20Si2MnCrNi 钢复杂变截面铸件的热流场协同调控与强韧化机制

白云飞[1]，刘燕铭[2]，魏文龙[1]，王锦辉[1]，王艳超[1]，侯　渊[3]

（1. 内蒙古北方重工业集团有限公司，内蒙古包头 014030；
2. 日照钢铁控股集团有限公司，山东日照 276806；
3. 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）

摘要：为满足重载车辆转向节对轻量化与高强韧性的需求，针对新型20Si2MnCrNi钢（C 0.19%、Si 1.56%、Mn 1.02%、Cr 0.765%、Ni 0.94%）复杂变截面铸件成形中易产生缩孔缩松缺陷的问题，本研究提出多结构协同热流场调控策略。采用ProCAST软件对铸件充型及凝固过程进行热-流耦合模拟，浇注温度1 585 ℃，优化工艺采用底注平稳充型+双冒口侧向补缩+局部激冷（冷铁70 mm×22 mm×45 mm，间隙8 mm），并与常规中间注入工艺对比。模拟结果表明，常规工艺因截面突变引发流体剥离与湍流，薄壁区提前封闭补缩通道，承载区缩松率达1.35%；优化后缩松率降至0.32%且全部缺陷转移至冒口（冒口缩松率4.1%），铸件本体实现致密化。致密铸件经1 000 ℃正火+920 ℃淬火+610 ℃回火后，各部位组织为均匀细小回火马氏体/索氏体，碳化物呈纳米级弥散析出。力学测试显示，圆盘壳体-轴颈过渡区规定塑性延伸强度809.4 MPa、抗拉强度915.2 MPa、断后伸长率16.1%、断面收缩率36.4%；侧向支架根部抗拉强度918.6 MPa、伸长率15.8%；厚大区抗拉强度914.3 MPa、伸长率14.9%，截面性能一致性优异。研究表明，热流场协同调控通过重构轴向温度梯度、强制顺序凝固消除了承载区缩孔缩松，使合金元素（Si、Mn、Cr、Ni）的固溶强化与碳化物弥散析出作用得以充分发挥，实现了复杂变截面铸钢件优异的强韧性匹配。

关键词：20Si2MnCrNi铸钢；复杂变截面；热流场调控；缩孔缩松；强韧性机制

中图分类号：TG142.72；TG249.2　**文献标识码：**A　**文章编号：**1001-4977（2026）10-1131-08

DOI：10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0144

Thermal Flow Field Synergistic Control and Toughening Mechanism of 20Si2MnCrNi Steel Complex Variable Cross-Section Casting

BAI Yun-fei[1], LIU Yan-ming[2], WEI Wen-long[1], WANG Jin-hui[1], WANG Yan-chao[1], HOU Yuan[3]

(1. Inner Mongolia North Heavy Industry Group Co., Ltd., Baotou 014030, Inner Mongolia, China; 2. Rizhao Steel Holding Group Co., Ltd., Rizhao 276806, Shandong, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of New Metal Materials in Inner Mongolia, Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia , China)

Abstract: To meet the urgent requirements for lightweighting and high strength-toughness in heavy-duty vehicle steering knuckles, and to address the susceptibility to shrinkage cavities and porosity in complex variable cross-section castings of a novel 20Si2MnCrNi steel (C 0.19%, Si 1.56%, Mn 1.02%, Cr 0.765%, Ni 0.94%), this study proposes a multi-structure synergistic thermal-fluid field control strategy. The ProCAST software was employed for coupled thermal-fluid simulation of mold filling and solidification processes of the castings at a pouring temperature of 1 585 ℃, and the optimized process incorporated smooth bottom-gating filling, dual-riser lateral feeding, and localized chilling (chills 70 mm×22 mm×45 mm with 8 mm gaps), and was compared with a conventional mid-gating process. The simulation

基金项目：国家自然科学基金项目（52264055）；中央引导地方科技发展资金项目（2024ZY0071）；内蒙古自治区自然科学基金项目（2024MS05038）；内蒙古自治区科技计划项目（2022YFHH0098）。

收稿日期：2026–06–24 收到初稿，2026–07–28 收到修订稿。

作者简介：白云飞（1984–），男，高级工程师，主要研究方向为铸锻件成形工艺。E-mail：54104487@qq.com

通信作者：侯渊，男，副研究员，博士，硕士生导师。电话：13204728058，E-mail：houyuan@imust.edu.cn

引用格式：白云飞，刘燕铭，魏文龙，等．20Si2MnCrNi 钢复杂变截面铸件的热流场协同调控与强韧化机制 [J]. 铸造，2026，75（10）：1131–1138.

Bai Yunfei，Liu Yanming，Wei Wenlong，et al. Thermal flow field synergistic control and toughening mechanism of 20Si2MnCrNi steel complex variable cross-section casting [J]. Foundry，2026，75（10）：1131–1138.

