



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние легирования углеродом и термической обработки на структуру, механические и трибологические свойства порошкового высокоэнтروпийного сплава CoCrCuFeNi

Павел Логинов^{1, 2, а, *}, Александр Федотов^{1, б}, Самат Муканов^{1, в}, Богдан Романенко^{1, д},
Юлия Чканникова^{1, е}, Никита Кольцов^{1, ф}, Марина Бычкова^{1, г}, Ольга Манакова^{1, з}

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Ленинский проспект, д. 4, стр. 1, г. Москва, 119049, Россия

² Институт нанотехнологий микроэлектроники Российской академии наук, Ленинский проспект, д. 32А, г. Москва, 119334, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>, pavel.loginov.misis@list.ru; ^б <https://orcid.org/0009-0009-9208-1453>, sashok12221998@mail.ru;
^в <https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>, smukanov@misis.ru; ^д <https://orcid.org/0009-0003-7470-5185>, a.v.d.romanenko@gmail.com;
^е <https://orcid.org/0009-0006-5211-8993>, firestorm567@bk.ru; ^ф <https://orcid.org/0009-0007-5410-5915>, koltsov02@mail.ru;
^г <https://orcid.org/0000-0002-9233-4707>, bychkova@shs.misis.ru; ^з <https://orcid.org/0000-0001-8882-4191>, manakova_ol@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762

История статьи:

Поступила: 14 мая 2026
Рецензирование: 25 мая 2026
Принята к печати: 17 июля 2026
Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Высокоэнтропийные сплавы
Порошковая металлургия
Механические свойства
Трибологические свойства
Механизм упрочнения

Финансирование

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

Благодарности

Авторы выражают искреннюю благодарность М.И. Петрижику, руководителю испытательной лаборатории функциональных поверхностей НИТУ МИСИС, за помощь в изучении механических свойств.

АННОТАЦИЯ

Введение. Порошковые высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) системы CoCrCuFeNi, получаемые методами порошковой металлургии, обладают высокой прочностью, но низкой пластичностью из-за ультрамелкозернистой структуры и неравномерного распределения медной фазы. Один из подходов к улучшению баланса механических свойств заключается во введении микродобавок неметаллических элементов, в частности углерода, который может способствовать повышению как прочности, так и пластичности. **Цель работы.** Определение влияния содержания углерода (0,2...1,0 масс. %) и термической обработки на фазовый состав, микроструктуру, механические и трибологические свойства порошковых ВЭС CoCrCuFeNi, изготовленных механическим легированием и горячим прессованием. **Методы исследования.** В работе использовались методы РФА, СЭМ, ПЭМ, испытания на твердость, изгиб, растяжение и трибологические испытания по схеме «стержень – пластина» (контртело Si₃N₄). **Результаты и обсуждение.** Установлено, что углерод связывается в карбиды Cr₂₃C₆ и Cr₂(C, N) без изменения соотношения основных фаз. Твердость возрастает с 3,27 до 3,56 ГПа, предел прочности при изгибе – с 1440 до 1620 МПа. Для сплава с добавкой 1,0 масс. % С после отжига достигнуты предел прочности при изгибе 1780 МПа, предел прочности при растяжении 1010 МПа и остаточная деформация 2,3 %, тогда как базовый сплав разрушается хрупко при 730 МПа. По данным ПЭМ, карбиды локализованы по границам зерен матрицы (620...840 нм), обеспечивая переход от интеркристаллитного скола к вязкому ямочному излому. Коэффициент трения (0,75...0,77) слабо зависит от состава; минимальный износ достигнут после отжига легированного углеродом сплава. Установлено, что легирование углеродом (1 масс. %) и проведение термической обработки порошковых ВЭС CoCrCuFeNi обеспечивает рост прочности и пластичности за счет карбидного упрочнения и оптимизации структуры границ зерен.

Для цитирования: Влияние легирования углеродом и термической обработки на структуру, механические и трибологические свойства порошкового высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNi / П.А. Логинов, А.Д. Федотов, С.К. Муканов, Б.Ю. Романенко, Ю.Г. Чканникова, Н.А. Кольцов, М.Я. Бычкова, О.С. Манакова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 250–268. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-250-268.

*Адрес для переписки

Логинов Павел Александрович, д.т.н., доцент
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Ленинский проспект, д. 4, стр. 1,
119049, г. Москва, Россия
Тел.: +7 916 695-68-07, e-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

Введение

Концепция высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), предполагающая формирование многокомпонентных твердых растворов без преобладающего элемента, предложила новый подход к созданию материалов, открыв для исследований

область в центре многокомпонентных фазовых диаграмм [1, 2]. Эти сплавы, состоящие из четырех и более основных элементов в близких к эквимоллярным соотношениях, вопреки традиционной логике легирования демонстрируют устойчивость простых кристаллических решеток (например, ГЦК или ОЦК), несмотря на высокую сложность химического состава.

Особый интерес представляют ВЭС с границентрированной кубической (ГЦК) решеткой, которые привлекают внимание исследователей благодаря их исключительному потенциалу для сочетания взаимоисключающих механических характеристик – высокой прочности и пластичности [3–5]. Это уникальное сочетание возникает как следствие синергетического действия нескольких явлений: твердорастворного упрочнения, вызванного искажениями кристаллической решетки, сложной дислокационной динамики в химически неоднородной среде, а также возможности активации дополнительных механизмов деформации, таких как двойникование (TWIP) и фазовые превращения (TRIP) [6, 7].

Среди ВЭС с ГЦК-типом структуры сплавы системы CoCrCuFeNi представляют особый интерес благодаря ряду особенностей. Эти сплавы можно консолидировать методами порошковой металлургии до практически беспористого состояния при относительно низких температурах (1000 °C). Они хорошо зарекомендовали себя в качестве материала матрицы для алмазосодержащих композиционных материалов, так как одновременно обеспечивают высокую адгезию к алмазу, защиту от графитизации и высокую вязкость разрушения [8, 9]. Покрытия из сплава CoCrCuFeNi обладают высокими трибокоррозионными характеристиками и обеспечивают защиту от коррозии конструкций, эксплуатирующихся в морской воде [10, 11]. ВЭС CoCrCuFeNi также находят применение как материалы с антибактериальными свойствами [12] и в других областях.

Наличие в сплавах системы CoCrCuFeNi фазы, обогащенной медью, которая формируется в результате распада пересыщенного ГЦК-твердого раствора, приводит к снижению прочности литых сплавов вследствие образования непрерывного легко деформируемого междендритного каркаса [13, 14]. Такие сплавы обладают достаточно высокой пластично-

стью, но низкой прочностью, что обусловлено доминирующим влиянием медной фазы. В порошковых сплавах системы CoCrCuFeNi, напротив, прочность достаточно высока (σ_b около 700...800 МПа) при низкой пластичности. Это объясняется формированием структуры, близкой к нанокристаллической, вследствие замедления диффузионных процессов в таких системах [15], а также неоднородным распределением Cu-фазы [16, 17]. В настоящее время усовершенствование ВЭС в системе CoCrCuFeNi преимущественно осуществляется путем оптимизации химического состава – уменьшением доли меди в сплаве [18] или увеличением доли никеля, обеспечивающего повышенную растворимость меди в матричном твердом растворе [19].

В последнее время решение отдельных проблем ВЭС различных составов находят в их легировании неметаллическими элементами: бором [20], азотом [21] и углеродом [22], а также в совместном применении этих компонентов.

Легирование углеродом является перспективным подходом для увеличения общего уровня прочности и пластичности ВЭС, в частности относящихся к системе CoCrCuFeNi. В ВЭС ГЦК-типа при введении углерода доминирует эффект упрочнения. Основными механизмами при этом являются твердорастворное упрочнение, дисперсное упрочнение карбидными фазами и зернограницное упрочнение. Твердорастворное упрочнение вносит существенный вклад в повышение прочности, так как атомы углерода, растворяясь по типу внедрения в решетке матрицы, сильно увеличивают степень ее искажения. Данный механизм активируется при концентрациях углерода около 1 % [23]. При более высоких концентрациях и превышении предела растворимости в матричной ГЦК-фазе углерод начинает взаимодействовать с хромом в составе ВЭС с образованием дисперсных зерен карбидов Cr_xC_y , реализующих упрочнение по механизму Орована [24] или закрепление границ зерен [25]. Несколькими исследователями установлен устойчивый тренд на уменьшение размера зерна в сплавах, легированных углеродом [26, 27], что предполагает «вовлечение» механизма Холла – Петча, обеспечивающего дополнительное повышение прочности.

Действие добавок углерода также распространяется и на повышение пластичности ВЭС,

что обусловлено изменением энергии дефектов упаковки матричной ГЦК-фазы при растворении в ней углерода и, как следствие, увеличением склонности сплавов к деформации двойникованием [26, 28].

Несмотря на имеющиеся данные о положительном влиянии углерода на механические свойства ВЭС, систематические исследования влияния добавок углерода на структуру, фазовый состав и комплекс механических свойств порошковых сплавов системы CoCrCuFeNi, полученных методом горячего прессования, в литературе представлены недостаточно.

Целью настоящей работы являлось установление закономерностей влияния содержания углерода (0,2...1,0 масс. %) и последующей термической обработки (отжиг при 900 °С) на фазовый состав, микроструктуру, механические свойства, деформационное поведение и трибологические свойства порошковых ВЭС на основе CoCrCuFeNi, полученных методом механического легирования (МЛ) и горячего прессования (ГП).

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие **задачи**.

