固体渗氮 C422 钢的显微结构及其缺口敏感性

秦小龙[1]，张健[2]，缪春辉[3]，王若民[2]，陈国宏[3]，汤文明[1]

（1.合肥工业大学 材料科学与工程学院，合肥 230009；2.安徽新力电业科技咨询有限责任公司，合肥 230601；3.国网安徽省电力有限公司电力科学研究院，合肥 230601）

摘 要：目的 针对固体渗氮 C422（22Cr12NiMoWV）钢，开展渗氮层显微组织结构及其缺口敏感性的研究，为 C422 汽轮机阀杆服役可靠性评价提供技术支持。**方法** 采用固体渗氮剂对 C422 钢表面进行渗氮，通过渗氮层的成分与物相检测、显微组织结构观察、力学性能测试及断口形貌分析，揭示不同温度及时间条件下 C422 钢渗氮层的显微组织特征，以及渗氮对该钢有无缺口试样拉伸力学性能，尤其是缺口敏感性的影响。**结果** C422 钢表面渗氮层主要由 Fe_3N、Fe_4N、$Cr_{23}C_6$、CrN、VN、WN 等化合物构成。550 ℃、6 h 渗氮后，渗氮层厚度为 80 μm，组织致密，硬度高。随着渗氮温度的升高，保温时间的延长，渗氮层的厚度变化不大，但渗氮层组织粗化，并产生表面裂纹。有无渗氮 C422 钢的缺口敏感参数均小于 1，对缺口轻微敏感，渗氮增加了缺口敏感性，渗氮导致 C422 钢试样的屈强比升高，塑性下降，渗氮层呈解理断裂，脆性断裂特征明显。**结论** 渗氮温度为 550 ℃、保温时间为 6 h 是 C422 钢最佳的固体渗氮工艺参数，渗氮层结构致密，硬度高，渗氮对 C422 钢的缺口敏感性没有明显影响，但脆性有所增加。

关键词：C422 钢；固体渗氮；渗氮层；力学性能；缺口敏感度

中图分类号：TG156.8 **文献标识码：**A **文章编号：**1001-3660(2022)02-0223-09

DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.02.021

Microstructure and Notch Sensitivity of C422 Steel via Solid Nitriding

QIN Xiao-long[1], ZHANG Jian[2], MIAO Chun-hui[3], WANG Ruo-min[2], CHEN Guo-hong[3], TANG Wen-ming[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;
2. Anhui Xinli Electric Technology Consulting Co., Ltd., Hefei 230601, China;
3. Electric Power Research Institute, State Grid Anhui Electric Power Co., Ltd., Hefei 230601, China)

ABSTRACT: Solid nitriding of the C422 (22Cr12NiMoWV) steel was carried out to investigate microstructure of the nitriding layer and notch sensitivity of the nitride steel, which provided a technical support for evaluating service reliability of the C422 steam turbine valve stem. Composition, phase and mechanical property tests, as well as cross-sectional and fracture surface

收稿日期：2021-04-12；**修订日期：**2021-06-19

Received：2021-04-12；**Revised：**2021-06-19

基金项目：安徽新力电业科技咨询有限责任公司科研项目（2016 咨-CL-02）

Fund：Science and Technology Foundation of Anhui Xinli Electric Technology Consulting Co., Ltd., (2016 Zi-CL-02)

作者简介：秦小龙（1995—），男，硕士研究生，主要研究方向为电站材料监督及失效分析。

Biography：QIN Xiao-long (1995—), Male, Postgraduate, Research focus: supervision and failure analysis of the materials in power station.

通讯作者：汤文明（1969—），男，博士，教授，主要研究方向为材料失效分析及先进电子封装材料。

Corresponding author：TANG Wen-ming (1969—), Male, Doctor, Professor, Research focus: materials failure analysis and advanced electronic packaging materials.

引文格式：秦小龙, 张健, 缪春辉, 等. 固体渗氮 C422 钢的显微结构及其缺口敏感性[J]. 表面技术, 2022, 51(2): 223-231.

QIN Xiao-long, ZHANG Jian, MIAO Chun-hui, et al. Microstructure and Notch Sensitivity of C422 Steel via Solid Nitriding[J]. Surface Technology, 2022, 51(2): 223-231.

observations were employed to clarify microstructure of the nitriding layers under different nitriding temperatures and times, and also effect of nitriding on mechanical properties of the C422 steel samples with/without notch. Accordingly, notch sensitivity of the nitrided steel was estimated. The results show that surface nitriding layer of the C422 steel is mainly composed of Fe_3N, Fe_4N, $Cr_{23}C_6$, CrN, VN and WN. After nitriding at 550 ℃ for 6 h, the nitriding layer of 80 μm in thickness is dense, and has high hardness. As increasing the nitriding temperature and time, the thickness of the nitriding layer is not apparently changed, but the coarse microstructure and surficial microcracks are detectable. The C422 steel samples with/without nitriding both have a notch sensitivity ratio less than 1, indicating that the steel is sensitive to notch, and nitriding increases notch sensitivity. After nitriding, the yielding-to-tensile ratio/the plasticity of the C422 steel sample increases/decreases, meanwhile cleavage of the nitriding layer suggests an apparent brittle fracture characteristic. The optimal solid nitriding parameters of the C422 steel are the nitriding temperature of 550 ℃ and the holding time of 6 h. The nitriding layer is dense and high in hardness. Nitriding has no apparent effect on the notch sensitivity of the C422 steel, but results in embrittlement of the steel.

KEY WORDS: C422 (22Cr12NiMoWV) steel; solid nitriding; nitriding layer; mechanical property; notch sensitivity

C422（22Cr12NiMoWV）钢属于 12%Cr 型马氏体耐热不锈钢，主要用作汽轮机叶片、阀杆和高温紧固件[1-3]。为提高表面硬度和耐磨性，C422 钢阀杆在进行调质处理后，一般还需要进行表面渗氮处理。在临界、超临界机组运行中，多次发现 C422 钢阀杆断裂事故，导致阀门不能及时关闭，以切断汽轮机进气。这不仅会损坏汽轮机，还会诱发安全事故，造成严重的经济损失，影响发电安全。阀杆表面存在直角过渡凹槽，是潜在的断裂裂纹源[4]，但是否因为表面渗氮增强了阀杆表面直角过渡凹槽的缺口效应，从而导致阀杆断裂，尚无定论。