results showed that the conventional process triggered flow separation and turbulence at abrupt cross-section changes, causing premature closure of feeding channels in thin-walled regions and a shrinkage porosity ratio of 1.35% in load-bearing zones; after optimization, the shrinkage porosity ratio was reduced to 0.32%, with all defects transferred to the risers (riser shrinkage porosity ratio 4.1%), achieving a fully densified casting body. After normalizing at 1 000 ℃, quenching at 920 ℃, and tempering at 610 ℃, the dense castings exhibited uniformly fine tempered martensite/sorbite structures with nanoscale dispersed carbides. Mechanical testing revealed that the disc housing–shaft neck transition zone achieved a 0.2% proof strength ($R_{p0.2}$) of 809.4 MPa, tensile strength of 915.2 MPa, elongation of 16.1%, and reduction of area of 36.4%; the lateral bracket root exhibited tensile strength of 918.6 MPa and elongation of 15.8%; the thick-section adjacent area exhibited tensile strength of 914.3 MPa and elongation of 14.9%, demonstrating excellent cross-sectional property uniformity. The study demonstrates that the thermal-fluid field synergistic control strategy, by reconstructing the axial temperature gradient and enforcing directional solidification, eliminates shrinkage cavity and shrinkage porosity defects in the load-bearing zones, thereby fully releasing the contributions of solid-solution strengthening from alloying elements (Si, Mn, Cr, Ni) and dispersed carbide precipitation, ultimately achieving outstanding strength-toughness synergy in complex variable cross-section cast steel components.

Key words: 20Si2MnCrNi cast steel; complex variable cross-section; thermal-fluid field control; shrinkage cavity and shrinkage porosity; strength-toughness mechanism

转向节作为重载车辆转向传力系统中的核心安全部件，在服役过程中不仅承受复杂的转向力矩，还需抵御制动载荷与高频路面冲击的交变作用。因此，材料必须具备极高的疲劳抗力与良好的强韧性匹配。20Si2MnCrNi钢作为一种低碳低合金高强钢，借助Si、Mn元素实现固溶强化与淬透性提升，同时辅以Cr、Ni元素的协同作用，经调质处理后可展现出优异的综合力学性能，是制造高端承载转向节的理想候选材料[1]。然而，想要充分挖掘该材料的物理冶金潜力，前提是获得不存在宏观缺陷与铸造缺陷的致密基体[2]。

与壁厚均匀的管壳类铸件不同，转向节具有典型的复杂变截面特征：其结构由厚大的轮端轴颈、截面突变的锥形过渡段、宽薄的圆盘壳体及局部凸起的侧向支架共同构成。这种极端的几何形态在液态金属成形过程中极易诱发严重的热流场失衡[3]。在充型阶段，金属液在截面突变处易发生流体剥离与强烈湍流，不仅加剧氧化夹杂物的卷入风险，更破坏型腔内部的初始温度场分布[4]；在凝固阶段，由于各部位几何模数差异巨大，冷速不均，薄壁连接区往往优先形成固相骨架，导致厚大热节区的毛细管补缩通道被提前切断。最终，在凝固收缩应力的作用下，极易在轴颈根部与壳体交汇处形成隐蔽的缩孔缩松[5]。这些分布于承载敏感区的物理冶金缺陷，不仅大幅削弱有效承载截面，还会作为应力集中源，在后续服役过程中诱发早期解理断裂。

目前，针对低合金高强钢铸件的工艺优化，大多数研究仍停留在“试错法”阶段，即通过单纯增大冒口尺寸或调整浇口位置被动消除宏观缺陷[6]。此外，现有研究往往将“铸造工艺设计”与“热处理强韧化”割裂开来，缺乏对二者内在关联的深入探讨[7]。复杂变截面铸件的最终服役性能，不仅取决于调质处理对马氏体基体及碳化物析出行为的调控，更从根本上受制于凝固过程对缩孔、缩松的抑制水平[8]。如何通过浇冒系统设计重构铸件内部温度梯度，进而实现从缺陷控制到组织强化的全流程优化，仍是一项亟待解决的共性科学问题[9]。

基于此，以20Si2MnCrNi钢转向节为研究对象，旨在建立“热流场调控—缺陷抑制—组织性能”之间的关联关系。首先，构建常规中间注入工艺对应的基准模型，通过流体力学与传热学耦合分析，揭示截面突变区域缩孔、缩松的形成机理；其次，提出“底注平稳充型-双冒口侧向补缩-局部激冷强制顺序凝固”协同调控策略，探究该策略对型腔轴向温度梯度以及残余液相迁移路径的重构机制；最后，对内部致密无缺陷的优化铸件开展1 000 ℃正火与调质处理，从组织演变角度阐明无缩孔、缩松基体对材料强韧化潜力的释放机制。研究可为20Si2MnCrNi钢在复杂变截面构件中的工程应用提供可靠工艺路线，同时为同类高强韧铸钢件的物理冶金缺陷调控与性能提升提供理论参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料与构件特征

本研究所用材料为自主开发的高强韧铸钢20Si2MnCrNi，其化学成分如表1所示。较低的碳含量（0.19%）旨在抑制粗大碳化物的形成，保障冲击韧

表1 20Si2MnCrNi铸钢参考化学成分
Tab. 1 Reference chemical composition of 20Si2MnCrNi cast 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

性；高Si（1.56%）提供强烈的固溶强化；Mn、Cr、Ni的复合添加则显著提升了基体的淬透性与低温断裂抗力。该转向节铸件外廓尺寸约Φ220 mm × 310 mm，净重18 kg，最小壁厚12 mm，最大壁厚48 mm，最大厚薄比达4：1，属于典型复杂变截面厚壁铸钢件。

重载车辆用转向节铸件具有典型的“厚薄交错”拓扑特征，主要由前端轴颈、锥形截面突变段、宽薄的圆盘壳体、上部冒口区域及侧向支架连接区组成。其中，壳体与支架交汇处、轴颈根部的局部几何模数显著大于周边连接区域，是热量传输的瓶颈与凝固收缩补偿的难点，极易成为缩孔、缩松的聚集区。

