



## 控冷工艺抑制 GCr15 轴承钢网状碳化物的仿真优化

沈佳兴<sup>1</sup>, 牟家林<sup>3</sup>, 刘 钦<sup>1</sup>, 艾天宇<sup>2</sup>, 关 锐<sup>1</sup>, 艾新港<sup>1</sup>, 李胜利<sup>1</sup>

(1 辽宁科技大学材料与冶金学院, 鞍山 114051; 2 辽宁科技大学机械工程与自动化学院,

鞍山 114051; 3 东北特殊钢集团有限责任公司, 大连 116300)

**摘 要:** GCr15 轴承钢棒材心部网状碳化物是影响高端轴承疲劳寿命与服役可靠性的关键因素。在轧后 700~900 °C 内冷却能力不足会显著促进晶界网状碳化物的析出, 而传统物理测温手段难以获取心部温度变化规律。鉴于此, 采用 DEFORM-3D 软件建立了 40 mm 棒材热轧及冷却过程的全流程仿真模型, 通过精确计算空冷和水冷换热系数, 实现了轧材表面模拟温度与现场实测温度的高度吻合, 并提出了多段式水冷工艺方案。结果表明, 优化后的冷却系统使棒材心部温度从 860 °C 快速降至 639 °C, 有效避免了网状碳化物析出的温度区间。同时, 表面返红温度控制在 609 °C 以下。经实验验证, 该优化水冷工艺下 GCr15 轴承钢棒材心部的碳化物析出程度明显减轻。

**关键词:** GCr15 轴承钢; 多段式水冷; 网状碳化物; 心部冷却; 心部温度

**DOI:** 10. 20057/j. 1003-8620. N250534 **中图分类号:** TG156. 1

## Simulation Optimization of Controlled Cooling Process for Suppressing Network Carbides in GCr15 Bearing Steel

Shen Jiaying<sup>1</sup>, Mou Jialin<sup>3</sup>, Liu Qin<sup>1</sup>, Ai Tianyu<sup>2</sup>, Guan Rui<sup>1</sup>, Ai Xingang<sup>1</sup>, Li Shengli<sup>1</sup>

(1 School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China;

2 School of Mechanical Engineering and Automation, Anshan 114051, China;

3 Dong bei Special Steel Group Co., Ltd., Dalian 116300, China)

**Abstract:** The network carbides in the core of GCr15 bearing steel bars are a critical factor affecting the fatigue life and service reliability of high-end bearings. Insufficient cooling capacity within the 700–900 °C range after rolling significantly promotes the precipitation of network carbides at grain boundaries, while traditional physical temperature measurement methods cannot accurately capture the temperature variation patterns within the core. To address this, a full-process simulation model for the hot continuous rolling and cooling of 40 mm bars was established using DEFORM-3D software. By precisely calculating heat transfer coefficients for air and water cooling, the simulated surface temperatures achieved high consistency with actual measured temperatures. A multi-stage water cooling process was proposed. Results indicate that the optimized cooling system rapidly reduces the core temperature from 860 °C to 639 °C, effectively avoiding the temperature range where network carbide precipitation occurs, while simultaneously controlling the surface re-tempering temperature below 609 °C. Experimental verification confirms that under this optimized water-cooling process, carbide precipitation in the core of GCr15 bearing steel bars is significantly reduced.

**Key Words:** GCr15 Bearing Steel; Multi-stage Water Cooling; Network Carbides; Core Cooling; Core Temperature

GCr15 钢作为典型的高碳铬轴承钢, 凭借其出色的耐磨性能、优异的抗接触疲劳能力以及良好的高温稳定性, 在汽车制造、风力发电设备和精密仪器等工业领域得到广泛应用<sup>[1]</sup>。然而, GCr15 棒材在热轧成型后的冷却阶段, 晶界处极易析出连续的网状碳化物, 这种显微组织缺陷会严重损害材料的冲击韧性、疲劳性能, 并对后续的球化退火处理产生不利影响。近年来, 超快冷技术和轧后电磁搅拌

工艺均是减轻网状碳化物的技术手段, 但轧材水冷工艺优化仍是有效改善 GCr15 棒材心部网状碳化物的最佳途径。

研究表明, 要想有效控制 GCr15 轴承钢中网状碳化物的析出, 必须综合考虑冷却温度范围与冷却速率的协同调控效应。在温度控制方面, 张京国等<sup>[2]</sup>和池武等<sup>[3]</sup>通过系统的实验研究指出, 将终轧温度控制在 750~850 °C 范围内最为适宜。这一温度

**基金项目:** 辽宁省创新联合体重大专项资助项目(2023 JH1/11200012); 国家自然科学基金资助项目(52304352); 辽宁省高校基本科研业务费资助项目(LJ202410146038, LJ232410146036, LJ222410146022)

**作者简介:** 沈佳兴(2002—), 男, 硕士; **E-mail:** 504623987@qq.com; **收稿日期:** 2025-09-03

**通信作者:** 艾天宇(1990—), 女, 博士, 讲师; **E-mail:** tianyuai@ustl.edu.cn

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

区间既能避免高温区奥氏体晶粒的异常长大,又能防止低温区应变诱导碳化物的过早析出。左锦中等<sup>[4]</sup>的试验结果进一步表明,当终轧温度控制在750~850 °C时,配合适当的冷却工艺可使网状碳化物评级显著降低。

在冷却工艺方面,王蕾等<sup>[5]</sup>和梁皖伦等<sup>[6]</sup>的研究均证实,将冷却速率控制在3~40 °C/s范围内可有效抑制网状碳化物的形成。其中,梁皖伦等<sup>[6]</sup>通过Gleeble热模拟实验发现,在950 °C变形60%后,采用8~40 °C/s的冷却速率能显著改善碳化物分布形态。孙艳坤<sup>[7]</sup>提出的超快冷工艺( $\geq 8$  °C/s)展现出更优异的控制效果,这主要是由于快速冷却缩短了碳化物在敏感温度区间的停留时间。与此同时,快冷终止温度的选择同样至关重要。张丹等<sup>[8]</sup>和徐斌等<sup>[9]</sup>的研究表明,将快冷终止温度稳定控制在500~700 °C范围内,既能避免高温区碳化物的二次析出,又可防止低温区马氏体相变带来的加工困难。李胜利<sup>[10]</sup>的系列实验不仅验证了上述结论,还发现当终轧温度为850 °C、冷却速率 $\geq 3$  °C/s时,将钢材冷却至700~550 °C区间可使碳化物网状程度明显减轻。但现有研究在模拟GCr15轴承钢冷却工序时,均假设心部温度与表面温度一致,未充分考虑实际加工过程中存在的心部温差效应。

