

# 离心和重力铸造复合高速钢轧辊充型及凝固数值模拟

陈守东<sup>1, 2</sup>, 王 银<sup>3</sup>

(1. 铜陵学院 机械工程学院, 安徽铜陵 244061; 2. 铜陵学院 工程液压机器人安徽普通高校重点实验室, 安徽铜陵 244061; 3. 安徽环渤海高速钢轧辊有限公司 技术中心, 安徽铜陵 244000)

**摘要:** 复合高速钢轧辊外层采用卧式离心铸造, 芯部采用重力铸造, 成品在辊身上下段存在缩松缺陷。采用数值模拟方法计算轧辊外层卧式离心铸造和芯部重力铸造阶段的温度场变化、Niyama判据以及缩松和缩孔, 分析主要工艺参数对全过程铸造充型及凝固过程的影响。结果表明, 轧辊外层纵截面呈现由两端向中间的凝固顺序, 外层横截面呈现由外向内的凝固顺序, 转速的提高可以缩短外层凝固的时间; 辊芯中心和上下辊身处容易出现缩松和缩孔。提高芯部重力浇注速度, 可以实现从下往上的顺序凝固, 获得高质量的复合高速钢轧辊。最后, 进行了复合轧辊实际生产验证。

**关键词:** 复合轧辊; 卧式离心铸造; 重力铸造; 充型与凝固; 数值模拟

我国已成为世界钢铁制造大国, 连续20年世界产量第一, 向钢铁强国的迈进还需大力发展先进冶炼、加工制备技术。在所有钢铁材料中, 超过一半以上的需要经过轧制成形, 其中必须用到轧机, 而轧辊是轧机最主要的组成部分, 轧制成形中轧辊直接与轧件接触, 使其产生塑性变形, 服役条件较为恶劣, 是轧机上的主要易耗、易损件, 其占到轧制成本的10%~15%<sup>[1-4]</sup>。尤其对于特殊钢型材轧制成形, 轧辊在轧制成形中承受热交变载荷, 在热轧过程中轧辊与轧件接触使其产生热塑性变形, 轧制工艺需要喷水冷却, 轧制中轧辊周期性与轧件接触和分离, 轧辊所承受的变形抗力和温度都是变化的。根据特殊钢棒线材的轧制工艺, 轧辊需要满足表面具有较高的高温耐磨性和红硬性以及芯部的足够韧性<sup>[5-7]</sup>。目前, 国内制造的轧辊性能与国外还有较大差距, 高性能轧辊主要依靠进口, 开发高性能轧辊制造技术具有重要的理论和实际意义。开发高性能轧辊的技术手段主要有: ①先进的合金化和热处理技术, 调控轧辊的组织 and 性能; ②外层耐磨-芯部高韧性的复合轧辊制造技术。离心和重力铸造复合轧辊制造技术因其设备简单、操作方便、组织复合调控等优势, 得到了广泛的研究, 取得了一些成果<sup>[8-11]</sup>。

数值模拟技术已广泛应用于铸造充型、凝固、缩孔、缩松、偏析等分析优化<sup>[12-15]</sup>。复合高速钢轧辊的制备工艺为: 离心铸造高速钢外层, 将凝固后的轧辊外层连同铸型一起竖直与上下辊颈的砂型和端盖合型并进行预热, 竖直重力浇注芯部球墨铸铁。离心铸造+重力铸造的复合轧辊制造工艺已广泛应用, 但复合工艺控制复杂, 采用试验方法优化和确定工艺参数成本高、开发周期长。复合轧辊外层高速钢合金的含量超25%, 由于卧式离心铸造辊环的厚度方向冷却梯度大和合金元素重量差异, 极易在辊环厚度方向存在成分偏析。在第二阶段的芯部球墨铸铁重力浇注及辊环和辊颈区域的冷却和尺寸差异, 在这些区域容易形成很大的铸造残余应力。这些因素与凝固完成后形成的缩孔缩松缺陷共同作用造成复合轧辊在热处理时发生断辊。对复合轧辊的缺陷预防缺乏相关研究, 而本研究采用ProCAST软件, 计算分析主要工艺参数对复合轧辊铸件离心+重力铸造全过程中充型、凝固以及缺陷等影响, 通过数值

## 作者简介:

陈守东(1987-), 男, 博士, 副教授, 研究方向为机械成形加工工程。电话: 15056817605, E-mail: csdong0910@sina.com

中图分类号: TG249.4  
文献标识码: A  
文章编号: 1001-4977(2022)06-0771-08

## 基金项目:

安徽省重点研究与开发计划项目(202004a05020011)。  
收稿日期:  
2022-01-17 收到初稿,  
2022-03-20 收到修订稿。

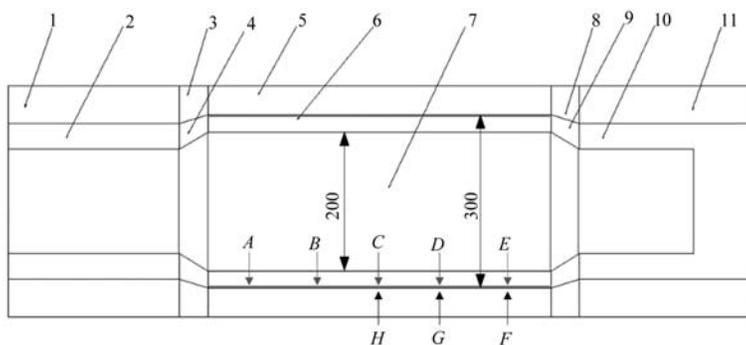
模拟结果找出复合轧辊在热处理时发生断辊的可能因素, 优化和改进卧式离心铸造和重力铸造工艺, 最终确定复合高速钢轧辊的制造工艺, 为企业实际制造复合高速钢轧辊降低成本和提高综合性能提供参考。

