

· 形变与相变 ·



## 高温回火对高氮马氏体不锈钢轴承钢微观组织 与力学性能的影响

杨 腾<sup>1,2</sup>, 史智越<sup>1,2,3</sup>, 王 睿<sup>1,2</sup>, 秦 晋<sup>1,2</sup>, 康 燕<sup>1,2</sup>, 闫志杰<sup>1,2</sup>

(1 中北大学材料科学与工程学院, 太原 030051; 2 特殊环境先进金属材料山西省重点实验室, 太原 030051;  
3 先进不锈钢全国重点实验室, 太原 030003)

**摘 要:**对高氮马氏体不锈钢轴承钢进行 400 ~ 600 °C 回火, 测试其硬度、强度、韧性等力学性能, 并采用光学显微镜、SEM、TEM 等表征微观组织形貌, 系统研究了高温回火对其力学性能与微观组织的变化规律。试验结果表明, 随着回火温度升高, 材料的硬度、强度总体呈现先升后降趋势, 冲击性能持续提高。在 500 °C 回火时硬度和抗拉强度达到最大值, 分别为 60.8 HRC 和 2 360 MPa。微观组织分析显示, 回火温度不高于 500 °C 时, 试样主要呈回火马氏体组织并带有少量的第二相颗粒; 回火温度超过 500 °C 后, 马氏体组织逐渐转变为回火索氏体, 同时第二相颗粒数目增多, 尺寸增大。在相同面积区域下对 500、600 °C 回火的第二相颗粒尺寸数目进行统计, 发现 600 °C 回火下第二相颗粒总数目与面积占比远高于 500 °C 回火, 且大尺寸颗粒占比显著增加。在 500、600 °C 回火后, 试样有第二相  $M_{23}C_6$  和  $Cr_2N$  析出; 在 600 °C 回火时, 这些第二相颗粒密集长大, 第二相强化效果减弱, 强度和硬度降低。

**关键词:**高氮马氏体不锈钢轴承钢; 高温回火; 力学性能; 微观组织; 第二相

**DOI:**10. 20057/j. 1003-8620. N250532 **中图分类号:**TG142. 1

## Effect of High Temperature Tempering on Microstructure and Mechanical Properties of High Nitrogen Martensitic Stainless Bearing Steel

Yang Teng<sup>1,2</sup>, Shi Zhiyue<sup>1,2,3</sup>, Wang Rui<sup>1,2</sup>, Qin Jin<sup>1,2</sup>, Kang Yan<sup>1,2</sup>, Yan Zhijie<sup>1,2</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China; 2 Shanxi Key Laboratory of Advanced Metal Material for Special Environments, North University of China, Taiyuan 030051, China; 3 State Key Laboratory of Advanced Stainless Steel, Taiyuan 030003, China)

**Abstract:** The high nitrogen martensitic stainless bearing steel was tempered at 400 °C - 600 °C, and its mechanical properties such as hardness, strength and toughness were tested. The microstructure was characterized by optical microscope, SEM and TEM. The effects of high temperature tempering on its mechanical properties and microstructure were systematically studied. The test results show that, with the increase of tempering temperature, the hardness and strength of the material increase first and then decrease, and the impact performance continues to increase. When tempered at 500 °C, the hardness and tensile strength reach the maximum values, which are 60.8 HRC and 2 360 MPa, respectively. The microstructure analysis shows that, when the tempering temperature is no higher than 500 °C, the sample is mainly tempered martensite structure with a small amount of secondary-phase particles. After more than 500 °C, the martensite structure gradually transforms into tempered sorbite, and the number and size of the secondary-phase particles increase. The size and number of secondary-phase particles tempered at 500 °C and 600 °C were counted in the same area. It is found that the total number and area ratio of secondary-phase particles tempered at 600 °C are much higher than those tempered at 500 °C, and the proportion of large-sized particles increase significantly. The secondary-phase  $M_{23}C_6$  and  $Cr_2N$  precipitates in the samples tempered at 500 °C and 600 °C. These secondary-phase particles grow densely at 600 °C, resulting in a decrease of secondary-phase strengthening effect, which is attributed to the considerable decreases in strength and hardness.

