

Электролитно-плазменное азотирование аустенитной нержавеющей стали при катодной и анодной полярности

С. А. Кусманов*, И. В. Тамбовский, Т. Л. Мухачева,
С. А. Силкин, С. С. Кораблева, Р. Д. Белов, Е. В. Сокова

Костромской государственной университет,
г. Кострома, 156005, Россия, *e-mail: sakusmanov@yandex.ru

Поступила в редакцию 18.02.2023

После доработки 23.04.2023

Принята к публикации 27.04.2023

Представлены результаты модифицирования поверхности аустенитной нержавеющей стали электролитно-плазменным азотированием при анодной и катодной полярности обрабатываемого изделия. Изучены морфология и шероховатость поверхности, фазовый состав и микротвердость диффузионных слоев, трибологические и коррозионные свойства. Показано влияние физико-химических процессов при анодной и катодной обработке на особенности формирования модифицированной поверхности и ее эксплуатационные свойства. Установлено увеличение твердости азотированных слоев до 1150 HV при снижении шероховатости в 2 раза после анодной обработки, сопровождающееся повышением износостойкости в 166 раз при снижении коэффициента трения в 1,6 раза. После катодной обработки возможно повышение твердости только до 580 HV и износостойкости в 13,6 раза. В обоих случаях показано снижение питтингообразования в среде хлорида натрия.

Ключевые слова: электролитно-плазменная обработка, азотирование, аустенитная сталь, шероховатость, микротвердость, износостойкость, коррозионная стойкость

УДК 544.558+66.088

<https://doi.org/10.52577/eom.2023.59.3.10>

ВВЕДЕНИЕ

Хромоникелевая титансодержащая сталь аустенитного класса 12X18H10T является одной из самых распространенных нержавеющей сталей, используемых в качестве конструкционного и функционального материала в изделиях, работающих в агрессивных условиях в пищевой и химической промышленности, теплоэнергетике и других отраслях. Изделия из этого материала отличаются высокой пластичностью, ударной вязкостью, жаростойкостью и коррозионной стойкостью, но низкой прочностью и твердостью. Для упрочнения стали 12X18H10T, как и всех аустенитных сталей, эффективно используются технологии поверхностного пластического деформирования, направленные на зернограничное и субструктурное упрочнение, например ультразвуковая обработка в вакууме (SMAT) [1], ультразвуковая ударная обработка бойками [2], дробеструйная обработка [3], фрикционная обработка [4, 5]. Недостатком деформационных поверхностных обработок является значительное повышение шероховатости и необходимость последующей финишной обработки [2, 3]. В решении этой проблемы зарекомендовали себя наноструктурирующая фрикционная обработка скользящими инденторами [6] и технология наноструктурирующего выглаживания [7].

Альтернативой механической обработке поверхности аустенитной нержавеющей стали являются физико-химические методы поверхностного упрочнения, в частности электролитно-плазменная обработка, позволяющая оказывать комплексное воздействие на эксплуатационные свойства металлических изделий [8–11]. Выявлено образование азотированного слоя на поверхности аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T после катодного электролитно-плазменного азотирования (КЭПА), содержащего гексагональный нитрид $Fe_{2-3}N$ и нитрид хрома [12]. Максимальная концентрация азота 4,01% достигается после КЭПА при 750 °C и снижается до 3,42% при 800 °C [13]. Толщина азотированного слоя при указанных температурах составляет 43 мкм и 60 мкм соответственно. При КЭПА стали 316L в растворе нитрата аммония и гидроксида калия обнаружен нитрид железа $FeN_{0,076}$ и оксид Fe_3O_4 [14]. После КЭПА в карбамидном электролите при 300 В в течение 1 мин на поверхности стали образуется оксидный слой толщиной 10–15 мкм, содержащий 39–41% кислорода. Максимальное содержание азота составляет 0,68%, на глубине 30 мкм азот уже не выявляется. Катодное азотирование аустенитной нержавеющей стали в растворах карбоната аммония приводит к формированию нитридов

Таблица 1. Значения напряжения U , силы тока I , убыли массы образцов при обработке Δm , шероховатости поверхности Ra , температуры в зоне фрикционного контакта T_{fr} , среднего коэффициента трения μ за последние 100 м пути, убыли массы образцов при трении Δm_{fr} , плотности тока коррозии j , потенциала коррозии E_{corr} и потенциала репассивации E_{rep} до и после АЭПА в течение 5 мин при различной температуре T

T , °C	U , В	I , А	Δm , мг	Ra , мкм	T_{fr} , °C	μ	Δm_{fr} , мг	j , мкА/см ²	E_{rep} , В	E_{corr} , В
650	191	6,6	33±1	0,42±0,07	49,9	0,251±0,003	0,140±0,002	6,5	-0,422	-0,321
700	204	7,9	31±4	0,34±0,07	82,4	0,318±0,003	0,230±0,003	3,4	-0,479	-0,371
750	213	8,1	32±1	0,32±0,07	99,7	0,499±0,005	0,637±0,008	5,6	-0,487	-0,393
800	228	7,9	36±1	0,32±0,07	90,8	0,281±0,003	0,330±0,004	1,4	-0,555	-0,423
850	249	7,0	35±7	0,34±0,08	89,7	0,261±0,003	0,200±0,002	3,2	-0,518	-0,427
До обработки				0,80±0,10	68,1	0,401±0,004	23,22±0,279	1,5	-0,162	-0,210

Таблица 2. Значения напряжения U , силы тока I , убыли массы образцов при обработке Δm , шероховатости поверхности Ra , температуры в зоне фрикционного контакта T_{fr} , среднего коэффициента трения μ за последние 100 м пути, убыли массы образцов при трении Δm_{fr} , плотности тока коррозии j , потенциала коррозии E_{corr} и потенциала репассивации E_{rep} до и после КЭПА при различной температуре T и продолжительности t

