

离子渗氮工艺参数对 4Cr5MoSiV 钢 表层组织与性能的影响

刘建睿, 严宏志, 李算, 田昊, 秦娟

(中南大学 高性能复杂制造国家重点实验室, 长沙 410083)

摘要: **目的** 研究离子渗氮的温度及时间对 4Cr5MoSiV 钢渗氮层组织、表面硬度及耐磨性的影响, 获得提高硬度、耐磨性的最优工艺参数。 **方法** 对 4Cr5MoSiV 钢表面进行离子渗氮处理, 渗氮温度分别为 450、480、510、540 °C, 保温时间分别为 5、10、15、20 h。利用维氏显微硬度仪测量渗层深度及表面硬度; 利用 X 射线衍射仪分析渗层物相组成; 利用摩擦磨损试验机评价试样耐磨性; 通过扫描电镜观察表面磨痕区域。 **结果** 离子渗氮渗层表面的物相主要为 γ' -Fe₄N 相和 ϵ -Fe₂₋₃N 相。在实验范围内, 随着温度的升高或时间的增加, 材料渗层深度、表面硬度增加, 磨损率减少, 但当温度过高或时间过长时, 表面硬度下降, 磨损率增加。在 480 °C 的条件下进行 20 h 离子渗氮的材料, 表面具有最好的摩擦学性能, 表面硬度为 1147 HV_{0.2}, 磨损率为 $2.13 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 渗氮层深 0.24 mm, 化合物层深 14.05 μm , 摩擦系数为 0.45, 磨损状态为磨粒磨损。 **结论** 离子渗氮是适合于变截面弹簧的表面强化方式, 可以在材料表面形成具有一定厚度、均匀分布的渗氮层组织, 显著提升表面硬度和耐磨性, 降低摩擦系数。

关键词: 变截面弹簧; 4Cr5MoSiV 钢; 离子渗氮; 渗氮层组织; 耐磨性; 表面硬度

中图分类号: TG156.8+2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)08-0199-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.08.026

Effect of Ion Nitriding Process Parameters on Surface Properties of 4Cr5MoSiV Steel

LIU Jian-rui, YAN Hong-zhi, LI Suan, TIAN Hao, QIN Juan

(National Key Laboratory for High-performance Complex Manufacturing, Central South University, Changsha 410083, China)

ABSTRACT: The work aims to study the effect of temperature and time of ion nitriding on the structure, surface hardness and wear resistance of nitriding layer of 4Cr5MoSiV steel, and to obtain the optimum technological parameters for improving wear resistance and hardness. The surface of 4Cr5MoSiV steel was treated by ion nitriding with the nitriding temperatures of 450, 480, 510 and 540 degrees, and the holding time of 5, 10, 15 and 20 h, respectively. The penetration depth and surface hardness were measured by micro Vickers hardness tester. The phase composition was measured by XRD. The wear resistance of the samples was evaluated by friction and wear tester. The wear scar area was observed by scanning electron microscopy. The phase

收稿日期: 2018-11-24; 修订日期: 2019-06-30

Received: 2018-11-24; Revised: 2019-06-30

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51575533)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51575533)

作者简介: 刘建睿 (1994—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为机械制造。

Biography: LIU Jian-rui (1994—), Male, Master, Research focus: machinery manufacturing.

通讯作者: 严宏志 (1964—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为高性能航空传动零件的制造理论与技术。邮箱: yhzcsu@163.com

Corresponding author: YAN Hong-zhi (1964—), Male, Doctor, Professor, Research focus: manufacturing theory and technology of high-performance aero transmission parts. E-mail: yhzcsu@163.com

composition of the compound layer on the surface of nitriding layer was mainly γ' -Fe₄N and ϵ -Fe₂₋₃N. In the experimental range, with the increase of temperature or time, the penetration depth and surface hardness of the material increased, and the wear rate decreased. However, when the temperature was too high or the time was too long, the surface hardness decreased and the wear rate increased. The surface of plasma nitriding material had the best tribological properties at 480 degree and 20 h. The surface hardness was 1147 HV_{0.2}, wear rate was $2.13 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, nitriding layer depth was 0.24 mm, compound layer depth was 14.05 μm , friction coefficient was 0.45, and wear state was abrasive wear. Ion nitriding is a surface strengthening method suitable for variable cross-section springs and can form a nitriding layer with a certain thickness and uniform distribution on the surface of materials to significantly improve the surface hardness and wear resistance, and reduce the friction coefficient.

