

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2016.06.005

GCr15钢气体渗氮+淬火复合处理及干摩擦行为*

张国松¹, 崔洪芝¹, 程贵勤²

(1. 山东科技大学 材料科学与工程学院, 山东 青岛 266590; 2. 青州海盾液压机械有限公司, 山东 青州 262500)

摘要: 用气体渗氮+淬火(N+Q)复合处理技术对GCr15进行表面强化, 并与单纯的气体渗氮、淬火进行比较, 系统研究了硬化层的物相、组织结构及干摩擦特性。结果表明: 530 ℃气体渗氮9 h后, 渗氮层的化合物层为 ϵ 相, 厚度约为40 μm ; 而渗氮之后淬火(N+Q)复合处理使氮化物完全分解, 促使N元素向基体扩散, 扩散区深约900 μm , N固溶强化作用使得扩散区硬度比淬火硬度约高200 $\text{HV}_{0.1}$, 但是因氮化物分解产生孔隙致使表层硬度下降。分别在20 N和100 N载荷进行往复干摩擦试验, 气体渗氮与N+Q复合处理都能有效降低摩擦因数。在20 N载荷时, N+Q复合处理试样体积磨损率低于渗氮与淬火试样; 而在100 N载荷时, 因其表面孔隙, 使得初始磨损比淬火试样严重, 但是磨损一段时间后耐磨性能提高。

关键词: 淬火; 气体渗氮; 复合处理; 摩擦因数; 抗磨

中图分类号: TG156.8; TG115.58

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2016)06-0030-08

Friction and Wear Behaviors of Gas Nitriding and Quenching Compound Treatment of GCr15 Steels

ZHANG Guo-song¹, CUI Hong-zhi¹, CHENG Gui-qin²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shandong University of Science and Technology, QingDao 266590, Shandong; 2. Qingzhou Haidun Hydraulic Machinery Manufacturing Co. Ltd., Qingzhou 262500, Shandong)

Abstract: Gas nitriding-quenching (N+Q) compound treatments on GCr15 steel were carried out and compared with single processing of gas nitriding and quenching. The phases, microstructures, and the dry sliding friction properties of samples were studied. By single gas nitriding at 530 ℃ for 9 h, the compound layer was composed of ϵ phase with a thickness of about 40 μm . However, the nitride of ϵ phase in the compound layer were completely decomposed in N+Q compound treatment, which promoted N element to diffuse into the matrix, and the thickness of the diffusion region was about 900 μm . Compared with the single quenching hardness of GCr15 steel, the hardness of diffusion region was improved about 200 $\text{HV}_{0.1}$, because of soluble N element. However, the surface hardness dropped down, due to the porosity resulting from the decomposition of nitrides. Furthermore, under the loads of 20 N and 100 N, the dry reciprocating sliding frictions were carried out respectively. The results show that the friction co-efficients (COF) of both single gas nitriding and N+Q compound processing are lower than that of single quenching treatment. The wear resistances of N+Q compound treatment samples are improved, compared with nitriding and quenching samples at a load of 20 N, and decreases at a load of 100 N due to the surface porosity during initial steps. However, after the initial steps, the anti-wear ability of N+Q compound treatment samples increases again.

Keywords: quenching; gas nitriding; compound treatment; friction coefficient; anti-wear

收稿日期: 2016-06-28; 修回日期: 2016-11-04; 基金项目: *国家自然科学基金(51272141); 国家高技术研究发展计划(863计划)(2015AA034404)

通讯作者: 崔洪芝(1965—), 女(汉), 教授, 博士; 研究方向: 材料表面改性; Tel: (0532) 8605 7922; E-mail: cuihongzhi1965@163.com

网络出版日期: 2016-12-14 15:48; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20161214.1548.004.html>

引文格式: 张国松, 崔洪芝, 程贵勤. GCr15钢气体渗氮+淬火复合处理及干摩擦行为[J]. 中国表面工程, 2016, 29(6): 30-37. ZHANG G S, CUI H Z, CHENG G Q. Friction and wear behaviors of gas nitriding and quenching compound treatment of GCr15 steels[J]. China Surface Engineering, 2016, 29(6): 30-37.

0 引 言

国内滚珠丝杠在运行过程中会受到弯曲、扭和冲击等作用力, 对其整体机械性能要求较高^[1-3]。国产丝杠产品最常用材料为GCr15轴承钢, 通过优化热处理工艺参数, 例如经过三周期球化退火或者双细化预热处理后, GCr15钢渗碳体颗粒细小、组织均匀, 马氏体、少量残余奥氏体、碳化物为辅的复相组织, 可以获得较高的强度、良好的塑性和优良的机械性能^[4-6]。表面损伤失效是滚珠丝杠失效的主要形式, 因此在要求丝杠具有良好的综合机械性能的基础上, 还要求表面具有高硬度和高耐磨性。激光淬火处理、等离子熔覆等表面强化技术方式, 可以提升表面硬度、耐磨性能, 有效延长滚珠丝杠的使用寿命^[7-9], 但是激光淬火很难实现滚珠丝杠滚道及大面积淬火^[10]。目前, 最常用的滚珠丝杠表面强化技术是表面感应加热淬火技术。改变感应加热设备或者工艺参数, 都能有效提高感应加热淬火硬化效果。GCr15钢经倾斜感应器感应淬火处理后, 淬硬层性能优于传统感应器感应淬火处理结果, 组织为隐晶马氏体与细小粒状碳化物, 表层硬度750~800 HV^[11]。通过涂覆导磁体控制表面感应淬火漏磁, GCr15滚珠丝杠涂感应淬火淬硬层深度增加, 淬硬层硬度梯度减小, 耐磨性能显著提高^[12-13]。

