

# 超音速微粒轰击对 GCr15SiMn 轴承钢表面 纳米化与摩擦磨损性能的影响

李林芳, 贺甜甜, 杜三明, 岳赟, 刘建, 傅丽华, 张鑫, 张永振

(河南科技大学 高端轴承摩擦学技术与应用国家地方联合工程实验室, 河南 洛阳 471023)

**摘要:** **目的** 利用超音速微粒轰击对 GCr15SiMn 轴承钢表面进行强化处理, 并研究超音速微粒轰击对材料表层组织、力学性能及摩擦磨损性能的影响。 **方法** 采用三维显微形貌仪、透射电镜、背散射电子仪、扫描电镜、X 射线残余应力分析仪、显微硬度仪等仪器观测 GCr15SiMn 轴承钢强化前后的微观组织、表面粗糙度、力学性能, 并使用 UMT-2 摩擦磨损试验机对试样强化前后的摩擦磨损性能进行检测。 **结果** 经过超音速微粒轰击强化处理的 GCr15SiMn 钢试样的表面粗糙度增加, 表层结构发生严重的塑性变形, 形成约 20  $\mu\text{m}$  厚的塑性变形层, 片状马氏体细化至纳米级, 平均晶粒尺寸约为 13 nm, 碳化物平均粒径由 0.48  $\mu\text{m}$  减小到 0.45  $\mu\text{m}$ , 数量增加了约 18%。试样表层引入了 300  $\mu\text{m}$  的硬化层, 表面硬度从 740HV0.05 提高到了 996HV0.05, 距表面 10  $\mu\text{m}$  处出现硬度最高值为 1 056HV0.05, 硬度提高了 42.7%。试样引入深度为 60  $\mu\text{m}$  的残余压应力层, 样品表面残余应力为 -1 246 MPa 左右。经过超音速微粒轰击后, 强化试样平均摩擦因数略高于原始试样, 而磨损率得到了大幅度降低, 磨损机理主要为磨粒磨损, 伴有少量的氧化磨损和黏着磨损。 **结论** 经过超音速微粒轰击的 GCr15SiMn 轴承钢表面粗糙度增加, 表层晶粒细化至纳米级; 表层构建了残余应力层和硬化层; 强化引入的残余应力和因强化处理引起的加工硬化、细晶强化改善材料的耐磨性。

**关键词:** 超音速微粒轰击; GCr15SiMn 轴承钢; 微观组织; 力学性能; 摩擦磨损性能

**中图分类号:** TH117 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)07-0425-10

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.07.039

## Surface Microstructure and Tribological Properties of GCr15SiMn Bearing Steel under Supersonic Fine Particle Bombardment

LI Lin-fang, HE Tian-tian, DU San-ming, YUE Yun, LIU Jian,  
FU Li-hua, ZHANG Xin, ZHANG Yong-zhen

(National United Engineering Laboratory for Advanced Bearing Tribology, Henan University)

收稿日期: 2022-05-12; 修订日期: 2022-09-24

Received: 2022-05-12; Revised: 2022-09-24

**基金项目:** 国家自然科学基金 (51905153, 52005160); 国家重点研发计划 (2018YFB2000302); 河南省科技攻关项目 (212102210117); 清华大学摩擦学国家重点实验室开放基金项目 (SKLTKF21B10)

**Fund:** The National Natural Science Foundation of China (51905153, 52005160); the National Key Research and Development Program of China (2018YFB2000302); Programs for Science and Technology Development of He'nan (212102210117); Open Fund Projects of State Key Laboratory of Tribology Tsinghua University (SKLTKF21B10)

**作者简介:** 李林芳 (1997—), 女, 硕士生, 主要研究方向为材料摩擦学。

**Biography:** LI Lin-fang (1997-), Female, Postgraduate, Research focus: material tribology.

**通讯作者:** 贺甜甜 (1986—), 女, 博士, 副教授, 主要研究方向为材料表面改性。

**Corresponding author:** HE Tian-tian (1986-), Female, Doctor, Associate professor, Research focus: surface modification of materials.

**引文格式:** 李林芳, 贺甜甜, 杜三明, 等. 超音速微粒轰击对 GCr15SiMn 轴承钢表面纳米化与摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(7): 425-434.

LI Lin-fang, HE Tian-tian, DU San-ming, et al. Surface Microstructure and Tribological Properties of GCr15SiMn Bearing Steel under Supersonic Fine Particle Bombardment[J]. Surface Technology, 2023, 52(7): 425-434.

of Science and Technology, Henan Luoyang 471023, China)

**ABSTRACT:** Bearings are key components of modern machines. Because of the advantages such as wear resistance, corrosion resistance, and long service life, bearings are widely used in many fields such as agriculture, vehicles, and industrial equipment. When the bearing is in service under bad working conditions, the surface failure is caused by various complex alternating stresses. Bearing damage and failure frequently occur on the surface or subsurface, and the surface quality of bearing has a direct impact on the performance and service life of bearing. Surface enhancement technique improves the surface qualities of bearing materials, potentially extending the service life of bearing products. Surface nanoization is a common surface mechanical treatment process, including ultrasonic rolling surface strengthening, surface mechanical attrition treatment and supersonic fine particle bombardment as the most frequent treatment methods. The diameter of the supersonic fine particle bombardment used in supersonic fine particle bombardment is small, which effectively reduces the surface roughness of target material, and the bombardment speed is high. This encourages the creation of surface residual stress, improving the surface characteristics of the material.

The work aims to strengthen the surface of GCr15SiMn bearing steel by supersonic particle bombardment and study the effects of supersonic particle bombardment on the microstructure, mechanical properties and friction and wear properties of bearing steel. The microstructure, surface roughness, microhardness and mechanical properties of GCr15SiMn bearing steel before and after strengthening were observed by 3D morphology, Transmission electron microscopy (TEM), Electron back scatter diffraction (EBSD), scanning electron microscopy (SEM), X-ray residual stress analyser (LXRD), microhardness tester and other instruments, and the tribological properties before and after strengthening were tested by UMT-2 friction and wear test machine. The surface roughness of the GCr15SiMn steel samples increased after SFPB treatment, the surface structure underwent severe plastic deformation, and formed a plastic deformation layer of about 20  $\mu\text{m}$ , the lamellar structure of lamellar martensite disappeared and nanocrystalline structure appeared, and the nanocrystalline grain size was about 13 nm. The average carbide particle size reduced from 0.48  $\mu\text{m}$  to 0.45  $\mu\text{m}$  and the number decreased by 18% on the surface of the sample. The surface hardness of the sample was enhanced from 740HV0.05 to 996HV0.05 and the depth of hardened layer was 300  $\mu\text{m}$ . The highest hardness was 1 056HV0.05 at 10  $\mu\text{m}$  away from the surface, and the hardness increased by 42.7%. The sample was subject to a residual stress layer with a depth of 60  $\mu\text{m}$ , and the residual stress on the sample surface was around  $-1\ 246\ \text{MPa}$ . After SFPB treatment, the average friction coefficient of strengthened sample was slightly higher than the original sample, but the wear rate was significantly lower. The wear mechanisms of the original sample were abrasive, adhesive, and oxidative. Similarly, the wear mechanism of the SFPB sample is primarily abrasive, with little oxidative and adhesive wear, and the tribological properties of the sample are improved.

