Влияние условий локальной плазменно-электролитной нитроцементации стали 45 на трибологические и коррозионные свойства

С. А. Кусманов[a,b,*], И. В. Тамбовский[a,b], Т. Л. Мухачева[a,b], Т. М. Голубева[a], В. М. Феклистова[a], Д. А. Колесов[b], С. Н. Григорьев[a]

[a]*Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», г. Москва, 127994, Россия,*
[b]*Костромской государственный университет, г. Кострома, 156005, Россия,*
[*]*e-mail: sakusmanov@yandex.ru*

Поступила в редакцию 25.01.2026
После доработки 23.02.2026
Принята к публикации 26.02.2026

Рассмотрены особенности локальной плазменно-электролитной обработки вращающегося вала. Изучены изменения структурно-фазового состава поверхностного слоя, трибологических и коррозионных свойств в зоне контакта струи электролита с обрабатываемой поверхностью и смежных областях среднеуглеродистой стали 45. Показано формирование градиента структурно-фазовых изменений, который определяется изменением температуры и интенсивности диффузии, а также скорости охлаждения при закалке. Выявлена трибологическая эффективность локальной обработки, вызванная работой оксидных слоев в качестве смазки, в сочетании с матрицей высокой твердости и увеличения несущей способности профиля поверхности после обработки. Представленный способ обработки позволяет снижать массовый и объемный износ до 32 раз в зоне контакта струи электролита с поверхностью. Установлено повышение поляризационного сопротивления в среде хлорида натрия после локальной обработки поверхности стали за счет влияния нитридных и оксидных фаз.

Ключевые слова: плазменно-электролитная обработка, локальная обработка, струйная обработка, сталь 45, трение, коррозия

УДК 544.558+66.088
https://doi.org/10.52577/eom.2026.62.1.01

ВВЕДЕНИЕ

Технологии плазменно-электролитной обработки существенно различаются по физико-химическим процессам и, как правило, классифицируются на плазменно-электролитическое (микродуговое) оксидирование [1–8], электролитно-плазменное полирование [9–13] и плазменно-электролитную химико-термическую обработку [14–19]. Объединяющими факторами данных технологий является использование электролитов в качестве носителей модифицирующего компонента и агентов активации процессов возникновения и развития плазмы при непосредственной движущей силе электрохимических реакций [20]. В то же время внешне технология достаточно проста и включает в себя погружение обрабатываемой детали в электролит при заданном напряжении на электродах, которыми являются сама деталь и элемент корпуса рабочей камеры, контактирующей с электролитом [21, 22].

Способ погружения применим для обработки деталей простых форм, но имеет существенные недостатки, к которым следует отнести ограничения по размерам обрабатываемых деталей, неравномерности распределения тока и кинетики модифицирующих процессов по поверхности. Альтернативным способом реализации данных технологий является обработка локальных участков поверхностей. Локальная плазменно-электролитная обработка нашла большее распространение при полировании [23–27], имеются также работы по микродуговому оксидированию [28, 29]. Точность и скорость локальных методов обработки является несомненным преимуществом и открывает широкие возможности решения различных задач: поверхностного диффузионного насыщения, закалки, размерной обработки, получения наноповерхностей [30–32] и нанесение дискретных покрытий [33].

Развитие технологий локальной обработки требует изучения физико-химических особенностей процесса. Для локальной химико-термической обработки подачей струи электролита на обрабатываемую поверхность изучены некоторые электрофизические и теплофизические особенности, в том числе процессы формирования парогазовой оболочки, распределения температуры по поверхности и тепловых потоков в образуемой теплофизической системе

[34]. Показано, что теплофизические особенности определяют градиент структурно-фазовых изменений от центра области контакта струи электролита (центра нагрева и химико-термической обработки) и на различном расстоянии от него, в том числе за пределами контакта струи электролита [35, 36]. В работах с погружением обрабатываемых деталей в электролит установлены закономерности влияния изменения структуры и состава модифицированных слоев на эксплуатационные характеристики. Так, показано комплексное влияние твердости диффузионного слоя, шероховатости поверхности и наличия оксидов на износостойкость [14], а образование оксидно-нитридных фаз – на стойкость к коррозии [18].

В данной работе изучается влияние условий локальной плазменно-электролитной нитроцементации (ПЭНЦ) боковой поверхности вращающегося вала из стали 45 на трибологические и коррозионные свойства.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Локальная ПЭНЦ проводилась на установке, предусматривающей подачу струи электролита на определенный участок обрабатываемой поверхности детали и наличие механизма его вращения [34, 36]. Раствор электролита подавался из спрейера через сопло диаметром 5 мм на обрабатываемый участок боковой поверхности вращающейся осесимметричной детали в виде струи со скоростью расхода 1,2 л/мин. В установке предусмотрена возможность циркуляции электролита с помощью насоса через теплообменник для поддержания постоянной температуры. Обрабатываемая деталь подключалась к положительному полюсу источника тока и размещалась над выходным отверстием сопла на расстоянии 5 мм. Напряжение подавалось на деталь и на корпус трубы спрейера, который подключался к отрицательному полюсу источника тока.

Боковую поверхность осесимметричной цилиндрической детали (вала) из стали 45 диаметром 11 мм и длиной 50 мм обрабатывали при варьировании напряжения от 160 до 265 В, что обеспечивало температуру нагрева в центре струи электролита от 750 до 950 °С, времени нитроцементации от 3 до 10 мин и концентрации компонентов электролита – хлорида аммония от 5 до 15% и карбамида от 15 до 25%. После нитроцементации проводили закалку от температуры насыщения струей электролита отключением напряжения.

Структура поверхностного слоя стали изучалась с помощью металлографического анализа с использованием оптического металлографического микроскопа Микромед МЕТ. Для структурного анализа заготовку после обработки распиливали вдоль на отрезном станке с постоянным охлаждением. После этого проводили стандартные процедуры шлифования, полирования и травления в спиртовом растворе азотной кислоты (3%). Микротвердость образцов измерялась на микротвердомере Falcon 503 при нагрузке 50 г.