基于此,采用Deform有限元分析软件建立了180 mm×180 mm方坯轧制成40 mm棒材的全流程仿真模型。通过仿真计算获得了轧件表面与心部的温度场分布特征,得到了轧件表面与心部的温度梯度。针对40 mm轴承钢棒材的终轧温度场特性,以表面与心部的温度梯度为研究对象,深入研究了多段冷却工艺优化对材料内外冷却速率的影响以及温度场变化规律。研究表明,优化后的多段冷却工艺可有效促进心部温度降至碳化物析出临界温度以下,为实际生产提供了工艺优化方案。

## 1 数学模型

研究的轴承钢温度改变为瞬态温度场问题,既要定义初始条件,也需要给予边界条件。

### 1.1 导热微分方程

导热微分方程是在能量守恒定律的基础之上,结合导热基本定律傅里叶定律推导得出的偏微分方程。假设轴承钢棒材冷却过程时间无限长,且忽略材料的内热源影响,简化的导热微分方程为式(1)。

$$\frac{\rho c}{\lambda} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \quad (1)$$

式中, $\rho$ 为材料的密度,kg/m<sup>3</sup>, $c$ 为材料的比热容,J/(kg·°C); $T$ 为温度,°C; $t$ 为冷却时间,s; $r$ 为棒材的半径,m; $\lambda$ 为材料的导热系数W/(m·°C)。

### 1.2 初始条件

初始条件指的是物体在模拟开始时整体的温度分布,也称作初始温度场,初始条件可以用数学公式表示为式(2)。

$$t|_{\tau=0} = f(x, y, z) \quad (2)$$

式中, $f(x, y, z)$ 表示为与温度有关的已知函数,一般情况下认为物体在初始条件下的温度分布是均匀一致的,即 $f(x, y, z)$ 被认作常数。

所取初始温度场温度为轧件开轧温度,温度场模拟时假定温度场为均匀分布。

### 1.3 边界条件

边界条件指的是物体与周围介质进行热交换的过程。常见的边界条件有以下三类。

#### 1) 第一类边界条件

当物体边界处的温度已知时,对于稳态温度场,规定其边界温度为定值,即 $T$ 为常量,对于瞬态温度场,这类边界条件用关系式表示为式(3)。

$$T_w = f(\tau)\tau > 0 \quad (3)$$

式中, $f(\tau)$ 表示为已知的温度函数(温度随时间,位置改变而改变)。

#### 2) 第二类边界条件

当边界处的热流量密度已知时,对于稳态温度场,规定其边界热流量密度为定值,即 $q_w$ 为常量,对于瞬态温度场,这类边界条件用关系式表示为式(4)。

$$-\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial n} \right)_w = f_2(\tau)\tau > 0 \quad (4)$$

式中, $n$ 表示的是表面的外法线方向; $f_2(\tau)$ 表示的为已知热流量密度的函数(热流量密度随时间,位置改变而改变)。

#### 3) 第三类边界条件

当物体边界与周围流体之间的表面换热系数 $h$ 与周围流体温度已知时对于稳态温度场,这类边界条件用关系式表示为式(5)。

$$-\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial n} \right)_w = h(T_w - T_f) \quad (5)$$

对于瞬态温度场,式(5)中的 $h$ 与 $T_f$ 均是已知的与时间有关的函数。综合考虑轴承钢棒材在冷却水箱内棒材表面与冷却水直接接触的冷却情况,以及出冷却水箱后在空气中的换热情况,模拟选择第

三类边界条件,即给定不同温度条件下的换热系数求解温度场。

## 2 有限元模型

### 2.1 建立几何模型和材料模型

采用 Deform-3D 软件对 GCr15 钢从 180 mm×180 mm 方坯轧制为 40 mm 棒材的 12 道次热连轧以及 Kocks 轧制过程进行数值模拟<sup>[11]</sup>。由于轧辊的上辊与下辊几何形状相同且左右对称,初始坯料也为对称结构,因此,可选取四分之一进行建模。采用 UG 三维制图软件对轧辊进行建模,如图 1 所示。Kocks 轧制过程采用二分之一进行建模。

图 2 是  $\phi 40$  mm 规格棒材热连轧生产线示意图。该生产线包含加热炉、除鳞机、轧制机组、水冷设备、冷床等设备,其中轧制机组包括粗轧、中轧和 Kocks 轧制机组,可用于不同规格棒材热连轧生产。 $\phi 40$  mm 规格棒材热连轧需要经过 6 道次粗轧、6 道

次中轧以及 4 道次 Kocks 轧制。轧后棒材在冷床上空冷至室温。蓝色倒三角为测温位置。各个测温点温度见表 1。

表 1 现场实测温度  
Table 1 Measured temperatures on site  $^{\circ}\text{C}$

测温点	实测温度	测温点	实测温度
1	1 160	7	830~840
2	1 030~1 050	8	830~840
3	1 010~1 020	9	530~550
4	990~1 000	10	670~690
5	980~995	11	590~600
6	830~850	12	670~680

### 2.2 初始条件设定

#### 2.2.1 网格划分

对轧件进行网格划分,使其产生六面体网格。

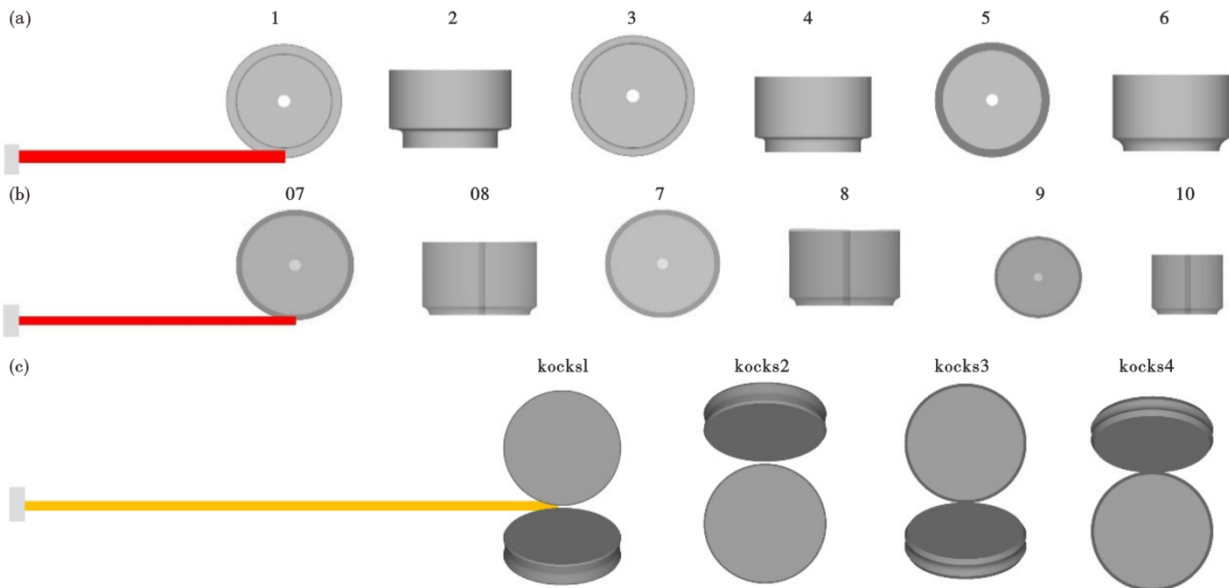


图 1 前 12 道次热连轧+Kocks 轧制过程轧辊模型:(a)粗轧六道次,(b)中轧六道次,(c)Kocks 四道次

Fig. 1 Roll model of the first 12 passes of hot rolling +Kocks rolling process : (a) Rough rolling six passes, (b) Medium rolling six passes, (c) Kocks four passes