GCr15钢表面硬度和耐磨性能可以通过改进热处理设备和选择合理的热处理参数优化淬硬层组织来实现, 但是, 目前表面强化技术的减摩性能不佳。渗氮表面强化技术不但能提高表面硬度、耐磨等性能^[14-16], 还能有效降低摩擦因数, 达到减摩抗磨效果^[17-18]。但是, 氮化层高残余应力、微裂纹、脆性以及氮化时间长、氮化层浅等不利因素^[19-21], 影响了氮化技术在GCr15钢等滚珠丝杠用材表面强化上的应用。1977年, 高濂孝夫等研究了软氮化高频淬火复合热处理工艺, 软氮化高频淬火后, 氮化铁完全分解成新的物质, 表面硬度比单独的软氮化或淬火都要高, 并且氮的扩散速度增加^[22]。席守谋^[23-24]等对38CrMoAlA和40CrNiMoA钢激光淬火和氮化复合处理进行研究, 激光淬火+氮化复合处理表明硬度比氮化硬度高100 HV, 激光淬火与渗氮处理相复合, 不仅可以提高渗氮层的硬度及深度, 还能改变氮化物物相组成。闫牧夫等通过预处理、渗氮和激光淬火

方式使得渗氮或者激光淬火硬化层的厚度和硬度提高^[25]。

GCr15钢离子渗氮处理后, 再进行淬火热处理, 硬化区深度变大, 且抗回火性能提升, 耐磨性能优于渗氮或淬火处理^[26], 但离子渗氮设备复杂昂贵, 工艺要求严格。与离子渗氮相比, 气体渗氮设备简单, 工艺技术成熟, 易于操作, 是目前工业领域常用的氮化方法之一, 但其缺点是渗氮时间长, 能耗大。文中通过GCr15气体渗氮与淬火复合处理, 探索淬火处理对渗氮层的影响, 并与单纯的气体渗氮、淬火表面处理进行对比, 分析物相、组织结构以及硬化层硬度、深度, 期望施以淬火处理促进后期氮元素扩散, 提高硬化层的硬度和深度, 取代长时间的气体渗氮处理工艺; 同时, 对比研究气体渗氮+淬火复合处理硬化层的干摩擦特性及机理, 为气体氮化技术在滚珠丝杠等精密零部件上的应用提供依据。

1 试验材料与方法

试验材料为球化退火态GCr15轴承钢, 化学成分如表1, 用线切割将材料加工成20 mm×15 mm×5 mm块状试样。试验前试样处理流程: 金相砂纸打磨→机械抛光→超声波除油→去离子水洗→8%盐酸酸洗→去离子水洗→酒精冲洗干燥。

表 1 试验材料的化学成分				
Table 1 Chemical compositions of the materials (w/%)				
Element	C	Si	Mn	S
Content	0.99	0.20	0.34	0.002
Element	Cr	Ni	Cu	Mo
Content	1.32	0.039	0.034	0.007 1

GCr15钢试样分别进行淬火(830 ℃, 保温30 min, 3%碱水冷却)、气体渗N(纯氨气, 温度530 ℃, 处理时间9 h, 氨分解率30%~40%)以及气体渗氮+淬火(N+Q)复合处理, 淬火后进行低温回火处理(200 ℃)。在室温条件下, 利用CETR-UMT-3MO多功能磨损试验机对不同热处理试样分别进行往复式线性干摩擦实验(根据丝杠实际工作情况, 选择与轻载、重载相匹配的20 N和100 N载荷, 滑动速度10 mm/s, 对摩副采用直径9.525 mm氧化锆陶瓷球)。

采用扫描电镜(FEI Nova Nanosem 450, 加速电压为10 kV)对试样截面、表面磨痕及磨屑形貌

进行观察分析;利用电子探针(Electron Probe X-ray Microanalyzer, JXA-8230型)分析氮元素分布;采用D/Max2500PC型X射线衍射仪对硬化层表面进行物相分析(工作电压60 kV、工作电流40 mA, Cu靶辐射 $\lambda=1.54\ 060\ \text{nm}$);采用FM-700/SVDM4R型自动显微硬度计测试硬化层硬度及深度,载荷100 g,加载时间15 s;采用三维形貌仪(Nera30)测量试样磨损体积损失率。

2 结果与分析

2.1 物相分析

图1为气体渗氮与N+Q复合处理试样XRD图谱。经气体渗氮处理后GCr15钢表层化合物层主要由 ϵ 相组成, 另外有少量Cr元素析出形成的 Cr_2N 相;而N+Q复合处理试样表面则没有出现氮化物衍射峰, 硬化层由马氏体组织和少量FeO相组成, 气体渗氮后进行淬火处理使化合物层氮化物完全分解, 晶粒被细化。