1. Обеспечить формирование при МЛ однородных частиц сплава CoCrCuFeNi-C с равномерным распределением всех элементов (включая углерод) вместо механической смеси отдельных порошков, что необходимо для корректного сравнения влияния различного содержания углерода на конечные свойства материалов.

2. Оценить изменение комплекса механических свойств (твердость, предел прочности при изгибе, предел прочности при растяжении, остаточная деформация) в зависимости от концентрации углерода и режима термической обработки, а также установить связь между структурными параметрами и достигнутым уровнем свойств.

3. Определить характер деформационного поведения и механизмы разрушения легированных углеродом сплавов CoCrCuFeNi путем анализа деформационных кривых и фрактографических исследований поверхностей изломов.

4. Изучить трибологические характеристики (коэффициент трения и приведенный износ) полученных сплавов при сухом скольжении в паре с керамикой Si₃N₄ и установить влияние легирования углеродом и термической обработки на износостойкость материала.

Методика исследований

В работе использованы карбонильные порошки Fe (ВК-3, $d < 9$ мкм, 99 %), Ni (ПНК-УТЗ, $d < 10$ мкм, 99 %), восстановленные порошки Co (ПК-1у, $d < 1,2$ мкм, 99 %), Cr (ПМ-ЭРХ, $d < 80$ мкм, 99 %), электролитической Cu (ПМС-1, $d < 24$ мкм, 98 %) и порошок углерода технического (сажа) (П-804Т, $d < 0,4$ мкм; 98 %). В качестве базового состава был выбран эквивалентный сплав CoCrCuFeNi, который легировали углеродом в количестве 0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0 масс. %. Далее эти сплавы будут обозначены следующим образом: CoCrCuFeNi, CoCrCuFeNi-0,2C, CoCrCuFeNi-0,4C, CoCrCuFeNi-0,6C, CoCrCuFeNi-0,8C, CoCrCuFeNi-1,0C.

Порошковые смеси получали методом механического легирования (МЛ) с помощью планетарной центробежной мельницы (ПЦМ) «Активатор-2sl» (ООО «Завод Химического Машиностроения», Россия) в следующем режиме: скорость вращения барабанов 694 об/мин, продолжительность – 30 минут, соотношение массы размольных тел (стальных шаров) к массе порошка – 15:1. Для предотвращения окисления порошков в процессе обработки барабаны заполняли аргоном.

Из МЛ-порошковых смесей были получены компактные образцы в форме цилиндров диаметром 50 мм и высотой 4 мм на прессе для горячего прессования (ГП) DSP-515 SA (Dr. Fritsch, Германия) в вакууме при температуре 1000 °С, давлении 35 МПа и изобарической выдержке 3 мин. Часть образцов подвергали дополнительной термической обработке (ТО) – отжигу в трубчатой печи в атмосфере водорода при 900 °С с изотермической выдержкой в горячей зоне в течение 30 мин. Выбор водорода в качестве среды для термической обработки обусловлен восстановительным воздействием на оксидные фазы (кроме Cr₂O₃), неизбежно присутствующие в порошковых материалах.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) порошковых смесей и компактных образцов проводили на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ДРОН 4-07 с использованием монохроматического Co-K α излучения в геометрии Брегга – Брентано. Микроструктуру и состав ВЭС исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на элек-

тронном микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония). Исследования тонкой структуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония).

Оценку пористости выполняли металлографическим методом на полированных нетравленных шлифах. Изображения шлифов получали методом СЭМ в режиме вторичных электронов (SE) при увеличении $\times 1000$ (не менее 10 полей на образец). Долю пор определяли с помощью программы ImageJ путем бинаризации изображений и расчета относительной площади темных участков, соответствующих порам.

Твердость измеряли на твердомере Vickers HVS-50 (Time Group Inc., Китай) при нагрузке 10 Н не менее чем на 10 точках для каждого образца с последующим усреднением полученных значений.

Измерения предела прочности при изгибе проводились на универсальной машине для механических испытаний LF-100 (Walter + bai, Швейцария) в соответствии с ГОСТ 14019–2003. Образцы для испытаний (не менее 5 штук для каждого состава) имели призматическую форму и размеры $25 \times 4 \times 3$ мм. Расстояние между опорами составляло 18 мм. Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 11701–84 с помощью универсальной испытательной машины Instron 5966 (Instron, США) на плоских образцах (5 штук) с длиной рабочей части 20 мм и толщиной 2 мм со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Определение основных механических характеристик по результатам испытаний осуществляли с использованием программы Bluehill.

Трибологические испытания выполнены на прецизионной машине трения Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) по схеме «стержень – пластина» при возвратно-поступательном движении. В качестве контртела использовали шарики диаметром 3 мм из спеченного нитрида кремния Si_3N_4 . Нагрузка в процессе испытаний составляла 2 Н, линейная скорость 5 см/с. Длина дорожки износа составляла 6 мм при общем пробеге 4000 циклов. Фрактографическое исследование, включающее в себя измерения профиля бороздки износа и диаметра пятна износа контртела, проведено на оптическом профилометре WYKO NT1100 (Veeco, США) и инвертированном оптическом микроскопе AXIOVERT CA25 (Karl Zeiss, Германия).

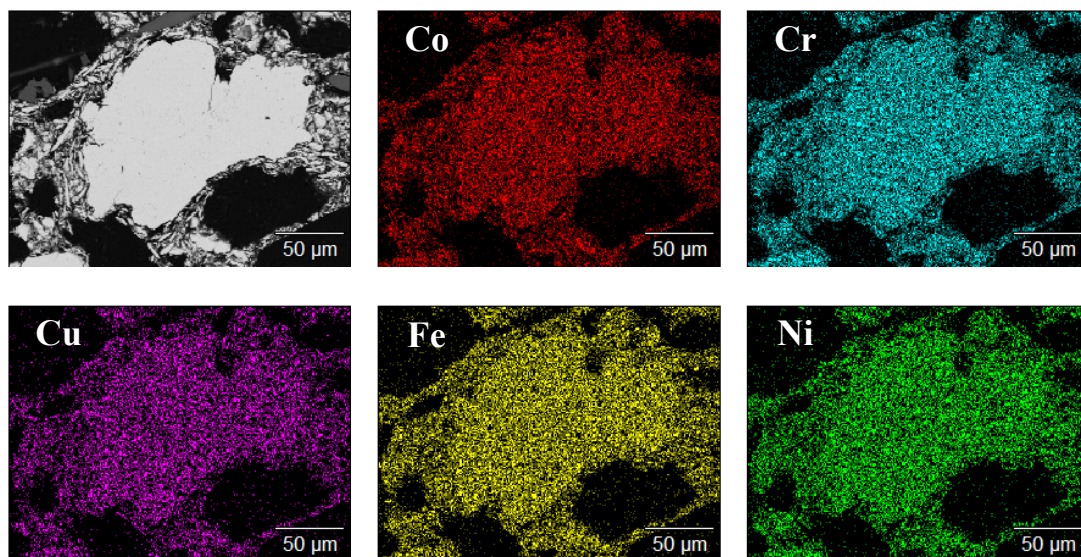
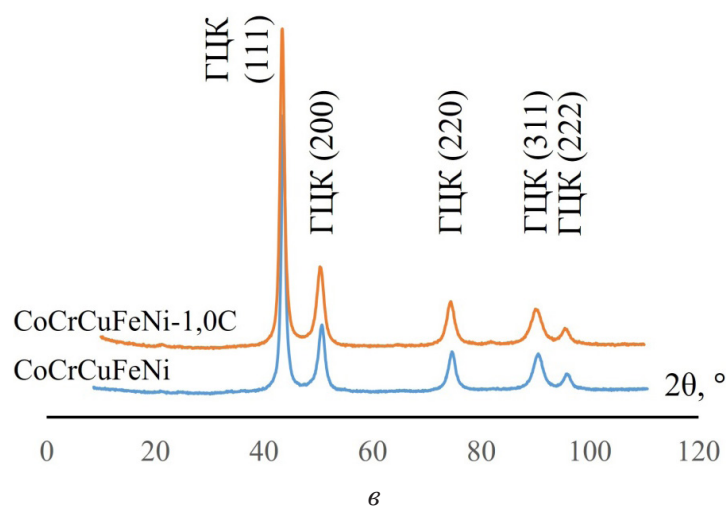
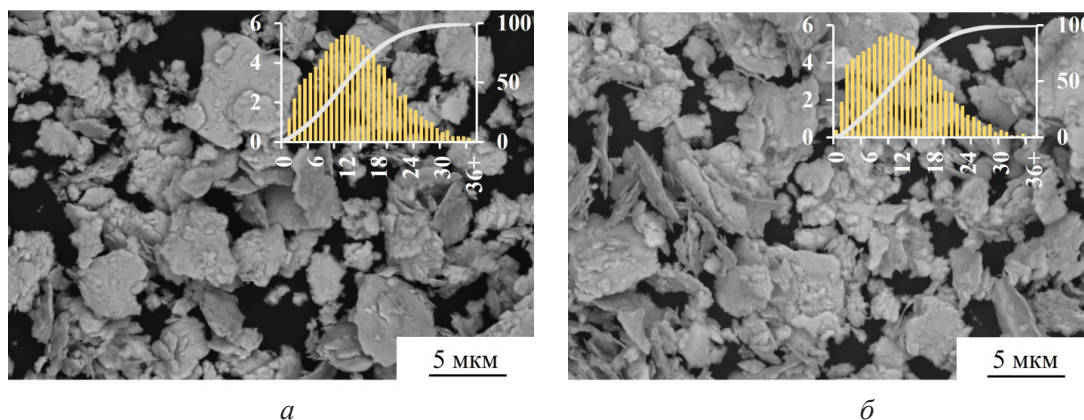
Результаты и их обсуждение

Оптимизированный ранее режим механического легирования (МЛ), обеспечивающий получение порошковых смесей CoCrCuFeNi с эквиатомным составом и однородным распределением элементов, был использован в настоящей работе для приготовления порошков с добавками углерода [9]. Методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) изучены морфология частиц после МЛ и характер распределения металлических компонентов. Установлено, что порошки имеют чешуйчатую форму, монофракционное распределение по размерам и средний размер частиц 11 мкм (рис. 1, а, б).

