

穿水冷却对 GCr15 轴承钢组织和力学性能的影响

韩怀宾^{1,2}, 赵宪明¹, 王 维², 万长杰²
(1. 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; 2. 河南济源钢铁(集团)有限公司, 河南 济源 459000)

摘 要: 通过 4 种穿水冷却工艺生产 $\phi 20$ mm 热轧 GCr15 轴承钢棒材,研究了穿水冷却对热轧及球化退火、淬回火热处理后轴承钢组织和力学性能的影响. 结果表明:终轧前后均采用穿水冷却,控制终轧温度在 $800 \sim 860\text{ }^{\circ}\text{C}$,上冷床返红温度为 $620\text{ }^{\circ}\text{C}$,能明显降低先共析碳化物及珠光体相变温度,减小热轧轴承钢中先共析碳化物厚度、连续度及珠光体片层、球团大小. 退火及回火组织中碳化物厚度减小,均匀性增加,防止了粗大未溶网状碳化物的遗传. 热轧及热处理后轴承钢抗拉强度及面缩率均增强.

关 键 词: GCr15 轴承钢;穿水冷却;热轧;球化退火;淬回火;组织;力学性能

中图分类号: TG 142.41 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-3026(2018)10-1390-06

Effect of Through-Water Cooling on Microstructure and Mechanical Properties of GCr15 Bearing Steel

HAN Huai-bin^{1,2}, ZHAO Xian-ming¹, WANG Wei², WAN Chang-jie²
(1. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Henan Jiyuan Iron and Steel Group Co., Ltd, Jiyuan 459000, China. Corresponding author: HAN Huai-bin, E-mail: 15239718910@126.com)

Abstract: The $\phi 20$ mm hot-rolled GCr15 bearing steels were obtained through four kinds through-water cooling processes. The effects of through-water cooling on microstructure and mechanical properties of the hot-rolled bearing steels and heat-treated bearing steels after spheroidizing annealing and quenching-tempering processes, respectively were investigated. The results showed that when the through-water cooling was carried out both before and after finish rolling and the finish-rolling and re-reddening temperature was $800 \sim 860\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $620\text{ }^{\circ}\text{C}$, respectively, the temperature of phase transformation for the proeutectoid carbide and the pearlite went down, and the thickness and continuity of the proeutectoid carbide, the pearlite interlamellar spacing and the pearlitic colony size in the hot-rolled bearing steels were decreased. Accordingly, the thickness of carbide in the annealed and tempered microstructure was decreased while the homogeneity was enhanced. Moreover, the thick undissolved carbide networks were prevented. Eventually, the tensile strength and percentage of area reduction of the hot-rolled and heat-treated bearing steels were increased.

Key words: GCr15 bearing steel; through-water cooling; hot-rolling; spheroidizing annealing; quenching-tempering; microstructure; mechanical property

随着高端装备制造业的发展及对轴承部分小型轻量化的重视,GCr15 作为在机械设备中起着重要作用的轴承钢代表钢种,对其产品质量提出了更高要求,尤其是对热轧 GCr15 轴承钢中网状碳化物的控制变得更加严格. 沿奥氏体边界形成的先共析网状碳化物对轴承钢的强韧性及疲劳寿命等都有着非常不利的影响^[1-2]. 在轴承钢轧制和冷却过程中抑制网状碳化物的析出,是改善和提高 GCr15 轴承钢性能的必要条件. 虽然在目前轴承钢生产过程中已广泛应用先进的设备和新的

技术,如通过水槽穿水冷却以控制钢材终轧温度及轧后冷速速率,但实际生产过程中,仍常因冷却能力不足或冷却参数控制不当而使轴承钢中出现网状碳化物超标的情况^[3],热轧轴承钢网状碳化物的析出问题仍没有得到完全解决.且近年来,报道多单独研究热轧工艺(如终轧温度、穿水冷却、超快速冷却等)^[4-5]或热处理制度参数^[6](如球化退火、淬火、回火温度、时间等)对轴承钢中组织及其力学性能影响,而系统研究轴承钢在控轧控冷-球化退火-淬回火整个过程中组织与力学性能遗传关系的文献却很少.因此,本文通过 4 种穿水冷却工艺(高温终轧快冷、低温终轧快冷)生产热轧 GCr15 轴承钢棒材,并对其进行球化退火及淬回火热处理.系统分析了穿水冷却对热轧及球化退火、淬回火热处理后轴承钢组织和力学性能的影响规律,意在为轴承钢的生产提供有效依据.