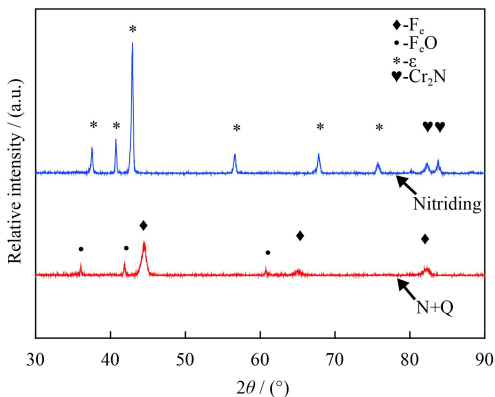
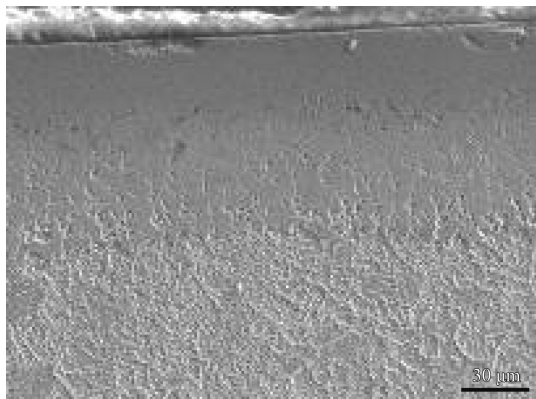


图1 硬化处理试样表面XRD图谱

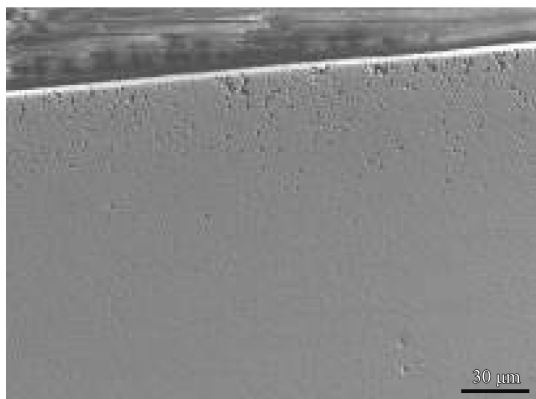
Fig.1 XRD patterns of the samples with hardening treatment

2.2 组织结构

GCr15钢试样经过气体渗氮与N+Q复合处理后的截面形貌如图2所示, 经过气体渗氮处理后, 表面形成厚度约为40 μm 的致密氮化化合物层, 基体组织为回火索氏体。相比而言, 经过N+Q复合处理后试样表面氮化化合物层消失, 这与XRD物相分析结果相一致, 并且在试样表层出现了均匀分布的孔隙, 孔隙分布深度与氮化化合物层深度相吻合, 且孔隙自表层至基体依次逐渐减少。分析其原因是: GCr15钢气体渗氮处理后进行淬火处理, 化合物层氮化物受热分解, N元素一部分逸出试样表面, 一部分向基体扩散, 同时因氮化物分



(a) Nitriding



(b) N+Q

图2 硬化层截面形貌

Fig.2 Cross section morphologies of the hardening layers

解而使试样表面形成孔隙;又因氮化物分布均匀且自表层至基体含量逐渐减少, 造成因氮化物分解产生的孔隙分布均匀且沿表层至基体逐渐减少。

图3为气体渗氮与N+Q复合处理GCr15钢试样硬化层N元素分布WDS分析结果。经过气体渗氮处理后, 自表层至基体内部约40 μm 距离内, N元素含量较高且相同, 为氮化化合物层, 化合物层深度与SEM图结果一致, 扩散区深度大约在60 μm 。N+Q复合处理试样表层N元素含量降低, 但是N元素扩散区深度变大, 达到600 μm 左右, 渗氮后进行淬火处理, 使氮化物分解, 促进N元素向基体扩散以固溶态存在。

2.3 硬度及深度

图4为硬化层硬度分布曲线, 气体渗氮处理GCr15钢试样表面硬度约为410 $\text{HV}_{0.1}$, 硬化层的硬度在300 $\text{HV}_{0.1}$ 至450 $\text{HV}_{0.1}$ 之间, 硬度测试显示氮化硬化层深度在120 μm 。N+Q复合处理试样硬化层N元素扩散区硬度比淬火处理高100 $\text{HV}_{0.1}$, 硬化区深度为900 μm , 而最表层硬度下降到仅为

