13

Модификация диффузионных боридных слоев электронным пучком на поверхности стали 5ХНМ

© У.Л. Мишигдоржийн,[1] С.А. Лысых,[1] А.С. Милонов,[1] Ю.И. Семенов,[2] М.Ю. Косачев,[2] А.А. Старостенко,[2] В.Н. Корнопольцев[1,3]

[1]Институт физического материаловедения СО РАН, 670047 Улан-Удэ, Россия
[2]Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия
[3]Байкальский институт природопользования СО РАН,
e-mail: undrakh@ipms.bscnet.ru, terwer81@mail.ru

Поступило в Редакцию 22 апреля 2024 г.
В окончательной редакции 23 января 2025 г.
Принято к публикации 23 января 2025 г.

Представлены результаты поверхностного упрочнения образцов из легированной стали 5ХНМ методом комплексного насыщения бором и медью (боромеднением) с последующей модификацией электронным пучком. Микроструктура, микротвердость, элементный и фазовый составы стальных образцов были исследованы после комплексного боромеднения и последующей электронно-лучевой обработки. Показано, что воздействие электронного пучка существенно увеличивает толщину боридного слоя, приводит к переходу от игольчатого строения слоя к мелкозернистой субмикронной структуре, а также снижению микротвердости и повышению пластичности слоя. Рентгенофазовый анализ выявил отсутствие высокобористых фаз FeB и Cr_2B_5 после электронно-лучевой обработки. Рентгеноспектральным микроанализом установлено, что содержание бора в слое снижается с 16 до 6 wt.% после обработки, а содержание меди, наоборот, повышается с 2.6 до 4 wt.% по направлению от поверхности.

Ключевые слова: боромеднение, электронно-лучевая обработка, легированная сталь, микротвердость, металлография, пластичность.

DOI: 10.61011/JTF.2025.04.60015.139-24

Введение

Электронно-лучевые технологии нашли широкое применение в металлургии, электронной микроскопии, вакуумной технике, микроэлектронике, ядерной энергетике и других отраслях промышленности. В частности, поверхностная модификация электронным пучком получила распространение в процессах термической обработки металлов и сплавов, а также тонких пленок и слоев [1].

Электронно-лучевые сварочные установки (ЭЛУ) оснащаются высокоточными системами отклонения с цифровым управлением, которые могут перемещать луч по выбранной области заготовки по заданному контуру [2]. Высокие скорости нагрева позволяют воздействовать кратковременно на тонкий поверхностный слой материала. Помимо сварки, области применения ЭЛУ включают закалку, отжиг, отпуск, текстурирование и полировку.

Несмотря на значительный задел в области поверхностной модификации, методами электронной или лазерной обработки получаемого эффекта зачастую оказывается недостаточно. Повышение прочности деталей и конструкций, работающих в экстремальных условиях, при совокупном воздействии механических и тепловых нагрузок, агрессивной среды и т. д. остается актуальной задачей в авиамашиностроении и смежных областях [3]. Методы химико-термической обработки (ХТО) поверхности металлов и сплавов, такие, как цементация, азотирование, борирование, во многом позволяют решить данную задачу и повысить срок эксплуатации изделий [4]. Так, жидкостное борирование применяют для упрочнения широкой номенклатуры изделий, таких, как лемеха плугов, экструзионные матрицы, шнеки экструдеров, запорно-регулирующая арматура, плунжеры насосов и т. п. [5–8]. Перечисленные изделия подвергаются абразивному износу без ударных нагрузок в условиях агрессивных сред или влаги, что объясняется склонностью к хрупкому разрушению боридного слоя, которое определяется образованием устойчивых электронных конфигураций у боридов sp^3 и d^5, разницей в коэффициентах теплового расширения и знаках остаточных напряжений боридов FeB и Fe_2B [9,10]. С целью нивелирования перечисленных недостатков применяют различные методики комбинированных технологий, синтеза однокомпонентного Fe_2B-слоя, комплексного насыщения бором и другим элементом или элементами [11–13]. Боромеднение — один из способов ХТО, в процессе которого осуществляется комплексное диффузионное насыщение поверхности железоуглеродистых сплавов бором и медью. Ранее было установлено, что СВС (самораспространяющийся высокотемпературный синтез) — реакция восстановления окиси бора совместно с окисью меди

