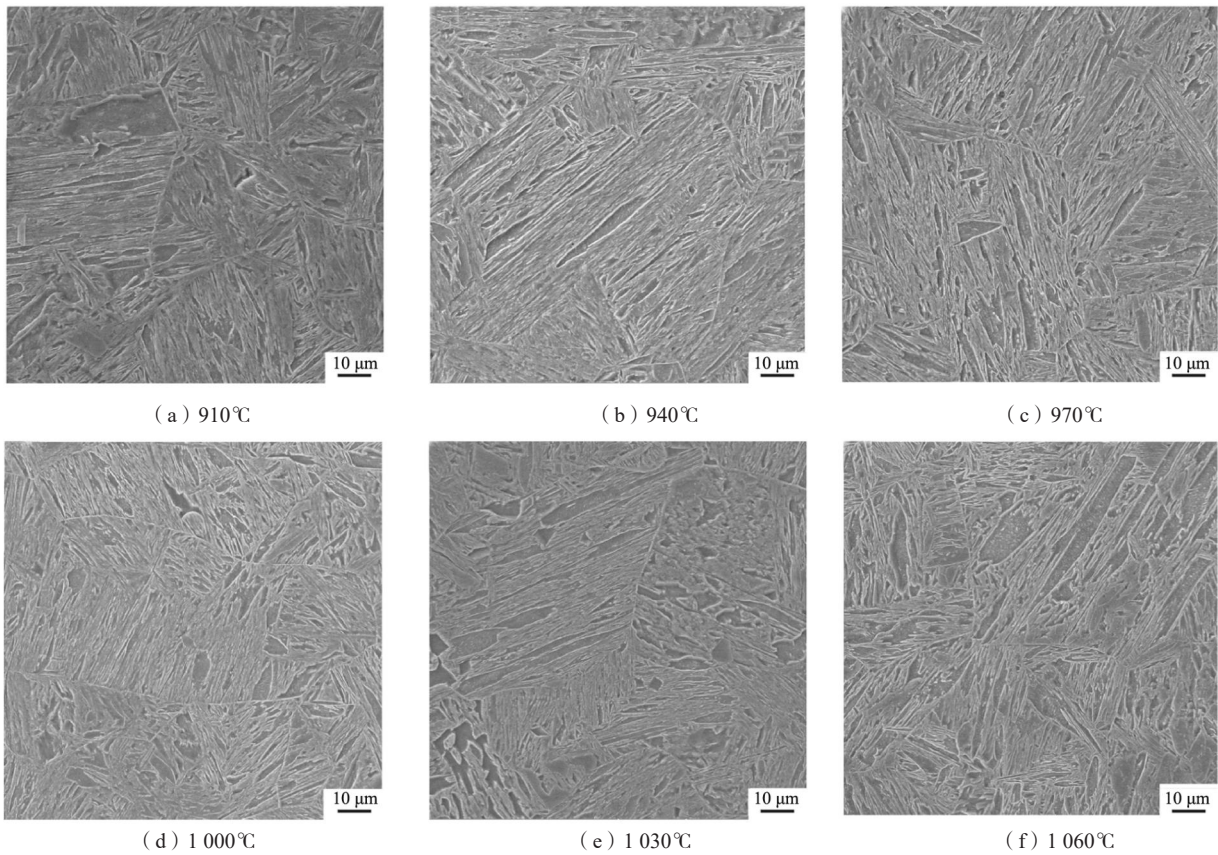


图9 不同一次正火温度下920 °C淬火280 °C回火后的组织形貌

Fig. 9 Microstructure morphologies after quenching at 920 °C and tempering at 280 °C under different primary normalizing temperatures

