

Исследование процесса электролизного борирования стальных деталей

В. Н. Буйлов, *И. В. Люляков

ФГБОУ ВО «Саратовский государственный аграрный университет им. Н.И. Вавилова»,
Театральная пл., 1, г. Саратов, 410012, Россия, *e-mail: Lyulyakoff@mail.ru

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния режимов электролизного борирования и марки стали упрочняемой детали на распределение бора и углерода по толщине диффузионного слоя. Проведены исследования структуры, фазового состава, концентрации бора и углерода по толщине упрочненного слоя и основных служебных свойств боридного покрытия. Выявлено оптимальное значение начальной концентрации углерода и определены оптимальные технологические режимы процесса упрочнения, позволяющие получить поверхности с минимальной скоростью изнашивания в абразивной среде.

Ключевые слова: электролизное борирование, абразивное изнашивание, упрочнение, поверхность, режим, концентрация, фаза.

УДК 621.793;621.785

ВВЕДЕНИЕ

Борирование – один из эффективных методов повышения износостойкости стальных деталей. Известны следующие методы диффузионного насыщения: в порошках, газовых средах, в расплавах солей и электролитов [1–3]. Каждый из них имеет свои достоинства и недостатки. При сравнительной оценке существующих методов борирования, учитывая их технологические достоинства и недостатки, производительность (скорость насыщения) и стоимость (экономическую эффективность), наиболее предпочтительным остается метод электролизного борирования. По сравнению с твердым борированием в порошках электролизное не требует специальных подготовительных работ и приготовления порошковых смесей. Процесс ведется при температуре на 50–100°C ниже, что влияет на стойкость термического оборудования и свойства борированной стали. Продолжительность процесса, обеспечивающего получение борированного слоя одной и той же глубины, меньше, чем при твердом борировании. В отличие от газового электролизное борирование не сопряжено с применением токсичных и взрывоопасных газовых смесей и не заставляет соблюдать особые меры противопожарной безопасности, а по сравнению с жидкостным является стабильным процессом, не требует частой корректировки расплава и за небольшой промежуток времени обеспечивает получение упрочненного слоя, обладающего высокой твердостью, плотностью и износостойкостью.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Длительность эксплуатации борированных деталей, подвергающихся абразивному изнаши-

ванию, определяется структурой и составом упрочненного слоя, которые в свою очередь зависят от диффузионных процессов, протекающих в системе «насыщающая среда – поверхность детали – металл основы детали». Минимальную скорость изнашивания в абразивной среде имеют слои, поверхность трения которых представляет собой матрицу из диборида (Fe_2B), содержащего 10–30% включений моноборида (FeB). При этом толщина упрочненного слоя должна находиться в пределах 0,12–0,3 мм. Скорость изнашивания однофазных слоев, состоящих из борида Fe_2B , на 40–50% больше [4].

Известно, что на проникновение бора в глубь детали и формирование нужного соотношения фаз оказывает влияние углерод, содержащийся в стальной детали. При увеличении содержания углерода в стали происходит существенное уменьшение боридной зоны слоя и его структуры [5]. Наиболее сильно толщина боридного слоя уменьшается при изменении содержания углерода от 0,04 до 0,4–0,5% [6]. Дальнейшее увеличение содержания углерода приводит к незначительному уменьшению боридного слоя.

Следовательно, при электролизном борировании состав и структура упрочненного слоя непосредственно будут зависеть от плотности тока, температуры и состава насыщающей среды, длительности обработки и химического состава материала основы.

Взаимодействие поверхности изделия с окружающей насыщающей средой происходит в результате двух совместно действующих процессов [7]:

1) перехода атомов бора из окружающей среды на поверхность изделия; при этом содержание бора повышается до равновесной концентрации;

2) диффузии атомов бора в глубь металла, которая обеспечивает образование диффузионного слоя и понижает концентрацию элемента на поверхности.

Первый процесс происходит на границе «насыщающая среда – металл», причем активные атомы бора поглощаются металлической поверхностью. Указанный процесс можно представить как внедрение на вакантные места решетки металла (имеющиеся в большом количестве на поверхности) атомов бора или как электрохимическую реакцию между атомами металла и бора. Вследствие высокой температуры процесса (1193 К) и разряжающихся на поверхности дислокаций, плотность которых составляет $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$, количество вакансий в тонком поверхностном слое доходит до $\sim 2,5 \cdot 10^{18} \text{ атомов/см}^3$ [8]. В первом случае на поверхности образуется твердый раствор, во втором – химическое соединение.

Второй процесс состоит в проникновении адсорбированных атомов бора в глубь металла. Данный процесс возможен при высокой температуре, обеспечивающей тепловую энергию атомов (до 300 кДж/моль) [9]. Диффузия обусловлена стремлением к выравниванию концентрации, так как равномерное распределение соответствует состоянию с минимумом свободной энергии.

