

表面强化及功能化

# 弧光离子源耦合轴向磁场等离子体渗氮 处理奥氏体不锈钢

刘兴龙<sup>1,2</sup>, 赵彦辉<sup>1</sup>, 蔺增<sup>2</sup>, 史文博<sup>1</sup>, 巴德纯<sup>2</sup>,  
于宝海<sup>1</sup>, V. E. Ovcharenko<sup>3</sup>

(1.中国科学院金属研究所, 沈阳 100016; 2.东北大学, 沈阳 110819; 3. Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk 634021)

**摘 要:** **目的** 提高奥氏体不锈钢的硬度、抗磨损性能。**方法** 利用弧光离子源耦合轴向磁场, 对奥氏体不锈钢表面进行等离子体渗氮处理。通过场发射扫描电子显微镜对渗氮层表面形貌及厚度进行分析。利用球盘式摩擦磨损试验机、维氏显微硬度测试仪对渗氮试样的耐磨损性能及硬度进行分析。使用 X 射线衍射仪、X 射线光电子能谱仪对渗氮层表面的相结构及成分进行分析。**结果** 当磁场强度低于 80 Gs 时, 渗氮层主要以扩张奥氏体相 ( $\gamma_N$  相) 为主。随着磁场强度的增加, 渗氮层中逐渐析出铁氮化物及氮化铬相, 渗氮层厚度出现增加—减小—增加的变化趋势; 渗氮层表面显微硬度先增加, 当磁场强度为 80 Gs 时达到最大值 1100 HV<sub>0.05</sub>, 而后略有降低。与未渗氮样品相比, 渗氮样品的磨损率明显降低, 磁场强度为 80 Gs 的样品磨损率达到最低值。**结论** 弧光离子源耦合到轴向磁场后, 不仅大大提高了渗氮效率, 对渗氮样品的表面显微硬度及耐磨性也都有明显提高。

**关键词:** 弧光离子源; 轴向磁场; 等离子体渗氮; 奥氏体不锈钢; 耐磨性; 显微硬度

**中图分类号:** TG147 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2018)11-0001-08

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.11.001

## Plasma Nitriding Treatment of Austenite Stainless Steel by Arc Ion Source Coupled with Axial Magnetic Field

LIU Xing-long<sup>1,2</sup>, ZHAO Yan-hui<sup>1</sup>, LIN Zeng<sup>2</sup>, SHI Wen-bo<sup>1</sup>, BA De-chun<sup>2</sup>, YU Bao-hai<sup>1</sup>, V. E. Ovcharenko<sup>3</sup>

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 100016, China;

2. Northeastern University, Shenyang 110819, China; 3. Institute of Strength Physics and

Materials Science, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk 634021, Russia)

**ABSTRACT:** This present work aims to improve the hardness and wear resistance of austenitic stainless steels. The plasma nitriding treatment of the austenitic stainless steel surface was performed by arc discharge ion source coupled with axial magnetic

收稿日期: 2018-06-08; 修订日期: 2018-07-15

**Received:** 2018-06-08; **Revised:** 2018-07-15

**基金项目:** 国家自然科学基金 (51775096); 沈阳市科学技术计划项目 (F16-080-8-00, Y17-0-003); 中央高校基本科研业务费项目重大科技创新项目 (N141008001/2)

**Fund:** Supported by National Natural Science Foundation of China (51775096) and Shenyang Science and Technology Plan Project (F16-080-8-00, Y17-0-003) and Central University Basic Research Funds Project Major Science and Technology Innovation Project (N141008001/2)

**作者简介:** 刘兴龙 (1990—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为金属材料渗氮。

**Biography:** LIU Xing-long (1990—), Male, Master, Research focus: nitriding of metal materials.

**通讯作者:** 赵彦辉 (1973—), 男, 博士, 副研究员, 主要研究方向为金属材料渗氮及涂层研究。邮箱: yzhzhao@imr.ac.cn

**Corresponding author:** ZHAO Yan-hui (1973—), Male, Doctor, Associate researcher, Research focus: nitriding and coating of metal materials. E-mail: yzhzhao@imr.ac.cn

field. The surface morphology and thickness of nitrided layer were analyzed by field emission scanning electron microscope. The wear resistance and hardness of nitrided specimens were investigated by ball-disk friction wear tester and Vickers microhardness tester. X-ray diffractometer and X-ray photoelectron spectrometer were used to analyze the phase structure and composition of nitrided layer. When the magnetic field intensity was lower than 80 Gauss, the nitriding layer was mainly composed of an expanded austenite phase ( $\gamma_N$  phase). With the increase of the magnetic field intensity, iron nitride and chromium nitride phase gradually precipitated in the nitrided layer and the thickness of the nitrided layer firstly increased and then decreased and finally increased. With the increase of the magnetic field intensity, the microhardness of the surface of the nitrided layer firstly increased and then slightly decreased when the intensity reached the maximum value of 1100HV<sub>0.05</sub>. Compared with the non-nitrided sample, the wear rate of the nitrided sample was significantly reduced and the lowest wear rate was obtained at a magnetic field intensity of 80 Gauss. After the axial magnetic field is coupled with the arc discharge ion source, the nitriding efficiency is greatly improved and the surface microhardness and wear resistance of the nitrided samples also increase.

