
НОВЫЕ ВЕЩЕСТВА,
МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

УДК 621.785.5

**ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ
КАТОДНЫМ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННЫМ
БОРОАЗОТИРОВАНИЕМ**

© 2023 г. С. А. Кусманов^а, *, И. В. Тамбовский^а, Т. Л. Мухачева^а, С. С. Кораблева^а,
И. А. Кусманова^а, Р. Д. Белов^а

^аКостромской государственной университет, ул. Дзержинского, 17, Кострома, 156005 Россия

*e-mail: sakusmanov@yandex.ru

Поступила в редакцию 16.08.2022 г.

После доработки 17.01.2023 г.

Принята к публикации 31.01.2023 г.

Изучена возможность повышения износостойкости среднеуглеродистой стали с помощью катодно-электролитно-плазменного бороазотирования в водном электролите борной кислоты и хлорида аммония. Исследовано влияние процессов диффузии, высокотемпературного окисления и эрозии на морфологию и шероховатость поверхности, состав и структуру диффузионных слоев. Рассчитаны коэффициенты диффузии бора и азота. Установлено влияние диффузионных процессов в поверхностном слое стали на ее упрочнение при закалке, вызванное образованием азотистого мартенсита и боридов в зоне диффузии бора и азота на глубине до 100 мкм и увеличением концентрации углерода на глубине от 150 до 500 мкм за счет обезуглероживания поверхности. Установлен механизм изнашивания бороазотированной стали, соответствующий усталостному износу при граничном трении и пластическом контакте. Показана возможность повышения износостойкости в 3.5 раза и микротвердости диффузионного слоя до 1050 HV после катодного бороазотирования при 850°C в течение 30 мин.

Ключевые слова: электролитно-плазменная обработка, бороазотирование, сталь, микротвердость, шероховатость, износостойкость

DOI: 10.31857/S004418562370047X, EDN: YRFXWL

ВВЕДЕНИЕ

Повышение износостойкости различных материалов, деталей, узлов механизмов является актуальной задачей материаловедения и смежных отраслей наук. Альтернативой разработки и применения новых материалов является модифицирование поверхности металлических изделий с целью повышения различных эксплуатационных характеристик под технические и технологические задачи. Одним из методов поверхностного модифицирования металлов и сплавов является электролитно-плазменная обработка [1]. Существуют различные разновидности данной технологии, направленные на получение защитных керамикопоподобных покрытий методом плазменно-электролитического оксидирования [2–4], полирование поверхности или удаление поверхностных слоев методом электролитно-плазменного полирования [5], а также модифицирование поверхностных слоев электролитно-плазменным диффузионным насыщением [6], которое нашло широкое применение для обработки стальных изделий.

Лежащий в основе электролитно-плазменной обработки электрохимический процесс позволяет классифицировать данную технологию на катодный и анодный варианты в зависимости от полярности обрабатываемого изделия. В зависимости от насыщающих компонентов электролитно-плазменное диффузионное насыщение принято классифицировать на азотирование, цементацию, борирование и их различные комбинации. Если для обработки малоуглеродистых сталей применяется насыщение поверхности углеродом (цементация), в том числе с добавлением азота и/или бора (нитроцементация, бороцементация, боронитроцементация), то для повышения эксплуатационных характеристик средне- и высокоуглеродистых сталей насыщать поверхность углеродом не имеет особого смысла и проводится борирование или азотирование.

Анализ работ показал возможность повышения износостойкости среднеуглеродистых сталей как катодным, так и анодным вариантами азотирования и борирования. Катодное азотирование среднеуглеродистой стали S0050A в растворе кар-

бамида приводит к некоторому увеличению коэффициента сухого трения от 0.37 до 0.4 [7]. При трении шариком из карбида вольфрама со смазкой коэффициент трения также растет от 0.109 до 0.125, вероятно, из-за повышения шероховатости поверхности. Тем не менее, повышение поверхностной твердости обеспечивает уменьшение объемного износа при сухом трении примерно в 3 раза. Анодное азотирование стали 45 в растворе аммиака и хлорида аммония позволяет снизить коэффициент трения со смазкой по закаленной до 50 HRC стали с 0.17 до 0.12 и интенсивность изнашивания в 9.5 раза при снижении шероховатости поверхности и повышении твердости поверхностного слоя [8]. Катодное борирование стали H13 в растворе, содержащем буру и гидроксид натрия, способствует повышению износостойкости в 12 раз при испытаниях на абразивный износ по схеме “палец-по-диск” с контртелом из карбида кремния [9]. Анодное борирование в этом же растворе стали 45 в условиях сухого торцевого трения с контртелом из стали 45, закаленной до твердости HRC 45–50, позволяет повысить износостойкость в 7.2 раза при снижении коэффициента трения от 0.26 до 0.16 [10]. Образование боридов и мартенсита закалки после анодного борирования стали 45 в водном растворе борной кислоты и хлорида аммония приводит к повышению износостойкости в 16 раз при сухом трении по диску из закаленной до 50 HRC стали 45 и в 2 раза при трении со смазкой за счет значительного увеличения твердости и снижения шероховатости поверхности [11].