Цель работы – определение оптимальных параметров электролизного борирования стальных деталей (состава насыщающей среды, выбора марки стали упрочняемой детали, плотности тока, температуры и продолжительности процесса упрочнения) для получения упрочненного слоя толщиной 0,12–0,3 мм, представляющего собой матрицу из диборида Fe_2B , содержащего 10–30% включений моноборида FeB и обладающего повышенной абразивной износостойкостью.

Программа экспериментальных исследований включает в себя лабораторные методы с целью проверки теоретических предпосылок и обоснования режимных параметров упрочнения стальных образцов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В процессе электролизного борирования образцы, изготовленные из сталей марок Ст3 (ГОСТ 380-94), 20, 30, 45 (ГОСТ 1050-88), помещали в ванну с расплавом шлака, который используется в качестве теплоносителя при восстановлении деталей наплавкой металлических порошков (см. таблицу), где выдерживали в течение 1,5–2,5 ч при температуре 850–950°C и плотности тока 0,1–0,3 А/см².

Поташ вводится в расплав с целью предотвращения обезуглероживания и защиты поверхности детали от кислорода [10]. Фторцирконат калия улучшает смачивание поверхности металла, предотвращает окисление, уменьшает адгезию шлаковой пленки, образует легкоплавкую эвтектику, делает расплав жидкоподвижным, снижает поверхностное натяжение, уменьшает вязкость, улучшает отделимость шлаковой корки. Шлак при охлаждении ниже температуры начала окисления самопроизвольно удаляется с обрабатываемой детали. Это обеспечивается разностью коэффициентов термического расширения стали и шлака. Из-за возникновения напряжения сжатия пленка самопроизвольно осыпается. Введение в состав до 7% Na_2SiO_3 повышает стабильность свойств шлака в процессе эксплуатации (способствует образованию на поверхности стальной детали шлаковой пленки с устойчивой когезией, плотностью и малой кислородопроницаемостью, уменьшает обезуглероживание, растворяет окислы железа, препятствует насыщению ими расплава). При большем количестве метасиликата увеличивается вязкость расплава, снижается скорость нагрева.

Основными компонентами насыщающей среды являются бура и борный ангидрид [11]. Количество борного ангидрида до 18% в составе ванны уменьшает вязкость шлака, делает состав более легкоплавким и улучшает отделимость. Превышение указанного предела способствует снижению скорости нагрева из-за возрастающей вязкости (уменьшается конвекция), а оставшийся более толстый слой стекла на поверхности детали замедляет ее охлаждение в закалочной среде. Повышается также поверхностное натяжение.

Образцы для металлографических исследований вырезали вулканическими кругами при обильном охлаждении, исключая возникновение структурных превращений, из прямоугольных пластин ($30 \cdot 10^{-3} \times 20 \cdot 10^{-3} \times 4 \cdot 10^{-3} \text{ м}$), изготовленных из сталей марок Ст3 (ГОСТ 380-94), 20, 30, 45 (ГОСТ 1050-92), подвергнутых электролизному борированию. Плоскость микрошлифов отстояла от плоскости срезов не менее чем на $3 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, лишний металл снимали на наждачном круге. Вначале шлифы изучали в нетравленном виде на предмет наличия макродефектов. Затем темплеты подвергались тонкой шлифовке на водостойкой абразивной бумаге № 2 и № 1, ГОСТ 13344-89, грубой и тонкой алмазной полировке. Для выявления микроструктуры металла основы и боридного слоя использовалось химическое травление раствором, состоящим из $3 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$ азотной кислоты и

Состав ванны для электролизного борирования [10]

Составляющие	Na ₂ B ₄ O ₇	B ₂ O ₃	K ₂ CO ₃	Na ₂ SiO ₃	K ₂ ZrF ₆
Концентрация, % к массе	55	16	17	7	5

10⁻⁴ м³ этилового спирта (C₂H₅OH) в течение 15–20 с. После этого шлифы промывали и сушили на воздухе. Подготовленные таким образом образцы исследовали на микротвердомере ПМТ-3, ГОСТ 23677-88 (наносили уколы при нагрузке 0,981 Н в виде дорожек) и металлографическом микроскопе МИМ-8М при 100- и 600-кратном увеличении.

Количественный фазовый анализ исследуемых стальных образцов, упрочненных электролизным борированием, осуществлялся рентгенографическим методом на дифрактометре ДРОН-3,0, ТУ 25-05.2420-79 в фильтрованном FeK α -излучении с фокусировкой по Брегг-Брентано [12]. Для определения оптимального режима работы ванны электролизного борирования стальных изделий был использован метод ротатбельного центрального композиционного планирования (ЦКП) эксперимента. При этом изучалось влияние условий насыщения и содержания углерода в стали на соотношение фаз FeB и Fe₂B в упрочненном слое.

Для определения концентраций бора и углерода по толщине упрочненного слоя проводились исследования образцов методом масс-спектрометрии вторичных ионов на установке, состоящей из масс-спектрометра МИ-1305 и универсальной приставки, включающей в себя ионную пушку и камеру мишени. Глубинные профили концентраций бора и углерода по толщине измерялись путем регистрации сигнала вторичных ионов исследуемого вещества как функции времени распыления (толщины анализируемого слоя). При этом принималось, что концентрация вещества пропорциональна интенсивности вторичных ионов [13].