**KEY WORDS:** arc discharge ion source; axial magnetic field; plasma nitriding; austenite stainless steel; wear resistance; microhardness

表面渗氮技术是提高钢件表面性能最常用的表面工程技术之一,在工业上也获得了广泛应用。但传统的渗氮技术普遍存在渗氮效率低、渗氮所需温度较高等缺点。以奥氏体不锈钢渗氮技术为例,氮元素不仅在奥氏体不锈钢中扩散慢,并且铬元素与氮元素之间有很强的亲和力,也限制了氮的扩散,而且在渗氮工件表面易形成含氮量很高的过饱和固溶体薄层,进一步限制了氮的扩散<sup>[1-2]</sup>。因此,在普通奥氏体不锈钢渗氮技术中,渗氮效率非常低。

辉光放电等离子体(或称离子)渗氮技术是目前工业上应用最广泛的渗氮技术之一,其原理是利用辉光放电将含氮气体离化而产生等离子体,辉光放电产生的等离子体在工件偏压电场的加速作用下高速撞击工件表面,从而使工件表面吸附氮原子并向内扩散形成渗氮层<sup>[3]</sup>。东北大学的徐林等<sup>[4]</sup>利用辉光等离子体渗氮技术,对奥氏体不锈钢进行4 h渗氮处理,仅得到11  $\mu\text{m}$ 的渗氮层。究其原因,是由于辉光放电所产生的等离子体密度偏低而导致的。近年来发展的弧光放电等离子体渗氮技术可有效解决等离子体密度低这一难题。弧光放电等离子体渗氮技术是利用弧光放电原理产生等离子体,对材料表面进行改性的技术,其与辉光放电相比较,具有对气体离化率高、产生的等离子体密度高等特点<sup>[5]</sup>。

利用弧光放电等离子体渗氮技术,人们对不锈钢等材料表面渗氮开展了相关研究工作。中国科学院金属研究所的杨文进等<sup>[2]</sup>利用弧光放电技术,对奥氏体不锈钢进行1 h等离子体渗氮处理后,在渗氮样品表面得到8.5  $\mu\text{m}$ 的渗氮层,与徐林等<sup>[2]</sup>的辉光渗氮相比,渗氮效率已经有了一定提高。研究发现,磁场与等离子体交互作用能有效提高离子能量及密度<sup>[6]</sup>。当采用轴向磁场(磁力线方向平行于等离子体扩散方向)时,可对等离子体实现有效聚焦,在一定程度上提高等离子体密度及能量<sup>[7-8]</sup>。

如将轴向磁场耦合到弧光等离子体渗氮技术中,

则可利用轴向磁场对等离子体的聚集作用,进一步提高等离子体密度及能量,并且通过轴向磁场的聚焦作用,还可在一定程度上提高渗氮效率,改善渗氮层性能。

本文利用弧光等离子体源耦合轴向磁场技术,对奥氏体不锈钢表面进行渗氮研究,考察不同轴向磁场强度对渗氮层厚度、相结构、渗氮层中氮元素含量变化、显微硬度及抗磨损性能的影响规律。

## 1 试验

### 1.1 渗氮层制备

采用低气压弧光等离子体源真空表面改性系统,对奥氏体不锈钢进行等离子体渗氮处理。其中弧光等离子体源由灯丝热阴极、阳极筒及轴向磁场线圈组成,具体细节见文献<sup>[6]</sup>。真空表面改性系统腔体配备轴向电磁线圈,通过调整电磁线圈的电流可以控制轴向磁场强度。试验使用氩气(纯度99.99%)作为等离子清洗气体,选用氮气(纯度99.99%)作为工作气体。使用奥氏体不锈钢作为渗氮基体材料,试样经研磨、镜面抛光、超声清洗及吹干等处理后待用。为了进行摩擦磨损试验研究,奥氏体不锈钢选取两种尺寸,分别为20 mm×20 mm×2 mm及15 mm×10 mm×2 mm。

将清洗好的试样放置于腔体内接负偏压的工件架上,使试样与弧光离子源的等离子体出口处于同一水平位置,试样距离等离子体出口距离约270 mm。进行渗氮处理前,将设备腔体的本底真空抽至 $5\times10^{-3}$  Pa。为了避免因氮化物析出而影响不锈钢耐腐蚀性能<sup>[9]</sup>,且保证一定的渗氮速率,奥氏体不锈钢渗氮处理的温度控制在400℃左右<sup>[4]</sup>。

渗氮实验开始前,预先将真空腔体内温度加热至380℃,再通入高纯氩气,使腔体内气压保持在0.8 Pa左右。开启弧光离子源后,首先调节弧光离子源电磁聚焦线圈电源电流至0.5 A,以约束等离子体流产生后的运动方向;然后调节灯丝热阴极电源电流至120

A, 待灯丝发出热电子后, 调节弧光放电电源的电流至 70 A, 使其通过弧光放电产生氩等离子体, 对工件施加-600 V 负偏压, 氩离子在工件偏压电场的作用下对工件表面进行溅射清洗 3 min。待真空腔体内受离子轰击, 温度达到 400 ℃ 时(在渗氮过程中通过

调节加热棒, 严格将温度控制在 400±5 ℃ 左右), 停止通入氩气, 同时通入氮气, 使腔体内气压保持在 0.8 Pa 左右, 使其通过弧光放电产生氮等离子体, 待弧光放电稳定后, 调整磁场强度为设定值, 对奥氏体不锈钢样品表面进行渗氮处理 60 min, 具体渗氮参数见表 1。

