

回火温度对低碳高合金轴承钢组织及冲击性能的影响

吴志伟^{1,2}, 武雪婷^{1,2}, 张军^{1,2*}, 李伟²

(1. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610305; 2. 攀钢集团研究院有限公司, 四川 攀枝花 617000)

摘要:以低碳高合金轴承钢为研究对象,通过OM、SEM、XRD等手段,研究了回火温度对显微组织和冲击韧性的影响。结果表明,低碳高合金轴承钢分别经过200、300、400、500℃回火处理后,金相显微组织均为回火马氏体+残余奥氏体;600℃和700℃回火处理后,马氏体组织发生退化,金相显微组织均为回火索氏体+残余奥氏体。低碳高合金轴承钢在200~700℃温度区间回火处理后,300℃回火冲击韧性最高,600℃回火冲击韧性最低,回火温度不宜超过500℃。低碳高合金轴承钢在200~500℃回火后断口特征均为准解离断裂,600℃和700℃回火表现为明显的脆性断裂特征。

关键词:低碳高合金轴承钢;回火温度;冲击韧性;显微组织

中图分类号:TF76,TG156.5

文献标志码:A

文章编号:1004-7638(2023)03-0138-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.03.021

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of tempering temperature on microstructure and impact properties of low-carbon high-alloy bearing steel

Wu Zhiwei^{1,2}, Wu Xueting^{1,2}, Zhang Jun^{1,2*}, Li Wei²

(1. Chengdu Advanced Metal Materials Industry Technology Research Institute Co., Ltd., Chengdu 610305, Sichuan, China; 2. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: The effect of tempering temperature on microstructure and impact toughness of low-carbon, high-alloy bearing steel was studied by OM, SEM, and XRD. The results show that the metallographic microstructure for the low-carbon, high-alloy bearing steel consisted of tempered martensite and retained austenite when the tempering temperature is 200, 300, 400, 500 °C, respectively. Furthermore, martensite degradation occurs, and the microstructure consists of tempered soxbite and retained austenite when the tempering temperature increases to 600 °C and 700 °C. After tempering at 200-700 °C, the impact toughness of low-carbon, high-alloy bearing steel tempered at 300 °C is the highest, that tempered at 600 °C is the lowest, and the tempering temperature should not exceed 500 °C. The fracture characteristics of low-carbon, high-alloy bearing steel after tempering at 200-500 °C are quasi-dissociative fractures, and the tempering at 600 °C and 700 °C are brittle fractures.

Key words: low-carbon high-alloy bearing steel, tempering temperature, impact toughness, microstructure

收稿日期:2022-04-25

基金项目:四川省科技计划项目(高品质高温含钒轴承钢研制,编号:2022YFG0097)。

作者简介:吴志伟,1991年出生,男,四川泸州人,博士,工程师,主要从事高端轴承齿轮钢的研究, E-mail: mrzhiwei_wu@163.com; *通讯作者:张军,1989年出生,男,四川广安人,博士,高级工程师,主要从事高端特殊钢材料的研究, E-mail: jzhangj@mail.ustc.edu.cn。

0 引言

主轴承作为航空发动机关键基础件,其服役寿命和安全可靠性是制约航空发动机的主要因素之一,与轴承用钢的使用性能紧密联系^[1]。随着使用温度的不断升高,航空轴承钢发展至今已历经三代。第一代航空轴承钢通常在常温或低温($\leq 150\text{ }^{\circ}\text{C}$)下使用,如 GCr15;第二代航空轴承钢在中高温($\leq 350\text{ }^{\circ}\text{C}$)下使用,如 M50 和 M50NiL;第三代航空轴承钢在高温下($\leq 500\text{ }^{\circ}\text{C}$)下使用,具备耐高温、高强度、高韧性、耐腐蚀性等特点,以 20 世纪 90 年代美国研发的 CSS-42L^[2] 为代表。第一代航空轴承钢耐温性不足,第二代航空轴承钢耐蚀性较差,均无法满足轴承日趋复杂的恶劣的服役环境,因此亟需发展综合性能优异的第三代轴承钢。

