

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2015.03.001

经济型双相不锈钢的离子氮化及其组织结构和 腐蚀磨损性能^{*}

(英)李小英, 田林海, 窦文博, 林开杰, (英)董汉山

(英国伯明翰大学 冶金与材料学院, 英国 伯明翰 B15 2TT)

摘 要: 经济型双相不锈钢以其低廉价格、良好的力学及耐蚀性能的综合优势受到重视,但其硬度低,抗磨性能较差,限制了该合金的广泛应用。对 LDX2101 经济型双相不锈钢在 390 ℃到 480 ℃温度区间和 25% N₂ + 75% H₂ 气氛中离子氮化 10 h,研究了氮化改性层的组织结构、机械性能、耐蚀性以及干摩擦和腐蚀磨损性能。结果表明,离子氮化后可在 LDX2101 表面形成一层具有一定硬度的致密氮化层,氮化层厚度随处理温度升高由 5 μm 增加到 28 μm。表面原奥氏体和铁素体晶粒氮化后分别转化为 S 相 (γ_N)和针状 ε 相镶嵌其中的氮在铁素体中的过饱和相 α_N。氮化后 LDX2101 的表面硬度最高可提高 4 倍以上,干摩擦条件下的磨损量可降低 3 个数量级以上。干摩擦条件下氮化层的耐磨性取决于氮化层硬度和厚度,而在腐蚀介质中的磨损性能与氮化层耐蚀性相关。研究证明只有低温离子氮化(≤420 ℃)可提高 LDX2101 的腐蚀磨损性能。

关键词: 经济型; 双相不锈钢; 离子氮化; 组织结构; 腐蚀; 磨损

中图分类号: TG142.71; TG156.82

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2015)03-0001-09

Microstructure and Corrosion Wear Resistance of Plasma Nitrided LDX2101 Lean Duplex Stainless Steel

LI Xiao-ying, TIAN Lin-hai, DOU Wen-bo, LIN Kai-jie, DONG Han-shan

(School of Metallurgical and Materials, University of Birmingham, Birmingham B15 2TT, UK)

Abstract: Lean duplex stainless steels are valued for its hybrid advantages of low cost, and good mechanical and corrosion resistance properties. However, the low hardness and poor wear resistance of alloys limited their widespread applications. In this work, LDX2101 lean duplex stainless steel was plasma nitrided (PN) for 10 hours at temperatures ranging from 390 ℃ to 480 ℃ in a gas mixture of 25% N₂ + 75% H₂. The microstructures, mechanical properties, corrosion resistance, dry and corrosion wear resistance of the nitrided layers were investigated. The results showed that a hard and compact case can be generated by PN on the LDX2101 steel surface. The thickness of the nitrided layer increased with the treatment temperatures ranging from 5 μm to 28 μm. The original austenite and ferrite grains on the surface of LDX2101 are transferred respectively into S-phase (γ_N) and nitrogen saturated ferrite (α_N) with ε-Fe₃N needles. The surface hardness of LDX2101 can be improved by about 4 times and the dry wear area loss can be decreased by more than three orders of magnitude after nitriding. The dry wear resistance of the nitrided layer depends on the hardness and thickness of the layer, while the corrosion-wear property is closely related to the corrosion resistance of the layer. It is found that low temperature (≤420 ℃) plasma nitriding could effectively improve the corrosion-wear property of LDX2101 steel.

Keywords: lean; duplex stainless steel; plasma nitriding; microstructure; corrosion; wear

收稿日期: 2015-03-06; **修回日期:** 2015-04-22; **基金项目:** * EU FP7 (PIIF-GA-2012-327750); EPSRC UK (EP/J018252/1)

通讯作者: 李小英(1957-),女(汉),高级研究员,博士;研究方向:表面工程;Tel: 0044 (0)1214147105; E-mail: X.Li.1@bham.ac.uk

网络出版日期: 2015-05-07 16:01; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150507.1601.003.html>

引文格式: 李小英, 田林海, 窦文博, 等. 经济型双相不锈钢的离子氮化及其组织结构和腐蚀磨损性能 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(3): 1-9. Li X Y, Tian L H, Dou W B, et al. Microstructure and corrosion wear resistance of plasma nitrided LDX2101 lean duplex stainless steel [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(3): 1-9.

0 引言

双相不锈钢(Duplex Stainless Steel, DSS)具有比普通奥氏体不锈钢(ASS)更优的综合性能,其研发和应用已有二十多年的历史^[1]。但由于世界矿石资源的紧缺导致原材料价格的不断上涨,自2000年以来,研究者开始发展含低镍钼的经济型双相不锈钢(Lean Duplex Stainless Steel, LDSS),该合金利用氮元素取代镍的奥氏体化作用,有效降低成本同时兼具优异的机械性能和耐蚀性,成为替代传统奥氏体不锈钢的首选。该材料已逐渐在建筑工程、石油化工、海水淡化和核电等领域得到广泛应用^[2-4]。近年来围绕经济型双相不锈钢的成分设计、相变及其对耐蚀和机械性能的影响进行了一定的研究^[5-7],以典型的LDX2101为例,镍的质量分数仅为约1.5%,抗腐蚀(点蚀和缝隙腐蚀)性能优于AISI 304L奥氏体不锈钢^[8],强度($\sigma_s \geq 450$ MPa)是AISI 304L奥氏体不锈钢的两倍多(σ_s 为210 MPa)。但LDX2101合金和其它不锈钢材料类似,硬度低(≤ 290 HB),抗磨性较差,限制了其在摩擦条件下的广泛应用。

离子氮化是改善不锈钢表面硬度及抗磨性能的主要手段之一。但普通离子氮化温度大于500℃,会导致CrN析出而降低不锈钢的耐蚀性。低温离子氮化可在不锈钢表面形成氮在奥氏体中的过饱和固溶体(γ_N)层,也称为S相(S-phase)层。优化条件下形成的S相表面层可在不降低甚至提高耐蚀性的同时兼具高硬度(800~1300 HV)、良好耐磨性及抗疲劳性能^[9-12]。近年来已有研究将此项技术应用于2205等双相不锈钢的表面改性^[13-14],但用于经济型双相不锈钢表面处理的研究较少。文中在4种不同温度下对LDX2101经济型不锈钢进行离子氮化处理,研究和分析了氮化层的组织结构、机械性能、腐蚀和磨损性能。

