

Катодная боронитроцементация и анодное полирование малоуглеродистой стали 20 в электролизной плазме

С. А. Кусманов*, И. В. Тамбовский, Т. Л. Мухачева, С. А. Силкин, И. С. Горохов

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

Поступила в редакцию 31.03.2022

После доработки 28.07.2022

Принята к публикации 01.08.2022

Показана возможность повышения износостойкости и коррозионной стойкости поверхности малоуглеродистой стали после катодной электролитно-плазменной боронитроцементации в растворе борной кислоты, глицерина и хлорида аммония и последующего анодного электролитно-плазменного полирования в растворе сульфата аммония за счет образования модифицированной структуры. Последняя состоит из плотного оксидного слоя и диффузионного слоя под ним, в котором содержится до 0,87% углерода, 0,80% азота и 0,87% бора при достижении микротвердости до 970 ± 20 HV. Выявлено конкурирующее влияние эрозии поверхности под действием разрядов и высокотемпературного окисления на морфологию и шероховатость поверхности. Установлено положительное влияние снижения шероховатости поверхности при образовании плотного оксидного слоя на поверхности и твердого диффузионного слоя под ним на уменьшение коэффициента трения и массового износа, а также снижения шероховатости и дополнительного окисления поверхности при полировании на уменьшение плотности тока коррозии.

Ключевые слова: катодная электролитно-плазменная обработка, боронитроцементация, полирование, шероховатость, микротвердость, износостойкость, коррозионная стойкость

УДК 544.558+66.088

<https://doi.org/10.52577/eom.2022.58.5.01>

ВВЕДЕНИЕ

Электролитно-плазменные методы обработки поверхностей нашли применение в комплексном повышении эксплуатационных свойств различных материалов. Для сплавов на основе вентильных металлов широкое распространение в поверхностной обработке получило плазменно-электролитическое окисдование (микродуговое окисдование), в основе которого лежит образование прочных износо- и коррозионностойких оксидных покрытий с высокими адгезионными свойствами к подложке [1–4]. Для сталей и чугунов, титановых сплавов применимым является электролитно-плазменное диффузионное насыщение атомами легких элементов (химико-термическая обработка в электролизной плазме) с формированием на поверхности модифицированных слоев, состоящих из зон соединений и диффузионных слоев с измененным фазовым составом, которые обеспечивают улучшение механических свойств, повышение сопротивления коррозии и износу [5, 6].

Методы диффузионного насыщения принято классифицировать по полярности активного электрода на анодные и катодные, а также по химической природе диффузанта. Для анодных процессов в водных электролитах в результате

процессов диффузии и высокотемпературного окисления характерно образование оксидно-диффузионных слоев, в которых дисперсно распределяются фазы внедрения в соответствии с распределением атомов диффузантов [7]. Кроме того, конкурирующим будет одновременное анодное растворение материала преимущественно из зоны сопряжения оксидного и диффузионного слоев, что приведет к снижению шероховатости поверхности [8].

Для катодных процессов исключено анодное растворение, а эрозия поверхности под действием электрических разрядов будет способствовать увеличению шероховатости поверхности и, в случае обработки в водных электролитах, пористости поверхностного оксидного слоя. Например, обработка среднеуглеродистой стали в кипящем растворе карбамида при 220 В за 9 мин приводит к увеличению шероховатости более чем в 15 раз [9]. Та же закономерность наблюдается при нитроцементации нержавеющей стали в карбамидном электролите [10, 11].

Повышение шероховатости поверхности и неоднородности поверхностного оксидного слоя может способствовать снижению эксплуатационных характеристик, например, образование пор на поверхности будет благоприятствовать развитию центров коррозионного разрушения.

Одним из решений данной проблемы является применение электролитно-плазменного полирования как последовательной операции после диффузионного насыщения. Данная технология широко распространена для обработки нержавеющей стали и различных сплавов [12–15]. Применение полирования оксидно-диффузионных покрытий имело положительный опыт при комбинированном анодном азотировании и полировании образцов из стали 45 в электролизной плазме [16].