The surface roughness of the GCr15SiMn bearing steel after supersonic fine particle bombardment increases significantly, the dislocation density increases significantly, and the surface grains are refined to the nanometer level; Residual compressive stress layer and hardened layer have been built on the surface. The residual stress introduced by strengthening and the work hardening and fine grain strengthening improve the wear resistance of the material.

**KEY WORDS:** supersonic fine particle bombardment; GCr15SiMn bearing steel; microstructure; mechanical properties; tribological properties

轴承作为“机械关节”，是现代机器的关键部件。轴承种类繁多，由于其具有耐磨、抗腐蚀、使用寿命长等优点，在农业、汽车、工业设备等多个领域得到了广泛的使用<sup>[1]</sup>。轴承在恶劣的工况下服役时，因受到各种复杂的交变应力而引起表面失效<sup>[2]</sup>。表面强化技术可有效改善轴承表面的性能，延长轴承产品的服役寿命。而与此相关的表面强化问题已成为行业研究的热点。表面机械处理、表面化学处理和表面热处理是常见的 3 种表面强化方法。表面纳米化<sup>[4]</sup>是常见的表面机械处理方法，常见的处理方式超声滚压<sup>[3]</sup>、

表面机械研磨<sup>[5]</sup>、超音速微粒轰击（Supersonic Fine Particle Bombardment, SFPB）<sup>[6]</sup>等。其中超音速微粒轰击是高速运动的轰击颗粒持续轰击材料表面，使其发生塑性变形，将粗大的晶粒细化至纳米晶<sup>[6]</sup>。与常规喷丸强化工艺相比，在 SFPB 强化时采用的轰击颗粒直径小，可显著地减小材料表面粗糙度。

近年来，诸多学者对超音速微粒轰击进行大量的研究，使其得到了广泛的应用。巴德玛等<sup>[7]</sup>对 45 钢表面进行 SFPB 强化，随着处理时间的增加，纳米结构层的厚度由几微米增加到 15  $\mu\text{m}$ 。马志伟等<sup>[8]</sup>利用

SFPB 对 1Cr18Ni9Ti 不锈钢进行表面强化后发现, 经强化后试样的表面形成晶粒取向呈现等轴的纳米组织。Ma 等<sup>[9]</sup>对 1Cr18Ni9Ti 不锈钢表面进行 SFPB 强化, 在表面形成十几微米的纳米晶层, 马氏体相变和晶粒细化可明显改善不锈钢的硬度及摩擦磨损性能。刘冰等<sup>[10]</sup>对 CuW70 铜钨合金表面进行 SFPB 强化, 使合金表面形成纳米晶层, 晶粒尺寸在 80 nm 左右, 提高材料的显微硬度。超音速微粒轰击可以有效地提高材料的力学性能、摩擦磨损性能。目前研究人员对超音速微粒轰击的研究多集中于对低碳钢和有色金属的组织、性能影响, 而关于超音速微粒轰击对轴承钢微观组织演变和性能的影响研究较少, 亟待进一步研究。

因此, 本文以 GCr15SiMn 轴承钢为研究对象, 对其表面进行超音速微粒轰击强化处理, 获得具有一定厚度的梯度纳米结构, 对经过强化处理后 GCr15-SiMn 轴承钢的微观组织演变、残余应力, 显微硬度进行分析, 研究 GCr15SiMn 轴承钢的摩擦磨损性能与机理, 从而为表面纳米化在高碳钢方面的应用提供重要参考。

## 1 试验

### 1.1 材料

本研究采用的材料为洛阳轴承研究所提供的退火态的 GCr15SiMn 轴承钢, 热处理工艺为淬火热处理 850 ℃×30 min 和低温回火热处理 150 ℃×180 min, 经过淬火-低温回火热处理后, 试样的硬度为 61.3HRC。试验用钢成分如表 1 所示。将热处理后的试样切割成 φ32 mm×8 mm 的圆盘状试样, 使用 240#、400#、800#、1200#、1500#型号的砂纸将其打磨、抛光后清洗吹干, 完成试样的预处理。

表 1 试验用钢化学成分

Tab.1 Chemical composition of the tested dual phase steel

| wt. % |      |      |       |       |      |      |      |
|-------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| C     | Mn   | Si   | P     | S     | Cr   | Cu   | Fe   |
| 0.96  | 0.91 | 0.94 | 0.006 | 0.001 | 1.22 | 0.04 | Bal. |

### 1.2 方法

超音速微粒轰击设备主要由喷枪、气体压缩装置、送粉装置、数据采集、控制系统、工作室及颗粒回收装置组成。工作过程为: 携带硬质颗粒的高压气体经过预加热后进入拉瓦喷嘴原理设计的喷枪后速度可达到 300~1 200 m/s。对打磨抛光后的试样进行 SFPB 处理, 强化处理工艺参数: 气体压力为 1.2 MPa, 轰击颗粒为球形 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 其直径为 40 μm, 轰击强化时间为 180 s, 轰击距离为 40 mm。

经过 SFPB 强化后试样的表面粗糙度用 Nano

focus AG 型三维形貌测试仪测量。将打磨、抛光、腐蚀后的试样, 在 JSM-IT100 扫描电镜下观察强化前后表面组织变化, 使用 Nano Measure 软件测量和统计 SFPB 强化前后试样在×2 000 放大倍数 (3 072 μm<sup>2</sup>) 的视场下碳化物粒径和数量, 并利用 FEI Talos F200X 透射电镜、德国 ZEISS Sigma 300 场发射扫描电镜、EDAX Velocity Super 电子背散射衍射仪观察试样在梯度方向上的组织变化。使用 D8-advanced 型 X 射线衍射仪对 SFPB 强化前后试样的物相变化, 并分析试样的残余奥氏体含量, 测试角度为 40°~110°, 速度为 0.2 (°)/s。

试样表层截面梯度硬度用 HV-1000 显微硬度仪测量, 加载载荷为 50 g, 保荷时间为 15 s。硬度值取测量结果的平均值。使用 X 射线残余应力分析仪进行测量试样截面梯度残余应力, β 角数量 7 个, 角度为 -30°~30°。

试样的摩擦磨损试验在 UMT-2 摩擦磨损试验机上进行, 对磨球为 GCr15, 热处理工艺为淬火、回火, 硬度为 62HRC。载荷分别选用 10、30、50 N, 根据赫兹接触公式换算所对应的接触应力分别为 1 358.45、1 959.23、2 322.92 MPa; 速度为 5 mm/s, 干摩擦磨损时间固定为 30 min。试验的磨痕形貌利用 JSM-IT100 扫描电镜拍摄, 并使用 JSM-7800F 场发射扫描电镜进行能谱分析元素含量。利用 Nano Focus 型三维形貌测试仪测量磨损截面, 磨损率计算方法为:

$$W_v = \frac{\Delta V}{Fvt} \tag{1}$$

式中: ΔV 为磨损体积, mm<sup>3</sup>; v 为速度, mm/s; t 为磨损时间, s; F 为施加载荷, N; W<sub>v</sub> 为体积磨损率, mm<sup>3</sup>/(m·N)。

## 2 试验结果

### 2.1 表面粗糙度

图 1 为经 SFPB 强化前后 GCr15SiMn 轴承钢的表面形貌。试样的摩擦磨损性能与其表面的微观形貌有关, 表面形貌的不同会改变摩擦接触面积和表面受力状态。超音速微粒轰击强化前的试样经过打磨和抛光后, 表面粗糙度为 0.11 μm, 图 1a 所示, 而强化后试样表面分布着大量的球形凹坑, 粗糙度增加到 1.2 μm, 强化后材料的表面粗糙度明显增加。Tian 等<sup>[11]</sup>对 300M 钢表面进行 SFPB 强化处理后, 同样发现材料表面出现蜂窝状凹坑, 表面粗糙度增加, 这是由于在 SFPB 处理时, 具有极高动能的颗粒轰击试样表面, 使试样的表面形成蜂窝状凹坑, 从而增加试样的粗糙度。