Исследование хрупкости диффузионных слоев проводилось с помощью микротвердомера ПМТ-3. Оценка хрупкости материала осуществляли по числу и характеру трещин у отпечатка алмазной призмы, вдавливаемой при нагрузке 0,196, 0,49 и 0,98 Н в исследуемую поверхность, а также по темпу нарастания разрушения слоя с ростом нагрузки. По характеру трещин и сколов у отпечатка определяли показатель хрупкости [14].

Для сравнительной оценки износостойкости упрочненных поверхностей проводились испытания в условиях трения деталей в абразивной среде. Для изучения износа материалов в зависимости от абразивности почв испытания проводились на лабораторной установке. Абразивным материалом служил кварцевый песок марки

2K₁O₃025 по ГОСТ 2138-91 с размером частиц 0,25–0,3 мм и влажностью 0–2%, так как изнашивание в нем подчиняется тем же закономерностям, что и в натуральных почвах. Большинство почв в естественном состоянии содержит наибольшее количество песчинок такого размера (18–20%). Эталонные образцы были изготовлены из стали 65Г по ГОСТ 1050-92 (закалка при 810°C; отпуск при 450°C). Период испытаний на износ составил для одного образца 15 повторных опытов продолжительностью 4 мин (установлено на основании предварительных опытов). После 3–4 опытов абразивную массу меняли, так как острые грани отдельных абразивных частиц стирались, что вело к потере изнашивающей способности. Испытания повторялись для 3 экспериментальных и 3 эталонных образцов. Перед опытами образцы подвергали приработке в такой же абразивной среде, чтобы затем оценивать установившийся процесс изнашивания. Величина износа образцов определялась путем взвешивания их до и после испытаний.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Диффузионный слой, как показано на рис. 1, состоит из переплетающихся столбчатых кристаллов разного оттенка, более темные располагаются у самой поверхности. Исследования слоя показали, что поверхностная зона, имеющая более темный оттенок, представляет собой борид железа FeB, а зона, имеющая более светлый оттенок, – борид железа Fe₂B. Бориды обоих типов имеют столбчатое игольчатое строение. Между концами игл борида Fe₂B, вблизи границы с основным металлом (сердцевиной), находятся включения твердого раствора бора в α -железе.

Располагающаяся за боридным слоем α -фаза по травимости и строению отличается от боридов, а ее количество зависит от состава стали [15, 16].

Важным свойством боридных слоев является высокая поверхностная твердость. Она складывается из микротвердости структурных составляющих, характеризующей сопротивление кристаллической решетки упругопластической деформации при контактной сжатии, и, следовательно, весьма чувствительна к факторам, связанным с энергией решетки. Высокая микротвердость борированного слоя, и главным образом поверхностной зоны, связана с количеством образовав-

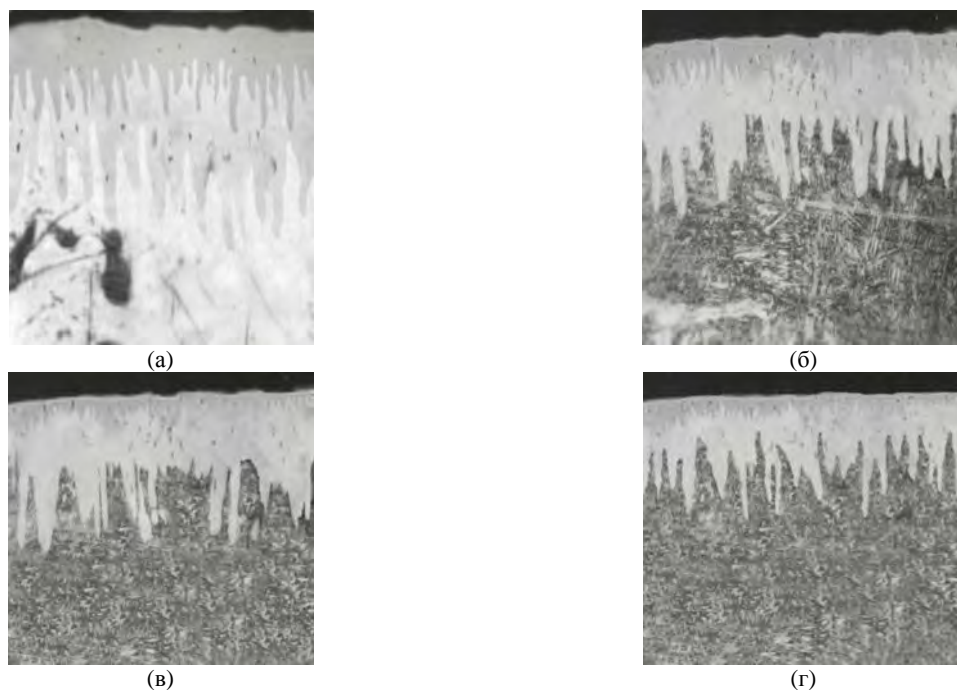


Рис. 1. Микроструктура зоны боридного слоя ($\times 500$): (а) – сталь марки Ст3; (б) – сталь марки 20; (в) – сталь марки 30; (г) – сталь марки 45.

