

固溶渗氮对 Cr18Mn21Mo2.5 钢组织及性能的影响

丁国刚¹, 隋小波², 刘可心³, 陈咨伟⁴, 黄岩⁴, 金松哲^{1,4}

(1. 长春工业大学 材料科学与工程学院, 长春 130012; 2. 江阴兴澄特种钢铁有限公司, 江苏 无锡 214410; 3. 东北电力大学 工程训练教学中心, 长春 132012; 4. 吉林常春高氮合金研发中心有限公司, 长春 130012)

摘要: 目的 提高 Cr18Mn21Mo2.5 钢的耐蚀性和耐磨性。方法 使用中频感应炉炼制 9 种正交设计固溶渗氮用钢, 通过正交试验的极差分析得出渗氮效率最高的实验用钢 (Cr18Mn21Mo2.5 钢), 采用高纯氮气在常压下对其进行固溶渗氮处理, 同时对渗层的耐蚀性和耐磨性进行测试及机理分析。利用光学显微镜和 XRD 研究了 Cr18Mn21Mo2.5 钢及其渗氮层的显微组织及相组成, 采用显微硬度测试仪对固溶渗氮后 Cr18Mn21Mo2.5 钢的硬度分布进行表征, 采用电化学工作站及高速载流试验机进行耐蚀性及耐磨性研究。结果 在优化成分后炼制的 Cr18Mn21Mo2.5 钢具有良好的强度及韧性, 对其在 1200 °C 下固溶渗氮 24 h 可以制备出厚度高达 1.4 mm 的单一奥氏体渗层。渗氮后腐蚀电位提高, 腐蚀电流降低。相比于未渗氮试样, 渗氮 (1200 °C, 24 h) 后试样的阻抗弧半径由 2500 Ω 增大到 8000 Ω, 摩擦系数由 0.33 降低到 0.28, 磨损量从 15.5 mg 降低到 8.7 mg。渗氮后 Cr18Mn21Mo2.5 钢的耐蚀性及耐磨性明显提高。结论 固溶渗氮后, N 固溶到奥氏体晶格间隙中, 固溶态的 N 促进钝化膜再构, 同时 N 的固溶强化使材料表面硬度提高, 渗氮层 N 含量的提高和渗层厚度的增加均有利于提高耐蚀性和耐磨性。

关键词: 固溶渗氮; 正交试验; 耐蚀性能; 耐磨性能

中图分类号: TG156.8 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)09-0324-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.09.037

Effect of Solution Nitriding on Structure and Properties of Cr18Mn21Mo2.5 Steel

DING Guo-gang¹, SUI Xiao-bo², LIU Ke-xin³, CHEN Zi-wei⁴, HUANG Yan⁴, JIN Song-zhe^{1,4}

(1. School of Materials Science and Engineering, Changchun University of Technology, Changchun 130012, China; 2. Jiangyin Xingcheng Special Steel Limited Company, Wuxi 214410, China; 3. Engineering Training Center, Northeast Dianli University, Changchun 132012, China; 4. Changchun High Nitrogen Alloy Research and Development Center Limited Company, Changchun 130012, China)

收稿日期: 2019-08-23; 修订日期: 2019-12-10

Received: 2019-08-23; Revised: 2019-12-10

基金项目: 吉林省省级产业创新专项资金项目 (2017C047-3); 吉林省科技发展计划项目 (20180201077GX)

Fund: Provincial Industrial Innovation Project in Jilin Province (2017C047-3); Jilin Province Science and Technology Development Plan Project (20180201077GX)

作者简介: 丁国刚 (1996—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为高氮钢。

Biography: DING Guo-gang (1996—), Male, Master, Research focus: high nitrogen steel.

通讯作者: 金松哲 (1965—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为复合材料。邮箱: szjin@126.com

Corresponding author: JIN Song-zhe (1965—), Male, Doctor, Professor, Research focus: composite material. E-mail: szjin@126.com

引文格式: 丁国刚, 隋小波, 刘可心, 等. 固溶渗氮对 Cr18Mn21Mo2.5 钢组织及性能的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(9): 324-331.

DING Guo-gang, SUI Xiao-bo, LIU Ke-xin, et al. Effect of solution nitriding on structure and properties of Cr18Mn21Mo2.5 steel[J]. Surface technology, 2020, 49(9): 324-331.

ABSTRACT: The work aims to improve the corrosion resistance and wear resistance of Cr18Mn21Mo2.5 steel. 9 kinds of orthogonal design solid solution nitriding steel were prepared by medium frequency induction furnace. The test steel with the highest nitriding efficiency (Cr18Mn21Mo2.5 steel) was obtained by the extreme difference analysis of orthogonal test, and the solid solution nitriding treatment was carried out with high purity nitrogen at atmospheric pressure. At the same time, the corrosion resistance and wear resistance of the nitriding layer were tested and analyzed. The microstructure and phase composition of Cr18Mn21Mo2.5 steel and its nitriding layer were studied by optical microscope and XRD. The hardness distribution of Cr18Mn21Mo2.5 steel after solid solution nitriding was characterized by microhardness tester. The corrosion resistance and wear resistance of Cr18Mn21Mo2.5 steel after solid solution nitriding were studied by electrochemical workstation and high speed current carrying tester. Single austenite layer with thickness as high as 1.4 mm (1200 °C, 24 h) could be prepared under the optimized preparation process because the prepared Cr18Mn21Mo2.5 had excellent strength and flexibility. After the nitriding, the corrosion potential was improved and the corrosion current was reduced. Compared with the unnitriding sample, the impedance arc radius of the nitrided (1200 °C, 24 h) sample increased from 2500 Ω to 8000 Ω , the friction coefficient decreased from 0.33 to 0.28, and the wear weight loss decreased from 15.5 mg to 8.7 mg. After nitriding, the corrosion resistance and wear resistance of ACr18Mn21Mo2.5 steel were improved obviously. After solid solution nitriding, N enters into Austenite lattice gap and solid solution N promotes the reconstruction of passivation film. At the same time, the solid solution strengthening of N improves the surface hardness of material. The increase of N content and the thickness of nitriding layer are beneficial to improving the corrosion resistance and wear resistance.

