

УДК 538.9:539.2:620.18:621.7:621.373.826

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ПОРОШКАМИ B_4C – Al ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРА

© 2024 г. А. Б. Лупсанов^{a,b,*}, У. Л. Мишигдоржийн^{b,**}, А. А. Машанов^a,
А. С. Милонов^{a,b}, А. В. Номоев^{a,b}

^aБурятский государственный университет им. Доржи Банзарова, Улан-Удэ, 670000 Россия

^bИнститут физического материаловедения СО РАН, Улан-Удэ, 670047 Россия

*e-mail: lupandrey@yandex.ru, lupsanovab@bsu.ru

**e-mail: undrakh@ipms.bscnet.ru

Поступила в редакцию 26.01.2024 г.

После доработки 26.03.2024 г.

Принята к публикации 26.03.2024 г.

Показана актуальность лазерной модификации поверхности металлических деталей, приведены экспериментальные данные о влиянии обработки поверхности инструментальной стали 3Х2В8Ф импульсным итербиевым волоконным лазером с добавлением пасты из порошков B_4C и B_4C – Al . Показано, что при обработке поверхности образца стали, на которую предварительно с помощью клея нанесен слой пасты толщиной 1–2 мм из порошка F220 (B_4C), в течение 15 мин лазером при оптимальных настройках режима работы получен функциональный слой толщиной 30–40 мкм с микротвердостью 1200–1400 HV и шероховатостью поверхности второго класса. При аналогичной обработке, но уже с добавлением к порошку F220 (B_4C) порошка ПА-4 (Al) в пропорции 7:3, получен функциональный слой толщиной 40–60 мкм с микротвердостью 1100–1300 HV и шероховатостью поверхности седьмого класса. На дифрактограммах модифицированных поверхностей образцов обнаружена более предпочтительная фаза Fe_2B , фаза FeB , которая приводит к резкому охрупчиванию функционального слоя, не выявлена.

Ключевые слова: лазерное упрочнение, лазерное легирование, поверхностное упрочнение, импульсный лазер, микротвердость, шероховатость, инструментальная сталь, профилометрия, металлические порошки, рентгенофазовый анализ.

DOI: 10.31857/S1028096024120073, EDN: QWYCXE

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день самый распространенный способ улучшения эксплуатационных свойств металлических деталей — поверхностное упрочнение, когда на поверхности изделия формируется тонкий функциональный слой из более твердого, чем основа, материала. В связи с появлением сканаторов — устройств программируемого управления скоростью лазерного луча — одними из наиболее перспективных способов получения функциональных слоев на поверхности металлов стали лазерная наплавка, лазерная микрообработка, лазерное легирование, лазерная сварка [1, 2]. Для этих способов характерна высокая скорость обработки, ее точность и качество, при этом экономится легирующий материал, а последующая

механическая обработка поверхности минимальна [2]. Данные способы широко применяют в радиоэлектронике, в автомобильной и аэрокосмической индустрии для обработки промышленных материалов (стали, алюминия и титана) [3–5], а также для производства медицинских микроразмерных устройств [6]. В качестве легирующих добавок часто используют соединения, обладающие высокой твердостью, такие как нитрид титана, карбиды титана, вольфрама, бора, хрома [2, 6–8]. Недостатком лазерного упрочнения является образование трещин на поверхности после обработки или в процессе дальнейшей эксплуатации из-за растягивающих остаточных напряжений [9–11].

Ранее авторами были опубликованы прикладные решения по легированию поверхности

инструментальной стали 3Х2В8Ф порошками B_4C и B_4C-Al с помощью иттербиевого наносекундного импульсного волоконного лазера, позволившие повысить микротвердость и износостойкость поверхностного слоя при подборе оптимального режима работы импульсного лазера [12–15].

В настоящей работе исследованы микроструктура, микротвердость и шероховатость поверхностных слоев инструментальной стали 3Х2В8Ф, полученных с помощью лазерного упрочнения при легировании порошками B_4C-Al .

МЕТОДИКА

В исследовании использовали прямоугольные образцы с размерами $18 \times 18 \times 10$ мм из инструментальной стали 3Х2В8Ф. Эта сталь применяется для изготовления тяжело нагруженных прессовых инструментов (мелких вставок окончательного штампового ручья, матриц и пуансонов для выдавливания) при горячем деформировании легированных конструкционных сталей и жаропрочных сплавов, пресс-формы литья под давлением медных сплавов [16]. Для легирования стали использовали порошок карбида бора F220 (ГОСТ Р 52381-2005, не менее 95% B_4C , основная фракция 75–63 мкм [17]) и порошок алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058-2022, не менее 98 % Al, основная фракция — более 85% частиц размером до 100 мкм [18]). Обработку проводили наносекундным импульсным иттербиевым волоконным лазером YLP-V2-1-100-100-100 (IPG Photonics, Россия). Лазеры этого типа применяют для гравировки, маркировки, микрообработки, прецизионной поверхностной обработки [13].