国外对第三代航空轴承钢相关报道较少,并且主要集中在强度、韧性、耐蚀性和耐磨性等性能方面,对机理研究鲜有报道。国内对于第三代航空轴承钢的研究起步较晚,现有文献中在疲劳裂纹的萌生与扩展^[3]、强化机制研究^[4]、热变形行为^[5]和表面渗碳^[6]等方面进行了深入研究。航空主轴承常常受到来自各个方向的高冲击载荷作用,轴承材料具有优异的冲击性能,对提高轴承寿命具有重要意义。冲击性能与热处理后的显微组织有关,研究表

明,热处理后钢中保留一定量的残余奥氏体、细小的晶粒和尺寸细小且形态规则的碳化物,有益于提高钢的冲击韧性^[7]。热处理过程中,回火工艺对钢的冲击韧性影响较大,延长回火时间,第二相大量析出并长大,断裂机制由韧性撕裂转变为准解理断裂^[8];升高回火温度,碳化物类型^[9]和形状^[10]的转变是影响冲击韧性的重要原因。

现有文献中,研究固溶温度和回火时间对第三代航空轴承钢组织和性能的影响,对回火温度的研究未见报道。笔者采用不同的热处理工艺,研究了回火温度对低碳高合金轴承钢显微组织和冲击性能的影响,分析影响冲击韧性的原因,为进一步优化热处理工艺提供理论依据。

1 试验材料与方法

试验材料采用低碳高合金轴承钢,其化学成分见表 1。试验钢采用双真空(真空感应+真空自耗,VAR+VIM)冶炼后,轧制成型,具有高洁净度和高均匀性。轧制后退火处理,然后分别进行 1 080 $^{\circ}\text{C}$ 油淬火+零下 85 $^{\circ}\text{C}$ 冷处理+200、300、400、500、600、700 $^{\circ}\text{C}$ 回火处理+零下 85 $^{\circ}\text{C}$ 冷处理+200、300、400、500、600、700 $^{\circ}\text{C}$ 回火处理,两次回火处理温度均相同。将热处理后的试样精加工成标准 V 型冲击试样(10 mm \times 10 mm \times 55 mm),并在冲击试验机上测试试验钢不同热处理后的冲击韧性值。

表 1 试验钢化学成分
Table 1 Chemical composition of tested steel

C	Cr	Ni	Co	Mo	V	Fe
0.14	13.5	2.0	12.5	4.6	0.60	余量

对不同热处理工艺的试样横截面研磨抛光后腐蚀,腐蚀液配方为:50 mL 水+50 mL 酒精+50 mL 盐酸+1 g 氯化铜+3.5 g 氯化铁+2.5 mL 硝酸。利用蔡司 Axio 光学显微镜观察金相组织,飞纳 Particle X 台式扫描电子显微镜观察微观组织和断口。利用帕纳科 X'Pert Pro MPD 型 X 射线衍射仪测试钢的残余奥氏体含量。

