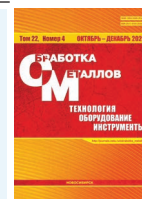




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Влияние механоактивации порошковой смеси на структуру и свойства бороалитированных малоуглеродистых сталей

Павел Гуляшинов^{1, а, *}, Ундрах Мишигдоржийн^{2, 3, б}, Николай Улаханов^{3, с}

¹ Байкальский институт природопользования СО РАН, ул. Сахьяновой, 6, г. Улан-Удэ, 670047, Россия

² Институт физического материаловедения СО РАН, ул. Сахьяновой, 6, г. Улан-Удэ, 670047, Россия

³ Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, ул. Ключевская, 40в, г. Улан-Удэ, 670013, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0001-6776-9314>, gulpasha@mail.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-7863-9045>, undrakh@ipms.bscnet.ru,

^с <https://orcid.org/0000-0002-0635-4577>, nulahanov@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669-15:621.793.6

История статьи:

Поступила: 03 сентября 2020

Рецензирование: 11 сентября 2020

Принята к печати: 29 октября 2020

Доступно онлайн: 15 декабря 2020

Ключевые слова:

Химико-термическая обработка (ХТО)

Механоактивация

Бороалитирование

Карбид бора

Алюминий

Углеродистая сталь

Легированная сталь

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовом обеспечении гранта Российского Научного Фонда (проект № 19-79-10163).

АННОТАЦИЯ

Введение. Бороалитирование является одним из эффективных способов повышения эксплуатационных свойств (коррозионная стойкость, жаро- и износостойкость) низкоуглеродистых сталей. Твердофазные способы химико-термической обработки (ХТО) проводят из насыщающих смесей на основе порошковых материалов. Предварительная механоактивация данных порошков является одним из способов повышения свойств получаемого диффузионного слоя. **Цель настоящей работы** заключается в установлении влияния предварительной механоактивации порошковой смеси на структуру и свойства бороалитированного слоя на поверхности малоуглеродистых сталей. **В работе рассмотрены** результаты исследований по предварительной механоактивации насыщающей смеси при ХТО малоуглеродистых сталей (на примере Ст3 и 3Х2В8Ф) на основе порошкообразных карбида бора и алюминия. Показаны результаты проведенных экспериментов по предварительной механоактивации насыщающей смеси, установлена зависимость размеров частиц исходной смеси от продолжительности механоактивации. Получены образцы сталей с диффузионным слоем после ХТО. Установлено, что температура процесса оказывает значительное влияние на толщину полученных слоев. При увеличении температуры с 950 до 1050 °С на Ст3 толщина слоя возрастает с 120 до 150 мкм, на 3Х2В8Ф – с 105 до 140 мкм при времени выдержки 2 и 4 ч соответственно. Исследована микроструктура полученных образцов, показаны диаграммы распределения микротвердости от глубины диффузионных слоев. Установлено распределение Al по глубине полученного бороалитированного слоя. В качестве дополнительных исследований изучена насыщающая способность смеси после однократного применения в процессе ХТО. **Результаты и обсуждение.** Установлена принципиальная возможность применения механоактивации при ХТО для получения диффузионных слоев с заданными прочностными характеристиками. Увеличение продолжительности и температуры ХТО в механоактивированных смесях приводит к повышению содержания алюминия в слое.

Для цитирования: Гуляшинов П.А., Мишигдоржийн У.Л., Улаханов Н.С. Влияние механоактивации порошковой смеси на структуру и свойства бороалитированных малоуглеродистых сталей // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 4. – С. 151–162. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-151-162.

Введение

Одной из актуальных проблем современного материаловедения является повышение прочности и износостойкости деталей машин и ин-

струментов за счет диффузионного насыщения поверхности металлов и сплавов различными химическими элементами. Химико-термической обработкой (ХТО) деталям можно придать ряд эксплуатационных свойств, которых невозможно достичь термической обработкой (закалкой). Также ХТО применяется, когда детали экономически невыгодно изготавливать из дорогих специальных сталей и сплавов [1, 2].

Существуют различные методы ХТО: в газах, жидкостях, порошках и пастах. К достоинствам

*Адрес для переписки

Гуляшинов Павел Анатольевич, к.т.н., научный сотрудник
Байкальский институт природопользования
Сибирского отделения Российской академии наук,
ул. Сахьяновой, 6,
670047, г. Улан-Удэ, Россия
Тел.: +7 (3012) 43-36-76, e-mail: gulpasha@mail.ru

обработки в пастах необходимо отнести: низкий расход насыщающих смесей; отсутствие необходимости контроля атмосферы в печах; возможность совмещения ХТО с закалкой; наличие условий, способствующих осуществлению обработки различных частей сложных деталей [3, 4]. В случае с борированием наибольшее распространение получили насыщающие смеси на основе карбида бора, в качестве дополнительных легирующих элементов используют алюминий, хром, титан и др.

Обычно механоактивацией называют активирование твердых веществ их механической обработкой. При измельчении в ударном и ударно-истирающем режимах происходит накопление структурных дефектов, увеличение кривизны поверхностей, фазовые превращения и даже аморфизация кристаллов, что положительно влияет на их химическую активность [5–12].

В последнее время наибольший интерес у исследователей вызывает влияние механоактивации насыщающих смесей на свойства и размеры диффузионных слоев. В работах [13–18] показано положительное влияние механоактивированных смесей для последующего процесса ХТО и других процессов поверхностной обработки. Отмечено, что после обработки увеличивается макро- и микротвердость, прочность при сжатии, а также гомогенность образованных слоев твердых карбидов.

Ранее авторами работ [19, 20] была подобрана насыщающая смесь для бороалитирования из обмазок следующего состава: B_4C 78 %, Al 18 %, NaF 4 %. Установлено, что обработка данным составом приводит к формированию боридных и алюминидных фаз на поверхности углеродистых и легированных сталей. При этом, регулируя температурно-временные параметры процесса, можно реализовать различные структурно-фазовые состояния слоев: с преимущественным борированием или алитированием, со слоистой или гетерогенной микроструктурой.

Методика исследований

Механоактивации подвергались порошкообразные материалы: карбид бора B_4C марки F-220, алюминиевый порошок марки ПА-4 (ГОСТ 6058–73), натрий фтористый NaF ЧДА (ГОСТ 4463–76).

Механоактивация смеси проводилась в планетарной шаровой мельнице АГО-2, которая

предназначена для быстрого сверхтонкого измельчения сверхтвердых порошковых материалов, получения субмикронных и нанопорошков и механоактивации материалов. Мельница АГО-2 имеет два барабана объемом 100 мл, она используется для измельчения различных (в том числе сверхтвердых) порошковых материалов в лабораторных и полупромышленных условиях.

