

УДК 536.425:539.25:539.351

## КОМПЛЕКСНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Al–Cr–Fe–Co–Ni ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ

© 2024 г. Ю. Ф. Иванов<sup>a,\*</sup>, М. О. Ефимов<sup>b</sup>, А. Д. Тересов<sup>a</sup>, В. Е. Громов<sup>b,\*\*</sup>,  
Ю. А. Шлярова<sup>b</sup>, И. А. Панченко<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055 Россия

<sup>b</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, 654007 Россия

\*e-mail: yufi55@mail.ru

\*\*e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Поступила в редакцию 21.07.2023 г.

После доработки 22.09.2023 г.

Принята к публикации 22.09.2023 г.

Используя технологию проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM – wire arc additive manufacture), был изготовлен высокоэнтропийный сплав неэквивалентного состава Al, Cr, Fe, Co, Ni. Методами современного физического материаловедения выполнен анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств поверхностного слоя высокоэнтропийного сплава, сформированного в результате комплексного модифицирования, сочетающего напыление пленки (В + Cr) и облучение импульсным электронным пучком в среде аргона. В исходном состоянии сплав имеет простую кубическую решетку с параметром решетки 0.28795 нм, средний размер зерна высокоэнтропийного сплава составляет 12.3 мкм. Химические элементы (ат. %) 33.4 Al; 8.3 Cr, 17.1 Fe, 5.4 Co, 35.7 Ni, формирующие высокоэнтропийный сплав, распределены квазипериодически. Выявлен режим облучения (плотность энергии пучка электронов  $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса – 200 мкс, число импульсов – 3 имп., частота – 0.3 с<sup>-1</sup>), позволяющий повысить микротвердость (почти в два раза) и износостойкость (более чем в пять раз), снизить коэффициент трения в 1.3 раза. Независимо от величины  $E_s$  высокоэнтропийный сплав является однофазным материалом, имеет простую кубическую кристаллическую решетку. Высокоскоростная кристаллизация поверхностного слоя приводит к формированию субзеренной структуры (150–200) нм. Показано, что увеличение прочностных и трибологических свойств высокоэнтропийного сплава обусловлено существенным (в 4.5 раза) снижением среднего размера зерна, формированием частиц оксидов хрома и алюминия, внедрением атомов бора в кристаллическую решетку ВЭС.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийный сплав, Al–Cr–Fe–Co–Ni, аддитивная технология, система пленка/подложка, электронно-ионно-плазменная обработка, элементный и фазовый состав, дефектная структура.

DOI: 10.31857/S1028096024020017, EDN: BFSJCK

### ВВЕДЕНИЕ

В последние два десятилетия внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к исследованию структуры, свойств, методов получения и стабильности так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) [1–4], содержащих не менее пяти основных элементов. Такой интерес обусловлен уникальными физико-механическими свойствами ВЭС (корро-

зионной и износостойкостью, жаро- и криопрочностью, особыми магнитными и электрическими свойствами и т.д.), что делает их перспективными для различных областей использования [5–10].

В обзорных статьях [11–15] и последних монографиях [16, 17] выполнен анализ свойств различных ВЭС и отмечено, что их появление является существенным шагом вперед в развитии металлургических сплавов. Дальнейшее повышение свойств ВЭС может быть достигнуто при об-

работке концентрированными потоками энергии и создании пленочных покрытий.

Одним из наиболее эффективных методов поверхностного упрочнения является электронно-пучковая обработка, обеспечивающая сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения (до  $10^6$  К/с), в результате чего образуются субмикро- и нанокристаллические структурно-фазовые состояния [18–20]. Присутствие нескольких составляющих элементов в составе ВЭС позволяет получать различные покрытия на их основе для использования в особых условиях. Оксидные, нитридные, боридные покрытия обладают превосходными механическими характеристиками, что значительно расширяет диапазон их применения [3, 21]. В работе [22] приведен обзор различных методов обработки и их влияния на поверхность ВЭС CoCrFeMnNi, полученного методом селективного лазерного плавления.

В работе [23] проблема низкой прочности и износостойкости сплава CoCrFeMnNi, имеющего ГЦК-кристаллическую решетку, была решена методом порошкового борирования (powder-pack boriding). В результате обработки был образован двойной слой, обогащенный кремнием и бором. Установлено увеличение микротвердости и износостойкости борированных образцов.