2 试验结果及分析

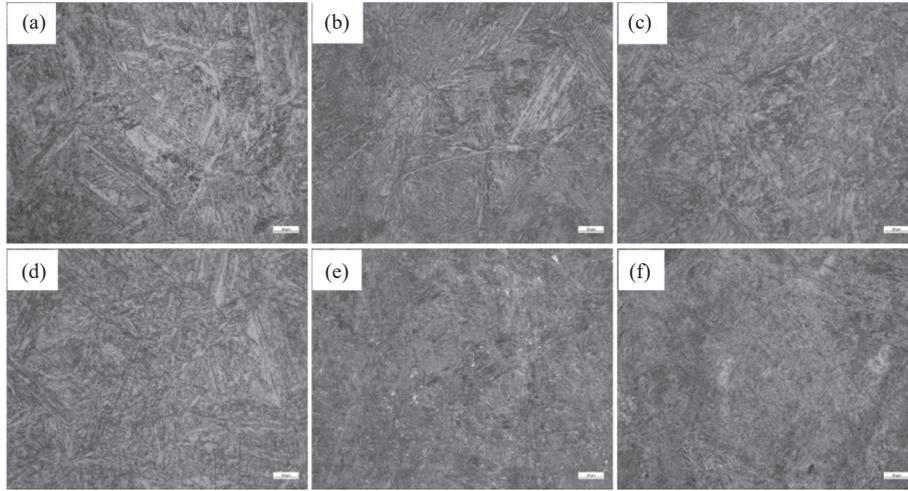
2.1 不同回火温度下的微观组织

图 1 为试验钢不同回火温度下的金相组织。由图 1 可知,试验钢经不同回火温度处理后,其微观组

织均为板条马氏体+残余奥氏体。在 200~500 $^{\circ}\text{C}$ 回火时(图 1(a)~(d)),回火马氏体板条清晰可见,马氏体束交替分布,取向并不完全一致,大多数板条块之间夹角约 60 $^{\circ}$,随着回火温度的升高,马氏体板条块不断细化。在 600~700 $^{\circ}\text{C}$ 回火时(图 1(e)~(f)),马氏体板条模糊,不能明显分辨马氏体板条特征,这是因为回火温度升高后马氏体发生退化,板条合并重组,使得马氏体束变得模糊。试验钢合金含量超过 30%,1 080 $^{\circ}\text{C}$ 保温 1 h 后,碳化物完全融入奥氏体基体中,提高了钢的马氏体转变开始点 M_s ,因此试验钢在两次冷处理和两次回火后仍然存在部分残余奥氏体。对于综合性能优异的高性能轴承钢

而言,除了需要具有高强度、高韧性之外,更需要具备较好的抗疲劳裂纹扩展能力,试验钢热处理后存在一定的残余奥氏体,在循环载荷周期作用下,微裂

纹扩展至残余奥氏体时,残余奥氏体转变为马氏体,在裂纹尖端产生压应力,阻止裂纹继续扩展,从而增加钢的疲劳寿命^[11]。



(a) 200 °C; (b) 300 °C; (c) 400 °C; (d) 500 °C; (e) 600 °C; (f) 700 °C

图1 不同回火温度下的金相组织

Fig. 1 Optical microstructures of tested steel at different tempering temperatures

图2为试验钢在不同回火温度下的XRD图谱。由图2可知,试验钢在200~700 °C温度区间回火后存在明显的(111)晶面奥氏体衍射峰,说明在200~700 °C温度区间回火后均存在残余奥氏体,残余奥氏体含量 V_A 按照式(1)计算得到。

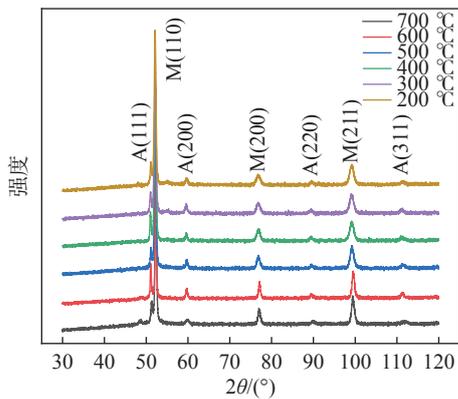


图2 不同回火温度下的XRD图谱

Fig. 2 XRD patterns of tested steel at different tempering temperatures

$$V_A = \frac{1 - V_c}{1 + G \frac{I_{M(hkl)}}{I_{A(hkl)}}} \quad (1)$$

式中, V_c 为试验钢中碳化物相总量的体积分数,试验钢中碳化物体积分数较少,计算残余奥氏体时,将 V_c 忽略不计; I_M 和 I_A 分别为钢中马氏体和残余奥氏体晶面衍射线的累积强度; G 为钢中马氏体和残余奥

氏体晶面对应的强度有关因子之比。不同回火温度处理后的残余奥氏体含量变化如图3所示,由图3可知,试验钢在200 °C两次回火后,残余奥氏体含量平均为13.14%; 300~500 °C两次回火后残余奥氏体含量在误差范围内差别不大,平均在15.26%~16.91%; 600 °C两次回火后残余奥氏体含量最高,平均为17.85%; 700 °C两次回火后残余奥氏体发生分解,含量下降到最低,平均为11.99%。

