

УДК 621.762

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-55-69>

Научная статья

Research article



Механические и трибологические свойства высокоэнтروпийных сплавов $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ с высоким содержанием никеля

А.Д. Федотов, С.К. Муканов, Б.Ю. Романенко, П.А. Логинов, М.Я. Бычкова, С.И. Рупасов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

✉ Александр Дмитриевич Федотов (sashok12221998@mail.ru)

Аннотация: Работа посвящена изучению возможности повышения предела растворимости меди в высокоэнтропийных сплавах (ВЭС) системы CoCrCuFeNi путем двукратного увеличения концентрации никеля и проведения дополнительной термической обработки. ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ изготовлены механическим легированием элементных порошковых смесей и их последующим горячим прессованием. Исследованы микроструктура и фазовый состав ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ в зависимости от концентрации Cu ($x = 0; 0,25; 0,5; 0,75; 1,0$). Анализ химического состава матрицы сплава на основе ГЦК твердого раствора позволил определить растворимость меди. Показано, что двукратное (относительно эквиатомного) содержание никеля способствовало получению ВЭС с однофазной ГЦК-структурой при $x \leq 0,75$. Последующая термическая обработка ВЭС привела к увеличению растворимости меди до 17,5 ат.%. Проведены испытания механических и трибологических свойств ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$. В сплавах $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ достигнут высокий уровень прочности при растяжении (от 910 до 1045 МПа) и твердости (285–395 HV). Несмотря на повышение предела растворимости меди, термическая обработка привела к понижению механических свойств на 35–50 % из-за увеличения размера зерен до 5,5 мкм. Минимальным приведенным износом при трении в паре с контртелом из Al_2O_3 обладают сплавы $\text{CoCrCu}_{0,75}\text{FeNi}_2$ и CoCrCuFeNi_2 ($1,58 \cdot 10^{-5}$ и $1,48 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ соответственно).

Ключевые слова: порошковая металлургия, высокоэнтропийные сплавы, механические свойства, износостойкость, термическая обработка, просвечивающая электронная микроскопия, растровая электронная микроскопия.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10144).

Авторы выражают благодарность д.т.н. М.И. Петрижку за помощь в исследовании механических свойств (твердость и модуль упругости).

Для цитирования: Федотов А.Д., Муканов С.К., Романенко Б.Ю., Логинов П.А., Бычкова М.Я., Рупасов С.И. Механические и трибологические свойства высокоэнтропийных сплавов $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ с высоким содержанием никеля. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2024;30(1):55–69. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-55-69>

Mechanical and tribological characteristics of nickel-rich $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ high entropy-alloys

A.D. Fedotov, S.K. Mukanov, B.Yu. Romanenko, P.A. Loginov, M.Ya. Bychkova, S.I. Rupasov

National University of Science and Technology “MISIS”

4 Bld. 1 Leninskiy Prosp., Moscow 119049, Russia

✉ Alexander D. Fedotov (sashok12221998@mail.ru)

Abstract: This research explores the potential to enhance the copper solubility limit in high-entropy alloys (HEAs) within the CoCrCuFeNi system by increasing the nickel content twofold and applying additional heat treatment. The $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ HEAs were synthesized through mechanical alloying of elemental powders followed by hot pressing. The study investigated the microstructure and phase composition of $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ HEAs in relation to varying copper concentrations ($x = 0; 0.25; 0.5; 0.75; 1.0$). The evaluation of the alloy matrix's chemical composition, which is based on the FCC solid solution, enabled the determination of copper solubility. It was found that doubling the nickel content, relative to the equiatomic ratio, facilitated the formation of HEAs with a homogenous FCC structure for copper concentrations up to $x \leq 0.75$. Further heat treatment of these HEAs resulted in an enhanced copper solubility of up to 17.5 at.%. The mechanical and

tribological properties of $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ HEAs were also assessed, revealing significant improvements in tensile strength (ranging from 910 to 1045 MPa) and hardness (285–395 HV) for the $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ alloys. Despite the increased copper solubility limit, the heat treatment process caused a decline in mechanical properties by 35–50 %, attributed to grain size enlargement to 5.5 μm . The $\text{CoCrCu}_{0.75}\text{FeNi}_2$ and CoCrCuFeNi_2 alloys exhibited the lowest wear rates when tested against Al_2O_3 counterbody, with wear rates of $1,58 \cdot 10^{-5}$ and $1,48 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, respectively.

Keywords: powder metallurgy, high-entropy alloys, mechanical properties, wear resistance, heat treatment, transmission electron microscopy, scanning electron microscopy.

Acknowledgments: The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation (project No. 22-79-10144). The authors express their gratitude to Dr. M.I. Petrzhik for assistance in studies of mechanical properties (hardness and elastic modulus).

For citation: Fedotov A.D., Mukanov S.K., Romanenko B.Yu., Loginov P.A., Bychkova M.Ya., Rupasov S.I. Mechanical and tribological characteristics of nickel-rich $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ high entropy-alloys. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2024;30(1):55–69. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-55-69>

Введение

В последнее десятилетие высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) системы Co—Cr—Cu—Fe—Ni находят широкое применение в различных областях техники [1–5]. Благодаря высокому уровню механических свойств при комнатной и повышенных температурах, а также термической стабильности данные сплавы являются перспективными материалами для камер сгорания и теплообменных устройств [6]. Высокая коррозионная стойкость делает ВЭС CoCrCuFeNi востребованными в судостроительной промышленности [7]. Покрытия из этих сплавов успешно используются для защиты изделий из магниевых сплавов [8]. Одной из наиболее распространенных областей применения ВЭС системы CoCrCuFeNi являются материалы пар трения, так как данные сплавы обладают высокой износостойкостью при комнатной [9–11] и повышенных температурах [12; 13]. В совокупности высокая износостойкость, технологичность, низкая температура консолидации ВЭС методами порошковой металлургии делают их перспективными для использования в качестве связок для алмазного режущего инструмента [14; 15].

Большое количество работ посвящено проблеме взаимосвязи механических свойств ВЭС CoCrCuFeNi и их фазового состава. Известно, что в зависимости от концентрации меди данные сплавы могут быть как однофазными, на основе твердого раствора замещения с типом решетки ГЦК [16], так и двухфазными, ГЦК + ГЦК. При превышении предела растворимости меди структура ВЭС будет выражена смесью матричного ГЦК твердого раствора с прослойками на основе меди со схожей ГЦК-структурой [17–19]. Согласно современным представлениям о механических свойствах ВЭС CoCrCuFeNi , наличие медной фазы приводит к снижению механических свойств и склонности к хрупкому разрушению [20–24].

Сплавы с эквивалентным соотношением кобальта, хрома, железа и никеля могут содержать до 9 ат.% Cu и при этом оставаться однофазными [18]. Расширение диапазона концентраций меди, при которых ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ будут оставаться однофазными, является важной задачей. Ее решение позволит получать ВЭС с улучшенным комплексом физико-механических свойств — таких, как прочность, твердость и износостойкость.

Один из способов увеличения растворимости меди в твердом ГЦК растворе заключается в повышении концентрации никеля — единственного металла, входящего в состав ВЭС данного семейства и обладающего неограниченной взаимной растворимостью с медью. На это указывают выводы, сделанные в работах [25; 26]. Вторым способом является проведение термической обработки (ТО), позволяющей зафиксировать структурно-неустойчивое состояние ВЭС, характерное для высоких температур, при котором растворимость меди в матрице CoCrFeNi выше.

Таким образом, цель данной работы состояла в исследовании возможностей повышения растворимости меди в ВЭС системы Co—Cr—Cu—Fe—Ni за счет увеличения концентрации никеля и проведения дополнительной операции закалки. Проведено сравнение механических и трибологических свойств эквивалентных ВЭС CoCrCuFeNi и ВЭС с двукратным, относительно эквивалентного, содержанием никеля CoCrCuFeNi_2 , в том числе полученных с применением закалки.

1. Исходные материалы и методы исследований

В качестве исходных материалов были использованы порошки карбонильного железа марки ВК-3 (ОАО «Синтез-ПКЖ» (г. Дзержинск), сред-

ний размер частиц $d = 9$ мкм, содержание примесей $\leq 0,3$ мас.%; карбонильного никеля марки ПНК-УТЗ (АО «Кольская ГМК» (г. Мончегорск), $d = 10$ мкм, содержание примесей $\leq 0,06$ мас.%; восстановленного кобальта марки ПК-1у (Hanrui Cobalt Co., Ltd (Китай), $d = 1,2$ мкм, содержание примесей $\leq 0,03$ мас.%; электролитического хрома марки ПМ-ЭРХ (АО «Полема» (г. Тула), $d = 80$ мкм, содержание примесей $0,05$ мас.%) и электролитической меди марки ПМС-1 (АО «Уралэлектромедь» (г. В. Пышма), $d = 24$ мкм, содержание примесей $0,12$ мас.%).

