

# 奥氏体不锈钢低温渗氮层的组织与耐磨性\*

王 亮, 许晓磊, 许 彬, 于志伟, 黑祖昆

(大连海事大学 材料工艺研究所, 辽宁 大连 116026)

**摘要:** 利用低压等离子体弧离子源在 350~450 °C 之间对奥氏体不锈钢进行快速渗氮表面强化, 在适当的工艺条件下, 处理 90 min 即可得到厚度 10 μm 左右的高硬度的氮过饱和奥氏体固溶体强化层。采用 X 射线衍射、电子探针及俄歇谱仪等对渗层进行结构分析表明, 在处理温度低于 450 °C 时, 渗层为单相氮过饱和奥氏体固溶体层, 表面氮可以达到 15%, 显微硬度达到 1 200HV, 与原基体材料相比, 耐磨性提高了 2~3 倍。

**关键词:** 低压等离子体; 渗氮; 奥氏体不锈钢; 耐磨性

**中图分类号:** TG156.82

**文章标识码:** A

**文章编号:** 1004-0595(2000)01-0067-03

奥氏体不锈钢作为重要的耐腐蚀材料广泛应用于各种腐蚀环境, 如化工及食品等工业中。但其硬度低, 耐磨性差, 在要求耐蚀而同时具有足够耐磨性能的情况下, 这种材料的应用就受到很大的限制。姚举禄等<sup>[1-3]</sup>利用离子束混合沉积和离子注入使 316 奥氏体不锈钢耐磨性显著提高, 也可通过化学热处理如离子渗氮和氮碳共渗<sup>[4]</sup>来提高各种钢铁材料的表面硬度, 改善耐磨性能, 但处理温度一般在 500 °C 以上。因为 Cr<sub>2</sub>N 的析出使基体耐蚀性能恶化, 限制了这一技术的应用。为解决这一问题, 近年发展了一些新的渗氮方法, 如用等离子体浸没离子注入 (PIII) 和射频 (RF) 等离子体离子渗氮等<sup>[5,6]</sup>对奥氏体不锈钢进行表面耐磨抗蚀强化, 并已取得了很大的进展。本研究采用低压等离子体弧离子源离子氮化方法, 具有设备简单, 工艺稳定, 表面氮浓度高及渗速快等特点。

## 1 试验方法

基体材料采用 1Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢, 表面用砂纸磨光。用自制的等离子体源离子镀和离子渗扩处理炉进行低温氮化。本底真空度  $2.6 \times 10^{-2}$  Pa。试验条件: 工作真空度为 0.1~3.0 Pa, 实际采用真空度 0.4 Pa, 氮氢混合气工作气源 N<sub>2</sub>: H<sub>2</sub> 为 8:1, 温度范围 350~480 °C, 时间 90 min, 试样表面离子流密度 0.3 mA/cm<sup>2</sup>, 电压 0.8~1.0 kV, 样品随炉冷却。用 DMax-rA 型 X 射线衍射仪分析渗层相结构, LAS-3000 型表面分析系统分析表面元素分布,

JCXA-733 型电子探针测定渗层氮含量, MH-6 型显微硬度计测量渗层硬度 (载荷 1 N)。在无润滑条件下, 渗氮和未渗氮试样的摩擦磨损试验在球-盘式摩擦磨损试验机上进行, 球为  $\Phi 2.8$  mm 的 GCr15 淬火钢球, 硬度为 62~63HRC, 载荷 20 N, 时间 20 min。

## 2 结果与讨论

### 2.1 渗层相组成

不同温度条件下渗氮层金相组织见图 1。可见: 在其他条件不变的情况下, 渗氮层深度随处理温度的提高显著增加。350 °C 和 420 °C 渗氮层呈现均匀的白亮色, 显示出比基体好的耐蚀性, 该白亮层为氮过饱和奥氏体固溶体 ( $\gamma$  相); 当处理温度升至 460 °C 时, 渗层厚度剧增, 但渗层呈灰黑色, 且耐蚀性严重恶化, 原因是在较高温度下渗氮时, 一方面 N 元素扩散加剧, 渗层变厚; 另一方面基体中的合金元素迁移能力增强, 而 Cr 与 N 具有很强的亲合性, 极易结合形成 Cr<sub>2</sub>N, 造成基体贫 Cr 而使抗蚀能力下降。

