

Научная статья

01.04.07 – Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 669.017.15

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2021.04.004

СТРУКТУРА И ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ**Юрий Федорович Иванов^{1†}, Виктор Евгеньевич Громов², Сергей Валерьевич Коновалов³,
Юлия Андреевна Шлярова⁴, Сергей Владимирович Воробьев⁵,
Владимир Яковлевич Целлермаер⁶**¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, 634055, Томск, Россия^{2, 4, 5, 6} Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия³ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ул. Московское шоссе, 34, 443086, Самара, Россия¹ yufi55@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>² gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>³ ksv@ssau.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>⁴ rubannikova96@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5677-1427>⁵ parrow1981@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3957-0249>⁶ TsellermaerV@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1233-7810>

Аннотация. Используя технологию проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) в атмосфере чистого азота был получен высокоэнтропийный сплав (ВЭС) системы CoCrFeMnNi неэквивалентного состава: Cr – 15,5 ат.%, Mn – 3,1 ат.%, Fe – 38,9 ат.%, Co – 24,6 ат.%, Ni – 17,9 ат.%. Методами картирования выявлено однородное распределение элементов в объеме сплава. Установлено образование градиентной дислокационной субструктуры после облучения ВЭС импульсными электронными пучками с плотностью энергии 30 Дж/см², длительностью импульса пучка 50 мкс, частотой следования импульсов 0,3 Гц, количеством импульсов облучения 3. Облучение ВЭС с такими параметрами не изменяет элементный состав сплава. В зависимости от расстояния до поверхности облучения образуются различные типы дислокационных субструктур. В поверхностном слое формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура, в объеме ячеек которой выявлено хаотическое распределение дислокаций. На расстоянии 25 мкм формируется неразориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура, а на расстоянии 45 мкм к ней добавляются хаотически распределенные дислокации. При удалении на расстояние 120–130 мкм от поверхности облучения дислокационная субструктура в виде хаоса становится основной. Скалярная плотность дислокаций немонотонно изменяется в зависимости от расстояния от поверхности облучения в пределах $2,75 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ – $5,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, достигая максимума на глубине 25 мкм. Обсуждены возможные причины такой экстремальной зависимости. Отсутствие на ПЭМ изображений структур ВЭС изгибных контуров экстинкции свидетельствует о высокой пластичности ВЭС после электронно-пучковой обработки.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, импульсный электронный пучок, облучение, структура, элементный и фазовый состав.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

Для цитирования: Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Воробьев С.В., Целлермаер В.Я. Структура и дислокационная субструктура высокоэнтропийного сплава CoCrFeMnNi после облучения импульсными электронными пучками // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2021. Т. 18, № 4. С. 422–431. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2021.04.004.

Original article

STRUCTURE AND DISLOCATION SUBSTRUCTURE OF CoCrFeMnNi HIGH-ENTROPY ALLOY AFTER IRRADIATION WITH PULSED ELECTRON BEAMS

Yurii F. Ivanov^{1†}, Victor E. Gromov², Sergey V. Konovalov³, Yulia A. Shliarova⁴,
Sergey V. Vorob'ev⁵, Vladimir Ya. Tsellernaer⁶

¹ Institute of High Current Electronics SB RAS, Akademicheskiy Pr., 2/3, Tomsk, 634055, Russia

^{2, 4, 5, 6} Siberian State Industrial University, Kirov Str., 42, Novokuznetsk, 654007, Russia

³ Samara National Research University, Moskovskoe Route, 34, Samara, 443086, Russia

[†] yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>

² gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

³ ksv@ssau.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

⁴ rubannikova96@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5677-1427>

⁵ parrow1981@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3957-0249>

⁶ TsellernaerV@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1233-7810>

Abstract. Using technology of wire-arc additive manufacturing (WAAM) in atmosphere of pure nitrogen a high-entropy alloy (HEA) of CoCrFeMnNi system of nonequiatomic composition (Cr – 15.5 at.%, Mn – 3.1 at.%, Fe – 38.9 at.%, Co – 24.6 at.%, Ni – 17.9 at.%) was obtained. By mapping methods a homogeneous distribution of elements in bulk of the alloy was detected. The formation of gradient dislocation substructure after HEA's irradiation with pulsed electron beams with energy density of 30 J/cm², beam pulse duration of 50 μs, pulse repetition rate of 0.3 Hz, number of irradiation pulses 3 was established. Depending on distance to irradiation surface the different types of dislocation substructures are formed. In surface layer a nondisoriented cellular dislocation substructure formed in whose cells' bulk a chaotic distribution of dislocations is detected. At a distance of 25 μm a nondisoriented cellular-netlike dislocation substructure is formed, at a distance of 45 μm the chaotically distributed dislocations are added to it. When moving away at a distance of 120-130 μm from irradiation surface the main dislocation substructure is a chaotic one. Scalar dislocation density varies nonmonotonically depending on distance from irradiated surface in the limits of 2.75·10¹⁰ cm⁻² – 5.5·10¹⁰ cm⁻², reaching the maximum at a depth of 25 μm. Possible reasons of the extreme dependence are discussed. The absence of bend extinction contours on TEM images of HEA structures is indicative of HEA high plasticity after electron-beam processing.

