

轧后冷却速率对 GCr15 轴承钢球化组织的影响

韩东序, 杜林秀, 吴红艳, 齐敏

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 采用电子探针和透射电子显微镜研究了模拟热轧后不同冷却速率对网状碳化物析出及后续离异共析转变过程中显微组织转变的影响. 结果表明: 在先共析碳化物形成温度区间采用快冷处理可以抑制网状碳化物的形成, 减小片状珠光体的片层间距. 当冷速控为 20 °C/s 时, 采用离异共析处理方式可将球化退火时间降低约 2 h, 硬度可达 1.95 GPa 左右. 选区电子衍射分析表明球化处理后的球状碳化物类型为 M_3C , 冷速的调控不会改变球化处理后碳化物的种类.

关 键 词: 轴承钢; 珠光体; 球化退火; 网状碳化物; 硬度

中图分类号: TG 335.5

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2019)10-1392-06

Effect of Cooling Rate on Spheroidized Microstructure of GCr15 Bearing Steel

HAN Dong-xu, DU Lin-xiu, WU Hong-yan, QI Min

(State Key Laboratory of Rolling Technology and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.

Corresponding author: DU Lin-xiu, E-mail: dulx@ral.neu.edu.cn)

Abstract: The effect of cooling rate after a simulated hot-rolling process on the microstructures of network carbide precipitation and subsequent divorced eutectoid transformation in GCr15 bearing steel was investigated using electron probe and transmission electron microscopy. The results indicated that the rapid cooling treatment in the range of pre-eutectoid carbide formation temperature can inhibit the formation of network carbides and reduce the inter-lamellar spacing of flaky pearlite in the steel. When the cooling rate is 20 °C/s, the spheroidizing annealing time can be reduced to about 2h in divorcing eutectoid treatment and the hardness of the tested sample reaches 1.95 GPa. The results from selected-area electron diffraction show that the type of spheroidal carbide in the steel after spheroidization is M_3C , which can not be changed by the regulation of cooling rate.

Key words: bearing steel; pearlite; spheroidizing annealing; network carbides; hardness

GCr15 作为最普遍应用的轴承钢, 广泛应用于汽车制造业、机械行业、风力涡轮机和建筑工业中^[1-3]. 作为过共析钢, 热轧处理后的轴承钢由片状珠光体和分布在晶界处的网状碳化物组成. 粗大的网状碳化物颗粒不仅会降低材料的韧性, 还会影响淬回火后轴承钢的服役寿命^[4-6]. 为了有效改善材料的切削加工性能, 热轧处理后的轴承钢通常采用球化退火的方式来获取粒状珠光体组织. 常见的球化退火工艺主要包括连续球化退

火和等温球化退火^[7-8]. 但无论是连续球化退火工艺还是等温球化退火工艺都需要长达 10~16 h 的退火时间, 生产效率低下, 能耗较高. 近年来, 采用离异共析机制的球化退火工艺得到了广泛研究^[9-11]. 离异共析机制是将轴承钢加热到完全奥氏体化的温度以下进行等温处理, 在随后等温过程中奥氏体/铁素体界面会向奥氏体方向移动, 同时排出的碳原子会依附于未溶碳化物颗粒, 从而使奥氏体向珠光体转变以离异共析的形式进行而

不是传统的协同长大的方式^[12]. 影响等温球化退火组织转变过程的因素很多, 网状碳化物及珠光体片层的尺寸等都可以对后续的球化时间产生影响^[13-14]. 因此, 如何控制网状碳化物的析出, 是轴承钢研究的重点之一. 近年来, 通过对轧制变形温度的控制, 可以在控制网状碳化物析出的同时获得片层较细的珠光体组织^[15-17]. 孙艳坤等^[18]研究表明, 快速冷却可有效抑制网状碳化物的析出. 快速冷却技术已在轴承钢的生产中获得了部分应用^[19], 然而关于碳化物析出温度范围内的冷却速率对原始组织及随后的离异共析转变的影响尚未进行深入研究.