KEY WORDS: solid solution nitriding; orthogonal test; corrosion resistance; wear resistance

渗氮作为一种化学热处理工艺在表面工程和材料强化等领域具有广泛应用^[1-4]。渗氮可大幅提高材料表面含氮量,并使表面结构及相组成发生改变,尤其是氮的间隙固溶体和由 ϵ 相 (Fe_{3-4}N)及 γ' 相 (Fe_2N)组成的复合层的形成,对于提高合金钢强度、耐蚀性及耐磨性等具有重要作用。目前,国内外主要的渗氮方法有低温渗氮、等离子渗氮、碳氮共渗等。其中, Ali Terres 等^[5]研究了低温渗氮后 42CrMo4 钢的耐磨性,研究发现,低温渗氮后在表面形成硬度较高的复合层,使材料的耐磨性得到改善。M. Naeem 等^[6]采用铝和奥氏体不锈钢作为双阴极进行等离子渗氮,渗氮后 AISI-304 钢的耐蚀性和耐磨性得到提升。但低温渗氮和等离子渗氮的渗层较薄(一般为十几微米至几百微米)^[7-8],且对设备及温度的要求较为苛刻,若渗氮温度控制不当易出现硬而脆的氮化物,因渗层薄而硬,使零件在载荷较大或硬力梯度较大的情况下磨损严重,甚至从基体剥落,导致零件失效。虽然卢世静等^[9]采用先离子渗氮后固溶处理的复合方法,成功地在 304 奥氏体不锈钢表面获得 1 mm 厚的无氮化物的硬化层,但其工艺较为复杂,成本较高。固溶渗氮又称高温渗氮,可高效获得无氮化物析出且具有高氮含量的渗氮层。固溶渗氮后, N 的固溶强化可使材料在保持原有延性的基础上,屈服强度、抗拉强度、耐蚀性及耐磨性等性能得到提升。与低温渗氮、等离子渗氮等方法相比,固溶渗氮具有节镍、低成本、无污染等优点。T. Tsuchiyama 等^[10]对 306 奥氏体不锈钢进行固溶渗氮,研究发现钢板表面的奥氏体经固溶渗氮后趋于稳定,冷轧后无诱变马氏体的形成,但在表面形成的奥氏体层较薄,渗氮 24 h 后仅为 0.5 mm,

因此如何高效快速获得较厚的渗氮层将是固溶渗氮以后研究的重点之一。

钢中氮平衡浓度的高低与材料合金成分密切相关。T. Tsuchiyama 等^[11]研究了合金元素与 N 的交互作用,不同的合金成分对材料的渗氮效率、渗氮层厚度会产生影响。为进一步增加渗氮层厚度以及渗氮效率,要对各个因素进行综合考虑,如合金元素、渗氮工艺等。而 Cr-Mn 系钢具有高的氮平衡浓度,在 1100~1200 °C 下进行固溶渗氮处理,可高效快速获得无氮化物且较厚的渗氮层,是适合固溶渗氮的钢种之一。基于此,本文首先采用正交试验的方法,通过正交试验的极差分析对渗氮用 Cr-Mn 系钢进行成分优化,找出渗氮效率最高的合金配比,并对成分优化后的渗氮用钢进行性能测试与分析。最后通过固溶渗氮的方法在材料表面制备较厚的单一奥氏体渗氮层,并研究了合金成分、渗氮工艺等因素对 Cr-Mn 系钢渗层厚度、组织和性能的影响。

1 试验

1.1 渗氮层制备

采用中频感应炉炼制 9 种正交设计固溶渗氮用钢并进行热变形,以减少和消除气孔等铸造缺陷,并在热变形后进行固溶处理。采用线切割从 9 种实验用钢上分别切取渗氮试样,使用砂纸打磨试样表面至 600 目以去除氧化层,然后在 SK-G06123K 型管式气氛炉中固溶渗氮。渗氮介质选用高纯 N_2 , 渗氮前使用高纯 N_2 洗气 5 min。渗氮工艺参数为:温度

1100~1200 ℃, 时间 8~24 h, 压力 0.1 MPa。渗氮完成后直接水冷。

1.2 正交试验设计

正交试验设计是常用的一种研究多因素多水平的设计方法, 在试验过程中具有高效、快速、经济等优点。本文采用正交试验法, 选 4 种元素为变量, 主加元素为 Cr 和 Mn, 还加入少量 N、Al。每个因素选取 3 个水平, 采用极差分析法进行数据分析。

1.3 组织观察及性能测试

使用 310HBS-3000 数显布氏硬度计对优化钢进行硬度测定, 使用 WES2000 型电子万能拉压试验机和 JBS-B 型多用途冲击试验机, 对优化钢进行抗压强度和冲击功测定。采用 Leica 光学显微镜对渗氮试样进行组织观察。采用 H-700 型显微硬度计测量硬度分布。利用 D/Max2500 型衍射仪 (Cu 靶, 加速电压 40 kV, 电流 200 mA, 扫描速度 5 (°)/min) 进行物相分析。在 Ivium 电化学工作站对渗氮层的极化曲线及交流阻抗进行检测, 电化学实验溶液为 4.5%NaCl 溶液, 实验温度为 20 ℃。摩擦磨损实验在 FHC-05 型高速载流试验机上进行, 使用电子天平对磨损前后试样进行称量。摩擦磨损实验参数设定如下: 实验温度为室温, 对磨材料选用淬火 GCr15 磨盘, 摩擦速度为 300 r/min, 载荷为 50 N, 磨损时间为 10 min。使用 JSM-5600 扫描电子显微镜及 LSM700 型激光共聚焦显微镜 (CLSM), 对冲击断口形貌及摩擦磨损形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 正交试验结果

对正交试验后的 9 种实验用钢在常压、1200 ℃的高纯 N₂ 气氛中固溶渗氮 24 h, 渗层厚度检测结果如表 1 所示。

表 1 正交试验的数据与结果
Tab.1 Data and results of orthogonal test

Number	Factors				Thickness of nitriding layer/mm
	Cr	Mn	N	Al	
1	15	18	0	0	0.9
2	15	21	0.2	0.5	1.2
3	15	24	0.4	1	1.1
4	18	18	0.2	1	1.3
5	18	21	0.4	0	1.1
6	18	24	0	0.5	0.9
7	21	18	0.4	0.5	0.7
8	21	21	0	1	0.8
9	21	24	0.2	0	0.6