表 1 弧光离子源耦合轴向磁场进行等离子体渗氮的工艺参数  
Tab.1 Process parameters of plasma nitriding by arc ion source coupled with axial magnetic field

Procedure	Bias voltage/V	Ar partial Pressure/Pa	N <sub>2</sub> partial pressure/Pa	Magnetic field intensity/Gs	Temperature/℃	Cleaning time/min	Nitriding time/min
1	600	0.8	0.8	0	400	3	60
2	600	0.8	0.8	40	400	3	60
3	600	0.8	0.8	80	400	3	60
4	600	0.8	0.8	120	400	3	60
5	600	0.8	0.8	160	400	3	60

1.2 性能测试及组织观察

- 1) 使用 X 射线衍射仪 (D/Max2400X, XRD) 对渗氮试样进行表面物相分析。
- 2) 采用维氏显微硬度 (Leco, LM247AT) 仪测试渗氮层表面和截面的硬度, 载荷 50 g, 加载时间为 20 s。
- 3) 使用场发射扫描电子显微镜 (ZEISS, ULTRA PLUS) 观察渗氮试样表面与渗氮层横截面形貌, 并确定渗氮试样表面形貌及渗氮层深度。
- 4) 利用球盘式摩擦磨损试验机 (MS-T3000) 对渗氮后及未渗氮试样进行摩擦磨损测试, 测试条件为: 载荷 500 g, 旋转半径 3 mm, 旋转时间 20 min, 转速 200 r/min。
- 5) 采用 X 射线光电子能谱仪 (X-ray photoelectron spectroscopy, XPS, ESCALAB50, Thermo-VG, USA) 对渗氮层内各元素的含量进行检测, 用 Ar<sup>+</sup>进行逐层溅射的方法对渗氮层中各元素的相对含量及深度分布进行分析, 通过 O 元素含量的变化, 确定试样表面的钝化层<sup>[4]</sup>。

2 结果及分析

2.1 轴向磁场对渗氮层相结构及成分的影响

图 1 为不同磁场强度下所得渗氮层表面 XRD 图谱。其中 a 为基体 XRD 图谱, b—f 分别代表磁场强度为 0、40、80、120、160 Gs 下所得渗氮试样的 XRD 图谱。由图 1 可以观察到, 当磁场强度从 0 变为 40 Gs 时(图 1b、1c), 渗氮后奥氏体不锈钢渗氮层中的奥氏体相( $\gamma$  相)转变为  $\gamma_N$  相。 $\gamma_N$  相是一种具有不规则、存在晶格畸变的面心立方结构的亚稳态过饱和固溶体, 能明显提高不锈钢渗氮层的硬度, 降低渗氮表面的摩擦因数, 提高耐磨损性能<sup>[10-12]</sup>。

因为渗氮过程中, N 原子进入奥氏体相面心立方结构的晶格内, 致使晶格膨胀, 晶面间距增加, 引起衍射峰偏移<sup>[13]</sup>, 所以图 1b、1c 中  $\gamma_N$  相的 X-射线衍射峰明显向低角度方向偏移。在磁场强度从 0 Gs 增值 40 Gs 过程中, 试样渗氮层的 X-射线衍射峰并没有随磁场强度的增加而向低角度偏移, 说明表面的晶格参数不再变化, 晶格不再膨胀, 渗氮层已形成了过饱和固溶体  $\gamma_N$  相<sup>[12]</sup>。

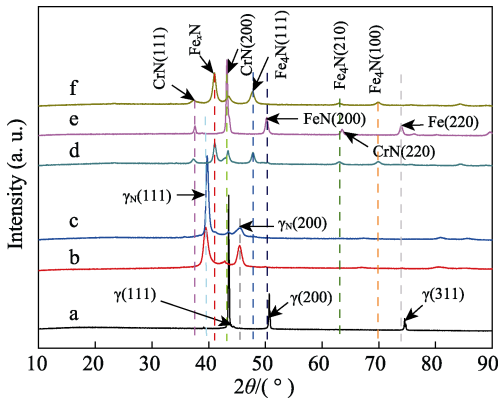


图 1 不同磁场强度下奥氏体不锈钢渗氮层表面的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns for surface of nitrided layer of austenitic stainless steel under different magnetic field intensities

从图 1 中 d、e、f 可以观察到, 随着轴向磁场强度增加(80~160 Gs),  $\gamma_N$  相衍射峰的相对强度逐渐减弱, 甚至完全消失, 而氮化物相衍射峰的相对强度逐渐增强。这是由于在轴向磁场的作用下, N 离子的能量及密度增加, 高能量、高密度的离子轰击试样表面使试样表面的外表层出现一个瞬态高温区, 微区温度增加, 满足了氮化物相生成的热力学及动力学条件, 使得渗氮组织的外层析出由铁氮化物和 CrN 组成的复合氮化物相<sup>[8]</sup>。

图 2 显示了不同轴向磁场强度下所得渗氮试样

的渗氮层的 XPS 沿层深的分析结果。可以看出,在不同轴向磁场强度下,渗氮试样表面氮元素原子百分比含量并没有发生明显的变化。通过渗氮层 O 元素含量变化可以确定渗氮试样表面的钝化层为 20 nm 左右<sup>[4]</sup>,并且渗氮层的氮元素含量并不会随深度增加而改变(20~70 nm 范围内)。奥氏体不锈钢中 N 原子的平衡固溶度只有 0.065%,由图 2f 可以观察到,渗氮层的氮元素原子数分数为 22%~26%,是未渗氮奥氏体不锈钢中 N 原子固溶度的 230~400 倍。如此高的过固溶度必将造成晶体晶格膨胀,同时也导致  $\gamma_{\text{N}}$  相渗氮层 XRD 峰宽化及向低角度偏移<sup>[2]</sup>。此外还发