鉴于此, 采用东北大学自主研发的 MMS300 热模拟变形试验机测量了不同冷却速度的热轧处理后轴承钢的显微组织, 并进一步分析这些组织对随后球化退火时离异共析转变的影响. 由此获得最佳的球化退火工艺参数, 揭示轧后快速冷却对缩短随后球化时间的内在原因.

1 实验材料和方法

实验选用的原材料为抚顺特殊钢股份有限公司提供的 GCr15 轴承钢. 其主要的化学成分如表 1 所示. 热模拟试样尺寸为 $\phi 8 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$, 初始组织为片状珠光体 + 网状碳化物. 为了确保实验

过程中温度及冷却速率的准确性, 将热电偶电焊到试样的纵向中心. 具体的热变形及冷却处理工艺如图 1a 所示. 首先, 将试样以 $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速率加热至 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 5 min 后进行两道次的热压缩变形处理, 每道次的压下量为 20% , 变形速率为 10 s^{-1} , 通过变形处理后的试样经过不同的冷却速率冷却至 $700 \text{ }^\circ\text{C}$, 后以 $0.05 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速率冷却至 $650 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷至室温. 按照冷却速率的不同, 将试样进行编号: 1# ($1 \text{ }^\circ\text{C/s}$), 2# ($5 \text{ }^\circ\text{C/s}$), 3# ($10 \text{ }^\circ\text{C/s}$), 4# ($20 \text{ }^\circ\text{C/s}$). 球化退火处理所采用的工艺如图 1b 所示, 奥氏体化温度为 $800 \text{ }^\circ\text{C}$, 等温处理 1 h 后, 以 $0.05 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速率冷却至 $720 \text{ }^\circ\text{C}$, 继续等温 30 min 后以 $0.05 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速率冷却至 $600 \text{ }^\circ\text{C}$, 空冷至室温.

不同工艺处理后的金相试样经砂纸逐级打磨至 2000CCR/R 后并抛光, 使用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀. 利用电子探针 (JE-OL JXA8530F) 对不同工艺处理后的组织形貌进行观察. 并利用 Image-Pro Plus 和 Photoshop 软件对超快冷处理后的试样中网状碳化物的尺寸及珠光体片层尺寸进行了分析测量. 采用 FEI Tecnai G²F20 透射电镜对球化处理后的组织进行观察, 并对球状碳化物的种类进行了标定. 采用万能硬度计 (KB3000BVRZ-SA) 对不同冷却速率处理后及球化退火后的试样的硬度进行了测量.

表 1 实验用轴承钢的化学成分 (质量分数)

Table 1 Composition of experimental bearing steels (mass fraction)

C	Cr	Mn	Si	Ni	S	P	Cu	Al	Ti	Mo	%
1.00	1.51	0.3	0.22	0.18	0.002	0.003	0.08	0.02	0.005	0.05	

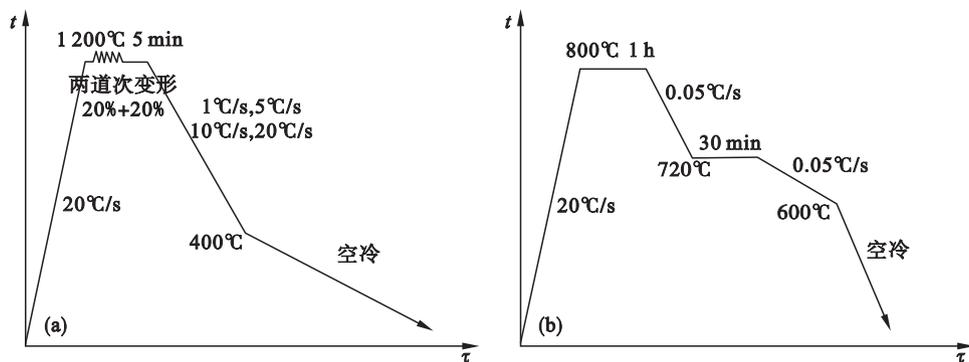


图 1 高温变形处理和球化退火处理工艺

Fig. 1 Schematic diagram of hot deformation treatment and spheroidizing annealing treatment

(a)—控轧控冷工艺; (b)—等温球化退火工艺.