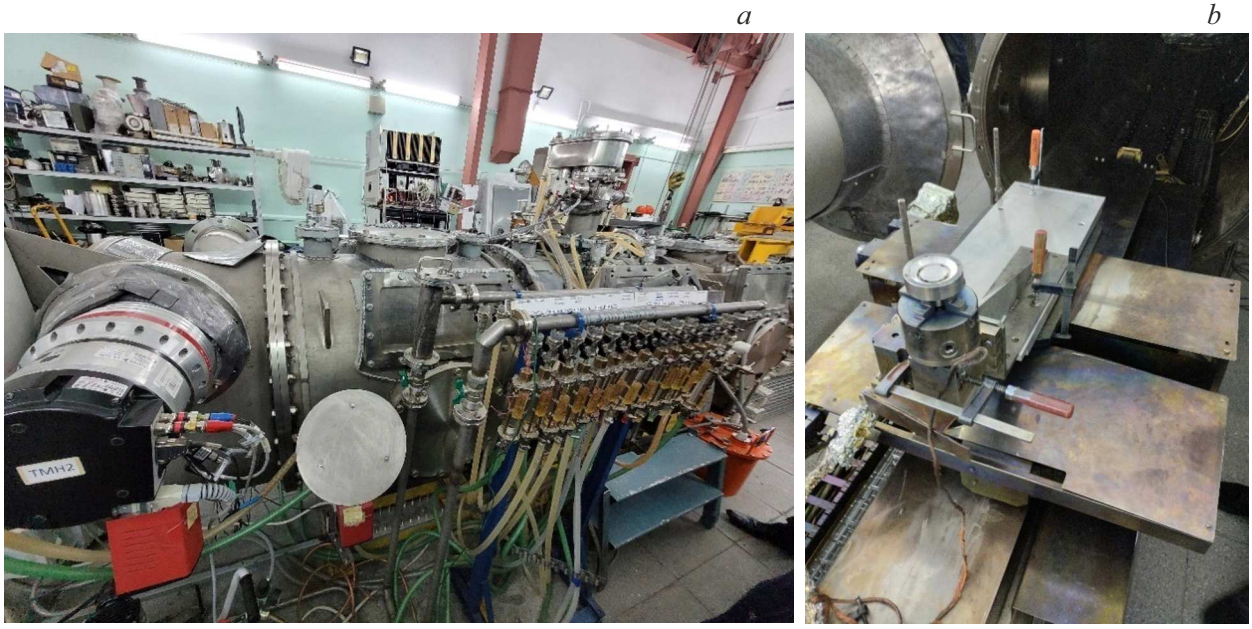


Рис. 1. Экспериментальный стенд ИЯФ СО РАН „Электронно-лучевые технологии“: *a* — общий вид, *b* — рабочая камера с выкатным столом.

в процессе борирования — способствует повышению пластичности с незначительным снижением твердости и износостойкости образованного диффузионного слоя на основе боридов [14–16].

Обработка поверхности металла электронным или лазерным лучом относится к передовым технологиям воздействия концентрированными потоками энергии (КПЭ), которые используются для локальной термообработки поверхности [17–23]. Сравнивая данные методы с ХТО, стоит отметить, что концентрированный поток электронов передает свою энергию в поверхностный слой за короткий промежуток времени, в течение которого протекают сверхбыстрые процессы, такие, как нагрев (скорость нагрева и охлаждения $10^5 - 10^6$ °C/s), плавление, испарение и последующее затвердевание, а также индуцированное динамическое напряжение. Перечисленные эффекты придают поверхностному слою улучшенные физико-химические и механические свойства [24]. Комбинированные технологии диффузионного борирования с последующей обработкой электронным пучком показали свою эффективность с точки зрения снижения хрупкости боридного слоя, повышения твердости, снижения шероховатости [13,25].

Целью настоящей работы является улучшение физико-механических свойств, в частности, пластичности при сохранении высокой микротвердости стали 5ХНМ за счет модификации диффузионных боридных слоев электронным пучком. При этом исходные боридные слои на поверхности легированной стали 5ХНМ были получены комплексным диффузионным насыщением бором и медью.

1. Методика исследований

В качестве исследуемого материала выбрана инструментальная штамповая сталь 5ХНМ (ГОСТ 4405-75). Сталь 5ХНМ, как правило, используется для изготовления прессовых и молотовых штампов, а также вставок матриц для горизонтально-ковочных машин. Разгарные трещины на рабочей поверхности являются распространенной причиной выхода из строя штампов, изготовленных из данной стали. Применение борирования, предназначенного, в первую очередь, для повышения износо- и коррозионной стойкости, продемонстрировало повышение ресурса изделий из стали 5ХНМ от 1.3 раза и выше в кузнечно-штамповом производстве [26–28].

В настоящей работе диффузионные боридные слои получали боромеднением в порошковых смесях, содержащих карбид бора, оксид меди, алюминий и фторид натрия в качестве активатора в следующем соотношении: 58 %B_4C + 19 %CuO + 21 %Al + 2 %NaF. Диффузионное насыщение поверхности стали проводили в герметичных контейнерах в смеси при температуре 1000 °C, с выдержкой в течение 4 h в муфельной печи ЭКПС-50.

Образцы с диффузионными слоями подвергали дальнейшей электронно-лучевой обработке (ЭЛО). ЭЛО проводили на источнике электронного пучка ИЯФ СО РАН (рис. 1). Режимы обработки на электронно-лучевой установке:

- ток пучка электронов (I) – 100 mA;
- энергия электронов (E_i) – 60 keV;
- длительность обработки (t) – 1.5 s;
- диаметр пучка электронов (d) – (10 ± 1) mm;
- давление в технологической камере (P) – 10^{-2} Pa.

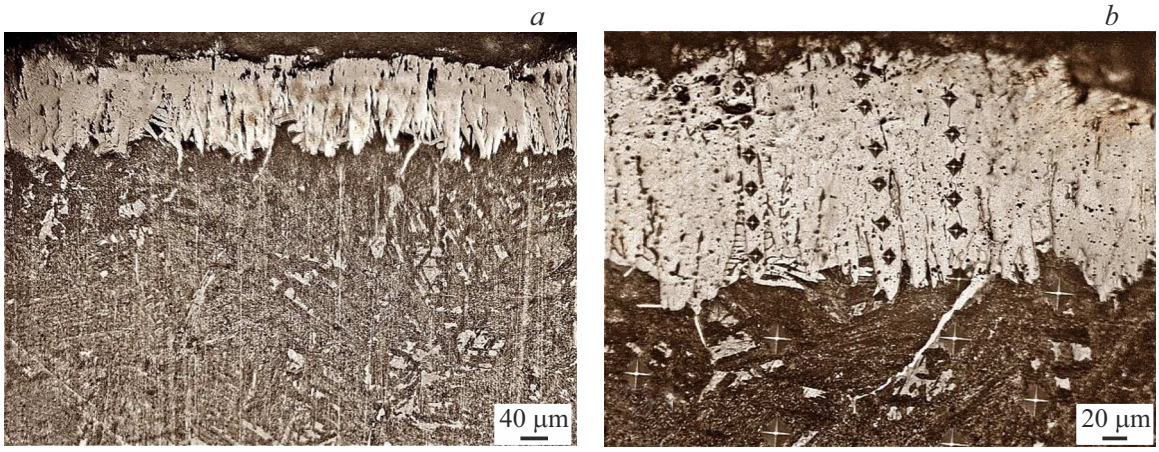


Рис. 2. Микроструктура диффузионного слоя стали 5ХНМ после комплексного поверхностного насыщения бором и медью: *a* — общий вид; *b* — участок с отпечатками индентора Виккерса.