现,随着磁场强度的增加,渗氮层的 N 含量先降低而后增加,这与磁场强度增加引发的离子轰击溅射效应有关<sup>[14]</sup>。此外,磁场强度的增加使到达基体表面的 N 离子能量及密度增加,引发了对渗氮层的过溅射效应<sup>[2]</sup>,在磁场强度较高的情况下,一部分到达基体表面的 N 元素在未扩散进入到基体内部前就被溅射掉,造成 N 含量有一定程度的下降;而当轴向磁场强度增加至 160 Gs 时(图 2e),离子能量在磁场作用下增加到一定程度后,到达基体表面的 N 离子在较高能量下迅速向基体内部扩散,而未被后续的离子溅射掉,因而表层的 N 含量有所增加。

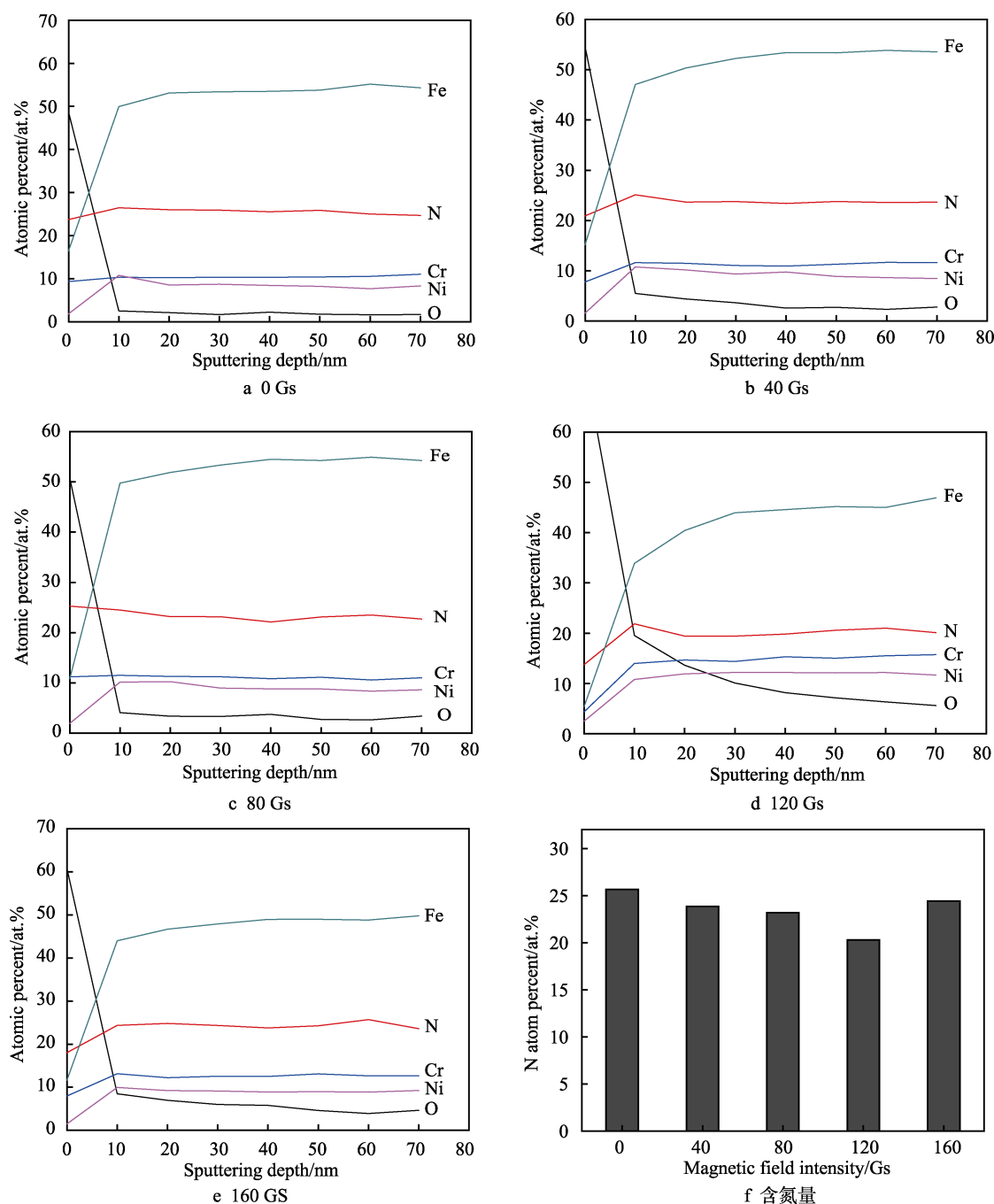


图2 不同磁场强度下渗氮试样的 XPS 结果

Fig.2 XPS results of nitrided samples prepared under different magnetic field intensities (fig.f nitrogen content)



