

УДК 544.558+66.088

ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТАЛЬНОЙ И ТИТАНОВОЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОМБИНИРОВАНИЕМ КАТОДНОГО АЗОТИРОВАНИЯ И АНОДНОГО ПОЛИРОВАНИЯ¹

©2023 г. С.А. Кусманов, И.В. Тамбовский, Т.Л. Мухачева, Р.Д. Белов, И.С. Горохов, Р.В. Никифоров, С.С. Кораблева, И.А. Кусманова

ФГБОУВО Костромской государственный университет, Кострома
E-mail: sakusmanov@yandex.ru

Поступила в редакцию 1 декабря 2022 г.

После доработки 2 февраля 2023 г. принята к публикации 21 февраля 2023 г.

Показана возможность повышения износостойкости поверхностей стали 45 в 19,9 раза и титанового сплава ВТ6 в 3,6 раза после катодного электролитно-плазменного азотирования в растворе хлорида аммония и аммиака и последующего анодного электролитно-плазменного полирования в растворе сульфата аммония. Выявлено положительное влияние на износостойкость уменьшения шероховатости поверхности и удаления внешней части оксидного слоя с помощью анодного электролитно-плазменного полирования и повышения твердости поверхностного слоя в результате катодного азотирования. Механизм изнашивания определен как усталостный при пластическом контакте и граничном трении.

Ключевые слова: электролитно-плазменная обработка; азотирование; полирование; титановый сплав; сталь; шероховатость; микротвердость; износостойкость.

Модифицирование металлических поверхностей — одно из приоритетных направлений в машиностроении и металлургии, предназначенное для повышения эксплуатационных свойств деталей машин, узлов и агрегатов при использовании распространенных и недорогих сплавов. В ряду технологичных поверхностной обработки одну из перспективных групп составляют методы электролитно-плазменного модифицирования металлов и сплавов, к числу которых относятся плазменно-электролитическое (микродуговое) оксидирование [1—4], электролитно-плазменное полирование [5—8] и электролитно-плазменное диффузионное насыщение [9, 10]. Данные технологии относятся к скоростным методам поверхностной обработки и в ряде случаев отличаются недорогими оборудованиями и расходными материалами. Кроме того, электролитно-плазменное диффузионное насыщение позволяет проводить

локальную обработку и совмещать насыщение с закалкой, что определяет преимущество данного метода перед альтернативными при получении качественного результата, в частности для увеличения сопротивления изнашиванию и коррозии.

Как показано в работе [11], при катодном азотировании литой стали S0050A или чугуна G3500 в растворе карбамида за 8 мин обработки образуется нитридная зона толщиной 45 мкм и диффузионный подслои 100 мкм, что позволяет, несмотря на повышение шероховатости поверхности, снизить интенсивность ее изнашивания в 3 раза при сухом трении с контртелом из карбида вольфрама. В работе [12] показана возможность повышения микротвердости поверхностного слоя до 1040 HV и снижения плотности тока коррозии в 1,5—2,4 раза при катодном азотировании стали 45 в электролите на основе хлорида аммония и аммиака. При этом выявлено конкурирующее влияние эрозии поверхности действиями разрядов и высокотемпературного окисления на морфоструктуру и шероховатость поверхности.

¹Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10094) Костромскому государственному университету.

Применение технологии электролитно-плазменного диффузионного насыщения для титановых сплавов показало, что с помощью катодного электролитно-плазменного насыщения азотом и углеродом можно увеличить твердость технического титана до 800 *HV* при использовании водного раствора карбамида и карбоната натрия [13] или до 1500 *HV* в растворе карбамида, триэтанол-амина и формамида [14]. Твердость сплава Ti6Al4V (BT6) достигает 2000 *HV* после нитроцементации в растворе нитрата аммония, этанола и глицерина [15] и 2369 *HV* — в растворе триэтанол-амина и формамида [16]. Такая обработка позволяет снизить массовый износ технического титана в 17 раз [13], а сплава Ti6Al4V в 3248 раза [16]. В работе [17] определено комплексное влияние шероховатости поверхности и твердости поверхностного слоя на износостойкость титанового сплава Ti6Al4V после катодного азотирования в электролите на основе хлорида аммония и аммиака. Установлено, что наибольшее снижение массового износа в 2,7 раза наблюдается у образцов с максимальной микротвердостью поверхностного слоя 820 *HV* и наименьшей шероховатостью поверхности. Также показано, что импульсное насыщение титана азотом и углеродом приводит к образованию нанокристаллических карбонитридов [18] и повышению коррозионной стойкости технического титана после нитроцементации в триэтанол-амине [19] или в смеси карбамида, триэтанол-амина и формамида [14].

Отмеченным недостатком катодного варианта электролитно-плазменного диффузионного насыщения является эрозия поверхности под действием электрических разрядов, приводящая к образованию кратеров и неровностей на поверхности и увеличению шероховатости последней [20]. Одно из решений данной проблемы — применение после диффузионного насыщения анодного электролитно-плазменного полирования, которое позволяет удалить часть поверхностного оксидного слоя с образовавшимися дефектами и снизить шероховатость поверхности. Данная работа проведена с целью изучения возможности повышения износостойкости стальной и титановой поверхностей комбинированной электролитно-плазменной обработкой, сочетающей катодное азотирование и анодное полирование.

Материалы и методика эксперимента.