Целью работы является анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры поверхностного слоя ВЭС, сформированного в результате комплексного модифицирования, сочетающего напыление пленки (В + Cr) и облучение импульсным электронным пучком.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использован высокоэнтропийный сплав элементного состава Al, Cr, Fe, Co, Ni, полученный с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства WAAM (wire arc additive manufacture) [4]. Размеры образцов  $15 \times 15 \times 5$  мм. Обработка поверхностного слоя ВЭС проводилась следующим образом: (1) формировали систему “пленка/подложка” (напыляли пленку бора толщиной 0.5 мкм, поверх пленки бора напыляли пленку хрома толщиной 0.5 мкм), (2) облучали систему “пленка (В) + пленка (Cr)/(ВЭС) подложка” импульсным электронным пучком. Формирование пленки бора на поверхности образцов ВЭС осуществляли методом плазменно-ассистированного ВЧ-распыления катода из порошка бора при следующих параметрах процесса: ВЧ-мощность

$W = 800$  Вт, частота  $f = 13.56$  МГц, длительность процессов  $t = 35$  мин, что соответствовало толщине пленки бора 0.5 мкм; ток плазмогенератора “ПИНК”  $I_{\text{п}} = 50$  А, ток накала  $I_{\text{н}} = 145$  А, напряжение смещения  $U_{\text{см}} = 50$  В, коэффициент заполнения 75%, частота смещение 50 кГц. Перед формированием пленки бора (после помещения в камеру установки и последующего вакуумирования) поверхность образцов ВЭС подвергалась дополнительному кратковременному (15 мин) травлению плазмой аргона. На образцы с пленкой бора напыляли пленку хрома толщиной 0.5 мкм с помощью дугового испарителя при следующих параметрах процесса: образцы с пленкой бора напротив дугового испарителя, без вращения, ток дугового испарителя  $I_{\text{д}} = 80$  А,  $I_{\text{п}} = 20$  А,  $I_{\text{н}} = 135$  А, 75%,  $U_{\text{см}} = 35$  В,  $p = 0.3$  Па, время напыления хром – 10 мин. Облучение системы пленка/подложка интенсивным импульсным электронным пучком осуществляли на установке СОЛО при следующих параметрах процесса: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов (20–40) Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса 200 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов  $0.3 \text{ с}^{-1}$ , давление рабочего газа (аргон) 0.02 Па. При данных параметрах облучения, как показали предварительно выполненные исследования [4, 14], температура поверхностного слоя системы пленка (В + Cr)/(ВЭС) подложка превышает температуру плавления ВЭС. Следовательно, можно ожидать реализацию процесса формирования, на стадии высокоскоростного нагрева, расплавленного поверхностного слоя образцов ВЭС, легированного атомами бора и хрома и, на стадии высокоскоростного охлаждения, субмикронанокристаллической многофазной структуры, упрочненной боридами.

Исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры системы пленка (Cr + В)/(ВЭС) подложка проводили методами сканирующей электронной микроскопии (прибор SEM 515 Philips с микрорентгеноспектральным анализатором EDAX ECON IV). Фазовый состав и состояние кристаллической решетки основных фаз поверхностного слоя образцов изучали методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа (рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000, Япония); съемку осуществляли в медном отфильтрованном излучении  $\text{CuK}_{\alpha 1}$ ; монохроматор СМ-3121. Анализ фазового состава проводили с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Подбор режима напыления пленок бора и хрома с целью получения необходимой толщины пленки осуществляли пу-

тем выполнения тестировочных экспериментов, используя прибор Calotest CAT-S-0000, предназначенный для определения толщины напыляемых пленок. Твердость материала определяли по схеме Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0.5 Н. Исследование трибологических (коэффициент трения и параметр износа) характеристик материала осуществляли на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция) при следующих параметрах: шарик из керамического материала  $Al_2O_3$ , диаметром 6 мм, радиус дорожки трения 2 мм, путь, пройденный контртелом, 100 м, скорость вращения образца 25 мм/с, нагрузка на индентор 2 Н. Трибологические испытания осуществляли в условиях сухого трения при комнатной температуре.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Высокоэнтропийный сплав, сформированный методом аддитивных технологий, имеет дендритное строение и содержит химические элементы в следующем составе (ат. %): 33.4% Al; 8.3% Cr; 17.1% Fe; 5.4% Co; 35.7% Ni). Методом картирования осуществлен анализ распределения атомов в объеме сплава (рис. 1). Показано, что границы зерен (средний размер зерна 12.3 мкм) и дендритов обогащены атомами хрома и железа; объем зерен обогащен атомами алюминия и никеля.