T , °C	t , мин	U , В	I , А	Δm , мг	Ra , мкм	T_{fr} , °C	μ	Δm_{fr} , мг	j , мкА/см ²	E_{rep} , В	E_{corr} , В
650	30	117	10,0	85,7	1,10±0,02	83	0,489±0,005	16,60±0,19	2,4	-0,205	-0,212
700	30	116	9,9	82,8	1,02±0,03	70	0,482±0,005	16,30±0,18	6,3	-0,234	-0,251
750	5	117	10,3	45	1,00±0,04	76	0,476±0,005	17,30±0,19	16,9	-0,385	-0,35
750	10	113	10,7	97,8	0,94±0,05	79	0,424±0,005	13,50±0,15	4,7	-0,343	-0,256
750	20	112	11	192,1	0,92±0,05	73	0,435±0,005	13,20±0,15	1,6	-0,267	-0,197
750	30	111	11,2	298,5	0,86±0,02	74	0,452±0,005	14,70±0,16	1,2	-0,288	-0,215
800	30	119	11,0	114,5	0,99±0,03	72	0,427±0,005	5,60±0,06	8,3	-0,366	-0,260
850	30	123	11,8	137,7	1,12±0,03	91	0,511±0,006	1,70±0,02	31,4	-0,425	-0,414
До обработки				0,80±0,10	68,1	0,401±0,004	23,22±0,279	1,5	-0,162	-0,210	

(Fe₂N, Fe₄N, CrN, Cr₂N) и оксидов (Fe₃O₄, Cr₂O₃) железа и хрома, микроструктура азотированного слоя содержит нитридную зону и зону внутреннего азотирования [15]. При увеличении температуры образуется больше высокоазотистого нитрида Fe₂N.

Азотирование нержавеющей стали положительно повлияло на повышение износостойкости и коррозионной стойкости. При КЭПА стали 316L в растворах карбамида или нитрата аммония с добавкой гидроксида калия коэффициент сухого трения с корундовым шариком снижается от 0,19 у необработанного образца до 0,13 после КЭПА в течение 30 мин при повышении износостойкости в 4,4–10 раз [14]. КЭПА нержавеющей сталей (304, 316L и 430) в растворе нитрита натрия оказалось эффективным методом торможения питтинговой коррозии в 0,5 М растворе хлорида натрия [16]. Анодное электролитно-плазменное азотирование (АЭПА) аустенитной нержавеющей стали 304 в аммиачно-хлоридном электролите также приводит к повышению коррозионной стойкости в растворах борной кислоты и буры [17].

В данной работе предлагается проведения комплексного анализа эксплуатационных свойств поверхности аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T, подвергнутой электролитно-плазменному азотированию при катодной и

анодной полярности обрабатываемого образца в одном и том же электролите.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Электролитно-плазменному азотированию подвергались цилиндрические образцы из стали 12X18H10T диаметром 10 и длиной 15 мм после их зачистки наждачной бумагой до Ra , равной 1,0±0,1 мкм, и промывания ацетоном в ультразвуковой ванне. Обработка выполнялась в цилиндрическом электролизере с симметричным продольным обтеканием образца электролитом, подаваемым через патрубок в дне электролизера [18]. Вверху электролизера электролит переливался в поддон, откуда подавался насосом в теплообменник со скоростью 2,5 л/мин, контролируемой ротаметром РМФ-0,16 ЖУЗ с точностью 2,5%. Температура электролита измерялась термпарой, помещенной на дне электролизера, и поддерживалась равной 30±2 °C. В качестве электролита был использован водный раствор хлорида аммония (5%) и аммиака (5%). Азотирование осуществляли при катодной и анодной полярности обрабатываемого образца. КЭПА проводили при постоянной температуре 750 °C и вариации продолжительности насыщения от 5 до 30 мин, а также при постоянной продолжи-