В качестве базового выбран сплав CoCrFeNi_2 , в состав которого добавляли медь в количестве $0,25$; $0,50$; $0,75$ и $1,0$ мол. долей относительно Co , Cr и Fe . Порошковые смеси были получены с использованием планетарной центробежной мельницы (ПЦМ) «Активатор-2sl» (ООО «Завод химического машиностроения», п. Дорогино Новосибирской обл.) в режиме, оптимизированном в предыдущих работах: скорость вращения барабанов 694 об/мин, центробежный фактор $90 g$, продолжительность 30 мин, соотношение масс шаров и порошка $15 : 1$. Для измельчения частиц проводили дополнительную обработку смеси с добавлением 10 мас.% изопропилового спирта в том же режиме в течение 5 мин. Выбор данного режима был обусловлен тем, что он позволял достичь равномерного распределения и взаимного растворения Co , Cr , Cu , Fe и Ni [17].

Компактные образцы в форме цилиндров диаметром 50 мм и высотой 5 мм были получены горячим прессованием (ГП) порошковых смесей $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ на установке DSP-515 SA (Dr. Fritsch, Германия). Процесс ГП проводили в вакууме при максимальной температуре 1100 °С, давлении прессования 35 МПа и изобарической выдержке 3 мин. Дополнительную ТО компактных образцов после ГП выполняли в защитной атмосфере водорода при температуре 1000 °С в течение $1,5$ ч.

Из компактных образцов методом электроэрозионной резки были получены плоские образцы для испытаний на растяжение общей длиной 50 мм с габаритами рабочей части $20 \times 5 \times 2$ мм.

Твердость горячепрессованных образцов определяли по методу Виккерса на цифровом твердомере HVS-50 (Time Group Inc., Китай) при нагрузке 10 кгс. Также твердость и модуль упругости изучали в Испытательной лаборатории функциональных поверхностей (НУЦ СВС МИСИС—ИСМАН, г. Москва) с помощью высокопрецизионного нанотвердомера «Nano-Hardness Tester» (CSM

Instruments, Швейцария). В качестве индентора использовали алмазную трехгранную пирамиду (индентор Берковича). Нагрузка при индентировании составляла 8 мН, скорость нагружения — $0,36$ мН/с, выдержка при максимальной нагрузке — 5 с.

Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине «Instron 5966» (Instron, США). Расчет предела прочности при растяжении осуществляли с помощью программы «Bluehill» (Instron, США).

Трибологические испытания образцов проводили на автоматизированной машине трения (трибометре) «Tribometer» (CSM Instruments, Швейцария) с использованием возвратно-поступательного движения по схеме «стержень—пластина» при следующих условиях: длина дорожки — 6 мм, прикладываемая нагрузка — 2 Н, максимальная скорость — 5 см/с, контртело — шарик из спеченного оксида алюминия (Al_2O_3) диаметром 3 мм, пробег — 4000 циклов (48 м), среда — воздух.

Структуру порошковых и компактных материалов изучали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с помощью микроскопа S-3400N (Hitachi, Япония), оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром «NORAN X-ray System 7» (Thermo Scientific, США). Исследования тонкой структуры порошковых и компактных материалов проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (Jeol, Япония). Образцы для исследований получали методом ионного травления на установке PIPS II (Gatan, США).

Рентгенофазовые исследования осуществляли на дифрактометре «D2 Phaser» (Bruker, США) с использованием CoK_α -излучения в геометрии Брегга-Брентано в диапазоне углов $2\theta = 30 \div 130^\circ$. Для идентификации фаз применяли программу «Diffrac.EVA» (Bruker, США). Для оптимизации режимов получения однофазных порошков были проанализированы рентгенограммы смесей после 5 , 10 , 15 и 30 мин обработки, а также изучены микроструктуры их поперечных сечений.

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Получение порошковых смесей $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$

С целью исследования процессов фазообразования при механическом легировании (МЛ) порошковой смеси Co—Cr—Cu—Fe—Ni и оптимизации режимов получения однофазных порошков

были проанализированы рентгенограммы смесей после 5, 10, 15 и 30 мин обработки, а также изучены микроструктуры их поперечных сечений.

После обработки в ПЦМ продолжительностью 5 мин в смеси присутствуют все фазы, соответствующие исходным порошкам (см. рис. 1 и таблицу). Массовое содержание фаз примерно соответствует рассчитанному для зашихтовки смеси. С увеличением времени обработки наблюдается уширение пиков, свидетельствующее о значительной деформации решеток кристаллитов, а также уменьшение интенсивности пиков Co, Cu и Fe.

На рентгенограмме, снятой с порошка после 15 мин обработки в ПЦМ, пики Ni от плоскостей (311) имеют асимметрию, что позволяет сделать вывод о формировании новой фазы с ГЦК-типом

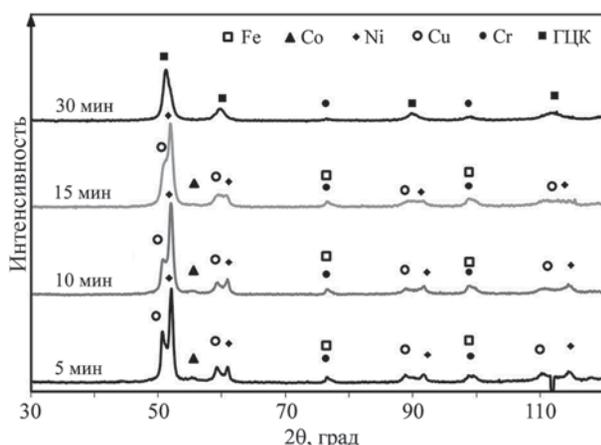


Рис. 1. Рентгенограммы порошковых смесей CoCrCuFeNi₂ после обработки в ПЦМ

Fig. 1. XRD patterns of CoCrCuFeNi₂ alloy powders after PBM treatment

Фазовый состав (мас.%) порошковых смесей Co–Cr–Cu–Fe–2Ni после механического легирования с различной продолжительностью (τ_{ML})

Phase composition (wt.%) of Co–Cr–Cu–Fe–2Ni powder mixtures after mechanical alloying (MA) at various milling durations (τ_{MA})

Фаза (символ Пирсона)	τ_{ML} , мин			
	5	10	15	30
Co (hP2/1)	12	8	6	–
Cr (cI2/1)	14	14	12	5
Cu (cF4/1)	16	12	10	–
Fe (cI2/1)	22	19	13	–
Ni (cF4/1)	36	47	47	–
ГЦК (cF4/1)	–	–	12	95

решетки и параметрами, немного отличающимися от Ni (0,3570 и 0,3525 нм соответственно).

После обработки в ПЦМ с $\tau_{ML} = 30$ мин порошок содержит ГЦК твердый раствор с небольшим количеством нерастворившегося хрома (около 5%). Его наличие не является критическим для получения ВЭС, так как при консолидации таких порошковых смесей произойдет растворение Cr в матрице за счет протекания диффузионных процессов.

Особенности структурообразования порошковых смесей с разной продолжительностью обработки изучены методом РЭМ (рис. 2). Все использованные компоненты являются пластичными, поэтому структурообразование при механическом легировании порошковых смесей происходит по механизму, типичному для систем «пластичное–пластичное»: при ударном воздействии размоленных тел частицы деформируются с образованием новых поверхностей, не загрязненных кислородом, которые образуют прочные связи между собой за счет сил Ван-дер-Ваальса.

В процессе обработки в ПЦМ происходит формирование крупных агломератов из исходных металлических частиц (см. рис. 2, а), в структуре которых присутствуют легко различимые слои Co/Cr/Cu/Fe/Ni. Толщина слоев зависит от крупности использованных порошков и достигает 3–5 мкм для Fe, Co и Ni и 20–30 мкм для Cr и Cu (см. рис. 2, д). С увеличением продолжительности обработки наблюдается постепенная гомогенизация структуры композиционных гранул (см. рис. 2, б, в), выражающаяся в уменьшении толщины слоев из металлических компонентов и более хаотичном их расположении. После $\tau_{ML} = 30$ мин были получены порошки с гомогенной микроструктурой, в которых в виде прослоек субмикронной толщины присутствовал Cr (см. рис. 2, г).

Тонкая структура порошков сплава CoCrCuFeNi₂ после обработки в ПЦМ продолжительностью 30 мин была изучена методом ПЭМ. Как показано на рис. 3, порошки представляют собой агломераты сложной формы с нанокристаллическим строением (размер кристаллитов 20–25 нм). Анализ электронной дифракции, снятой с частицы, показал наличие дифракционных колец, соответствующих фазе ГЦК. Для оценки степени гетерогенности сплава проведено ЭДС-картирование. Одинаковый уровень интенсивности характеристического рентгеновского излучения Co, Cr, Cu, Fe и Ni позволяет сделать вывод о равномерности распределения элементов в МЛ-порошке.

