



Оригинальная статья

УДК 536.425:539.25:669.017

DOI 10.17073/0368-0797-2021-11-846-854



СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Ю. Ф. Иванов¹, В. Е. Громов², С. В. Коновалов³,
Ю. А. Шлярова², С. В. Воробьев²

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/3)

² Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

³ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

Аннотация. По технологии проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM) в атмосфере чистого азота получен высокоэнтропийный сплав (ВЭС) системы Al–Co–Cr–Fe–Ni неэквивалентного состава. Методами современного физического материаловедения показано, что в исходном состоянии сплав имеет дендритное строение, что указывает на неоднородное распределение легирующих элементов. Сплав является многофазным материалом, основные фазы: Al_3Ni , Cr_3C_2 , $(Ni, Co)_3Al_4$. Наноразмерные частицы $(Ni, Co)_3Al_4$ кубической формы расположены вдоль границ раздела субмикронных фаз Al_3Ni и Cr_3C_2 . Облучение ВЭС импульсными электронными пучками с плотностью энергии $E_s = 10 \div 30$ Дж/см², длительностью импульса 50 мкс, частотой 3 Гц и числом импульсов 3 приводит к высокоскоростному плавлению и последующей кристаллизации поверхностного слоя. При $E_s = 10$ Дж/см² не происходит разрушения структуры дендритной кристаллизации. Междендритные пространства обогащены алюминием, никелем и железом, а сами дендриты атомами хрома. Наиболее ликвидующим элементом является алюминий, наименее – кобальт. При $E_s = 20$ Дж/см² в объеме зерен формируется нанокристаллическая структура в слое толщиной 15 мкм. Размер ячеек кристаллизации составляет 100 – 200 нм, размер включений в стыках ячеек 20 – 25 нм, а вдоль границ ячеек – 10 – 15 нм. Ячейки высокоскоростной кристаллизации обогащены алюминием и никелем. Атомы кобальта распределены по объему поверхностного слоя равномерно. Наиболее ликвидующим элементом является хром, наименее – кобальт. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см² не приводит к существенным (по сравнению с 20 Дж/см²) изменениям структуры поверхностного слоя. Выявлен режим облучения ($E_s = 20$ Дж/см², 50 мкс, 3 импульса, 0,3 Гц), который позволяет сформировать поверхностный слой с наиболее высокой однородностью распределения химических элементов в сплаве.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, проволочно-дуговое аддитивное производство, импульсный электронный пучок, структура, фазовый и элементный состав

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-19-00452.

Для цитирования: Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Воробьев С.В. Структурно-фазовые изменения высокоэнтропийного сплава при облучении импульсным электронным пучком // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 11. С. 846–854. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-846-854>

Original article

STRUCTURAL PHASE VARIATIONS IN HIGH-ENTROPY ALLOY AT IRRADIATION BY PULSED ELECTRON BEAM

Yu. F. Ivanov¹, V. E. Gromov², S. V. Konovalov³,
Yu. A. Shlyarova², S. V. Vorob'ev²

¹ Institute of High-Current Electronics SB RAS (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

² Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

³ Samara National Research University (34 Moskovskoe Route, Samara 443086, Russian Federation)

Abstract. The high-entropy alloy (HEA) of Al–Co–Cr–Fe–Ni system of nonequiatomic composition is obtained by the technology of wire-arc additive manufacturing (WAAM) in atmosphere of pure nitrogen. By the methods of modern physical materials science it is shown that in the initial state the alloy has dendritic structure indicating nonhomogeneous distribution of alloying elements. It is a multiphase material whose main phases are Al_3Ni ,

Cr_3C_2 , $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Al}_4$. Non-dimensional particles $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Al}_4$ of cubic shape are located along interfaces of submicron phases Al_3Ni and Cr_3C_2 . The HEA irradiation by pulsed electron beams with energy density $E_s = 10 \div 30 \text{ J/cm}^2$, pulse duration of 50 μs , frequency of 3 Hz and pulse number of 3 leads to high-velocity melting and subsequent crystallization of surface layer. If $E_s = 10 \text{ J/cm}^2$, no failure of dendritic crystallization structure happens. Interdendritic spaces are enriched in chemical elements Al, Ni and Fe, and dendrites themselves – in chromium atoms. The most liquating element of the alloy is Al, the least one is Co. If $E_s = 20 \text{ J/cm}^2$, a nanocrystalline structure is formed in the layer 15 μm thick in bulk of grains. Size of crystallization cells amounts to 100 – 200 nm, size of inclusions in cell junctions is 20 – 25 nm, and along cell boundaries it is 10 – 15 nm. Cells of high-velocity crystallization are enriched in Al and Ni. The Co atoms are homogeneously distributed along the surface layer volume. The most liquating element is Cr, the least liquating one is Co. The increase in energy density of electron beam to 30 J/cm^2 doesn't lead to substantial (as compared to $E_s = 20 \text{ J/cm}^2$) variations in surface layer structure. The irradiation mode ($E_s = 20 \text{ J/cm}^2$, 50 μs , 3 pulses, 0.3 Hz) is detected that allows formation of the surface layer with the highest level of homogeneity of chemical element distribution in the alloy.