1 材料与方法

试验使用的基材为Outokumpu公司提供的LDX2101双相不锈钢,其成分如表1所示。试样尺寸为20 mm×20 mm×10 mm,经由SiC水砂纸研磨后金刚石研磨膏抛光至表面粗糙度 $\leq 0.02 \mu\text{m}$,分别用肥皂水和丙酮清洗吹干后放入氮化炉内。

表1 LDX2101双相不锈钢的成分

Table 1 Composition of the LDX2101 duplex stainless steel ($w/\%$)

Steel name	Chemical composition					
	C	N	Cr	Ni	Mo	Others
LDX 2101	0.03	0.22	21.50	1.50	0.30	5Mn

离子氮化用设备为60 kW的KlÖckner离子氮化炉,选用离子氮化温度分别为390, 420, 450和480℃,对应试样标记为PN390、PN420、PN450和PN480。氮化气体为75% H₂+25% N₂,气压为400 Pa,氮化时间为10 h。

氮化完成后,试样沿截面制样,研磨和抛光后用50% HNO₃+25% HCl+25% H₂O腐蚀剂刻蚀,在JEOL-7000扫描电镜(SEM)上观测截面组织结构。LECO GDS-750辉光放电光谱仪(GDOES)分析氮化层的成分。Philips X'Pert X射线衍射仪(XRD)表征氮化层的相组成。用双束光SEM-FIB设备准备截面透射电镜(TEM)样品,FEI Tecnai F-20透射电子显微镜观察分析氮化层的精细结构。

显微硬度测试在Mitutoyo MVK-H1维氏硬度计上进行,每个硬度值至少测量5次,取平均值。同时对LDX2101基体上的氮化层在Nano Test 600(Micro Materials Ltd, Wrexham, UK)纳米压入仪上进行纳米压痕试验,压入时最大深度不超过0.8 μm,在90 μm×90 μm的区域共测试25个点,相邻点之间距离为15 μm,扫描电镜观测纳米压痕形貌,同时用仪器所附软件对表面的硬度分布进行定量表征。

电化学腐蚀试验采用标准的三电极测试体系在质量分数为3.5% NaCl溶液中进行,试样为工作电极,铂电极为辅助电极,饱和甘汞电极为参比电极,扫描速度为1 mV/s,扫描区间为-200 mV到+1200 mV,扫描开始前静置2 min以测量开路电位(OCP)。使用Sequencer V4软件记录和分析腐蚀数据。

LDX2101基体和离子氮化后试样在干摩擦和腐蚀介质(质量分数为3.5% NaCl溶液)中的磨损性能在往复磨损试验机上测试,摩擦配副为直径8 mm的WC/Co球,载荷为30 N和70 N,往复频率为1.12 Hz,轨道长度4 mm,磨损时间30 min。试验完成后用SEM观察分析磨痕形

貌, Ambios XP-200 3D 轮廓仪测量磨损轨道截面形貌并计算磨痕截面面积。每个磨损轨道在不同部位测量至少3次,然后取平均值。

2 试验结果

2.1 氮化层组织结构

图1为 LDX2101 双相不锈钢在4种不同温度下离子氮化处理10 h后的试样截面 SEM 形

貌。从图中可清楚地看到 LDX2101 不同温度离子氮化都形成了明显的氮化层。

随氮化温度从 390 °C 升高到 480 °C, 如图2所示, 氮化层厚度从 5 μm 增加到约 28 μm 。处理温度低于 450 °C 时, 如图 1(a) 和 (b) 所示, 试样 PN390 和 PN420 的氮化层结构致密, 对所用刻蚀剂表现出良好的耐蚀性。温度达到 450 °C 时, 如图 1(c) 所示, 由于氮在铁素体中的溶解度低于

