

УДК 538.95

СОСТАВ И СТРУКТУРА ГЦК-СТРУКТУРИРОВАННЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ ГЕЛИЯ

© 2023 г. В. В. Углов^а, *, И. А. Иванов^б, С. В. Злоцкий^а, Н. А. Степанюк^а,
А. Е. Рыскулов^б, А. Л. Козловский^б, А. Е. Курахмедов^б, М. В. Колобердин^б,
А. Д. Сапар^б, Е. О. Унгарбаев^б, К. Джин^с

^аБелорусский государственный университет, Минск, 220030 Беларусь

^бИнститут ядерной физики МЭ РК, Нур-Султан, 010008 Казахстан

^сПекинский технологический институт, Пекин, 100811 Китай

*e-mail: uglov@bsu.by

Поступила в редакцию 14.07.2022 г.

После доработки 28.09.2022 г.

Принята к публикации 28.09.2022 г.

Объемные образцы высокоэнтропийных сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi, изготовленные методом дуговой плавки (из порошка чистоты до 99.97%, аргоновая атмосфера) с последующими отжигами (1150°C, 24 и 72 ч) и холодной прокаткой (85% уменьшения толщины) были облучены ионами He²⁺ (энергия 40 кэВ, флуенс 2×10^{17} см⁻²). Образцы CoCrFeNi и CoCrFeMnNi представляют собой твердые растворы замещения с близким к эквиаtomному составу и однородным распределением элементов по глубине сплавов. Они имеют крупнозернистую структуру с размером зерен около 80 мкм для CoCrFeNi и 100 мкм для CoCrFeMnNi сплавов. Выявлено, что микроструктура поверхности, фазовый и элементный состав высокоэнтропийных сплавов устойчивы к облучению. Не обнаружено следов радиационной эрозии и изменений в элементном и фазовом составе сплавов. В сплавах происходит рост плотности дислокаций, что приводит к уменьшению размера областей когерентного рассеяния, а также формируются гелиевые пузыри, приводящие к росту сжимающих макронапряжений. Выявлено, что в облученных сплавах CoCrFeNi преобладают растягивающие микронапряжения, а в сплавах CoCrFeMnNi сжимающие. Установлено, что высокоэнтропийные сплавы CoCrFeMnNi, обладающие более сложным составом, являются более устойчивым к радиационным повреждениям.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, облучение ионами, радиационное дефектообразование, микронапряжения, макронапряжения, рентгенофазовый анализ.

DOI: 10.31857/S1028096023040210, EDN: JGQRSK

ВВЕДЕНИЕ

Современные вызовы, стоящие перед научно-технологической частью ядерной энергетики, сосредоточены в значительной степени вокруг повышения КПД ядерных энергетических установок путем увеличения их рабочих температур [1–3]. Классические материалы, такие как стали аустенитного класса, никелевые и иные металлические сплавы с основой из одного или двух элементов, претерпевают при повышенных температурах фазовые превращения и распады твердых растворов, корродируют при контакте с жидкими теплоносителями и многими газами, распухают при высоких дозах нейтронного облучения [2, 3]. Также в подобных условиях они склонны к охрупчиванию и потере эксплуатационных свойств. Для разрешения указанных проблем необходима

разработка новых материалов, так как текущие конструкционные материалы ядерных установок не способны к длительной эксплуатации в химически агрессивных средах при повышенных температурах. Достижение данной цели также даст толчок развитию реактивных силовых установок и элементов аэрокосмических аппаратов [1–4].

Одним из наиболее перспективных классов материалов для решения подобных задач являются высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) [1–7]. Они привлекают внимание ученых всего мира, а пионерскими в данной области признаны работы команд Кантора и Сенькова [8, 9].

ВЭС обладают структурой, отличной от большинства известных гомогенных сплавов: ее не всегда можно представить как решетку твердого раствора на базе решетки одного элемента в связи с

высокой степенью беспорядка этой структуры [1, 7]. Повышенная энтропия смешения элементов способствует минимизации величины свободной энергии Гиббса и, таким образом, повышению термодинамической устойчивости ВЭС. С учетом многообразия типов твердых растворов, которые можно создать, теоретически материалы типа ВЭС могут обладать абсолютно любыми свойствами [10, 11].