Цель данной работы – изучение возможности повышения износо- и коррозионной стойкости малоуглеродистой стали путем комбинированной поверхностной обработки катодной боронитроцементацией и последующим анодным полированием.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Катодной электролитно-плазменной боронитроцементацией (КЭПБНЦ) подвергались цилиндрические образцы из стали 20 диаметром 10 и длиной 15 мм после их зачистки наждачной бумагой до *Ra*, равной $1,0 \pm 0,1$ мкм, и промывания ацетоном в ультразвуковой ванне. Обработка выполнялась в цилиндрическом электролизере с симметричным продольным обтеканием образца электролитом, подаваемым через патрубков в дне электролизера [17]. 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 термопарой, помещенной на дне электролизера, и поддерживалась равной $30 \pm 2^\circ\text{C}$. В качестве электролита был использован водный раствор хлорида аммония (10%), глицерина (8%) и борной кислоты (3%) (здесь и далее массовые проценты). После подачи напряжения 90 В образцы погружались в электролит на глубину, равную их высоте. Напряжение и ток измерялись вольтметром DP6-DV и амперметром DP6-DA. Температура образцов измерялась 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 полного погружения образца напряжение плавно снижалось до значения 83 В, которое соответствовало температуре насыщения 850°C при значении силы тока 15,8 А. Продолжительность КЭПБНЦ варьировалась от 5 до 30 мин, после чего напряжение отключалось и образец закаливался в электролите.

Последующее анодное электролитно-плазменное полирование (АЭПП) проводилось в

водном растворе сульфата аммония (5%) при напряжении 325 В. Электролит прокачивался через теплообменник, содержащий нагреватель, со скоростью 1 л/мин. Температура электролита составляла $70 \pm 2^\circ\text{C}$. Сила тока при данных условиях соответствовала 2 А. Продолжительность полирования равнялась 1 и 2 мин.

Морфология поверхности и структура модифицированного поверхностного слоя изучались с помощью оптического металлографического микроскопа Микромед МЕТ. Энергодисперсионный элементный анализ (EDX) по профилю поверхности осуществлялся с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta 3D 200i. Шероховатость поверхности исследовалась на приборе TR200. Изменение массы образцов определялось на электронных аналитических весах CitizonCY224C с точностью $\pm 0,0001$ г после промывания образцов дистиллированной водой для удаления следов солей. Микротвердость образцов измерялась на микротвердомере Falcon 503 при нагрузке 50 г. При измерении микротвердости в качестве контрольного использовали образец, подвергнутый нагреву до 850°C и последующему охлаждению в растворе электролита (закалке), что исключало диффузионное насыщение и позволяло учесть вклад диффузии азота, бора и углерода в упрочнение поверхности.

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.

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

Результаты металлографического анализа поверхности стали 20 после КЭПБНЦ показали формирование модифицированной структуры, включающей поверхностный оксидный слой и диффузионный слой (рис. 1). Образование оксидного слоя связано с протеканием высокотемпературного окисления стали в парах водного электролита, что характерно для электролитно-плазменных процессов в водных растворах [18].