## 1 复合轧辊模型及参数

### 1.1 几何实体模型及网格划分

熔融高速钢液经浇道流入高速旋转的金属铸型中, 在离心力和摩擦力的作用下很快与铸型一起旋转, 形成一定厚度的中空辊环; 将辊环与上下辊颈砂

箱竖直合模, 重力浇注芯部球墨铸铁, 制备出复合轧辊。采用UG软件建立的复合轧辊及各部分组成如图1所示, 轧辊外层辊身长600 mm、辊环外直径300 mm、辊环内直径200 mm、辊环单侧壁厚50 mm, 金属铸型长700 mm、铸型外直径400 mm, 上下辊颈直径100 mm、上辊颈长300 mm、下辊颈长200 mm。金属铸型网格长度30 mm、轧辊外层网格长度15 mm、轧辊芯部网格长度20 mm。利用ProCAST的离心铸造和重力铸造模块, 对外层离心铸造和芯部重力铸造进行充型及凝固过程数值模拟, 图2为卧式离心铸造外层和重力铸造芯部示意图及有限元网格划分。



1. 冒口砂箱 2. 冒口砂型 3. 上端盖 4. 砂型 5. 金属铸型 6. 轧辊外层 7. 轧辊芯 8. 下端盖 9. 砂型 10. 底部砂型 11. 底部砂箱

图1 复合轧辊铸造工艺示意图

Fig. 1 schematic diagram of the casting process of the compound roll

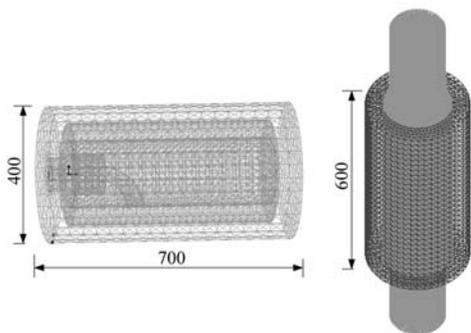


图2 卧式离心和重力铸造充型和凝固模型网格划分

Fig. 2 Meshing of the mold filling and solidification model for the horizontal centrifugal casting and gravity casting

### 1.2 材料及参数设置

根据实际工厂生产状态, 铸型材料为不锈钢(内壁挂覆膜砂), 初始温度为100 ℃, 转速设置为800、900和1 000 r/min。复合轧辊外层高速钢的化学成分如表1所示, 将高速钢各元素百分含量输入到ProCAST软件的材料库中, 可得到外层高速钢的热物性参数, 液

相线温度为1 274.6 ℃, 固相线温度为1 186 ℃。同理可以获得芯部球墨铸铁的热物性参数, 其中液相线温度为1 198.3 ℃, 固相线温度为1 115.1 ℃。

浇注过程涉及到热辐射、热对流与热交换, 设定浇注系统和金属铸型与空气之间的换热系数为20 W/(m<sup>2</sup>·K)、铸型和辊环外表面之间(图1)的换热系数为1 000 W/(m<sup>2</sup>·K); 金属铸型外表面为水冷模式(5 000 W/(m<sup>2</sup>·K)和15 ℃); 其余表面和界面为空冷模式(10 W/(m<sup>2</sup>·K)和20 ℃); 根据工厂实际生产工艺, 设定外层水平浇注速度为6 kg/s, 根据轧辊外层的质量可计算出外层完全充满铸型所需时间为30.615 s; 轧辊外层高速钢初始浇注温度为1 400 ℃; 芯部球墨铸铁采用上浇注方式, 实际生产复合轧辊芯部球墨铸铁重量占整个轧辊的2/3, 约750~850 kg, 常规芯部浇注速度在30 kg/s, 但在热处理时发生断辊现象, 为探究芯部浇注速度对其凝固的影响, 将浇注速度设置为3.5 kg/s和35 kg/s, 设置较低浇注速度是从对比明显考虑, 同时也为降低浇注热应力和热冲击, 初始浇注温

表1 高速钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of the high speed steel

											w <sub>B</sub> /%
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	B	
1.8	0.5	0.3	≤0.03	≤0.03	4	0.3	5	2	6	0.5	