由表 1 可知, 4 号钢的渗层厚度最大, 为 1.3 mm; 9 号钢的渗层厚度最小, 为 0.6 mm。可以看出, 合金对比对渗层厚度的影响较为显著, 采用极差分析法分析了 Cr、Mn、N、Al 元素对渗层厚度的影响, 分析结果如表 2 所示。其中, K_i 为各因素每组试验检测结果之和, K_i 越大表明其他实验条件相同的情况下, 该水平对渗氮效率的影响越大。极值 R 为最大 K 值与最小 K 值之差。按极差值大小排列, Cr 元素的极差值最大, 为 0.38; N 元素的最小, 为 0.166。最终四个因素的影响顺序为 $R_{Cr} > R_{Mn} > R_{Al} > R_N$ 。对 K 值进行比较、分析, 得到具有较高渗氮效率的优化钢成分, 其合金配比为 Cr18Mn21N0.2AlMo2.5Nb0.15。

表 2 正交试验极差分析表
Tab.2 Orthogonal test range analysis

Variable	Thickness of nitriding layer/mm			
	Cr	Mn	N	Al
K_1	1.057	0.967	0.857	0.877
K_2	1.090	1.043	1.023	0.933
K_3	0.710	0.847	0.977	1.047
R	0.380	0.196	0.166	0.170

2.2 优化钢组织与性能

由正交试验结果可知, Cr18Mn21N0.2AlMo2.5Nb0.15 钢 (以下简称为 Cr18Mn21Mo2.5 钢) 的渗氮效率最高, 其化学成分如表 3 所示。

表 3 实验用钢的成分
Tab.3 Chemical composition of test steel

	C	Cr	Mn	N	Al	Mo	Nb
wt. %	0.02	18.3	21.4	0.18	0.96	2.63	0.14

图 1 为 Cr18Mn21Mo2.5 钢的显微组织, 可知 Cr18Mn21Mo2.5 钢的显微组织由黑白两种物质组成, 平均晶粒尺寸约为 50 μm。依据公式(1)、(2)分别对 Cr 当量和 Ni 当量进行计算, 求得 $Cr_{eq}=27.77$, $Ni_{eq}=16.1$ 。将求得的结果在舍弗勒相图中标定, 标定结果如图 2 所示。可知 Cr18Mn21Mo2.5 钢的铁素体含量约为 10%, 其余为奥氏体, 这也与后文图 4b 中基体的 X 射线衍射谱相一致。

$$Cr_{eq}=[Cr]\%+1.5[Mo]\%+1.5[Si]\%+1.75[Nb]\%+1.5[Ti]\%+5.5[Al]\%+0.75[W]\% \quad (1)$$

$$Ni_{eq}=[Ni]\%+[Co]\%+30[C+N]\%+0.5[Mn]\%+0.3[Cu]\% \quad (2)$$

但渗氮钢除了要求有好的渗氮性能以外, 还需要有一定的强度及冲击韧性。因此, 对 Cr18Mn21Mo2.5 钢进行力学性能测试。由表 4 可知, 其硬度为 230HB, 虽然钢的硬度偏低, 但是由于合金含量很高, 基体的强度和冲击功比较高。

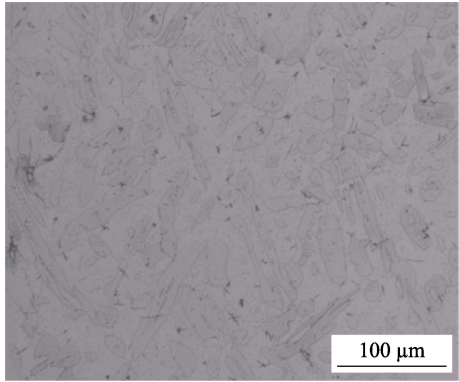


图 1 Cr18Mn21Mo2.5 钢的显微组织
Fig.1 Microstructure of Cr18Mn21Mo2.5 steel

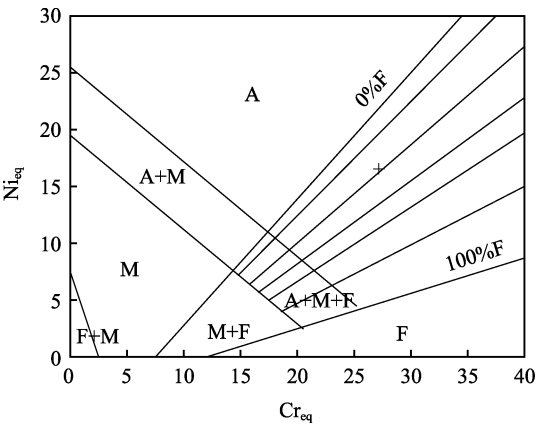


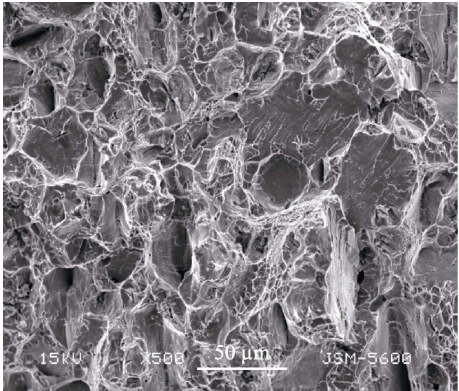
图 2 Cr18Mn21Mo2.5 钢在舍弗勒相图中的位置
Fig.2 Position of Cr18Mn21Mo2.5 steel in schaeffler phase diagram

表 4 Cr18Mn21Mo2.5 钢基本力学性能 Tab.4 Mechanical properties of Cr18Mn21Mo2.5steel		
Hardness (HB)	Compression strength/MPa	Ballistic work/J
230	455	56

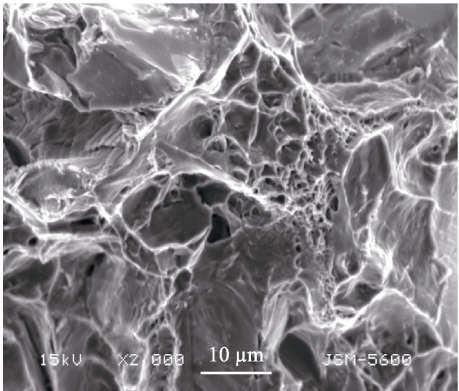
图 3 为 Cr18Mn21Mo2.5 钢的冲击断口形貌，观察区域为宏观断口的中心区域。由图 3 可见，固溶处理后 Cr18Mn21Mo2.5 钢断口由大面积分布的解理平台和部分分布在局部小解理面周围的韧窝组成，表现出准解理断裂特征。结合图 1 和后文图 4 可知，上述状态的 Cr18Mn21Mo2.5 钢主要由铁素体和奥氏体双相组成。铁素体相的断裂断口多表现为准解理断裂特征，而分布在小解理面周围的韧窝则可能是因奥氏体相的断裂而形成的^[12]。由表 4 可知，Cr18Mn21Mo2.5 钢具有较高的冲击功（56 J），这可能与其组织形态以及较高的奥氏体相有关。