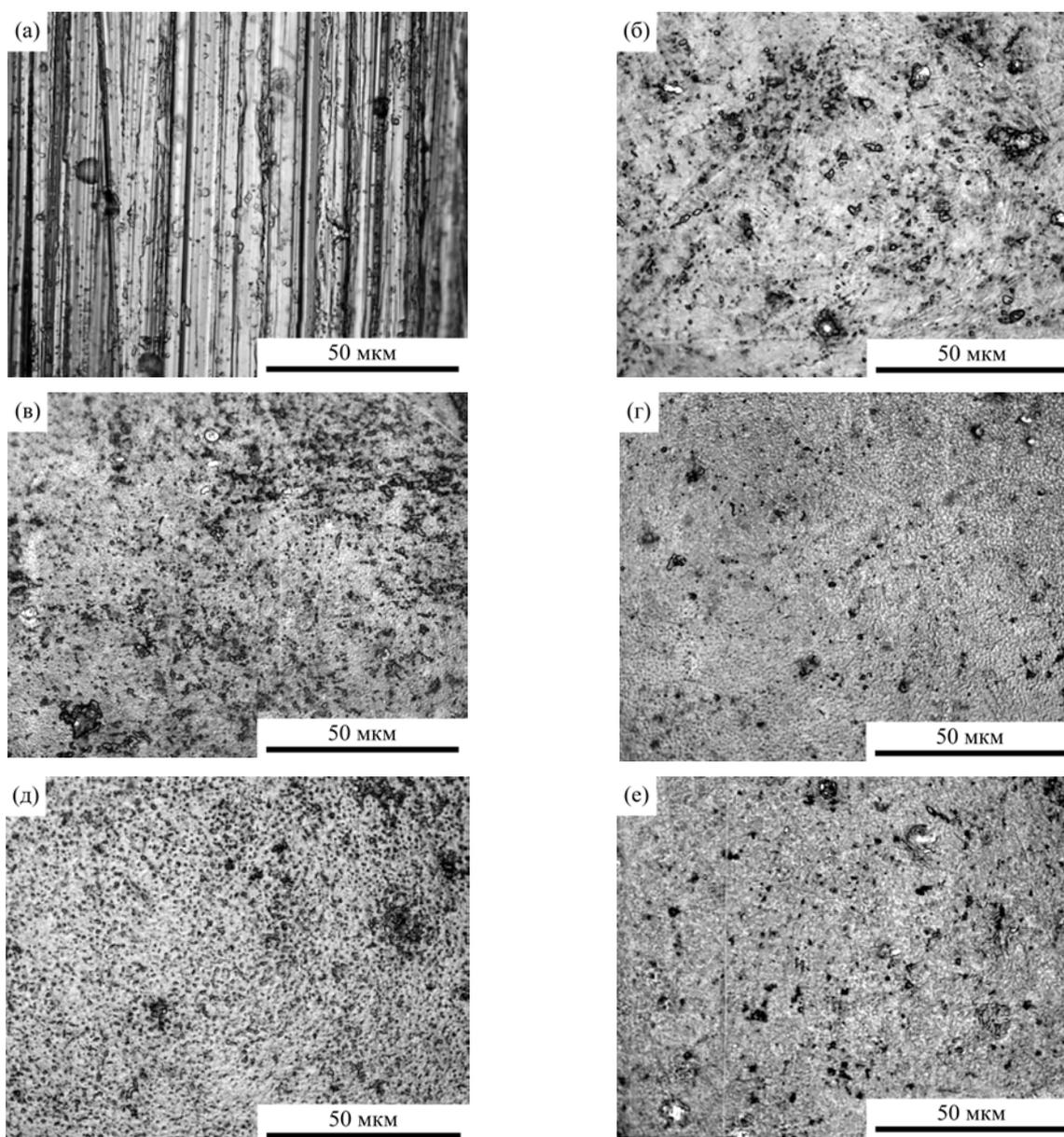


Рис. 1. Морфология поверхности стали 12X18H10T до (а) и после АЭПА в течение 5 мин при различных температурах: (б) – 650 °С; (в) – 700 °С; (г) – 750 °С; (д) – 800 °С; (е) – 850 °С.

тельности 30 мин при варьировании температуры насыщения от 650 до 850 °С. АЭПА проводили при постоянной продолжительности насыщения 5 мин, изменяя температуру от 650 до 850 °С. Насыщение в течение 5 мин при анодном варианте азотирования считается оптимальным, продолжительное насыщение приводит к чрезмерному растворению обрабатываемого материала [11]. Температура насыщения контролировалась напряжением (табл. 1 и 2). Напряжение и ток измерялись вольтметром DP6-DV и амперметром DP6-DA. Температура образцов определялась термопарой МУ-К2 с мультиметром АРРА109N (точность 3% в интервале температур 400–1000 °С). Термопара помещалась в отверстие образца на расстоянии 2 мм от торца. После диффузионного насыщения образцы закалялись в электролите отключением напряжения.

Морфология поверхности и структура модифицированного поверхностного слоя исследовались с помощью оптического металлографического микроскопа Микромед МЕТ. Шероховатость поверхности изучалась на приборе TR200. Изменение массы образцов определялось на электронных аналитических весах CitizenCY224C с точностью $\pm 0,0001$ г после промывания их (образцов) дистиллированной водой для удаления следов солей. Микротвердость образцов измерялась на микротвердомере Falcon 503 при нагрузке 50 г.

Трибологические испытания проводились при сухом трении боковой поверхности цилиндрического образца по диску из стали ХВГ под нагрузкой 10 Н. Линейная скорость скольжения образца составляла 1,555 м/с, путь трения – 1 км. Профиль дорожек трения снимался с помощью прибора TR200. Измерение температуры фрик-

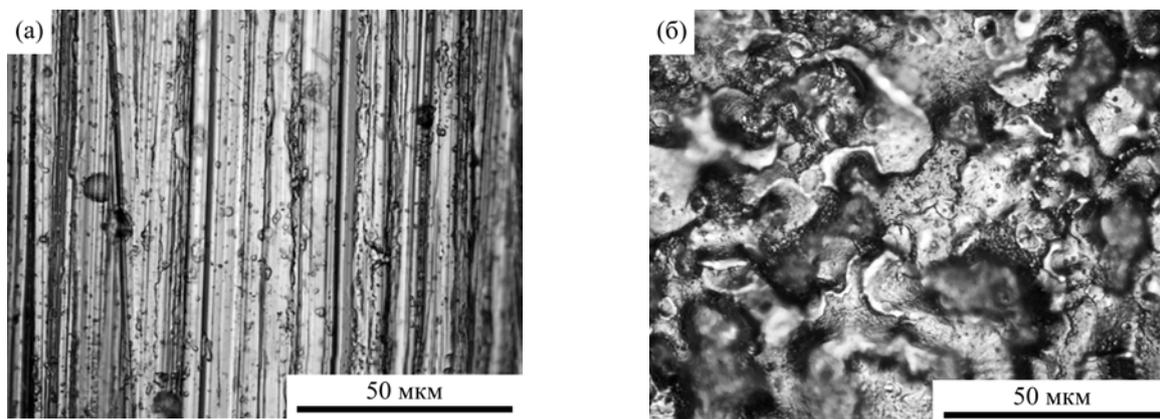


Рис. 2. Морфология поверхности стали 12X18H10T до (а) и после КЭПА в течение 30 мин при 750 °С (б).