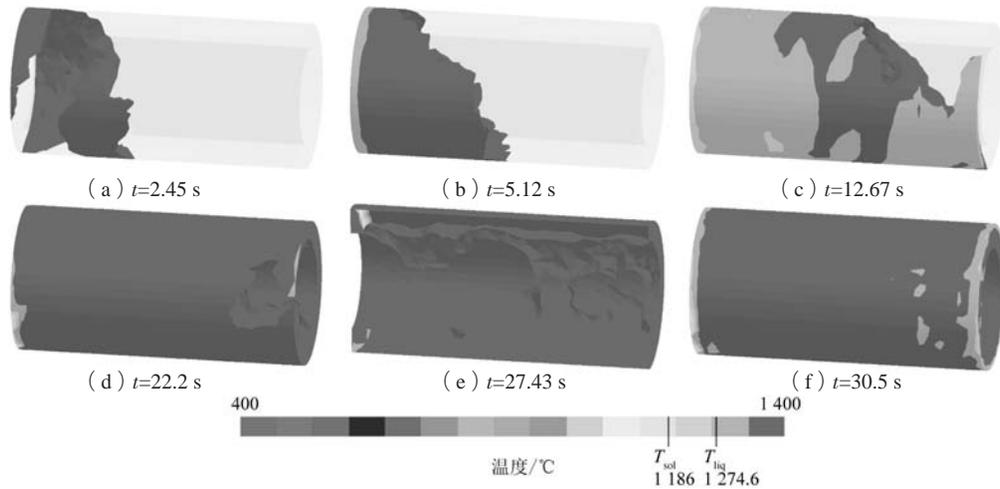


图3 900 r/min时外层离心充型过程

Fig. 3 The simulation results of the centrifugal filling with a rotating speed of 900 r/min

度为1 350 °C，与上下辊颈接触的砂型初始温度为50 °C以及端盖初始温度为80 °C。

## 2 数值模拟结果与分析

### 2.1 外层离心铸造充型与凝固过程

复合轧辊外层由熔融高温高速钢液经浇注通道与高速旋转的金属铸型接触，在摩擦力的作用下金属液与铸型一起旋转，直到浇注完成。

图3显示了900 r/min时轧辊外层高速钢液在离心铸造过程中的流动及充型状态，金属液跟高速旋转的铸型接触后，在摩擦力的作用下形成螺旋液柱，随浇注的进行，新进金属液填补了螺旋线液柱间的空隙。在高速旋转的铸型内，金属液的充型过程由左逐渐向右进行，在浇注到 $t=12.67$  s时，金属液先在铸型最右侧填充，而中间出现未填充区域，这是因为金属液在浇注到型腔中具有沿水平向右的速度分量，在摩擦力和离

心力的共同作用下，金属液在最后充型阶段先与铸型右侧壁接触，然后再逐渐填充左侧未填充区域。当金属液在铸型内完成充型后，与铸型内壁接触位置开始降温凝固，在离心力的作用下，金属液逐渐填充辊环壁厚，浇注时间 $t=27.43$  s时，开始填充辊环内壁厚，随着辊环内直径的减小，金属液所受离心力降低以及外层已凝固组织阻碍内壁金属液与铸型之间的传热，造成辊环内壁区域填充困难，各螺旋线液柱间存在明显的空隙，如图3e所示，通过数值模拟计算，完全填充需要30.615 s，金属液填充完成后随即就会降温，进行凝固阶段。

离心铸造金属液充型过程先从左逐渐向右进行，中间阶段则从右向左填充，最后从辊环外向内逐渐填充，通过数值模拟可以准确掌握金属液的离心充型规律、充型顺序以及填充质量。金属液在旋转铸型中完成充型的同时进行凝固，图4显示了900 r/min时轧辊外

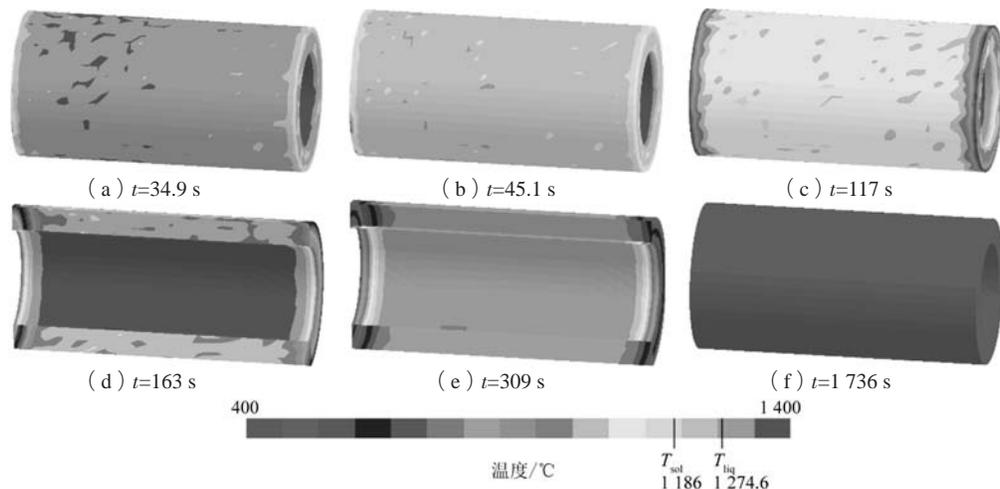


图4 900 r/min时外层离心冷却阶段温度场数值模拟结果

Fig. 4 The simulation results of the outer layer temperature field during cooling with a rotating speed of 900 r/min