Катодному электролитно-плазменному азотированию (КЭПА) и последующему анодному электролитно-плазменному полированию (АЭПП) подвергали цилиндрические образцы из стали 45 и титанового сплава BT6 диаметром 10 и длиной 15 мм после их зачистки наждачной бумагой до шероховатости поверхности $Ra = 1,0 \pm 0,1$ мкм и промывания ацетоном в ультразвуковой ванне. Обработка осуществлялась последовательно: сначала проводилось КЭПА, а затем эти же образцы подвергались АЭПП. Оба процесса реализованы в одном и том же электролизере [21] при разных условиях обработки и в разных электролитах. При КЭПА образец подключали к отрицательному полюсу источника постоянного тока, а рабочая камера — к положительному, при АЭПП — наоборот. В электролизере электролит циклично подавался снизу через патрубок и продольно обтекал образец, после чего переливался в поддон, из которого подавался насосом в теплообменник со скоростью 2,5 л/мин при КЭПА и 1,0 л/мин при АЭПП (контроль выполнялся ротаметром РМФ-0.16 ЖУЗ с точностью 2,5%). Температуру электролита измеряли термопарой, помещенной на дне электролизера: при КЭПА она поддерживалась равной 30 ± 2 °С, а при АЭПП варьировалась от 70 до 90 °С.

Для КЭПА использовали электролит на основе водного раствора аммиака (5%) и хлорида аммония (5%), а для АЭПП — на основе водного раствора хлорида аммония или сульфата аммония разной концентрации. Исходя из опыта полирования стальной поверхности, в том числе предварительно подвергнутой химико-термической обработке [22—28], авторы использовали следующие концентрации этих электролитов: 3%-ный раствор хлорида аммония и 5%-ный раствор сульфата аммония. Для обработки титанового сплава концентрации этих компонентов варьировали.

Обработку КЭПА проводили в течение 10 мин при температуре 750 °С, что соответствовало напряжению 100 В в случае стали и 107 В для титанового сплава. После КЭПА образцы закачивали в электролите (отключали напряжение). Полирование стальных образцов проводили при варьировании напряжения от 275 до 325 В и длительности от 1 до 5 мин. При полировании титановых

образцов напряжение составляло 300 В, температура электролита 80 °С, длительность процесса 3 мин. Температура образца в условиях АЭПП соответствовала температуре кипения электролита. Напряжение измерялось и контролировалось вольтметром DP6-DV. Температуру образцов измеряли термопарой МУ-К2 с мультиметром APPA109N (точность 3% в интервале температур 400—1000 °С). Термопару помещали в отверстие образца на расстоянии 2 мм от торца.

Морфоструктуру поверхности и структуру модифицированного поверхностного слоя исследовали с помощью оптического металлографического микроскопа Микромед МЕТ. Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере Falcon 503 при нагрузке 0,5Н (50 гс). Шероховатость поверхности исследовали на приборе TR200. Изменение массы образцов определялось на электронных аналитических весах CitizonCY224С с точностью ±0,0001 г после промывания образцов дистиллированной водой для удаления следов солей.

Трибологические испытания проводили при сухом трении по схеме вал—колодка. Цилиндрический образец устанавливался на вал, приводимый во вращение электродвигателем. К боковой поверхности образца прижималось контртело, представляющее собой пластину толщиной 2 мм с полукруглой выемкой с одного из краев. Выемка, имеющая радиус 5 мм, плотно охватывает боковую поверхность образца. Таким образом, в процессе изнашивания пары трения площадь контакта пары трения практически не изменяется. Контртело, закрепленное на подвижном столике, прижималось к образцу под действием штока поршня пневматического цилиндра с силой 10 Н. Линейная скорость скольжения образца 1,555 м/с, путь трения 1 км. Коэффициент трения определяли для последних 100 м. Параметры микротопологии поверхности, в том числе для расчета объемного износа, измеряли с помощью прибора TR200. Температуру фрикционного контакта фиксировали на дорожке трения непосредственно на выходе из зоны контакта с помощью цифрового инфракрасного термометра MLX90614.

Результаты исследований и их обсуждение. Комбинированная электролитно-плазменная обработка стали 45. В результате КЭПА образцов стали 45 шероховатость

их поверхности увеличилась практически в 2 раза, что вызвано действием электрических разрядов и неравномерным образованием оксидного слоя, состоящего из FeO, Fe₂O₃ и Fe₃O₄, при высокотемпературном окислении в парах водного электролита [12]. Последующее АЭПП азотированных стальных образцов в 3%-ном растворе хлорида аммония в течение 2 мин приводит к снижению шероховатости, а при дальнейшем увеличении длительности АЭПП она повышается, что, вероятно, связано с неравномерным вытравливанием поверхности, сформированной при КЭПА (табл. 1). Средняя скорость убыли массы образцов при этом составила 30 мг/мин. В свою очередь, полирование азотированной стали в 5%-ном растворе сульфата аммония снижает шероховатость поверхности пропорционально длительности процесса, несмотря на меньшую среднюю скорость убыли массы образцов (15 мг/мин), что свидетельствует о преимущественном растворении рельефных участков (кратеров и изломов), образовавшихся под действием электрических разрядов при катодном процессе (фиг. 1).

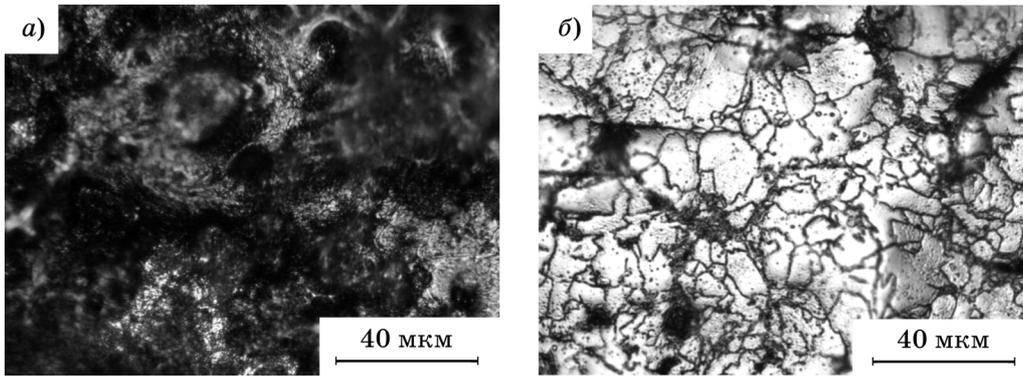
Измерение микротвердости поверхностного слоя азотированных образцов, представленного нитридами FeN, Fe₃N и Fe₄N, мартенситом и остаточным аустенитом [12], показало

