

УДК 536.42:539.25:538.331

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CrMnFeCoNi ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

С. В. Коновалов<sup>1</sup>, Ю. Ф. Иванов<sup>2</sup>, В. Е. Громов<sup>3</sup>, Ю. А. Шлярова<sup>3</sup>,  
О. А. Кондратова<sup>3</sup>, А. В. Кириллова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/3)

<sup>3</sup>Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

**Аннотация.** Для высокоэнтропийного сплава (ВЭС) CoCrFeMnNi неэквивалентного состава, полученного методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM), сняты и проанализированы кривые деформации при растяжении образцов после изготовления и электронно-пучковой обработки (ЭПО). Установлены зависимости предела прочности и относительного удлинения, микротвердости от плотности энергии пучка электронов. Обнаружено, что уменьшение предела прочности и относительного удлинения усиливается с ростом плотности энергии пучка электронов. Выявлены ямочный характер излома и наличие микропор, микрорасслоений. Показаны области с полосовой (пластинчатой) структурой, площадь которой увеличивается с ростом плотности пучка электронов от 25 % при 10 Дж/см<sup>2</sup> до 65 % при 30 Дж/см<sup>2</sup>. С ростом плотности энергии пучка электронов изменяется толщина расплавленного слоя в пределах 0,8 – 5,0 мкм, а средний размер ячеек кристаллизации увеличивается от 310 нм при 15 Дж/см<sup>2</sup> до 800 нм при 30 Дж/см<sup>2</sup>. Установлено немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций, достигающее максимального значения (примерно  $5,5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>) на расстоянии 25 мкм от поверхности облучения. Показано, что в поверхностном слое формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура с размерами ячеек от 400 до 600 нм. При удалении от поверхности дислокационная субструктура меняется с ячеистой к ячеисто-сетчатой и на расстоянии 120 – 130 мкм к субструктуре исходного сплава с хаотическим распределением дислокаций. Высказано предположение, что дефекты, образующиеся в поверхностных слоях при ЭПО, могут быть одной из причин снижения предельных значений прочности и пластичности ВЭС.

**Ключевые слова:** импульсный электронный пучок, ВЭС, элементный состав, фазовый состав, дефектная субструктура, свойства

**Финансирование.** Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, проект № 20-19-00452.

**Для цитирования:** Кириллова А.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Кондратова О.А. Структурно-фазовые состояния и свойства высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi после электронно-пучковой обработки // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2022. № 2 (40). С. 47 – 56.

## STRUCTURAL-PHASE STATES AND PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY CrMnFeCoNi ALLOY AFTER ELECTRON BEAM TREATMENT

S. V. Konovalov<sup>1</sup>, Y. F. Ivanov<sup>2</sup>, V. E. Gromov<sup>3</sup>, Y. A. Shlyarova<sup>3</sup>,  
O. A. Kondratova<sup>3</sup>, A. V. Kirillova<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Samara National Research University (34 Moskovskoye shosse, Samara, 443086, Russian Federation)

<sup>2</sup>Institute of High Current Electronics SB RAS (2/3 Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634055, Russian Federation)

<sup>3</sup>Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

**Abstract.** For CoCrFeMnNi high-entropy alloy (HEA) of non-equiatomic composition, obtained by means of wire-arc additive manufacturing (WAAM), tensile strain curves of the samples after manufacturing and after electron beam processing (EBP) have been recorded and analyzed. Dependences of tensile strength and elongation, microhardness on electron beam energy density have been established. It has been found that decrease in ultimate strength and relative elongation increases with an increase in electron beam energy density. The dimple rupture and presence of micropores and microstratifications are revealed. Regions with a stripe (plate) structure are shown, the area of which increases with an increase in electron beam density from 25% at 10 J/cm<sup>2</sup> to 65% at 30 J/cm<sup>2</sup>. With an increase in electron beam energy density, thickness of molten layer changes within (0.8 – 5.0) μm, and the average size of crystallization cells increases from 310 nm at 15 J/cm<sup>2</sup> to 800 nm at 30 J/cm<sup>2</sup>. Nonmonotonic change in scalar density of dislocations has been established, reaching the maximum value (of ~5.5·10<sup>10</sup> cm<sup>-2</sup>) at a distance of 25 μm from the irradiation surface. It is shown that non-misoriented cellular dislocation substructure with cell sizes from 400 nm to 600 nm is formed in the surface layer. Moving away from the surface, dislocation substructure changes from cellular to cellular-reticular and, at distance of 120 – 130 μm, to the original alloy substructure with chaotic distribution of dislocations. It has been suggested that the defects formed in the surface layers during EBT may be one of the reasons for decreasing extreme values of strength and ductility of HEA.

**Keywords:** Pulsed electron beam, HEA, elemental composition, phase composition, defective substructure, properties

**Funding.** The work was supported by a grant of the Russian Science Foundation, project no. 20-19-00452.

**For citation:** Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Grmov V.E., Shlyarova Yu.A., Kondratova O.A., Kirillova A.V. Structural-phase states and properties of high-entropy CrMnFeCoNi alloy after electron-beam processing. *Bulletin of SibSIU*. 2022, no. 2 (40), pp. 47 – 56 (In Russ.).