1 试验材料与方法

本试验用料分别为经过 4 种控冷工艺生产的

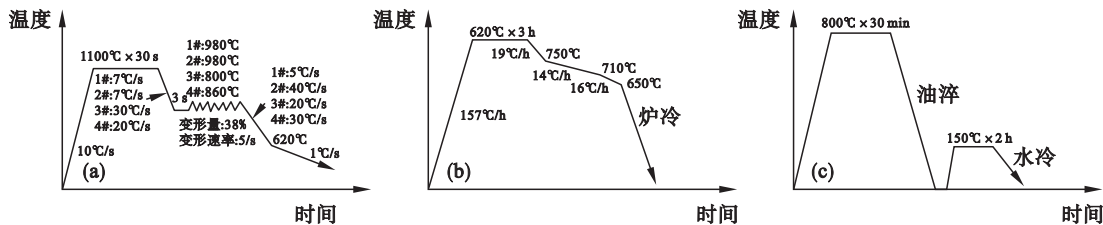


图 1 各工序工艺参数

Fig. 1 Technology parameters in each process
(a)—热轧工艺; (b)—球化退火工艺; (c)—淬回火工艺.

4 种穿水冷却工艺下的轴承钢热轧组织、球化退火组织及淬回火组织均经打磨抛光后用 2% 硝酸酒精侵蚀获得,在扫描电镜 (MLA250) 及电子探针 (EPMA-1720H) 下观察,检测各阶段的组织特性.其中,采用随机拦截法及直线拦截法通过软件 Image Tool 对组织中碳化物厚度 D_c 、珠光体片层间距 S_p 及珠光体球团直径 D_p 进行定量分析.另外,为进一步定量表征网状碳化物,过碳化物网内任意一点 O 作 n 条直线,当网状绝对完整时,理论上直线与网碳应有 $2n$ 个交点,网的连续度越低则交点个数越少,如图 2 所示.

为确保结果准确性,将图像以一定角度转动 N 次,记录所有交点之和为 X ,定义网状碳化物的连续度系数 F_c :

$$F_c = \frac{X}{N \times 2n} \quad (1)$$

对 4 种穿水冷却工艺下的热轧 GCr15 轴承

GCr15 轴承钢棒材 (0.96% C-0.25% Si-0.28% Mn-1.4% Cr). 工艺 1: 终轧及冷床返红温度分别为 980 °C 和 900 °C; 工艺 2: 终轧及冷床返红温度分别为 980 °C 和 620 °C; 工艺 3: 终轧及冷床返红温度分别为 800 °C 和 620 °C; 工艺 4: 终轧及冷床返红温度分别为 860 °C 和 620 °C. 经 4 种不同穿水冷却工艺获得了 1#, 2#, 3#, 4# 热轧试样,检测各热轧试样的金相组织及力学性能.在各工艺热轧棒材芯部取 $\phi 6 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 圆柱形试样,在相变仪 (DIL805A/D) 上模拟 4 种穿水冷却工艺,如图 1a 所示,分别对 4 种穿水冷却工艺下 GCr15 轴承钢的先共析碳化物及珠光体相变温度进行测定.使用辊底式多功能热处理炉 (MRF-4000PA/4000N) 进行球化退火试验,如图 1b 所示,检测各试样的退火组织.退火后各试样再经图 1c 工艺淬回火处理,检测最终热处理后试样的回火组织及力学性能.