2 结果与讨论

2.1 冷却速率对热轧处理后组织的影响

为了有效确定快冷工艺的起始和终冷温度,

使用淬火/相变膨胀仪对实验用 GCr15 轴承钢不同冷却速率下的相变点进行了测量, 试验结果如表 2 所示. 由表 2 可知: 碳化物的开始析出温度随着冷却速度的增加逐渐降低, 当冷却速率大于 $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 时, 由于碳化物的析出量降低, 基本无法

通过膨胀量曲线和淬火组织测量到明显的 A_{cm} 点. 采用 Thermo - calc 软件(TCFE7 数据库)对实验用 GCr15 轴承钢的相图进行了计算, 结果如图 2 所示. 由图 2 可知, 先共析渗碳体析出的温度

区间主要集中在 730 ~ 900 °C 之间. 为有效抑制先共析渗碳体的析出, 应该在此温度区间内采用快冷处理. 此外, 为了避免马氏体组织的形成, 快冷后试样要缓冷至 600 °C 进行空冷处理.

表 2 实验用轴承钢的特征相变温度

Table 2 Temperature of phase transformation for experimental GCr15 bearing steels

相变温度	A_{cm}	A_{cm}	A_{cm}	A_{cm}	M_s	M_s	M_s	M_s
冷却速率/(°C·s ⁻¹)	1	5	10	20	1	5	10	20
测量值/°C	872	853	—	—	211	205	202	198

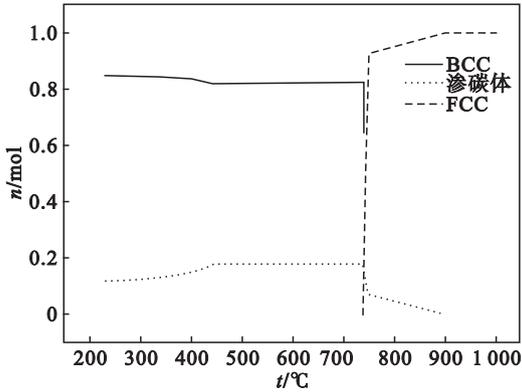


图 2 Thermal - calc GCr15 轴承钢相图

Fig. 2 Phase diagram of GCr15 steel from Thermal-calc software

示. 由图 3a 和 3b 可知, 1# 和 2# 试样的组织主要由片状珠光体和沿晶界分布的粗大网状碳化物组成, 且珠光体团内的渗碳体和铁素体片层的尺寸较大, 可明显看到珠光体的片层结构, 珠光体片层的平均厚度约为 0.5 μm. 由图 3c 和 3d 可知, 随着冷却速率的增加, 碳化物的网状程度逐渐降低, 珠光体团的直径及片层间距逐渐减小. 当冷却速率增加到 20 °C/s 时, 在晶界处已经看不到明显的网状碳化物析出, 且珠光体片层由粗大的团状进一步细化为团絮状组织, 珠光体片层的平均厚度减小至约 0.2 μm. 实验结果表明, 采用快速冷却的方法缩短先共析碳化物在析出温度区间的停留时间, 可以有效地抑制网状碳化物的析出.