Микротвердость определяли методом Виккерса с помощью микротвердомера ПМТ-3М (ЛОМО, Россия) и рассчитывали по восстановленному отпечатку (ГОСТ 9450-76 [19]) с использованием программного комплекса Nexsys Image Expert MicroHandness 2.

Шероховатость поверхности измеряли на стилусном профилометре Dektar XT (Bruker AXS, Германия) и на профилометре модели 130 (“ПРО-ТОН”, Россия).

Для определения микроструктуры, элементного и фазового состава поверхностного слоя применяли методы оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии (РЭМ), энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и рентгенофазового анализа. Для этих целей использовали оптический микроскоп Olympus BX43 (Olympus Corp., Япония); металлографический микроскоп ЛОМО МЕТАМ РВ-21 (ЛОМО,

Россия), рентгеновский дифрактометр Bruker D2 Phaser (Bruker AXS, Германия), настольный растровый электронный микроскоп JEOL JCM-6000 (JEOL, Япония).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Оптимальный режим обработки подбирали по следующим параметрам: выходная мощность 50–100 Вт, диапазон частот импульсов 50–90 кГц, расстояние от линзы до поверхности образца 180–220 мм, скорость прохождения лазерного луча по образцу 50–2000 мм/с, количество последовательных повторов обработки одной поверхности от пяти до 100. После подбора оптимального режима для получения удовлетворительных результатов при минимальной затрате времени были установлены следующие параметры: 100 Вт, 75 кГц, 197 мм, 200 мм/с, десять повторов соответственно, а общее время обработки лазером составило 15 мин.

Обработке лазером в подобранных режимах были подвергнуты два образца, на которые с помощью клея БФ-6 был нанесен тонким слоем (1–2 мм) порошок, на образец № 1 — F220 (B_4C), а на образец № 2 — предварительно смешанный порошок 70 мас. % F220 (B_4C) и 30 мас. % ПА-4 (Al).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В ходе обработки были получены образцы с блестящей поверхностью (рис. 1). Они были распилены по центру пополам, после чего были подготовлены поперечные шлифы и изучены под микроскопом. Средняя толщина полученного на образце № 1 слоя составила 35.6 мкм (рис. 2а, б). Средняя толщина слоя на образце № 2 составила 46.6 мкм (рис. 2в, г).

Показатель микротвердости по Виккерсу

Для расчета микротвердости образца № 1 проведено шесть измерений наплавленной поверхности вертикально вниз к базовой стали с шагом 25–35 мкм, средняя микротвердость стали составила 277 ± 35 HV. Для определения микротвердости функционального слоя проведено шесть измерений с шагом по горизонтали 20–30 мкм и по вертикали 3–7 мкм, средняя микротвердость наплавленного слоя составила 1326 ± 110 HV. Отдельно проведены три измерения на границе между слоями с шагом 25–35 мкм по горизонтали, среднее значение микротвердости на границе составило 791 ± 100 HV.

Для расчета микротвердости образца № 2 были проведены семь измерений от наплавленной по-