Стоит отметить и наличие у ВЭС так называемого “эффекта восстановления”, упоминаемого авторами многих работ по радиационной стойкости данных сплавов [12, 15]. Этот эффект предполагает возможность в облученных ионами образцах возврата решетки в исходное состояние (до облучения) путем нейтрализации радиационно-индуцированных дефектов. Например, при подборе верного значения рабочей температуры можно добиться постоянного восстановления структуры ВЭС при облучении с помощью “эффекта самовосстановления” прямо в процессе эксплуатации [12–17].

Все вышесказанное делает ВЭС перспективными материалами для применения в ядерных энергетических установках и силовых установках летательных аппаратов [15–19].

ВЭС можно разделить на три основные группы: на основе переходных *3d*-металлов, на основе тугоплавких металлов и на основе редкоземельных элементов. Самыми экономически оправданными и потому наиболее часто рассматриваемыми являются первые две группы сплавов [20]. Никельсодержащие ВЭС с ГЦК-структурой показывают повышенную радиационную стойкость в сравнении со сталями и никелевыми суперметаллами типа инконеля [6]. В то же время причины подобного поведения никельсодержащих ВЭС до сих пор не имеют точного объяснения или описания, чему способствуют противоречивые данные об их свойствах и вероятных эксплуатационных возможностях.

Целью настоящей работы являлось изучение радиационной стойкости ВЭС CoCrFeNi и CoCrFeMnNi, а также механизмов поведения дефектов при облучении альфа-частицами.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi были получены в Пекинском технологическом институте (Китай) по следующей технологии. Из порошков чистых (до 99,97%) металлов методом дуговой плавки в аргоновой атмосфере высокой чистоты с последующей отливкой в медные кюветы были приготовлены объемные слитки. После их кристаллизации проводили отжиг на протяжении 24 ч при 1150°C с целью сфероидизации и гомогенизации зеренной структуры об-

разцов. В дальнейшем проводили холодную прокатку до уменьшения толщины слитков на 85% и завершающий отжиг при 1150°C в течение 72 ч с целью уменьшения текстуры и напряжений, вызванных прокаткой.

Все образцы имели форму прямоугольных параллелепипедов с линейными размерами $5.0 \times 5.0 \times 1.5$ мм.

Образцы облучали на ионном ускорителе ДЦ-60 в Астанинском филиале Института ядерной физики (Казахстан). Облучение проводили ионами He²⁺ энергией 40 кэВ при флуенсе 2×10^{17} см⁻². Данный тип ионов возникает в результате взаимодействия нейтронов с атомами вещества с последующим альфа-распадом, что ведет к образованию газовых пузырей, областей повышенных внутренних напряжений, накоплению гелия в материале и, как следствие, к его распуханию.

Анализ морфологии поверхности и элементного состава образцов производился методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии на растровом электронном микроскопе ZEISS LEO 1455 VP, изображения получали при величине ускоряющего напряжения 20 кВ.

Элементный состав и распределение элементов по глубине исследовалось методом резерфордского обратного рассеяния на установке ДЦ-60 при использовании ионов N²⁺ энергией 14 МэВ.

Фазовый анализ образцов производился методом рентгеновской дифракции (рентгенофазовый анализ). Рентгенограммы получали на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV в геометрии параллельного пучка с использованием характеристического рентгеновского излучения CuK_α с длиной волны $\lambda = 0.154179$ нм. Съемку проводили при постоянном вращении образцов со скоростью 30 об./с для исключения влияния текстуры сплавов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Результаты исследования элементного состава сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi приведены в табл. 1. Согласно этим данным, состав сплавов является близким к эквиаtomному. Методом резерфордского обратного рассеяния подтвержден эквиаtomный состав образцов, а также выявлено однородное распределение элементов по глубине сплавов.