В данной работе предложена возможность совмещения диффузионного насыщения азота и бора при катодной электролитно-плазменной обработке. За основу был взят электролит для анодного борирования стали 45, при обработке в котором следов азота в поверхностном слое не было обнаружено [11]. При использовании катодным способом предполагается участие катионов аммония в насыщении парогазовой оболочки вокруг образца-катода с последующей хемосорбцией на поверхности и диффузией в сталь. Планируется изучение кинетики диффузии бора и азота в структуру стали, влияния продолжительности бороазотирования на изменение твердости поверхностного слоя, морфологию и шероховатость поверхности, а также влияния этих изменений на характеристики трения и износа.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Катодному электролитно-плазменному бороазотированию КЭПБА подвергались цилиндрические образцы из стали 45 диаметром 10 и длиной 15 мм после их зачистки наждачной бумагой до Ra , равной 1.0 ± 0.1 мкм, и промывания уксусом в ультразвуковой ванне. Обработка осу-

ществлялась в цилиндрическом электролизере (рис. 1). Образец подключался к отрицательному полюсу источника постоянного тока, а рабочая камера к положительному. В электролизере электролит подавался по замкнутому контуру снизу через патрубок, продольно обтекая образец, и далее переливался в поддон, откуда подавался насосом в теплообменник со скоростью 2.5 л/мин, контролируемой ротаметром РМФ-0.16 ЖУЗ с точностью 2.5%. Температура электролита измерялась термпарой, помещенной на дне электролизера, и поддерживалась равной $30 \pm 2^\circ\text{C}$. Для диффузионного насыщения стали бором и азотом использовался электролит на основе водного раствора борной кислоты (3%) и хлорида аммония (10%) (здесь и далее будут указаны массовые проценты, если это не оговорено). КЭПБА проводили при температуре 850°C , что соответствовало напряжению 76 В, при варьировании продолжительности насыщения от 5 до 30 мин. После КЭПБА образцы подвергались закалке в электролите отключением напряжения. Напряжение измерялось и контролировалось вольтметром DP6-DV. Температура образцов измерялась термпарой MY-K2 с мультиметром APPA109N (точность 3% в интервале температур $400\text{--}1000^\circ\text{C}$). Термopapa помещалась в отверстие образца на расстоянии 2 мм от торца.

Морфология поверхности, дорожки трения и структура модифицированного поверхностного слоя исследовались с помощью сканирующей электронной микроскопии SEM с использованием двулучевой системы Quanta 3D 200i с приставкой для полуколичественного энергодисперсионного элементного анализа EDX с кремниевым дрейфовым детектором Apollo X. Микротвердость образцов измерялась на микротвердомере Falcon 503 при нагрузке 50 г. Шероховатость поверхности исследовалась на приборе TR200. Изменение массы образцов определялось на электронных аналитических весах CitizonCY224C с точностью ± 0.0001 г после промывания образцов дистиллированной водой для удаления следов солей.

Трибологические испытания проводились при сухом трении боковой поверхности образца по диску из стали ХВГ на пути трения 1 км при варьировании нагрузки и линейной скорости скольжения. Измерение температуры трения непосредственно на выходе из зоны контакта с помощью цифрового инфракрасного термометра MLX90614.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Морфология и шероховатость поверхности

По данным SEM анализа поверхностного слоя стали 45 после КЭПБА происходит образование

оксидного и диффузионного слоев (рис. 2). Формирование оксидного слоя связано с протеканием высокотемпературного окисления стальной поверхности, характерного для процессов электролитно-плазменной обработки в водных электролитах [6]. Морфология оксидного слоя определяется действием одновременно протекающих процессов – высокотемпературного окисления и эрозии под действием электрических разрядов, характерных для катодных процессов [12]. Согласно данным профилометрических измерений с увеличением продолжительности обработки наблюдается рост шероховатости поверхности при линейном уменьшении массы образцов (табл. 1), что свидетельствует о разрушении образующегося оксидного слоя разрядами и развитии рельефности поверхности, фиксируемой на SEM изображении поверхности образца после обработки (рис. 3).

Состав диффузионного слоя и кинетика диффузионного насыщения

Диффузионный слой образуется в результате совместного насыщения поверхности стали бором и азотом, входящих в состав электролита. Результаты диффузии отражены в распределении концентрации диффузантов по профилю поверхности (рис. 4). Показан рост концентрации и глубины диффузии бора и азота с увеличением продолжительности КЭПБА, что соответствует классической теории химико-термической обработки. Стоит отметить, что идентификация бора происходит только после 10 мин насыщения, а на глубине более 4 мкм он обнаружен только после 30 мин обработки. Содержание углерода в поверхностном слое отражает процесс обезуглероживания поверхности и диффузии углерода вглубь материала. По данным EDX анализа рассчитаны коэффициенты диффузии бора и азота с использованием следующей математической модели.

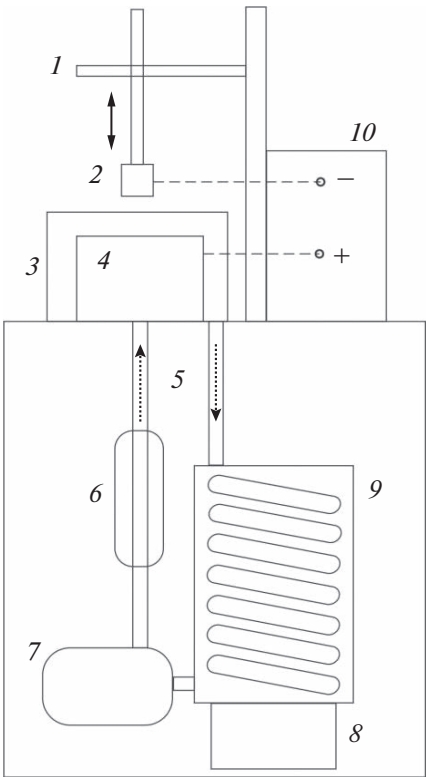


Рис. 1. Схема электролизера для реализации катодной электролитно-плазменной обработки: 1 – держатель-подъемник образца, 2 – образец, 3 – внешний корпус электролизера, 4 – внутренний контур электролизера, 5 – электролит, 6 – ротаметр, 7 – насос, 8 – нагревательный/охлаждающий элемент, 9 – теплообменник, 10 – источник питания.