图 2 为不同温度下渗氮层表面 X 射线衍射图谱。可见: 低温下渗层浅, 衍射峰中除渗层相的衍射峰外, 也出现了基体奥氏体的衍射峰, 渗层衍射峰与基体衍射峰成对出现, 即伴峰现象; 渗层衍射峰都出现在低角度处, 面间距较相应基体面间距大。正是基于这一现象, 有人认为渗层是具有面心立方结构的 N 过饱和奥氏体固溶体, 因为 N 的固溶造成晶格膨胀, 面间距变大<sup>[7]</sup>; 随温度升高渗层加厚, 超过 X 射线穿

\* 辽宁省自然科学基金资助项目。

1999-02-01 收到初稿, 1999-07-26 收到修改稿/本文通讯联系人王亮

王 亮, 男, 38 岁, 副教授, 目前主要从事等离子体材料表面强化研究

透深度,所以仅出现渗层衍射峰,与低温渗氮样品相比,峰位移动明显较大,表明渗层中氮浓度增大.如果在450℃以上渗氮,渗层中极易形成CrN析出使渗

内,420℃渗氮样品中N原子含量(以质量分数计,下同)保持在15%以上,且分布较均匀,同一样品用电子探针分析测得表面N含量为13%~14%,与AES结果相近.这一结果与目前文献报道的渗氮层N含量相比略高<sup>[9,10]</sup>.N含量高意味着同样处理时间内得到的渗层深,同时在奥氏体中的过饱和固溶度提高,固溶强化效果好,得到具有更高硬度强化层.这在前面渗层断面金相观测中业已证实.因此,本文所采用的渗氮方法具有明显的优点.

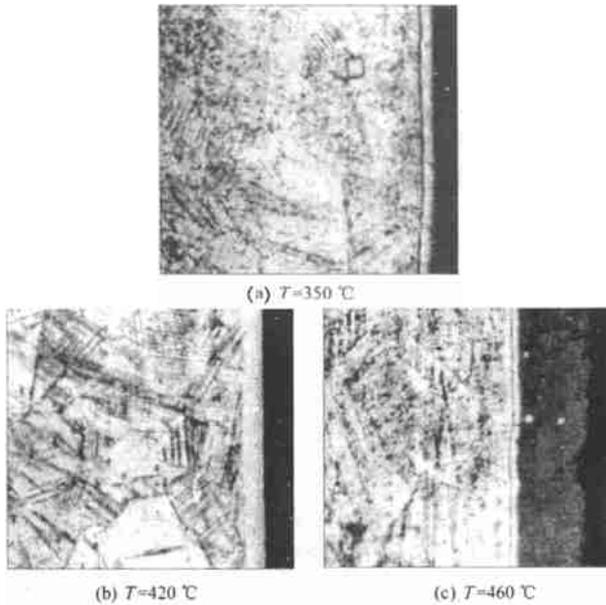


Fig 1 Optical micrographs of stainless steel cross-section nitrided at different temperatures (320×)

图1 不同温度下渗层的金相显微组织(×320)

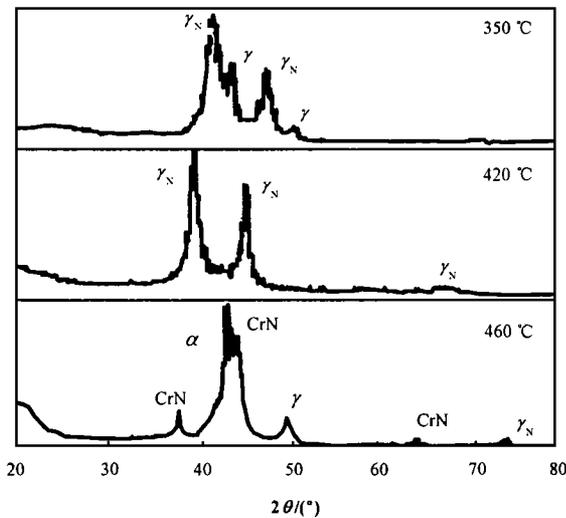


Fig 2 X-ray diffraction patterns of stainless steel nitrided at different temperatures

图2 不同温度下渗氮样品的X射线衍射图谱

层耐蚀性下降.本研究中渗层中CrN析出的临界温度约450℃.这与文献[8,9]的报道结果相同.