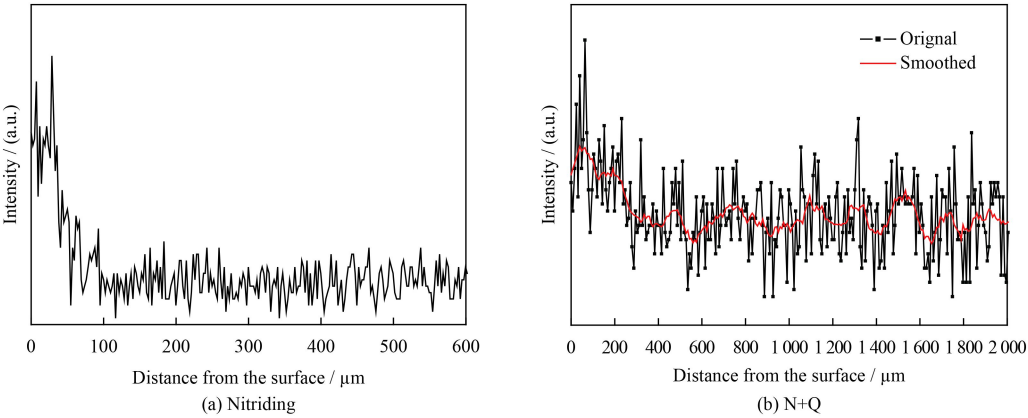


图 3 硬化层截面氮元素分布

Fig.3 N element distribution for the cross section of the hardening layers

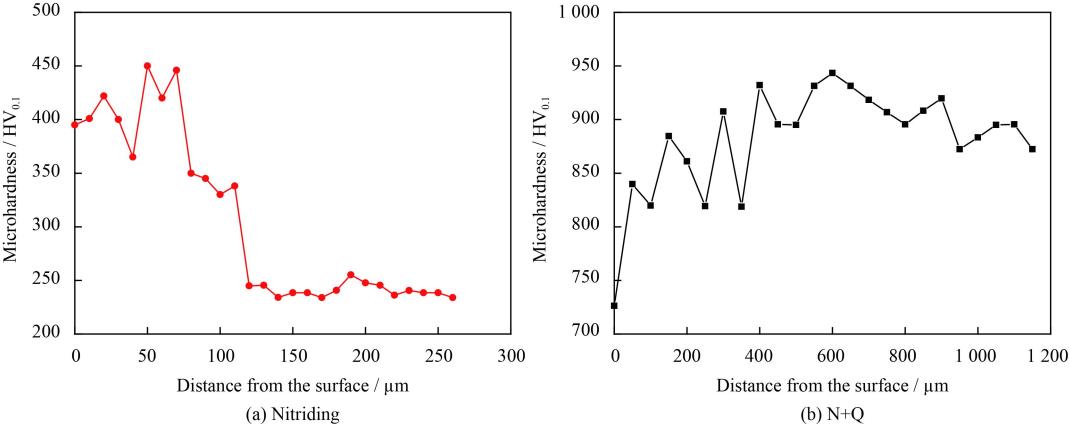


图 4 硬化层硬度分布曲线

Fig.4 Variation of microhardness as a function of the depth from the surface

720 $HV_{0.1}$ ，至距表面40 μm 深处硬度提高到830 $HV_{0.1}$ 。N+Q复合处理表层氮化物分解产生孔隙造成表层疏松硬度下降，硬度分布曲线与硬化层孔隙分布情况相一致；淬火处理使N元素加快扩散并以固溶态存在，固溶N及马氏体组织的相变硬化效应的共同作用使扩散区硬度较单纯淬火硬度提高。与王滨生等人^[26]利用离子渗氮处理20 h后淬火相比，硬化层深度增加，且最表层硬度提高。

2.4 摩擦因数与磨损体积

在20 N、100 N干摩擦时，气体渗氮及N+Q复合处理试样摩擦因数都比单纯淬火处理试样低(见图5)。在两种载荷下，淬火试样跑和磨损时间较短，摩擦因数迅速上升，最终都稳定在0.85；单纯渗氮试样摩擦因数随着运行时间不断增加，后稳定在0.7。相对而言，在两种载荷下，N+Q复合处理试样跑和磨损过后摩擦因数先下降(450 s内)后缓慢上升最后也稳定在0.7。N+Q复合处理使

N元素加快扩散并以固溶在淬火马氏体组织中，固溶态N元素不但起到了提高硬度，还使摩擦因数由0.85降到0.7；因此，相比单纯淬火，在两种载荷下气体渗氮与N+Q复合处理都能有效降低GCr15钢的摩擦因数，起到良好的减摩作用。

图6展示了淬火、气体渗氮及N+Q复合处理试样干摩擦磨损体积损失比。在20 N载荷时，N+Q复合处理试样的磨损体积损失率为 $1.64 \times 10^3 \mu m^3/s$ ，低于单纯淬火处理试样，更低于磨损体积损失率为 $5.76 \times 10^3 \mu m^3/s$ 的单纯气体渗氮试样，N+Q复合处理的抗磨效果最好。100 N载荷时，淬火处理试样运行30 min和60 min时的体积损失率分别为 $2.79 \times 10^4 \mu m^3/s$ 和 $2.26 \times 10^4 \mu m^3/s$ ，初始磨损较为严重导致运行时间30 min时的体积损失率稍大于运行60 min时的体积损失率。气体渗氮处理试样运行60 min时的体积损失率为 $6.67 \times 10^4 \mu m^3/s$ ，稍大于运行30 min时 $6.18 \times 10^4 \mu m^3/s$ 体积损失率，分析原