Решается дифференциальное уравнение диффузии в полубесконечном теле:

$$\frac{\partial C(x, \tau)}{\partial \tau} = D \frac{\partial^2 C(x, \tau)}{\partial x^2}, \tag{1}$$

где C – концентрация диффундирующего элемента, %; x – горизонтальная координата, м; τ – время, с; D – коэффициент диффузии, м²/с. При следующих краевых условиях:

$$C(x, 0) = C^0, \quad C(0, \tau) = C^S, \quad C(\infty, \tau) = C^0, \tag{2}$$

Таблица 1. Значения убыли массы при обработке Δm , шероховатости поверхности Ra , среднего коэффициента трения μ за последние 100 м пути и убыли массы при трении Δm_{fr} образцов до и после КЭПБА различной продолжительности t . Трибологические испытания проведены при нормальной нагрузке 10 Н и скорости скольжения образца по контртелу 1.555 м/с

t , мин	Δm , мг	Ra , мкм	μ	Δm_{fr} , мг
До КЭПБА	—	1.00 ± 0.10	0.615 ± 0.006	15.9 ± 0.6
5	85 ± 5	1.34 ± 0.12	0.689 ± 0.017	12.6 ± 0.2
10	162 ± 10	1.46 ± 0.13	0.706 ± 0.018	10.9 ± 0.2
20	325 ± 12	1.48 ± 0.13	0.661 ± 0.013	6.9 ± 0.1
30	507 ± 16	1.68 ± 0.15	0.588 ± 0.013	4.6 ± 0.1