Таблица 1

Убыль массы Δm образцов* стали 45 при полировании и шероховатость их поверхности Ra в ходе АЭПП в водных растворах 3%-ного хлорида аммония и 5%-ного сульфата аммония при температуре 80 °С и напряжении 300 В

$\tau_{\text{АЭПП}}$, мин	Электролит для АЭПП			
	хлорид аммония (3%)		сульфат аммония (5%)	
	Δm , мг	Ra , мкм	Δm , мг	Ra , мкм
1	21,0	1,89±0,11	7,5	1,48±0,09
2	78,5	1,72±0,19	22,9	1,38±0,11
4	100,9	2,42±0,63	43,7	0,85±0,08
6	155,1	4,01±1,96	94,3	0,65±0,05
8	275,4	8,97±1,28	161,8	0,79±0,06
10	343,3	10,28±1,63	214,0	0,30±0,03

*Шероховатость этих образцов до (числитель) и после (знаменатель) КЭПА составила, мкм: в 3%-ном растворе хлорида аммония 1,00±0,10/1,95±0,14; в 5%-ном растворе сульфата аммония 1,00±0,10/1,88±0,19; $\tau_{\text{АЭПП}}$ — длительность процесса полирования.

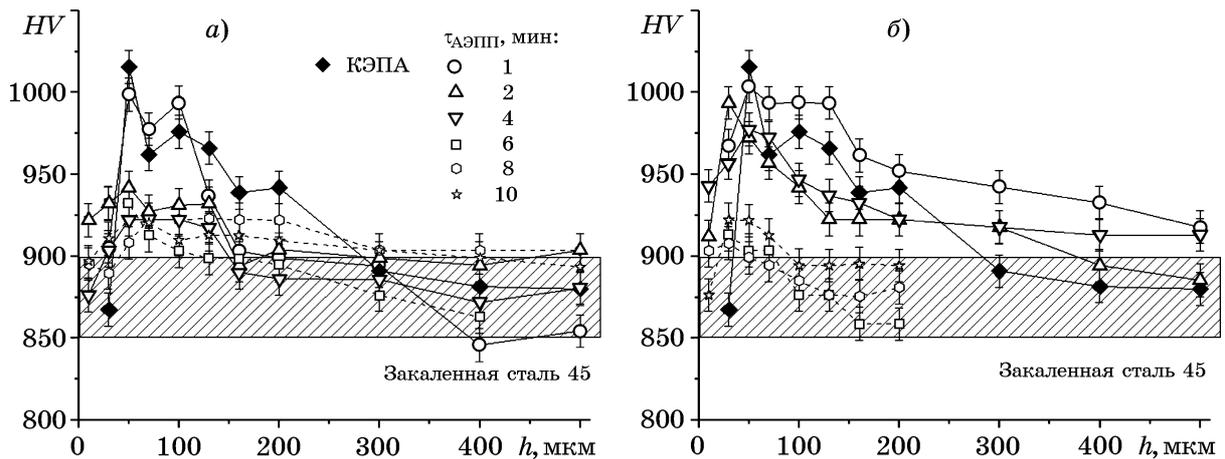


Фиг. 1. Морфоструктура поверхности азотированных образцов стали 45 до (а) и после (б) АЭПН в 5%-ном растворе сульфата аммония при температуре 80 °С и напряжении 300 В в течение 1 мин

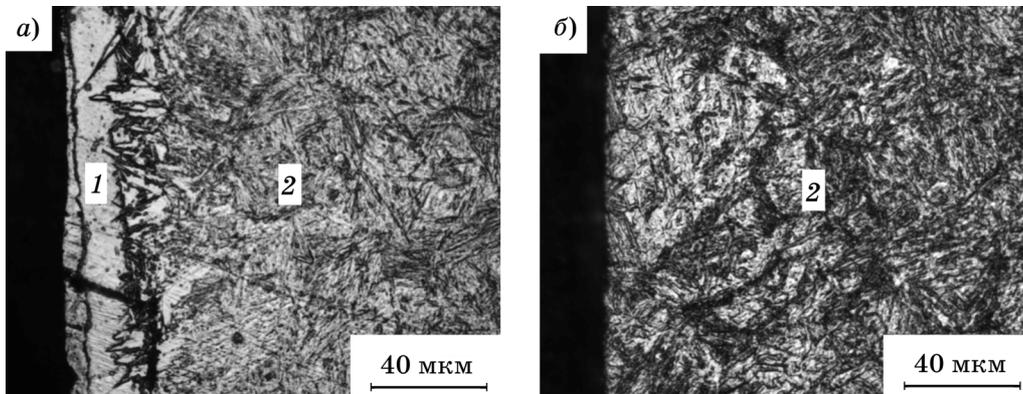
ло, что после АЭПН с использованием хлоридного электролита уже после 2 мин полирования микротвердость значительно снижается, что связано с растворением упрочненного азотированного слоя (фиг. 2, а) и дальнейшее использование хлоридного электролита для полирования поверхности стали после КЭПН не целесообразно. При исполь-

зовании сульфатного электролита упрочненный слой сохраняется до 4 мин полирования ввиду меньшего растворения (фиг. 2, б), но длительное АЭПН приводит к растворению упрочненного диффузионного слоя (фиг. 3).