Металлографический анализ проводился на оптическом микроскопе Альтами МЕТ 2С. Измерение микротвердости осуществляли с помощью микротвердомера ПМТ-3М, с нагрузкой на алмазную пирамидку 0.49 N. Элементный состав исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL JCM-6000 с энергодисперсионным спектрометром в ЦКП „Научные приборы" Бурятского государственного университета им. Доржи Банзарова. Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре D2 PHASER с линейным детектором LYNXEYE. Шаг измерения составлял 0.02°, время обработки одного шага — 1.2 s. Измерения пластичности диффузионных слоев после комплексного насыщения бором и медью, а также на образцах после ХТО+ЭЛО проводили на микротвердомере ПМТ-3М, нагрузка на алмазную пирамидку составляла 1.962 N. Расчетная формула, применяемая для определения предельной пластичности, — $\xi_{extreme} = D_{indent}/L_{crack}$ [29], где D_{indent} — диагональ отпечатка, L_{crack} — длина трещины между отпечатками.

2. Результаты исследований

В результате ХТО на поверхности стали 5ХНМ были получены боридные слои толщиной 190−210 μm (рис. 2).

Диффузионный слой, изображенный на рис. 2, имеет типичное игольчатое строение, характерное для боридного слоя. Слой — компактный, с плотно расположенными иглами. На границе раздела слой-переходная зона у основания наблюдается скругление игл с примыкающей карбоборидной фазой [30]. Переходная зона после травления не была выявлена. Микротвердость в приповерхностной зоне (на глубине 30 μm) достигает HV 1850 (рис. 3). Данное значение соответствует фазе FeB после борирования стали 5ХНМ [31]. Далее происходит плавное снижение твердости до значений HV 1400−1500, что, в свою очередь, предполагает наличие фазы Fe_2B [31]. На глубине 180−210 μm от поверхности под основным слоем наблюдается резкое снижение микротвердости до HV 1100. Микротвердость в переходной зоне постепенно снижается с HV 1100 до HV 750. Микротвердость основного металла варьировалась в интервале HV 550−600.

Структура боридного слоя после модификации электронным пучком представлена на рис. 4. Очевидно, что после воздействия электронного пучка боридный слой подвергается полной трансформации. Толщина модифицированного слоя достигает 700 μm. На рис. 4, *b* представлена верхняя зона слоя, которая после травления приобрела светлый металлический цвет. Толщина данной зоны составила 40−60 μm. Микроструктура состоит из игольчатой эвтектики с максимальной микротвердостью HV 1227 (рис. 3). В глубине данной зоны на расстоянии 160−200 μm от поверхности эвтектическое строение проявляется более отчетливо (рис. 4, *c*). Микротвердость в данной области находится в промежутке HV 920−1000.

Ниже до границы с основой наблюдается самая протяженная по глубине зона толщиной 400−450 μm. После травления данная область приобретает светлые тона, а на границе раздела слой-основа проявляются ярко светлые хлопьевидные включения. Микротвердость в данной зоне несколько возрастает до HV 1100 на глубине 300 μm от поверхности. Далее микротвердость плавно снижается до HV 450 на границе с основным металлом (рис. 3).

Максимальная микротвердость боридного слоя после ЭЛО понижается в 1.5 раза с HV 1850 до HV 1227, что связано с изменением фазового состава в приповерхностных слоях, согласно результатам рентгенофазового анализа (РФА), представленными ниже в тексте. Снижение микротвердости до значений HV 1200−1500 в случае с борированием зачастую является положительным фактором, позволяющим снизить высокую хрупкость