Трибологические испытания проводились при сухом трении по схеме «вал–колодка». Испытуемая деталь устанавливалась на вал, приводимый во вращение электродвигателем. К боковой поверхности детали на различном расстоянии от центра области нагрева с помощью пневматического цилиндра прижималось контртело из закаленной стали ХВГ, представляющее собой пластину толщиной 2 мм с полукруглой выемкой с одного из краев. Выемка имеет радиус 5 мм и плотно охватывает боковую поверхность детали. Контртело прижималось к детали с силой 10 Н. Линейная скорость скольжения составляла 1,55 м/с. Путь трения 1000 м. Измерение температуры фрикционного контакта осуществлялось на дорожке трения непосредственно на выходе из зоны контакта с помощью цифрового инфракрасного термометра Kelvin ARTO 1300 A.

Измерение профиля и параметров микрогеометрии дорожек трения осуществляли с помощью профилометра Bruker Dektak XT. На основании этих измерений был рассчитан объемный износ и получены параметры шероховатости на поверхности дорожек трения для последующего расчета критериев, позволяющих определить механизм контактного взаимодействия модифицированных поверхностей с контртелом [36, 37]. Для оценки результатов трибологических испытаний определялся преимущественный тип деформаций, действующих в трибологическом сопряжении. Рассчитывалось относительное внедрение сжатых поверхностей пары трения в испытаниях как отношение абсолютного внедрения к радиусу закругления вершин выступов шероховатости h/r. Полученная характеристика позволяет различать упругий контакт, пластический и микрорезание. Нарушение фрикционных связей в результате упругого оттеснения происходит при сухом трении на сталях при значениях $h/r < 0{,}01$. Разрушение носит усталостный характер с большим числом циклов до разрушения. Пластическое оттеснение металла имеет место при $h/r < 0{,}1$ и характеризуется остаточной деформацией поверхностей в трибологическом контакте. При $h/r > 0{,}1$ начинается разрушение поверхностей трения вследствие микрорезания с

образованием микростружки. Отношение нагрузки в испытаниях к фактическому давлению позволяет рассчитать фактическую площадь контакта. Для интегральной оценки трибологического качества поверхности после ПЭНЦ определялся комплексный критерий Крагельского–Комбалова.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структурно-фазовые изменения

Предварительные результаты были получены после травления продольного сечения шлифов и визуального выявления зоны упрочнения (закалки) обработанных валов (рис. 1). Для стали 45 возможна закалка без диффузионного упрочнения. В этом случае на макрошлифе отчетливо проявляется зона закалки. Как видно, зона упрочнения существенно зависит от закалочной температуры. После насыщения и закалки от 750 °С сквозного прокаливания не происходит, упрочнение наблюдается на некоторую глубину и по профилю вала от центра нагрева, согласно распределению температуры [34]. В остальных случаях при температурах 850 °С и выше наблюдается сквозное прокаливание. При этом нагрев до 950 °С обеспечивает значительное расширение зоны упрочнения, в то время как при 850 °С и варьировании других условий ширина упрочненной зоны практически не изменяется.

По результатам металлографического анализа продольного сечения образцов была проведена оценка изменения структурных составляющих в области нагрева, которые включают мартенсит у поверхности и продукты без мартенситного превращения переохлажденного аустенита повышенной твердости (рис. 2). Анализ структуры продольного сечения валов показал следующие закономерности:

– Увеличение температуры в центре области нагрева от 750 до 950 °С и ее распределение по профилю нагреваемой области в течение 5 мин приводит к увеличению толщины от 8±2 до 55±5 мкм и радиуса (зоны упрочнения) от 4,0±0,5 до 5,0±0,5 мм мартенситного слоя за счет интенсификации диффузионных процессов как азота, так и углерода. Мартенсит в данном случае представляет собой твердый раствор и азота, и углерода. Кроме мартенсита данный слой содержит нитриды и карбонитриды, что подтверждается данными рентгеновского анализа (рис. 3).

– Увеличение продолжительности обработки при постоянной температуре 850 °С от 3 до 5 мин обеспечивает рост толщины мартенситного слоя от 20±3 до 30±4 мкм. После 10-минутной обработки происходит затормаживание роста слоя, что можно связать с предельным заполнением вакансий диффузантом и образованием фаз соединений, которые блокируют диффузию внутрь образца.

– Увеличение концентрации карбамида от 15 до 25% при постоянной температуре 850 °С продолжительностью 5 мин приводит к незначительному росту толщины мартенситного слоя от 22±3 до 27±4 мкм и расширению области диффузионного насыщения от 4,0±0,5 до 5,0±0,5 мм за счет повышения концентрации насыщающих компонентов в электролите.

– Увеличение концентрации хлорида аммония от 5 до 15% при постоянной температуре 850 °С продолжительностью 5 мин также приводит к интенсификации диффузионных процессов за счет увеличения скорости анодного растворения преимущественного оксидного слоя, который оказывает тормозящий эффект на диффузию [16, 22]. Толщина мартенситного слоя в этом случае увеличивается от 25±3 до 60±6 мкм, а диаметр зоны упрочнения – от 4,0±0,5 до 5,0±0,5 мм.

Результаты измерения микротвердости подтвердили факт образования мартенсита и упрочняющих карбонитридов увеличением ее значения от 280 до 1396 HV при локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) при 850 °С в течение 5 мин и показали, что наибольшее упрочнение происходит в поверхностном слое в центре области нагрева и снижается вглубь образца и по радиусу от центра нагрева (рис. 4). Результат сквозной закалки подтверждается увеличением микротвердости более чем в 2 раза по сравнению с областью без нагрева. Микротвердость поверхностного слоя в центре области нагрева снижается до 630 HV при уменьшении температуры нагрева до 750 °С за счет замедления диффузии и до 934 HV при увеличении температуры нагрева до 950 °С из-за отсутствия карбонитридов в слое при значительном снижении диффузии азота. В остальных случаях порядок значений микротвердости сохраняется.