层充型后的凝固过程。高温金属液经浇道先与高速旋转铸型的内壁接触冷却速度最大，随金属液的继续浇注，金属液先向左流动与铸型左侧壁接触，在充型中间阶段，金属液又先与铸型右侧壁接触，最后充满未填充区域。跟铸型壁接触的金属液冷速最快，而后填充的金属液的散热规律改变。刚充型完成时，在铸型左侧壁很小区域的金属液温度降低到固相线以下进行凝固，铸型右侧壁只有在边部小区域金属液凝固，整个辊身区域金属液温度都高于液相线；随着铸型温度的降低，铸型左右侧壁区域温度下降最快，凝固区域增大，辊身温度逐渐降低到固相线以下进行凝固，但辊身凝固速度较与铸型左右侧壁接触的辊环侧壁慢；通过辊环纵截面温度分布可知（图4d、e），从辊环左右两侧边向辊环中间存在凝固差异，侧边凝固快于中间区域，在辊环壁厚方向也存在凝固差异现象；经过1 736 s后，整个外层辊环凝固结束，温度降低到400 ℃以下。

由于铸型的散热边界存在差异，铸型的外表面和端面冷却速度最快，在离心铸造过程中，轧辊外层的凝固具有从两端到中间以及辊环外层到内层的趋势，在辊环壁厚方向和辊环纵向存在明显的凝固差异现象，但随着温度的降低，这种现象逐渐减弱直至凝固结束时消失。高温金属液最先与高速旋转的金属铸型接触，由于铸型的强制冷却作用，使金属液迅速降温，当降低到固相线以下后进行凝固，辊环在离心铸造过程中，其纵向和横向都存在温度梯度。图5为900 r/min时辊环纵向等距离分布的5点和铸型内表面对应的3点温度变化曲线，以辊环左侧为原点，依次等间距100 mm取A、B、C、D和E点，F、G和H为铸型内表面与辊环外层E、D和C对应点（如图1中所标识）。开始浇注时，辊环各点温度为浇注温度（1 400 ℃），F、G和H

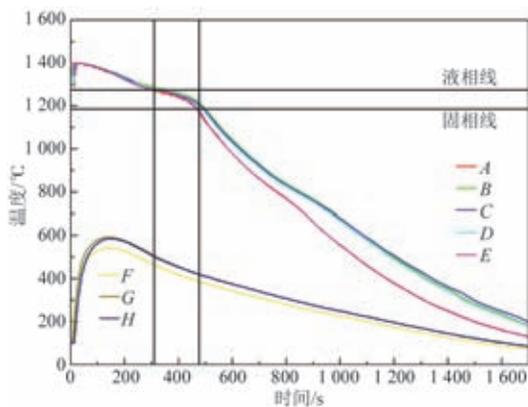


图5 900 r/min时外层和铸型离心过程各点温度变化

Fig. 5 The temperature-time curves of different nodes during the outer layer of the centrifugal casting with a rotating speed of 900 r/min

点温度为铸型预热温度（100 ℃），高温金属液与铸型接触后迅速降温，辊环纵向温度变化一致，经过310 s，轧辊外层温度降至液相线，再经170 s左右，轧辊外层纵向各点温度降至固相线，从液相线降至固相线的过程中，纵向各点的温度变化出现差异，在液-固相线温度间，各点温度变化曲线出现了明显的平台，这是凝固潜热的释放抵消了从液相向固相转变时温度的降低，等凝固完成以后，轧辊外层上除E点外其他各点的温度变化趋势一样，表明辊环纵向温度分布均匀，E点温度变化速率较快，因为其离浇注口最远且靠近铸型右侧壁附近。跟辊环外层E、D和C对应的铸型内壁F、G和H点温度在浇注后120 s后迅速升高到最高值600 ℃，而后随辊环充型和凝固的进行而缓慢降温，F位于铸型右侧壁附近，其温度变化速率更为缓慢。高速钢液与旋转铸型接触后迅速降温，在液相线以上时，辊环纵向温度分布均匀一致，进一步降温至开始发生液-固转变时，辊环纵向出现凝固差异，再到金属液完全转变成固相后，除铸型侧壁位置外，辊环纵向温度变化趋势一致。

图6为三种离心转速下辊环充型完成后距离浇注口不同位置处辊环和铸型的横截面温度分布，当前三种转速下，轧辊外层均完成了充填。800 r/min时，整个辊环横截面的温度均在液相线以上，没有进行凝固，辊环厚度方向温度梯度较小；900 r/min和1 000 r/min时，跟铸型内壁接触的一层高速钢液发生了明显的凝

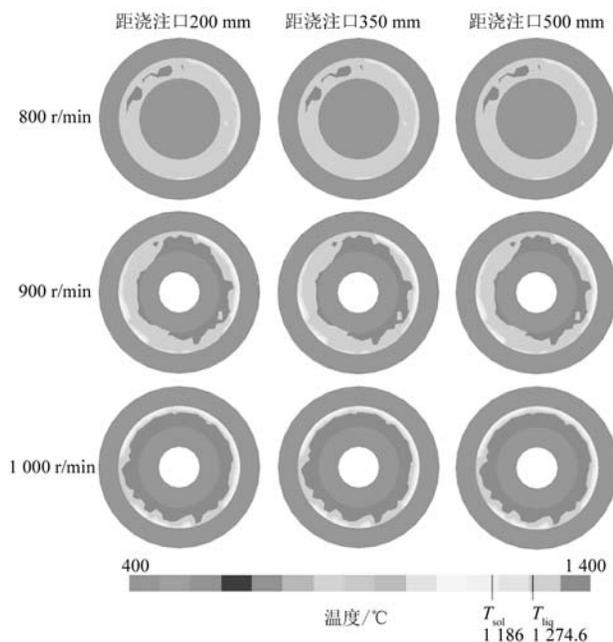


图6 不同转速外层横截面离心冷却阶段34.9 s温度场数值模拟结果

Fig. 6 The simulation results of the temperature field of the cross-section of the outer layer during cooling at 34.9 s with different rotating speeds