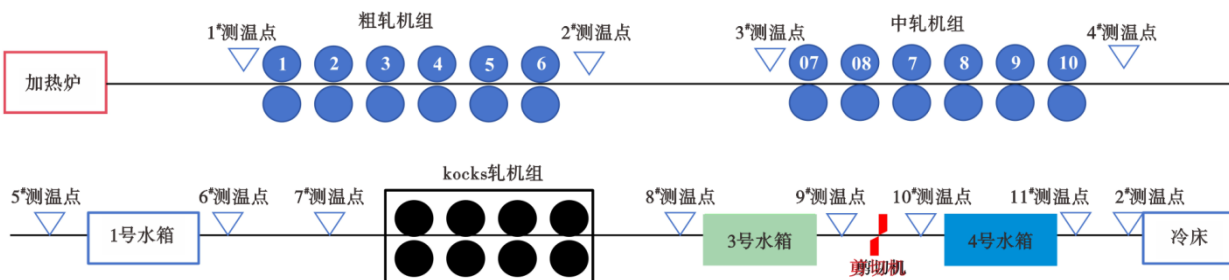


图 2  $\phi 40$  mm 规格棒材热连轧生产线示意图

Fig. 2 Schematic diagram of  $\phi 40$  mm bar hot rolling line

定义轧辊为刚性体、轧件为塑性体、推块为刚性体进行模拟分析计算,划分后的轧件网格如图3所示<sup>[12-16]</sup>。轧件的化学成分见表2。

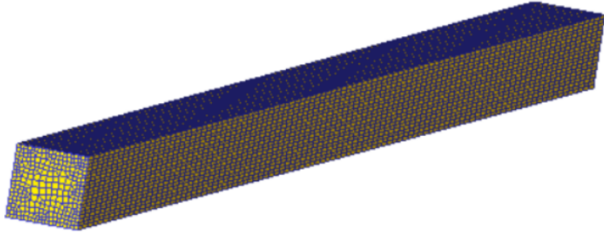


图3 轧件网格模型

Fig. 3 Rolled part mesh model

表2 GCr15钢的化学成分(质量分数)

Table 2 Chemical composition of GCr15 steel %

C	Si	Mn	P	Cr	Ni	Ti	Mo	V
1.01	0.247	0.033 4	0.0173	1.457	0.03	0.002	0.019	0.039

### 2.2.2 边界条件设定

#### 1) 空冷换热系数

轧件在经过轧制过程,内部本身进行热传导。以及对外界进行传递热量。空冷系数的确定在于将轧制过程的摩擦热以及相变潜热考虑到散热过程,综合得到的空冷系数<sup>[17-18]</sup>。

空冷换热系数的确定依据以下公式(6)<sup>[19]</sup>:

$$h = 2.25(T_w - T_c)^{0.25} + 4.6 \times 10^{-8}(T_w^2 + T_c^2)(T_w + T_c) \quad (6)$$

式中, $h$ 为空冷换热系数, $W/(^{\circ}C \cdot m^2)$ ;  $T_w$ 为棒材表面温度, $^{\circ}C$ ;  $T_c$ 为环境温度, $^{\circ}C$ 。本次温度场模拟选择环境温度为 $25^{\circ}C$ ,经上式计算得出空冷换热系数随棒材温度变化曲线图如图4所示。

#### 2) 水冷换热系数的确定

冷却过程中,水冷换热系数是影响棒材温降速率的关键参数。研究表明,钢材快速冷却主要依靠水箱的热交换作用实现。测定该系数的方法主要包括三类:基于实测数据的实验分析法、通过参数优化的迭代逼近法以及基于逆向计算的反求解法。这些技术路线各具特点,其中实验分析法通过温度场实测数据直接计算换热系数,具有较高的可靠性。迭代逼近法则通过不断调整参数使模拟结果逼近实测值。反求解法通过建立传热模型来求解最优换热系数<sup>[19-21]</sup>。

轴承钢棒材水冷过程中的换热特征呈现明显的三个阶段。在初始高温阶段( $T > 600^{\circ}C$ ),钢材表

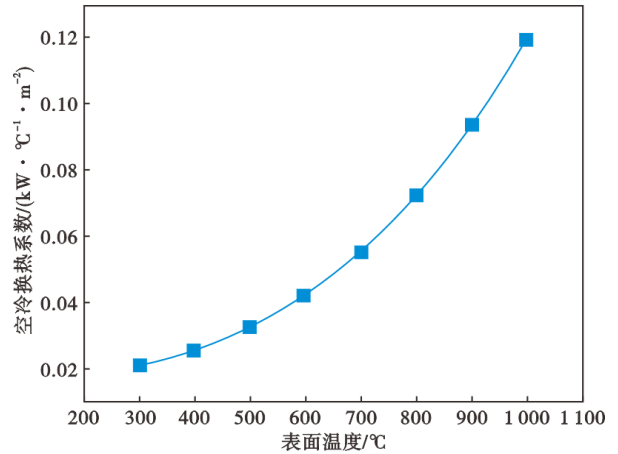


图4 GCr15轴承钢空冷换热系数随棒材表面温度变化曲线  
Fig. 4 Air-cooled heat transfer coefficient of GCr15 bearing steel as a function of bar surface temperature

面迅速形成隔热蒸汽膜,此时换热效率较低,主要依赖膜辐射传热。核态沸腾阶段,随着冷却水流量的增加,棒材表面气膜被冲破,无法维持完整的蒸汽膜,气泡迅速形成,上升破裂,冷却介质强烈沸腾,此时冷却系数达到峰值。棒材表面温度低于介质的汽化点温度,介质不再沸腾,转变为对流换热模式,冷却水完全接触轴承钢棒材表面,换热效率逐步降低<sup>[22-25]</sup>。采用公式(7)(8)计算水冷换热系数<sup>[19]</sup>。水冷换热系数如图5所示。