### 2.2 XRD

图 2 为 SFPB 强化前后 GCr15SiMn 轴承钢的 XRD 图谱, 可以看出, SFPB 强化前后轴承钢都是由

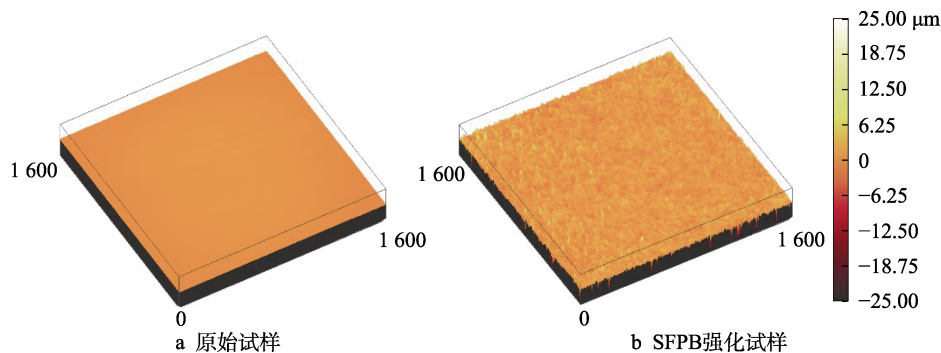


图1 SFPB 处理前后 GCr15SiMn 轴承钢表面形貌

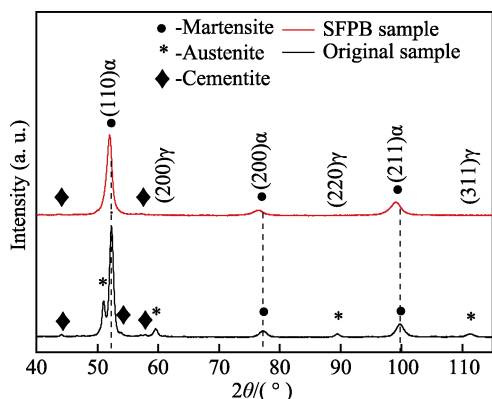
Fig.1 Surface morphology of GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB:  
a) original sample; b) SFPB sample

图2 超音速微粒轰击前后 GCr15SiMn 轴承钢的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB

马氏体、奥氏体和碳化物组成, 强化过程中并没有新相生成。经过强化处理的试样残余奥氏体含量由原来的 19.31% 降为 1.39%,  $\gamma$ -Fe 衍射峰明显减弱,  $\alpha$ -Fe 衍射峰增强, 证明样品在 SFPB 处理过程中发生的强烈塑性形变诱导了马氏体相变。经过 SFPB 强化前后试样表面的 (110) 晶面衍射峰的半高宽 (Full Width at Half Maximum, FWHM) 分别为  $0.625^\circ$  和  $0.776^\circ$ , 说明经过 SFPB 强化后试样的 FWHM 存在明显的宽化, 这主要是由于晶粒尺寸减小所致, 使用 Scherrer-Wilson<sup>[12]</sup> 公式计算得出强化后平均晶粒尺寸约为 13.18 nm, 平均微应变为 0.95%。同时可以发现  $\alpha$ -Fe 衍射峰向左偏移。SFPB 强化处理增加了合金元素在 Fe 基体中的固溶性, 元素在基体中溶解的增加, 导致晶间间距增大, XRD 衍射峰向左移动, 王长雨<sup>[13]</sup> 在研究中也发现由合金元素在基体中增加而溶解导致  $\alpha$ -Fe 衍射峰向左偏移。

## 2.3 微观组织

图 3 为 SFPB 强化前后 GCr15SiMn 轴承钢表面的微观组织 SEM 图片。可以发现: 原始样品经过强化处理后表面产生塑性变形, 片状马氏体片层断裂, 碳化物平均粒径由  $0.48\ \mu\text{m}$  减小到  $0.45\ \mu\text{m}$ , 数量大

约增加了 18%。图 4 为 SFPB 强化处理前后 GCr15-SiMn 轴承钢截面微观组织 SEM 图片。可以看出, 试样经过 SFPB 强化后表层形成约  $20\ \mu\text{m}$  的塑性变形层 (Severe Plastic Deformation, SPD), 在塑性变形层内, 片状马氏体被冲击碎化为旋涡状纳米晶组织。此外, 利用 EBSD 对 GCr15SiMn 轴承钢的梯度纳米结构进行了表征, 得到的结果如图 4d 所示。通过 EBSD 表征结果同样可以看出, 试样经过 SFPB 强化处理后, 表层塑性变形层厚度约为  $20\ \mu\text{m}$ , 距表层约  $10\ \mu\text{m}$  内晶粒细化成细小的等轴晶, 而  $10\sim 20\ \mu\text{m}$  的次表层随着深度的增加, 晶粒细化逐渐程度减小。在 SFPB 强化过程中, 随着轰击颗粒持续地冲击试样, 试样表层发生强烈塑性变形, 位错迅速增殖, 将试样表层组织细化成纳米晶。

图 5 为超音速微粒轰击强化前后 GCr15SiMn 轴承钢试样微观组织 TEM 图像和电子衍射花样。从图中可以看出, 原始试样中马氏体呈现片状结构, 片状马氏体片层间距为  $0.164\ \mu\text{m}$ , 可以看出, 马氏体内部存在位错, 这是由于马氏体具有很强的位错储存能力<sup>[14]</sup>。而经过 SFPB 强化后, 试样中的片状马氏体结构消失, 且高密度缠结和塞积的位错形成位错胞, 马氏体细化至纳米级。其电子衍射花样为连续、均匀的同心圆环, 进一步说明了经过 SFPB 处理后晶粒尺寸极为细小, 表层组织已被细化为纳米组织。图 5c 是图 5b 中区域 A 的放大图, 材料经过严重塑性变形后, 完全碎化至细小的纳米颗粒, 晶粒尺寸约为  $12.7\ \text{nm}$ 。图 5d 是距离表层约为  $3\ \mu\text{m}$  区域 B 的放大图, B 区组织中存在高密度的位错形成了位错墙、位错胞。位错胞的平均尺寸为  $55.52\ \text{nm}$ 。这是由于超音速微粒轰击造成的塑性变形和应变速率随着梯度深度的增加而逐渐减小, 对位错的影响也逐渐减弱, 晶粒细化程度逐渐降低<sup>[12]</sup>。

GCr15SiMn 轴承钢中片状马氏体为体心立方结构, 具有较高的层错能, 形变机制主要为位错滑移。随着具有极高动能的颗粒持续冲击试样表面, 使其产生强烈的塑性变形, 马氏体内部的位错进一步增殖、运动, 形成了位错缠结和位错墙。通过位错之间不断地堆积、湮灭、重排进而形成了亚晶界。材料变形程