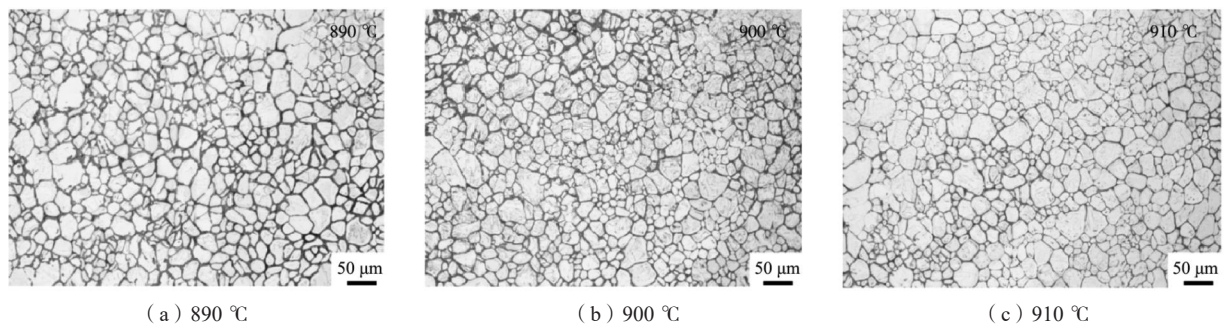


图10 不同二次正火温度下的晶粒

Fig. 10 Grains at different secondary normalizing temperatures

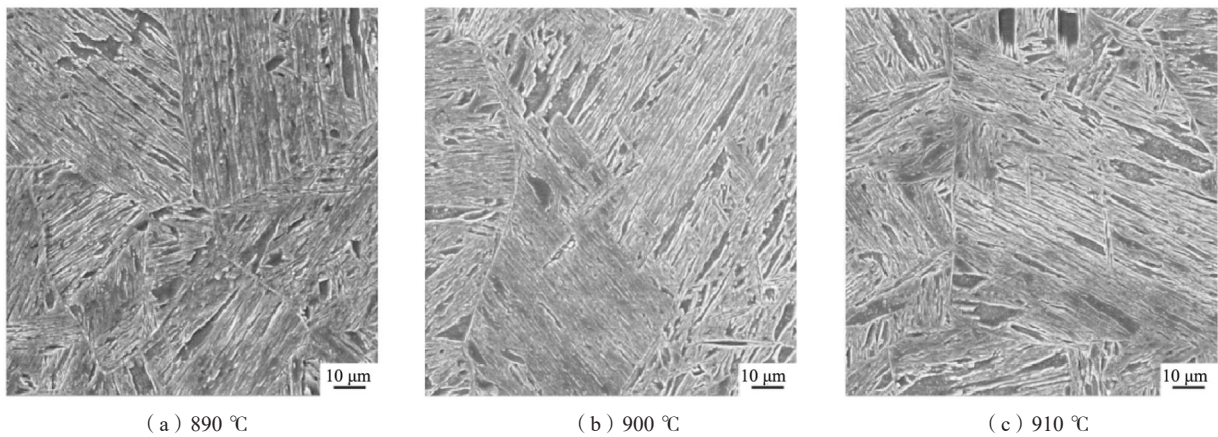


图11 不同二次正火温度下920 °C淬火280 °C回火后的组织形貌

Fig. 11 The microstructure morphologies after quenching at 920 °C and tempering at 280 °C under different secondary normalizing temperatures

细密、更均匀^[22-24]。

对比图9（一次正火后淬火回火）和图11（二次正火后淬火回火），二次正火后的组织中马氏体板条更“细长、规整、无明显粗大区域”，这与“二次正火晶粒度更细（8.5级）”直接相关。细奥氏体晶粒为后续淬火回火组织的“细化均匀化”打下了基础。二次正火通过细化奥氏体晶粒度（从一次的7.5级到二次的8.5级），使淬火马氏体更细、回火碳化物更弥散，最终让回火组织的均匀性和细密程度显著优于一次正火的情况。

3.3 组织与性能的综合调控

在优选的二次正火预处理基础上，经920 °C淬火保温20 min和不同高温回火保温3 h，从图12中可清晰观察到组织内分布的细小晶界。且试验钢经高温回火处理后，获得的组织主体均为均匀细小的回火索氏体。然而，当试验钢于550 °C回火时，淬火阶段形成的板条马氏体并未实现完全分解，组织中仍能观察到板条马氏体的形貌特征。与此同时，碳化物沿晶界及板条马氏体边界析出并发生粗化。这类碳化物数量较多，整体呈现细长条状或层片状的连缀分布形态；而板条马氏体内部则弥散分布着少量细小的粒状碳化物，具体形貌如图12（a）所示。随着回火温度的逐步升高，马氏体中过饱和碳原子的析出驱动力随之增大，碳原子与合金元素的扩散行为持续加剧，致使小尺寸碳化物的