шегося моноборида, которое зависит от состава стали и режимов насыщения [17, 18]. Фаза FeB обладает наибольшим значением микротвердости (17600–22900 МПа). Микротвердость зоны, состоящей преимущественно из Fe₂B, несколько ниже (12600–19600 МПа). Увеличение содержания углерода в стали приводит к снижению твердости борида FeB и практически не влияет на твердость Fe₂B (рис. 2). Как видно из графиков (рис. 2), максимальной микротвердостью на поверхности (около 19700 МПа) обладают боридные слои на стали марки Ст3, а наименьшей (17100 МПа) – на стали марки 45.

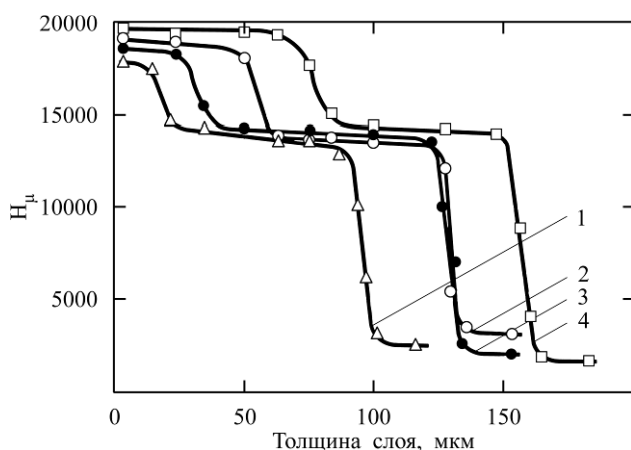


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине диффузионных слоев: 1 – сталь марки 45 (режимы: $i_k = 0,20$ А/см², $T = 1203$ К, $\tau = 2,1$ ч); 2 – сталь марки 20 (режимы: $i_k = 0,20$ А/см², $T = 1202$ К, $\tau = 1,8$ ч); 3 – сталь марки 30 (режимы: $i_k = 0,22$ А/см², $T = 1194$ К, $\tau = 1,74$ ч); 4 – сталь марки Ст3 (режимы: $i_k = 0,16$ А/см², $T = 1203$ К, $\tau = 2,3$ ч).

Рентгенофазовые исследования показали, что в процессе формирования боридного слоя угле-

род интенсивно оттесняется в переходную зону, так как он практически не растворяется в боридах. Влияние углерода на твердость боридных фаз является косвенным. В частности, содержание углерода в стали существенно влияет на величину остаточных напряжений в боридном слое, поэтому можно предположить, что изменение поверхностной твердости упрочненного слоя связано с изменением величины и характера распределения остаточных напряжений [1].

Процесс формирования упрочненного слоя во многом объясняется, исходя из диаграммы состояния системы Fe – В и теории формирования многофазного диффузионного слоя. Первоначально происходит диффузия активного атомарного (элементарного) бора в α - или γ -фазу железа до полного их насыщения [19]. После достижения этого состояния на поверхности начинается образование в соответствии с диаграммой состояния следующей, стабильной и термодинамически наиболее вероятной при данной температуре фазы – Fe₂B. Дальнейшая диффузия бора вызывает перестройку тетрагональной решетки Fe₂B в ромбическую FeB. Таким образом, борированный слой обладает следующим строением (от поверхности к основе): FeB – Fe₂B – α Fe-B. Следует иметь в виду, что бориды представляют собой также твердые растворы на базе химических соединений – иначе нельзя объяснить образование боридных фаз. Одновременно с процессом диффузии бора в сталь равномерное распределение углерода в поверхностных слоях нарушается, происходят обезуглероживание зоны боридов, а также насы-

