

· 工艺材料进展 ·

高碳铬轴承钢的成分设计和热处理工艺的研究进展

张国宏¹ 张志成² 吴开明¹

(1 耐火材料与冶金省部共建国家重点实验室,高性能钢铁材料及其应用湖北省协同创新中心, 武汉科技大学国际钢铁研究院,武汉 430081; 2 湖北新冶钢有限公司,黄石 435001)

摘要 叙述了高碳铬轴承钢中 Mn、Si、Cr、Mo 和 Al 含量及热处理工艺包括马氏体淬火-回火,贝氏体等温淬火、贝氏体-马氏体和马氏体-贝氏体淬火以及纳米贝氏体钢的研究进展。近 10 年发展的高强度、高塑性和高韧性的纳米贝氏体钢,因其由纳米尺寸的超细贝氏体铁素体板条和板条间富碳的残余奥氏体薄膜组成的特殊组织结构导致其在耐磨和接触疲劳性能方面也具有优越性,该纳米贝氏体轴承钢有良好的应用前景。

关键词 高碳铬轴承钢 成分设计 热处理 纳米贝氏体 进展

Progress of Research on Composition Design and Heat Treatment Process of High Carbon Chromium Bearing Steel

Zhang Guohong¹, Zhang Zhicheng² and Wu Kaiming¹

(1 State Key Lab for Refractory Material and Metallurgy Jointly-Constructed by Ministry and Province; Hubei Collaborative Innovation Center for Advanced Steels; International Research Institute for Steel Technology, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081; 2 Hubei Xinyegang Steel Co Ltd, Huangshi 435001)

Abstract The progress of research on Mn, Si, Cr, Mo and Al content in high carbon chromium bearing steel, and heat treatment process including martensite quenching-tempering, bainite austempering, bainite-martensite and martensite-bainite quenching, as well as nanometer-structured bainite steel for bearing are presented in this article. The nano-structured bainite with high strength, high plasticity and high impact toughness is developed in recent decade, the steel with special structure-nanometer ultra fine bainite ferrite lath and carbon-rich residual austenite film in steel has excellent wearing and contact fatigue properties, so the nano-bainite bearing steel has better application prospect.

Material Index High Chromium Bearing Steel, Composition Design, Heat Treatment, Nano-Bainite, Progress

如何提高轴承钢的疲劳寿命,改善组织性能,一直是材料研究者关注的问题^[1-4]。轴承钢按特性及应用环境划分为:高碳铬轴承钢(即全淬透型轴承钢)、渗碳轴承钢(即表面硬化型轴承钢)、高温轴承钢、不锈钢轴承钢 4 大类。由于高碳铬轴承钢具有高的抗疲劳性能、高的延展性能、良好的耐磨性、合适的弹性和韧性、一定的防锈能力以及良好的冷热加工性能,热处理方法简单,合金元素含量不高,价格便宜等一系列优点,在国内外得到广泛应用。高碳铬轴承钢在世界各国轴承钢总产量中占 80% 以上。影响轴承疲劳寿命的因素较多,本文重点综述国内外高碳铬轴承钢的成分设计和热处理工艺方面的研究进展。

1 高碳铬轴承钢的成分设计

含 1.0% C、1.5% Cr 的高碳铬轴承钢 GCr15(相当于美国的 SAE52100、德国的 100Cr6、日本的 SUJ2)在 1901 年问世,1913 年美国最先纳入标准。

随着轴承尺寸的增大,要求轴承钢具有足够的淬透性。为满足这一要求,提高了铬轴承钢中的 Si、

Mn 含量,形成了铬锰硅轴承钢。另外,有很多国家通过加入少量 Mo 来提高高碳铬轴承钢的淬透性,形成了铬锰钼或铬硅钼轴承钢^[5]。目前,世界各国纳入标准的大部分高碳轴承钢钢号均是在 GCr15 的基础上通过适当调整 Mn、Si、Cr、Mo 和 Al 元素含量发展起来的。在高碳铬轴承钢中,C 含量一般在 0.95% ~ 1.15%。Cr 主要是提高钢的淬透性和耐腐蚀性能,使高碳铬轴承钢中碳化物细小、均匀,Cr 含量一般在 0.5% ~ 1.65%。高碳铬轴承钢中含少量的 Mn,Mn 含量过高,会增加钢中残余奥氏体量及过热敏感性和裂纹倾向性,且尺寸稳定性降低,一般控制在 2% 以下。Si 可以提高钢的强度和淬透性,改善抗回火软化性能。但是 Si 也能使高碳铬轴承钢的过热敏感性、裂纹和脱碳倾向性增强,Si 含量一般控制在 0.8% 以下。Mo 在高碳铬轴承钢中的作用是提高淬透性和抗回火稳定性,细化退火组织,减小淬火变形,提高疲劳强度。Mo 含量一般在 0.2% ~ 0.4%。在高碳铬轴承钢中,早期 Al 只是作为脱氧元素加入。而 Al 作为合金元素添加,到 20