1.2 凝固行为的热－流耦合数值模拟

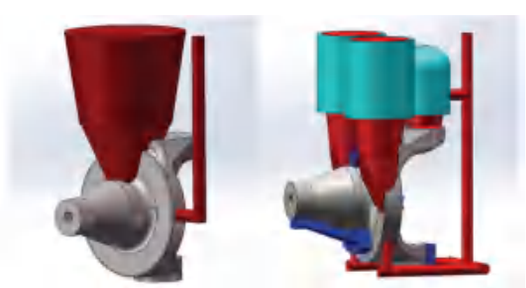
为揭示复杂变截面下的缺陷形成机理并验证调控策略，采用有限元分析软件ProCAST对转向节的充型与凝固过程进行三维热-流耦合模拟[10]。几何模型与有限元网格在相应的前处理模块中构建，对截面突变区域网格进行局部加密，以精准捕捉流体分离现象与局部温度梯度。

模拟涉及的关键热物性参数依据20Si2MnCrNi钢的化学成分计算得到。材料液相线温度约为1 485.3 ℃，固相线温度约为1 165 ℃。为保障复杂型腔的充型能力，将初始浇注温度设定为1 585 ℃。模拟过程严格遵循连续性方程、动量守恒方程与能量守恒方程，重点输出充型过程的速度矢量场、凝固过程的固相率演变以及最终缩孔、缩松概率分布[11-12]。

本研究对比分析了两种典型工艺模型（图1）：

（1）基准模型（中间注入式工艺）：金属液经上部集中引入，依靠重力自上而下充填型腔；

（2）协同调控模型（最终优化工艺）：采用“底注平稳充型+双冒口侧向补缩+局部激冷”的多结构协同系统，旨在重构温度梯度，强制实现顺序凝固。底部冷铁采用分块布置方案，单块尺寸为70 mm × 22 mm × 45 mm，两块冷铁之间预留8 mm间隙，既能够保证激冷覆盖范围，又便于现场造型操作，同时可缓解冷铁边缘的热应力集中，规避产生裂纹缺陷的风险。



（a）中间注入式工艺　　（b）最终优化工艺

图1　20Si2MnCrNi转向节铸造工艺优化前后模型对比

Fig. 1 Comparison of models before and after casting process optimization for the 20Si2MnCrNi steering knuckle

1.3 组织表征与力学性能测试

为验证铸造工艺优化对新型20Si2MnCrNi钢本征性能的释放作用，在基于“协同调控模型”成功试制的无缺陷致密铸件上进行取样与热处理实验。取样位置严格对应数值模拟中识别的高风险承载区：圆盘壳体—轴颈过渡区、侧向支架根部以及厚大区邻近位置。

1.3.1 热处理规程

考虑到新钢种中多种合金元素的固溶扩散动力学，设计了“高温一次正火+调质处理”的工艺路线。具体步骤为：

（1）均匀化正火：1 000 ℃保温2 h后空冷，旨在溶解铸态粗大碳化物，削弱枝晶偏析，实现奥氏体基体的均匀化；

（2）奥氏体化淬火：920 ℃奥氏体化后快速水冷，获得高位错密度的板条马氏体基体；

（3）高温回火：610 ℃保温后空冷，以释放淬火残余应力，并促进纳米级碳化物的弥散析出。

1.3.2 表征与测试

试样经标准金相制备程序（研磨、抛光及4%硝酸酒精溶液腐蚀）后，利用扫描电子显微镜（SEM）观察基体形貌、马氏体板条尺寸及碳化物析出特征。拉伸性能测试在室温下开展，试样轴线平行于转向节的主承载方向。力学性能指标包括规定塑性延伸强度（$R_{p0.2}$，MPa）、抗拉强度（R_m，MPa）、断后伸长率（A，%）及断面收缩率（Z，%）；同时通过断口形貌分析，验证缩孔、缩松的消除情况及其对延性断裂行为的促进作用。

2 结果与讨论

2.1 常规中间注入式工艺下截面突变区的热流场失衡与缺陷机理

在复杂变截面铸件的成形过程中，液态金属的流动行为不仅决定了夹杂物的分布，更直接决定了初始温度场的建立，进而影响后续的凝固补缩行为。基准模型（中间注入式工艺）下的充型流场演变，如图2所示。

在充型初期（3 s），当高温金属液从上部直浇道沿重力方向下落进入型腔时，会在内浇口处形成较高流速，这是引发湍流的核心诱因；当内浇口处金属液流速超过临界值时，便会引发湍流。同时，前端轴颈与盘状壳体之间存在急剧的截面突变，进一步造成流