По результатам исследования порошковых смесей методом РФА установлено, что в процессе их обработки в ПЦМ был получен твердый раствор всех элементов с ГЦК-типом структуры (рис. 1, в). Наличие в составе углерода незначительно увеличивает период решетки твердого раствора ($a = 0,3607$ нм для состава CoCrCuFeNi и $a = 0,3609$ нм для состава CoCrCuFeNi-1,0C). Полученный результат хорошо согласуется с данными из литературы [29, 30].

ЭДС-картирование порошковой смеси CoCrCuFeNi-1,0C показало однородное распределение всех элементов металлической матрицы (рис. 1, г). Отсутствие видимых скоплений углерода внутри частиц позволяет предположить его растворение в металлической матрице в процессе механического легирования или как минимум измельчение до размеров, соизмеримых с разрешающей способностью СЭМ (единицы нанометров). Полученный результат принципиально отличается от поведения бора – другой легирующей добавки, растворяющейся в ВЭС CoCrCuFeNi по типу внедрения. В аналогичном режиме МЛ бор не растворяется в матрице и сохраняется в виде отдельных включений [31].

На рис. 2 представлены рентгенограммы сплавов CoCrCuFeNi с различным содержанием углерода после ГП, а также после ГП и последующей ТО. Во всех исследованных образцах зафиксировано двухфазное состояние. В процессе ГП в базовом сплаве CoCrCuFeNi происходит спинодальный распад исходного пересыщенного твердого раствора, что приводит к выделению вторичной фазы, обогащенной медью.



2

Рис. 1. Морфология частиц порошковых смесей CoCrCuFeNi (а) и CoCrCuFeNi-1,0C (б) с диаграммами гранулометрического состава во вставках, рентгенограммы МЛ-смесей (в) и карты распределения элементов в смеси CoCrCuFeNi-1,0C (г)

Fig. 1. Particle morphology of the powder mixtures of CoCrCuFeNi (a) and CoCrCuFeNi-1.0C (b) with grain-size distributions in the insets, XRD patterns of the MA powders (v), and elemental distribution maps for the CoCrCuFeNi-1.0C mixture (z)

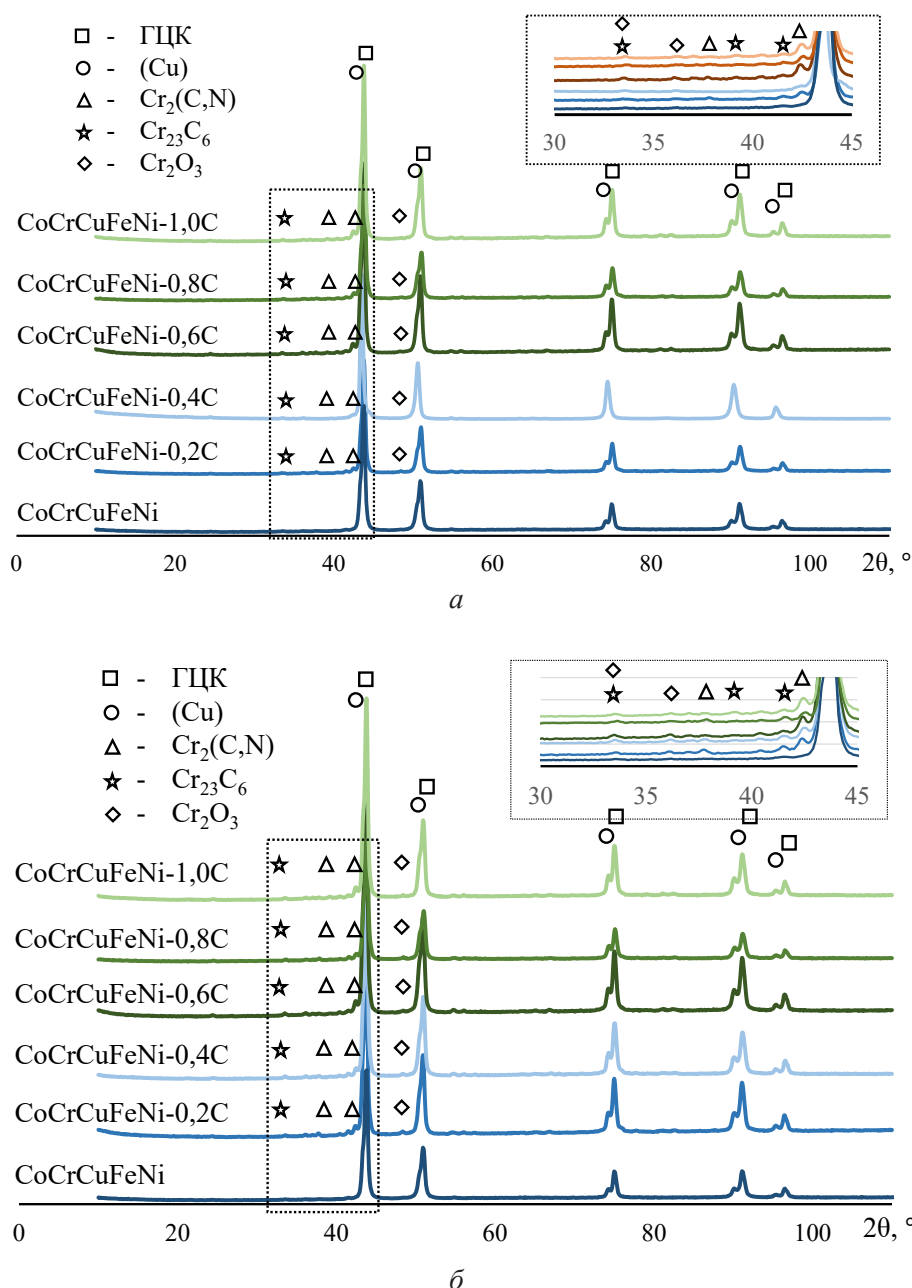


Рис. 2. Рентгенограммы ВЭС CoCrCuFeNi с добавками углерода после ГА (а) и ГА с последующей ТО (б)

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of CoCrCuFeNi with carbon addition after HP (a) and after HP followed by heat treatment (b)

Рентгенографически это проявляется в расщеплении рефлексов ГЦК-фазы на два отдельных пика. Таким образом, матрица сплавов состоит из ГЦК-твердого раствора всех металлических компонентов (фаза ГЦК), унаследованного от порошковой смеси, и медной фазы (фаза (Cu)). Эти результаты согласуются с данными из литературы для ВЭС CoCrCuFeNi, полученных методами порошковой металлургии [30]. Введение углерода и последующая ТО практически не изменяют соотношение фаз ГЦК и (Cu).

Легирование углеродом приводит к образованию фаз Cr_{23}C_6 и $\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$, что подтверждается появлением рефлексов малой интенсивности ($\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$: $2\theta = 40,3^\circ$ и $42,7^\circ$; Cr_{23}C_6 : $2\theta = 33,5^\circ$). Следовательно, углерод, перешедший в твердый раствор в процессе механического легирования, при ГА реагирует с хромом – элементом, наиболее склонным к карбидообразованию в данной системе. Дополнительная термическая обработка незначительно увеличивает концентрацию карбидов, что свидетельствует о практически

полном связывании углерода уже на стадии ГП. Суммарная доля карбидных фаз не демонстрирует четкой линейной зависимости от содержания углерода в шихте и остается в диапазоне 3...7 масс. % для всех составов. Вместе с тем период кристаллической решетки ГЦК-матрицы для всех изученных составов (табл. 1) находится в узком диапазоне 0,3576...0,3578 нм и практически не изменяется с ростом содержания углерода. Этот факт указывает на то, что дополнительный углерод не входит в твердый раствор в позиции внедрения. Отсутствие корреляции между содержанием углерода в шихте, долей карбидных фаз и периодом решетки может быть объяснено ограничениями чувствительности и точности метода Ритвельда или наличием наноразмерных карбидов, не идентифицируемых данным методом.

Помимо карбидов во всех компактных образцах присутствуют следы оксида Cr_2O_3 , образование которого связано с наличием кислорода, адсорбированного на поверхности исходных порошков.

Методом Уильямсона – Холла проведена оценка размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), микронапряжений (ϵ) и плотности дислокаций (ρ) для всех исследованных составов. При увеличении концентрации С размер

ОКР в ГП-сплавах уменьшается; в состоянии ГП + ТО наблюдается обратная тенденция (табл. 2). Микронапряжения при этом остаются на уровне 0,045...0,06 %, что указывает на сохранение высокой дефектности структуры после ТО. Плотность дислокаций после ТО во всех сплавах уменьшается примерно в два раза, но ее значения остаются достаточно высокими. Следует отметить, что сплав CoCrCuFeNi-1,0C после ТО характеризовался наименьшей плотностью дислокаций.

На рис. 3 приведены изображения микроструктуры сплавов CoCrCuFeNi (а, б), CoCrCuFeNi-0,4C (в, г) и CoCrCuFeNi-1,0C (д, е) в двух состояниях – после ГП и после ГП с последующей термической обработкой (ГП + ТО). Во всех образцах матрица представлена ГЦК-твердым раствором, отображающимся на снимках СЭМ в виде областей с темным контрастом. Размер этих областей достигает нескольких десятков микрометров. Медная фаза (Cu) имеет морфологию тонких вытянутых прослоек неправильной формы, размер которых изменяется в широком диапазоне от 100 нм до 5 мкм.