Трибологические свойства

Трибологические испытания образцов из стали 45 после локальной ПЭНЦ продемонстрировали положительные результаты (табл. 1): при варьировании концентрации электролита, температуры и продолжительности обработки как в центре области нагрева, так и на различном расстоянии от него происходит снижение массового и объемного износа, которое сопровождается значительным понижением температуры в зоне трибологического контакта из-за

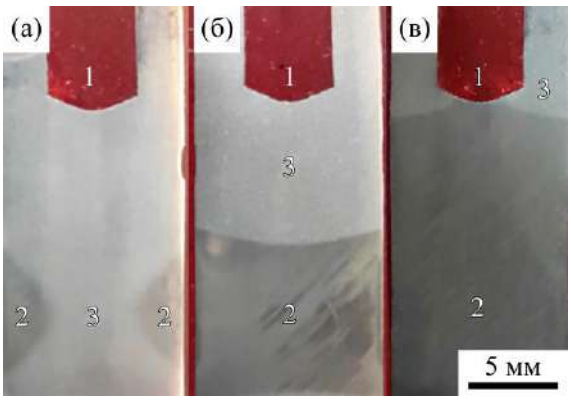


Рис. 1. Продольное сечение шлифов вала из стали 45 после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) в течение 5 мин при 750 °С (а), 850 °С (б) и 950 °С (в): *1* – пространство под внутренней резьбой вала для крепления; *2* – зона упрочнения; *3* – исходная структура.

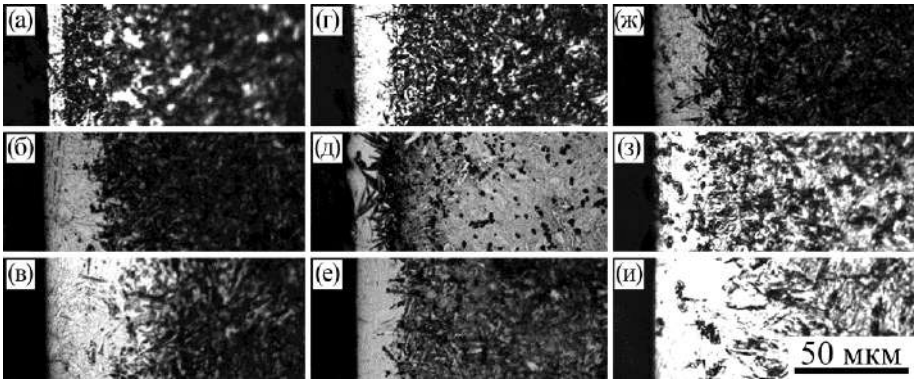


Рис. 2. Микроструктура продольного сечения вала из стали 45 в центре области нагрева после локальной ПЭНЦ в различных условиях: (а) – 10% хлорида аммония и 20% карбамида, 750 °С, 5 мин; (б) – 10% хлорида аммония и 20% карбамида, 850 °С, 5 мин; (в) – 10% хлорида аммония и 20% карбамида, 950 °С, 5 мин; (г) – 10% хлорида аммония и 20% карбамида, 850 °С, 3 мин; (д) – 10% хлорида аммония и 20% карбамида, 850 °С, 10 мин; (е) – 10% хлорида аммония и 15% карбамида, 850 °С, 5 мин; (ж) – 10% хлорида аммония и 25% карбамида, 850 °С, 5 мин; (з) – 5% хлорида аммония и 20% карбамида, 850 °С, 5 мин; (и) – 15% хлорида аммония и 20% карбамида, 850 °С, 5 мин (светлый нетравленый слой в левой части микроструктур – мартенсит, протравленная часть микроструктуры – продукты превращения переохлажденного аустенита).

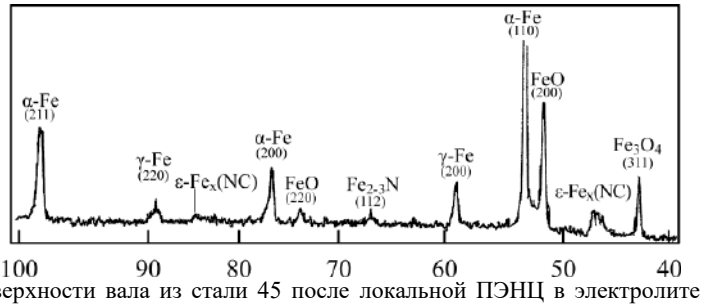


Рис. 3. Дифрактограмма поверхности вала из стали 45 после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) при 850 °С в течение 5 мин.



Рис. 4. Результаты измерения микротвердости в различных областях поперечного сечения вала из стали 45 после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) при 850 °С в течение 5 мин.

Таблица 1. Значения шероховатости поверхности R_a, массового Δm_{fr} и объемного ΔV_{fr} износа, коэффициента трения μ и температуры в зоне фрикционного контакта T_{fr} на последних 100 м трения, радиуса закругления микровыступов r, фактической площади контакта с контртелом A_r, критерия Крагельского–Комбалова Δ, абсолютного h и относительного h/r внедрения неровностей поверхностей на различном расстоянии от центра области нагрева l до и после локальной ПЭНЦ при варьировании концентрации хлорида аммония и карбамида, температуры (напряжения) и продолжительности обработки