Keywords: high-entropy alloy, wire-arc additive manufacturing, pulsed electron beam, structure, phase and elemental composition

Funding: The work was supported by the grant of the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00452).

For citation: Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Shlyarova Yu.A., Vorob'ev S.V. Structural phase variations in high-entropy alloy at irradiation by pulsed electron beam. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 11, pp. 846–854. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-11-846-854>

ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие внимание исследователей в области физического материаловедения сосредоточено на изучении структуры, фазового состава, стабильности, способов получения и областей применения нового класса металлических материалов – высокоэнтروпийных сплавов, обладающих целым комплексом свойств, заметно превышающих свойства традиционных металлов и сплавов [1 – 4]. Авторы многочисленных публикаций разрабатывают методы и подходы повышения параметров и свойств ВЭС [5]. Улучшение свойств ВЭС и, в первую очередь механических [6 – 11], может быть достигнуто за счет создания бимодального распределения зерен по размерам [12], формирования наноструктурного двухфазного аморфно-кристаллического состояния [13], эффекта пластичности, индуцированной превращением [14] зернограничного [15], твердорастворного упрочнения [16] и многими другими методами [5, 17 – 23].

Повышенные свойства могут быть достигнуты при обработке поверхности концентрированными потоками энергии. В результате в значительной степени снижается вероятность зарождения в поверхностных слоях микротрещин, приводящих к разрушению, при этом растут прочность и пластичность [24].

Один из методов, позволяющих осуществить гомогенизацию сплава в условиях высокоскоростного плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации, – облучение поверхности образцов низкоэнергетическим интенсивным импульсным электронным пучком [25]. Сверхвысокие (до 10^9 K/c) скорости нагрева сравнительно тонкого (десятки – сотни микрометров) поверхностного слоя до температуры плавления и последующая высокоскоростная кристаллизация расплава позволяют формировать субмикро- и нанокристаллическую структуру, характеризующуюся высокой степенью однородности распределения химических элементов [26].

В многочисленных работах, посвященных анализу структуры и фазового состава металлов и сплавов,

металлокерамических и керамических материалов, обработанных импульсными электронными пучками, показано, что структурно-фазовое состояние модифицированного слоя зависит как от теплофизических характеристик облучаемого материала, так и от параметров пучка электронов [25 – 27].

Целью настоящей работы является получение новых знаний о структуре и фазовом составе высокоэнтропийного сплава состава Al–Co–Cr–Fe–Ni, облученного импульсным электронным пучком.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Изготовление образцов ВЭС осуществляли послойным нанесением на подложку из нержавеющей стали с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) в атмосфере инертного газа (99,99 % Ar). В качестве исходного материала использовали трехжильный кабель, состоящий из алюминиевой проволоки (99,95 % Al, диаметр 0,5 мм), хромоникелевой проволоки X20H80 (20 % Cr, 80 % Ni, диаметр 0,4 мм) и проволоки из сплава 29HK (17 % Co, 54 % Fe, 29 % Ni, диаметр 0,4 мм). Использован следующий режим нанесения слоев: скорость подачи кабеля 8 м/мин, напряжение 17 В, скорость движения горелки 0,3 м/мин, температура подложки 523 К. Полученный слиток в форме параллелепипеда размером 60×140×20 мм состоял из 20 наплавленных слоев по высоте и 4 слоев по ширине. Слиток был порезан на образцы размером 15×15×5 мм. Образцы подвергали облучению импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» [25, 26]. Режим облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 10 – 30 Дж/см², длительность импульса пучка 50 мкс, частота следования импульсов 0,3 Гц, количество импульсов облучения 3. Облучение проводили при остаточном давлении инертного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2}$ Па.

Структуру и элементный состав образцов изучали методами сканирующей электронной микроскопии (приборы «LEO EVO 50» и «TESCAN VEGA»), осна-

ценные энергодисперсионным анализатором INCA Energy). Дефектную субструктуру и распределение химических элементов изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (прибор JEOL JEM-2100, Japan) [28 – 30]. Объекты исследования (фольги толщиной 150 – 200 нм) для просвечивающего электронного микроскопа изготавливали методом ионного травления (установка Ion Slicer (EM-09100IS), аргон) пластинок, вырезанных из объемного слитка ВЭС.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Структура высокоэнтропийного сплава (ВЭС) AlCoCrFeNi, изготовленного методами проволоочно-дугового аддитивного производства в атмосфере инертного газа, подробно рассмотрена авторами монографии [1]. Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что сплав содержит 36,5 % Al, 33,7 % Ni, 16,4 % Fe, 8,6 % Cr, 4,9 % Co (ат.); полученный материал следует отнести к ВЭС неэквивалентного состава. Сплав имеет ярко выраженное дендритное строение, что указывает на неоднородное распределение легирующих элементов в объеме слитка (рис. 1, а). Методами картирования установлено, что границы и приграничные области зерен обогащены атомами хрома и железа, объем зерен обогащен атомами никеля и алюминия, кобальт распределен в сплаве квазиоднородно.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии показано, что ВЭС является мно-

гофазным материалом, основными фазами которого являются Al_3Ni , Cr_3C_2 и $(Ni, Co)_3A_4$. Фаза Al_3Ni имеет кубическую форму, Cr_3C_2 – ленточную, $(Ni, Co)_3A_4$ – сферическую. Частицы $(Ni, Co)_3A_4$, размеры которых составляют 7 – 10 нм, расположены вдоль границ раздела фаз Al_3Ni и Cr_3C_2 , имеющих субмикронные размеры [1].