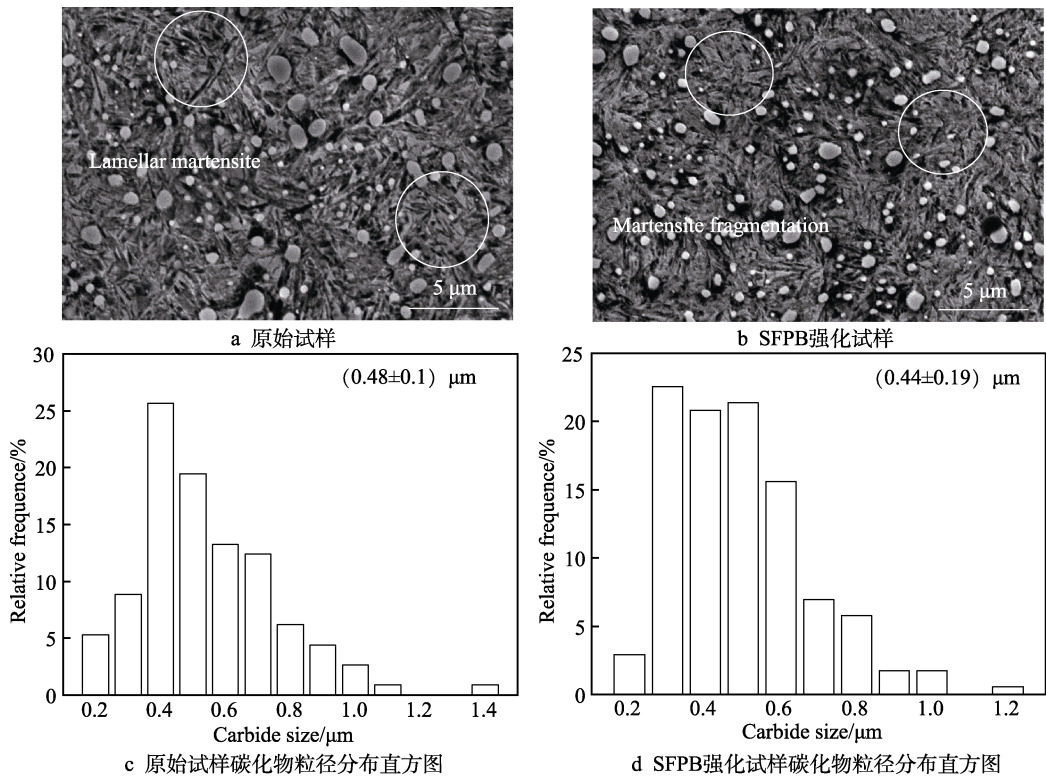


图 3 超音速微粒轰击强化前后 GCr15SiMn 轴承钢表面微观组织

Fig.3 Surface microstructure of GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB: a) original sample; b) SFPB sample; c) carbide size distribution histogram of the original sample; d) carbide size distribution histogram of the original sample

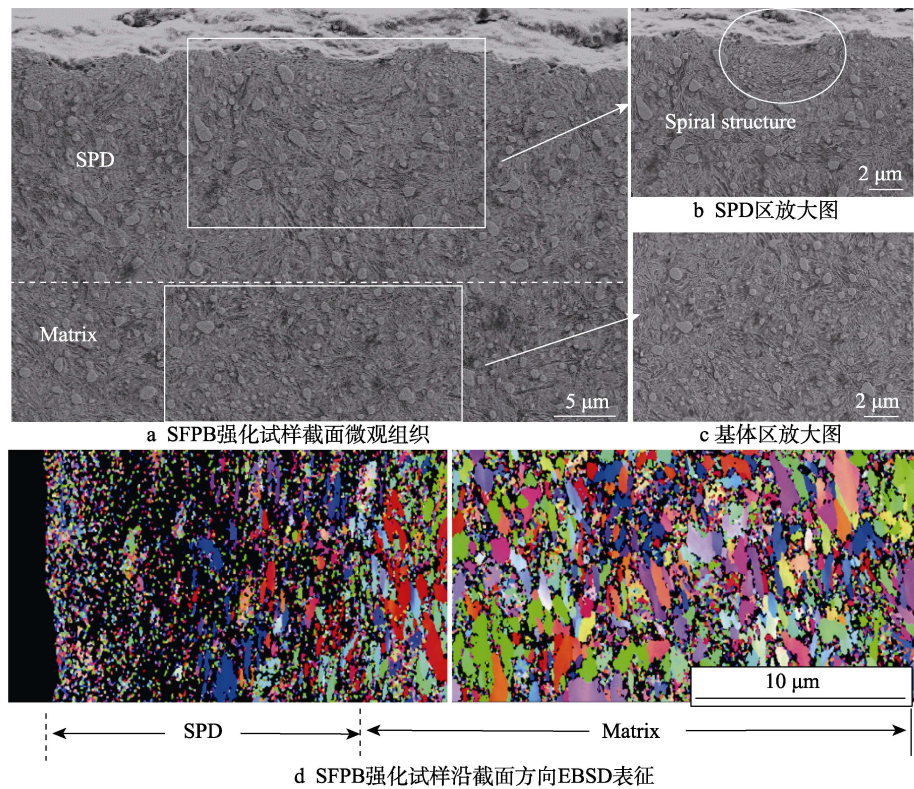


图 4 超音速微粒轰击强化后 GCr15SiMn 轴承钢截面微观组织以及 EBSD 表征

Fig.4 Microstructure and EBSD characterization of section of GCr15SiMn bearing steel after SFPB: a) microstructure of section of SFPB sample; b) enlarged view of SPD; c) enlarged view of matrix; d) EBSD characterization of section of SFPB sample

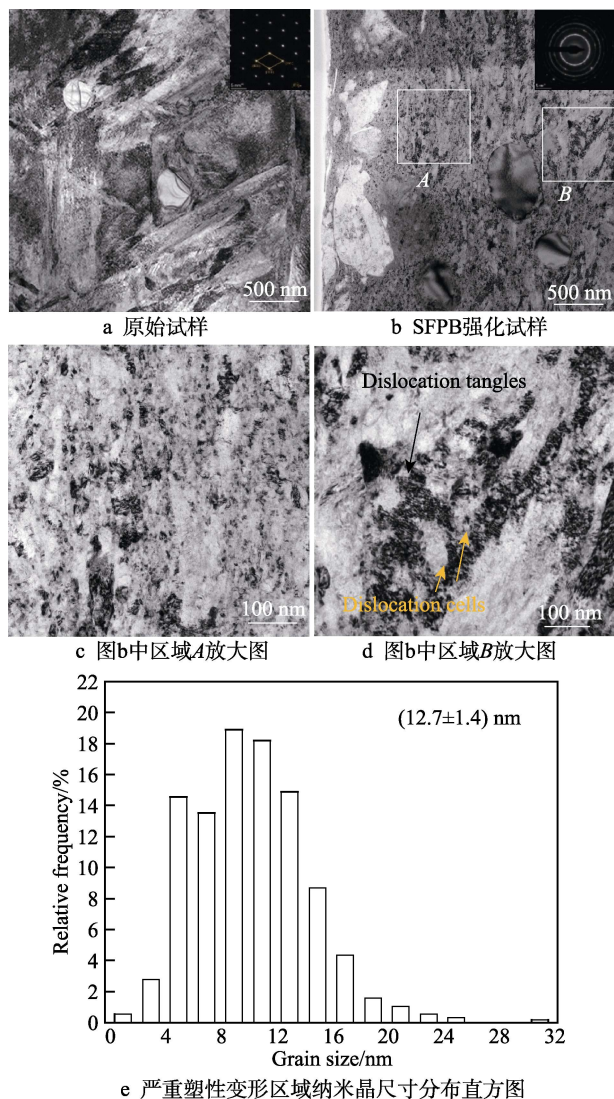


图5 超音速微粒轰击强化前后 GCr15SiMn 轴承钢微观组织和电子衍射花样

Fig.5 Microstructure and electron diffraction pattern of GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB: a) original sample; b) SFPB sample; c) enlarged view of area A in Fig.b; d) enlarged view of area B in Fig.b; e) histogram of nanocrystal size distribution in SPD