Исследования элементного состава образцов после облучения ионами He²⁺ не выявил его заметного отклонения от исходного состава. Методом резерфордского обратного рассеяния также не выявлено изменений в однородном распределении элементов по глубине. При этом распределения элементов не наблюдается именно в приповерх-

Таблица 1. Элементный состав необлученных (н/о) и облученных ионами He²⁺ (40 кэВ, 2 × 10¹⁷ см⁻²) ВЭС CoCrFeNi и CoCrFeMnNi

Образец	Концентрация элементов, ат. %				
	Co	Cr	Fe	Ni	Mn
CoCrFeNi (н/о)	24.8 ± 0.1	25.8 ± 0.1	25.0 ± 0.1	24.4 ± 0.1	—
CoCrFeNi (He ²⁺)	24.6 ± 0.3	25.5 ± 0.3	25.5 ± 0.3	24.4 ± 0.3	—
CoCrFeMnNi (н/о)	20.7 ± 0.2	18.9 ± 0.1	20.0 ± 0.2	20.4 ± 0.2	20.0 ± 0.1
CoCrFeMnNi (He ²⁺)	19.6 ± 0.2	20.5 ± 0.2	19.8 ± 0.2	20.8 ± 0.2	19.5 ± 0.2

ностном слое, в котором происходит имплантация гелия.

Результаты исследований методом РЭМ образцов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi представлены на рис. 1 и 2 соответственно. Очевидно, что сплавы имеют крупнозернистую структуру с размером зерен около 80 мкм для CoCrFeNi и 100 мкм для CoCrFeMnNi (рис. 1а, 2а). У всех образцов зерна имеют правильную полигональную форму со следами двойникования, внесенными холодной прокаткой. После облучения ионами гелия морфология поверхности образцов сохраняется (рис. 1б, 2б), следов эрозии поверхности не заметно, что подтверждает устойчивость структуры их поверхности к облучению ионами гелия.

Результаты проведенного фазового анализа исходных и облученных ионами He²⁺ ВЭС представлены на рис. 3 и 4. Рентгенограммы получены под малым углом падения излучения на образец ($\alpha = 1^\circ$), что соответствует глубине проникновения рентгеновских лучей около 300 нм. Данная глубина, согласно расчетам в программе SRIM [21], соответствует пробегу ионов гелия с энергией 40 кэВ.

Анализ рентгенограмм (рис. 3, 4) показал, что данные ВЭС представляют собой однофазные системы с ГЦК-решеткой.

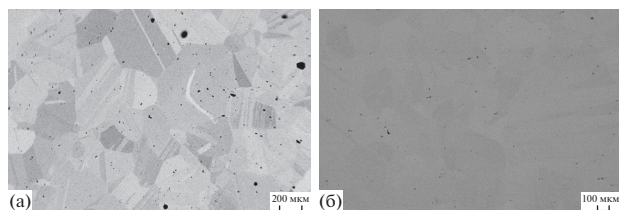
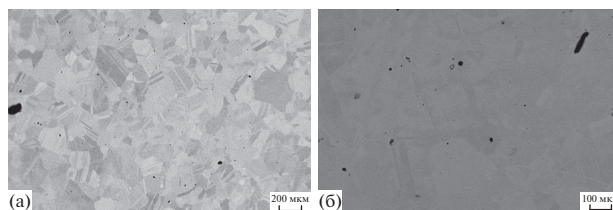
Проведенный анализ сформированных фаз и сравнение угловых положений их дифракционных рефлексов с пиками от чистых металлов с ГЦК-решеткой, входящих в состав сплавов, показал, что пики ВЭС находятся между соответствующими пиками чистых металлов, что свидетельствует о формировании твердых растворов

замещения. Рассчитанный из рентгенограмм период решетки для сплава CoCrFeNi составил 0.3585 ± 0.0004 нм, а для сплава CoCrFeMnNi — 0.3574 ± 0.0004 нм.

