

# F51 双相不锈钢离子渗氮层的组织与性能

毛圣玫, 许晓磊, 于志伟

(大连海事大学, 大连 116026)

**摘要:** 目的 提高 F51 双相不锈钢的硬度以及耐磨性能。方法 将 F51 双相不锈钢进行低温 (450 °C) 和高温 (550 °C) 离子渗氮处理, 利用光学显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM) 观察 F51 双相不锈钢渗氮层的微观组织, 利用 X 射线衍射 (XRD) 方法对渗氮层沿深度方向相组成的变化进行分析, 采用显微硬度计、摩擦磨损试验机分别对渗氮层的显微硬度及耐磨性能进行测试, 采用激光扫描共聚焦显微镜 (LSCM) 对磨痕形貌进行观察。结果 F51 双相不锈钢低温渗氮层主要由  $\gamma_N$  相组成, 由表及里为  $\gamma_N \rightarrow \gamma_N + \alpha_N$  (少量); 高温渗氮层主要由  $\text{CrN} + \alpha_N$  相组成, 由表及里为  $\text{CrN} + \alpha_N \rightarrow \alpha_N + \gamma_N$ 。高温渗氮层厚度约为低温渗氮层厚度的 3 倍。低温渗氮样品的平均表面硬度约为基体表面硬度的 3.5 倍; 高温渗氮样品的平均表面硬度约为基体硬度的 4 倍。基体的摩擦系数约为 0.71, 低温和高温渗氮处理后样品的摩擦系数大大降低, 分别为 0.24 和 0.17。渗氮样品磨痕的宽度和深度较基体显著降低。结论 F51 双相不锈钢低温渗氮层主要由  $\gamma_N$  相组成, 高温渗氮层主要由  $\text{CrN} + \alpha_N$  相组成, 两种温度渗氮后的样品硬度和耐磨性均得到显著提高。

**关键词:** 离子渗氮; F51 双相不锈钢; 渗氮层; 显微组织; 硬度; 耐磨性

中图分类号: TG174.445 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2020)02-0185-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.02.023

## Microstructure and Properties of Plasma Nitrided F51 Duplex Stainless Steel

MAO Sheng-mei, XU Xiao-lei, YU Zhi-wei

(Dalian Maritime University, Dalian 116026, China)

**ABSTRACT:** The paper aims to improve the hardness and wear resistance of F51 duplex stainless steel. The F51 duplex stainless steel was nitrided at 450 °C and 550 °C. The microstructure of the nitrided layer of F51 duplex stainless steel was observed by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). The phase composition change of the nitrided layer in different depth was measured by X-ray diffraction (XRD). The microhardness and the wear resistance were evaluated by microhardness tester and friction wear tester respectively. The surface wear tracks were observed by laser scanning confocal microscope (LSCM). The low-temperature nitrided layer of F51 duplex stainless steel was mainly composed of phase  $\gamma_N$  and the phase distribution from the surface to the inner was  $\gamma_N \rightarrow \gamma_N + \alpha_N$  (little). The high-temperature nitrided layer was mainly composed of phases  $\text{CrN} + \alpha_N$ , the phase distribution from surface to the inner was  $\text{CrN} + \alpha_N \rightarrow \alpha_N + \gamma_N$ . The high-temperature nitrided layer was 3 times thicker than the low-temperature nitrided layer. The average surface hardness of the low-temperature nitrided sample was 3.5 times as high as the untreated sample; while the average surface hardness of the high-temperature nitrided sample

收稿日期: 2019-05-05; 修订日期: 2019-06-19

Received: 2019-05-05; Revised: 2019-06-19

作者简介: 毛圣玫 (1996—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为表面工程。

**Biography:** MAO Sheng-mei (1996—), Female, Master, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 许晓磊 (1961—), 女, 硕士, 教授, 主要研究方向为表面工程。邮箱: 1944816400@qq.com

**Corresponding author:** XU Xiao-lei (1961—), Female, Master, Professor, Research focus: surface engineering. E-mail: 1944816400@qq.com

引文格式: 毛圣玫, 许晓磊, 于志伟. F51 双相不锈钢离子渗氮层的组织与性能[J]. 表面技术, 2020, 49(2): 185-191.

MAO Sheng-mei, XU Xiao-lei, YU Zhi-wei. Microstructure and properties of plasma nitrided F51 duplex stainless steel[J]. Surface technology, 2020, 49(2): 185-191.

was 4 times as high as the untreated sample. The friction coefficient of untreated sample was 0.71. While the friction coefficients of low-temperature and high-temperature nitrided layers were greatly reduced, which were 0.24 and 0.17, respectively. The width and the depth of surface wear tracks of the nitrided samples were reduced obviously compared with the untreated sample. The low-temperature nitrided layer of F51 duplex stainless steel mainly consists of phase  $\gamma_N$ , and the high-temperature nitrided layer mainly consists of phases  $\text{CrN}+\alpha_N$ . Both hardness and wear resistance of nitrided samples are effectively improved.