NH_4Cl, мас.%	$(NH_2)_2CO$, мас.%	t, мин	U, В	I, А	l, мм	T, °С	R_a, мкм	Δm_{fr}, мг	ΔV_{fr}, мм^3	μ	T_{fr}, °С	r, мкм	A_r, мкм^2	Δ	h, мкм	h/r
до обработки							0,565	13,0	1,661	0,653	103	5	101	0,687	0,27	0,054
10	20	5	160	10,0	0	750	0,526	0,9	0,115	0,759	56	17	59	0,655	1,04	0,061
					5	680	0,606	2,4	0,307	0,685	38	21	57	0,598	1,39	0,066
					10	635	0,572	9,46	1,209	0,278	31	98	104	0,217	6,96	0,071
					15	620	0,554	6,1	0,779	0,399	33	75	97	0,401	5,10	0,068
10	20	5	182	5,5	0	850	0,564	2,3	0,294	0,578	46	90	81	0,457	5,04	0,056
					5	810	0,532	1,8	0,230	0,306	46	107	79	0,401	7,28	0,068
					10	740	0,542	5,3	0,677	0,189	37	124	94	0,228	8,80	0,071
					15	660	0,551	7,3	0,933	0,295	40	98	90	0,304	5,98	0,061
10	20	5	197	6,4	0	950	0,545	0,6	0,77	0,981	73	7	41	0,821	0,50	0,071
					5	800	0,612	0,6	0,77	0,666	36	12	38	0,705	0,48	0,072
					10	760	0,601	0,5	0,064	0,300	35	65	26	0,325	4,29	0,066
					15	720	0,690	5,9	0,754	0,349	35	57	79	0,402	3,36	0,059
10	20	3	182	5,5	0	850	0,490	0,6	0,077	0,287	41	77	39	0,256	5,70	0,074
					5	810	0,560	0,6	0,077	0,835	39	9	45	0,798	0,61	0,068
					10	740	0,552	3,03	0,387	0,334	32	56	99	0,285	3,98	0,071
					15	660	0,548	7,5	0,958	0,287	32	70	107	0,311	4,83	0,069
10	20	7	182	5,5	0	850	0,545	1,1	0,141	0,429	49	42	55	0,365	3,15	0,075
					5	810	0,395	4,8	0,613	0,418	35	44	69	0,378	3,43	0,078
					10	740	0,526	2,28	0,291	0,155	34	117	51	0,201	8,07	0,069
					15	660	0,419	5,1	0,652	0,260	35	88	78	0,213	5,81	0,066
10	20	10	182	5,5	0	850	0,653	0,9	0,115	0,685	47	19	20	0,587	1,24	0,065
					5	810	0,643	2,3	0,294	0,753	53	15	31	0,657	0,96	0,064
					10	740	0,645	7,3	0,933	0,241	45	102	55	0,217	7,24	0,071
					15	660	0,682	6,0	0,767	0,137	43	135	48	0,205	10,13	0,075
10	15	5	169	8,0	0	850	0,567	1,2	0,153	0,358	41	25	70	0,307	1,65	0,066
					5	780	0,448	2,6	0,332	0,662	40	17	82	0,512	0,99	0,058
					10	720	0,392	11,7	1,501	0,243	29	32	105	0,204	1,82	0,057
					15	670	0,546	11,8	1,508	0,402	35	20	114	0,411	1,62	0,081
10	25	5	195	6,0	0	850	0,367	0,6	0,077	0,426	42	48	25	0,399	3,17	0,066
					5	790	0,464	2,4	0,307	0,583	41	52	32	0,451	3,59	0,069
					10	720	0,426	6,3	0,805	0,325	39	74	54	0,361	5,33	0,072
					15	670	0,389	5,1	0,652	0,298	37	82	68	0,331	6,07	0,074
5	20	5	265	5,7	0	850	0,518	0,4	0,051	0,772	38	18	26	0,695	1,06	0,059
					5	780	0,513	1,8	0,230	0,445	58	31	41	0,501	1,92	0,062
					10	720	0,516	2,48	0,317	0,211	50	98	48	0,223	5,59	0,057
					15	680	0,486	4,2	0,537	0,257	45	110	69	0,215	7,59	0,069
15	20	5	162	3,6	0	855	0,485	1,5	0,192	0,439	51	26	28	0,368	1,87	0,072
					5	750	0,578	0,9	0,115	0,718	57	19	19	0,614	1,41	0,074
					10	680	0,501	5,4	0,690	0,273	55	132	45	0,301	8,98	0,068
					15	670	0,495	6,1	0,779	0,385	51	70	52	0,354	4,55	0,065

участия в трении оксидов и увеличением радиуса закругления микровыступов r под действием анодного растворения. В большинстве случаев износостойкость больше повышается ближе к центру области нагрева (рис. 5), где поверхность тверже, а пористый оксидный слой характеризуется формированием более острых вершин выступов шероховатости r и минимальной фактической площадью контакта образца с контртелом A_r. В то же время коэффициент трения, как правило, снижается на расстоянии 10 и 15 мм от центра нагрева за счет участия в трибосопряжении оксидов в качестве смазки (рис. 6).

Расчет давлений, возникающих на фактической площади контакта, критерия Гринвуда-Вильямсона [37], величины относительного внедрения выступов шероховатостей контактирующих поверхностей доказывают, что деформации в трибосопряжении во всех случаях являются пластическими и не переходят в режим микрорезания. Происходит пластическое оттеснение материала на дорожке трения образца микровыступами поверхности шероховатого контртела. На дорожках трения присутствуют следы остаточной деформации. При дальнейшем пластическом деформировании в поверхностном слое стали 45 после локальной ПЭНЦ возникает малоцикловая фрикционная усталость. По харак-

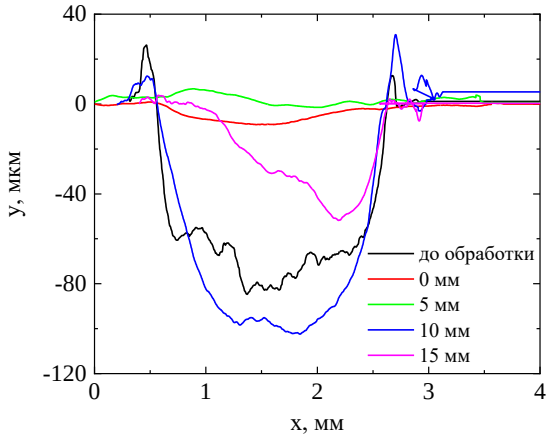


Рис. 5. Профиль дорожек трения на различном расстоянии от центра области нагрева для вала из стали 45 до и после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) при 850 °С в течение 5 мин.