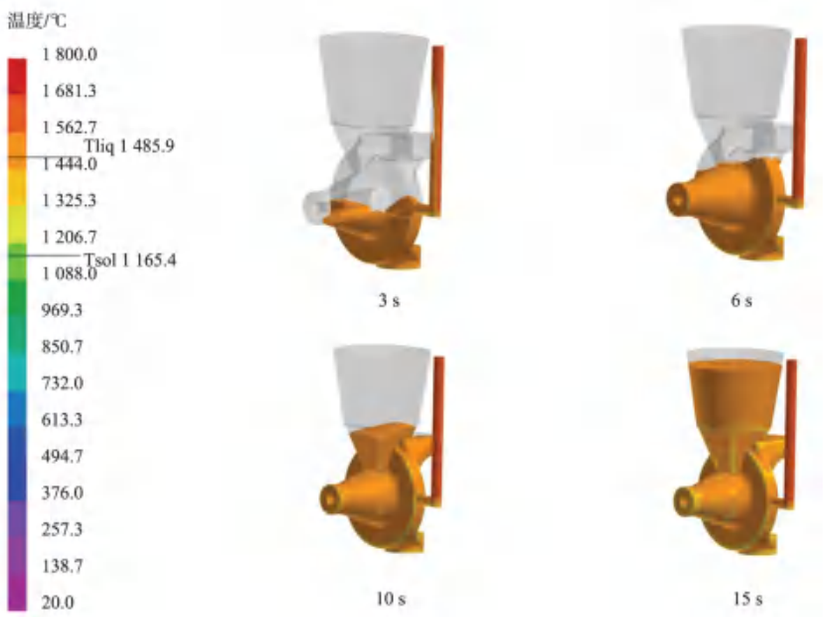


图2　20Si2MnCrNi转向节原铸造工艺充型过程

Fig. 2 Mold filling process of the original casting process for the 20Si2MnCrNi steering knuckle

体动量剧烈改变，加剧流体剥离效应，在壳体局部形成高流速冲击区与明显湍流。这种剧烈的湍流不仅极易卷入氧化膜与气体，还会破坏铸件内部合理的初始温度梯度。

随着充型进入中后期（6~10 s），流体前沿在厚薄交界处发生分流与汇合。此时，受上部金属液持续冲击影响，圆盘壳体与轴颈根部的热量无法有效散失，造成该区域积聚过高热焓。图3中20Si2MnCrNi铸钢的充型凝固过程固相率场分析既印证了上述结论，也显示其可维持良好地流动性，能够满足转向节铸造工艺对充型能力的要求。

20Si2MnCrNi铸钢件进入凝固阶段后，其40 s的固相率图显示，薄壁连接区呈现提前凝固趋势，如同“固相水坝”一般切断了厚大热节区与冒口之间的补缩通道，造成热节位置与补缩通道凝固顺序错位的典型物理冶金学困境[13]。在随后的凝固收缩阶段，由于缺乏外部液态金属的补充，孤立液相区的体积收缩只能通过内部撕裂来补偿，最终在图4中表现为弥散

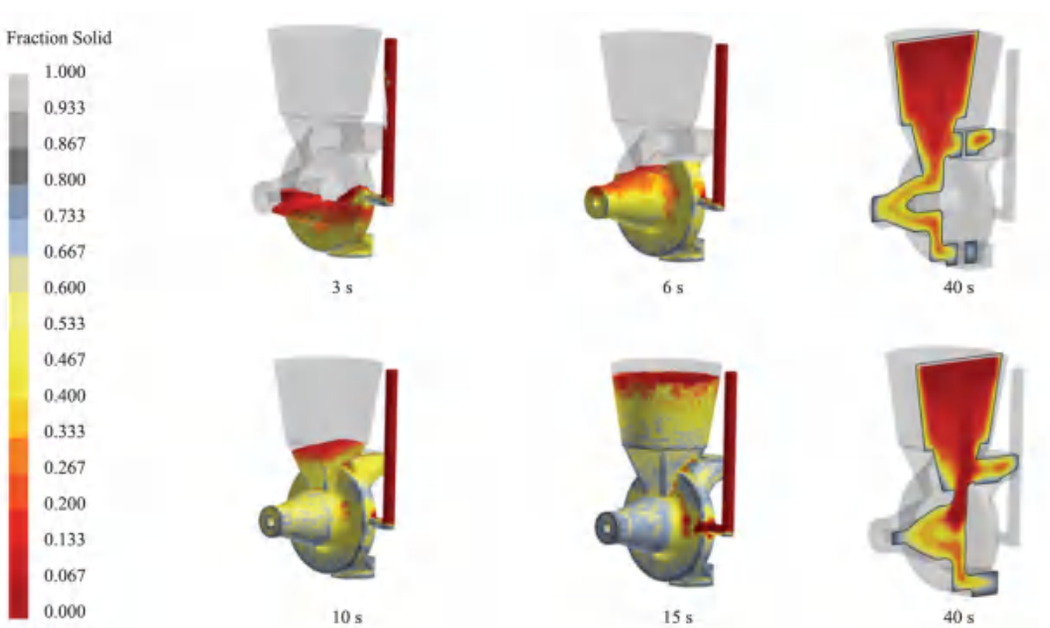


图3　20Si2MnCrNi转向节原铸造工艺充型凝固过程固相率场模拟结果

Fig. 3 Simulation results of solid fraction fields during mold filling and solidification processes for the original casting process of the 20Si2MnCrNi steering knuckle

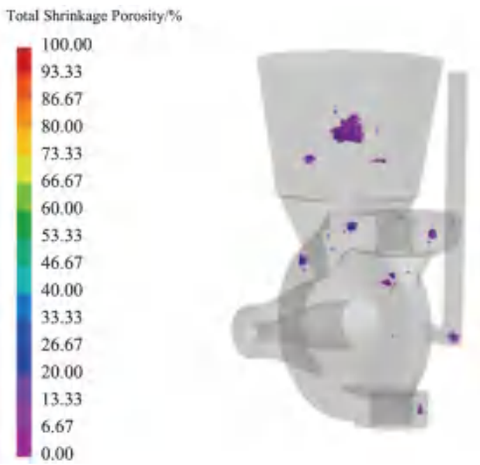


图4 20Si2MnCrNi转向节原铸造工艺缩孔缩松预测结果

Fig. 4 Prediction results of shrinkage cavities and shrinkage porosities for the original casting process of the 20Si2MnCrNi steering knuckle