KEY WORDS: variable cross-section spring; 4Cr5MoSiV steel; ion nitriding; nitriding layer structure; wear resistance; surface hardness

超越弹簧离合器作为直升机传动系统中的核心部件,具有承载能力高、传动平稳、简单轻巧的特点。变截面弹簧(图1)是超越弹簧离合器中的主要工作元件,其形状复杂,应用于高转速工况,通过径向扩张与收缩的方式可以实现输入输出壳体的结合、超越等过程。在这两个过程中,弹簧表面均承受着巨大压应力和接触摩擦,因此弹簧耐磨性直接决定离合器的可靠性和使用寿命^[1]。而对零件表面进行强化处理是提高耐磨性的有效方法,因此开展变截面弹簧表面强化的研究对我国直升机传动技术的发展具有重大意义。

国内外科研人员主要通过喷丸、渗氮及表面淬火的方式来改善弹簧钢的表面性能。Farrahi 等^[2]基于 60SC7 弹簧钢的喷丸实验,发现喷丸可以提升材料表面抗疲劳性,减少表面承受的拉应力,但容易使工件变形^[3],增加工件表面粗糙度^[4],影响弹簧的使用性能。Leiro^[5]分析了局部高频表面淬火对高硅弹簧钢性能的影响,发现表面硬度比一般淬火后的硬度高出 2~4HRC,但这一强化效果达不到设计要求。李亿莲等^[6]利用多种渗氮方式对 50CrVA 弹簧钢进行了实验,发现渗氮可以显著提升基材表面硬度,增强弹簧钢耐磨性和使用寿命。此外,在诸多渗氮方式中,有大量研究表明^[7-11],离子渗氮具有渗氮速度较快、渗氮均匀、渗氮层脆性小、变形小、处理温度范围较宽等优点,适用于各种钢材。目前,国内外并未开展针对变截面弹簧表面强化方式的研究,而对比以上多种弹簧钢表面强化方式的特点,离子渗氮是更适合于变截面弹簧这种精密零件的表面强化方式,可以增强弹簧的耐磨性^[12]。

变截面弹簧材料为 4Cr5MoSiV 钢(H11 钢),性能与 4Cr5MoSiV1 钢(H13 钢)相似。但是目前关于 4Cr5MoSiV 钢离子渗氮表面性能的研究很少且不充分。相关文献的研究方法大多集中在固定其他参数或探究某一参数的变化对渗氮层指标的影响,变量变化范围小,实验样本少。同时,两者合金元素含量的不同将导致相同实验条件下结果的差异^[13]。所以,以往研究的参考价值有限,离子渗氮能否应用于变截面弹簧的表面强化并满足设计要求也未可知。因此,开展

4Cr5MoSiV 钢材料离子渗氮的研究,将会为增强变截面弹簧耐磨性开辟一种新途径,为制造高性能的变截面弹簧提供有价值的指导。

本文对 4Cr5MoSiV 钢材料进行离子渗氮实验,研究离子渗氮温度和时间的变化对材料表面渗氮层组织、力学性能和摩擦学性能的影响,验证离子渗氮作为变截面弹簧表面强化方式的可行性,并探究出提升变截面弹簧表面硬度和耐磨性的最优工艺参数。

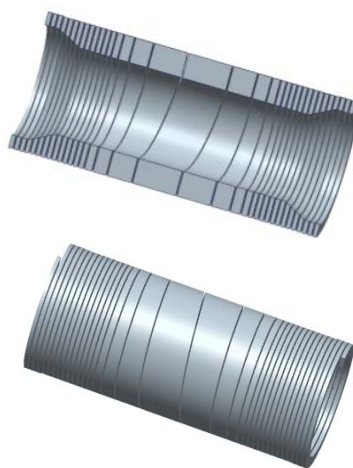


图1 变截面弹簧结构图

Fig.1 Structural diagram of variable cross-section spring

1 实验材料与方法

1.1 实验材料与制备

实验所用材料为 4Cr5MoSiV 钢,其化学成分如表 1 所示。利用线切割制备 16 组 $\phi 50 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 的盘片和边长为 10 mm 的正方体试块,再进行调质处理,经 1030 $^{\circ}\text{C}$ 油淬和 580 $^{\circ}\text{C} \times 45 \text{ min} + 560 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 45 \text{ min}$ 两次回火处理后,基体硬度为 530 HV_{0.2}。再用金相砂纸打磨试样表面,并置于无水乙醇中进行超声波清洗,冷风吹干后待用。用具有辅助阴极装置的 PINI-50 型离子渗氮炉进行离子渗氮实验,可保证温度的均匀性和准确性。首先将炉内抽真空至约 15 Pa,然后充

入氨气并维持炉内压力在 300 Pa 左右。选取的离子渗氮温度分别为热力学温度 723、753、783、813 K（即 450、480、510、540 ℃），保温时间为 5、10、15、20 h。渗氮结束后，在氨气气氛下冷却至室温。

表 1 4Cr5MoSiV 钢化学成分
Tab.1 Chemical composition of 4Cr5MoSiV steel

C	Si	Mn	S	P	V	Cr	Mo
0.33~0.43	0.80~1.20	0.20~0.50	≤0.030	≤0.030	0.30~0.60	4.75~5.50	1.10~1.60