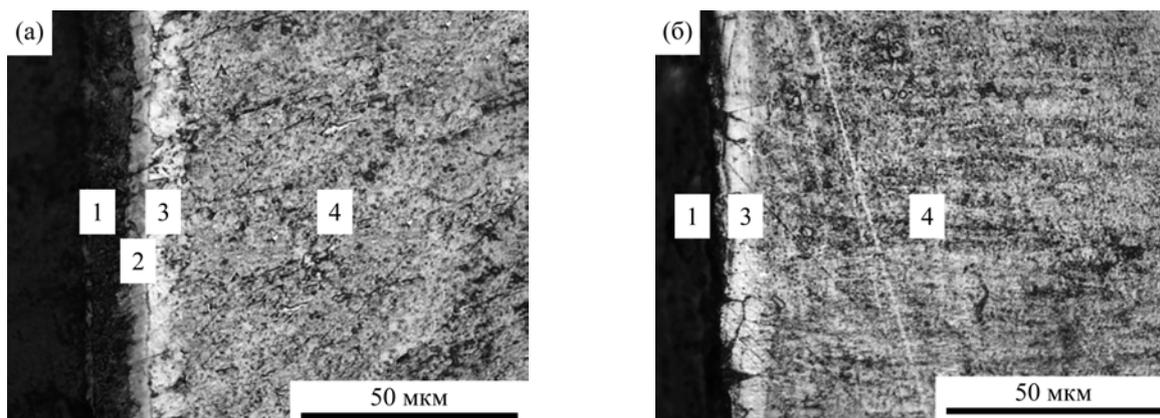


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения поверхностного слоя стали 12X18H10T после АЭПА при 850 °С в течение 5 мин (а) и после КЭПА при 850 °С в течение 30 мин (б): 1 – оксидный слой; 2 – наружный диффузионный слой; 3 – внутренний диффузионный слой; 4 – исходная структура.

ционного контакта осуществлялось на дорожке трения непосредственно на выходе из зоны контакта с помощью цифрового инфракрасного термометра MLX90614.

Сопротивление коррозии образцов оценивалось потенциодинамическими поляризационными кривыми в 3,5%-м растворе хлорида натрия с помощью потенциостата-гальваностата Biologic SP-150 в стандартной трехэлектродной ячейке при скорости сканирования 1 мВ/с. В качестве вспомогательного электрода использовался графит, а электрода сравнения – насыщенный хлорсеребряный электрод.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Морфология и шероховатость поверхности

Морфология поверхности при электролитно-плазменной обработке обуславливается природой протекающих на ней физико-химических процессов, которые определяются полярностью обрабатываемого образца и физическими условиями процесса. Кроме диффузии насыщающих компонентов при обработке в водных электролитах, всегда происходит высокотемпературное окисление, приводящее к образованию оксидов металлов материала основы и

легирующих компонентов [19]. Существенным различием анодной и катодной обработки является протекание анодного электрохимического растворения [20] и эрозии поверхности под действием разрядов в катодной оболочке [21]. В результате анодного электролитно-плазменного азотирования стали 12X18H10T с поверхности удаляются риски механического шлифования образца с сохранением исходных дефектов в виде небольших раковин и пор (рис. 1). С увеличением температуры АЭПА до 800 °С интенсифицируется окисление поверхности, которое сопровождается заполнением высокорельефных участков поверхности оксидами металлов в составе нержавеющей стали. Электрохимическое растворение неровностей приводит к снижению шероховатости поверхности (табл. 1).

После КЭПА под действием электрических разрядов формируется высокорельефный оксидный слой без визуальных различий морфологии в зависимости от условий обработки (рис. 2) и происходит увеличение шероховатости поверхности по сравнению с исходным значением (табл. 2). При повышении продолжительности обработки шероховатость снижается, но не достигает исходного значения. Это связано с тем, что при длительной обработке в резуль-

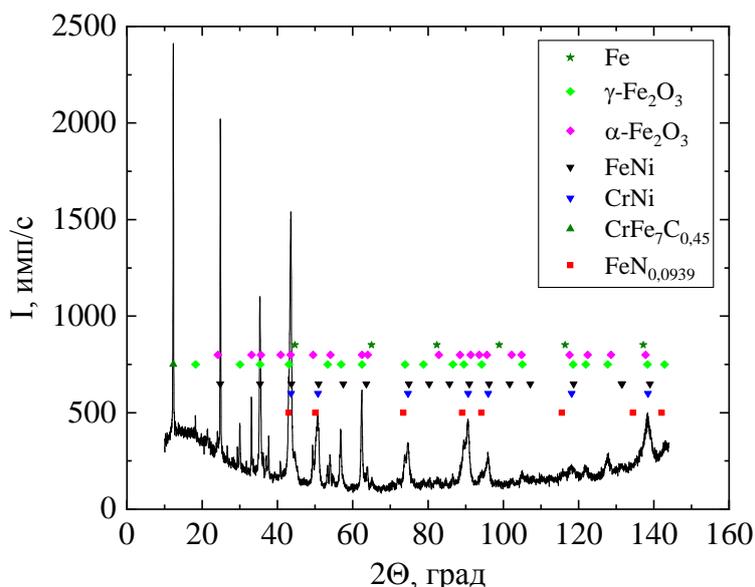


Рис. 4. Дифрактограмма поверхностного слоя стали 12X18H10T после АЭПА при 650 °C в течение 5 мин.

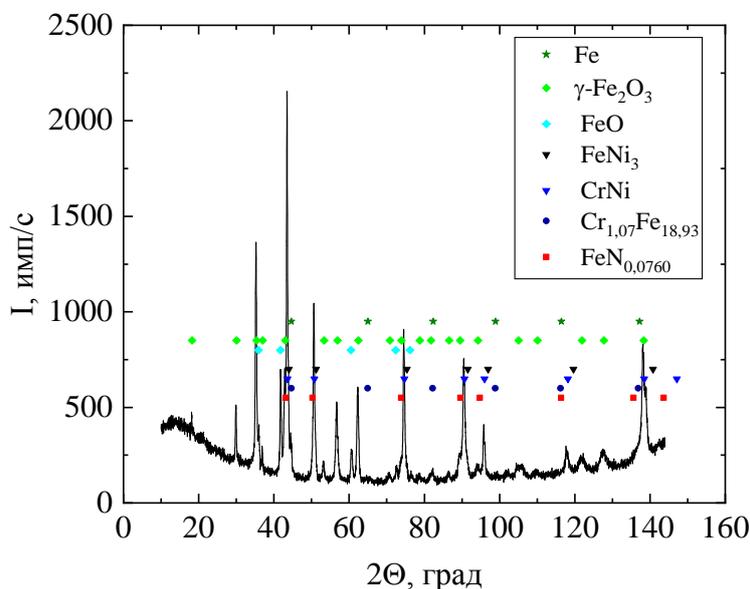


Рис. 5. Дифрактограмма поверхностного слоя стали 12X18H10T после КЭПА при 650 °C в течение 30 мин.