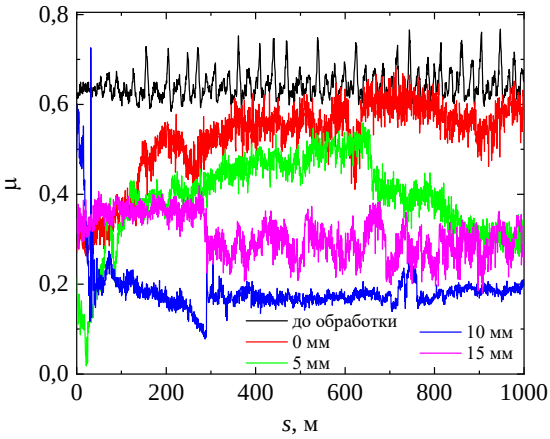


Рис. 6. Зависимость коэффициента трения от пройденного пути для вала из стали 45 до и после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) при 850°С в течение 5 мин на различном расстоянии от центра области нагрева.

теру деформирования поверхностного слоя износ образцов из стали 45 после ПЭНЦ при трении по закаленной стали относится к износу при пластическом контакте, по механизму разрушения поверхностного слоя – это усталостный износ. Разрушение модифицированной поверхности при трении проявляется в отделении частиц материала поверхностного слоя. Тангенциальное усилие при фрикционном взаимодействии передается в трибологическом сопряжении адгезионным и пропахивающим действиями. При пропахивании выступы шероховатости контртела пластически деформируют и смещают перед собой выступы шероховатости модифицированной стали 45. В течение 1000 м испытаний на трение происходит накопление деформаций, которое инициирует скольжение дислокаций в приповерхностных слоях стали 45. Скопление дислокаций приводит к зарождению микротрещин, которые затем коалесцируют. Далее материал между образующимися в результате накопления деформаций микротрещинами и матрицей срезается и происходит формирование частиц износа. Процесс разрушения материала в области дорожек трения является кумулятивным, причем накопление повреждений во время трения локализуется в микрообъемах стали 45, ограниченных величиной абсолютного внедрения h и фактической площадью контакта A_r.

Повышение напряжения и температуры обработки приводит в целом к увеличению массового износа из-за повышения твердости только в случае изменения температуры обработки, а также уменьшения объемного износа из-за разрушения пористого оксидного слоя, толщина которого с температурой растет. В остальных случаях каких-либо закономерностей не было выявлено.

Коррозионные свойства

Необработанная сталь 45 характеризуется низкой коррозионной стойкостью в 3,5%-м растворе NaCl, что подтверждается значениями потенциала коррозии (–0,517 В), высокой плотностью тока коррозии (28,04 мкА/см^2) и низким поляризационным сопротивлением (2525 Ом). Данный комплекс электрохимических параметров свидетельствует об интенсивном анодном растворении железа в исследуемой агрессивной среде. Локальная ПЭНЦ в электролите хлорида аммония и карбамида вне

Таблица 2. Значения плотности тока коррозии j_{corr}, потенциала коррозии E_{corr} и сопротивления коррозии R_p в условиях электрохимических испытаний в 3,5%-м растворе NaCl до и после локальной ПЭНЦ при варьировании концентрации хлорида аммония и карбамида в электролите, температуры и продолжительности обработки

NH_4Cl, мас. %	$(NH_2)_2CO$, мас. %	T, °C	t, мин	Участок экранирования (расстояние от центра области нагрева, мм)	E_{corr}, В	j_{corr}, мкА/см^2	R_p, Ом
До обработки					–0,517	28,04	2535
5	15	850	5	0	–0,628	5,64	16665
10	15	850		0	–0,613	4,60	17876
	20	750		0	–0,678	8,87	9555
		850	3	0	–0,568	7,84	10214
			5	0	–0,669	3,60	18811
				5	–0,574	4,81	13651
				10	–0,569	13,61	7591
			7	0	–0,548	7,34	10558
			10	0	–0,571	3,74	25136
		950	5	0	–0,568	8,90	10875
	25	850		0	–0,644	3,52	20556
15	20	850		0	–0,629	3,69	20397

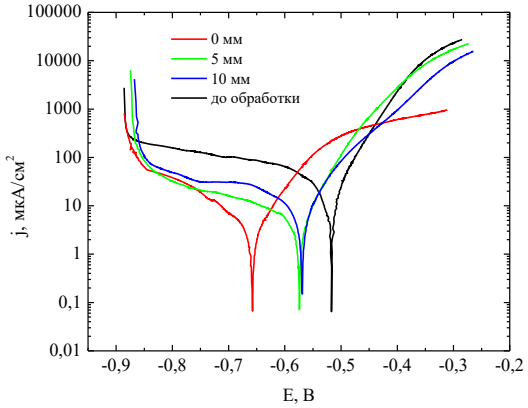


Рис. 7. Потенциодинамические поляризационные кривые вала из стали 45 до и после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) при 850 °С в течение 5 мин на различном расстоянии от центра области нагрева.

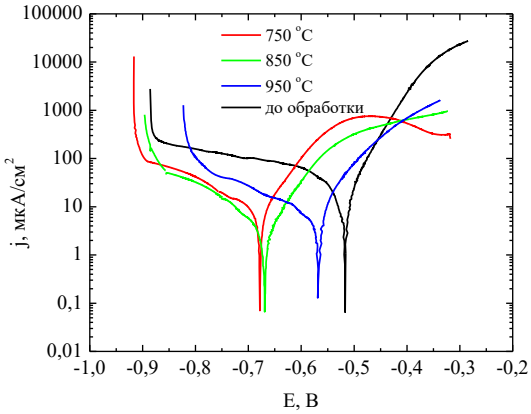


Рис. 8. Потенциодинамические поляризационные кривые вала из стали 45 до и после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) в течение 5 мин при различных температурах в центре области нагрева.