**Key Words:** High Nitrogen Martensitic Stainless Bearing Steel; High Temperature Tempering; Mechanical Properties; Microstructure; Secondary-phase

基金项目: 国家自然科学基金(52474367); 吕梁市校地合作重点研发项目(2024XDHZ01)

作者简介: 杨 腾(2002—), 男, 硕士研究生; E-mail: 2264974041@qq.com; 收稿日期: 2025-08-29

通信作者: 史智越(1993—), 男, 博士, 讲师; E-mail: shizhiyue@nuc.edu.cn

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

随着航空航天、高速轨道交通等高端装备领域向高速、重载、长寿命及极端环境适应性方向发展,轴承作为机械系统的核心基础件,其服役环境日趋严苛。轴承需同时承受高温高压、腐蚀介质(如盐雾、酸性环境)、疲劳以及颗粒冲蚀等多重应力耦合作用,导致传统轴承钢面临耐蚀性不足引发的点蚀、应力腐蚀开裂,以及强度退化导致的疲劳剥落等失效风险<sup>[1-3]</sup>。

目前,国内常用的耐蚀轴承钢种是440C(9Cr18Mo),为高碳高铬马氏体不锈钢。它在440(9Cr18)的基础上引入了Mo元素,提高了钝化性,淬火后具有更高的硬度和耐磨性,以及较好的高温、低温尺寸稳定性<sup>[4-6]</sup>。然而,这种钢属于莱氏体钢,其碳、铬含量较高,导致在冶炼过程中容易出现粗大且聚集的共晶碳化物,降低了其耐蚀性、韧性以及疲劳性能,使用寿命严重降低,且无法通过热处理消除<sup>[7-10]</sup>。而且,它不适宜长期在高于250℃的环境下服役<sup>[11]</sup>。近年来,国内外研究发现,通过降低碳、铬含量并增加氮含量的方式,可以细化不锈钢冶炼加工所产生的共晶碳化物和晶粒<sup>[12-13]</sup>,借助固溶强化、晶界强化等方式显著提升强度,同时保持韧性,其高硬度与均匀碳化物分布赋予优异的耐磨和耐蚀性<sup>[14-16]</sup>。因此,高氮不锈钢轴承钢成为近年来国际研究的热点。德国开发的Cronidur30是一种高氮马氏体不锈钢轴承钢,采用高压电渣重熔(Pressurized Electroslag Remelting, PESR)工艺生产,其 $w$ [N]较高,为0.3%以上。该钢组织均匀细小,具有较高的强度、硬度、纯净度和较强的韧性、尺寸稳定性,其硬度可达60 HRC以上,抗拉强度高于2 000 MPa<sup>[17-20]</sup>,目前,已成功应用于石油、化工、航空航天等领域<sup>[2]</sup>。Xia等<sup>[21]</sup>研究了V微合金化对该钢力学

性能与微观组织的影响,发现在该轴承钢中加入0.2% $w$ [V]后,原始奥氏体晶粒发生了细化,力学性能得到了提升。Shi等<sup>[22]</sup>对Cronidur30的旋转弯曲疲劳行为进行了分析,发现孪晶马氏体通过其最大剪应力方向断裂诱导该钢发生裂纹萌生。Ranju等<sup>[23]</sup>对Cronidur30的滚动及滚动-滑动接触疲劳行为进行了研究分析,发现在石墨烯纳米添加剂润滑作用下,其耐磨性能大大增强。陈豪等<sup>[24]</sup>对其最佳淬火和低温处理工艺进行了探索,发现在1 030℃淬火1 h和-73℃处理1 h后,钢的力学性能和微观组织都达到最佳。Jin等<sup>[25]</sup>通过Ti+N双离子注入对Cronidur30进行表面改性,提升了其表面硬度和减磨性能。

本研究以高氮马氏体不锈钢轴承钢为研究对象,通过不同温度的回火热处理,并进行力学性能测试以及显微组织表征,统计第二相颗粒分布,研究高氮马氏体不锈钢轴承钢在高温回火下的力学性能和微观组织,为高氮马氏体不锈钢轴承钢的选材、成分设计与热处理工艺优化提供理论支撑,同时为新型高性能轴承材料的开发开辟新思路。

## 1 实验内容与方法

试验钢由国内钢厂加压电渣炉冶炼,最终锻造成为 $\phi 60$  mm的圆坯。其基体内 $w$ [N]为0.36%,主要化学成分(质量分数)见表1。随后对试验钢进行线切割和热处理。试验钢的热处理工艺如图1所示,流程为:球化退火(440℃保温30 min, 870℃保温4 h, 30℃/h冷却至730℃,保温4 h, 30℃/h冷却至600℃后空冷至室温)、淬火(1 030℃,保温30 min,油冷)、深冷处理(-73℃,保温2 h,空冷)和回火(400、450、500、550、600℃五个温度,保温2 h,空冷)。