钢棒材及淬回火 GCr15 轴承钢棒材按国际标准 ISO 6892-1-2009 进行室温拉伸试验,测试各轴承钢的抗拉强度及面缩率.

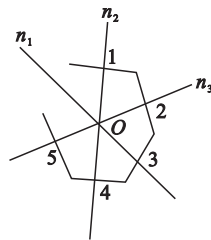


图 2 测定网状碳化物连续度系数
Fig. 2 Measuring continuity coefficient of network carbide

2 试验结果及分析

2.1 组织性能

4 种穿水冷却工艺下轴承钢的热轧组织如图

3 所示,热轧轴承钢金相组织的定量分析如表 1 所示,4 种穿水冷却工艺下轴承钢的热膨胀曲线

如图 4 所示.

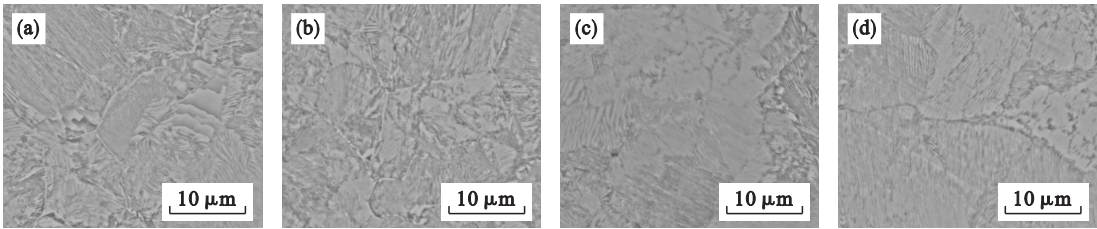


图 3 4 种穿水冷却工艺下轴承钢的热轧组织

Fig. 3 Hot-rolled microstructure of bearing steels by four kinds through-water cooling process, respectively (a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

表 1 热轧轴承钢金相组织的定量分析
Table 1 Quantitative metallographic analysis for hot-rolled bearing steels

| 工艺 | 先共析碳化物厚度/ μm | 先共析碳化物连续度 | 珠光体片层间距/ μm | 珠光体球团直径/ μm |
|----|-------------------------|-----------|------------------------|------------------------|
| 1 | 0.62 | 0.82 | 0.26 | 28 |
| 2 | 0.49 | 0.75 | 0.19 | 23 |
| 3 | 0.12 | 0.18 | 0.14 | 18 |
| 4 | 0.11 | 0.19 | 0.13 | 17 |

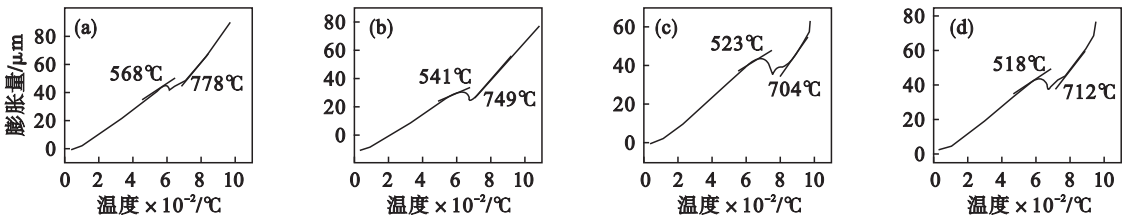


图 4 4 种穿水冷却工艺下轴承钢的热膨胀曲线

Fig. 4 Thermal dilation curves of bearing steels by four kinds through-water cooling process, respectively (a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