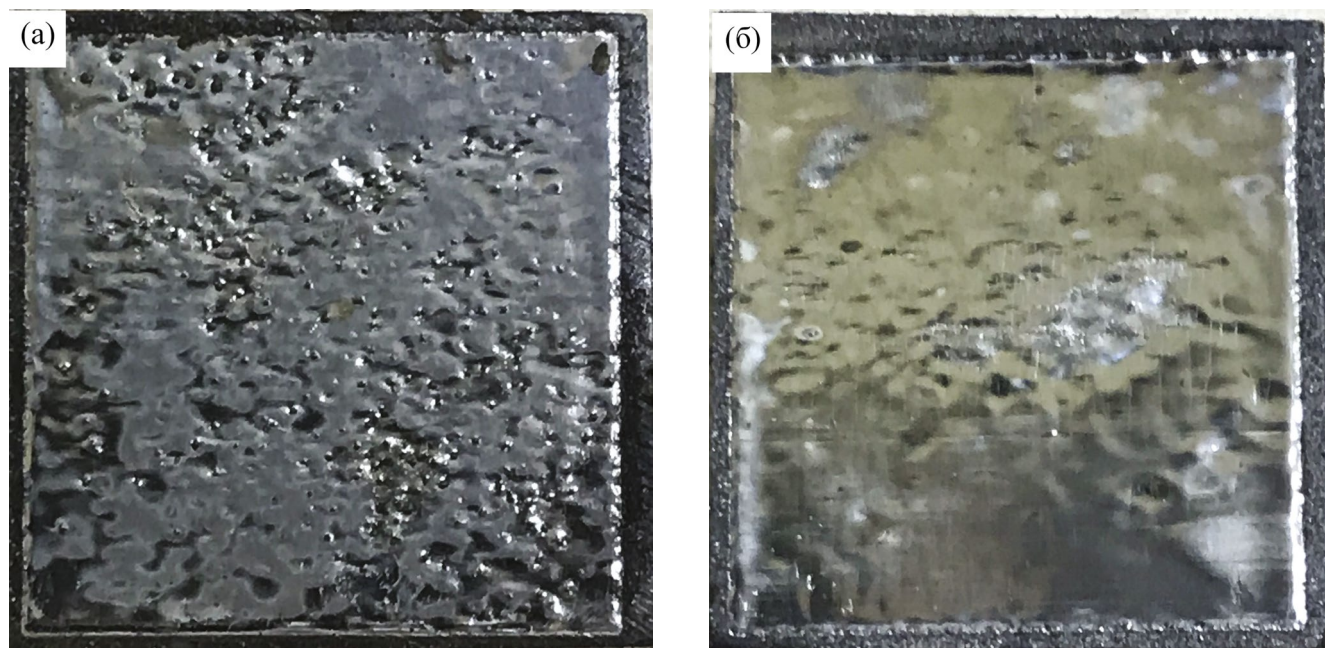


Рис. 1. Поверхность образцов: № 1, обработанного порошком B_4C марки F220 (а); № 2, обработанного смесью из порошков B_4C марки F220 (70 мас. %) и Al марки ПА-4 (30 мас. %) (б).