1.2 渗层表征检测

用线切割将正方体试块沿中心切开，经镶样、抛光后，用 2% 的硝酸酒精溶液腐蚀。采用硬度检测法测定渗氮层深度，以硬度大于 580HV_{0.2} 的部分为渗氮层。用 HXD-1000TMB 显微硬度仪检测试块的表面硬度及渗层深度，载荷为 0.2 kg，加载时间为 15 s，截面上硬度测试点间隔为 0.02 mm。采用 M-4XC 倒置金相显微镜观察横截面切面形貌，放大倍数为 500 倍，测量化合物层厚度。采用德国布鲁克公司 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪分析试样表层氮化物类型及其质量比，采用 Cu-Kα 靶，扫描范围为 30°~90°，扫描步长为 0.02°。

1.3 摩擦磨损实验

采用 HT-1000 型摩擦磨损试验机对盘片进行摩擦磨损实验，测试载荷为 20 N，转速为 600 r/min，实验时间为 120 min，旋转半径为 5 mm，对磨件为 Si₃N₄ 球体，实验在无润滑状态下进行。用日立 S3400

扫描电子显微镜观察试验后的磨痕形貌。用 ZMD-2 型自动电子比重仪测量盘片摩擦磨损实验前后的质量变化，测量精度为 0.1 mg。

2 结果及分析

2.1 渗氮层组织分析

图 2 所示为部分试块在金相显微镜下的截面形貌图。可以看到，渗氮层由化合物层和扩散层组成。用硝酸酒精浸蚀后，化合物层因耐蚀性很高而呈光亮的白色（又被称之为白亮层），扩散层因被浸蚀而呈黑色。温度高于 783 K 时，在扩散层中开始出现白色波纹状且与表面走向基本平行的脉状组织。这些脉状组织是氮碳沿晶界优先扩散并在晶界上形成的氮碳化合物^[14]。

不同离子渗氮条件下，4Cr5MoSiV 钢表面化合物层的 X 射线衍射结果如图 3 所示。由图 3 可以看出，仅调质处理后的试样物相只有 α-Fe 相。经过离子氮化后，试样的物相新增了 γ'-Fe₄N 相、ε-Fe₂₋₃N 相和 CrN 相。