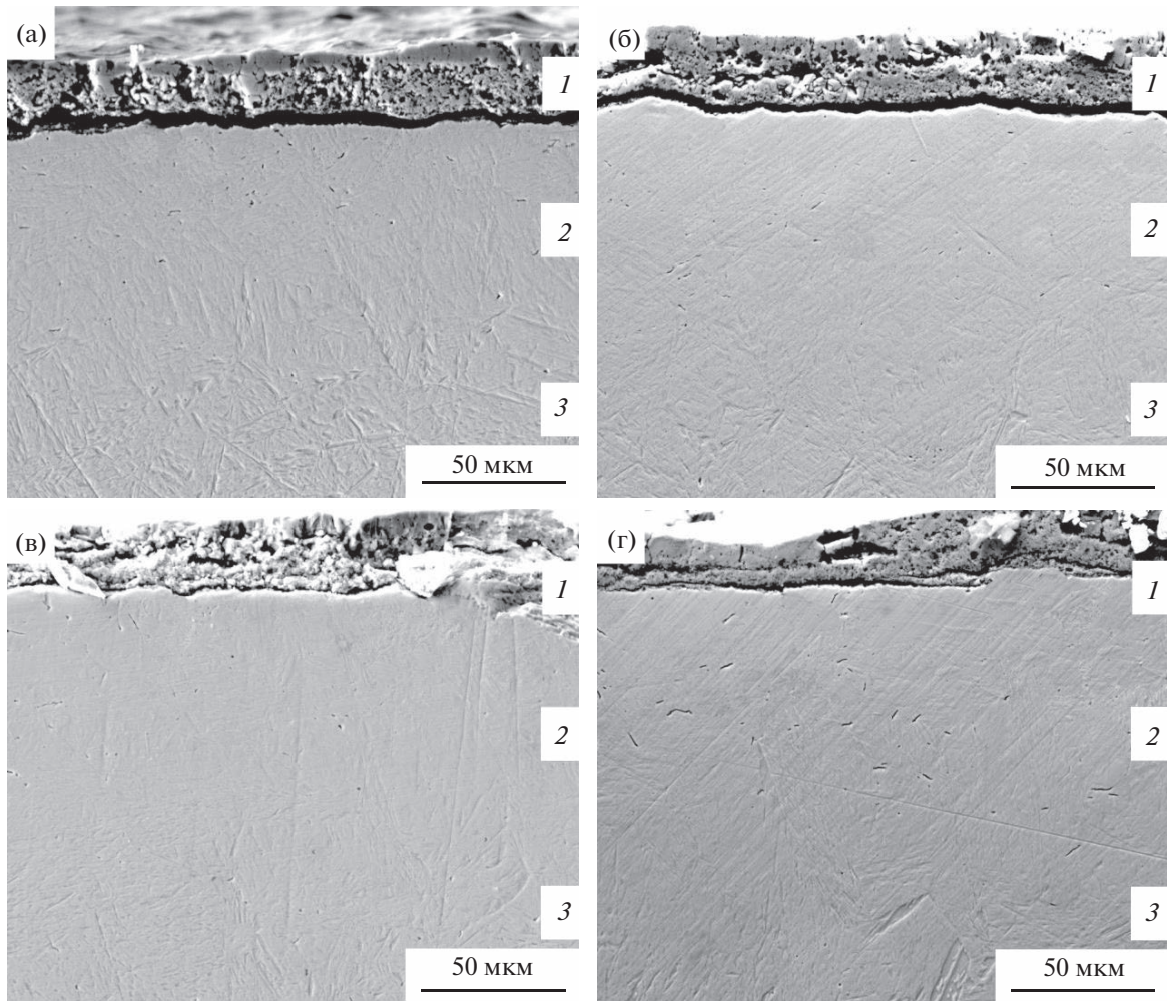


Рис. 2. SEM изображение поперечного сечения поверхностного слоя образцов из стали 45 после КЭПА различной продолжительности: (а) 5 мин, (б) 10 мин, (в) 20 мин, (г) 30 мин. 1 – оксидный слой; 2 – диффузионный слой; 3 – исходная структура.

где C^0 – начальная концентрация диффузанта в материале образца, %; C^S – концентрация диффузанта на поверхности образца, %.

Решение уравнения (1) при обозначенных условиях известно:

$$C(x, \tau) = C^S - (C^S - C^0) \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D_j\tau}}. \quad (3)$$

Для определения коэффициентов диффузии D_j бора и азота применяется метод наименьших квадратов.

Коэффициенты D_j подбираются таким образом, чтобы обеспечить наименьшее значение сумме квадратов отклонений теоретических значений концентраций по уравнению (1) от ее экспериментальных значений. То есть, требуется выполнение условия:

$$F(D_j) = \sum_{i=1}^n \left[C_i^S - (C_i^S - C_i^0) \operatorname{erf} \left(\frac{x_i}{2\sqrt{D_j\tau}} \right) - C_i(x, \tau) \right]^2 = \min. \quad (4)$$

Для определения минимального значения функционала $F(D_j)$ необходимо приравнять его частную производную по переменной D_j к нулю.

В результате получим:

$$\begin{aligned} \frac{\partial F(D_j)}{\partial D_j} = & 2 \sum_{i=1}^n \left[C_i^S - (C_i^S - C_i^0) \operatorname{erf} \left(\frac{x_i}{2\sqrt{D_j\tau}} \right) - C_i(x, \tau) \right] \times \\ & \times \exp \left(-\frac{x_i^2}{4D_j\tau} \right) (C_i^S - C_i^0) \frac{x_i}{2\sqrt{D_j^3\tau}}. \end{aligned} \quad (5)$$