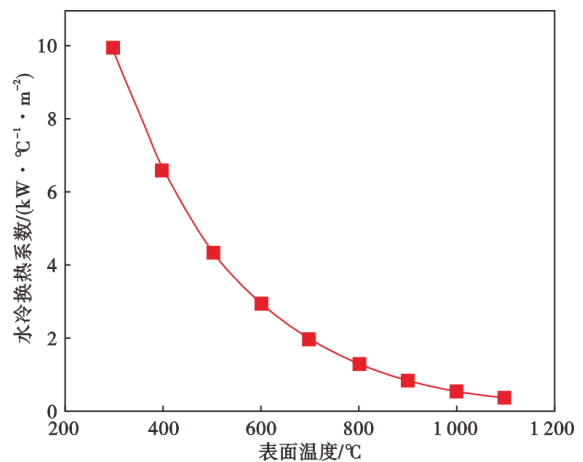


图5 GCr15轴承钢水冷换热系数随棒材表面温度变化曲线  
Fig. 5 Water-cooled heat transfer coefficient curve of GCr15 bearing steel as a function of bar surface temperature

核状沸腾  $T < 600^{\circ}C$

$$h = 494.3w^{0.595} \times 10^{-0.00178 \cdot T} \times 1.163 \quad (7)$$

膜状沸腾  $T > 600^{\circ}C$

$$h = 130.6w^{0.663} \times 10^{-0.0013 \cdot T} \times 1.163 \quad (8)$$

式中,  $T$  为棒材表面温度,  $^{\circ}\text{C}$ ;  $h$  为水冷换热系数,  $\text{W}/(\text{C}\cdot\text{m}^2)$ ;  $w$  为冷却水流量,  $\text{L}/(\text{min}\cdot\text{m}^2)$ 。

轧辊模型均选择刚性体, 棒材材料为 GCr15 钢。轴承钢出炉温度为  $1\ 160\ ^{\circ}\text{C}$ 。摩擦模型采用剪切摩擦模型, 摩擦因子取 0.5。环境温度为  $25\ ^{\circ}\text{C}$ 。材料的特征热物性参数如比热并不是不变的, 会随着材料自身的组织状态和温度的变化而变化, 其中比热系数见表 3。

表 3 GCr15 钢的比热系数  
Table 3 Specific heat coefficient of GCr15 steel

温度/ $^{\circ}\text{C}$	比热容 $(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot^{\circ}\text{C}^{-1})$
100	371
200	451
300	461
400	496
500	533
600	568
700	611
800	677
900	787
1 000	787

### 3 轧制-冷却全流程及水冷工艺优化数值模拟研究

#### 3.1 现场轧制-冷却全流程数值模拟

##### 3.1.1 粗轧六道次温度场

粗轧阶段和中轧阶段温度场演变规律如图 6 所示。从图 6(a) 中可以看出, 第一道次轧制后表面温度达  $1\ 130\ ^{\circ}\text{C}$ , 随后因轧辊接触换热作用降至  $1\ 050\ ^{\circ}\text{C}$ , 轧件经六道次粗轧后表面温度为  $1\ 040\ ^{\circ}\text{C}$ , 与现场实测温度吻合。

##### 3.1.2 中轧六道次温度场

在中轧阶段, 轧件温度呈现进一步下降趋势。由于该阶段轧制速度较快且轧件横断面的面积减小, 断面温度梯度逐渐趋于均匀。中轧工序结束时, 棒材表面温度稳定在  $990\ ^{\circ}\text{C}$ 。随后, 轧件经历  $27.7\ \text{s}$  的空冷过程直至进入 1 号水箱, 此时, 表面温度维持在  $990\ ^{\circ}\text{C}$ , 而心部温度则保持在  $1\ 046\ ^{\circ}\text{C}$ 。进入 1 号水箱水冷后, 棒材表面温度在极短时间内迅速冷却至  $850\ ^{\circ}\text{C}$ , 这一温度变化过程如图 6(b) 和图 7 所示。

经过  $27.7\ \text{s}$  的空冷过程, 轧件从第 10 道次出口输送至 1 号水箱入口时, 其表面温度维持在  $990\ ^{\circ}\text{C}$ , 而心部温度则降至  $1\ 046\ ^{\circ}\text{C}$ 。这一温度梯度变化规

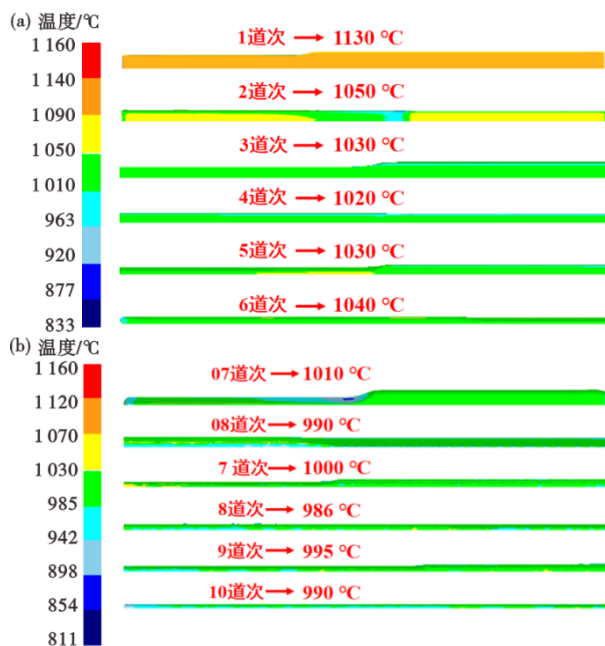


图 6 出粗轧和中轧阶段后轧件表面温度: (a) 粗轧阶段, (b) 中轧阶段

Fig. 6 Surface temperature of rolled stock after rough rolling and intermediate rolling stages : (a) Rough rolling stage, (b) Intermediate rolling stage



图 7 轧件进入 1 号水箱前后轧件表面和心部温度场  
Fig. 7 Temperature field at the surface and core of the rolled part before and after it enters the No. 1 water tank

律与热传导理论高度吻合, 不仅证实了空冷阶段传热过程的合理性, 同时, 也验证了所采用空冷换热系数的计算准确性。

##### 3.1.3 Kocks 轧制温度场

轧材在各工艺段之间的空冷距离如图 8 所示。轧材出 1 号水箱后, 经空冷  $38.6\ \text{s}$  到达 Kocks 轧机, 此时, 其表面与心部温度分别回升至  $836\ 、899\ ^{\circ}\text{C}$ 。随后, 轧材经 Kocks 轧机组轧制后空冷  $1.46\ \text{s}$  后抵达 3 号水箱前, 其表面与心部温度分别进一步升至  $840\ 、911\ ^{\circ}\text{C}$ , 该过程温度变化如图 9 所示。