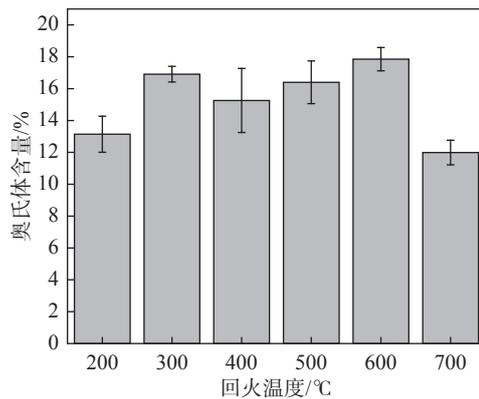


图3 不同回火温度下的残余奥氏体含量

Fig. 3 Retained austenite contents of tested steel at different tempering temperatures

2.2 不同温度下的冲击性能

图4为试验钢分别经过200、300、400、500、600、700 °C回火后的冲击值,对冲击值进行非线性拟合,得到回归方程和95%置信带。回归方程为:

$y = -457.5429 + 5.6892x - 0.0147x^2 + 1.0883E-5x^3$, $R^2 = 0.9995$, 说明试验值与拟合曲线具有较好的相关性。由图4可知, 试验钢在200℃低温回火后, 冲击韧性为180J, 随着回火温度升高, 在300~600℃范围内, 钢的冲击韧性随着回火温度的升高不断降低, 由最高300℃的220J降低至最低600℃时的10.9J, 回火温度进一步升高至700℃时, 钢的冲击韧性略有回升。轴承在服役过程中, 受到强烈的冲击载荷, 为避免轴承突然失效造成危害, 综合考虑试验钢的回火温度不宜超过500℃。

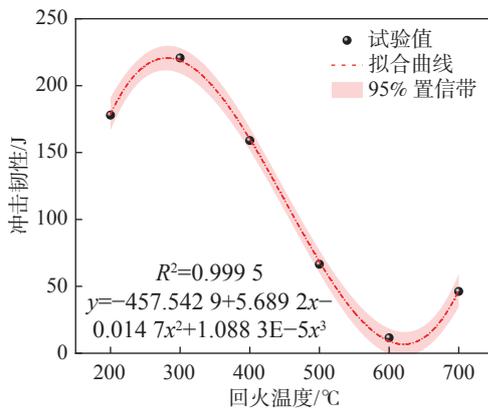


图4 不同回火温度下的冲击韧性值

Fig. 4 Impact toughness values of tested steel at different tempering temperatures

图4显示, 在200℃低温回火和600℃高温回火时分别出现两个回火脆性区。有研究表明^[12], 在低温回火时, θ -Fe₃C碳化物以薄膜状在马氏体板条间析出, 导致钢出现低温回火脆性; 而在高温回火时, 合金元素在晶界间偏聚, 是造成钢在高温回火时冲击韧性降低的主要原因。

马氏体钢在回火过程中, 随着回火温度的升高, 相应发生如下几种转变: 碳的偏聚, 马氏体的分解, 残余奥氏体的转变, 合金碳化物的形成, 碳化物的长大与马氏体基体退化。试验钢在200℃回火, 碳原子的扩散能力有限, 仅偏聚在附近的位错处, 此时马氏体未发生分解。随着回火温度升高至300℃时, 碳可作长距离扩散, 马氏体开始发生分解, 马氏体中的碳浓度降低, 晶格畸变程度降低, 相应的应力集中程度得到缓解, 因此300℃回火后的冲击韧性较200℃有所上升。

300~600℃范围内, 在高合金钢中, 随着回火温度升高, 合金元素的扩散能力增强, 此时合金元素在马氏体和碳化物之间重新分配。300℃回火时碳化物形成元素扩散能力有限, 只能做短距离扩散, 偏聚在附近的位错处与碳结合形成团聚; 400~600℃

