

# 滚动轴承钢碳氮共渗工艺研究

刘德义<sup>1,2</sup>, 谢卿东<sup>1,2</sup>, 任瑞铭<sup>1,2</sup>

(1. 大连交通大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116028; 2. 辽宁省轨道交通关键材料重点实验室, 辽宁 大连 116028)

**摘要:**以 GCr15 和 GCr15SiMn 轴承钢为研究对象, 进行不同工艺的碳氮共渗热处理实验研究。利用光学显微镜观察试样热处理后的显微组织、晶粒度, 利用 X-射线衍射仪分析热处理后残余奥氏体的含量, 利用硬度仪测量试样热处理后的硬度变化规律, 研究共渗温度对渗层组织和性能的影响。研究结果表明: 考虑碳氮共渗层深度、显微组织、晶粒度以及硬度综合因素, 碳氮共渗温度控制在 820 °C, 碳势控制在 1.18%, 进行淬火和低温回火的组织和性能较好。该工艺下增加冷处理, GCr15SiMn 试样表面硬度从 64.5 HRC 提高至 66.1 HRC, 表面残余奥氏体量从 22.1% 下降至 12.5%。冷处理有效降低了表面残余奥氏体含量。

**关键词:**碳氮共渗; GCr15 钢; GCr15SiMn 钢; 显微组织

**文献标识码:**A **DOI:** 10.13291/j.cnki.djdxac.2024.01.014

随着机械工业的发展, 轴承的使用工况越来越苛刻, 对轴承性能的要求也越来越高, 如高承载能力、耐高速、耐污染等<sup>[1]</sup>。提高轴承表面抗磨损、抗接触疲劳性能是延长轴承使用寿命的有效措施。一方面可以依靠提升轴承钢冶金质量来保证, 另一方面可以通过轴承钢表面改性工艺来实现<sup>[2]</sup>。碳氮共渗是一种表面改性工艺, 该工艺通过向零件表层同时渗入碳原子和氮原子, 有效改善零件表面性能。在国外该工艺已被用于制造高端轴承的生产中, 多用在高端小汽车、高端摩托车及精密机床领域。在国内个别企业也开始小批量生产碳氮共渗高碳铬钢轴承<sup>[3]</sup>。研究表明, 碳氮共渗高碳铬钢轴承尤其在缺乏润滑和污染的工况下具有很好的表现<sup>[4-6]</sup>。

有关高碳铬轴承钢碳氮共渗的工艺国内外已进行了大量研究。Rajan 等<sup>[7]</sup>对 SAE 52100 钢进行碳氮共渗处理, 处理后材料的接触疲劳寿命提升 10 倍, 研究指出寿命提高可归功于残余奥氏体、马氏体组织细化和超细碳化物析出。Liu 等<sup>[8]</sup>和 Wang 等<sup>[9]</sup>研究了氨气添加量对 AISI 52100 钢气体碳氮共渗相组成、组织和性能的影响。扈林庄等<sup>[10]</sup>对

GCr15 轴承钢进行碳氮共渗处理, 并分别从显微组织、硬度、残留奥氏体、应力状态等方面对其进行研究。单琼飞等<sup>[11]</sup>将 GCr15 钢碳氮共渗与常规马氏体淬火组织性能进行实验对比研究, 得出碳氮共渗后钢的表层硬度、回火稳定性及疲劳寿命均明显优于马氏体淬火的结论。曾志鹏等<sup>[12]</sup>对 GCr15 钢圆锥轴承套圈碳氮共渗工艺参数进行了详细研究, 在获得最佳工艺参数下, 使碳氮共渗后的轴承寿命从常规热处理的  $2L_{10}$  提升至  $5L_{10}$ 。

碳氮共渗提高轴承接触疲劳寿命的主要原因是碳氮共渗使轴承表面硬度、残余应力和残余奥氏体含量显著提高<sup>[5, 13-14]</sup>, 尤其是在污染润滑工况下引起的表面起源型疲劳剥落<sup>[5]</sup>。高碳铬轴承钢常规整体马氏体淬火、回火时, 表层一般产生拉应力, 对承载能力和疲劳寿命不利<sup>[15]</sup>。碳氮共渗淬火、回火后表层则产生很大的压应力<sup>[16-18]</sup>, 对承载能力和疲劳寿命有利。同时, 共渗层中高稳定的奥氏体在淬火、回火后会保留含量较高的残余奥氏体<sup>[19]</sup>。保留一定量稳定的残余奥氏体, 利用其易变形特点, 降低压痕的边缘效应, 使起源于压痕边沿的表面疲劳源不易形成和扩展, 从而