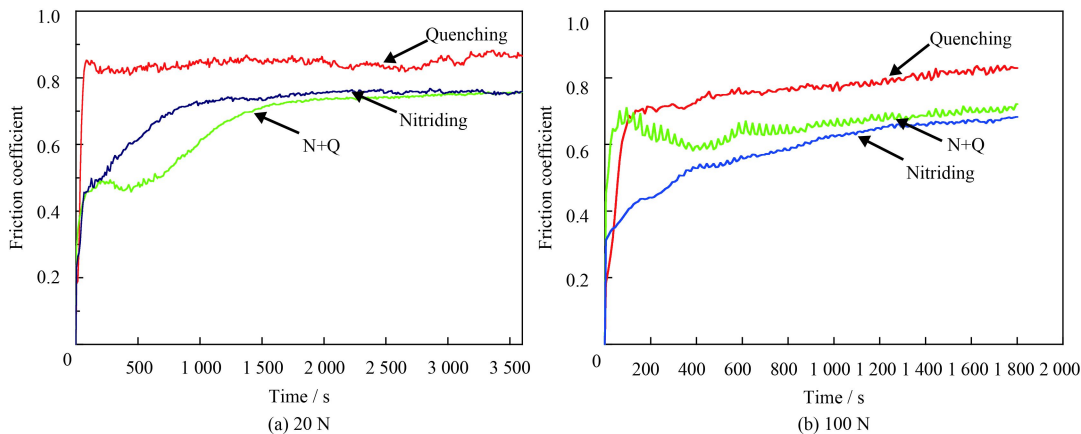


图5 摩擦因数随时间变化曲线

Fig.5 Variation of the friction coefficient as a function of sliding time

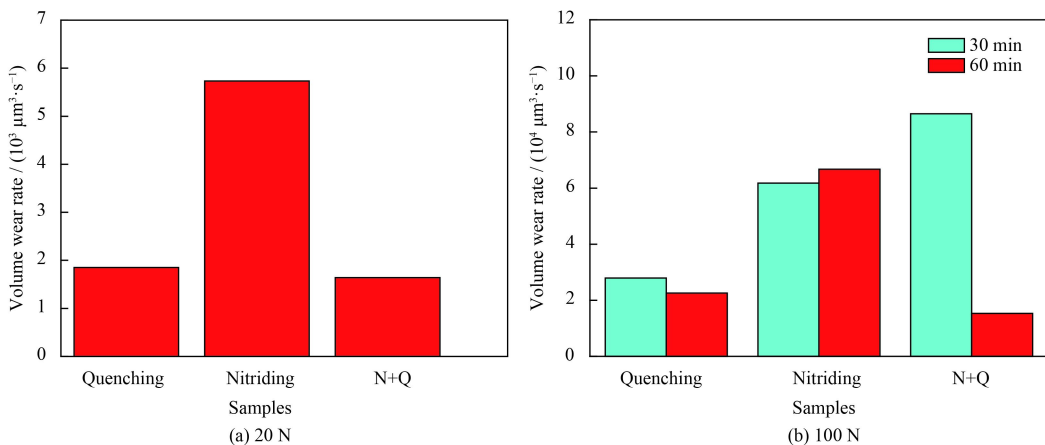


图6 不同载荷下硬化处理试样体积磨损率

Fig.6 Volume wear rate of the hardening layers under different loads

因是摩擦实验运行时间较长时,较浅氮化硬化层逐渐磨损消耗,试样表面硬度下降造成磨损量增加。而N+Q复合处理试样在运行30 min时,体积损失比达到了 $8.65 \times 10^4 \mu\text{m}^3/\text{s}$,远高于淬火和气体渗氮处理试样的磨损率,结合试样截面SEM图以及硬度分布曲线可以得出:N+Q复合处理试样表面孔隙造成表层疏松硬度降低,从而使其在初期磨损阶段磨损较为严重。相对而言,运行60 min时,N+Q复合处理试样体积损失率仅为 $1.53 \times 10^4 \mu\text{m}^3/\text{s}$,远低于运行30 min时的磨损率,且低于淬火和气体渗氮处理试样磨损率,测试结果说明N+Q复合处理试样随着运行时间的增加磨损率不断下降,这主要是因为经过初期严重磨损后,表面孔隙变少,加上固溶N存在使得硬度不断提高,耐磨性能不断增加。表面微坑阵列的分布以及深浅都会对其摩擦性能产生影响^[27],在高载荷时,控制N+Q复合处理是试样表面孔隙率大或者适当加工

去除部分疏松层都能达到较好的减摩抗磨效果。

2.5 表面磨痕及磨屑形貌

图7为气体渗氮、淬火及N+Q复合处理试样,100 N载荷下表面磨痕和磨屑形貌。渗氮试样磨痕呈现少量犁沟及大量剥层脱落(图7(a)),高倍SEM形貌显示,磨损表面出现了大量的裂纹以及褶皱,裂纹不断扩展,褶皱脱离,造成了大量块状脱落,磨屑成较大片状(如图7(d)),剥离部位显现出断裂状态。在载荷往复作用下,氮化层脆性加上承载化合物层的亚表层硬度相对较低(见图4硬度曲线),化合物层萌生裂纹,亚表层不能给予足够支撑,裂纹并不断扩展后产生褶皱,继而断裂脱离。图7(b)(c)为淬火与N+Q复合处理试样磨损表面形貌,表面有明显的犁沟,两者的磨损形式主要都是磨粒磨损,相对而言,淬火试样表面犁沟较N+Q复合处理试样深且有少量粘着现象出