世纪 70 年代才逐渐被认识和重视。Al 有较强的固溶强化作用,能提高钢的抗回火稳定性和高温硬度。美国中温轴承钢 (Fe-1C-0.35Mn-0.35Si-1.5Cr-1.36Al)就是在 GCr15 钢中加入 0.75% ~ 1.5% Al,同时提高 Si 含量到 0.55% 得到的^[1]。

尽管 100 多年来高碳铬轴承钢主要成分基本没有改变,但追求更高性能轴承材料的努力并没有停止,例如当 100Cr6 钢中的 Si 含量从 0.25% 增加到 1.5% 时,马氏体淬火后的组织中残余奥氏体的数量及稳定性均增加。在相同条件下,Si 含量增加后的钢比传统的 100Cr6 钢的接触疲劳寿命能延长 3 ~ 4 倍^[6];在 100Cr6 钢中添加 0.5% V 可以增加其抗氢脆能力,同时也增加了硬度^[7]。一种含碳 1.4% 的超高碳钢淬火低温回火后的摩擦磨损性能明显优于相同工艺条件下的 GCr15,这一结果表明轴承钢的碳含量可以突破必须 ≤ 1% 的禁区^[8];最近开发的一种超高碳低密度轴承钢 (Fe-1.2C-1.55Cr-5Al),由于 5% Al 的加入,该钢密度比常规 GCr15 钢降低 8%,该钢马氏体转变温度和 GCr15 相当,淬火硬度达 (860 ± 3) HV2,比 GCr15 钢提高了 10%^[9]。

2 高碳铬轴承钢的热处理

2.1 马氏体淬火、回火

高碳铬轴承钢马氏体淬火工艺为:把轴承零件加热到 830 ~ 880 °C 保温 0.5 ~ 1 h 后,在油中进行淬火。马氏体淬火工艺曲线如图 1(a) 所示。马氏体淬火后的组织为马氏体、残余奥氏体和未溶碳化物组成。淬火后应立即回火,以消除内应力,提高韧性,稳定组织及尺寸。为了消除零件在磨削加工时产生的磨削应力,以及进一步稳定组织及尺寸,在磨削加工后还需再进行一次附加回火。近年来,高碳铬轴承钢的马氏体淬回火工艺的研究主要分两个方面:一方面是开展淬回火工艺参数对组织和性能的

影响,如淬回火过程中的组织转变、残余奥氏体的分解、淬回火后的韧性、耐磨性能、疲劳性能等^[10];另一方面是淬回火的工艺性能,如淬火条件对尺寸和变形的影响、尺寸稳定性等^[11]。

常规马氏体淬火后的组织残余奥氏体的含量一般为 6% ~ 15%,残余奥氏体为软的亚稳定相,在一定的条件下(如回火、自然时效或零件的使用过程中),其失稳发生分解为马氏体或贝氏体。分解带来的后果是零件的硬度提高,韧性下降,尺寸发生变化而影响零件的尺寸精度甚至正常工作。对尺寸精度要求较高的轴承零件,一般希望残余奥氏体越少越好,如淬火后进行补充水冷或深冷处理,采用较高温度的回火等。但残余奥氏体可提高韧性和裂纹扩展抗力,一定的条件下,工件表层的残余奥氏体还可降低接触应力集中,提高轴承的接触疲劳寿命。因此,适量的残留奥氏体对提高轴承的接触疲劳寿命及韧性是有利的。

2.2 贝氏体等温淬火

贝氏体等温淬火工艺曲线如图 1(b) 所示。高碳铬轴承钢在 230 ~ 250 °C 等温 2 ~ 4 h 后淬火,其组织由下贝氏体、残余奥氏体和未溶碳化物组成。随淬火温度升高,贝氏体条变长;等温温度升高,贝氏体条变宽,碳化物颗粒变大,且贝氏体条之间相交的角度变小,趋向于平等排列,形成类似上贝氏体的结构;等温淬火后的贝氏体量随等温时间的延长而增加。