Keywords: high-entropy alloy, pulsed electron beam, irradiation, structure, elemental and phase composition.

Acknowledgments: This work was supported by a grant from the Russian Science Foundation (project No. 20-19-00452).

For citation: Ivanov, Yu. F., Gromov, V. E., Konovalov, S. V., Shliarova, Yu. A., Vorob'ev, S. V. & Tsellernaer, V. Ya. (2021). Structure and dislocation substructure of CoCrFeMnNi high-entropy alloy after irradiation with pulsed electron beams. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 4(18), 422–431. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2021.04.004.

Введение

В последние два десятилетия внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к созданию высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), обладающих уникальными свойствами по сравнению с традиционными легированными сплавами [1], изучению их структуры, свойств и областей возможного применения [2-21]. Одним из наиболее перспективных методов получения ВЭС является новая аддитивная технология (wire arc additive manufacturing (WAAM)) [22]. ВЭС AlCoCrFeNi, изготовленный этим методом, имеет ярко выраженное дендритное строение, что указывает на

неоднородное распределение легирующих элементов в объеме слитка [8].

Вследствие особенностей структуры, ВЭС характеризуются малыми коэффициентами диффузии, коррозионной стойкостью, повышенной пластичностью при низких температурах и другими особыми свойствами, которые могут быть весьма полезны для многих перспективных материалов и технологий [8]. Пока еще нет оснований говорить о том, что ВЭС заменяют традиционные сплавы в каких-либо отраслях промышленности. С наибольшей вероятностью первые масштабные внедрения могут произойти в области конструкционных сплавов для работы при

пониженных температурах и в области магнитно-мягких сплавов [8].

Одним из способов, позволяющих осуществить модифицирование поверхности и свойств сплавов, является метод, основанный на облучении поверхности образцов низкоэнергетическим интенсивным импульсным электронным пучком. Сверхвысокие (до 10^9 К/с) скорости нагрева сравнительно тонкого (десятки-сотни мкм) поверхностного слоя до температуры плавления и последующая высокоскоростная кристаллизация расплава позволяют формировать субмикронанокристаллическую структуру, характеризующуюся высокой степенью однородности распределения химических элементов [23, 24].

Процессы формирования структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры при электронно-пучковой обработке (ЭПО), представляющие сложный комплекс взаимосвязанных научных вопросов, во многом определяют механические свойства и возможные области применения ВЭС. Определяющая роль при этом принадлежит дефектам кристаллического строения и в первую очередь дислокациям. Независимо от способа генерации дислокаций (пластическая деформация, термоциклирование, обработка пучками заряженных частиц, интенсивное электромагнитное воздействие и т.д.) дислокации образуют одни и те же пространственные конфигурации (дислокационные субструктуры). Типы дислокационных субструктур являются важным фактором при исследовании процессов пластической деформации, происходящих в материале [25] и определяют механические свойства. Знание особенностей формирования дислокационной субструктуры позволяет предсказывать свойства материала и возможности его использования. Целью настоящей работы является исследование структуры и дислокационной субструктуры высокоэнтропийного сплава (ВЭС) состава CoCrFeMnNi, облученного импульсными электронными пучками.

Материал и методики исследования

Высокоэнтропийный сплав состава CoCrFeMnNi был изготовлен методами проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) в атмосфере инертного газа (аргон) [22]. Технология WAAM является наиболее предпочтительной из многих методов производства ВЭС благодаря высокой эффективности осаждения, высокой степени использования материала, низкой стоимости оборудования и т.д. [22].

Облучение образцов ВЭС импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛО» [26]. Режим облучения образцов: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 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.

Элементный состав образцов изучали методами сканирующей электронной микроскопии (приборы LEO EVO50 и TESCAN VEGA, оснащенные энергодисперсионным анализатором INCA Energy). Дефектную субструктуру и распределение химических элементов изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM-2100, Japan) [27-29]. 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. Определение типов дислокационных субструктур и их параметров осуществлялось по методике [30].