## 2.2 轴向磁场对渗氮试样表面形貌的影响

图 3 为不同磁场强度下渗氮处理后, 奥氏体不锈钢与未渗氮处理试样的表面形貌照片。当磁场强度为 0~80 Gs 时, 从图 3b、3c 及 3d 可以观察到, 与未渗氮的样品 (图 3a) 相比, 渗氮样品表面出现了奥氏体晶粒。不同晶粒之间的晶界清晰可见, 这些晶粒的形状和尺寸呈不规则分布, 这是由高密度弧光等离子体源轰击导致的择优溅射刻蚀所致, 这与杨文进等<sup>[2]</sup>的研究结果一致。同时, 样品表面出现了大量的滑移条带 (如图 3b 中箭头所示) 以及少量的溅射孔。这些滑移条带的出现可能与氮原子沿某些特定的晶向

快速扩散有关, 这和 Picard 等<sup>[15]</sup>得到的结果类似。这些滑移条带的形成同时也暗示着由于奥氏体不锈钢表面受到强烈的离子轰击以及超高的氮固溶作用, 形成渗氮层的同时伴随着较强的残余应力及应变, 导致渗氮层及基体发生一定的塑性形变<sup>[13]</sup>。

随着磁场强度的进一步增加, 出现渗氮试样表面溅射孔, 同时表面晶界消失, 在晶界位置出现了大量的溅射孔, 如图 3e、3f 所示。这是由于随磁场强度的增加, 等离子体能量相应增大, 表面择优溅射被均匀溅射所取代, 而晶界作为薄弱位置容易被溅射出大量孔洞。在图 3f 中晶界位置可以观察到有裂痕出现, 这表明渗氮层产生了较强的残余应力及应变。

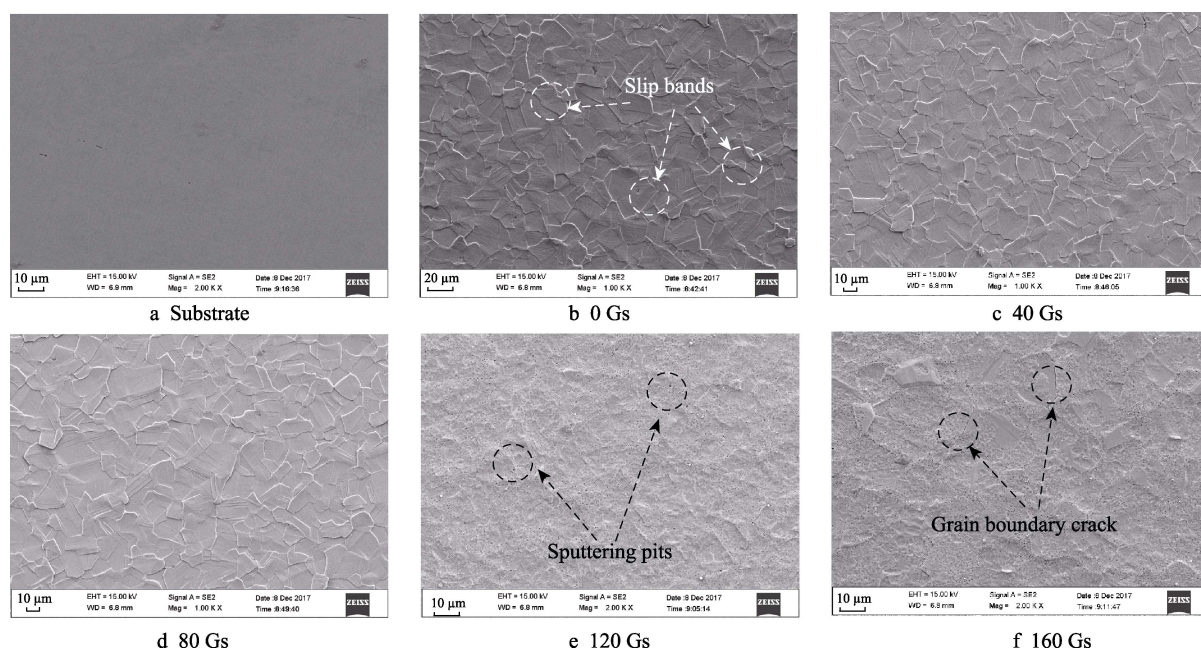


图 3 不同磁场强度下渗氮试样的表面形貌

Fig.3 Morphology of nitrided samples under different magnetic field intensities

## 2.3 轴向磁场对渗氮试样渗氮层厚度的影响

为了确定轴向磁场对渗氮层深度的影响, 将渗氮试样横截面抛光处理后, 用扫描电镜观察试样的截面形貌, 以确定渗氮层厚度, 结果如图 4 所示。

从图 4 可以看出, 未加轴向磁场的渗氮试样 (图 4a), 其渗氮层厚度为 7.5  $\mu\text{m}$ 。而当磁场强度为 80 Gs 和 160 Gs 时 (图 4c、d), 得到的渗氮层厚度均为 50  $\mu\text{m}$ 。Zhang 等<sup>[16]</sup>通过传统等离子体渗氮技术处理奥氏体不锈钢, 在 400  $^{\circ}\text{C}$ 、60 h 下得到的渗氮层深度为 20  $\mu\text{m}$ 。杨文进等<sup>[13]</sup>利用弧光等离子体源, 对奥氏体不锈钢在无轴向磁场的情况下渗氮 1 h, 仅得到 15  $\mu\text{m}$  的渗氮层。本研究与以上两位研究者相比较, 渗氮效率已经得到了很大提高。弧光离子源与轴向磁场耦合后, 奥氏体不锈钢渗氮层的厚度明显增加。但从图 4f 中可以观察到, 随着磁场强度增加, 渗氮层厚度出现先增加后减小而后再增加的变化趋势。其原因