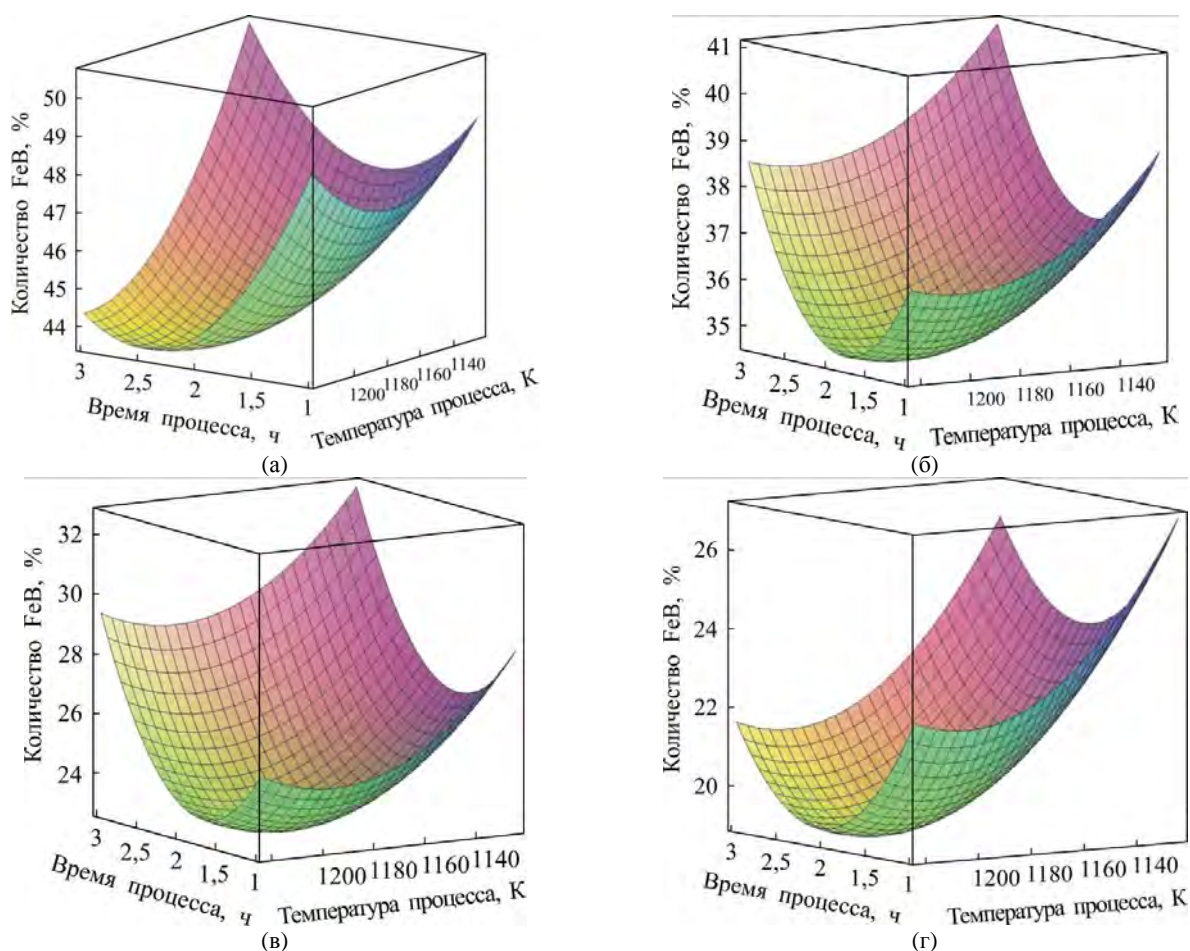


Рис. 3. Процентное содержание фазы FeB при электролизном борировании: (а) – сталь марки Ст3; (б) – сталь марки 20; (в) – сталь марки 30; (г) – сталь марки 45.

щение переходной зоны. Карбид бора не образуется, так как бор относится к некарбидообразующим элементам. Возникающая зона α -фазы обладает малой растворимостью углерода, поэтому он оттесняется растущей зоной α -фазы ближе к сердцевине. Максимальная концентрация углерода в переходной зоне в 1,5–2 раза превышает его среднее содержание в стали, при этом характер распределения зависит от количества этого элемента в стали и строения борированного слоя. Направленность и интенсивность перемещения атомов углерода определяются их сродством с бором и образующимися при этом фазами FeB, Fe₂B. Максимальное содержание α -Fe-B в упрочненном слое не превышало 36%. Максимальное содержание низкобористой фазы Fe₂B составляло 63%, высокобористой фазы FeB – 43%. Содержание оксидов железа не превышало 2–3%. Других фаз (в пределах чувствительности метода рентгеновского анализа) не обнаружено. Результаты статистической обработки экспериментальных данных показали, что условие создания на поверхности образца упрочненного слоя, представляющего собой матрицу из диборида Fe₂B, содержащего 10–30% включений моноборида FeB, удалось достичь

при насыщении образца из стали 30 (рис. 3). При борировании образцов из сталей марок Ст3 и 20 указанного соотношения фаз достичь не удалось. Минимальное содержание фазы FeB при этом составило 38%. На стали марки 45 оптимальное соотношение фаз достигается при толщине боридной зоны 0,09–0,1 мм, чего в соответствии с указанным выше недостаточно для сопротивления абразивному изнашиванию.

В результате масс-спектрометрии установлено, что фазовые переходы в упрочненных слоях толщиной от 110 до 180 мкм сопровождаются резким скачком концентрации бора: от 16 до 9% на границе раздела фаз FeB и Fe₂B и от 7 до 0,7% на границе раздела Fe₂B и α -Fe-B (рис. 4–7). В пределах каждой из фаз концентрация бора плавно уменьшается от поверхности в глубину: для FeB – от 18 до 16%; для Fe₂B – от 9 до 7%; для α -Fe-B – от 0,7 до 0%. Концентрация углерода в начале переходной зоны достигает пикового значения, соответственно для стали марки Ст3 – 0,37%, для стали марки 20 – 0,42%, для стали марки 30 – 0,63%, для стали марки 45 – 0,74%. Далее концентрация плавно уменьшается до среднего содержания углерода в соответствующей марке стали.