由图 3,图 4 及表 1 可知,1#~4#热轧轴承钢的金相组织主要由先共析碳化物及珠光体组成.980℃终轧后进行穿水冷却,能使轧材终轧后冷却速率由 5℃/s(工艺 1)增至 40℃/s(2#),先共析碳化物、珠光体相变温度分别由 778℃降至 749℃,541℃,缩短了先共析碳化物及珠光体的析出长大时间,因而先共析碳化物的厚度、连续度、珠光体片层间距、球团尺寸分别由 0.62μm,0.82,0.26μm,28μm 降至 0.49μm,0.75,0.19μm,23μm.而进一步在终轧前进行穿水冷却,能使轧材终轧前冷却速率由 7℃/s(工艺 2)增至 30℃/s(3#),先共析碳化物相变温度继续降至 704℃(3#),进一步缩短了先共析碳化物的析出长大时间,先共析碳化物的厚度及连续度也继续降至 0.12μm 及 0.18.4#中终轧前水箱的喷嘴开口度较 3#中的小,但终轧后水箱的喷嘴开口度却较工艺 3 中的大,因而终轧前轧材冷却速率由 30℃/s(3#)降至 20℃/s(4#),但终轧后轧材冷却速率却由 20℃/s(3#)增至 30℃/s(4#),

根据热模拟结果,4#试样的先共析碳化物及珠光体相变温度分别为 712℃及 518℃,工艺 3 及工艺 4 下先共析碳化物及珠光体相变温度相差不大,因而 4#试样中先共析碳化物厚度、连续度及珠光体片层间距、球团尺寸同样较小,分别为 0.11μm,0.19,0.13μm,17μm.因此,终轧前后均进行穿水冷却能显著降低先共析碳化物及珠光体相变温度,缩短先共析碳化物及珠光体析出长大时间,这对抑制先共析网状碳化物及促进细小珠光体的形成均起重要作用.

对 4 种穿水冷却工艺下的热轧轴承钢按如图 1b 进行球化退火处理,得到图 5 中各试样的球化退火组织.可以看出:对 4 个试样球化退火组织中碳化物厚度进行定量统计,平均碳化物厚度分别为 1.14,1.08,0.82,0.78μm.3#和 4#试样退火组织中碳化物基本呈细小均匀的球状,弥散分布在铁素体基体上.而 1#和 2#试样中碳化物均匀性则很差,尺寸相差较大,而且还存在许多未溶的粗大杆状碳化物,且其整体保持着网状遗传形态.研究

认为^[7-9],球化退火加热过程中,轴承钢发生奥氏体化,但先共析碳化物及珠光体中的渗碳体基本不会溶解.而在保温过程,珠光体中的片状碳化物基本被熔断,且珠光体越细小,熔断后形成的残余球状碳化物则越细小弥散,使退火降温时奥氏体分解的碳原子变为短程扩散,加速珠光体球化.但粗大的网状碳化物只能部分溶解,网状碳化物厚度较薄及缺陷较多的位置熔断后呈现出短杆、条链状,但整体仍呈明显的网状形态.随退火温度的

降低,一方面碳化物以球状形式自发形核,球状碳化物的数量及尺寸均增加;另一方面,碳化物也会依托于未溶碳化物进行非自发形核,导致未溶条状碳化物的尺寸增加.根据此球化退火碳化物形成机理可知,轧制时终轧前后均进行穿水冷却能抑制先共析网状碳化物及促进细小珠光体的形成,进而显著降低球化退火组织中碳化物厚度及不均匀性,防止了大量网状未溶碳化物的遗传.

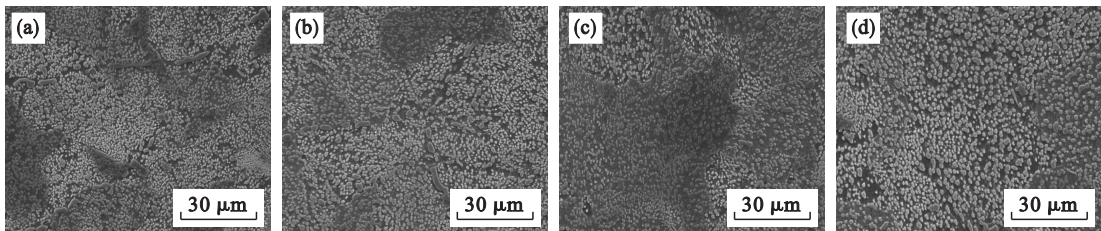


图 5 4 种穿水冷却工艺下轴承钢的退火组织

Fig. 5 Annealed microstructure of bearing steels by four kinds through-water cooling process, respectively (a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