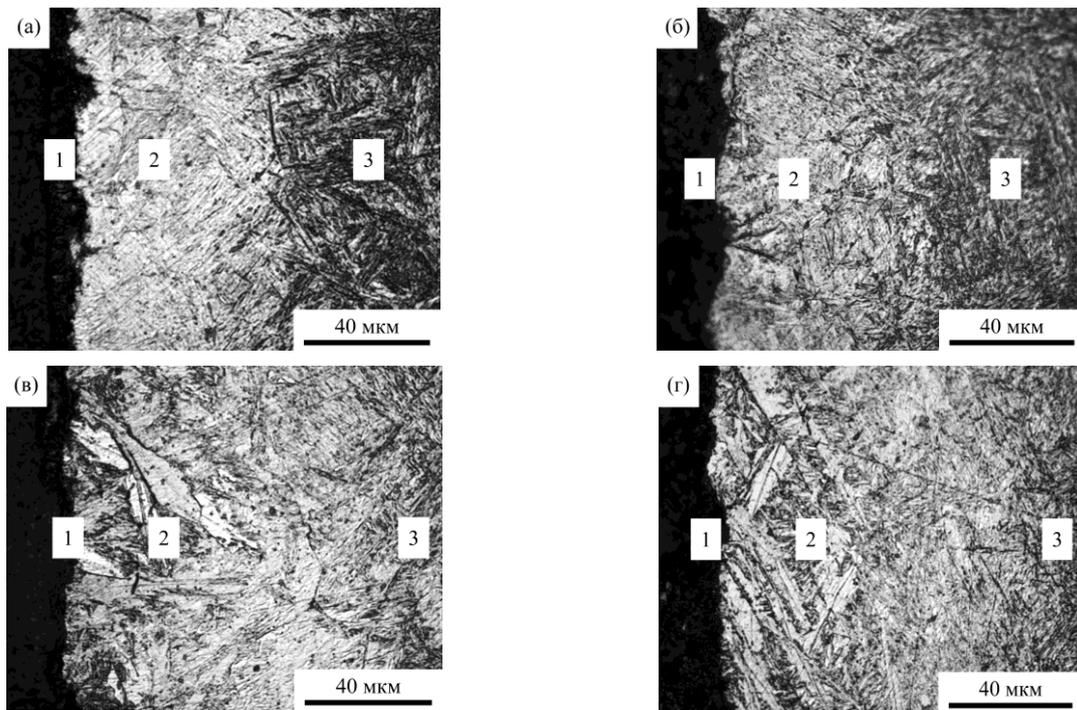


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения поверхностного слоя стали 20 после КЭПБНЦ при различной продолжительности обработки: (а) – 5 мин; (б) – 10 мин; (в) – 20 мин; (г) – 30 мин. 1 – оксидный слой; 2 – диффузионный слой; 3 – исходная ферритно-перлитная структура.

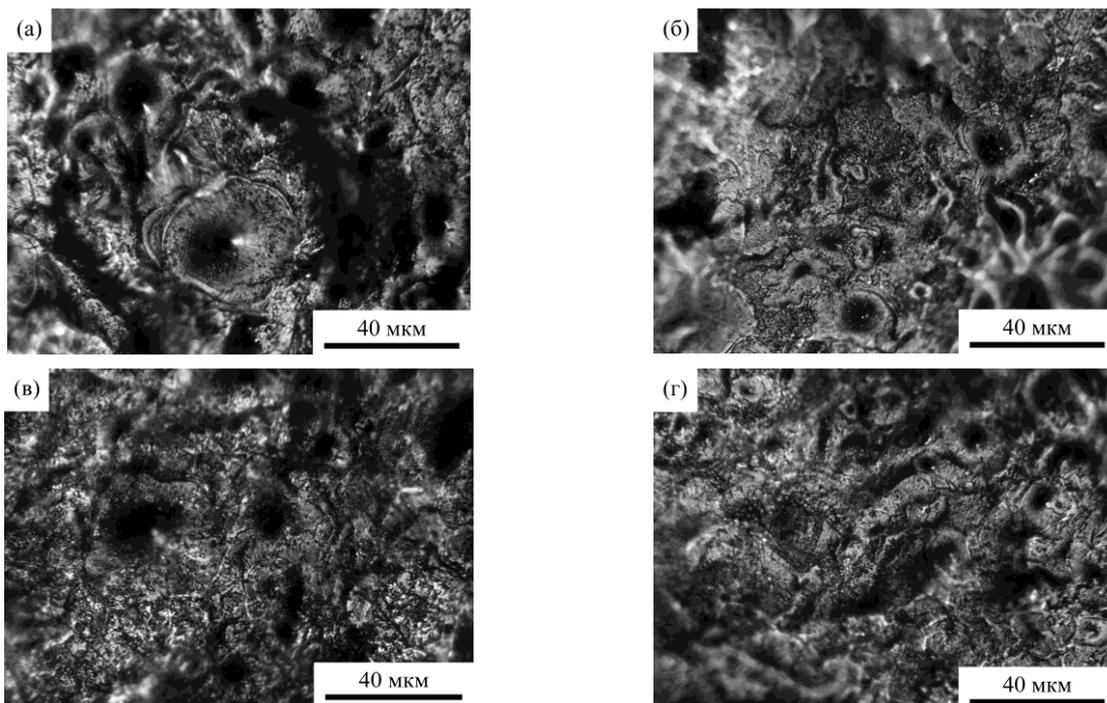


Рис. 2. Морфология поверхности стали 20 после КЭПБНЦ при различной продолжительности обработки: (а) – 5 мин; (б) – 10 мин; (в) – 20 мин; (г) – 30 мин.

Морфология оксидного слоя в свою очередь определяется эрозией поверхности под действием электрических разрядов, свойственной катодным процессам [19]. На представленной морфологии поверхности (рис. 2) отчетливо видны кратеры, которые и образуются под действием указанных разрядов. Таким образом, одновременное протекание окисления и эрозии поверхности будет окончательно определять

морфологию обработанной поверхности после КЭПБНЦ.