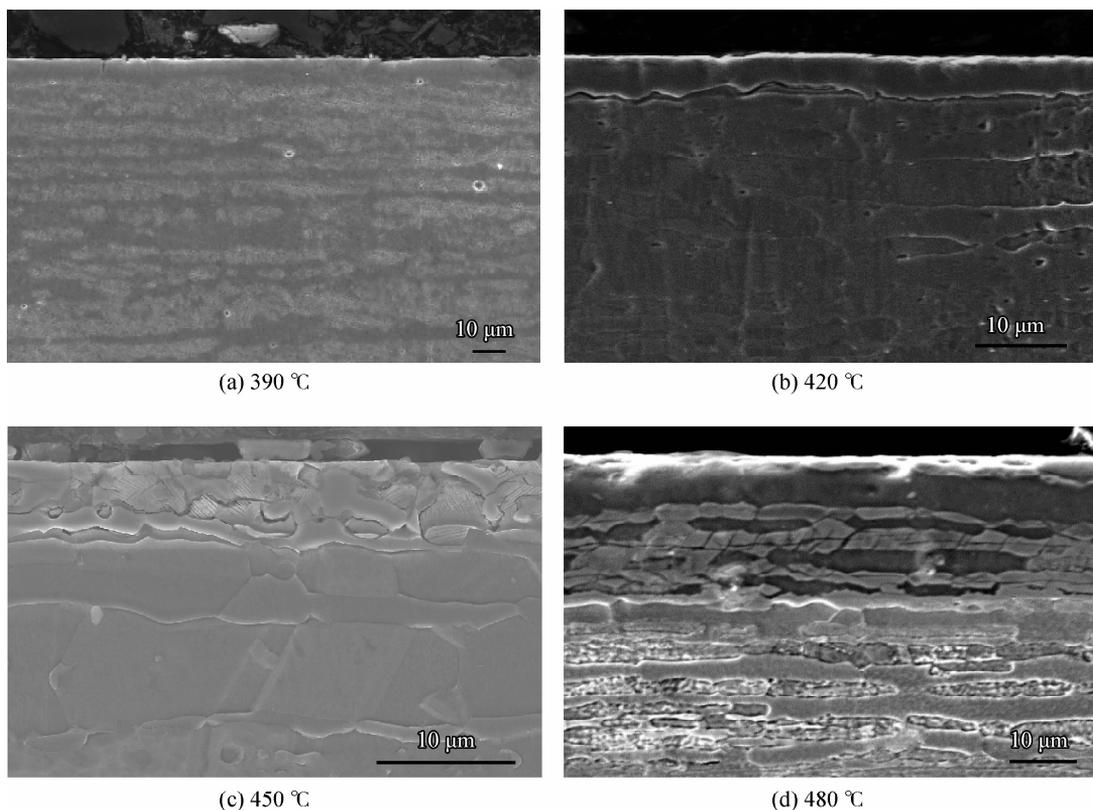


图1 LDX2101 在不同温度等离子氮化处理后的试样截面形貌

Fig. 1 Cross-sectional morphologies of the plasma nitrided LDX2101 samples under different temperatures

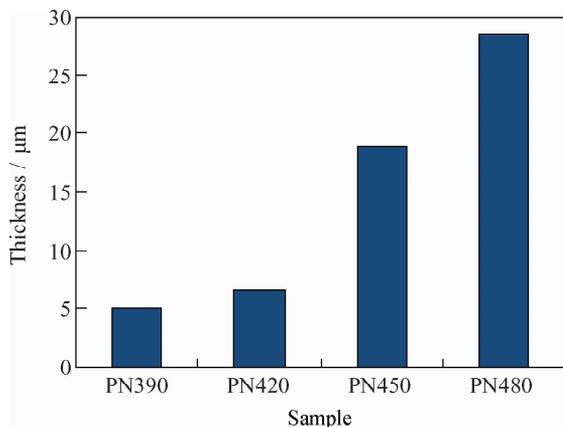


图2 LDX2101 离子氮化处理后的氮化层厚度

Fig. 2 Layer thickness of plasma nitrided LDX2101 samples

奥氏体^[15], 过饱和的氮易与 Cr 或 Fe 结合从原铁素体基体上析出 Cr 和 Fe 的氮化物, 使原铁素体基体上形成的氮化层耐蚀性下降。从图中还可以发现有些奥氏体基体上的氮化层在晶界处也出现了刻蚀。温度达到 480 °C 后, 原奥氏体基体上的氮化层表面出现了更多的点蚀和沿晶刻蚀, 铁素体基体上的氮化层刻蚀则更为明显, 表明氮化层耐蚀性继续下降。

2.2 氮化层成分

用 GDOES 测得的 LDX2101 在 450 °C 离子氮化后各元素沿层深分布如图 3(a) 所示。在 450 °C 氮化后表层氮的质量分数达到了约 3.9%, 随后

逐渐下降到约 3.0% 左右平台,并在约 12 μm 处氮含量迅速下降,到约 19 μm 时接近为零。Cr 和 O 的强亲和力导致不锈钢表面形成钝化膜使最表层 Cr 含量较基体稍高。碳元素在靠近氮化层与基体界面处出现一个小的峰,在奥氏体不锈钢经表面氮化处理后也有观察到此现象^[9],被认为是由于氮的扩散驱使碳向里迁移。

不同温度氮化后氮元素沿层深的分布如

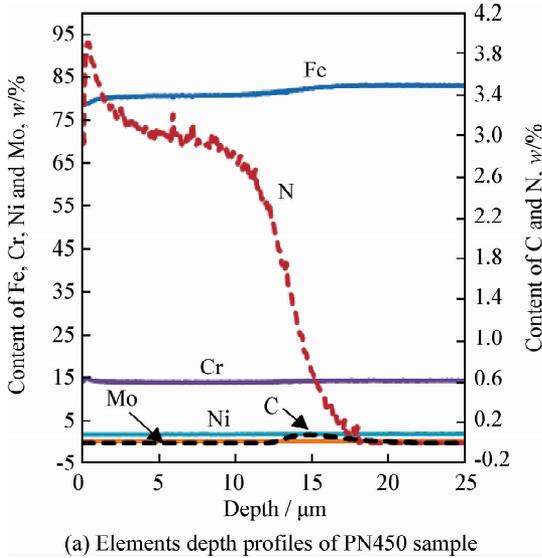


图 3(b) 所示。随氮化温度升高,氮扩散速率加快,扩散层变厚,与图 2 中测得的氮化层厚度基本一致。温度较低时氮化处理后的 PN390 试样表面氮的最高质量分数只有约 0.6%,然后快速下降。其它 3 种试样表面最高氮含量大致相同,其中 PN450 和 PN480 试样出现一个氮含量恒定(约 3.0%)的平台,跟奥氏体不锈钢低温氮化后的结果类似^[9]。

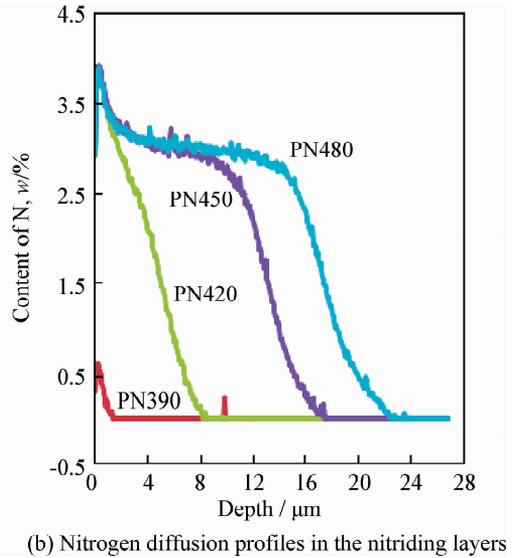


图 3 PN450 试样表面(a)及氮在各氮化层中(b)的元素沿层深分布

Fig. 3 Elements depth profiles of (a) PN450 sample and (b) every nitrided layers

2.3 氮化层相结构

图 4 比较了 LDX2101 基体(Untreated)以及不同温度离子氮化后的 XRD 图谱及相组成。LDX2101 基体为典型的铁素体-奥氏体双相不锈钢结构,主要由 α -Fe (BCC) 相和 γ -Fe (FCC) 两相组成。离子氮化后,衍射峰的数量增加并表现出明显的宽化特征。