тате высокотемпературного окисления происходят заполнение кратеров и впадин оксидами и выравнивание рельефа. При варьировании температуры КЭПА наблюдается минимум после обработки при 750 °C. Такая закономерность связана с интенсификацией высокотемпературного окисления при повышении температуры: в интервале от 650 до 750 °C происходит заполнение пор и кратеров оксидами, сопровождающее выравнивание рельефа поверхности, а при более высокой температуре толстые оксидные слои под действием разрядов начинают отслаиваться, что приводит к противоположному результату.

Состав, структура и микротвердость модифицированных слоев

Согласно данным металлографического анализа, после анодного и катодного азотиро-

вания стальной поверхности происходит формирование оксидного и диффузионного слоев (рис. 3). После АЭПА диффузионный слой состоит из двух частей – внутреннего и наружного, в то время как после КЭПА металлографически выявляется только внутренний диффузионный слой, включающий трещины. По данным рентгеновского анализа, после АЭПА оксидный слой состоит из Fe_2O_3 α - и γ -модификации, а диффузионный слой включает фазы $\text{FeN}_{0,0939}$ и $\text{CrFe}_7\text{C}_{0,45}$, образующиеся за счет диффузионных процессов, а также интерметаллиды исходных компонентов сплава (рис. 4). После КЭПА в оксидном слое, кроме $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, выявляется пористый оксид FeO , а в диффузионном слое, кроме интерметаллидов, – фаза $\text{FeN}_{0,076}$ с меньшим содержанием азота, чем после АЭПА (рис. 5). Выявление двух диффузионных слоев после анодного азотирования может

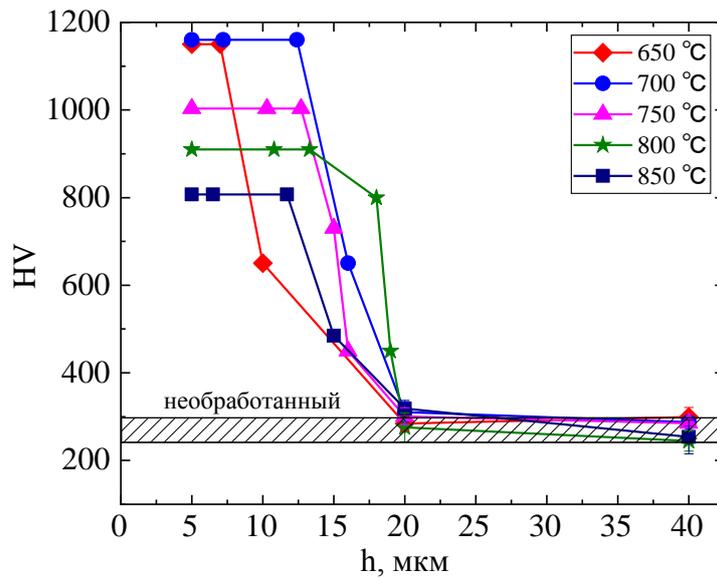


Рис. 6. Распределение микротвердости в поверхностном слое стали 12X18H10T после АЭПА в течение 5 мин при различных температурах.

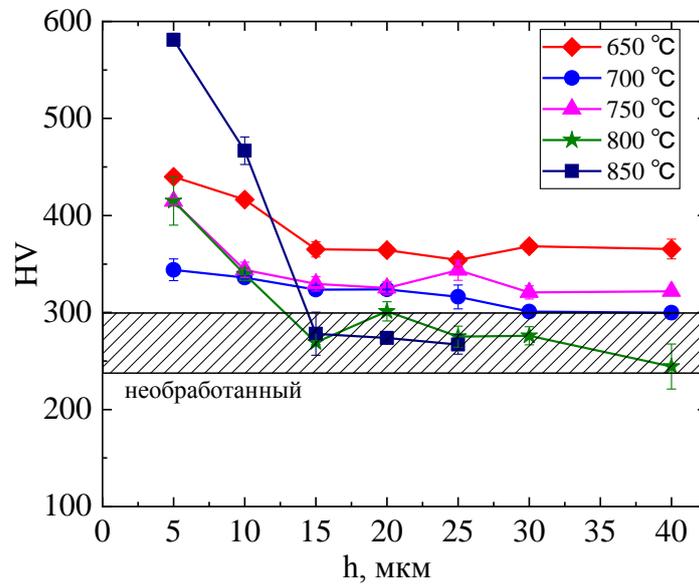


Рис. 7. Распределение микротвердости в поверхностном слое стали 12X18H10T после КЭПА в течение 30 мин при различных температурах.