Процессы ХТО в порошках проводились в лабораторной печи ПМ-16П-ТД при температурах 950 и 1050 °С. ХТО подверглись образцы из сталей Ст3 и 3Х2В8Ф размером 20×20×10 мм. Продолжительность процесса обработки составляла 2 и 4 ч соответственно. Сталь Ст3 применяется в несущих элементах сварных и несварных конструкций и деталей (состав, в % (весовых): Fe ≈ 97, С 0,14...0,22, Si 0,15...0,3, Mn 0,4...0,65). Сталь 3Х2В8Ф применяется в тяжелонагруженном прессовом инструменте при горячем деформировании легированных конструкционных сталей и жаропрочных сплавов (состав, в % (весовых): Fe ≈ 87, С 0,3...0,4, Si 0,15...0,4, Mn 0,15...0,4, Cr 2,2...2,7, W 7,5...8,5, V 0,2...0,5, Мо до 0,5). Механоактивированная смесь засыпалась в тигель вместе с исследуемыми образцами, далее тигель упаковывался и герметизировался сверху плавким затвором для герметизации. Охлаждение тиглей проводилось на открытом воздухе при комнатной температуре. Далее тигли вскрывались, образцы зачищались от остатков насыщающей смеси.

Размеры частиц определялись с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6510LV JEOL (Япония) с системой микроанализа INCA Energy 350, Oxford Instruments (Великобритания) в Центре коллективного пользования «Прогресс» ФГБОУ ВО «Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления».

Фазовые составы смеси до и после механоактивации определялись с помощью рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE фирмы Bruker AXS в медном излучении с интервалом съемки 10...70°.

Определение микротвердости насыщенных слоев выполнялось микротвердомером ПМТ-3М. Нагрузка составляла 50 г. Для расчета микротвердости применялся программный комплекс Nexsys ImageExpert MicroHandness 2 (ГОСТ 9450–76). Снимки микроструктур были сделаны с помощью металлографического ми-

микроскопа METAM PB-34 с цифровой камерой Altam Studio (Россия). Для определения толщины слоя использовали программный комплекс Nexsys ImageExpert Pro 3.0.

Результаты и их обсуждение

На первом этапе исследования механоактивации подверглись образцы исходной насыщающей смеси состава B_4C 78 %, Al 18 %, NaF 4 %. Время обработки смеси варьировалось от 5 до 30 мин. На рис. 1 представлен график влияния времени механоактивации (измельчения) на размер (среднее значение) частиц насыщающей смеси. Наибольшее измельчение порошков достигается после 10 мин обработки. С увеличением длительности измельчения эффективность механоактивации снижается.

Исходная смесь и смесь после механоактивации были направлены на РФА. На рис. 2, а показана рентгенограмма исходной смеси. В образцах насыщающих смесей после механоактивации от 10 до 25 мин выявлен переход алюминия и фторида натрия в аморфную форму, о чем свидетельствуют так называемые аморфные гало в диапазоне углов $43...46^\circ$ (рис. 2, б).

На следующем этапе исследований проводился процесс ХТО на образцах стали Ст3 и

3Х2В8Ф при температуре 950 и 1050 °С с выдержкой 2 и 4 ч при каждой температуре.

На рис. 3, а показана диаграмма распределения микротвердости по глубине при температуре обработки 950 °С и времени выдержки 2 ч. Толщина диффузионного слоя на обеих сталях сопоставима и составила 60 мкм. Максимальная микротвердость для стали Ст3 наблюдается на поверхности слоя и достигает 325 HV. На стали 3Х2В8Ф максимальное значение (370 HV) наблюдается на глубине 120 мкм от поверхности, вероятно, в зоне с высокой концентрацией карбидов. В целом профили микротвердости в диффузионном слое на обеих сталях претерпевают значительные колебания, причем максимумы и минимумы значений обратно пропорциональны друг другу (рис. 3, а). После четырехчасовой выдержки толщина диффузионного слоя возросла до 90 мкм на стали Ст3 и до 65 мкм на стали 3Х2В8Ф. Максимальная микротвердость и профиль ее распределения на стали Ст3 сопоставимы с двухчасовой выдержкой. Микротвердость легированной стали возросла до 420 HV в слое и до 530 HV на глубине 120 мкм от поверхности (рис. 3, б). После всех временных режимов (2 и 4 ч) на глубине 180 мкм и ниже в основном металле не наблюдается значительных колебаний микротвердости, значения составляют для

