



Влияние времени низкотемпературного ионно-плазменного азотирования на трибомеханические свойства мартенситной нержавеющей стали 30X13

К.Д.Орманбеков^{*1} , З.С.Сатбаева^{1,2} , Д.Р.Орынбеков¹ , В.Н.Коц¹ 

¹НАО «Шәкәрім университет», Семей, Казахстан

²ТОО «Plasma Science», Усть-Каменогорск, Казахстан

E mail: kuanysh.dauletson@gmail.com, satbaeva.z@mail.ru, d.orynbekov@shakarim.kz, kotvladislav1@gmail.com

Аннотация. В работе исследовано влияние продолжительности низкотемпературного ионно-плазменного азотирования на микроструктуру, фазовый состав и функциональные свойства мартенситной нержавеющей стали 30X13. Образцы обрабатывали при 400 °С в течение 3, 4 и 5 ч в атмосфере диссоциированного аммиака. На основе данных рентгенофазового анализа, измерения микротвердости по Виккерсу, а также трибологических и коррозионных испытаний установлены закономерности структурной эволюции и определена их связь с трибологическими характеристиками. С увеличением времени азотирования последовательно формируются расширенный мартенсит α' N, нитриды γ' -Fe₄N и ϵ -Fe₂-3N, а при 5 ч наблюдаются признаки образования CrN и обеднения поверхности хромом. Режим азотирования в течение 4 ч обеспечивает благоприятное сочетание структурной однородности и функциональных свойств. Поверхностная микротвердость возрастает до 948 HV, коэффициент трения снижается до 0,46, а объем износа уменьшается более чем втрое. Этот режим характеризуется минимальной плотностью коррозионного тока 4,13 мкА/см² и потенциалом коррозии -0,12 В, что может быть связано с отсутствием выраженного образования CrN и формированием однородного поверхностного слоя. Таким образом, азотирование при 400 °С в течение 4 ч является оптимальным для повышения износостойкости и коррозионных характеристик стали 30X13.

Ключевые слова: плазменное азотирование, мартенситная нержавеющая сталь, время азотирования, фазовый состав, трибологические свойства, коррозионная стойкость.

Введение

Нержавеющая сталь AISI 420 отличается высокой прочностью, вязкостью и удовлетворительной коррозионной стойкостью и широко применяется в энергетическом, химическом, пищевом и морском машиностроении, а также в медицинских и бытовых изделиях [1–3]. Типичные примеры применения включают ножи вакуумных куттеров, шиберные затворы и седла клапанов, лопатки турбин, роликовые подшипники, элементы клапанов и плунжеры гомогенизаторов, используемые в оборудовании для переработки молока. Однако сравнительно низкая твердость (200–300 HV) и недостаточная износостойкость значительно ограничивают срок службы таких деталей [4–6].

Для устранения этих ограничений применяются методы поверхностного упрочнения [7–10], обеспечивающие формирование на нержавеющей сталях износостойких диффузионных слоев. Среди них плазменное азотирование считается одним из наиболее эффективных, особенно при использовании импульсного источника питания постоянного тока. Этот термохимический процесс включает катодный нагрев образца, очистку поверхности и активацию с последующей диффузией азота [11–13]. В результате формируется градиентная структура с максимальной твердостью на поверхности, которая постепенно снижается к подложке, что повышает несущую способность материала [14–17]. Первоначально данный процесс широко применялся для аустенитных нержавеющей сталей с целью повышения твердости и трибологических характеристик [18–25].

За последние два десятилетия плазменное азотирование успешно применяется и к мартенситным нержавеющей сталям, обеспечивая значительное повышение их износостойкости. Однако как для аустенитных, так и для мартенситных марок повышение твердости часто сопровождается снижением коррозионной стойкости из-за образования нитридов хрома при температурах выше 400 °C [26,27]. Эффективность плазменного азотирования определяется кинетикой диффузии азота, зависящей как от химического состава сплава, так и от температуры обработки [28,29]. Наличие сильных нитридообразующих легирующих элементов существенно влияет на фазовый состав, морфологию и свойства модифицированного слоя.

Для преодоления данного ограничения активно исследуется низкотемпературное плазменное азотирование [30–36]. Такие условия обеспечивают диффузию азота по междоузлиям при одновременном подавлении диффузии хрома по замещающим позициям, что позволяет сохранить хром в твердом растворе [37].

Таким образом, понимание влияния параметров обработки на фазовые превращения и механизмы диффузии азота при низкотемпературном плазменном азотировании мартенситных нержавеющей сталей имеет ключевое значение для оптимизации режимов. В то время как влияние температуры азотирования на трибологическое и коррозионное поведение аустенитных нержавеющей сталей изучено достаточно подробно, комплексные исследования, включающие фазовый анализ (XRD) и оценку трибологических и электрохимических свойств мартенситной стали 30X13, остаются малочисленными.

В настоящей работе проведено низкотемпературное плазменное азотирование нержавеющей стали 30X13 при 400 °C в течение различных промежутков времени с целью повышения износостойкости при сохранении коррозионной стойкости. Установлено влияние времени азотирования на фазовый состав, микроструктуру и функциональные свойства материала. Показано, что изменение продолжительности обработки приводит к последовательной эволюции структурно-фазового состояния, при этом оптимальные характеристики достигаются при времени азотирования 4 ч.

Методология

Химический состав материала, использованного в данном исследовании, представлен в таблице 1. Исследуемым материалом являлась мартенситная нержавеющая сталь марки 30X13. Образцы были изготовлены в виде дисков диаметром 50 мм и толщиной 5 мм. Перед обработкой поверхности образцов шлифовались на станке LMP-3S при скорости вращения 400-600 об/мин с использованием абразивной бумаги с зернистостью от P120 до P2500, после чего проводилась полировка с применением суспензии оксида алюминия. Затем поверхности очищались в ультразвуковой ванне и высушивались сжатым воздухом.

Таблица 1. Химический состав нержавеющей стали 30X13

Элемент	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	V	Ti	Cu	W	Fe
Содержание, мас.%	0.26 - 0.35	≤0.08	≤0.08	≤0.03	≤0.025	12 - 14	≤0.3	≤0.6	≤0.2	≤0.3	≤0.2	Бал

После полировки образцы нержавеющей стали 30X13 подвергались низкотемпературному ионно-плазменному азотированию на установке LDMC-20 (Tianman Industrial Furnace, Tianjin, China) с использованием импульсного тлеющего разряда постоянного тока. Схема установки приведена на рисунке 1. Параметры процесса, включая коэффициент заполнения импульсов, давление, напряжение, температуру и время, контролировались компьютерной системой. Образцы размещались на катодном держателе, при этом температура поддерживалась с точностью $\pm 5^\circ\text{C}$ с использованием термопары и системы обратной связи. Азотирование проводилось в атмосфере диссоциированного аммиака при температуре 400°C , давлении 400 Па, напряжении 700 В, плотности катодного тока около 3 мА/см^2 и времени обработки 4 ч. Учитывая данные Laigo Mariano Ferreira и др. [38] о снижении поверхностной твердости мартенситной стали AISI 420 при температурах выше 450°C , температура 400°C была выбрана как оптимальная. После обработки образцы охлаждали в камере до комнатной температуры в проточной атмосфере $\text{N}_2 + \text{H}_2$ для минимизации поверхностного окисления. Режимы азотирования приведены в таблице 2.

Таблица 2. Параметры плазменного азотирования стали 30X13

Образец	Газ	Температура, $^\circ\text{C}$	Время азотирования ч.	Напряжение, В	Давление в рабочей камере, Па	Импульсный коэффициент заполнения, %	Расход аммиака, мл/мин
№1	NH_3	400	3	700	400	75	200
№2	NH_3	400	4	700	400	75	200
№3	NH_3	400	5	700	400	75	200

Рентгенофазовый анализ (XRD) проводился на дифрактометре PANalytical X'Pert PRO, оснащенном гониометром PW3050/60 (Theta-Theta). В качестве излучения использовалось

$\text{CuK}\alpha$ ($\lambda_1 = 1.5406 \text{ \AA}$; $\lambda_2 = 1.5444 \text{ \AA}$) при рабочем напряжении 40 кВ и токе 30 мА. Измерения выполнялись в геометрии Брэгга-Брентано с фиксированной щелью расходимости $0,87^\circ$. Диапазон сканирования составлял $2\theta = 10\text{--}90^\circ$, шаг – $0,02^\circ$, время считывания – $0,5 \text{ с}$ на шаг.