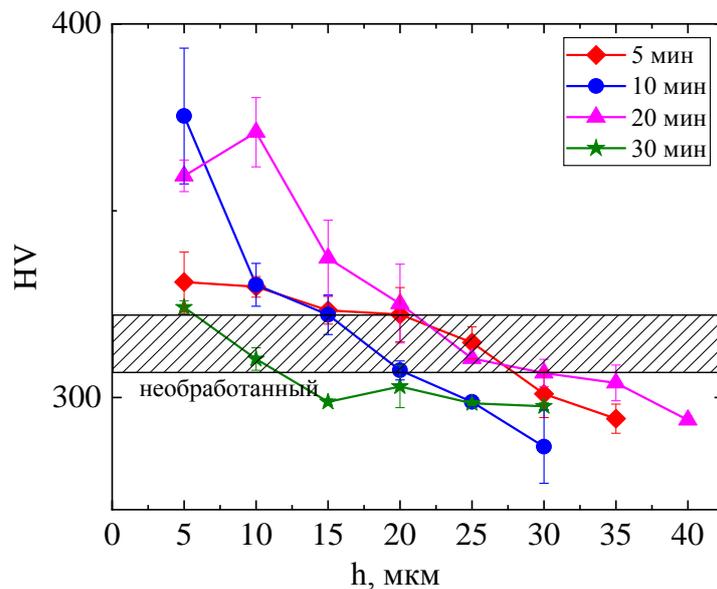


Рис. 8. Распределение микротвердости в поверхностном слое стали 12X18H10T после КЭПА при температуре 750 °C различной продолжительностью.

быть связано с выделением железохромового карбида.

Формирование диффузионного слоя отражается на увеличении микротвердости (рис. 6–8). Показано существенное отличие значения микротвердости после анодного и катодного азотирования, что связано с различной интенсивностью диффузионных процессов (это отражается в содержании азота в выявляемых нитридах), а также образованием при АЭПА карбида состава $\text{CrFe}_7\text{C}_{0,45}$. Различия интенсивности диффузии соотносятся с тем, что при анодной полярности образца рост оксидных слоев, тормозящих диффузию азота [22], сдерживается их анодным растворением, что приводит к повышению твердости до 1150 HV (рис. 6). При катодной обработке, несмотря на более продолжительное насыщение, сильно развитый оксидный слой значительно блокирует диффузию и микротвердость не превышает 580 HV (рис. 7 и 8). На примере АЭПА отчетливо прослеживается тенденция снижения максимальной микротвердости с ростом температуры насыщения, что подтверждает отрицательное влияние высокотемпературного окисления, усиливающегося с повышением температуры, на диффузию азота. При катодной обработке определенных зависимостей микротвердости от температуры и продолжительности обработки не было выявлено.

Трение и износ

Трибологические испытания показали быструю приработку трущихся поверхностей через стабилизацию коэффициента трения (рис. 9–11). После АЭПА практически во всех температурных режимах обработки происходит снижение массового износа и коэффициента трения (табл. 1). Наилучшие результаты были получены после азотирования при 650 °С, когда массовый износ снизился в 166 раз, а коэффициент трения – в 1,6 раза. При этих условиях наблюдается снижение температуры в зоне фрикционного контакта практически на 20 °С. Дальнейшее повышение температуры азотирования до 750 °С приводит к увеличению данных показателей, в том числе превышению значений коэффициента трения на 25% и температуры в зоне фрикционного контакта в 1,5 раза выше исходных. При последующем повышении температуры АЭПА значения всех рассматриваемых характеристик трения и износа снижаются. Такие зависимости можно объяснить следующим: при низких температурах азотирования, когда процессы анодного растворения превалируют над окислением, а шероховатость поверхности примерно в 2 раза снижается после АЭПА при

всех температурах, ключевым фактором повышения износостойкости является твердость диффузионного слоя. При температурах азотирования выше 750 °С происходит интенсификация окисления поверхности и, несмотря на снижение твердости диффузионного слоя, образуемый оксидный слой с низкой шероховатостью будет благоприятствовать скольжению контртела по обработанной поверхности.

В результате КЭПА при всех режимах обработки происходит повышение коэффициента трения по сравнению с необработанным образцом, что коррелирует с ростом шероховатости поверхности (табл. 2). В то же время происходит снижение массового износа: незначительное (менее чем в 2 раза) при температуре обработки до 750 °С, связанное с невысокой твердостью диффузионного слоя, и более чем в 13 раз при максимальной микротвердости поверхностного слоя после азотирования при 850 °С. Повышенная твердость поверхностного слоя определяет и наиболее высокое значение коэффициента трения, отражающееся в повышении температуры в зоне фрикционного контакта практически на 20 °С.

Сопротивление коррозии

Коррозионные испытания показали, что формирование пористого оксидного слоя на поверхности способствует увеличению плотности тока коррозии (табл. 1 и 2). Возможно достижение токов коррозии, соизмеримых с необработанной сталью, после АЭПА при 800 °С в течение 5 мин и КЭПА при 750 °С в течение 20 и 30 мин. Можно утверждать, что при данных условиях обработки образуется менее пористое и дефектное оксидное покрытие, которое не благоприятствует адсорбции в порах оксидного слоя корродирующих агентов и последующему коррозионному разрушению стальной поверхности. Факт отрицательного влияния пористого оксидного слоя на сопротивление коррозии был доказан при его удалении с поверхности азотированной стали 45 с помощью электролитно-плазменного полирования [23]. Показано, что образование модифицированного слоя позволяет сместить потенциал репассивации в катодную область (табл. 1 и 2), что уменьшает вероятность возникновения питтинговой коррозии и быстрой репассивации на обработанной поверхности.

ВЫВОДЫ

1. Показана возможность повышения твердости, износостойкости и устойчивости к питтинговой коррозии поверхности аустенитной

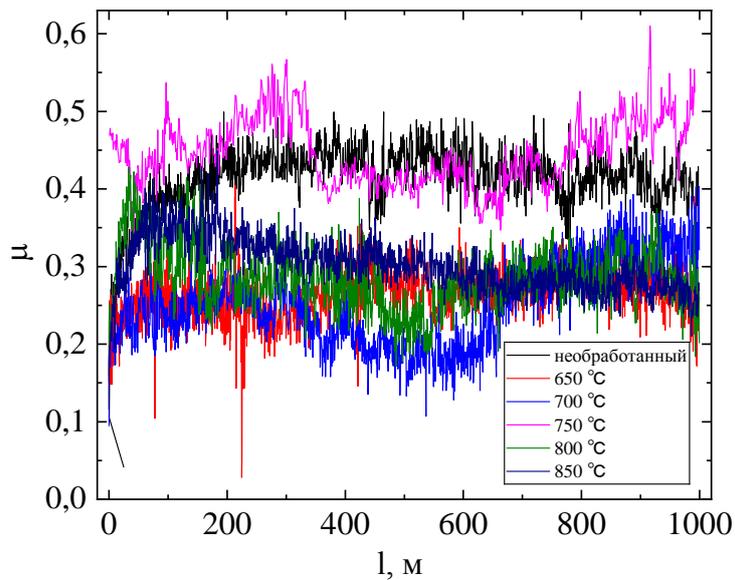


Рис. 9. Зависимость коэффициента трения образцов из стали 12X18H10T после АЭПА в течение 5 мин при различных температурах от пути трения.