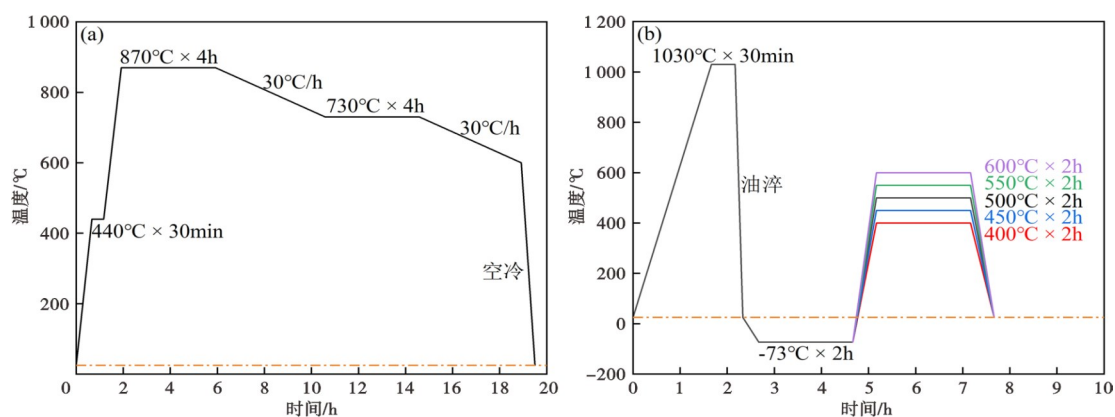


图1 试验钢的热处理工艺:(a)球化退火,(b)淬火-深冷-回火

Fig. 1 Heat treatment processes of the test steel: (a) spheroidal annealing, (b) quenching-cryogenic-tempering

表 1 试验钢的化学成分(质量分数)  
Table 1 Chemical composition of test steel %

C	N	Cr	Mo	Si	Mn	O
0.3	0.36	15.30	1.00	0.67	0.39	0.002 9

对试验钢进行冲击、拉伸、硬度力学性能测试和金相组织观察。拉伸试验按照 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》标准, 将热处理后的试验钢加工成小尺寸片状试样, 每个回火温度准备 3 个平行试样, 在 AGS-X 10 KN 拉伸试验机上进行室温拉伸试验, 取平均值得到拉伸数据。冲击试验按照 GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》标准, 加工成 10 mm×10 mm×55 mm 的冲击试样, 缺口为 2 mm 深的 U 形开口, 每个回火温度准备 3 个平行试样, 在 JB-W300DY 低温全自动冲击试验机上进行室温冲击试验, 取平均值得到冲击试验数据。硬度测试在 HRS-150 洛氏硬度仪上进行, 选取 150 kg 的载荷, 加载 5 s, 每组试样打 3 个硬度点, 取平均值得到硬度数据。金相试样在 150/320/400/800/1200/1500/2000/2500/3000 目砂纸打磨, 随后进行抛光、腐蚀。腐蚀溶液为: CuCl<sub>2</sub>+盐酸+乙醇+水。腐蚀后使用光学显微镜(OM, ZFT500)、扫描电子显微镜(SEM, JSM-7200F)和透射电子显微镜(TEM, FEI Tecnai F20)观察其组织形貌。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 力学性能

不同回火温度的试验钢进行各项力学性能测试后的数据变化趋势, 如图 2 所示。随着回火温度的升高, U 形冲击功由 4.3 J 逐渐升至 24 J, 表明材料的冲击韧性逐渐升高。硬度则呈现先升高后降低的趋势: 在 500 °C 回火温度下的硬度达到

了峰值 60.8 HRC, 而当回火温度升至 600 °C 时, 硬度骤降至 40.8 HRC, 甚至低于 400 °C 回火下的硬度(59.4 HRC)。当回火温度在 500 °C 以下时, 试样的屈服强度随着回火温度升高而得到提高, 并于 500 °C 达到最大值 1 997 MPa。抗拉强度的变化较为复杂: 在 400 °C 时为 2 158 MPa, 450 °C 时降至 2 004 MPa, 500 °C 升至最高值 2 360 MPa, 抗拉强度在 400 ~ 550 °C 区间内均维持在 2 000 MPa 以上。然而, 当回火温度超过 500 °C 后, 继续升温导致屈服强度和抗拉强度均发生明显下降, 屈服强度在 550 °C 时骤降至 1 077 MPa, 抗拉强度在 600 °C 时发生骤降, 仅为 1 329 MPa。