При варьировании напряжения и температуры электролита наибольшее снижение шероховатости выявлено после АЭПН при



Фиг. 2. Распределение микротвердости в поверхностном слое h образца азотированной стали 45 после АЭПН в 3%-ном растворе хлорида аммония (а) и в 5%-ном растворе сульфата аммония (б) при температуре электролита 80 °С, напряжении 300 В и разной длительности АЭПН



Фиг. 3. Микроструктура поверхностного слоя на образце стали 45 после КЭПА и последующего АЭПН в 5%-ном растворе сульфата аммония с температурой 80 °С при напряжении 300 В в течение 1 (а) и 10 мин (б): 1 — наружный упрочненный диффузионный азотированный слой; 2 — плотная часть диффузионного слоя

Убыль массы Δm при полировании, шероховатость поверхности Ra , средний коэффициент трения μ на последних 100 м пути и убыль массы при трении Δm_{fr} образцов* стали 45 в ходе АЭПП в 5%-ном растворе сульфата аммония при варьировании напряжения U , температуры электролита $t_{эл}$ и длительности полирования $\tau_{АЭПП}$

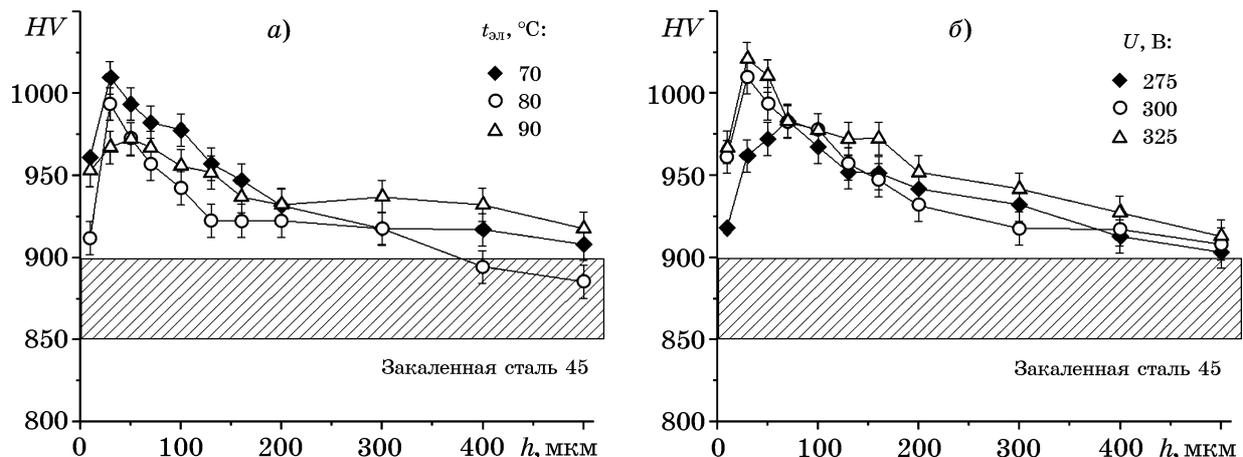
U , В	$t_{эл}$, °С	I , А	$\tau_{АЭПП}$, мин	Δm , мг	Ra , мкм	μ	Δm_{fr} , мг
300	90	1,3	1	14,4	1,70±0,24	0,479±0,007	1,4±0,2
	90	1,3	2	12,4	1,22±0,14	0,449±0,011	5,8±0,3
	80	1,6	1	7,5	1,48±0,09	0,472±0,012	2,6±0,1
	80	1,6	2	22,9	1,38±0,11	0,658±0,017	7,7±0,3
	80	1,6	4	43,7	0,85±0,08	0,682±0,018	9,5±0,5
	70	1,9	1	16,7	1,55±0,20	0,502±0,008	1,0±0,1
	70	1,9	2	27,5	1,24±0,10	0,534±0,013	5,1±0,3
	325	70	2,1	1	6,7	1,49±0,10	0,436±0,007
325	70	2,1	2	20,3	1,08±0,11	0,489±0,012	1,7±0,1
	275	70	2,5	1	24,8	1,33±0,14	0,571±0,009
275	70	2,5	2	29,6	0,87±0,07	0,652±0,016	8,4±0,4

*Данные для этих образцов до (числитель) и после (знаменатель) КЭПА: Ra , мкм = 1,00±0,10/2,00±0,20;
 μ = 0,615±0,006/0,412±0,010;
 Δm_{fr} = 15,9±0,6/3,4±0,2.

напряжении 275 и 325 В и температуре электролита 70 °С (табл. 2). В этих условиях шероховатость снизилась примерно в 2 раза после 2 мин полирования и достигла исходного значения до КЭПА. Измерение микротвердости показало, что изменение температуры электролита при полировании азотированных образцов в растворе сульфата аммония не влияет на ее распределение

(фиг. 4, а). В случае варьирования напряжения наблюдали снижение максимального значения микротвердости у края поверхности при АЭПП при 275 В (фиг. 4, б). Вероятно, материал подложки растворяется более интенсивно, чем оксидный слой.

Трибологические испытания показали снижение коэффициента трения в 1,5 раза и массового износа в 4,7 раза образцов из



Фиг. 4. Распределение микротвердости в поверхностном слое h образца азотированной стали 45 после АЭПП в 5%-ном растворе сульфата аммония в течение 2 мин при постоянном напряжении 300 В и разной температуре электролита (а), а также при постоянной температуре электролита 80 °С и разным напряжении (б)