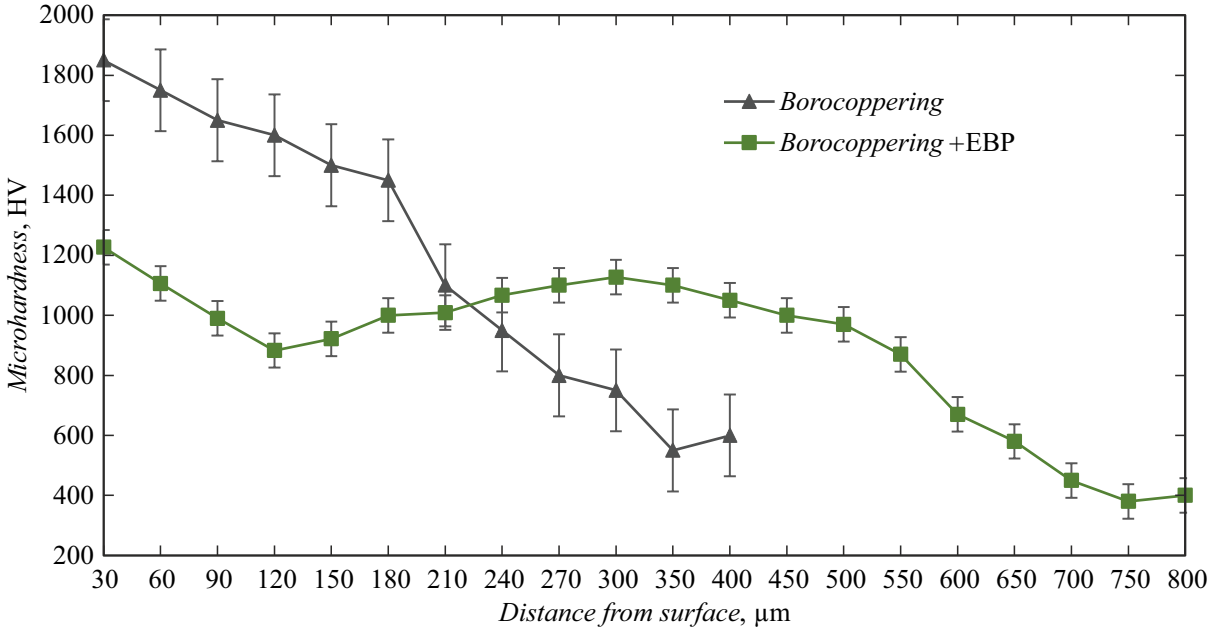


Рис. 3. Распределение микротвердости на стали 5ХНМ после боромеднения и боромеднения + ЭЛО.

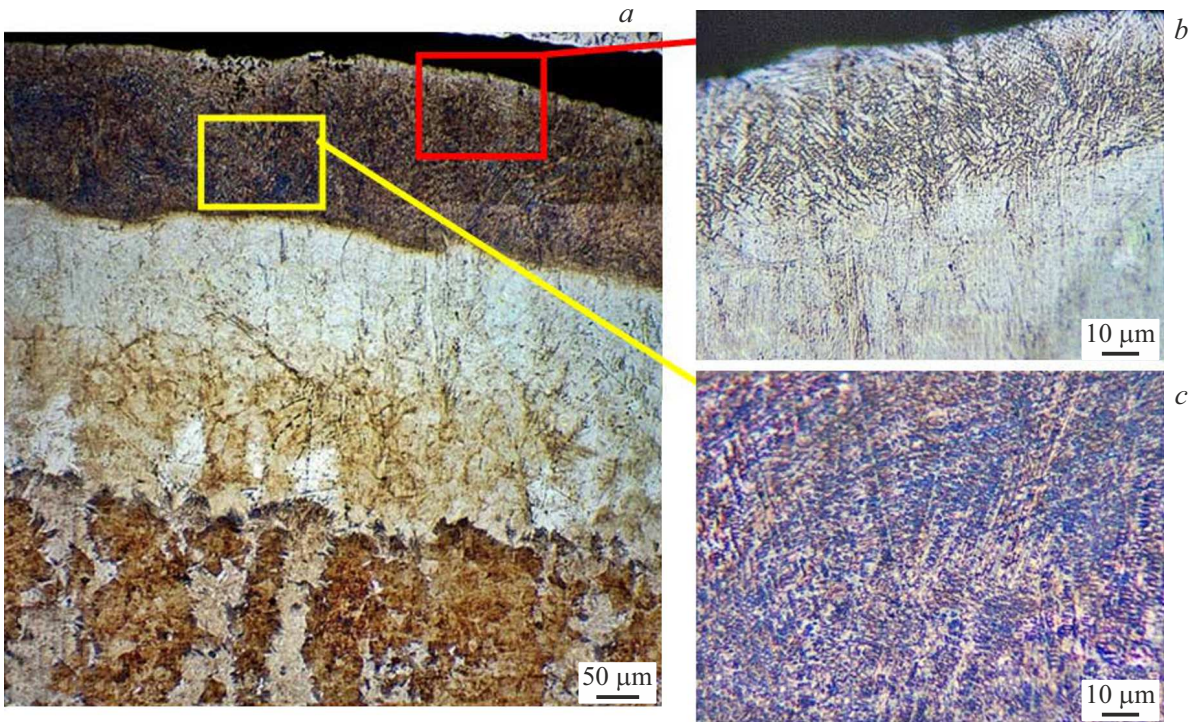


Рис. 4. Микроструктура борированной стали 5ХНМ после модификации электронным пучком: *a* — общий вид; *b* — приповерхностная зона; *c* — зона эвтектики.

слоя. Для этих целей существуют различные методики получения боридного слоя с преимущественным формированием более пластичной фазы Fe_2B [32–34]. Повышенная пластичность боридного слоя позволяет расширить область применения, в том числе в условиях ударных нагрузок.

Профили микротвердости до и после ЭЛО различаются. Как правило, после традиционного борирования микротвердость неуклонно снижается по направлению от поверхности к основе, что также справедливо для боромеднения [9,16]. В модифицированном боридном слое после ЭЛО микротвердость изменяется циклично,