固过程,且这种趋势随转速的升高而更加显著;随转速的升高,辊环横截面(辊环厚度)从外层向内层出现凝固差异,并且凝固差异随转速升高而增大;距离浇注口不同位置处的辊环横截面温度和凝固分布几乎一致,离心转速对辊环纵向分布影响较小。转速对辊环纵向温度分布影响弱,但显著改变辊环横截面温度和凝固分布,提高转速可缩短辊环的凝固时间,但转速过高会导致轧辊外层横截面(外层厚度)产生较大的凝固差异,会造成轧辊外层性能的梯度化。在实际复合轧辊生产中,应适当提高铸型转速,以降低凝固时间,但同时要消除辊环厚度方向的凝固差异。

## 2.2 芯部重力铸造充型及凝固

芯部球墨铸铁的重力浇注参数如1.2节所述,实际生产的复合高速钢轧辊在退火和淬火热处理阶段易发生靠近辊颈处的辊身断裂失效,通过分析发现,在断裂位置存在组织疏松及夹杂物,初步分析认为,与重力浇注和凝固过程有关,因此开展了不同重力浇注速度下轧辊芯部的充型和凝固过程数值模拟工作,以期为解决热处理过程中的断辊提供可行的技术和理论指导。

图7为两种重力浇注速度时芯部的金属液充型和凝固过程,可见,两种浇注速度下的充型和凝固过程存

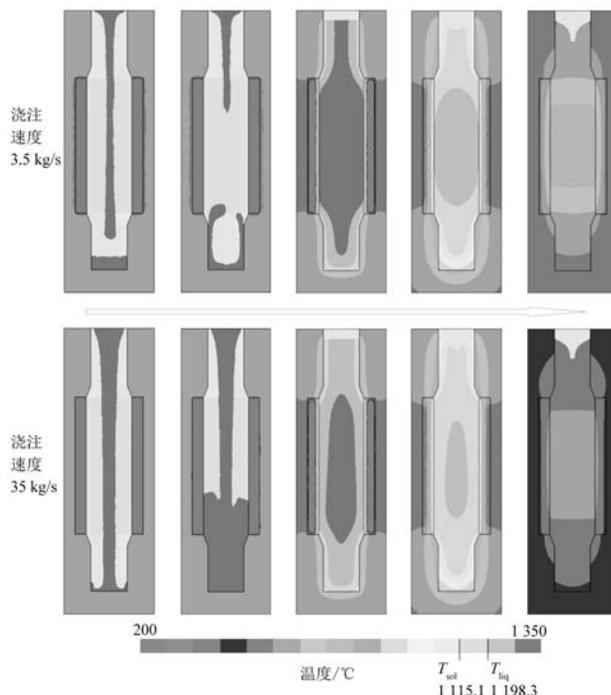


图7 不同浇注速度芯部重力流动充型及冷却阶段温度场数值模拟结果

Fig. 7 The simulation results of the gravity flow and temperature field of the core filling and cooling stages with different casting speeds

在很大差异。浇注速度为3.5 kg/s时,在充型阶段出现了明显的金属液的溅起和断流,上辊颈冷却速度快于下辊颈,呈现出从上下辊颈向中心凝固的趋势,接近凝固终了,在上辊颈的浇注口出现集中缩孔;浇注速度为35 kg/s时,球墨铸铁在浇注过程中连续流动,且流动均匀,金属液溅起很小,上下辊颈冷却速度差异较小,呈现出从上下辊颈和辊身向中心的凝固趋势,最终凝固区域上移,凝固终了在上辊颈浇注口形成凝固收缩造成的集中缩孔,上下辊颈和辊身到轧辊中心的温度和凝固差异较小且均匀。提高重力浇注速度,芯部球墨铸铁的充型流动更加平稳和均匀;在充型结束后的凝固过程,对应低浇注速度呈现出从上下辊颈向轧辊中心的凝固趋势,对应高浇注速度则呈现出从上下辊颈和辊身同时向轧辊中心的凝固趋势;最后凝固区随浇注速度的提高而上移;提高浇注速度,上下辊颈到中心的温度和凝固差异减小;浇注速度对凝固终了的上辊颈浇注口形成的集中缩孔无影响,浇注速度显著影响上下辊颈靠近辊身位置和轧辊中心的温度和凝固过程,可能与在这些区域易发生断辊失效有关。

图8为两种重力浇注速度下充型完成后距离上浇注口不同位置处上辊颈、中间复合辊身、下辊颈的横截面温度分布。两种浇注速度下的上辊颈温度高于下辊颈,轧辊中心温度高于上下辊颈;提高浇注速度,可降低上下辊颈和轧辊中心横向温度梯度;在复合轧辊纵向和横向均存在温度和凝固差异;提高重力浇注速度,可减小复合轧辊的凝固差异。