分布于壳体中心、轴颈过渡区及侧向支架根部的缩孔缩松[14]。轴颈过渡区、侧向支架根部等截面突变热节处的最大缩松率达1.35%，显著高于0.5%的临界值，属于明确的有害缩松缺陷。这些缺陷恰好位于转向节的承载敏感区，若不加以消除，将严重削弱新型20Si2MnCrNi 钢的本征疲劳寿命[15-16]。

2.2 协同调控策略对温度梯度的重构与缺陷迁移

为破解基准工艺引发的热流场失衡问题，本研究摒弃单纯增大冒口尺寸的传统思路，提出一种基于“底注平稳充型—双冒口侧向补缩—局部激冷”的多结构协同调控策略。该策略的核心物理意义在于强制重构型腔内的轴向温度梯度，实现定向凝固补缩[17]。

流场演变结果表明，协同调控策略彻底改变初始热焓的分配方式，如图5所示。金属液经由底部横浇

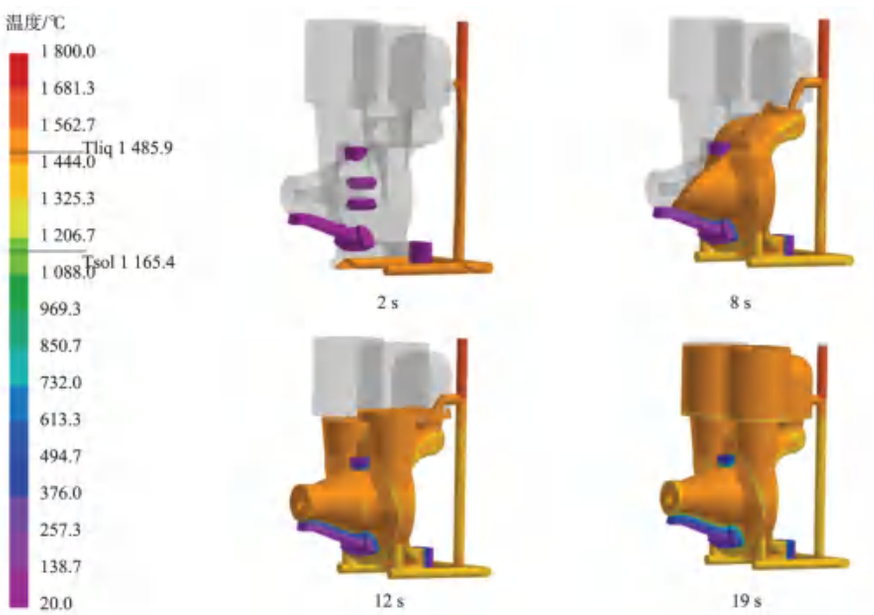


图5 20Si2MnCrNi转向节最终优化设计充型过程

Fig. 5 The mold filling process of the 20Si2MnCrNi steering knuckle for the final optimized design

道引入，有效耗散初始动能，液面在2~8 s内以平缓层流状态自下而上平稳抬升。该平稳充型模式不仅消除截面突变位置的流体分离现象，还可将低温金属液输送至型腔上部，高温金属液则留存于底部浇注系统周边，初步形成“下热上冷”的合理温度分布[18]。

在图6所示凝固阶段，通过在壳体与支架交汇处引入局部冷却结构（激冷），人为降低了该区域的表观几何模数，加速了局部潜热的导出；同时，上部双冒口发挥了良好的蓄热保温作用。这“一冷一热”的协同作用，成功在铸件内部建立起由远端（轴颈、壳体边缘）至冒口的顺序凝固温度梯度。20Si2MnCrNi铸钢件进入凝固阶段后，其40 s固相率图显示，在强制顺序凝固机制的驱动下，固-液相界平稳推进，不再出现提前闭合的“固相水坝”。铸件本体局部存在的瞬时残余液相区属于凝固过程的过渡状态；在后续凝固进程中，该区域可经由持续畅通的补缩通道获得冒口液态金属的补给，不会演变为孤立缩孔、缩松缺陷。

图7的缺陷预测结果确凿地证明了该策略的有效性：原本散布于承载敏感区的孤立液相区被彻底消除，缩孔、缩松100%转移至可切除的浇冒口内。这意味着协同调控策略成功为新型20Si2MnCrNi钢制备出了致密、无物理冶金缺陷的铸态基体[19]。工艺优化后，铸件本体所有区域缩松率均低于临界值，最大仅为0.32%；冒口最大缩松率达4.1%，冒口补缩功能充分发