Введение углерода вплоть до концентрации 1,0 масс. % не приводит к заметным изменениям микроструктуры: характер распределения ГЦК-фазы и фазы (Cu) сохраняется. ТО также

Таблица 1

Table 1

Фазовый состав ВЭС CoCrCuFeNi с добавками углерода после ГП и ГП с последующей ТО
Phase composition of CoCrCuFeNi high-entropy alloys with carbon addition after HP and after HP followed by heat treatment

Состав	ГЦК	(Cu)	$\text{Cr}_2(\text{C,N})$	Cr_{23}C_6	Cr_2O_3
<i>Горячее прессование</i>					
CoCrCuFeNi	77 ($a = 0,3576$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	–	–	–
CoCrCuFeNi-0,2C	73 ($a = 0,3576$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	2	2	–
CoCrCuFeNi-0,4C	74 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	1	2	–
CoCrCuFeNi-0,6C	73 ($a = 0,3577$ нм)	21 ($a = 0,3608$ нм)	3	1	2
CoCrCuFeNi-0,8C	70 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3609$ нм)	2	3	2
CoCrCuFeNi-1,0C	73 ($a = 0,3577$ нм)	22 ($a = 0,3608$ нм)	3	1	1
<i>Горячее прессование + отжиг</i>					
CoCrCuFeNi	77 ($a = 0,3578$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)			
CoCrCuFeNi-0,2C	70 ($a = 0,3578$ нм)	21 ($a = 0,3608$ нм)	2	3	2
CoCrCuFeNi-0,4C	68 ($a = 0,3576$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	2	4	3
CoCrCuFeNi-0,6C	69 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3609$ нм)	3	2	3
CoCrCuFeNi-0,8C	66 ($a = 0,3577$ нм)	24 ($a = 0,3609$ нм)	2	5	3
CoCrCuFeNi-1,0C	69 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3609$ нм)	3	3	2

Таблица 2

Table 2

Результаты анализа кристаллической структуры по методу Уильямсона – Холла

Results of Williamson-Hall analysis

Состав	D (ОКР), нм	ε , %	ρ , $\times 10^{13} \text{ м}^{-2}$
<i>Горячее прессование</i>			
CoCrCuFeNi	89,5	0,06	9,2
CoCrCuFeNi-0,2C	85,6	0,06	9,6
CoCrCuFeNi-0,4C	81,6	0,05	8,5
CoCrCuFeNi-0,6C	78,0	0,05	9,0
CoCrCuFeNi-0,8C	75,0	0,045	8,4
CoCrCuFeNi-1,0C	71,1	0,045	8,8
<i>Горячее прессование + отжиг</i>			
CoCrCuFeNi	115,1	0,045	5,4
CoCrCuFeNi-0,2C	111,0	0,045	5,4
CoCrCuFeNi-0,4C	123,9	0,05	5,6
CoCrCuFeNi-0,6C	128,4	0,055	5,9
CoCrCuFeNi-0,8C	138,8	0,05	5,0
CoCrCuFeNi-1,0C	146,1	0,05	4,7

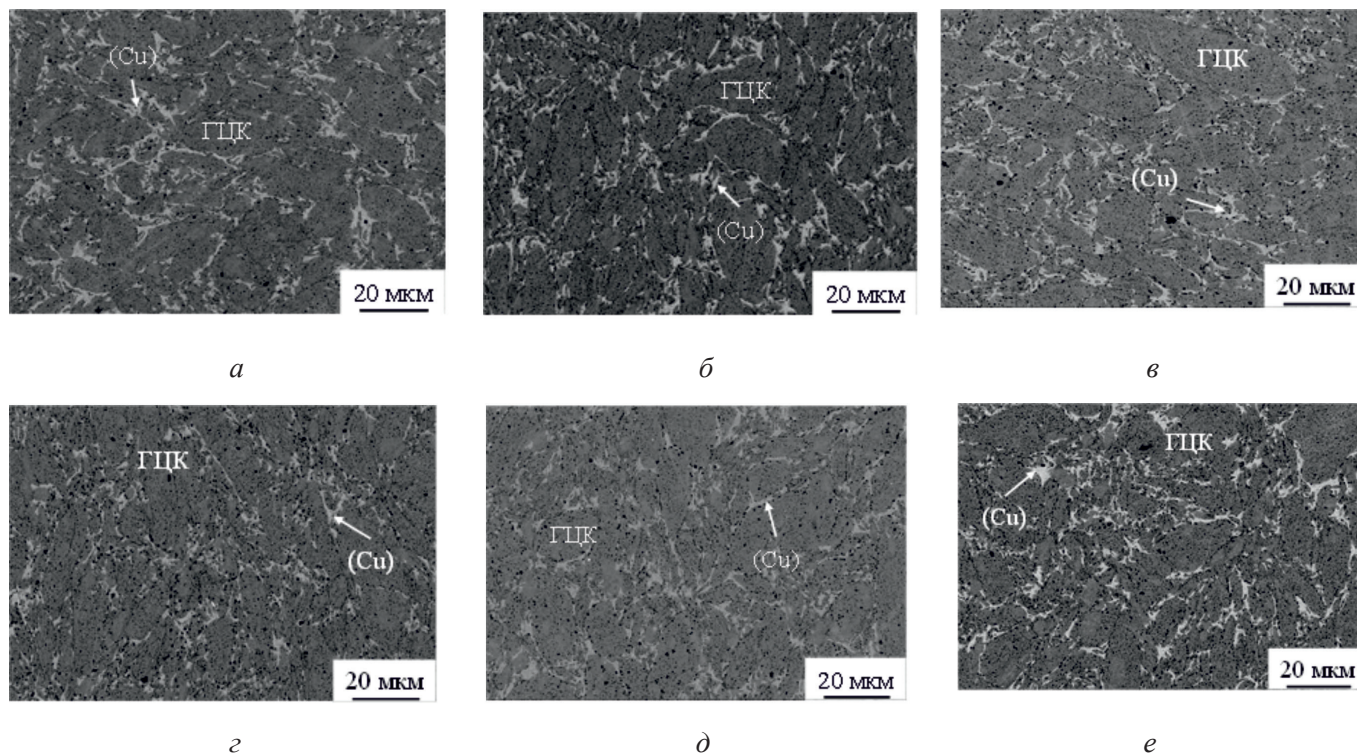


Рис. 3. СЭМ образцов ВЭС CoCrCuFeNi (а, б), CoCrCuFeNi-0,4C (в, з) и CoCrCuFeNi-1,0C (д, е). На снимках а, в, д показаны структуры после ГП, на снимках б, з, е – после ГП и ТО

Fig. 3. SEM images of the CoCrCuFeNi (a, б), CoCrCuFeNi-0.4C (в, з), and CoCrCuFeNi-1.0C (д, е) HEAs. Images (a, в, д) show the microstructures after HP, while images (б, з, е) show the microstructures after HP and HT

не вызывает существенной трансформации микроструктуры, размеры и морфология фазовых областей остаются практически неизменными. Остаточная пористость для всех образцов не превышала 1 %.

Для детального изучения размеров, морфологии и распределения карбидных фаз, а также для оценки дислокационной субструктуры был проведен ПЭМ-анализ сплава CoCrCuFeNi-1,0C в двух состояниях – после ГП и ГП + ТО. Результаты представлены на рис. 4 и 5 соответственно.

Светлопольные изображения (рис. 4, а; рис. 5, а) показывают, что ГЦК-матрица сплава имеет ультрамелкозернистое (УМЗ) строение. Средний размер кристаллитов, определенный методом секущих, составляет 620 ± 50 нм после ГП и увеличивается до 840 ± 70 нм после ТО. Такой умеренный рост зерна (примерно на 35 %) свидетельствует о том, что карбидные частицы, расположенные по границам зерен, эффективно тормозят их миграцию, но не блокируют ее полностью.

Поскольку зерна матрицы и карбидных фаз не различаются по контрасту на светлопольных ПЭМ-изображениях, для их идентификации использовали ЭДС-картирование (рис. 4, д; рис. 5, д) и микродифракцию (рис. 4, б, в; рис. 5, б, в). Согласно картам распределения элементов, хром

локализуется в равномерно распределенных областях субмикронных размеров. Анализ картин электронной дифракции позволяет однозначно идентифицировать эти области как карбид хрома Cr_{23}C_6 .

Важной особенностью является локализация карбидов преимущественно по границам зерен ГЦК-матрицы. Размер карбидных зерен сопоставим с размером зерен матрицы (сотни нанометров). Такое расположение карбидов позволяет предположить, что они выполняют две функции: закрепление границ зерен с ограничением роста зерен при высокотемпературной обработке и повышение сопротивления межзеренных границ скольжению дислокаций, что может влиять на механизмы деформации и разрушения.

Темнопольные ПЭМ-изображения (рис. 4, з; рис. 5, з) свидетельствуют о высокой плотности дислокаций в ГЦК-твердом растворе. После ТО плотность дислокаций визуально остается высокой, что говорит об отсутствии значительной релаксации напряжений и согласуется с расчетами по методу Уильямсона – Холла. Дислокации распределены относительно равномерно по объему зерен, без формирования явной ячеистой структуры.