Облучение ВЭС импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 10$ Дж/см² не приводит к разрушению структуры дендритной кристаллизации (рис. 1, б, в), характерной для сплава в исходном состоянии (рис. 1, а). Этот факт свидетельствует об отсутствии плавления поверхностного слоя облученных образцов. Жидкофазное преобразование структуры поверхностного слоя ВЭС обнаруживается лишь в приграничных областях зеренной (дендритной) структуры. Высокоскоростное преобразование структуры сопровождается формированием прослоек, имеющих субмикронанокристаллическую структуру с размером кристаллитов 100 – 200 нм (рис. 1, в). Исследование структуры изломов весьма часто позволяет выявить преобразование поверхностного слоя материала, подвергнутого обработке концентрированными потоками энергии. Однако в исследуемом случае проплавленные слои весьма тонкие и методами сканирующей электронной микроскопии хрупкого излома не выявляются.

Анализ изображений структуры поверхностного слоя материала, полученных в характеристическом рентгеновском излучении различных элементов, под-

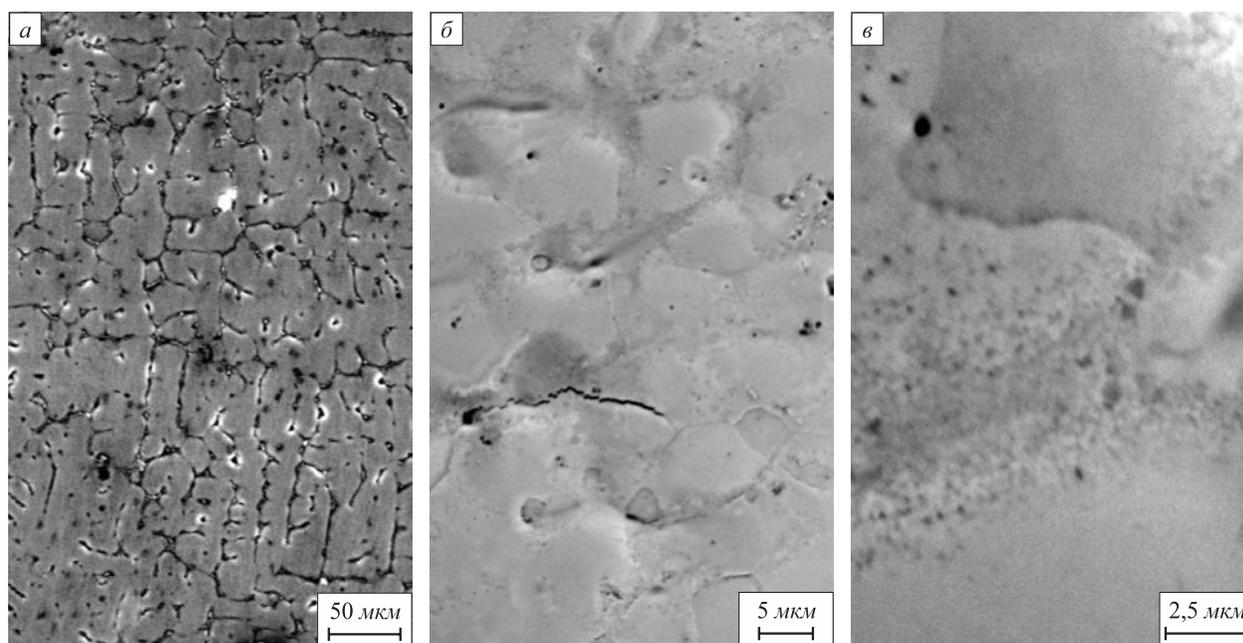


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры ВЭС:

а – исходное состояние; б, в – после облучения импульсным электронным пучком с параметрами $E_s = 10$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц

Fig. 1. Electron microscopic image of the HEA:

а – initial state; б, в – after irradiation with a pulsed electron beam with parameters $E_s = 10$ J/cm², $\tau = 50$ ms, $f = 3$ pulses, $n = 0.3$ Hz