При рассмотрении изменения морфологии поверхности после различной продолжительности КЭПБНЦ выявлена тенденция к сокращению размеров кратеров и соответственно неровности поверхности. Это проявляется в изменении шероховатости поверхности: в первые 10 мин обработки происходит значи-

Таблица. Значения убыли массы образцов при обработке Δm , шероховатости поверхности Ra , среднего коэффициента трения μ за последние 100 м пути, убыли массы образцов при трении Δm_{fr} , плотности тока коррозии j_d и после КЭПБНЦ последующего АЭПП различной продолжительности t

t , мин	Δm , мг	Ra , мкм	μ	Δm_{fr} , мг	j_d , мкА/см ²
до КЭПБНЦ	–	1,00±0,10	0,824±0,015	14,00±0,28	22,8±4,0
КЭПБНЦ 5	83±6	3,50±0,53	0,729±0,011	10,08±0,15	34,5±4,4
КЭПБНЦ 10	177±14	3,60±0,36	0,652±0,010	9,07±0,14	41,5±5,2
КЭПБНЦ 20	326±15	3,17±0,46	0,572±0,009	3,41±0,05	55,8±5,6
КЭПБНЦ 30	483±13	1,60±0,60	0,588±0,009	0,56±0,01	45,9±5,4
АЭПП 1	18±2	1,42±0,22	0,484±0,007	6,70±0,35	11,7±2,2
АЭПП 2	26±3	1,00±0,15	0,438±0,007	7,00±0,38	9,7±1,8

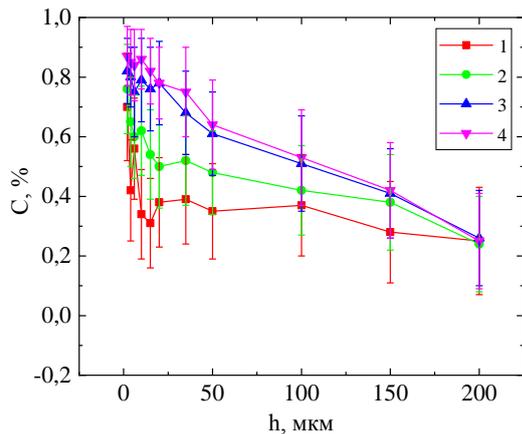


Рис. 3. Распределение концентрации углерода в поверхностном слое стали 20 после КЭПБНЦ при различной продолжительности обработки, по данным EDX анализа: 1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 20 мин; 4 – 30 мин.

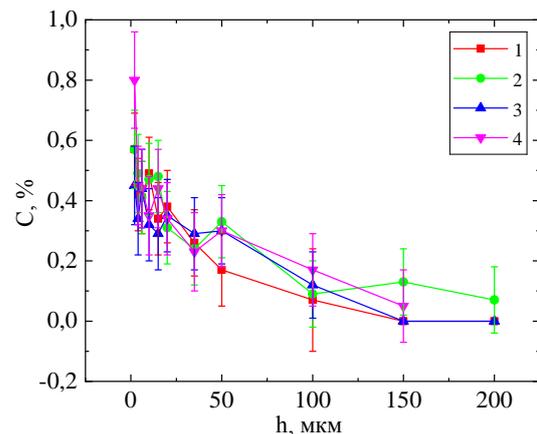


Рис. 4. Распределение концентрации азота в поверхностном слое стали 20 после КЭПБНЦ при различной продолжительности обработки, по данным EDX анализа: 1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 20 мин; 4 – 30 мин.

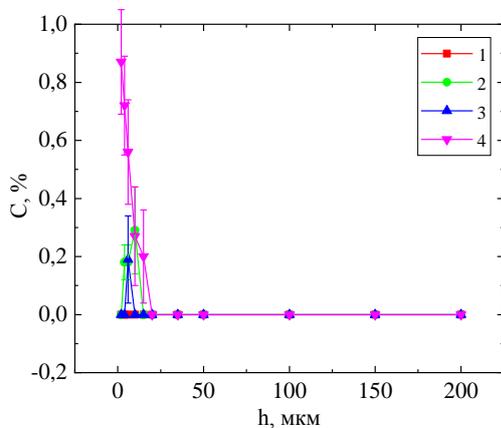


Рис. 5. Распределение концентрации бора в поверхностном слое стали 20 после КЭПБНЦ при различной продолжительности обработки, по данным EDX анализа: 1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 20 мин; 4 – 30 мин.