可能是随着磁场强度增加 (0~80 Gs), 氮离子密度及能量增加, 有更多的高能氮离子到达试样表面进而向内扩散, 使渗氮层深度出现增加趋势; 而随着磁场强度继续增加 (至 120 Gs), 尽管有更多的氮离子到达试样表面, 但到达后的氮离子在未扩散进入基体前, 受到后续高能离子轰击, 直接被溅射掉<sup>[14]</sup>, 造成渗氮层深度出现减小趋势; 随着磁场强度进一步增加 (至 160 Gs), 氮离子获得更高的能量, 同时在轴向磁场作用下氮气被进一步电离, 有更多的氮离子到达基体表面, 虽然仍有后续离子轰击, 但到达试样表面的氮离子由于具有较高的能量, 迅速向内部扩散而未被溅射掉<sup>[14]</sup>, 因此渗氮效率并未受到明显影响, 显示出较高的渗氮层厚度。

## 2.4 轴向磁场强度对渗氮试样显微硬度的影响

图 5 为不同磁场强度下渗氮试样渗氮层的显微

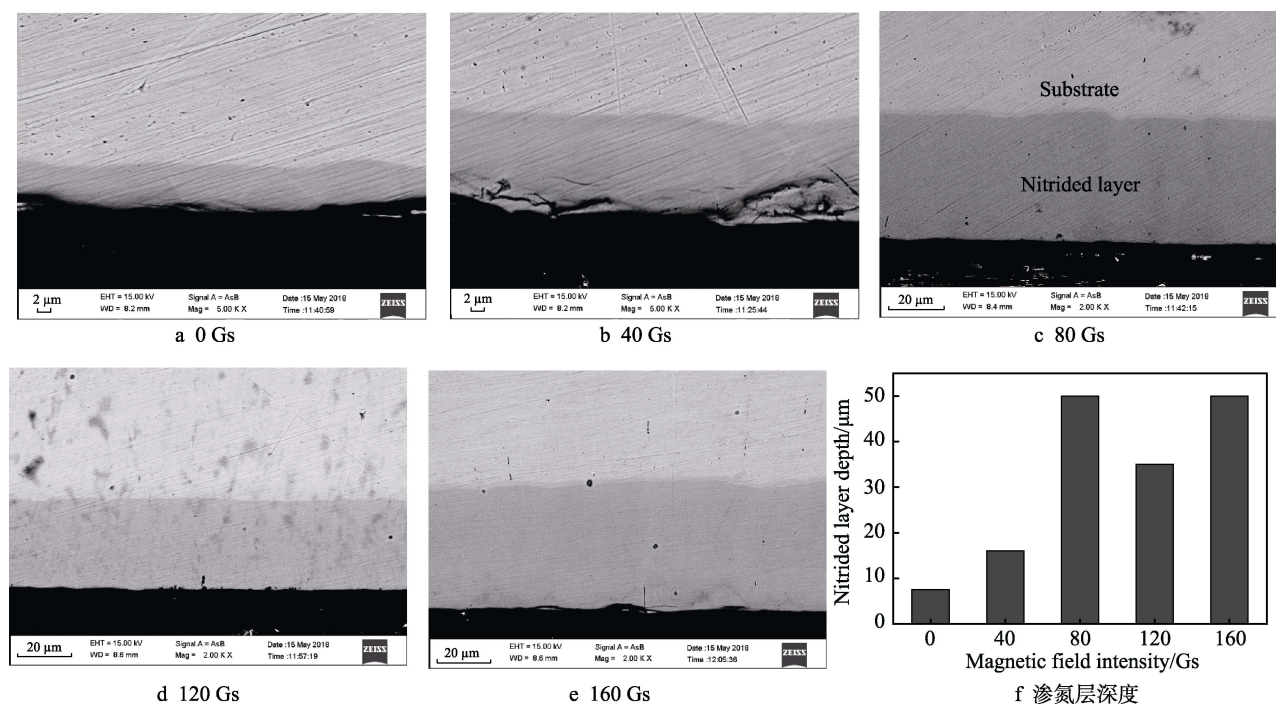


图4 不同磁场强度对渗氮层深度的影响

Fig.4 Effect of different magnetic field intensities on the depth of nitrided layer (fig.f nitriding depth)

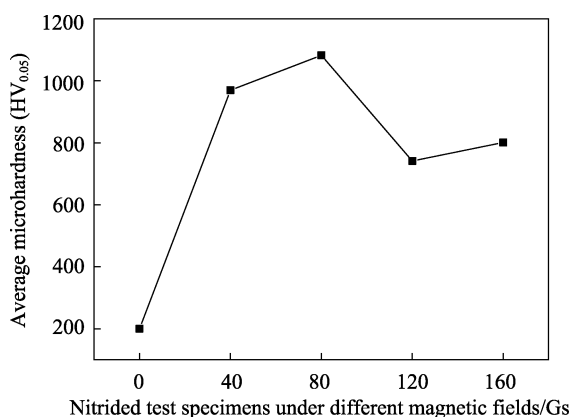


图5 不同磁场强度下渗氮试样渗氮层的显微硬度变化曲线

Fig.5 Microhardness variation curves for nitrided layer of nitrided sample under different magnetic field intensities