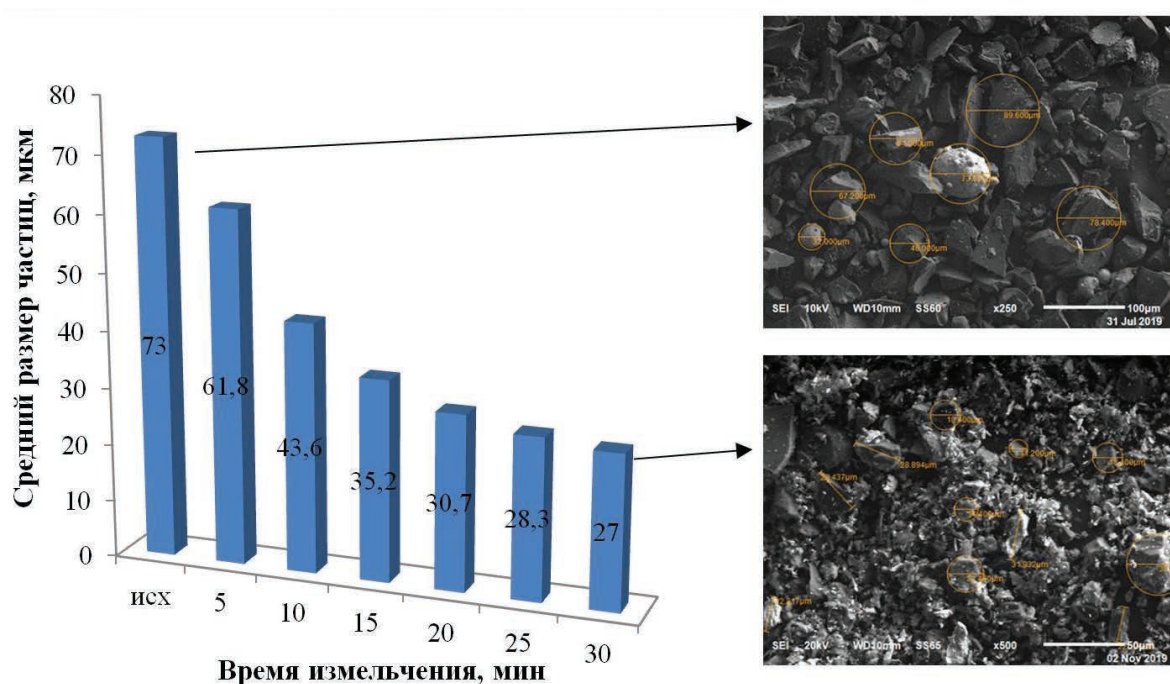


Рис. 1. Влияние длительности механоактивации на размер частиц

Fig. 1. Effect of mechanical activation duration on particle size

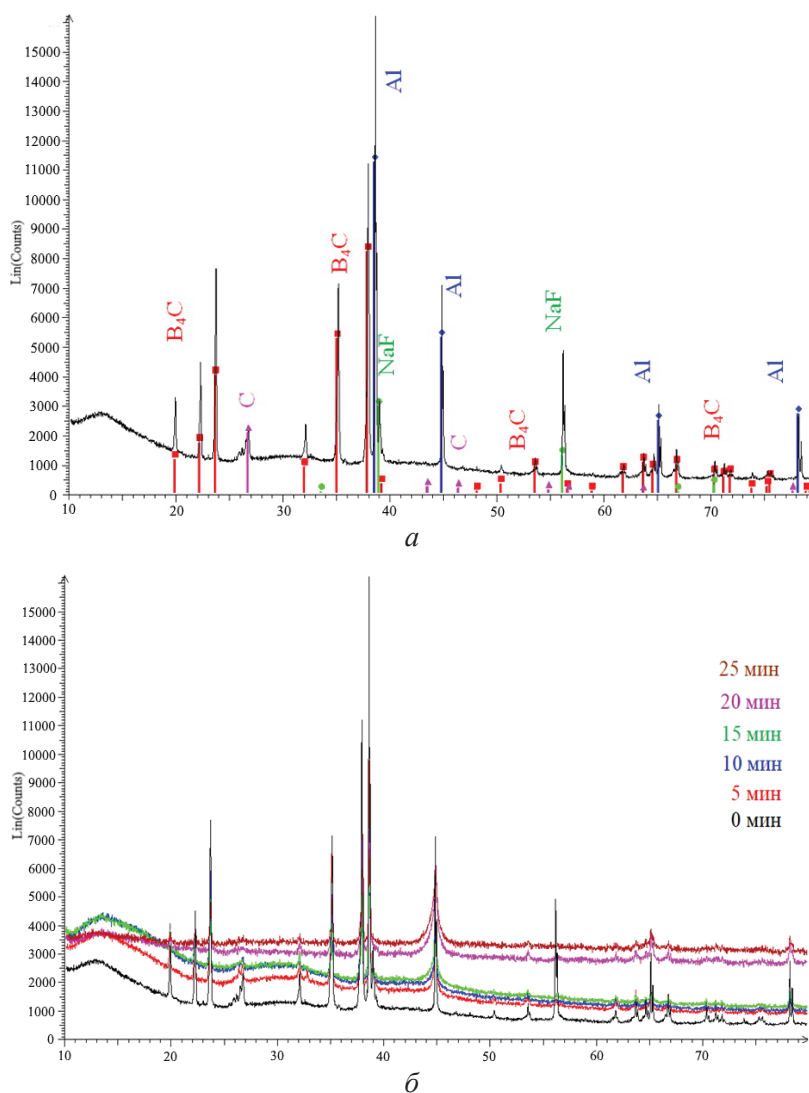


Рис. 2. Рентгенограммы исходной смеси (а) и после механоактивации в течение 5...25 мин (б)

Fig. 2. XRD-pattern of the initial mixture (a) and after mechanical activation for 5 to 25 minutes (b)

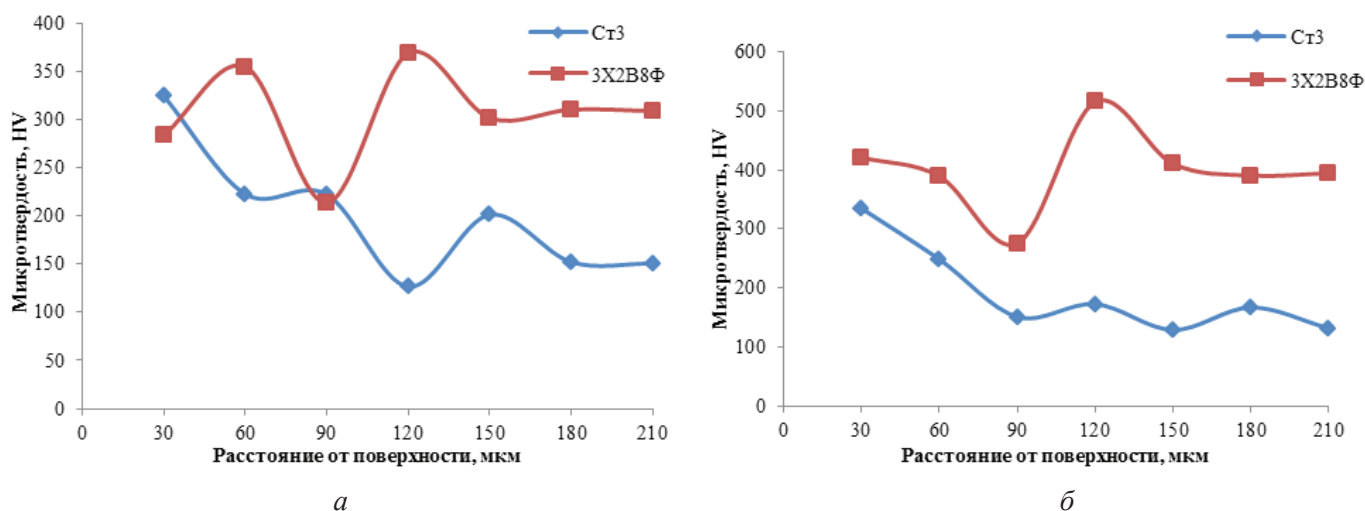


Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине слоя после ХТО при 950 °С в течение 2 ч (а) и 4 ч (б)

Fig. 3. The distribution of the microhardness over the layer depth after TCT at 950 °C for 2 hours (a) and 4 hours (b)

стали Ст3 140...170 HV и для стали 3X2B8Ф 350...400 HV.

Диаграмма распределения микротвердости после ХТО при температуре 1050 °С и времени выдержки 2 ч представлена на рис. 4, а. Толщина диффузионного слоя на стали Ст3 составила 120 мкм, для стали 3X2B8Ф – 105 мкм. Отступ от внешнего края – 25 мкм. Необходимо отметить, что с увеличением температуры до 1050 °С проявляется так называемый краевой эффект, когда кромки образца имеют очень высокую твердость, но при этом повышенную хрупкость.

Увеличение продолжительности процесса ХТО до 4 ч оказывает положительное влияние на толщину диффузионного слоя. Так, на образце Ст3 она составила 150 мкм, а на стали 3X2B8Ф – 140 мкм. Отступ от внешнего края – 30 мкм. Распределение микротвердости показано на рис. 4, б. При данных параметрах ХТО также проявился краевой эффект со значительным выкрашиванием кромок образца, что может свидетельствовать о высокой концентрации хрупких фаз, предположительно, боридов или алюминидов железа в поверхностных слоях.

Профиль микротвердости на легированной стали после обеих выдержек сопоставим. Минимумы на кривых наблюдаются на глубине 90 и 150 мкм от поверхности в диффузионном слое и, вероятно, соответствуют зоне твердых растворов алюминия и углерода в железе соответственно [19]. Профиль микротвердости на стали Ст3 более равномерный после короткой выдержки. При этом твердость в слое после четырехчасо-

вой выдержки превосходит более чем в 2 раза значения после двухчасового ХТО.

Интерес вызывают полученные диаграммы распределения микротвердости на образце стали 3X2B8Ф. На данных диаграммах присутствует характерное увеличение микротвердости на глубине 120 мкм от поверхности. Локальное увеличение микротвердости соответствует переходной зоне непосредственно под слоем, что может указывать на повышенное содержание карбидов хрома и вольфрама. Повышение концентрации последних является результатом их вытеснения диффундирующими с поверхности бором и алюминием. Вытеснение карбидов в глубь основного металла связано с их взаимной нерастворимостью с боридами [21].

Таким образом, максимальная микротвердость для стали Ст3 составила 800 HV после ХТО при 1050 °С в течение 4 ч, для стали 3X2B8Ф – 1025 HV после ХТО при 1050 °С в течение 2 ч.