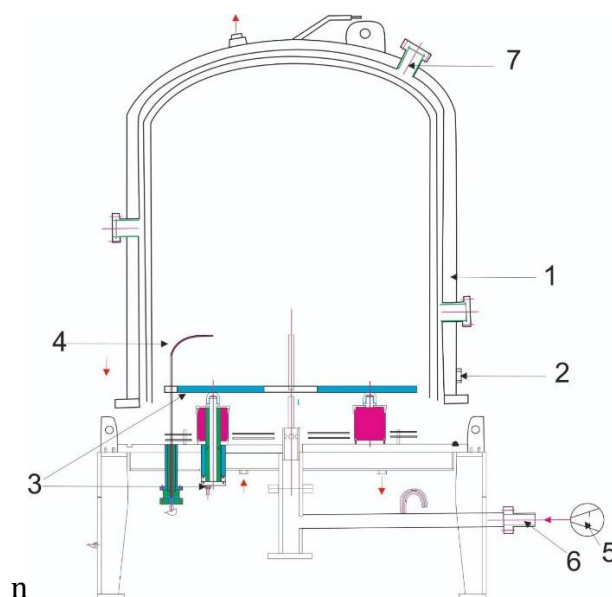


Рисунок 1. Схематическая диаграмма установки плазменного азотирования LDMC-20: 1 – вакуумная камера; 2 – анод; 3 – катод (держатель образца); 4 – датчик температуры вакуумной камеры; 5 – вакуумная откачная система; 6 – клапан сброса давления; 7 – смотровое окно [39]

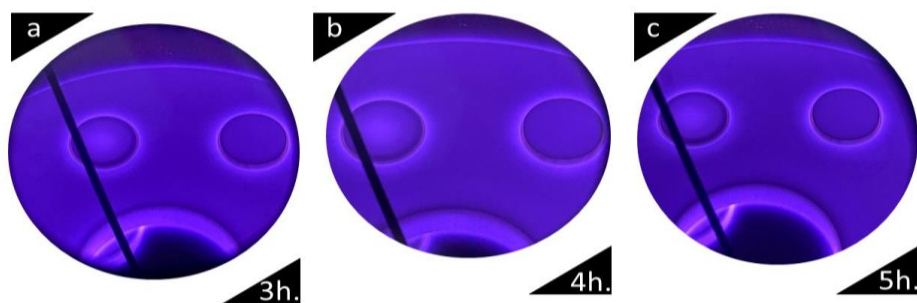


Рисунок 2. Образцы стали 30X13 в процессе плазменного азотирования, вид через смотровое окно камеры: (a) 3 ч; (b) 4 ч; (c) 5 ч.

Измерения микротвердости проводились по методу Виккерса с использованием микротвердомера HV-1 DT (China) в соответствии с ГОСТ 9450-76. Для поверхностных измерений применялась нагрузка $0,2 \text{ Н}$ с выдержкой $10\text{--}15 \text{ с}$. В каждой точке выполнялось не менее десяти вдавлений, после чего рассчитывалось среднее значение.

Трибологические характеристики образцов после ионно-плазменного азотирования оценивались в условиях сухого трения по схеме «шар–диск» на трибометре Anton Paar TRB₃

(Австрия) в соответствии со стандартами ASTM G99, G133 и DIN 50324. В качестве контртела использовался шар из подшипниковой стали ШХ15 диаметром 6 мм. Нагрузка составляла 6 Н, скорость скольжения – 5 см/с, номинальный радиус дорожки износа – 3 мм, а общая длина пути трения – 100 м. Скорость износа рассчитывалась по зависимости $W = V/(F \cdot L)$, где V – объем износа, F – приложенная нагрузка, L – общий путь трения. Объем износа определялся как произведение площади поперечного сечения на периметр дорожки износа ($V = \pi D S$), где D – диаметр круговой дорожки износа, а S – площадь поперечного сечения, измеренная профилометром. Фрикционные характеристики определялись по коэффициенту трения. Ширина дорожек износа и морфология поверхности после испытаний анализировались с помощью растрового электронного микроскопа (SEM3200). Дополнительно исследовалось состояние контртела.

Коррозионная стойкость образцов оценивалась методом потенциодинамической поляризации с использованием потенциостата-гальваностата CS350M (Corrtest Instruments, Wuhan, Китай) в сочетании с плоской коррозионной ячейкой модели CS934. Испытательная установка была выполнена по стандартной трехэлектродной схеме, включающей насыщенный электрод сравнения Ag/AgCl, платиновую сетку в качестве вспомогательного электрода и исследуемый образец, выступающий в роли рабочего электрода. Образец фиксировался с помощью тefлонового кольца, при этом через круглое отверстие в кольце к коррозионной среде контактировала поверхность площадью 1 см². Испытания проводились в 3,5% растворе NaCl при температуре (25±1) °C. Потенциодинамические поляризационные кривые регистрировались в диапазоне потенциалов от -0,1 В до +0,1 В относительно электрода Ag/AgCl со скоростью развертки 0,5 мВ/с. Экспериментальная процедура выполнялась в соответствии со стандартом ASTM G5-13 [40].

Результаты и обсуждения

На рисунке 3 представлены рентгеновские дифрактограммы мартенситной нержавеющей стали 30X13 в исходном состоянии и после низкотемпературного ионно-плазменного азотирования при температуре 400 °C в течение различного времени. Для исходного образца наблюдаются три характерных дифракционных пика, соответствующих мартенситной фазе α' -Fe с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой (ICDD № 06-0696), расположенные при углах $2\theta = 44,81^\circ$, $65,06^\circ$ и $82,33^\circ$, которые соответствуют плоскостям (110), (200) и (211) соответственно. Средний размер кристаллитов, рассчитанный по формуле Шеррера, находится в диапазоне от 12 до 54 нм, что указывает на стабильную структуру мартенсита без внедрения азота.

После ионно-плазменного азотирования наблюдаются значительные изменения формы и положения дифракционных пиков, а также появление новых фазовых компонент. Пик (110) фазы α' -Fe ($2\theta \approx 44,8^\circ$) смещается в сторону меньших углов ($\approx 43,4-43,0^\circ$) и становится более широким, что связано с расширением кристаллической решетки вследствие перенасыщения азотом и образованием межузельного твердого раствора, известного как расширенный мартенсит α' N. Данный пик не соответствует ни одной известной фазе (Fe, Fe₄N или CrN) и отражает наличие азотсодержащей мартенситной модификации. Формирование фазы α' N обусловлено анизотропной диффузией межузельных атомов азота [41] и снижением энергии дефектов упаковки [42], что

вызывает упругие искажения решетки и систематическое смещение пиков в область меньших углов 2θ .

Кроме того, отчетливо наблюдаются новые пики при $2\theta \approx 41,1-41,2^\circ$, $42,8^\circ$, $47,9^\circ$ и $63,2^\circ$, соответствующие фазам γ' -Fe₄N и ε -Fe₂₋₃N, что указывает формирование азотонасыщенного соединенного слоя. При увеличении времени обработки, преимущественно после 5 ч, появляются слабые пики в области $2\theta \approx 43-45^\circ$ и 65° , которые могут быть отнесены к нитриду хрома CrN. Их низкая интенсивность свидетельствует о начальной стадии формирования данной фазы. По мере увеличения времени азотирования с 3 до 5 ч интенсивность пиков нитридных фаз γ' -Fe₄N, ε -Fe₂₋₃N и CrN возрастает, а уширение пиков α' N становится более выраженным, что указывает на рост концентрации азота в приповерхностной зоне и увеличение плотности дефектов кристаллической решетки. У образца № 1 (3 ч) наблюдается увеличение среднего размера кристаллитов от 8,7 до 246 нм, что может быть связано с формированием фазы α' N и накоплением структурных искажений [43]. После 4 ч азотирования (№ 2) структура становится более неоднородной, появляются крупные кристаллиты (> 200 нм), а интенсивность фаз γ' -Fe₄N и ε -Fe₂₋₃N возрастает. Для образца № 3 (5 ч) наблюдается частичное разложение фазы α' N, снижение среднего размера кристаллитов до 30–50 нм и признаки формирования нитридов CrN и Fe₄N.