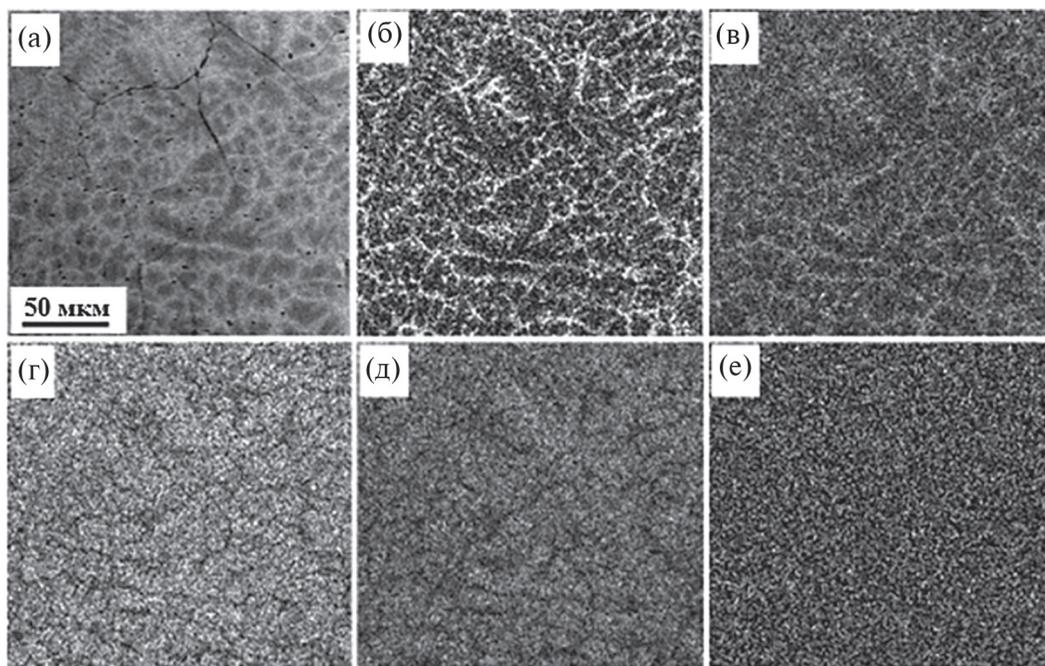
Атомы кобальта распределены в объеме сплава квазиоднородно.

Представленные на рис. 2 результаты микро-рентгеноспектрального анализа, выполненные методом “вдоль линии”, подтверждают сделанные выше выводы о квазипериодическом распределении атомов, формирующих высокоэнтропийный сплав. Методами рентгенофазового анализа показано, что исследуемый сплав имеет простую кубическую кристаллическую решетку (рис. 3), параметр кристаллической решетки сплава 0.28795 нм.

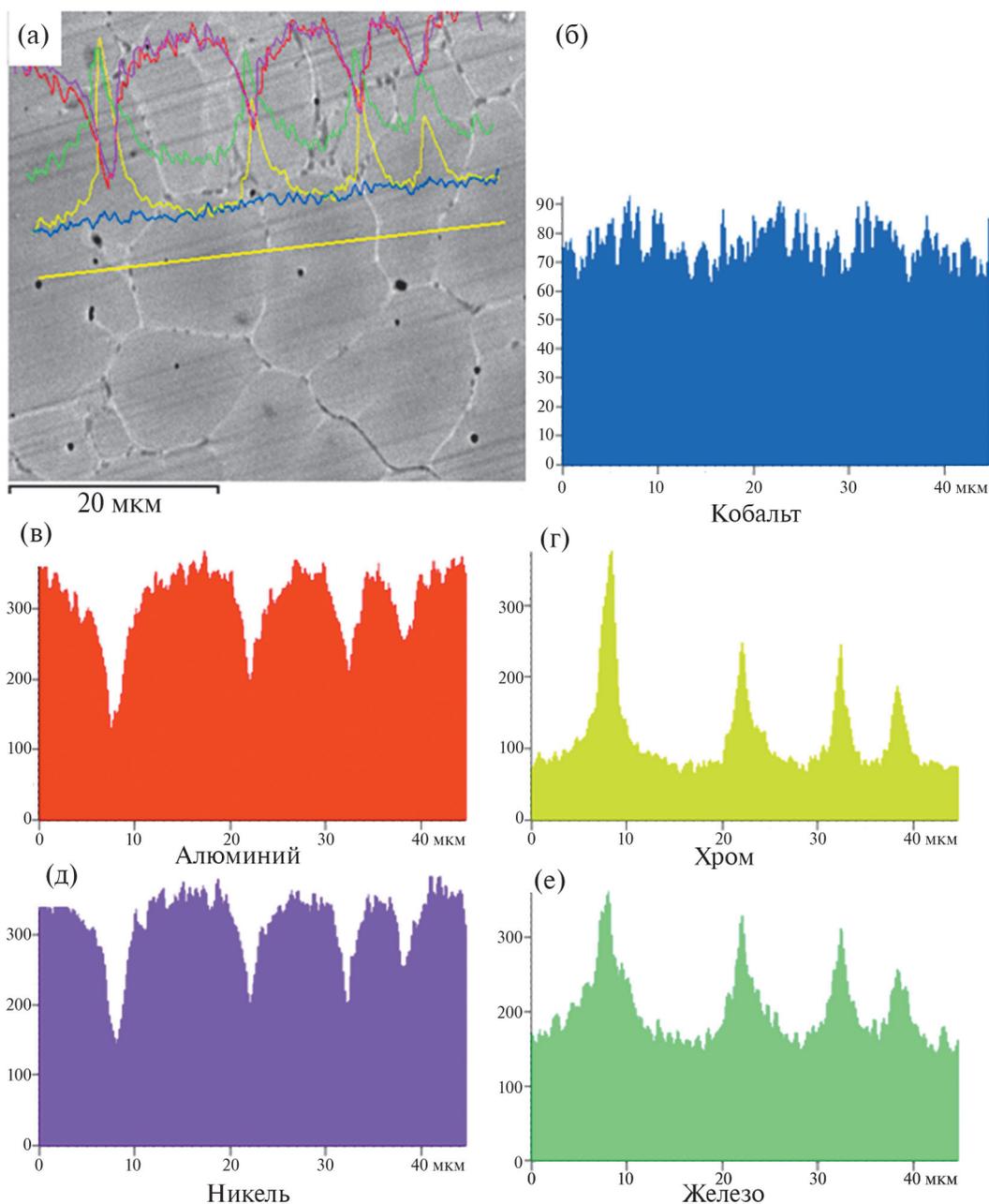
Облучение системы “пленка/подложка” импульсным электронным пучком приводит к существенному изменению механических и трибологических свойств ВЭС. Во-первых, существенно увеличивается микротвердость, достигая максимального значения после облучения системы “пленка/подложка” импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов  $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup> (рис. 4а).