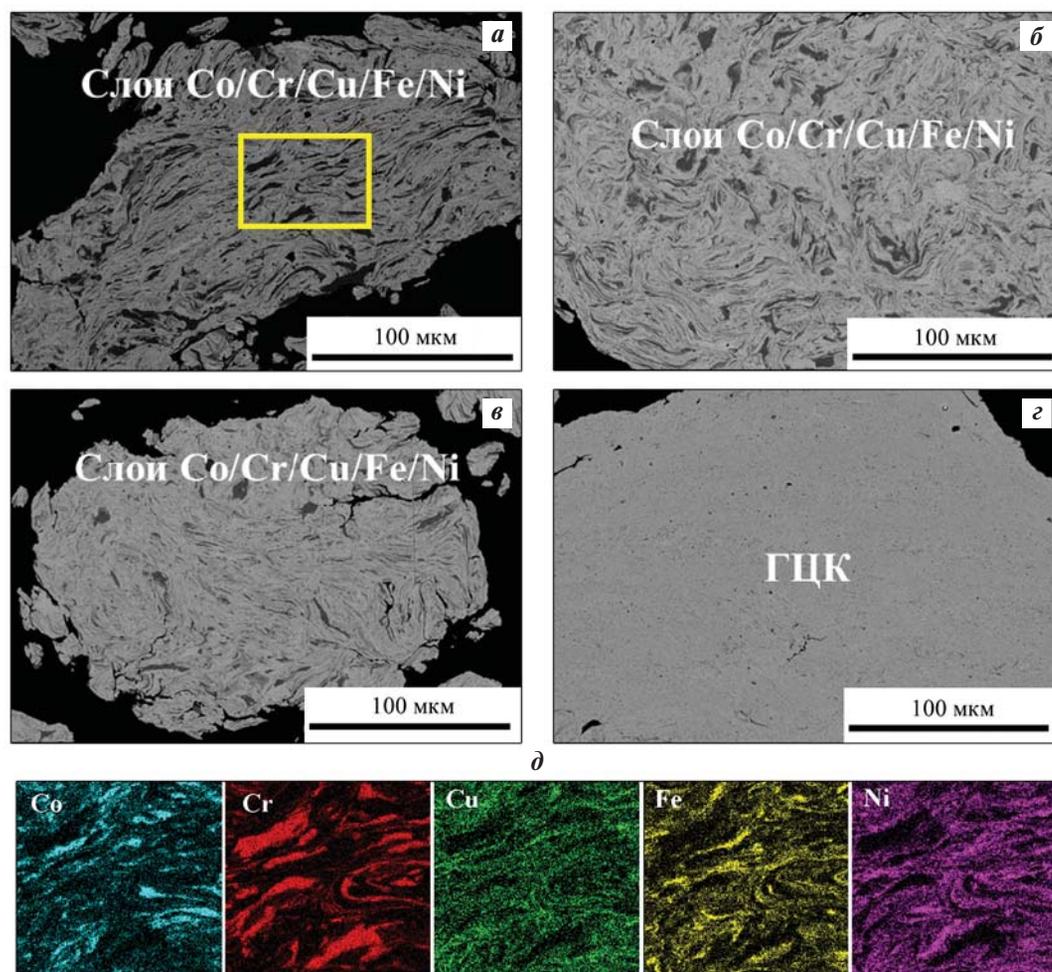


Рис. 2. Микроструктуры порошковых смесей CoCrCuFeNi_2 после обработки в ПЦМ с различной продолжительностью (*a–z*) и карты распределения элементов (*d*), снятые с частицы после 5 мин обработки, из выделенной на фото *a* области

$\tau_{\text{МЛ}}$, мин: *a* – 5, *b* – 10, *v* – 15, *z* – 20

Fig. 2. Microstructures of CoCrCuFeNi_2 powder mixtures after PBM treatment at varied durations (*a–z*) and elemental distribution maps (*d*) derived from a particle treated for 5 min, corresponding to the region indicated in image *a*

$\tau_{\text{МА}}$, min: *a* – 5, *b* – 10, *v* – 15, *z* – 20

2.2. Исследование образцов ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ после ГП и ГП + ТО

Консолидация механически легированных порошковых смесей осуществлялась методом ГП. Часть образцов ГП-сплавов дополнительно подвергали отжигу и закалке (далее ГП + ТО). Для оценки растворимости меди в матрице ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ проводили исследования фазового состава, микроструктуры и химического состава фаз.

На рис. 4 представлены рентгенограммы образцов ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ после ГП и ГП + ТО. Основой всех ГП ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ является ГЦК твердый раствор, содержащий все компоненты

сплава, со структурным типом cF4/1 и периодом решетки $a = 0,3577$ нм. Известно [17], что в сплавах $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ выделение вторичной фазы на основе меди (Cu) наблюдается при $x \geq 0,5$. В сплавах с повышенным содержанием никеля $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ следы фазы (Cu) обнаруживаются только при $x \geq 0,75$. Наличие данной фазы в ГП-сплавах $\text{CoCrCu}_{0,75}\text{FeNi}_2$ и CoCrCuFeNi_2 установлено по пикам малой интенсивности, располагающимся со стороны меньших углов 2θ на рентгенограммах (см. рис. 4, вставка).

Проведение ТО для ГП-образцов всех ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ позволяет полностью подавить образование фазы (Cu). Соответствующие ей пики не были обнаружены даже в сплаве с максималь-

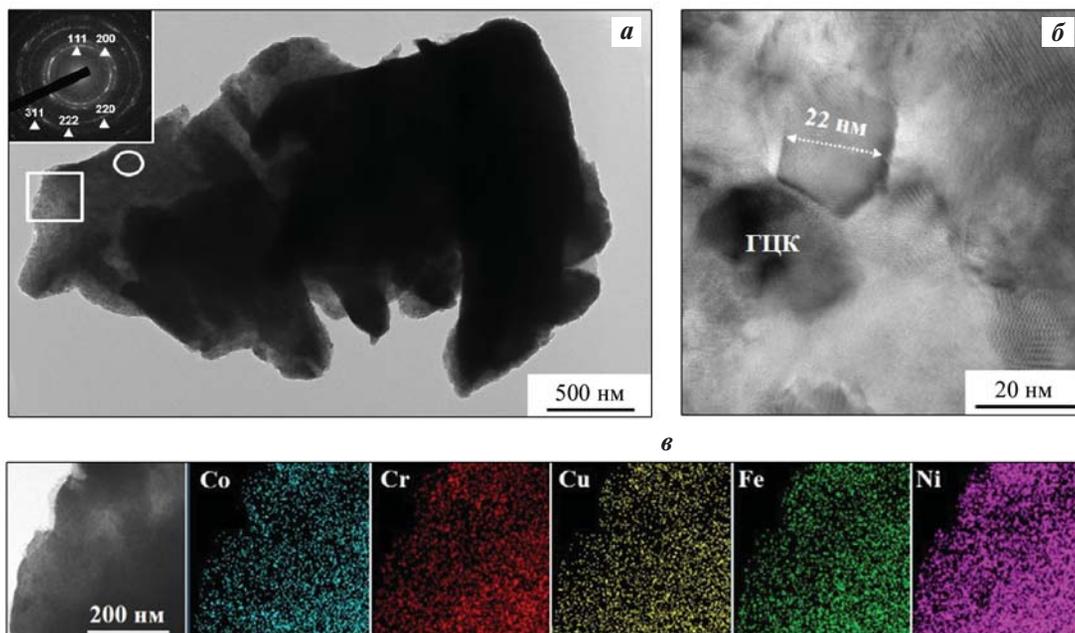


Рис. 3. Изображение частицы порошка CoCrCuFeNi_2 после обработки в ПЦМ в течение 30 мин (*a*); область (белая окружность на рис. *a*), в которой изучена зеренная микроструктура (*б*) и область (белый прямоугольник на рис. *a*), в которой проводился ЭДС-анализ (*в*)

Fig. 3. Visualization of a CoCrCuFeNi_2 powder particle after 30 minutes PBM treatment (*a*); area within the white circle indicating the grain microstructure examination zone (*b*); white rectangle delineating the region analyzed via EDS (*c*)

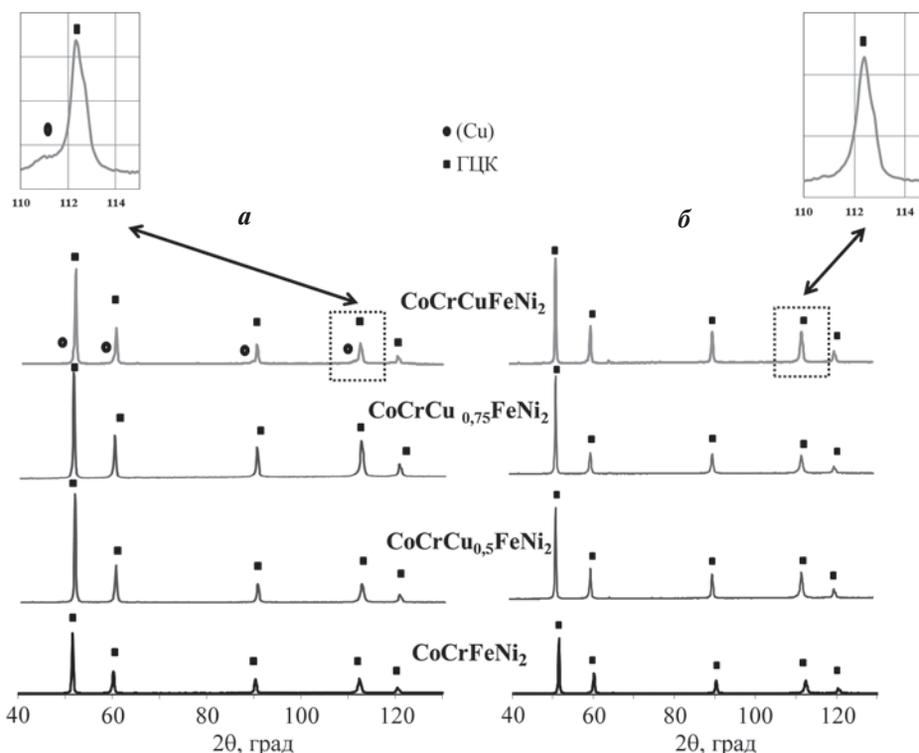


Рис. 4. Рентгенограммы ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ после ГП (*a*) и ГП + ТО (*б*)

Fig. 4. XRD patterns of $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ HEAs after HP (*a*) and HP + HT (*b*)

ным содержанием Cu среди исследованных — CoCrCuFeNi_2 . Таким образом, за счет проведения ТО удалось зафиксировать однофазное состояние ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$, характерное для высоких температур (рис. 4).