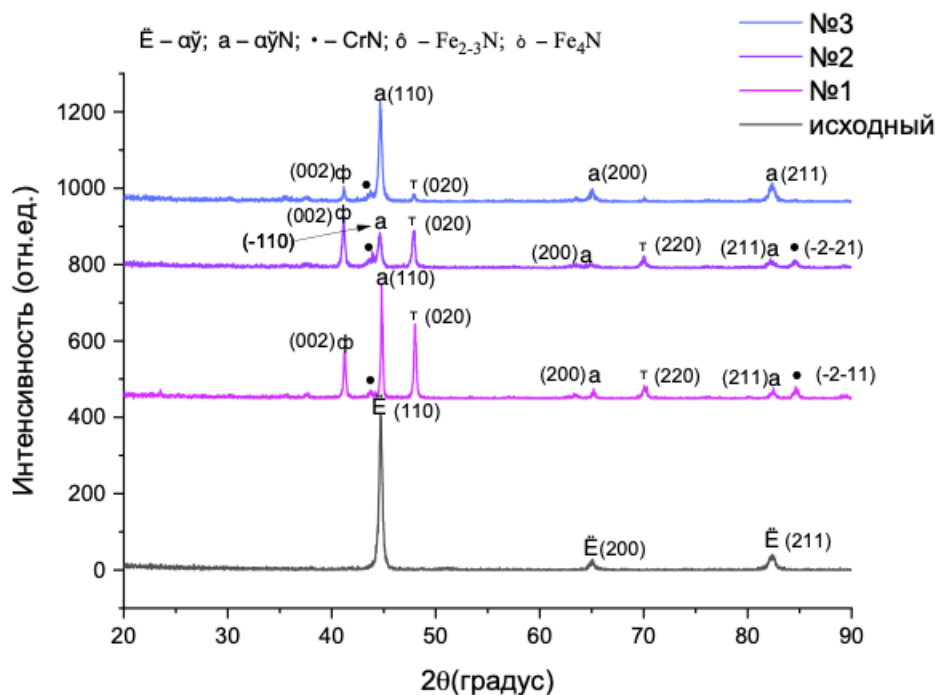


Рисунок 3. Рентгенофазовые дифрактограммы образцов нержавеющей стали 30X13 в исходном состоянии и после низкотемпературного ионно-плазменного азотирования

Таким образом, увеличение времени ионно-плазменного азотирования с 3 до 5 ч при 400°C приводит к постепенной структурной эволюции от азотонасыщенного мартенсита к системе, включающей расширенный мартенсит и нитридные фазы γ' -Fe₄N, ε -Fe₂₋₃N, а при более длительной обработке к начальным стадиям формирования CrN. Наблюдаемое смещение пиков в область меньших углов и последовательный рост интенсивности

нитридных фаз отражают переход от мелкодисперсного твердого раствора к фазовому насыщению приповерхностного слоя. На рисунке 4 представлено распределение поверхностной микротвердости стальных образцов до и после ионно-плазменного азотирования. Согласно результатам измерений по методу Виккерса, после обработки наблюдается значительное повышение твердости по сравнению с исходным состоянием. Для образца № 1 микротвердость составила 737 HV. При увеличении продолжительности обработки до 4 ч (№2) твердость возросла до 948 HV, что является наибольшим значением среди всех образцов. Такое повышение твердости связано с внедрением азота в кристаллическую решетку мартенсита и образованием нитридных фаз в приповерхностной области [37]. Для образца, азотированного в течение 5 ч (№ 3), твердость составила 734 HV, что близко к значению образца № 1. При дальнейшем увеличении времени азотирования существенного роста твердости не наблюдается, что может быть связано с изменением фазового состава, включая возможное перераспределение азота между твердым раствором и нитридными фазами. Это подтверждает, что основной вклад в упрочнение поверхности вносит именно фаза α' N [44–47].

Следует отметить, что полученные значения твердости не являются максимальными для плазменно-азотированных сталей, что может быть связано с относительно коротким временем азотирования и выбранной температурой обработки.

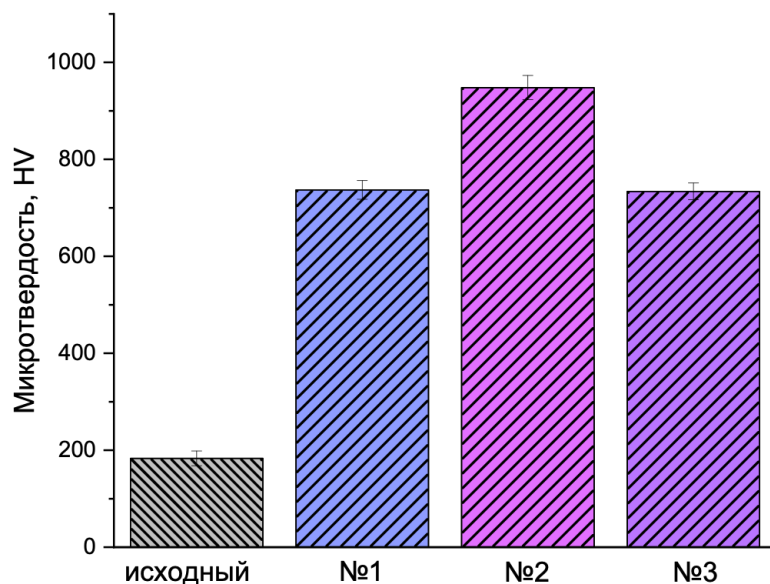


Рисунок 4. Поверхностная микротвердость мартенситной нержавеющей стали 30X13 до и после низкотемпературного ионно-плазменного азотирования при температуре 400 °С при различной продолжительности обработки

На рисунке 5 представлено изменение коэффициента трения для исходных и азотированных образцов при различной продолжительности азотирования, определенное по схеме «шар–диск». Средние значения коэффициента трения для исследуемых образцов

близки между собой, что связано с их схожей тетрагональной структурой, содержащей межузельные атомы углерода или азота [48]. После ионно-плазменного азотирования наблюдается незначительное снижение коэффициента трения по сравнению с исходной сталью 30X13. Для необработанного образца средний коэффициент трения составил 0.521 ± 0.035 , тогда как для образца №1, азотированного в течение 3 ч, он снизился до 0.503 ± 0.073 . Наименьшее значение коэффициента трения 0.464 ± 0.067 зарегистрировано для образца №2, обработанного в течение 4 ч, тогда как дальнейшее увеличение времени азотирования до 5 ч (№3) привело к повторному повышению этого показателя до 0.495 ± 0.042 . Такое поведение может быть связано с изменениями микроструктуры, фазового состава и поверхностной твердости [49], зависящими от продолжительности обработки. При времени азотирования 4 ч формируется равномерный слой с преобладанием фазы расширенного мартенсита $\alpha'N$, обладающий высокой твердостью и пластичностью, что снижает адгезионное взаимодействие и сопротивление трению. При меньшей продолжительности обработки 3 ч азотированный слой, вероятно, сформирован недостаточно, тогда как при увеличении времени до 5 ч возможно частичное образование более хрупких нитридных соединений, что может приводить к увеличению шероховатости поверхности и нестабильности коэффициента трения.

Полученные результаты показывают, что оптимальное сочетание фазового состава и микротвердости, достигаемое после 4 ч ионно-плазменного азотирования, обеспечивает минимальное значение коэффициента трения, что может быть связано со снижением адгезионного взаимодействия в зоне контакта. Предположение о возможном формировании тонких поверхностных пленок следует рассматривать как вероятное и требующее дополнительного экспериментального подтверждения.

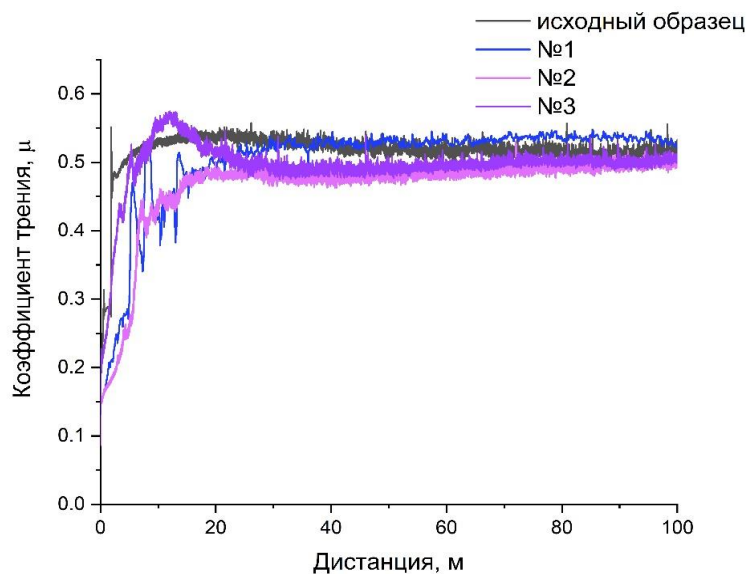


Рисунок 5. Изменение коэффициента трения образцов до и после низкотемпературного ионно-плазменного азотирования

На рисунках 6 и 7 представлены результаты испытаний на износ по схеме «шар-диск» для исходного и азотированных образцов. Согласно данным, приведенным на рисунке 6, объем износа исходного образца составил $18,19 \pm 0,89 \times 10^{-5} \text{ мм}^3$, тогда как после ионного плазменного азотирования это значение существенно снизилось. Для образца №1 объем износа составил $5,13 \pm 0,58 \times 10^{-5} \text{ мм}^3$, для образца №2 было равно $3,89 \pm 0,25 \times 10^{-5} \text{ мм}^3$, а для образца №3 составило $8,10 \pm 0,74 \times 10^{-5} \text{ мм}^3$. Таким образом, ионно-плазменное азотирование приводит к более чем трехкратному снижению объема износа по сравнению с исходной сталью 30X13, при этом наилучшая износостойкость наблюдается у образца №2, упрочненного в течение 4 часов.