德国 FAG、瑞典 SKF 等世界著名轴承公司已成功地将贝氏体等温淬火工艺应用于铁路、汽车、轧机、起重机、钻具等耐冲击和润滑不良的轴承。国内将 GCr15 钢的贝氏体淬火工艺也陆续应用于铁路货车轴承及轧机轴承,还开发了适合于贝氏体淬火的新钢种 GCr18Mo^[12]。综合国内外研究成果可

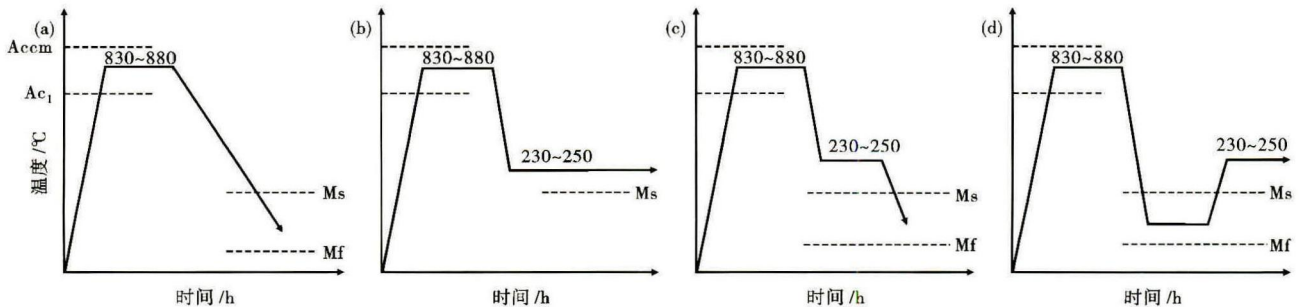


图 1 (a) 马氏体淬火、(b) 贝氏体等温淬火、(c) 贝氏体-马氏体淬火和 (d) 马氏体-贝氏体淬火工艺曲线

Fig. 1 Process curves of martensite quenching (a), bainite austempering (b), bainite-martensite quenching (c) and martensite-bainite quenching (d)

知^[12-15],贝氏体组织比常规淬火低温回火的马氏体组织冲击韧性提高3倍左右;比相同温度回火的马氏体组织冲击韧性提高30%~50%,断裂韧性提高20%;耐磨性低于淬火低温回火的马氏体组织,接近或略高于相同温度回火的马氏体组织。

通常贝氏体组织接触疲劳寿命低于淬火低温回火的马氏体组织,接近相同温度回火的马氏体组织,但在润滑不良条件下(如煤浆或水这类介质),贝氏体组织的接触疲劳寿命呈现出明显的优越性,具有比低温回火的马氏体组织高得多的接触疲劳寿命。贝氏体淬火加热设备基本采用了保护气氛或可控气氛,可以保证不脱碳,或根据需要进行复碳或渗碳,从而可以大大压缩热处理后的加工余量^[14]。贝氏体等温淬火工艺已在承受大冲击负荷的铁路、轧机、起重机等轴承,润滑条件不良的矿山运输机械或矿山装卸系统、煤矿用轴承上得到成功应用。

2.3 贝氏体-马氏体和马氏体-贝氏体复合组织淬火

为了综合马氏体和贝氏体的优越性,热处理学者研究了贝氏体-马氏体复合组织淬火工艺^[16-17],其工艺曲线如图1(c)所示,先把轴承零件加热到 $Ac_1 \sim Accm$ 温度之间保温一段时间,然后转入冷却能力足够的淬火介质(油或盐浴)中,使工件内奥氏体部分转变为下贝氏体,最后继续冷却到马氏体(M_s)点以下一定温度,使工件内其余的奥氏体大部分转变为马氏体。