一直以来，对 C422 钢的研究主要集中在热处理及其对钢力学性能的影响方面，有关 C422 渗氮工艺、渗氮层结构及表面渗氮对该钢力学性能影响的研究，尚未见报道。幸运的是，与 C422 成分相近的其他马氏体钢的渗氮研究已有一些文献报道，为本研究提供了有价值的参考。胡胜天等[5]研究了 1Cr12Ni3MoVN 钢在不同渗氮参数下的渗氮行为。结果发现，在 580 ℃、氨分解率为 65%的条件下，渗氮层厚度随时间的延长近似呈抛物线规律增长，经 4~32 h 渗氮后，硬化层厚度为 33~335 μm。李万军等[6]采用 625 ℃渗氮、640 ℃退氮的三段渗氮方法，获得的 1Cr11MoNiW1VNbN 钢的渗氮层厚度在 250 μm 以上。此外，Almeida 等[7]研究了 AISI H13、AISI P20、N-8550 含 Cr 钢的固体渗氮过程，发现 570 ℃氮碳共渗，形成了由氮化物、碳氮化物和碳化物组成的渗氮层，提高了钢的表面硬度。但上述研究并未涉及渗氮对合金钢表面缺口敏感性的影响这一关键问题。

钢件表面渗氮处理方法有固体渗氮、气体渗氮、离子渗氮等。气体渗氮工艺时间长，工件变形量大，要求工件留有余量，渗氮完成后再去除余量，一方面使渗氮层厚度变薄，另一方面也会诱发加工应力[8]。离子渗氮工艺时间短，速度快，但形状复杂的零件温度的均匀性难以保证，在变径处需要机械遮挡，工艺难度大，成本高[9]。固体渗氮因其成本低、操作简便，用于多数钢材的表面渗氮处理，而且与气体和离子渗氮相比，固体渗氮表面在耐磨性方面表现最佳[10]。本文采用固体渗氮工艺，开展 C422 钢渗氮研究，着重探讨渗氮层的组成与结构特征，开展有无渗氮缺口试样的拉伸力学性能测试，评价渗氮对该钢表面缺口敏感性的影响，为火电机组汽轮机 C422 钢阀杆的安全运行提供技术支持。

1 实验材料及方法

实验材料选用直径为 50 mm 的 C422 马氏体耐热不锈钢棒。采用 MAX07-F 型直读光谱仪测定其成分，结果见表 1。由表 1 可知，该不锈钢棒符合 GB/T 20410—2006《涡轮机高温螺栓用钢》的要求。使用 KSL-3700 箱式电阻炉对 C422 马氏体耐热不锈钢棒进行渗氮前调质处理，调质处理工艺：1070 ℃保温 20 min，油淬后，710 ℃保温 6 h，空冷[11]。调质处理后，沿钢棒轴向线切割尺寸为 20 mm×10 mm×10 mm 的长条形试样，使用 180#、400#、600#、800# SiC 金相砂纸对其逐级打磨，在 TMP-2B-220 抛光机上进行抛光后，浸泡在无水乙醇中，用 KQ-50E 型超声波清洗器清洗 2 min，冷风吹干。

使用商用固体渗氮剂对 C422 钢试样进行渗氮处

表 1 C422 钢的成分

Tab.1 Chemical composition of the C422 steel

wt.%

Samples	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo	W
As-tested	0.49	0.66	11.45	0.70	0.20	0.91	1.03
GB/T 20410—2006	≤0.50	0.50~1.00	11.00~13.00	0.50~1.00	0.20~0.40	0.75~1.25	0.70~1.25

理，渗氮剂的组成（质量分数）为 60%木屑+30%尿素+7%生石灰+3%氯化氨。把试样放入钢制容器中，四周用渗氮剂填实，盖上钢盖，耐火泥密封后，在 KSL-3700 箱式电阻炉进行渗氮处理。渗氮温度为 500~600 ℃，保温时长为 4~9 h，保温结束后，将试样从电阻炉中取出空冷。渗氮的活性 N 原子主要来自尿素受热分解，木屑受热干馏成炭，促进活性 N 原子的渗入[12]。

热处理态及渗氮处理后的试样沿垂直于轴线方向切开，研磨、抛光后，采用 4%（体积分数）的硝酸酒精腐蚀 5~10 s，在 MR-3000 型金相显微镜上观察渗氮层的显微组织。采用 JSM-6490 型扫描电子显微镜（SEM）附带的 Oxford INCA 型能谱仪（EDS），测量渗氮层的成分，每点间隔 10 μm。EDS 测试参数：加速电压为 15 kV，计数率为 3500~4000 cps。采用 D/MAX2500V 型 X-射线衍射仪测试渗氮层的相组成，测试条件：Cu 靶（Kα，波长 λ=0.154 nm），管电压和管电流分别为 20 kV 和 200 mA，扫描角度 2θ=10°~90°，扫描速度为 6 (°)/min。使用 MH-3 显微硬度计测量渗氮层的显微硬度，载荷为 200 g，保压时间为 10 s。根据 HB 5214—1996《金属室温缺口拉伸试验方法》的要求，在调质态的 C422 钢棒上线切割非标准拉伸试样，如图 1 所示，缺口深度为 1.5 mm，缺口底部圆弧半径为 0.1 mm。作为对比，同时加工无缺口的试样，除缺口外，其他尺寸与图 1 相同。有无缺口试样再经 550 ℃保温 6 h 的渗氮处理。最后，有无缺口、有无渗氮 4 种类型的 C422 试样，在 AG-X PLUS 型微机控制电子万能试验机上进行拉伸强度测试，横梁位移速率为 2 mm/min。每种试样测试 3 根，取平均值。采用 SEM 观察 C422 试样的拉伸断口形貌。

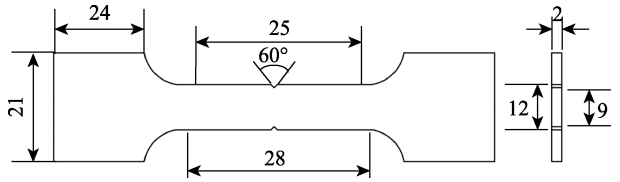


图 1　缺口拉伸试样尺寸

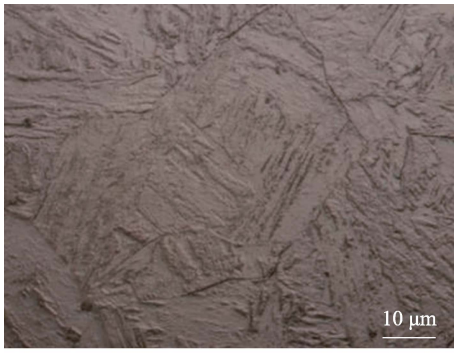
Fig.1 Dimensions of the notched tensile sample