Растровые электронные микрофотографии (рис. 8) демонстрируют различия в характере износа между исходным и азотированными образцами. Для необработанной стали (а) наблюдаются глубокие борозды и обширные области пластической деформации, что указывает на преобладание абразивного и адгезионного механизмов износа. На поверхности хорошо различимы следы схватывания, отрыва материала и переноса частиц стали на контртело, что свидетельствует о неустойчивом трении и интенсивном поверхностном разрушении.

После азотирования характер износа существенно изменяется. У образца №1 (b) наблюдаются тонкие борозды и небольшие зоны пластической деформации, что указывает на смешанный механизм износа преимущественно абразивного типа с локальными проявлениями адгезии. У образца №2 (с) поверхность выглядит более однородной; борозды имеют меньшую глубину и более равномерное распределение, а количество продуктов износа снижено, что соответствует уменьшению интенсивности изнашивания. Предполагается, что изменение характера износа может быть связано с модификацией поверхностного слоя после азотирования. Иными словами, интенсивный металлический износ, характерный для необработанной стали, после ионно-плазменного азотирования заменяется мягким абразивным износом [49].

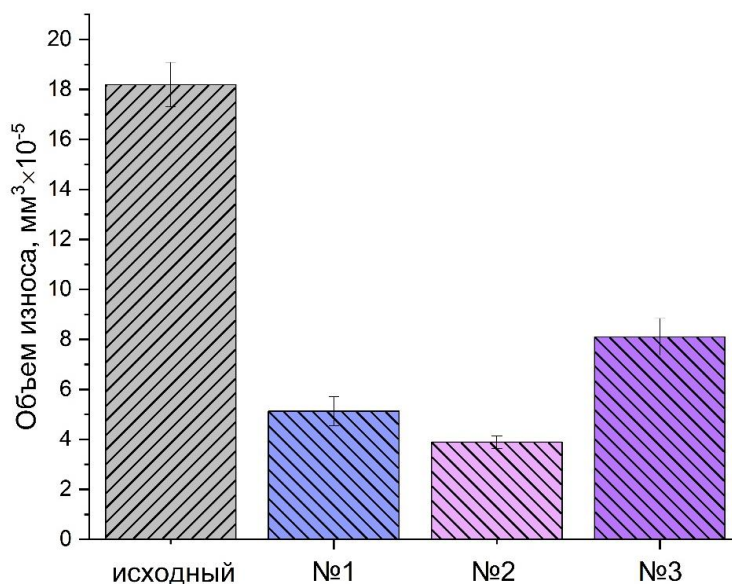


Рисунок 6. Объем износа образцов до и после низкотемпературного ионно-плазменного азотирования

У образца №3 (d) в зоне износа наблюдаются локальные микротрещины и участки расслоения, а также следы переноса материала на контртело, что согласуется с увеличенным объемом износа. Такое поведение может быть связано с изменением фазового состава, включая возможное образование более хрупких нитридных фаз, а также с увеличением шероховатости поверхности при длительном времени азотирования.

Таким образом, трибологическое поведение образцов коррелирует с результатами XRD и SEM анализа. Наименьший износ наблюдается после 4 ч обработки, что связано с формированием более благоприятного структурно фазового состояния поверхностного слоя. Следует отметить, что интерпретация механизмов износа, включая возможное влияние поверхностных пленок или остаточных напряжений, носит косвенный характер и требует дополнительного экспериментального подтверждения [50].

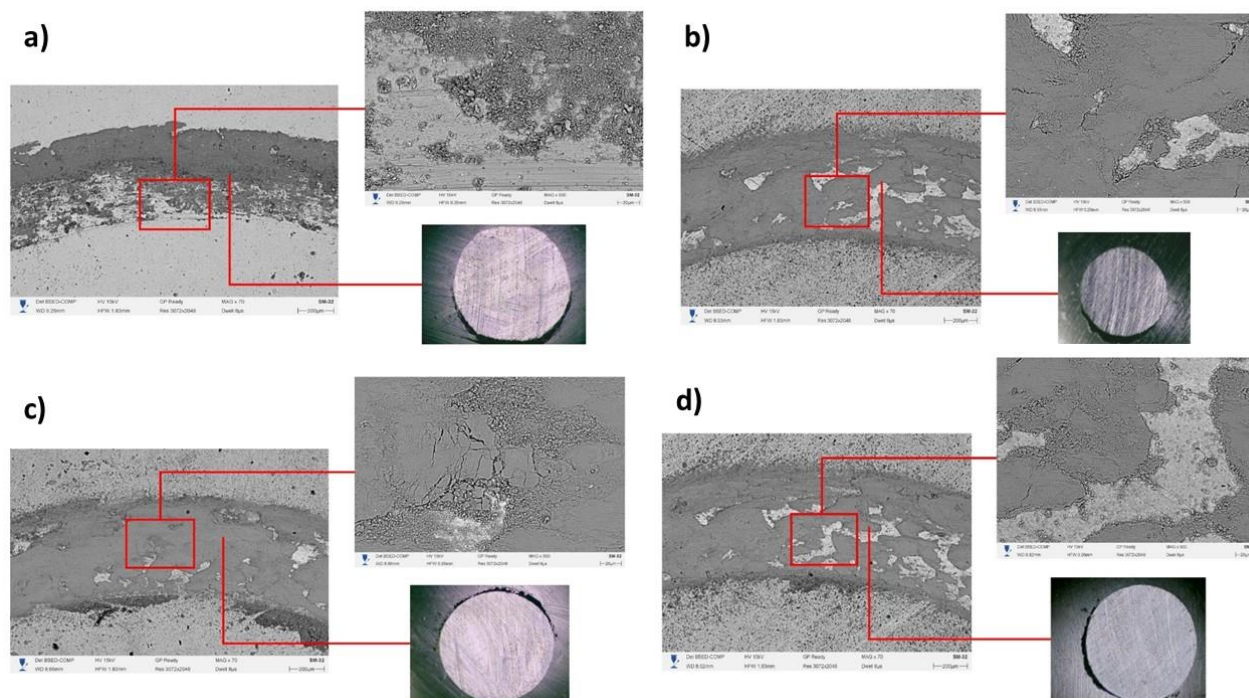


Рисунок 7. Дорожки износа образцов до и после низкотемпературного ионно-плазменного азотирования: а – исходный образец, b - №1, c - №2, d - №3 образец

Результаты коррозионных испытаний для необработанного материала и образцов после ионно-плазменного азотирования при 400 °C в течение 3, 4 и 5 часов представлены на рисунке 8 и в таблице 3. Поверхность необработанной нержавеющей стали 30X13 после испытаний демонстрирует выраженные следы питтинговой коррозии, вызванной разрушением пассивной пленки под воздействием ионов хлора. Несмотря на то, что сталь 30X13 обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью, испытания методом потенциодинамической поляризации в 3,5% растворе NaCl представляют собой достаточно агрессивную среду для данного сплава [50].

Для необработанного материала плотность коррозионного тока составляет 4.61 мкА/см² при коррозионном потенциале около -0.24 В. После азотирования в течение 3 ч (№1) наблюдается увеличение плотности тока до 34.59 мкА/см², а коррозионный

потенциал смещается в более отрицательную область (-0.27 В), что указывает на снижение коррозионной стойкости. При увеличении времени обработки до 4 ч (№2) отмечается противоположная тенденция, коррозионный потенциал смещается в положительную сторону до -0,12 В, а плотность тока снижается до 4,13 мкА/см², что свидетельствует о формировании стабильной пассивной пленки и повышении коррозионной стойкости. В то же время у образца №3, обработанного в течение 5 ч, коррозионный потенциал вновь смещается в отрицательную область (-0.29 В), а плотность тока возрастает до 11.7 мкА/см².