贝氏体-马氏体复合组织淬火后的组织为下贝氏体、马氏体、少量残余奥氏体和少量未溶碳化物。研究表明,贝氏体等温淬火时先形成的下贝氏体有效地分割了奥氏体晶粒,减小了随后形成马氏体的领域尺寸,使单元裂纹长度及断口断裂单元显著减小。同时,在强硬马氏体基体上均匀分布着适量的下贝氏体,在外力作用下,塑性好的下贝氏体可以通过塑性变形有效地缓和裂纹尖端的应力集中,阻碍裂纹的扩展,并使其传播途径发生曲折和断裂表面增大,从而消耗了一部分应变能。此外,等温过程中先形成的下贝氏体受到马氏体强烈压缩而产生强化,也使复相组织的强韧性显著提高。但是,贝氏体-马氏体复合组织的性能尚有争议,下贝氏体的含量多少为最佳尚未确认,即使有一最佳含量,在生产实际中也较难控制。贝氏体-马氏体复合淬火时,由于先发生下贝氏体转变,在下贝氏体转变的过程中,剩余奥氏体产生稳定化,而且剩余奥氏体的含碳量较高,淬火后,残留奥氏体量多,尺寸稳定性差。且复合组织在等温后还需进行附加回火,增加了生产

成本。

最近,瓦房店轴承集团有限责任公司尤绍军等人研究了一种新的热处理方式-马氏体-贝氏体复合组织淬火^[18-19],并申请了发明专利。马氏体-贝氏体复合组织淬火工艺曲线如图1(d)所示,把轴承零件加热到 $Ac_1 \sim Accm$ 温度之间保温一段时间后,在油中进行淬火,使工件内奥氏体部分转变为马氏体,然后将工件转入适当的介质(例如热油或盐浴)内加热到下贝氏体转变温度,并等温一定的时间,使工件内残留奥氏体转变为下贝氏体,并使已形成的马氏体回火。马氏体-贝氏体复合组织淬火新工艺具有淬火组织与性能可调控、尺寸稳定性高、淬火变形量小、淬火裂纹敏感性低、不需回火等特点和优越性,是一种具有显著优点和广阔应用前景的轴承钢淬火新技术,但是,该技术中材料、热处理工艺参数、组织与性能之间的关系,尚待深入研究。

3 纳米贝氏体钢作为轴承钢的探索

高碳、高硅钢在100~250℃的低温进行长达多天的等温转变可以获得极细小的贝氏体组织,其组织由厚度仅为20~40nm的极薄的贝氏体板条和板条间富碳的残余奥氏体薄膜组成^[20-22]。由于这种贝氏体铁素体板条厚度小于100nm,故称其为纳米贝氏体。纳米贝氏体钢中贝氏体铁素体为纳米级,且处于过饱和状态,对贝氏体组织起着强烈的细晶强化和固溶强化作用;其次,贝氏体铁素体中存在较高的位错密度,对其有一定的位错强化作用。纳米贝氏体组织具有良好的塑性和韧性,一方面与贝氏体铁素体板条亚结构的位错有关;最主要的原因是贝氏体铁素体板条之间的薄膜状残留奥氏体,具有较高的稳定性,在高的应力作用下发生马氏体转变(TRIP效应),可以有效的提高该钢韧性。纳米贝氏体钢的拉伸强度可达2500MPa,硬度超过600HV,断裂韧度值为30~40MPa·m^{1/2},性能接近马氏体时效钢的水平。纳米贝氏体钢的力学性能超过了以前出现的各系列贝氏体钢的力学性能,而且只要通过常规热处理而不需要快速冷却或机械加工,加工成本低廉,所以受到钢铁界的高度重视^[23-24]。

纳米贝氏体钢的耐磨性能明显优于其它各种贝氏体钢^[25]。贝氏体等温淬火后的100Cr6高碳铬轴承钢试样的尺寸变化比纳米贝氏体钢大5倍,纳米贝氏体钢的尺寸稳定性明显比100Cr6高碳铬轴承钢好^[26]。用最大循环次数为10⁵周次的疲劳强度数据线性外推到10⁷周次的疲劳极限为855MPa,

得出纳米贝氏体钢的高周轴向拉伸疲劳性能与其它超高强度钢疲劳性能一致的结论^[27]。这种线性外推方法具有较大的误差,而且该试验用钢是大气熔炼的,裂纹源是较大尺寸的夹杂物,对钢的疲劳性能不利,所以其结论并不可靠。但这也间接说明纳米贝氏体钢疲劳失效对夹杂物的宽容度高,裂纹扩展速率比一般的超高强度钢慢。研究发