回火时, 碳化物形成元素可在 α 相中发生明显扩散^[13], 随着回火温度的升高, 碳化物形成元素不断向团聚中富集, 在基体中析出合金碳化物, 与此同时, 析出的合金碳化物不断长大。然而, 试验钢在300~600℃中回火处理, 在扫描电镜下没有观察到明显的碳化物析出, 直到700℃回火后, 碳化物才在回火索氏体片层结构中析出长大, 如图5所示, 这可能与试验钢中加入了大量Co元素有关。虽然Co元素不直接参与形成合金碳化物, 但是其对于回火过程中合金元素在不同物相的分配起着重要作用。有研究表明^[14], Co在回火初期能够促进Fe元素富集于合金碳化物中, 降低碳化物的析出能垒, 促进碳化物的析出; 在回火后期能够促进Cr、V元素富集于合金碳化物中, 降低碳化物的长大速率, 在合适的回火工艺处理后碳化物弥散、细小地分布在基体中。因此可以推断, 回火温度在300~600℃时, 随着回火温度的升高, 碳化物不断长大, 与位错发生交互作用, 在析出的合金碳化物周围存在较大的应力场, 从而造成应力集中, 成为裂纹的起裂源。另一方面, 当裂纹扩展至碳化物周围时, 裂纹尖端的应力场与碳化物周围的应力场加速裂纹的扩展^[15]。这就是试验钢在300~600℃回火处理后冲击韧性不断降低的原因。

随着回火温度升高, 一方面, 碳化物的析出和长大使试验钢的冲击功不断降低, 另一方面, 基体软化和组织细化有利于增加钢的韧性。由图5可知, 当回火温度超过600℃后, 试验钢的基体组织由回火马氏体转变为回火索氏体。600℃时, 回火索氏体含量较低, 对韧性贡献较小, 此时仍是碳化物对冲击功起主导作用。700℃时, 虽然碳化物的长大降低了钢的冲击功, 但是此时回火索氏体含量增加亦会显著提高钢的冲击功, 并且回火索氏体对钢冲击功增加的幅度大于碳化物长大对冲击功的影响, 所以, 700℃回火后表现为冲击功升高。如图1(f)和图5(f)所示, 回火索氏体由片层间距较小的铁素体和渗碳体组成, 这种片层结构在裂纹扩展过程中大大消耗了其扩展能量, 抵消了回火后残余奥氏体降低和碳化物长大对冲击韧性带来的负面影响。有文献称^[16], 在较高的回火温度下, 由于位错密度的降低和马氏体板条的回复, 部分板条小角度晶界转变为大角度晶界, 增加了裂纹扩展路径, 从而消耗更多能量, 表现为具有更好的韧性。并且, 700℃回火后试验钢基体软化, 裂纹尖端塑性变形区增大^[17], 降低了裂纹扩展速率, 吸收了大量冲击能量, 从而增加了