Были исследованы образцы обработанных сталей на содержание Al в диффузионном слое и переходных зонах. На рис. 5, а, б показано распределение Al для Ст3 и 3X2B8Ф соответственно. Из диаграмм видно, что увеличение температуры процесса ХТО до 1050 °С оказывает значительное влияние на содержание алюминия в диффузионных слоях и глубину проникновения. Например, максимальная концентрация алюминия свыше 50 % (весовых) наблюдается после высокотемпературной ХТО в течение 4 ч. По данному показателю механоактивированные

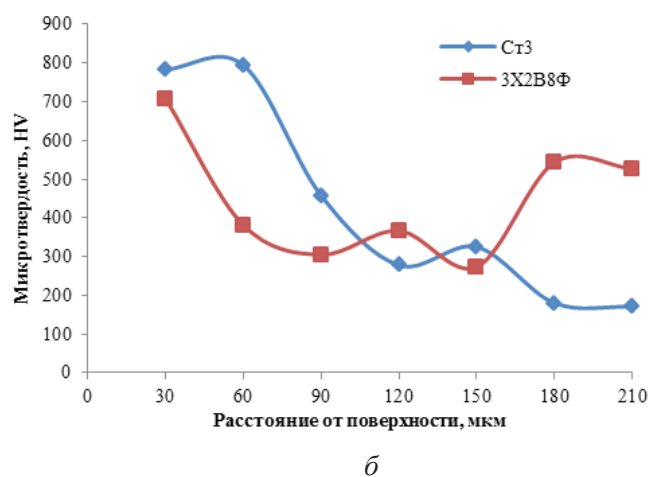
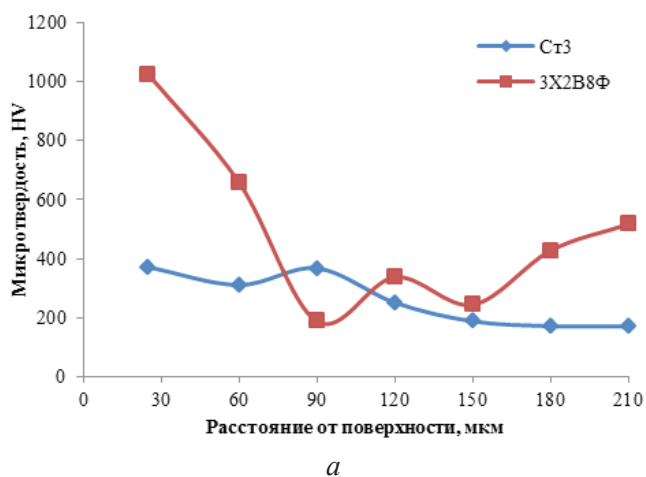


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине слоя после ХТО при 1050 °С в течение 2 ч (а) и 4 ч (б)
Fig. 4. The distribution of the microhardness over the layer depth after TCT at 1050 °C for 2 hours (a) and 4 hours (b)

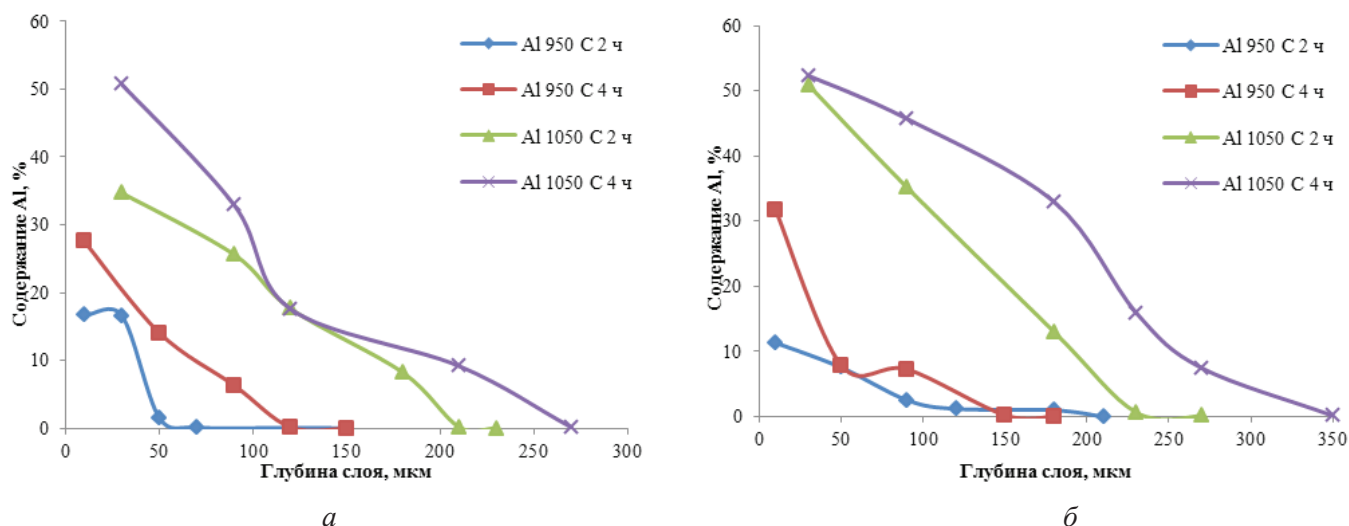


Рис. 5. Распределение алюминия по глубине слоя для стали Ст3 (а) и 3Х2В8Ф (б)

Fig. 5. The distribution of aluminum over the layer depth for steel St3 (a) and 3Kh2V8F (b)

смеси превосходят неактивированные аналоги. Известно, что при ХТО в последних смесях максимальная концентрация алюминия при 1050 °С достигает 17,5 % (весовых) на стали 3Х2В8Ф и 11 % (весовых) на стали Ст3 [19, 20]. При этом содержание алюминия после ХТО при 950 °С сопоставимо для обеих смесей.

Сравнительный анализ микроструктур образцов после ХТО в смесях до и после механоактивации при 950 и 1050 °С в течение 4 ч показал, что строение сталей можно разделить на три зоны в зависимости от расстояния от поверхности: 1 – диффузионный слой, 2 – переходная зона, 3 – основной металл (рис. 6, 7). Обработка в обоих типах смесей при 950 °С привела к формированию диффузионного слоя, состоящего из алюминидов железа в виде протяженной светлой зоны и боридной цепочки в переходной зоне. Помимо этого на поверхности слоя различима тонкая прослойка хрупкой фазы. Известно, что в результате бороалитирования при данной температуре на низкоуглеродистых сталях формируются бориды Fe₂B [4]. Толщина слоя различается в зависимости от типа смеси. Так, на стали Ст3 значения соотносятся как 125 к 90 мкм соответственно до и после механоактивации; на стали 3Х2В8Ф толщина слоя соотносится как 115 к 65 мкм соответственно.