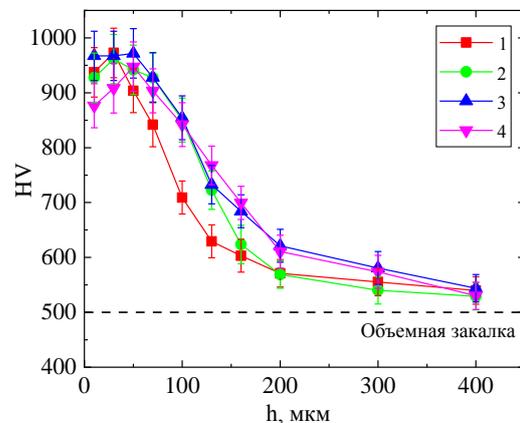


Рис. 6. Распределение микротвердости в поверхностном слое стали 20 после КЭПБНЦ при различной продолжительности обработки: 1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 20 мин; 4 – 30 мин.

тельное повышение шероховатости (более чем в 3 раза по сравнению с исходным значением), после чего наблюдается ее снижение, которое достигает двукратного значения после 30 мин обработки (см. таблицу). Такую закономерность можно объяснить тем, что с увеличением продолжительности обработки происходит уплотнение оксидного слоя за счет постоянного разрушения разрядами поверхностного рыхлого оксидного слоя, состоящего преимущественно из FeO, и сохранение более плотной части, включающей Fe₂O₃, а также формируемые в переходной области возможные фазы внедрения

в виде нитридов и боридов железа. Более плотный оксидный слой будет иметь большее сопротивление к разрушению разрядами.

По данным EDX анализа, в образовавшемся диффузионном слое наблюдается характерное для диффузии легких элементов их распределение по глубине (рис. 3, 4 и 5). Концентрации всех элементов растут с увеличением продолжительности диффузионного насыщения и достигают 0,87±0,10% углерода, 0,80±0,16% азота и 0,87±0,18% бора после КЭПБНЦ в течение 30 мин. Причем бор обнаруживается в больших количествах только после 30 мин обработки.

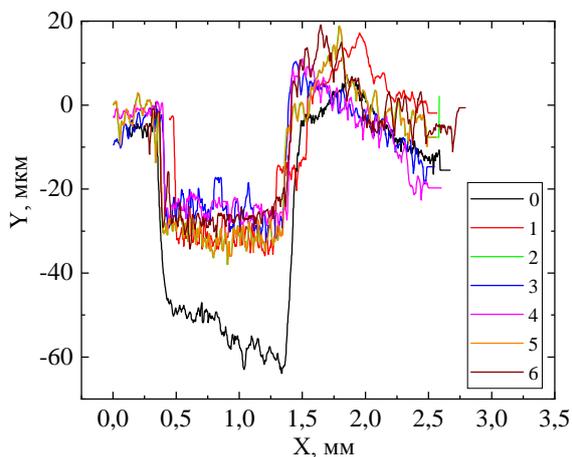


Рис. 7. Профиль дорожки трения образцов из стали 20 до обработки (0), после КЭПБНЦ различной продолжительности (1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 20 мин; 4 – 30 мин) и после последующего АЭПП различной продолжительности (5 – 1 мин, 6 – 2 мин).

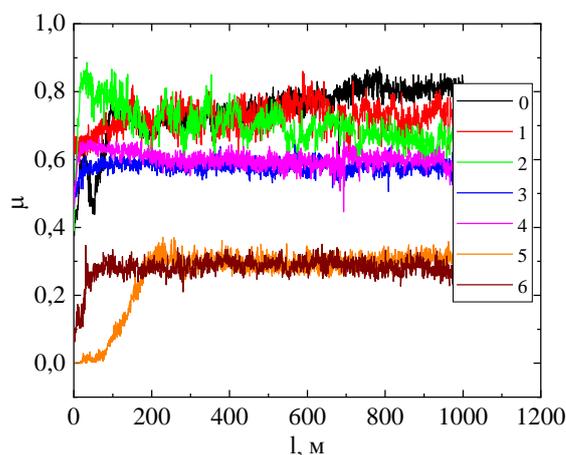


Рис. 8. Зависимость коэффициента трения образцов из стали 20 до обработки (0), после КЭПБНЦ различной продолжительности (1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 20 мин; 4 – 30 мин) и после последующего АЭПП различной продолжительности (5 – 1 мин, 6 – 2 мин).