2.3 Cr18Mn21Mo2.5 钢固溶渗氮

根据正交试验结果，使用高纯 N₂ 在常压下对 Cr18Mn21Mo2.5 钢进行固溶渗氮，渗氮温度为 1100~1200 ℃，时间为 8~24 h。



a 断口形貌



b a图局部放大图

图 3 Cr18Mn21Mo2.5 钢的冲击断口形貌
Fig.3 Impact fracture morphology: (a) impact fracture morphology of Cr18Mn21Mo2.5steel; (b) local enlarge graphs of (a)

图 4 是固溶渗氮后 Cr18Mn21Mo2.5 钢的显微组织及 X 射线衍射谱图。图 4a 中 I 为基体，由图 4b 可知，基体由奥氏体和少量的铁素体组成。固溶渗氮后，基体晶粒长大并不明显，这是因为合金元素的钉扎作用抑制晶粒长大，并且奥氏体和铁素体之间相互作用，一方的长大必定受到另一方的制约。图 4a 中 II 为渗氮层，渗氮层中没有明显的氮化物析出，X 射线衍射谱也证明渗层组织为完全的奥氏体相（如图 4b 所示）。白亮的渗层以完全奥氏体组织存在，而不存在传统渗氮层中出现的大量颗粒状、楔状甚至是网状的氮化物，避免了渗层因大载荷冲击沿氮化物开裂及渗层剥落而导致工件失效现象的发生。通过金相法测得 Cr18Mn21Mo2.5 钢在 1200 ℃固溶渗氮 24 h 后，渗层厚度约为 1.4 mm（如图 4a 所示），与正交试验钢种相比具有更高的渗氮效率。

图 5 是 Cr18Mn21Mo2.5 钢经不同渗氮温度渗氮 24 h 后的硬度梯度分布图。由图 5 可知，固溶渗氮后，试样表面硬度明显提高，约为 310HV，再向内逐渐降低至基体硬度(216±4)HV。而低温渗氮的渗层中存在大量的高硬度氮化物和由于 N 原子扩散速度慢而造成硬度梯度大的缺陷，相对于低温渗氮，固溶渗氮的渗层由于 N 原子固溶在钢基体中，硬度远低于氮化

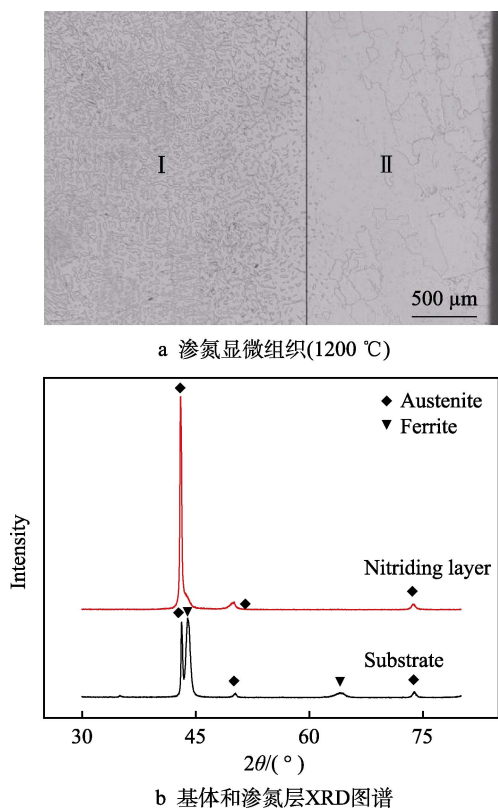


图4 固溶渗氮后 Cr18Mn21Mo2.5 钢的显微组织及 X 射线衍射谱图

Fig.4 Microstructure and X-ray diffraction spectra of Cr18Mn21Mo2.5 steel after solid solution nitriding: (a) solid solution nitriding structure (1200 °C, 24 h), (b) X-ray diffraction spectra of matrix and nitriding layer

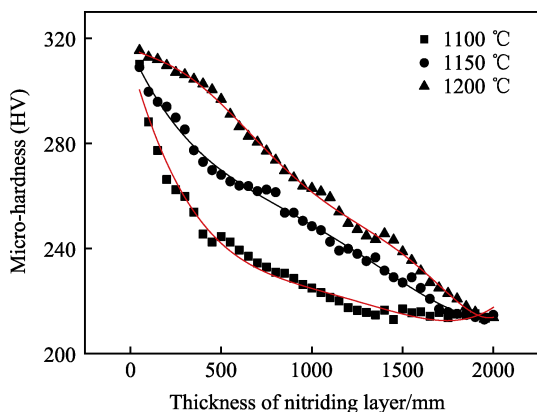


图5 不同渗氮温度 Cr18Mn21Mo2.5 钢的硬度梯度
Fig.5 Hardness gradient distribution of Cr18Mn21Mo2.5 steel at different nitriding temperature

物, 渗层硬度变化也比较平缓, 符合铁素体-奥氏体双相钢固溶渗氮层的特征。

图6为渗氮时间、渗氮温度对渗层厚度的影响。由图6可知, 渗层厚度随温度 and 时间的增加而增加。这是因为温度升高, 扩散系数增大, 同时 N_2 分解率变高使更多的活性氮原子可以参与扩散; 而渗氮时间延长, N 原子则有充分的时间向材料内部扩散。结合图6a、6b可知, 渗氮温度相同时, 随着渗氮时间的

延长, 渗层厚度的增幅逐渐减小, 在图6b中反映为曲线斜率的减小。这是因为随着渗氮时间的延长, 表层N的溶解度趋于饱和, 并随着距表面距离的增加, 氮扩散愈加困难。