**KEY WORDS:** plasma nitriding; F51 duplex stainless steel; nitrided layer; microstructure; hardness; wear resistance

渗氮是一种以强化表面为主的化学热处理技术,可以有效改善钢铁表面的摩擦磨损及抗疲劳性能<sup>[1-2]</sup>。不锈钢具有优异的耐腐蚀性能,被广泛应用于化工、运输和食品等诸多领域,然而其硬度较低,抗摩擦磨损能力较差,在实际使用过程中大多数零部件会由于磨损严重而发生失效。由于不锈钢含 Cr 量较高,在常规温度下(500~550 °C)渗氮,不锈钢中的 Cr 将会进行长程扩散,并与 N 结合,形成 CrN 相,导致不锈钢耐蚀性大大降低<sup>[3]</sup>。Cr 元素在低温下的扩散能力大大降低,因此通常选择在 400~450 °C 进行低温渗氮处理,控制 CrN 相的析出,保证不损失不锈钢本身耐腐蚀性的同时,提高其表面硬度,并获得良好的抗摩擦磨损性能<sup>[4-5]</sup>,扩展应用范围。

大量研究结果表明<sup>[6-8]</sup>,奥氏体不锈钢在较低温(350~450 °C)下渗氮,由于成功地抑制了 Cr 的长程扩散和偏聚,从而获得由过饱和 N 固溶体  $\gamma_N$  相组成而无 CrN 相析出的渗氮层,实现不锈钢耐磨耐蚀的复合改性。 $\gamma_N$  相并不是一个平衡的稳定相,其形成机制及其本质尚有一些方面没有获得统一认识<sup>[9-10]</sup>,但经过多年国内外学者的大量研究,亦获得了许多公认的结果<sup>[11-12]</sup>。然而,针对双相不锈钢低温渗氮层形成机制以及渗氮层性能的研究相对较少。奥氏体-铁素体双相不锈钢基体组织中除了  $\gamma$ -奥氏体外,还含有  $\alpha$ -铁素体。与  $\gamma$ -奥氏体相比, N(C) 在  $\alpha$ -铁素体中的固溶度很低,双相不锈钢在低温渗氮过程中能否形成 N 在  $\alpha$ -铁素体中的过饱和固溶体、以及低温渗氮层的相组成和渗层性能,都是值得研究的问题。此外, N 是稳定奥氏体的元素,在渗氮过程中是否存在  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  相互转变也未有统一的研究结果<sup>[13-15]</sup>。

本文对 F51 双相不锈钢表面分别进行低温(450 °C)和高温(550 °C)渗氮处理,采用机械抛光逐层剥离渗氮层的方法,利用 X 射线衍射方法对抛光表面进行跟踪测试。分析研究两种温度下渗氮层内的相分布,探讨不同温度渗氮渗层各相形成机制以及双相基体组织( $\alpha+\gamma$ )对渗层相组成的影响;对不同温度渗氮层的硬度以及耐磨性进行了对比测试。

## 1 实验

### 1.1 样品制备

渗氮基体材料为 F51 不锈钢,化学成分(质量分数)为: Cr 22.60%, Ni 4.73%, Mo 3.06%, Si 0.66%,

C 0.016%, Mn 0.62%, N 0.20%, P 0.009%, S 0.001%。利用线切割将样品切成 15 mm×15 mm×5 mm 尺寸。

将样品放置于 DL-50 型渗氮炉中分别在 450 °C 和 550 °C 下离子渗氮,渗氮时间为 8 h,渗氮气氛为  $\text{NH}_3$ ,气体压力为 800~930 Pa。渗氮样品依次经切割、镶嵌、机械研磨(砂纸粒度由 280#至 1500#)、机械抛光及腐蚀,制备成可供观察的横截面金相样品。所用腐蚀剂为  $\text{FeCl}_3(5 \text{ g})+\text{HCl}(5 \text{ mL})+\text{H}_2\text{O}(100 \text{ mL})$ 。

### 1.2 组织观察及性能表征

1)采用 Olympus-GX51 金相显微镜及 Philips XL-30 W/TMP 扫描电子显微镜对 F51 不锈钢渗氮前后样品横截面进行金相组织观察。

2)采用 Rigaku D/Max-Ultima X 射线衍射仪(阳极材料为 Co 靶,  $\lambda_{\text{K}\alpha}=0.178899 \text{ nm}$ )测定分析基体及渗氮层中的相组成。利用机械抛光的方法对渗氮层表面进行抛光,逐层剥离渗氮层,直到表面渗氮层完全剥离为止。用高精度螺旋测微仪精确测定每次减薄的厚度,每次减薄厚度控制在 1  $\mu\text{m}$  左右。每次减薄后,用 X 射线仪对试样抛光表面进行跟踪测试。

3)利用 MH-6L 型显微硬度计测试渗氮前后样品的表面硬度,取 5 点平均值,实验载荷为 50、100、200 g,保荷时间均为 5 s。

4)利用 SFT-2M 型销盘式摩擦磨损试验机对比测试样品渗氮前后相关摩擦性能,对摩擦副为 GCr15 淬火钢球( $\phi 5 \text{ mm}$ ),载荷选择 500 g,平均摩擦速度为 50 mm/s,时长为 20 min,总摩擦行程为 60 m。

5)使用 Olympus LEXT-OLS4000 激光扫描共聚焦显微镜测算磨痕深度及宽度,并观察摩擦磨损表面形貌。

## 2 结果与讨论

### 2.1 基体组织特征

图 1 为 F51 双相不锈钢金相组织,可以明显看出,基体由  $\gamma$  相(亮区)和  $\alpha$  相(暗区)组成。图 2 是 F51 不锈钢基体的 XRD 图谱,与标准 PDF 卡片进行比对可知, F51 不锈钢基体衍射峰由  $\gamma$ -奥氏体和  $\alpha$ -铁素体峰组成,且衍射峰较尖锐。