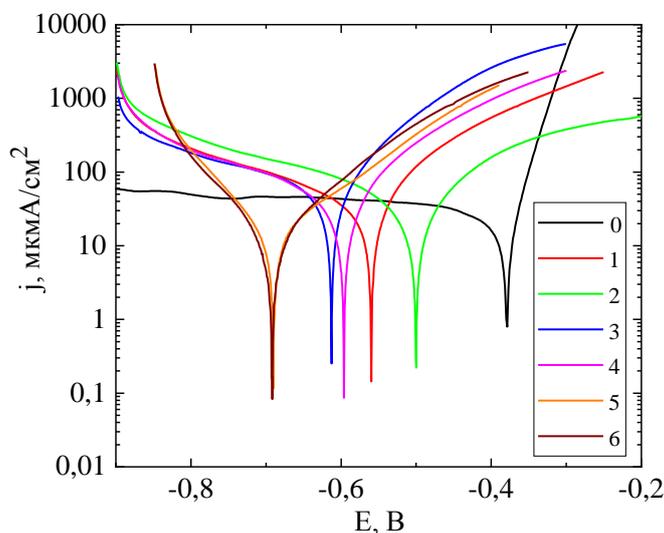


Рис. 9. Поляризационные кривые образцов из стали 20 до обработки (0), после КЭПБНЦ различной продолжительности (1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 20 мин; 4 – 30 мин) и после последующего АЭПП различной продолжительности (5 – 1 мин, 6 – 2 мин).

Высокая концентрация указанных элементов в поверхностном слое позволяет классифицировать данный процесс как боронитроцементацию.

Следствием диффузионного насыщения поверхностного слоя и закалки является увеличение микротвердости до 970 ± 20 HV, что практически в 2 раза превышает значение данного показателя по сравнению с объемной закалкой (рис. 6). С увеличением продолжительности обработки растет толщина упрочненной зоны.

Результаты трибологических испытаний показали снижение коэффициента трения и массового износа (таблица), а также объема съема материала контртелом (рис. 7) после КЭПБНЦ, что связано с образованием оксидного слоя, участвующего в роли смазки при контакте с контртелом, и твердого диффузионного слоя под ним. С увеличением продолжительности обработки коэффициент трения и массовый износ

снижаются. С учетом близкого значения микротвердости и толщины оксидного слоя не более 10 мкм при различной продолжительности насыщения влияющими факторами являются шероховатость поверхности, которая снижается с увеличением продолжительности насыщения, и плотность оксидного слоя, которая, в свою очередь, увеличивается. Стоит отметить, что анализ динамики коэффициента трения на всем пути скольжения показывает более быструю стабилизацию его значения при увеличении продолжительности обработки (рис. 8).

По данным коррозионных испытаний, КЭПБНЦ приводит к повышению плотности тока коррозии более чем в 2 раза (таблица, рис. 9). Это связано с образованием неоднородного по составу и структуре пористого оксидного слоя.

Последующему АЭПП в течение 30 мин были подвержены боронитроцементированные образцы

как показавшие более высокие показатели износостойкости при одинаково низкой коррозионной стойкости всех образцов, независимо от времени обработки. Результаты профилометрических исследований показали снижение шероховатости поверхности боронитроцементованной стали после АЭПП: после 2 мин полирования значение Ra снижается до исходной величины для необработанного образца при незначительной убыли его массы (таблица), что подтверждает избирательность удаления материала по выпуклой части профиля поверхности, а не всего профиля [16]. Стоит отметить, что полирование в сульфатном электролите способствует дополнительному окислению поверхности [20, 21]. Снижение шероховатости и дополнительное окисление поверхности благоприятствуют снижению коэффициента трения в 1,88 раза по сравнению с необработанной сталью и в 1,34 раза по сравнению с боронитроцементованной в течение 30 мин (таблица). Фиксируемое повышение массового износа полированных образцов при этом может быть связано как раз с удалением оксидного слоя, формируемого при пассивации поверхности в растворе сульфата аммония. Анализ профиля дорожек трения показал, что объем съема материала контртелом не увеличивается после АЭПП по сравнению с боронитроцементованными образцами (рис. 7). Снижение шероховатости и пассивация поверхности оказывают положительное влияние на повышение коррозионной стойкости: плотность тока коррозии снижается в 2,35 раза по сравнению с необработанной сталью и в 4,73 раза по сравнению с боронитроцементованной в течение 30 мин (таблица).