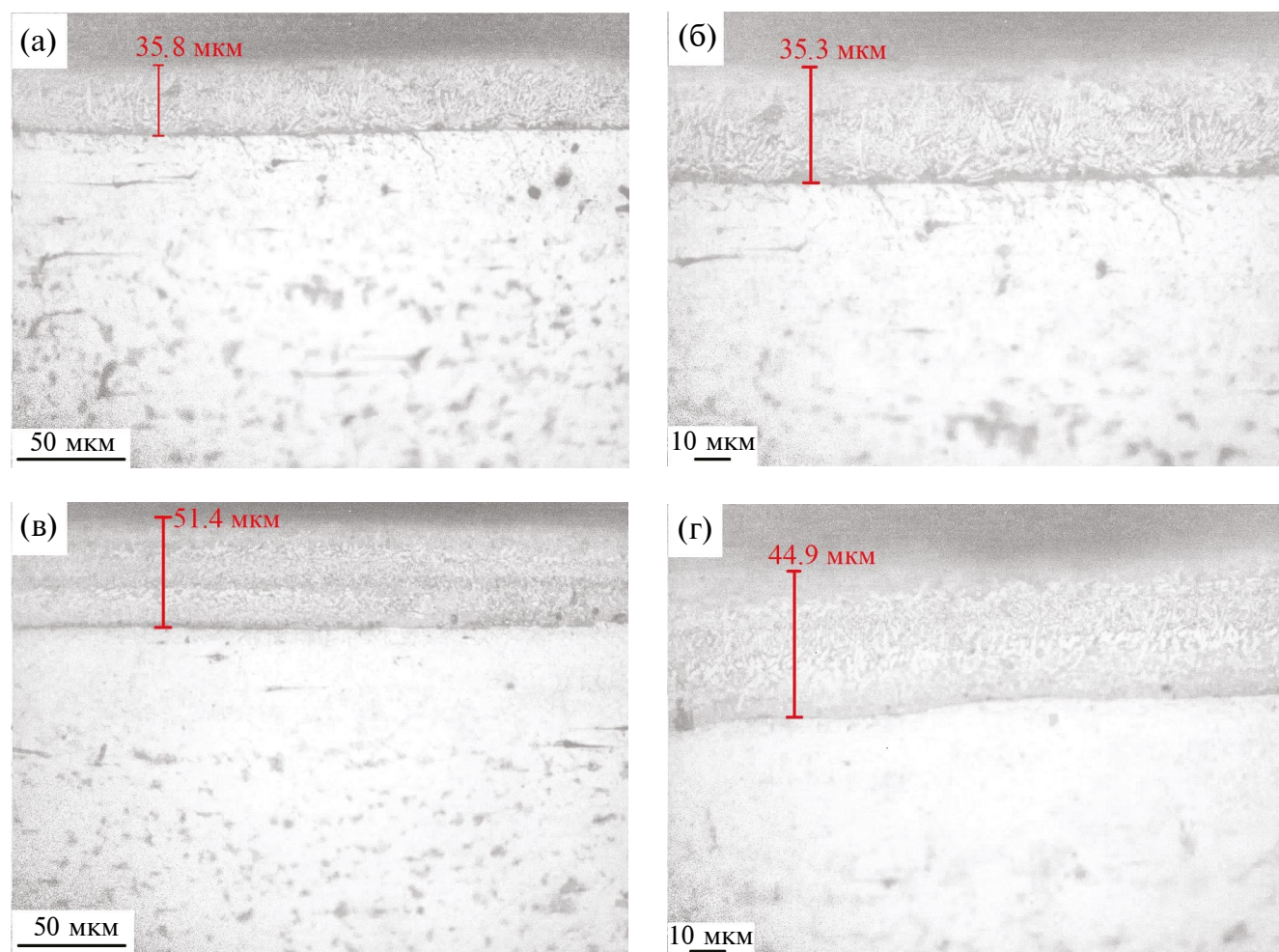


Рис. 2. РЭМ-изображения образцов № 1 (B_4C) (а, б) и № 2 ($B_4C + Al$) (в, г) при увеличении $\times 300$ (а, в) и $\times 500$ (б, г).

верхности вертикально вниз к базовой стали с шагом 25–35 мкм, средняя микротвердость стали составила 258 ± 35 HV. По результатам пяти измерений в наплавленном слое в шахматном порядке с шагом по горизонтали 20–30 мкм и по вертикали 5–10 мкм средняя микротвердость 1200 ± 110 HV. На границе между слоями в результате трех измерений среднее значение микротвердости составило 714 ± 100 HV.

По данным всех измерений образцов № 1 и № 2 построен график зависимости микротвердости от расстояния от поверхности (рис. 3). На графике в диапазоне 60–90 мкм шаг 30 мкм уменьшен до 5 мкм для удобства отображения.

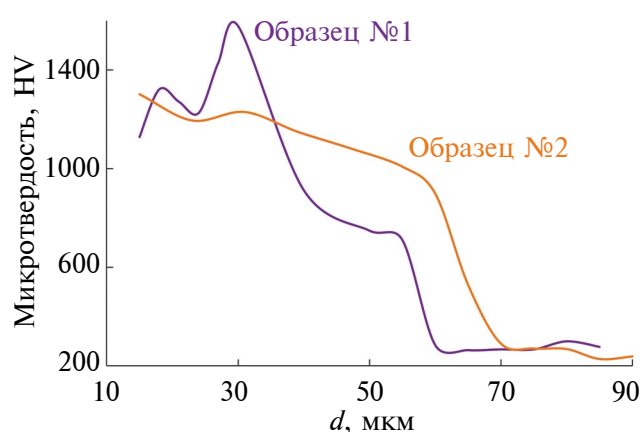


Рис. 3. Зависимость показателя микротвердости образцов № 1 (B_4C) и № 2 ($B_4C + Al$) от расстояния от поверхности d .

Рентгенофазовый анализ

На дифрактограммах поверхности образцов № 1 (рис. 4) и № 2 (рис. 5) обнаружены пики боридов дижелеза (Fe_2B), анализ не выявил рефлексов боридов моножелеза (FeB). Так как фаза FeB преимущественно выделяется в поверхностном слое наплаваемого материала и содержит большее количество бора по сравнению с Fe_2B , а количество бора уменьшается по мере удаления от поверхности, вероятность обнаружения боридов моножелеза при их наличии на поверхности максимальна. Отсутствие фазы FeB указывает на то, что получена фаза Fe_2B , которая более предпочтительна. FeB имеет более высокую твердость, но его появление приводит к резкому охрупчиванию функционального слоя, а на границе фаз FeB – Fe_2B появляются многочисленные трещины из-за остаточных напряжений [20, 21]. В образце № 2 помимо борида дижелеза присутствует сплав $AlCrFe$. Образование кристаллического соединения $AlCrFe$ позволяет утверждать, что в результате лазерного легирования произошла химико-термическая реакция с алюминием, что обеспечивает прочное внедрение алюминия в поверхность образца и увеличивает ее коррозионную стойкость. Можно предположить, что образование гладкой поверхности также связано с наличием $AlCrFe$.