现, 磨屑被碾压粘结成片状(图7(e)(f))。N+Q复合处理试样表面形成的孔隙可以捕捉微小磨粒, 从而起到减小犁沟效应、降低磨粒磨损的作用^[28]。

图8为气体渗氮, 淬火及N+Q复合处理GCr15钢在20 N载荷下的干摩擦表面磨痕SEM形貌。由图8可见, 气体渗氮处理GCr15钢表面磨痕呈现片

层脱落和轻微犁沟状, 与100 N载荷下干摩擦相比较, 磨损机理相同, 均为疲劳磨损、剥层磨损和磨粒磨损, 但是磨损轻微。淬火处理试样表面犁沟效应非常明显, 磨损机理为磨粒磨损。而N+Q复合处理试样磨损表面只出现轻微的磨痕, 在低载荷下, N+Q复合处理耐磨性优于单纯渗N或者单纯淬火。

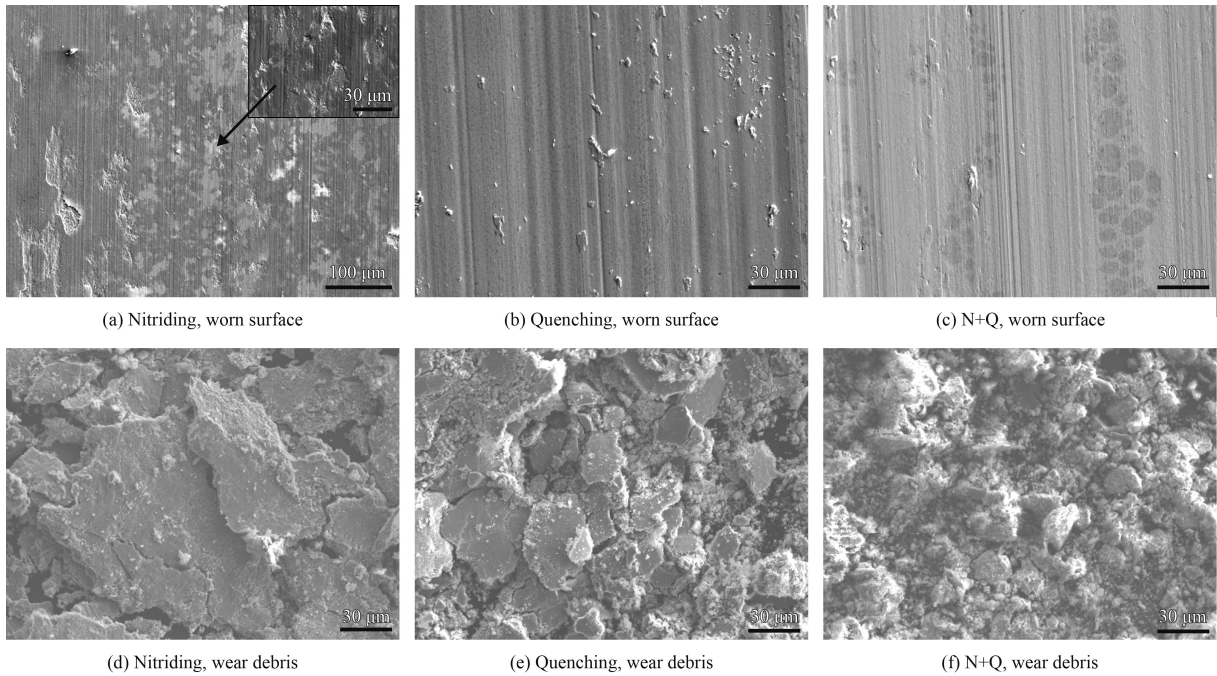


图 7 载荷100 N 下GCr15钢干摩擦磨损表面磨痕及磨屑形貌

Fig.7 Morphologies of worn surface and wear debris of GCr15 steel under a load of 100 N

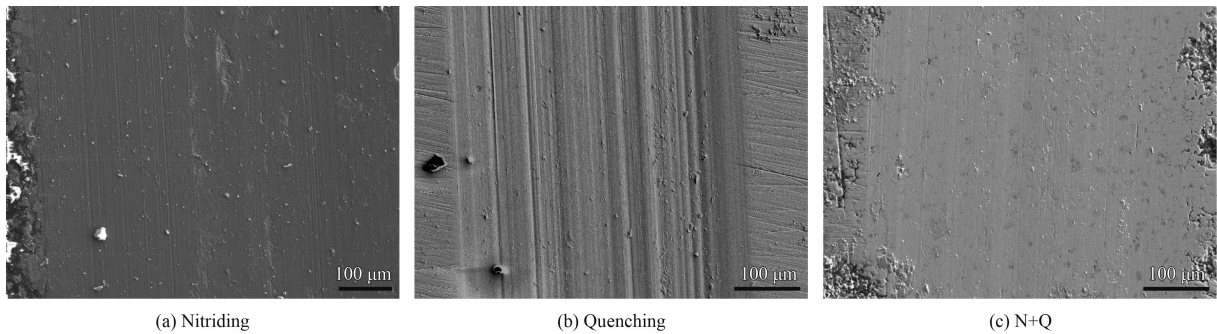


图 8 20 N载荷干摩擦GCr15钢磨损表面磨痕形貌

Fig.8 Morphologies of worn surface of GCr15 steel under a load of 20 N

3 结 论

(1) GCr15钢先气体渗氮, 再进行淬火处理, N元素固溶强化区的深度为900 μm, 化合物层氮化物完全分解, 促进N元素向基体内部扩散, N元素扩散区深度倍增, 且因N固溶强化作用使其硬度