### 2.2 微观组织分析

在光学显微镜下观察到的试验钢经退火、淬火、深冷处理和不同温度回火的金相显微组织如图 3 所示。发现回火温度在 400 ~ 500 °C 时, 试样呈回火马氏体组织, 且分布着少量第二相颗粒; 回火温度高于 500 °C 时, 试样的马氏体组织逐渐转变成回火索氏体, 同时, 第二相颗粒增多, 逐渐长大。

试验钢经退火、淬火、深冷处理和不同温度回火的 SEM 组织如图 4 所示。观察发现, 五种回火温度下试样的基体均为马氏体结构, 其上都分布着第二相颗粒。随着回火温度的改变, 第二相的球形形貌基本不变, 且回火温度高于 500 °C 时, 第二相颗粒发生聚集长大。

对 500、600 °C 回火试样组织在 3 600 μm<sup>2</sup> 区域内进行了第二相颗粒尺寸和数目统计, 统计结果如图 5 和表 2 所示。第二相颗粒尺寸定义为其投影面积的平方根。统计结果显示: 500 °C 回火的试样中共统计了 447 个颗粒, 其中尺寸小于 0.5 μm 的数目占比约为 58.8%, 大于 0.5 μm 的数目占比约为 41.2%, 最大第二相尺寸为 1.17 μm, 第二相

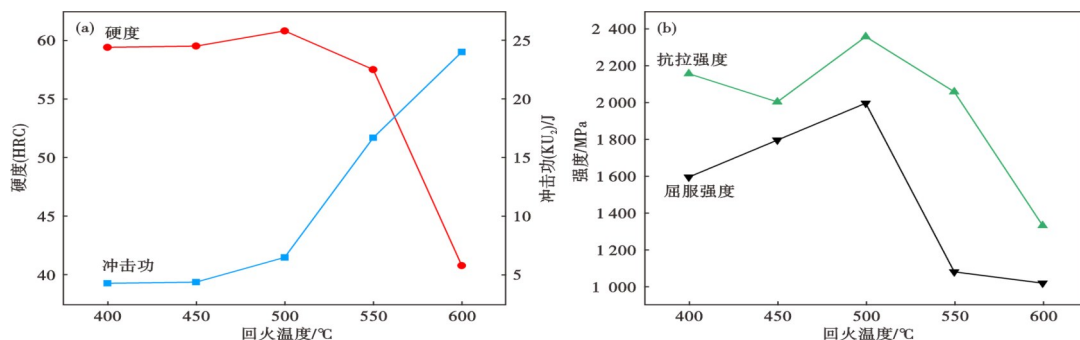


图 2 不同回火温度下试验钢的各项力学性能变化趋势: (a) 冲击功和硬度变化趋势, (b) 强度变化趋势

Fig. 2 Change trends of the mechanical properties of the test steel tempered at different temperatures: (a) change trends of impact energy and hardness, (b) change trends of strength

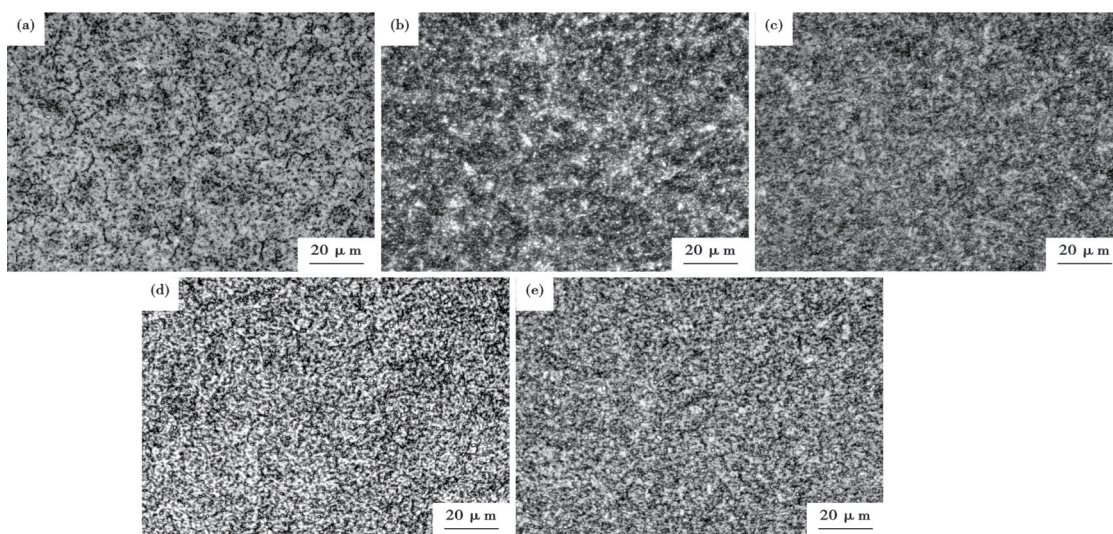


图3 不同回火温度下试验钢的金相显微组织:(a) 400 °C,(b) 450 °C,(c) 500 °C,(d) 550 °C,(e) 600 °C

Fig. 3 Metallurgical microstructure of test steel at different tempering temperatures : (a) 400 °C , (b) 450 °C , (c) 500 °C , (d) 550 °C , (e) 600 °C