Во-вторых, повышается износостойкость образцов и снижается коэффициент трения, достигая наилучших значений после облучения системы “пленка/подложка” импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 20 Дж/см<sup>2</sup> (рис. 4б, 4в).

Очевидно, что изменение механических и трибологических свойств сплава обусловлено преобразованием структуры поверхностного



**Рис. 1.** Электронно-микроскопическое изображение структуры ВЭС (а); (б)–(е) – изображения участка образца (а), полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cr (б), Fe (в), Ni (г), Al (д), Co (е).



**Рис. 2.** Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка образца ВЭС (а), выполненные методом “вдоль линии”; (б)–(е) – распределение вдоль указанной на рис. 2а линии интенсивностей характеристического рентгеновского излучения атомов Co (б), Al (в), Cr (г), Ni (д), Fe (е).

слоя образцов. При облучении системы “пленка/подложка” пучком электронов с плотностью энергии 20 Дж/см<sup>2</sup> поверхность образца фрагментируется сеткой микротрещин (рис. 5а). Размер фрагментов изменяется в пределах от 40 до 200 мкм при среднем размере 104 мкм. В объеме фрагментов выявляется зеренная структура (рис. 5в). Средний размер зерен 2.7 мкм, что в 4.5 раза меньше среднего размера зерен ВЭС в исходном состоянии.

С увеличением плотности энергии пучка электронов ( $E_s$ ) средний размер зерен поверхностного слоя ВЭС возрастает и при  $E_s = 40$  Дж/см<sup>2</sup> составляет 19 мкм. Очевидно, что многократное уменьшение среднего размера зерен поверхностного слоя ВЭС при  $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup> является одной из причин повышения прочностных свойств сплава (эффект Холла–Петча).

Облучение системы “пленка/подложка” импульсным электронным пучком при  $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup>