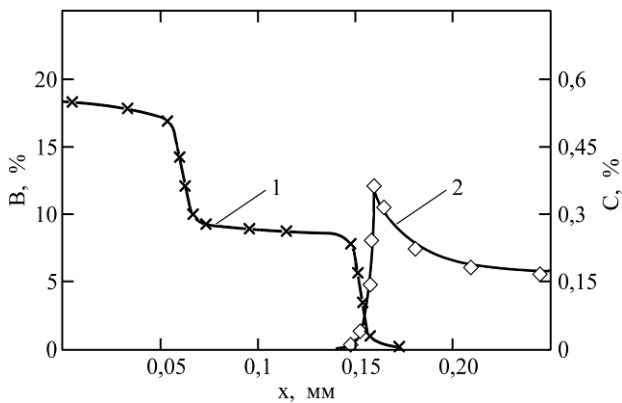


Рис. 4. Распределение бора (1) и углерода (2) в стали марки Ст3, электролизное борирование при $i_k = 0,16 \text{ A/cm}^2$, $T = 1204 \text{ K}$, $\tau = 2,3 \text{ ч}$.

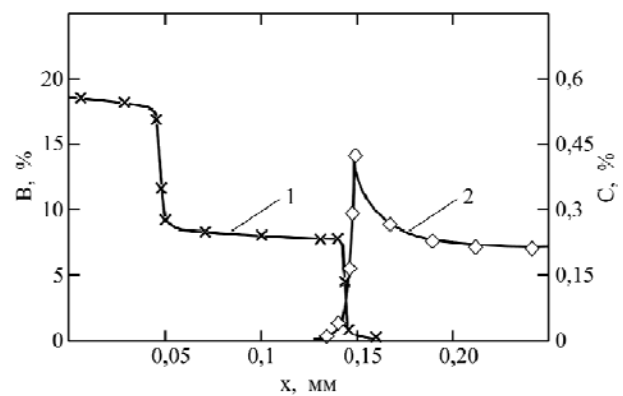


Рис. 5. Распределение бора (1) и углерода (2) в стали марки 20, электролизное борирование при $i_k = 0,20 \text{ A/cm}^2$, $T = 1202 \text{ K}$, $\tau = 1,8 \text{ ч}$.

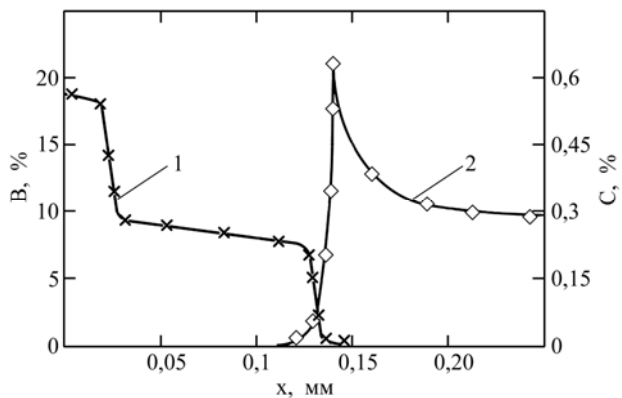


Рис. 6. Распределение бора (1) и углерода (2) в стали марки 30, электролизное борирование при $i_k = 0,22 \text{ A/cm}^2$, $T = 1194 \text{ K}$, $\tau = 1,74 \text{ ч}$.

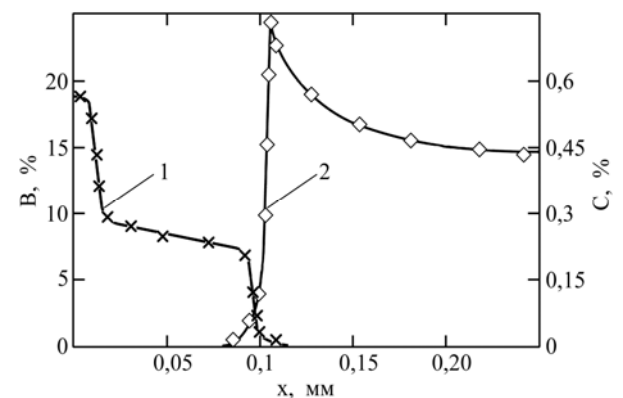


Рис. 7. Распределение бора (1) и углерода (2) в стали марки 45, электролизное борирование при $i_k = 0,2 \text{ A/cm}^2$, $T = 1203 \text{ K}$, $\tau = 2,1 \text{ ч}$.