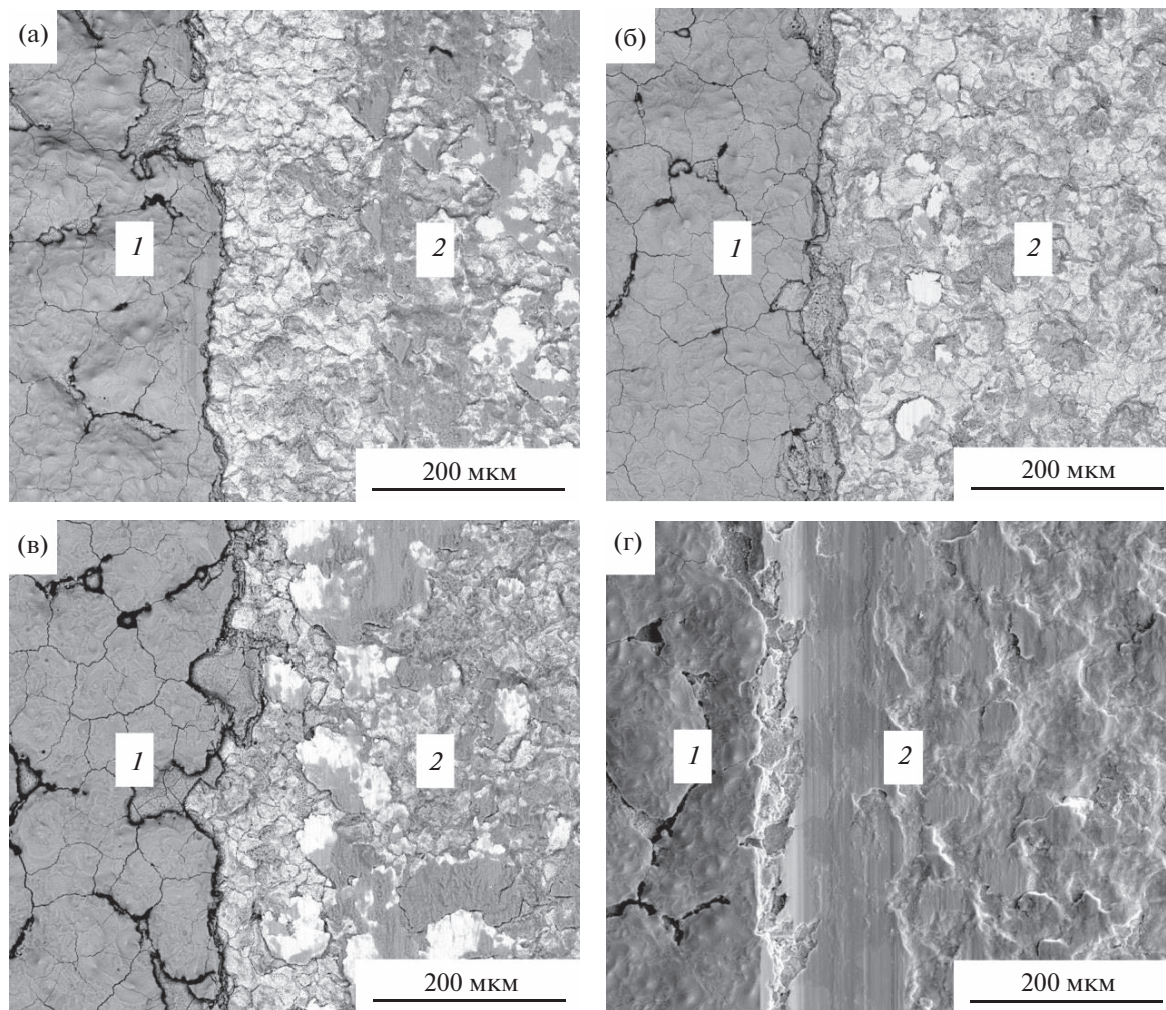


Рис. 3. SEM изображение морфологии поверхности (1) и дорожки трения, полученной при трибологических испытаниях при нормальной нагрузке 10 Н и скорости скольжения 1.555 м/с (2), образцов из стали 45 после КЭПБА различной продолжительности: (а) 5 мин, (б) 10 мин, (в) 20 мин, (г) 30 мин.

Отсюда получим уравнение для определения коэффициентов D_j для всех диффузантов:

$$\sum_{i=1}^n (C_i^S - C_i(x, \tau)) x_i \exp\left(-\frac{x_i^2}{4D_j\tau}\right) - (C_i^S - C_i^0) \sum_{i=1}^n x_i \exp\left(-\frac{x_i^2}{4D_j\tau}\right) \operatorname{erf}\left(\frac{x_i}{2\sqrt{D_j\tau}}\right) = 0. \quad (6)$$

На основе графического решения данного уравнения получены коэффициенты диффузии бора и азота в сталь 45 при КЭПБА в водном растворе борной кислоты (3%) и хлорида аммония (10%) при температуре 850°C, равные соответственно 0.096 ± 0.002 и 1.026 ± 0.021 мкм²/с.

Микротвердость диффузионного слоя

В результате закалки после диффузионного насыщения происходит увеличение микротвер-

дости, распределение которой в поверхностном слое коррелирует с протеканием диффузионных процессов (рис. 5). При этом после КЭПБА значение микротвердости превышает данный показатель, полученный на аналогичном образце после нагрева до 850°C и закалки со сквозным прокаливанием без диффузионного насыщения (объемная закалка). Такие результаты свидетельствуют о влиянии диффузантов бора и азота на глубине до 100 мкм на упрочнение обезуглероженной поверхности, что связано с образованием азотистого мартенсита и дисперсно распределенных боридов и нитридов, которые образуются при данных температурах диффузионного насыщения [6]. На большей глубине увеличение микротвердости происходит за счет диффузии углерода от поверхности вглубь образца. Максимальное значение микротвердости в 1050 HV и толщины упрочненного слоя порядка 500 мкм достигаются при КЭПБА в течение 20 и 30 мин. Об-

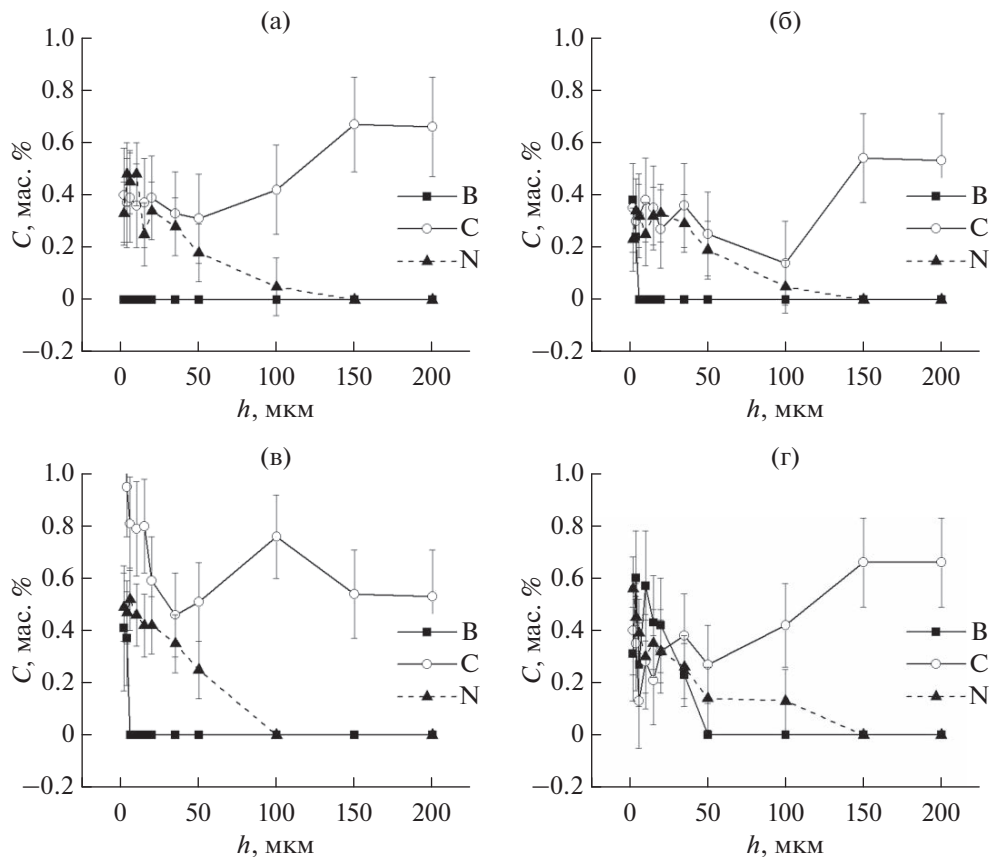


Рис. 4. Распределение концентрации бора, углерода и азота в поверхностном слое образцов из стали 45 после КЭПБА различной продолжительности: (а) 5 мин, (б) 10 мин, (в) 20 мин, (г) 30 мин.