2　结果与讨论

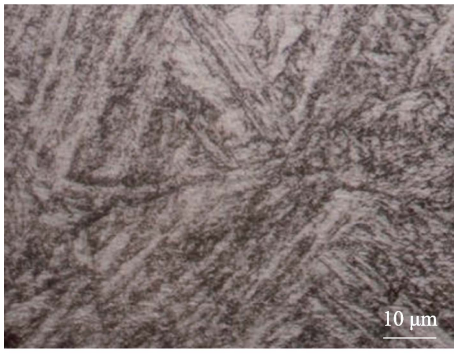
2.1　渗氮前处理

C422 马氏体耐热不锈钢在渗氮前，需要对其进行调质处理，以保证该钢零部件在渗氮处理后，除表面外，其内部为回火索氏体组织，使该部件具有良好的强韧性。

如图 2 所示，C422 钢经 1070 ℃保温 20 min 水淬后的组织为板条马氏体（图 2a），原奥氏体晶粒尺寸为 40~50 μm，在其内部有几个不同位向马氏体板块构成的马氏体束。淬火钢再经 710 ℃保温 6 h 回火的调质处理后，其组织转变为回火索氏体（图 2b），铁素体基体仍呈现板条形态，其中的碳化物颗粒清晰可辨（图 2b）。这是因为在高温回火过程中，高合金 C422 钢中的强碳化物形成元素 Cr、V、Mo、W 形成大量细小的碳化物，抑制铁素体的回复与再结晶。因此，该回火索氏体组织仍保持马氏体板条的亚结构及形貌特征[13]。



a 淬火态



b 调质态

图 2　C422 钢热处理态的显微组织

Fig.2 Microstructures of the heat-treated C422 steel samples: (a) after quenching; (b) after quenching and tempering

2.2　渗氮层组成与结构

在 550 ℃保温 6 h 渗氮 C422 钢试样的 X-射线衍射（XRD）图谱上，除了 Fe 的氮化物衍射峰外，还存在 $Cr_{23}C_6$、CrN、VN、WN 等合金元素碳(氮)化物的衍射峰（图 3）。由于 C422 钢制零部件大多在高温下工作，组织稳定性对于保证零部件的正常服役至关重要。$Cr_{23}C_6$ 碳化物高温不发生转变，保证了组织的稳定性[14]。研究表明，在 590 ℃以下氮化时，N 原子首先融入钢中的铁素体中形成 α 相，当氮浓度过饱和时，再从 α 相中析出 Fe_3N 和 Fe_4N。Fe_3N 硬度高，但性脆，随着扩散时间的延长，Fe_3N 逐渐转变为 Fe_4N。Fe_4N 具有高硬度（550HV），脆性较 Fe_3N 低。此外，N 原子还与钢中的合金元素（氮化物形成元素）反应形成氮化物[15]。这些高硬度氮化物（CrN、VN、WN 等）在马氏体板条之间弥散析出，可显著提高 C422 钢表面的硬度和耐磨性[16]。但氮化物的析出，也会形

成“微电池效应”，使得钢基体中的 Cr 含量降低，耐蚀性下降[17]。另外，随着渗氮温度的升高和保温时间的延长，渗氮层中 CrN 等氮化物在晶界处的析出量增加并聚集长大，晶界脆性增加，导致表层渗氮部分的塑韧性降低[18]。因此，应严格控制渗氮时间，渗氮后宜采取空冷方式，加快试样冷却，避免过量氮化物生成[19-21]。

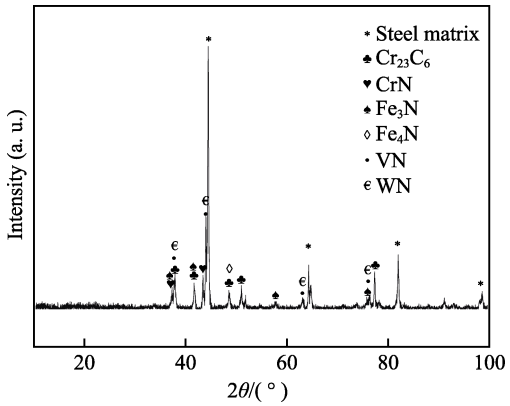


图 3　550 ℃、保温 6 h 渗氮的 C422 钢试样的 XRD 图谱
Fig.3 XRD pattern of the C422 sample nitrided at 550 ℃ for 6 h

如图 4a 所示，500~550 ℃保温 6 h 渗氮后，C422 钢表面渗氮层中的 N 原子浓度和渗氮层深度，均随着渗氮温度的升高而增大。由 Arrhenius 公式（见式 1）可知，随着温度的升高，N 原子在钢中的扩散系数呈指数增大，加速扩散，钢表面 N 原子浓度及渗氮层厚度随之增加[22]。而在 550~600 ℃保温 6 h 渗氮后，C422 钢表面渗氮层中的氮含量和渗氮层深度，随着渗氮温度的升高，变化并不显著。这可能是因为，在高温下，渗氮层中氮浓度快速增加，$Cr_{23}C_6$、CrN 等碳氮化合物迅速形成，形成致密的渗氮层，阻碍 N 原子继续向钢件内部扩散[23]。

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

式中：D 为扩散系数，D_0 为指前因子，Q 为扩散激活能，R 为气体常数，T 为扩散温度。

由图 4b 可见，在相同渗氮温度条件下，随着渗氮时间的延长，钢表面 N 原子浓度显著增加，渗氮层厚度也由渗氮 4 h 的 50 μm 提高到渗氮 6 h 的 80 μm。延长渗氮时间至 9 h，渗层厚度无明显变化。随着渗氮时间的延长，N 原子不断向钢表面扩散、富集，在钢的表层与内部形成稳定的 N 原子浓度梯度，渗氮层生长加快。渗氮时间为 4~6 h，渗氮层厚度与时间遵循一次方关系，随着钢表面形成致密的渗氮层，N 原子扩散受到显著抑制，渗氮层的生长速度大大降低，甚至停滞[24]。

550 ℃、6 h 渗氮处理后的 C422 钢试样渗氮层组织致密，渗氮层厚度约为 80 μm，渗氮层与基体之间存在 10 μm 厚的过渡层（图 5a）。渗氮时间延长至 9 h，