芯部球墨铸铁的重力浇注过程的充型和凝固在复合轧辊纵向和横向存在明显的温度差异,尤其是在上下辊颈靠近辊身位置处的变化最为剧烈。对重力浇注

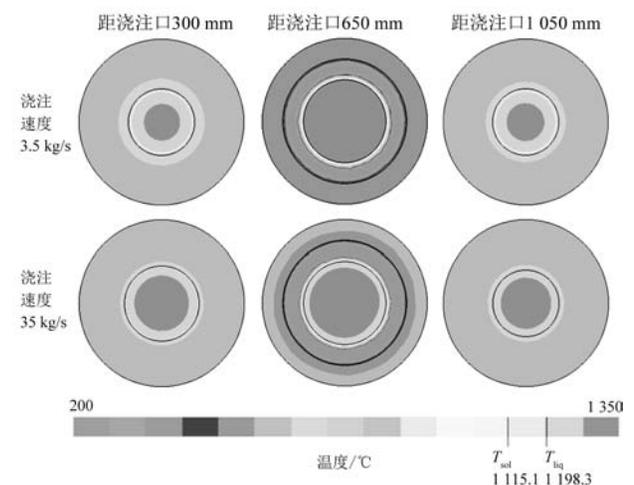


图8 不同浇注速度芯部横截面冷却阶段256 s温度场数值模拟结果

Fig. 8 The simulation results of the temperature field of the cross-section of the core during cooling at 256 s with different casting speeds

过程的凝固缩松和缩孔缺陷以及缩松量进行了数值模拟分析，两种浇注速度下的Niyama判据结果如图9所示。

Niyama判据<sup>[7-8, 14-17]</sup>基于凝固前沿糊状区枝晶臂闭合形成微小空洞来判定凝固缩孔、缩松的倾向，该判据不受合金成分和零件尺寸的影响，同时Niyama判据越小，表明该区域产生缩孔、缩松的倾向就越大。刘利刚等<sup>[18]</sup>利用Niyama判据预测了复合轧辊芯部球墨铸铁凝固时出现缩孔、缩松的位置，表明与实际生产吻合较好。张晓敏<sup>[19]</sup>利用Niyama判据预测了高韧性球墨铸铁冷却壁最后凝固区域出现缩孔、缩松的可能，没有考虑石墨膨胀的影响，具有一定的参考价值。Niyama判据最初是基于铸钢件缩孔、缩松试验推导出的，后经过一些研究者加以改进和修正，Niyama判据可作为铸造微观缩孔、缩松的预测，具有一定的指导意义。浇注速度为3.5 kg/s时，在下辊颈中部和上辊颈上部形成数值非常小的Niyama区域，同时在轧辊芯部中间位置形成宽度很大垂直轧辊轴向上的低Niyama区域，表明在这些区域形成缩孔、缩松倾向很大，尤其在靠近上下辊颈位置形成了两个对称凸形分布的低Niyama区域，表明在该区域易形成缩孔、缩松；浇注速度为35 kg/s时，上下辊颈位置和轧辊中心的Niyama判据显著升高，且高分布区域扩大。ProCAST提供了铸件整体缩松量的计算，两种浇注速度下的缩松量数值模拟结果如图10所示，复合轧辊芯部的缩松主要分布在轧辊的上半部分，在轧辊中心和上辊颈与辊身连接处缩松量最大，提高重力浇注速度，缩松区域上移，且垂直方向的缩松分布区域长度缩短。

复合高速钢轧辊在离心铸造后的芯部竖直重力浇

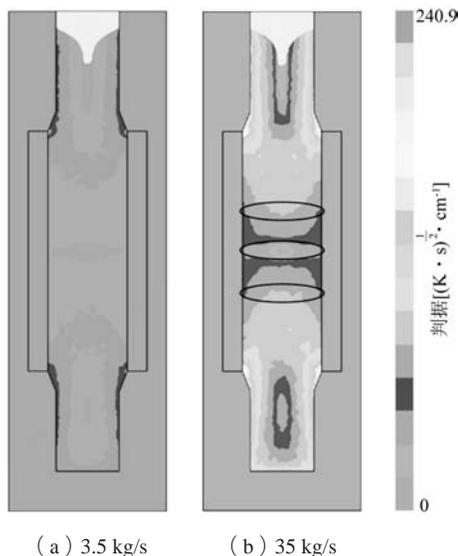


图9 不同浇注速度芯部Niyama判据数值模拟结果

Fig. 9 Simulation results of the core Niyama criterion with different casting speeds

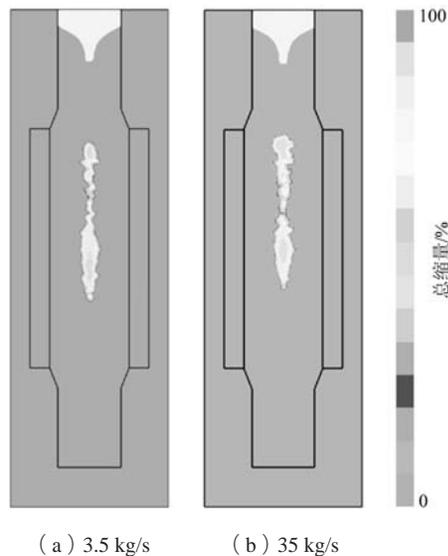


图10 不同浇注速度芯部缩松和缩孔数值模拟结果

Fig. 10 Simulation results of the shrinkage porosity of the core with different casting speeds