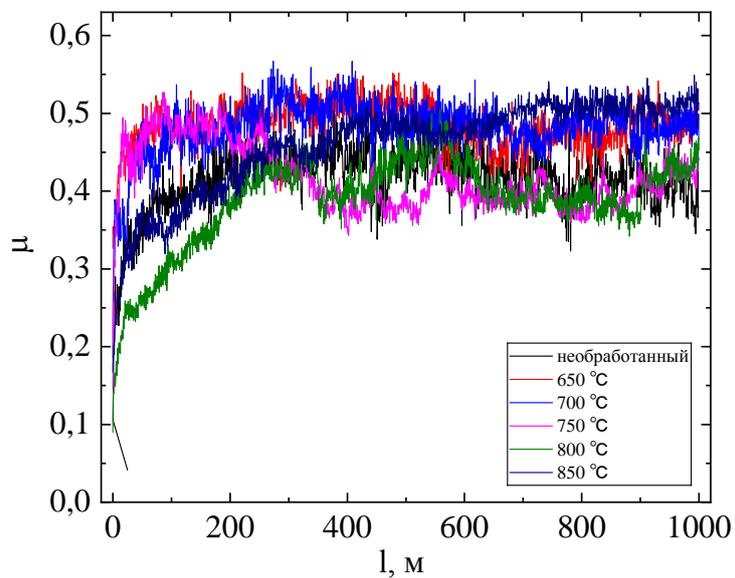


Рис. 10. Зависимость коэффициента трения образцов из стали 12X18H10T после КЭПА в течение 30 мин при различных температурах от пути трения.

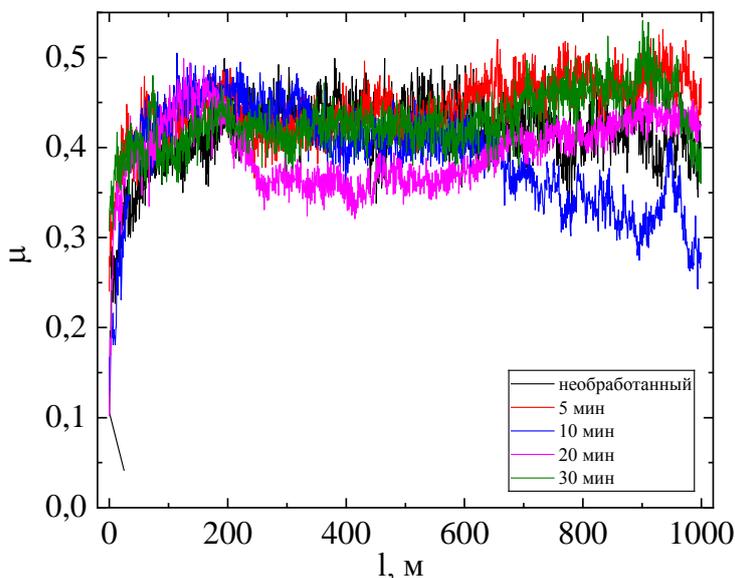


Рис. 11. Зависимость коэффициента трения образцов из стали 12X18H10T после КЭПА при температуре 750 °C различной продолжительностью.

нержавеющей стали 12X18H10T с помощью электролитно-плазменного азотирования.

2. Выявлены особенности формирования модифицированной поверхности и ее эксплуатационных свойств в зависимости от полярности обрабатываемого изделия при азотировании в водном растворе электролита аммиака (5%) и хлорида аммония (5%). Наблюдаются сглаживание микронеровностей и снижение шероховатости поверхности при анодном азотировании за счет электрохимического растворения и протекание эрозии поверхности с повышением шероховатости при катодном азотировании за счет электрических разрядов.

3. Установлено, что увеличение твердости азотированных слоев до 1150 HV при снижении шероховатости в 2 раза после анодной обработки при 650 °С в течение 5 мин может привести к повышению износостойкости в 166 раз и снижению коэффициента трения в 1,6 раза.

4. Показано, что после катодной обработки происходит меньшее повышение твердости (до 580 HV) и износостойкости (в 13,6 раза), несмотря на возможность увеличения продолжительности азотирования. Увеличение шероховатости поверхности после катодного азотирования всегда приводит к повышению коэффициента трения.

5. Выявляемое смещение потенциала репассивации в катодную область после анодного и катодного азотирования свидетельствует о снижении питтингообразования в среде хлорида натрия.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10094) Костромскому государственному университету.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