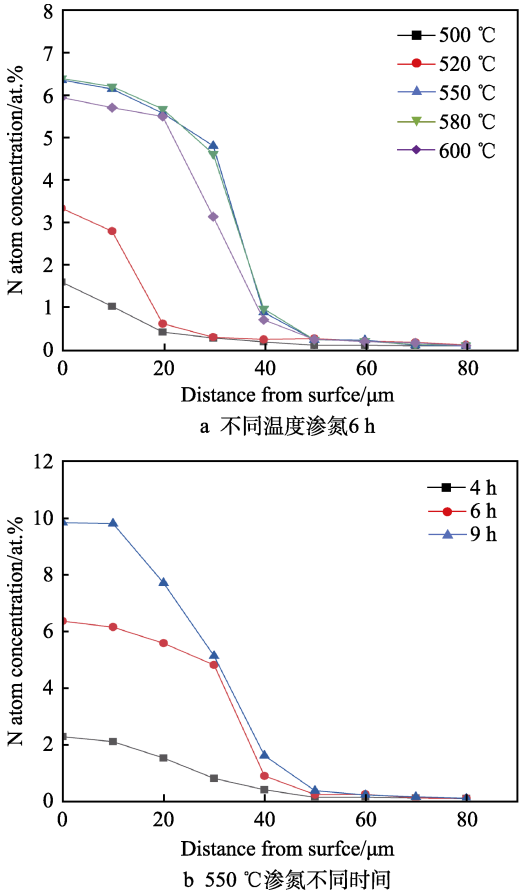
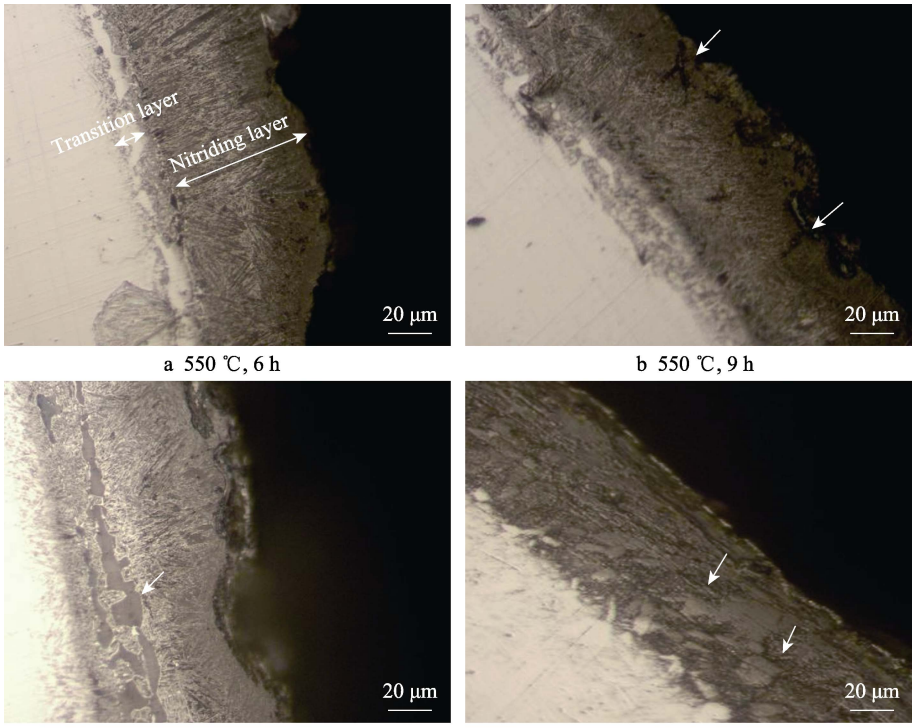


图 4　C422 钢表面渗氮层中 N 原子的浓度分布曲线
Fig.4　N atom distribution curves of the nitriding layers of the C422 steel samples: (a) after nitriding at different temperatures for 6 h; (b) after nitriding at 550 ℃ for various times

渗氮层厚度不变，反而在渗氮层表面生成较多的脆性相，导致渗层起泡、剥落[25]，甚至诱发表面裂纹，如图 5b 中箭头所示。在 580 ℃下渗氮处理，在渗氮层中可见平行于表面的带状组织缺陷，如图 5c 中箭头所示。这主要是由于渗氮温度升高，在 C422 钢试样渗氮层中的氮化物逐渐聚集，阻碍 N 原子向试样内部扩散，导致 N 元素在该区域富集[26]。继续提高渗氮温度至 600 ℃，渗氮层组织呈现粗大的倾向，如图 5d 中箭头所示，组织结构劣化，对渗氮层的性能也会产生不利影响。综上，本研究中，550 ℃、6 h 的渗氮参数最为合理。

2.3　显微硬度

实验测得调质处理 C422 钢的硬度为 270HV。在随后的渗氮过程中，N 原子渗入钢基体中，逐渐形成 Fe_3N、Fe_4N 及合金元素碳氮化合物相（图 3），这些化合物具有高硬度（550~1200HV[27]），导致渗氮层的硬度显著提高。与图 4 的 N 原子浓度分布规律一致，渗氮钢试样由表面至基体，其硬度也呈单调下降趋势，因此也可以通过硬度测试来表征渗氮层的厚度。由图 6a 可见，500 ℃、6 h 渗氮试样在距表面 25 μm

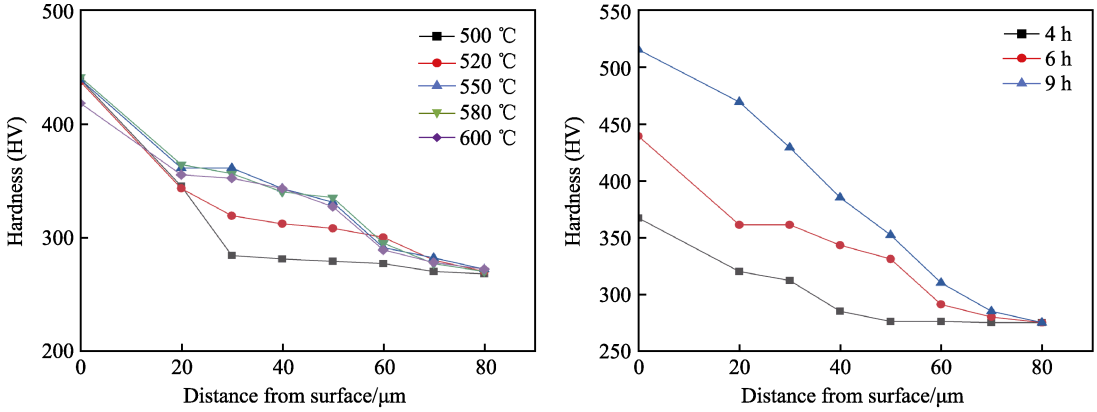


a 550 ℃, 6 h　　b 550 ℃, 9 h

c 580 ℃, 6 h　　d 600 ℃, 6 h

图 5　不同条件下 C422 钢渗氮层的截面形貌

Fig.5 Optical cross-sectional images of the nitrided layers of the C422 samples under different nitriding conditions



a 不同温度渗氮6 h　　b 550 ℃渗氮不同时间

图 6　C422 钢渗氮层中显微硬度的分布曲线

Fig.6 Microhardness distribution curves of the nitriding layers of the C422 steel samples:
(a) after nitriding at different temperatures for 6 h; (b) after nitriding at 550 ℃ for various times