提高, N+Q复合处理可以取代并优于长时间气体渗氮处理; 但表层因氮化物分解会产生孔隙, 会造成表层硬度稍微下降。

(2) 干摩擦擦时, 相比淬火处理、气体渗氮, N+Q复合处理在20 N和100 N两种载荷下都能有效降低GCr15钢摩擦因数, 起到减摩作用。

(3) N+Q复合处理使得GCr15钢强化层最表层出现30 μm 厚的疏松层, 在20 N低载荷干摩擦时, 因孔隙能捕获磨粒, 磨损形式表现为轻微磨粒磨损, 耐磨性能优于单纯渗N和单纯淬火处理; 而在100 N较高载荷干摩擦时, 磨损初期因表层孔隙较多导致磨损率较大, 但是疏松层部分磨损去除后, 抗磨性能变得优于淬火处理(主要原因是孔隙率降低, 硬度增加, 且因孔隙能捕获磨粒而减轻磨粒磨损)。气体渗氮+淬火复合处理能在低载荷运行环境以及高载荷下通过控制复合处理表层孔隙率(或者后续加工去除部分表面疏松层)有效降低摩擦因数, 并提高耐磨性能。

参考文献

- [1] 杨洪波, 马宝国, 朱伏先, 等. 周期球化退火对GCr15轴承钢组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2009, 34(1): 33-36.
YANG H B, MA B G, ZHU F X, et al. Effect of cyclic spheroidizing annealing on microstructure and mechanical properties of GCr15 bearing steel[J]. Heat Treatments of Metals, 2009, 34(1): 33-36 (in Chinese).
- [2] 方琴, 张崇才, 陈庚, 等. 热处理工艺对GCr15钢碳化物球化效果的影响[J]. 热加工工艺, 2012, 41(12): 159-162.
FANG Q, ZHANG C C, CHEN G, et al. Influence of heat treatment process on spheroidizing effect of carbide in GCr15 steel[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(12): 159-162 (in Chinese).
- [3] 杨洪波, 王快社, 王庆娟, 等. GCr15轴承钢渗碳体球化的长大机制[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(8): 79-83.
YANG H B, WANG K S, WANG Q J, et al. Spheroidizing growth mechanism of cementite in GCr15 bearing steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(8): 79-83 (in Chinese).
- [4] 张大伟, 张新平, 潘晓铭, 等. 预处理对GCr15轴承钢淬火组织与性能的影响[J]. 温州大学学报(自然科学版), 2011, 32(2): 30-35.
ZHANG D W, ZHANG X P, PAN X M, et al. Effect of pre-treatment technology on quenched structure and properties of GCr15 bearing steel[J]. Journal of Wenzhou University (Natural Sciences), 2011, 32(2): 30-35 (in Chinese).
- [5] 马红梅, 董雪勤, 王守忠. 热处理GCr15钢精细组织实验分析[J]. 铸造技术, 2012, 33(12): 1397-1399.
MA H M, DONG X Q, WANG S Z. Experimental analysis on fine microstructure of steel GCr15 after heat treatment[J]. Foundry Technology, 2012, 33(12): 1397-1399 (in Chinese).
- [6] 樊伟, 王科社, 查初亮. 高性能GCr15钢滚珠丝杠的热加工工艺[J]. 金属热处理, 2014, 39(12): 55-59.
FAN W, WANG K S, ZHA C L. Hot working process of high-performance GCr15 steel ball screw[J]. Heat Treatments of Metals, 2014, 39(12): 55-59 (in Chinese).
- [7] WANG H M, YU Y L, LI S Q. Microstructure and tribological properties of laser clad $\text{CaF}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ self-lubrication wear-resistant ceramic matrix composite coatings[J]. Scripta Materialia, 2002, 47(1): 57-61.
- [8] DUAN G, WANG H M. High-temperature wear resistance of a laser-clad $\gamma/\text{Cr}_3\text{Si}$ metal silicide composite coating[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(1): 107-111.
- [9] ZHOU L, LIU G, HAN Z. Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI52100 steel[J]. Scripta Materialia, 2008, 58(6): 445-448.
- [10] 李刚, 相珺, 况军, 等. GCr15钢表面激光淬火的组织与性能[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(4): 129-132.
LI G, XIANG J, KUANG J, et al. Microstructure and properties of GCr15 steel treated by laser quenching[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(4): 129-132 (in Chinese).
- [11] 闫野, 盖玉洪, 李保民, 等. GCr15钢滚珠丝杠倾斜感应器淬火的质量分析[J]. 热处理技术与装备, 2014, 35(1): 17-20.
YAN Y, GAI Y H, LI B M, et al. Quality analysis of GCr15 steel ball screw after quenched by tilted inductor[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2014, 35(1): 17-20 (in Chinese).
- [12] 崔洪芝, 李永凤, 孙金全, 等. GCr15钢滚珠丝杠感应淬火漏磁控制及耐磨性[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(8): 129-135.
CUI H Z, LI Y F, SUN J Q, et al. Controlling of magnetic flux leakage and wear resistance of GCr15 steel ball screw by induction hardening[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(8): 129-135 (in Chinese).
- [13] 王泽宁, 崔洪芝, 张国松, 等. GCr15钢表面感应淬火微观组织及室温干滑动磨损行为[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(11): 180-186.
WANG Z N, CUI H Z, ZHANG G S, et al. Microstructure and room-temperature dry sliding wear behavior of GCr15 steel treated by surface induction hardening[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(11): 180-186 (in Chinese).
- [14] MENTHE E, BULAK A. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding[J]. Surface & Coatings Technology, 2000, 133(134): 259-263.
- [15] WANG L, JI S J, SUN J C. Effect of nitriding time on the nitrided layer of AISI 304 austenitic stainless steel[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 200(16/17): 5067-5070.
- [16] CASTRO G, FERNÁNDEZ-VICENTE A, CID J. Influence