Анализ рентгенограмм сплавов после облучения ионами гелия (рис. 3, 4) не выявил появлений новых дифракционных пиков или исчезновения существующих, т.е. не произошло распада твердых растворов, следовательно, фазовый состав ВЭС устойчив к облучению. Обнаружена только возникновение дополнительных рефлексов при меньших θ , наложение которых на уже существующие дифракционные пики приводит к наблюдаемой асимметрии пиков, а также смещение дифракционных пиков в сторону меньших значений θ . Асимметрия пиков связана с изменением параметра решетки твердых растворов по глубине в результате облучения ионами гелия. Смещение пиков соответствует увеличению периода решетки на величину $(0.22 \pm 0.01)\%$ для сплава CoCrFeNi и $(0.11 \pm 0.01)\%$ для сплава CoCrFeMnNi по сравнению с необлученными сплавами.

Столбчатые диаграммы значений макро- и микронапряжений в необлученных и облученных образцах, рассчитанных методом $\sin^2\psi$ для ориентации (111) и методом Холла, приведена на рис. 5, 6.

Согласно полученным данным, в необлученных образцах преобладают растягивающие напряжения, вызванные холодной прокаткой в процессе формирования ВЭС. Уровень макронапряжений не превышает 130 МПа, а микронапряжений 1.67 ГПа.

**Рис. 1.** РЭМ-изображение поверхности исходных (а) и облученных ионами He²⁺ (40 кэВ, 2 × 10¹⁷ см⁻²) (б) сплавов CoCrFeNi.**Рис. 2.** РЭМ-изображение поверхности исходных (а) и облученных ионами He²⁺ (40 кэВ, 2 × 10¹⁷ см⁻²) (б) сплавов CoCrFeMnNi.

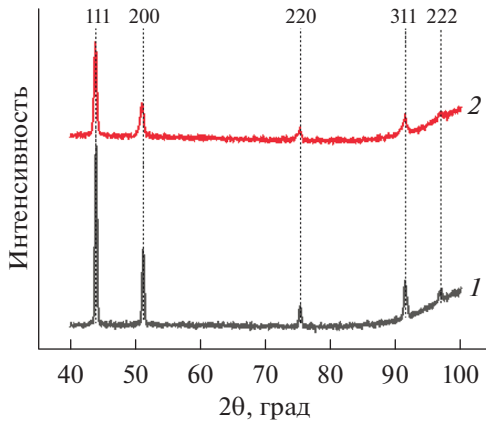


Рис. 3. Рентгенограммы необлученных (1) и облученных ионами He^{2+} (40 кэВ, $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) (2) образцов сплава CoCrFeNi . Цифрами показаны индексы рефлексов.

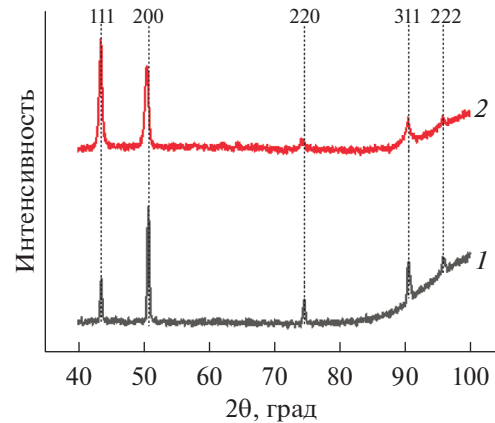


Рис. 4. Рентгенограммы необлученных (1) и облученных ионами He^{2+} (40 кэВ, $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) (2) образцов сплава CoCrFeMnNi . Цифрами показаны индексы рефлексов.

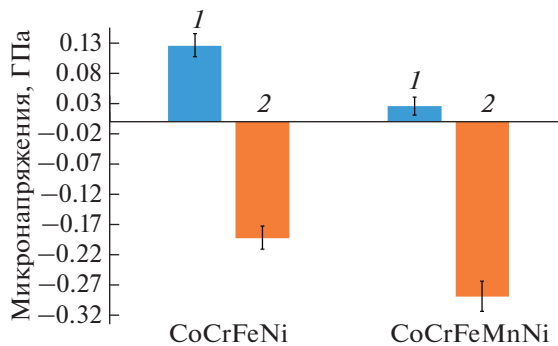


Рис. 5. Диаграмма макронапряжений в необлученных (1) и облученных ионами He^{2+} (40 кэВ, $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) (2) образцах сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi .

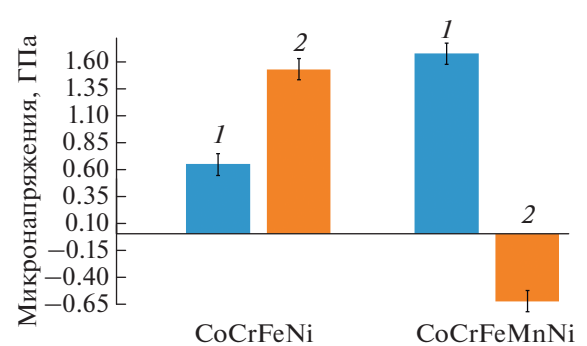


Рис. 6. Диаграмма микронапряжений в необлученных (1) и облученных ионами He^{2+} (40 кэВ, $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) (2) образцах сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi .

После облучения ионами гелия сплавы показывают сжимающий характер макронапряжений и их уровень не превышает 288 МПа (рис. 5). В то же время микронапряжения показывают рост растягивающих для сплава CoCrFeNi и сжимающих напряжений для сплава CoCrFeMnNi (рис. 6).

Методом Холла проведена также оценка размеров областей когерентного рассеяния в сплавах CoCrFeNi и CoCrFeMnNi , а также, используя модель дислокационных границ областей когерентного рассеяния, оценена плотность дислокаций в этих сплавах. Результаты оценки плотности дислокаций в ВЭС CoCrFeNi и CoCrFeMnNi представлены на рис. 7. Как видно из рис. 7, облучение сплавами ионами гелия приводит к значительному росту в них плотности дислокаций.

ОБСУЖДЕНИЕ

Элементный, фазовый состав и структура рассматриваемых ВЭСов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi

являются устойчивыми к облучению ионами гелия (40 кэВ, $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$), не обнаружено формирования новых фаз или эрозии поверхности. Таким образом, основные изменения, полученные в результате облучения образцов, связаны с образованием и взаимодействием точечных дефектов, а также формированием и перераспределением напряжений в сплавах.

Как было выявлено, в необлученных образцах присутствовали растягивающие макронапряжения, вероятно внесенные сжатием на этапе холодной прокатки. После облучения под влиянием радиационных дефектов и образованием пузырьков гелия, вызванных имплантацией ионов гелия, происходит формирование сжимающих макронапряжений.

В процессе облучения ионами гелия в сплавах возникают вакансии, междоузельные атомы, кластеры из атомов гелия и вакансий (гелий-вакансионные). С ростом дозы облучения кластеры формируют наноразмерные гелиевые пузыри, и

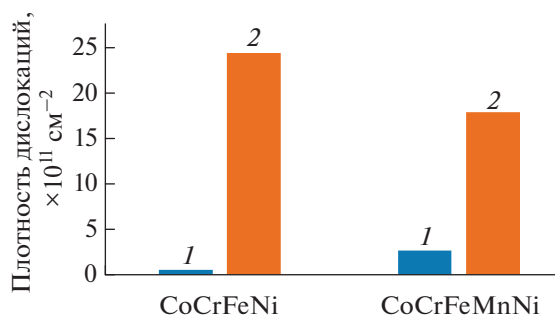


Рис. 7. Диаграмма плотности дислокаций в необлученных (1) и облученных ионами He^{2+} (40 кэВ, $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$) (2) сплавах CoCrFeNi и CoCrFeMnNi.

дальнейшее облучение приводит к росту плотности распределения и размеров этих пузырей. Формирование вакансий способствует росту уровня растягивающих микронапряжений, а образование междоузельных атомов, междоузельных дислокаций и гелиевых пузырей – сжимающих микронапряжений. Для ВЭС характерно подавление диффузии радиационных дефектов, приводящее их частичному уничтожению, вследствие чего формируются пузырьки с высокой плотностью распределения гелия и малым размером в сравнении с другими материалами, облученными при аналогичных условиях [1, 17, 22]. В нашем случае формирование гелиевых пузырей приводит к росту уровня сжимающих напряжений в ВЭС. Следует отметить, что относительное изменение уровня напряжений для сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi совпадает (рис. 6). Однако разный характер поведения микронапряжений при облучении свидетельствует, что в сплаве CoCrFeNi большее влияние оказывают вакансии на дефектообразование, а сплаве CoCrFeMnNi – образования гелий-вакансионных кластеров и пузырьков.