进一步将 4 个退火轴承钢按如图 1c 进行淬火及回火处理,得到图 6 中各试样的回火组织,可以看出:4 个轴承钢试样淬回火组织均主要由隐晶马氏体、碳化物及针状托氏体组成.对 4 个试样回火组织中碳化物厚度进行定量统计,平均碳化物厚度分别为 1.12,1.05,0.75,0.73 μm .由于淬回火处理,回火组织中碳化物厚度较退火组织中碳化物厚度有所降低,但 1#和 2#试样中碳化物的不均匀性仍然明显.3#和 4#试样回火组织中碳化

物基本呈细小的球状,且较均匀地分布在马氏体和托氏体基体上.而 1#和 2#试样回火组织中碳化物却更加粗大,且均匀性很差,仍含较多短杆、条链状未溶碳化物,其保留着粗大网状碳化物遗传形态.轧制时终轧前后均进行穿水冷却,热轧组织中先共析网状碳化物厚度、连续性、珠光体片层、球团大小均降低,回火组织中碳化物厚度也是逐渐降低,尺寸均匀性增强,且能防止粗大的网状未溶碳化物的遗传.

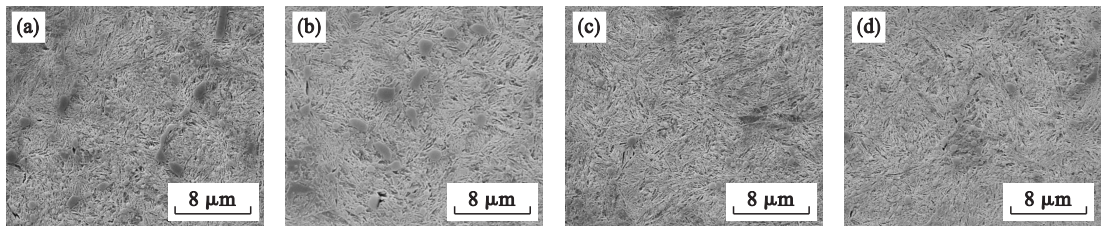


图 6 4 种穿水冷却工艺下轴承钢的回火组织

Fig. 6 Tempered microstructure of bearing steels by four kinds through-water cooling process, respectively (a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

2.2 力学性能

图 7 为 4 种穿水冷却工艺下热轧轴承钢的室温拉伸断口形貌,可见含大量粗大网状碳化物及珠光体,热轧 1#,2#试样断口为明显沿晶形貌,且沿晶界存在较为明显的撕裂棱;而终轧前后均进行穿水冷却的热轧 3#,4#试样断口为准解理形貌.

图 8 为经球化退火及淬回火热处理的 4 个轴

承钢的室温拉伸断口形貌,可见含大量粗大网状碳化物及珠光体初始组织的 1#,2#回火试样断口仍为大量沿晶和少量准解理形貌,撕裂棱同样清晰可见;而含细小条状碳化物及珠光体初始组织的 3#,4#回火试样断口为准解理形貌,且断口上可以明显看到大量细小碳化物,其一方面抑制了纯脆性解理平面的出现,另一方面也能抑制裂纹的直线扩展.