轧材在 Kocks 轧制过程中心部温度较高而表面

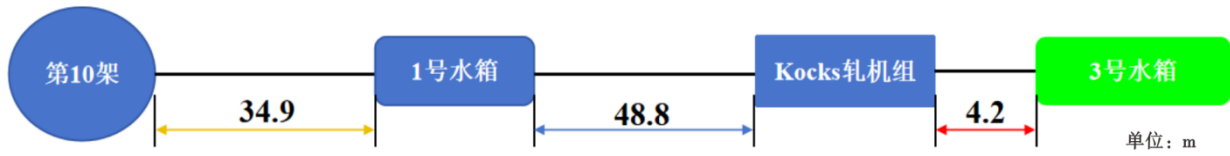


图 8 距离示意图

Fig. 8 Distance Schematic

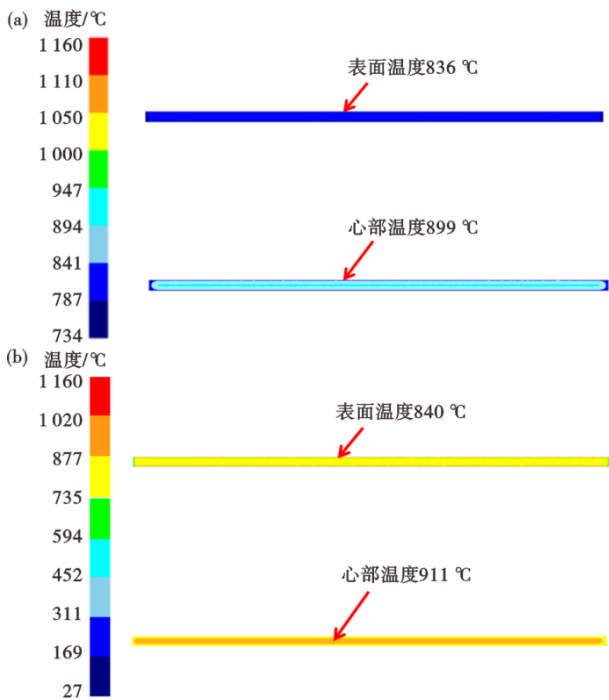


图 9 进 Kocks 及进 3 号水箱前轧件表面和心部温度:(a) 进 Kocks 前,(b) 进 3 号水箱前

Fig. 9 Surface and Core Temperatures of Rolled Stock Before Entering Kocks and Tank No. 3 : (a) Before Entering Kocks, (b) Before Entering Tank No. 3

温度较低这主要是由于轧材表面向空气中辐射热量并与 Kocks 轧辊接触发生热传递所致,并由于轧材与轧辊接触时间短,热量损失小,而塑性变形功产生的热量越来越多,导致 Kocks 轧制后轧材表面和内部温度小幅度上升。

### 3. 1. 4 终轧温度场

轧材速度此时为 2.87 m/s,3 号水箱长 7.2 m,水冷时间为 2.51 s。轧材出 3 号水箱时,表面温度为

545 °C,心部温度为 902 °C。经过 18 m 到达 4 号水箱。空冷时间为 6.27 s。4 号水箱长 3.5 m,轧材水冷时间为 1.22 s。4 号水箱到冷床的距离为 90 m,空冷时间为 31.36 s。水箱布置如图 10 所示。

轧材从 3 号水箱出来后到达 4 号水箱前,这一过程进行空冷,轧材表面返红温度 689 °C,此时心部温度为 860 °C,正处于网状碳化物析出的温度范围。应加大 3 号水箱的水冷能力。但距离 3 号水箱 3.5 m 处有剪切机,剪切机限制轧材表面温度最低为 600 °C。基于这个限制条件进行对 3 号水箱的水冷能力进行适当加大。现有工艺要求轧材经过 4 号水箱冷却后的表面温度不低于 350 °C,该要求制约了 4 号水箱冷却强度的进一步提升。在此条件下,轧材心部温度在抵达冷床前仅能从 849 °C 降至 706 °C,仍处于网状碳化物的析出温度范围。上述过程的温度场如图 11 所示。

### 3. 1. 5 全流程温度场

图 12 是轧材在轧制及冷却过程的表面和心部温度分布情况。结果表明,在粗轧至中轧阶段,由于在粗轧和中轧之间输送距离较长且轧材速度较慢,使得轧材与环境的热交换更充分,心部和表面温度分别降至 1 154、1 023 °C。出中轧后轧材的心部温度为 1 072 °C,表面最低温度为 989 °C,温差为 83 °C。中轧后冷却阶段,轧材经过 1 号水箱冷却及空冷到达 Kocks 轧机组,温差缩小至 62 °C。在 Kocks 轧制及终冷阶段,Kocks 轧制后温差增至 71 °C,出 Kocks 轧机组后,轧材经过 3 号和 4 号水箱冷却,表面温度急剧下降,心部和表面温度的温差上升至 255 °C。最终上冷床时,棒材的表面温度

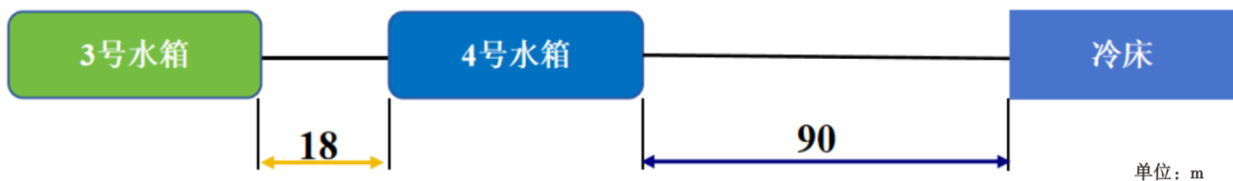


图 10 水箱布置示意图

Fig. 10 Water tank layout diagram

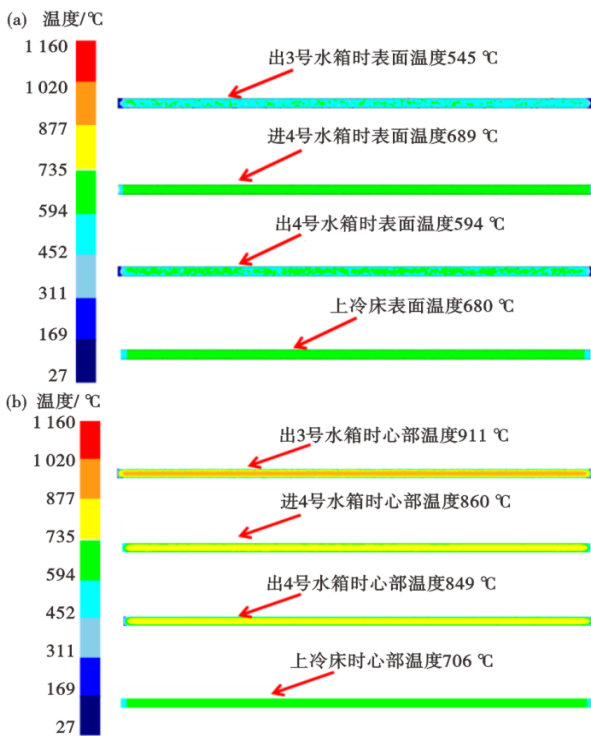


图 11 出 3 号水箱到上冷床轧材表面温度及心部温度:(a) 轧材表面温度,(b)轧材心部温度

Fig. 11 Surface and Core Temperatures of Rolled Material from Tank No. 3 to the Upper Cooling Bed : (a) Surface Temperature of Rolled Material, (b) Core Temperature of Rolled Material