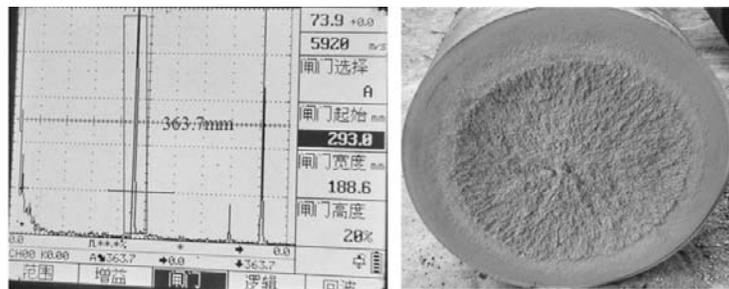
注凝固过程中易于在轧辊中间及附近区域产生缩松、缩孔缺陷（如图9b中辊身黑色线圈区域），这与实际生产复合高速钢轧辊在退火以及淬-回火工艺阶段发生的断辊失效相符，断辊处存在缩松缺陷。提高重力浇注速度可显著降低轧辊中间及附近区域的凝固缺陷，尤其可降低辊芯中部区域产生凝固缺陷的倾向，同时可使凝固缩松等缺陷向浇注口移动，减弱轧辊中间及附近区域形成凝固缺陷的倾向。

### 3 实际生产验证

工厂实际生产的复合高速钢轧辊的制造工艺为：辊环高速钢熔炼—金属铸型内表面挂砂及预热—离心浇注辊环—辊环和上下辊颈砂箱合模—芯部球墨铸铁重力浇注—退火—粗加工—淬火—回火—精加工—辊身超声波探伤—辊面和辊颈硬度检测。

在淬火后对辊身纵向进行超声波探伤，表明在距辊身左端面363.7 mm处出现缺陷，辊身总长度600 mm，该缺陷位于辊身中间附近。该轧辊在进行回火的运输中发生了断裂失效，高速钢外层断口平整，芯部球墨铸铁断口粗糙，有缩松缺陷，如图11所示。

复合轧辊的断辊失效与数值模拟结果相符，数值模拟结果表明，在轧辊中间及附近区域形成缩松、缩孔倾向大。根据数值模拟试验优化复合轧辊的制造工艺，制造出系列轧辊产品，探伤结果无问题，没有发生断辊事件，这表明采用ProCAST软件数值模拟复合高速钢轧辊离心和重力铸造过程，优化工艺和提高质量是有效的，优化工艺后制备的复合高速钢轧辊如图12所示，成品轧辊质量满足使用要求。



(a) 超声波探伤 (b) 断口形貌

图11 复合高速钢轧辊断辊实物缺陷图

Fig. 11 Physical defect of the compound high speed roll

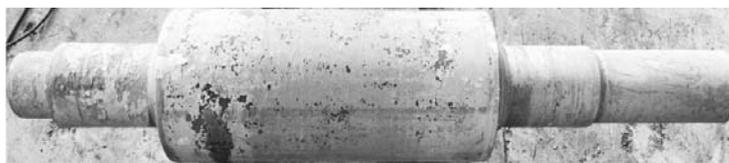


图12 工艺优化后生产的复合高速钢轧辊

Fig. 12 Produced compound high speed roll after process optimization

## 4 结论

(1) 金属液经浇道以抛物线的形式与高速旋转的金属铸型接触，在摩擦力和离心力的共同作用下呈螺旋线液柱形状填充铸型，金属液先从铸型左向右，再从铸型右向左，最后完成充型，非单一顺序式充型。轧辊外层充型完成后，辊环呈现从外表面向内和从两端面向中间的凝固顺序。辊环纵向在液-固相转变时产生温度和凝固差异，辊环厚度方向温度差异随离心速度的升高而增大。

(2) 提高重力浇注速度，复合轧辊芯部球墨铸铁

的充型液流更加平稳、不断流、飞溅小。竖直重力浇注凝固后，在上辊颈端部形成集中缩孔，芯部最后凝固区域随重力浇注速度的升高而上移。

(3) 芯部重力浇注凝固存在集中和分散缩松、缩孔，在轧辊中间及附近区域形成凝固缩松、缩孔的倾向较大，这与实际生产复合高速钢轧辊易在这些区域发生断辊现象相符，断辊处断口存在缩松。提高芯部球墨铸铁的重力浇注速度，可降低轧辊中间及附近区域形成缩松、缩孔的倾向及断辊风险。