### **Введение**

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), привлекающие внимание ученых в последние годы, в отличие от традиционных сплавов состоят из пяти и более основных элементов с процентным содержанием от 5 до 35 % (атом.) [1 – 5]. Атомы всех элементов считаются атомами растворенного вещества, вызывают деформацию кристаллической структуры и улучшают термодинамическую стабильность свойств, связанных с различиями в атомных радиусах компонентов [6 – 8].

В работах [1, 9 – 12] описаны микроструктура, свойства, термодинамика ВЭС, рассмотрены результаты моделирования их структуры и обсуждены новые варианты методов получения многокомпонентных сплавов. Выявлено, что в ВЭС возможно формирование наноразмерных структур и даже аморфных фаз вследствие значительных искажений решетки, обусловленных различием атомных радиусов элементов замещения [1, 11].

Результаты исследования высокоэнтропийного сплава CoCrFeMnNi показали его способность сохранять гранецентрированную кубическую структуру в широком диапазоне температур, а также обладание хорошим балансом прочности и пластичности [13]. В работе [14] продемонстрировано, что рассматриваемый сплав одновременно демонстрирует увеличение прочности при комнатной температуре и вязкости при криогенной температуре (77 К) в результате доминирования двойникового в качестве механизма деформации. Однако недостатком сплавов системы

CoCrFeMnNi является относительно низкий предел текучести при комнатной температуре.

Электронно-пучковая обработка является одним из перспективных методов поверхностной модификации металлических материалов, приводящая к значительному увеличению механических свойств всего материала [15]. Характеристики металлов и сплавов могут вырасти в 20 раз, что значительно превышает эффективность традиционных видов обработки [16]. В процессе облучения пучки электронов высокой плотности за чрезвычайно короткий промежуток времени вызывают различные явления в поверхностном слое, такие как высокоскоростная рекристаллизация, сглаживание поверхности и отжиг, пластическая деформация приповерхностного слоя [17, 18].

В работе [19] показано, что износостойкость, микротвердость, нанотвердость и коррозионные свойства сплава CoCrFeNiMo<sub>0,2</sub> претерпели значительное увеличение в результате воздействия электронным пучком. Облучение высокоточным электронным пучком сплава NiCoCrAlYSi в работе [20] привело к формированию плотного переплавленного поверхностного слоя и удалению исходных дефектов, возникших при лазерной наплавке. Ранее было показано, что электронно-пучковая обработка приводит к гомогенизации химического состава высокоэнтропийного сплава системы CoCrFeMnNi [21]. Целью настоящей работы является исследование структурно-фазового состояния, дефектной субструктуры, поверхности разрушения и свойств

**Элементный состав участка образца ВЭС**  
**Elemental composition of the zone of HEA sample**

Элемент	Содержание элемента	
	до облучения	после облучения $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$
Cr K	14,3/15,5	14,3/15,5
Mn K	3,0/3,1	3,0/3,1
Fe K	38,4/38,9	37,8/37,9
Co K	25,7/24,6	27,0/26,0
Ni K	18,6/17,9	17,9/17,5

Пр и м е ч а н и е. В числителе и знаменателе указаны значения в весовых и атомных процентах

высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi, облученного импульсным электронным пучком.

**Материал и методы исследования**

Материал исследования – высокоэнтропийный сплав (ВЭС) элементного состава CrMnFeCoNi, изготовленный методом электродуговой аддитивной технологии (WAAM) [11]. Полученный ВЭС с размерами 140×20×30 мм представлял собой параллелепипед, состоящий из семи наплавленных слоев в высоту и четырех слоев в толщину. Испытания на растяжение осуществляли на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток в соответствии с ГОСТ 1497 – 84 [22]. Образцы вырезали из массивной заготовки методами электроэрозионной резки. Начальные размеры образцов следующие: толщина 1,05 мм; ширина 4,4 мм; длина рабочей части 8,0 мм. Часть образцов облучали в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па с двух сторон (рабочая часть) на установке СОЛО, разработанной и изготовленной в Институте сильноточной электроники СО РАН [23]. Режимы облучения следующие: плотность энергии пучка электронов 10, 15, 20, 25, 30 Дж/см<sup>2</sup>; длительность импульса пучка 50 мкс; количество импульсов 3; частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>. Деформацию образцов осуществляли путем одноосного растяжения на установке Instron 3369 (скорость испытаний 1,2 мм/мин; температура 22 °С) с автоматической записью кривой растяжения.

Структурно-фазовое состояние исходных и облученных образцов, а также образцов, разрушенных в результате испытаний на растяжение, изучали методами сканирующей электронной микроскопии (прибор LEO EVO 50 (Carl Zeiss), оснащенный энергодисперсионным анализатором INCA – energy), просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM-2100, Japan), рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-6000). Микротвердость поверхности облученных образцов определяли методом Виккерса на приборе ПМТ-3.

**Результаты и их обсуждение**

Элементный состав ВЭС определяли методами микрорентгеноспектрального анализа (см. таблицу).

Выявлено, что в поверхностном слое формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура (рис. 1, а, з) с размерами ячеек в пределах от 400 до 600 нм.

В объеме ячеек выявляются хаотически распределенные дислокации. Аналогичную ячеистую дислокационную субструктуру наблюдали в сплаве NiCoCrAlYSi после обработки электронным пучком [11].