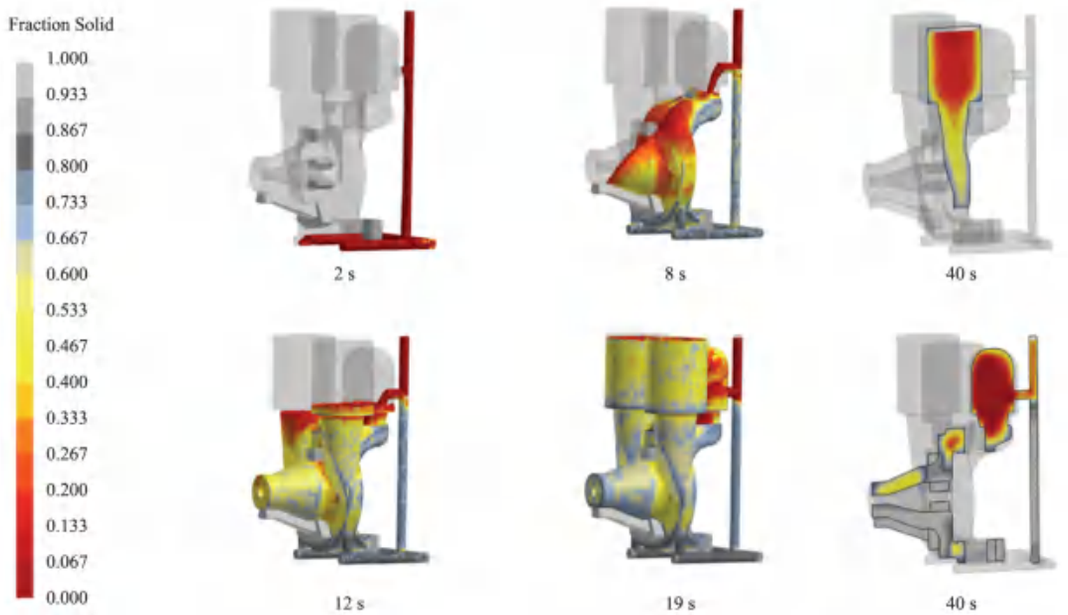


图6　20Si2MnCrNi转向节最终优化设计凝固过程

Fig. 6 The solidification process of the 20Si2MnCrNi steering knuckle for the final optimized design

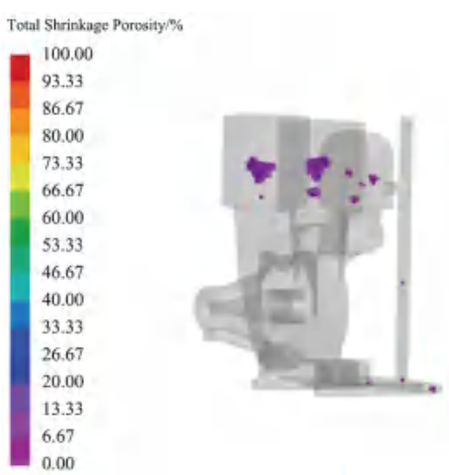


图7　20Si2MnCrNi转向节最终优化设计缩孔缩松预测结果

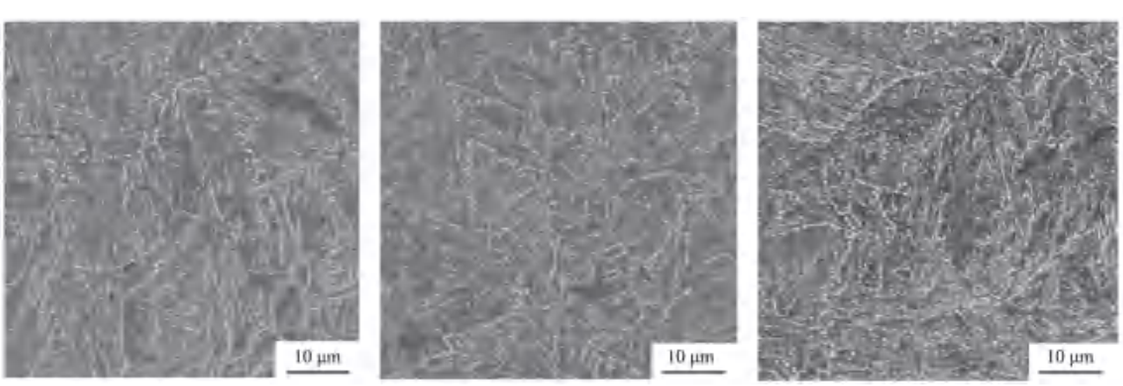
Fig. 7 Prediction results of shrinkage cavities and shrinkage porosities for the final optimized design of the 20Si2MnCrNi steering knuckle

挥，铸件本体实现致密化。

2.3　无缺陷基体在调质处理下的组织演变与强韧化机制

经热流场协同调控获得的致密铸态基体，为后续释放材料本征强韧化潜力奠定了决定性的物理基础。图8展示了20Si2MnCrNi钢铸件经“1 000 ℃正火—920 ℃淬火—610 ℃回火”处理后，不同关键承载部位的显微组织。结果表明，热处理后，各截面厚度差异显著的取样区域均转变为均匀细小的回火马氏体/索氏体组织，证实该优化工艺可在复杂变截面构件中实现极高的微观组织一致性。

为进一步揭示这种均匀组织背后的微观强韧化机理，本研究重点围绕图9所示的碳化物析出特征开展深



（a）圆盘壳体—轴颈过渡区　（b）侧向支架根部　（c）厚大区邻近位置

图8　20Si2MnCrNi钢铸件1 000 ℃正火及调质处理后不同部位的显微组织

Fig. 8 Microstructures at different positions of the 20Si2MnCrNi steel casting after 1 000 ℃ normalizing and quenching-tempering treatment

层探究。如图9所示，调质处理后的基体中弥散分布着大量纳米至亚微米量级的颗粒状或短椭圆状碳化物，且未观察到有害的连续网状或粗大片状偏聚现象。这一理想微观形貌是特定热处理路径综合演变的结果：1 000 ℃高温正火首先促使奥氏体成分充分均匀化；920 ℃淬火赋予基体具备高位错密度的板条马氏体；而后续610 ℃高温回火不仅有效释放淬火内应力，还推动过饱和碳以及Cr、Mn等合金元素发生短程扩散与再分配[20-21]。在回火热动力学驱动下，析出相逐步由不稳定的细小过渡态向热力学稳定性更高的合金渗碳体或合金碳化物转变，并产生一定程度的球化与圆钝化[22-23]。