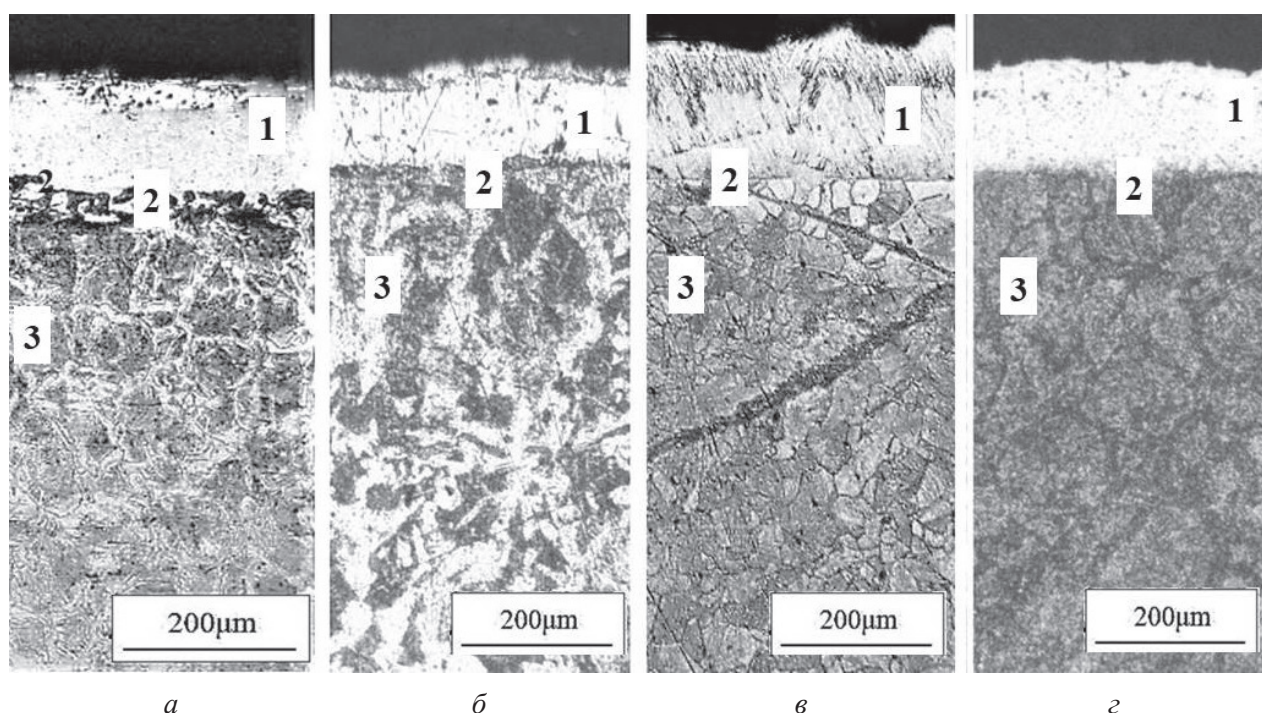
Увеличение температуры ХТО до 1050 °С привело к формированию диффузионных слоев с различной морфологией в зависимости от типа смеси. Так, морфология слоев после ХТО в ме-

ханоактивированных смесях имеет схожее слоистое строение, как в случае с ХТО при 950 °С (рис. 7, б, з). Совершенно иное строение слоя наблюдается после ХТО в смесях без механоактивации (рис. 7, а, в). Данный тип слоя имеет сложную гетерогенную морфологию. Более подробно строение, состав и свойства данного типа слоев описаны в работах [19, 20]. Диффузионные слои после ХТО в механоактивированных смесях значительно уступают по толщине слоям после ХТО без механоактивации, значения соотносятся для стали Ст3 как 150 к 650 мкм, для стали 3Х2В8Ф как 140 к 850 мкм соответственно.

Очевидно, что разница в толщине слоя на сталях связана с исходным состоянием порошка перед ХТО. Должно быть, активация алюминия более вероятна, чем активация карбида бора в процессе измельчения. Данный процесс требует дальнейшего изучения.

В качестве дополнительных исследований был проведен РФА насыщающей смеси после ХТО. Установлено, что после процесса ХТО в смеси образуется фаза FeV и остаточный В₄С (рис. 8).

Наиболее вероятной причиной образования FeV в насыщающей смеси после ХТО является частичный перенос Fe из мелющих тел (стальные шарики) при механоактивации, а также взаимодействие смеси с внутренней поверхностью тигля, который был изготовлен из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Вклад отделившихся частиц из мелющих тел в формирование бориды железа



a

б

в

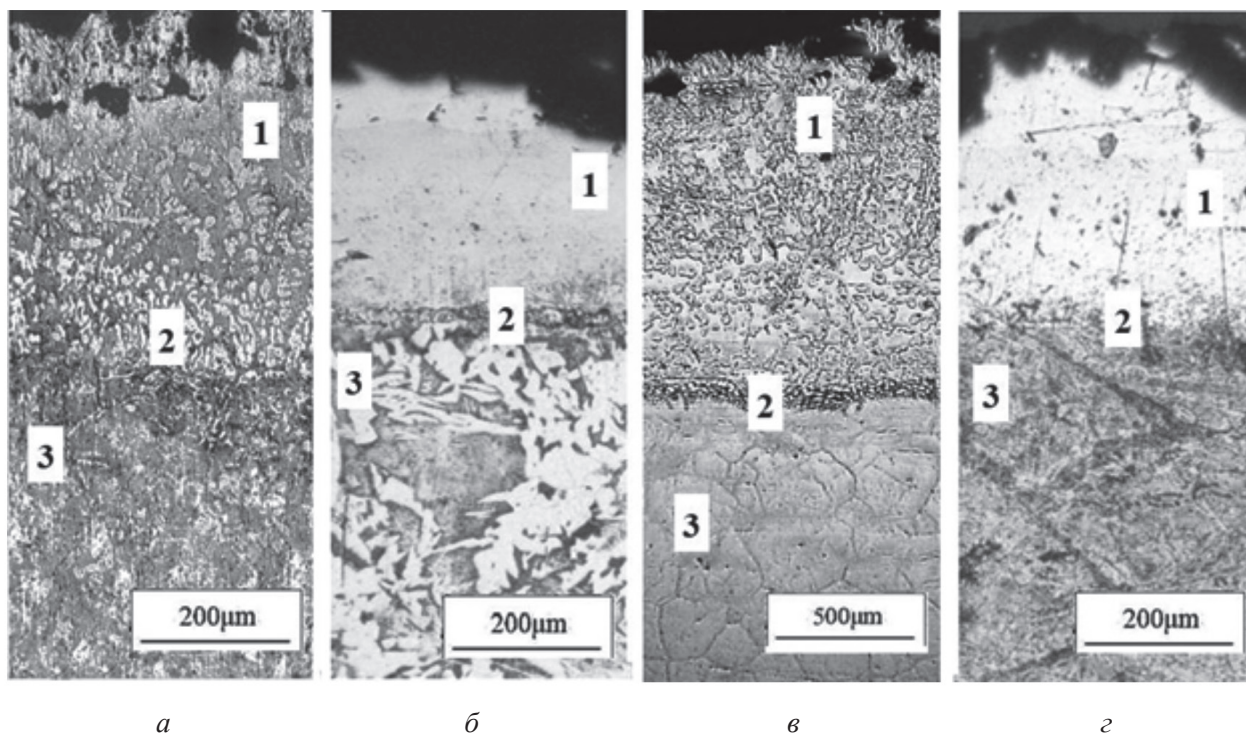
г

Рис. 6. Микроструктуры сталей после ХТО при температуре 950 °С, 4 ч:

а – Ст3 без МА; б – Ст3 после МА; в – 3Х2В8Ф без МА; г – 3Х2В8Ф после МА (МА – механоактивация)

Fig. 6. Microstructures of steels after TCT at a temperature of 950 °C for 4 h:

а – St3 without MA; б – St3 after MA; в – 3Kh2V8F without MA; г – 3Kh2V8F after MA (MA – mechanical activation)



a

б

в

г

Рис. 7. Микроструктуры сталей после ХТО при температуре 1050 °С, 4 ч:

а – Ст3 без МА; б – Ст3 после МА; в – 3Х2В8Ф без МА; г – 3Х2В8Ф после МА (МА – механоактивация)

Fig. 7. Microstructures of steels after TCT at a temperature of 1050 °C for 4 h

а – St3 without MA; б – St3 after MA; в – 3Kh2V8F without MA; г – 3Kh2V8F after MA (MA – mechanical activation)

представляется более весомым. В результате реакции этих частиц с карбидом бора в процессе ХТО формируется FeB.