Смещение потенциала и изменение плотности коррозионного тока согласуются с результатами рентгенофазового анализа, представленными на рисунке 3. У образца №2, азотированного в течение 4 часов, формируются фазы ϵ -Fe₂₋₃N и γ' -Fe₄N [51,52], которые могут способствовать улучшению коррозионного поведения. В то же время появление слабых пиков CrN у образца №3 может указывать на изменение фазового состава и локальное обеднение поверхности хромом, что приводит к снижению коррозионной стойкости.

В целом результаты показывают, что при увеличении времени азотирования наблюдаются систематическое смещение коррозионного потенциала и изменение плотности коррозионного тока, отражающие эволюцию фазового состава поверхностного слоя. Наиболее благоприятные параметры достигаются после 4 часов обработки, когда формируется оптимальное сочетание фаз α' N, ϵ -Fe₂₋₃N и γ' -Fe₄N без образования CrN. Такое структурное состояние сопровождается минимальной плотностью коррозионного тока и более положительным значением коррозионного потенциала.

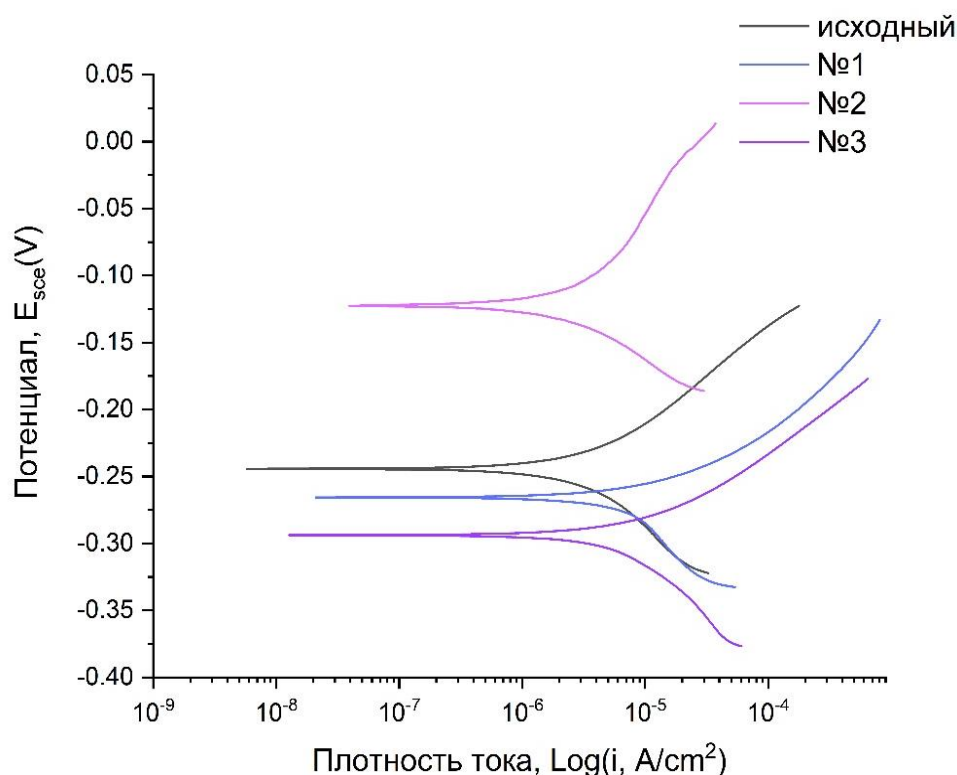


Рисунок 8. Потенциодинамические поляризационные кривые образцов

Таблица 3. Результаты потенциодинамических поляризационных испытаний исходных и азотированных образцов в 3,5 мас.% растворе NaCl

Образец	Плотность ток, i_0 (мкА/см ²)	Потенциал, E_0 (В)	Скорость коррозии (мм/год)
Исходный образец	4.61	-0.244	0.054
№н1	34.59	-0.267	0.406
№2	4.13	-0.122	0.048
№3	11.65	-0.294	0.137

Заключение

Проведенные исследования показали, что низкотемпературное ионное плазменное азотирование при 400 °С улучшает поверхностные свойства мартенситной нержавеющей стали 30X13 за счет изменения фазового состава и структуры приповерхностного слоя. Установлено, что при увеличении времени обработки с 3 до 5 ч происходит структурная эволюция от азотонасыщенного мартенсита $\alpha'N$ к системе с участием фаз $\gamma'Fe_4N$ и ϵFe_2-3N , а при более длительном времени появляются признаки формирования CrN.

Оптимальное сочетание микротвердости, износостойкости и коррозионных характеристик достигается при времени азотирования 4 ч. В этом состоянии наблюдаются повышение твердости до примерно 950 HV, снижение объема износа и плотности коррозионного тока, а также формирование более однородного слоя без выраженного выделения CrN.

Полученные результаты показывают, что ключевую роль в упрочнении играет формирование фазы $\alpha'N$ и дисперсных нитридов, тогда как увеличение времени обработки до 5 ч приводит к изменению фазового состава и ухудшению комплекса свойств, что указывает на необходимость оптимизации параметров процесса.

В дальнейшем целесообразно исследовать влияние температуры, импульсных параметров и условий активного экрана, а также провести испытания на реальных рабочих органах гомогенизаторов седлах клапанов плунжерах и затворах для оценки эффективности технологии в эксплуатационных условиях.

Благодарность, конфликт интересов

Работа выполнена в рамках проекта грантового финансирования Комитета науки МНВО РК BR24992870 «Обеспечение устойчивого развития машиностроительной отрасли Казахстана на основе разработки, научного обоснования и реализации промышленных технологий инженерии поверхности».

Авторы заявляют, что у них отсутствует какой-либо конфликт интересов, связанный с публикацией настоящей работы.

Вклад авторов

Орманбеков К.Д. – разработка концепции и методологии исследования; проведение ионно-плазменного азотирования, измерений микротвердости, трибологических испытаний и рентгенофазового анализа; обработка и интерпретация данных; написание и

оформление рукописи.

Сатбаева З.С. – руководитель исследования; участие в разработке режимов азотирования; анализ литературы; обсуждение результатов и критический пересмотр рукописи.

Орынбеков Д.Р. – участие в планировании эксперимента; анализ и интерпретация результатов; критический пересмотр текста статьи.

Коц В.Н. – подготовка и шлифовка образцов; участие в ионно-плазменном азотировании; рентгенофазовый анализ и идентификация фаз.

Список литературы

1. Shen H., Wang L. Mechanism and properties of plasma nitriding AISI 420 stainless steel at low temperature and anodic (ground) potential // Surf. Coat. Technol. Elsevier, 2020. Т. 403. С. 126390.
2. Xi Y. Т. и др. Improvement of mechanical properties of martensitic stainless steel by plasma nitriding at low temperature // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). Elsevier, 2008. Т. 21, № 1. С. 21–29.
3. Li Y. и др. Wear and corrosion properties of AISI 420 martensitic stainless steel treated by active screen plasma nitriding // Surf. Coat. Technol. Elsevier, 2017. Т. 329. С. 184–192.
4. Alphonsa I. и др. A study of martensitic stainless steel AISI 420 modified using plasma nitriding // Surf. Coat. Technol. Elsevier, 2002. Т. 150, № 2–3. С. 263–268.
5. Pinedo C. E., Monteiro W. A. On the kinetics of plasma nitriding a martensitic stainless steel type AISI 420 // Surf. Coat. Technol. Elsevier, 2004. Т. 179, № 2–3. С. 119–123.
6. Xia Y. и др. Friction and wear behavior of plasma nitrided 1Cr18Ni9Ti austenitic stainless steel under lubrication condition // Materials Science and Engineering: A. Elsevier, 2005. Т. 402, № 1–2. С. 135–141.
7. ЖУМАЛИЕВА А., КУРБАНБЕКОВ Ш., УСЕМБАЕВА И. БОЛАТТАРДЫҢ ФИЗИКА МЕХАНИКАЛЫҚ ҚАСИЕТІНЕ ЭЛЕКТРОЛИТТИ ПЛАЗМАЛЫҚ ӨНДЕУДІҢ ӘСЕРІ // QA Iasaуы atyndaғы Halyqaralyq qazaq-túrik ýniversitetiniń habarlary. 2022. Т. 23, № 4. С. 29–47.
8. Mukash D. 30 ХГСА БОЛАТТАРДЫҢ ЭЛЕКТРОЛИТ-30 ХГСА БОЛАТТАРДЫҢ ЭЛЕКТРОЛИТ-ПЛАЗМАЛЫҚ ДИФФУЗИЯЛЫҚ АЗОТТАУ: 30 ХГСА БОЛАТТАРДЫҢ ЭЛЕКТРОЛИТ-ПЛАЗМАЛЫҚ ДИФФУЗИЯЛЫҚ АЗОТТАУ // QA Iasaуы atyndaғы Halyqaralyq qazaq-túrik ýniversitetiniń habarlary. 2025. Т. 4, № 35.
9. Кусаинов Р. К. и др. Применение электролитно-плазменного упрочнения для улучшения свойств деталей машины из стали 45 // Вестник Университета Шакарима. Серия технические науки. Некоммерческое акционерное общество «Шәкәрім Университет», 2024. № 3 (15). С. 62–70.
10. Kussainov R. и др. PHYSICAL FOUNDATIONS OF THE FORMATION OF A STRENGTHENED STRUCTURE OF STRUCTURAL STEELS DURING ELECTROLYTIC-PLASMA HARDENING // Вестник Университета Шакарима. Серия технические науки. Некоммерческое акционерное общество «Шәкәрім Университет», 2025. № 3. С. 203–208.
11. Aydin H., Bayram A., Topcu Ş. Effect of different nitriding processes on the friction coefficient of 304 austenitic and 420 martensitic stainless steels // Industrial Lubrication and Tribology. Emerald Group Publishing Limited, 2013. Т. 65, № 1. С. 27–36.
12. Маулит А. и др. 12Х18Н10Т АУСТЕНИТТИ-ТОТ БАСПАЙТЫН БОЛАТТАН