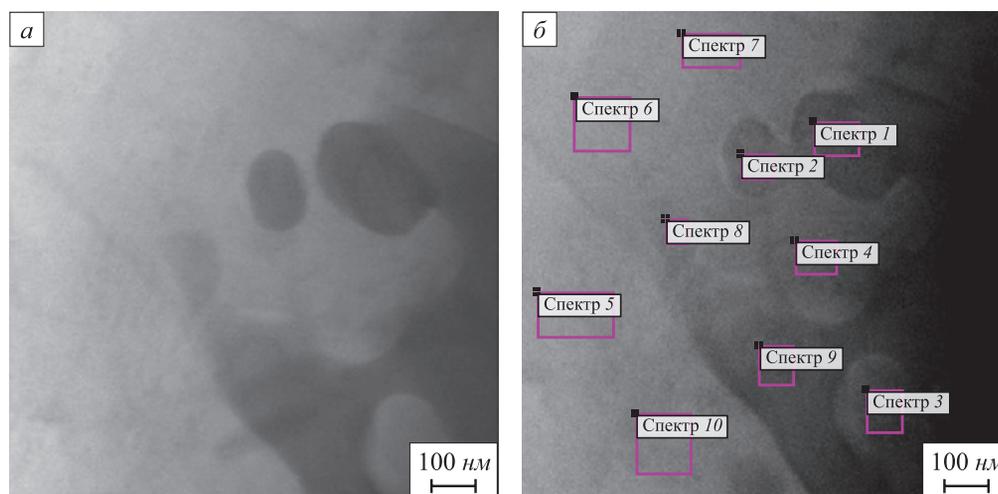


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение участка фольги, полученное методом STEM (на поз. б обозначены участки микроанализа фольги)

Fig. 2. Electron microscopic image of the foil section obtained by the STEM method (in pos. б the sections of the microanalysis of the foil are indicated)

тверждает структуру, характерную для дендритной кристаллизации расплава.

Методами микроанализа фольги «по точкам» проведены исследования элементного состава дендритов и междендритных пространств поверхностного слоя ВЭС, облученного импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 10$ Дж/см². На рис. 2 приведены STEM изображения структуры фольги, на которых указаны места анализа элементного состава сплава. В количественном отношении результаты данного анализа приведены в таблице. Представленные результаты (рис. 2, таблица) дают основание заключить, что междендритные пространства (области анализа 5 – 7, 10) обогащены алюминием, никелем, железом. Дендриты (области анализа 1, 2, 9) обогащены преимущественно атомами хрома. Атомы кобальта распределены равномерно по объему слитка. Наиболее ликвирующим элементом сплава является алюминий (коэффициент ликвации $\delta = 9,2$), наименее ликвирующим – кобальт ($\delta = 2,1$).

Облучение ВЭС импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов $E_s = 20$ Дж/см² приводит к частичному разрушению структуры дендритной кристаллизации, характерной для сплава в исходном состоянии. Этот факт свидетельствует о плавлении поверхностного слоя облученных образцов. Жидкофазное преобразование структуры поверхностного слоя ВЭС сопровождается формированием в объеме зерен нанокристаллической структуры.

Определение толщины расплавленного слоя и исследование его структуры осуществляли путем анализа хрупких изломов (рис. 3). Анализ микрофотографий свидетельствует о том, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс,

$f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц) приводит к формированию поверхностного слоя, имеющего субмикро- нанокристаллическую структуру (рис. 3, б). Толщина данного слоя может достигать 15 мкм.

Исследования фольг, выполненные методами STEM, показали, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 20 Дж/см² сопровождается формированием в поверхностном слое структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации (рис. 4, а). Объем ячеек кристаллизации обогащен атомами алюминия, никеля и железа. В стыках и вдоль границ ячеек располагаются вклю-

Результаты элементного анализа участков фольги

Results of elemental analysis of foil sections

Спектр	Содержание, % (ат.)				
	Al	Cr	Fe	Co	Ni
Спектр 1	3,01	59,28	13,05	2,82	13,43
Спектр 2	2,08	48,27	17,36	2,96	13,56
Спектр 3	2,42	31,90	40,50	5,50	13,82
Спектр 4	2,84	28,51	38,35	5,17	13,68
Спектр 5	18,15	11,50	21,49	5,00	27,29
Спектр 6	9,79	19,31	30,09	5,35	22,17
Спектр 7	4,15	24,16	34,36	5,46	17,49
Спектр 8	3,11	35,56	25,35	4,24	14,51
Спектр 9	1,97	59,66	15,11	3,02	13,50
Спектр 10	16,26	13,70	23,19	5,84	29,63
Среднее	6,38	33,18	25,88	4,54	17,91
Максимальное значение	18,15	59,66	40,50	5,84	29,63
Минимальное значение	1,97	11,50	13,05	2,82	13,43
δ (макс./мин.)	9,20	5,20	3,10	2,10	2,20

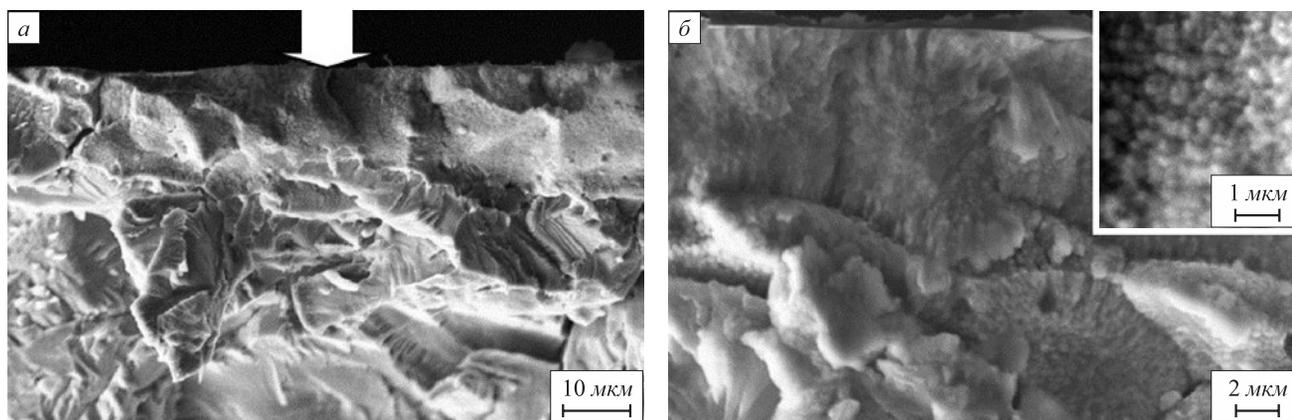


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поверхности излома ВЭС, облученного импульсным электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц) (стрелкой на поз. *a* указана поверхность облучения)