### 2.2 渗氮层组织特征

450、550 °C 渗氮样品的横截面金相组织如图 3

所示。450 °C 渗氮层厚度约为 7 μm, 渗氮层较平直, 形成了典型的白亮层组织; 550 °C 渗氮层厚度约为 25 μm, 是 450 °C 渗氮层厚度的 3 倍。这表明随着温度的升高, 渗氮层厚度增加。对比 450 °C 渗氮层, 550 °C 渗氮层颜色较深, 说明 550 °C 渗氮层腐蚀抗力降低。

450、550 °C 渗氮样品 SEM 观察结果如图 4 所示。与 OM 结果一致, 450 °C 渗氮层晶界不明显, 相界处有“毛刺”产生。已有文献表明<sup>[16]</sup>, 交界处可能析出 CrN 相。由于扫描电镜分辨率较高, 还可以观察到 550 °C 渗氮层多数区域为片层相间的组织, 表明渗氮层已发生分解, 形成了 CrN+α<sub>N</sub> 或者 CrN+γ<sub>N</sub>。

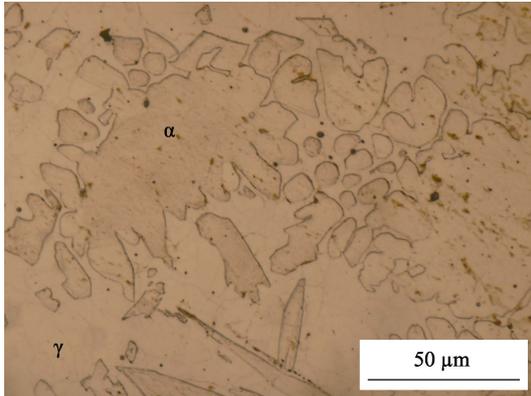


图 1 F51 不锈钢金相组织

Fig.1 Metallographic structure of F51 stainless steel

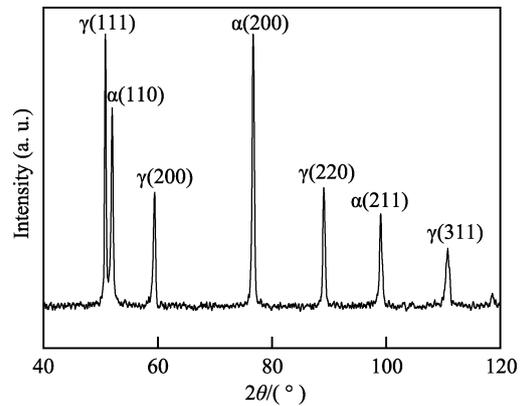
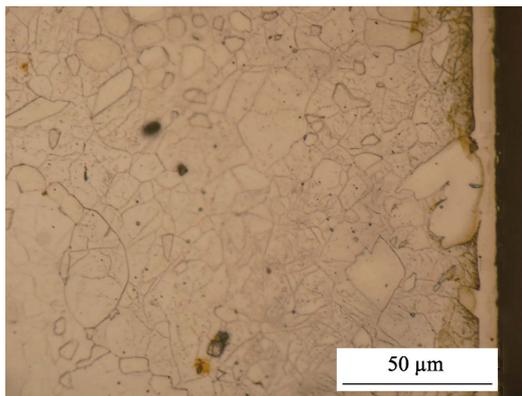
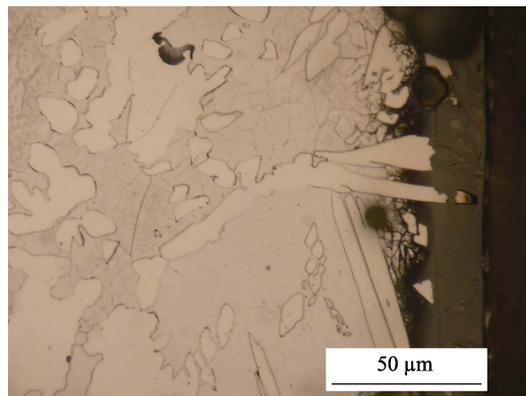


图 2 F51 不锈钢 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of F51 stainless steel



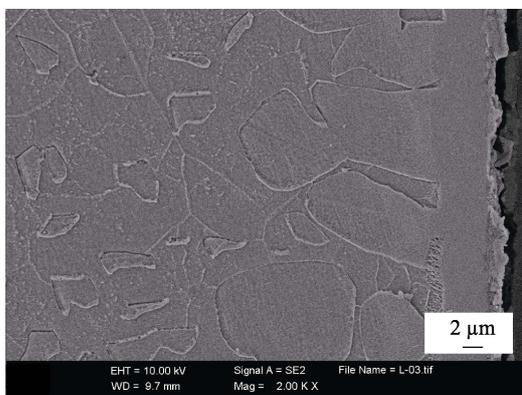
a 450 °C



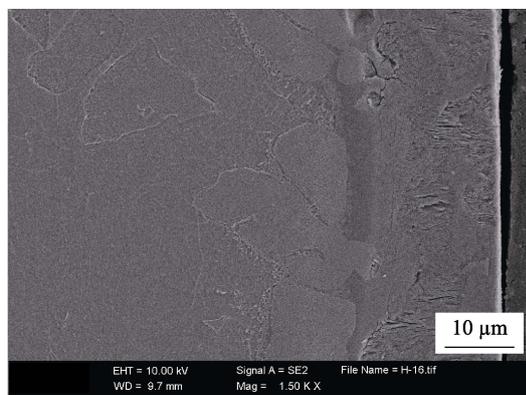
b 550 °C

图 3 450 °C 和 550 °C 渗氮样品的横截面金相组织

Fig.3 Cross-section metallographic structure of sample nitrided at 450 °C and 550 °C



a 450 °C



b 550 °C

图 4 450 °C 和 550 °C 渗氮样品的横截面 SEM 观察结果

Fig.4 SEM observation result on cross-section of F51 sample nitrided at 450 °C and 550 °C