表2 500、600 °C回火下第二相颗粒总面积占比和不同尺寸数目占比

Table 2 The proportion of the total area and the number of different sizes of the secondary-phase particles tempered at 500 °C and 600 °C

回火温度/°C	0 ~ 0.5 μm 占比/%	> 0.5 ~ 1 μm 占比/%	> 1 μm 占比/%	总面积占比/%
500	58.837	40.716	0.447	3.177
600	56.526	41.316	2.158	7.859

颗粒面积占比仅为3.2%;在600 °C回火下统计的颗粒总数增至973个,其中尺寸小于0.5 μm的数

目占比约为56.5%,大于0.5 μm的数目占比约为43.5%,最大第二相尺寸为1.50 μm,第二相颗粒面积占比提升至7.9%。以上结果表明,与500 °C回火相比,600 °C回火试样中的第二相颗粒数更高,增幅达118%,且粗大第二相颗粒占比更大。500 °C回火时,试验钢发生二次硬化现象,此时,有纳米级第二相颗粒析出<sup>[26]</sup>,这些纳米级的第二相颗粒弥散分布于基体中,形成物理屏障阻碍位错滑移,致使位错需弯曲绕过颗粒,从而提升强度,导致其强度和硬度达到最大值。

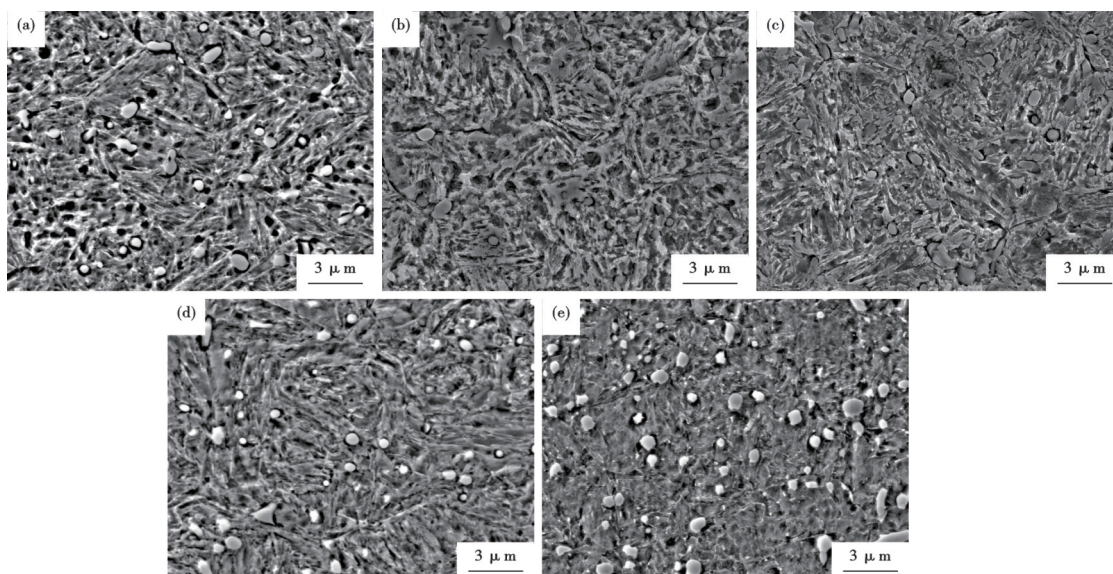


图4 在SEM下观察到的不同回火温度下试验钢的微观组织:(a) 400 °C,(b) 450 °C,(c) 500 °C,(d) 550 °C,(e) 600 °C

Fig. 4 The microstructure of the test steel at different tempering temperatures observed by SEM : (a) 400 °C , (b) 450 °C , (c) 500 °C , (d) 550 °C , (e) 600 °C