### 2.2 渗层硬度和渗层成分分析

在350℃、420℃和460℃下处理试样的硬度分别为700HV,1280HV和1250HV,与未处理试样硬度250HV相比提高约5倍.图3为渗层中N元素沿渗层深度AES分析结果.可见,在分析深度范围

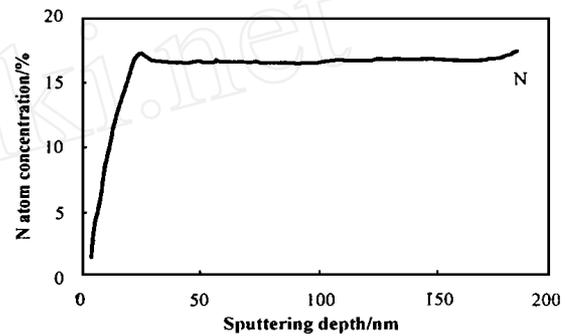


Fig 3 AES composition profiles of nitrided layer

图3 420℃渗氮层样品表面成分AES剖面图

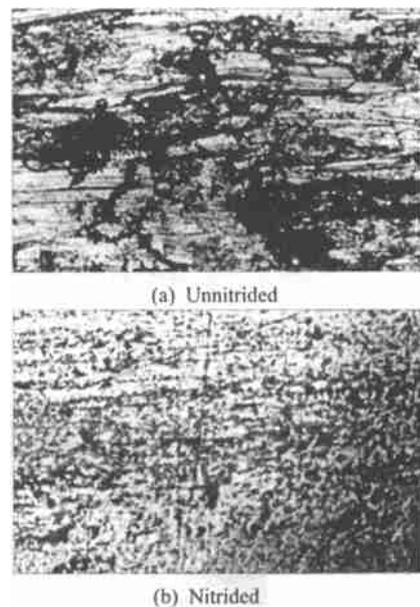


Fig 4 Optical micrographs of worn surface of disc (100×)

图4 420℃下2种试样的磨痕表面形貌(×100)

### 2.3 磨损性能

在同样试验条件下对420℃渗氮和未渗氮样品进行磨损对比试验,并用表面轮廓仪和光学显微镜分析其磨损表面形貌,其结果见图(4和5).可见:与未渗氮样品相比渗氮样品磨痕表面比较平滑,磨痕非常浅,磨损轻微,磨损体积损失约0.12mm<sup>3</sup>,摩擦系数约0.15;未处理样品磨痕很粗糙,磨损体积损失约

0.31 mm<sup>3</sup>, 摩擦系数约为 0.50, 且擦伤严重, 磨痕边缘的突起表明塑性变形严重; 渗氮后的耐磨性能比未渗氮的提高了 2~3 倍。这表明奥氏体不锈钢经过离