度加剧,位错被小角度晶界吸收,取向差变大,形成大角度晶界,这些过程不断重复,最终使得金属材料表层晶粒细化至纳米级<sup>[15-17]</sup>。

图6为超音速微粒轰击强化前后 GCr15SiMn 轴承钢碳化物 TEM 图,可以看出,原始试样中位错堆积在碳化物周围,碳化物边界存在较高的应力,使得碳化物内部出现干涉条纹,如图 6a 所示。在 SFPB 强化过程中,材料发生强烈的塑性变形,高密度位错聚集在碳化物边缘,碳化物边界变得模糊,如图 6b 所示。碳化物周围堆积了高密度位错,碳化物中的碳原子析出,形成 Cottrell 气团,导致碳化物开始部分分解<sup>[18-21]</sup>,碳化物和基体的边界变得模糊。此外在碳化物内部还出现了多方向不同角度的错滑移线,在强烈塑性变形过程中,马氏体与碳化物之间的塑性变形

能力是不同的,导致碳化物和基体之间产生相对运动和应力集中。当碳化物的临界强度小于局部集中的应力,碳化物中的滑移系被激活<sup>[22-23]</sup>。碳化物在滑移系的作用下产生塑性变形并最终被分割。

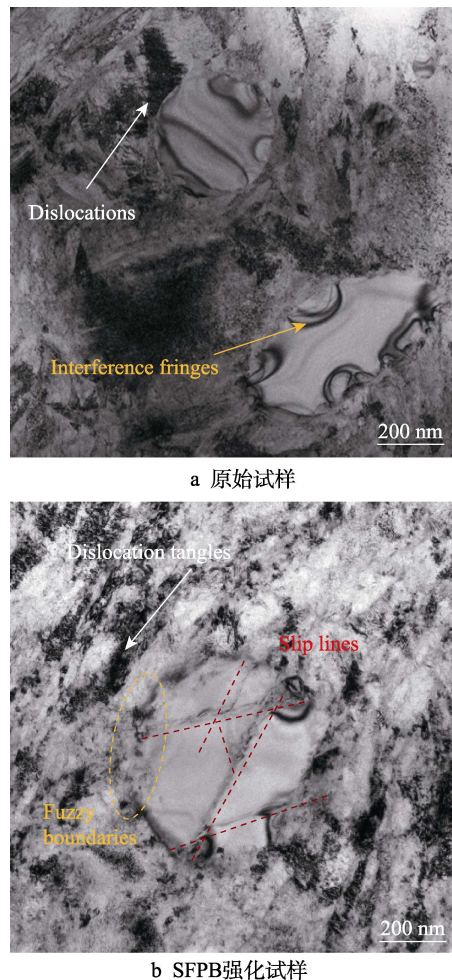


图6 超音速微粒轰击强化前后 GCr15SiMn 轴承钢碳化物 TEM 图

Fig.6 TEM micrograph of carbide in GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB: a) original sample; b) SFPB sample

## 2.4 力学性能

图7为超音速微粒轰击 GCr15SiMn 轴承钢的表层硬度曲线。由图7可知,原始试样表面硬度为 740HV0.05,经过超音速微粒轰击后试样表面硬度提高到了 995HV0.05,在材料表层构建了深度为 300 μm 的硬化层,在次表层 10 μm 处出现硬度最大值 (1 056HV0.05),硬度相较于原始试样提高了 42.7%。强化过程引起的加工硬化和晶粒细化提高了试样的硬度。在 SFPB 强化过程中,轰击颗粒不断地冲击试样,使其产生强烈塑性变形,粗大的晶粒尺寸急剧减小,晶界的数量增加,随着试样变形程度加剧,位错密度增加,进而导致抗变形能力变大,使试件的显微硬度和耐磨性增加。材料表面发生塑性变形,强化过

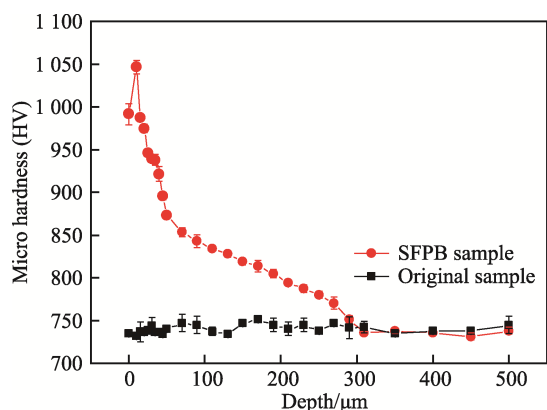


图 7 超音速微粒轰击 GCr15SiMn 轴承钢表层硬度分布图  
Fig.7 Surface hardness distribution diagram of GCr15SiMn bearing steel after SFPB

程中产生的冲击热使试样表面温度升高, 表面发生低温回火, 使其硬度减小, 次表层出现最大硬度值<sup>[24]</sup>。

图 8 为试样残余应力的梯度分布图, 可以看出, 原始样品表面应力值为 120 MPa, 经过 SFPB 处理后, 试样引入了 60 μm 的残余应力层, 表面残余应力为 -1 246 MPa 左右, 离表层 20 μm 以内的残余应力下降缓慢, 随着深度不断地增加, 残余应力迅速降低至 56 MPa, 与原始试样残余应力相同。超音速微粒轰击

造成的塑性变形程度随着梯度深度的增加而逐渐减小, 材料的残余应力随着变形程度的减弱而减小。材料表面的残余应力可以防止表面裂纹扩展, 提高材料的耐磨性<sup>[25]</sup>。

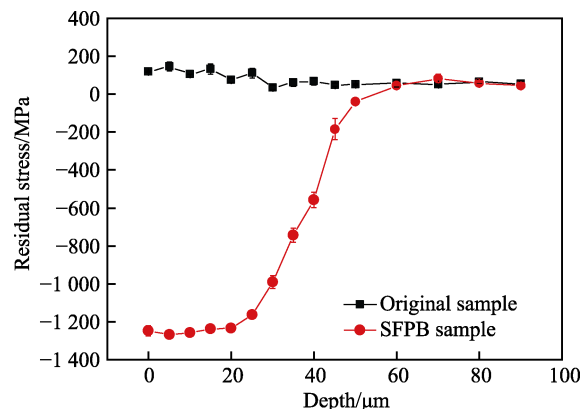


图 8 超音速微粒轰击 GCr15SiMn 轴承钢表层残余应力分布图  
Fig.8 Surface residual stress distribution diagram of GCr15SiMn bearing steel after SFPB