收稿日期: 2023-03-11

第一作者: 刘德义 (1965—), 男, 教授。E-mail: liudeyi65@126.com

通信作者: 谢卿东 (1998—), 女, 硕士研究生。E-mail: 1582795066@qq.com

提高轴承的接触疲劳寿命<sup>[3-5, 13, 15, 20-21]</sup>。在滚动接触疲劳过程中,发生应变诱发马氏体相变<sup>[13, 21]</sup>,该过程比冷处理获得的马氏体具有更高的韧性<sup>[21]</sup>。对于抵抗次表层起源型疲劳剥落,除要求轴承钢有高的冶金质量外,还要求轴承钢有高的基体强度及回火稳定性<sup>[5]</sup>,故应控制心部奥氏体晶粒度及残余奥氏体量。

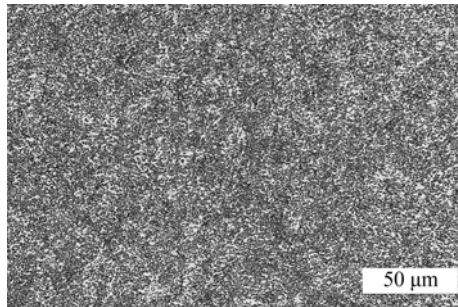
本文以 GCr15 和 GCr15SiMn 滚动轴承钢为实验对象,研究碳氮共渗热处理工艺与试样显微组织和性能的关系,为改善工艺提供理论基础和数据支撑。

## 1 实验材料及方法

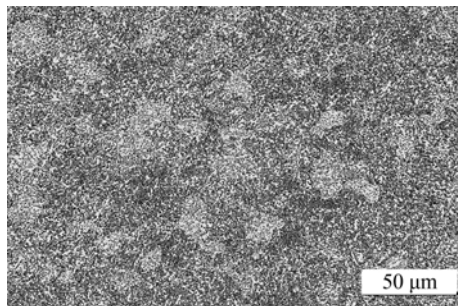
### 1.1 实验材料

本文选用实验材料为 GCr15 和 GCr15SiMn 滚动轴承钢试样,两种试样均为球化退火状态,显微组织见图 1。从图 1 可知,碳化物球化状态良好,碳化物颗粒细小且均匀,退火组织为 1 级。GCr15 钢试样加工成  $\phi 30 \text{ mm} \times 48 \text{ mm}$  的圆柱形。GCr15SiMn 钢试样加工成  $\phi 39 \text{ mm} \times 38 \text{ mm}$  和  $\phi 41 \text{ mm} \times 80 \text{ mm}$  的圆柱形。

试样主要化学成分(质量分数)见表 1,均满足 GB/T 18254—2016 成分要求。



(a) GCr15



(b) GCr15SiMn

图 1 两种试样球化退火状态显微组织

表 1 试样主要化学成分 %

化学成分	试样			
	GCr15	GCr15SiMn	GCr15 标准要求	GCr15SiMn 标准要求
C	0.97	1.02	0.95~1.05	0.95~1.05
Si	0.25	0.56	0.15~0.35	0.45~0.75
Mn	0.37	1.11	0.25~0.45	0.95~1.25
P	0.013	0.015	≤0.020	≤0.020
S	0.002	0.002	≤0.020	≤0.020
Cr	1.42	1.46	1.40~1.65	1.40~1.65
Ni	0.03	0.05	≤0.25	≤0.25
Mo	0.03	0.02	≤0.10	≤0.10
Cu	0.07	0.05	≤0.25	≤0.25

### 1.2 实验方法

实验均采用气体碳氮共渗热处理方法。利用 UBE-200 型箱式可控气氛多用炉,配置全自动碳势控制系统。共渗气氛为丙烷+甲醇+氮气+氨气,碳氮共渗分为强渗和扩散两个阶段,强渗阶段温度控制在  $800 \sim 900 \text{ }^\circ\text{C}$ ,扩散温度控制在  $820 \sim 860 \text{ }^\circ\text{C}$ 。碳势( $C_p$ )控制在  $1.10\% \sim 1.30\%$ ,通过改变氨气流量来调整氮势。进行  $90 \text{ }^\circ\text{C}$  和  $120 \text{ min}$  油冷淬火后,均进行  $180 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $180 \text{ min}$  低温回火。碳氮共渗热处理工艺曲线见图 2。5 种碳氮共渗工艺参数见表 2。用于渗层相组成分析的 GCr15SiMn 钢试样,在 3<sup>#</sup>工艺的基础上,单独增加了  $-80 \text{ }^\circ\text{C} + 60 \text{ min}$  的冷处理。碳氮工艺按照强渗阶段温度由高到低进行设计,其目的是研究共渗温度对渗层组织和性能的影响。工艺中时间的选择是为了使所有工艺有大致相同的渗层深度和碳氮浓度梯度。根据扩散距离、扩散系数和扩散时间三者的关系,可确定保温时间。温度高时,选择时间短,温度低时,选择时间长。强渗阶段时间为  $100 \sim 720 \text{ min}$ ,扩散阶段时间为  $30 \sim 120 \text{ min}$ 。