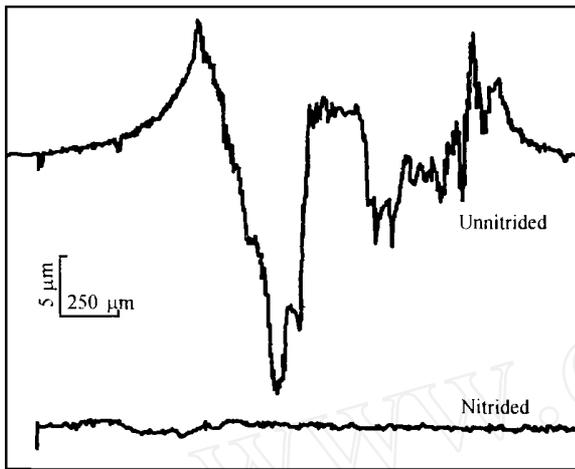


Fig 5 Surface profilometry of wear track  
图 5 420 °C 下 2 种试样的磨痕轮廓

子渗氮后耐磨性得到显著提高。与此同时, 原始材料表面在外加载荷作用下发生塑性变形、粘着和撕裂, 渗氮后的样品的磨损损伤则显著减轻。其主要原因是具有较高硬度的氮过饱和固溶体使材料表面得到有效的强化。因此在较低温度下利用本文所述的离子渗氮方法可以对奥氏体进行高效表面耐磨强化处理。

### 3 结论

低压等离子体弧源离子渗氮是一种有效的奥氏体不锈钢表面强化方法。在 420 °C 下处理 90 min 所

得渗层厚度 10 μm, 表面 N 原子含量达到 15% 以上。所获得的高硬度表面渗氮层由氮在奥氏体中的过饱和固溶体组成, 耐磨性比未处理样品提高 2~3 倍。

### 参考文献

- [1] 姚举禄, 高美珍, 史迹, 等. 离子束混合铝/铁双层膜表面改性[J]. 摩擦学学报, 1995, 15(2): 110~107
- [2] 王天民, 靳彩霞, 高美珍, 等. 离子注入 316 奥氏体不锈钢表面改性研究[J]. 摩擦学学报, 1994, 14(4): 306~313
- [3] 强颖怀, 刘金龙, 葛世荣. 淬火-氮碳共渗复合处理 45 钢的组织结构及摩擦学性能[J]. 摩擦学学报, 1998, 18(3): 226~231
- [4] 王维洁, 顾惠东, 王天民. 一种不锈钢轴承钢离子束增强沉积表面的微观分析和摩擦学性能研究[J]. 摩擦学学报, 1997, 17(1): 11~16
- [5] Conrad J R, Radke J L, Dodd R A, et al. Plasma source ion-implantation technique for surface modification of materials[J]. J Appl Phys, 1987, 62: 4591~4596
- [6] Baldwin M J, Fewell M P, Haydon S C, et al. Rf-plasma nitriding of stainless steel[J]. Surf Coat Technol, 1998, 98: 1187~1191
- [7] Williamson D L, Davis J A, Wilbur P J. Effect of austenitic stainless steel composition on low-energy, high flux, nitrogen ion beam processing[J]. Surf Coat Technol, 1998, 103-104: 178~184
- [8] Collins G A, Hutchings R, Short K T, et al. Nitriding of austenitic stainless steel by plasma immersion ion implantation[J]. Surf Coat Technol, 1995, 74-75: 417~424
- [9] Chabica M E, Williamson D L, Wei R, et al. Microstructure and corrosion of nitrogen implanted A ISI 304 stainless steel[J]. Surf Coat Technol, 1992, 51: 24~29
- [10] Wei R, Vajo J J, Matossian J N, et al. A comparative study of beam ion implantation and nitriding of A ISI 304 stainless steel[J]. Surf Coat Technol, 1996, 83: 235~242

## Structure and Wear-resistance of Ion-nitrided Austenitic Stainless Steel

WANG Liang, XU Xiao-lei, XU Bin, YU Zhiwei, HEI Zu-kun

(Institute of Metal and Technology, Dalian Maritime University, Dalian 116024, China)

**Abstract:** Austenitic stainless steel (1Cr18Ni9Ti) was nitrided using a low pressure plasma arc source in a temperature range of 350~450 °C. Under proper processing conditions, a hard wear-resistant surface is produced with the depth of the modified layer ranging from 2 to 10 μm. The nitrided layers were examined with optical microscopy, XRD, AES and EPMA. The results show that the nitrided layer consists of nitrogen-expanded austenite with significant supersaturation. The atomic concentration of N in the surface layer can reach 15% with a hardness of 1200HV<sub>0.05</sub>.

**Key words:** low pressure plasma; nitriding; austenitic stainless steel; wear-resistance