## 2.5 摩擦磨损性能

图 9 为原始试样和 SFPB 强化试样在不同载荷下瞬时摩擦因数及平均摩擦因数, 可以发现, 在跑合阶

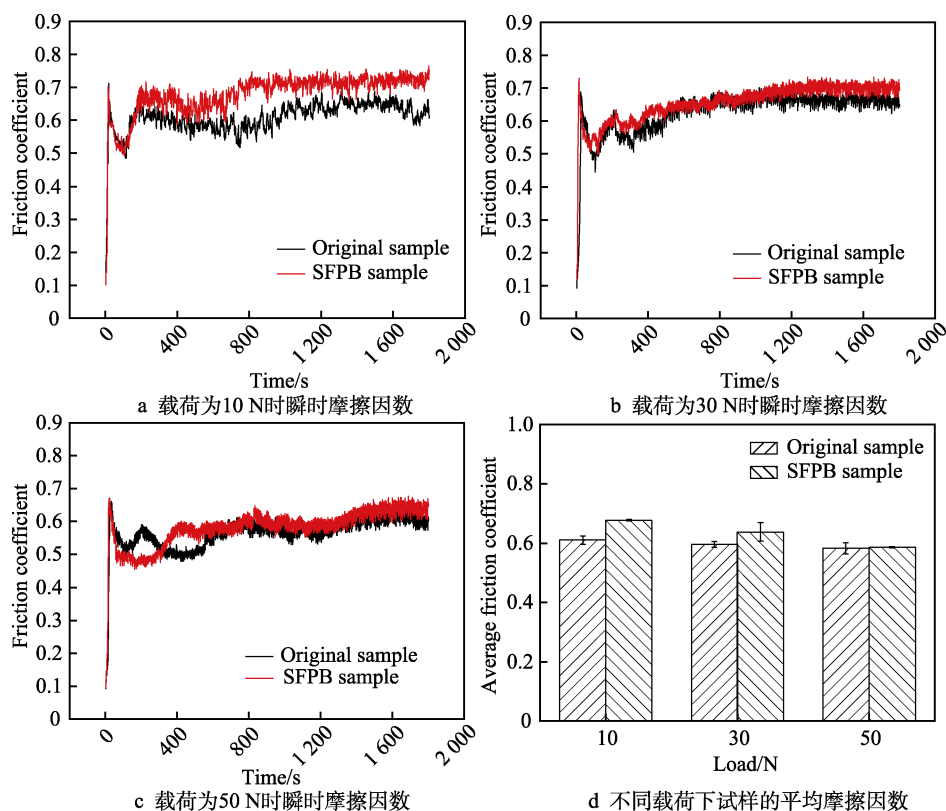


图 9 原始试样和 SFPB 强化试样在不同载荷下瞬时摩擦因数及平均摩擦因数  
Fig.9 Friction coefficient curves and average friction coefficient of original sample and SFPB sample under different loads: a) instantaneous friction coefficient under load of 10 N; b) instantaneous friction coefficient under load of 30 N; c) instantaneous friction coefficient under load of 50 N; d) average coefficient of friction of samples under different loads

段摩擦因数迅速增长,之后进入到相对稳定状态。在摩擦磨损过程中,摩擦因数曲线由两对磨副之间的接触状态决定<sup>[25]</sup>。

当载荷为 10 N 时,原始试样平均摩擦因数为 0.61,超音速微粒轰击强化后试样的平均摩擦因数为 0.67;载荷增加到 30 N 时,原始试样的平均摩擦因数为 0.59,超音速微粒轰击强化后试样的平均摩擦因数为 0.63;当载荷增加到 50 N 时,原始试样的平均摩擦因数为 0.58,试样经过超音速微粒轰击强化处理后的平均摩擦因数为 0.59。可以发现,摩擦因数随着载荷的变大而降低。因为试样与对磨球之间为弹塑性接触,当弹性变形没有达到极限时,载荷变大,两对磨副之间接触量变大,实际接触面积的增大速度小于载荷的增大速度,摩擦因数随载荷变大而降低<sup>[26-27]</sup>。经过超音速微粒轰击强化后,材料的平均摩擦因数略大于原始试样。SFPB 强化处理使得材料表面粗糙度增加,表面变得凹凸不平,在摩擦磨损过程中,对磨球与粗糙峰之间的压力较大,具有较高的抗剪切能力,致使摩擦因数增大<sup>[28]</sup>。

图 10 为不同载荷下 SFPB 强化前后试样的磨损率。可以看出,试样经过 SFPB 强化处理后磨损率明显降低,这是因为 SFPB 处理使得晶粒细化,显著增大了试样的硬度,改善了耐磨性能<sup>[29-30]</sup>。且引入了一定深度的残余应力层,因此在摩擦磨损过程中,提高了试样的变形抗力,抑制裂纹扩展,提高了材料的耐磨性。

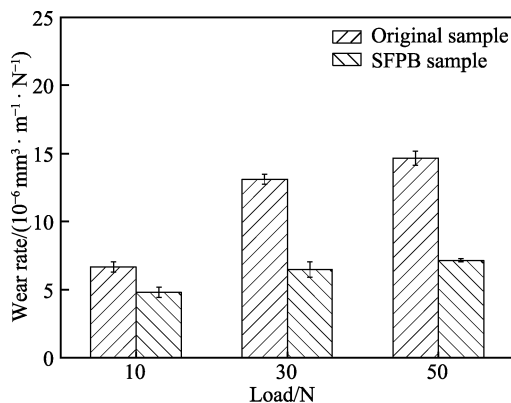


图 10 不同载荷下 GCr15SiMn 轴承钢 SFPB 强化处理前后的磨损率

Fig.10 Wear rate of GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB under different loads

图 11 为不同载荷下 SFPB 强化前后试样的磨损形貌。表 2 为不同载荷下强化处理前后试样摩擦表面各区域 EDS 分析结果。当载荷为 10 N 时,原始试样磨痕表面存在着犁沟和大量磨屑,摩擦过程中产生的摩擦热引起磨屑发生氧化。磨损机理主要是磨粒磨损和少量的氧化磨损,如图 11a 所示。当载荷加载到 30 N 时,磨痕表面存在大量磨屑,黏着和氧化加剧,磨损机理主要是磨粒磨损,还存在少许的黏着磨损和氧化磨损,如图 11b 所示。当载荷进一步加大,达到 50 N 时,在较大摩擦力作用下导致表面温升明显,较高温度下磨痕表面氧化程度更加明显,磨痕表面