На глубине 25 мкм формируется неразориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура (рис. 1, б, д). При увеличении расстояния от поверхности облучения на 45 мкм наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой присутствует субструктура, сформированная дислокациями, распределенными хаотически (рис. 1, в, е). На расстоянии 120 – 130 мкм от поверхности облучения дислокационная структура соответствует исходному состоянию и представляет собой хаотически распределенные дислокации (рис. 1, а) с плотностью дислокаций примерно  $2,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

В исходном состоянии сплав обладает высоким уровнем пластичности (относительное удлинение превышает 70 %) и прочности (предел прочности достигает 500 МПа). Облучение сплава и последующая высокоскоростная кристаллизация поверхностного слоя приводит к снижению прочности и пластичности материала.

Образующиеся зерна размером 1,5 – 3,0 мкм располагаются вдоль границ зерен исходной структуры ВЭС. В объеме зерен, не подвергнутых рекристаллизации, фиксируется большое количество микродвойников, что, вероятно, является следствием высокоскоростной термической обработки.

При большей плотности энергии (15 – 30 Дж/см<sup>2</sup>) пучка электронов в поверхностном слое ВЭС развивается процесс собирательной рекристаллизации с увеличением размеров зерен в среднем от 35 до 120 мкм.

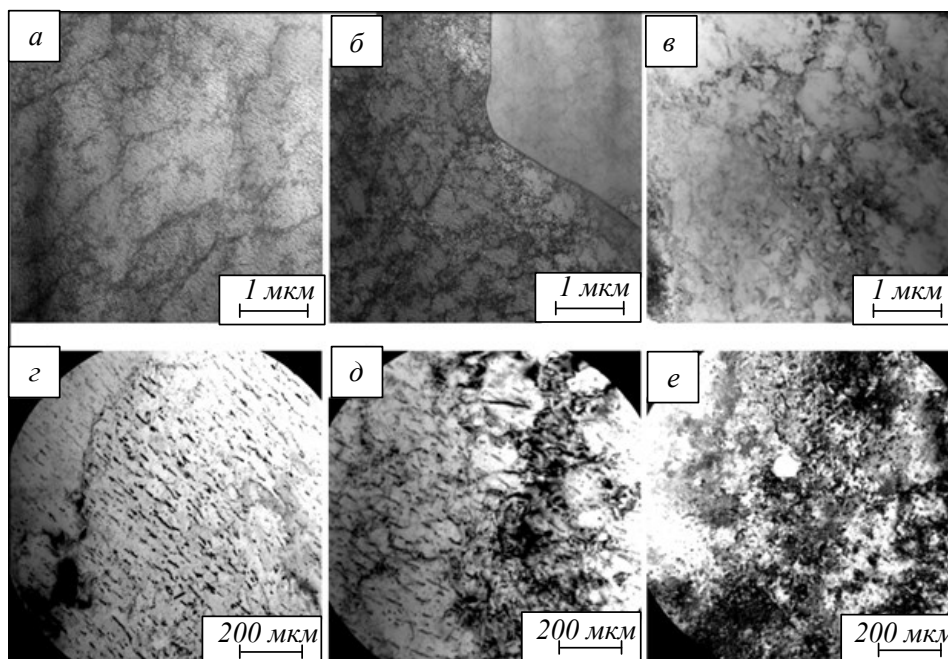


Рис. 1. Дислокационная субструктура поверхности (а, г), а также на расстояниях 25 мкм (б, д) и 45 мкм (в, е) высокоэнтропийного сплава системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni, облученного импульсным электронным пучком  
 Fig. 1. Dislocation substructure of the surface (a, g), at distances of 25 (b, d) and 45  $\mu\text{m}$  (v, e) of a high-entropy alloy of the Co – Cr – Fe – Mn – Ni system irradiated with a pulsed electron beam

Высокоскоростное термическое воздействие приводит к формированию в поверхностном слое структуры ячеистой кристаллизации. Ячейки имеют малоугловую разориентацию (рис. 2, б). Средний размер ячеек кристаллизации зависит от плотности энергии пучка электронов и увеличивается от 310 нм при  $E_S = 15 \text{ Дж/см}^2$  до 800 нм при  $E_S = 30 \text{ Дж/см}^2$ .

Толщина поверхностного слоя примерно 5 мкм. Ячейки имеют форму близкую к равноосной и формируют столбчатую структуру.

Вдоль границы раздела модифицированного слоя и основного объема материала формируются прослойки микропор, фиксируются микротрещины.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии путем индирования микроэлектроннограмм и применения методики

темнопольного анализа [24 – 27] изучали фазовый состав облученных образцов (рис. 3, а).

Анализ микроэлектроннограммы (рис. 3, б) выявил присутствие рефлексов, принадлежащих различным фазам. Яркие рефлексы формируют набор межплоскостных расстояний, соответствующих ГЦК кристаллической решетке (плоскость типа  $\{110\}$ ).

Индирование микроэлектроннограммы позволяет предположить, что фаза, имеющая ГЦК кристаллическую решетку и отвечающая данным межплоскостным расстояниям, может иметь следующий элементный состав: FeNi или  $\text{Ni}_{2,9}\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,36}$ . Рефлексы слабой интенсивности (рис. 3, б) могут принадлежать фазе FeCr. Темнопольный анализ фольги выявил присутствие в материале наноразмерных (1 – 3 нм) частиц (рис. 3, в, г), имеющих округлую форму и располагающихся на дислокациях.