Исследование особенностей микроструктуры компактных образцов осуществлялось методом РЭМ (рис. 5). Установлено, что матрица всех ГП-образцов ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ представлена фазой ГЦК твердого раствора, в которой равно-

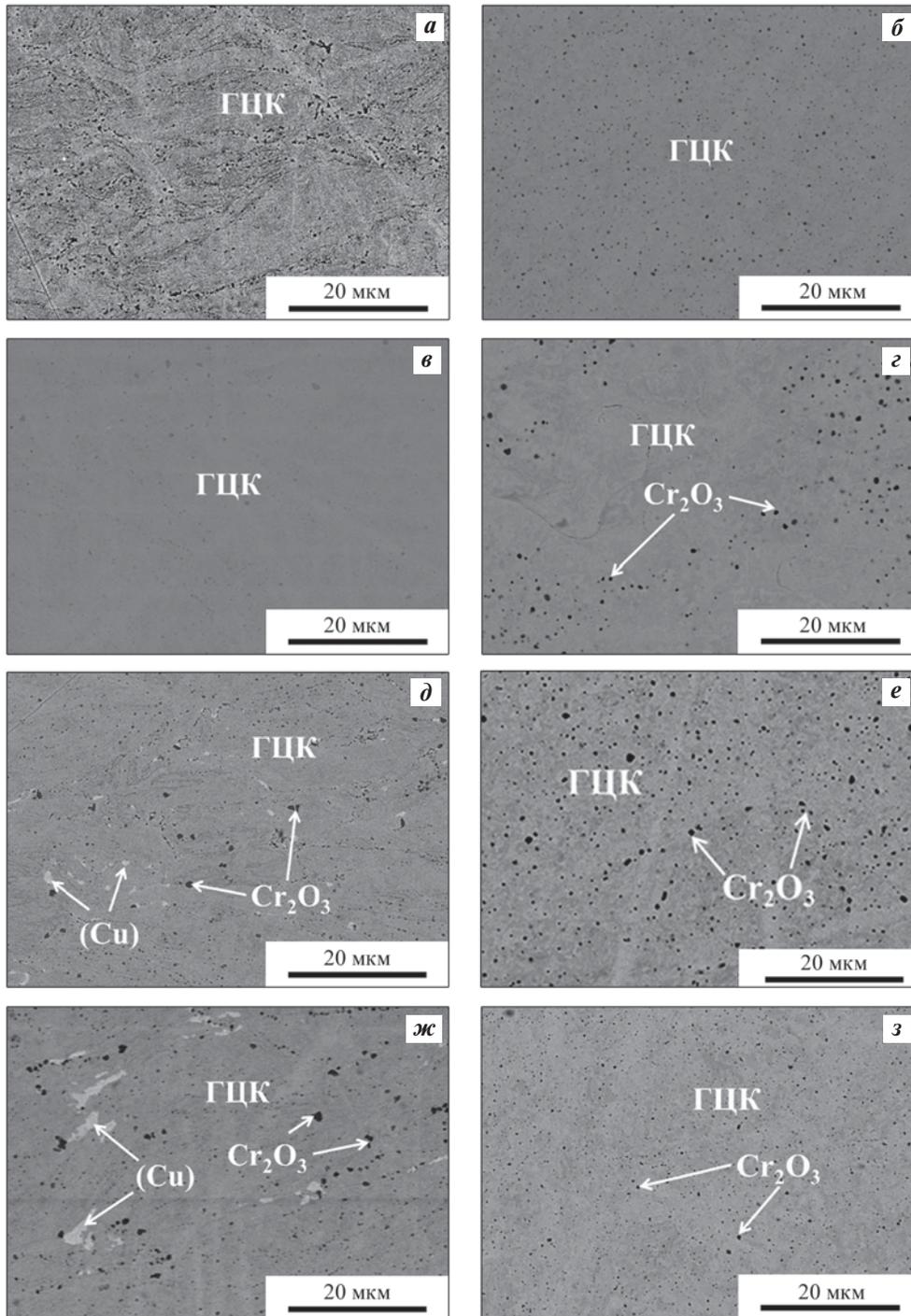


Рис. 5. Микроструктура ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ после ГП (*а, в, д, ж*) и ГП + ТО (*б, г, е, з*)

а, б – CoCrFeNi_2 ; *в, г* – $\text{CoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}_2$; *д, е* – $\text{CoCrCu}_{0,75}\text{FeNi}_2$; *ж, з* – CoCrCuFeNi_2

Fig. 5. Microstructures of $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ HEAs after HP (*a, в, д, ж*) and HP + HT (*б, г, е, з*)

а, б – CoCrFeNi_2 ; *в, г* – $\text{CoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}_2$; *д, е* – $\text{CoCrCu}_{0,75}\text{FeNi}_2$; *ж, з* – CoCrCuFeNi_2

мерно распределены субмикронные частицы оксида Cr_2O_3 , не определяющегося методом РФА из-за малой концентрации. Зерна фазы (Cu) появляются только при $x \geq 0,75$ (см. рис. 5, д). В сплаве $CoCrCuFeNi_2$ фаза (Cu) содержится в количестве 10 % и располагается в виде зерен полигональной формы по границам зерен матрицы ГЦК (см. рис. 5, ж).

ВЭС после ГП + ТО характеризуются однородной микроструктурой. При любых концентрациях Cu матрица ВЭС состоит только из ГЦК твердого раствора (см. рис. 5, б, г, е, з).

Анализ структурных особенностей сплавов $CoCrCuFeNi_2$ после ГП и ГП + ТО проводили методом ПЭМ. На рис. 6 представлены снимки, сделанные при одном увеличении, демонстрирующие

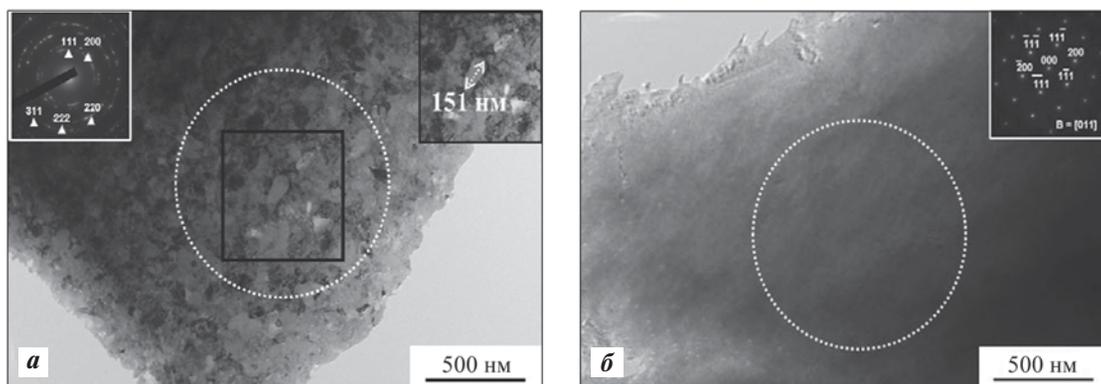


Рис. 6. Микроструктура и электронная дифракция образцов сплава $CoCrCuFeNi_2$ после ГП (а) и ГП + ТО (б)
 Fig. 6. Microstructure and electron diffraction pattern of $CoCrCuFeNi_2$ alloy samples after HP (a) and HP + HT (b)