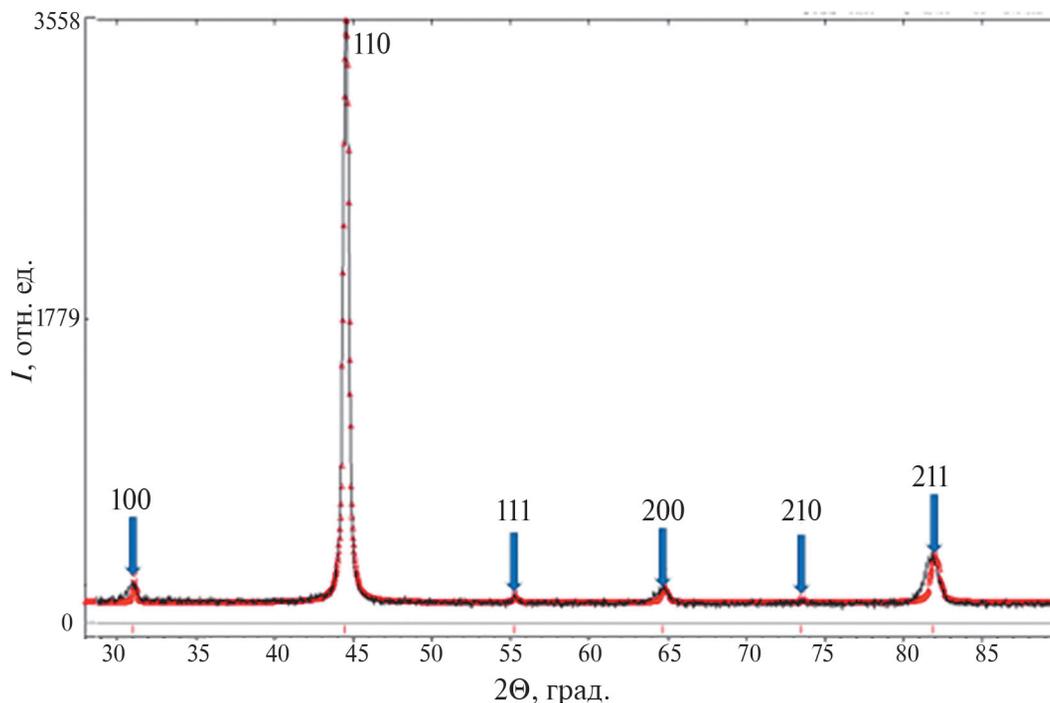


Рис. 3. Фрагмент рентгенограммы высокоэнтропийных сплавов перед облучением.

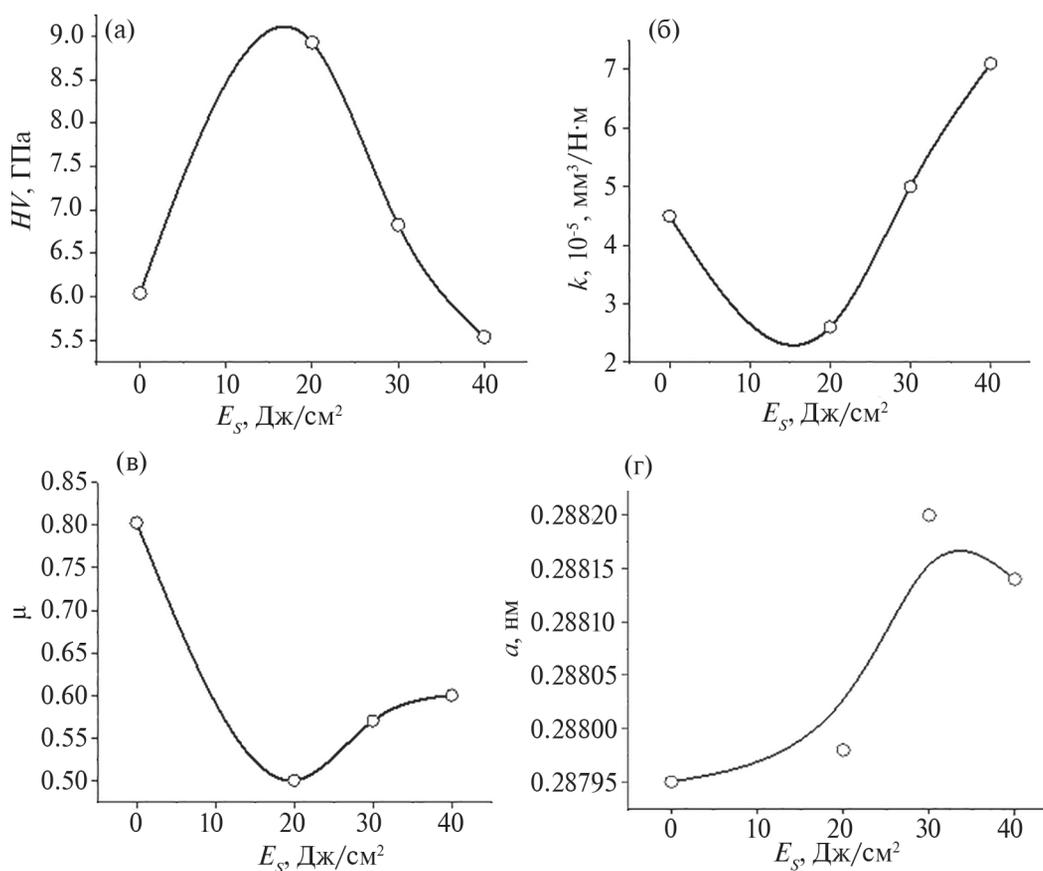
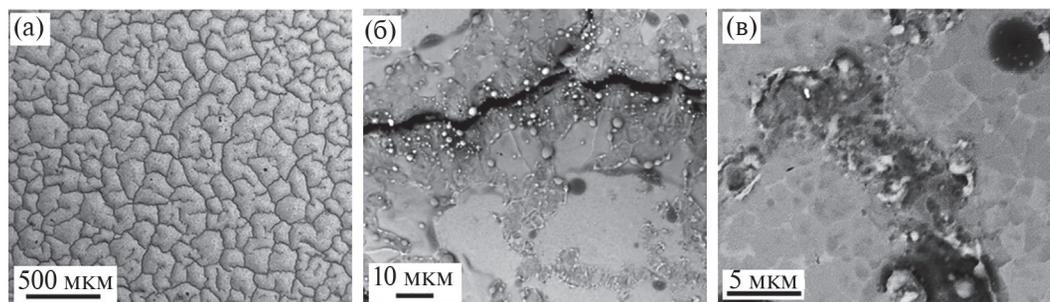