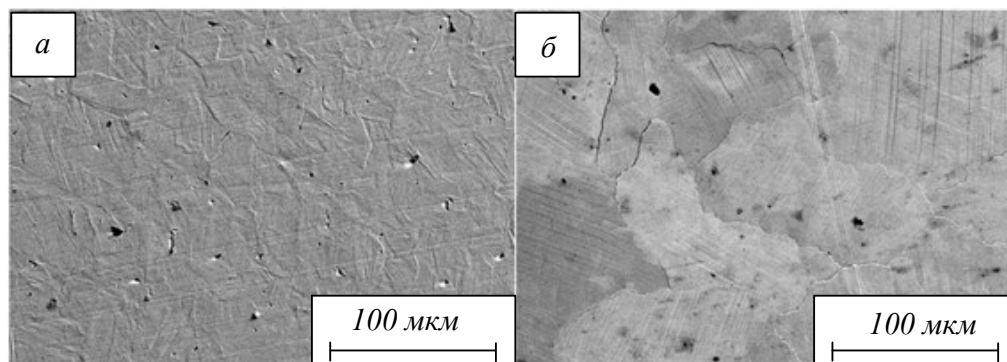


Рис. 2. Зеренная структура образцов ВЭС до облучения (а) и после (б)  
 Fig. 2. Grain structure of HEA samples before (a) and after irradiation (b)

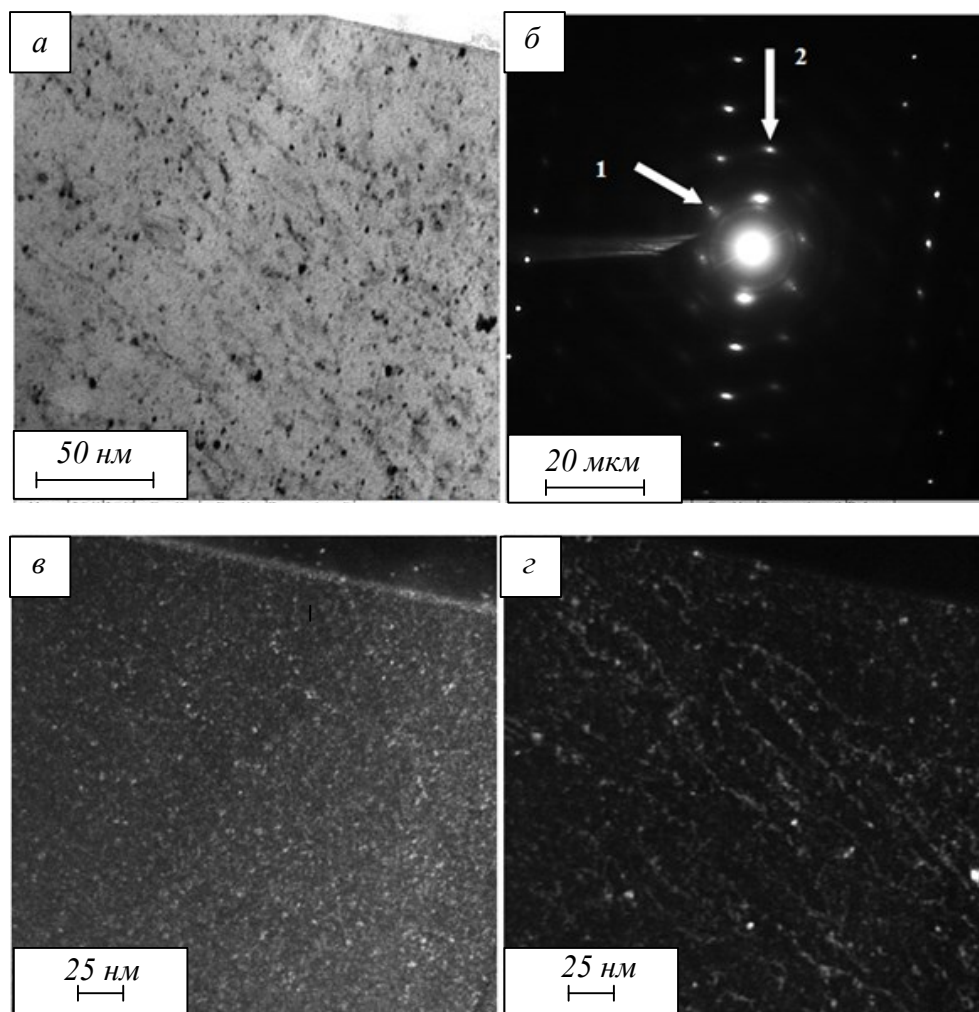


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя ВЭС, облученного импульсным электронным пучком (на поз. б стрелками указаны рефлексы, в которых были получены темные поля 1 – (в) и 2 – (г)):

*a* – светлое поле; *б* – микроэлектрондиограмма; *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах  $[200]\text{Ni}_{2,9}\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,36} + [200]\text{FeNi} + [331]\text{FeCr}$  (в) и  $[222]\text{Ni}_{2,9}\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,36} + [222]\text{FeNi} + [831]\text{FeCr}$

Fig. 3. Electron microscopic image of the structure of HEA surface layer irradiated with pulsed electron beam (at (b), arrows indicate the reflections in which dark fields were obtained 1 – (v), 2 – (z)):