680 °C,心部温度为 706 °C,温差减小至 26 °C。

该现象主要源于不同阶段的热量主导机制不同:在空冷及轧制过程(除水箱冷却外)中,热量由心部向表面传导,同时塑性变形产生的变形热有助于促进温度均匀化。而在水箱强冷阶段,表面发生急剧降温,心部热量来不及散失,导致内外温差瞬时增大,这一过程是实现组织精细化调控的关键工艺环节,最终在冷床上,轧材依靠内部热量持续向外扩散,再度逐步实现温度场的均匀化。

表 4 为模拟温度与现场各个测温点实测温度对比。由表 4 可知,模拟温度与各个测温点温度高度吻合,平均相对误差约为 0.94 %,最大相对误差为 2.41 %,验证了模拟的准确性。由图 14 模拟结果可

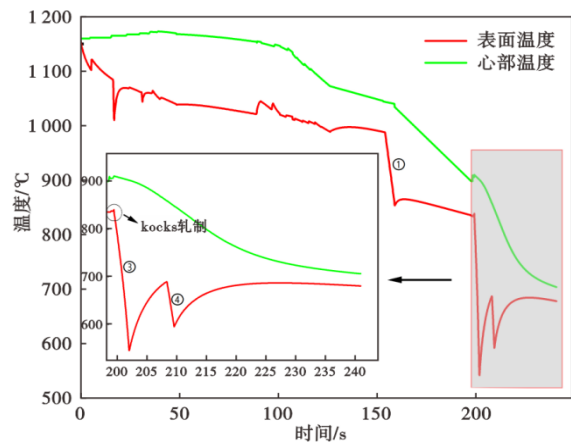


图 12 轧制全流程轧材表面和心部温度

Fig. 12 Surface and core temperatures of rolled material throughout the rolling process

知,上冷床时棒材心部温度仍在网状碳化物的析出温度范围内,这是导致棒材心部形成连续网状碳化物的根本原因。

表 4 现场实测温度与模拟温度对比

Table 4 Comparison of Field-Measured Temperatures and Simulated Temperatures

测量温度点	实测温度	模拟温度
1	1 160	1 160
2	1 030~1 050	1 040
3	1 010~1 020	1 010
4	990~1 000	990
5	980~995	990
6	830~850	850
7	830~840	836
8	830~840	840
9	530~550	545
10	670~690	689
11	590~600	594
12	670~680	680

研究表明,网状碳化物的析出温度为 700~900 °C 之间,当轧材的表面返红温度小于 650 °C 时,可有效抑制原始组织中的网状碳化物,应加快这一温度区间内的钢材冷却速度<sup>[3]</sup>。但在实际生产中,

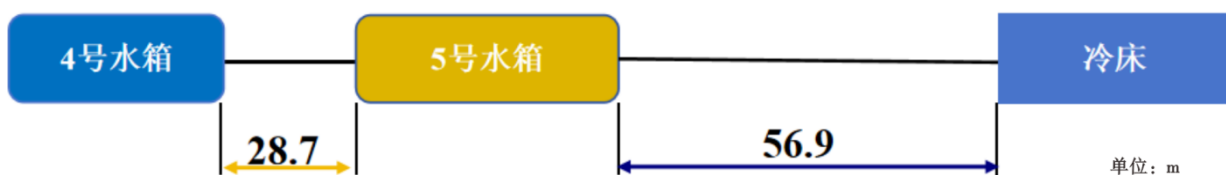


图 13 方案示意图

Fig. 13 Schematic diagram of the program

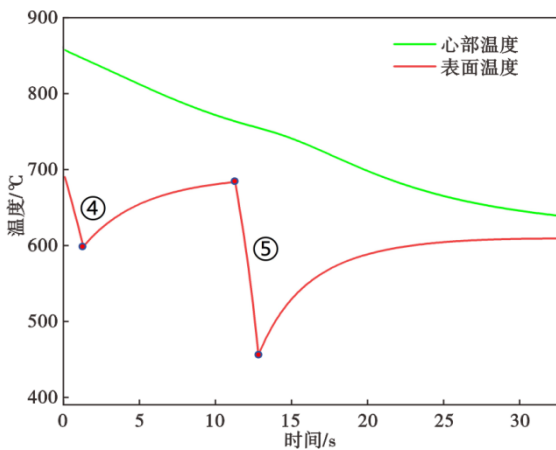


图 14 终轧后轧件表面和心部温度曲线

Fig. 14 Temperature profiles of the surface and core of the rolled part after final rolling

由于 3 号水箱后 3.5 m 处设有剪切机,剪切机限制轧材表面温度最低为 600 °C。若单纯增强 1 号或 3 号水箱的水冷能力,将导致轧材温度将无法满满足剪切工艺的温度要求。基于此,工艺优化的重点应放在提高轧件出剪切机至上冷床区段的冷却能力,这样既能保证剪切工艺的温度要求,又能有效控制碳化物析出。

### 3.2 水冷工艺优化

为保证轧材满足剪切机的温度要求,本节对剪切机至上冷床这一区段进行多段式水冷工艺优化。由于 4 号水箱到上冷床之间的距离为 90 m,因此,可增设 5 号水箱提高这一区段的冷却能力。基于此,添加 5 号水箱(长 4.4 m),将 5 号水箱加在距离 4 号水箱 28.7 m 处,轧件通过 4 号水箱后,经过 10 s 空冷到达 5 号水箱前。5 号水箱的水冷能力为 2 000 L/(min·m<sup>2</sup>),水冷 1.53 s,出 5 号水箱后,经过 19.83 s 空冷到达上冷床。示意图如图 13 所示。

棒材进入 4 号水箱时,其表面温度为 689 °C,心部温度为 860 °C。经过 1.22 s 的水冷处理后,出水箱时棒材表面温度降至 594 °C,而心部温度仅降到 849 °C。随后棒材经历 10 s 的空冷过程,在进入 5 号水箱前,表面温度回升至 683 °C,心部温度降至 763 °C。5 号水箱 1.53 s 的水冷处理使棒材表面温度快速降至 404 °C,同时心部温度微降至 753 °C。最后经过 19.83 s 的空冷阶段,棒材到达上冷床时的最终表面温度为 589 °C,心部温度为 639 °C。整个冷却过程的温度变化曲线及温度场分布云图如图 14 和图 15 所示。