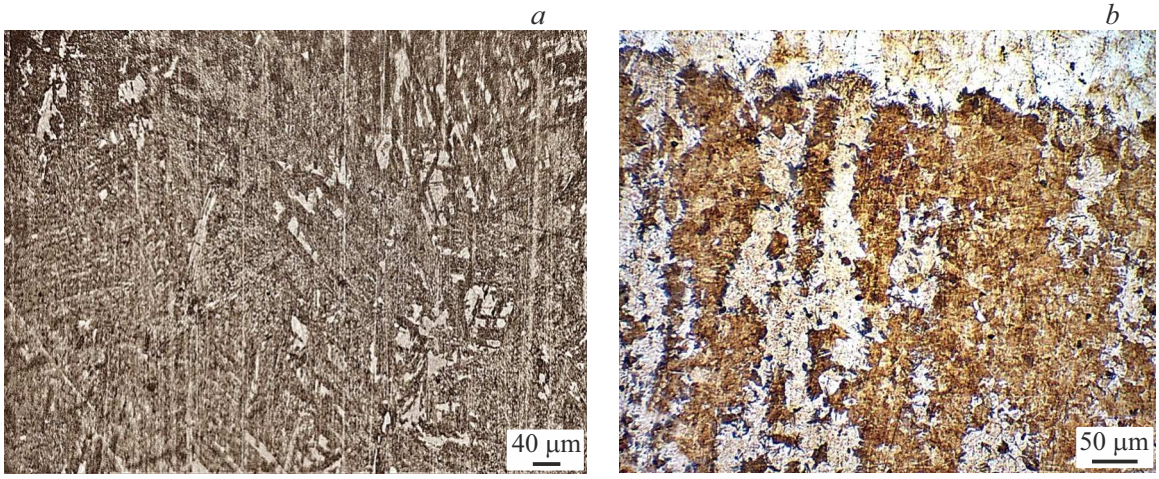


Рис. 5. Микроструктура стали 5ХНМ под боридным слоем: *a* — после ХТО, *b* — после ХТО+ЭЛО.

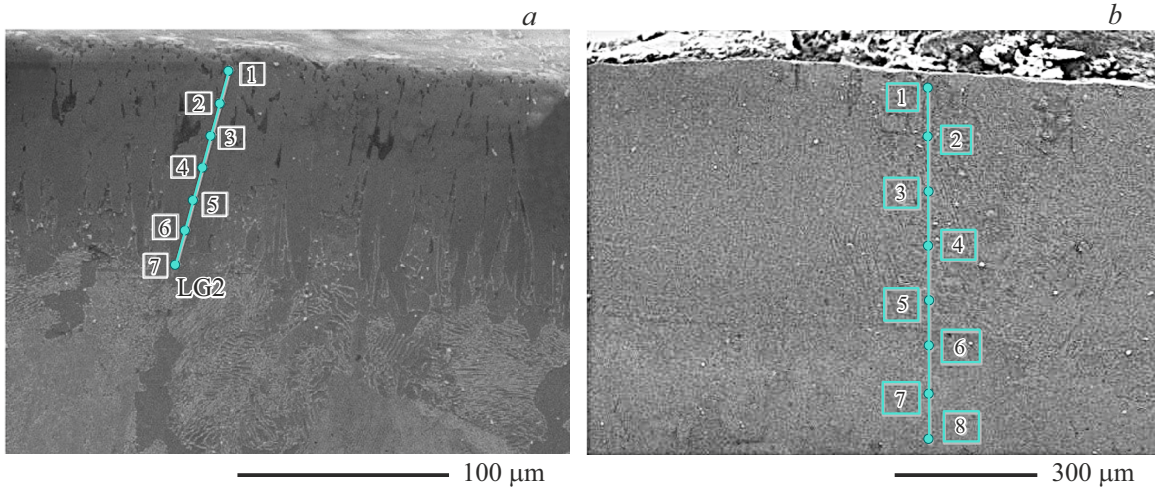


Рис. 6. Микроструктура стали 5ХНМ после боромеднения с точками набора спектров в процессе элементного анализа: *a* — после ХТО; *b* — после ХТО+ЭЛО.

с HV 1227 у поверхности до HV 883 на глубине 120 μm. В центральной зоне слоя микротвердость снова повышается до HV 1100 и далее постепенно снижается по достижении основного металла.

Электронный пучок оказывает значительное влияние на микроструктуру стали 5ХНМ (рис. 5). После боромеднения микроструктура стали состоит из пластинчатого перлита с включениями феррита (светлые включения) (рис. 5, *a*). На рис. 5, *b* изображена микроструктура стали 5ХНМ после воздействия электронного пучка. Пластинчатый перлит переходит в зернистый, а объем феррита возрастает, образуя сплошные вертикальные агломераты.

Анализ элементного состава из стали 5ХНМ после ХТО показал, что наибольшее содержание бора наблюдается на поверхности образца и равно 16.43 wt.%, что соответствует фазе FeB (рис. 6, *a*, табл. 1) [16]. Далее его содержание постепенно снижается по направлению к основе. Содержание легирующих элементов Cr, Mo, Ni в слое примерно соответствует их содержанию в стали 5ХНМ, за исключением последнего элемента, содержание которого в слое в два раза ниже, чем в основе. Вероятно, Ni оттесняется диффундирующими элементами — бором и медью, а также формирующимися боридами железа. Максимальное содержание меди выявлено на поверхности слоя и достигает 2.6 wt.%. Это значительно превышает предел растворимости меди в α-железе и бориде FeB, что говорит о ее нахождении в свободном виде [35,36]. В слое выявлено небольшое содержание алюминия — до 0.58 wt.%, содержащегося в исходной насыщающей смеси.

Распределение элементов после воздействия электронного пучка выглядит иначе, чем после ХТО. Концентрация бора увеличивается по направлению к основе. При этом его максимальное содержание — 6.34 wt.% — выявлено на границе раздела с основным металлом

Таблица 1. Элементный состав диффузионного слоя на стали 5ХНМ после ХТО

Точки спектра	Химические элементы, wt.%							
	B	C	Al	Cr	Ni	Cu	Mo	Fe
1	16.43	0.35	0.3	0.66	0.67	2.6	0.57	78.42
2	14.77	0.15	0.51	0.66	0.67	–	0.14	83.1
3	12.05	0.06	–	0.53	0.51	0.51	0.27	86.07
4	5.98	0.03	–	0.62	0.31	–	0.34	92.72
5	1.35	0.41	–	0.63	0.46	–	0.25	96.9
6	0.21	0.37	0.56	0.59	0.57	0.09	0.07	97.54
7	–	0.4	0.58	0.4	0.56	0.54	–	97.52