硬度变化曲线。从图5可以看出,当磁场强度为80 Gs时,渗氮试样的显微硬度达到最大值1100 HV<sub>0.05</sub>,与未渗氮试样硬度(230 HV<sub>0.05</sub>)相比,提高约4倍。这是因为在磁场强度为80 Gs时,到达试样表面的氮离子能量及密度同时增加,渗氮层出现铁氮化物和氮化铬复合相,并且渗氮层在离子轰击作用下出现较大内应力,在此双重的作用下造成渗氮层硬度增加<sup>[10-12,17]</sup>。但当磁场强度高于80 Gs时,渗氮试样的显微硬度明显减小。这是因为,当磁场强度较高时,离子获得的能量提高,在高速离子的持续轰击下,试样表面产生溅射孔及轰击裂痕(图3e、3f),且内应力得到一定程度的释放,进而造成渗氮层显微硬度降低。

## 2.5 轴向磁场对渗氮试样表面磨损性能的影响

图6为不同磁场强度下渗氮试样渗氮层的摩擦性能变化曲线。从图6a可以观察到,渗氮试样表面摩擦因数随磁场强度增加,出现先增大后减小的趋势。这是因为在磁场强度较低的情况下,渗氮层以 $\gamma_N$ 相为主(见图1),由于晶格畸变以及离子选择性溅射,造成晶界析出,同时造成晶粒的形状和尺寸呈不规则分布(如图3b、3c及3d所示),使得渗氮试样表面粗糙度增加,导致 $\gamma_N$ 相渗氮层样品的摩擦因数随着磁场强度增加而增大。随着磁场强度继续增加(如图3e、3f所示),离子在磁场中获得的能量增加,渗氮试样表面主要以均匀溅射为主,渗氮层表面晶界及不均匀晶粒现象消失,在渗氮层表面形成氮化物,且渗氮层表面粗糙度降低,使得渗氮试样表面的摩擦因数减小。

图6b给出了磨损率随磁场强度的变化曲线。可以看出,渗氮试样表面磨损率出现先减小后增大的趋势。在磁场强度为120 Gs时,渗氮试样表面磨损率最低,比未加轴向磁场的渗氮试样渗氮层的耐磨损性提高1.7倍,比未渗氮试样的耐磨性提高了12倍。其原因在于,弧光离子源耦合轴向磁场使离子的能量及密度增加,在磁场强度低于80 Gs时,渗氮层为单一的 $\gamma_N$ 相,随磁场强度增加,渗氮层试样表面的相结构发生变化,逐渐转化为氮化物相。并且随磁场强度的增加,氮化物的比例逐渐增加,渗氮试样的渗氮层表面硬度也相应增大<sup>[18]</sup>,从而使渗氮层耐磨性增



强。但当磁场强度增加到 160 Gs 时, 在轴向磁场中, 离子获得的能量过高, 使渗氮层出现溅射裂痕 (图 3f), 渗氮层的内应力得到释放, 导致渗氮层的硬度降低, 进而造成渗氮层的耐磨性降低。

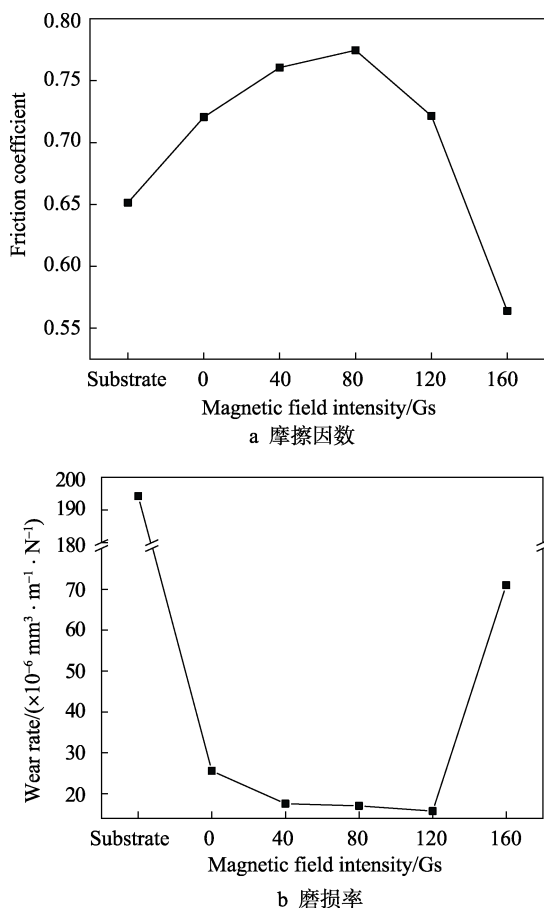


图 6 为不同磁场强度下渗氮试样渗氮层的摩擦学性能变化曲线

Fig.6 Tribological properties of nitrided layer of nitrided sample under different magnetic field intensities: a) friction coefficient; b) wear rate

### 3 结论

1) 在弧光放电等离子体渗氮技术中耦合轴向磁场, 可使得渗氮效率明显提高, 比未采用轴向磁场时的渗氮效率提高了 2.6 倍。

2) 当轴向磁场强度低于 80 Gs 时, 渗氮层中主要以扩张奥氏体相 ( $\gamma_N$  相) 为主, 而高于 120 Gs 时, 渗氮层中析出铁氮化物及氮化铬混合相。

3) 随着磁场强度的增加, 渗氮层表面显微硬度先增加后降低, 在磁场强度为 80 Gs 时达到最大值, 为 1100 HV<sub>0.05</sub>, 在磁场强度为 120 Gs 时具有最佳耐磨性能。

#### 参考文献:

[1] 缪跃琼, 高玉新, 郑少梅. 304 不锈钢双活性屏离子渗

氮[J]. 表面技术, 2016, 45(4): 95-98, 115.