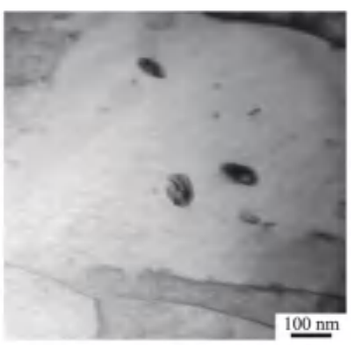


图9 20Si2MnCrNi钢铸件1 000 ℃正火及调质处理后的碳化物析出形貌

Fig. 9 Precipitation morphology of carbides in the 20Si2MnCrNi steel casting after 1 000 ℃ normalizing and quenching-tempering treatment

从物理冶金学的本征强化机制来看，这种高度弥散的细小碳化物能够有效钉扎位错并阻碍板条界面的迁移，从而提供显著的析出强化贡献[24]。同时，碳化物的非连续分布截断了裂纹沿晶界快速扩展的通道，从根本上避免了脆性碳化物薄膜诱发的沿晶解理断裂，大幅提升了基体的局部塑性变形与能量吸收能力[25-26]。

20Si2MnCrNi转向节微观层面的组织优化与缺陷抑制提升了其宏观力学性能。定量拉伸测试结果（表2及图10、图11）表明，该新型铸钢在复杂构件的各个区域均展现出卓越且稳定的强韧性匹配。在厚薄过渡最为剧烈、极易产生缺陷的圆盘壳体—轴颈过渡区，其规定塑性延伸强度（$R_{p0.2}$）和抗拉强度（R_m）分别高达809.4 MPa和915.2 MPa，同时断后伸长率（A）达到

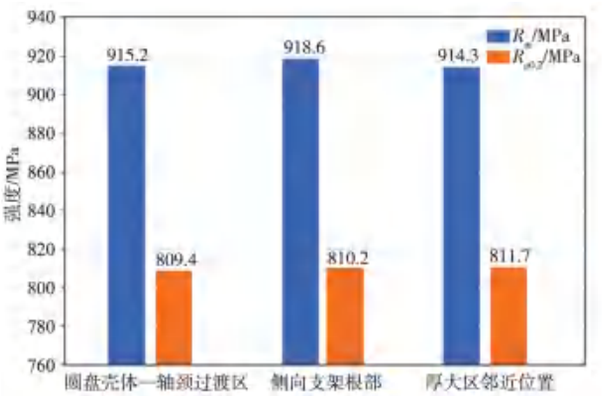


图10 20Si2MnCrNi钢铸件不同取样部位的室温拉伸强度

Fig. 10 Room-temperature tensile strengths at different sampling positions of the 20Si2MnCrNi steel casting

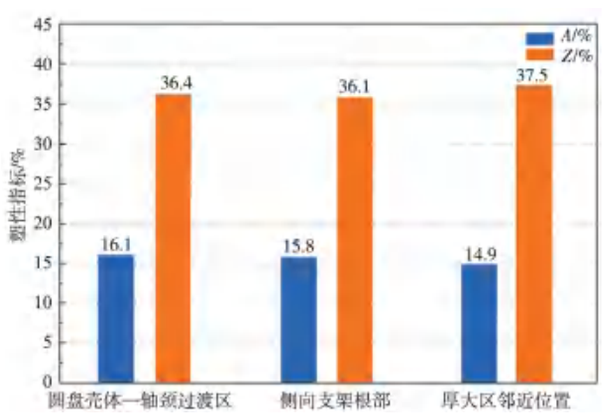


图11 20Si2MnCrNi钢铸件不同取样部位的拉伸塑性

Fig. 11 Room-temperature tensile ductilities at different sampling positions of the 20Si2MnCrNi steel casting

16.1%，断面收缩率（Z）高达36.4%。更重要的是，无论是薄壁侧向支架还是厚大区域邻近位置，各项强度与塑性指标波动较小，整体强度处于高位且截面一致性极强。

20Si2MnCrNi转向节具备优异且稳定的力学性能，不仅是合金元素协同作用与热处理析出强化叠加的结果，更得益于前置铸造阶段缩孔、缩松缺陷的彻底消除。针对复杂变截面构件，只有将无缺陷物理冶金基体与精细合金热处理组织相结合，才能充分挖掘新型20Si2MnCrNi铸钢在重载转向节领域巨大的工程应用价值。

表2 20Si2MnCrNi钢铸件不同部位的室温拉伸性能

Tab. 2 Room-temperature tensile properties at different positions of the 20Si2MnCrNi steel casting

试样位置	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	A/%	Z/%	结果评价重点
圆盘壳体—轴颈过渡区	915.2	809.4	16.1	36.4	判断轴颈根部承载敏感区强度和塑性是否匹配
侧向支架根部	918.6	810.2	15.8	36.1	判断支架交汇热节区是否因残余缺陷导致性能波动
厚大区邻近位置	914.3	811.7	14.9	37.5	判断冒口补缩邻近区域组织均匀性与强度稳定性

3 结论

（1）揭示了复杂变截面构件的缺陷形成机理。热-流耦合分析证实，常规中间注入工艺在应对剧烈截面突变时，会引发强烈的流体剥离与湍流，造成初始热流场失衡。这种热失衡致使薄壁连接区提前凝固，切断毛细管补缩通道，促使厚大区域（如壳体-轴颈交汇处）形成孤立液相区，最终造成承载区产生严重的缩孔、缩松缺陷。