Таблица 2. Элементный состав диффузионного слоя на стали 5ХНМ после ХТО+ЭЛО

Точки спектра	Химические элементы, wt.%							
	B	C	Al	Cr	Ni	Cu	Mo	Fe
1	1.43	1.35	0.14	0.63	–	–	4.06	92.39
2	0.87	2.63	0.36	1.28	–	1.61	2.77	90.48
3	3.48	2.56	0.51	1.23	–	0.32	2.62	89.28
4	4.01	2.38	0.43	1.5	0.15	–	6.69	84.84
5	3.46	1.94	0.54	1.33	0.39	–	2.99	89.35
6	5.38	1.8	0.74	–	–	3.99	1.18	86.91
7	6.22	2.27	1.15	1.1	–	–	3.1	86.16
8	6.34	2.09	0.67	0.16	1.03	4.02	3.3	82.39

(рис. 6, *b*, табл. 2). Содержание меди также возрастает по мере удаления от поверхности и достигает 4.02 wt.%. Концентрации легирующих элементов Cr, Mo, Ni изменяются скачкообразно после ЭЛО. Так, для Cr и Ni значения колеблются от нуля до 1.5 и до 1.03 wt.% соответственно. Содержание молибдена варьируется от 1.18 до 6.69 wt.%, что значительно превышает его содержание в исходной стали. Необходимо отметить, что максимальное содержание Cr и Mo зафиксировано на глубине около 300 μm от поверхности. Это позволяет предположить, что повышение микротвердости в центральной области слоя связано с высоким содержанием упомянутых карбидообразующих элементов. График содержания бора по глубине слоя наглядно демонтирует изменение концентрации бора после ЭЛО (рис. 7). Перераспределение атомов бора под действием электронов, вероятно, связано с процессами переплава и перемешивания в приповерхностных слоях, способствующих равномерному распределению концентраций элементов, включая бор. Помимо этого, в результате упругого взаимодействия электронов из внешнего источника с кристаллической решеткой боридов происходит смещение атомов бора, обладающих наименьшей атомной массой, на расстояния, значительно превышающие межатомные по направлению движения потока электронов.

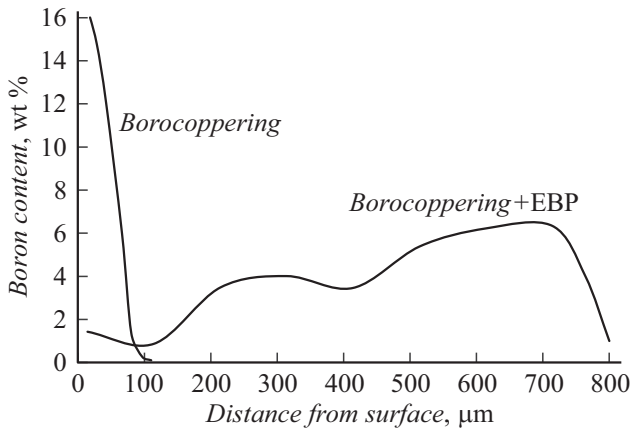


Рис. 7. Изменение концентрации бора по глубине слоя до и после ЭЛО на стали 5ХНМ.

РФА образца после ХТО показал наличие трех боридов: FeB, Fe_2B и Cr_7B_5 (рис. 8). Медь и железо об-

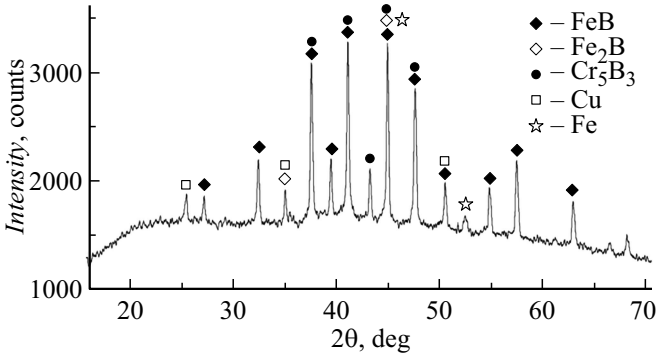


Рис. 8. Рентгенограмма образца из стали 5ХНМ после боромеднения.

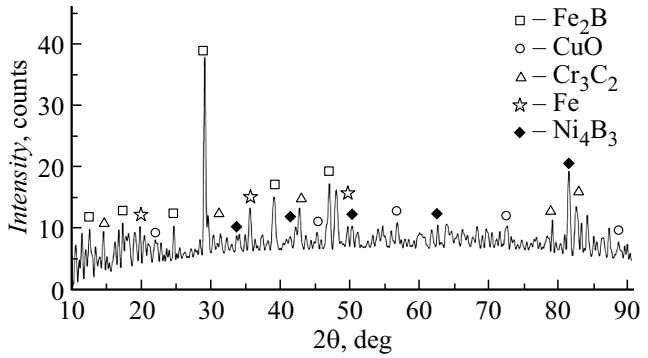


Рис. 9. Рентгенограмма образца из стали 5ХНМ после боромеднения и ЭЛО.

наружены в чистом виде, что подтверждает результаты элементного анализа и более ранние исследования [37].

ЭЛО привела к изменению фазового состава боридного слоя на стали 5ХНМ. Так, выявлено наличие только двух боридов: Fe_2B и Ni_4B_3 (рис. 9). Высокобористая фаза FeB не обнаружена, так как ранее выявленная концентрация бора недостаточна для его формирования. Кроме того, обнаружены карбид хрома Cr_3C_2, оксид меди двухвалентный CuO и α-железо.