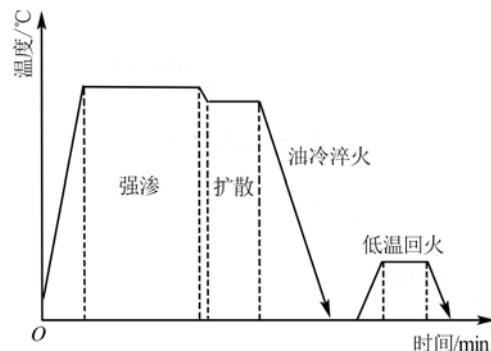


图 2 碳氮共渗热处理工艺曲线

表2 碳氮共渗工艺参数

编号	温度/℃		碳势 $C_p$ / %	保温时间/min		氮气流量/ (L/min)
	强渗	扩散		强渗	扩散	
1 <sup>#</sup>	900	860	1.10	100	30	4.00
2 <sup>#</sup>	850	850	1.30	330	80	3.33
3 <sup>#</sup>	820	825	1.18	480	120	3.00
4 <sup>#</sup>	810	820	1.15	540	120	3.33
5 <sup>#</sup>	800	840	1.18	720	60	3.33

试样热处理完成后,沿轴向截取金相试样,磨制抛光。用4%硝酸酒精溶液和饱和苦味酸水溶液作为浸蚀剂,分别浸蚀显示共渗层显微组织和心部原奥氏体晶界。用Leica DMi8 A型倒置金相显微镜观察显微组织形貌。采用观察法测量共渗层中含有碳氮化合物的层深度。根据GB/T 6394—2017中金属平均晶粒度测定方法中的截点法,利用式(1)计算的平均晶粒度等级为:

$$G = 6.643 856 \lg \left( \frac{MP}{L} \right) - 3.288 \quad (1)$$

式中: $L$ 为测量线段(或网格)的长度,mm; $M$ 为观测用的放大倍数; $P$ 为测量网格上的截点数。测量采用500 mm网格。

采用R(M)-150D1型洛氏硬度计测量表面洛氏硬度,用FM-700型半自动显微硬度计测量由表及里的显微硬度。绘制显微硬度与距离表面深度关系曲线,确定碳氮共渗硬化层深度。

利用剥层法取样、化学法分析碳氮共渗层中C、N成分分布。每次测量位置的车削厚度为0.1 mm,故测量成分为0.1 mm厚度范围的平均成分。用Empyrean型X-射线衍射仪分析距表面0.1 mm处渗层中的相组成并利用式(2)计算该处的残余奥氏体含量。根据JB/T 14006—2020,利用X射线衍射法,有:

$$V_A = \frac{1 - V_C}{1 - G \frac{I_{M(hkl)_i}}{I_{A(hkl)_j}}} \quad (2)$$

式中: $V_A$ 为钢中奥氏体相的体积分数; $V_C$ 为钢中碳化物的体积分数; $I_{M(hkl)_i}$ 为钢中马氏体(hkl)<sub>i</sub>晶面衍射线的累积强度; $I_{A(hkl)_j}$ 为钢中奥氏体(hkl)<sub>j</sub>晶面衍射线的累积强度; $G$ 为奥氏体

(hkl)<sub>i</sub>晶面与马氏体(hkl)<sub>i</sub>晶面对应的强度有关因子之比。

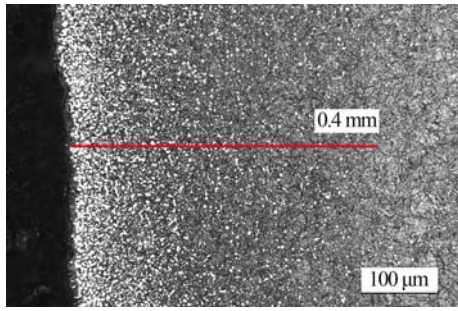
## 2 实验结果及分析

### 2.1 碳氮共渗层显微组织和硬度

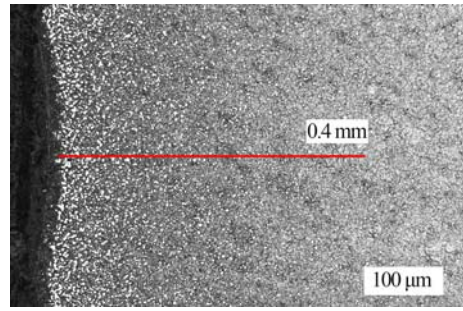
5种不同工艺碳氮共渗试样渗层显微组织见图3。从图3可知,渗层组织为细针状含氮回火马氏体、碳氮化合物和残余奥氏体。试样表面在碳氮共渗过程中形成大量粗大、形状不规则甚至有连片分布的碳氮化合物。随着距离的增大,化合物数量逐渐减少,并且逐渐呈细小颗粒状均匀分布,直至观察不到这种在共渗过程中形成的化合物,而只剩与心部组织一样的极细小未溶化合物。图中标出了含有这种共渗形成碳氮化合物层(以下简称化合物层)的厚度。在粗大、不规则化合物棱角处或连片的化合物处,都可能在滚动接触时成为疲劳源,导致疲劳失效。在轴承零件制造时,一般都留有加工余量,表面附近粗大化合物在精加工时可以去除。若表面去除0.1 mm的余量(与实际生产时比较接近),在5种工艺中,除1<sup>#</sup>工艺外,其他工艺碳氮共渗层显微组织均能够达到1级~2级。由于工艺设计原因,共渗温度和时间相配合,使得共渗层中化合物层厚度相差不大,大致在0.32~0.40 mm。在一定厚度范围内共渗层中含有细小、均匀、弥散分布的碳氮化合物是高碳铬轴承钢碳氮共渗工艺追求的组织形貌之一。