- ЭЛЕКТРОЛИТТИ-ПЛАЗМАЛЫҚ АЗОТТАУДЫ ЗЕРТТЕУ // Вестник Университета Шакарима. Серия технические науки. Некоммерческое акционерное общество «Шәкәрім Университет», 2025. № 4. С. 606–615.
13. Rakhadilov B. K. и др. Ion-plasma nitriding of titanium alloys: technologies, advantages, and limitations. // *Recent Contributions to Physics*. 2025. Т. 2025, № 2. С. 33–41.
 14. Bell T., Sun Y. Load bearing capacity of plasma nitrided steel under rolling–sliding contact // *Surface engineering*. Taylor & Francis, 1990. Т. 6, № 2. С. 133–139.
 15. Fewell M. P. и др. The nature of expanded austenite // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2000. Т. 131, № 1–3. С. 300–306.
 16. Czerwicz T. и др. On the occurrence of dual diffusion layers during plasma-assisted nitriding of austenitic stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2006. Т. 200, № 18–19. С. 5289–5295.
 17. De Las Heras E. и др. Microstructure and wear behavior of DC-pulsed plasma nitrided AISI 316L austenitic stainless steel // *Plasma Processes and Polymers*. Wiley Online Library, 2007. Т. 4, № S1. С. S741–S745.
 18. Dearnley P. A. и др. *Surface Engineering: Proceedings of International Conference PSE*. DGE, 1989.
 19. Borgioli F., Galvanetto E., Bacci T. Effects of surface modification by means of low-temperature plasma nitriding on wetting and corrosion behavior of austenitic stainless steel // *Coatings*. MDPI, 2020. Т. 10, № 2. С. 98.
 20. Hannula S.-P., Nenonen P., Hirvonen J.-P. Surface structure and properties of ion-nitrided austenitic stainless steels // *Thin Solid Films*. Elsevier, 1989. Т. 181, № 1–2. С. 343–350.
 21. Godec M. и др. Effect of post-treated low-temperature plasma nitriding on the wear and corrosion resistance of 316L stainless steel manufactured by laser powder-bed fusion // *Addit. Manuf.* Elsevier, 2020. Т. 32. С. 101000.
 22. Pacheco O. и др. *Ion-nitriding of austenitic stainless steels*. ASM International, Materials Park, OH (United States), 1995.
 23. Gil L. и др. Corrosion performance of the plasma nitrided 316L stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2006. Т. 201, № 7. С. 4424–4429.
 24. Fossati A. и др. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment time // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2006. Т. 200, № 11. С. 3511–3517.
 25. Ou K.-L. и др. Surface modification of austenitic stainless steel with plasma nitriding for biomedical applications // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2011. Т. 206, № 6. С. 1142–1145.
 26. Czerwicz T., Renevier N., Michel H. Low-temperature plasma-assisted nitriding // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2000. Т. 131, № 1–3. С. 267–277.
 27. Liang W. и др. The wear and corrosion properties of stainless steel nitrided by low-pressure plasma-arc source ion nitriding at low temperatures // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2000. Т. 130, № 2–3. С. 304–308.
 28. Brading H. J. и др. *Plasma nitriding with nitrogen, hydrogen, and argon gas mixtures: structure and composition of coatings on titanium* // *Surface engineering*. SAGE Publications Sage UK: London, England, 1992. Т. 8, № 3. С. 206–212.
 29. Cohen A., Boas M., Rosen A. The influence of ion nitriding parameters on the hardness layer of 15-5 PH stainless steel // *Thin Solid Films*. Elsevier, 1986. Т. 141, № 1. С. 53–58.
 30. Marchev K., Cooper C. V., Giessen B. C. Observation of a compound layer with very low friction coefficient in ion-nitrided martensitic 410 stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 1998. Т. 99, № 3. С. 229–233.

31. Corengia P. и др. Microstructure and corrosion behaviour of DC-pulsed plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2004. T. 187, № 1. С. 63–69.
32. Sun Y., Bell T. Low temperature plasma nitriding characteristics of precipitation hardening stainless steel // *Surface Engineering*. SAGE Publications Sage UK: London, England, 2003. T. 19, № 5. С. 331–336.
33. Çetin A. и др. A comparative study of single and duplex treatment of martensitic AISI 420 stainless steel using plasma nitriding and plasma nitriding-plus-nitrogen ion implantation techniques // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2007. T. 201, № 19–20. С. 8127–8130.
34. Figueroa C. A. и др. Previous heat treatment inducing different plasma nitriding behaviors in martensitic stainless steels // *Journal of Vacuum Science & Technology A*. AIP Publishing, 2006. T. 24, № 5. С. 1795–1801.
35. De Sousa R. R. M. и др. Ionic nitriding in cathodic cage of AISI 420 martensitic stainless steel // *Surface Engineering*. SAGE Publications Sage UK: London, England, 2008. T. 24, № 1. С. 52–56.
36. Espitia L. A. и др. Cavitation erosion resistance and wear mechanisms of active screen low temperature plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel // *Wear*. Elsevier, 2015. T. 332. С. 1070–1079.
37. Scheuer C. J. и др. Influence of process temperature on phase formation in plasma nitrided AISI 420 steel. Associacao Brasileira de Ceramica (ABCCERAM), Sao Paulo, SP (Brazil), 2016.
38. Mariano L., Francisco S., Perito R. Martensitic Stainless Steels Low-temperature Nitriding: Dependence of Substrate Composition 2. Experimental Procedure // *Mater Res*. 2015. T. 18, № 3. С. 622–627.
39. Rakhadilov B. и др. Effects of Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification on the Formation of a Nitride Layer in Ti-6Al-4V Alloy // *Materials*. MDPI, 2025. T. 18, № 15. С. 3487.
40. Standard A. Standard test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements to determine the corrosion susceptibility of small Implant devices // *ASTM International*: West Conshohocken, PA, USA. 2019.
41. Rivière J. P. и др. Microstructure of expanded austenite in ion-nitrided AISI 316L single crystals // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2007. T. 201, № 19–20. С. 8210–8214.
42. Christiansen T. L., Somers M. A. J. Stress and composition of carbon stabilized expanded austenite on stainless steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. Springer, 2009. T. 40, № 8. С. 1791–1798.
43. Rolinski E., Sharp G. When and Why Ion Nitriding/Nitrocarburizing Makes Good Sense-Ion nitriding can be used in many applications, but some are so unique that they can be called "the best" applications, where the unique // *Industrial Heating*. [Pittsburgh, National Industrial Pub. Co.], 2005. T. 72, № 8. С. 67–74.
44. Cardoso R. P., Scheuer C. J., Brunatto S. F. Low-temperature nitriding kinetics of stainless steel: effect of prior heat treatment // *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*. 1st ed. New York: Taylor & Francis Group. 2015.
45. Sun J. и др. Properties of rapid arc discharge plasma nitriding of AISI 420 martensitic stainless: effect of nitriding temperatures // *Journal of Materials Research and Technology*. Elsevier, 2022. T. 19. С. 4804–4814.
46. Esfandiari M., Dong H. The corrosion and corrosion-wear behaviour of plasma nitrided 17-4PH precipitation hardening stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2007. T. 202, № 3. С. 466–478.