*a* – bright field; *б* – microelectron diffraction pattern; *в* and *г* – dark fields obtained in reflections  $[200]\text{Ni}_{2,9}\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,36} + [200]\text{FeNi} + [331]\text{FeCr}$  (v) and  $[222]\text{Ni}_{2,9}\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,36} + [222]\text{FeNi} + [831]\text{FeCr}$

Ранее было установлено, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком приводит к снижению параметра кристаллической решетки сплава от  $a = 0,35582$  нм в исходном состоянии до  $a = 0,35574$  нм после облучения с  $E_s = 30$  Дж/см<sup>2</sup>. Одной из причин этому может быть распад твердого раствора и уход атомов железа и хрома в частицы второй фазы (рис. 3). Действительно, средний атомный радиус  $R$  сплава, рассчитанный путем аддитивного сложения атомных радиусов химических элементов сплава с учетом их относительного содержания в материале, равен 0,127 нм, атомный радиус хрома – 0,130 нм, железа – 0,126 нм. Следовательно, выход атомов хрома в частицы второй фазы будет способствовать снижению параметра кристаллической решетки сплава.

Исследования поверхности разрушения облученных образцов выявили, наряду с областями, разрушенными по вязкому механизму, области материала, при разрушении которых формируется полосовая (пластинчатая) структура (рис. 4).

Полосы разрушения в большинстве случаев пересекают образец от верхней до нижней кромок и располагаются под углом 90 или 45 градусов к поверхности образца. Разрушение образца в полосах также протекает по вязкому механизму, диаметр ямок отрыва в полосах разрушения изменяется в пределах 0,1 – 0,2 мкм, что почти на порядок меньше диаметра ямок вязкого отрыва остальной части образца (рис. 4).

В необлученном образце полосы разрушения материала не формируются. В облученном сплаве при  $E_s = 10$  Дж/см<sup>2</sup> области с полосовой структурой занимают примерно 25 % площади

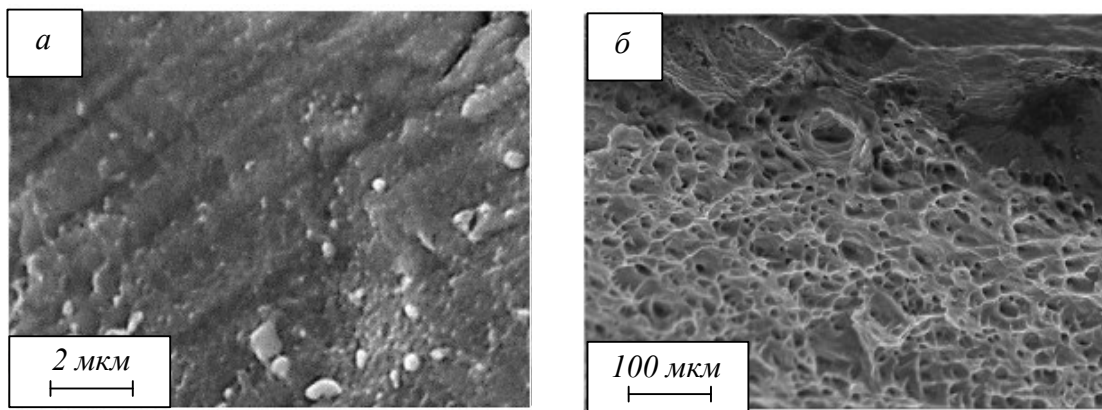


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение поверхности разрушения ВЭС (предварительное облучение импульсным электронным пучком при  $E_S = 30$  Дж/см<sup>2</sup>):

$a$  – структура в полосе разрушения;  $b$  – вне полосы

Fig. 4. Electron microscopic image of the HEA fracture surface (preliminary irradiation with pulsed electron beam at  $E_S = 30$  J/cm<sup>2</sup>):  
 $a$  – structure in the fracture stripe;  $b$  – outside the stripe

излома, при  $E_S = 30$  Дж/см<sup>2</sup> – примерно 65 %. Можно предположить, что формирование полосовой структуры при разрушении ВЭС является одной из причин снижения предельной прочности и пластичности материала в облученном состоянии.

Исследование поверхности разрушения образцов ВЭС позволило оценить толщину расплавленного слоя и рассмотреть состояние пограничного слоя (расплав/твердое тело), формирующегося при высокоскоростной кристаллизации материала: толщина расплавленного слоя изменяется в пределах от 0,8 мкм до 5 мкм и увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов (рис. 5).

Модифицированный электронным пучком объем ВЭС имеет двухслойное строение. На границе раздела поверхностного и подповерх-

ностного слоев, а также подповерхностного слоя и основного объема сплава располагаются микропоры. Подповерхностный слой и прилегающий к нему объем образца содержат микротрещины, расположенные преимущественно перпендикулярно к поверхности образца (рис. 5, б).

В поверхностном слое такие трещины не обнаружены. Можно предположить, что дефекты, выявленные в поверхностном и подповерхностном слоях, формируются в результате упругих напряжений, возникающих при высокоскоростной закалке образцов после завершения термического воздействия пучка электронов. Данные дефекты также могут быть причиной снижения предельной прочности и пластичности материала в облученном состоянии.