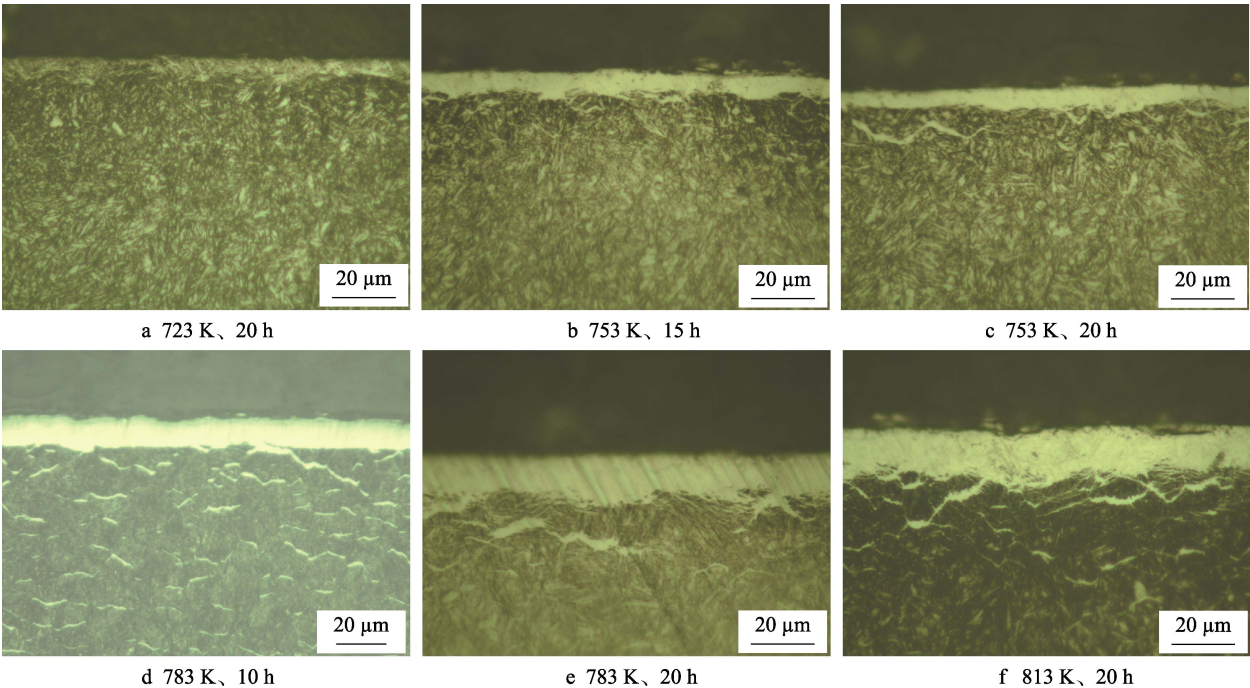


图 2 渗氮层显微组织
Fig.2 Microstructure of nitriding layer

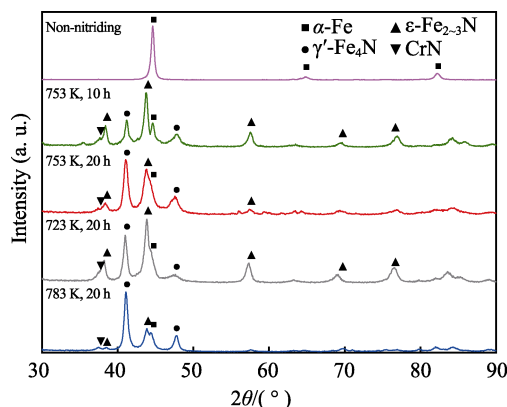


图3 不同离子氮化条件下4Cr5MoSiV钢表面渗氮层X射线衍射图谱

Fig.3 XRD patterns of 4Cr5MoSiV steel nitride layer under different ion nitriding conditions

对4Cr5MoSiV钢表面渗氮层进行近似定量分析,得到不同渗氮条件处理后试样表面各物相的质量比,如表2所示。由表2可知,渗层表面的物相主要为 γ' -Fe₄N相和 ϵ -Fe₂₋₃N相^[15]。通过对比试样1、2、3的实验结果可知,渗氮时首先形成含氮的 α -Fe相。当 α -Fe相达到饱和状态后,继续渗氮,就会发生 α -Fe相向 γ' -Fe₄N相转变,形成一层连续分布的 γ' -Fe₄N相。

当 γ' -Fe₄N相达到过饱和极限后,就会形成含氮量更高的 ϵ -Fe₂₋₃N相。但到达某一时间后,随着时间的延长, ϵ -Fe₂₋₃N相减少, γ' -Fe₄N相增加。通过对比试样3、4、5的实验结果可知,在实验温度范围内,相同时间的条件下,随着渗氮温度的提高, γ' -Fe₄N相增多, ϵ -Fe₂₋₃N相减少。

表2 不同渗氮条件下4Cr5MoSiV钢表面化合物层物相组成
Tab.2 Phase composition of surface compound layer of 4Cr5MoSiV steel under different nitriding conditions %

No.	Nitriding temperature/K, Time/h	α -Fe	ϵ -Fe ₂₋₃ N	γ' -Fe ₄ N	CrN
1	Only tempering	100	0	0	0
2	753, 10	29	42	29	1
3	753, 20	24	36	38	2
4	723, 20	27	40	31	2
5	783, 20	15	27	56	2

材料表面渗氮层、化合物层深度与热力学温度 T (K)、时间 t (h)的关系如图4所示。

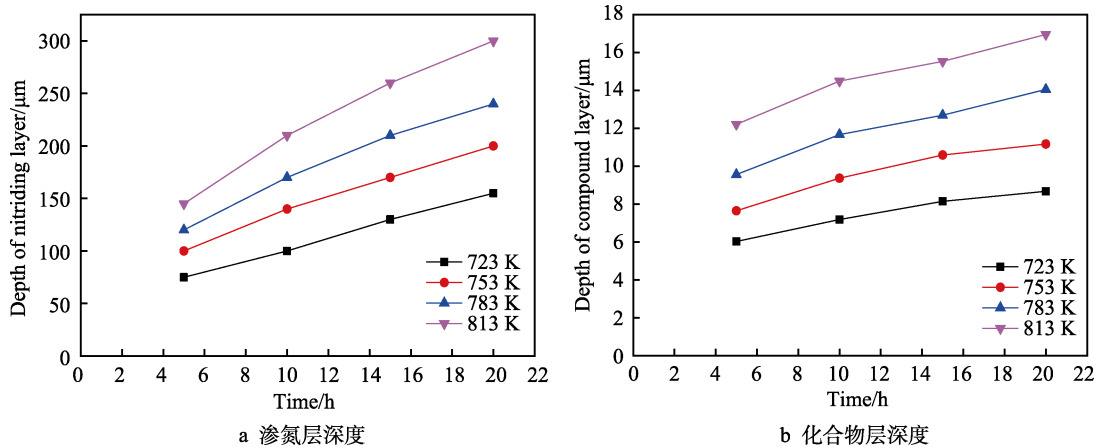


图4 渗层深度与工艺参数的关系

Fig.4 Relation between the depth of nitriding layer and technological parameters: a) nitrided case depth; b) compound layer depth

利用计算机软件对实验结果进行拟合,可知渗氮层深度 $Y(t,T)$ 与时间 t 近似满足抛物线关系(式1),离子渗氮过程满足阿伦尼乌斯方程(式2),其中 K 为温度 T 时的反应速度常数。

$$Y^2(t,T) = Kt \quad (1)$$

$$\ln K = \frac{-Q}{RT} + \ln A \quad (2)$$

将式(1)和(2)联立可得式(3),化合物层深度 $Y_1(t,T)$ 与各工艺参数的关系可以用经验公式^[15](式4)表达。

$$Y^2(t,T) = Ae^{\frac{-Q}{RT}} t \quad (3)$$

$$Y_1^2(t,T,P) = 4K_1^2 A_1 e^{\frac{-Q}{RT}} t^{\frac{1}{n}} P^{\frac{1}{m}} \quad (4)$$