稳定性显著下降，马氏体板条内部的碳化物颗粒尺寸随之逐渐增大^[25-26]。

除此之外，马氏体的分解进程进一步推进，其板条状特征趋于模糊，组织的均匀化程度也得到了进一步提升。具体形貌变化如图12（b）、（c）、（d）所示。当回火温度提升至610 °C时，可以观察到，淬火阶段形成的马氏体已近乎完全分解，试验用铸钢的显微组织则完全转变为回火索氏体。该组织由近似等轴状的铁素体与弥散分布于其中的碳化物共同构成。相较于较低回火温度下的形貌，此时碳化物由原来的条状、棒状转变为尺寸相对均匀的椭球状与球状，且在晶粒内部呈断续性均匀分布，具体特征如图12（e）、（f）所示。随着回火温度的进一步攀升，碳化物持续发生聚集粗化，其析出数量随之进一步减少，而颗粒尺寸则呈现出持续增大的趋势，相关形貌变化如图10（g）、（h）所示。

受限于扫描电子显微镜的放大倍率，纳米尺度碳化物难以被精准观测。为此，借助透射电子显微镜，针对试验钢在不同高温回火温度下碳化物的析出位点、化学成分及晶粒尺寸等关键参数，开展深入的表征分析。图13所示为试验钢经550 °C回火处理后的显微组织透射电镜（TEM）图像及碳化物的形貌特征。