在相同工艺下的共渗层中,GCr15SiMn钢试样比GCr15钢试样的晶粒、马氏体组织以及化合物颗粒更细小,原因是钢中增加了Si、Mn元素。当Si、Mn溶入奥氏体时,不但能抑制奥氏体晶粒长大,细化淬火、回火后的基体组织,Si还能减小渗碳层厚度和碳浓度,Mn能避免渗碳层中的碳化物聚集成块状。

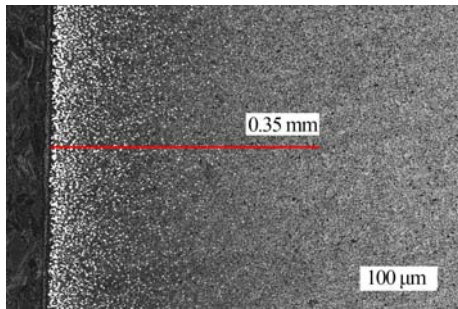
在共渗温度为900℃时(1<sup>#</sup>工艺),由于温度较高,渗层晶粒、马氏体组织和化合物颗粒较大,如图3(a)、3(b)所示。显然,组织粗大对性能产生不利影响。德国FAG公司相关标准也要求高碳铬轴承钢碳氮共渗最高温度为890℃。图3中其他工艺条件下,基体组织细小,次表层化合物颗粒细小、均匀,能满足组织要求。



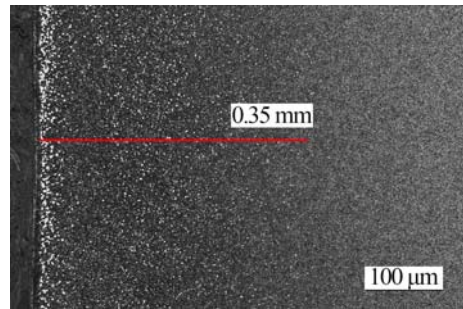
(a) 1#工艺(GCr15)



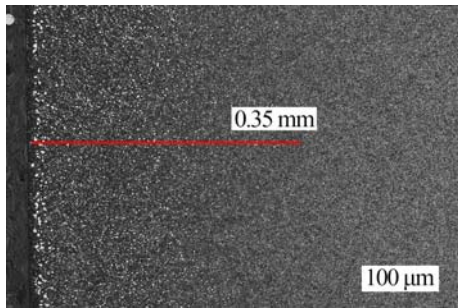
(b) 1#工艺(GCr15SiMn)



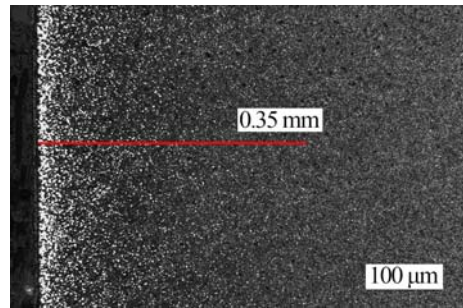
(c) 2#工艺(GCr15)



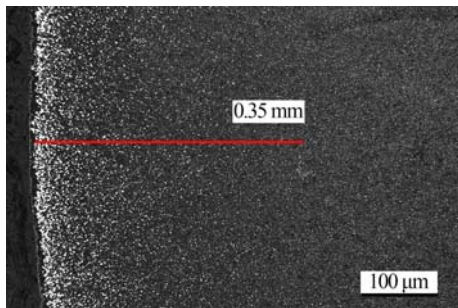
(d) 3#工艺(GCr15)



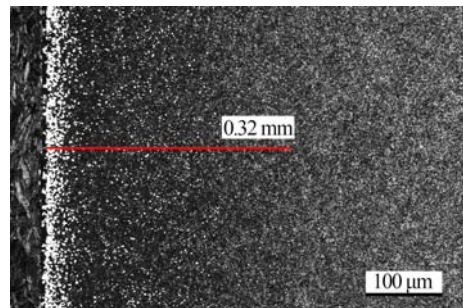
(e) 3#工艺(GCr15SiMn)



(f) 4#工艺(GCr15)



(g) 4#工艺(GCr15SiMn)



(h) 5#工艺(GCr15)

图 3 不同工艺碳氮共渗层显微组织

表 3 给出了 5 种工艺处理后试样表面洛氏硬度值。除了 1# 工艺 GCr15SiMn 钢试样表面硬度

为 68.1 HRC, 其余条件下均满足标准中表面硬度 61~66 HRC 的要求。

表3 各工艺试样表面硬度(HRC)