式中: P 为压强(Pa); Q 为氮的扩散激活能(kJ/mol); K_1 为常数; A 为指前因子(也称为频率因子),常数; R 为气体常数8.314 J/(K·mol); n 、 m 为不小于1的正整数。

在实验过程中,压强 P 始终保持不变。因此公式(4)可以进一步简化为公式(5),其中 C_1 为常数。

$$Y_1^2(t,T) = C_1 e^{\frac{-Q}{RT}} t^{\frac{1}{n}} \quad (5)$$

利用计算机对数据进行拟合,得出 $Q=74.626$ kJ/mol, $n=2$, $A=2.799 \times 10^8$, $C_1=4.08 \times 10^6$ 。综上所述,渗氮层

深度 $Y(t, T)$ 、化合物层深度 $Y_I(t, T)$ 及扩散层深度 $Y_{II}(t, T)$ 与时间和热力学温度的数学关系式分别为式 (6)、(7) 和 (8)。将实验结果与计算结果进行误差验算。 $Y(t, T)$ 最大误差率为 2.5%, $Y_I(t, T)$ 最大误差率为 3.14%, $Y_{II}(t, T)$ 最大误差率为 2.45%。因此我们认为渗氮层公式及化合物层的经验公式符合实验结果。

$$Y(t, T) = 1.673 \times 10^4 e^{\frac{-4488}{T}} \frac{1}{t^2} \quad (6)$$

$$Y_I(t, T) = 2.02 \times 10^3 e^{\frac{-4488}{T}} \frac{1}{t^4} \quad (7)$$

$$Y_{II}(t, T) = Y(t, T) - Y_I(t, T) = 1.637 \times 10^4 e^{\frac{-4488}{T}} \frac{1}{t^2} - 2.02 \times 10^3 e^{\frac{-4488}{T}} \frac{1}{t^4} \quad (8)$$

2.2 表面硬度分析

离子渗氮的温度和时间与表面硬度的关系如图 5 所示。由图 5 可知, 经过离子渗氮处理后, 材料表面硬度在 945~1147HV_{0.2} 之间, 比渗氮前的硬度有显著提高。当渗氮温度保持在 723 K 及 753 K 时, 随着时间增加, 表面硬度不断增加; 当渗氮温度保持在 783 K 及 813 K 时, 随着时间增加, 表面硬度先增加, 在 10 h 时达到极大值后开始下降。当保持渗氮时间不变时, 随着渗氮温度的增加, 表面硬度先增加, 当达到一个极大值后开始下降。渗氮时间为 5、15、20 h 时, 表面硬度在 753 K 时达到极大值; 渗氮时间为 10 h 时, 表面硬度在 783 K 时达到极大值。分析认为, 离子渗氮后表面硬度增加, 是由于形成了铁氮化合物 α -Fe 相、 γ' -Fe₄N 相和 ϵ -Fe₂₋₃N 相以及合金氮化物 CrN 相等。温度低或时间短时, 形成的氮化物层很薄, 颗粒很小, 位错很容易切过质点而变形, 因此表面硬度小。渗氮温度越高, 氮原子扩散速度越快, 越容易形成铁氮化合物。但当温度过高或保温时间过长, 合金氮化物将发生聚集长大, 引起氮化物粗化, 而使硬度降低。且温度越高, 长大速度越快, 对硬度的影响越明显^[16]。在各组实验结果中, 753 K 条件下离子渗氮 20 h, 可以达到最大表面硬度 1147HV_{0.2}。