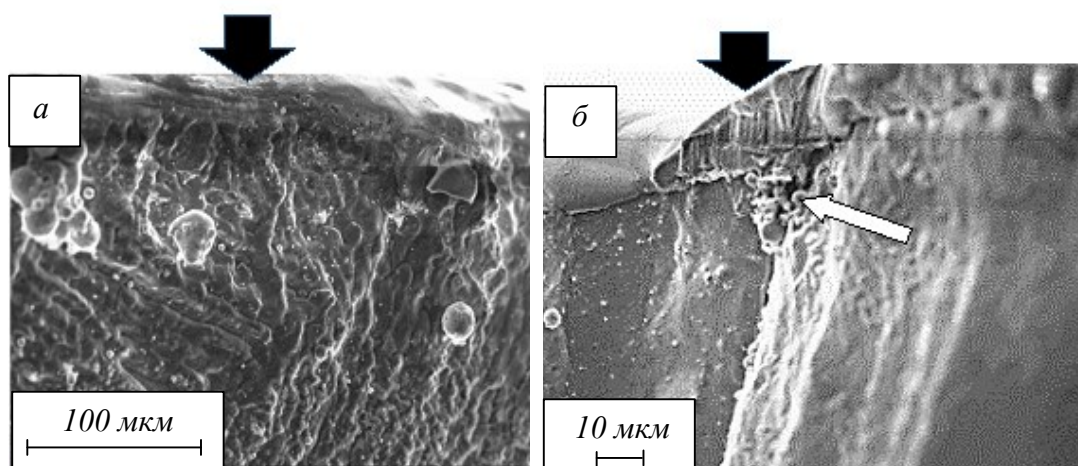


Рис. 5. Структура поверхности разрушения образца, облученного импульсным электронным пучком при  $E_S = 20$  Дж/см<sup>2</sup> (а) и  $E_S = 25$  Дж/см<sup>2</sup> (б) (темными стрелками указана поверхность облучения, светлой стрелкой – микротрещина)

Fig. 5. Structure of the sample fracture surface irradiated with pulsed electron beam at (a)  $E_S = 20$  J/cm<sup>2</sup> and (b)  $E_S = 25$  J/cm<sup>2</sup> (the dark arrows indicate the irradiated surface, the light arrow indicates the microcrack)

**Выводы**

С помощью технологии проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM) изготовлены образцы высокоэнтропийного сплава (ВЭС)  $\text{CoCrFeMnNi}$  неэквивалентного состава подвергнутые электронно-пучковой обработке со следующими параметрами: плотность энергии пучка  $10 - 30 \text{ Дж/см}^2$ ; длительность 50 мкс; частота  $0,3 \text{ с}^{-1}$ ; число импульсов 3.

Установлено, что сплав перед облучением является однофазным материалом, имеющим гранцентрированную кристаллическую решетку. Электронно-пучковая обработка сплава не приводит к изменению его элементного состава, однако существенным образом преобразует его дефектную субструктуру:

– существенно (в шесть раз – от 20 до 120 мкм) увеличивается средний размер зерна;

– в поверхностном слое толщиной примерно 5 мкм формируются структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации с размером ячеек  $400 - 550 \text{ нм}$ ;

– в расплавленном поверхностном слое формируются текстуры высокоскоростной кристаллизации;

– твердый раствор распадается с выделением наноразмерных частиц состава  $\text{FeCr}$ .

Показано, что в результате ЭПО формируется градиентная дислокационная субструктура. В поверхностном слое формируется неориентированная ячеистая дислокационная субструктура, в объеме ячеек которой наблюдаются хаотически распределенные дислокации. На глубине 25 мкм формируется неориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура с наибольшей плотностью дислокаций (примерно  $5,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ). На глубине 45 мкм, наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой, присутствует структура, сформированная дислокациями, распределенными хаотически. В совокупности это привело к снижению пластичности более чем в 2 раза, прочности в 1,3 раза, микротвердости в 1,6 раза облученного сплава относительно необлученного состояния.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

- George E.P., Curtin W.A., Tazan C.C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms // *Acta Materialia*. 2020. Vol. 188. P. 435–474.
- Wu H., Huang S., Zhao C., Zhu H., Xie Z., Tu C., Li X. Microstructures and mechanical properties of in-situ  $\text{FeCrNiCu}$  high entropy alloy matrix composites reinforced with NbC particles // *Intermetallics*. 2020. Vol. 127. Article 106983.
- Liu Y., Zhang Y., Zhang H., Wang N., Chen X., Zhang H., Li Y. Microstructure and mechanical properties of refractory  $\text{HfMo}_{0,5}\text{NbTiV}_{0,5}\text{Six}$  high entropy composites // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 694. P. 869–876.
- Zhang Y., Han T., Xiao M., Shen Y. Effect of Nb content on microstructure and properties of laser cladding  $\text{FeNiCoCrTi}_{0,5}\text{Nbx}$  high-entropy alloy coating // *Optic*. 2019. Vol. 198. Article 163316.
- Tabachnikova E.D., Shapovalov Yu.A., Smirnov S.N., Gorban V.F., Krapivka N.A., Firstov S.A. Low-temperature mechanical properties and thermally activated plasticity parameters of the  $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$  high entropy alloy // *Low Temperature Physics*. 2020. Vol. 46. No. 9. P. 1131–1141.
- Ремпель А.А., Гельчинский Б.Р. Высокоэнтропийные сплавы: получение, свойства, практическое применение // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 3-4. С. 248–253.
- Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // *Физика металлов и металловедение*. 2020. Т. 121. С. 807–841.
- Башев В.Ф., Кушнерев А.И. Структура и свойства литых и жидкозакаленных высокоэнтропийных сплавов системы  $\text{Al-Cu-Fe-Ni-Si}$  // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 1. С. 42–50.
- Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 122. P. 448–511.
- Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. ВЭС: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. № 4. С. 1–8.
- Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy alloys // *Springer. Advanced structured materials*. 2021. Vol. 107. P. 110.
- Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А. Эволюция структуры  $\text{AlCoCrFeNi}$  высокоэнтропийного сплава при облучении импульсным электронным пучком // *Журнал технической физики*. 2021. Т. 91. № 12. С. 1971–1974.
- Zhang T., Xin L., Wu F., Xiang Chen J., Jiang S., Huang Y., Chen S. Microstructure and mechanical of  $\text{Fe}_x\text{CoCrNiMn}$  high-entropy alloys // *Journal of Materials Science and Technology*. 2019. Vol. 35. No. 10. P. 2331–2335.
- Gludovatz B.A., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. Fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic

- applications // *Science*. 2014. Vol. 345. No. 6201. P. 1153–1158.
15. Proskyrovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Ivanov Y.F., Markov A.B. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol. 125. No 1-3. P. 49–56.
  16. Valkov S., Ormanova M., Petrov P. Electron-beam surface treatment of metals and alloys: Techniques and trends // *Metals*. 2020. Vol. 10. No. 9. P. 1–20.
  17. Konovalov S., Ivanov Y., Gromov V., Panchenko I. Fatigue-Induced Evolution of ALSI 310S Steel Microstructure after Electron Beam Treatment // *Materials*. 2020. Vol.13. No. 20. Article 4567.
  18. Konovalov S.V., Komissarova I.A., Kosiniv D.A., Ivanov Y.F., Gromov V.E. Structure of titanium alloy, modified by electron beams and destroyed during fatigue // *Letters on Materials*. 2017. Vol. 7. No. 3. P. 266–271.
  19. Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Gao Q., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo<sub>0.2</sub> high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 410. Article 126911.
  20. Cai J., Yao Y., Gao C., Lyu P., Meng X., Guan Q., Li Y., Han Z. Comparison of microstructure and oxidation behavior of NiCoCrAlYSi laser cladding coating before and after high-current pulsed electron beam modification // *Journal of alloys and Compounds*. 2021. Vol. 881. Article 160651.
  21. Osintsev K., Gromov V., Ivanov Y., Konovalov S., Panchenko I., Vorobyev S. Evolution of structure in alcocrfeni high-entropy alloy irradiated by a pulsed electron beam // *Metals*. 2021. Vol. 11. Article 1228.
  22. ГОСТ 1497 – 84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. М.: Стандартинформ, 2005. 24 с.
  23. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // *Известия вузов. Физика*. 2008. № 5. С. 60–70.
  24. Томас Г., Гориндж М.Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. М.: Наука, 1983. 320 с.
  25. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
  26. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014. 717 p.
  27. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.

## REFERENCES

1. George E.P., Curtin W.A., Tazan C.C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*. 2020, vol. 188, pp. 435–474.
2. Wu H., Huang S., Zhao C., Zhu H., Xie Z., Tu C., Li X. Microstructures and mechanical properties of in-situ FeCrNiCu high entropy alloy matrix composites reinforced with NbC particles. *Intermetallics*. 2020, vol. 127, article 106983.
3. Liu Y., Zhang Y., Zhang H., Wang N., Chen X., Zhang H., Li Y. Microstructure and mechanical properties of refractory HfMo<sub>0.5</sub>NbTiV<sub>0.5</sub>Si<sub>x</sub> high entropy composites. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017, vol. 694, pp. 869–876.
4. Zhang Y., Han T., Xiao M., Shen Y. Effect of Nb content on microstructure and properties of laser cladding FeNiCoCrTi<sub>0.5</sub>Nb<sub>x</sub> high-entropy alloy coating. *Optic*. 2019, vol. 198, article 163316.
5. Tabachnikova E.D., Shapovalov Yu.A., Smirnov S.N., Gorban V.F., Krapivka N.A., Firstov S.A. Low-temperature mechanical properties and thermally activated plasticity parameters of the CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu high entropy alloy. *Low Temperature Physics*. 2020, vol. 46, no. 9, pp. 1131–1141.
6. Rempel' A.A., Gel'chinskii B.R. High-entropy alloys: obtaining, properties, practical application. *Izvestia. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 3-4, pp. 248–253. (In Russ.).
7. Rogachev A.S. Structure, stability and properties of high-entropy alloys. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2020, vol. 121, pp. 807–841. (In Russ.).
8. Bashev V.F., Kushnerev A.I. Structure and properties of cast and liquid-heated high-entropy alloys of the Al–Cu–Fe–Ni–Si system. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2017, vol. 118, no. 1, pp.42–50. (In Russ.).
9. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017, vol. 122, pp. 448–511.
10. Osintsev K.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. WES: structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestia. Ferrous Metallurgy*. 2021, no. 4, pp. 1–8. (In Russ.).
11. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of high-