- Sun, Y., Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel, *Tribol. Int.*, 2013, vol. 57, p. 67.
- Mordyuk, B.N. and Prokopenko, G.I., Ultrasonic impact peening for the surface properties' management, *J. Sound Vib.*, 2007, vol. 308, nos. 3–5, p. 855.
- Lee, H., Kim, D., Jung, J., et al., Influence of peening on corrosion properties of AISI 304 stainless steel, *Corros. Sci.*, 2009, vol. 51, no. 12, p. 2826.
- Бараз, В.Р., Картак, Б.Р., Минеева, О.Н., Особенности фрикционного упрочнения аустенитной стали с нестабильной γ -фазой, *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2010, № 10, с. 20.
- Hajian, M., Abdollah-zadeh, A., Rezaei-Nejad, S.S., et al., Improvement in cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel by friction stir processing, *Appl. Surf. Sci.*, 2014, vol. 308, p. 184.
- Makarov, A.V., Savrai, R.A., Pozdejeva, N.A., Smirnov S.V., et al., Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension, *Surf. Coat. Technol.*, 2010, vol. 205, p. 841.
- Кузнецов, В.П., Макаров, А.В., Осинцева, А.Л. и др., Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре, *Упрочняющие технологии и покрытия*, 2011, № 11, с. 16.
- Belkin, P.N., Kusmanov, S.A., Zhirov, A.V., et al., Anode plasma electrolytic saturation of titanium alloys with nitrogen and oxygen, *J. Mat. Sci. Tech.*, 2016, vol. 32, p. 1027.
- Kusmanov, S.A., Dyakov, I.G., Belkin, P.N., et al., Plasma electrolytic modification of the VT1-0 titanium alloy surface, *J. Surf. Investig. X-ray Synchrotron Neutron Tech.*, 2015, vol. 9, p. 98.
- Belkin, P.N., Borisov, A.M. and Kusmanov, S.A., Plasma electrolytic saturation of titanium and its alloys with light elements, *J. Surf. Investig. X-ray Synchrotron Neutron Tech.*, 2016, vol. 10, p. 516.
- Belkin, P.N. and Kusmanov, S.A., Plasma electrolytic nitriding of steels, *J. Surf. Investig. X-ray Synchrotron Neutron Tech.*, 2017, vol. 11, p. 767.
- Скаков, М.К., Курбанбеков, Ш.Р., Исследование коррозионной стойкости и фазового состава поверх-ностных слоев стали 12X18H10T после плазменной нитроцементации и азотирования, *Вестник Казахст. национ. технич. унив.*, 2013, № 4.
- Hua, X.-Z., Zhou, L., Cui, X., et al., The effect of ammonia water on the microstructure and performance of plasma electrolytic saturation nitriding layer of 38CrMoAl steel, *Phys. Proc.*, 2013, vol. 50, p. 304.
- Kumruoglu, L.C. and Ozel, A., Plasma electrolytic saturation of 316L stainless steel in an aqueous electrolyte containing urea and ammonium nitrate, *Mater. Technol.*, 2013, vol. 47, no. 3, p. 307.
- Roy, A., Tewari, R.K., Sharma, R.C. and Sherhar, R., Feasibility study of aqueous electrolyte plasma nitriding, *Surf. Eng.*, 2007, vol. 23, no. 4, p. 243.
- Aliev, M.Kh., Sabour, A. and Taheri, P., Study of corrosion protection of different stainless steels by nanocrystalline plasma electrolysis, *Prot. Met. Phys. Chem. Surf.*, 2008, vol. 44, no. 4, p. 402.
- Andrei, V., Vlaicu, Gh., Fulger, M., et al., Chemical and structural modifications induced in structural materials by electrochemical process, *Roman. Report. Phys.*, 2009, vol. 61, no. 1, p. 95.

18. Smirnov, A.A., Kusmanov, S.A., Kusmanova, I.A. and Belkin, P.N., Effect of electrolyte depletion on the characteristics of the anodic plasma electrolytic nitriding of a VT22 titanium alloy, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2017, vol. 53, p. 413.
19. Kusmanov, S.A., Tambovskiy, I.V., Silkin, S.A., et al., Anode plasma electrolytic borocarburing of alpha + beta-titanium alloy, *Surf. Interfaces*, 2020, vol. 21, art. ID 100717.
20. Kusmanov, S.A., Kusmanova, Y.V., Smirnov, A.A. and Belkin, P.N., Modification of steel surface by plasma electrolytic saturation with nitrogen and carbon, *Mat. Chem. Phys.*, 2016, vol. 175, p. 164.
21. Tambovskiy, I., Mukhacheva, T., Gorokhov, I., et al., Features of cathodic plasma electrolytic nitrocarburing of low-carbon steel in an aqueous electrolyte of ammonium nitrate and glycerin, *Metals*, 2022, vol. 12, p. 1773.
22. Kusmanov, S.A., Smirnov, A.A., Silkin, S.A. and Belkin, P.N., Increasing wear and corrosion resistance of low-alloy steel by anode plasma electrolytic nitriding, *Surf. Coat. Technol.*, 2016, vol. 307, p. 1350.
23. Apelfeld, A., Borisov, A., Dyakov, I., Grigoriev, S., et al., Enhancement of medium-carbon steel corrosion and wear resistance by plasma electrolytic nitriding and polishing, *Metals*, 2021, vol. 11, p. 1599.

Summary

The results of modifying the surface of austenitic stainless steel by plasma electrolytic nitriding at the anode and cathode polarities of the processed product in an electrolyte based on ammonia (5%) and ammonium chloride (5%) are presented. The morphology and surface roughness, phase composition, and microhardness of diffusion layers, tribological and corrosion properties were studied. The influence of physico-chemical processes during anodic and cathodic treatments on the features of the formation of the modified surface and its operational properties is shown. Smoothing of micro-roughness and reduction of surface roughness during anodic nitriding due to electrochemical dissolution, and the course of surface erosion with increased roughness during cathodic nitriding due to electrical discharges were revealed. An increase in the hardness of the nitrided layers to 1150 HV was found with a twice decrease in roughness after anodic treatment, accompanied by an increase in the wear resistance by 166 times, with a decrease in the friction coefficient by 1.6 times. After cathodic treatment, it is possible to increase the hardness only to 580 HV and the wear resistance by 13.6 times. An increase in surface roughness after the cathodic treatment always leads to an increase in the friction coefficient. In both cases, a decrease in the pitting formation in the medium of sodium chloride is shown.

Keywords: cathodic plasma electrolytic treatment, nitriding, austenitic stainless steel, surface roughness, microhardness, wear resistance, corrosion resistance