47. Bacci T. и др. Glow-discharge nitriding of sintered stainless steels // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2001. Т. 139, № 2–3. С. 251–256.
48. Zhao Y.-H. и др. Effect of axial magnetic field on the microstructure, hardness and wear resistance of TiN films deposited by arc ion plating // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. Springer, 2015. Т. 28, № 8. С. 984–993.
49. Xi Y., Liu D., Han D. Improvement of corrosion and wear resistances of AISI 420 martensitic stainless steel using plasma nitriding at low temperature // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2008. Т. 202, № 12. С. 2577–2583.
50. Corengia P. и др. Friction and rolling-sliding wear of DC-pulsed plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel // *Wear*. Elsevier, 2006. Т. 260, № 4–5. С. 479–485.
51. Li C. X., Bell T. Corrosion properties of plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel in 3.5% NaCl and 1% HCl aqueous solutions // *Corros. Sci.* Elsevier, 2006. Т. 48, № 8. С. 2036–2049.
52. Chen H. T., Yan M. F., You Yjj. Effect of N distribution on elastic and electronic properties of hexagonal ϵ -Fe₆N_x by first-principles calculations // *J. Magn. Magn. Mater.* Elsevier, 2014. Т. 354. С. 200–204.

K.D.Ormanbekov^{*1}, Z.A.Satbayeva^{1,2}, D.R.Orynbekov¹, V.N.Kots¹

¹*NPJSC “Shakarim University”, Semey, Kazakhstan*

²*LLP “Plasma Science”, Oskemen, Kazakhstan*

Effect of low-temperature ion-plasma nitriding time on the tribomechanical properties of 30kh13 martensitic stainless steel

Abstract. This study investigates the effect of low-temperature ion-plasma nitriding duration on the microstructure, phase composition, and functional properties of 30Cr13 martensitic stainless steel. The specimens were treated at 400 °C for 3, 4, and 5 h in a dissociated ammonia atmosphere. X-ray diffraction analysis, Vickers microhardness measurements, tribological tests, and corrosion tests were employed to determine the evolution of the microstructure and its relationship with the tribological properties. As the nitriding duration increased, expanded martensite (α' N), γ' -Fe₄N and ϵ -Fe₂₋₃N nitrides formed sequentially, while signs of CrN precipitation and chromium depletion of the surface were observed after 5 h of treatment. A nitriding duration of 4 h provided the most favorable combination of structural homogeneity and functional properties. Under these conditions, the surface microhardness increased to 948 HV, the coefficient of friction decreased to 0.46, and the wear volume was reduced by more than three times. This treatment also exhibited the lowest corrosion current density (4.13 μ A/cm²) and a corrosion potential of -0.12 V, which may be attributed to the absence of pronounced CrN precipitation and the formation of a more homogeneous surface layer. Therefore, low-temperature ion-plasma nitriding at 400 °C for 4 h is the optimal treatment for improving the wear resistance and corrosion performance of 30Cr13 steel.

Keywords: plasma nitriding, martensitic stainless steel, nitriding time, phase composition, tribological properties, corrosion resistance.

References

1. Shen H., Wang L. Mechanism and properties of plasma nitriding AISI 420 stainless steel at low temperature and anodic (ground) potential // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2020. T. 403. C. 126390.
2. Xi Y. T. и др. Improvement of mechanical properties of martensitic stainless steel by plasma nitriding at low temperature // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. Elsevier, 2008. T. 21, № 1. C. 21–29.
3. Li Y. и др. Wear and corrosion properties of AISI 420 martensitic stainless steel treated by active screen plasma nitriding // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2017. T. 329. C. 184–192.
4. Alphonsa I. и др. A study of martensitic stainless steel AISI 420 modified using plasma nitriding // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2002. T. 150, № 2–3. C. 263–268.
5. Pinedo C. E., Monteiro W. A. On the kinetics of plasma nitriding a martensitic stainless steel type AISI 420 // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2004. T. 179, № 2–3. C. 119–123.
6. Xia Y. и др. Friction and wear behavior of plasma nitrided 1Cr18Ni9Ti austenitic stainless steel under lubrication condition // *Materials Science and Engineering: A*. Elsevier, 2005. T. 402, № 1–2. C. 135–141.
7. ЖУМАЛИЕВА А., КУРБАНБЕКОВ Ш., УСЕМБАЕВА И. БОЛАТТАРДЫҢ ФИЗИКА МЕХАНИКАЛЫҚ ҚАСИЕТІНЕ ЭЛЕКТРОЛИТТІ ПЛАЗМАЛЫҚ ӨНДЕУДІҢ ӘСЕРІ // *QA Іасауы атындағы Halyqaralyq qazaq-túrik ýnıversitetiniń habarlary*. 2022. T. 23, № 4. C. 29–47.
8. Mukash D. 30 ХГСА БОЛАТТАРДЫҢ ЭЛЕКТРОЛИТ-30 ХГСА БОЛАТТАРДЫҢ ЭЛЕКТРОЛИТ-ПЛАЗМАЛЫҚ ДИФФУЗИЯЛЫҚ АЗОТТАУ: 30 ХГСА БОЛАТТАРДЫҢ ЭЛЕКТРОЛИТ-ПЛАЗМАЛЫҚ ДИФФУЗИЯЛЫҚ АЗОТТАУ // *QA Іасауы атындағы Halyqaralyq qazaq-túrik ýnıversitetiniń habarlary*. 2025. T. 4, № 35.
9. Кусаинов Р. К. и др. Применение электролитно-плазменного упрочнения для улучшения свойств деталей машины из стали 45 // *Вестник Университета Шакарима. Серия технические науки. Некоммерческое акционерное общество «Шәкәрім Университет»*, 2024. № 3 (15). C. 62–70.
10. Kussainov R. и др. PHYSICAL FOUNDATIONS OF THE FORMATION OF A STRENGTHENED STRUCTURE OF STRUCTURAL STEELS DURING ELECTROLYTIC-PLASMA HARDENING // *Вестник Университета Шакарима. Серия технические науки. Некоммерческое акционерное общество «Шәкәрім Университет»*, 2025. № 3. C. 203–208.
11. Aydin H., Bayram A., Topcu Ş. Effect of different nitriding processes on the friction coefficient of 304 austenitic and 420 martensitic stainless steels // *Industrial Lubrication and Tribology*. Emerald Group Publishing Limited, 2013. T. 65, № 1. C. 27–36.
12. Маулит А. и др. 12Х18Н10Т АУСТЕНИТТІ-ТОТ БАСПАЙТЫН БОЛАТТАН ЭЛЕКТРОЛИТТІ-ПЛАЗМАЛЫҚ АЗОТТАУДЫ ЗЕРТТЕУ // *Вестник Университета Шакарима. Серия технические науки. Некоммерческое акционерное общество «Шәкәрім Университет»*, 2025. № 4. C. 606–615.
13. Rakhadilov B. K. и др. Ion-plasma nitriding of titanium alloys: technologies, advantages, and limitations. // *Recent Contributions to Physics*. 2025. T. 2025, № 2. C. 33–41.
14. Bell T., Sun Y. Load bearing capacity of plasma nitrided steel under rolling-sliding contact // *Surface engineering*. Taylor & Francis, 1990. T. 6, № 2. C. 133–139.
15. Fewell M. P. и др. The nature of expanded austenite // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2000. T. 131, № 1–3. C. 300–306.