从透射电镜（TEM）表征图像中能够观察到，受试铸钢经550 °C回火处理后，碳化物呈条带状弥散分布于原马氏体板条的边界位置，且其长径比大于6；而马

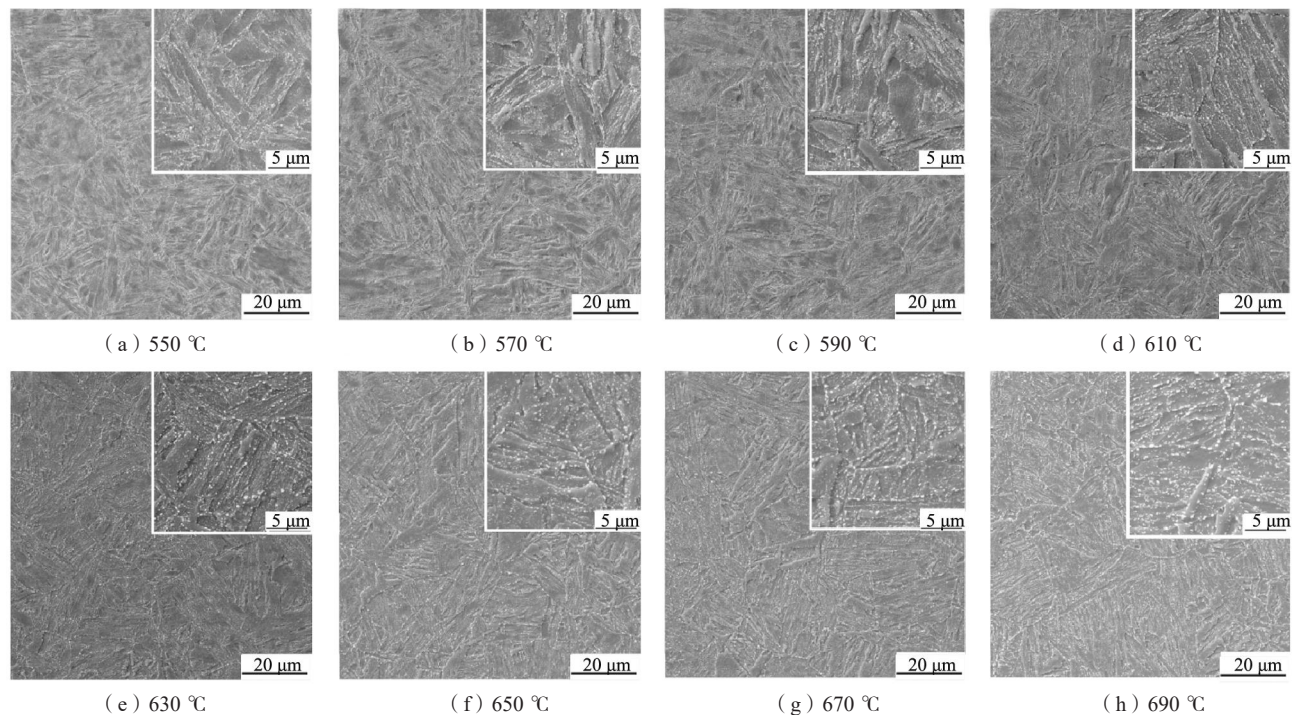


图12 不同回火温度下试验铸钢的显微组织形貌特征

Fig. 12 Microstructure morphology characteristics of experimental cast steel at different tempering temperatures