处的硬度降至与基体硬度相当，而 520~600 ℃保温 6 h 的试样在距表面 80 μm 处的硬度才降至 270HV。这说明 500~550 ℃保温 6 h 渗氮处理，随着温度的上升，渗层厚度由 25 μm 增加至 80 μm 后没有明显变化。此外，随着渗氮温度由 500 ℃升高到 580 ℃，渗氮层的表面硬度增大，但变化不大。当渗氮温度继续升高到 600 ℃时，渗氮 C422 钢的表面硬度反而有所降低。这主要是由于渗氮温度过高，氮化物与母相脱离共格关系并聚集球化，硬度反而下降[28]。由图 6b 可见，渗氮温度为 550 ℃时，随着渗氮时间的延长，渗氮层的硬度单调升高，保温 9 h 所得渗氮层的表面硬度最高，为 515HV。保温 4 h 试样在距表面 50 μm 处的硬度降至与基体硬度相当，即其渗层厚度为 50 μm。由硬度测试所确定的 C422 钢表面的渗氮层厚度，与图 4、图 5 的 N 原子浓度测试及金相观察所得结果完全一致。

2.4　缺口敏感性

静载荷下，材料的缺口敏感性通常采用缺口敏感度参数（NSR）来衡量，见式 2。

$$\mathrm{NSR}=\frac{R_{\mathrm{mn}}}{R_{\mathrm{m}}} \tag{2}$$

式中：R_{mn} 为缺口试样的抗拉强度，R_{m} 为无缺口试样的抗拉强度。当 NSR 大于等于 1 时，材料对缺

口不敏感，且比值越大，对缺口越不敏感；而当 NSR 明显小于 1 时，则材料对缺口敏感，且数值越小，缺口敏感性越高[29]。未渗氮及在 550 ℃下保温 6 h 渗氮的有无缺口 C422 钢试样拉伸过程的应力（σ）-应变（ε）曲线如图 7 所示，其 R_m、屈服强度（$R_{p0.2}$）、延伸率（A）及断口收缩率（Z）等力学性能数据列于表 2 中。

由图 7 及表 2 可以看出，有无渗氮的 C422 缺口试样的 R_m 均比无缺口试样低 129 MPa，由公式 2 计算得到，渗氮和未渗氮 C422 钢的敏感度 NSR 分别为 0.842 和 0.844，均小于 1。这表明 C422 钢存在一定的缺口敏感性，渗氮处理后，C422 钢的 NSR 值仅降低了 0.002，渗氮处理基本上未增加 C422 钢的缺口敏感性。屈强比（$R_{p0.2}/R_m$）是衡量金属材料塑性变形能力的指标，屈强比增大，则其塑性变形能力变差[30]。经渗氮处理后，光滑 C422 钢试样的屈强比上升 0.09，缺口试样则上升了 0.06，有无缺口的 C422 钢试样的屈强比均有小幅度上升，表明渗氮后 C422 钢的脆性略有增加。开缺口及渗氮处理均显著降低了试样的延伸率（A）及断后伸长率（Z），且缺口效应更加显著。这是因为，一方面在缺口尖端产生应力集中，金属材料呈现脆化倾向[31]；另一方面，表面渗氮层为硬脆组织，会增加 C422 钢的脆性。

2.5　断口形貌

C422 钢光滑试样断口上存在纤维区（A）、放射区（B）和剪切唇（C）3 个不同区域（图 8a）。其中，放射区呈人字纹特征，人字纹尖头指向试样中心，表明裂纹源起于试样中心的纤维区。纤维区沿径向产生裂纹，裂纹持续扩展，最终导致试样断裂，在试样边缘形成剪切唇。光滑渗氮 C422 钢试样断口上的纤维区和放射区面积小于光滑未渗氮试样，且断口更加平整，说明渗氮后，光滑试样的塑性降低（图 8b）。开缺口 C422 钢试样断口上的纤维区和放射区不明显，裂纹在缺口根部形成，并迅速扩展，短时间内即发生断裂（图 8c、d）。其中，缺口未渗氮试样的断口粗糙，颜色较灰暗，裂纹由试样两侧缺口萌生，向试样中心扩展，到达中心后纵向发展，在断口中部留下台阶，直至最终断裂（图 8c）。缺口渗氮 C422 钢试样的断口光滑平整，颜色光亮，结合图 7b，断裂裂纹在缺口根部产生后迅速扩展，在形变量极小的情况下发生瞬时断裂。

如图 9a 所示，未渗氮的 C422 钢缺口试样断口上有大量小而密集的等轴韧窝，呈韧窝聚集型断口特征[32]。调质处理后，在 C422 钢内部形成了大量细小的碳化物颗粒，均匀地镶嵌于铁素体的基体中。在 C422 钢试样拉伸过程中，微裂纹在碳化物粒状与铁素体界面处萌生，形成大量小而密集的韧窝，如图 9a 上的放大图所示。渗氮后，C422 钢试样近表面 80 μm 区域内的断面光滑平整，呈典型解理断裂特征，而未渗氮的钢基体仍呈韧窝聚集型断裂特征（图 9b）。硬脆渗氮层在一定程度上增大了材料的脆性。