В ходе исследований методом ПЭМ деформированных образцов были обнаружены еди-

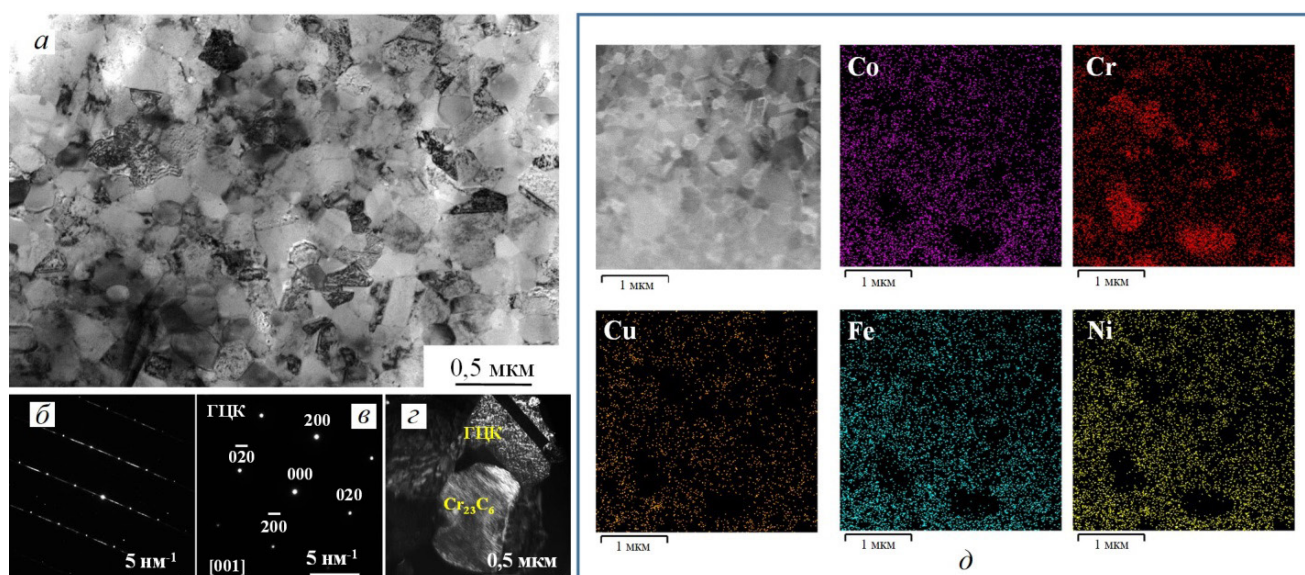


Рис. 4. Изображения микроструктуры ВЭС CoCrCuFeNi-1,0C (ГП), полученные методом ПЭМ (а); электронные дифракции, снятые с зерен Cr_{23}C_6 (б) и ГЦК (в); темнопольное изображение структуры (г) и ЭДС-карты распределения элементов (д)

Fig. 4. TEM images of the microstructure of the CoCrCuFeNi-1.0C (HP) HEA (a), SAED patterns from Cr_{23}C_6 (b) and FCC (c) grains; a dark-field image of the structure (d), and EDS elemental distribution maps (e)

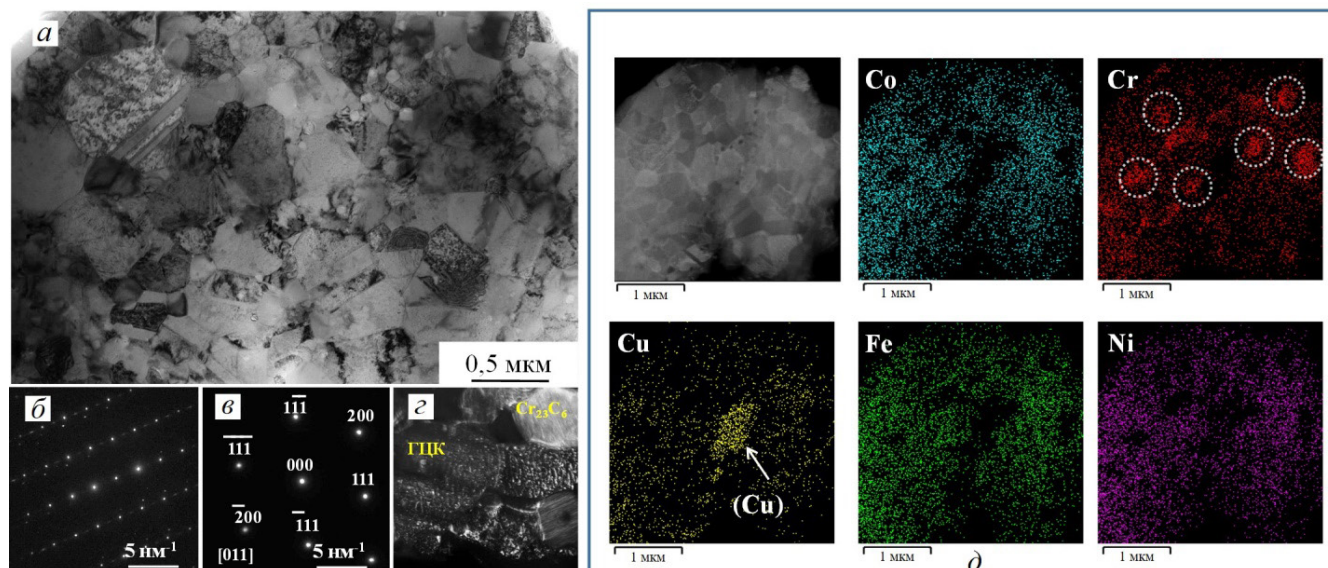


Рис. 5. Изображения микроструктуры ВЭС CoCrCuFeNi-1,0C (ГП + ТО), полученные методом ПЭМ (а); электронные дифракции, снятые с зерен Cr_{23}C_6 (б) и ГЦК (в); темнопольное изображение структуры (г) и ЭДС-карты распределения элементов (д)

Fig. 5. TEM images of the microstructure of the CoCrCuFeNi-1.0C (HP + HT) HEA (a), SAED patterns from Cr_{23}C_6 (b) and FCC (c) grains; a dark-field image of the structure (d), and EDS elemental distribution maps (e)

нические деформационные двойники, однако их количество было незначительным и они не оказывали определяющего влияния на пластичность сплавов. Подавление TWIP-эффекта связано с тем, что в УМЗ-материалах критическое напряжение для зарождения двойников велико, а границы зерен становятся эффективными стоками для дислокаций, препятствуя накоплению дефектов, необходимых для инициирования двойникования.

Сравнение рис. 4 и 5 показывает, что ТО при 900 °C приводит к следующим изменениям: увеличению среднего размера зерна ГЦК-матрицы, незначительному укрупнению карбидных ча-

стиц (без изменения их преимущественной локализации на границах зерен) и сохранению высокой плотности дислокаций.

Исследование механических свойств ВЭС CoCrCuFeNi с различным содержанием углерода (табл. 3) позволило выявить следующие особенности влияния легирующих добавок углерода и проведения ТО.

При содержании углерода менее 0,6 % твердость сплавов после ГП растет немонотонно. Это может быть связано с действием конкурирующих процессов: обеднением матрицы хромом, приводящим к снижению твердости, и упрочнением карбидными фазами, обеспечи-

Таблица 3

Table 3

Механические свойства ВЭС на основе CoCrCuFeNi после ГП и ГП + ТО
Mechanical properties of the CoCrCuFeNi-based HEAs after HP and HP + HT

Состав	Твердость, ГПа		$\sigma_{изг}$, МПа	
	ГП	ГП + ТО	ГП	ГП + ТО
CoCrCuFeNi	$3,27 \pm 0,12$	$3,15 \pm 0,15$	1440 ± 80	1450 ± 50
CoCrCuFeNi-0,2C	$3,37 \pm 0,18$	$3,34 \pm 0,18$	1480 ± 90	1560 ± 40
CoCrCuFeNi-0,4C	$3,30 \pm 0,15$	$3,20 \pm 0,20$	1520 ± 80	1720 ± 40
CoCrCuFeNi-0,6C	$3,20 \pm 0,20$	$3,00 \pm 0,12$	1470 ± 90	1680 ± 80
CoCrCuFeNi-0,8C	$3,48 \pm 0,13$	$3,15 \pm 0,12$	1530 ± 30	1630 ± 30
CoCrCuFeNi-1,0C	$3,56 \pm 0,12$	$3,25 \pm 0,12$	1620 ± 70	1780 ± 50

вающим противоположный эффект. При введении 0,8...1,0 % С вклад карбидного упрочнения преобладает, что выражается в повышении твердости до 3,48...3,56 ГПа. ТО приводит к некоторому снижению твердости (на 5...10 %), что связано с частичной релаксацией внутренних напряжений и умеренным ростом зерна. Однако, как показывают темнопольные ПЭМ-снимки (рис. 4, з; рис. 5, з), плотность дислокаций после ТО остается высокой, поэтому падение твердости не превышает 10 %.

При испытаниях на трехточечный изгиб обнаружен рост предела прочности $\sigma_{изг}$ с увеличением содержания углерода. Наибольший эффект достигается при совместном применении легирования углеродом и ТО: для сплава CoCrCuFeNi-1,0C после ТО $\sigma_{изг}$ достигает 1780 МПа, что на 23,6 % выше, чем у нелегированного сплава без ТО (1440 МПа). Повышение $\sigma_{изг}$ после ТО обусловлено двумя факторами. Во-первых, ТО способствует дореагированию остаточного растворенного углерода с образованием дополнительного количества карбидов (табл. 1). Карбидные частицы, закрепляя границы зерен, препятствуют их миграции и способствуют сохранению УМЗ-структуры. Во-вторых, умеренное увеличение размера зерна (с 620 до 840 нм) снижает удельную поверхность границ зерен.