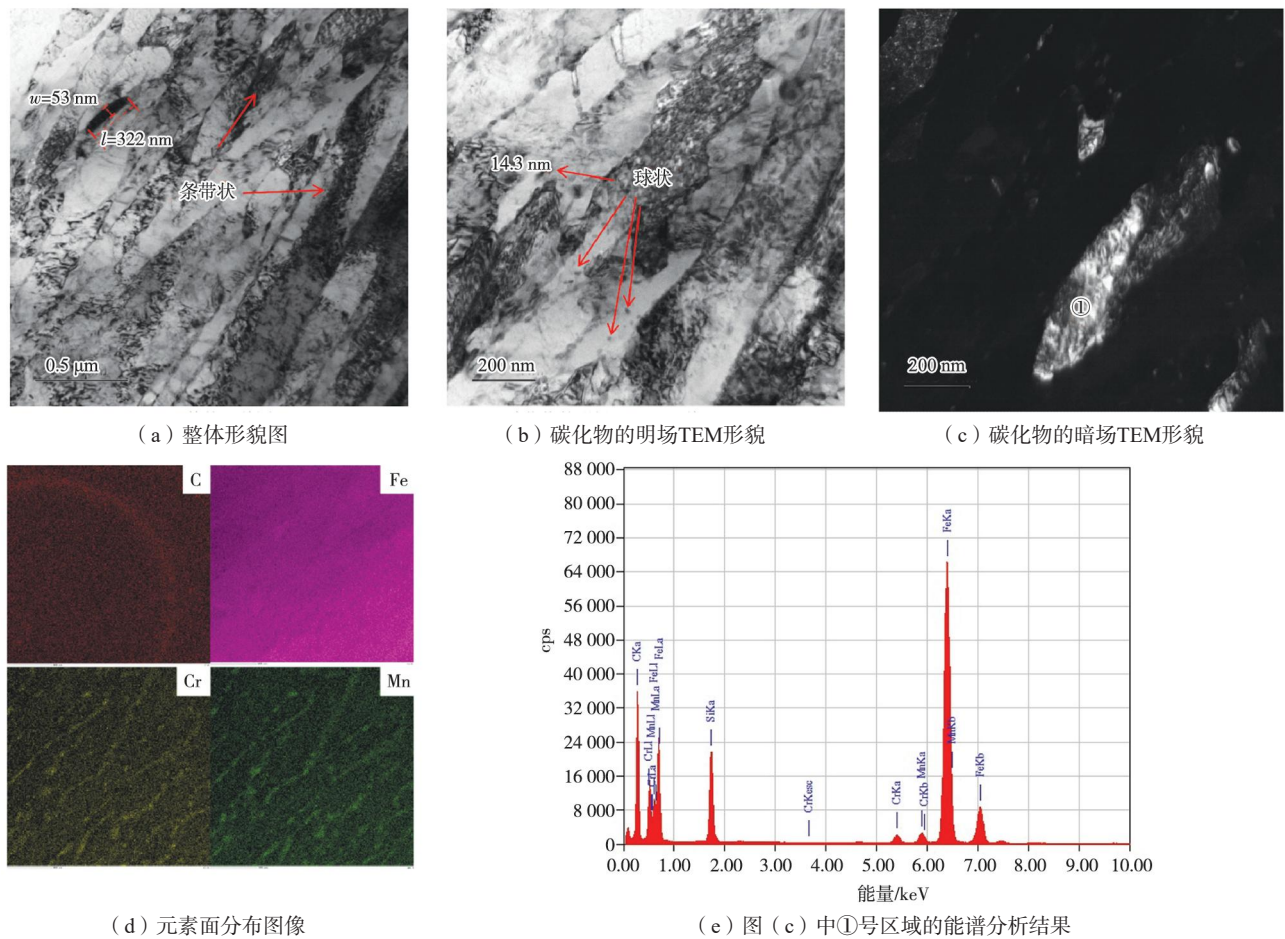


图13 550 °C回火后试验钢的TEM显微组织与碳化物形态

Fig. 13 The TEM microstructures and carbide morphologies of the test steel after tempering at 550 °C

氏体板条内部的碳化物不仅尺寸更小，还呈现出球状或椭球状的形貌特征。此外，结合面扫描分析图谱可知，上述碳化物主要是由铬（Cr）、锰（Mn）元素构成的合金渗碳体，这类合金渗碳体以长条状与链状的形态分布在马氏体板条的边界处。

当回火温度提升至610 °C时，板条马氏体绝大多数已完全分解。尺寸细小的碳化物（粒径小于20 nm）持续聚集、粗化，逐步转化为粒径介于100~300 nm的球状或椭球状碳化物。面扫描分析结果表明，这类碳化物依旧是由锰（Mn）、铬（Cr）元素构成的合金渗碳体，其形貌以球状和椭球状为主。

在550~690 °C温度区间内，随着回火温度逐步攀升，试样的冲击功呈同步上升趋势，而其硬度值则随回火温度升高呈持续下降态势。在调质温度由590 °C升至610 °C的过程中，冲击功的提升幅度达到最大值，为45.33 J，此时试样对应的布氏硬度值为HB259.3。

力学性能测试数据分析显示，受试铸钢在550~690 °C区间内经高温回火并水淬处理后，其抗拉强度 R_m 与屈服强度 $R_{p0.2}$ 均随回火温度的升高，表现出线性下降的变化规律；而断后伸长率则呈现出前期快

速上升、后期增速趋缓的特征。综合考量各项力学性能指标的适配性，最终确定610 °C为该铸钢的最优调质回火温度。该工艺下的20Si2MnCrNi铸钢展现出卓越的强韧性匹配：其抗拉强度为944.4 MPa，屈服强度为825.1 MPa，断后伸长率为16.28%，断面收缩率为36.4%（较E级钢标准提升150%）。

由于本研究中试验钢为重卡后桥壳用钢，其应用场景包括低温环境，因此对试验钢的低温冲击韧性有一定要求，需对试验钢的低温冲击性能进行测试。试验钢在-20 °C、-40 °C、-50 °C、-60 °C温度下的低温冲击吸收功分别为42.1 J、36.2 J、28 J、19.5 J。这种性能的跃升源于多重强化机制的协同作用：Si/Mn/Ni提供的固溶强化保证了基体强度；二次正火带来的细晶强化同时提升了强度和韧性；而Ni元素的存在有效降低了韧脆转变温度，结合高温回火消除内应力，赋予了材料极高的冲击韧性^[27]。