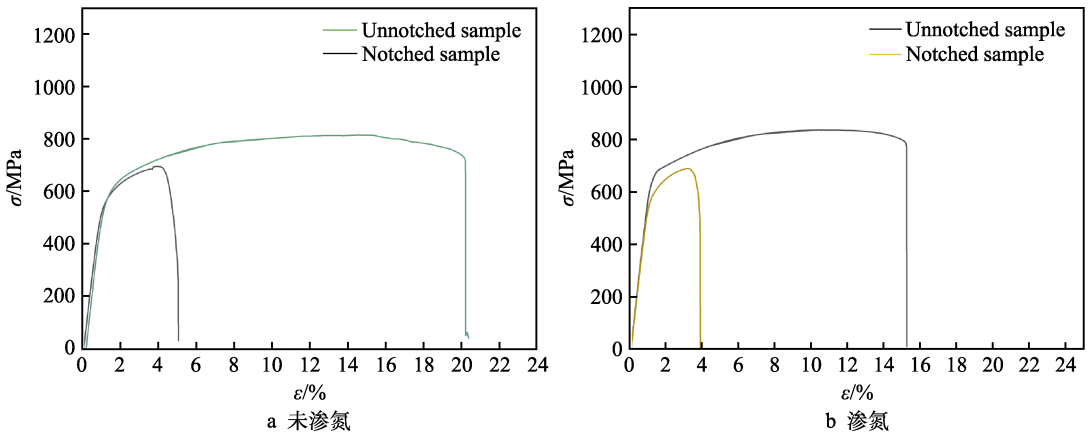


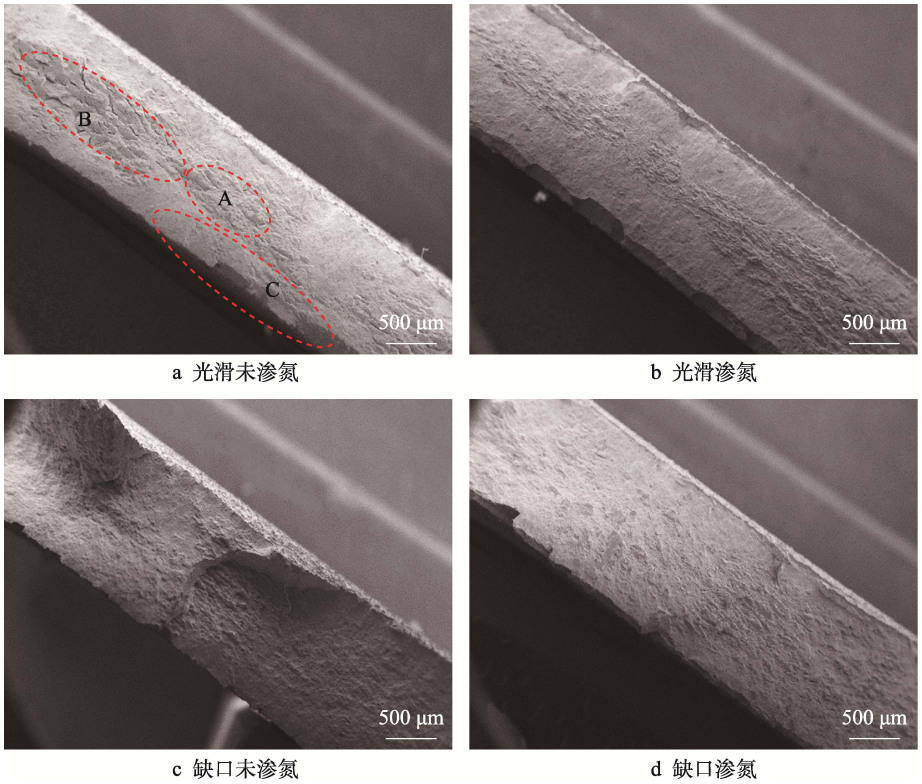
图 7　未渗氮及渗氮 C422 钢试样的应力-应变曲线

Fig.7 σ-ε curves of the C422 steel samples: (a) without nitriding; (b) with nitriding

表 2　C422 钢试样的拉伸力学性能

Tab.2 Tensile mechanical properties of the C422 steel samples

States	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	$R_{p0.2}/R_m$	A/%	Z/%
Unnotched, without nitriding	826	510	0.62	18.71	18.33
Unnotched, nitriding	815	580	0.71	13.81	7.00
Notched, without nitriding	697	549	0.79	3.60	2.67
Notched, nitriding	686	581	0.85	1.95	1.11

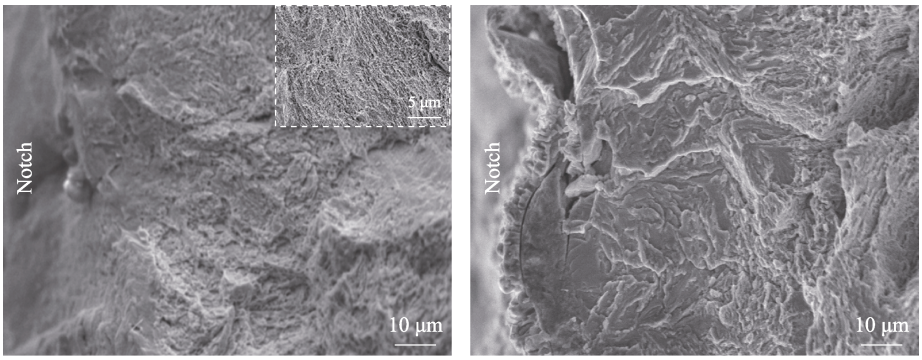


a 光滑未渗氮　　b 光滑渗氮

c 缺口未渗氮　　d 缺口渗氮

图 8　C422 钢试样拉伸断口低倍形貌

Fig.8 Low-magnification SEM tensile fractographs of the C422 steel samples: (a) unnotched, without nitriding; (b) unnotched with nitriding; (c) notched without nitriding; (d) notched with nitriding



a 未渗氮　　b 渗氮

图 9　未渗氮及渗氮 C422 钢缺口试样的拉伸断口形貌

Fig.9 SEM tensile fractographs of the notched C422 steel samples: (a) without nitriding; (b) with nitriding

3　结论

1）随着渗氮温度的提高和时间的延长，渗氮层中的 N 浓度增加，厚度增加，550 ℃、6 h 渗氮处理后，C422 钢试样的渗氮层组织致密，渗氮层厚度约为 80 μm；进一步提高渗氮温度，延长渗氮时间，渗氮层的厚度变化不大，但渗氮层组织粗化，局部剥落，产生裂纹。

2）在 C422 钢固体渗氮过程中，N 原子除了与基体反应形成 Fe_3N 和 Fe_4N 外，还与钢中的合金元素反应，生成 $Cr_{23}C_6$、CrN、VN 和 WN 等化合物，显著提高渗氮层的硬度与耐磨性。

3）C422 钢缺口试样的 R_m 明显低于无缺口试样，NSR 约为 0.84，具有一定的缺口敏感性，渗氮并未导致 C422 钢缺口敏感性的明显变化。经渗氮处理后，有无缺口 C422 钢试样的屈强比均小幅度上升，塑性下降明显，C422 钢的脆性明显增加。

4）调质处理态 C422 钢试样为韧窝聚集型断裂，渗氮 C422 钢试样中心部位的断裂机制不变，但表面渗氮层呈解理断裂，脆性特征明显。

参考文献：

[1]　齐越, 李骥, 卢伦, 等. 汽轮机叶片用 2Cr12NiMo1W1V

不锈钢偏析缺陷成因分析及改善措施[J]. 理化检验(物理分册), 2019, 55(9): 602-606.
QI Yue, LI Ji, LU Lun, et al. Cause Analysis and Improvement Measures for Segregation Defects in 2Cr12NiMo1W1V Stainless Steel for Steam Turbine Blade [J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Physical Testing), 2019, 55(9): 602-606.

[2] 张洲全, 涂湛, 何可龙, 等. 汽轮机高压主汽阀阀杆断裂原因分析[J]. 汽轮机技术, 2016, 58(1): 78-80.
ZHANG Zhou-quan, TU Zhan, HE Ke-long, et al. High Pressure Turbine Valve Stem Failure Analysis[J]. Turbine Technology, 2016, 58(1): 78-80.