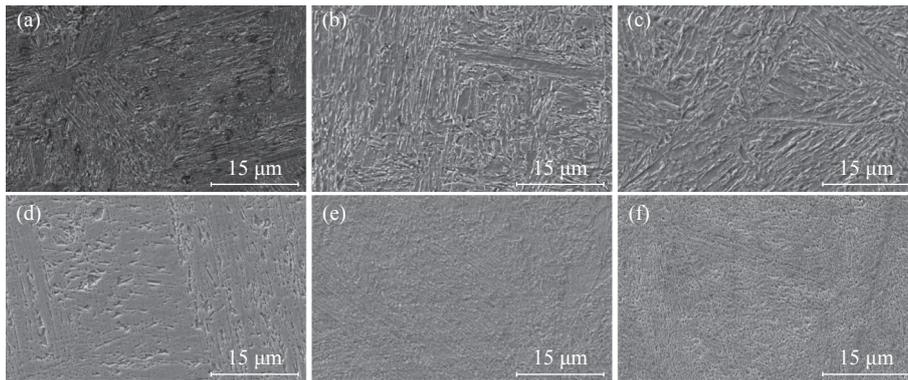
钢的冲击韧性。

由图3和图4可知,试验钢残余奥氏体含量平均值控制在11.99%~17.85%时,残余奥氏体与冲击韧性没有直接关系,说明此时残余奥氏体不是影响冲击韧性的主要因素。

2.3 断口形貌分析

图6为试验钢在不同回火温度下的冲击断口形貌。图6(a)为200℃回火后的断口形貌,开裂模式

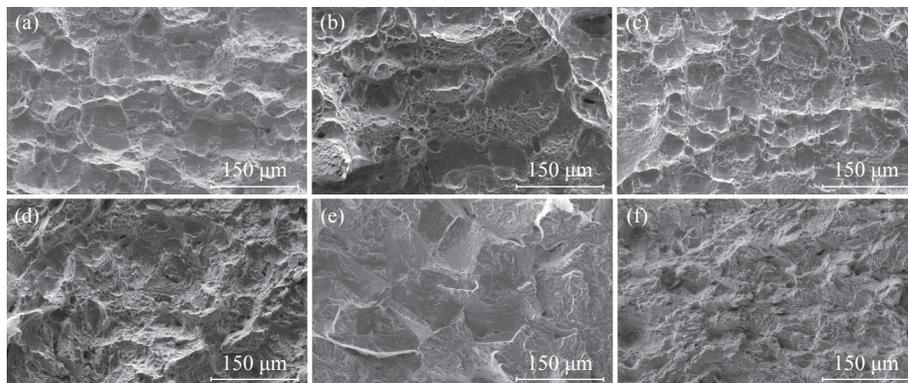
为以大韧窝为主的塑形断裂。图6(b)~(d)分别为300、400℃和500℃回火后的断口形貌,开裂模式均为大韧窝和无数细小韧窝相互连接的断裂,随着回火温度的升高,大韧窝不断增加,小韧窝不断减少,即韧性在不断降低。图6(e)为600℃回火后的断口形貌,开裂模式为典型的沿晶断裂。图6(f)为700℃回火后的断口形貌,开裂模式为以小尺寸解离面为主的解离断裂。



(a) 200 ℃; (b) 300 ℃; (c) 400 ℃; (d) 500 ℃; (e) 600 ℃; (f) 700 ℃

图5 不同回火温度下的SEM组织

Fig. 5 SEM microstructures of tested steel at different tempering temperatures



(a) 200 ℃; (b) 300 ℃; (c) 400 ℃; (d) 500 ℃; (e) 600 ℃; (f) 700 ℃

图6 不同回火温度的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphologies of tested steel at different tempering temperatures

3 结论

1)低碳高合金轴承钢分别经过200、300、400℃和500℃回火处理后,显微组织均为回火马氏体+残余奥氏体,随着回火温度的升高,马氏体块尺寸不断减小,600℃和700℃回火处理后,马氏体发生退化,显微组织为回火索氏体+残余奥氏体。

2)低碳高合金轴承钢在200~700℃温度区间回火处理后分别在200℃和600℃存在两个回火脆性区。300℃回火后冲击韧性最高,为220J;600℃

回火后冲击韧性最低,为10.9J。

3)低碳高合金轴承钢在200~500℃回火处理后的冲击断口均为准解离断裂,600℃为沿晶断裂,700℃以小尺寸解离面为主的解离断裂。

4 展望

航空发动机主轴轴承材料具备优异的力学性能,是保证发动机可靠稳定运行的关键。采用合适的热处理工艺精细化调控组织,满足主轴轴承所需的性能要求,是提高轴承材料寿命的重要手段。本文研