工艺	试样	
	GCr15	GCr15SiMn
1 <sup>#</sup>	64.6	68.1
2 <sup>#</sup>	65.2	—
3 <sup>#</sup>	65.3	64.5
4 <sup>#</sup>	64.7	63.4
5 <sup>#</sup>	64.5	—

不同工艺 GCr15 钢试样显微硬度分布曲线见图4。从图4可知,碳氮共渗处理后,试样表面显微硬度明显提高,最高可达869.1 HV。在距离表面2 mm的位置基本达到心部基体硬度,故所有工艺总硬化层深度为2.0 mm。渗层中硬度变化也反映出碳、氮浓度的变化,所以所有工艺碳氮共渗层深度为2.0 mm。在本实验碳氮共渗工艺中,由于强渗阶段和扩散阶段温度和时间的配合设计,使得所有工艺硬化层内硬度下降梯度比较一致,且梯度较小。

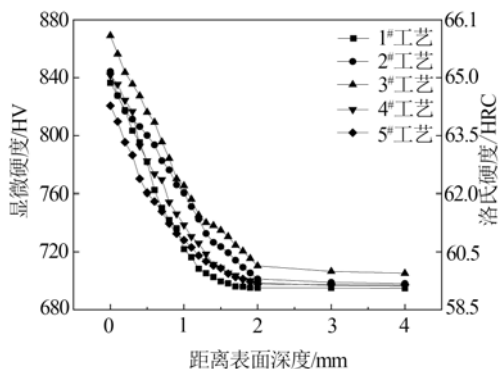
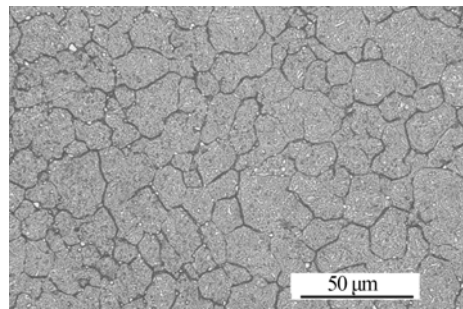
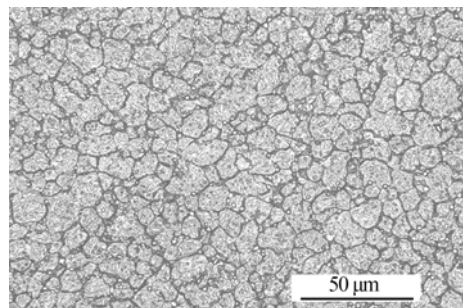
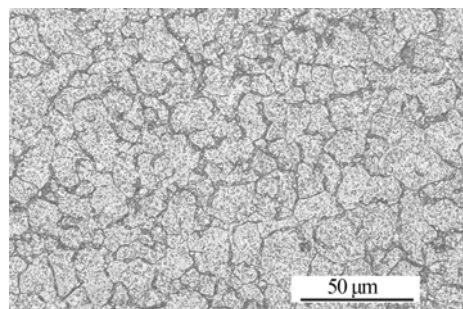
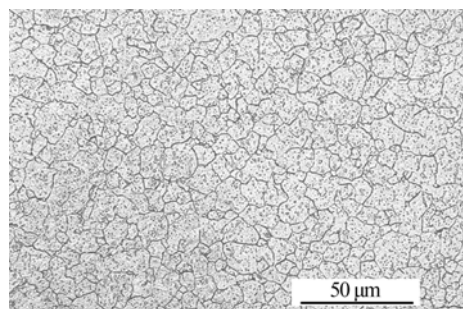
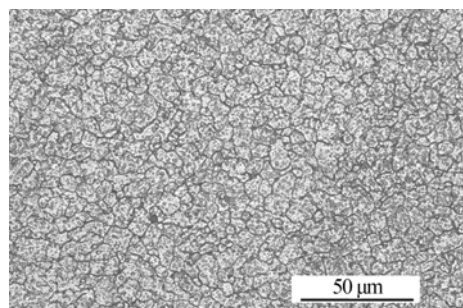


图4 不同工艺 GCr15 钢试样显微硬度分布曲线

从图4还可以看出,GCr15钢试样在各工艺渗层中同一深度位置硬度差别比较大,而心部硬度也略有差异。造成渗层中硬度有差别是多方面的,由于各工艺温度、碳势、氨气流量不同,这些都会对硬度造成影响。心部硬度差异主要取决于强渗阶段及扩散阶段温度(淬火温度)。温度高,马氏体碳含量高,硬度大。同时温度高,马氏体针比较大,残余奥氏体较多,未溶碳化物少,硬度降低。

## 2.2 碳氮共渗对奥氏体晶粒度的影响

不同工艺碳氮共渗后晶粒度等级见图5。经测量所有试样心部奥氏体的平均晶粒度为9.0~12.0,满足标准中经碳氮共渗热处理的套圈和滚动体的平均晶粒度应为8级或更细的要求。