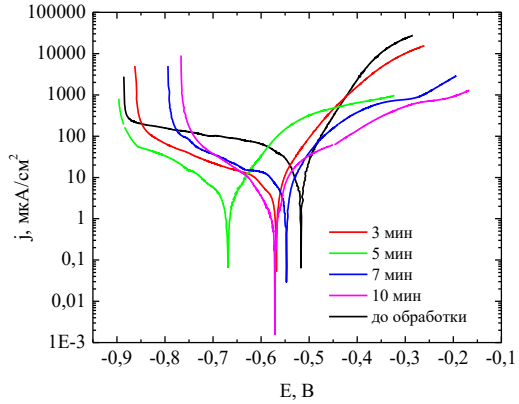


Рис. 9. Потенциодинамические поляризационные кривые вала из стали 45 до и после локальной ПЭНЦ в электролите хлорида аммония (10%) и карбамида (20%) при 850 °С различной продолжительности в центре области нагрева.

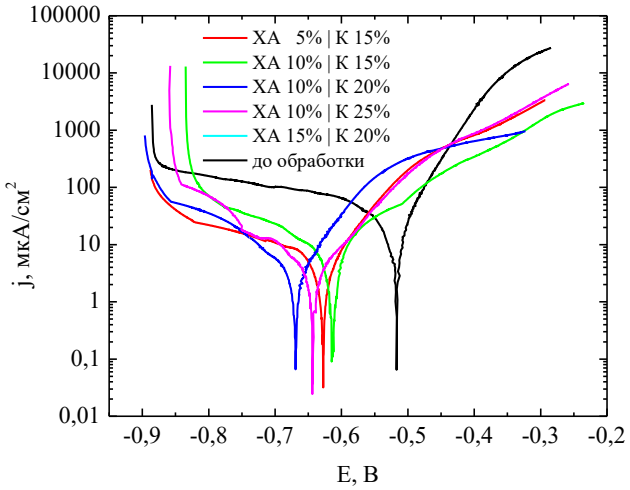


Рис. 10. Потенциодинамические поляризационные кривые вала из стали 45 до и после локальной ПЭНЦ при 850 °С в течение 5 мин в электролите хлорида аммония и карбамида различной концентрации в центре области нагрева.

зависимости от соотношения содержания компонентов в растворе и параметров процесса приводит к сдвигу потенциала коррозии в область более отрицательных значений, но при этом во всех вариациях условий обработки наблюдается снижение плотности тока коррозии и повышение поляризационного сопротивления (табл. 2).

Защитное действие модифицированной поверхности при локальной ПЭНЦ продемонстрировано при коррозионных испытаниях на различных участках экранирования от центра области нагрева (рис. 7). В центре нагрева поверхность имеет минимальную плотность тока коррозии и максимальное сопротивление за счет образования слоя оксидно-нитридной структуры. На расстоянии 5 и 10 мм нитридов уже не образуется, но коррозионное сопротивление сохраняется действием оксидов и твердого раствора азота в радиусе 5 мм от центра воздействия струи электролита, превышая показатели для необработанной стали.

После ПЭНЦ при температуре 850 °С в течение 5 мин плотность тока коррозии составила 3,6 мкА/см^2. Сравнительный анализ в температурном диапазоне 750–950 °С показал, что режим 850 °С является оптимальным (рис. 8). При 750 °С плотность тока коррозии остается относительно высокой из-за недостаточной интенсивности диффузионных процессов, а при 950 °С происходит ухудшение свойств, связанное, вероятно, с интенсивным окислением поверхности и формированием рыхлой структуры оксидного слоя.

Варьирование продолжительности обработки указывает на наиболее благоприятные значения плотности тока коррозии после 5 и 10 мин (рис. 9). При меньшей продолжительности процесса образуемый модифицированный слой из-за меньших толщины и концентрации нитридов, выполняющих защитную роль от коррозионных разрушений стали, будет иметь меньшее сопротивление коррозии и большую плотность тока коррозии, но по данным характеристикам будет превосходить поверхность без обработки.

Изучение влияния содержания компонентов в электролите показало, что локальную ПЭНЦ целесообразно проводить в растворе, содержащем 10% хлорида аммония и 20% карбамида (рис. 10). При постоянном содержании хлорида аммония в электролите (10%) увеличение массовой доли карбамида с 15 до 20% привело к снижению плотности тока коррозии с 4,6 до 3,6 мкА/см^2. Дальнейшее увеличение содержания карбамида в составе электролита до 25% вызвало лишь незначительное снижение плотности тока коррозии (до 3,52 мкА/см^2). При постоянной концентрации карбамида (20%) в рабочем растворе варьирование содержания хлорида аммония в диапазоне 5–15% не оказало существенного влияния на коррозионную стойкость, при этом значения плотности тока коррозии оставались в узком интервале значений 3,60–3,69 мкА/см^2.

ВЫВОДЫ

Показано, что при локальной ПЭНЦ среднеуглеродистой стали 45 происходит формирование структуры, аналогичной при обработке способом погружения в соответствии с теорией химико-термической обработки, но с некоторыми особенностями. Струйная обработка характеризуется интенсификацией диффузионного насыщения ввиду направленного локального потока энергии на обрабатываемый участок поверхности, что отражается в более высоких значениях микротвердости. В то же время охлаждение струей электролита вместо охлаждения погружением приводит к

снижению скорости охлаждения при закалке и неполному аустенитному превращению по мартенситному типу. Изменение температуры и интенсивности диффузии по поверхности, а также скорости охлаждения при закалке определяют градиент структурных изменений.

Формирование градиентов структуры поверхностных слоев определило трибологические особенности. В основе корреляции лежит специфика формирования структуры диффузионного и упрочненного слоев, определяющая структурное состояние зоны деформации при трении. Наименьший массовый и объемный износ в трибологических испытаниях зафиксирован в пределах области контакта струи электролита. Повышенная твердость поверхности после локальной ПЭНЦ препятствует переходу от пластического деформирования к микрорезанию и далее к задиру или схватыванию. Ведущим механизмом изнашивания модифицированной поверхности является усталостный износ при пластическом контакте с дополнительной защитой металлической матрицы окисными пленками.