работка длительностью 5 и 10 мин приводит к формированию упроченного слоя, толщиной не более 150 мкм. Наибольшие значения микротвердости при этом не превышают 980 НВ.

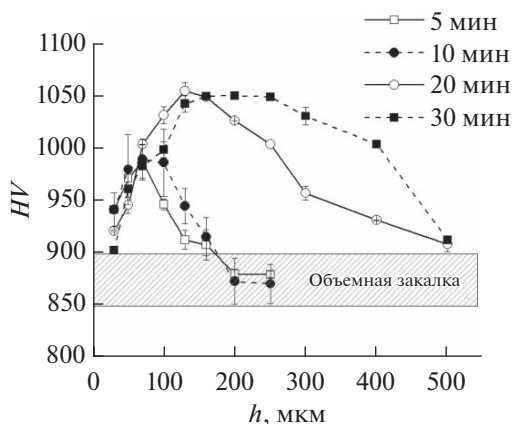


Рис. 5. Распределение микротвердости в поверхностном слое образцов из стали 45 после КЭПБА различной продолжительности.

Трение и износ

Трибологическое поведение бoroазотированной стали коррелирует со структурными изменениями в поверхностном слое (табл. 1). С увеличением продолжительности обработки и, соответственно, толщины и микротвердости упроченного диффузионного слоя, износостойкость поверхности повышается, превышая после 30 мин КЭПБА в 3.5 раза износостойкость необработанной стали. Коэффициент трения снижается с увеличением продолжительности обработки, но становится ниже значения данного показателя для необработанного образца только после 30 мин КЭПБА. Изменение коэффициента трения показывает обратную зависимость от шероховатости — с ростом шероховатости коэффициент трения снижается. Можно полагать, что в случае катодной обработки высокая рельефность поверхности сокращает площадь контакта материала с контртелом и снижает коэффициент трения. Это можно объяснить тем, что рельефность поверхности при катодной обработке создается эрозией поверхности, включая самого сплава, а не только оксидного слоя.

Анализ поверхности дорожек трения после КЭПБА указывает на отсутствие следов абразив-

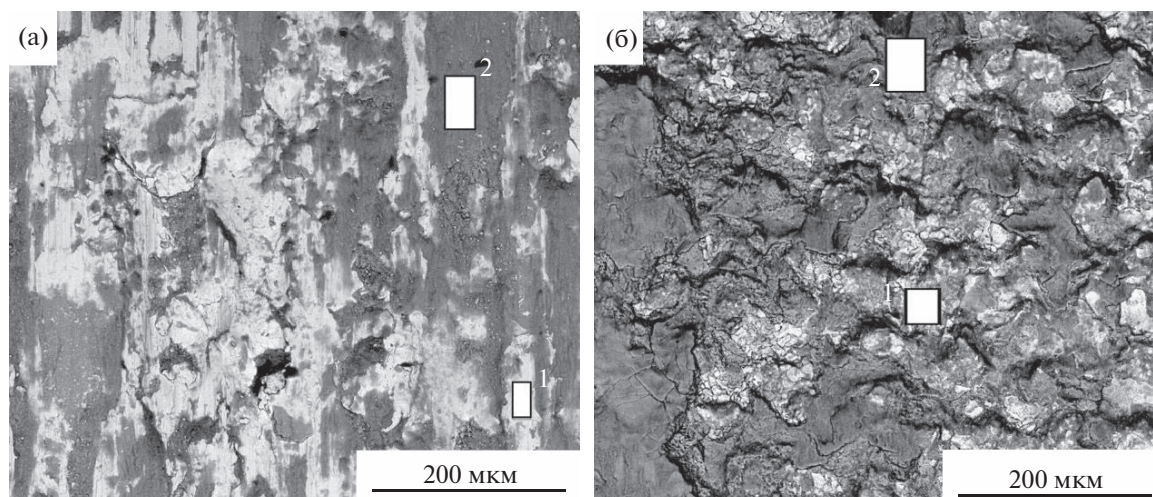


Рис. 6. Области сканирования EDX анализа дорожек трения образцов из стали 45 до обработки (а) и после КЭПБА в течение 30 мин, полученных при трибологических испытаниях при нормальной нагрузке 10 Н и скорости скольжения 1.555 м/с.

ного и адгезионного изнашивания, что подтверждает хорошие антифрикционные свойства модифицированной стали (рис. 3). В то время как на дорожке трения необработанного образца видны участки адгезионного разрушения (рис. 6а). EDX анализ дорожек трения показывает повышенное содержание химических элементов на поверхности, входящих в состав контртела (рис. 6, табл. 2). При этом их содержание на обработанном образце выше, чем на необработанном, что свидетельствует о большей износостойкости поверхности стали после КЭПБА.