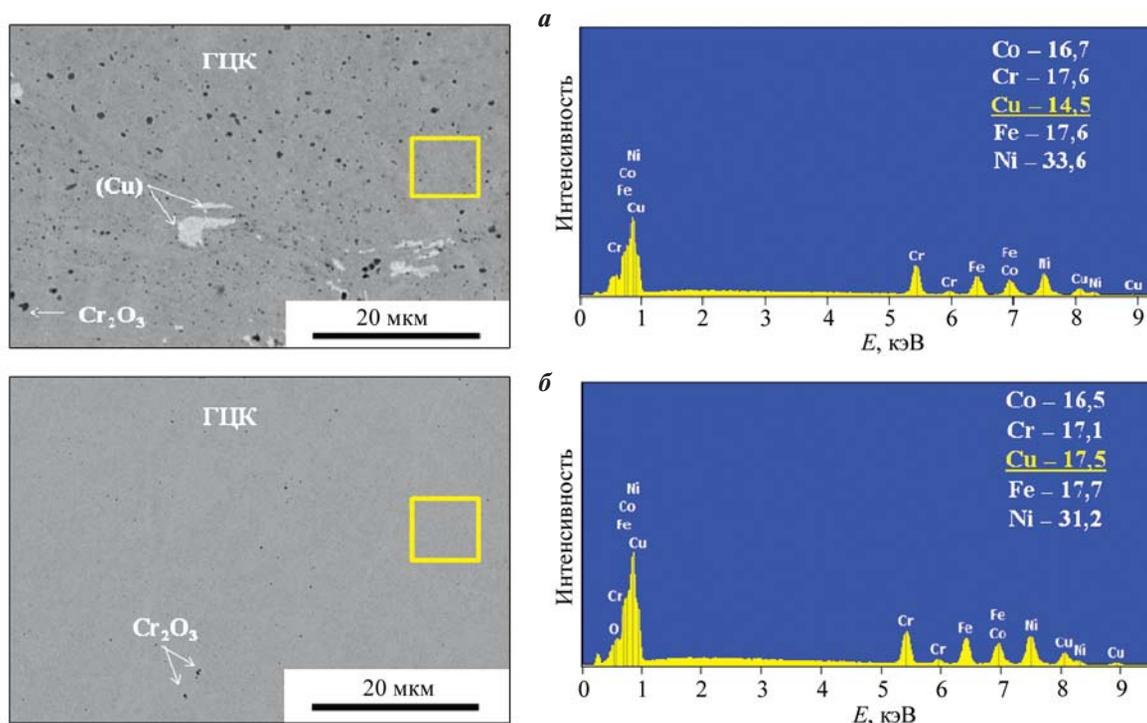


Рис. 7. Микроструктуры ВЭС $CoCrCuFeNi_2$ после ГП (а) и ГП + ТО (б) со спектрами характеристического рентгеновского излучения, снятыми с выделенных областей
 Концентрации элементов указаны в ат. %

Fig. 7. Microstructures of $CoCrCuFeNi_2$ HEA after HP (a) and after HP + HT (b), including characteristic X-ray spectra from designated areas
 Element concentrations presented in at. %

разницу в строении данных сплавов. ГП-сплав CoCrCuFeNi_2 характеризуется ультрамелкозернистой микроструктурой. Это можно наблюдать на светлопольном изображении по большому количеству областей, отличающихся по контрасту и, следовательно, по ориентировке кристаллитов, а также по дифракционной картине кольцевого типа. Средний размер зерна в ГП-сплаве CoCrCuFeNi_2 составляет 150 нм (см. рис. 6, а).

Проведение ТО приводит к существенному укрупнению зерна сплава CoCrCuFeNi_2 за счет интенсивного протекания рекристаллизационных процессов. На рис. 6, б представлено зерно фазы ГЦК, ориентированное близко к оси зоны [011], в котором отсутствуют межзеренные границы, а также включения фазы (Cu), что подтверждает данные, полученные методами РФА и РЭМ. Средний размер зерна сплава CoCrCuFeNi_2 после ГП + ТО составляет 5,5 мкм.

Порошковые смеси Co—Cr—Cu—Fe—Ni прошли высокоэнергетическую механическую обработку в ПЦМ, поэтому следует учитывать, что их фазовый состав, приведенный в таблице, является неравновесным, а полученный ГЦК твердый раствор — пересыщенным твердым раствором по ряду компонентов, в первую очередь по меди. Анализ химического состава ГЦК-фазы после ГП, когда в результате активации диффузионных процессов произошло формирование термодинамически стабильной структуры, позволил определить растворимость Cu в матрице сплава. Анализ методом ЭДС проводился в 10 точках, средние значения концентраций элементов в ГЦК-фазе, а также изображения типичной микроструктуры и ЭДС-спектров приведены на рис. 7, а. Растворимость меди в ГЦК-фазе составила 14,5 ат.%, что на 5,5 ат.% выше, чем в эквивалентном ВЭС CoCrCuFeNi [17].

Проведение ТО позволяет дополнительно увеличить количество растворенной Cu в матрице — до 17,5 ат.% (см. рис. 7, б).

2.3. Исследование механических свойств ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$

Графики зависимостей твердости и предела прочности при растяжении от доли Cu в ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ представлены на рис. 8. По результатам испытаний были установлены следующие закономерности. Твердость ГП-образцов монотонно увеличивается с ростом концентрации меди с максимумом в 395 HV для сплава CoCrCuFeNi_2 . Твердость ВЭС после ГП + ТО значительно усту-

пает ГП-сплавам и находится в диапазоне от 188 до 240 HV.

Согласно результатам измерительного индентирования (см. рис. 8, в), увеличение концентрации Cu привело к уменьшению твердости, что может быть вызвано вкладом мягкой фазы (Cu). Рост зерна в результате ТО также обуславливает снижение механических свойств. Следует отметить, что значения твердости образцов после ГП + ТО в зависимости от содержания Cu находятся в пределах допустимой ошибки, так как фазовый состав данных ВЭС не меняется.

Высокоэнтропийные сплавы $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$, полученные методом ГП, характеризуются высоким уровнем прочности при растяжении — от 910 до 1045 МПа (см. рис. 8, б), что соизмеримо с эквивалентными сплавами $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$, полученными методами порошковой металлургии [17], и выше, чем у других аналогов в данной системе [27–30]. Прочность ВЭС после ГП + ТО на 35–50 % ниже по сравнению с ГП-сплавами. Снижение механических свойств в данных образцах вызвано ростом зерна (см. рис. 6) в процессе отжига.

2.4. Исследование износостойкости ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$

На рис. 9 приведены наиболее характерные зависимости коэффициента трения от количества циклов, а также 2D- и 3D-изображения профилей дорожек износа. Для сравнения также показаны данные для сплавов с одномолярным содержанием Ni, описанные в работе [17]. Увеличение содержания Ni в ВЭС, а также ТО не приводят к заметным изменениям коэффициента трения (его диапазон — от 0,6 до 0,7), колебания которого, вероятно, связаны с образованием и накоплением продуктов износа между трибопарой.

На рис. 10 представлена гистограмма, демонстрирующая зависимость приведенного износа ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ от концентрации Cu.

Для ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$, полученных методом ГП, зависимость приведенного износа от содержания Cu является монотонно убывающей. Можно сделать вывод, что износостойкость ВЭС близко коррелирует с твердостью. Минимальным приведенным износом в этих условиях испытаний характеризуются сплавы $\text{CoCrCu}_{0,75}\text{FeNi}_2$ и CoCrCuFeNi_2 ($1,58 \cdot 10^{-5}$ и $1,48 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м) соответственно) с самым высоким содержанием меди, растворенной в матрице на основе ГЦК твердого раствора.

Высокоэнтропийные сплавы $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$,