стали 45 после КЭПА (см. табл. 2). Последующее АЭПП в сульфатном электролите при варьировании напряжения, длительности полирования и температуры электролита приводит к повышению коэффициента трения, несмотря на снижение шероховатости. Коэффициент трения повышается с увеличением длительности обработки и уменьшением напряжения, что коррелирует с ростом убыли массы образцов при АЭПП. В данном случае удаление неровностей на поверхности не способствует снижению коэффициента трения. Можно полагать, что в случае катодной обработки высокая рельефность поверхности сокращает контактную площадь материала с контртелом и снижает коэффициент трения. Это можно объяснить тем, что рельефность поверхности при катодной обработке создается эрозией поверхности, включая сам сплав, а не только оксидный слой. Соответственно снижение шероховатости увеличивает контактную площадь контакта, способствуя повышению коэффициента трения. Снижение массового износа наблюдается после полирования в течение 1 мин для всех режимов АЭПП. Увеличение длительности обработки ухудшает данный показатель. Это может быть связано с тем, что при полировании >1 мин после удаления рыхлой внешней части оксидного слоя начинает удаляться плотная его часть, которая выполняет функцию смазки при фрикционном контакте. Наилучшие результаты для повышения износостойкости азотированных образцов получены после АЭПП в течение 1 мин в 5%-ном водном растворе сульфата аммония при температуре 70 °С и напряжении 325 В. В этом случае массовый износ уменьшается в 19,9 раза по сравнению с необработанной сталью 45 и в 4,2

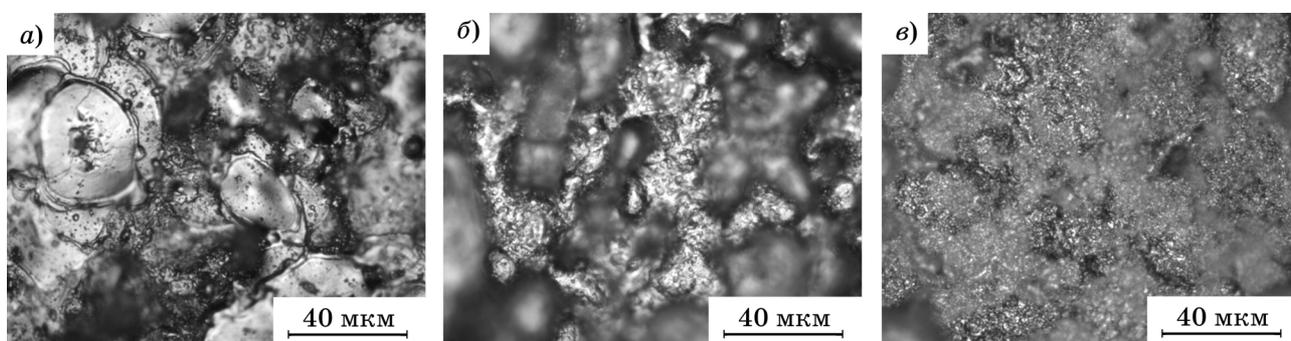
раза по сравнению с данной сталью после азотирования.

Комбинированная электролитно-плазменная обработка титанового сплава ВТ6. В результате КЭПА поверхности титанового сплава формируется упрочненный диффузионный слой (твердый раствор азота в исходной структуре) с микротвердостью до 820 HV, а также оксидный слой состава TiO_2 [17], который, как и при катодной обработке стали, неравномерно распределяется по поверхности, имеющей кратеры и изломы под действием разрядов (фиг. 5, а).

Последующее АЭПП в растворе хлорида аммония приводит к неравномерному удалению наружного оксидного слоя с поверхности азотированного сплава, способствуя развитию рельефа (фиг. 5, б) и росту шероховатости поверхности (табл. 3). При обработке в растворах, содержащих более 2% хлорида аммония, режим АЭПП изменяется на режим анодного электролитно-плазменного диффузионного насыщения и образец нагревается до 500–600 °С. Таким образом, применение хлорида аммония для АЭПП титанового сплава ВТ6 после КЭПА не целесообразно.

При использовании 4- и 5%-ного раствора сульфата аммония шероховатость поверхности уменьшается преимущественно из-за удаления ее неровностей, а также в результате дополнительной пассивации участков впадин (фиг. 5, в). Пассивация поверхности характерна для анодного полирования в электролитах с кислородсодержащими анионами [24]. При большей концентрации сульфата аммония режим АЭПП переходит в режим анодного электролитно-плазменного диффузионного насыщения.

Трибологические испытания показали положительное влияние КЭПА на снижение



Фиг. 5. Морфоструктура поверхности азотированных образцов титанового сплава ВТ6 до (а) и после (б, в) АЭПП при напряжении 300 В, температуре электролита 80 °С в течение 3 мин (б — 2%-ный раствор хлорида аммония; в — 4%-ный раствор сульфата аммония)

Убыль массы Δm образцов титанового сплава ВТ6 при полировании, шероховатость поверхности Ra , средний коэффициент трения μ на последних 100 м пути, средняя температур t_{fr} в зоне фрикционного контакта на последних 100 м пути, убыль массы образцов при трении Δm_{fr} , убыль объема материала при трении ΔV_{fr} , абсолютное h и относительное h/r внедрения неровностей поверхностей и критерий Δ Крагельского—Комбалова до и после КЭПА, а также последующего АЭПП в течение 3 мин при напряжении 300 В, температуре электролита 80 °С в растворах хлорида (NH_4Cl) и сульфата ($(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$) аммония разной концентрации С