Показано влияние градиента структурно-фазового состава модифицированного слоя на распределение скорости коррозии, потенциала коррозии и плотности тока коррозии в образованных поверхностных слоях, включая смежные области. Локальная ПЭНЦ приводит к сдвигу потенциала коррозии в область более отрицательных значений при снижении плотности тока коррозии и повышении поляризационного сопротивления в среде хлорида натрия. Наибольшее сопротивление коррозии наблюдается в областях формирования нитридных фаз, а при их отсутствии защитную функцию выполняют оксиды.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00391 с использованием оборудования Центра коллективного пользования МГТУ «СТАНКИН».

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Apelfeld, A., Grigoriev, S., Krit, B., Ludin, V., et al., Improving the stability of the coating properties for group plasma electrolytic oxidation, *Manuf. Lett.*, 2022, vol. 33, p. 54. https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2022.08.005

2. Kuroda, P.A.B., Cardoso, G.C., Rossi, M.C., Afonso, C.R.M., et al., Analyzing PEO anodization time to monitor coatings phases, composition, morphology, thickness, and microhardness during the growth of TiO_2 pores on the CP-Ti surface, *Mater. Lett.*, 2024, vol. 363, art. ID 136226. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.136226

3. Grigoriev, S., Peretyagin, N., Apelfeld, A., Smirnov, A., et al., Investigation of tribological characteristics of PEO coatings formed on Ti6Al4V titanium alloy in electrolytes with graphene oxide additives, *Materials*, 2023, vol. 16, art. ID 3928. https://doi.org/10.3390/ma16113928

4. Valizade, N., Aghdam, A.S.R. and Jarjoura, G., Corrosion and biological study on biofunctionalized porous coating on titanium produced by plasma electrolytic oxidation, *Colloids Surf. A Physicochem. Eng. Asp.*, 2024, vol. 688, art. ID 133567. https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2024.133567

5. Grigoriev, S.N., Kondratsky, I.O., Krit, B.L., Ludin, V.B., et al., Protective and thermophysical characteristics of plasma-electrolytic coatings on the ultralight magnesium alloy, *J. Eng. Mater. Technol.*, 2022, vol. 144, art. ID 021006. https://doi.org/10.1115/1.4052718

6. Lashkarara, S., Fazlali, A., Ghaseminezhad, K., Fleck, C., et al., Protective and thermophysical characteristics of plasma-electrolytic coatings on the ultralight magnesium alloy, *Sci. Rep.*, 2024, vol. 14, art. ID 7380. https://doi.org/10.1038/s41598-024-58008-8

7. Hoseini, A. and Yarmand, B., Photoelectrocatalytic and photocorrosion behavior of MoS_2- and rGO-containing TiO_2 bilayer photocatalyst immobilized by plasma electrolytic oxidation, *J. Alloys Compd.*, 2024, vol. 984, art. ID 173976. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173976

8. Grigoriev, S., Peretyagin, N., Apelfeld, A., Smirnov, A., et al., Investigation of the characteristics of MAO coatings formed on Ti6Al4V titanium alloy in electrolytes with graphene oxide additives, *J. Compos. Sci.*, 2023, vol. 7, art. ID 142. https://doi.org/10.3390/jcs7040142

9. Witzke, K., Kensbock, R., Willsch, C.U., Fricke, K., et al., Mechanical and plasma electrolytic polishing of dental alloys, *Materials*, 2023, vol. 16, art. ID 6222. https://doi.org/10.3390/ma16186222

10. Xiang, Y., Sun, H., Yang, D., Ji, G., et al., Material removal model for describing the plasma discharge effect in magnetic-electrolytic plasma polishing, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2023, vol. 131, p. 5023. https://doi.org/10.1007/s00170-024-13328-x

11. Yang, D., Sun, H., Wang, J., Ji, G., et al., The formation and stripping mechanism of oxide film on Ti6Al4V alloy surface during electrolytic plasma polishing, *Surf. Coat. Technol.*, 2024, vol. 478, art. ID 130469. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130469

12. 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, art. ID 1599. https://doi.org/10.3390/met11101599