Результаты исследования и их обсуждение

Установлено, что сплав в состоянии перед облучением (далее, исходное состояние) имеет неэквивалентный состав и содержит хрома 15,5 ат. %, марганца 3,1 ат. %, железа 38,9 ат. %, кобальта 24,6 ат. %, никеля 17,9 ат. %. Облучение сплава импульсным электронным пучком не привело к изменению элементного состава материала. Методами микрорентгеноспектрального анализа тонких фольг выявлен следующий элементный состав поверхностного слоя: хром 15,5 ат. %, марганец 2,5 ат. %, железо 37,6 ат. %, кобальт 26,3 ат. %, никель 18,1 ат. %. Методами картирования выявлено однородное распределение указанных элементов в объеме сплава (рис.1). Практически такой же элементный состав сплава выявлен для участка фольги, расположенного на расстоянии 130 мкм от поверхности облучения.

На рис.2 и в табл.1 приведены результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава методом «по точкам». Анализируя полученные результаты, можно отметить, что изменение элементного состава сплава при переходе от точки к точке носит несистемный характер и обусловлено, по всей видимости, ошибкой измерительной системы прибора. Кроме этого, можно отметить наличие в сплаве в незначительном количестве атомов ванадия.

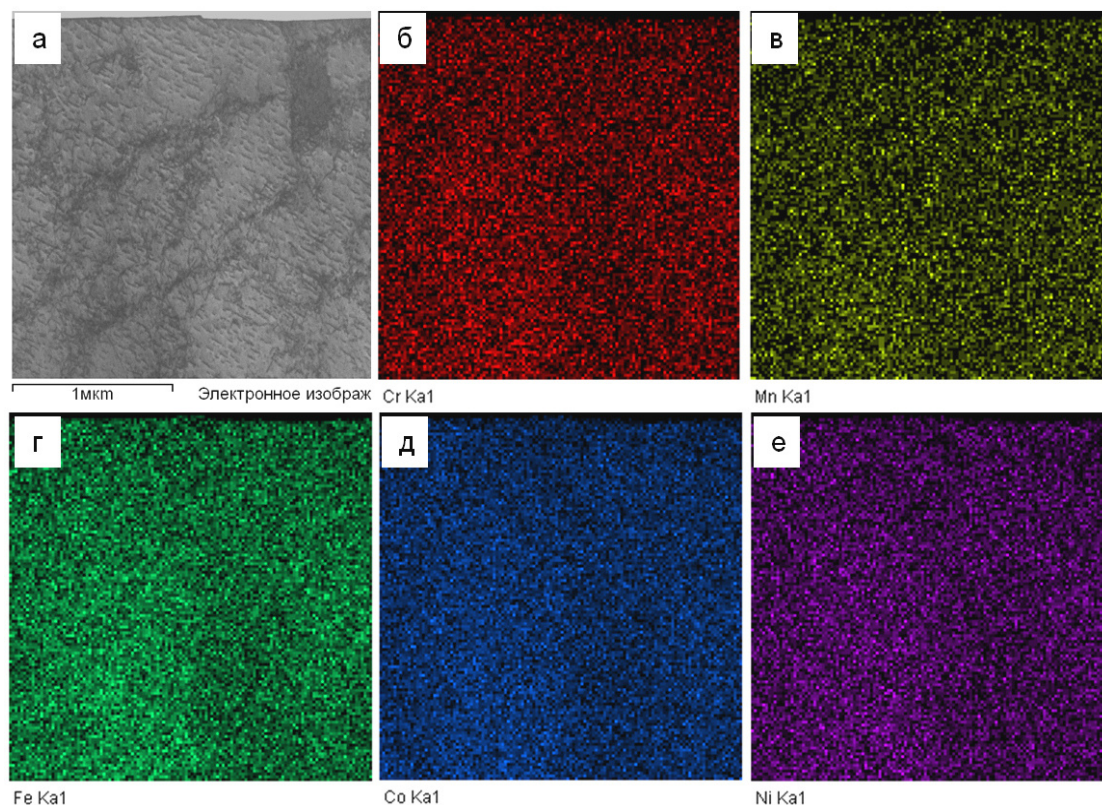


Рис.1. Электронно-микроскопическое (метод STEM анализа) изображение участка фольги (а); б-е – изображения данного участка фольги, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов хрома (б), марганца (в), железа (г), кобальта (д), никеля (е)

Fig.1. Electron microscope (STEM analysis method) image of foil portion (a); b-f – images of the foil portion obtained in characteristic X-ray irradiation of chromium (b), manganese (c), iron (d), cobalt (e), nickel (f) atoms