Профилометрия

Профилометрия была сделана на образцах до и после обработки, основные показатели шероховатости профиля представлены в табл. 1. Для

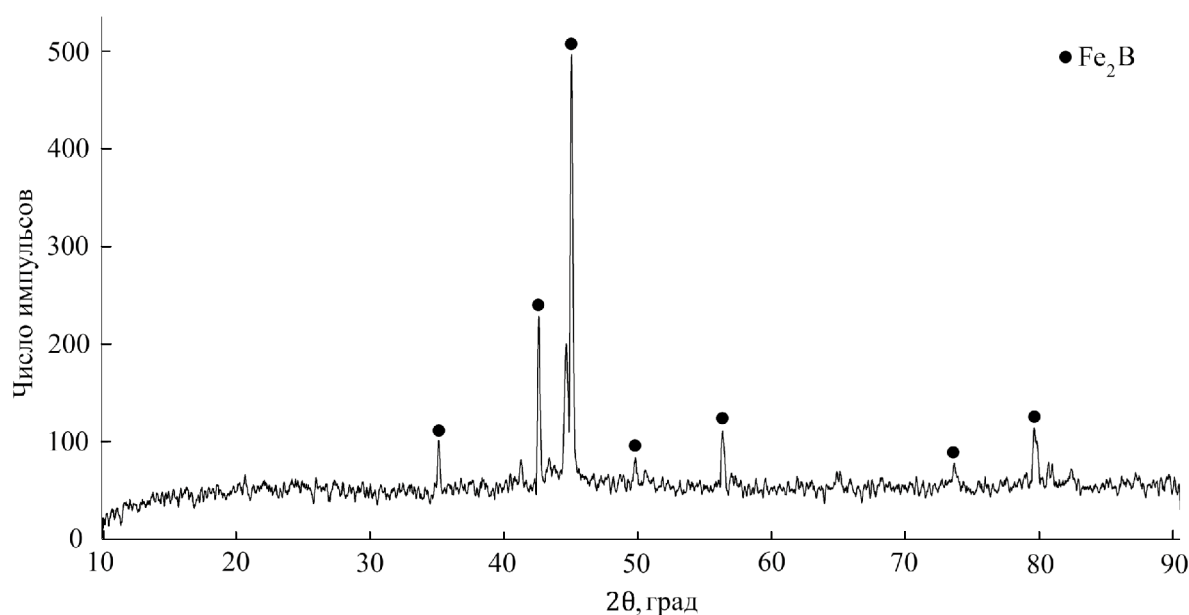


Рис. 4. Дифрактограмма образца № 1 (B_4C).

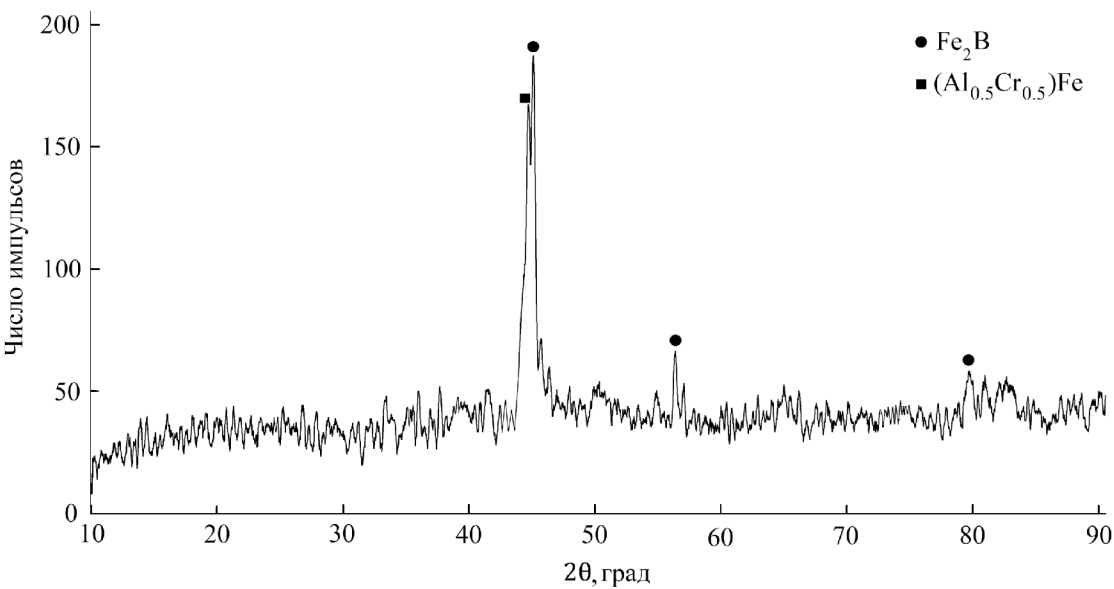


Рис. 5. Дифрактограмма образца № 2 (B₄C + Al).

Таблица 1. Показатели шероховатости образцов до обработки и после лазерного легирования

Параметры*	Образец		
	До обработки	№ 1 (B ₄ C)	№ 2 (B ₄ C + Al)
R_v , мкм	9.5 ± 2.1	100 ± 13	2.9 ± 0.43
R_p , мкм	13.7 ± 2	102.4 ± 9.4	2.61 ± 0.15
R_{max} , мкм	23.2 ± 3.6	202.1 ± 8.9	5.51 ± 0.58
R_z , мкм	9.2 ± 1.2	98 ± 14	2.47 ± 0.36
S_m , мкм	279 ± 38	1080 ± 180	610 ± 180
R_a , мкм	3.46 ± 0.73	34.2 ± 4.1	1.31 ± 0.15
Класс	5в	2б	7а

* R_v — глубина максимальной впадины профиля, R_p — высота максимального выступа профиля, R_{max} — наибольшая высота профиля, R_z — высота неровностей профиля по десяти точкам, R_a — среднеарифметическое отклонение профиля, класс — класс шероховатости профиля.