不同冷却速率处理后的显微组织如图 3 所

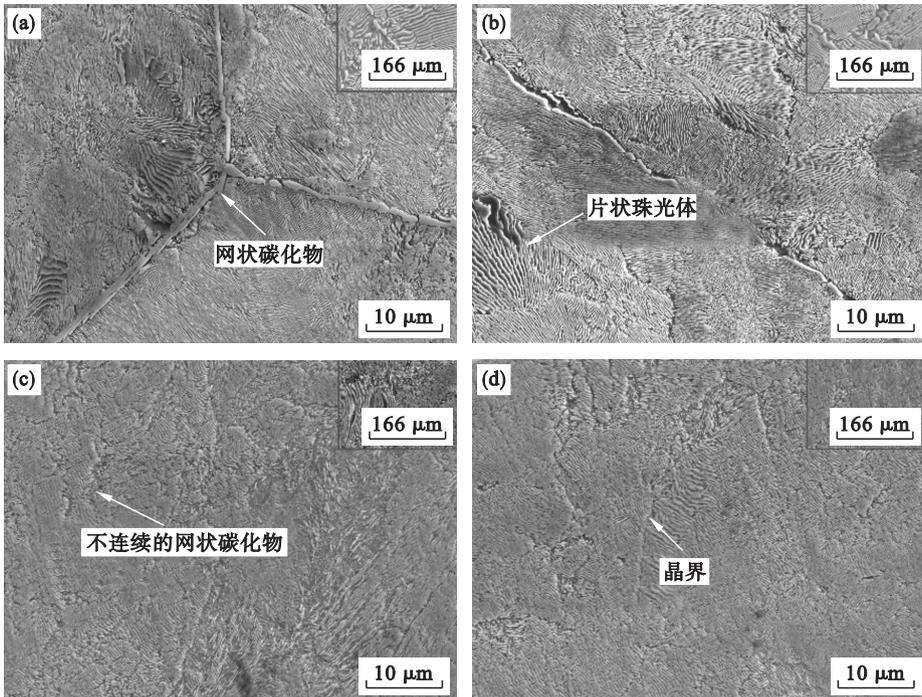


图 3 不同冷却速率下试样的显微组织

Fig. 3 Microstructures of the tested samples at different cooling rates

(a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

2.2 冷却速率对离异共析转变的影响

不同冷却速率处理后的试样按照图 1b 所示工艺进行离异共析转变后的组织如图 4 所示. 可知, 不同冷却速率冷却处理的试样经过约 2 h 球化退火所获得组织的球化程度是不同的. 由图 4a 和 4b 可知, 经过 1 h × 800 °C 等温处理不能使粗大的网状碳化物完全溶解, 组织中仍然存在着一部分数量的未溶网状碳化物. 对比之下, 图 4c 和 4d 的组织则完全由铁素体基体和球状碳化物颗粒构成, 不存在未溶解的网状碳化物颗粒, 通过图 1b 所示的球化退火工艺可以实现组织的完全球化.

由图 4 可知, 控制冷却速率可有效提高

GCr15 轴承钢球化退火的效率. 为进一步确定冷却速率对球化退火后碳化物种类的影响, 使用选区电子衍射对球化退火后的碳化物的种类进行了分析. 通过衍射斑分析可知, 球状组织的基体为体心立方晶格的铁素体, 图 4d 经过球化退火处理后的碳化物晶体结构属于正交晶系, 碳化物的种类属于 M_3C . 对传统变形后炉冷试样及 20 °C/s 冷却处理后的试样经球化退火处理后的碳化物种类进行了 XRD 分析, 结果如图 5 所示. 由 XRD 图谱可知, 炉冷试样及 20 °C/s 快冷试样经过球化退火处理后的碳化物均为 M_3C 型结构, 冷却速率对球化退火后的碳化物种类几乎没有影响.