Проведенные исследования позволяют утверждать, что квазиоптимальным технологическим режимом электролизного насыщения деталей из стали марки 30 являются: температура насыщения $T = 1194 \text{ K}$, плотность тока $i_k = 0,22 \text{ A/cm}^2$, время выдержки $\tau = 1,7 \text{ ч}$. Содержание фаз при этом в боридном слое составляет: $\text{FeV} - 20 \pm 3\%$, $\text{Fe}_2\text{V} - 80 \pm 3\%$.

Одной из важных технологических характеристик упрочненных поверхностей является сопротивляемость хрупкому разрушению. Как механическая характеристика, хрупкость слоя, видимо, обуславливается его структурно-напряженным состоянием, то есть наличием в нем внутренних остаточных напряжений [20]. Наибольшее влияние на величину и знак остаточных напряжений оказывают толщина слоя и коэффициент термического расширения [21]. При охлаждении после борирования вследствие различных коэффициентов расширения в FeV возникают растягивающие, а в Fe_2V – сжимающие напряжения. Если доля FeV в общем слое большая, то деформация может привести к образованию трещин на границе между боридами и к частичному откалыванию слоя. В результате проведенных исследований установлено, что упрочненные образцы из сталей марок 30 и 45

обладают наименьшей хрупкостью (рис. 8), так как содержание FeV в слое составляет 20 ± 3 и $10 \pm 3\%$ соответственно. Следовательно, хрупкость слоя в целом определяется количеством высокобористой фазы.

Результаты испытаний на износ показали, что в условиях абразивного изнашивания борированный слой существенно снижает износ образцов (в 3,5–4 раза) по сравнению с образцами из термообработанной стали марки 65Г (рис. 9). По мере уменьшения толщины борированного слоя темп дальнейшего износа опытных образцов постепенно возрастает и становится таким же, как и у образцов из стали марки 65Г. Наибольшей износостойкостью обладают борированные образцы из стали марки 30, упрочненные по следующему режиму: $T = 1194 \text{ K}$; $i_k = 0,22 \text{ A/cm}^2$; $\tau = 1,74 \text{ ч}$ (см. рис. 9), из-за структуры диффузионного слоя, которая представляет собой матрицу из диборида Fe_2V , включающую $20 \pm 3\%$ моноборида FeV , что обеспечивает сбалансированность напряженно-деформационного состояния и уменьшает вероятность возникновения очагов разрушений при абразивном изнашивании. Упрочненные слои, включающие 25–50% FeV , являются менее износостойкими, так как такое количество высокобористой фазы придает

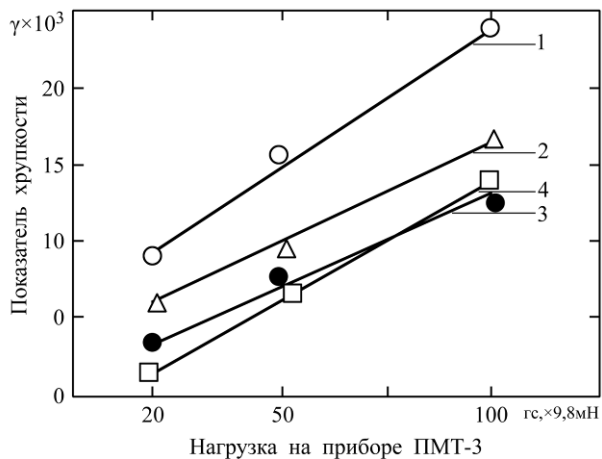


Рис. 8. Данные хрупкости упрочненных поверхностей углеродистых сталей: 1 – сталь марки Ст3 (режимы: $i_k = 0,16$ А/см², $T = 1204$ К, $\tau = 2,1$ ч); 2 – сталь марки 45 (режимы: $i_k = 0,20$ А/см², $T = 1202$ К, $\tau = 1,8$ ч); 3 – сталь марки 20 (режимы: $i_k = 0,2$ А/см², $T = 1203$ К, $\tau = 2,1$ ч); 4 – сталь марки 30 (режимы: $i_k = 0,22$ А/см², $T = 1194$ К, $\tau = 1,74$ ч).

слою повышенную хрупкость. Твердые, но хрупкие материалы имеют в абразивной среде сравнительно невысокую износостойкость, которая пропорциональна их усталостной прочности. Последняя уменьшается при увеличении содержания борида FeB в упрочненном слое.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполненные экспериментальные исследования подтвердили возможность получения упрочненного боридного слоя толщиной 0,12–0,3 мм, представляющего собой матрицу из диборида Fe₂B, содержащего 10–30% включений моноборида FeB. При этом определены значение содержания углерода в упрочняемой детали, которое должно соответствовать стали марки 30, и оптимальный технологический режим (температура насыщающей среды – 1194 К; катодная плотность тока – 0,22 А/см²; продолжительность процесса – 1,7 ч). Установлено влияние фазового состава упрочненного слоя на его микротвердость и хрупкость. Наименьшим показателем хрупкости среди борированных образцов из углеродистых сталей, равным 12,8, обладают образцы из стали марки 30, упрочненные по предлагаемому технологическому режиму. Лабораторные испытания показали, что износ борированных образцов в 3,5–4 раза меньше по сравнению с образцами из термообработанной стали 65Г. При этом лучшие результаты в условиях абразивного изнашивания показали упрочненные образцы из стали марки 30, структура диффузионного слоя которых представляет собой матрицу из диборида Fe₂B, включающую 20 ± 3% моноборида FeB.