(a) 1<sup>#</sup>工艺 GCr15 (9.0级晶粒度)(b) 1<sup>#</sup>工艺 GCr15SiMn (11.0级晶粒度)(c) 2<sup>#</sup>工艺 GCr15 (9.5级晶粒度)(d) 3<sup>#</sup>工艺 GCr15 (11.0级晶粒度)(e) 3<sup>#</sup>工艺 GCr15SiMn (11.5级晶粒度)

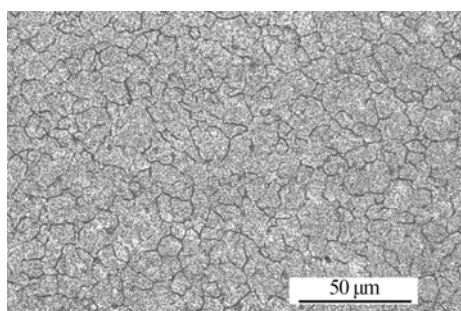
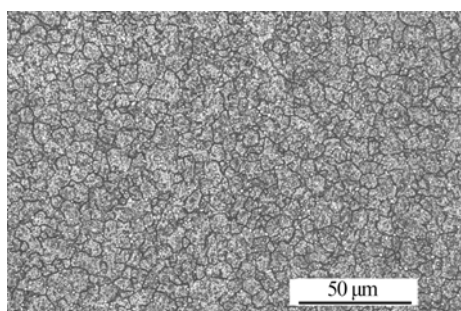
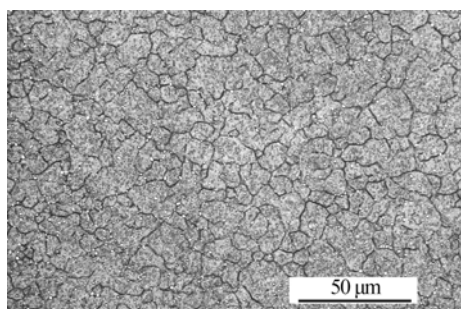
(f) 4<sup>#</sup>工艺 GCr15 (10.0 级晶粒度)(g) 4<sup>#</sup>工艺 GCr15SiMn (12.0 级晶粒度)(h) 5<sup>#</sup>工艺 GCr15 (10.5 级晶粒度)

图 5 不同工艺碳氮共渗后晶粒度等级

钢在加热过程中,随着温度的升高和保温时间的延长,晶粒有自发长大的倾向,其中温度对晶粒的影响更大,在某一温度下,随时间的延长晶粒大小趋于稳定。虽然含 Mn 钢过热敏感性较大,但在 Si 的配合下,在本实验温度、时间范围内,GCr15SiMn 钢试样较 GCr15 钢试样心部的平均奥氏体晶粒度等级更大。根据以上结果,在 800~900 °C 及一定时间范围内进行碳氮共渗化学热处理,心部组织不易粗化。

综合以上结果,3<sup>#</sup>工艺共渗温度和碳势居中,3<sup>#</sup>工艺渗层深度、化合物厚度、化合物颗粒大小与 2<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>、5<sup>#</sup>工艺基本一致,但 3<sup>#</sup>工艺渗层及心部硬度较高。故综合判断认为 3<sup>#</sup>工艺是 5 种工艺中相对较好的一种。

### 3 碳氮共渗层成分、相组成及性能分析

#### 3.1 碳氮共渗层碳、氮成分分布

对 GCr15SiMn 钢试样经 3<sup>#</sup>工艺处理后的碳氮共渗层进行碳、氮成分分布检测,成分变化曲线见图 6。从图 6 可知,碳氮共渗后,试样表面碳含量达到 1.88%。这与控制碳势差别较大,原因可能是在实际热处理时,碳势的控制不稳定,导致试样表面碳含量偏高。在测量范围内,距离表面 1.2 mm 处,碳含量接近基体水平,但从图 4 硬度分布看,碳的渗入深度接近 2 mm。试样表面氮含量为 0.677%,在距离表面 0.6 mm 处含量为 0.081%。如此可知,氮渗入深度应在 0.6~0.7 mm。

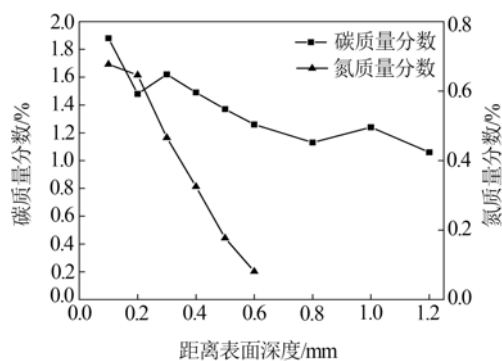


图 6 碳氮共渗层碳、氮成分变化曲线

#### 3.2 碳氮共渗层相组成

图 7 为 GCr15SiMn 钢试样在 3<sup>#</sup>工艺碳氮共渗基础上,冷处理和未冷处理试样距离表面 0.1 mm 处的 XRD 谱。从图 7 可知,碳氮共渗相组成为马氏体、残余奥氏体,未反映出化合物相。碳氮共渗+冷处理和未冷处理的试样物相不改变,但冷处理会减小残余奥氏体相的量。经计算,经冷处理试样残余奥氏体量为 12.5%,未冷处理的残余奥氏体量为 22.1%,冷处理有效降低了残余奥氏体的含量。残余奥氏体是钢中比容最小的亚稳相,分解