Для проверки активности насыщающей смеси после механоактивации и одного процесса ХТО был проведен повторный процесс при

950 °С продолжительностью 2 ч с теми же образцами стали. Распределение микротвердости показано на рис. 9.

Установлено, что смесь теряет свою насыщающую способность. Толщина слоя уменьшилась на 10...15 мкм: с 60 до 50 мкм на Ст3 и с 65 до

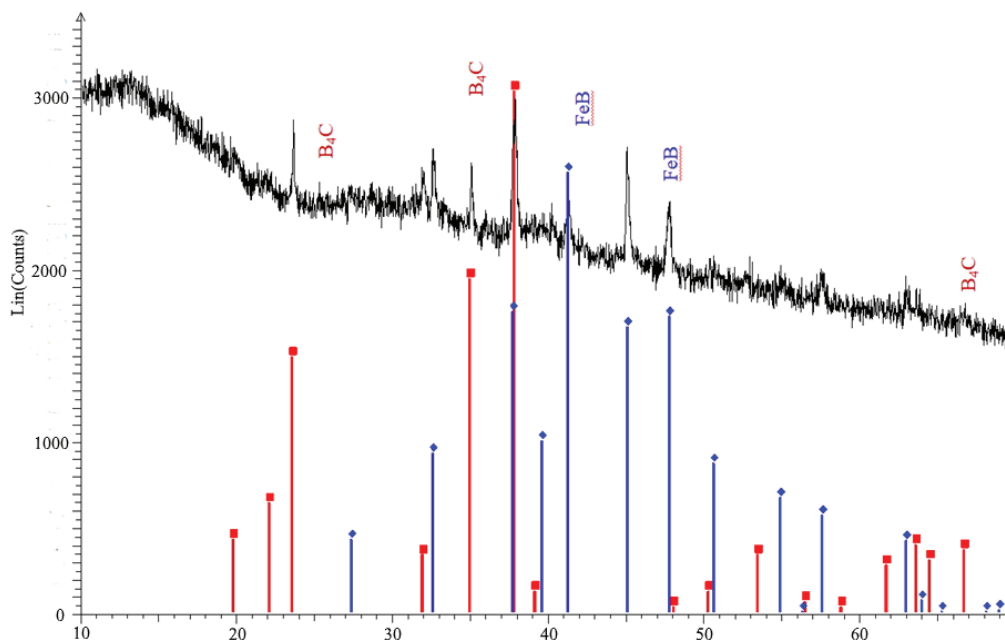


Рис. 8. Рентгенограмма смеси после 30 мин механоактивации и процесса ХТО 950 °С, 2 ч

Fig. 8. XRD-pattern of the mixture after 30-minutes of mechanical activation and TCT at a temperature of 950 °C for 2 h

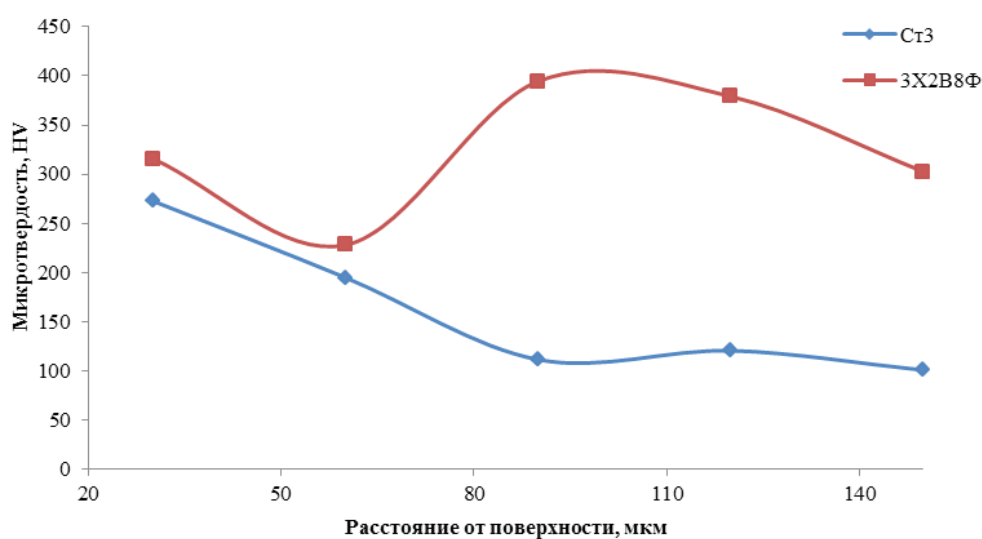


Рис. 9. Распределение микротвердости по глубине при 950 °С, 2 ч с повторным использованием насыщающей смеси

Fig. 9. The distribution of the microhardness over the layer depth at a temperature of 950 °C for 2 h with recycling of the saturating mixture

50 мкм на образце стали 3Х2В8Ф. Показатели микротвердости снизились в среднем на 50 НВ для Ст3 и незначительно снизились для стали 3Х2В8Ф. Наиболее вероятной причиной снижения твердости и уменьшения толщины слоя является образование FeB и расход NaF, который применяется в качестве активатора. Таким образом, повторное использование насыщающей смеси возможно при необходимости получения более тонких слоев.

Выводы

На основании выполненных исследований установлена принципиальная возможность применения предварительной механоактивации насыщающих смесей при ХТО малоуглеродистых и штамповых марок сталей (на примере Ст3 и 3Х2В8Ф) с целью получения диффузионных слоев с заданными прочностными характеристиками.

Установлено, что толщина слоя на сталях после ХТО в смесях без механоактивации превосходит толщину слоя после ХТО в механоактивированных порошках в 1,4...1,7 раза при 950 °С и в 4,3...6 раз при 1050 °С.

Установлено, что увеличение продолжительности и температуры ХТО в механоактивированных смесях приводит к повышению содержания алюминия в слое по сравнению со смесями без механоактивации.

Список литературы

1. Ворошин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки: учебное пособие. – М.: Новое знание, 2010. – 304 с.
2. Kulka M. Current trends in boriding: Techniques. – Cham, Switzerland: Springer, 2019. – 282 p. – (Engineering materials).
3. Atul S.C., Adalarasan R., Santhanakumar M. Study on slurry paste boronizing of 410 martensitic stainless steel using taguchi based desirability analysis (TDA) // International Journal of Manufacturing, Materials, and Mechanical Engineering. – 2015. – N 5. – P. 64–77. – DOI: 10.4018/IJMMME.2015070104.
4. Thermocyclic boroaluminizing of low carbon steels in pastes / U. Mishigdorzhii, I. Polyansky, I. Sizov, B. Vetter, A. Schlieter, S. Heinze, C. Leyens // Materials Performance and Characterization. – 2017. – Vol. 6, iss. 4. – P. 531–545. – DOI: 10.1520/MPC20160082.

5. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации химических процессов / отв. ред. А.С. Колосов; АН СССР, Сибирское отделение, Институт химии твердого тела и переработки минерального сырья. – 2-е изд., перераб. и доп. – Новосибирск: Наука, 1986. – 303 с.

6. Механокомпозиты – прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами / А.И. Анчаров [и др.]; отв. ред. О.И. Ломовский. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2010. – 432 с.

7. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий / [Болдырев В.В. и др.]; отв. ред. Е.Г. Аввакумов. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2009. – 342 с.

8. The effect of mechanical activation of metal powders on their reactivity and the properties of plasma-deposited coatings / V.A. Polyboyarov, A.E. Lapin, Z.A. Korotaeva, A. Cherepanov, O. Solonenko, N.S. Kobotaeva, E.E. Sirotkina, M. Korchagin // Physical Mesomechanics. – 2002. – N 5. – P. 89–94.

9. Shojai M. Mechanically activated combustion synthesis of B₄C-TiB₂ nanocomposite powder // Journal of Advanced Materials and Processing. – 2017. – Vol. 5, N 1. – P. 13–21.

10. Self-propagating high-temperature synthesis in mechanically activated mixtures of boron carbide and titanium / M.A. Korchagin, A.I. Gavrilo, V.E. Zarko, A.B. Kiskin, Yu.V. Iordan, V.I. Trushlyakov // Combustion, Explosions, and Shock Waves. – 2017. – Vol. 53. – P. 669–677. – DOI: 10.1134/S0010508217060077.

11. Gaffet E., Bernard F. Mechanically activated powder metallurgy processing: a versatile way towards nanomaterials synthesis // Annales de Chimie Science des Matériaux. – 2002. – Vol. 27, iss. 6. – P. 47–59. – DOI: 10.1016/S0151-9107(02)90014-0.

12. Torabi O., Ebrahimi-Kahrizsangi R. Effect of the aluminum content on the mechanochemical behavior in ternary system Al-B₂O₃-C // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2013. – Vol. 36. – P. 90–96. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2012.07.006.

13. Яковенко Р.В. Влияние механоактивации на структуру и свойства хромистой карбидостали с добавками карбида бора // Современные проблемы физического материаловедения. – Киев, 2015. – Вып. 24. – С. 94–99.

14. Каченюк М.Н., Сметкин А.А. Эволюция структуры композиционных частиц при механоактивации порошковых смесей на основе титана, карбида кремния и углерода // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 6.

15. An evaluation of a borided layer formed on Ti-6Al-4V alloy by means of SMAT and low-temperature boriding / Q. Yao, J. Sun, Y. Fu, W. Tong, H. Zhang // Materials. – 2016. – Vol. 9, N 12. – P. 993. – DOI: 10.3390/ma9120993.

16. Syntesis of Al-B₄C composite coating on low carbon steel by mechanical alloying method / A. Canakci, F. Erdemir, T. Varol, S. Özkaya, R. Dalmış // Usak University Journal of Material Sciences. – 2014. – Vol. 1. – P. 15–22.
17. Wear resistance of HVOF sprayed coatings from mechanically activated thermally synthesized Cr₃C₂-Ni spray powder / H. Sarjas, K. Priit, K. Juhani, M. Viljus, V. Matikainen, P. Vuoristo // Proceedings of the Estonian Academy of Sciences. – 2016. – Vol. 65, N 2. – P. 101–106. – DOI: 10.3176/proc.2016.2.10.
18. Production of thermal spray Cr₃C₂-Ni powders by mechanically activated synthesis / D. Tkachivskyi, K. Juhani, A. Surzhenkov, P. Kulu, M. Viljus, R. Traksmäa, V. Jankauskas, R. Leišys // Key Engineering Materials. – 2019. – Vol. 799. – P. 31–36. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.799.31.
19. Microstructure and wear behavior of tungsten hot-work steel after boriding and boroaluminizing / U. Mishigdorzhyn, Y. Chen, N. Ulakhanov, H. Liang // Lubricants. – 2020. – Vol. 8, iss. 3. – DOI: 10.3390/lubricants8030026.
20. *Mishigdorzhyn U., Sizov I.* The influence of boroaluminizing temperature on microstructure and wear resistance in low-carbon steels // Materials Performance and Characterization. – 2018. – Vol. 7, N 3. – P. 252–265. – DOI: 10.1520/MPC20170074.
21. *Jurči P., Hudáková M.* Diffusion boronizing of H11 hot work tool steel // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2011. – Vol. 20. – P. 1180–1187. – DOI: 10.1007/s11665-010-9750-x.

Конфликт интересов

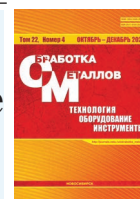
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of Mechanical Activation of the Powder Mixture on the Structure and Properties of Boro-Aluminized Low-Carbon Steels

Pavel Gulyashinov^{1, a, *}, Undrakh Mishigdorzhyn^{2, b, c}, Nikolay Ulakhanov^{3, c}

¹Baikal Institute of Nature Management of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 6 Sakhyanovoy st., Ulan-Ude, 670047, Russian Federation

²Institute of Physical Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 6 Sakhyanovoy st., Ulan-Ude, 670047, Russian Federation

³East Siberia State University of Technology and Management, 40V Kluchevskaya st., Ulan-Ude, 670013, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6776-9314>, gulpasha@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-7863-9045>, undrakh@ipms.bscnet.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-0635-4577>, nulahanov@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 03 September 2020

Revised: 11 September 2020

Accepted: 29 October 2020

Available online: 15 December 2020

Keywords:

Thermal-chemical treatment (TCT)

Mechanical activation

Boro-aluminizing

Boron carbide

Aluminum

Carbon steel

Alloy steel

Funding

The research is supported by grant of the Russian Science Foundation (project №19-79-10163).

ABSTRACT

Introduction. Boro-aluminizing is one of the most effective ways to improve the performance properties (corrosion resistance, heat and wear resistance) of low-carbon steels. Solid-phase methods of thermochemical treatment (TCT) are carried out from saturating mixtures based on powder materials. Preliminary mechanical activation of these powders is one of the ways to improve the properties of the resulting diffusion layer. **The purpose of this work** is to determine the effect of preliminary mechanical activation of the powder mixture on the structure and properties of the boro-aluminized layer on the surface of low-carbon steels. **Methods:** The paper considers the results of research on the preliminary mechanical activation of the saturating mixture in the TCT of low-carbon steels (for example, St3 and 3Kh2V8F) based on powdered boron and aluminum carbide. The results of experiments on preliminary mechanical activation of the saturating mixture are shown, and the dependence of the particle size of the initial mixture on the duration of mechanical activation is established. Samples of steels with a diffusion layer after TCT are obtained. It is found that the process temperature has a significant effect on the thickness of the layers obtained. With an increase in temperature from 950 °C to 1050 °C on St3 steel samples, the layer thickness increases from 120 to 150 μm, on 3Kh2V8F steel samples – 105 and 140 μm with a holding time of 2 h and 4 h, respectively. The microstructure of the obtained samples is investigated; dependence diagrams of the microhardness distribution on the depth of diffusion layers are shown. The distribution of Al over the depth of the resulting boro-aluminized layer is established. As additional studies, the saturation capacity of the mixture after a single application in the TCT process is studied. **Results and discussions.** The principal possibility of using mechanical activation in TCT to obtain diffusion layers with specified strength characteristics is established. An increase in the duration and temperature of TCT in mechanically activated mixtures leads to an increase in the aluminum content in the layer.