Установлено, что механизмом изнашивания модифицированных образцов является усталост-

ный износ при граничном трении и пластическом контакте.

При ненасыщенном пластическом контакте сила внешнего трения численно равна сопротивлению, возникающему при пропахивании материала поверхности менее жесткого элемента пары трения внедрившимися неровностями, и сопротивлению, возникающими в результате межмолекулярных взаимодействий в зонах фактического контакта. При пластических деформациях в зонах контакта молекулярная составляющая коэффициента трения не зависит от сближения между поверхностями твердых тел. Деформационная составляющая коэффициента трения с увеличением сближения возрастает. Поэтому общий

Таблица 2. Элементный состав (мас. %) областей сканирования дорожек трения на образцах из стали 45, представленных на рис. 6

Химический элемент	До КЭПБА		После КЭБА в течение 30 мин	
	область сканирования			
	1	2 (оксидная пленка)	1	2 (оксидная пленка)
B	—	—	0.45 ± 0.24	—
C	1.35 ± 0.15	1.45 ± 0.14	0.68 ± 0.15	1.23 ± 0.18
N	—	—	0.18 ± 0.11	—
O	8.70 ± 0.19	36.34 ± 0.33	11.97 ± 0.16	26.27 ± 0.23
Si	0.35 ± 0.06	0.70 ± 0.05	0.77 ± 0.06	0.97 ± 0.07
Cr	0.08 ± 0.04	0.36 ± 0.04	0.27 ± 0.04	0.35 ± 0.04
Mn	0.52 ± 0.06	0.30 ± 0.05	0.58 ± 0.06	0.46 ± 0.06
Ni	0.19 ± 0.07	0.05 ± 0.06	0.45 ± 0.08	0.27 ± 0.07
Cu	0.05 ± 0.09	—	0.61 ± 0.09	0.38 ± 0.08
Fe	До 100	До 100	До 100	До 100

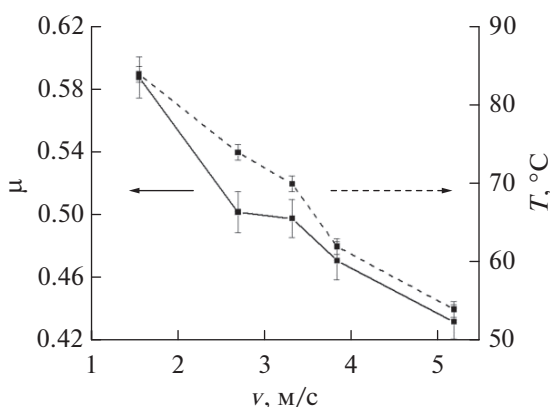


Рис. 7. Зависимость усредненных значений коэффициента трения и температуры на выходе из зоны фрикционного контакта за последние 100 м пути трения от скорости скольжения образцов из стали 45 после КЭПБА в течение 30 мин при нормальной нагрузке 10 Н.

коэффициент трения с увеличением внедрения при пластических деформациях в зонах контакта возрастает.

Скорость скольжения образца по контртелу определяет температуру в зоне фрикционного контакта. Пластическая деформация в зоне фрикционного контакта при комнатной температуре активизирует окисление поверхностей, что визуально наблюдается на SEM изображениях дорожек трения и подтверждается данными EDX анализа (рис. 6, табл. 2).

Увеличение температуры в зоне фрикционного контакта приводит к изменению как молекулярной, так и деформационной составляющих коэффициента трения согласно молекулярно-кинетической теории изнашивания. Молекулярная составляющая коэффициента трения определяется как средними нормальными напряжениями на трибологическом контакте, так и силой сопротивления относительно скольжению или касательными напряжениями на границе образец–контртело. Повышение температуры в зоне фрикционного контакта приводит к уменьшению касательных напряжений, обусловленных вязкостью третьего тела. Таким образом, увеличение температуры в зоне фрикционного контакта понижает молекулярную составляющую коэффициента трения. Деформационная составляющая коэффициента трения зависит от величины относительно внедрения (отношения глубины внедрения неровности к радиусу ее закругления). Чем больше относительное внедрение, тем выше значение деформационной компоненты. Зависимость общего коэффициента трения от температуры обусловлена суммарным эффектом изменения молекулярной и механической составляющих. В слу-

чае пластического контакта более существенную роль оказывает деформационная компонента.

Повышение скорости скольжения приводит к снижению коэффициента трения, так как пластическая деформация локализуется в меньшем приповерхностном объеме (рис. 7). Увеличение скорости скольжения образца по контртелу обеспечивает снижение относительного внедрения поверхностей, в пластическую деформацию втягивается меньший объем образца, поэтому тепловыделение снижается, и температура трибоконтакта падает. Убыль относительного внедрения понижает значения деформационной компоненты коэффициента трения, а, следовательно, и суммарный коэффициент трения.