Fig. 3. Electron microscopic image of the surface of the HEA fracture irradiated by a pulsed electron beam ($E_s = 20$ J/cm², $\tau = 50$ ms, $f = 3$ pulses, $n = 0.3$ Hz) (arrow on pos. *a* indicates the irradiation surface)

чения второй фазы, которые обогащены, преимущественно, атомами хрома. Размер ячеек кристаллизации составляет 100 – 200 нм; размер включений, расположенных в стыках ячеек – 20 – 25 нм; расположенных вдоль границ ячеек – 10 – 15 нм.

Исследования элементного состава ячеек высокоскоростной кристаллизации и частиц второй фазы методами микрорентгеноспектрального анализа фольг «по точкам» показали, что ячейки высокоскоростной

кристаллизации обогащены алюминием и никелем. Частицы второй фазы, расположенные на границах и в стыках ячеек кристаллизации, обогащены преимущественно атомами хрома и железа. Атомы кобальта распределены равномерно по объему поверхностного слоя. Наиболее ликвидующим элементом поверхностного слоя сплава, обработанного импульсным электронным пучком ($E_s = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 3$ имп., $n = 0,3$ Гц), является хром (коэффициент ликвации $\delta = 5,4$),

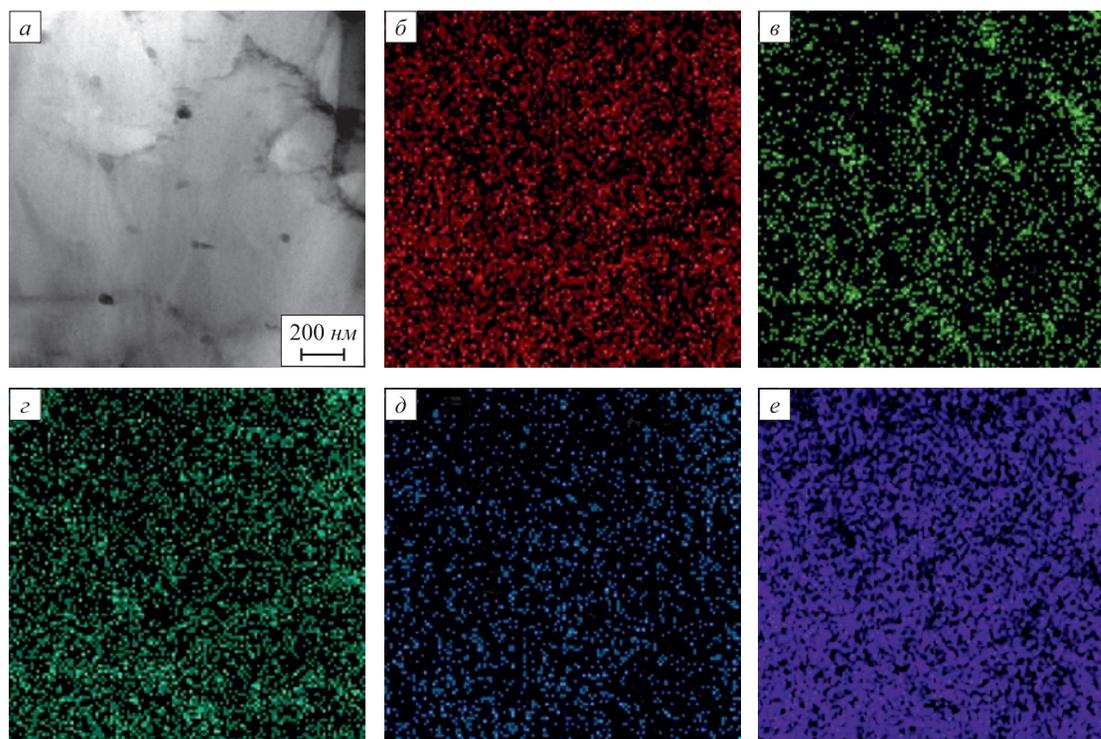


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение участка фольги, полученное методом STEM (*a*), и изображения данного участка фольги, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Al, Cr, Fe, Co, Ni (*b* – *e*)

Fig. 4. Electron microscopic image of the foil section obtained by the STEM method (*a*) and images of this foil section obtained in the characteristic X-ray radiation of Al, Cr, Fe, Co, Ni (*b* – *e*) atoms