16. Czerwiec T. и др. On the occurrence of dual diffusion layers during plasma-assisted nitriding of austenitic stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2006. Т. 200, № 18–19. С. 5289–5295.
17. De Las Heras E. и др. Microstructure and wear behavior of DC-pulsed plasma nitrided AISI 316L austenitic stainless steel // *Plasma Processes and Polymers*. Wiley Online Library, 2007. Т. 4, № S1. С. S741–S745.
18. Dearnley P. A. и др. *Surface Engineering: Proceedings of International Conference PSE*. DGE, 1989.
19. Borgioli F., Galvanetto E., Bacci T. Effects of surface modification by means of low-temperature plasma nitriding on wetting and corrosion behavior of austenitic stainless steel // *Coatings*. MDPI, 2020. Т. 10, № 2. С. 98.
20. Hannula S.-P., Nenonen P., Hirvonen J.-P. Surface structure and properties of ion-nitrided austenitic stainless steels // *Thin Solid Films*. Elsevier, 1989. Т. 181, № 1–2. С. 343–350.
21. Godec M. и др. Effect of post-treated low-temperature plasma nitriding on the wear and corrosion resistance of 316L stainless steel manufactured by laser powder-bed fusion // *Addit. Manuf.* Elsevier, 2020. Т. 32. С. 101000.
22. Pacheco O. и др. *Ion-nitriding of austenitic stainless steels*. ASM International, Materials Park, OH (United States), 1995.
23. Gil L. и др. Corrosion performance of the plasma nitrided 316L stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2006. Т. 201, № 7. С. 4424–4429.
24. Fossati A. и др. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment time // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2006. Т. 200, № 11. С. 3511–3517.
25. Ou K.-L. и др. Surface modification of austenitic stainless steel with plasma nitriding for biomedical applications // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2011. Т. 206, № 6. С. 1142–1145.
26. Czerwiec T., Renevier N., Michel H. Low-temperature plasma-assisted nitriding // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2000. Т. 131, № 1–3. С. 267–277.
27. Liang W. и др. The wear and corrosion properties of stainless steel nitrided by low-pressure plasma-arc source ion nitriding at low temperatures // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2000. Т. 130, № 2–3. С. 304–308.
28. Brading H. J. и др. Plasma nitriding with nitrogen, hydrogen, and argon gas mixtures: structure and composition of coatings on titanium // *Surface engineering*. SAGE Publications Sage UK: London, England, 1992. Т. 8, № 3. С. 206–212.
29. Cohen A., Boas M., Rosen A. The influence of ion nitriding parameters on the hardness layer of 15-5 PH stainless steel // *Thin Solid Films*. Elsevier, 1986. Т. 141, № 1. С. 53–58.
30. Marchev K., Cooper C. V., Giessen B. C. Observation of a compound layer with very low friction coefficient in ion-nitrided martensitic 410 stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 1998. Т. 99, № 3. С. 229–233.
31. Corengia P. и др. Microstructure and corrosion behaviour of DC-pulsed plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2004. Т. 187, № 1. С. 63–69.
32. Sun Y., Bell T. Low temperature plasma nitriding characteristics of precipitation hardening stainless steel // *Surface Engineering*. SAGE Publications Sage UK: London, England, 2003. Т. 19, № 5. С. 331–336.
33. Çetin A. и др. A comparative study of single and duplex treatment of martensitic AISI 420 stainless steel using plasma nitriding and plasma nitriding-plus-nitrogen ion implantation techniques // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2007. Т. 201, № 19–20. С. 8127–8130.

34. Figueroa C. A. и др. Previous heat treatment inducing different plasma nitriding behaviors in martensitic stainless steels // *Journal of Vacuum Science & Technology A*. AIP Publishing, 2006. Т. 24, № 5. С. 1795–1801.
35. De Sousa R. R. M. и др. Ionic nitriding in cathodic cage of AISI 420 martensitic stainless steel // *Surface Engineering*. SAGE Publications Sage UK: London, England, 2008. Т. 24, № 1. С. 52–56.
36. Espitia L. A. и др. Cavitation erosion resistance and wear mechanisms of active screen low temperature plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel // *Wear*. Elsevier, 2015. Т. 332. С. 1070–1079.
37. Scheuer C. J. и др. Influence of process temperature on phase formation in plasma nitrided AISI 420 steel. Associacao Brasileira de Ceramica (ABCERAM), Sao Paulo, SP (Brazil), 2016.
38. Mariano L., Francisco S., Perito R. Martensitic Stainless Steels Low-temperature Nitriding: Dependence of Substrate Composition 2. Experimental Procedure // *Mater Res*. 2015. Т. 18, № 3. С. 622–627.
39. Rakhadilov B. и др. Effects of Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification on the Formation of a Nitride Layer in Ti-6Al-4V Alloy // *Materials*. MDPI, 2025. Т. 18, № 15. С. 3487.
40. Standard A. Standard test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements to determine the corrosion susceptibility of small Implant devices // *ASTM International*: West Conshohocken, PA, USA. 2019.
41. Rivière J. P. и др. Microstructure of expanded austenite in ion-nitrided AISI 316L single crystals // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2007. Т. 201, № 19–20. С. 8210–8214.
42. Christiansen T. L., Somers M. A. J. Stress and composition of carbon stabilized expanded austenite on stainless steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. Springer, 2009. Т. 40, № 8. С. 1791–1798.
43. Rolinski E., Sharp G. When and Why Ion Nitriding/Nitrocarburizing Makes Good Sense-Ion nitriding can be used in many applications, but some are so unique that they can be called "the best" applications, where the unique // *Industrial Heating*. [Pittsburgh, National Industrial Pub. Co.], 2005. Т. 72, № 8. С. 67–74.
44. Cardoso R. P., Scheuer C. J., Brunatto S. F. Low-temperature nitriding kinetics of stainless steel: effect of prior heat treatment // *Encyclopedic of Iron, Steel, and Their Alloys*. 1st ed. New York: Taylor & Francis Group. 2015.
45. Sun J. и др. Properties of rapid arc discharge plasma nitriding of AISI 420 martensitic stainless: effect of nitriding temperatures // *Journal of Materials Research and Technology*. Elsevier, 2022. Т. 19. С. 4804–4814.
46. Esfandiari M., Dong H. The corrosion and corrosion-wear behaviour of plasma nitrided 17-4PH precipitation hardening stainless steel // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2007. Т. 202, № 3. С. 466–478.
47. Bacci T. и др. Glow-discharge nitriding of sintered stainless steels // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2001. Т. 139, № 2–3. С. 251–256.
48. Zhao Y.-H. и др. Effect of axial magnetic field on the microstructure, hardness and wear resistance of TiN films deposited by arc ion plating // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. Springer, 2015. Т. 28, № 8. С. 984–993.
49. Xi Y., Liu D., Han D. Improvement of corrosion and wear resistances of AISI 420 martensitic stainless steel using plasma nitriding at low temperature // *Surf. Coat. Technol.* Elsevier, 2008. Т. 202, № 12. С. 2577–2583.

50. Corengia P. и др. Friction and rolling-sliding wear of DC-pulsed plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel // Wear. Elsevier, 2006. Т. 260, № 4–5. С. 479–485.
51. Li C. X., Bell T. Corrosion properties of plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel in 3.5% NaCl and 1% HCl aqueous solutions // Corros. Sci. Elsevier, 2006. Т. 48, № 8. С. 2036–2049.
52. Chen H. T., Yan M. F., You Yjj. Effect of N distribution on elastic and electronic properties of hexagonal ϵ -Fe₆N_x by first-principles calculations // J. Magn. Magn. Mater. Elsevier, 2014. Т. 354. С. 200–204.

Сведения об авторах:

Орманбеков К.Д. – автор для корреспонденции, докторант по специальности 8D07101 «Технологические машины и оборудование», научный сотрудник Инжинирингового центра НАО «Шәкәрім университет», ул. Физкультурная, 4В, 071412, г. Семей, Казахстан
Сатбаева З.А. – PhD, руководитель проекта, старший научный сотрудник Инжинирингового центра НАО «Шәкәрім университет», ул. Физкультурная, 4В, 071412, г. Семей, Казахстан

Орынбеков Д.Р. – к.т.н., ассоциированный профессор, Председатель правления – ректор НАО «Шәкәрім университет», ул. Глинки, 20А, 071410, г. Семей, Казахстан

Коц В.Н. – магистрант по специальности 7М07104 «Машиностроение», младший научный сотрудник Инжинирингового центра НАО «Шәкәрім университет», ул. Физкультурная, 4В, 071412, г. Семей, Казахстан

K.D. Ormanbekov – Corresponding author, PhD student in the specialty 8D07101 “Technological machines and equipment,” researcher at the Engineering Center, NJSC “Shakarim University,” 4B Fizkulturnaya St., 071412, Semey, Kazakhstan

Z.A. Satbayeva – PhD, Project supervisor, senior researcher at the Engineering Center, NJSC “Shakarim University,” 4B Fizkulturnaya St., 071412, Semey, Kazakhstan

D.R. Orynbekov – Candidate of technical sciences, Associate professor, Chairman of the Board – Rector of NJSC “Shakarim University,” 20A Glinka St., 071410, Semey, Kazakhstan

V.N. Kots – Master’s student in the specialty 7M07104 “Mechanical engineering,” junior researcher at the Engineering Center, NJSC “Shakarim University,” 4B Fizkulturnaya St., 071412, Semey, Kazakhstan



Copyright: © 2026 by the authors. Submitted for possible open access publication under the terms and conditions of the Creative Commons Attribution (CC BY NC) license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>).