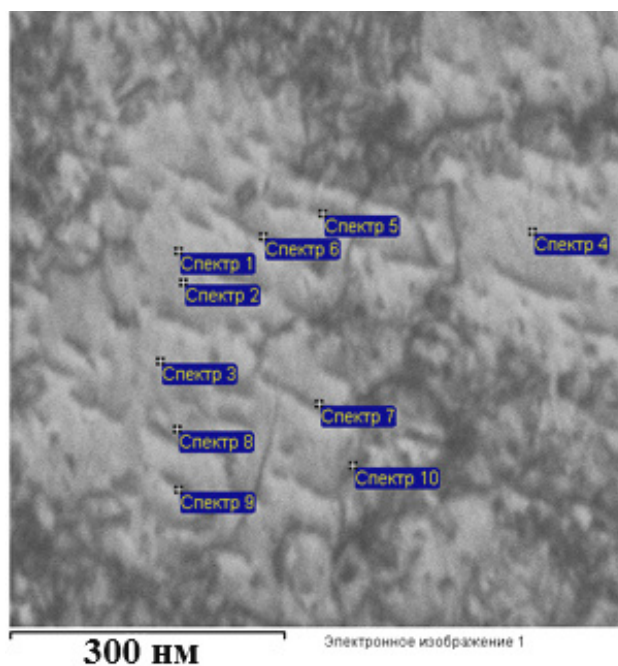


Рис.2. Электронно-микроскопическое изображение участка фольги поверхностного слоя образца ВЭС, облученного импульсным электронным пучком. На рисунке указаны точки анализа элементного состава. Метод STEM анализа

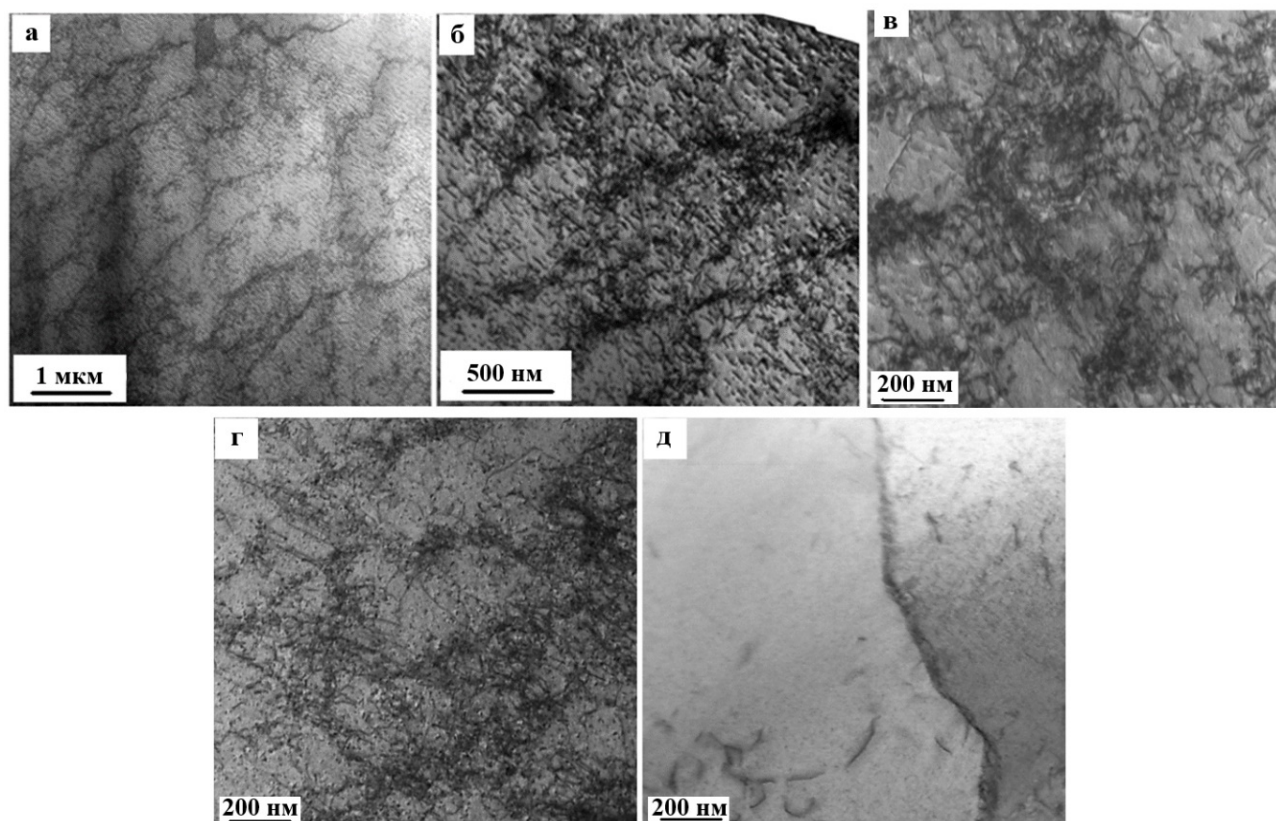
Fig.2. Electron microscope image of foil portion of surface layer of HEA sample irradiated with pulsed electron beam. The figure shows the points of elemental composition analysis. STEM analysis method