在温度 ≤ 450 $^{\circ}\text{C}$ 时,氮化层主要由氮在 α -Fe 和 γ -Fe 中的过饱和和固溶体即 α_{N} 和 γ_{N} (S-phase) 组成,随温度升高,S 相的相对强度增加, α_{N} 相对强度略有减弱。同时 3 种处理条件下试样中都出现了 ε - Fe_3N 衍射峰,表明在氮化层中有 ε 相析出。当温度达到 480 $^{\circ}\text{C}$ 后,S 相向高角度偏移以及 γ 相的出现表明由于氮化物析出降低了氮在奥氏体中的固溶饱和度。同时氮在铁素体中的过饱和和固溶体即 α_{N} 的衍射峰亦不再明显,表明更多氮化物如 CrN 和 γ '- Fe_4N 等从固溶体中析出,导致铁素体中氮浓度的降低并使 α_{N} 还原为 α -Fe 相。

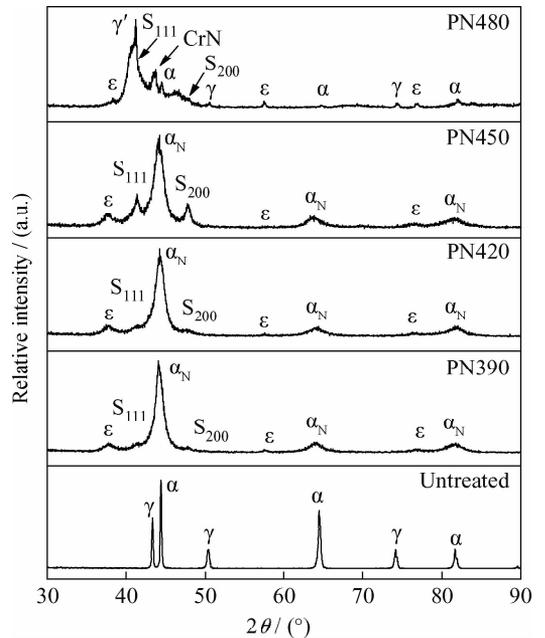


图 4 LDX2101 基体及其离子氮化后的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD patterns of the LDX2101 substrate and plasma nitrided samples

用 TEM 对 420 °C 氮化处理后原奥氏体和铁素体区的氮化层结构进行了详细表征,图 5 为 TEM 图片及相应选区电子衍射花样。从图中可以看出,原奥氏体区(左)氮化后仍为 FCC 结构($B \cdot 110$),计算得到的晶格常数 $a=0.365 \text{ nm}$,明

显高于奥氏体的晶格常数($a=0.360 \text{ nm}$),说明形成了氮在奥氏体中的过饱和固溶体即 S 相。而原铁素体区(右)氮化后形成了氮在 $\alpha\text{-Fe}$ (FCC)中的固溶体 α_N 和针状的 $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ 。由于处理温度较低,未见 CrN 的析出。

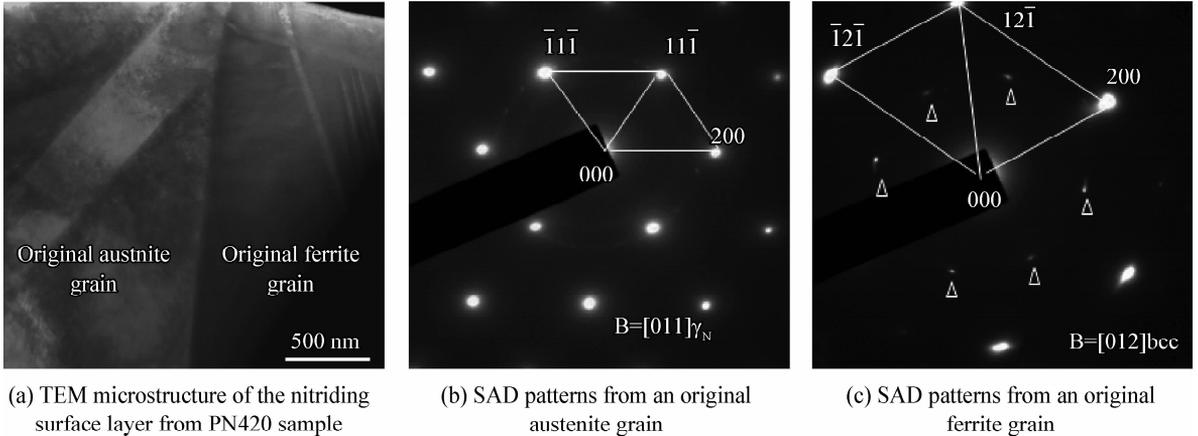


图 5 PN420 试样原奥氏体(左)和铁素体(右)区氮化层的 TEM 照片及其对应选区电子衍射(SAD)花样

Fig. 5 TEM microstructure of nitriding surface layer from LDX 2101 PN420 sample and corresponding SAD patterns

2.4 氮化层硬度

LDX2101 基体及不同温度离子氮化后试样的表面硬度如图 6 所示。离子氮化后表面硬度较基体显著提高,且随离子氮化温度升高,表面硬度增加更多,其中 PN450 和 PN480 试样的表面硬度都超过了 1 500 $\text{HV}_{0.05}$,较基体硬度提高 4 倍以上。温度为 390 °C 氮化试样氮化层薄,表面氮含量较低,所以测得的表面硬度较低。PN420 试样虽然表面氮含量与 PN450 和 PN480 试样基本相同,但氮化层较薄,在所用载荷下测得的硬度为氮化层与基体的复合硬度,硬度值较其它两种试样低。温度超过 420 °C 氮化后,氮化层厚度增加,同时由于 S 相的增加和 CrN 等硬质相的析出使得表面硬度值升高显著。