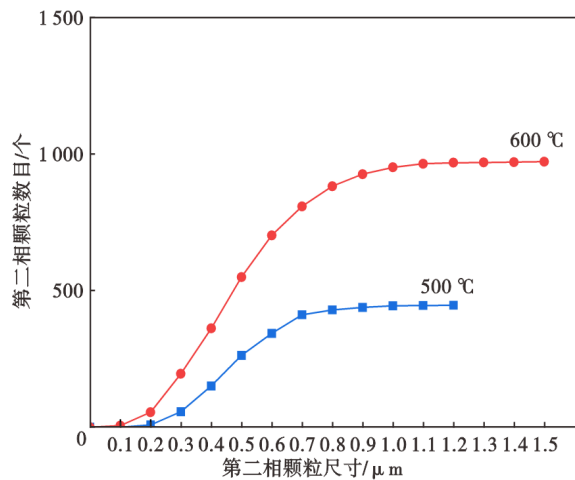


图5 500 °C和600 °C回火下第二相颗粒尺寸分布  
Fig. 5 The particle size distribution of the secondary-phase tempered at 500 °C and 600 °C

图6和图7分别为500、600 °C回火后实验钢在TEM下观察到的基体组织、第二相形貌、缺陷及衍射斑点。观察发现,500 °C回火试样的板条马氏体基体组织包含大量的位错和孪晶结构,而在600 °C回火下发现的位错和孪晶结构有所减少,两者的第二相颗粒在基体中均呈现球形。通过EDS面扫分析,发现两者第二相颗粒均富集Cr、C、N元素;

通过衍射斑点标定,发现在500、600 °C回火后析出的第二相主要为 $Cr_2N$ 和 $M_{23}C_6$ , $Cr_2N$ 呈密排六方结构, $M_{23}C_6$ 呈体心立方结构。当回火温度达到二次硬化温度时,这些第二相颗粒以细小状态弥散析出,同时,基体内C、N含量也较高,第二相强化的效果导致较高的强度和硬度。但当回火温度超过二次硬化温度时,随着回火温度升高, $Cr_2N$ 、 $M_{23}C_6$ 会大量析出及长大,基体中的C、N含量明显降低,第二相强化的效果明显降低,钢的强度发生降低<sup>[27]</sup>。因此,600 °C回火后钢的强度和硬度相对于500 °C回火大幅降低。

### 3 结论

1) 随着回火温度升高,试验钢的硬度、强度总体呈现先升后降趋势,冲击韧性总体逐渐升高。在500 °C回火下,试验钢的硬度、屈服强度、抗拉强度达到最大值,分别为60.8 HRC、1 997 MPa、2 360 MPa。

2) 高氮马氏体不锈钢轴承钢在400 ~ 500 °C回火下呈回火马氏体组织,回火温度超过500 °C后回火马氏体转变为回火索氏体,同时,第二相颗粒发生聚集长大,强度和硬度随之下降。