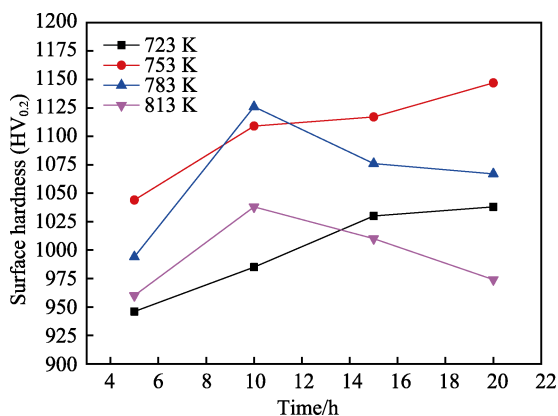


图 5 表面硬度变化图
Fig.5 Variation of surface hardness

2.3 磨损率分析

图 6 为离子渗氮的温度和时间与磨损率的关系图。由图可知, 离子渗氮后, 材料磨损率在 723 K、5 h 条件下取得最大值 $3.69 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 在 753 K、20 h 条件下取得最小值 $2.13 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 仅为基材磨损率的 12%~20%, 说明渗氮可以显著减少材料的摩擦质量损失。渗氮温度保持在 723 K 和 753 K 时, 随着时间的增加, 磨损率一直在减小; 渗氮温度保持在 783 K 和 813 K 时, 磨损率先减小再增大, 分别在 15 h 和 10 h 时达到极小值。当保持渗氮时间不变时, 随着渗氮温度的增加, 磨损率先减小, 当达到一个极小值后开始上升。时间为 5、10、15 h 时, 磨损率在 783 K 达到极小值; 时间为 20 h 时, 磨损率在 753 K 达到最小值。磨损率的变化与表面硬度的变化呈负相关性, 且与渗氮层深度的变化有一定的负相关性。分析认为, 主要是因为材料硬度越高, 抵抗物料压入表面的能力越强, 产生的磨损量就小。同时, 渗层具有一定的厚度, 可以对渗层表面抗磨硬质提供良好的支撑, 充分发挥抗磨硬质耐磨损的能力。这说明表面硬度直接决定材料的耐磨性, 渗氮层的深度影响材料的耐磨性。

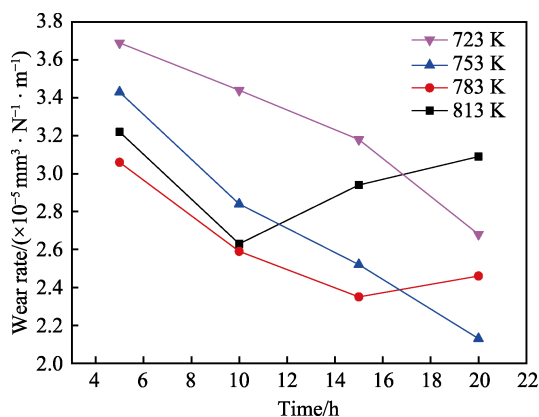


图 6 磨损率变化图
Fig.6 Variation chart of wear rate

2.4 磨痕形貌与摩擦系数分析

为进一步探究材料表面的磨损机理, 根据磨损量损失实验结果, 选取离子渗氮 20 h 的 4 组试样与仅调质处理的试样就磨损情况进行对比分析。5 组试样表面磨痕微观形貌如图 7 所示。由图 7a 可知, 仅调质处理的材料的磨痕表面残留着形状不规则、大小不等的块状磨损颗粒, 更高倍观察仅调质的材料磨痕表面发现, 磨损产物覆盖在表面, 有磨损小颗粒产生, 并发生了团聚 (图 7b)。说明在摩擦过程中, 两摩擦副间存在材料的粘着转移, 原始基体的磨损机制以粘着磨损为主。图 7c 为 723 K 渗氮试样, 可以发现试样无粘着现象, 存在明显的磨痕和犁沟。说明试样因为具有坚硬的化合物层, 能隔绝氮化硅球体与基材的直接对磨, 磨损机制以磨粒磨损为主。图 7d 为 753 K

渗氮试样,从中可以看出,磨痕比较光滑,只有细微的磨痕,磨损最为轻微,说明表面硬度与耐磨性相关,表面硬度越大,耐磨性越强。由图 7e 可知,783 K 渗氮试样与 753 K 试样相比,磨痕变深。说明温度过高、

时间过长,化合物层中氮化物粗化,使得表面硬度下降,耐磨性变差。如图 7f 所示,813 K 渗氮试样的磨痕更深,有颗粒状磨损产物镶嵌在磨痕表面,表明温度越高,对耐磨性的影响越明显^[17]。