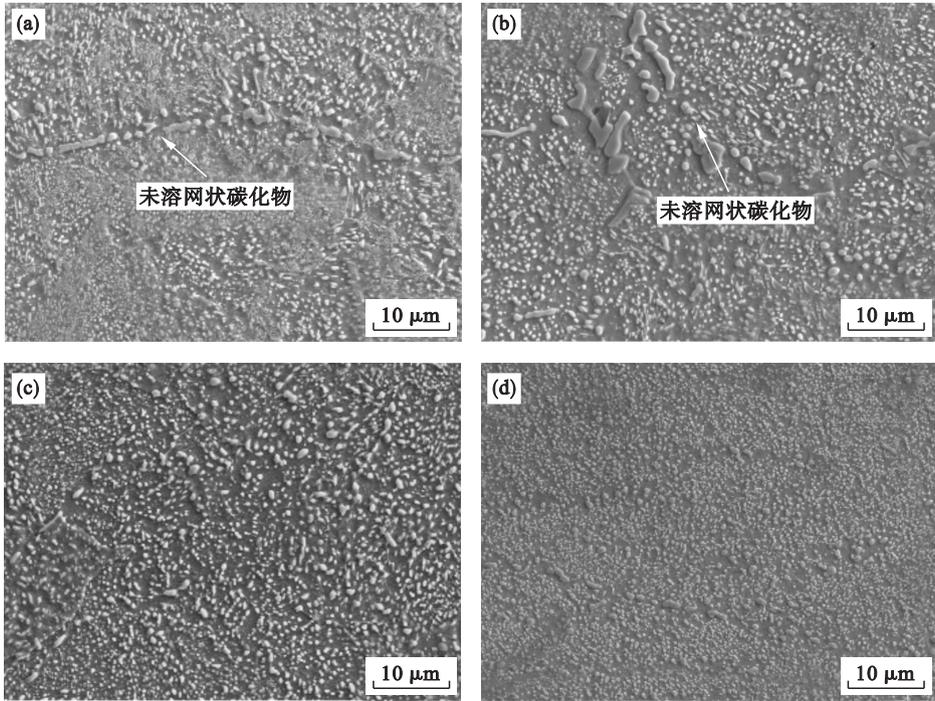


图 4 不同冷却速率处理后试样经过 2 h 球化退火后的显微组织

Fig. 4 Microstructures of the tested samples at different cooling rates after 2 h

(a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

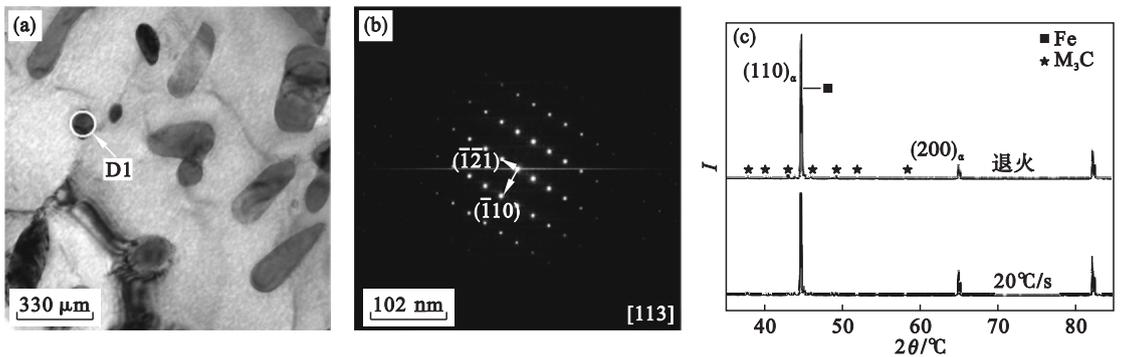


图 5 碳化物种类

Fig. 5 Carbide species

(a)—4#, 2 h 球化退火后的显微组织; (b)—D1 标定处碳化物的选区电子衍射花样; (c)—1#和 4#样 2 h 球化处理后的 XRD 图谱.

2.3 冷却速率对显微硬度的影响

采用 FM-700 型显微硬度测试仪对不同冷却速率的退火试样及其经过球化退火后试样的维氏硬度进行了测量,结果如图 6 所示.由图 6a 可知,变形后快冷+缓冷试样的硬度为 3.3~4.5 GPa,且随着冷却速率的增加,试样的显微硬度逐渐提高.结合组织分析表明,随着冷却速率的增加,珠光体的片层间距不断减小. Ridley^[20]的研究表明,单位体积范围内的铁素体与渗碳体之间的相界面面积为 $S_v = 2/S$, S 为片状珠光体的片层间距.随着冷却速率的提高,增加的相界面面积会导致变形抗力的增大,进而导致试样硬度的提高.此外,变形后快速冷却抑制了先共析碳化物的析出,在避免

晶界处网状碳化物形成的同时导致珠光体组织中碳含量的增加,从而在另一个方面导致珠光体片层内部硬度的提高.