现纳米贝氏体钢的干滑动摩擦磨损耐磨性能及高周抗弯曲疲劳性能要优于同种成分下的淬回火马氏体钢^[28-30]。并将纳米贝氏体组织引入到对耐磨性能和接触疲劳性能要求较高的齿轮钢中^[31-32],提出一种新的齿轮钢热处理工艺:首先将低碳 20CrMnMoAl 和 38CrMoAl 齿轮钢进行表面渗碳处理;然后进行低温等温贝氏体淬火。结果在具有较高碳含量的试样表层获得了纳米贝氏体组织,纳米贝氏体组织的耐磨性能和滚动接触疲劳性能明显优于油淬回火状态下的常规齿轮材料。正是考虑到纳米贝氏体钢可以作为新型轴承用钢,瑞典 SKF 公司在剑桥大学设立了纳米贝氏体钢中心^[33]。

纳米贝氏体钢在合金成分设计时,要考虑推迟珠光体和铁素体转变,同时降低贝氏体和马氏体开始转变温度(B_s 和 M_s),而且使 B_s 和 M_s 温度之间的温度差扩大,保证进行贝氏体转变而不发生珠光体和马氏体转变,得到以贝氏体为主的组织。纳米贝氏体钢中 C 含量较高,为的是降低相变温度,使呈纳米级厚度的组织;加入 Mn、Cr 为的是提高奥氏体的稳定性;加 Mo 以消除回火脆性(钢中不可避免含有 P);含足够的 Si 以阻碍渗碳体的析出;为了缩短处理时间,需加入增高 $\gamma \rightarrow \alpha$ 自由能的元素 Co 和 (或) Al;相间析出纳米尺寸的 (Ti, Mo)C,析出强化可使强度显著提高。

从表 1 可知,高碳铬轴承钢与纳米贝氏体钢都是高碳钢,合金含量低,价格便宜。纳米贝氏体钢的强度与高碳铬轴承钢相当,但韧性更好。纳米贝氏体钢用作轴承钢将给轴承钢组织设计带来新的思路。为了保证耐磨性能,传统的高碳铬轴承钢需要在马氏体或贝氏体基体上保留一定量的弥散分布的细小碳化物颗粒。但是,传统的高碳铬轴承钢为过共析钢,在其热处理过程中容易形成网状或粗大的

表 1 高碳铬轴承钢和纳米贝氏体钢的力学性能对比

Table 1 Comparison of mechanical properties between high carbon chromium bearing steels and nano-bainite steels

类型	合金成分 / %	屈服强度 / MPa	抗拉强度 / MPa	总伸长率 / %	硬度 (HV)
高碳铬轴承钢	Fe-1C-1.5Cr-0.3Si-0.2Mn 马氏体或贝氏体淬火 ^[34]	1 400 ~ 2 000	2 150 ~ 2 450	-	-
	Fe-0.9C-1.4Cr-0.3Si-0.3Mn-0.2Cu 贝氏体淬火 ^[1]	2 114	2 387	4.35	722
	Fe-1C-1.5Cr-0.3Si-0.5Mn 马氏体淬火 ^[35]	1 716	1 785	2.4	703
纳米贝氏体钢 ^[36]	Fe-1C-0.5Cr-1.6Si-0.8Mn	1 834	2 205	11.2	652
	Fe-1C-0.5Cr-1.5Si-0.8Mn-0.05Nb	1 866	2 278	7.2	691
	Fe-1C-0.5Cr-1.5Si-0.8Mn-0.1Mo	1 852	2 164	8.3	659
	Fe-0.9C-0.5Cr-1.6Si-0.8Mn	1 910	2 213	11.9	659

碳化物,网状或粗大的碳化物是降低轴承钢接触疲劳性能的关键因素之一,如何减少网状或粗大的碳化物一直是轴承钢研究中的重要课题。纳米贝氏体钢虽然碳含量较高,但由于含有较多的 Si 或 Al,碳化物的析出被抑制。纳米贝氏体钢主要通过纳米级的贝氏体铁素体板条和薄膜状残余奥氏体交错排列的特殊组织结构来提高其耐磨和接触疲劳性能,可以避免碳化物分布不均匀的问题。当然,现在也有人考虑在纳米贝氏体组织基体上保留一定量的细小碳化物颗粒来进一步提高其耐磨和接触疲劳性能^[37]。