F51 不锈钢处理前后样品的 XRD 图谱如图 5 所示。与未渗氮样品 XRD 图谱比较，渗氮样品衍射图谱发生了显著变化，出现了不同于基体的新的衍射峰，表明 450 °C 渗氮层与 550 °C 渗氮层都出现了新相。观察 450 °C 渗氮样品衍射图谱可知，在基体  $\gamma(111)$  和  $\gamma(200)$  衍射峰低角度侧出现了两个宽化且强度较低的衍射峰，这两个峰的出现应与渗层中形成膨胀奥氏体  $\gamma_N$  相有关。渗层中与基体  $\alpha$  相所对应的衍射峰宽化不明显，且未发生明显的向低角度侧的峰位移。这表明 450 °C 渗氮层  $\alpha$  相中溶氮量较少，并未发生明显的点阵膨胀。由于 450 °C 渗氮层较薄，X 射线入射深度大于渗层厚度，因此 450 °C 渗氮样品的 XRD 图谱中仍然出现了强度较低的基体衍射峰。对 450 °C 渗氮层衍射图 40°~60° 的衍射峰进行了分峰处理，如图 6 所示。可以看出，其衍射峰主要由  $\gamma_N(111)$ 、 $\gamma(111)$ 、 $\gamma_N(200)$  组成。

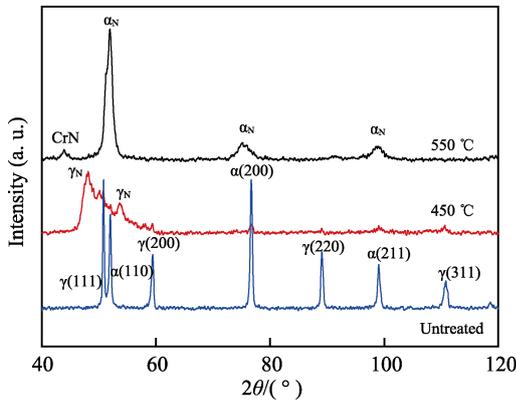


图 5 F51 不锈钢处理前后样品的 XRD 图谱  
Fig.5 XRD patterns of F51 stainless steel sample before and after treatment

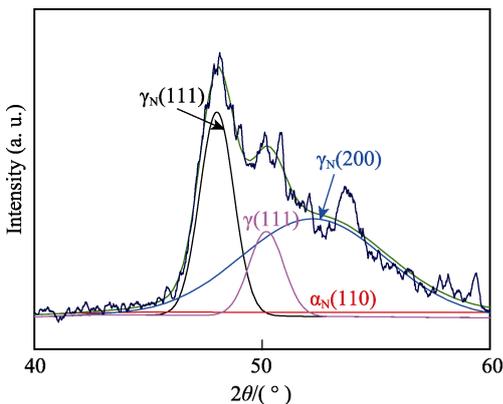


图 6 低角度 (40°~60°) 450 °C 渗氮样品 XRD 图谱  
Fig.6 XRD patterns of sample nitrided at 450 °C at low angles (40°~60°)

分析图 5 可知，550 °C 渗氮样品 XRD 图谱出现了 CrN 衍射峰和  $\alpha_N$  相的衍射峰。与基体  $\alpha$  相的衍射峰相比，550 °C 渗氮获得的  $\alpha_N$  相的衍射峰向低角度偏移，并且发生明显宽化。这表明 550 °C 渗氮过程中

N 原子固溶于  $\alpha$  中，使得晶格发生膨胀，成为膨胀铁素体  $\alpha_N$ 。

上述 XRD 结果表明，F51 不锈钢 450 °C 渗氮层主要由  $\gamma_N$  相组成，550 °C 渗氮层由 CrN 相和  $\alpha_N$  相组成。

450 °C 渗氮样品不同剥层深度渗层的 XRD 图谱如图 7 所示。随着剥层向基体深入， $\gamma_N(111)$  和  $\gamma_N(200)$  衍射峰均发生明显偏移，逐渐向高衍射角偏移。在 0~3  $\mu\text{m}$  的渗氮层范围内，偏移尤为明显，且衍射峰强逐渐降低。在接近基体时，衍射峰形也比较尖锐，和基体衍射峰趋于一致。这说明渗氮层由表及里， $\gamma_N$  相 N 浓度逐渐降低。450 °C 渗氮样品表层未检测到  $\alpha_N$  相，但剥至距表层 0.9  $\mu\text{m}$  时，出现了  $\alpha_N$  相衍射峰。随着剥层深入，虽然渗层中的  $\alpha_N$  对应的  $\alpha(110)$  衍射峰没有明显的偏移，但是衍射峰峰形逐渐尖锐。 $\alpha_N$  衍射峰变化特征说明  $\alpha$  相中也溶入少量的 N，并在  $\alpha$  相中形成了固溶体。上述剥层 XRD 结果表明，450 °C 渗氮层的相组成由表及里为  $\gamma_N \rightarrow \gamma_N + \alpha_N$  (少量)。在渗氮过程中，可能发生的相转变为： $\gamma + [N] \rightarrow \gamma_N$  和  $\alpha + [N] \rightarrow \alpha_N$ 。由于 N 为扩大  $\gamma$  相区的元素<sup>[17]</sup>，故随着 N 含量增多， $\alpha_N$  有向  $\gamma_N$  转变的趋势。