13. An, S., Hansen, L., Wolff, T., Foest, R., et al., Energetic characterization during plasma electrolytic polishing of cemented tungsten carbide, *J. Appl. Phys.*, 2023, vol. 134, art. ID 033305. https://doi.org/10.1063/5.0155581
14. Tambovskiy, I., Mukhacheva, T., Gorokhov, I., Suminov, I., et al., Features of cathodic plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel in an aqueous electrolyte of ammonium nitrate and glycerin, *Metals*, 2022, vol. 12, art. ID 1773. https://doi.org/10.3390/met12101773
15. Bayatanova, L., Rakhadilov, B., Kurbanbekov, S., Skakov, D., et al., Fine structure of low-carbon steel after electrolytic plasma treatment, *Materialpruefung/Materials Testing*, 2021, vol. 63, p. 842. https://doi.org/10.1515/mt-2020-0119
16. Belkin, P., Kusmanov, S., Naumov, A. and Parkaeva, Yu., Anodic plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel, *Adv. Mater. Res.*, 2013, vol. 704, p. 31. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.704.31
17. Chongyang, N., Tianlin, Z., Yue, X., Lixia, Y., et al., Study on preparation and friction characteristics of steel 1045 modified layer based on plasma electrolytic carbonitriding, *Mater. Today Commun.*, 2022, vol. 33, art. ID 104518. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104518
18. Kusmanov, S.A., Dyakov, I.G., Belkin, P.N., Gracheva, L.A., et al., Plasma electrolytic modification of the VT1-0 titanium alloy surface, *J. Surf. Investig.*, 2015, vol. 9, no. 1, p. 98. https://doi.org/10.1134/S1027451015010139
19. Pérez, H., Vargas, G., Magdaleno, C. and Silva, R., Oxy-nitriding AISI 304 stainless steel by plasma electrolytic surface saturation to increase wear resistance, *Metals*, 2023, vol. 13, art. ID 309. https://doi.org/10.3390/met13020309
20. Shadrin, S.Yu., Belkin, P.N., Tambovskiy, I.V. and Kusmanov, S.A., Physical features of anodic plasma electrolytic carburising of low-carbon steels, *Plasma Chem. Plasma Process.*, 2020, vol. 40, no. 2, p. 549. https://doi.org/10.1007/s11090-020-10062-6
21. Pohrelyuk, I.M., Tkachuk, O.V., Proskurnyak, R.V., Kuznetsov, O.V., et al., Morphology and corrosion properties of hydroxyapatite coating on VT6 titanium alloy, *Mat. Sci.*, 2023, vol. 58, p. 781. https://doi.org/10.1007/s11003-023-00730-1
22. Belkin, P.N., Dyakov, I.G., Zhirov, A.V., Kusmanov, S.A., et al., Effect of compositions of active electrolytes on properties of anodic carburization, *Prot. Met. Phys. Chem. Surf.*, 2010, vol. 46, no. 6, p. 715. https://doi.org/10.1134/S2070205110060158
23. Попов, А.И., Попова, А.И., Попова, Д.А., Технологические аспекты струйной электролитно-плазменной обработки, *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*, 2019, т. 25, № 4, с. 54. https://doi.org/10.18721/JEST.25405
24. Popov, A.I., Novikov, V.I. and Radkevich, M.M., Characteristics of the development of electric discharge between the jet electrolyte cathode and the metal anode at atmospheric pressure, *High temperature*, 2019, vol. 57, no. 4, p. 447.
25. Popov, A.I., Popova, A.I., Zakharov, S.V., Novoselov, M.V., et al., Processes of contact interaction of an electrolyte plasma jet with a surface, *Adv. Mech. Eng.*, 2022, p. 176. https://doi.org/10.1007/978-3-030-91553-7_19
26. Ушомирская, Л.А., Герасимов, А.С., Технологические возможности применения струйного течения электролита при электролитно-плазменном полировании, *Металлообработка*, 2015, № 4(88), с. 25.
27. Ушомирская, Л.А., Новиков, В.И., Полирование легированных сталей в нетоксичных электролитах при высоком напряжении, *Металлообработка*, 2008, № 1(43), с. 22.
28. Шаталов, В.К., Штокал, А.О., Блатов, А.А., Микродуговое оксидирование поверхностей изделий вне ванны, *Машиностроение и компьютерные технологии*, 2015, № 3, с. 1. https://doi.org/10.7463/0315.0760651
29. Руднев, В.С., Недозоров, П.М., Яровая, Т.П., Мансуров, Ю.Н., Локальное плазменно-электрохимическое оксидирование на примере сплава АМг5, *Цветные металлы*, 2017, № 1, с. 59. https://doi.org/10.17580/tsm.2017.01.10
30. Мустафин, Т.Б., Гайсин, А.Ф., Многоканальный разряд между струйным электролитическим анодом и твердотельным катодом, *ТВТ*, 2011, т. 49, № 4, с. 634.
31. Скаков, М.К., Сапатаев, Е.Е., Локальное модифицирование поверхности деталей из конструкционных сталей, *Вестник КазНТУ*, 2017, № 1, с. 341.
32. Попов, А.И., Атомно-дислокационная модель удаления поверхностных слоев струйным электролитно-плазменным полированием, *Воронежский научно-технический вестник,* 2024, № 1(47), с. 31. https://doi.org/10.34220/2311-8873-2024-31-51
33. Журавлев, А.В., Чекалова, Е.А., Овчинников, В.В., Исследование механических свойств дискретного оксидного слоя на инструментальном материале, *Вестник современных технологий*, 2023, № 1(29), с. 38.
34. Kusmanov, S.A., Shadrin, S.Yu., Tambovskiy, I.V., Mukhacheva, T.L., et al., Features of local plasma electrolytic treatment of the lateral surface of a rotating cylinder, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2025, vol. 61, no. 4, p. 586. http://dx.doi.org/10.3103/S1068375525700632

35. Kusmanov, S.A., Tambovskiy, I.V., Mukhacheva, T.L., Golubeva, T.M., et al., Features of jet plasma electrolytic chemical-thermal treatment of low-carbon steel flat surface, *Next Mat.*, 2025, vol. 9, art ID 101296. https://doi.org/10.1016/j.nxmate.2025.101296

36. Kusmanov, S.A., Golubeva, T.M., Mukhacheva, T.L., Tambovskiy, I.V., et al., Jet plasma electrolytic chemical-thermal treatment of a rotating workpiece, *Surf. Coat. Technol.*, 2025, vol. 513, art ID 132510. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2025.132510

37. Demkin, N.B. and Izmailov, V.V., Surface topography and properties frictional contacts, *Trib. Int.*, 1991, vol. 24, p. 21. https://doi.org/10.1016/0301-679X(91)90058-H

Summary

The article considers the features of local plasma electrolytic treatment of a rotating shaft. Changes in the structural and phase composition of the surface layer, tribological and corrosion properties in the area of the contact of the electrolyte jet with the treated surface and adjacent areas of medium-carbon steel are studied. The formation of a gradient of structural and phase changes, which is determined by changes in temperature and diffusion intensity, as well as the cooling rate during quenching, is shown. Depending on the specified conditions, a change in the structure is observed from martensitic with a microhardness of up to 1396 HV to the products of the transformation of supercooled austenite with reduced microhardness. The tribological efficiency of local treatment is revealed caused by the action of oxide layers as a lubricant in combination with a high-hardness matrix and an increase in the non-load-bearing capacity of the surface profile after treatment. The presented treatment method makes it possible to reduce both weight and volume wear up to 32 times in the contact zone of the electrolyte jet with the surface. An increase in polarization resistance in a sodium chloride environment after local treatment of the steel surface was established due to the influence of nitride and oxide phases.

Keywords: plasma electrolytic treatment, local treatment, jet treatment, medium carbon steel, friction, corrosion