LDX2101 具有典型的铁素体-奥氏体双相组织,氮化过程中氮在两相中的扩散速度和溶解度不同^[15-16],使得表层氮含量和相结构不同。为了检测不同相区氮化层的硬度分布,对温度 420 °C 氮化后的 LDX2101 即 PN420 试样进行了方阵纳米压入。图 7(a) 为压痕 SEM 形貌及每个压痕对应的纳米硬度值,图 7(b) 为对应的硬度分布图(Hardness map)。表 2 为对应于图 7(b) 中低硬度区 A 和高硬度区 B 的 EDS 成分。可见双相组织不锈钢氮化后的表面硬度并不均匀,在所测区

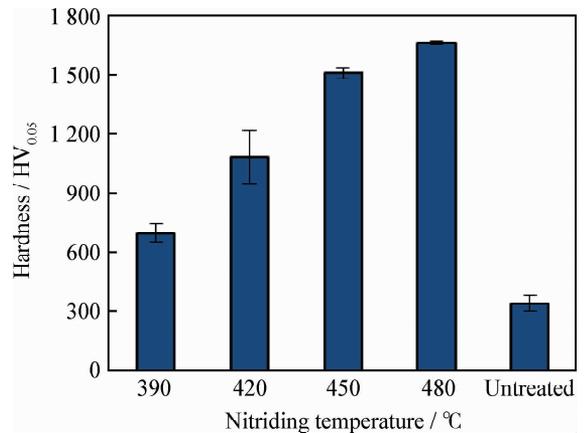


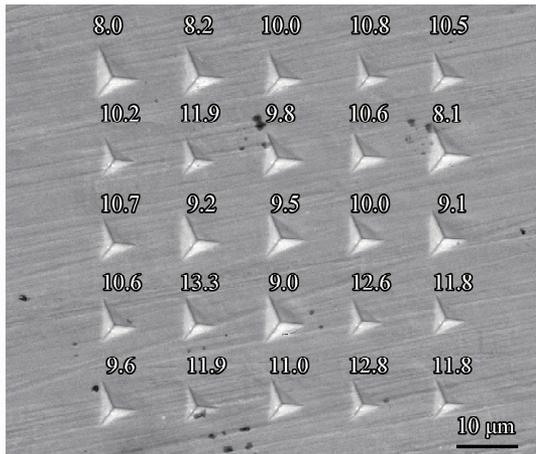
图 6 LDX2101 基体及其不同温度离子氮化后试样的表面硬度

Fig. 6 Surface hardness of the untreated and nitrided LDX2101 samples at different temperatures

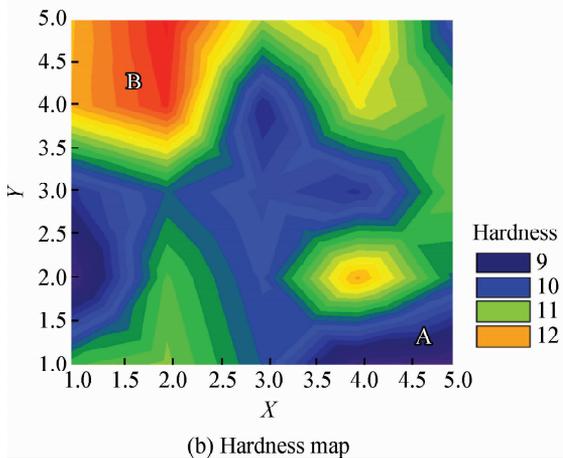
域内最大硬度可达到 12.8 GPa,最小硬度值为 8 GPa。对应于不同硬度区域的 EDS 成分分析结果显示,高硬度区域 B 比低硬度区 A 具有更高的 Cr/Ni 比,表明高硬度区为原铁素体相区形成的氮化层而低硬度区为原奥氏体相区形成的氮化层。

2.5 耐腐蚀性能

LDX2101 及其氮化后在 3.5% NaCl 溶液中电化学腐蚀试验得到的阳极极化曲线如图 8 所示。



(a) SEM image of Nano-indentations



(b) Hardness map

图7 PN420试样的表面纳米压痕形貌及对应纳米硬度值和硬度分布

Fig. 7 SEM image of nano-indentations with hardness values and hardness map of the PN420 sample

表2 对应于低硬度区A和高硬度区B的成分

Table 2 EDX analysis in area 'A' and 'B', as denoted

Spot	$w_{Cr}/\%$	$w_{Ni}/\%$	Cr/Ni	Hardness/GPa
A	21.52	1.65	13.04	8.00
B	23.36	0.92	25.40	11.80

LDX2101基体相对于参比电极的腐蚀电位和点蚀电位分别为 -240 mV和 350 mV,离子氮化处理后,PN390和PN420试样的腐蚀电位(-230 mV)与基体接近,而温度超过 420 °C氮化处理后试样的腐蚀电位降低。温度低于 450 °C离子氮化处理后试样的点蚀电位较基体有明显提高,同时这两种试样有明显的钝化区。而温度高于 420 °C氮化后的两种试样即PN450和PN480几乎没有钝化区,阳极极化开始后,腐蚀

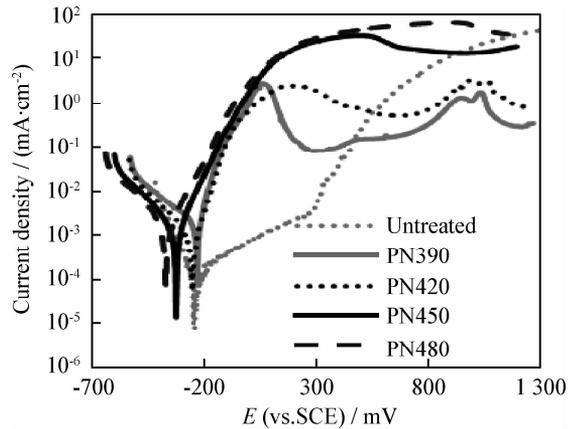


图8 LDX2101基体及其离子氮化后的阳极极化曲线
Fig. 8 Polarization curves for untreated and plasma nitrided LDX2101 samples