ВЫВОДЫ

1. Показана возможность повышения износостойкости и коррозионной стойкости малоуглеродистой стали путем комбинирования катодной боронитроцементации и анодного полирования в электролизной плазме.

2. Выявлено образование на поверхности малоуглеродистой стали при ее катодной боронитроцементации в растворе борной кислоты, глицерина и хлорида аммония модифицированной структуры, состоящей из оксидного слоя, который образуется в результате высокотемпературного окисления металла в парах водного электролита, и диффузионного слоя, содержащего до 0,87% углерода, 0,80% азота и 0,87% бора после насыщения в течение 30 мин и достигающего до 970 ± 20 HV значения микротвердости.

3. Обнаружено конкурирующее влияние процессов окисления и эрозии под действием

электрических разрядов на морфологию поверхности, отражающееся в изменении шероховатости поверхности. С увеличением продолжительности боронитроцементации происходит выравнивание профиля поверхности и соответственно снижение шероховатости более чем в 2 раза за счет уплотнения оксидного слоя.

4. Установлено положительное влияние снижения шероховатости поверхности на износостойкость боронитроцементованной стали при образовании плотного оксидного слоя на поверхности и твердого диффузионного слоя под ним. После 30 мин боронитроцементации массовый износ снижается в 25 раз, а коэффициент трения в 1,4 раза по сравнению с необработанной сталью и в 18 и 1,24 раза соответственно по сравнению с временем обработки 5 мин, когда при постоянной толщине оксидного слоя и твердости диффузионного слоя шероховатость снижается в 2,2 раза.

5. Показано, что электролитно-плазменное полирование боронитроцементованной стали в растворе сульфата аммония приводит к снижению шероховатости поверхности в 1,6 раза и соответственно коэффициента трения в 1,34 раза. Значительный положительный эффект полирования за счет снижения шероховатости и дополнительного окисления поверхности отражается в изменении плотности тока, которая сокращается в 2,35 раза по сравнению с необработанной сталью, при том что после боронитроцементации этот показатель увеличивается более чем в 2 раза по сравнению с необработанной сталью.

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

1. Yerokhin, A.L., Nie, X., Leyland, A., Matthews, A., et al., Plasmaelectrolysisforsurfaceengineering, *Surf. Coat. Technol.*, 1999, vol. 122, p. 73.
2. Aliofkhazraei, M., Macdonald, D.D., Matykina, E., Parfenov, E.V., et al., Review of plasma electrolytic oxidation of titanium substrates: Mechanism, properties, applications and limitations, *Appl. Surf. Sci. Advances*, 2021, vol. 5, 100121.
3. Jin, S., Ma, X., Wu, R., et al., Advances in micro-arc oxidation coatings on Mg-Li alloys, *Appl. Surf. Sci. Advances*, 2021, vol. 8, 100219.