анализа шероховатости согласно ГОСТу 2789-73 можно использовать наиболее репрезентативный показатель R_a — среднеарифметическое отклонение профиля [22, 23]. Шероховатость образца № 1 после обработки на порядок хуже, чем

до обработки, а шероховатость образца № 2 после обработки улучшилась в 2.6 раз по сравнению с необработанной поверхностью. По сравнению с образцом № 1 разница в 26 раз, что также видно на 3D-профилограммах (рис. 6).

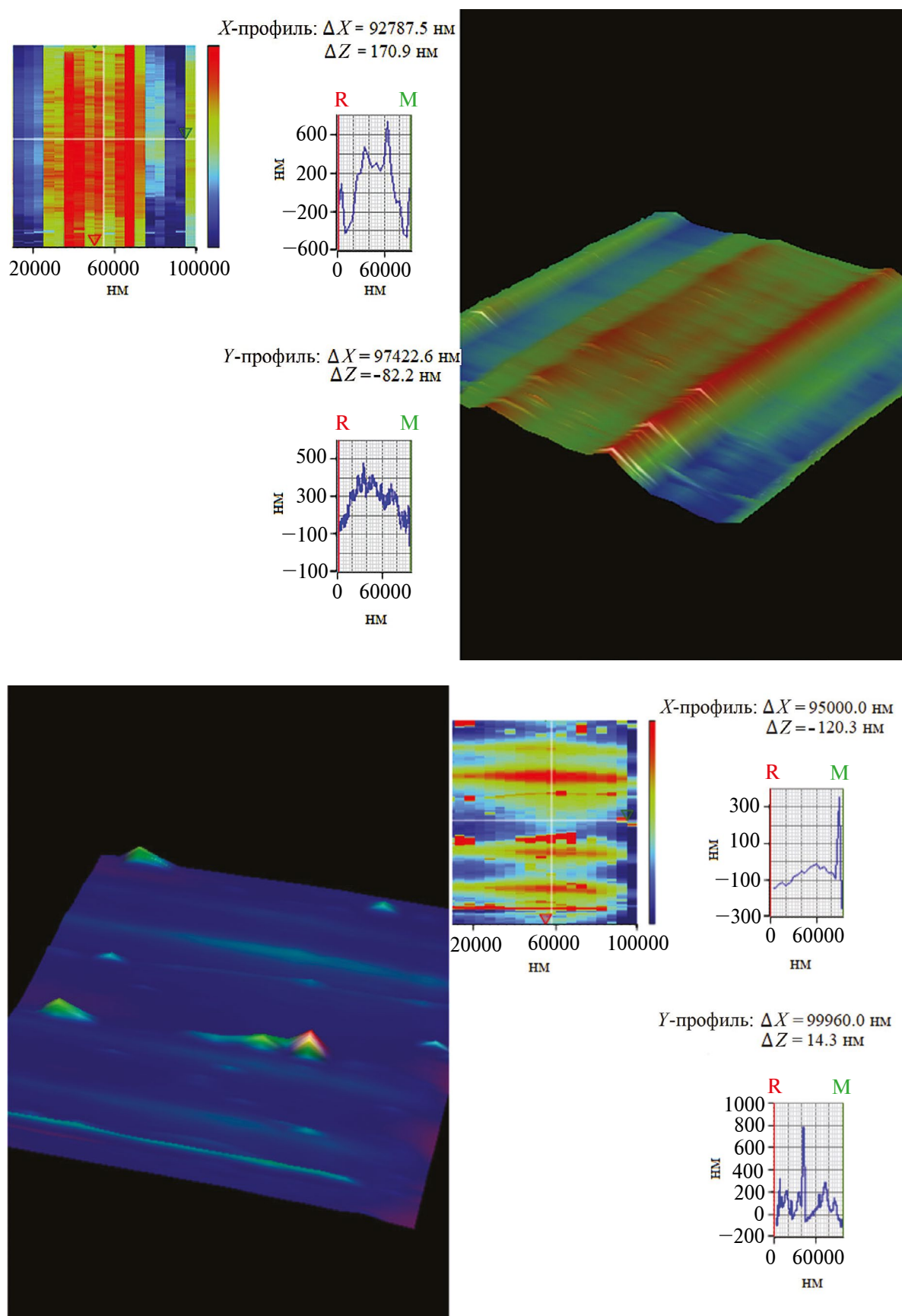


Рис. 6. 3D-профилограммы образцов № 1 (B₄C) (а) и № 2 (B₄C + Al) (б).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе исследования установлено, что при упрочнении в течение 15 мин с помощью импульсного иттербиевого волоконного лазера мощностью 100 Вт поверхности инструментальной стали 3Х2В8Ф порошком карбида бора (B_4C) марки F220 при определенных параметрах обработки можно получить поверхность с микротвердостью 1326 ± 110 HV, шероховатостью второго класса и средним арифметическим отклонением профиля $R_a = 34.2 \pm 4.1$ мкм. При лазерном упрочнении с такими же параметрами обработки смесью из порошков карбида бора (B_4C) марки F220 и алюминия (Al) марки ПА-4 в количестве 70 и 30 мас. % соответственно микротвердость функционального слоя составляет 1200 ± 110 HV, а $R_a = 1.31 \pm 0.15$ мкм, что соответствует седьмому классу шероховатости. Деталь, поверхность которой обладает такой шероховатостью, можно использовать в некоторых трибосистемах даже без дополнительной механической обработки. Повышенную микротвердость поверхности можно объяснить наличием фазы Fe_2B , имеющей высокую трещиностойкость, а содержание соединения AlCrFe приводит к более гладкой поверхности и увеличивает коррозионную стойкость поверхности.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания № FWSF-2024-0010 и № FWSF-2024-0013 на проведение исследований и при финансовой поддержке Бурятского государственного университета им. Доржи Банзарова (БГУ) (грант № 24-03-01). Эксперименты проведены на оборудовании Института физического материаловедения СО РАН и ЦКП “Научные приборы” БГУ. Авторы выражают благодарность научным сотрудникам лаборатории физического материаловедения Института физического материаловедения СО РАН Н.С. Улаханову, И.А. Южакову, С.А. Лысых за помощь в обработке образцов и Д.Э. Дашееву за помощь в проведении рентгенофазового анализа.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Климов В.Г., Жаткин С.С., Шедрин Е.Ю., Козтева А.В. // Изв. Самарского науч. центра РАН. 2015. Т. 17. № 2 (4). С. 782.