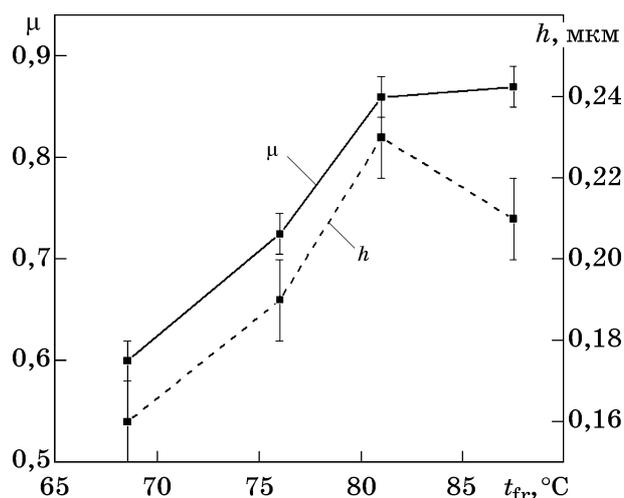
С	Δm , мг	Ra , мкм	μ	t_{fr} , °С	Δm_{fr} , мг	ΔV_{fr} , мм ³	h	h/r	Δ
							мкм		
— (до КЭПА)		1,00±0,10	0,859	59,28	2,88	3,69	0,256	0,097	1,12
— (после КЭПА)		1,92±0,08	0,858	80,81	1,08	1,41	0,217	0,081	0,74
1 % NH_4Cl	18,2	2,67±0,17	0,418	60,23	1,12	1,76	0,135	0,063	0,54
2 % NH_4Cl	22,7	4,45±0,39	0,436	60,86	1,60	1,80	0,142	0,066	0,59
1% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$	2,6	1,80±0,05	0,398	59,62	0,82	1,22	0,127	0,057	0,51
2% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$	3,3	1,89±0,03	0,405	60,42	0,80	1,03	0,142	0,060	0,51
3% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$	3,4	1,92±0,03	0,456	61,80	1,29	1,65	0,148	0,064	0,55
4% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$	3,3	1,61±0,05	0,438	58,05	1,50	2,03	0,140	0,059	0,57
5% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$	2,6	1,64±0,09	0,466	60,87	1,39	1,82	0,154	0,068	0,61

массового и объемного износов поверхности титанового сплава ВТ6 в 2,7 и 2,6 раза соответственно (см. табл. 3), что связано с формированием твердого поверхностного слоя.

Для изучения механизма изнашивания выполнены профилометрические расчеты глубины абсолютного (h) и относительного (h/r) внедрения неровностей поверхностей, комплексного критерия Крагельского—Комбалова (Δ), а также измерения температуры в зоне фрикционного контакта, для чего КЭПА титановых образцов проводили в течение 5, 10, 20 и 30 мин при постоянной температуре 750 °С.

На фиг. 6 видно влияние температуры фрикционного контакта на коэффициент трения и величину абсолютного внедрения неровностей поверхностей. Температура в зоне трения определяет основные параметры адсорбционных и диффузионных процессов, а также изменения структуры и свойств поверхностных слоев трущихся элементов. При повышении температуры поверхностей трения возрастают интенсивности диффузионных процессов и химической активности трущихся слоев металла, в результате чего увеличивается скорость окислительных процессов. Изменение рабочей температуры узла

трения влияет на деформационную составляющую коэффициента трения, так как изменяется твердость материала. При уменьшении твердости в зоне трения в результате повышения температуры возрастает величина внедрения неровностей, что приводит к росту деформационной составляющей коэффициента трения.



Фиг. 6. Зависимость коэффициента трения μ и абсолютного внедрения h от температуры в зоне фрикционного контакта при испытании образцов титанового сплава ВТ6 после КЭПА

Расчет относительного внедрения при трении (h/r , где r — средний радиус единичной микронеровности; h — глубина ее внедрения в поверхность контртела) [29] показывает, что фрикционные связи обработанных образцов нарушаются вследствие пластического оттеснения материала при пластическом обтекании ($h/r < 0,1$) деформирующего выступа (см. табл. 3). Поверхности трения характеризуются остаточной деформацией после прохода микровыступа. В поверхностном слое образца при данном виде напряженного состояния возникает малоцикловая фрикционная усталость. Характер взаимодействия поверхностей трибологического контакта при возникших значениях относительного внедрения механический, а не молекулярный. Как следствие, адгезионный (без переноса материала) и когезионный (с переносом материала) виды разрушения фрикционных связей не реализуются. В случае необработанного образца величина h/r имеет граничное значение ($h/r \approx 0,1$), что позволяет говорить о присутствии разрушения поверхностей трения микрорезанием ($h/r > 0,1$) [29].

Значительное влияние на процессы трения и изнашивания оказывают свойства фрикционного контакта. Для определения напряженно-деформированного состояния на контакте, а также механизма изнашивания находили относительное сближение трущихся поверхностей на основе анализа профилограмм дорожек трения. Для оценки качества модифицированного поверхностного слоя рассчитывали комплексный параметр Крагельского—Комбалова Δ :

$$\Delta = R_{\max}/rb^{1/\nu}, \quad (1)$$

где R_{\max} — максимальная высота неровностей; r — радиус микронеровности, определяемый моделированием выступов телами двоякой кривизны:

$$r = 9R_a^2 S_m^2 / 128(5,5R_a - R_p)^3;$$

R_a — среднее арифметическое отклонение профиля; R_p — высота сглаживания или расстояние от линии выступов до средней линии в пределах базовой длины; ν , b — постоянные, определяемые экспериментально по результатам измерений профилограмм шероховатого тела [30]:

$$\nu = 2l_m(R_p/R_a) - 1;$$

$$b = l_m(R_{\max}/R_p)^\nu;$$

l_m — относительная опорная длина профиля на уровне средней линии.

Комплексный параметр (1) позволяет дать наиболее полную оценку шероховатости, включающую не только геометрические, но и статистические характеристики распределения выступов по высоте, а также средний радиус закругления микровыступов. Величина комплексного параметра Δ определяет несущую способность профиля шероховатости: чем меньше значение Δ , тем выше несущая способность шероховатости. Шероховатость на дорожках трения, оцениваемая комплексным критерием Крагельского—Комбалова, у азотированных образцов с пластическими деформациями в трибоконтакте ниже в 1,5 раз, чем у необработанных, разрушение поверхности трения которых характеризуется микрорезанием (см. табл. 3).

Таким образом, в результате трибологических испытаний образцов из титанового сплава ВТ6 после КЭПА механизм изнашивания определен как усталостный при пластическом контакте и граничном трении.