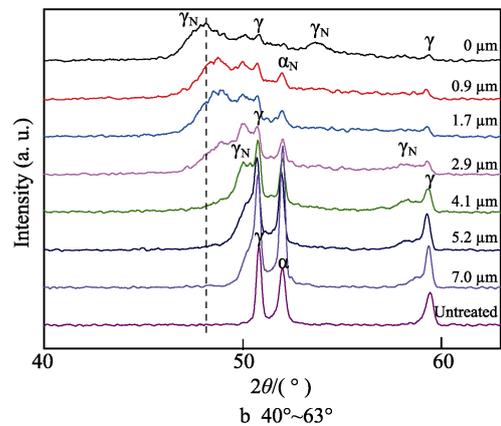
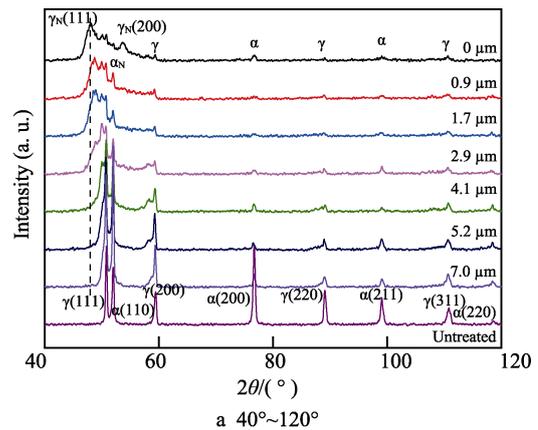


图 7 450 °C 渗氮样品不同剥层深度渗层的 XRD 图谱  
Fig.7 XRD patterns of sample nitrided at 450 °C in different removal ranges

550 °C 渗氮样品不同剥层深度渗层的 XRD 图谱如图 8 所示。550 °C 渗氮最表层由 CrN 和  $\alpha_N$  相组成，

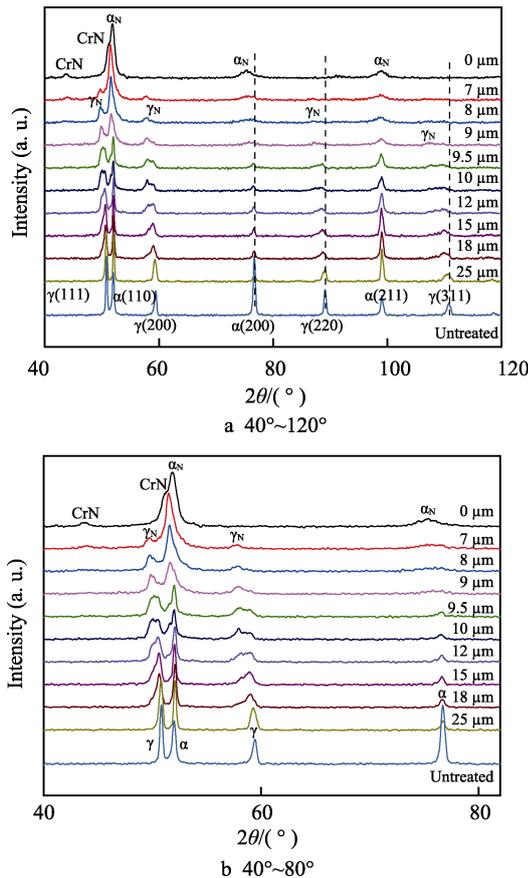


图 8 550 °C 渗氮样品不同剥层深度渗层的 XRD 图谱  
Fig.8 XRD patterns of sample nitrided at 550 °C in different removal ranges

在距离表面约 7 μm 时, CrN 峰消失, 这表明 CrN 相主要存在于渗层深 0~7 μm 之间。同时在距离表面约 7 μm 处, γ<sub>N</sub> 相衍射峰出现。550 °C 渗氮样品 0~7 μm 不同剥层深度渗层的 XRD 图谱 (见图 9) 出现了不同于 450 °C 渗氮层的特征。随着剥层的进行, α<sub>N</sub> 相对应的衍射峰峰位逐渐向低角度偏移, 这表明 α<sub>N</sub> 点阵常数变大, 也即从渗氮表层至 7 μm 渗层厚度范围内, α 相中的 N 含量逐渐增多。观察 550 °C 渗氮样品 7~25 μm 剥层 XRD 图谱可明显看出, γ<sub>N</sub> 和 α<sub>N</sub> 相的衍射峰逐渐向高角度侧偏移, 峰强逐渐降低。这说明距表面 7 μm 至基体渗层厚度范围内, γ 相和 α 相中的 N 含量逐渐降低。从上述剥层 XRD 结果可知, 550 °C 渗氮层的相组成由表及里为 CrN+α<sub>N</sub>→α<sub>N</sub>+γ<sub>N</sub>。在 550 °C 渗氮过程中, 发生的相转变为: 首先发生 α+[N]→α<sub>N</sub> 和 γ+[N]→γ<sub>N</sub>, 即 N 固溶于 γ 相和 α 相中; 随着 N 含量增加, 接着发生 α<sub>N</sub>+ [N]→CrN+α<sub>N</sub>' (α<sub>N</sub>' 点阵常数介于 α<sub>N</sub> 和 α 之间) 以及 γ<sub>N</sub>+ [N]→CrN+α<sub>N</sub>, 即膨胀铁素体分解为 CrN 相和点阵常数较小的膨胀铁素体, 膨胀奥氏体分解为 CrN 相和膨胀铁素体。γ 为面心立方结构, α 为体心立方结构, 体心立方结构的致密度比面心立方结构的致密度小, N 原子较易迁移。有研究表明<sup>[18]</sup>, 527 °C 时, N 在 α 中的扩散系数比在 γ 中的扩散系数约大 1500 倍。依据铁氮相图