Поскольку для УМЗ-материалов характерно интеркристаллитное разрушение, уменьшение протяженности границ положительно сказывается на сопротивлении распространению трещин. Таким образом, негативный эффект от роста зерна по Холлу – Петчу компенсируется повышением вязкости разрушения.

На рис. 6 представлены деформационные кривые (зависимость «напряжение – деформация») сплавов CoCrCuFeNi с содержанием углерода 0; 0,2; 0,4; 0,6; 0,8 и 1,0 масс. % после ГП + ТО, а также кривая базового сплава CoCrCuFeNi после ГП. Базовый сплав разрушается хрупко, практически без пластической деформации; его предел прочности составляет 580 МПа (ГП) и 730 МПа (ГП + ТО), что соответствует сколу (рис. 7, а) и отсутствию нелинейного участка на кривой. С увеличением содержания углерода на деформационных кривых появляются нелинейные участки, а предел прочности возрастает. Для сплава с 1 % С достигнуты следующие значения: предел прочности составил 1010 МПа, остаточная деформация – около 2,3 %. Фрактографический анализ (рис. 7, б) показывает, что разрушение становится вязким (ямочный микрорельеф).

Наблюдаемый рост прочности и пластичности не может быть объяснен классическими механизмами упрочнения. Действительно, по

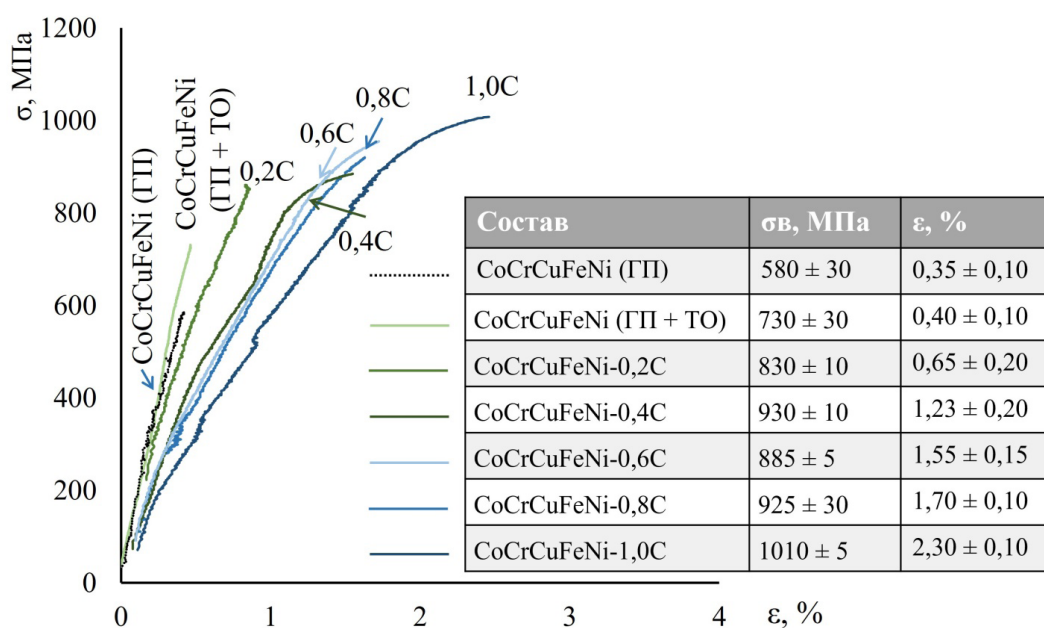


Рис. 6. Деформационные кривые ВЭС CoCrCuFeNi (после ГП и ГП + ТО) с добавками углерода (после ГП + ТО), полученные при испытаниях на одноосное растяжение

Fig. 6. Stress-strain curves of the CoCrCuFeNi HEAs (after HP and HP + HT) with carbon addition (after HP + HT), obtained from uniaxial tensile tests

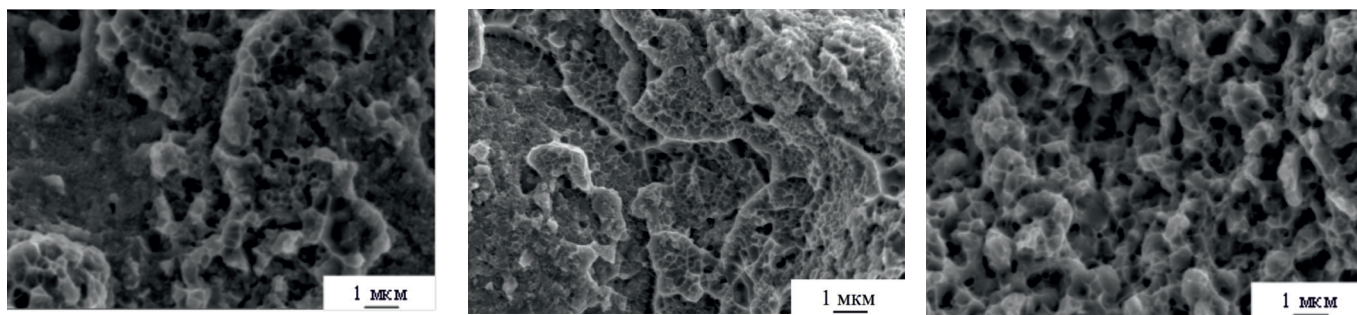


Рис. 7. Фрактография изломов ВЭС CoCrCuFeNi (а), CoCrCuFeNi-0,6C (б) и CoCrCuFeNi-1,0C (в)

Fig. 7. Fractographs of the CoCrCuFeNi (a), CoCrCuFeNi–0.6C (б), and CoCrCuFeNi–1.0C (в) HEAs

данным ПЭМ, после термической обработки происходит увеличение среднего размера зерна с 620 до 840 нм, что согласно механизму Холла – Петча должно приводить к снижению прочности. Дисперсное упрочнение по механизму Орована также не вносит определяющего вклада, поскольку карбидные частицы локализованы преимущественно по границам зерен, а не внутри их объема. Расчет плотности дислокаций по данным рентгеноструктурного анализа методом Уильямсона – Холла показывает ее снижение с $8,8 \cdot 10^{13}$ до $4,7 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ после ТО, что исключает дислокационное упрочнение как основной механизм. Наконец, отсутствие изменения периода кристаллической решетки ГЦК-матрицы при легировании углеродом свидетельствует о пренебрежимо малом вкладе твердорастворного упрочнения.

Таким образом, основной эффект от комплексного воздействия легирования углеродом и ТО заключается не в создании новых барьеров для движения дислокаций, а в повышении вязкости разрушения. Термическая обработка способствует связыванию остаточного растворенного углерода в карбиды, что снижает охрупчивание матрицы и одновременно уменьшает протяженность границ зерен. Для УМЗ-материалов, склонных к интеркристаллитному разрушению, это критически важно. В результате повышается когезионная прочность границ и снижается концентрация напряжений, что позволяет материалу реализовать свой прочностной потенциал, изначально заложенный УМЗ-структурой, но ранее ограниченный хрупкостью.

Фрактографический анализ поверхностей изломов сплавов CoCrCuFeNi с различным содержанием углерода выявил различия в характере разрушения, которые коррелируют с механиче-

скими свойствами, представленными в табл. 2 и на рис. 6. На рис. 7, а показан излом базового сплава CoCrCuFeNi без добавок углерода. Поверхность излома имеет характерный для хрупкого разрушения рельеф: преобладают гладкие участки скола с низкой шероховатостью, отсутствуют следы пластической деформации. Такой тип излома свидетельствует о распространении трещины преимущественно по границам зерен (интеркристаллитное разрушение) или по плоскостям скола внутри зерен. Небольшая доля областей с ямочным микрорельефом указывает на то, что базовый сплав не способен к значительной пластической деформации перед разрушением, что согласуется с линейным характером деформационной кривой на рис. 6 и низкими значениями остаточной деформации.

Промежуточное положение занимает излом сплава CoCrCuFeNi-0,6C (рис. 7, б). В его структуре присутствуют участки с ямочным микрорельефом, однако сами ямки локализуются преимущественно на относительно плоских площадках скола. Это указывает на смешанный характер разрушения, при котором локальная пластическая деформация в отдельных микрообъемах не приводит к полностью вязкому излому из-за недостаточного закрепления границ зерен карбидными частицами. Такая морфология хорошо согласуется с промежуточными значениями механических свойств для данного состава (табл. 3) и свидетельствует о переходном характере разрушения – от хрупкого скола к вязкому транскристаллитному излому при увеличении содержания углерода.

В отличие от этого излом сплава CoCrCuFeNi-1.0C (рис. 7, в) демонстрирует типичную ямочную структуру, характерную для вязкого транскристаллитного разрушения. Ямки образуются

в результате роста, слияния и коалесценции микрор, которые зарождаются преимущественно у карбидных частиц или других структурных неоднородностей. Размер и глубина ямок свидетельствуют о степени пластичности: относительно мелкие и неглубокие ямки (рис. 7, в) соответствуют умеренной пластичности (остаточная деформация 2,3 % по данным рис. 6), но тем не менее принципиально отличаются от полностью хрупкого излома базового сплава. Переход от хрупкого скола к вязкому ямочному излому при легировании 1 масс. % углерода и последующей ТО объясняется формированием карбидных фаз, закрепляющих границы зерен и способствующих перераспределению напряжений, а также снижением концентрации растворенного углерода в матрице, что уменьшает степень ее охрупчивания.

Трибологические испытания были проведены только для крайних составов (базовый сплав и CoCrCuFeNi-1,0C), что обусловлено результатами механических испытаний. Именно эти два состояния демонстрируют наиболее контрастное поведение при деформации – хрупкое и вязкое разрушение.