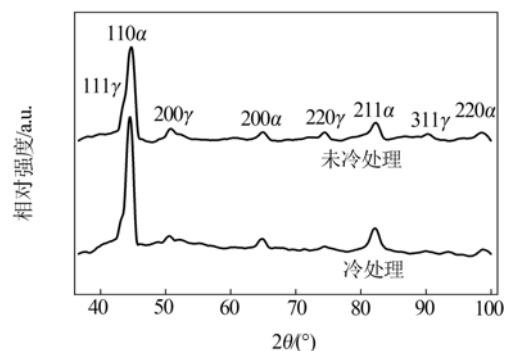


图 7 GCr15SiMn 钢试样碳氮共渗层 XRD 谱

后造成钢制零件尺寸变化,所以对尺寸精度要求比较高的轴承零件需要用冷处理来降低残余奥氏体含量。

### 3.3 冷处理对硬度的影响

GCr15SiMn 钢试样经 3<sup>#</sup> 工艺加冷处理后的表面洛氏硬度为 66.1 HRC,未冷处理的表面硬度为 64.5 HRC,冷处理后硬度提升了 1.6 HRC。GCr15SiMn 钢试样显微硬度分布曲线见图 8。从图 8 可知,冷处理有效提高了碳氮共渗层及心部的硬度,这能提高抗疲劳磨损和磨粒磨损的能力<sup>[22]</sup>。冷处理提高淬火、回火钢硬度机理是多方面的,如冷处理促进残余奥氏体向马氏体进一步转变,使马氏体细化及均匀化,促进更细小、弥散碳化物析出,增加位错密度及表面残余压应力等<sup>[23-24]</sup>。

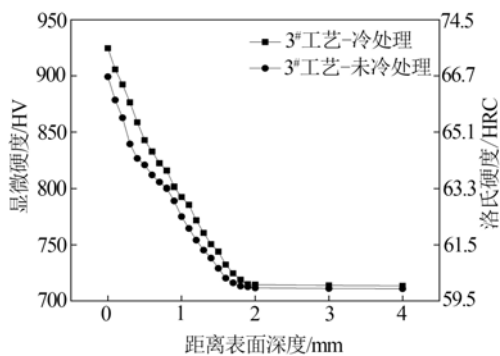


图 8 GCr15SiMn 钢试样显微硬度分布曲线

## 4 结论

(1) 在本文实验工艺范围内, GCr15 和 GCr15SiMn 钢试样经过碳氮共渗处理后可获得 0.32~0.40 mm 的碳氮化合物层,碳氮共渗总硬化层深度约 2.0 mm。

(2) 碳氮共渗温度控制在 820 ℃,碳势控制在 1.18%,进行油冷以及 180 ℃低温回火后钢试样组织及性能较好。各工艺下 GCr15 和 GCr15SiMn 钢试样心部晶粒度等级均高于 8 级晶粒度。

(3) 在碳氮共渗处理工艺中增加冷处理后, GCr15SiMn 钢试样表面硬度从 64.5 HRC 提高至 66.1 HRC,提高了 1.6 HRC。距离试样表面 0.1 mm 处残余奥氏体量:经冷处理试样残余奥氏体量为 12.5%,未冷处理的残余奥氏体量为 22.1%。冷处理有效降低了表面的残余奥氏体含量。