[3] 张涛, 田峰, 陈浩, 等. 超临界汽轮机中压调速汽阀 2Cr12NiMo1W1V 钢阀杆断裂原因分析[J]. 理化检验(物理分册), 2015, 51(4): 278-282, 289.
ZHANG Tao, TIAN Feng, CHEN Hao, et al. Causes Analysis on Rupture of 2Cr12NiMo1W1V Steel Reheat Interceptor Valve Stem of a Ultra-Supercritical Turbine[J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Physical Testing), 2015, 51(4): 278-282, 289.

[4] 张健, 缪春辉, 秦小龙, 等. 某超临界汽轮机主汽阀杆断裂原因分析[J]. 装备环境工程, 2021, 18(6): 130-135.
ZHANG Jian, MIAO Chun-hui, QIN Xiao-long, et al. Failure Analysis on Main Steam Valve Stem of an Ultra-Supercritical Turbine[J]. Equipment Environmental Engineering, 2021, 18(6): 130-135.

[5] 胡胜天. 1Cr12Ni3MoVN 钢调质与气体渗氮工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
HU Sheng-tian. Process Study on Quenching & Tempering and Gas Nitriding of Steel 1Cr12Ni3MoVN[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.

[6] 李万军, 李肖霞. 1Cr11MoNiW1VNbN 钢气体渗氮方法研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(22): 213-214.
LI Wan-jun, LI Xiao-xia. Research on Gas Nitriding Method of 1Cr11MoNiW1VNbN Steel[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(22): 213-214.

[7] DE ALMEIDA E A D S, DA COSTA C E, MILAN J C G. Study of the Nitrided Layer Obtained by Different Nitriding Methods[J]. Matéria, 2015, 20(2): 460-465.

[8] 李肖霞. 离子渗氮技术在汽轮机组阀杆类零件中的应用[J]. 机械工程师, 2017(4): 120-121.
LI Xiao-xia. Application of Ion Nitriding Technology in Valve Rod Parts of Steam Turbine[J]. Mechanical Engineer, 2017(4): 120-121.

[9] 李杨, 王亮. 离子氮化技术的研究进展[J]. 材料导报, 2014, 28(13): 61-64.
LI Yang, WANG Liang. Research Progress in Plasma Nitriding[J]. Materials Review, 2014, 28(13): 61-64.

[10] APARECIDA D S A E, MILAN J C G, EDIL D C C. Acquired Properties Comparison of Solid Nitriding, Gas Nitriding and Plasma Nitriding in Tool Steels[J]. Materials Research, 2015, 18(1): 27-35.

[11] 毛磊, 李如栋, 张道钢, 等. 2Cr12NiMoWV 钢的回火转变[J]. 热加工工艺, 2000, 29(4): 30-32.
MAO Lei, LI Ru-dong, ZHANG Dao-gang, et al. Tempering Transformation of Steel 2Cr12NiMoWV[J]. Hot Working Technology, 2000, 29(4): 30-32.

[12] 李少君. 固体渗氮[J]. 金属热处理, 1984, 9(8): 47.
LI Shao-jun. Solid Nitriding[J]. Heat Treatment of Metals, 1984, 9(8): 47.

[13] 杨剑群, 刘勇, 叶铸玉, 等. 2Cr13 钢的表面气体渗氮处理[J]. 金属热处理, 2009, 34(7): 16-18.
YANG Jian-qun, LIU Yong, YE Zhu-yu, et al. Surface Nitriding for 2Cr13 Steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2009, 34(7): 16-18.

[14] PADILHA A F, PLAUT R L, RIOS P R. Annealing of Cold-Worked Austenitic Stainless Steels[J]. ISIJ International, 2003, 43(2): 135-143.

[15] 常连霞, 张建振, 夏广明, 等. 表面渗氮金相组织机理研究[J]. 汽车工艺与材料, 2020(11): 54-58.
CHANG Lian-xia, ZHANG Jian-zhen, XIA Guang-ming, et al. Mechanism Research on Surface Nitriding Metallographic Structure[J]. Automobile Technology & Material, 2020(11): 54-58.

[16] 陈洋洋. 奥氏体不锈钢气体渗氮及耐磨耐蚀性能研究[D]. 青岛: 山东科技大学, 2018.
CHEN Yang-yang. Gaseous Nitriding and Investigation of Tribological and Corrosive Properties of Austenitic Stainless Steel[D]. Qingdao: Shandong University of Science and Technology, 2018.

[17] FAN Rui-cheng, GAO Ming, MA Ying-che, et al. Effects of Heat Treatment and Nitrogen on Microstructure and Mechanical Properties of 1Cr12NiMo Martensitic Stainless Steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2012, 28(11): 1059-1066.

[18] TORO A, MISIOLEK W Z, TSCHIPTSCHIN A P. Correlations between Microstructure and Surface Properties in a High Nitrogen Martensitic Stainless Steel[J]. Acta Materialia, 2003, 51(12): 3363-3374.

[19] GUARDIAN R, ROSALES-CADENA I, VALLE-MATA J L, et al. Appraisal of Surface Modified AISI 316 L Stainless Steels by Plasma and Solid Nitriding Techniques[J]. Materials Sciences and Applications, 2020, 11(7): 462-473.

[20] ZHANG Xiang-feng, WANG Jun, FAN Hong-yuan, et al. Erosion-Corrosion Resistance Properties of 316L Austenitic Stainless Steels after Low-Temperature Liquid Nitriding[J]. Applied Surface Science, 2018, 440: 755-762.

[21] FOSSATI A, BORGIOLI F, GALVANETTO E, et al. Glow-Discharge Nitriding of AISI 316L Austenitic Stainless Steel: Influence of Treatment Time[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(11): 3511-3517.

[22] 曹永录, 刘德义, 刘世程, 等. 奥氏体不锈钢固溶渗氮研究[J]. 大连铁道学院学报, 2005, 26(4): 76-80.
CAO Yong-lu, LIU De-yi, LIU Shi-cheng, et al. Study of Solid Solution Nitriding of Austenitic Stainless Steels[J]. Journal of Dalian Railway Institute, 2005, 26(4): 76-80.

[23] GEMMA K, KAWAKAMI M. Enhancement of Nitriding Rate in SUS304 Austenitic Stainless Steel under Gas Nitriding[J]. High Temperature Materials and Processes, 1989, 8(4): 205-216.

[24] 胡胜天, 刘永, 王建坤, 等. 1Cr12Ni3MoVN 钢渗氮层的组织与性能[J]. 金属热处理, 2019, 44(6): 6-10.
HU Sheng-tian, LIU Yong, WANG Jian-kun, et al. Micro-

structure and Properties of Nitrided Layer for 1Cr12Ni3-MoVN Steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(6): 6-10.