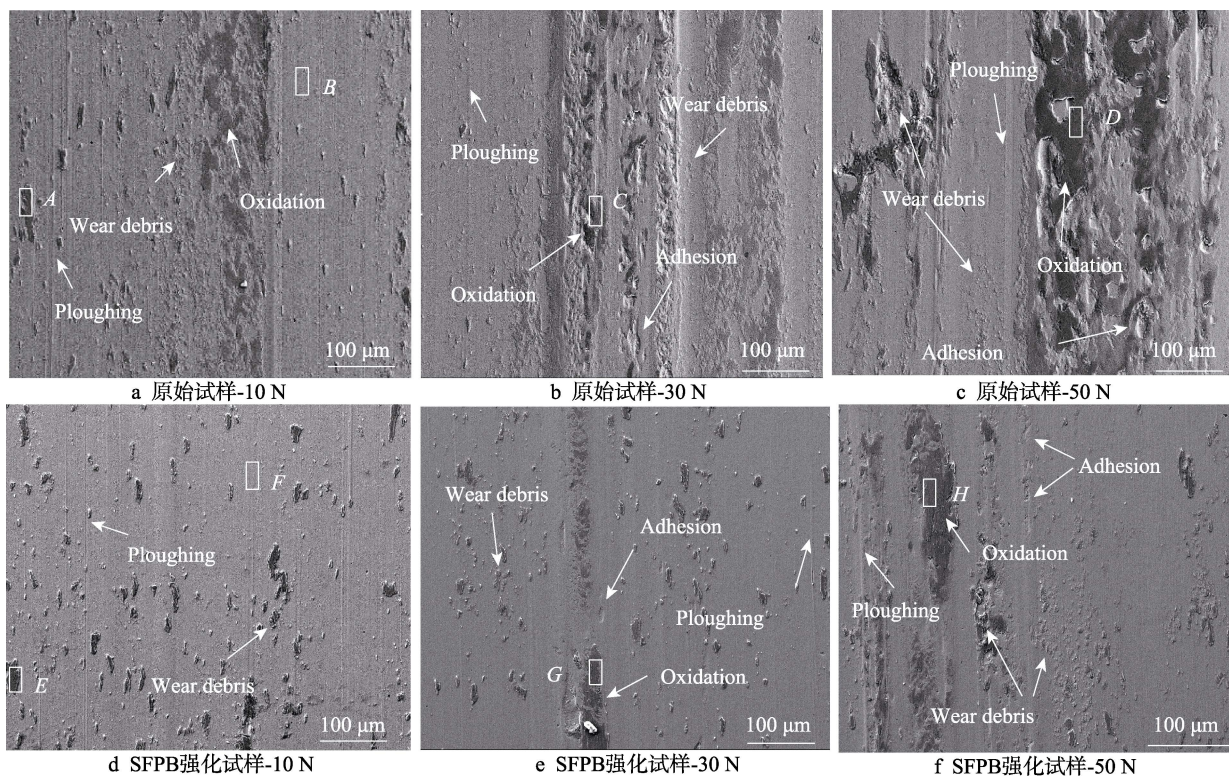


图 11 SFPB 强化前后 GCr15SiMn 轴承钢在不同载荷下磨损形貌

Fig.11 Wear morphology of GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB under different loads: a) original sample-10 N; b) original sample-30 N; c) original sample-50 N; d) SFPB sample-10 N; e) SFPB sample-30 N; f) SFPB sample-50 N

大量的黏着坑,凹坑旁边还有大量被氧化的粒状磨屑和片状磨屑,表面黏着和氧化现象加剧,磨损机理以黏着磨损和氧化磨损为主,伴有少量的磨粒磨损,如图 11c 所示。经过表面强化后的试样磨损表面更加平整。在 10 N 的载荷下,磨痕表面存在大量的犁沟,磨屑在摩擦热的作用下氧化,出现氧化现象,磨损机理为磨粒磨损,如图 11d 所示。当载荷增加后磨痕表面除存在氧化的磨屑和犁沟外,还存在少量的黏着坑,磨损机理主要是磨粒磨损,还存在少量的黏着磨损,如图 11e 所示。当载荷最终达到 50 N 时,磨痕表面的黏着和氧化加剧,仍然伴有少量犁沟,磨损机理以磨粒磨损、氧化磨损为主,还存在少量黏着磨损,如图 11f 所示。

可以看出, SFPB 强化后的试样磨损表面更为平整,黏着磨损和氧化磨损明显减弱。这是由于没有经过 SFPB 强化处理的样品的表面硬度较小,具有较弱的抵抗塑性变形能力,磨损更加剧烈,而经过强化处理后,试样晶粒发生细化,由强化处理所引入的细晶强化和加工硬化提高了材料表层硬度,使得变形抗力变大,增加材料的耐磨性能。此外, SFPB 强化处理还在材料表面引入残余应力,摩擦磨损过程中,表面引入的残余压应力抵消部分材料表面所承受的接触应力,减少疲劳裂纹的产生,改善材料的磨损状况。

表 2 不同载荷下 GCr15SiMn 轴承钢 SFPB 强化处理前后摩擦表面各区域 EDS 分析结果

| Tab.2 EDS analysis results of friction surface areas of GCr15SiMn bearing steel before and after SFPB under different loads |      |      |      |             |
|---|------|------|------|-------------|
| Area  | Fe   | C    | O    | wt. %<br>Cr |
| A   | 67.2 | 6.2  | 25.2 | 1.3         |
| B   | 87.2 | 11.4 | —    | 1.4         |
| C   | 64.8 | 6.7  | 27.6 | 0.8         |
| D   | 58.0 | 7.5  | 33.5 | 1.0         |
| E   | 66.0 | 8.4  | 24.7 | 1.0         |
| F   | 88.9 | 9.7  | —    | 1.4         |
| G   | 62.0 | 10.8 | 26.2 | 1.0         |
| H   | 61.7 | 7.8  | 29.3 | 1.2         |

3 结论

- 1) 采用 SFPB 强化处理提高了材料表面粗糙度, GCr15SiMn 轴承钢表层显微组织发生严重塑性变形, 形成约 20 μm 厚的塑性变形层, 片状马氏体碎化至纳米级, 平均晶粒尺寸约为 13 nm, 碳化物粒径下降数量增加, 碳化物平均粒径由 0.48 μm 减小到 0.45 μm, 数量增加了约为 18%。
- 2) SFPB 强化处理将 GCr15SiMn 轴承钢的表面硬度从 740HV0.02 提高到了 995HV0.02, 硬化层层深

- 为 300 μm, 硬度最高值为 1 056HV0.02, 出现在次表层 10 μm 处, 硬度相较于原始试样提高了 42.7%; 强化处理在材料表面引入 60 μm 的残余压应力层, 样品表面残余应力为-1 246 MPa 左右。
- 3) 在经过 SFPB 强化后试样的耐磨性能明显提高, 摩擦因数略大于原始试样, 但磨损率显著下降, 磨损机理以磨粒磨损为主, 伴随少量的氧化磨损和黏着磨损, 材料的耐磨性能得到了提升。

参考文献:

[1] 曹文全, 俞峰, 王存宇, 等. 高端装备用轴承钢冶金质量性能现状及未来发展方向[J]. 特殊钢, 2021, 42(1): 1-10.  
CAO Wen-quan, YU Feng, WANG Cun-yu, et al. Status and Future Development of Metallurgical Quality and Performance of Bearing Steels for High-End Equipment[J]. Special Steel, 2021, 42(1): 1-10.

[2] 刘子龙. GCr15 轴承钢热变形行为研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2016.  
LIU Zi-long. Hotde Formation Behavior of GCr15 Bearing Steel[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2016.

[3] 赵波, 姜燕, 别文博. 超声滚压技术在表面强化中的研究与应用进展[J]. 航空学报, 2020, 41(10): 023685.  
ZHAO Bo, JIANG Yan, BIE Wen-bo. Ultrasonic Rolling Technology in Surface strengthening: Progress in Research and Applications[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2020, 41(10): 023685.

[4] LU Ke. Surface Nanocrystallization (SNC) of Metallic Materials-Presentation of the Concept Behind a New Approach[J]. Journal of Materials Science & Technology, 1999, 15(3): 193-197.

[5] 韩宝军, 何琼, 杨妙. 机械研磨处理 AZ91D 镁合金表面晶粒细化研究[J]. 表面技术, 2014, 43(4): 32-36.  
HAN Bao-jun, HE Qiong, YANG Miao. Investigation of Surface Grain Refinement of AZ91D Magnesium Alloys by Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. Surface Technology, 2014, 43(4): 32-36.