наименее ликвирующим – кобальт ($\delta = 1,9$). Сопоставляя результаты микрорентгеноспектрального анализа ВЭС после облучения импульсным электронным пучком с разной плотностью энергии, можно отметить, что высокоскоростное плавление и последующая высокоскоростная кристаллизация привели к увеличению степени однородности распределения химических элементов, формирующих ВЭС.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см^2 не приводит к существенным изменениям структуры поверхностного слоя. Толщина данного слоя достигает $\sim 20 \text{ мкм}$. В данном случае поверхностный слой также имеет структуру высокоскоростной кристаллизации ячеистого типа. Ячейки кристаллизации имеют округлую форму. Размер ячеек изменяется в пределах от 100 до 150 нм . Ячейки окаймлены прослойками второй фазы. Толщина прослоек изменяется в пределах $15 - 30 \text{ нм}$. Объем ячеек обогащен алюминием и никелем. Атомы хрома и железа преимущественно формируют частицы второй фазы. Атомы кобальта равномерно распределены по объему модифицированного слоя.

Наиболее ликвирующим элементом поверхностного слоя сплава, обработанного импульсным электронным пучком ($E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $f = 3 \text{ имп.}$, $n = 0,3 \text{ Гц}$), является хром (коэффициент ликвации $\delta = 10,5$), наименее ликвирующим – кобальт ($\delta = 1,6$). Обобщающие результаты, полученные при микрорентгеноспектральном анализе ВЭС в исходном состоянии и после облучения импульсным электронным пучком, характеризующие степень неоднородности распределения легирующих элементов в поверхностном слое, приведены на рис. 5. Можно отметить, что ВЭС Al–Co–Cr–Fe–Ni, полученный с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства, характеризуется высокой степенью неоднородности распределения химических элементов сплава. Наиболее ликвирующими элементами сплава являются хром и алюминий. Облучение ВЭС импульсным электронным пучком способствует гомогенизации сплава. Наиболее высокий уровень однородности распределения химических элементов в сплаве достигается при облучении импульсным электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 20 Дж/см^2 .

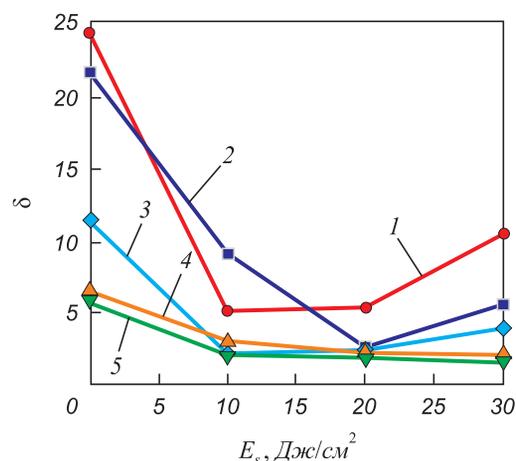


Рис. 5. Зависимость коэффициента неоднородности распределения химических элементов, формирующих ВЭС, от плотности энергии пучка электронов:

1 – Cr; 2 – Al; 3 – Ni; 4 – Fe; 5 – Co

Рис. 5. Dependence of the distribution inhomogeneity coefficient of chemical elements forming the HEA on energy density of the electron beam:

1 – Cr; 2 – Al; 3 – Ni; 4 – Fe; 5 – Co

Выводы

Выполненные в настоящей работе исследования показывают, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком (18 кэВ , $10 - 30 \text{ Дж/см}^2$, 50 мкс , 3 имп. , $0,3 \text{ Гц}$) приводит к формированию структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Размер ячеек изменяется в пределах от 100 до 200 нм . Вдоль границ ячеек располагаются наноразмерные ($15 - 30 \text{ нм}$) включения второй фазы, обогащенные атомами хрома и железа. Показано, что ВЭС, полученный с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства, характеризуется высокой степенью неоднородности распределения химических элементов, формирующих сплав. Наиболее ликвирующими элементами сплава являются хром и алюминий. Облучение ВЭС импульсным электронным пучком способствует гомогенизации сплава. Выявлен режим облучения (20 Дж/см^2 , 50 мкс , 3 имп. , $0,3 \text{ Гц}$), позволяющий формировать поверхностный слой, который характеризуется наиболее высоким уровнем однородности распределения химических элементов в сплаве.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Рубанникова Ю.А., Перегудов О.А., Семин А.П. Высокоэнтропийные сплавы. Новокузнецк: Полиграфист, 2021. 179 с.
2. Zhang Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction. Springer Nature Singapore Pte Ltd., 2019. 152 p.
3. Murty B.S., Yeh J.-W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. 2nd Edition. Amsterdam: Elsevier, 2019. 388 p.
4. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. 2020.
5. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Rubannikova Yu.A., Peregudov O.A., Semin A.P. High-Entropy Alloys. Novokuznetsk: Poligrafist, 2021, 179 p. (In Russ.).
6. Zhang Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction. Springer Nature Singapore Pte Ltd., 2019, 152 p.
7. Murty B.S., Yeh J.-W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. 2nd Edition. Amsterdam: Elsevier, 2019, 388 p.
8. Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 2020, vol. 121, no. 8,