4 结论

(1) 证实了沿用E级钢桥壳原有浇注方案并不适用于新型20Si2MnCrNi铸钢桥壳。原工艺未针对桥壳

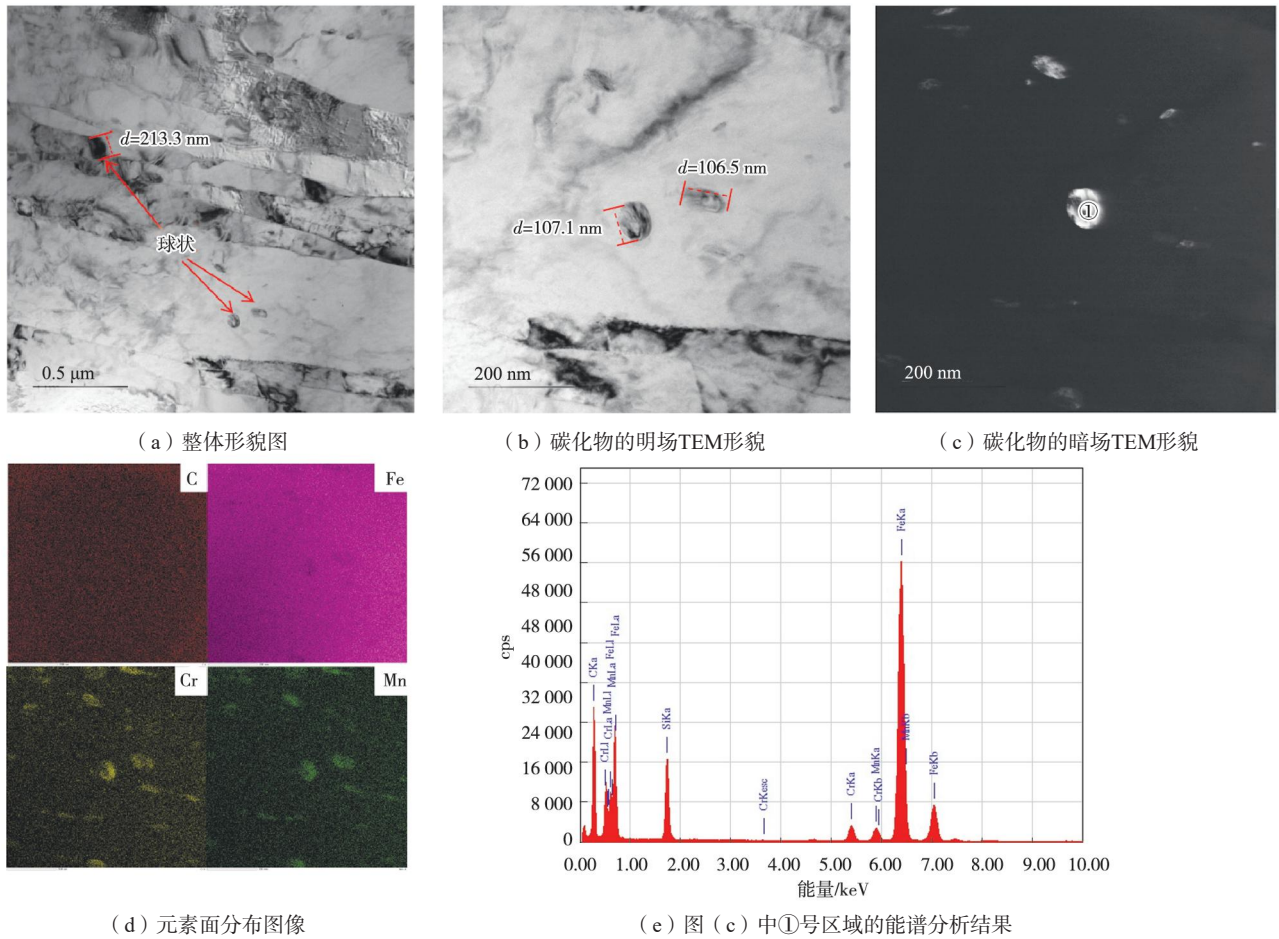


图14 610 °C回火后试验钢的TEM显微组织与碳化物形态

Fig.14 The TEM microstructures and carbide morphologies of the test steel after tempering at 610 °C

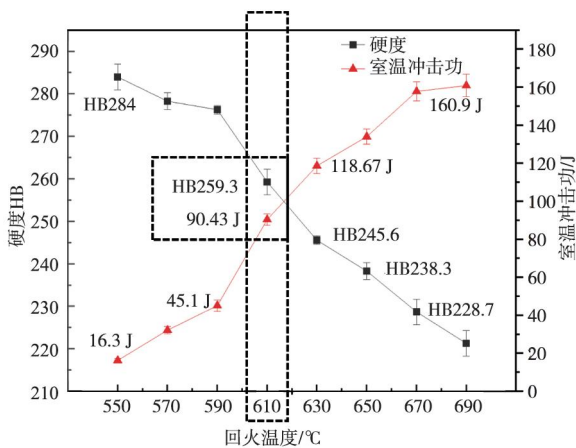


图15 不同回火温度下试验钢室温冲击性能及硬度

Fig. 15 The room-temperature impact performances and hardnesses of the test steels at different tempering temperatures