由图 6b 可知,随着冷却速率的增加,经过相同时间球化退火处理后试样的硬度逐渐降低.这是由于随着冷却速率的提高,球化退火后碳化物的球化效果逐渐增加.球化颗粒的增加及网状碳化物的降低会导致试样显微硬度的降低.其中 4# 试样经过约 2 h 球化退火后的显微硬度约为 1.95 GPa,基本符合球化退火后试样的硬度要求,1#~3# 试样的硬度均大于 2 GPa,不利于球化退火后的机械加工处理.

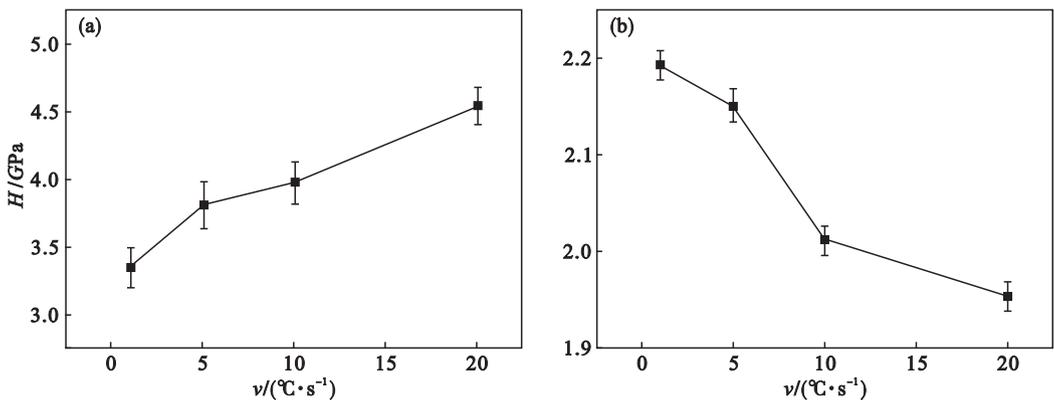


图 6 冷却速率对硬度的影响

Fig. 6 Effect of cooling rate on hardness of the tested samples

(a)—退火; (b)—2 h 球化退火.

3 结 论

1) 先共析碳化物形成的主要温度区间为 730~900 $^{\circ}\text{C}$,在此温度区间内采用快速冷却可以抑制网状碳化物的析出,且随着冷却速率的增加,珠光体片层尺寸逐渐减小.

2) 网状碳化物的减少可以促进随后离异共析转变的快速进行.通过 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却处理后的试样经过约 2 h 的球化退火就可以实现球化,球化后的硬度可达约 1.95 GPa.

3) 快速冷却处理不能改变球化退火处理后球化碳化物的种类,球化处理后碳化物的种类均为 M_3C .

4) 为了获得理想的显微组织,通过变形处理后的试样应该在 730~900 $^{\circ}\text{C}$ 进行冷却速率大于 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的快冷处理.

参考文献:

- [1] Lee S, Kim M S, Jung D S. Fabrication and sagging behavior of three-layer Al-Si/Al-Mn-Zn/Al-Si clad sheets for automotive heat exchanger [J]. *Materials Science Forum*, 2003, 439(4): 221-226.
- [2] 李昭昆, 雷建中, 徐海峰, 等. 国内外轴承钢的现状与发展趋势[J]. *钢铁研究学报*, 2016, 28(3): 1-12.
(Li Zhao-kun, Lei Jian-zhong, Xu Hai-feng, et al. Current status and development trend of bearing steel in China and abroad [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2016, 28(3): 1-2.)
- [3] 王昌生, 谢亚庆, 周德光. 我国轴承钢生产的发展[J]. *特殊钢*, 1996(1): 9-14.
(Wang Chang-sheng, Xie Ya-qing, Zhou De-guang. Development of bearing steel in China [J]. *Special Steel*, 1996(1): 9-14.)
- [4] Kim K H, Park J H, Bae C M. Role of spheroidized carbides on the fatigue life of bearing steel [J]. *Metals & Materials International*, 2012, 18(6): 917-921.
- [5] Bhadeshia H K D H. Steels for bearings [J]. *Progress in Materials Science*, 2012, 57(2): 268-435.
- [6] Carsi M, Ruano O A, Peñalba F, et al. High strain rate torsional behavior of an ultrahigh carbon steel (1.8 Pct C-1.6 Pct Al) at elevated temperature [J]. *Metallurgical & Materials*