http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2015/2015_2_782_788.pdf
2. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
3. Beguin J.D., Gazagne V., Balcaen Y., Alexis J., Andrieu E. // Mater. Sci. Forum. 2018. V. 941. P. 845.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.941.845>
4. Rumsey A.M., Jahan M.P. // Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys / Ed. Totten G.E. et al. 2018. V. 2. P. 1557.
<https://www.routledge.com/Encyclopedia-of-Aluminum-and-Its-Alloys-Two-Volume-Set-Print/Totten-Tiryakioglu-Kessler/p/book/9781466510807>
5. Zhu C., Wan H., Min J., Mei Y., Lin J., Carlson B.E., Maddela S. // Opt. Lasers Engin. 2019. V. 119. P. 65.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.optlaseng.2019.03.017>
6. Гусев А.А., Гусева Г.В. // Изв. Самарского науч. центра РАН. 2012. Т. 14. № 6. С. 254.
http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2012/2012_6_254_259.pdf
7. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
8. Морозов Е.А., Шумков А.Е., Дроздов А.А., Юсубов Н.С. // Металлообработка. 2019. № 2 (110). С. 19.
<https://doi.org/10.25960/mo.2019.2.19>
9. Schneider M.F. Laser Cladding with Powder. Ph. D. Thesis University of Twente, Enschede (The Netherlands). 1998. 177 p. <https://research.utwente.nl/files/6075114/t0000007.pdf>
10. Жидков М.В., Смирнов Н.А., Чэнь Ц., Кудряшов С.И., Япрыцев М.Н. // Письма о материалах. 2020. Т. 10. № 3. С. 243.
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-3-243-248>
11. Великих В.С., Гончаренко В.П., Зверев А.Ф., Картавцев В.С. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1985. № 4. С. 9.
12. Лабунец В.Ф., Ворошин Л.Г., Киндарчук М.В. Износостойкие боридные покрытия. Киев: Техника, 1989. 158 с.
13. Лупсанов А.Б., Лысых С.А., Южаков И.А., Милонов А.С., Мишигдоржийн У.Л., Номоев А.В. // Вестн. Бурятского гос. ун-та. Химия. Физика. 2022. № 2–3. С. 3.
<https://journals.bsu.ru/doi/10.18101/2306-2363-2022-2-3-3-21>
14. Mishigdorzhiiyn U.L., Ulakhanov N.S., Nomoev A.V., Lupsanov A.B. // J. Phys.: Conf. Ser. 2021. V. 2064. P. 012102.
<https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/2064/1/012102/pdf>
15. Патент 2786263 С1 (RU). Способ лазерного легирования инструментальной стали порошками карбида бора и алюминия. / ИФМ СО РАН. Лупсанов А.Б., Мишигдоржийн У.Л., Номоев А.В., Южаков И.А., Лысых С.А. // 2022. Бюл. № 35.
16. Lupsanov A., Lysykh S., Bronnikova S., Dashev D., Mishigdorzhiiyn U., Nomoev A.V., Ulakhanov N., Yuzhakov I. // Key Engin. Mater. 2023. V. 943. P. 3.