采用此方案,表面温度 683 °C 下降至 589 °C,心

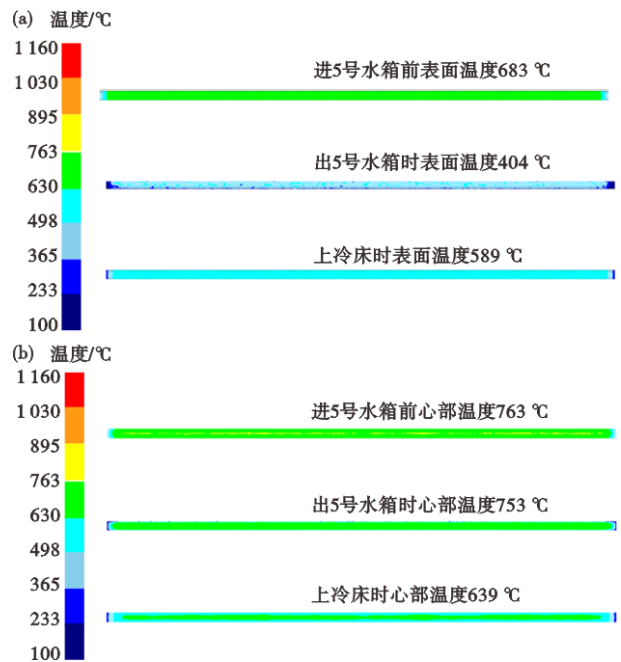


图 15 进出 5 号水箱到上冷床轧件表面及心部温度:(a) 轧件表面温度,(b) 轧件心部温度

Fig. 15 Temperature of rolled stock surface and core entering/exiting No. 5 water tank to upper cooling bed : (a) Rolled stock surface temperature, (b) Rolled stock core temperature

部温度从终轧时的 860 °C 下降到 639 °C,冷却时间为 2.51+6.27+1.22+10+1.53+19.83=41.36 s。心部平均冷却速度为 221÷41.36=5.34 °C/s。

相对于原水冷工艺方案中棒材表面温度 689 °C 下降至 680 °C,心部温度从终轧时的 860 °C 下降到 706 °C,冷却时间为 2.51+6.27+1.22+10+1.53+19.83=41.36 s。心部平均冷却速度为 154÷41.36=3.72 °C/s。该水冷工艺优化方案实现了以大于 5 °C/s 的心部冷却速率使棒材的表面和心部温度均不在网状碳化物析出的温度区间。

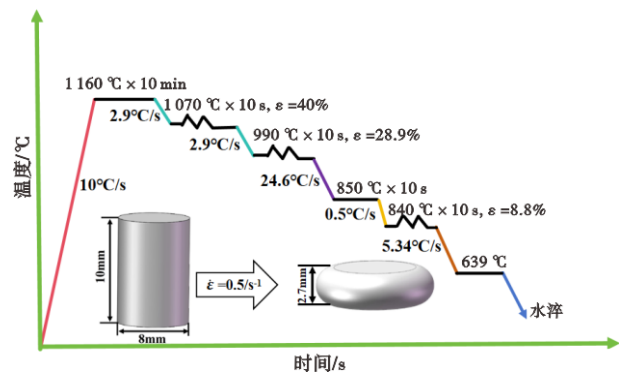


图 16 热压缩工艺图

Fig. 16 Thermal compression process diagram

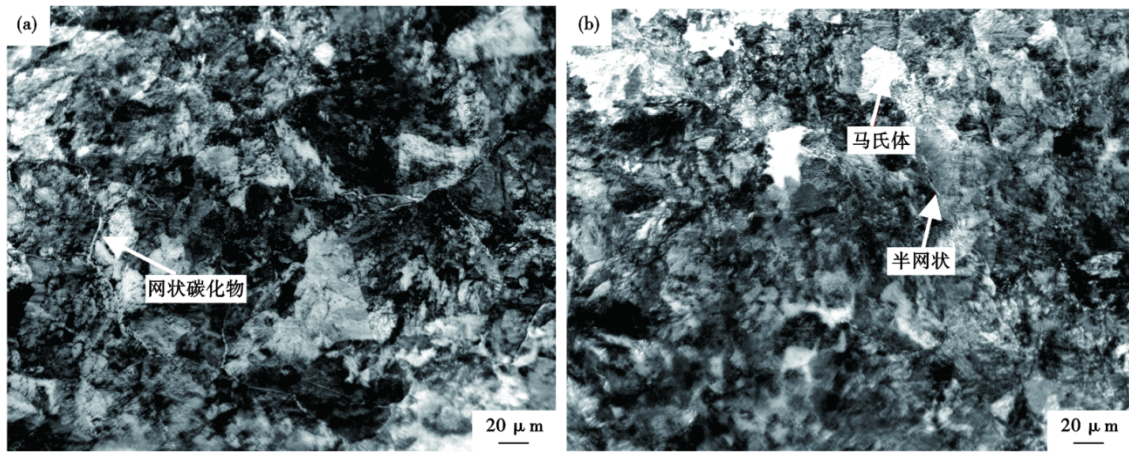


图 17 水冷优化前后金相组织对比:(a)水冷优化前金相组织,(b)水冷优化后金相组织

Fig. 17 Comparison of metallographic organization before and after water-cooling optimization : (a) Metallographic organization before water-cooling optimization, (b) Metallographic organization after water-cooling optimization

### 4 工业验证

本研究实验样品取自 180 mm×180 mm 方坯,该方坯由钢锭经多道次往复轧制而成。对方坯进行切片处理后,使用线切割技术在切片上切取 φ8 mm×12 mm 的试样,并采用 THERMECMASTOR-Z/100 热模拟试验机对样品进行热压缩实验。本实验完全奥氏体化温度参考实际生产温度为 1 160 °C,升温速度为 10 °C/s,保温时间为 3 min,结合现场的生产工艺进行多道次压缩模拟实验,并将 3.6 节模拟得到的平均冷却速率 5.34 °C/s 设定为实验条件,将试样冷却至 639 °C,最后,进行水淬处理,详细的热压缩工艺如图 16 所示。实验完成后,在试样的加热中心处剖开,制备金相样品。此外,为进行对比分析,同时,使用线切割机从现场生产工艺得到的 φ40 mm 棒材上截取尺寸为 8 mm×12 mm 的圆柱形试样。所有试样经过 4% 的硝酸酒精腐蚀处理后,采用蔡司光学显微镜金相微观组织的观察与分析,重点考察工艺优化前后组织差异。