Таблица 1. Элементный состав точек фольги, указанных на рис.2. (атомные %)**Table 1.** Elemental composition of foil's points indicated in Fig.2 (atomic%)

Спектр	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Спектр 1	-0,03	15,58	3,07	38,31	25,73	17,34
Спектр 2	0,12	15,41	3,21	37,59	26,46	17,22
Спектр 3	0,06	15,65	3,05	37,86	26,10	17,28
Спектр 4	0,01	15,25	2,90	37,73	26,62	17,48
Спектр 5	0,11	15,26	3,12	37,87	26,42	17,22
Спектр 6	-0,04	15,62	3,09	37,84	26,34	17,16
Спектр 7	0,06	15,87	3,16	37,44	26,12	17,35
Спектр 8	0,09	15,63	3,41	38,42	25,65	16,80
Спектр 9	0,03	15,67	3,18	37,94	25,72	17,45
Спектр 10	0,17	15,37	3,22	37,98	25,77	17,48
Среднее	0,06	15,53	3,14	37,90	26,09	17,28
Станд. отклонение	0,07	0,20	0,13	0,30	0,36	0,20
Макс.	0,17	15,87	3,41	38,42	26,62	17,48
Мин.	-0,04	15,25	2,90	37,44	25,65	16,80

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проведены исследования дефектной субструктуры, формирующейся при облучении образцов ВЭС импульсным электронным пучком. Установлено, что в поверхностном

слое формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура (рис.3а). Размер ячеек изменяется в пределах от 400 нм до 600 нм. В объеме ячеек выявляются хаотически распределенные дислокации (рис.3б).

**Рис.3.** ПЭМ изображение дислокационной субструктуры поверхностных слоев ВЭС после ЭПО.

а, б – поверхностный слой; в – слой на глубине 25 мкм; г – слой на глубине 45 мкм; д – слой на глубине 130 мкм

Fig.3. TEM image of dislocation substructure of HEA surface layers after electron beam processing. а, б – surface layer; в – layer at a depth of 25 μm ; г – layer at a depth of 45 μm ; д – layer at a depth of 130 μm

На глубине 25 мкм формируется неразориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура (рис.3в).

При дальнейшем увеличении расстояния от поверхности облучения наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой присутствует субструктура, сформированная дислокациями, распределенными хаотически (рис.3г). На расстоянии (120-130) мкм от поверхности облучения в объеме зерен присутствует только лишь дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций (рис.3д).

Анализируя результаты, представленные на рис.3, можно отметить факт снижения скалярной плотности дислокаций по мере удаления от поверхности облучения. Данная зависимость в явном виде представлена на рис.4.

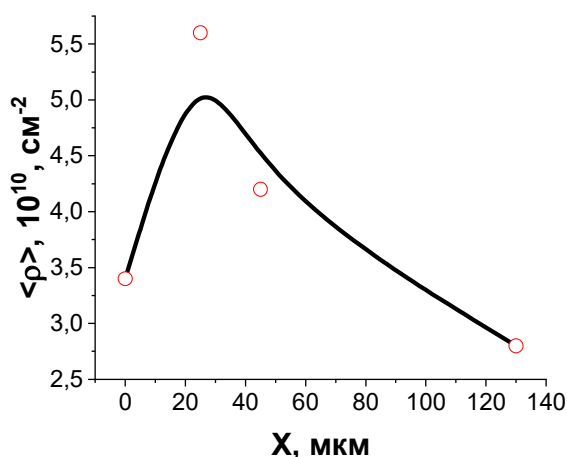


Рис.4. Зависимость скалярной плотности дислокаций от расстояния от поверхности облучения ВЭС импульсным электронным пучком

Fig.4. Scalar dislocation density as a function of distance from HEA irradiation surface with pulsed electron beam

Анализируя результаты, представленные на рис.4, можно отметить немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций при удалении от поверхности облучения. Одной из причин такой зависимости может быть существенно неоднородное распределение дислокаций в слое, примыкающем к поверхности облучения, что связано с формированием ячеистой субструктуры, в которой часть дислокаций расположена в границах ячеек и не учитывается при оценке скалярной плотности дислокаций. Другой причиной является тот факт, что хаотическое распределение дислокаций стоит в самом начале последовательности превращений

дислокационных субструктур и априори имеет меньшую скалярную плотность [25, 30].