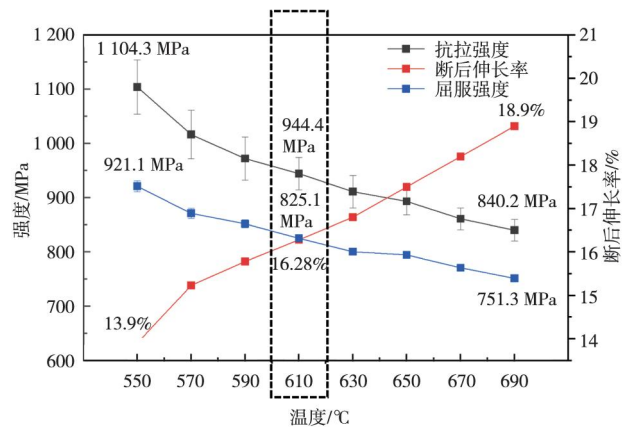


图16 不同回火温度下试验钢的拉伸性能

Fig. 16 Test the tensile properties of steel at different tempering temperatures

底部厚大热节区域设置有效补缩单元，导致该区域在凝固后期易形成孤立液相区，并最终产生缩孔缩松缺陷。ProCAST模拟表明，通过优化封闭式浇注系统并增设发热保温冒口，可有效改善充型与凝固条件，使铸件关键部位的缩孔缩松缺陷转移至工艺系统，并获得适用于20Si2MnCrNi铸钢桥壳的缩孔缩松缺陷预测判

据值。

(2) 针对大截面铸钢件的粗晶遗传问题，提出的“1 000 °C × 2 h + 900 °C × 2 h”二次正火工艺能有效细化晶粒（从7.5级提升至8.5级），显著优于单次正火，且板条马氏体组织更细更均匀。

(3) 结合优化铸造工艺与二次正火调质处理，新

型桥壳钢的综合性能如下：抗拉强度为944.4 MPa，屈服强度为825.1 MPa，断后伸长率为16.28%，断面收缩率为36.4%，冲击吸收功为90.43 J，低温冲击吸收功为