### 参考文献:

- [1] 杨萍, 张龙, 杨道瑞, 等. 淬火工艺对Cu沉淀强化钢组织和性能的影响 [J]. 金属热处理, 2019, 44 (4): 95-102.
- [2] 杨智强, 郭红星, 吕潍威. 淬火处理对轧辊用高硼高速钢组织和性能的影响 [J]. 铸造技术, 2020, 41 (3): 231-236.
- [3] DENG G Y, TIEU A K, SU L H, et al. Characterizing deformation behaviour of an oxidized high speed steel: effects of nanoindentation depth, friction and oxide scale porosity [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2019, 155: 267-285.
- [4] KAMIMYADA K, KONNO Y J, YANAGITSURU A. Effect of heating conditions before quenching on residual stress in high-speed steel type cast iron rolls by centrifugal cast [J]. Materials Transactions, 2020, 61 (10): 1987-1993.
- [5] AIRISKALLIO E, NURMI E, HEINONEN M H, et al. High temperature oxidation of Fe-Al and Fe-Cr-Al alloys: the role of Cr as a chemically active element [J]. Corrosion Science, 2010, 52 (10): 3394-3404.
- [6] 周雪峰, 朱旺龙, 江红兵, 等. 高速钢过回火合金碳化物演变行为 [J]. 材料热处理学报, 2016, 37 (9): 139-143.
- [7] 胡海涛, 张熹雯, 朱春雷, 等. 工艺参数对离心铸TiAl合金杆形件缩孔缺陷影响的数值模拟 [J]. 铸造, 2018, 67 (9): 799-804.
- [8] 鲁素玲, 曹磊, 郭志红, 等. 基于ProCAST的筒形件卧式离心铸造充型流动数值模拟 [J]. 铸造, 2019, 68 (9): 1036-1041.
- [9] 徐耀增, 杜振拴, 宋绪丁. 离心铸造凝固过程的流场和温度场数值模拟 [J]. 热加工工艺, 2012, 41 (21): 41-43.
- [10] 马佳. 高速钢轧辊制造关键技术研究及工艺优化 [D]. 唐山: 华北理工大学, 2017.

- [11] NODA N A, HOSOKAWA Y, SANO Y, et al. Effect of heat treatment conditions and roll diameter on residual stress of bimetallic roll [J]. Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity, 2018, 59: 1-7.
- [12] HUMPHREYS J N, MCBRIDE D, SHEVCHENKO D M. et al. Modelling and validation: casting of Al and Ti-Al alloys in gravity and centrifugal casting processes [J]. Applied Mathematical Modelling, 2013, 37: 7633-7643.
- [13] MCBRIDE D, HUMPHREYS J N, CROFT T N, et al. Complex free surface flows in centrifugal casting: computational modelling and validation experiments [J]. Computers and Fluids, 2013, 82: 63-72.
- [14] 胡海涛, 左家斌, 黄东, 等. 浇注系统对离心铸造TiAl合金叶片成形的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (9): 1054-1059.
- [15] 鲁素玲. 卧式离心复合铸造轧辊铸造过程及工艺影响的数值模拟 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2016.
- [16] 潘利文, 郑立静, 张虎, 等. Niyama判据对铸件缩孔缩松预测的适用性 [J]. 北京航空航天大学学报, 2011, 37 (12): 1534-1540.
- [17] 吕云霞. 基于ProCAST软件的大型铸钢件缩孔缩松预测判据及铸造工艺优化 [J]. 铸造技术, 2015, 36 (11): 2725-2727.
- [18] 刘利刚, 杨庆祥, 李强, 等. 利用Niyama判据预测离心铸造轧辊缩孔缩松缺陷 [J]. 铸造技术, 2009, 30 (12): 1580-1582.
- [19] 张晓敏. 高韧性球墨铸铁冷却壁的组织性能研究及凝固模拟试验 [D]. 郑州: 郑州大学, 2010.

---

## Numerical Simulation of Mold Filling and Solidification of a Compound High Speed Roll During Horizontal Centrifugal Casting and Gravity Casting

CHEN Shou-dong<sup>1,2</sup>, WANG Yin<sup>3</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Tongling University, Tongling 244061, Anhui, China; 2. Key Laboratory of Construction Hydraulic Robots of Anhui Higher Education Institutes, Tongling University, Tongling 244061, Anhui, China; 3. Anhui Huanbowan High Speed Steel Mill Roll Co., Ltd., Technique Center, Tongling 244000, Anhui, China)

### Abstract:

The outer layer of a centrifugal casting compound high speed roll was formed by horizontal centrifugal casting and the core part was obtained by gravity casting. Shrinkage porosity was found in the upper and lower of the roller body in finished product. The temperature field changes, Niyama criterion, shrinkage porosity and shrinkage cavity during the stages of the horizontal centrifugal casting process for the outer-layer and the gravity casting process for the core part were calculated by using of numerical simulation method, and the effects of chief processing parameters on the whole mold filling and solidification processes were analyzed. The results showed that the solidifying sequence of the outer-layer longitudinal section was from the both ends to the middle, and that of the outer-layer cross-section was from the outer layer to the inner layer, and the increase of rotational rate might reduce the solidification time of the outer-layer; the shrinkage porosities and holes easily occurred in the upper and lower roll body and the center of the roll core. High-quality compound high speed roll can be obtained through increasing pouring rate of the gravity casting with sequential solidification from bottom to top. Finally, actual production verifications have been carried out.

### Key words:

compound roll; horizontal centrifugal casting; gravity casting; mold filling and solidification; numerical simulation