[25] 王荣滨. 钢氮化质量缺陷分析及对策[J]. 现代制造工程, 2002(1): 52-53.
WANG Rong-bin. Analysis and Countermeasures of Steel Nitriding Quality Defects[J]. Machinery Manufacturing Engineer, 2002(1): 52-53.

[26] 宫秀敏, 牛龙江, 叶卫平, 等. 铝合金钢盐浴硫氮碳共渗层中合金元素的分布及组织特征[J]. 金属学报, 1996, 32(8): 25-29.
GONG Hiu-min, NIU Long-jiang, YE Wei-ping, et al. Microstructure and Distribution of Elements in Salt Bath Sulfonitro-Carburizing Layer of Al-Containing Alloy Steels[J]. Acta Metallrugica Sinica, 1996, 32(8): 25-29.

[27] 李凯. 3Cr13 马氏体不锈钢等离子渗氮层组织及性能研究[D]. 大连: 大连海事大学, 2017.
LI Kai. Study on Microstructure and Property of Plasma Nitrided 3Cr13 Martensitic Stainlesssteel[D]. Dalian: Dalian Maritime University, 2017.

[28] 范艳艳, 李亚斐, 刘经宇, 等. 真空氮碳共渗工艺对不同钢种组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 2021, 50(2): 138-140.
FAN Yan-yan, LI Ya-fei, LIU Jing-yu, et al. Influence of Vacuum Nitrocarburizing Process on Microstructure and Properties of Different Steels[J]. Hot Working Technology, 2021, 50(2): 138-140.

[29] 刘海军, 曹睿, 何洪, 等. K418 合金缺口敏感性研究[J]. 稀有金属, 2010, 34(5): 699-704.
LIU Hai-jun, CAO Rui, HE Hong, et al. Notch Sensitivity of K418 Alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2010, 34(5): 699-704.

[30] 李桂川. 退火工艺对 Q195 冷轧钢板组织及屈强比的影响[D]. 济南: 山东大学, 2017.
LI Gui-chuan. Effect of Annealing Process on Microstructure and Yield Ratio of Cold-Rolling Q195 Steel Sheets[D]. Jinan: Shandong University, 2017.

[31] 王若民, 段谟刚, 张健, 等. 服役态 HR3C 耐热钢管的缺口敏感性[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(10): 66-72.
WANG Ruo-min, DUAN Mo-gang, ZHANG Jian, et al. Notch Sensitivity of In-Service HR3C Heat Resistant Steel Tube[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2020, 41(10): 66-72.

[32] TIAN Wen-ming. Stress Corrosion Cracking of 5Cr17Ni4Cu4Nb and 1Cr12Ni3Mo2VN Martensitic Stainless Steels under Constant Load[J]. International Journal of Electrochemical Science, 2020: 6572-6581.

（上接第 184 页）

[17] 苏峰华, 毛川, 李助军. 织构深度对不锈钢表面油润滑条件下摩擦学性能影响的试验和仿真研究[J]. 摩擦学学报, 2019, 39(2): 181-187.
SU Feng-hua, MAO Chuan, LI Zhu-jun. Experiment and Simulation Study on the Effect of Texture Depth on Tribological Properties of Stainless Steel Surface under Oil Lubricating Condition[J]. Tribology, 2019, 39(2): 181-187.

[18] 刘思思, 刘强, 刘金刚, 等. 表面微织构化石墨涂层对铝合金表面的协同减摩机理研究[J]. 表面技术, 2019, 48(8): 29-38.
LIU Si-si, LIU Qiang, LIU Jin-gang, et al. Synergistic Antifriction Mechanism of Surface Micro-Textured Graphite Coating on Aluminum Alloy Surface[J]. Surface Technology, 2019, 48(8): 29-38.

[19] 何霞, 廖文玲, 王国荣, 等. 织构边缘凸起对压裂泵柱塞密封副摩擦性能的影响[J]. 润滑与密封, 2016, 41(7): 96-101.
HE Xia, LIAO Wen-ling, WANG Guo-rong, et al. Influence of Edges Bulgeof Texture on Tribological Performances of Plunger-Seal Pair in Fracturing Pump[J]. Lubrication Engineering, 2016, 41(7): 96-101.

[20] 莫丽, 贾杜平, 何军, 等. 考虑橡胶弹性变形及织构直径对压裂泵柱塞密封摩擦学性能研究[J]. 机械设计与研究, 2019, 35(2): 91-95, 100.
MO Li, JIA Du-ping, HE Jun, et al. Study on Tribological Properties of Fracturing Pump Plunger Seals Considering Rubber Elastic Deformation and Texture Diameter[J]. Machine Design & Research, 2019, 35(2): 91-95, 100.

[21] ZHANG Hui, HUA Meng, DONG Guang-neng, et al. A Mixed Lubrication Model for Studying Tribological Behaviors of Surface Texturing[J]. Tribology International, 2016, 93: 583-592.

[22] 剡珍, 孙嘉奕, 姜栋, 等. 激光织构化 TiN 薄膜的干摩擦性能研究[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(4): 518-526.
YAN Zhen, SUN Jia-yi, JIANG Dong, et al. Tribological Behavior of Laser Textured TiN Films under Dry Friction Condition[J]. Tribology, 2017, 37(4): 518-526.

[23] SEDLAČEK M, PODGORNIK B, RAMALHO A, et al. Influence of Geometry and the Sequence of Surface Texturing Process on Tribological Properties[J]. Tribology International, 2017, 115: 268-273.

[24] 李志虎. 汽车用橡胶零件失效分析与预防[M]. 长春: 吉林大学出版社, 2017.
LI Zhi-hu. Failure Analysis and Prevention of Rubber Parts for Automobiles[M]. Changchun: Jilin University Press, 2017.

[25] 王静秋, 王晓雷. 表面织构创新设计的研究回顾及展望[J]. 机械工程学报, 2015, 51(23): 84-95.
WANG Jing-qiu, WANG Xiao-lei. State of the Art in Innovative Design of Surface Texture[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2015, 51(23): 84-95.

[26] 张娜, 杨发展, 刘绪超, 等. 表面织构激光加工技术研究现状分析[J]. 工具技术, 2018, 52(11): 3-6.
ZHANG Na, YANG Fa-zhan, LIU Xu-chao, et al. Development Situation of Surface Micro Texture with Laser Processing[J]. Tool Engineering, 2018, 52(11): 3-6.

[27] 吕晓仁, 何恩球, 罗旋, 等. 基于摩擦学系统理论的采油螺杆泵定子橡胶磨损分析[J]. 润滑与密封, 2013, 38(10): 87-90.
LV Xiao-ren, HE En-qiu, LUO Xuan, et al. Analysis on Wear of Stator Rubber in Oil Screw Pump Based on Tribological System Theory[J]. Lubrication Engineering, 2013, 38(10): 87-90.