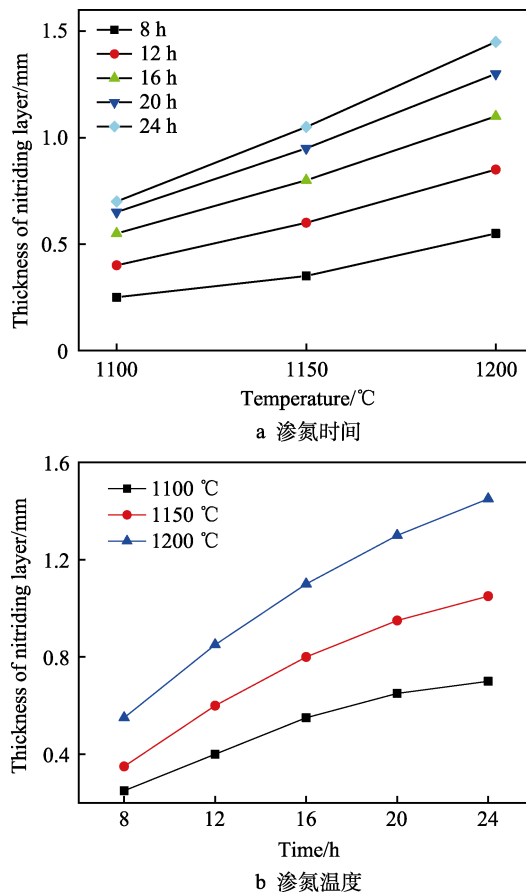


图6 渗氮时间、渗氮温度对渗层厚度的影响
Fig.6 Effect of nitriding time (a) and nitriding temperature (b) on the thickness of nitriding layer

2.4 Cr18Mn21Mo2.5 钢固溶渗氮层耐蚀性

高氮奥氏体不锈钢因其具有高强度、高韧性等良好的综合性能, 广泛应用于发电厂、海洋工程等领域。这些领域尤其是海洋工程领域, 要求材料在 H_2S 、 Cl^- 环境下仍能保持良好的耐蚀性。因此, 本研究对渗氮层模拟海水环境 (20 °C, 4.5%NaCl 溶液) 进行耐蚀性研究。图7为 Cr18Mn21Mo2.5 钢未渗氮表面和渗氮层 (1200 °C, 24 h) 的阳极极化曲线。由图7可知: 渗氮后 Cr18Mn21Mo2.5 钢的腐蚀电位明显提高, 腐蚀电流显著降低; 渗氮后出现钝化区, 过钝化区极化电流曲线变缓。这是因为固溶渗氮后 N 以固溶态存在, 当材料表面受到侵蚀导致钝化膜破裂时, 固溶态的氮可促进钝化膜修复, 进而防止 Cl^- 的攻击^[13], 并且固溶态的 N 可与腐蚀坑中的酸发生反应 (如公式(3)所示), 通过反应生成 NH_4^+ , 降低腐蚀坑周围的 pH, 抑制腐蚀坑的生长。



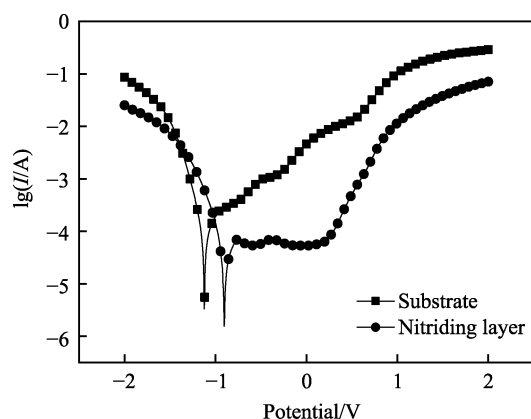


图 7 基体和渗层的极化曲线

Fig.7 Polarization curves of substrate and nitriding layer

图 8 为基体和渗层的电化学阻抗谱。固溶渗氮前阻抗谱半径约为 2500 Ω , 渗氮后阻抗谱半径超过 8000 Ω , 这也与极化曲线结果相一致。综合图 7、8 可以说明, N 固溶到基体表面可以大幅提高不锈钢的耐蚀性。

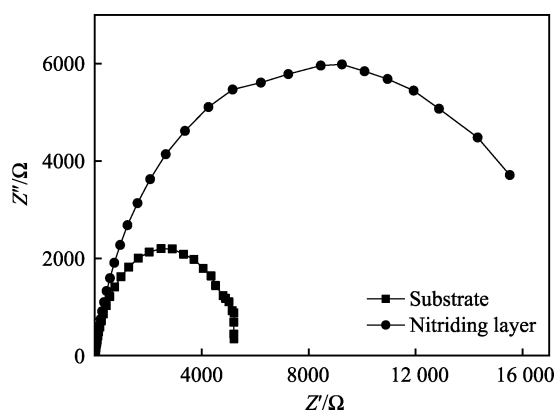


图 8 基体和渗层的阻抗谱

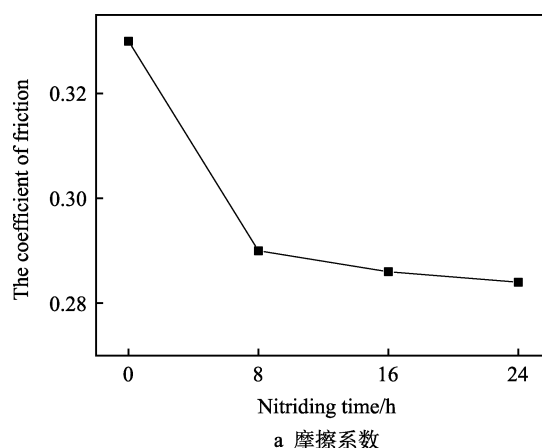
Fig.8 Impedance spectra of substrate and nitriding layer

2.5 Cr18Mn21Mo2.5 钢固溶渗氮前后的耐磨性

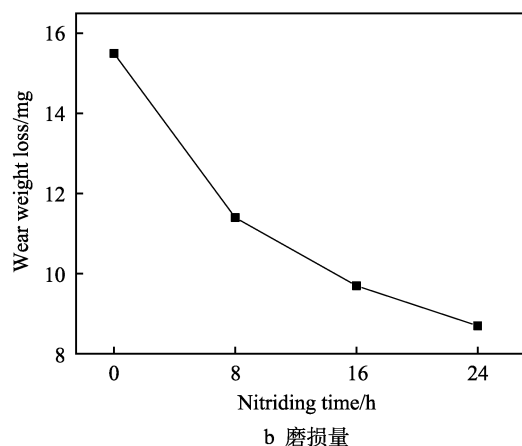
耐磨性能是衡量材料好坏的指标之一, 研究摩擦磨损规律对提高零部件的使用寿命具有重要意义。本文对 1200 $^{\circ}\text{C}$ 下不同渗氮时间的试样进行摩擦磨损实验, 以研究固溶渗氮对耐磨性的影响。

图 9 为摩擦系数、磨损量与渗氮时间的关系图。由图 9a 可知, 未渗氮和渗氮试样的摩擦系数相差较大, 而随着渗氮时间的延长, 摩擦系数变化较小; 由图 9b 可知, 磨损量随渗氮时间的延长而减小, 其中未渗氮试样的磨损量约为 15.5 mg, 渗氮 24 h 试样的磨损量仅为 8.7 mg。由上可知, Cr18Mn21Mo2.5 钢固溶渗氮后耐磨性明显改善, 其主要机理如下。