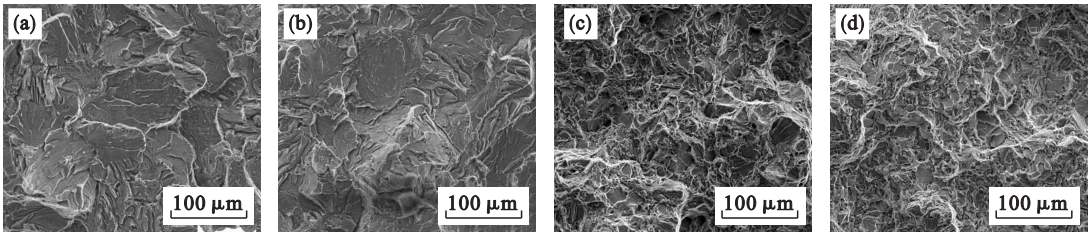


图 7 热轧轴承钢拉伸断口
Fig. 7 Morphology of tensile fracture for hot-rolled bearing steels
(a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

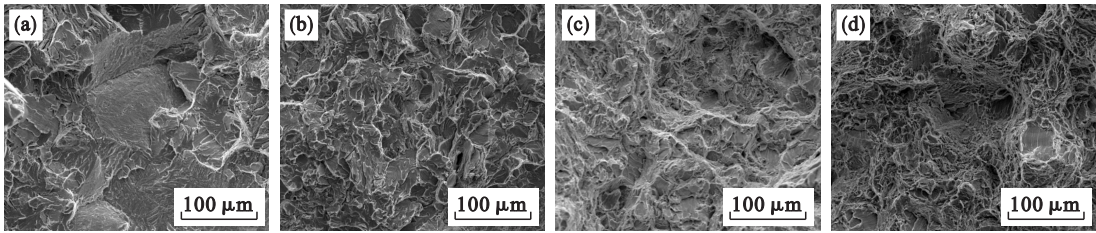


图 8 热处理轴承钢拉伸断口
Fig. 8 Morphology of tensile fracture for heat-treated bearing steels
(a)—1#; (b)—2#; (c)—3#; (d)—4#.

由表 2 知,轧制时终轧前后均进行穿水冷却,热轧轴承钢强塑性得到显著增强,热轧轴承钢组织中先共析碳化物厚度、连续度及珠光体片层、球团大小均降低,避免了先共析网状碳化物在外力作用下在原奥氏体晶界上成为薄弱环节形成裂纹源. 并且形成的小且弥散的先共析碳化物,能防止发生沿晶开裂,形成的细小珠光体能够提高强度. 终轧前后均经穿水冷却的热轧轴承钢,热处理后其强塑性也明显增加,力学遗传性显著. 轧制时的穿水冷却对热处理后轴承钢力学性能的影响主要是通过以下两方面来起作用的:一方面其防止了退火及回火组织中未溶网状碳化物的形成. 严重的网状碳化物会改变奥氏体的固溶成分,不同位置奥氏体的 C, Cr 浓度相差大. 热轧态组织中先共析碳化物厚度及连续度越大,在靠近先共析碳化物和远离碳化物处的 C, Cr 浓度相差就越大,两个位置奥氏体中 C, Cr 浓度相差也就越大,球化退火中由自发和非自发形核两种方式产生的碳

化物尺寸相差就会越大,碳化物均匀性变差. 且这一规律将继续保留至接下来的淬回火过程,再次奥氏体化淬火后基体 C, Cr 浓度相差仍很大,回火后析出碳化物尺寸相差仍较大,均匀性仍很差^[10-12]. 另一方面,越细小的珠光体加热后更容易溶解、熔断和形成均匀弥散分布的细小球状碳化物颗粒,这些粒状碳化物细小且有很大分散度,它能使奥氏体分解时的碳原子为短程扩散,形成了原子迁移的最有利条件,加速珠光体球化过程. 球化退火及淬回火后碳化物尺寸及均匀性均取决于热轧组织中先共析碳化物厚度、连续度及珠光体片层、球团大小^[13]. 因此,对于 1#和 2#试样,一方面严重的网状碳化物在奥氏体化过程很难完全溶解,导致其一直保留至回火组织;另一方面,退火及最终回火过程中还会析出尺寸相差大、均匀性差的球状碳化物,这两点导致了淬回火后 1#和 2#轴承钢仍发生了大量的沿晶开裂,其强度和韧性显著降低.