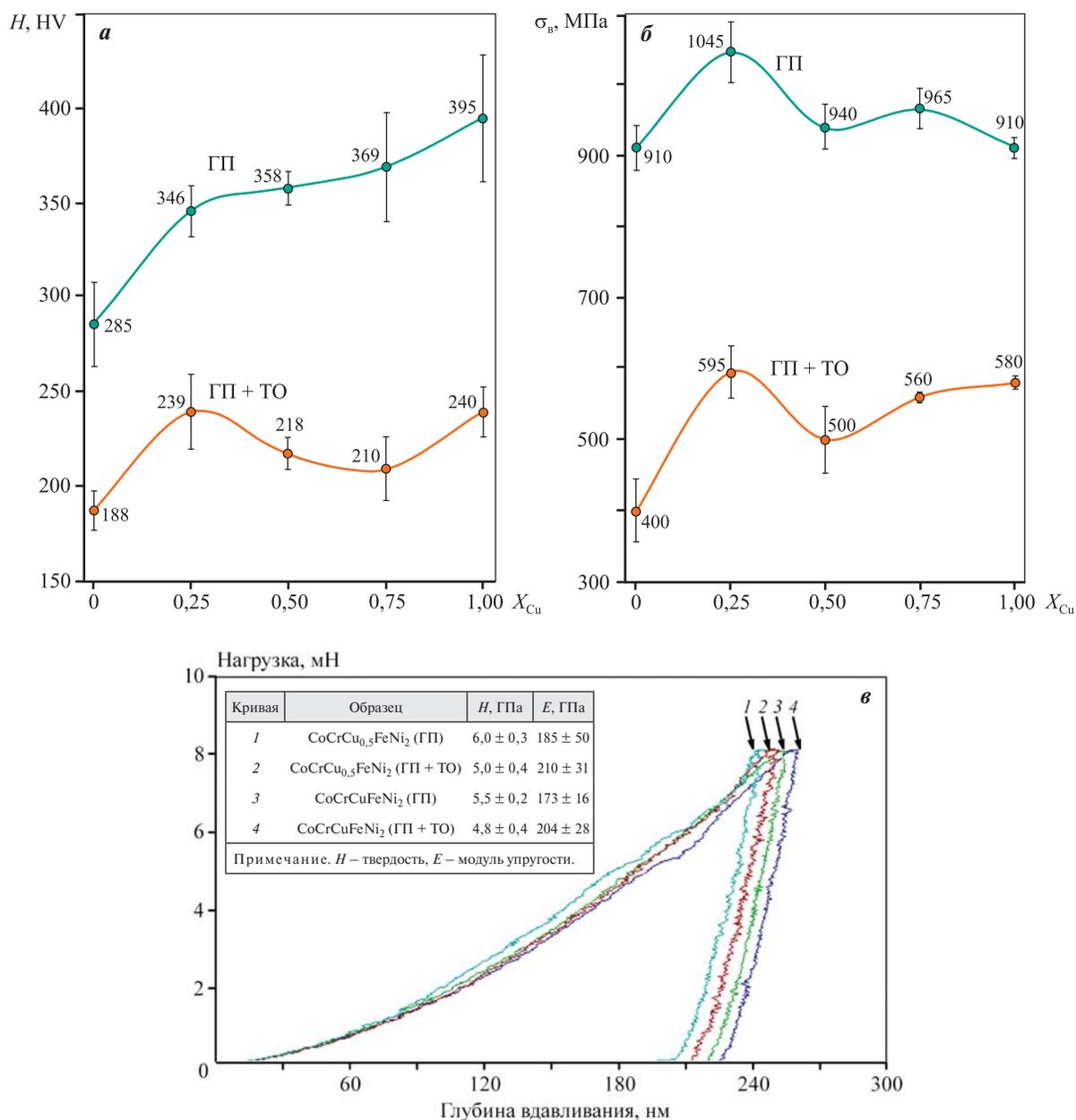


Рис. 8. Зависимости твердости (а) и предела прочности при растяжении (б) от концентрации меди в ВЭС CoCrCu_xFeNi₂ и результаты измерительного индентирования (в)

Fig. 8. Hardness (a), tensile strength (b) and measuring indentation (c) of CoCrCu_xFeNi₂ HEA

полученные методом ГП + ТО, обладают схожим уровнем износостойкости или даже превосходят ГП-сплавы только при низких концентрациях меди. При содержании Cu в количестве 0,75–1,0 мол. долей износостойкость сплавов ГП + ТО ниже в 2,5–3,0 раза.

Отсутствие явной закономерности можно объяснить компенсированием положительного эффекта от увеличения концентрации растворенной меди в ГЦК-матрице ростом размера зерна ВЭС на стадии отжига перед закалкой. Тем не менее для ряда

сплавов такой подход является перспективным и требует дополнительных исследований по оптимизации режимов ТО.

Для изучения механизма износа ВЭС исследованы дорожки износа после испытаний (рис. 11). Белыми стрелками на изображениях указаны борозды, направленные вдоль направления скольжения контртела Al₂O₃ в зоне износа. Кроме того, обнаружены области темно-серого цвета, состоящие, по данным ЭДС, из оксидов Ni и Fe. Образование локальных окисленных участков связано с фрик-

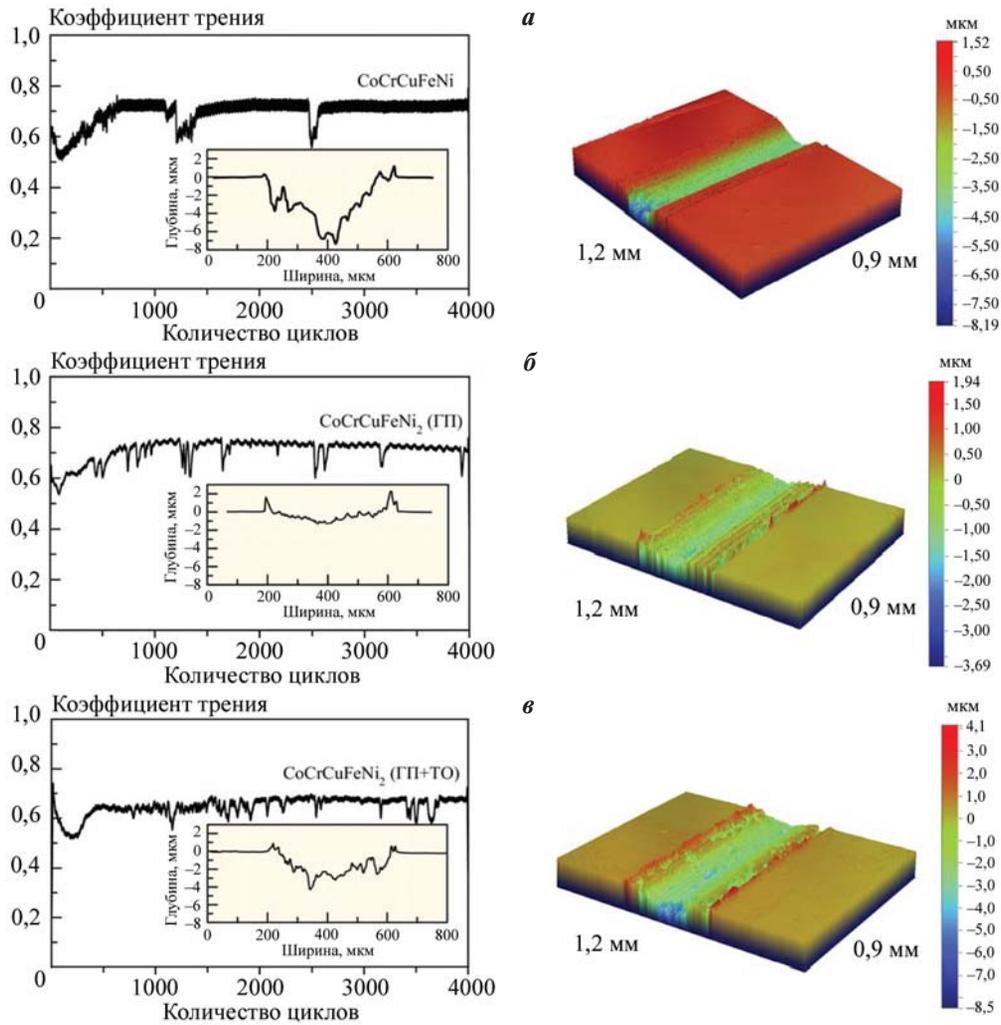


Рис. 9. Зависимость коэффициента трения от количества циклов и 3D- и 2D-изображения дорожек износа ВЭС CoCrCuFeNi_y

a – CoCrCuFeNi [17]; *б* – CoCrCuFeNi_2 (ГП); *в* – CoCrCuFeNi_2 (ГП + ТО)

Fig. 9. Friction coefficient over cycle number with 3D and 2D representations of wear tracks in CoCrCuFeNi_y HEAs

a – CoCrCuFeNi [17]; *б* – CoCrCuFeNi_2 (HP); *в* – CoCrCuFeNi_2 (HP + HT)

ционным нагревом [31] при скольжении шарика. Подобный механизм является распространенным для ВЭС с ГЦК-структурой при сухом трении шарика из Al_2O_3 [32] и Si_3N_4 [33]. Присутствие в оксидных участках трещин (вставки на рис. 11, *a*), перпендикулярных движению шарика, также является признаком окислительного механизма износа. Таким образом, изнашивание ВЭС происходит за счет окисления в ходе трения на ранней стадии и отслоения окисленных участков вдоль трещин, что обуславливает колебания коэффициента трения (см. рис. 9). Образование твердых продуктов износа приводит к микрорезанию образца, на что указывают борозды в зоне трения.