电流密度快速升高,钝化电流密度较前两种试样升高一个数量级。

2.6 氮化层抗磨性能

图9为干摩擦条件下LDX2101基体及其离子氮化后试样与WC/Co球在 30 N和 70 N载荷下往复磨损 30 min后测得的磨痕轮廓截面面积。所有氮化试样往复磨损 30 min后的磨损量都较LDX2101基体明显降低,其中低温氮化试样(PN390和PN420)在低载荷(30 N)下的磨损量较基体下降3个数量级,而另两种氮化试样的磨损量低至难以测得。载荷增加到 70 N后,PN450和PN480仍表现出良好的抗磨性,但低温(≤ 420 °C)氮化试样磨损深度已深入到基体,磨损量较 30 N载荷下大幅度增加,抗磨性明显下降。

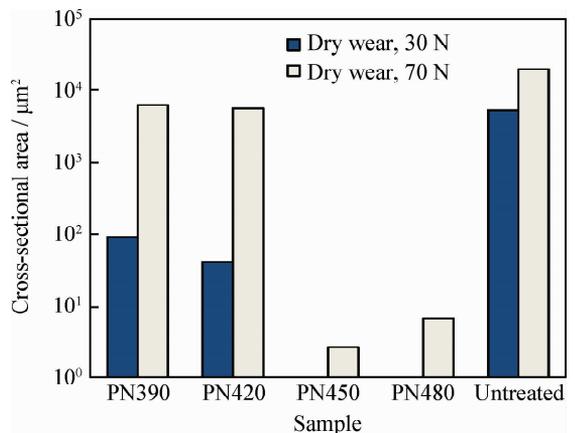


图9 干摩擦条件下LDX2101双相不锈钢及其离子氮化后试样的磨痕截面面积

Fig. 9 Cross-sectional area of the dry wear scar for LDX2101 duplex stainless steel and plasma nitrided samples

图 10 为载荷 30 N 时未处理(Untreated)和 PN420 试样以及 70 N 载荷下 PN480 试样的磨痕轨道形貌。基体试样的磨痕很宽,表面出现了明显的犁沟和剥落坑,说明发生了磨粒磨损和粘

着磨损;PN420 的磨痕很浅,没有粘着磨损的特征,仅表现为轻微的磨粒磨损;70 N 载荷下 PN480 试样的磨痕同样很窄很浅,归因于其较高的表面硬度与较厚氮化层提供的高承载能力。

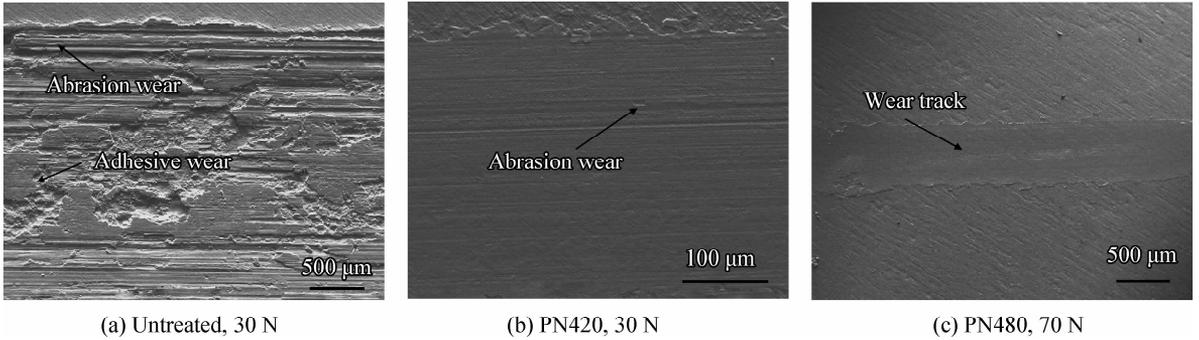


图 10 LDX2101 基体和离子氮化后试样在不同载荷干摩擦条件下的磨痕形貌

Fig. 10 Dry wear track images of the untreated LDX2101 and nitrided samples under different loads

图 11 为 LDX2101 基体及其不同温度氮化后试样在 3.5% NaCl 溶液中用载荷 70 N 磨损 30 min 后的磨痕截面面积变化,与图 9 相比,在腐蚀介质作用下试样的磨损与干摩擦条件下明显不同,LDX2101 基体以及在温度 ≤ 420 °C 氮化试样的磨损量较干摩擦时磨损量降低一个数量级以上,与基体 LDX2101 相比,低温 (≤ 420 °C) 离子氮化后试样即 PN420 的腐蚀磨损性能显著提高。在干摩擦条件下表现良好的 PN450 和 PN480 试样在腐蚀介质中的磨损量却明显增加,其中 PN480 试样在腐蚀介质中的磨损最为严重。

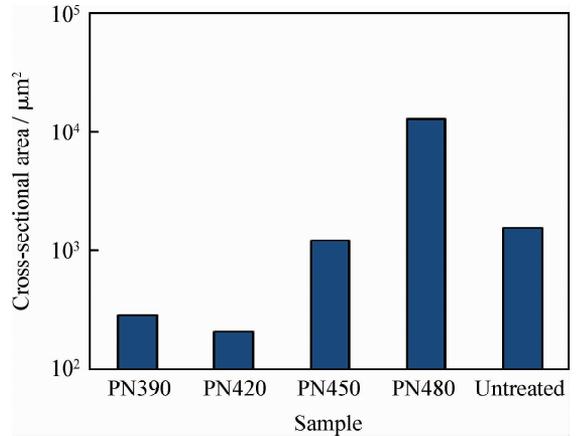


图 11 腐蚀介质中 LDX2101 双相不锈钢及其离子氮化后试样磨损后磨痕截面面积

Fig. 11 Cross - sectional area of the wear scar for LDX2101 lean duplex stainless steel and plasma nitrided samples after wear test in corrosion media

图 12 为腐蚀磨损后试样表面的轨道形貌 SEM 照片。基体试样(Untreated)表面除了由于磨粒磨损产生的犁沟外,还有一些点蚀坑,没有出现如图 10(a) 所示的干摩擦条件下由于粘着磨损引起的剥落。420 °C 氮化后试样的磨痕表面