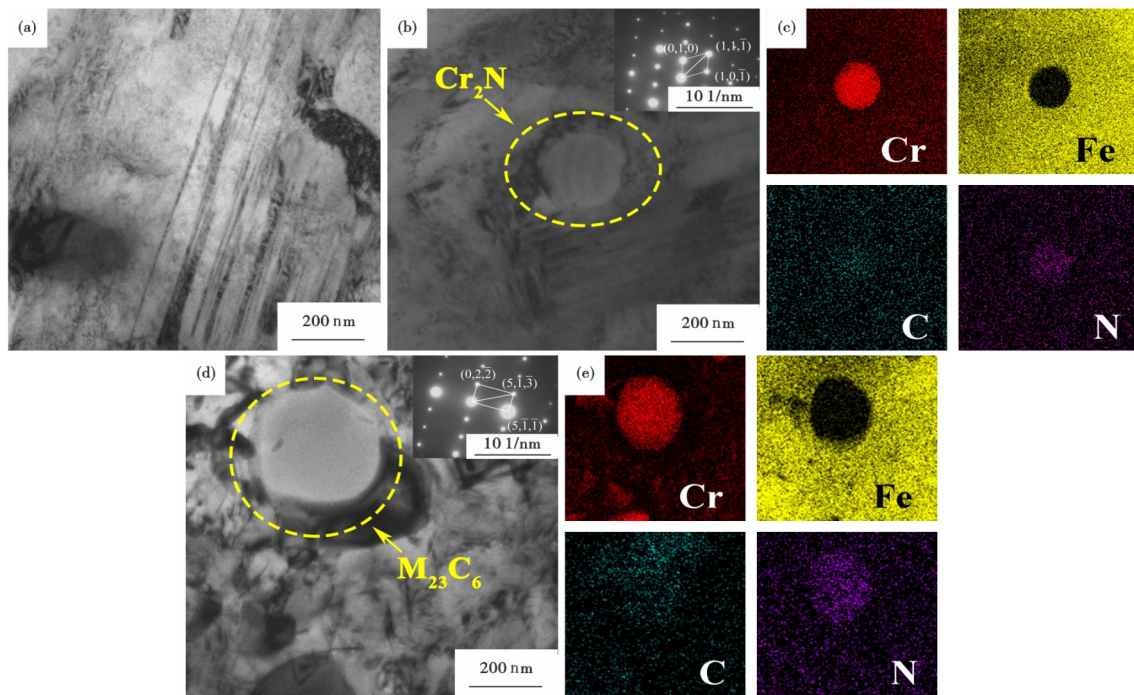


图6 试验钢在500 °C回火下第二相颗粒的TEM形貌:(a)低倍明场像,(b) $Cr_2N$ 第二相及其衍射斑点标定,(c)图(b)中的EDS面扫,(d) $M_{23}C_6$ 第二相及其衍射斑点标定,(e)图(d)中的EDS面扫  
Fig. 6 TEM morphology of the secondary-phase particles of the test steel tempered at 500 °C : (a) low bright field image, (b)  $Cr_2N$  secondary-phase and its diffraction spots calibration, (c) EDS scanning in Fig. (b), (d)  $M_{23}C_6$  secondary-phase and its diffraction spots calibration, (e) EDS scanning in Fig. (d)

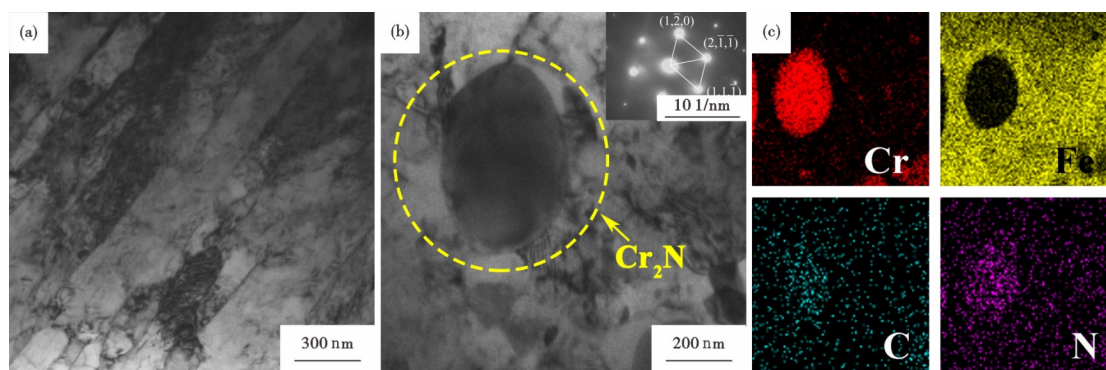


图7 试验钢在600℃回火下第二相颗粒的TEM形貌:(a)低倍明场像,(b)Cr<sub>2</sub>N第二相及其衍射斑点标定,(c)图(b)中的EDS面扫  
Fig. 7 TEM morphology of the secondary-phase particles of the test steel tempered at 600℃: (a) low bright field image, (b) Cr<sub>2</sub>N secondary-phase and its diffraction spots calibration, (c) EDS scanning in fig. (b)

3) 在相同面积区域下,600℃回火后的第二相颗粒总数相较于500℃回火增幅达118%,且大尺寸颗粒比例显著提高、总面积占比增大。500、

600℃回火组织均有第二相颗粒M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>和Cr<sub>2</sub>N析出,600℃下这些第二相颗粒长大,第二相强化效果降低,强度和硬度降低。