Следует отметить отсутствие на электронно-микроскопических изображениях структур ВЭС изгибных контуров экстинкции, присутствие которых трактуется как формирование в материале внутренних полей напряжений, приводящих к изгибу-кручению тонкой фольги (объекта исследований методами просвечивающей электронной микроскопии) [28-30]. Данный факт может свидетельствовать о высоком уровне пластичности исследуемого ВЭС, позволяющей осуществлять релаксацию внутренних полей напряжений путем скольжения дислокаций.

Заключение

С помощью проволоочно-дуговой аддитивной технологии WAAM получен высокоэнтропийный сплав системы CoCrFeMnNi неэквивалентного состава: Cr – 15,5 ат.%, Mn – 3,1 ат.%, Fe – 38,9 ат.%, Co – 24,6 ат.%, Ni – 17,9 ат.%. Электронно-пучковая обработка не привела к изменению элементного состава сплава. Показано, что облучение ВЭС импульсным электронным пучком (18 кэВ, 30 Дж/см², 50 мкс, 3 имп., 0,3 Гц) приводит к формированию градиентной дислокационной субструктуры. А именно, в поверхностном слое формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура. В объеме ячеек наблюдаются хаотически распределенные дислокации. На глубине 25 мкм формируется неразориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура. На глубине 45 мкм, наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой, присутствует структура, сформированная дислокациями, распределенными хаотически. На расстоянии (120-130) мкм от поверхности облучения в объеме зерен присутствует только лишь дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций. Выявлено немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций, достигающее максимального значения на расстоянии 25 мкм от поверхности облучения.

Высказано предположение, что причиной такой экстремальной зависимости скалярной плотности дислокаций от расстояния до поверхности облучения является существенно неоднородное распределение дислокаций в слое, примыкающем к облучаемой поверхности, и

самая низкая плотность в хаотической дислокационной субструктуре по сравнению с другими субструктурами.

Список литературы

1. Zhang Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction. Springer Nature, Singapore, 2019. 152 p.
2. 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. V. 61. P. 1–93.
3. Cantor B. Multicomponent and High Entropy Alloys // *Entropy*. 2014. V. 16. P. 4749–4768.
4. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Materialia*. 2017. V. 122. P. 448–511.
5. Zhang W., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys // *Science China Earth Science*. 2018. P. 2–22.
6. Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // *Известия Вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 4. С. 249–258.
7. Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якущенко И.В., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе // *Успехи химии*. 2014. Т. 83. С. 1027–1061.
8. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // *Физика металлов и металловедение*. 2020. Т. 121. С. 807–841.
9. George E.P., Curtin W.A., Tazan C.C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms // *Acta Materialia*. 2020. V. 188. P. 435–474.
10. Кузнецов А.В., Салищев Г.А., Сенков О.Н., Степанов Н.Д., Шайсултанов Д.Г. Влияние микроструктуры на механические свойства при растяжении высокоэнтропийного сплава AlCoCrCuFeNi // *Научные ведомости белгородского государственного университета. Серия: математика. Физика*. 2012. С. 182–196.
11. Kuznetsov A.V., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Salishchev G.A., Senkov O.N. Tensile properties of an AlCrCuNiFeCo high-entropy alloy in as-cast and wrought conditions // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. V. 533. P. 107–118.
12. Gali A., George E.P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys // *Intermetallics*. 2013. V. 39. P. 74–78.
13. Ng C., Guo S., Luan J., Wang Q., Lu J., Shi S., Liu C.T. Phase stability and tensile properties of Co-free Al_{0.5}CrCuFeNi₂ high-entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. V. 584. P. 530–537.
14. Zhou Y.J., Zhang Y., Wang Y.L., Chen G.L. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi_x with excellent room-temperature mechanical properties // *Applied Physics Letters*. 2007. V. 90. P. 181904.
15. Лактионова М.А., Табачникова Е.Д., Танг З., Лиану П.К. Механические свойства высокоэнтропийного сплава Al_{0.5}CoCrCuFeNi в интервале температур 4,2–300 К // *Физика низких температур*. 2013. Т. 39. С. 814–817.
16. Qiao J., Ma S., Huang E.-W., Chuang C.P., Liaw P., Zhang Y. Microstructural Characteristics and Mechanical Behaviors of AlCoCrFeNi High-Entropy Alloys at Ambient and Cryogenic Temperatures // *Materials Science Forum*. 2011. V. 688. P. 419–425.
17. Hemphill M.A., Yuan T., Wang G.Y., Yeh J.W., Tsai C.W., Chuang A., Liaw P.K. Fatigue behavior of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloys // *Acta Materialia*. 2012. V. 60. P. 5723–5734.
18. Senkov O., Scott J., Senkova S., Meisenkothen F., Miracle D., Woodward C. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy // *Journal of Materials Science*. 2012. V. 47. P. 4062–4074.
19. Wang W.-R., Wang W.-L., Yeh J.-W. Phases, microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys at elevated temperatures // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. V. 589. P. 143–152.
20. Senkov O.N., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr–Nb–Ti–V–Zr system // *Materials Science and Engineering: A*. 2013. V. 565. P. 51–62.
21. Senkov O.N., Wilks G.B., Scott J.M., Miracle D.B. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys // *Intermetallics*. 2011. V. 19. P. 698–706.
22. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and Properties of High-Entropy Alloys. Springer International Publishing, 2021. 110 p.