可知, N 在 γ 中溶解度较大, 最大溶解度为 2.8% (质量分数)。渗氮过程中, N 易固溶于 γ, 而在 α 中溶解度小, 最大溶解度为 0.1%, 且 N 和 Cr 亲和力较大, 极易与 α 中的 Cr 结合形成 CrN 相。α<sub>N</sub> 相中的 N 含量减少, 从而形成点阵常数更小、更为稳定的 α<sub>N</sub>', 因此发生 α<sub>N</sub>+ [N]→CrN+α<sub>N</sub>'。上述分析结果表明, 随着氮含量的增加, 550 °C 渗氮过程中发生了 γ<sub>N</sub>+ [N]→CrN+α<sub>N</sub>, 而并未出现 γ<sub>N</sub>+ [N]→CrN+γ<sub>N</sub>' (γ<sub>N</sub>' 氮含量相对 γ<sub>N</sub> 较少)。这种现象可以依据德龙 (DeLong) 公式得出的舍弗勒型 (Schaeffler-type) 组织图解释<sup>[12]</sup>, 当材料的 Cr 以及 Ni 当量不同时, 将会落在不同的组织区域。未处理的 F51 不锈钢 Cr 当量和 Ni 当量位于组织图的 γ+α 区域, 而经 550 °C 渗氮处理后, 由于渗层中 CrN 相的析出导致 Cr 当量降低, 渗层组织区域的 Cr 当量可能位于 M 区, 导致渗层中出现 α<sub>N</sub> 相。

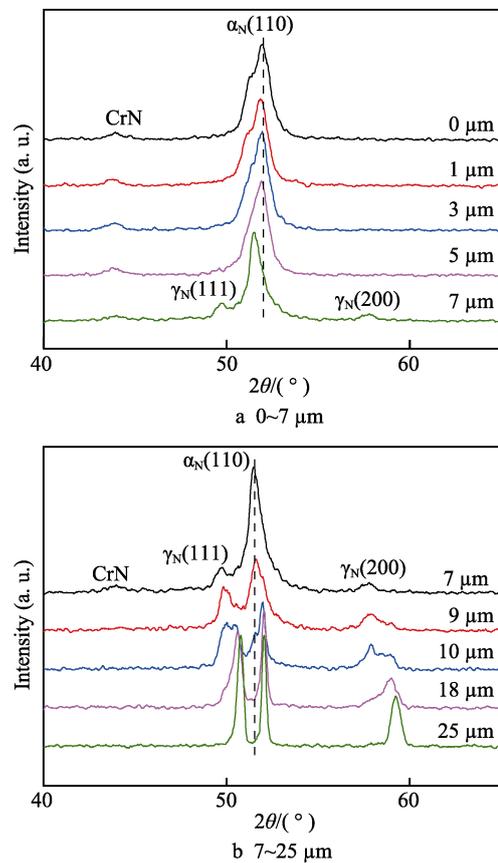


图 9 550 °C 渗氮样品 0~25 μm 不同剥层深度渗层的 XRD 图谱  
Fig.9 XRD patterns of sample nitrided at 550 °C in 0-25 μm of different removal ranges

### 2.3 显微硬度

不同载荷下, 渗氮样品表面和基体硬度如图 10 所示。基体平均硬度为 275HV, 与基体硬度相比, 450 °C 以及 550 °C 渗氮样品的表面硬度均有较大提高, 且 550 °C 渗氮层表面硬度比 450 °C 渗氮层高。

550 °C 渗氮层存在的硬质相 CrN 对其硬度提高有重要作用。此外,从图 10 中可以看出,随着载荷增加,450 °C 渗氮层硬度逐渐降低。这主要是由于 450 °C 渗氮层较薄,在大载荷作用下,较软的基体对硬度值测定结果有较大的贡献。由于 550 °C 渗氮层较厚,表面显微硬度几乎不受基体的影响,不同载荷下硬度值变化不大。

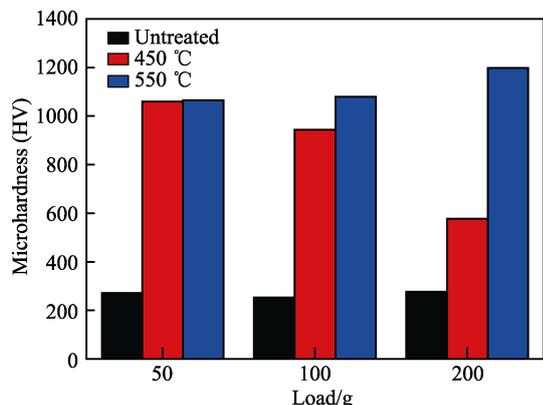


图 10 不同载荷下的渗氮样品表面硬度和基体硬度  
Fig.10 Surface hardness of nitrided samples and harness of untreated samples under different loads