#### 参考文献

- [1] 张晓静. 第二代航空轴承材料M50钢的研究现状与发展[J]. 现代制造技术与装备, 2021, 57(9): 120-122.
- [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.
- [3] Wang L, Snidle R W, Gu L. Rolling contact silicon nitride bearing technology: a review of recent research[J]. Wear, 2000, 246(1-2): 159-173.
- [4] 李安玲, 何强, 张勇. 440C高温不锈钢作为轴承钢的发展现状[J]. 安阳工学院学报, 2017, 16(4): 8-12.
- [5] 周健, 骈利平, 方峰, 等. Mo含量对9Cr18Mo钢组织及耐腐蚀性的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(12): 244-249.
- [6] Clayton C R, Lu Y C. A bipolar model of the passivity of stainless steel: The role of Mo addition[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1986, 133(12): 2465-2473.
- [7] 徐亮, 李涛, 马永强, 等. 改善不锈钢轴承钢9Cr18共晶碳化物的工艺研究[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 46-49.
- [8] 樊伟刚, 张辉, 牛红莲, 等. 9Cr18MoV钢丝杠耳轴断裂失效分析[J]. 理化检验(物理分册), 2014, 50(8): 603-605.
- [9] 张宇, 王建国, 刘东, 等. 9Cr18Mo不锈钢轴承钢的热变形行为研究[J]. 西北工业大学学报, 2024, 42(6): 1071-1077.
- [10] 陈再枝, 蓝德年. 模具钢手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002.
- [11] 李海生. 高碳马氏体不锈钢9Cr18Mo生产工艺的改进[J]. 特钢技术, 2002, 8(2): 30-34.
- [12] 郑善举, 杨卯生, 张启富, 等. 氮元素对马氏体不锈钢组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(1): 100-105.
- [13] 纪显彬, 李照国, 魏海霞, 等. 降碳增氮对马氏体不锈钢淬火组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(3): 259-262.
- [14] Park S J, Kim K S, Kang J H, et al. Effects of carbon and nitrogen on Hall - Petch relationship in austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19: 2960-2964.
- [15] Wang R, Li F H, Yu Z Q, et al. Influences of partial substitution of C by N on the microstructure and mechanical properties of 9Cr18Mo martensitic stainless steel[J]. Materials & Design, 2023, 236: 112497.
- [16] 徐海峰, 史智越, 俞峰, 等. 合金元素对高氮不锈钢轴承钢组织与性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2021, 33(6): 539-550.
- [17] 张鹏, 陈鹏飞. CRONIDUR30高氮不锈钢的热处理工艺及组织和性能[J]. 热处理, 2020, 35(1): 1-9.
- [18] 王玲奇, 何燕霖, 潘乐. 回火温度对高氮不锈钢轴承钢显微组织与力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(6): 8-13.
- [19] 徐海峰, 曹文全, 俞峰, 等. 国内外高氮马氏体不锈钢轴承钢研究现状与发展[J]. 钢铁, 2017, 52(1): 53-63.
- [20] Rejith R, Arivu Y, Kesavan D, et al. Relating rolling contact fatigue (RCF) life to the microstructure evolution in aerospace grade bearing steels: A comparison of Cronidur-30 with AISI 440C[J]. International Journal of Fatigue, 2024, 186: 108421.
- [21] Xia L F, Li H B, Feng H, et al. Enhanced strength and toughness of high nitrogen stainless bearing steel by controlling interstitial partitioning via V-microalloying[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 151: 204-218.
- [22] Shi Z Y, Xu H F, Wang C Y, et al. Crack initiation induced by twin-martensite and inclusion in rotatory bending fatigue of a high nitrogen martensite bearing steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 861: 144402.
- [23] Ranju M R, Arivu Y, Kesavan D. Experimental studies of rolling and rolling-sliding contact fatigue behaviour of high nitrogen alloyed Cronidur-30 bearing steel[J]. Wear, 2025, 574: 206070.
- [24] 陈豪, 徐海峰, 周天鹏, 等. 淬火和低温处理对X30CrMoN151组织性能影响[J]. 钢铁, 2019, 54(9): 85-93.

[25] Jin J, Wang W, Chen X C. Microstructure and mechanical properties of Ti + N ion implanted Cronidur30 steel [J]. Materials, 2019, 12(3): 427.

[26] 邓 彪, 陈 蓬, 王国栋. 回火温度对二次硬化马氏体不锈钢

组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(9): 65-71.

[27] Yan M F, Chen H T. Structural, elastic and electronic properties of Cr<sub>2</sub>N: A first-principles study [J]. Computational Materials Science, 2014, 88: 81-85.

## 版权声明

根据《中华人民共和国著作权法》，作者向《特殊钢》编辑部投稿(或接受约稿)，全体作者同意，上述提交本刊发表的作品一经本刊录用，作者即将作品整体以及附属于作品的图、表、摘要或其他可以从作品中提取部分的全部版权——包括但不限于复制权、发行权、信息网络传播权、翻译权、汇编权、改编权，在著作权保护期内转让给《特殊钢》编辑部。本刊所付一次性稿酬已包含上述各种稿酬，若编辑部再以任何形式在任何地点出版该论文，将不再支付作者稿酬。

作者应保证论文是作者独立创作的原创性作品，未曾发表；不涉及侵权和泄密问题；保证论文没有一稿多投；保证论文的署名权无争议，若发生问题，一切责任由作者承担，文责自负。

如有异议，请在投稿前说明，本刊即时处理。