(1) 固溶渗氮可提高材料表层硬度。硬度较高的材料, 在磨损时表面不易断裂及脱落, 且磨粒不容易



a 摩擦系数



b 磨损量

图 9 摩擦系数、磨损量与渗氮时间的关系

Fig.9 Relationship between friction coefficient, wear weightlessness and nitriding time

刺入材料表面; 硬度较低时, 磨粒在一定载荷作用下压入材料表面较深, 从而使磨损加重^[14-15]。固溶渗氮后, N 的固溶强化使材料表面硬度提高, 并随着渗氮时间的延长, 在距表面距离相同的位置, 渗氮时间较长的试样具有较高的氮含量, 因而具有较厚的高硬度渗层, 从而使材料的耐磨性提高。

(2) 固溶渗氮可在材料表层形成残余压应力。当材料表面受到磨损时, 残余压应力使微裂纹在磨损过程中趋于闭合或阻碍其形成^[16]。固溶渗氮后, N 固溶到奥氏体晶格间隙中, 并引入较高的残余压应力, 阻碍微裂纹的形成和发展。

(3) 固溶渗氮可在材料表层形成单相奥氏体。在较大载荷下, 脆性材料更容易分离、破裂, 形成硬磨料颗粒^[17]; 当材料韧性足够好时, 在高磨损载荷下, 微裂纹不易生成, 磨损时要消耗更高的能量, 并且高氮奥氏体钢具有较高的加工硬化指数, 即受到外界冲击或挤压时, 其表层内部晶粒产生滑移而使强度和硬度提高, 塑性变形的抗力提高^[18-19]。固溶渗氮后, 渗氮层转变为单一奥氏体相, 韧性、强度增加, 材料耐磨性提高。

图 10 为 1200 $^{\circ}\text{C}$ 、不同渗氮时间下试样的磨损形貌。由图 10 可知, 未渗氮试样磨损表面存在粗大、不

连续的犁沟及微裂纹,在犁沟边缘有明显的塑性流动现象。固溶渗氮后,随着渗氮时间的延长,试样表面逐渐趋于光滑。由图 10 可以看出,Cr18Mn21Mo2.5 钢经渗氮后,磨损机理由粘着磨损转变为磨粒磨损^[20-21]。图 11 为不同渗氮时间试样表面磨损的三维形貌。由图 11 可知,未渗氮试样表面有较多因摩擦磨损引起的沟槽和磨削堆积产生的凸起,其沟槽深度和凸起高度较大;而随着渗氮时间的增加,试样磨痕逐渐趋于

平滑,上述沟槽深度和凸起高度明显降低。

图 12 为未渗氮及渗氮 24 h 后的磨损剖面磨痕高度图。由图 12a 可知,未渗氮试样磨损面高低起伏较大,在 20 μm 左右;而固溶渗氮 24 h 后,试样表面起伏变小,仅为 10 μm 左右,如图 12b 所示。分析原因为:磨擦过程中产生的磨屑为加工硬化材料,其硬度远高于试样材料,在磨损实验载荷作用下很容易被压入到材料表面,在相对运动过程中产生沟槽和划

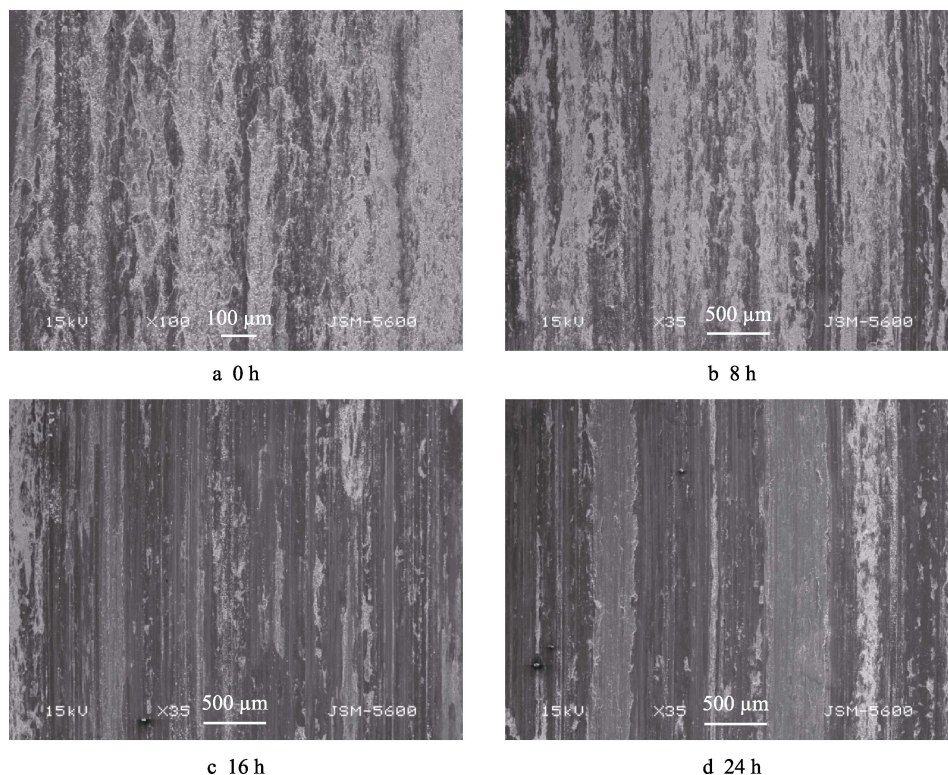


图 10 不同渗氮时间下试样的磨损形貌
Fig.10 Wear morphology of samples with different nitriding time