4. Bogdashkina, N.L., Gerasimov, M.V., Zalavutdinov, R.K., et al., Influence of nickel sulfate additives to electrolytes subjected to microarc oxidation on the structure, composition, and properties of coatings formed on titanium, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, vol. 54, p. 331.
5. Belkin, P.N., Yerokhin, A. and Kusmanov, S.A., Plasma electrolytic saturation of steels with nitrogen and carbon, *Surf. Coat. Technol.*, 2016, vol. 307, p. 1194.
6. Kusmanov, S.A., Silkin, S.A., Smirnov, A.A. and Belkin, P.N., Possibilities of increasing wear resistance of steel surface by plasma electrolytic treatment, *Wear*, 2017, vol. 386–387, p. 239.
7. Belkin, V.S., Belkin, P.N., Krit, B.L., Morozova, N.V., et al., Increasing wear resistance of low-carbon steel by anodic plasma-electrolytic nitroboriding, *J. Mat. Eng. Perform.*, 2020, vol. 29, p. 564.
8. Kusmanov, S.A., Dyakov, I.G., Kusmanova, Yu.V. and Belkin, P.N., Surface modification of low-carbon steels by plasma electrolytic nitrocarburising, *Plasma Chem. Plasma Process.*, 2016, vol. 36, p. 1271.
9. Rastkar, A.R. and Shokri, B., Surface modification and wear test of carbon steel by plasma electrolytic nitrocarburizing, *Surf. Interface Anal.*, 2012, vol. 44, p. 342.
10. Tsotsos, C., Yerokhin, A.L., Wilson, A.D., et al., Tribological evaluation of AISI 304 stainless steel duplex treated by plasma electrolytic nitrocarburising and diamond-like carbon coating, *Wear*, 2002, vol. 253, nos. 9–10, p. 986.
11. Kazerooni, N.A., Bahrololoom, M.E., Shariat, M.H., Mahzoon, F., et al., Effect of Ringer's solution on wear and friction of stainless steel 316L after plasma electrolytic nitrocarburising at low voltages, *J. Mater. Sci. Technol.*, 2011, vol. 27, p. 906.
12. Belkin, P.N., Kusmanov, S.A. and Parfenov, E.V., Mechanism and technological opportunity of plasma electrolytic polishing of metals and alloys surfaces, *Appl. Surf. Sci. Advances*, 2020, vol. 1, 100016.
13. Parfenov, E.V., Farrakhov, R.G., Mukaeva A.R., Gusarov, A.V., et al., Electric field effect on surface layer removal during electrolytic plasma polishing, *Surf. Coat. Technol.*, 2016, vol. 307, p. 1329.
14. Danilov, I., Hackert-Oschätzchen, M., Zinecker, M., et al., Process understanding of plasma electrolytic polishing through multiphysics simulation and inline metrology, *Micromachines*, 2019, vol. 10, no. 3, p. 214.
15. Duradji, V.N., Kaputkin, D.E. and Duradji, A.Y., Aluminum treatment in the electrolytic plasma during the anodic process, *J. Eng. Sci. Technol. Rev.*, 2017, vol. 10, no. 3, p. 81.
16. Apelfeld, A., Borisov, A., Dyakov, I., et al., Enhancement of medium-carbon steel corrosion and wear resistance by plasma electrolytic nitriding and polishing, *Metals*, 2021, vol. 11, p. 1599.
17. 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.
18. Kusmanov, S.A., Kusmanova, Yu.V., Naumov, A.R. and Belkin, P.N., Formation of diffusion layers by anode plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel, *J. Mat. Eng. Perform.*, 2015, vol. 24, p. 3187.
19. Kusmanov, S.A., Tambovskiy, I.V., Gorokhov, I.S. and Belkin, P.N., Plasma electrolytic polishing of steels after its cathodic saturation with nitrogen and carbon in other electrolytes, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2021, vol. 57, p. 513.
20. Vana, D., Podhorsky, S., Hurajt, M. and Hanzen, V., Surface properties of the stainless steel X10 CrNi 18/10 after application of plasma polishing in electrolyte, *Int. J. Modern Eng. Res.*, 2013, vol. 3, no. 2, p. 788.
21. Wang, J., Zong, X., Liu, J. and Feng, S., Influence of voltage on electrolysis and plasma polishing, *Proc. Int. Conf. ICMEIM-2017, Adv. Eng.*, 2017, vol. 100, p. 10.

Summary

The paper discusses a possibility of increasing the wear and corrosion resistance of a low carbon steel surface after cathodic plasma electrolytic boronitrocarburising in a solution of boric acid, glycerin, and ammonium chloride, with the subsequent anodic plasma electrolytic polishing in an ammonium sulfate solution due to the formation of a modified structure consisting of a dense oxide layer and a diffusion layer below it, which contains up to 0.87% carbon, 0.80% nitrogen, and 0.87% boron upon reaching microhardness up to 970±20 HV. The competitive influence of the surface erosion under the action of discharges and high-temperature oxidation on the morphology and roughness of the surface is revealed. A positive effect of reducing the surface roughness during the formation of a dense oxide layer on the surface and a hardened diffusion layer under it on reducing the friction coefficient and mass wear, as well as reducing the roughness and additional oxidation of the surface during polishing on reducing the corrosion current density, has been established.

Keywords: cathodic plasma electrolytic treatment, boronitrocarburising, polishing, surface roughness, microhardness, wear resistance, corrosion resistance