Результаты трибологических испытаний (табл. 4, рис. 8) показали, что коэффициент трения слабо зависит от состава и режима обработки образцов и находится в узком диапазоне 0,75...0,77 (рис. 8, а). Все образцы демонстрируют продолжительный период приработки (около 2 тыс. циклов), после завершения которого коэффициент трения стабилизируется на уровне около 0,80. Такая зависимость может быть связана с изнашиванием сферического контртела и увели-

чением площади контакта, а также уплотнением продуктов износа и их постепенным удалением из зоны трения. Подобный характер изменения коэффициента трения согласуется с результатами, полученными в работе [9]. На кривых коэффициента трения для базового сплава после ТО наблюдаются локальные скачки, которые, вероятно, связаны с периодическим отслаиванием оксидных пленок, формирующихся в зоне контакта.

Значения приведенного износа незначительно изменяются в зависимости от структуры ВЭС. Сплав CoCrCuFeNi обладает минимальным значением приведенного износа $7,01 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. После ТО при 900 °С наблюдается увеличение износа до $10,54 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, что может быть связано с релаксацией дефектной структуры ГЦК-фазы. Кроме того, увеличение наплывов материала по краям дорожки износа (рис. 8, а) свидетельствует о снижении сопротивления пластическому деформированию сплава в результате ТО.

Введение 1 масс. % углерода в сплав CoCrCuFeNi приводит к формированию карбидов, что, несмотря на максимальную твердость 3,56 ГПа, сопровождается увеличением приведенного износа до $10,21 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. При ТО этого сплава наблюдается снижение приведенного износа до минимального значения $7,10 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. Такое изменение может быть связано с повышением деформационной способности матрицы и ее сопротивления локальному разрушению в процессе трения. Более пластичный характер деформирования после ТО подтверждается ямочной морфологией излома (рис. 7, б) и остаточной деформацией при испытаниях на растяжение (2,3 %).

Таблица 4

Table 4

Трибологические характеристики исследованных образцов
Tribological properties of the studied HEAs

Образец	Технологическая операция	Приведенный износ, $10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$		Коэффициент трения (к.т.)	
		образца	контртела	Средний	Конечный
CoCrCuFeNi	ГП	7,01	0,79	0,77	0,81
CoCrCuFeNi	ГП + ТО	10,54	0,95	0,77	0,87
CoCrCuFeNi-1,0C	ГП	10,21	0,80	0,75	0,81
CoCrCuFeNi-1,0C	ГП + ТО	7,10	1,18	0,77	0,81

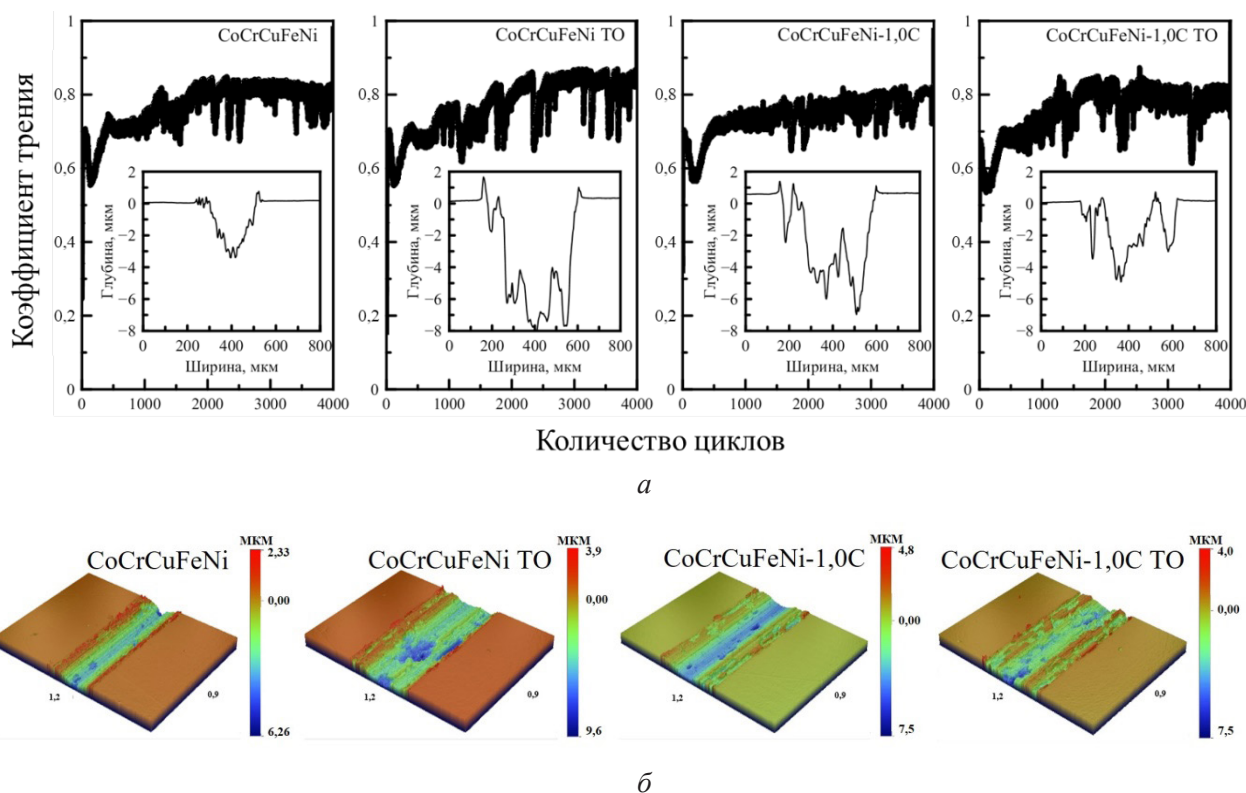


Рис. 8. Зависимость коэффициента трения от количества циклов и 2D- (а) и 3D-изображения дорожек износа ВЭС CoCrCuFeNi-xC (б)

Fig. 8. Friction coefficient as a function of the number of cycles and 2D (a) and 3D (b) images of wear tracks of the CoCrCuFeNi-xC HEAs

Помимо износа образцов представляет интерес поведение контртела (шарика Si_3N_4). Для состава CoCrCuFeNi-1,0C после ТО наблюдается максимальный износ контртела ($1,18 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$), тогда как для базового сплава этот параметр существенно ниже ($0,79...0,95 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$). Это различие объясняется тем, что упрочненная карбидами поверхность сплава CoCrCuFeNi-1,0C после ТО действует как более агрессивный абразив, интенсифицируя износ керамического контртела.

Выводы

1. Установлено, что механическое легирование и последующее горячее прессование обеспечивают формирование однородных порошковых смесей CoCrCuFeNi-x%С ($x = 0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0$ масс. %) и получение компактных образцов с двухфазной структурой, включающей в себя ГЦК-твердый раствор и медную фазу (Cu). Введение углерода в диапазоне 0,2...1,0 масс. % практически не изменяет соотношение фаз ГЦК

и (Cu), но приводит к образованию карбидов хрома Cr_{23}C_6 и $\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$.

2. Показано, что углерод является эффективной добавкой для упрочнения сплава CoCrCuFeNi: твердость возрастает с 3,27 до 3,56 ГПа, а предел прочности при изгибе – с 1440 ± 80 до 1620 ± 70 МПа при повышении содержания углерода до 1,0 %. После дополнительной термической обработки максимальное значение предела прочности при изгибе достигает 1780 ± 50 МПа для сплава CoCrCuFeNi-1,0C. По данным ПЭМ, матрица сплава с 1,0 масс. % С имеет ультрамелкозернистое строение: средний размер кристаллитов изменяется от 620 ± 50 нм до 840 ± 70 нм в зависимости от вида обработки, а карбидные частицы локализуются преимущественно по границам зерен.

3. Добавка углерода с последующей ТО позволяют изменять характер деформационного поведения сплавов. Базовый сплав CoCrCuFeNi характеризуется хрупким разрушением практически без пластической деформации и имеет предел прочности при растяжении около 730 МПа. Для сплава CoCrCuFeNi-1,0C после

ТО достигаются предел прочности 1010 МПа и остаточная деформация 2,3 %.

4. Показано незначительное влияние легирования углеродом ВЭС и последующего отжига на коэффициент трения в условиях сухого скольжения в паре с керамикой Si_3N_4 , который находится в узком диапазоне 0,75...0,77. Снижение приведенного износа ВЭС наблюдается при содержании углерода 1 масс. % и после проведения отжига в водородной атмосфере ($T = 900^\circ\text{C}$) за счет повышения вязкости разрушения матрицы.