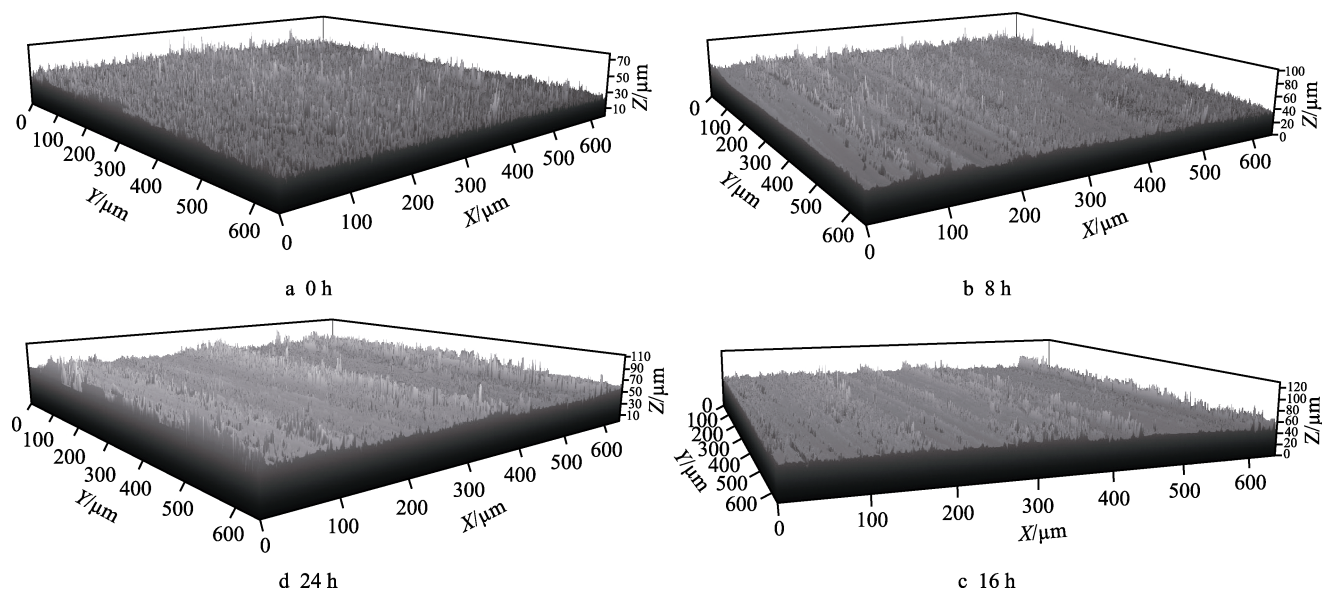


图 11 不同渗氮时间下试样表面磨损的三维形貌
Fig.11 Three-dimensional morphology of the sample surface with different nitriding time

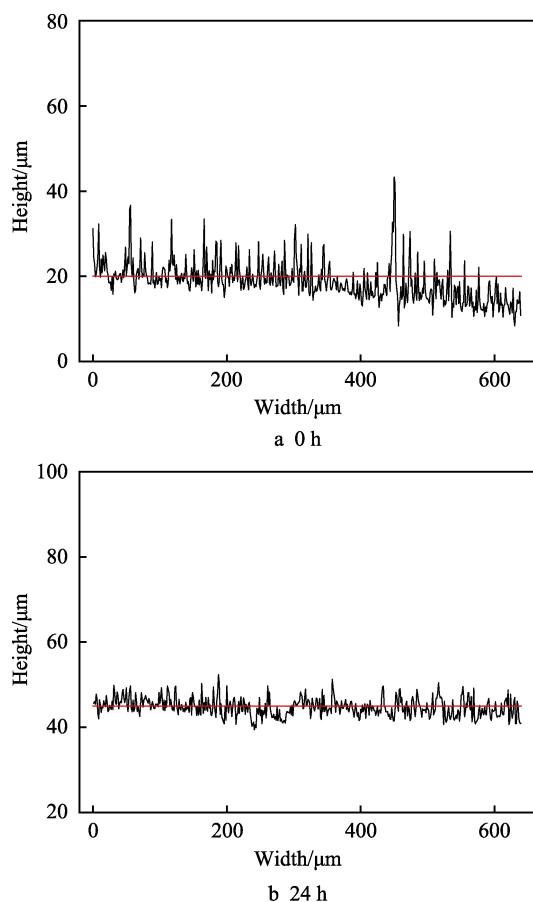


图 12 试样磨损剖面的磨痕高度
Fig.12 Wear track height of grinding cracks on sample

痕。实验材料的硬度越低, 这种损伤越严重。与渗氮试样相比, 未渗氮试样的硬度较低, 更容易产生沟槽和划痕。固溶渗氮能显著提高材料的表面强度和韧性, 可遏制因材料磨损产生的断裂及脱落, 即减少摩擦过程中产生的磨屑。固溶渗氮后, 由于渗氮层的加工硬化指数提高, 磨屑不容易刺入材料表面, 并大幅降低刺入材料表面的磨屑在渗氮层中的移动。综上所述, 固溶渗氮后材料的耐磨性提高, 并随渗氮时间的增加, 磨痕变浅, 磨损表面趋于光滑。

3 结论

1) 采用中频感应炉炼制 9 种正交设计固溶渗氮用钢, 通过正交试验的极差分析得出渗氮效率最高的实验用钢, 其合金配比为 Cr18Mn21N0.2AlMo2.5Nb0.15, 优化后的实验用钢具有较好的强度及韧性。在 1200 °C 下对 Cr18Mn21Mo2.5 钢固溶渗氮 24 h 获得单一奥氏体渗层, 厚度高达 1.4 mm。

2) 固溶渗氮后, Cr18Mn21Mo2.5 钢的耐蚀性提高, 自腐蚀电位提高, 阻抗弧半径增大。研究发现, 渗氮层 N 含量的提高和渗层厚度的增加均有利于提高其耐蚀性。

3) 固溶渗氮后, Cr18Mn21Mo2.5 钢的耐磨性提

高, 摩擦系数、摩擦失重随渗氮时间的延长而减小。研究表明, 表面硬度的提高和高硬度渗层厚度的增加均有利于提高其耐磨性。

参考文献:

- [1] CAI Wei, MENG Fan-na, GAO Xin-yan, et al. Effect of QPQ nitriding time on wear and corrosion behavior of 45 carbon steel[J]. Applied surface science, 2012, 261: 411-414.
- [2] BIEHLER J, HOCHÉ H, OECHSNER M. Corrosion properties of polished and shot-peened austenitic stainless steel 304L and 316L with and without plasma nitriding[J]. Surface and coatings technology, 2017, 313: 40-46.
- [3] LANG Yu-ping, QU Hua-peng, CHEN Hai-tao, et al. Research progress and development tendency of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels[J]. Journal of iron and steel research international, 2015, 22(2): 91-98.
- [4] 廖跃琼, 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.
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.
- [5] TERRES A, AMMARI L, CHERIF A. Study of the effect of gas nitriding time on microstructure and wear resistance of 42CrMo4 steel[J]. Materials sciences and applications, 2017, 8: 493-507.
- [6] NAEEM M, IQBAL J, ZAKAULLAH M, et al. Enhanced wear and corrosion resistance of AISI-304 steel by duplex cathodic cage plasma treatment[J]. Surface and coatings technology, 2019, 375: 34-35.
- [7] BORGIOLO Francesca, GALVANETTO Emanuele, BACCI Tiberio. Low temperature nitriding of AISI 300 and 200 series austenitic stainless steels[J]. Vacuum, 2016, 127: 51-60.
- [8] HERAS Las, YBARRA Gabriel, LAMAS Diego, et al. Plasma nitriding of 316L stainless steel in two different N₂-H₂ atmospheres-influence on microstructure and corrosion resistance[J]. Surface and coatings technology, 2017, 313: 47-54.
- [9] 卢世静, 孙斐, 廖小吉, 等. 离子渗氮和固溶复合处理制备深层含氮奥氏体不锈钢[J]. 表面技术, 2018, 47(10): 180-185.
LU Shi-jing, SUN Fei, MIU Xiao-ji, et al. Deep nitrogen austenitic stainless steel for composite preparation of plasma nitriding and solution treatment[J]. Surface technology, 2018, 47(10): 180-185.
- [10] TSUCHIYAMA Toshihiro, TSUBOI Koichi, IWANAGA Shuichi, et al. Suppression of hydrogen embrittlement by formation of a stable austenite layer in metastable austenitic stainless steel[J]. Scripta materialia, 2014, 90: 14-16.

(下转第 356 页)

- coating[J]. Equipment environmental engineering, 2018, 15(6): 16-20.
- [21] DUN Y, ZHAO X, TANG Y, et al. Microstructure and corrosion resistance of a fluorosilane modified silane-graphene film on 2024 aluminum alloy[J]. Applied surface science, 2018, 437: 152-160.
- [22] WANG W, DONG P, WANG H, et al. Synergistic corrosion inhibition effect of molybdate and phosphate ions for anodic oxidation film formed on 2024 aluminum alloy[J]. Journal of Wuhan University of Technology: Mater sci, 2019, 34(2): 426-432.
- [23] GONZÁLEZ J A, LÓPEZ V, BAUTISTA A, et al. Characterization of porous aluminium oxide films from a. c. impedance measurements[J]. Journal of applied electrochemistry, 1999, 29: 229-238.
- [24] 曹楚南. 腐蚀电化学原理[M]. 第3版. 北京: 化学工业出版社, 2008.
- CAO Chu-nan. Principles of electrochemistry of corrosion[M]. 3rd edition. Beijing: Chemical Industry Press, 2008.
- [25] HITZIG J, JUNTNER K, LORENTZ W J. AC-impedance measurements on corroded porous aluminum oxide films[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1986, 133(5): 887-892.
- [26] SURVILIENE S, LISOWSKA-OLEKSIK A, CESUNIENE A. Effect of ZrO_2 on corrosion behaviour of chromium coatings[J]. Corrosion science, 2008, 50(2): 338-344.
- [27] 赵景茂, 段立清, 刘俊超. 不同方法评价几种工艺封闭的铝合金阳极氧化膜的耐蚀性[J]. 腐蚀与防护, 2010(7): 15-18.
- ZHAO Jing-mao, DUAN Li-qing, LIU Jun-chao. Corrosion resistance evaluation of anodic films on aluminum alloys sealed with several processes by different methods[J]. Corrosion & protection, 2010(7): 15-18.
- [28] 张培, 赵旭辉, 唐丰明, 等. 铝阳极氧化膜的微观结构及沸水封闭处理对膜层显微硬度的影响[J]. 表面技术, 2013, 42(5): 45-51.
- ZHANG Pei, ZHAO Xu-hui, TANG Yu-ming, et al. Influence of microstructure and water sealing on micro-hardness of the anodic film on aluminum alloy[J]. Surface technology, 2013, 42(5): 45-51.

(上接第 331 页)

- [11] TSUCHIYAMA T, TAKAKI S, ITO H, et al. Fabrication of ultrahigh nitrogen austenitic steels by nitrogen gas absorption into solid solution[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2003, 34(11): 2591-2599.
- [12] 金森, 李文权, 郝硕, 等. 固溶温度对 Mn-N 型双相不锈钢拉伸变形行为的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(4): 436-444.
- JIN Miao, LI Wen-quan, HAO Shuo, et al. Influence of solution temperature on tensile deformation of Mn-N duplex stainless steel[J]. Acta metall sinica, 2019, 55(4): 436-444.
- [13] LEE C, BELL T. Corrosion properties of active screen plasma nitrided 316 austenitic stainless steel[J]. Corrosion science, 2004, 46(6): 1527-1547.
- [14] LI Ge-yan, WANG Zu-yong, LEI Meng-kun, et al. Transition of wear mechanisms of plasma source nitride AISI 316 austenitic stainless steel against ceramic counterface[J]. Journal tribology, 2012, 134(1): 1-9.
- [15] TORRES H, VARGA M, ADAM K, et al. The role of load on wear mechanisms in high temperature sliding contacts[J]. Wear, 2016, 364-365: 73-83.
- [16] XI Yun-tao, LIU Dao-xin, HAN Dong. Improvement of corrosion and wear resistances of AISI 420 martensitic stainless steel using plasma nitriding at low temperature[J]. Surface and coatings technology, 2008, 202: 2577-2583.
- [17] WANG Bo, ZHAO Xing-feng, LI Wen-zheng, et al. Effect of nitrided-layer microstructure control on wear behavior of AISI H13 hot work die steel[J]. Applied surface science, 2018, 431: 39-43.
- [18] OJIMAA M, ADACHI Y, TOMOTAA Y, et al. Work hardening mechanism in high nitrogen austenitic steel studied by in situ neutron diffraction and in situ electron backscattering diffraction[J]. Materials science and engineering A, 2009, 527: 16-24.
- [19] SUN Gui-sun, YU An-wei, SUN Shi-cheng, et al. Plastic deformation and fracture behaviour of high-nitrogen nickel-free austenitic stainless steel[J]. Materials science and technology, 2017, 33(14): 1635-1644.
- [20] NARAYANASWAMY Balaji, HODGSON Peter, BELADI Hossein. Comparisons of the two-body abrasive wear behaviour of four different ferrous microstructures with similar hardness levels[J]. Wear, 2016, 350-351: 155-165.
- [21] LI Bin-zhou, LI Chang-sheng, WANG Yu, et al. Effect of cryogenic treatment on microstructure and wear resistance of carburized 20CrNi2MoV steel[J]. Metals, 2018, 8(10): 808.