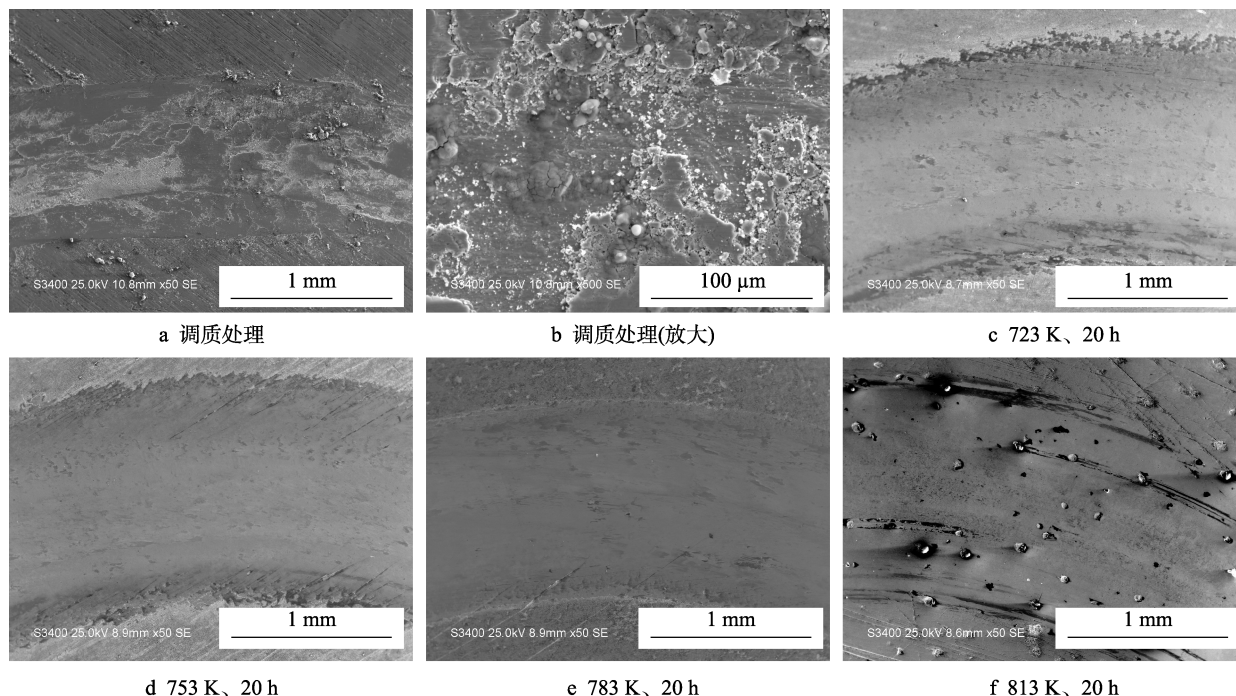


图 7 表面磨痕微观形貌图

Fig.7 SEM micrographs of surface wear morphologies: a) quenching and tempering; b) quenching and tempering treatment (amplified); c) 723 K, 20 h; d) 753 K, 20 h; e) 783 K, 20 h; f) 813 K, 20 h

图 8 为摩擦系数与时间的关系曲线图。五组试样首先进入磨合期,此阶段摩擦系数上升较快,波动较大。氮化后的试样磨合期明显长于未氮化处理的试样,且表面硬度越高,磨合时间越长。随着磨损时间增加,进入稳定磨损阶段,摩擦系数波动较小,氮化后的试样摩擦系数小于未渗氮的试样,表面硬度越高,波动越小,摩擦系数越小。仅调质处理的摩擦系数最大,平均为 0.86。753 K、20 h 条件下离子渗氮的盘片摩擦系数最小,平均为 0.45。这是因为氮化后,在磨损开始阶段,对磨件半球首先接触的是表面化合

物层,化合物层为致密的颗粒状结构,高硬度抑制了塑性变形,表面硬度越高,渗氮层与对磨副接触面积越低,增加了磨合期时间。随着时间增长,渗层磨损加剧,摩擦副接触面积增大,化合物层剥落,形成高硬度的渗氮物颗粒,发生磨粒磨损,未氮化处理材料的粘着磨损增大了摩擦阻力。渗氮层使表面硬度增加,导致摩擦副接触面积变小,最终降低了摩擦系数。

2.5 最优参数确定

根据上述的实验结果及研究分析,最优离子渗氮工艺参数为 480 °C、20 h。该工艺参数不仅能使材料表面性能满足设计要求,获得最大的表面硬度 (1147HV_{0.2})、最少的磨损率 ($2.13 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$)、较深的渗氮层深度 (0.24 mm) 和化合物层深度 (14.05 μm)、最小的摩擦系数 (0.45),还能使其表面有良好的渗层组织分布,避免出现过多的白层和网状或波纹状氮化物。

3 结论

1) 对 4Cr5MoSiV 钢材料进行离子渗氮实验,渗层表层物相主要为 γ' -Fe₄N 相、 ϵ -Fe₂₋₃N 相。随着渗氮温度 and 时间的增加,渗氮层、化合物层及扩散层厚

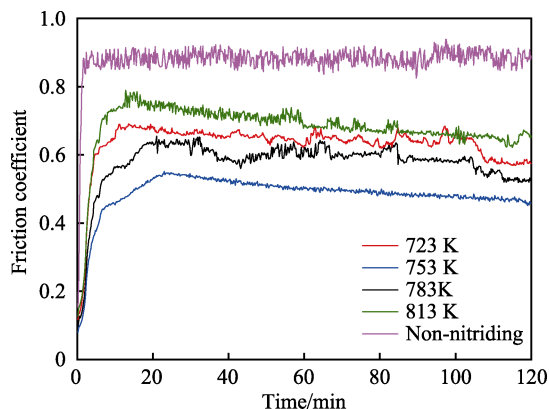


图 8 摩擦系数曲线图

Fig.8 Curve of friction coefficient

度均增加,但增长速度变缓。在实验范围内,通过计算机拟合得到了材料化合物层及扩散层深度与渗氮工艺参数的经验公式,可用于指导变截面弹簧的加工制造。

2) 离子渗氮使得材料表面硬度得到显著提升。表面硬度随着温度升高和时间的增加而增加,当达到一个极大值后,继续增加时间或升高温度,表面硬度开始下降。

3) 离子渗氮有效地增强了材料表面的耐磨性,极大地减少了材料表面的磨损率和摩擦系数。磨损率基本与表面硬度呈负相关性,且与渗氮层深度有一定的负相关性。磨损率随着温度升高和时间的增加而减少,当达到一个极小值后,继续增加时间或升高温度,磨损率开始增加。仅调质处理的材料表面摩擦系数较大,以粘着磨损为主。离子渗氮后摩擦系数较小,材料以磨粒磨损为主。