水冷优化前后的金相组织如图 17 所示。图 17 (a)为水冷优化前的金相组织,原始工艺下的显微组织中可见沿晶界连续分布的粗大网状碳化物。图 17(b)为水冷优化后的金相组织,由该图可以看出,经过工艺优化后的金相显微组织呈现出珠光体与马氏体的混合特征,碳化物呈现不连续分布状态,碳化物的析出程度有了明显的减轻,主要以隐约可

见的半网状形式分布在晶界处。以上研究表明,提出的优化水冷工艺有效抑制了 GCr15 轴承钢棒材心部网状碳化物的析出,满足实际生产要求。

由此可见,多段式水冷工艺可提高 GCr15 轴承钢棒材心部冷却速率,缩短了心部温度在 700~900 °C 这一区间的停留时间,使其碳化物呈现不连续分布状态有效抑制了网状碳化物的析出。

### 5 结论

1)在 40 mm 棒材轧制过程中,由轧材心部至表面,始终存在一定温度梯度。经轧材表面模拟温度与实测温度对比发现,两者吻合度较高,平均相对误差约为 0.94 %,最大相对误差为 2.41 %,充分验证了数值模型的准确性。

2)在现行工艺冷却条件下(仅开启 1、3、4 号水箱)时,轧材上冷床时心部温度为 706 °C,仍处于网状碳化物析出的温度区间。需增加水冷强度以确保轧材心部温度能有效降至 700 °C 以下的安全区间。

3)为优化现行水冷工艺,在距离 4 号水箱 28.7 m 处增加水冷能力为 2 000 L/(min·m<sup>2</sup>)的 5 号水箱,轧材心部平均冷速达到 5 °C/s 以上。经实验验证,碳化物由原先连续的网状结构,变成了不连续的半网状,该优化工艺有效抑制了碳化物的析出。

4)对于棒材水冷工艺,采用多段式水冷工艺可显著提高轧材心部冷却速率,有效抑制网状碳化物缺陷。

#### 参考文献

[1] Zhao X Y, Zhao X M, Dong C Y, et al. Effect of prior microstruc-

tures on cementite dissolution behavior during subcritical annealing

- of high carbon steels [J]. *Metals and Materials International*, 2022, 28(6): 1315-1327.
- [2] Zhang J G, Shi H S, Sun D S. Research in spray forming technology and its applications in metallurgy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 138(1-3): 357-360.
- [3] 池 武. 轴承钢棒线材控轧控冷工艺研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2009: 15-18.
- [4] 左锦中, 何 西, 赵 阳, 等. 热变形工艺对100Cr6轴承钢线材网状碳化物的影响[J]. *特殊钢*, 2022, 43(6): 60-65.
- [5] 王 蕾, 刘玉坤, 余万华, 等. 低温轧制终冷温度对GCr15轴承钢组织性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2019, 40(3): 109-114.
- [6] 梁皖伦, 方金凤, 曹 军. GCr15轴承钢的热变形模拟试验研究[J]. *理化检验(物理分册)*, 2002, 38(1): 4-6.
- [7] 孙艳坤. 轴承钢热轧组织控制机理与超快速冷却研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2009: 45-48.
- [8] 张 丹. 盾构机用大断面高碳铬轴承钢组织性能控制研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2015: 31-34.
- [9] 徐 斌, 郝志超, 肖国华, 等. GCr15轴承钢线材网状碳化物的研究与控制[J/OL]. *热加工工艺*, 2023: 1-5. (2023-03-12). <https://link.cnki.net/doi/10.14158/j.cnki.1001-3814.20220846>.
- [10] 李胜利, 徐建忠, 王国栋, 等. 大断面轴承钢控轧控冷工艺的模拟与分析[J]. *东北大学学报*, 2006, 27(6): 658-661.
- [11] 赵晓宇, 黄伟波, 鲁文佳, 等. GCr15钢的等温冷却和连续冷却转变行为[J]. *金属热处理*, 2025, 50(5): 46-50.
- [12] 任 珺, 李慧改. GCr15轴承钢从奥氏体化温度冷却过程中的组织转变[J]. *上海金属*, 2025, 47(4): 13-19.
- [13] Lu X H, Yuan G L, Yan X H, et al. Achieving ultrafine martensite-bainite duplex microstructures by combining prior cold deformation with chronological control of phase transformation in GCr15 bearing steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 36: 10267-10280.
- [14] 赵东记, 郭洛方, 隋晓亮, 等. 等温冷却温度对GCr15盘条金相组织及网状碳化物的影响[J]. *金属制品*, 2024, 50(5): 29-32.
- [15] Fu J W. Microstructure and corrosion behavior of hot-rolled GCr15 bearing steel [J]. *Applied Physics A*, 2016, 122(4): 416.
- [16] 宁玉亮. GCr15轴承钢的组织演变及网状碳化物的控制研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2019: 15-17.
- [17] 周金华, 陈迦杉, 申勇峰. 正火温度对GCr15轴承钢碳化物溶解扩散和冲击性能的影响[J]. *金属热处理*, 2019, 44(3): 100-103.
- [18] 邓湘斌, 胡昭锋, 冯杰斌, 等. 终轧温度和冷却工艺对 $\Phi 36$  mm GCr15轴承钢网状碳化物的影响[J]. *特殊钢*, 2017, 38(4): 57-59.
- [19] 梁作为. 中尺寸轴承钢棒材轧后控制冷却数值模拟研究[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2021: 36-37.
- [20] Yao C, Wang M, Cheng M F, et al. Effect of dynamic soft reduction range and amount on central segregation in bloom and the resulting microstructure in the rod of GCr15-bearing steel[J]. *Steel Research International*, 2022, 93(11): 2200495.
- [21] Han H B, Zhao X M, Ding H C, et al. Numerical simulation of microstructure evolution of large GCr15 bar during multi-pass rough rolling[J]. *Metals*, 2022, 12(5): 812-812.
- [22] Yang Q M, Lin Y C, Guo J Z, et al. Spheroidization and dynamic recrystallization mechanisms of a novel HIPed P/M superalloy during hot deformation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 910: 164909.
- [23] Li Y C, Chen C X, Fan Z M, et al. Effects of cooling rate on isothermal spheroidizing annealing of hot-rolled GCr15 bearing steel [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 31: 329-337.
- [24] Zhang L W, Li F, Zhang C, et al. Numerical simulation of microstructure evolution during continuous hot rolling process of GCr15 steel rod[J]. *Materials Science Forum*, 2021, 1016: 1733-1738.
- [25] Gu S D, Zhang L W, Yue C X, et al. Multi-field coupled numerical simulation of microstructure evolution during the hot rolling process of GCr15 steel rod[J]. *Computational Materials Science*, 2011, 50(7): 1951-1957.
- [26] Yue C X, Zhang L W, Ruan J H, et al. Modelling of recrystallization behavior and austenite grain size evolution during the hot rolling of GCr15 rod[J]. *Applied Mathematical Modelling*, 2010, 34(9): 2644-2653.