На рис. 10 представлены микрофотографии боридных слоев с отпечатками алмазного индентора. Наличие трещин между отпечатками свидетельствует о хрупкости (пластичности) диффузионного слоя до и после ЭЛО. После боромеднения величина предельной пластичности, рассчитанная по формуле из работы [29], составила 1.79; 2.19; 2.08; 2.18 балла. Известно, что после борирования средняя величина предельной пластичности равна 1.13–1.20, что в 1.5–2 раза ниже, чем после боромеднения [15]. После воздействия на диффузионный слой электронным пучком трещин между отпечатками не обнаружено. Их отсутствие не позволяет оценить балл хрупкости данного типа слоев по формуле Скуднова. Очевидно, что модифицированный слой значительно превышает по пластичности исходный боридный слой.

Выводы

1) при комплексном боромеднении толщина боридного слоя на поверхности образца из стали 5ХНМ составила 190–210 μm. Последующее воздействие электронного пучка позволило увеличить толщину слоя до 650–700 μm;

2) облучение электронным пучком привело к значительным изменениям структурно-фазового состояния боридного слоя. Было нивелировано игольчатое строение исходного слоя, вместо этого сформировалась дисперсная эвтектическая структура с более пластичными боридами;

3) обработка поверхности электронным пучком способствует снижению максимальной микротвердости и повышению предельной пластичности по сравнению с ХТО;

4) экспериментально установлены параметры ЭЛО ($I = 100$ mA, $E_i = 60$ keV, $t = 1.5$ s), приводящие к переплаву диффузионного боридного слоя без нарушения геометрии образца.

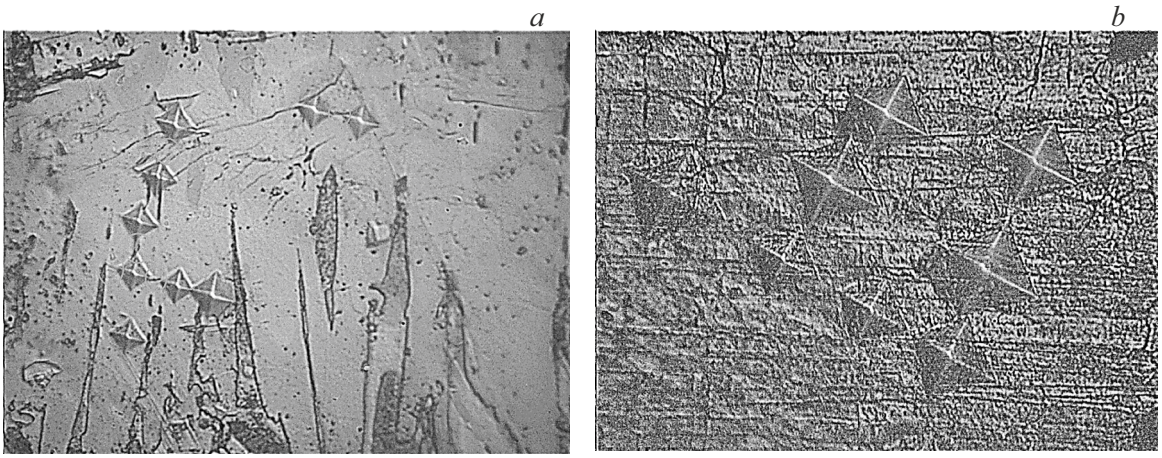


Рис. 10. Микроструктура стали 5ХНМ в ходе измерения величины предельной пластичности: *a* — после ХТО; *b* — после ХТО+ЭЛО.