示。从图 11 中可见,与基体样品相比,渗氮样品摩擦系数波动幅度较小,这说明渗氮处理对不锈钢表面的摩擦磨损行为有很大程度的影响。测得基体的摩擦系数为 0.71,450、550 °C 渗氮样品的摩擦系数分别为 0.24、0.17,与基体相比分别降低了 66.2%和 76.1%,表明渗氮层的摩擦磨损性能与未渗氮样品相比有较大提高。550 °C 渗氮样品的摩擦系数及其波动幅度稍低于 450 °C 渗氮样品,说明 550 °C 渗氮层耐磨性略高。

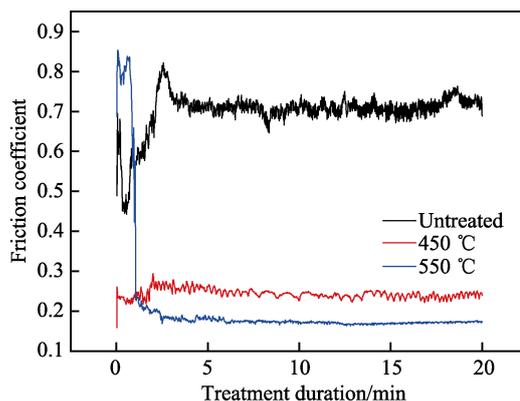


图 11 渗氮样品和基体摩擦系数曲线  
Fig.11 Friction coefficient curves of samples nitrided and untreated

### 2.4 耐磨性分析

在相同载荷 (500 g) 以及相同时间 (20 min) 下,渗氮样品和未渗氮样品的摩擦系数曲线如图 11 所

LSCM 拍摄的渗氮样品以及未渗氮样品表面磨痕如图 12 所示。可以看出,未渗氮样品表面发生了严重的磨损,而渗氮样品磨痕较浅,宽度明显变窄,

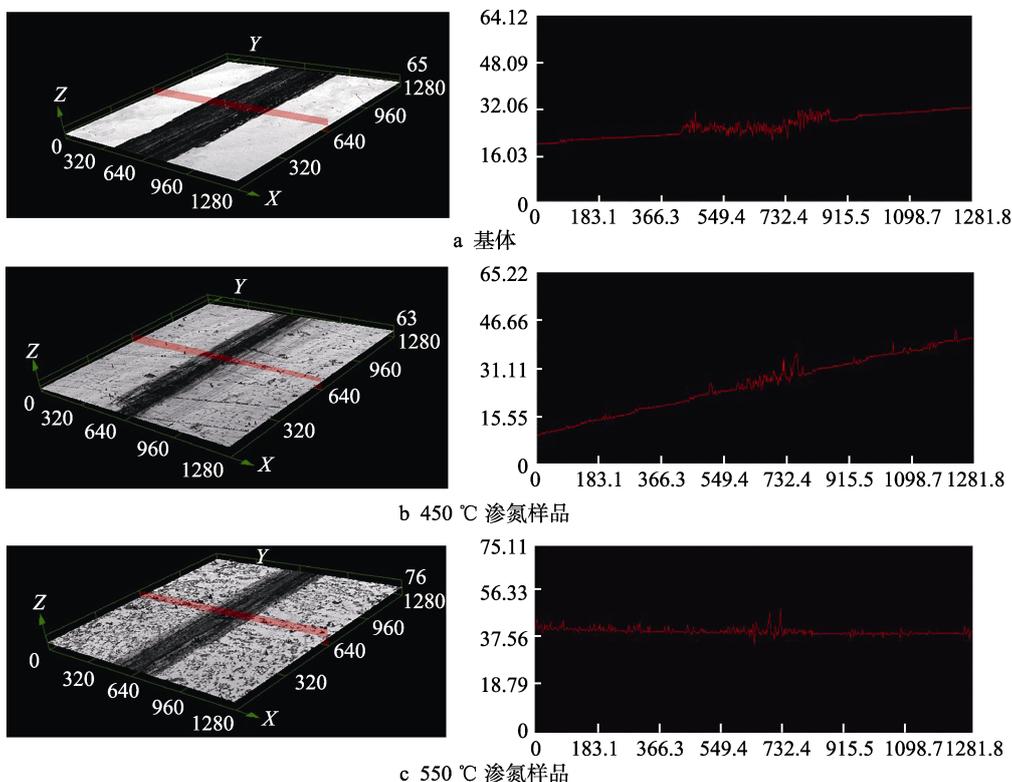


图 12 渗氮样品和基体磨痕三维图

Fig.12 Three-dimensional maps of samples nitrided and untreated: a) untreated sample; b) samples nitrided at 450 °C; c) samples nitrided at 550 °C

截面磨痕波动峰起伏程度较小。三种样品的磨痕宽度及深度见表 1, 其测量结果表明, 渗氮样品磨损量较基体小得多, 耐磨性得到较大提高。550 °C 渗氮样品磨损量比 450 °C 渗氮样品磨损量略多, 其脆性较大以及产生 CrN 硬质相是磨损加速的主要原因。

表 1 渗氮样品和基体磨损宽度及深度  
Tab.1 Width and depth of wear scar of samples nitrided and untreated

Samples	Width of wear scar/ $\mu\text{m}$	Depth of wear scar/ $\mu\text{m}$
Untreated	440.614	7.597
450 °C	295.386	3.272
550 °C	323.785	3.284