Рост нагрузки существенно увеличивает отношение внедрения к радиусу единичного выступа на шероховатых поверхностях пары трения. Следовательно, возрастание нагрузки приводит к увеличению поверхностных объемов образца, которые оказываются втянутыми в пластическую деформацию, поэтому количество тепла, выделяющегося при трении, растет, и температура фрикционного контакта также растет (рис. 8). Молекулярная составляющая коэффициента трения в условиях реализации пластических деформаций в трибоконтакте не зависит от прикладываемой нагрузки. Давление на пятнах фактического контакта превышает предел текучести материала, поэтому давление на пятне фактического контакта берется равным твердости более мягкого материала и в дальнейшем оно не зависит от нагрузки, отсюда молекулярная составляющая будет постоянной. Деформационная составляющая растет с увеличением нагрузки, так как она зависит от глубины относительного внедрения выступов, которое увеличивается с повышением нагрузки, и суммарный коэффициент трения также возрастает (рис. 8).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показана возможность диффузионного насыщения поверхности среднеуглеродистой стали бором и азотом с помощью катодного электролитно-плазменного бороазотирования в водном электролите на основе борной кислоты (3%) и хлорида аммония (10%) с образованием износостойких упрочненных поверхностных слоев.

2. Изучена кинетика диффузионных процессов, показывающая характерное для химико-термической обработки распределение диффузантов в поверхностном слое. Концентрация бора и азота достигает до 0.57 и 0.56 мас. %, а глубина проникновения до 35 и 100 мкм, соответственно, после КЭПБА при 850°C в течение 30 мин. На основе данных EDX анализа произведен расчет коэффици-

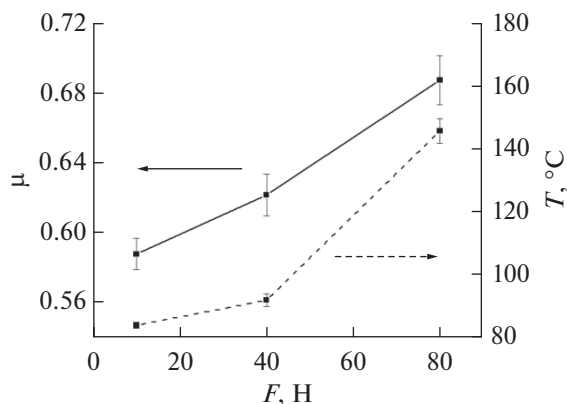


Рис. 8. Зависимость усредненных значений коэффициента трения и температуры на выходе из зоны фрикционного контакта за последние 100 м пути трения от приложенной нормальной нагрузки при скорости скольжения образцов из стали 45 после КЭПБА в течение 30 мин, равной 1.555 м/с.

ентов диффузии, соответствующих $0.096 \pm 0.002 \text{ мкм}^2/\text{с}$ для бора и $1.026 \pm 0.02 \text{ мкм}^2/\text{с}$ для азота.

3. Выявлено, что последующая после КЭПБА закалка в электролите от температуры насыщения приводит к упрочнению поверхностного слоя на глубину до 500 мкм и повышению микротвердости до 1050 HV. Упрочнение происходит за счет образования азотистого мартенсита и дисперсно распределенных боридов в зоне диффузии бора и азота при обезуглероживании поверхностной зоны и, как результат последнего процесса, увеличения концентрации углерода на глубине 150–500 мкм.

4. Показано влияние процессов высокотемпературного окисления и эрозии на формировании морфологии и шероховатости поверхности. Образующийся при обработке в водных электролитах оксидный слой подвергается частичному разрушению, что приводит к развитию рельефности и повышению шероховатости, которая растет с увеличением продолжительности обработки.

5. Трибологические испытания выявили положительное влияние бороазотирования стальной поверхности на повышение износостойкости. Показано, что с увеличением продолжительности обработки происходит снижение коэффициента трения и массового износа. После КЭПБА в течение 30 мин износостойкость повышается в 3.5 раза по сравнению с необработанной сталью. Установлено, что механизмом изнашивания бороазотированных образцов является усталостный износ при граничном трении и пластическом контакте.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A. et al. // Surface and Coatings Technology. 1999. V. 122. P. 73.
2. Aliofkhazraei M., Macdonald D.D., Matykina E. et al. // Applied Surface Science Advances. 2021. V. 5. P. 100121.
3. Jin S., Ma X., Wu R. et al. // Applied Surface Science Advances. 2022. V. 8. P. 100219.
4. Bogdashkina N.L., Gerasimov M.V., Zalavutdinov R.K. et al. // Surface Engineering and Applied Electrochemistry. 2018. V. 54. P. 331.
5. Belkin P.N., Kusmanov S.A., Parfenov E.V. // Applied Surface Science Advances. 2020. V. 1. P. 100016.
6. Belkin P.N., Yerokhin A.L., Kusmanov S.A. // Surface and Coatings Technology. 2016. V. 307. P. 1194.
7. Nie X., Wang L., Yao Z.C. et al. // Surface and Coatings Technology. 2005. V. 200. P. 1745.
8. Смирнов А.А., Силкин С.А., Белкин П.Н. и др. // Известия высших учебных заведений. Серия: Химия и химическая технология. 2017. Т. 60. Вып. 1. С. 81.
9. Taheri P., Dehghanian Ch., Aliofkhazraei M. et al. // Plasma Processes and Polymers. 2007. V. 4. P. 711.
10. Kuzenkov S.E., Saushkin B.P. // Surface Engineering and Applied Electrochemistry. 1996. V. 6. P. 10.
11. Kusmanov S.A., Tambovskiy I.V., Sevostyanova V.S. // Surface and Coatings Technology. 2016. V. 291. P. 334.
12. Kusmanov S.A., Tambovskii I.V., Korableva S.S. // Surface Engineering and Applied Electrochemistry. 2022. V. 58. P. 323.