Финансирование работы

Работы по химико-термической обработке и структурно-фазовые исследования выполнены при финансовой поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ, научная тема FWSF-2024-0010. Работы по электронно-лучевой обработке выполнены при финансовой поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ, научная тема FWGM-2022-0008.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] З. Шиллер, У. Гайзиг, З. Панценр. *Электронно-лучевая технология* (Энергия, М., 1980)
[2] О.Н. Алякринский, М.А. Батазова, Д.Ю. Болховитянов, М.Ю. Косачев, П.В. Логачев, А.М. Медведев, Ю.И. Семенов, М.М. Сизов, А.А. Старостенко, А.С. Цыганов. Научное приборостроение, **29** (1), 26 (2019). DOI: 10.18358/np-29-1-i2632
[3] В.И. Бутенко, А.Д. Захарченко, Д.С. Дуров, Р.Г. Шаповалов, Т.А. Рыбинская, В.Н. Подножкина. Известия ЮФУ. Технические науки (Специальный выпуск), **78** (1), 198 (2008).
[4] Л.Г. Ворошнин, О.Л. Менделеева, В.А. Сметкин. *Теория и технология химико-термической обработки* (Новое знание, Минск, М., 2010)
[5] С.Г. Цих, В.Н. Мартынов, Н.Е. Шкляр. Ритм, **6**, 38 (2015).
[6] А.А. Красуля, У.Л. Мишигдоржийн, Н.С. Улаханов, А.Г. Тихонов, А.С. Пятых, К.А. Демин. Упрочняющие технологии, **20** (1), 26 (2024). DOI: 10.36652/1813-1336-2024-20-1-26-31
[7] А.А. Красуля, А.С. Помельникова, К.О. Базалеева, А.В. Заводов, Е.В. Цветкова, С.Г. Цих. Технология металлов, **1**, 2 (2022). DOI: 10.31044/1684-2499-2022-0-1-2-8
[8] А.А. Красуля, А.А. Пермитина, А.С. Помельникова, С.Г. Цих. Заготовительные производства в машиностроении, **19** (9), 419 (2021). DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-9-419-421
[9] М.Г. Крукович, Б.А. Прусаков, И.Г. Сизов. *Пластичность борированных слоев* (Физматлит, М., 2010)
[10] Z. Pala, J. Fojtikova, T. Koubsky, R. Musalek, J. Strasky, J. Capek, J. Kyncl, L. Beranek, K. Kolarik. Powder Diffraction, **30** (1), 83 (2015). DOI: 10.1017/S0885715615000019
[11] A. Bartkowska, D. Bartkowski, D. Przestacki, J. Hajkowski, A. Miklaszewski. Coatings, **11**, 608 (2021). DOI: 10.3390/coatings11050608
[12] F. Xie, X.J. Wang, J.W. Pan. Vacuum, **141**, 166 (2017). DOI: 10.1016/j.vacuum.2017.04.011
[13] R. Zenker. *Electron Beam Surface Technologies*. In Encyclopedia of Tribology, ed. by Q.J. Wang, Y.W. Chung (Springer, Boston, MA, USA, 2013), DOI: 10.1007/978-0-387-92897-5_723
[14] С.А. Лысых, У.Л. Мишигдоржийн, Ю.П. Хараев, П.В. Москвин, М.С. Воробьев, М.А. Мокеев. Ползуновский вестник, **2**, 217 (2023). DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2023.02.028
[15] С.А. Лысых, В.Н. Корнопольцев, Х.С. Чжун, Б.Д. Лыгденов, А.М. Гурьев. Ползуновский вестник, **3**, 77 (2020). DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2020.03.014
[16] Л.Г. Ворошнин. *Борирование промышленных сталей и чугунов, справ.* пособие (Беларусь, Минск, 1981)
[17] В.И. Итин, Б.А. Коваль, Н.Н Коваль. Известия вузов. Физика, **6**, 38 (1985).
[18] Y.F. Ivanov, V.P. Rotshtein, D.I. Proskurovsky, P.V. Orlov, K.N. Polestchenko, G.E. Ozur, I.M. Goncharenko. Surf. Coat. Technol., **125** (1–3), 251 (2000). DOI: 10.1016/S0257-8972(99)00569-1
[19] В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калин, В.Л. Якушин. *Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов* (Круглый год, М., 2001)
[20] Yu. Ivanov, W. Matz, V. Rotshtein, R. Günzel, N. Shevchenko. Surf. Coat. Technol., **150** (2–3), 188 (2002). DOI: 10.1016/S0257-8972(01)01542-0
[21] V. Engelko, B. Yatsenko, G. Mueller, H. Bluhm. Vacuum, 62 (2-3), 211 (2001). DOI: 10.1016/S0042-207X(00)00446-2
[22] В.Е. Овчаренко, С.Г. Псахье, Д.И. Проскуровский, Г.Е. Озур. (Пат. РФ, № 2259407, 2259407 C1, C21D 9/22, 1/09, 2005)
[23] И.М. Гончаренко, В.И. Итин, С.В. Исиченко, С.В. Лыков, А.Б. Марков, О.Н. Налесник, Г.Е. Озур, Д.И. Проскуровский, В.П. Ротштейн. Защита металлов, **29** (5), 18 (1993).
[24] Sh. Hao, Bo Gao, A. Wu, J. Zou, Yi. Qin, Ch. Dong, J. An, Q. Guan. Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Section B: Beam Interactions with Mater. Atoms, **240** (3), 646 (2005). DOI: 10.1016/j.nimb.2005.04.117
[25] Н.С. Улаханов, У.Л. Мишигдоржийн, А.П. Семенов, А.С. Милонов, М.С. Воробьев, П.В. Москвин, В.И. Шин. Вестник Сибирского гос. индустриального ун-та, **1** (47), 92 (2024). DOI: 10.57070/2304-4497-2024-1(47)-92-102
[26] Ю.П. Хараев, А.Д. Грешилов, Л.А. Куркина, Н.И. Федотов, В.А. Бутуханов. Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты), **2** (55), 62 (2012).
[27] Р.А. Вихрев, И.П. Полянский, И.Г. Сизов. Современные материалы, техника и технологии, **4** (43), 28 (2022). https://www.elibrary.ru/item.asp?id=49957662
[28] М.В. Ситкевич. Тез. докл. *Республиканская научно-техническая конференция профессорско-преподавательского состава, научных работников, докторантов и аспирантов МТФ БНТУ* (Минск, Беларусь, 2022), с. 67. https://rep.bntu.by/handle/data/132203
[29] В.А. Скуднов. *Предельные пластические деформации металлов* (Металлургия, М., 1989)
[30] М.Г. Крукович. Евразийский Союз Ученых (ЕСУ), **10** (79), 30 (2020). DOI: 10.31618/ESU.2413-9335.2020.6.79.1075
[31] D. Sánchez Huerta, N. López Perrusquia, I. Hilerio Cruz, M.A. Doñu Ruiz, E.D. García Bustos, M. Flores Martínez. Defect and Diffusion Forum, **380**, 29 (2017). DOI: 10.4028/www.scientific.net/ddf.380.29
[32] H. Nakajo, A. Nishimoto. J. Manufacturing and Mater. Process., **6** (2), 29 (2022). DOI: 10.3390/jmmp6020029
[33] E. Mertgenç, Y. Kayali. Canadian Metallurgical Quarterly, **62** (2), 362 (2023). DOI: 10.1080/00084433.2022.2082203
[34] F. Xie, X.-J. Wang, J.-W. Pan. Vacuum, **141**, 166 (2017). DOI: 10.1016/j.vacuum.2017.04.011

[35] J. Miettinen, V. Ville-Valtteri, T. Fabritius. Archives of Metallurgy and Materials, **66** (1), 297 (2021). DOI: 10.24425/amm.2021.134787
[36] В.И. Алексеев, В.А. Иводитов, В.С. Юсупов. Перспективные материалы, **4**, 13 (2008).
[37] В.Н. Корнопольцев. Ползуновский вестник, **1**, 135 (2012).