Данные результаты демонстрируют, что повышение концентрации Cu в ВЭС и их последую-

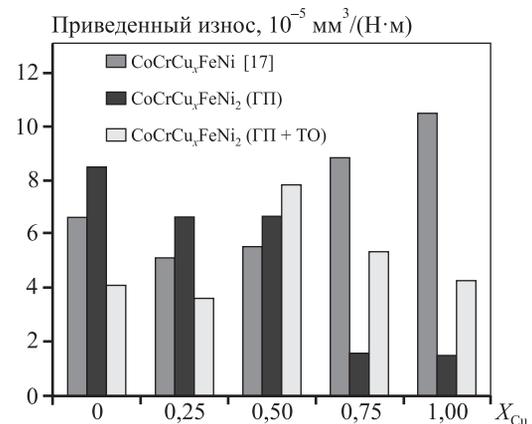


Рис. 10. Зависимость приведенного износа от содержания меди в ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_y$

Fig. 10. Relationship between copper content and reduced wear rate in $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_y$ HEAs

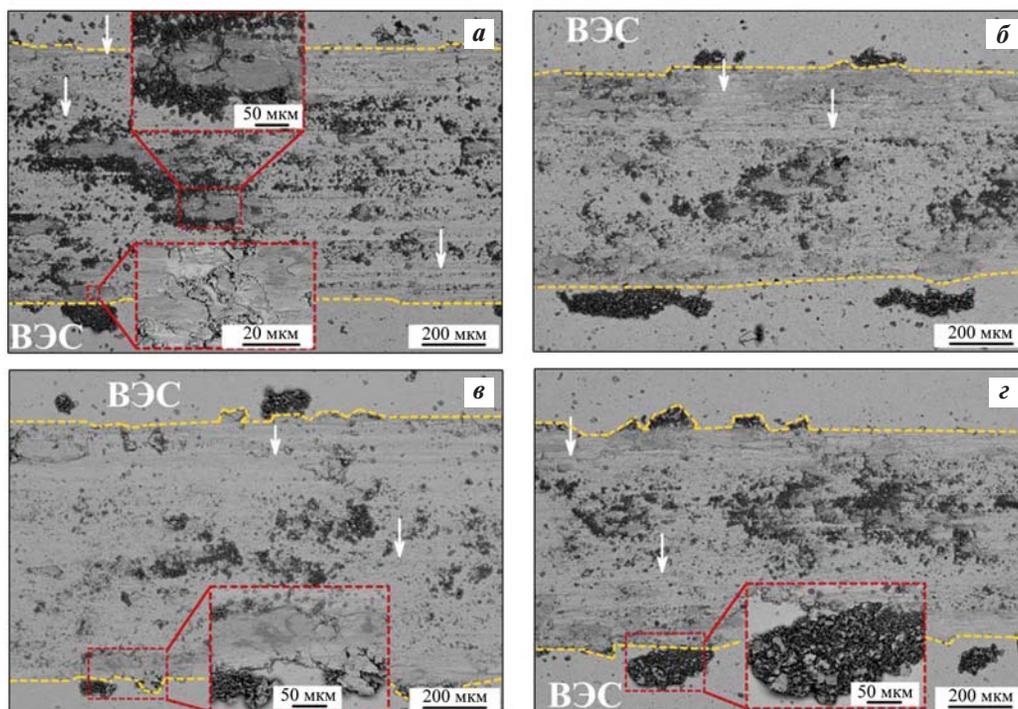


Рис. 11. РЭМ-изображения дорожек износа ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_y$

a – $\text{CoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}_2$ (ГП); *б* – $\text{CoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}_2$ (ГП + ТО); *в* – CoCrCuFeNi_2 (ГП); *г* – CoCrCuFeNi_2 (ГП + ТО)

Fig. 11. SEM images of wear tracks on $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_y$ HEAs

a – $\text{CoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}_2$ (HP); *б* – $\text{CoCrCu}_{0,5}\text{FeNi}_2$ (HP + HT); *в* – CoCrCuFeNi_2 (HP); *г* – CoCrCuFeNi_2 (HP + HT)

шая ТО не меняют механизм износа, при этом твердость ВЭС является определяющим фактором износостойкости.

Выводы

1. Методами МЛ и ГП были изготовлены компактные образцы ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ с однофазным ГЦК или двухфазным ГЦК + (Cu) строением.

2. Показано, что увеличение в 2 раза мольной доли Ni в ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ позволяет увеличить предел растворимости Cu в ГЦК твердом растворе с 9,0 до 14,5 ат.%. За счет проведения ТО (отжиг и закалка) растворимость Cu повышается до 17,5 ат.%.

3. ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$, полученные методом ГП, обладали высоким уровнем механических свойств: твердость в диапазоне 285–395 HV, предел прочности при растяжении — от 910 до 1045 МПа. Проведение ТО приводит к снижению механических свойств, вызванному укрупнением зерна в процессе изотермического отжига.

4. Горячепрессованные ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ с содержанием Cu в количестве 0,75–1,0 мол. до-

лей характеризуются высокой износостойкостью ($1,48 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$) при трении в паре с шариком из Al_2O_3 . Изнашивание ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ происходит по окислительному механизму с элементами абразивного.

Список литературы/References

- Sanin V.N., Ikornikov D.M., Golosova O.A., Andreev D.E., Yukhvid V.I. Centrifugal metallothermic SHS of cast Co–Cr–Fe–Ni–Mn–(X) alloys. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2020;61(4):436–445. <https://doi.org/10.3103/S1067821220040070>
- Sanin V.N., Ikornikov D.M., Golosova O.A., Andreev D.E., Yukhvid V.I. Centrifugal SHS metallurgy of cast Co–Cr–Fe–Ni–Mn high-entropy alloys strengthened by precipitates based on Mo and Nb borides and silicides. *Physical Mesomechanics*. 2021;24:692–700. <https://doi.org/10.1134/S1029959921060072>
- Panina E.S., Yurchenko N.Y., Tozhibaev A.A., Mishunin M.V., Zherebtsov S.V., Stepanov N.D. A study of the structure and mechanical properties of Nb–Mo–Co–X (X = Hf, Zr, Ti) refractory high-entropy alloys. *Physical Mesomechanics*. 2023;26:666–677. <https://doi.org/10.1134/S1029959923060061>

4. Громов В.Е., Шляпова Ю.А., Коновалов С.В., Воробьев С.В., Перегудов О.А. Применение высоко-энтропийных сплавов. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2021;64(10):747–754. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-747-754>
Gromov V.E., Shlyarova Yu.A., Kononov S.V., Vorob'ev S.V., Peregudov O.A. Application of high-entropy alloys. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(10):747–754. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-747-754>
5. Jiaojiao Yia, Lin Yang, Mingqin Xu, Lu Wang. Investigation of a novel CoCrCuNiTi high entropy alloy on microstructure and mechanical properties. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62:197–205. <https://doi.org/10.3103/S1067821221020073>
6. Rao K.R., Alshgari R.A., Bahajaj A.A.A., Chakraborty S., Sinha S.K. Effects of nano scale Y₂O₃ additions on microstructural stability and mechanical properties of equiatomic CoCrCuFeNi based high entropy alloys. *Materials Chemistry and Physics*. 2023;296:127325. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.127325>
7. Kuptsov K.A., Antonyuk M.N., Sheveyko A.N., Bondarev A.V., Ignatov S.G., Slukin P.V., Dwivedi P., Fraile A., Polcar T., Shtansky D.V.. High-entropy Fe–Cr–Ni–Co–(Cu) coatings produced by vacuum electro-spark deposition for marine and coastal applications. *Surface and Coatings Technology*. 2023;453:129136. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.129136>
8. Huang K., Chen L., Lin X., Huang H., Tang S., Du F. Wear and corrosion resistance of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high-entropy alloy coating deposited on AZ91D magnesium alloy by laser cladding. *Entropy*. 2018;20(12):915. <https://doi.org/10.3390/e20120915>
9. Changqing Shu, Zhengjun Yao, Xiaolin Li, Wenbo Du, Xuewei Tao, Hemei Yang. Microstructure and wear mechanism of CoCrCuFeNiV_x high entropy alloy by sintering and electron beam remelting. *Physica B: Condensed Matter*. 2022;638:413834. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2022.413834>
10. Kamalakannan R., DineshKumar K., NarenRaj K. The sliding wear behavior of CrCuFeNi alloyed with various combinations of cobalt. *Materials Today: Proceedings*. 2022;50(5):1814–1817. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.09.211>
11. Verma A., Chauhan L., Kumar T.S., Singh Prashant Kumar, Dommeti Satya Gowtam, Thangaraju Shanmugasundaram. Laser cladding of CoCrCuFeNi and CoCrFeNi high-entropy alloys on DMR 249A steel: Corrosion, wear and antibacterial behaviour. *The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society (TMS)*. 2023;75(7):2701–2713. <https://doi.org/10.1007/s11837-023-05861-z>
12. Verma A., Tarate P., Abhyankar A.C., Mohape M.R., Gowtam D.S., Deshmukh V.P., Shanmugasundaram T. High temperature wear in CoCrFeNiCu_x high entropy alloys: The role of Cu. *Scripta Materialia*. 2019;171:28–31. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.10.007>
13. Yubin Huang, Yongle Hu, Mingjun Zhang, Cong Mao, Yonggang Tong, Jian Zhang, Kangwei Li, Kaiming Wang. On the enhanced wear resistance of laser-clad CoCrCuFeNiTi_x high-entropy alloy coatings at elevated temperature. *Tribology International*. 2022;174:107767. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.107767>
14. Yang Gao, Haibo Xiao, Bin Liu, Yong Liu. Enhanced drilling performance of impregnated diamond bits by introducing a novel HEA binder phase. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2024;118:106449. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106449>
15. Loginov P.A., Fedotov A.D., Mukanov S.K., Manakova O.S., Zaitsev A.A., Akhmetov A.S., Rupasov S.I., Levashov E.A. Manufacturing of metal–diamond composites with high-strength CoCrCu_xFeNi high-entropy alloy used as a binder. *Materials*. 2023;16(3):1285. <https://doi.org/10.3390/ma16031285>
16. Takeshi Nagase, Philip D. Rack, Joo Hyon Noh, Takeshi Egami. In-situ TEM observation of structural changes in nano-crystalline CoCrCuFeNi multicomponent high-entropy alloy (HEA) under fast electron irradiation by high voltage electron microscopy (HVEM). *Intermetallics*. 2015;59:32–42. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.12.007>
17. Mukanov S.K., Loginov P.A., Fedotov A.D., Bychkova M.Ya., Antonyuk M.N., Levashov E.A. The effect of copper on the microstructure, wear and corrosion resistance of CoCrCuFeNi high-entropy alloys manufactured by powder metallurgy. *Materials*. 2023;16(3):1178. <https://doi.org/10.3390/ma16031178>
18. Shkodich N.F., Kovalev I.D., Kuskov K.V., Kovalev D.Yu., Vergunova Yu.S., Scheck Yu.B., Vadchenko S.G., Politano O., Baras F., Rogachev A.S. Fast mechanical synthesis, structure evolution, and thermal stability of nano-structured CoCrFeNiCu high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;893:161839. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161839>
19. Moghaddam A.O., Samodurova M.N., Pashkeev K., Doubenskaia M., Sova A., Trofimov E.A. A novel intermediate temperature self-lubricating CoCrCu_{1-x}FeNi_x high entropy alloy fabricated by direct laser cladding. *Tribology International*. 2021;156:106857. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.106857>
20. Peng Jian, Li Zi-yong, Ji Xin-bo, Sun Yan-le, Fu Li-ming, Shan Ai-dang. Decomposition kinetics of carbon-doped FeCoCrNiMn high-entropy alloy at intermediate tem-