[6] 熊天英, 刘志文, 李智超, 等. 超音速微粒轰击金属表面纳米化新技术[J]. 材料导报, 2003, 17(3): 69-71.  
XIONG Tian-ying, LIU Zhi-wen, LI Zhi-chao, et al. Supersonic Fine Particles Bombarding: A Novel Surface Nanocrystallization Technology[J]. Materials Review, 2003, 17(3): 69-71.

[7] 巴德玛, 马世宁, 李长青, 等. 超音速微粒轰击 45 钢表面纳米化的研究[J]. 材料科学与工艺, 2007, 15(3): 342-346.  
BA De-ma, MA Shi-ning, LI Chang-qing, et al. Surface Nanocrystallization of 45 Steel Induced by Supersonic Fine Particles Bombarding[J]. Materials Science and Technology, 2007, 15(3): 342-346.

[8] 马志伟, 王敏, 拓川, 等. 1Cr18Ni9Ti 不锈钢表面纳米化及力学性能[J]. 塑性工程学报, 2014, 21(4): 87-91.  
MA Zhi-wei, WANG Min, TUO Chuan, et al. Surface Nanocrystallization and Mechanical Properties of 1Cr18-Ni9Ti Stainless Steel[J]. Journal of Plasticity Engineering,

- 2014, 21(4): 87-91.
- [9] MA Guo-zheng, XU Bin-shi, WANG Hai-dou, et al. Effect of Surface Nanocrystallization on the Tribological Properties of 1Cr18Ni9Ti Stainless Steel[J]. Materials Letters, 2011, 65(9): 1268-1271.
- [10] 刘冰, 陈文革, 张志军. 钨铜合金表面纳米化及其性能分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(12): 3188-3191.  
LIU Bing, CHEN Wen-ge, ZHANG Zhi-jun. Tungsten-Copper Alloy Surface Nano-Crystallization and Its Properties[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(12): 3188-3191.
- [11] ZHOU Tian, XIONG Yi, CHEN Zheng-ge, et al. Effect of Surface Nano-Crystallization Induced by Supersonic Fine Particles Bombarding on Microstructure and Mechanical Properties of 300M Steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 421: 127381.
- [12] 李楠. 0Cr18Ni9 不锈钢和 2A12 铝合金表面纳米化及其热稳定性研究[D]. 西安: 西安理工大学, 2009.  
LI Nan. 0Cr18Ni9 Stainless Steel and 2A12 Aluminum Alloy Surface Nanocrystallization and Its Thermal Stability Study[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2009.
- [13] 王长雨. 激光冲击 2Cr13 不锈钢的梯度纳米结构形成机理及抗腐蚀行为[D]. 镇江: 江苏大学, 2021.  
WANG Chang-yu. Gradient Nanostructure Formation Mechanism and Anti-Corrosion Behavior of 2Cr13 Stainless Steel Subjected to Laser Shock Processing[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2021.
- [14] ZHAO Wei-dong, LIU Dao-xin, CHIANG R, et al. Effects of Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification on the Surface Integrity, Microstructure, and Wear Resistance of 300M Martensitic Ultra-High Strength Steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 285: 116767.
- [15] 吴建军. 1Cr17 不锈钢表面纳米化组织结构及性能研究[D]. 济南: 山东建筑大学, 2013.  
WU Jian-jun. A Study of Microstructure and Properties of Surface Nanocrystallization on 1Cr17 Stainless Induced by Fast Multiple Rotation Rolling[D]. Jinan: Shandong Jianzhu University, 2013.
- [16] 谢小龙, 杨军, 邹德宁, 等. 马氏体组织对 SFPB 处理双相钢表面纳米结构及力学性能的影响[J]. 表面技术, 2018, 47(12): 92-98.  
XIE Xiao-long, YANG Jun, ZOU De-ning, et al. Influence of Martensite Characteristics on Surface Nanostructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steel Processed by SFPB[J]. Surface Technology, 2018, 47(12): 92-98.
- [17] BAHL S, SUWAS S, UNGÄR T, et al. Elucidating Microstructural Evolution and Strengthening Mechanisms in Nanocrystalline Surface Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment of Stainless Steel[J]. Acta Materialia, 2017, 122: 138-151.
- [18] KANG J H, RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO P E J. Carbide Dissolution in Bearing Steels[J]. Computational Materials Science, 2013, 67: 364-372.
- [19] WANG Feng, QIAN Dong-sheng, HUA Lin, et al. Voids Healing and Carbide Refinement of Cold Rolled M50 Bearing Steel by Electropulsing Treatment[J]. Scientific Reports, 2019, 9: 11315.
- [20] GAVRILJUK V G. Decomposition of Cementite in Pearlitic Steel Due to Plastic Deformation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 345(1-2): 81-89.
- [21] SONG R, PONGE D, RAABE D, et al. Microstructure and Crystallographic Texture of an Ultrafine Grained C-Mn Steel and Their Evolution during Warm Deformation and Annealing[J]. Acta Materialia, 2005, 53(3): 845-858.
- [22] ZHOU L, LIU G, MA X L, et al. Strain-Induced Refinement in a Steel with Spheroidal Cementite Subjected to Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. Acta Materialia, 2008, 56(1): 78-87.
- [23] QIN Yu, MAYWEG D, TUNG P Y, et al. Mechanism of Cementite Decomposition in 100Cr6 Bearing Steels during High Pressure Torsion[J]. Acta Materialia, 2020, 201: 79-93.
- [24] 刘阳, 吕晓仁, 张荣禄, 等. 超音速微粒轰击表面纳米化及其对耐磨性的影响[J]. 中国表面工程, 2006, 19(6): 20-24.  
LIU Yang, LYU Xiao-ren, ZHANG Rong-lu, et al. Surface Nanocrystallization Using Supersonic Fine Particles Bombarding and Its Effect on the Wear Behaviors[J]. China Surface Engineering, 2006, 19(6): 20-24.
- [25] 朱继东, 于丹, 韦习成, 等. 喷丸强化对 26MnB5 钢组织和力学性能的影响[J]. 热处理技术与装备, 2018, 39(4): 6-11.  
ZHU Ji-dong, YU Dan, WEI Xi-cheng, et al. Effect of Stress Peening on Mechanical Properties and Microstructure of 26MnB5 Steel[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2018, 39(4): 6-11.
- [26] 温诗铸. 摩擦学原理[M]. 北京: 清华大学出版社, 1990.  
WEN Shi-zhu. Tribological Principle[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1990.
- [27] 戴雄杰. 摩擦学基础[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1984.  
DAI Xiong-jie. Tribological Basis[M]. Shanghai: Shanghai Scientific & Technical Publishers, 1984.
- [28] 屈盛官, 吴志兵, 张亚龙, 等. 超声表面滚压加工对 20CrMoH 钢摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术, 2022, 51(2): 211-222.  
QU Sheng-guan, WU Zhi-bing, ZHANG Ya-long, et al. Effect of Ultrasonic Surface Rolling on Friction and Wear Properties of 20CrMoH Steel[J]. Surface Technology, 2022, 51(2): 211-222.
- [29] ARCHARD J F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces[J]. Journal of Applied Physics, 1953, 24(8): 981-988.
- [30] 卢柯, 刘学东, 胡壮麒. 纳米晶体材料的 Hall—Petch 关系[J]. 材料研究学报, 1994, 8(5): 385-391.  
LU Ke, LIU Xue-dong, HU Zhuang-qi. The hall-Petch Relation in Nanocrystalline Materials[J]. Chinese Journal of Material Research, 1994, 8(5): 385-391.

责任编辑: 万长清