究的低碳高合金轴承钢是新一代高性能航空发动机主轴轴承材料,在国内研究处于起步阶段,相关应用性能数据较少,机理研究不够系统和深入。针对上

述问题,笔者将围绕低碳高合金轴承钢碳化物析出调控、裂纹萌生与扩展、高温强韧化与疲劳失效机理、表面硬化工艺等方面开展相关研究工作。

参考文献

- [1] Li Zhaokun, Lei Jianzhong, Xu Haifeng, *et al.* Current status and development trend of bearing steel in China and abroad[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2016, 28(3): 1-12.
(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.)
- [2] Maloney James L, Tomasello Colleen M. Case carburized stainless steel alloy for high temperature applications: EPO, EP0664342[P]. 1995-07-26.
- [3] Geng Siyuan, Yang Maosheng, Zhao Kunyu. Fatigue crack initiation and propagation behavior of high cobalt molybdenum stainless bearing steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2018, 30(11): 906-915.
(耿思远, 杨卯生, 赵昆渝. 高钴钼不锈钢轴承钢疲劳裂纹萌生及扩展行为[J]. *钢铁研究学报*, 2018, 30(11): 906-915.)
- [4] Xiao Maoguo, Lv Xinyang, Li Donghui, *et al.* Strengthening and toughening mechanisms of high Cr-Co-Mo heat resistant bearing steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2018, 39(9): 52-57.
(肖茂果, 吕新杨, 李东辉, 等. 高Cr-Co-Mo高温轴承钢的强韧化机制[J]. *材料热处理学报*, 2018, 39(9): 52-57.)
- [5] Yuan Xiaohong, Zheng Shanju, Yang Maosheng, *et al.* Carbide precipitation and microstructure refinement of Cr-Co-Mo-Ni bearing steel during hot deformation[J]. *Journal of Central South University*, 2015, 22(9): 3265-3274.
- [6] Yin Longcheng. Ni buffer layer method for carburizing and heat treatment of 14Cr14Co13Mo4 steel[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.
(尹龙承. 14Cr14Co13Mo4钢Ni缓冲层法渗碳及热处理工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.)
- [7] Yuan Xiaohong. Multi-scale strengthening-toughening mechanisms and fatigue resistance of high-alloy Cr-Co-Mo bearing steel[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2015.
(袁晓虹. 高Cr-Co-Mo轴承钢强韧机制及抗疲劳特性的多尺度研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2015.)
- [8] Yuan Xiaohong, Zheng Shanju, Yin Shubiao, *et al.* Effect of tempering time on microstructure and properties of high temperature bearing steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2014, 39(10): 28-31.
(袁晓虹, 郑善举, 阴树标, 等. 回火时间对高温轴承钢组织和性能的影响[J]. *金属热处理*, 2014, 39(10): 28-31.)
- [9] Wen Tao, Hu Xiaofeng, Song Yuanyuan, *et al.* Effect of tempering temperature on carbide and mechanical properties in a Fe-Cr-Ni-Mo high-strength steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(4): 447-453.
(温涛, 胡小锋, 宋元元, 等. 回火温度对一种Fe-Cr-Ni-Mo高强钢碳化物及其力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2014, 50(4): 447-453.)
- [10] Yu Bin, Li Xiaoyuan, Shi Jie, *et al.* Effect of high temperature tempering on microstructure and mechanical properties of GCr15SiMn bearing steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2015, 40(2): 176-179.
(余斌, 李晓源, 时捷, 等. 高温回火对GCr15SiMn轴承钢组织和力学性能的影响[J]. *金属热处理*, 2015, 40(2): 176-179.)
- [11] Yajima E, Miyazaki T, Sugiyama T, *et al.* Effects of retained austenite on the rolling fatigue life of ball bearing steels[J]. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 2007, 15(3): 173-179.
- [12] Zhang Yan, Zhao Aimin, He Jianguo, *et al.* Effects of tempering temperature on microstructure and properties of Cr8Ni2MoNb steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2015, 40(3): 114-116.
(张岩, 赵爱民, 何建国, 等. 回火温度对Cr8Ni2MoNb钢组织与性能的影响[J]. *金属热处理*, 2015, 40(3): 114-116.)
- [13] Zhang Shouhua. Alloy steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1981.
(章守华. 合金钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1981.)
- [14] Huang Huiling. Study on the tempering microstructure and performance of high speed steel containing cobalt[D]. Nanjing: Southeast University, 2015.
(黄慧玲. 含钴高性能高速钢回火组织和性能演变研究[D]. 南京: 东南大学, 2015.)
- [15] Yong Qilong, Sun Xinjun, Zheng Lei, *et al.* Role of the second phase in iron and steel materials[J]. *Science and Technology Innovation Herald*, 2009, (8): 2-3.
(雍岐龙, 孙新军, 郑磊, 等. 钢铁材料中第二相的作用[J]. *科技创新导报*, 2009, (8): 2-3.)
- [16] Sun Chen, Fu Paixin, Liu Hongwei, *et al.* Effect of tempering temperature on the low temperature impact toughness of 42CrMo4-V steel[J]. *Metals*, 2018, 8(4): 232.
- [17] Yan Peng, Liu Zhengdong, Bao Hansheng, *et al.* Effect of tempering temperature on the toughness of 9Cr-3W-3Co martensitic heat resistant steel[J]. *Materials & Design*, 2014, 54: 874-879.