- perature. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2020;30(7):1884–1894.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65347-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65347-X)
21. Dabrowa J., Cieslak G., Stygar M., Mroczka K., Berent K., Kulik T., Danielewski M. Influence of Cu content on high temperature oxidation behavior of AlCoCrCu_xFeNi high entropy alloys ($x = 0; 0.5; 1$). *Intermetallics*. 2017; 84:52–61. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.12.015>
 22. Li Cheng, Xue Yun-fei, Hua Mu-tian, Cao Tang-qing, Ma Li-li, Wang Lu. Microstructure and mechanical properties of Al_xSi_{0.2}CrFeCoNiCu_{1-x} high-entropy alloys. *Materials and Design*. 2016;90:601–609. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.11.013>
 23. Lin C.M., Tsai H.L. Equilibrium phase of high-entropy FeCoNiCrCu_{0.5} alloy at elevated temperature. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;489(1):30–35. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.09.041>
 24. Lin C.M., Tsai H.-L. Effect of annealing treatment on microstructure and properties of high-entropy FeCoNiCrCu_{0.5} alloy. *Materials Chemistry and Physics*. 2011;128(1-2):50–56. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.02.022>
 25. Fangyan Liu, Qiang Song, Ruirun Chen, Canming Wang, Jiawei Sun. Effect of Co, Ni, Cu content on phase composition, microstructure and corrosion resistance of Co_{1-x}CrFeNi_{1+x}Cu_y series high-entropy alloys. *Vacuum*. 2013;210:111830. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.111830>
 26. Zhu Z.G., Ma K.H., Wang Q., Shek C.H. Compositional dependence of phase formation and mechanical properties in three CoCrFeNi–(Mn/Al/Cu) high entropy alloys. *Intermetallics*. 2016;79:1–11. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.09.003>
 27. Qiang Hu, Hai-ling Wang, Li-hua Qian, Liang-cai Zeng, Qiang Wang, Xin-wang Liu. Effects of Cu additions on microstructure and mechanical properties of as-cast CrFeCoNiCu_x high-entropy alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2023;33(6):1803–1813. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(23\)66223-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(23)66223-5)
 28. Du C., Hu L., Pan Q., Chen K., Zhou P., Wang G. Effect of Cu on the strengthening and embrittling of an FeCoNiCr– x Cu HEA. *Materials Science and Engineering: A*. 2023;832:142413. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142413>
 29. Fioocchi Jacopo, Casati Riccardo, Tuissi Ausonio, Biffi Carlo Alberto. Laser beam welding of CoCuFeMnNi high entropy alloy: Processing, microstructure, and mechanical properties. *Advanced Engineering Materials*. 2022;24(10):202200523. <https://doi.org/10.1002/adem.202200523>
 30. Seung Min Oh, Sun Ig Hong. Microstructural stability and mechanical properties of equiatomic CoCrCuFeNi, CrCuFeMnNi, CoCrCuFeMn alloys. *Materials Chemistry and Physics*. 2018;210:120–125. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.09.010>
 31. Fei Liang, Ao Meng, Yixing Sun, Zhaoshuo Chen, Zhouwen Jiang, Yaping Zhang, Yong Zhang, Yuntian Zhu, Xiang Chen. A novel wear-resistant Ni-based superalloy via high Cr-induced subsurface nanotwins and heterogeneous composite glaze layer at elevated temperatures. *Tribology International*. 2023;183:108383. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108383>
 32. Zhuo Cheng, Lu Yang, Zhikun Huang, Tian Wan, Mingyu Zhu, Fuzeng Ren. Achieving low wear in a μ -phase reinforced high-entropy alloy and associated subsurface microstructure evolution. *Wear*. 2021;474-475:203755. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203755>
 33. Qiang Wang, Qiang Hu, Hailing Wang, Liangcai Zeng. Investigations on the microstructures and tribological behaviors of as-cast CrFeCoNiCu_x high entropy alloys. *Intermetallics*. 2023;157:107886. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2023.107886>

Информация об авторах

Александр Дмитриевич Федотов – аспирант, инженер научного проекта, кафедра порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП), Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС).

<https://orcid.org/0009-0009-9208-1453>

E-mail: sashok12221998@mail.ru

Самат Куандыкович Муканов – к.т.н., мл. науч. сотрудник, лаборатория «In situ диагностика структурных превращений» Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>

E-mail: sam-mukanov@mail.ru

Богдан Юрьевич Романенко – магистр, учебный мастер, кафедра ПМиФП, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0009-0003-7470-5185>

E-mail: a.v.d.romanenko@gmail.com

Павел Александрович Логинов – к.т.н., доцент НИТУ МИСИС, ст. науч. сотрудник лаборатории «In situ диагностика структурных превращений» НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

E-mail: loginov.pa@misis.ru

Марина Яковлевна Бычкова – к.т.н., доцент НИТУ МИСИС, науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0002-9233-4707>

E-mail: bychkova@shs.misis.ru

Сергей Иванович Рупасов – вед. эксперт научного проекта, кафедра ПМиФП, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0003-0948-688X>

E-mail: rupasov@misis.ru

Information about the authors

Alexander D. Fedotov – Postgraduate Student, Scientific Project Engineer, Department of Powder Metallurgy and Functional Coatings (PM&FC), National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS).

<https://orcid.org/0009-0009-9208-1453>

E-mail: sashok12221998@mail.ru

Samat K. Mukanov – Cand. Sci. (Eng.), Research Assistant, Laboratory “In situ diagnostics of structural transformations” of Scientific-Educational Center of SHS of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>

E-mail: sam-mukanov@mail.ru

Bogdan Yu. Romanenko – Graduate Student, Training Master, Department of PM&FC, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0009-0003-7470-5185>

E-mail: a.v.d.romanenko@gmail.com

Pavel A. Loginov – Cand. Sci. (Eng.), Assistant Prof. of NUST MISIS; Senior Researcher at the Laboratory “In situ diagnostics of structural transformations” of Scientific-Educational Center of SHS of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

E-mail: loginov.pa@misis.ru

Marina Ya. Bychkova – Cand. Sci. (Eng.), Assistant Prof. of NUST MISIS; Researcher at the Laboratory “In situ diagnostics of structural transformations” of Scientific-Educational Center of SHS of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0002-9233-4707>

E-mail: bychkova@shs.misis.ru

Sergey I. Rupasov – Leading Expert of the scientific project, Department of PM&FC, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0003-0948-688X>

E-mail: rupasov@misis.ru

Вклад авторов

А.Д. Федотов – планирование экспериментов, обработка экспериментальных данных, написание статьи.

С.К. Муканов – проведение трибологических испытаний, участие в обсуждении результатов.

Б.Ю. Романенко – приготовление порошковых смесей, обработка полученных результатов.

П.А. Логинов – разработка общей концепции статьи, определение цели работы, проведение экспериментов по просвечивающей электронной микроскопии, участие в обсуждении результатов.

М.Я. Бычкова – анализ экспериментальных данных, подготовка текста.

С.И. Рупасов – компактирование образцов, проведение механических испытаний (растяжение, изгиб).

Contribution of the authors

A.D. Fedotov – planned the experiment, processed the experimental data, wrote the manuscript.

S.K. Mukanov – carried out tribological tests, participated in the discussion of the results.

B.Yu. Romanenko – prepared powder mixtures, processed the obtained results.

P.A. Loginov – formulated the general concept of the study, set the research goals, performed transmission electron microscopy experiments, and engaged in result discussions.

M.Ya. Bychkova – analyzed the experimental data and contributed to manuscript preparation.

S.I. Rupasov – executed sample compaction and performed mechanical testing (tension, bending).

Статья поступила в редакцию 29.01.2024, подписана в печать 02.02.2024

The article was submitted 29.01.2024, accepted for publication 02.02.2024