MIAO Yue-qiong, GAO Yu-xin, ZHENG Shao-mei. Double active screen plasma nitriding of 304 stainless steel[J]. Surface technology, 2016, 45(4): 95-98, 115.

[2] 杨文进. 低压电弧等离子体渗氮奥氏体不锈钢的研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2017.

YANG Wen-Jin. Research on low pressure arc plasma source nitriding austenitic stainless steel[D]. Hefei: University of science and Technology of China, 2017.

[3] 吴梦泽, 李烈军, 陈世佳, 等. 低温低压等离子弧辅助离子渗 316L 不锈钢的耐磨耐腐蚀性能[J]. 表面技术, 2017, 46(12): 118-125.

WU Meng-ze, LI Lie-jun, CHEN Shi-jia, et al. Wear and corrosion resistance of plasma arc-assisted ion permeable 316L stainless steel at low temperature and low pressure[J]. Surface technology, 2017, 46(12): 118-125.

[4] 徐林. 低温等离子体氮化医用奥氏体不锈钢和 CoCrMo 合金表面的性能及机理研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2016.

XU Lin. Research on the properties and mechanism of plasma nitrided medical 316L stainless steel and CoCrMo alloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2016.

[5] CZERWIEC T, MICHEL H, BERGMANN E. Low-pressure, high-density plasma nitriding: mechanisms, technology and results[J]. Surface & coatings technology, 1998, s108-109(98): 182-190.

[6] ANDERS A, YUSHKOV G Y. Ion flux from vacuum arc cathode spots in the absence and presence of a magnetic field[J]. Journal of applied physics, 2002, 91: 4824-4832.

[7] SINGH A, ROWE J E. Enhancement of plasma density in an arc discharge[J]. Journal of applied physics, 1965, 36(11): 3535-3539.

[8] 杨文进, 赵彦辉, 沈明礼, 等. 低温低压电弧等离子体渗氮处理 316 不锈钢的耐腐蚀性能[J]. 材料研究学报, 2017 年, 31(2): 81-87.

YANG Wen-jin, ZHAO Yan-hui, SHEN Ming-li, et al. Corrosion resistance of 316 stainless steel after low temperature low-pressure arc plasma nitriding[J]. Journal of materials research, 2017, 2: 81-87.

[9] BELL T. Surface engineering of austenitic stainless steel[J]. Surface engineering, 2002, 18(6): 415-422.

[10] 徐林, 巴德纯, 王庆, 等. 离子能流密度对 AISI304 不锈钢氮化层摩擦性能的影响[J]. 真空科学与技术学报, 2014, 34(10): 1019-1023.

XU Lin, BA De-chun, WANG Qing, et al. Improvement of tribological property by nitriding AISI 304 stainless steel[J]. Chinese journal of vacuum science & technology, 2014, 34(10): 1019-1023.

[11] CZERWIEC T, HE H, WEBER S, et al. On the occurrence of dual diffusion layers during plasma assisted nitriding of austenitic stainless steel[J]. Surface and coatings technology, 2006, 200(18): 5289-5295.

[12] CZERWIEC T, RENEVIER N, MICHEL H. Low temperature plasma assisted nitriding[J]. Surface and coatings technology, 2000, 131(1): 267-277.

- [13] 王亮, 许彬, 于志伟, 等. 奥氏体不锈钢低温低压等离子体渗氮[J]. 中国表面工程, 1999(3): 22-27.  
WANG Liang, XU Bin, YU Zhi-wei, et al. Austenitic stainless steel low temperature and low pressure plasma nitriding[J]. China surface engineering, 1999(3): 22-27.
- [14] WIRTH T, ATZRODT V, LANGE H. Composition changes of NiSi and PtSi due to  $\text{Ar}^+$ , Ion bombardment determined from AES measurements[J]. Physica status solidi, 1982, 72(1): K89-K93.
- [15] PICARD S, MEMET J B, SABOT R, et al. Corrosion behavior microhardness and surface characterization of low energy, high current ion implanted austenitic stainless steel[J]. Materials science and engineering A, 2001, 303(1-2): 163-172.
- [16] WANG L, XU X, XU J, et al. Characteristics of low pressure plasma arc source ion nitrided layer on austenitic stainless steel at low temperature[J]. Thin solid films, 2001, 391(1): 11-16.
- [17] 王庆明, 朱国辉. 关于试件内应力对硬度测试值影响的试验研究[J]. 计量与测试技术, 1995(2): 17-18.  
WANG Qing-ming, ZHU Guo-hui. Experimental study on the effect of internal stress on hardness test value of specimen[J]. Metrology and measurement technology, 1995(2): 17-18.
- [18] 李杨, 王亮, 赵相金, 等. 低合金钢空心阴极放电离子渗氮研究[J]. 大连海事大学学报, 2014, 40(3): 125-127.  
LI Yang, WANG Lang, ZHAO Xiang-jin, et al. Surface modification of low-alloy steel by plasma nitriding with hollow cathode discharge[J]. Journal of Dalian Maritime University, 2014, 40(3): 125-127.