- entropy alloys. *Springer. Advanced structured materials*. 2021, vol. 107, pp. 110.
12. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kononov S.V., Shlyarova Yu.A. Evolution of the AlCoCrFeNi structure of a high-entropy alloy under pulsed electron beam irradiation. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*. 2021, vol. 91, no. 12, pp. 1971–1974. (In Russ.).
  13. Zhang T., Xin L., Wu F., Xiang Chen J., Jiang S., Huang Y., Chen S. Microstructure and mechanical of Fe<sub>x</sub>CoCrNiMn high-entropy alloys. *Journal of Materials Science and Technology*. 2019, vol. 35, no. 10, pp. 2331–2335.
  14. Gludovatz B.A., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. Fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014, vol. 345, no. 6201, pp. 1153–1158.
  15. Proskirovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Ivanov Y.F., Markov A.B. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams. *Surface and Coatings Technology*. 2000, vol. 125, no 1-3, pp. 49–56.
  16. Valkov S., Ormanova M., Petrov P. Electron-beam surface treatment of metals and alloys: Techniques and trends. *Metals*. 2020, vol. 10, no. 9, pp. 1–20.
  17. Kononov S., Ivanov Y., Gromov V., Panchenko I. Fatigue-Induced Evolution of ALSI 310S Steel Microstructure after Electron Beam Treatment. *Materials*. 2020, vol.13, no. 20, article 4567.
  18. Kononov S.V., Komissarova I.A., Kosiniv D.A., Ivanov Y.F., Gromov V.E. Structure of titanium alloy, modified by electron beams and destroyed during fatigue. *Letters on Materials*. 2017, vol. 7, no. 3, pp. 266–271.
  19. Lyu P., Peng T., Miao Y., Liu Z., Gao Q., Zhang C., Jin Y., Guan Q., Cai J. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo<sub>0.2</sub> high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam. *Surface and Coatings Technology*. 2021, vol. 410, article 126911.
  20. Cai J., Yao Y., Gao C., Lyu P., Meng X., Guan Q., Li Y., Han Z. Comparison of microstructure and oxidation behavior of NiCoCrAlYSi laser cladding coating before and after high-current pulsed electron beam modification. *Journal of alloys and Compounds*. 2021, vol. 881, article 160651.
  21. Osintsev K., Gromov V., Ivanov Y., Kononov S., Panchenko I., Vorobyev S. Evolution of structure in alcoerfeni high-entropy alloy irradiated by a pulsed electron beam. *Metals*. 2021, vol. 11, article 1228.
  22. *GOST 1497 – 84 Metals. Tensile testing methods*. Moscow: Standartinform, 2005, 24 p. (In Russ.).
  23. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of the surface of metal-ceramic and ceramic materials with pulsed electron-beam processing. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2008, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).
  24. Tomas G., Gorindzh M.Dzh. *Transmission electron microscopy of materials*. Moscow: Nauka, 1983, 320 p. (In Russ.).
  25. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016, 196 p.
  26. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014, 717 p.
  27. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
- Сведения об авторах**
- Сергей Валерьевич Коновалов**, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева  
**E-mail:** ksv@ssau.ru  
**ORCID:** 0000-0003-4809-8660
- Юрий Федорович Иванов**, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН  
**E-mail:** yufi55@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0001-8022-7058
- Виктор Евгеньевич Громов**, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** gromov@physics.sibsiu.ru  
**ORCID:** 0000-0002-5147-5343
- Юлия Андреевна Шлярова**, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет  
**E-mail:** rubannikova96@mail.ru  
**ORCID:** 0000-0001-5677-1427
- Ольга Анатольевна Кондратова**, к.ф.-м.н., доцент кафедры прикладной математики и ин-

*форматики*, Сибирский государственный индустриальный университет

**E-mail:** okondratova@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-7347-7681

**Анна Викторовна Кириллова**, старший преподаватель кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

**E-mail:** avkirillova76@mail.ru

**ORCID:** 0000-0003-4428-1831

#### **Information about the authors**

**Sergey V. Konovalov**, Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Metal Technology and Aviation Materials Science, Samara National Research University. academician S.P. Korolev

**E-mail:** ksv@ssau.ru

**ORCID:** 0000-0003-4809-8660

**Yuri F. Ivanov**, Ph.D., Professor, Chief Researcher, Institute of High-Current Electronics SB RAS

**E-mail:** yufi55@mail.ru

**ORCID:** 0000-0001-8022-7058

**Viktor E. Gromov**, Ph.D., Professor, Head of the Department of Natural Sciences named after Pro-

essor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

**E-mail:** gromov@physics.sibsiu.ru

**ORCID:** 0000-0002-5147-5343

**Yulia A. Shlyarova**, Post-graduate student of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Researcher at the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

**E-mail:** rubannikova96@mail.ru

**ORCID:** 0000-0001-5677-1427

**Olga A. Kondratova**, Ph.D., Associate Professor of the Department of Applied Mathematics and Computer Science, Siberian State Industrial University

**E-mail:** okondratova@mail.ru

**ORCID:** 0000-0002-7347-7681

**Anna V. Kirillova**, Senior Lecturer of the Department of Metal Technology and Aviation Materials Science, Samara National Research University named after academician S.P. Korolev

**E-mail:** avkirillova76@mail.ru

**ORCID:** 0000-0003-4428-1831

© 2022 г. С.В. Коновалов, Ю.Ф. Ионов,  
В.Е. Громов, Ю.А. Шлярова,  
О.А. Кондратова, А.В. Кириллова  
Поступила в редакцию 14 апреля 2022 г.