纳米贝氏体钢用作轴承钢也有其不利的一面。影响轴承尺寸稳定性的主要因素有两个:一个是残余应力,另一个是残余奥氏体的量。纳米贝氏体钢在低温下长时间转变,相变应力可以及时释放,但是纳米贝氏体钢中含有较多残余奥氏体(通常大于 20%),影响其尺寸稳定性。

纳米贝氏体钢中的残留奥氏体呈现两种形貌,一种是贝氏体铁素体板条之间的薄膜状残留奥氏体,一种是贝氏体束之间的块状残留奥氏体。薄膜状残留奥氏体尺寸小(纳米级)、含碳量高,具有较高稳定性。块状残留奥氏体尺寸大(微米级)、含碳量低、稳定性差,在较小应力作用下,就能迅速转变为硬而脆的马氏体,恶化力学性能,影响尺寸稳定性。因此,如何控制残余奥氏体的含量和形态,消除块状残留奥氏体,增加其稳定性是纳米贝氏体钢作为轴承用钢需解决的首要问题。最近,武汉科技大学汪兴隆和吴开明等^[38]利用多步低温贝氏体转变,不仅可以得到亚微米和纳米级的组织结构,在很大程度上可以减少和细化块状残留奥氏体,钢的强度、塑性和韧性同时提高。关于这方面的研究有待于系统深入探讨。

4 结束语

针对轴承零件服役条件和失效形式,设计新的轴承钢成分或开发新的热处理工艺提高其性能,对于提高轴承的寿命和可靠性乃至节能环保,均具有非常重要的意义和作用。由纳米尺寸的超细贝氏体铁素体板条和板条间富碳的残余奥氏体薄膜组成的纳米贝氏体组织具有高强度、高韧性、强耐磨性能以

及优越的接触疲劳性能,在轴承钢中有良好的应用前景。

本论文得到湖北省重点新产品新工艺研究开发项目(2012BAA14005)、武汉科技大学青年科技骨干培育计划(2014XZ022)、国家科技部863项目(2012AA03A504)的资助。