（2）提出多结构协同的热流场调控策略。摒弃单纯依靠大冒口补缩的经验化设计思路，构建“底注平稳充型-双冒口侧向补缩-局部激冷强制顺序凝固”协同控制系统。该策略能够有效抑制充型湍流，并依托激冷与保温的叠加效应，重塑由铸件远端朝向冒口发展的陡峭温度梯度。在强制顺序凝固作用下，残余液相实现定向迁移，缩孔全部转移至工艺附件内部，得到组织致密的铸态基体。

（3）阐明无缺陷基体对合金强韧化潜力的释放机制。对致密20Si2MnCrNi钢铸件开展1 000 ℃高温正火与调质处理，有效减轻铸态枝晶偏析，基体转变为均匀细小的回火索氏体/马氏体组织。力学性能测试结果表明，热流场协同调控彻底消除了缩孔、缩松这类早期断裂裂纹源，基体得以充分承受变形载荷。最终，截面突变区的规定塑性延伸强度达到809.4 MPa，断后伸长率高达16.1%，实现优良的强韧性匹配，验证了该新型钢种在高端重载转向节制造领域具备广阔的应用前景。

参考文献：

[1] Campbell J. Complete casting handbook：metal casting processes，metallurgy，techniques and design [M]. Oxford：Butterworth-Heinemann，2011.

[2] Flemings M C. Solidification processing [M]. New York：McGraw-Hill，1974.

[3] Ravi B. Metal casting：computer-aided design and analysis [M]. New Delhi：PHI Learning，2013.

[4] Jolly M. Casting simulation：how well do reality and virtual casting match? State of the art review [J]. International Journal of Cast Metals Research，2002，14（5）：303–313.

[5] Niyama E，Uchida T，Morikawa M，et al. A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice [J]. AFS International Cast Metals Journal，1982，7（3）：52–63.

[6] Pellini W S. Factors which determine riser adequacy and feeding range [J]. AFS Transactions，1953，61：61–80.

[7] Carlson K D，Hardin R A，Ou S，et al. Development of new feeding-distance rules using casting simulation：part I. methodology [J]. Metallurgical and Materials Transactions B，2002，33（5）：731–740.

[8] Ou S，Carlson K D，Hardin R A. Development of new feeding-distance rules using casting simulation：part II. the new rules [J]. Metallurgical and Materials Transactions B，2002，33（5）：741–755.

[9] Ou S，Carlson K D，Beckermann C. Feeding and risering of high-alloy steel castings [J]. Metallurgical and Materials Transactions B，2005，36（1）：97–116.

[10] Lewis R W，Ravindran K. Finite element simulation of metal casting [J]. International Journal for Numerical Methods in Engineering，2000，47（1–3）：29–59.

[11] Stefanescu D M. Computer simulation of shrinkage related defects in metal castings-a review [J]. International Journal of Cast Metals Research，2005，18（3）：129–143.

[12] Tavakoli R. On the prediction of shrinkage defects by thermal criterion functions [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology，2014，74（1-4）：569–579.

[13] Sigworth G K，Wang C. Mechanisms of porosity formation during solidification：a theoretical analysis [J]. Metallurgical Transactions B，1993，24（2）：349–364.

[14] Carlson K D，Beckermann C. Prediction of shrinkage pore volume fraction using a dimensionless Niyama criterion [J]. Metallurgical and Materials Transactions A，2009，40（1）：163–175.

[15] Khalajzadeh V，Beckermann C. Simulation of shrinkage porosity formation during alloy solidification [J]. Metallurgical and Materials Transactions A，2020，51（5）：2239–2254.

[16] Riedler M，Michelic S K，Bernhard C. Formation of shrinkage porosity during solidification of steel：Numerical simulation and experimental validation [C]// Proceedings of the 2015 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting. 2015.

[17] Gao Y，Sun S，Jin H. Casting simulation of cast steel joint based on ProCAST [J]. IOP Conference Series：Materials Science and Engineering，2019，592：012086.

[18] You L，Yao L，Li X，et al. Numerical simulation and casting process optimization of cast steel node [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology，2023，126（11–12）：5215–5225.

[19] Chen Z，Li Y，Zhao F，et al. Progress in numerical simulation of casting process [J]. Measurement and Control，2022，55（5–6）：257–264.

[20] Morito S，Huang X，Furuhara T，et al. The morphology and crystallography of lath martensite in alloy steels [J]. Acta Materialia，2006，54（19）：5323–5331.

[21] Miyamoto G，Oh J C，Hono K，et al. Effect of partitioning of Mn and Si on the growth kinetics of cementite in tempered Fe-0.6 mass% C martensite [J]. Acta Materialia，2007，55（15）：5027–5038.

[22] Ju Y，Goodall A，Davis C，et al. Characterisation of precipitation and coarsening of carbides during tempering in a low alloyed quenched and tempered steel [J]. Materials Science Forum，2019，941：33–38.

[23] Xie Y，Cheng X，Wei J，et al. Characterization of carbide precipitation during tempering for quenched Dievar steel [J]. Materials，2022，15（18）：6448.

[24] Speich G R，Leslie W C. Tempering of steel [J]. Metallurgical Transactions，1972，3（5）：1043–1054.

[25] Sahoo G，Singh K K，Kumar V. Quenched and tempered high strength steel：a review [J]. Journal of Metals，Materials and Minerals，2020，30（4）：19–29.

[26] Ren Q，Kou Z，Wu J，et al. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of 35CrMo steel [J]. Metals，2023，13（4）：771.

（编辑：潘继勇，pjy@foundryworld.com）