- <https://doi.org/10.4028/p-4r8877>
17. Roberts G.A., Kraus G., Kennedy R.L. Tool Steels. Ohio: ASM International, 1998. 364 p.
 18. ГОСТ Р 52381–2005 (ИСО 8486-1:1996 ИСО 6344-2:1998 ИСО 9138:1993 ИСО 9284:1992). Национальный стандарт РФ. Материалы абразивные. Зернистость и зерновой состав шлифовальных порошков. Контроль зернового состава (утв. и введен в действие Приказом Росстандарта от 27 октября 2005 г. № 267-ст). Национальные стандарты. М.: Стандартинформ, 2005.
 19. ГОСТ 6058–2022. Межгосударственный стандарт. Порошок алюминиевый. Технические условия (утв. и введен в действие Приказом Росстандарта от 26 октября 2022 г. № 1192-ст, введен в действие в качестве национального стандарта Российской Федерации с 1 декабря 2022 г.). Межгосударственные стандарты. М.: Российский институт стандартизации, 2022.
 20. ГОСТ 9450-76 (СТ СЭВ 1195-78). Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников (с Изменениями № 1, 2) Государственный стандарт Союза ССР (утв. и введен в действие Постановлением Государственного комитета стандартов Совета Министров СССР от 09.01.76 г. № 68 (ред. от 01.03.1993 г.). АН СССР. М.: Изд-во Стандартов, 1993.
 21. Батаев И.А., Курлаев Н.В., Ленивецова О.Г., Бутыленкова О.А., Лосинская А.А. // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2012. № 1. С. 85.
https://elibrary.ru/download/elibrary_17725258_62279488.pdf
 22. Протасевич В.Ф., Стасевич Г.В., Басалай И.А. // Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов. Минск: БНТУ, 2011. Вып. 33. Ч. 2. С. 161.
<https://rep.bntu.by/bitstream/handle/data/20098/%d0%a1.%20161-172.pdf?sequence=1&isAllowed=y>
 23. ГОСТ 2789-73. Межгосударственный стандарт. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики (с Изменениями № 1 и № 2) (утв. и введен в действие Постановлением Государственного комитета стандартов Совета Министров СССР от 23.04.73 № 995) Ограничение срока действия снято Постановлением Госстандарта от 08.05.80 № 2019. М.: Стандартинформ, 2018.

MODIFICATION OF THE TOOL STEEL SURFACE WITH B₄C–Al POWDERS UNDER THE INFLUENCE OF PULSED LASER

A. B. Lupsanov^{1, 2, *}, U. L. Mishigdorzhii^{2, **}, A. A. Mashanov¹, A. S. Milonov^{1, 2},
A. V. Nomoev^{1, 2}

¹Banzarov Buryat State University, Ulan-Ude, 670000 Russia

²Institution of Science Institute of Physical Materials Science SB RAS, Ulan-Ude, 670047 Russia

*e-mail: lupandrey@yandex.ru, lupsanovab@bsu.ru

**e-mail: undrakh@ipms.bscnet.ru

The relevance of laser modification of the surface of metal parts is shown; experimental data are presented on the effect of surface treatment of tool steel 3Kh2V8F with a pulsed ytterbium fiber laser with the addition of a paste of B₄C and B₄C–Al powders. It is shown that a functional layer 30–40 μm thick with microhardness of 1200–1400 HV and a surface roughness of the second class was obtained when processing the surface of the steel sample, on which a layer of paste 1–2 mm thick from F220 (B₄C) powder was previously applied using glue, for 15 min with a laser at optimal operating mode settings. With a similar treatment, but with the addition of PA-4 (Al) powder to the powder F220 (B₄C) in a ratio of 7:3, a functional layer 40–60 μm thick with a microhardness of 1100–1300 HV and a surface roughness of the seventh class was obtained. In the diffraction patterns of the modified surfaces of the samples, a more preferable Fe₂B phase was detected; the FeB phase, which leads to a sharp embrittlement of the functional layer, was not identified.

Keywords: laser hardening, laser alloying, surface hardening, pulsed laser, microhardness, roughness, tool steel, profilometry, metal powders, X-ray phase analysis.