23. Ivanov Yu.F., Zaguliaev D.V., Glezer A.M., Gromov V.E., Abaturova A.A., Leonov A.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Changes in surface structure and mechanical characteristics of Al-5 wt%Si alloy after irradiation by electron beam // *Mater. Lett.* 2020. V. 275. P. 128105.

24. Gao B., Hao Y., Zhuang W.F., Tu G.F., Shi W.X., Li S.W., Hao S.Z., Dong C., Li M.C. Study on continuous solid solution of Al and Si elements of a high current pulsed electron beam treated hypereutectic Al_{17.5}Si alloy // *Physics Proc.* 2011. V. 18. P. 187–192.

25. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И. Классификация дислокационных субструктур // *Металлофизика*. 1991. Т. 13, № 10. С. 49–58.

26. 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.

27. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

28. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

29. Томас Г., Гориндж М.Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. М.: Наука, 1983. 320 с.

30. Конева Н.А., Черкасова Т.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Громов В.Е., Аксенова К.В. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. Новокузнецк, изд-во СибГИУ, 2019. 136 с.

Информация об авторах

Ю. Ф. Иванов – доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник Института Сильноточной электроники СО РАН.

В. Е. Громов – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля Сибирского государственного промышленного университета.

С. В. Коновалов – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой Технологии металлов и авиационного материаловедения Самарский национальный исследователь-

ский университет имени академика С.П. Королёва.

Ю. А. Шлярова – аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля Сибирского государственного промышленного университета.

С. В. Воробьев – доктор технических наук, старший научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный промышленный университет.

В. Я. Целлермаер – доктор технических наук, профессор кафедры теплогазоводоснабжения, водоотведения и вентиляции Сибирского государственного промышленного университета.

References

1. Zhang, Y. High-Entropy Materials. A Brief Introduction (2019). Springer Nature, Singapore. P. 152.

2. Zhang, Y., Zuo, T. T., Tang, Z., Gao M. C., Dahmen K. A., Liaw P. K. & Lu Z. P. (2014). Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 61, 1–93.

3. Cantor, B. (2014). Multicomponent and High Entropy Alloys. *Entropy*, 16, 4749–4768.

4. Miracle, D. B. & Senkov, O. N. (2017). A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 122, 448–511.

5. Zhang, W. & Zhang, Y. (2018). Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Earth Science*, 2–22.

6. Osintsev, K. A., Gromov, V. E., Konovalov, S. V., Ivanov, Yu. F. & Panchenko, I. A. (2021). High-entropy alloys: Structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 64(4), 249–258. (In Russ.).

7. Pogrebnjak, A. D., Bagdasaryan, A. A., Yakushchenko, I. V. & Beresnev, V. M. (2014). The structure and properties of high-entropy alloys and nitride coatings based on them. *Russ. Chem. Rev.*, 83(11), 1027–1061. (In Russ.).

8. Rogachev, A. S. (2020). Structure, stability and properties of high-entropy alloys. *Physika metallov i materialovedenie.*, 121, 807–841. (In Russ.).

9. George, E. P., Curtin, W. A. & Tasan, C. C. (2020). High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*, 188, 435–474.