### 3 结论

1) F51 不锈钢 450 °C 渗氮层主要由  $\gamma_{\text{N}}$  相组成, 由表及里为  $\gamma_{\text{N}} \rightarrow \gamma_{\text{N}} + \alpha_{\text{N}}$  (少量), 渗层厚度约为 7  $\mu\text{m}$ 。

2) F51 不锈钢 550 °C 渗氮层主要由 CrN +  $\alpha_{\text{N}}$  相组成, 由表及里为 CrN +  $\alpha_{\text{N}} \rightarrow \alpha_{\text{N}} + \gamma_{\text{N}}$ , 渗层厚度约为 25  $\mu\text{m}$ 。

3) 450 °C 以及 550 °C 渗氮处理后, F51 双相不锈钢的表面硬度以及摩擦磨损性能显著提高, 磨痕深度和宽度大大降低。与未渗氮的 F51 不锈钢相比, 450 °C 以及 550 °C 渗氮样品摩擦系数分别降低了 66.2% 和 76.1%。

#### 参考文献:

- [1] CASTELETTI L C, NETO A L, TOTTEN G E. Nitriding of stainless steels[J]. Metallography microstructure and analysis, 2014, 3(6): 477-508.
- [2] 李杨, 何永勇, 朱宜杰, 等. 2Cr13 马氏体不锈钢活性屏离子渗氮技术[J]. 金属热处理, 2017, 42(5): 163-166. LI Yang, HE Yong-yong, ZHU Yi-jie, et al. Active screen plasma nitriding of 2Cr13 martensitic stainless steel[J]. Heat treatment of metals, 2017, 42(5): 163-166.
- [3] FERNANDES F A P, CASTELETTI L C, GALLO J. Microstructure of nitrided and nitrocarburized layers produced on a superaustenitic stainless steel[J]. Journal of materials and research and technology, 2013, 2(2): 158-164.
- [4] 陈康, 赵玮霖. 304 奥氏体不锈钢氮离子注入层的组织与性能研究[J]. 表面技术, 2011, 40(2): 18-20. CHEN Kang, ZHAO Wei-lin. Study on organization and performance of nitrogen ion implantation layer of 304 austenitic stainless steel[J]. Surface technology, 2011, 40(2): 18-20.
- [5] PINEDO C E, VARELA L B, TSCHIPTSCHIN A P. Low-temperature plasma nitriding of AISI F51 duplex stainless steel[J]. Surface and coatings technology, 2013, 232: 839-843.
- [6] ZHAO Y H, YU B H, DONG L M, et al. Low-pressure arc plasma-assisted nitriding of AISI 304 stainless steel [J]. Surface and coatings technology, 2010, 210: 90-96.
- [7] 王亮, 许晓磊, 于志伟, 等. 等离子体弧源奥氏体不锈钢低温离子渗扩氮研究[J]. 表面技术, 1999, 28(6): 17-19. WANG Liang, XU Xiao-lei, YU Zhi-wei, et al. Low voltage plasma arc source nitriding of stainless steel[J]. Surface technology, 1999, 28(6): 17-19.
- [8] 缪跃琼, 林晨, 高玉新, 等. 304 不锈钢低温离子渗氮及氮碳共渗处理[J]. 表面技术, 2015, 44(8): 61-64. MIAO Yue-qiong, LIN Chen, GAO Yu-xin, et al. Low-temperature plasma nitriding and plasma nitrocarburizing of 304 stainless steel[J]. Surface technology, 2015, 44(8): 61-64.
- [9] FEWALLA M P, MITCHELL D R G, PRIEST J M, et al. The nature of expanded austenite[J]. Surface and coatings technology, 2000, 131(1-3): 300-306.
- [10] XU X L, YU Z W, CUI L Y, et al. Microstructural characteristics of plasma nitrided layer on hot-rolled 304 stainless steel with a small amount of  $\alpha$ -ferrite[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2016, 47(2): 801-810.
- [11] DONG H. S-phase surface engineering of Fe-Cr, Co-Cr and Ni-Cr alloys[J]. International materials reviews, 2010, 55(2): 65-98.
- [12] BELL T. Surface engineering of austenitic stainless steel [J]. Surface engineering, 2002, 18(6): 415-422.
- [13] ALPHONSA J, RAJA V S, MUKHERJEE S. Study of plasma nitriding and nitrocarburizing for higher corrosion resistance and hardness of 2205 duplex stainless steel[J]. Corrosion science, 2015, 100: 121-132.
- [14] REIS R F, MALISKA A M, BORGES P C. Nitrogen surface enrichment of austenitic stainless steel ISO 5832-1 [J]. Journal of materials science, 2011, 46(3): 846-854.
- [15] MARCHEV K, COOPER C V, BLUCHER J T, et al. Conditions for the formation of a martensitic single-phase compound layer in ion-nitrided 316L austenitic stainless steel[J]. Surface and coatings technology, 1998, 99(3): 225-228.
- [16] WANG J, LIN Y H, ZHANG Q, et al. Effect of treatment time on the microstructure of austenitic stainless steel during low-temperature liquid nitrocarburizing[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2014, 45(10): 4525-4534.
- [17] CHEN T H, YANG J R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel[J]. Materials science and engineering A, 2002, 338(1-2): 166-181.
- [18] 胡赓祥, 蔡珣, 戎咏华. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2010: 154-155. HU Geng-xiang, CAI Xun, RONG Yong-hua. Fundamentals of materials science[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2010: 154-155.