表 2 热轧及淬回火轴承钢室温拉伸试验结果
Table 2 Results of tensile tests for hot-rolled and heat-treated bearing steels

| 工艺 | 抗拉强度/MPa | | 面缩率/% | |
|----|----------|-------|-------|------|
| | 热轧 | 淬回火 | 热轧 | 淬回火 |
| 1 | 1 215 | 2 002 | 9. 8 | 2. 5 |
| 2 | 1 242 | 2 075 | 15. 8 | 5. 9 |
| 3 | 1 496 | 2 358 | 23. 6 | 9. 8 |
| 4 | 1 501 | 2 402 | 21. 1 | 8. 7 |

3 结 论

1) 终轧前后均采用穿水冷却生产 GCr15 轴承钢棒材,控制终轧温度在 800 ~ 860 ℃,上冷床返红温度为 620 ℃,能明显降低先共析碳化物及珠光体相变温度,减小热轧轴承钢中先共析碳化物厚度、连续度及珠光体片层、球团大小. 热轧轴承钢抗拉强度及面缩率均增强,使拉伸断口呈准解理形貌.

2) 终轧前后均采用穿水冷却,能促使热轧轴承钢中形成细小的珠光体,有利于球化退火过程中珠光体球化;还能抑制先共析网状碳化物的形成. 因而退火及回火组织中碳化物厚度减小,均匀性增强,且避免了粗大未溶网状碳化物的遗传. 热处理后轴承钢强度及面缩率同样增强,拉伸断口仍为准解理形貌.

参考文献：

[1] Stickels C A. Carbide refining heat treatments for 52100 bearing steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1974, 5 (4) : 865 – 874.

[2] Xu X, Yu Z. Failure analysis of GCr15SiMn steel bearing sleeve [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2006, 13 (5) : 857 – 865.

[3] 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.)

[4] Sun Y K, Wu D. Effect of ultra-fast cooling on microstructure of large section bars of bearing steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2009, 16 (5) : 61 – 80.

[5] Lee K O, Hong S K, Kang Y K, et al. Grain refinement in bearing steels using a double-quenching heat-treatment process [J]. *International Journal of Automotive Technology*, 2009, 10 (6) : 697 – 702.

[6] Demons K, Lorraine C, Salgado G, et al. Effects of heat treatments on steels for bearing applications [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2007, 16 (5) : 592 – 596.

[7] Han H B, Zhao X M, Zhao X Y, et al. Effect of proeutectoid carbide on heredity in microstructure-mechanical properties and fatigue life of GCr15 bearing steel [J]. *Metallurgical Research & Technology*, 2017, 14 (2) : 208 – 219.

[8] Song W, Choi P, Inden G, et al. On the spheroidized carbide dissolution and elemental partitioning in high carbon bearing steel 100Cr6 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45 (2) : 595 – 606.

[9] Chang L M, Liu J H, Wang H Y, et al. Spheroidization and Ostwald growth of carbide in isothermal process of hot-deformed high carbon chromium cast steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2003, 10 (1) : 36 – 39.

[10] Barrow A T W, Rivera P E J. Nanoprecipitation in bearing steels [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59 (19) : 7155 – 7167.

[11] Kang J H, Rivera P E J. Carbide dissolution in bearing steels [J]. *Computational Materials Science*, 2013, 67 : 364 – 372.

[12] Barrow A T W, Kang J H, Rivera P E J. The $\varepsilon \rightarrow \eta \rightarrow \theta$ transition in 100Cr6 and its effect on mechanical properties [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60 (6/7) : 2805 – 2815.

[13] Zhang D, Zhou L Y, Zhang C L, et al. Network carbide inheritance during heat treatment process of large shield machine bearing steel GCr15SiMn [J]. *Materials Science Forum*, 2015, 817 : 115 – 120.