For citation: Gulyashinov P.A., Mishigdorzhyn U.L., Ulakhanov N.S. Effect of mechanical activation of the powder mixture on the structure and properties of boro-aluminized low-carbon steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 4, pp. 151–162. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.4-151-162. (In Russian).

References

1. Voroshnin L.G., Mendeleva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoi obrabotki* [Theory and technology of chemical and heat treatment]. Moscow, Novoe znanie Publ., 2010. 304 p.
2. Kulka M. *Current trends in boriding: Techniques*. Cham, Switzerland, Springer, 2019. 282 p.
3. Atul S.C., Adalarasan R., Santhanakumar M. Study on slurry paste boronizing of 410 martensitic stainless steel using taguchi based desirability analysis (TDA). *International Journal of Manufacturing, Materials, and Mechanical Engineering*, 2015, no. 5, pp. 64–77. DOI: 10.4018/IJMMME.2015070104.

* Corresponding author

Gulyashinov Pavel A., Ph.D. (Engineering), Research associate
 Baikal Institute of Nature Management
 Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
 6 Sakhyanovoy str.,
 670047, Ulan-Ude, Russian Federation
 Tel.: +7 (3012) 43-36-76, e-mail: gulpasha@mail.ru

4. Mishigdorzhii U., Polyansky I., Sizov I., Vetter B., Schlieter A., Heinze S., Leyens C. Thermocyclic boroaluminizing of low carbon steels in pastes. *Materials Performance and Characterization*, 2017, vol. 6, iss. 4, pp. 531–545. DOI: 10.1520/MPC20160082.
5. Avvakumov E.G. *Mekhanicheskie metody aktivatsii khimicheskikh protsessov* [Mechanical methods of activation of chemical processes]. 2nd ed. Novosibirsk, Nauka Publ., 1986. 303 p.
6. Lomovskii O.I., ed. *Mekhanokompozity – prekursorsy dlya sozdaniya materialov s novymi svoistvami* [Mechanocomposites – precursors for creation of materials with new properties]. Novosibirsk, SB RAS Publ., 2010. 432 p.
7. Avvakumov E.G., ed. *Fundamental'nye osnovy mekhanicheskoi aktivatsii, mekhanosinteza i mekhanokhimi-cheskikh tekhnologii* [Fundamental bases of mechanical activation, mechanosynthesis and mechanochemical technologies]. Novosibirsk, SB RAS Publ., 2009. 342 p.
8. Polyboyarov V.A., Lapin A.E., Korotaeva Z.A., Cherepanov A.N., Solonenko O.P., Kobotaeva N.S., Sirotkina E.E., Korchagin M.A. The effect of mechanical activation of metal powders on their reactivity and the properties of plasma-deposited coatings. *Physical Mesomechanics*, 2002, no. 5, pp. 89–94.
9. Shojaie M. Mechanically activated combustion synthesis of B_4C - TiB_2 nanocomposite powder. *Journal of Advanced Materials and Processing*, 2017, vol. 5, no. 1, pp. 13–21.
10. Korchagin M.A., Gavrilov A.I., Zarko V.E., Kiskin A.B., Iordan Yu.V., Trushlyakov V.I. Self-propagating high-temperature synthesis in mechanically activated mixtures of boron carbide and titanium. *Combustion, Explosions, and Shock Waves*, 2017, vol. 53, pp. 669–677. DOI: 10.1134/S0010508217060077.
11. Gaffet E., Bernard F. Mechanically activated powder metallurgy processing: a versatile way towards nanomaterials synthesis. *Annales de Chimie Science des Matériaux*, 2002, vol. 27, iss. 6, pp. 47–59. DOI: 10.1016/S0151-9107(02)90014-0.
12. Torabi O., Ebrahimi-Kahrizsangi R. Effect of the aluminum content on the mechanochemical behavior in ternary system $Al-B_2O_3-C$. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, vol. 36, pp. 90–96. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2012.07.006.
13. Yakovenko R.V. Vliyanie mekhanoaktivatsii na strukturu i svoistva khromistoi karbidostali s dobavkami karbida bora [Effect of mechanical activation on the structure and properties of Cr_3C_2 reinforced steels with the addition of boron carbide]. *Sovremennye problemy fizicheskogo materialovedeniya* [Modern problems of physical materials science]. Kiev, 2015, iss. 24, pp. 94–99.
14. Kachenyuk M.N., Smetkin A.A. Evolyutsiya struktury kompozitsionnykh chastits pri mekhanoaktivatsii poroshkovykh smesei na osnove titana, karbida kremniya i ugleroda [Structure evolution of the composite particles at mechanical activation powder titanium, silicon carbide and carbon mixture]. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya = Modern problems of science and education*, 2014, no. 6.
15. Yao Q., Sun J., Fu Y., Tong W., Zhang H. An evaluation of a borided layer formed on Ti-6Al-4V alloy by means of SMAT and low-temperature boriding. *Materials*, 2016, vol. 9, no. 12, p. 993. DOI: 10.3390/ma9120993.
16. Canakci A., Erdemir F., Varol T., Özkaya S., Dalmış R. Syntesis of $Al-B_4C$ composite coating on low carbon steel by mechanical alloying method. *Usak University Journal of Material Sciences*, 2014, vol. 1, pp. 15–22.
17. Sarjas H., Priit K., Juhani K., Viljus M., Matikainen V., Vuoristo P. Wear resistance of HVOF sprayed coatings from mechanically activated thermally synthesized Cr_3C_2 -Ni spray powder. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*, 2016, vol. 65, no. 2, pp. 101–106. DOI: 10.3176/proc.2016.2.10.
18. Tkachivskiy D., Juhani K., Surzhenkov A., Kulu P., Viljus M., Traksmaa R., Jankauskas V., Leišys R. Production of thermal spray Cr_3C_2 -Ni powders by mechanically activated synthesis. *Key Engineering Materials*, 2019, vol. 799, pp. 31–36. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.799.31.
19. Mishigdorzhii U., Chen Y., Ulakhanov N., Liang H. Microstructure and wear behavior of tungsten hot-work steel after boriding and boroaluminizing. *Lubricants*, 2020, vol. 8, iss. 3. DOI: 10.3390/lubricants8030026.
20. Mishigdorzhii U., Sizov I. The influence of boroaluminizing temperature on microstructure and wear resistance in low-carbon steels. *Materials Performance and Characterization*, 2018, vol. 7, no. 3, pp. 252–265. DOI: 10.1520/MPC20170074.
21. Jurči P., Hudáková M. Diffusion boronizing of H11 hot work tool steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, vol. 20, pp. 1180–1187. DOI: 10.1007/s11665-010-9750-x.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.