- of the nitriding time in the wear behaviour of an AISI H13 steel during a crankshaft forging process[J]. *Wear*, 2007, 263(7/8/9/10/11/12): 1375-1385.
- [17] KARAMIS, M B. Friction and wear behavior of plasma nitrided layers on 3%Cr-Mo steel[J]. *Thin Solid Films*, 1991, 203(1): 49-60.
- [18] YANG J Q, LIU Y, YE Z Y, et al. Microstructure and tribological characteristics of nitride layer on 2Cr13 steel in air and vacuum[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2009, 204(5): 705-712.
- [19] SUN Y, BELL T, WOOD G. Wear behaviour of plasma-nitrided martensitic stainless[J]. *Wear*, 1994, 178(1/2): 131-138.
- [20] KARAMIS M B. Wear properties of steel plasma nitrided at high temperatures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1993, 168(2): 49-53.
- [21] KARAMIS M B. Some effects of the plasma nitriding process on layer properties[J]. *Thin Solid Films*, 1992, 217(1/2): 38-47.
- [22] 高濂孝夫, 廖裕力译. 关于钢软氮化后高频淬火的基础研究[J]. *热处理*, 1977, 17(3): 163-167.
- TAKASE T, TOSHIRO G. Basic research on high frequency quenching of steel after nitriding[J]. *Heat Treatment*, 1977, 17(3): 163-167 (in Chinese).
- [23] 席守谋, 张建国, 孙晓燕, 等. 38CrMoAlA钢激光淬火+氮化复合处理[J]. *中国激光*, 2004, 31(6): 761-765.
- XI S M, ZHANG J G, SUN X Y, et al. Laser quenching+nitriding compound treatment of 38CrMoAlA steels[J]. *Chinese Laser*, 2004, 31(6): 761-765 (in Chinese).
- [24] 席守谋, 张建国, 孙晓燕, 等. 40CrNiMoA钢激光淬火+氮化复合处理[J]. *材料工程*, 2003(9): 44-47.
- XI S M, ZHANG J G, SUN X Y, et al. Laser quenching+nitriding compound treatment of 40CrNiMoA steels[J]. *Journal of Materials*, 2003(9): 44-47 (in Chinese).
- [25] 闫牧夫, 王祎雪, 张雁祥, 等. 一种使钢的渗氮或快速加热淬火硬化层厚度和硬度倍增的复合改性方法: 201510267430. 4[P]. 2015-05-22.
- YAN M F, WANG W X, ZHANG Y X, et al. A composite modified method for the thickness and hardness multiplication of hardened layer by nitriding or rapid heating: 201510267430. 4[P]. 2015-05-22 (in Chinese).
- [26] 王滨生, 常晓智. GCr15钢的渗氮淬火复合热处理[J]. *金属热处理*, 1992, 12: 23-26.
- WANG B S, CHANG X Z. The combined process of nitriding and harding for stell GCr15[J]. *Heat Treatments of Metals*, 1992, 12: 23-26 (in Chinese).
- [27] 陈修祥, 徐娅妮, 王泽, 等. 微孔和微光栅对316L不锈钢表面减摩性能的实验研究[J]. *铸造技术*, 2012, 33(11): 1283-1285.
- CHEN X X, XU Y N, WANG Z, et al. Study of micro-hole and micro-grating on antifriction performance of 316L stainless steel surface[J]. *Foundry Technology*, 2012, 33(11): 1283-1285 (in Chinese).
- [28] 马晨波, 朱华, 张文谦, 等. 往复条件下织构表面的摩擦学性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2011, 31(1): 50-52.
- MA C B, ZHU H, ZHANG W Q, et al. Tribological property of textured surface under reciprocating motion[J]. *Tribology*, 2011, 31(1): 50-52 (in Chinese).

(责任编辑: 王文宇)