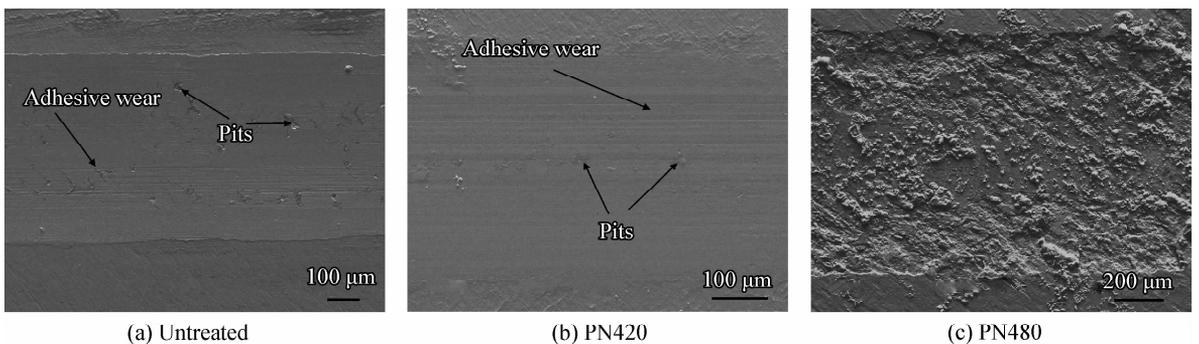


图 12 LDX2101 双相不锈钢及离子氮化后试样在 3.5% NaCl 溶液中磨损后的磨痕形貌

Fig. 12 Wears scar morphologies of the LDX2101 duplex stainless steel and plasma nitriding samples after wear in 3.5% NaCl solution

只有少量细小的点蚀坑,磨损量较基体明显降低。相反,480℃氮化试样 PN480 表面的氮化层几乎完全剥落,磨损量急剧升高。

3 分析与讨论

3.1 经济型双相不锈钢中 S 相的形成

众所周知,奥氏体不锈钢(ASS)低温等离子体或气体氮化(或渗碳)可在表面形成面心立方结构(FCC)的氮(或碳)在奥氏体中的过饱和固溶体,即 S 相(S-phase)^[9]。正是由于这层无 Cr 的氮化物析出的单一的 S 相的形成,才保证了经处理后奥氏体不锈钢后可在不降低甚至提高耐腐蚀性的同时获得具有高硬度和良好耐磨性能。

相对来讲,双相不锈钢(DSS)的低温离子氮化方面的研究较少。一些研究者^[15, 17-18]基于 XRD 分析认为类似于 ASS, DSS 低温离子氮化后也可在表面形成单一的 S 相。由于氮为奥氏体化元素(其形成奥氏体的能力与碳相当,约为镍的 30 倍), DSS 表面的铁素体在低温氮化过程中先转化为奥氏体,然后形成 S 相。这就意味着双相不锈钢低温氮化过程中不管是原 FCC 结构的奥氏体还是 BCC 结构的铁素体都会转化为 S 相。

经济型双相不锈钢也用氮替代镍的奥氏体化作用形成奥氏体和铁素体双相结构,但离子氮化后的 XRD 分析结果(图 4)与文献^[15]等的研究截然不同。在温度低于 480℃氮化时,尽管 XRD 曲线中有 S 相衍射峰,但同时强 α_N 衍射峰的出现表明低温离子氮化时形成了氮在 BCC 铁素体中的固溶体。由此说明,经济型双相不锈钢低温氮化时 BCC 结构的铁素体并不会由于氮的渗入而转化为奥氏体,Chiu L H 等^[19-20]的关于双相不锈钢 2205 的氮化研究也得到了类似的结果。进一步从图 5 的 TEM 详细分析结果说明,低温氮化时原奥氏体相由于 N 的渗入转化为 S 相,而原铁素体区域形成了氮在 α -Fe 中的固溶体(α_N)和针状 ϵ -Fe₃N 相。

3.2 LDX2101 钢氮化后摩擦学性能

双相不锈钢是钢铁组织复合化的典型代表,它具有较奥氏体不锈钢中更优异的力学和耐腐蚀性能,作为一种重要的结构材料成为管道等过流部件的优选材料。由于服役工况恶劣,易产生严重的冲刷腐蚀和汽蚀现象,不仅要求双相不锈钢具有高的表面硬度和抗磨性,而且腐蚀磨损性能

亦成为关注的重点^[6, 21]。

干摩擦条件下 LDX2101 双相不锈钢及其不同温度离子氮化后试样的磨损性能(图 9)分析发现, LDX2101 氮化后试样的磨损性能与氮化温度成正比。PN390 试样氮化层薄,表面氮含量较低,测得的表面硬度较低,抗磨性较差; PN420 试样表面氮含量与 PN450 和 PN480 试样基本相同,在 30 N 载荷作用下有较好的抗磨性。但在大载荷下(70 N),由于氮化层较薄,承载能力变差,磨损严重。温度超过 420℃氮化后,氮化层厚度增加,同时由于 CrN 等硬质相的析出使得表面硬度值升高,干摩擦条件下的耐磨性显著提高。

而对 LDX2101 及其不同温度氮化后的试样在 3.5% NaCl 溶液中的摩擦磨损试验(图 11)却表明,低温氮化试样(PN390 和 PN420)具有比基体更好的腐蚀磨损性能,而较高温度氮化试样特别是 PN480 腐蚀磨损性能却急剧下降,这与干摩擦条件下的磨损情况完全不同,其主要原因是由这两种工况下不同的磨损机制所决定的。如前所述,干摩擦条件下的磨损机制主要为磨粒磨损和粘着磨损,磨粒磨损与材料表面硬度相关,而粘着磨损取决于摩擦副表面接触状况和氮化层的承载能力。腐蚀介质作用下的磨损影响因素复杂,其中腐蚀介质加速磨损为普遍现象,但有时腐蚀介质中的材料磨损量比空气中的干摩擦磨损还小,像试验中的 PN390 和 PN420 即如此。这两种低温氮化试样具有良好耐蚀性,材料腐蚀磨损损失以磨损为主。与干摩擦相比,介质改变了对摩擦副之间的表面状态,摩擦系数减小,如图 12 所示,几乎没有粘着引起的剥落,从而减少了磨损量。随氮化温度升高到 450℃及以上,氮化层的耐蚀性下降,表面出现许多点蚀坑,粗糙度增加,腐蚀产物及剥落的硬质相加速了磨损,磨损量快速升高。