- T. 121. № 8. P. 807–841.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
5. Громов В.Е., Рубанникова Ю.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Воробьев С.В. Формирование улучшенных механических свойств высокоэнтропийного сплава Cantor // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 8. С. 599–605.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
 6. Wen L.H., Kou H.C., Li J.S., Chang H., Xue X.Y., Zhou L. Effect of aging temperature on microstructure and properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy // *Intermetallics*. 2009. Vol. 17. No. 4. P. 266–269. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2008.08.012>
 7. Ng C., Guo S., Luan J., Shi S., Liu C.T. Entropy-driven phase stability and slow diffusion kinetics in an Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloy // *Intermetallics*. 2012. Vol. 31. P. 165–172.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.07.001>
 8. Jones N.G., Frezza A., Stone H.J. Phase equilibria of an Al_{0.5}CrFeCoNiCu high entropy alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 615. P. 214–221.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.059>
 9. Shun T.-T., Du Y.-C. Age hardening of the Al_{0.3}CoCrFeNiC_{0.1} high entropy alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 478. No. 1–2. P. 269–272. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.12.014>
 10. Kao Y.-F., Chen T.-J., Chen S.-K., Yeh J.-W. Microstructure and mechanical property of as-cast, -homogenized, and -deformed Al_xCoCrFeNi (0 ≤ x ≤ 2) high-entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 488. No. 1. P. 57–64.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090>
 11. Tsai C.-W., Chen Y.-L., Tsai M.-H., Yeh J.-W., Shun T.-T., Chen S.-K. Deformation and annealing behaviors of high-entropy alloy Al_{0.5}CoCrCuFeNi // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 486. No. 1–2. P. 427–435.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.182>
 12. Schuh B., Pippin R., Hohenwarter A. Tailoring bimodal grain size structures in nanocrystalline compositionally complex alloys to improve ductility // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 748. P. 379–385. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.073>
 13. Xiao L.L., Zheng Z.Q., Guo S.W., Huang P., Wang F. Ultra-strong nanostructured CrMnFeCoNi high entropy alloys // *Materials & Design*. 2020. Vol. 194. Article 108895.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108895>
 14. Li Z., Gokuldoss Pradeep K., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off // *Nature*. 2016. Vol. 534 (7606). P. 227–230.
<https://doi.org/10.1038/nature17981>
 15. Otto F., Dlouhý A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi highentropy alloy // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. No. 15. P. 5743–5755.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018>
 16. Coury F.G., Kaufman M., Clarke A.J. Solid-solution strengthening in refractory high entropy alloys // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 175. P. 66–81. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.006>
 17. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications // *Science*. 2014. Vol. 345. No. 6201. P. 1153–1158.
<https://doi.org/10.1126/science.1254581>
 18. Mills W.J. Fracture toughness of type 304 and 316 stainless steels and their welds // *International Materials Reviews*. 1997. Vol. 42. No. 2. P. 45–82. <https://doi.org/10.1179/imr.1997.42.2.45>
 19. Strife J.R., Passoja D.E. The effect of heat treatment on microstructure and cryogenic fracture properties in 5Ni and 9Ni steel // *Metallurgical Transactions A*. 1980. Vol. 11. No. 8. P. 1341–1350.
<https://doi.org/10.1007/BF02653488>
- pp. 733–764.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
5. Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Kononov S.V., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V. Generation of increased mechanical properties of Cantor high-entropy alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp. 599–605. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
 6. Wen L.H., Kou H.C., Li J.S., Chang H., Xue X.Y., Zhou L. Effect of aging temperature on microstructure and properties of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy. *Intermetallics*. 2009, vol. 17, no. 4, pp. 266–269. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2008.08.012>
 7. Ng C., Guo S., Luan J., Shi S., Liu C.T. Entropy-driven phase stability and slow diffusion kinetics in an Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloy. *Intermetallics*. 2012, vol. 31, pp. 165–172.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.07.001>
 8. Jones N.G., Frezza A., Stone H.J. Phase equilibria of an Al_{0.5}CrFeCoNiCu high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 615, pp. 214–221.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.059>
 9. Shun T.-T., Du Y.-C. Age hardening of the Al_{0.3}CoCrFeNiC_{0.1} high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 478, no. 1–2, pp. 269–272. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.12.014>
 10. Kao Y.-F., Chen T.-J., Chen S.-K., Yeh J.-W. Microstructure and mechanical property of as-cast, -homogenized, and -deformed Al_xCoCrFeNi (0 ≤ x ≤ 2) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 488, no. 1, pp. 57–64.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090>
 11. Tsai C.-W., Chen Y.-L., Tsai M.-H., Yeh J.-W., Shun T.-T., Chen S.-K. Deformation and annealing behaviors of high-entropy alloy Al_{0.5}CoCrCuFeNi. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 486, no. 1–2, pp. 427–435.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.182>
 12. Schuh B., Pippin R., Hohenwarter A. Tailoring bimodal grain size structures in nanocrystalline compositionally complex alloys to improve ductility. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 748, pp. 379–385. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.073>
 13. Xiao L.L., Zheng Z.Q., Guo S.W., Huang P., Wang F. Ultra-strong nanostructured CrMnFeCoNi high entropy alloys. *Materials & Design*. 2020, vol. 194, article 108895.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108895>
 14. Li Z., Gokuldoss Pradeep K., Deng Y., Raabe D., Tasan C.C. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off. *Nature*. 2016, vol. 534 (7606), pp. 227–230.
<https://doi.org/10.1038/nature17981>
 15. Otto F., Dlouhý A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi highentropy alloy. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 15, pp. 5743–5755.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.018>
 16. Coury F.G., Kaufman M., Clarke A.J. Solid-solution strengthening in refractory high entropy alloys. *Acta Materialia*. 2019, vol. 175, pp. 66–81. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.006>
 17. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014, vol. 345, no. 6201, pp. 1153–1158.
<https://doi.org/10.1126/science.1254581>
 18. Mills W.J. Fracture toughness of type 304 and 316 stainless steels and their welds. *International Materials Reviews*. 1997, vol. 42, no. 2, pp. 45–82. <https://doi.org/10.1179/imr.1997.42.2.45>
 19. Strife J.R., Passoja D.E. The effect of heat treatment on microstructure and cryogenic fracture properties in 5Ni and 9Ni steel. *Metallurgical Transactions A*. 1980, vol. 11, no. 8, pp. 1341–1350.
<https://doi.org/10.1007/BF02653488>

20. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
21. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys // *Entropy*. 2014. Vol. 16. No. 9. P. 4749–4768. <https://doi.org/10.3390/e16094749>
22. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 122. P. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
23. Zhang W., Lian P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys // *Science China Materials*. 2018. Vol. 61. No. 1. P. 2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
24. Громов В.Е., Аксенова К.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. Повышение усталостного ресурса силумина электронно-пучковой обработкой // *Успехи физики металлов*. 2015. Т. 16. № 4. С. 265–297. <https://doi.org/10.15407/ufm.16.04.265>
25. 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.
26. Ротштейн В.П., Проскуровский Д.И., Озур Г.Е., Иванов Ю.Ф. Модификация поверхностных слоев металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Новосибирск: СО РАН: Наука, 2019. 348 с.
27. Сильноточные электронные импульсные пучки для авиационного двигателестроения / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.С. Новиков и др.; под общ. ред. В.А. Шулова, А.С. Новикова, В.И. Энгелько. М.: Артек, 2012. 286 с.
28. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
29. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014. 717 p.
30. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.
20. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014, vol. 61, pp. 1–93. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
21. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*. 2014, vol. 16, no. 9, pp. 4749–4768. <https://doi.org/10.3390/e16094749>
22. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017, vol. 122, pp. 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
23. Zhang W., Lian P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*. 2018, vol. 61, no. 1, pp. 2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
24. Gromov V.E., Aksyonova K.V., Kononov S.V., Ivanov Yu.F. Increase of a fatigue life of a silumin by electron-beam processing. *Progress in Physics of Metals*. 2015, vol. 16, no. 4, pp. 265–297. <https://doi.org/10.15407/ufm.16.04.265>
25. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. Nanostructuring of surface of metal-ceramic and ceramic materials with pulsed electron-beam processing. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2008, no. 5, pp. 60–70. (In Russ.).
26. Rotshtein V.P., Proskurovskii D.I., Ozur G.E., Ivanov Yu.F. *Modification of Surface Layers of Metallic Materials by Low-Energy High-Current Electron Beams*. Novosibirsk: SB RAS: Nauka, 2019, 348 p. (In Russ.).
27. Shulov V.A., Paikin A.G., Novikov A.S., etc. *High-Current Electronic Pulse Beams for Aircraft Engine Design*. Shulov V.A., Novikov A.S., Engel'ko V.I. eds. Moscow: Artek, 2012, 286 p. (In Russ.).
28. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016, 196 p.
29. Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014, 717 p.
30. Carter C.B., Williams D.B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник, Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-8022-7958

E-mail: yufi55@mail.ru

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

ORCID: 0000-0003-4809-8660

E-mail: ksv@ssau.ru

Юлия Андреевна Шлярова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-5677-1427

E-mail: rubannikova96@mail.ru

Сергей Владимирович Воробьев, д.т.н., старший научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0003-3957-0249

E-mail: sparrow1981@mail.ru

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High Current Electronics, SB RAS

ORCID: 0000-0001-8022-7958

E-mail: yufi55@mail.ru

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsui.ru

Sergei V. Kononov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University

ORCID: 0000-0003-4809-8660

E-mail: ksv@ssau.ru

Yuliya A. Shlyarova, Postgraduate of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-5677-1427

E-mail: rubannikova96@mail.ru

Sergei.V. Vorob'ev, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0003-3957-0249

E-mail: sparrow1981@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ:

Иванов Ю.Ф. – проведение электронно-микроскопических исследований, анализ результатов.

Громов В.Е. – формирование концепции работы, анализ ПЭМ изображений, написание статьи.

Коновалов С.В. – подготовка образцов ВЭС, подготовка фольг, анализ результатов, написание статьи.

Шлярова Ю.А. – обзор литературы, подготовка составляющих элементов ВЭС, оформление статьи.

Воробьев С.В. – облучение образцов с различной плотностью энергии, анализ результатов, написание статьи.

Поступила в редакцию 28.05.2021

После доработки 07.06.2021

Принята к публикации 08.09.2021

Received 28.05.2021

Revised 07.06.2021

Accepted 08.09.2021