Некоторым критерием радиационной стойкости ВЭС CoCrFeNi и CoCrFeMnNi, т.е. того, как эффективно сплав подавляет образование радиационных дефектов, может служить сравнение плотности дислокаций (рис. 7). Для сплава CoCrFeMnNi выявлен меньший рост плотности дислокаций по сравнению со сплавом CoCrFeNi, что наряду с большим, чем для CoCrFeMnNi, значением относительного увеличения периода решетки, указывает на большую устойчивость ВЭС CoCrFeMnNi к радиационному дефектообразованию.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом дуговой плавки в аргоновой атмосфере с последующими отжигом и холодной прокаткой созданы объемные сплавы на основе однофазных твердых растворов (Co, Cr, Fe, Ni) и

(Co, Cr, Fe, Mn, Ni) с ГЦК-решеткой, крупнозернистой структурой и однородным распределением элементов по поверхности и глубине. В сплавах наблюдали двойникование и растягивающие микро- и макронапряжения, появление которых связано с механической обработкой материалов на этапе изготовления.

Обнаружено, что облучение ВЭС ионами He^{2+} энергией 40 кэВ при флуенсе $2 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ не приводит к изменению элементного и фазового состава, а также к эрозии поверхности образцов. В сплавах происходит рост плотности дислокаций, что приводит к уменьшению размера областей когерентного рассеяния, а также формируются гелиевые пузыри, приводящие к росту сжимающих микронапряжений. Выявлено, что в облученных сплавах CoCrFeNi преобладают растягивающие микронапряжения, а в сплавах CoCrFeMnNi сжимающие.

Установлено, что ВЭС CoCrFeMnNi, обладающие более сложным составом, являются более устойчивым к радиационным повреждениям.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование профинансировано в рамках государственной программы научных исследований “Энергетические и ядерные процессы и технологии” Республики Беларусь (подпрограмма “Энергетические процессы и технологии”, задание 2.1.03.2 “Жаропрочные высокоэнтропийные сплавы, устойчивые к экстремальным энергетическим воздействиям”) и Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (грант № AP14872199).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Ye Y.F., Wang Q., Lu J., Liu C.T., Yang Y. // *Materials Today*. 2016. V. 19. P. 349. <https://www.doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.026>
- Manzoni A.M., Glatzel U. // *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*. 2020. V. 2. P. 441. <https://www.doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.11774-6>
- Li W., Xie D., Li D., Zhang Y., Gao Y., Liaw P.K. // *Prog. Mater. Sci.* 2021. V. 118. P. 100777. <https://www.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2021.100777>
- Son S., Kim S., Kwak J., Gu G.H., Hwang D.S., Kim Y.T., Kim H.S. // *Mater. Lett.* 2021. V. 300. P. 130130. <https://www.doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.141>
- Yu P.F., Zhang L.J., Cheng H., Zhang H., Ma M.Z., Li Y.C., Li G., Liaw P.K., Liu R.P. // *Intermetallics*. 2016. V. 70. P. 82. <https://www.doi.org/10.1016/j.intermet.2015.11.005>
- Koval N.E., Juaristi J.I., Muiño R.D., Alducin M. // *J. Appl. Phys.* 2020. V. 127. P. 145102. <https://www.doi.org/10.1063/1.5142239>
- Zhang Y., Zuo T. T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. // *Prog. Mater. Sci.* 2014. V. 6. P. 1. <https://www.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>

8. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. // Mater. Sci. Eng. 2020. V. 375. P. 213.
<https://www.doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
9. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C.F. // J. Alloys Compounds. 2011. V. 509. P. 6043.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.171>
10. Karati A., Guruvidyathri K., Hariharan V.S., Murty B.S. // Scripta Materialia. 2019. V. 162. P. 465.
<https://www.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.12.017>
11. Pacheco V., Lindwall G., Karlsson D., Cedervall J., Fritze S., Ek G., Berastegui P., Sahlberg M., Jansson U. // Inorg. Chem. 2019. V. 58. P. 811.
<https://www.doi.org/10.1021/acs.inorgchem.8b02957>
12. Xia S. Q., Wang Z., Yang T., Zhang Y. // J. Iron Steel Res. 2015. V. 22. P. 879.
[https://www.doi.org/10.1016/S1006-706X\(15\)30084-4](https://www.doi.org/10.1016/S1006-706X(15)30084-4)
13. Jones N.G., Owen L.R. // Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys. 2020. V. 2. P. 393.
<https://www.doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.12124-1>
14. Tian Y., Li L., Li J., Yang Y., Li S., Qin G. // Adv. Engineering Mater. 2021. V. 23. P. 2001514.
<https://www.doi.org/10.1002/adem.202001514>
15. Lu Y., Huang H., Gao X., Ren C., Gao J., Zhang H., Zheng S., Jin Q., Zhao Y., Chenyang L., Wang T., Li T. // J. Mater. Sci. Technol. 2018. V. 35. P. 369.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.034>
16. Song H., Ma Q., Zhang W., Tian F. // J. Alloys Compounds. 2021. V. 885. P. 160944.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160944>
17. Zhang Z., Han E.H., Xiang C. // Corrosion Sci. 2021. V. 191. P. 109742.
<https://www.doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109742>
18. Murty B.S., Yeh J.-W., Ranganathan S. High-Entropy Alloy, 1st ed. Butterworth-Heinemann, 2014. 218 p.
19. Lee C., Chou Y., Kim G., Song G., Gao M.C., Zhang C., Chen W., Poplawsky J., Chou Y.C., Choo H., Liaw P.K. // Adv. Mater. 2020. V. 32. P. 2004029.
<https://www.doi.org/10.1002/adma.202004029>
20. Розачев А.С. // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 8. С. 807.
<https://www.doi.org/10.31857/S0015323020080094>
21. <http://www.srim.org/>
22. Zhang Z., Armstrong D.E.J., Grant P.S. // Prog. Mater. Sci. 2022. V. 123. P. 100807.
<https://www.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2021.100807>

Composition and Structure of FCC-Structured High Entropy Alloys, Irradiated with Helium Ions

V. V. Uglov^{1,*}, I. A. Ivanov², S. V. Zlotski¹, N. A. Stepanjuk¹, A. E. Ryskulov², A. L. Kozlovski²,
A. E. Kurahmedov², M. V. Koloberdin², A. D. Sapar², E. O. Ungarbaev², K. Jin³

¹Belarusian State University, Minsk, 220030 Belarus

²Nuclear Physics Institute of ME of the RK, Astana, 010008 Kazakhstan

³Beijing Institute of Technology, Beijing, 100811 China

*e-mail: uglov@bsu.by

In this study bulk samples of high-entropy alloys CoCrFeNi and CoCrFeMnNi, fabricated by arc melting (of pure metal powders up to 99.97%, argon atmosphere) followed by annealing (1150°C, 24 and 72 h) and cold rolling (85% decrease in thickness) were irradiated with He²⁺ ions (40 keV, fluence 2×10^{17} cm⁻²). Samples of CoCrFeNi and CoCrFeMnNi are substitutional solid solutions with a close to equiatomic composition and a uniform distribution of elements over the depth of the alloys. They have a coarse grain structure with a grain size of about 80 μm for CoCrFeNi and 100 μm for CoCrFeMnNi alloys. It was revealed that the surface microstructure, phase and elemental composition of high-entropy alloys are resistant to irradiation. No traces of radiation erosion and changes in the elemental and phase composition of the alloys were found. In alloys, the dislocation density increases, which leads to a decrease in the size of coherent scattering regions, and helium bubbles are also formed, leading to an increase in compressive macrostresses. It was found that tensile microstresses prevail in irradiated CoCrFeNi alloys, while compressive stresses prevail in CoCrFeMnNi alloys. It has been found that high-entropy CoCrFeMnNi alloys with a more complex composition are more resistant to radiation damage.

Keywords: high entropy alloys, ion irradiation, radiation defect formation, microstresses, macrostresses, X-ray phase analysis.