Рис. 4. Зависимость микротвердости (а), параметра износа (б), коэффициента трения (в) и параметра кристаллической решетки (г) поверхностного слоя системы “пленка/подложка” от плотности энергии пучка электронов. Микротвердость высокоэнтропийных сплавов в исходном состоянии 4.7 ГПа. Параметр износа системы пленка/подложка перед облучением  $14 \times 10^{-5}$  мм³/Н·м, коэффициент трения 0.65.



**Рис. 5.** Структура системы “пленка/подложка”, облученной импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов  $20 \text{ Дж/см}^2$ .

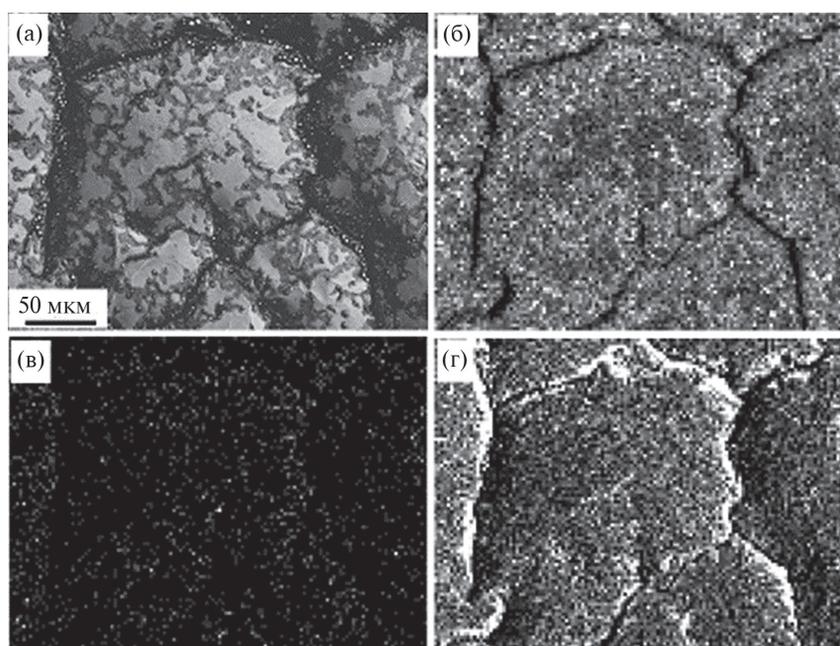
не приводит к растворению пленки. Наблюдаются протяженные прослойки пленки, расположенные в объеме и вдоль границ фрагментов, и островки пленки, расположенные в стыках фрагментов (рис. 5б, 5в).

Увеличение плотности энергии пучка электронов до  $30 \text{ Дж/см}^2$  и, далее, до  $40 \text{ Дж/см}^2$  приводит к полному растворению пленки (В + Ст). Как и при  $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$  поверхность образцов фрагментируется сеткой микротрещин, что указывает на высокий уровень растягивающих напряжений, формирующихся в поверхностном слое образцов при облучении сплава.

Высокоскоростная кристаллизация поверхностного слоя приводит к формированию субзеренной структуры (структура высокоскоростной кристаллизации), при  $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$  суб-

зеренная структура наблюдается весьма редко; при  $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$  субзеренная структура формируется в стыках границ зерен и фрагментов; при  $E_s = 40 \text{ Дж/см}^2$  субзерна формируются по всей поверхности образца. Размер субзерен не зависит от плотности энергии пучка электронов и составляет (150–200) нм.

Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что сохранившиеся после облучения системы “пленка/подложка” импульсным электронным пучком при  $20 \text{ Дж/см}^2$  участки пленки обогащены атомами хрома, бора и кислорода. Вдоль границ фрагментов наблюдаются протяженные прослойки, обогащенные кислородом и алюминием (рис. 6). Островки, формирующиеся на поверхности ВЭС при облучении системы “пленка/подложка” пучком электронов



**Рис. 6.** Электронно-микроскопическое изображение структуры системы пленка/подложка, облученной импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов  $20 \text{ Дж/см}^2$  (а); (б)–(г) – изображения участка образца (а), полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cr (б), В (в), О (г).

при  $E_s = (30 \text{ и } 40) \text{ Дж/см}^2$ , обогащены атомами Cr, Al и O.

Таким образом, результаты микрорентгено-спектрального анализа позволяют констатировать формирование на поверхности ВЭС в результате облучения системы “пленка/подложка” импульсным электронным пучком оксидов хрома и алюминия, количество которых снижается с увеличением плотности энергии пучка электронов. Формирование оксидов также будет способствовать повышению микротвердости и износостойкости ВЭС.

Анализ фазового состава поверхностного слоя ВЭС, модифицированного в результате облучения системы “пленка/подложка” импульсным электронным пучком показывает, что независимо от величины  $E_s$  сплав является однофазным материалом, имеющим простую кубическую кристаллическую решетку.

Параметр кристаллической решетки зависит от величины  $E_s$  соответственно результатам, приведенным на рис. 4г. Одной из причин изменения параметра кристаллической решетки сплава является легирование образцов атомами бора, концентрация которых в объеме сплава, судя по результатам, полученным методами сканирующей электронной микроскопии, будет увеличиваться с ростом плотности энергии в интервале  $E_s = (20\text{--}30) \text{ Дж/см}^2$ . Следует отметить, что располагаются атомы бора в кристаллической решетке ВЭС будут на позициях внедрения, что и приведет к росту параметра решетки. Формирование твердого раствора внедрения является еще одним физическим механизмом, способствующим повышению твердости сплава. Наличие упрочняющих фаз в исследуемом сплаве методами рентгенофазового анализа не обнаружено, что может быть обусловлено их малым количеством.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Используя технологию проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM), изготовлены образцы высокоэнтропийного сплава элементного состава Al, Cr, Fe, Co, Ni. Осуществлена комплексная обработка поверхностного слоя образцов ВЭС, сочетающая формирование системы пленка (Cr + B)/(ВЭС) подложка и последующее облучение импульсным электронным пучком при различных (20–40 Дж/см<sup>2</sup>) значениях плотности энергии пучка электронов. Выявлен режим облучения (20 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс, 3 имп., 0.3 с<sup>-1</sup>), позволяющий существенно повысить микротвердость (почти в два раза) и износостойкость (более чем в

пять раз), снизить коэффициент трения в 1.3 раза. В результате выполненных исследований структуры и фазового состава высказано предположение, что увеличение прочностных и трибологических свойств ВЭС обусловлено существенным (в 4.5 раза) снижением среднего размера зерна, формированием частиц оксидов хрома и алюминия, внедрением атомов бора в кристаллическую решетку ВЭС.

## БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/> – модифицирование ВЭС, исследование структуры и свойств модифицированного слоя ВЭС; при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 20-19-00452) – изготовление образцов ВЭС с помощью технологии холодного переноса металла.

**Конфликт интересов.** Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. George E.P., Curtin W.A., Tazan C.C. // Acta Materialia. 2020. V. 188. P. 435. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.015>
2. Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 4. С. 249. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
3. Рогачев А.С. // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121, № 8. P. 807. <https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
4. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy alloys. Springer. Advanced structured materials, 2021. V. 107. 110 p.
5. Yeh J.W., Chen S.K., Lin S.J., Gan J.Y., Chin T.S., Shun T.T., Tsau C.H., Chang S.Y. // Advanced Engineering Materials. 2004. V. 6. № 5. P. 299. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
6. Miracle D.B., Senkov O.N. // Acta Mater. 2017. V. 122. P. 448. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
7. Zhang W., Liaw P.K., Zhang Y. // Sci China Mater. 2018. V. 61. № 1. P. 2. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
8. Tsai M.-H., Yeh J.-W. // Mater. Res. Lett. 2014. V. 2:3. № 3. P. 107. <https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
9. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. // J. Mater. Res. Technol. 2016. V. 5. № 4. P. 384. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.004>
10. Liu K., Nene S.S., Frank M., Sinha S., Mishra R.S. // Appl. Mater. Today. 2019. V. 15. P. 525. <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2019.04.001>
11. Yeh J.W. // Annalesde Chimie. Science des Materiaux. 2006. V. 31, № 6. P. 63. <https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>