Последующее АЭПП азотированных образцов показало увеличение массового и объемного износов после полирования в сульфатных электролитах при их концентрации $>2\%$ и во всех хлоридных растворах при снижении коэффициента трения примерно в 2 раза, температуры в зоне фрикционного контакта и показателей микротопологии (см. табл. 3). Уменьшение массового и объемного износов наблюдается только после АЭПП в 1—2%-ном растворе сульфата аммония, что позволяет использовать растворы $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ данной концентрации для повышения износостойкости изделий из титанового сплава ВТ6. Механизм изнашивания сохраняется как усталостный при пластическом контакте и граничном трении ($h/r < 0,1$).

Выводы. 1. Показаны принципиальные возможности удаления части наружного оксидного слоя с образующимися кратерами и изломами под действием электрических разрядов при катодной обработке и снижения шероховатости поверхности при реализации анодного электролитно-плазменного полирования.

2. Выявлено положительное влияние снижения шероховатости поверхности и удаления внешней части оксидного слоя с помощью анодного электролитно-плазменного полирования в электролитах на основе сульфата аммония и повышения твердости поверхностного слоя в результате катодного азотирования на износостойкость стали 45 и титанового сплава ВТ6. Использование хлоридных электролитов не приводит к желаемому эффекту из-за неравномерного вытравливания азотированной поверхности.

3. Наилучшие результаты по повышению износостойкости стальных образцов получены после катодного азотирования в водном растворе хлорида аммония (5%) и аммиака (5%) в течение 10 мин при температуре 750 °С и последующего анодного полирования в течение 1 мин в водном растворе сульфата аммония (5%) при температуре 70 °С, напряжении 325 В. В этом случае массовый износ уменьшается в 19,9 раза по сравнению с необработанной сталью 45, а полирование азотированных образцов приводит к снижению массового износа в 4,2 раза по сравнению с азотированной сталью.

4. Электролитно-плазменное полирование поверхности азотированного титанового сплава рекомендуется проводить в течение 3 мин при напряжении 300 В и температуре 80 °С в 2%-ном водном растворе сульфата аммония, что позволяет снизить массовый и объемный износы в 3,6 раза и коэффициент трения в 2 раза по сравнению с необработанной титановой поверхностью.

5. На примере азотированной титановой поверхности механизм изнашивания определен как усталостный при пластическом контакте и граничном трении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Yerokhin, A.L.* Plasma electrolysis for surface engineering / A.L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland, A. Matthews, J. Dowey // *Surf. Coat. Technol.* 1999. V.122. P.73—93.
2. *Aliofkhaezrai, M.* Review of plasma electrolytic oxidation of titanium substrates: Mechanism, properties, applications and limitations / M. Aliofkhaezrai, D.D. Macdonald, E. Matykina, E.V. Parfenov, V.S. Egorin, J.A. Curran, S.C. Troughton, S.L. Sinebryukhov, S.V. Gnedenkov, T. Lampke, F. Simchen, H.F. Nabavi // *Appl. Surf. Sci. Advances.* 2021. V.5. Art.100121.
3. *Jin, S.* Advances in micro-arc oxidation coatings on Mg-Li alloys / S. Jin, X. Ma, R. Wu, G. Wang, J. Zhang, B. Krit, S. Betsofen, B. Liu // *Appl. Surf. Sci. Advances.* 2021. V.8. Art.100219.
4. *Bogdashkina, N.L.* Influence of nickel sulfate additives to electrolytes subjected to microarc oxidation on the structure, composition, and properties of coatings formed on titanium / N.L. Bogdashkina, M.V. Gerasimov, R.K. Zalavutdinov, I. Kasatkina, B. Krit, V.B. Lyudin, I.L. Fedichkin, A. Shcherbakov, A. Apelfeld // *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry.* 2018. V.54. P.331—337.
5. *Belkin, P.N.* Mechanism and technological opportunity of plasma electrolytic polishing of metals and alloys surfaces / P.N. Belkin, S.A. Kusmanov, E.V. Parfenov // *Appl. Surf. Sci. Advances.* 2020. V.1. Art.100016.
6. *Parfenov, E.V.* Electric field effect on surface layer removal during electrolytic plasma polishing / E.V. Parfenov, R.G. Farrakhov, V.R. Mukaev, A.V. Gusarov, R.R. Nevyantseva, A.L. Yerokhin // *Surf. Coat. Technol.* 2016. V.307. P.1329—1340.
7. *Danilov, I.* Process understanding of plasma electrolytic polishing through multiphysics simulation and inline metrology / I. Danilov, M. Hackert-Oschätzchen, M. Zinecker, G. Meichsner, J. Edelmann, A. Schubert // *Micromachines.* 2019. V.10. №3. P.214.
8. *Duradji, V.N.* Aluminum treatment in the electrolytic plasma during the anodic process / V.N. Duradji, D.E. Kaputkin, A.Y. Duradji // *J. Eng. Sci. Technol. Rev.* 2017. V.10. №3. P.81—84.
9. *Belkin, P.N.* Plasma electrolytic saturation of steels with nitrogen and carbon / P.N. Belkin, A. Yerokhin, S.A. Kusmanov // *Surf. Coat. Technol.* 2016. V.307. P.1194—1218.
10. *Kusmanov, S.A.* Possibilities of increasing wear resistance of steel surface by plasma electrolytic treatment / S.A. Kusmanov, S.A. Silkin, A.A. Smirnov, P.N. Belkin // *Wear.* 2017. V.386, 387. P.239—246.
11. *Nie, X.* Sliding wear behaviour of electrolytic plasma nitrided cast iron and steel / X. Nie, L. Wang, Z.C. Yao, L. Zhang, F. Cheng // *Surf. Coat. Technol.* 2005. V.200. №5, 6. P.1745—1750.
12. *Kusmanov, S.A.* Increase in hardness and corrosion resistance of a medium-carbon steel surface using cathodic plasma electrolytic nitriding / S.A. Kusmanov, I.V. Tambovskii, S.S. Korableva, S.A. Silkin, A.A. Smirnov, I.A. Kusmanov, I.S. Gorokhov // *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry.* 2022. V.58. №4. P.323—329.
13. *Aliofkhaezrai, M.* Study of nanocrystalline plasma electrolytic carbonitriding for CP-Ti / M. Aliofkhaezrai, P. Taheri, A. Sabour Rouhaghdam, C. Dehghanian // *Mater. Sci.* 2007. V.43. №6. P.791—799.
14. *Dong, Y.-X.* Characterization and blood compatibility of TiC_xN_{1-x} hard coating prepared by plasma electrolytic carbonitriding / Y.-X. Dong, Y.-S. Chen, Q. Chen, B. Liu, Z.-X. Song // *Surf. Coat. Technol.* 2007. V.201. P.8789—8795.
15. *Hu, Z.* Study of plasma electrolytic nitrocarburizing on surface of titanium alloy / Z. Hu, F. Xie, Y. Liu, X. Wu // *Mater. Rev.* 2008. V.04. http://en.cnki.com.cn/Article_en/CJFDTOTAL-CLDB200804037.
16. *Li, X.-M.* Mechanical properties of Ti(C_{0,7}N_{0,3}) film produced by plasma electrolytic carbonitriding of Ti6Al4V alloy / X.-M. Li, Y. Han // *Appl. Surf. Sci.* 2008. V.254. P.6350—6357.
17. *Kusmanov, S.A.* Wear resistance increase in Ti6Al4V titanium alloy using a cathodic plasma electrolytic