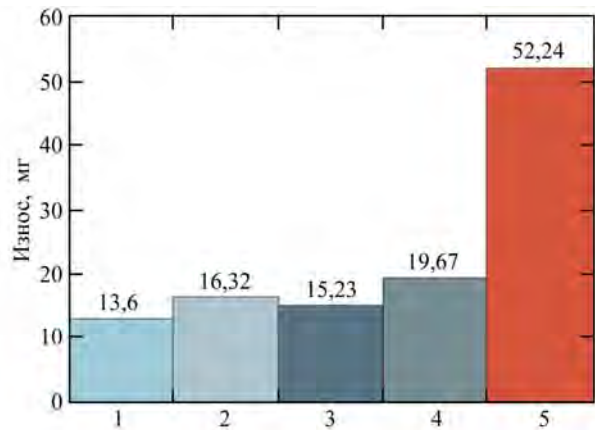


Рис. 9. Износ образцов в абразивной массе: 1 – сталь марки 30 (режимы: $T = 1194$ К; $i_k = 0,22$ А/см²; $\tau = 1,7$ ч); 2 – сталь марки 45 (режимы: $T = 1203$ К; $i_k = 0,2$ А/см²; $\tau = 2,1$ ч); 3 – сталь марки 20 (режимы: $T = 1202$ К; $i_k = 0,2$ А/см²; $\tau = 1,8$ ч); 4 – сталь марки Ст3 (режимы: $T = 1204$ К; $i_k = 0,16$ А/см²; $\tau = 2,3$ ч); 5 – сталь марки 65Г (закалка при 810°C; отпуск при 450°C).

ЛИТЕРАТУРА

1. Ворошнин Л.Г., Ляхович Л.С. *Борирование стали*. М.: Металлургия, 1978. 239 с.
2. Кухарева Н.Г., Галынская Н.А., Петрович С.Н. *Наука и техника*. 2013, (5), 21–26.
3. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2014, 10(23), 41–42.
4. Шадрин Е.В., Иванов А.Е. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1984, (3), 44–47.
5. Балтер М.А. *Упрочнение деталей машин*. М.: Машиностроение, 1968. 195 с.
6. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: Машиностроение, 1983. 359 с.
7. Люляков И.В. *Аграрный научный журнал*. 2007, (5), 46–51.
8. Крагельский И.В., Добычин М.Н. и др. *Основы расчета на трение и износ*. М.: Машиностроение, 1977. 357 с.
9. Барабошкин А.Н. *Электрокристаллизация металлов из расплавленных солей*. М.: Наука, 1976. 223 с.
10. Буйлов В.Н., Люляков И.В. *Аграрный научный журнал*. 2007, (4), 23–25.
11. Буйлов В.Н., Люляков И.В. *Механизация и электрификация сельского хозяйства*. 2003, (4), 31–32.
12. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. *Рентгенографический и электронно-оптический анализ*. М.: МИСИС, 1994. 328 с.
13. Лебедев А.Т. *Масс-спектрометрия в органической химии*. М.: Техносфера, 2015. 742 с.
14. Афанасьев А.А., Стативко А.А., Глотов С.А. *Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета*. 2010, (51), 20–25.

15. Segers L., Fontana A., Winand R. *Electrochim Acta*. 1991, **36**(1), 41–47.
16. Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Иванов С.Г., Ситников А.А. и др. *Современные наукоемкие технологии*. 2014, (4), 60–62.
17. Лукин А.А., Лукин О.А., Моляков И.Ю. *Вестник Воронежского государственного технического университета*. 2012, **8**(7), 62–64.
18. Kartal G., Eryilmaz O.L., Krumdick G., Erdemir A. et al. *Appl Surf Sci*. 2011, **257**(15), 6928–6934.
19. Буйлов В.Н. *Аграрный научный журнал*. 2007, (5), 37–40.
20. Квашнин Б.Н. *Вестник Воронежского государственного технического университета*. 2011, **7**(9), 96–97.
21. Риле М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1974, (10), 20–23.

Поступила 02.08.16
После доработки 09.01.17

Summary

The paper offers the results of experimental studies of the effect of electrolysis borating and of the steel grade of hardenable details on the distribution of boron and carbon at the thickness of the diffusion layer. The structure, the phase composition, the concentration of boron and carbon at the thickness of the hardened layer, and boride coating properties are investigated. The optimal values of the initial carbon concentration are found. The optimal technological modes of the hardening process are determined that allow getting the surface with a minimum speed of wear in abrasive environments.

Keywords: electrolysis borating, abrasion wear, hardening, surface, regime, concentration, phase.