12. *Yeh J.W.* // JOM. 2013. V. 65. № 12. P. 1759. <https://doi.org/10.1007/s11837-013-0761-6>
13. *Zhang L.S., Ma G.-L., Fu L.-C., Tian J.-Y.* // Advanced Materials Research. 2013. V. 631–632. P. 227. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.631-632.227>
14. *Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P.* // Progress in Mater. Sci. 2014. V. 61. P. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
15. *Gali A., George E.P.* // Intermetallics. 2013. V. 39. P. 74. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.03.018>
16. *Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P.* High-Entropy Alloys. Second edition. Amsterdam: Elsevier, 2019. 374 p.
17. *Zhang Y.* High-Entropy Materials. A brief introduction. Singapore: Springer Nature, 2019. 159 p.
18. *Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Zagulyaev D.V., Kononov S.V., Rubannikova Yu.A., Semin A.P.* // Progress in Physics of Metals. 2020. V. 21. № 3. P. 345. <https://doi.org/10.15407/ufm.21.03.345>
19. *Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Kononov S.V.* Fatigue of steels modified by high intensity electron beams. Cambridge International Science Publishing Ltd, 2015. 272 p.
20. *Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А., Коновалов С.В., Воробьев С.В., Кириллова А.В.* // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2022. № 1. С. 65. [https://doi.org/10.54826/19979258\\_2022\\_1\\_65](https://doi.org/10.54826/19979258_2022_1_65)
21. *Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якущенко И.В., Береснев В.М.* // Успехи химии. 2014. Т. 83. № 11. С. 1027. <https://doi.org/10.1070/RCR4407>
22. *Guo J., Goh M., Zhu Z., Lee X., Nai M.L.S., Wei J.* // Materials and Design. 2018. V. 153. P. 211. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.012>
23. *Lindner T., Löbel M., Sattler B., Lampke T.* // Surface and Coatings Technology. 2019. V. 371. P. 389. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.017>

## Complex Modification of the Surface Layer of a High-Entropy Al-Cr-Fe-Co-Ni Alloy by Electron-Ion-Plasma Treatment

Yu. F. Ivanov<sup>1,\*</sup>, M. O. Efimov<sup>2</sup>, A. D. Teresov<sup>1</sup>, V. E. Gromov<sup>2,\*\*</sup>, Yu. A. Shliarova<sup>2</sup>, I. A. Panchenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk, 634055 Russia*

<sup>2</sup>*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, 654007 Russia*

\*e-mail: [yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)

\*\*e-mail: [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

Using the technology of wire-arc additive manufacturing (WAAM – wire arc additive manufacture), a high-entropy alloy (HEA) of non-equiatomic composition Al, Cr, Fe, Co, Ni was manufactured. Using the methods of modern physical materials science, an analysis of the elemental and phase composition, defective substructure, mechanical and tribological properties of the HEA surface layer, formed as a result of complex modification, combining the deposition of a film (B + Cr) and irradiation with a pulsed electron beam in an argon medium, was carried out. In the initial state, the alloy has a simple cubic lattice with a lattice parameter of 0.28795 nm; the average grain size of the HEA is 12.3 μm. Chemical elements (at. %) 33.4 Al; 8.3 Cr, 17.1 Fe, 5.4 Co, 35.7 Ni, which form HEA, are distributed quasi-periodically. The irradiation regime was revealed (energy density of the electron beam  $E_s = 20 \text{ J/cm}^2$ , pulse duration 200 μs, number of pulses 3 pulses, frequency 0.3 s more than 5 times), allowing to increase microhardness (almost 2 times) and wear resistance (more than 5 times), reduce the coefficient of friction by 1.3 times. Regardless of the value of  $E_s$ , HEA is a single-phase material and has a simple cubic crystal lattice. High-speed crystallization of the surface layer leads to the formation of a subgrain structure (150–200) nm. It is shown that an increase in the strength and tribological properties of HEA is due to a significant (4.5 times) decrease in the average grain size, the formation of particles of chromium and aluminum oxyborides, and the incorporation of boron atoms into the crystal lattice of HEA.

**Keywords:** high-entropy alloy, Al–Cr–Fe–Co–Ni, additive technology, film/substrate system, electron-ion-plasma processing, elemental and phase composition, defective structure.