4 结论

(1) 离子氮化后可在经济型双相不锈钢表面形成连续致密的氮化层,氮化层厚度随氮化温度升高而增加。

(2) LDX2101 双相不锈钢中原奥氏体相离子氮化后转化为 S 相(γ_N),而原铁素体区域形成了氮在 α -Fe 中的固溶体(α_N)和针状 ϵ -Fe₃N 相。

(3) 离子氮化显著提高了 LDX2101 双相不

锈钢的硬度和干摩擦条件下的耐磨性。

(4) 低温($\leq 420\text{ }^{\circ}\text{C}$)离子氮化后的 LDX2101 具有更好的耐蚀性能。

(5) 干摩擦条件下氮化层的耐磨性取决于氮化层硬度和承载能力,腐蚀介质中的磨损性能与氮化层的耐蚀性相关。低温离子氮化(PN420)试样具有最好的腐蚀磨损性能。

参考文献

- [1] Iris Alvarez-Armas. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys [J]. *Recent Patents on Mechanical Engineering*, 2008, 1(1): 51-57.
- [2] 江来珠, 张伟, 王治宇. 经济型不锈钢的研究进展 [J]. *钢铁研究学报*, 2013, 25(4): 1-8.
Jiang L Z, Zhang W, Wang Z Y. Research and development of lean duplex stainless steels [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2013, 25(4): 1-8 (in Chinese).
- [3] Zhang W, Jiang L Z, Hu J C, et al. Effect of ageing on precipitation and impact energy of 2101 economical duplex stainless steel [J]. *Materials Characterizations*, 2009, 60(1): 50-55.
- [4] 孙卿卿, 仲红刚, 曹欣等. 节约型双相不锈钢性能与研究状况 [J]. *上海金属*, 2012, 34(4): 38-42.
Sun Q Q, Zhong H G, Cao X, et al. Status on production and research of lean duplex stainless steel [J]. *Shanghai Metal*, 2012, 34(4): 38-42 (in Chinese).
- [5] Zhang W, Hu J C. Effect of annealing temperature on transformation induced plasticity effect of a lean duplex stainless steel [J]. *Materials Characterizations*, 2013, 79: 37-42.
- [6] Sunday Aribon, Richard Barker, Hu Xinming, et al. Erosion-corrosion behaviour of lean duplex stainless steels in 3.5% NaCl solution [J]. *Wear*, 2013, 302(1/2): 1602-8.
- [7] Zhang W, Jiang L Z, Hu J C, et al. Study of mechanical and corrosion properties of a Fe-21.4Cr-6Mn-1.5Ni-0.24N-0.6Mo duplex stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 497(1-2): 501-504.
- [8] Assmann A, Foerster C E, Serbena F C. Mechanical and tribological properties of LDX2101 duplex stainless steel submitted to glow discharge Ion nitriding [J]. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 2011, 39(11): 3108-14.
- [9] Dong H. S-phase surface engineering of Fe-Cr, Co-Cr and Ni-Cr alloys [J]. *International Materials Reviews*, 2010, 55(2): 65-98.
- [10] Li C X, Bell T. Corrosion properties of active screen plasma 316 austenitic steel [J]. *Corrosion Science*, 2004, 46(6): 1527-47.
- [11] Menthe E, Bulak A, Olfe J, et al. Improvement of the mechanical properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2000, 133-134: 259-263.
- [12] Zhao Cheng, Li C X, Dong H. Low temperature plasma nitrocarburising of AISI 316 austenitic stainless steel [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2005, 191(2/3): 195-200.
- [13] Satyapal M, Khanna A S, Alphonso J. Effect of temperature on the plasma nitriding of duplex stainless steels [J]. *International Journal of Engineering and Innovative Technology*, 2013, 11(2): 217-222.
- [14] Li X Y, Roberts R, Dou W B, et al. Low temperature plasma surface alloying and characterisation of a superduplex stainless steel [J]. *International Heat Treatment and Surface Engineering*, 2014, 8(2): 61-64.
- [15] Larisch B, Brusky U, Spies H J. Plasma nitriding of stainless steels at low temperatures [J]. *Surface & Coatings Technology*, 116-119: 205-211.
- [16] Kimiaki Nagatsuka, Akio Nishimoto, Katsuya Akamatsu. Surface hardening of duplex stainless steel by low temperature active screen plasma nitriding [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2010, 205: S295-S299.
- [17] Blawert C, Mordike B L, Jira'skova Y, et al. Structure and composition of expanded austenite produced by nitrogen plasma immersion ion implantation of stainless steels X6CrNiTi1810 and X2CrNiMoN2253 [J]. *Surface & Coatings Technology*, 1999, 116-119: 189-198.
- [18] Huang R B, Wang J, Zhong S, et al. Surface modification of 2205 duplex stainless steel by low temperature salt bath nitrocarburizing at 430 $^{\circ}\text{C}$ [J]. *Applied Surface Science*, 2013, 271: 93-97.
- [19] Chiu L H, Su Y Y, Chen F S, et al. Microstructure and properties of active screen plasma nitrided duplex stainless steel [J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2010, 25: 316-323.
- [20] Satyapal M, Khanna A S, Joseph A. Effect of temperature on the plasma nitriding of duplex stainless steels [J]. *International Journal of Engineering and Innovative Technology*, 2013, 11(2): 217-222.
- [21] Zhang T C, Jiang X X, Li S Z. Acceleration of corrosive wear of duplex stainless steel by chloride in 69% H_3PO_4 solution [J]. *Wear*, 1996, 199(2): 253-259.

(责任编辑:陈茜)