参考文献

- [1] Bhadeshia H K D H. Steels for Bearings[J]. *Progress in Materials Science*, 2012, 57:268-435.
- [2] Tonicello E, Girodin D, Sidoroff C, et al. Rolling Bearing Applications; Some Trends in Materials and Heat Treatments[J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28:23-26.
- [3] Zaretsky E V. Rolling Bearing Steels: A Technical and Historical Perspective[J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28:58-69.
- [4] 王林梅, 杨川, 程海明, 等. 国产与进口轴承钢组织结构与性能分析[J]. *材料热处理技术*, 2008(9):48-51.
- [5] 钟思顺, 王昌生. 轴承钢[M]. 北京:冶金工业出版社, 2000.
- [6] Kim Kwan-Ho, Lee Jae-Seung. On Microstructure and Properties of Si Modified 100Cr6 Bearing Steels[J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28:50-54.
- [7] Szost B A, Vegter R H, Rivera-Diaz-del-Castillo P E J. Developing Bearing Steels Combining Hydrogen Resistance and Improved Hardness[J]. *Materials and Design*, 2013, 43:499-506.
- [8] Chen M, Liu Y N, Zhu J W, et al. Tribological Behavior of 1.14wt% C Ultrahigh-carbon Steel with Quenching and Low-temperature Tempering Treatment[J]. *Tribology Letters*, 2010, 38:79-86.
- [9] Yi H L, Cai H L, Hou Z Y, et al. Low Density Steel 1.2C-1.5Cr-5Al Designed for Bearings[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30:1045-1049.
- [10] 葛艳辉. 深冷处理对 GCr15 轴承钢组织及力学性能的影响[J]. *材料导报*, 2013, 27(11):334-338.
- [11] 叶健熠, 高元安, 谢倩. GCr4 与 GCr15 钢冲击韧性和接触疲劳寿命对比分析[J]. *轴承*, 2003, 46(2):30-32.
- [12] 张增歧, 刘耀中, 樊志强. 贝氏体等温淬火及其在轴承上的应用[J]. *材料热处理学报*, 2002, 23(1):57-60.
- [13] Chakraborty J, Bhattacharjee D, Manna I. Austempering of Bearing Steel for Improved Mechanical Properties[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59:247-250.
- [14] 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.
- [15] 刘耀中, 范崇惠. 高碳铬轴承钢滚动轴承零件热处理技术发展及展望[J]. *金属热处理*, 2014, 39(1):53-57.
- [16] 张大伟, 张新平, 赵文胜, 等. GCr15 钢 M-B 复相组织的强韧性研究[J]. *温州大学学报(自然科学版)*, 2011, 32(1):32-36.
- [17] 董笑鹏. GCr15 钢复相淬火组织及其对力学性能的影响[J]. *轴承*, 2013, 56(8):33-37.
- [18] 尤绍军, 毛玉红, 姜长英. 高碳铬轴承钢马贝复合组织淬火新技术[J]. *轴承*, 2012, 55(4):13-15.
- [19] 尤绍军. 我国轴承钢及热加工技术的现状和研究方向[J]. *金属热处理*, 2012, 37(1):119-125.
- [20] Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Very Strong Bainite[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004(8):251-257.
- [21] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Acceleration of Low Temperature Bainite[J]. *ISIJ International*, 2003, 43:1821-1825.
- [22] Bhadeshia H K D H. Nanostructured Bainite[J]. *Proceedings of the Royal Society A*, 2010, 466:3-18.
- [23] Rose A J, Mohammed F, Smith A W F, et al. Superbainite: Laboratory Concept to Commercial Product[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30:1094-1098.
- [24] Garcia-Mateo C, Sourmail T, Caballero F G, et al. Nanostructured Steel Industrialization Plausible Reality[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30:1071-1078.
- [25] Peet M J, Hill P, Rawson M, et al. Fatigue of Extremely Fine Bainite[J]. *Materials Science and Technology*, 2011, 27:119-123.
- [26] Leiro A, Vuorinen E, Sundin K-G, et al. Wear of Nano-structured Carbide-free Bainitic Steels under Dry Rolling-Sliding Conditions[J]. *Wear*, 2013, 298-299:42-47.
- [27] Amey C M, Huang H, Rivera-Diaz-del-Castillo P E J. Distortion in 100Cr6 and Nanostructured Bainite[J]. *Materials and Design*, 2012, 35:66-71.
- [28] 杨静, 王天生, 张冰. 高碳低合金钢低温贝氏体组织及其耐磨性研究[J]. *燕山大学学报*, 2011, 35(5):427-430.
- [29] Yang J, Wang T S, Zhang B, et al. High-Cycle Bending Fatigue Behaviour of Nanostructured Bainitic Steel[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66:363-366.
- [30] Yang J, Wang T S, Zhang B, et al. Sliding Wear Resistance and Worn Surface Microstructure of Nanostructured Bainitic Steel[J]. *Wear*, 2012, 282-283:81-84.
- [31] Zhang F C, Wang T S, Zhang P, et al. A Novel Method for the Development of a Low-temperature Bainitic Microstructure in the Surface Layer of Low-Carbon Steel[J]. *Scripta Mater*, 2008, 59:294-296.
- [32] 张朋, 张福成, 王天生. 渗碳 20CrMnMoAl 钢表面硬贝氏体制备及其组织特征[J]. *金属学报*, 2011, 47(8):1038-1045.
- [33] SKF University Technology Centre[OL]. [Http://www.msm.cam.ac.uk/skf/index.html](http://www.msm.cam.ac.uk/skf/index.html)
- [34] Mayer H, Haydn W, Schuller R, et al. Very High Cycle Fatigue Properties of Bainitic High Carbon-Chromium Steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2009, 31:242-249.
- [35] 李守新, 翁宇庆, 惠卫军, 等. 高强度钢超高周疲劳性能-非金属夹杂物影响[M]. 北京:冶金工业出版社, 2010.
- [36] Sourmail T, Caballero F G, Garcia-Mateo C, et al. Evaluation of Potential of High Si High C Steel Nanostructured Bainite for Wear and Fatigue Applications[J]. *Materials Science and Technology*, 2013, 29:1166-1173.
- [37] Luo D, Peet M J, Ooi S W, et al. Spheroidisation of Hypereutectoid State of Nanostructured Bainitic Steel[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30:1282-1286.
- [38] Wang X L, Wu K M, Hu F, et al. Multi-step Isothermal Bainitic Transformation in Medium Carbon Steel[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 74:56-59.

张国宏(1979-),男,博士(日本国立茨城大学),副教授,长沙理工大学(本科)毕业,钢铁材料性能与组织调控研究。
E-mail:zhangguohong@wust.edu.cn

收稿日期:2014-12-04