10. Kuznetsov, A. V., Salishchev, G. A., Senkov, O. N., Stepanov, N. D. & Shaysultanov, D. G. (2012). Microstructure influence on tensile mechanical properties of an AlCoCrCuFeNi High-entropy alloy. *Nauchnye Vedomosti Belgorodskogo Gosudarstvennogo Universiteta. Seriya: Matematika. Fizika*, 182–196. (In Russ.).
11. Kuznetsov, A. V., Shaysultanov, D. G., Stepanov, N. D., Salishchev, G. A. & Senkov, O. N. (2012). Tensile properties of an AlCrCuNiFeCo high-entropy alloy in as-cast and wrought conditions. *Materials Science and Engineering: A*. 533, 107–118.
12. Gali, A. & George, E. P. (2013). Tensile properties of high- and medium-entropy alloys. *Intermetallics*, 39, 74–78.
13. Ng, C., Guo, S., Luan, J., Wang, Q., Lu, J., Shi, S. & Liu, C. T. (2014). Phase stability and tensile properties of Co-free Al_{0.5}CrCuFeNi₂ high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 584, 530–537.
14. Zhou, Y. J., Zhang, Y., Wang, Y. L. & Chen, G. L. (2007). Solid solution alloys of Al-CoCrFeNiTi_x with excellent room-temperature mechanical properties. *Applied Physics Letters*, 90, 181904.
15. Laktionova, M. A., Tabachnikova, E. D., Tang, Z. & Liau, P. K. (2013). Mechanical properties of high-entropy alloy Al_{0.5}CoCrCuFeNi in the temperature range 4.2–300 K. *Low Temperature Physics*, 39, 814–817. (In Russ.).
16. Qiao, J., Ma, S., Huang, E.-W., Chuang, C. P., Liaw, P. & Zhang, Y. (2011). Microstructural Characteristics and Mechanical Behaviors of Al-CoCrFeNi High-Entropy Alloys at Ambient and Cryogenic Temperatures. *Materials Science Forum*, 688, 419–425.
17. Hemphill, M. A., Yuan, T., Wang, G. Y., Yeh, J. W., Tsai, C. W., Chuang, A. & Liaw, P. K. (2012). Fatigue behavior of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high entropy alloys. *Acta Materialia*, 60, 5723–5734.
18. Senkov, O., Scott, J., Senkova, S., Meisenkothen, F., Miracle, D. & Woodward, C. (2012). Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy. *Journal of Materials Science*, 47, 4062–4074.
19. Wang, W.-R., Wang, W.-L. & Yeh, J.-W. (2014). Phases, microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 589, 143–152.
20. Senkov, O. N., Senkova, S. V., Miracle, D. B. & Woodward, C. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr–Nb–Ti–V–Zr system. *Materials Science and Engineering: A*. 565, 51–62.
21. Senkov, O. N., Wilks, G. B., Scott, J. M. & Miracle, D. B. (2011). Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys. *Intermetallics*, 19, 698–706.
22. Gromov, V. E., Konovalov, S. V., Ivanov, Yu. F. & Osintsev, K. A. (2021). Structure and Properties of High-Entropy Alloys. Springer International Publishing. P. 110.
23. Ivanov, Yu. F., Zaguliaev, D. V., Glezer, A. M., Gromov, V. E., Abaturova, A. A., Leonov, A. A., Semin, A. P. & Sundeev, R. V. (2020). Changes in surface structure and mechanical characteristics of Al–5 wt%Si alloy after irradiation by electron beam. *Mater. Lett.* 275, 128105.
24. Gao, B., Hao, Y., Zhuang, W. F., Tu, G. F., Shi, W. X., Li, S. W., Hao, S. Z., Dong, C. & Li, M. C. (2011). Study on continuous solid solution of Al and Si elements of a high current pulsed electron beam treated hypereutectic Al_{17.5}Si alloy. *Physics Proc.* 18, 187–192.
25. Koneva, N. A., Kozlov, E. V. & Trishkina, L.I. (1991). Classification of dislocation substructures. *Metallofizika*, 12(1), 49–58.
26. Koval, N. N. & Ivanov, Yu. F. (2008). Nanostructurisation of surface of metal-ceramic and ceramic materials by pulsed electron beam processing. *Izvestiya Vuzov. Fizika*, 5, 60–70.
27. Hirsch, P., Howie, A. & Nicholson, P., et al. (1968). Electron microscopy of thin crystals. Moscow: Mir. P. 574.
28. Utevsky, L. M. (1973). Diffraction electron microscopy in metal science. Moscow: Metallurgy. P. 584.
29. Thomas, G. & Goringe, M. J. (1983). Transmission electron microscopy of materials. Moscow: Nauka. P. 320.
30. Koneva, N. A., Cherkasova, T. V., Trishkina, L. I., Popova, N. A., Gromov, V. E. & Aksenova, K. V. (2019). Dislocation structure and dislocation substructures. Electron-microscopic methods for measuring their parameters. Novokuznetsk, SibSIU. P. 136.

Information about the authors

Yu. F. Ivanov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Institute of High Current Electronics SB RAS.

V. E. Gromov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Natural Sciences named after prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University.

S. V. Konovalov – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University.

Yu. A. Shliarova – Postgraduate Student of the Department of Natural Sciences named after prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University.

S. V. Vorob'ev – Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher, Office of Scientific Research, Siberian State Industrial University.

V. Ya. Tsellernaer – Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of Heat and Gas Water Supply, Wastewater Disposal and Ventilation, Siberian State Industrial University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 15.10.2021; одобрена после рецензирования 02.11.2021; принята к публикации 12.11.2021.

The article was received by the editorial board on 15 Oct. 21; approved after reviewing 02 Nov. 21; accepted for publication 12 Nov. 21.