## 参考文献:

- [1] 刘耀中, 侯万国, 王玉良, 等. 滚动轴承材料及热处理进展与展望[J]. 轴承, 2020(1): 55-63.
- [2] 刘蕾, 孙剑伟. 轴承表面改性技术的研究现状与展望[J]. 材料开发与应用, 2019, 34(4): 84-90.
- [3] 张玲, 龚建勋, 刘汇和, 等. GCr15 钢制轴承气体碳氮共渗组织及性能的变化[J]. 热处理技术与装备, 2017, 38(5): 40-43.
- [4] HOSHINO T. Basic technology series of bearings (1) life improvement with newly developed materials and heat-treatment[J]. KOYO Engineering Journal English Edition, 2001, 159E: 91-96.
- [5] CHIKARA O. Evaluation of scratched contact fatigue life with artificial dent of carbonitrided SUJ2 steel whose surface nitrogen content is controlled[J]. NTN Technical Review, 2010, 78: 20-28.
- [6] DAISUKE S, CHIKARA O. Rolling contact fatigue life of highly-carbonitrided JIS-SUJ2[J]. NTN Technical Review, 2013, 81: 78-84.
- [7] RAJAN K, JOSHI V, GHOSH A. Effect of carbonitriding on endurance life of ball bearing produced from SAE 52100 bearing steels[J]. Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology, 2013 (3): 172-177.
- [8] LIU B, WANG B, GU J F. Effect of ammonia addition on microstructure and wear performance of carbonitrided high carbon bearing steel AISI 52100[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 361: 112-118.
- [9] WANG B, LIU B, GU J F, et al. Gaseous carbonitriding of high carbon chromium bearing steel: correlation between composition, microstructure and stability[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 438: 15.
- [10] 扈林庄, 王珊珊, 王浩, 等. 高碳铬轴承钢碳氮共渗热处理的组织及性能[J/OL]. 轴承. (2022-09-13) [2023-03-11]. <https://kns.cnki.net/kcms/detail/41.1148.TH.20220909.1623.008.html>.
- [11] 单琼飞, 王鑫, 薛文方, 等. GCr15 钢碳氮共渗与马氏体淬火组织及性能试验对比研究[J]. 哈尔滨轴承, 2021, 42(2): 28-31.
- [12] 曾志鹏, 周瑞虎, 王帅. 圆锥轴承套圈碳氮共渗工艺试验分析[J/OL]. 轴承. (2022-07-22) [2023-03-11]. <https://kns.cnki.net/kcms/detail/41.1148.TH.20220721.1751.004.html>.
- [13] 蒋港辉, 李淑欣, 蒲吉斌, 等. 马氏体轴承钢碳氮共渗滚动接触疲劳失效机理[J]. 中国表面工程, 2022, 35(2): 12-23.
- [14] STICKELS C, JANOTIK A. Controlling residual stresses

- in 52100 bearing steel by heat treatment[J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11A: 467-473.
- [15] 祝溪明. 滚动轴承材料热处理及其新技术应用研究[J]. 机械设计与制造, 2012(12): 220-221.
- [16] RETI T. Residual stresses in carburised, carbonitrided and case-hardened components (part 1) [J]. Heat Treatment of Metals, 2003, 30(4): 83-96.
- [17] KATEMI R J, JEREMY E. Influence of carbonitriding conditions on phase composition and residual stresses for 20MnCr5 low alloy steel[J]. Tanzania Journal of Science, 2012, 47(2): 790-799.
- [18] KANCHANOMAI C, LIMTRAKARN W. Effect of residual stress on fatigue failure of carbonitrided low-carbon steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2008, 17(6): 879-887.
- [19] TAWEEJUN N, KANCHANOMAI C. Effects of carbon and nitrogen on the microstructure and mechanical properties of carbonitrided low-carbon steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015, 24(12): 4853-4862.
- [20] 钱坤, 李建鸿, 武兴斌. GCr15 钢轴承残余奥氏体与疲劳寿命试验研究[J]. 机械制造, 2009, 47(6): 78-80.
- [21] 郑经紘, 蔡恒丰, 沈甫法, 等. 碳氮共渗层残留奥氏体对疲劳裂纹扩展抗力的影响[J]. 上海交通大学学报, 1996, 30(3): 145-150.
- [22] 陈叶青, 吴益文, 秦子威, 等. 深冷处理对 GCr15 轴承钢组织及力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2018, 42(5): 55-58.
- [23] 徐国秀. GCr15 轴承钢深冷处理-激光冲击复合强化机理及耐磨性能研究[D]. 温州: 温州大学, 2021.
- [24] KONESHLOU M, ASL K M, KHOMAMIZADEH F. Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical and wear behaviors of AISI H13 hot work tool steel[J]. Cryogenics, 2011, 51(1): 55-61.

## Study on Carbonitriding Process of Rolling Bearing Steel

LIU Deyi<sup>1, 2</sup>, XIE Qingdong<sup>1, 2</sup>, REN Ruiming<sup>1, 2</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, China; 2. Key Laboratory of Key Material of Rail Transit in Liaoning Province, Dalian 116028, China)

**Abstract:** GCr15 and GCr15SiMn bearing steel samples were used to conduct experiment studies on different processes of carbonitriding heat treatments. Using optical microscope, X-ray diffractometer, hardness tester, and other equipment, the microstructure, hardness, austenite grain size, and other microstructure and properties of the samples from different carbonitriding heat treatment processes were analyzed, and the effect of carburizing temperature on the microstructure and properties of the carburized layer was studied. The results show that, considering the comprehensive factors of carburizing layer depth, microstructure, grain size and hardness, the carbonitriding temperature is controlled at 820 °C with the carbon potential of 1.18 %, the microstructure and properties of the samples after quenching and low temperature tempering are relatively good. After the further cryogenic treatment of the GCr15SiMn steel sample, the surface hardness of the steel is increased from 64.5 HRC to 66.1 HRC, and the surface residual austenite content is decreased from 22.1 % to 12.5 %. The cryogenic treatment reduces the residual austenite content on the surface effectively.

**Keywords:** carbonitriding; GCr15 steel; GCr15SiMn steel; microstructure