- Transactions A*, 1997, 28(9): 1913 – 1920.
- [7] Hewitt W. Spheroidise annealing of high-carbon steels and its effect on subsequent heat treatment [J]. *History News*, 1982, 15: 41 – 41.
- [8] 许磊, 陈瑜, 韩彦光, 等. GCr15 轴承钢球化退火研究现状 [J]. *热加工工艺*, 2013, 42(14): 11 – 14.
(Xu Lei, Chen Yu, Han Yan-guang, et al. Recent research on spheroidization of GCr15 bearing steel [J]. *Hot Working Technology*, 2013, 42(14): 11 – 14.)
- [9] Verhoeven J D. The role of the divorced eutectoid transformation in the spheroidization of 52100 steel [J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2000, 31(10): 2431 – 2438.
- [10] Beswick J M. The effect of chromium in high carbon bearing steels [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1987, 18(11): 1897 – 1906.
- [11] Luzginova V N, Zha L, Sietsma J. The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents [J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2008, 39(3): 513 – 521.
- [12] Verhoeven J D, Gibson E D. The divorced eutectoid transformation in steel [J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 1998, 29(4): 1181 – 1189.
- [13] 叶慧丽, 李国忠, 惠荣, 等. 轧制工艺对 GCr15 球化退火的影响 [J]. *热加工工艺*, 2007, 36(4): 30 – 31.
(Ye Hui-li, Li Guo-zhong, Hui Rong, et al. Effects of rolling process on spheroidizing annealing of GCr15 [J]. *Hot Working Technology*, 2007, 36(4): 30 – 31.)
- [14] Daeubler M A, Thompson A W, Bernstein I M. Influence of microstructure on fatigue behavior and surface fatigue crack growth of fully pearlitic steels [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21(3): 925 – 933.
- [15] 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.
(Wang Lei, Liu Yu-kun, Yu Wan-hua, et al. Effect of final cooling temperature of low temperature rolling on microstructure and properties of GCr15 bearing steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2019, 40(3): 109 – 114.)
- [16] 李振兴, 李长生, 马永强, 等. 变形终止温度对 GCr15 轴承钢显微组织的影响 [J]. *材料工程*, 2015, 43(10): 28 – 34.
(Li Zhen-xing, Li Chang-sheng, Ma Yong-qiang, et al. Effect of final deformation temperature on microstructure of GCr15 bearing steel [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(10): 28 – 34.)
- [17] 杨洪波, 朱伏先, 马宝国, 等. 终轧温度对 GCr15 轴承网状碳化物析出的影响 [J]. *特殊钢*, 2010, 31(1): 55 – 56.
(Yang Hong-bo, Zhu Fu-xian, Ma Bao-guo, et al. Effect of finishing temperature on precipitation of carbides network in bearing steel GCr15 [J]. *Special Steel*, 2010, 31(1): 55 – 56.)
- [18] 赵宪明, 孙艳坤, 王永红. 轴承钢棒材超快速冷却的试验研究 [J]. *东北大学学报 (自然科学版)*, 2010, 31(7): 947 – 952.
(Zhao Xian-ming, Sun Yan-kun, Wang Yong-hong. Commercial test of ultra-fast cooling for bearing steel bar [J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2010, 31(7): 947 – 952.)
- [19] 闫卫兵, 翁鹏, 张丽峰, 等. 超快冷技术在轴承钢网状碳化物控制上的应用 [J]. *河北冶金*, 2019(1): 44 – 47.
(Yan Wei-bing, Weng Peng, Zhang Li-feng, et al. Application of ultra-fast cooling technology in control of network carbide of bearing steel [J]. *Hebei Metallurgy*, 2019(1): 44 – 47.)
- [20] Ridley N. A review of the data on the interlamellar spacing of pearlite [J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 1984, 15(6): 1019 – 1036.