4) 增强材料表面硬度和耐磨性的离子渗氮最优工艺参数为 480 °C、20 h。在该条件下对变截面弹簧进行离子渗氮表面强化处理,各项指标与实验结果相似,满足了对变截面弹簧耐磨性的设计要求。因此,离子渗氮可以作为变截面弹簧的表面强化方式。

参考文献:

- [1] 严宏志, 叶辉, 陈新宇, 等. 超越弹簧离合器的摩擦磨损特性分析[J]. 机械科学与技术, 2016, 35(4): 630-635. YAN Hong-zhi, YE Hui, CHEN Xin-yu, et al. Analyzing friction and wear characteristics of overrunning spring clutch[J]. Mechanical science and technology for aerospace engineering, 2016, 35(4): 630-635.
- [2] FARRAHI G H, LEBRIJN J L, COURATIN D. Effect of shot peening on residual stress and fatigue life of a spring steel[J]. Fatigue & fracture of engineering materials & structures, 2010, 18(2): 211-220.
- [3] UNAL O, MALEKI E, VAROL R. Effect of severe shot peening and ultra-low temperature plasma nitriding on Ti-6Al-4V alloy[J]. Vacuum, 2018, 150: 69-78.
- [4] CHENG G Q, JIAO Y, TIAN T Y, et al. Effect of wet shot peening on Ti-6Al-4V alloy treated by ceramic beads[J]. Transactions of nonferrous metals society of China, 2014, 24(3): 690-696.
- [5] LEIRO A, ROSHAN A, SUNDIN G K, et al. Fatigue of 0.55C-1.72Si steel with tempered martensitic and carbide-free bainitic microstructures[J]. Acta metallurgica sinica, 2014, 27(1): 55-62.
- [6] 李忆莲, 崔振铎, 吴秉民. 弹簧低温渗氮层组织与疲劳性能研究[J]. 金属热处理, 1994(9): 17-21. LI Yi-lian, CUI Zhen-duo, WU Bing-min. Study on structure of low temperature nitriding layer and property of spring[J]. Heat treatment of metals, 1994(9): 17-21.
- [7] RIDDAR F, RUDOLPHI Å K. Friction, wear and surface damage mechanisms of pneumatic clutch actuators[J]. Wear, 2013, 305(1-2): 36-44.
- [8] SIRIN S Y, SIRIN K, KALUC E. Effect of the ion nitriding surface hardening process on fatigue behavior of AISI 4340 steel[J]. Materials characterization, 2008, 59(4): 351-358.
- [9] GRIGULL S, PARASCANDOLA S. Ion-nitriding induced plastic deformation in austenitic stainless steel[J]. Journal of applied physics, 2000, 88(11): 6925-6927.
- [10] LARISCH B, BRUSKY U, SPIES H J. Plasma nitriding of stainless steels at low temperatures[J]. Surface & coatings technology, 1999, 116-119(6): 205-211.
- [11] COHEN A, BOAS M, ROSEN A. The influence of ion nitriding parameters on the hardness layer of 15-5 PH stainless steel[J]. Thin solid films, 1986, 141(1): 53-58.
- [12] OCHOA E A, WISNIVESKY D, MINEA T, et al. Microstructure and properties of the compound layer obtained by pulsed plasma nitriding in steel gears[J]. Surface & coatings technology, 2009, 203(10): 1457-1461.
- [13] 刘爱国. 低温等离子体表面强化技术[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2015. LIU Ai-guo. Low temperature plasma surface strengthening technologies[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2015.
- [14] KLINGER L, GOTMAN I, GUTMANAS E Y. On the growth of diffusional layer driven by solid solution formation[J]. Scripta materialia, 2005, 53(3): 305-308.
- [15] 周孝重, 陈大凯. 等离子体热处理技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 1990. ZHOU Xiao-zhong, CHEN Da-kai. Plasma heat treatment technology[M]. Beijing: China Machine Press, 1990.
- [16] SOKOLOWSKA A, RUDNICKI J, BEER P, et al. Nitrogen transport mechanisms in low temperature ion nitriding[J]. Surface & coatings technology, 2001, 142(7): 1040-1045.
- [17] 程相征, 谢鲲, 赫庆坤, 等. HT250 刹车盘气体渗氮耐磨性研究[J]. 摩擦学报, 2018, 38(3): 256-263. CHENG Xiang-zheng, XIE Kun, HE Qing-kun, et al. Wear resistance of the HT250 brake disk treated by gas nitriding[J]. Tribology, 2018, 38(3): 256-263.