- nitriding / S.A. Kusmanov, I.V. Tambovskii, S.S. Korableva, T.L. Mukhacheva, A.D. D'yakonova, R.V. Nikiforov, A.R. Naumov // *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry*. 2022. V.58. №5. P.451—455.
18. *Aliofkhazraei, M.* Study of bipolar pulsed nanocrystalline plasma electrolytic carbonitriding on nanostructure of compound layer for CP-Ti / M. Aliofkhazraei, A. S. Rouhaghdam, A. Denshmaslak, H. R. Jafarian, M. Sabouri // *J. Coat. Technol. Res.* 2008. V.5. №4. P.497—503.
 19. *Aliev, M.Kh.* Corrosion protection study of nanocrystalline plasma-electrolytic carbonitriding process for CP-Ti / M.Kh. Aliev, A. Sabour, P. Taheri // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2008. V.44. №6. P.618—623.
 20. *Kong, J.H.* Surface modification of SCM420 steel by plasma electrolytic treatment / J.H. Kong, M. Okumiya, Y. Tsunekavwa, T. Takeda, K.Y. Yun, M. Yoshida, S.G. Kim // *Surf. Coat. Technol.* 2013. V.232. P.275—282.
 21. *Smirnov, A.A.* Effect of electrolyte depletion on the characteristics of the anodic plasma electrolytic nitriding of a VT22 titanium alloy / A.A. Smirnov, S.A. Kusmanov, I.A. Kusmanova, P.N. Belkin // *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry*. 2017. V.53. №5. P.413—418.
 22. *Kusmanov, S.* Modification of steel surface by anodic plasma electrolytic boriding and polishing / S. Kusmanov, I. Tambovskiy, S. Korableva, S. Silkin, A. Naumov // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2022. V.75. №12. P.3185—3192.
 23. *Kusmanov, S.A.* Plasma electrolytic polishing of steels after its cathodic saturation with nitrogen and carbon in other electrolytes / S.A. Kusmanov, I.V. Tambovskiy, I.S. Gorokhov, P.N. Belkin // *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry*. 2021. V.57. №5. P.513—518.
 24. *Apelfeld, A.* Enhancement of medium-carbon steel corrosion and wear resistance by plasma electrolytic nitriding and polishing / A. Apelfeld, A. Borisov, I. Dyakov, S. Grigoriev, B. Krit, S. Kusmanov, S. Silkin, I. Suminov, I. Tambovskiy // *Metals*. 2021. V.11. P.1599.
 25. *Belkin, P.N.* Influence of plasma electrolytic polishing conditions on surface roughness of steel / P.N. Belkin, S.A. Silkin, I.G. Dyakov, S.V. Burov, S.A. Kusmanov // *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry*. 2020. V.56. №1. P.55—62.
 26. *Kusmanov, S.A.* Enhancement of wear and corrosion resistance in medium carbon steel by plasma electrolytic nitriding and polishing / S.A. Kusmanov, I.V. Tambovskiy, S.S. Korableva, I.G. Dyakov, S.V. Burov, P.N. Belkin // *J. Mater. Eng. Perform.* 2019. V.28. №9. P.5425—5432.
 27. *Kusmanov, S.A.* Effect of plasma-electrolytic polishing on the corrosion resistance of structural steels after their anodic saturation with nitrogen, boron, and carbon / S.A. Kusmanov, S.A. Silkin, P.N. Belkin // *Russ. J. Electrochemistry*. 2020. V.56. №4. P.356—364.
 28. *Kusmanov, S.A.* Steel surface modification by cathodic carburizing and anodic polishing under conditions of electrolytic plasma / S.A. Kusmanov, I.V. Tambovskiy, S.S. Korableva, P.N. Belkin // *Surf. Eng. Appl. Electrochemistry*. 2020. V.56. №5. P.553—560.
 29. Friction and wear calculation methods by I.V. Kragelsky, M.N. Dobychin, V.S. Kombalov. — [S.l.]: Pergamon press, 1982.
 30. National standard of the Russian Federation. Geometrical Product Specifications (GPS). — M. : Standartinform, 2015. <http://docs.cntd.ru/document/1200116337>.