36.2 J (−40 ℃)，远超现行E级钢标准。该工艺成功解决了重载桥壳强韧性倒置的难题，具有重要的工程应用价值。

参考文献：

- [1] 黄冬, 杨超飞, 张宝伟, 等. 基于正交试验的10CrNiCu低合金铸钢热处理工艺优化 [J]. 金属热处理, 2023, 48 (10): 151-157.
- [2] 黄勇. 碳当量对E级钢热处理力学性能的影响 [J]. 铸造设备与工艺, 2024 (6): 53-56.
- [3] 高亮亮. 铸钢件热处理技术研究 [J]. 当代化工研究, 2020 (1): 48-49.
- [4] 张晓光, 韩文, 韦洲, 等. 基于ProCAST的支架铸件浇注系统优化设计 [J]. 热加工工艺, 2019, 48 (1): 95-97.
- [5] 宋伟, 王圣波, 李继峰, 等. 基于ProCAST的厚大断面铸钢主轴轴承座的数值仿真与工艺优化 [J]. 热加工工艺, 2022, 51 (9): 69-72.
- [6] 谢敬佩. 我国铸钢技术发展现状及趋势 [J]. 铸造, 2022, 71 (4): 395-402.
- [7] 王光宇. 数值模拟在铸钢桥壳铸造工艺优化中的应用及缩孔疏松预测方法 [D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
- [8] SKOEK E, SZWEJKOWSKA K, CHMIELARZ K, et al. The microstructure of cast steel subjected to austempering and B-Q&P heat treatment [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53 (7): 2544-2560.
- [9] AFANAS' EV V K, POPOVA M V. Use of thermocycling deformation for raising the operating properties of low-carbon steel [J]. Metal Science and Heat Treatment, 2023, 64 (11-12): 681-687.
- [10] 邵啊新. 铸钢闸阀盖架整体精铸件变形及解决措施 [J]. 铸造, 2025, 74 (12): 1611-1615.
- [11] CHOL R K, RYUL K H, YON J Y, et al. High-pressure die casting process optimization for improving shrinkage porosity and air entrainment in carburetor housing with aluminum alloy using Taguchi-based ProCAST simulation and MADM-based overall quality index [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 132 (1-2): 893-906.
- [12] ZARBINI M S, ABDELKADER K, SOFIANE K, et al. 3D numerical simulation and experimental validation of resin-bonded sand gravity casting: filling, cooling, and solidification with SPH and ProCAST approaches [J]. Thermal Science and Engineering Progress, 2024, 47: 102329.
- [13] 邵啊新, 周东子. 一种大口径闸阀阀体复合精密铸造工艺 [J]. 铸造技术, 2021, 42 (11): 964-968.
- [14] 王波尧, 范秀风, 侯渊, 等. 20Si2MnCrNi铸钢奥氏体化晶粒长大及过冷奥氏体相变的原位观察 [J]. 铸造, 2025, 74 (7): 975-980.
- [15] ZHU Shiting, CHEN Huiqin, WANG Fang, et al. Research on the heat treatment process and mechanism of strength and toughness of low alloy cast steel for high-speed railway brake discs [J]. Materials Today Communications, 2025, 49: 113894.
- [16] MONROE R, WENDLANDT T, KENNEDY C, et al. Predicting cast steel alloy properties based on composition and heat treatment [J]. International Journal of Metalcasting, 2025, 19 (6): 1-10.
- [17] 吴渝玲, 赵金玉. 新型建筑铸钢扣件的铸造工艺研究 [J]. 热加工工艺, 2020, 49 (9): 69-72.
- [18] 徐宁, 姜敏, 王豪, 等. 真空电弧重熔GH4061凝固过程的数值模拟 [J]. 金属世界, 2025 (3): 26-33.
- [19] 魏海鸿, 张腾, 董立新. 热处理对高铬铸钢组织和性能的影响 [J]. 电焊机, 2021, 51 (2): 41-45.
- [20] WANG Huihui, YI Yuxuan, WANG Guangchao, et al. Effect of ultrasonic shot peening pretreatment on carburizing heat treatment process of 20CrMnTi gear steel [J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2025, 17 (17): 25934-25950.
- [21] WANG Y. Research on the heat treatment process of Q235A steel [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2024, 2691: 012072.
- [22] YANG H P, SU X D, HAN W B, et al. Phase-field simulation of FCC to HCP martensitic transformation in Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025: 1-12.
- [23] 王全振, 姜明彤, 刘爽庆, 等. 多次正火对12Cr2Ni4钢组织性能的影响 [J]. 金属加工 (热加工), 2025 (3): 114-116.
- [24] ALYONA Russakova, ALMIRA Zhilkashinova, MADI Abilev, et al. Structural-phase state of austenitic 20GL steel after thermal treatment by normalising and high-temperature tempering: recommendations for improving performance [J]. Johnson Matthey Technology Review, 2025, 69 (2): 283-298.
- [25] AGRAWAL A P, ALI S A, KUMAR V, et al. Investigating the impact of heat treatment on mechanical behaviour of a36 low-carbon steel [J]. Archives of Thermodynamics, 2025, 46 (3): 141-149.
- [26] KAMINSKI T, NOWAK M, ZIELIŃSKI K, et al. Microstructural fracture mechanism of normalising heat treated low-alloy medium-carbon cast steels under tensile stress conditions [J]. Archives of Foundry Engineering, 2025, 25 (3): 171-177.
- [27] MUSTAFA L, ABLAKATOV I, BAISERIKOV B, et al. Influence of thermal and thermomechanical treatment on the mechanical properties of the Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo system armor grade steel [J]. ES Materials and Manufacturing, 2025, 30: 1787.