Список литературы

1. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes / J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang // *Advanced Engineering Materials*. – 2004. – Vol. 6 (5). – P. 299–303. – DOI: 10.1002/ADEM.200300567.
2. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 213–218. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.257.
3. Enhanced strength-ductility synergy in $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ high-entropy alloy with multi-scale nanotwins / H. Jiao, D. Zhong, B. Peng, M. Mei, N. Xu, R.D.K. Misra, Y. Tang, L. Zhao // *Materials Science and Engineering A*. – 2026. – Vol. 949. – P. 149447. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2025.149447.
4. Enhanced strength-ductility synergy in a Cu-based high entropy alloy via severe cold-deformed and annealing treatment / J. Li, K. Feng, F. Zhou, Q. Qin, T. Yu, H. Zhao, L. Ge // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 39. – P. 7717–7731. – DOI: 10.1016/J.JMRT.2025.11.133.
5. Superior strength-ductility synergy in additively manufactured CoCrFeNi high-entropy alloys with multi-scale hierarchical microstructure / S. Wang, Z. Chen, R. Chen, Z. Wu, Y. Jia, W. Zhang, Y. Wang, W. Liu, Y. Zhao, R. Shi, B. Cao, S. Yu, J. Wei // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2024. – Vol. 1006. – P. 176268. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2024.176268.
6. Enhanced strength-ductility synergy in complex hetero-structured eutectic high entropy alloy via multi-mechanism deformation / P. Wang, C. Chen, Z. Pu, Z.-L. Xu, K. Chan // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2026. – Vol. 265. – P. 235–255. – DOI: 10.1016/J.JMST.2025.11.024.
7. Deciphering the role of stacking fault energy on TWIP–TRIP interplay in Ni-rich high entropy alloy with tailored Ti content / S. Maharana, S. Biswal, M. Sabat, D.K.V.D. Prasad, T. Laha // *International Journal of Plasticity*. – 2026. – Vol. 199. – P. 104642. – DOI: 10.1016/J.IJPLAS.2026.104642.
8. Manufacturing of metal–diamond composites with high-strength CoCrCu_xFeNi high-entropy alloy used as a binder / P.A. Loginov, A.D. Fedotov, S.K. Mukanov, O.S. Manakova, A.A. Zaitsev, A.S. Akhmetov, S.I. Rupasov, E.A. Levashov // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (3). – P. 1285. – DOI: 10.3390/MA16031285.
9. The effect of copper on the microstructure, wear and corrosion resistance of CoCrCuFeNi high-entropy alloys manufactured by powder metallurgy / S. Mukanov, P. Loginov, A. Fedotov, M. Bychkova, M. Antonyuk, E. Levashov // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (3). – P. 1178. – DOI: 10.3390/MA16031178.
10. High-entropy Fe–Cr–Ni–Co–(Cu) coatings produced by vacuum electro-spark deposition for marine and coastal applications / K.A. Kuptsov, M.N. Antonyuk, A.N. Sheveyko, A.V. Bondarev, S.G. Ignatov, P.V. Slukin, P. Dwivedi, A. Fraile, T. Polcar, D.V. Shtansky // *Surface and Coatings Technology*. – 2023. – Vol. 453. – P. 129136. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2022.129136.
11. Высокоэнтропийные покрытия Fe–Co–Cr–Ni–(Cu) с повышенной коррозионной и трибокоррозионной стойкостью, полученные электроискровым легированием в вакууме / М.Н. Фатыхова, К.А. Купцов, А.Н. Шевейко, А.Р. Гизатуллина, П.А. Логинов, Д.В. Штанский // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2024. – Т. 30, № 3. – С. 87–96. – DOI: 10.17073/0021-3438-2024-3-87-96.
12. Burla A., Khandelwal M., Vaidya M. Antibacterial properties of Cu containing complex concentrated alloys // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – P. 104915. – DOI: 10.1016/J.MTCOMM.2022.104915.
13. Liquid-phase separation in undercooled CoCr–CuFeNi high entropy alloy / T. Guo, J. Li, J. Wang, Y. Wang, H. Kou, S. Niu // *Intermetallics*. – 2017. – Vol. 86. – P. 110–115. – DOI: 10.1016/J.INTERMET.2017.03.021.
14. Yu P., Lin C.M., Kou S. Microstructure evolution of a CoCrFeNiCu high entropy alloy in directional solidification by arc welding and quenching // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1039. – P. 183228. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.183228.
15. Achieving a high-strength cocrfenicu high-entropy alloy with an ultrafine-grained structure via friction stir processing / N. Li, C.L. Jia, Z.W. Wang, L.-H. Wu, D.R. Ni, Z.-K. Li, H. Fu, P. Xue, B.-L. Xiao, Z.Y. Ma, Y. Shao, Y.-L. Chang // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2020. – Vol. 33 (7). – P. 947–956. – DOI: 10.1007/S40195-020-01037-9.
16. Thangaraju S., Bouzy T.E., Hazotte A. Phase stability of a mechanically alloyed CoCrCuFeNi high entropy alloy // *Advanced Engineering Materials*. – 2017. – Vol. 19 (8). – P. 1700095. – DOI: 10.1002/ADEM.201700095.
17. Effects of Cu additions on microstructure and mechanical properties of as-cast CrFeCoNiCu_x high-



entropy alloy / Q. Hu, H.L. Wang, L.H. Qian, L.-c. Zeng, Q. Wang, X.-w. Liu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2023. – Vol. 33 (6). – P. 1803–1813. – DOI: 10.1016/S1003-6326(23)66223-5.

18. 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 // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2024. – Т. 30, № 1. – С. 55–69. – DOI: 10.17073/0021-3438-2024-1-55-69.

19. Boron-doped high entropy CrFeCoNiCu alloy-based composites reinforced with oxides and borides with enhanced thermomechanical properties / U.U. Narzullov, A.T. Matveev, L.Y. Kaplanskaya, S. Mukanov, K. Kuptsov, T. Teplyakova, P. Loginov, I. Shchetinin, D. Shtansky // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1036. – P. 181778. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181778.

20. On the difference in carbon- and nitrogen-alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy / E.G. Astafurova, K.A. Reunova, E.V. Melnikov, M.Yu. Panchenko, S.V. Astafurov, G.G. Maier, V.A. Moskvina // Materials Letters. – 2020. – Vol. 276. – P. 128183. – DOI: 10.1016/J.MATLET.2020.128183.

21. The way to improve strength and ductility of heavily carbon-alloyed high-entropy $\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{15}\text{C}_5$ alloy / S.V. Astafurov, E.V. Melnikov, K.A. Reunova, M.Yu. Panchenko, E.A. Zagibalova, K.V. Krukovskii, E.G. Astafurova // Materials Science and Engineering A. – 2022. – Vol. 851. – P. 143628. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2022.143628.

22. Temperature dependence of the deformation behavior of high-entropy alloys $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{19}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{C}_1$, and $\text{Co}_{17}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{C}_3$. Mechanical properties and temperature dependence of yield stress alloy / E.G. Astafurova, K.A. Reunova, S.V. Astafurov, D.O. Astapov // Physical Mesomechanics. – 2024. – Vol. 27. – P. 113–123. – DOI: 10.1134/S1029959924020012.

23. Temperature dependence of mechanical properties and plastic flow behavior of cast multicomponent alloys $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20-x}\text{C}_x$ ($x = 0, 1, 3, 5$) / E.G. Astafurova, E.V. Melnikov, K.A. Reunova, S.V. Astafurov, M.Yu. Panchenko, A. Mikhno, I. Tumbusova // Physical Mesomechanics. – 2021. – Vol. 24. – P. 674–683. – DOI: 10.1134/S1029959921060059.

24. Synergistic enhancement of strength and ductility of CoCrNi medium-entropy alloy via dual carbon-induced heterogeneous structures / Q.K. Wang, S.A. Li, L.X. He, Z.K. Wang, Y. Cai, N. Zhang, X.J. Zhao, L. Lu // Materials Science and Engineering A. – 2025. – Vol. 948. – P. 149317. – DOI: 10.1016/j.msea.2025.149317.

25. Amani-Ghadim H., Farjam R., Akbari A. Carbon doped $\text{Co}_{40}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{10}$ high entropy alloy: microstructure and mechanical properties // High Entropy Alloy Materials. – 2026. – Vol. 2026. – P. 1–19. – DOI: 10.1007/S44210-025-00073-3.

26. Microstructure and compressive deformation behavior of carbon-doped Fe0.5CrMnAlCu high-entropy alloy / K. Ma, L. Feng, J. Liu, Y. Zhao // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1046. – P. 184880. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.184880.

27. Overcoming the strength-ductility trade-off of additively manufactured metastable high-entropy alloy via carbon doping / Q. Tang, S. Peng, C. Lin, Y. Hou, L. Chen, Z. Li // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1036. – P. 181960. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181960.

28. Получение износостойких боридных керметов на основе высокоэнтروпийного сплава CoCrCuFeNi методом горячего прессования / А.Д. Федотов, С.К. Муканов, С.И. Рупасов, П.А. Логинов, Е.А. Левашов // Металлург. – 2026. – № 1. – С. 93–102. – DOI: 10.52351/00260827_2026_1_93.

29. The effect of interstitial carbon on the mechanical properties and dislocation substructure evolution in $\text{Fe}_{40.4}\text{Ni}_{11.3}\text{Mn}_{34.8}\text{Al}_{7.5}\text{Cr}_6$ high entropy alloys / Z. Wang, I. Baker, Z. Cai, S. Chen, J.D. Poplawsky, W. Guo // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 120. – P. 228–239. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.072.

30. Ultrahigh-strength and ductile CoCrFeNi-based high-entropy alloys manufactured by laser powder bed fusion with multiple strengthening mechanisms / Z. Wu, M. He, H. Cao, S. Wang, R. Chen, B. Cao, R. Shi, X. Liu, S. Yu, S. Wang, J. Bai, J. Wei // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 25. – P. 2948–2960. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.110.

31. Deformation behavior of nanocrystalline and ultrafine-grained CoCrCuFeNi high-entropy alloys / S. Nam, J.Y. Hwang, J. Jeon, J. Park, D. Bae, M.J. Kim, J.H. Kim, H. Choi // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 34 (5). – P. 720–731. – DOI: 10.1557/JMR.2018.477.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Effect of carbon alloying and heat treatment on the microstructure, mechanical properties, and tribological behaviour of a powder-metallurgy CoCrCuFeNi high-entropy alloy (HEA)

Pavel Loginov^{1, 2, a, *}, Alexander Fedotov^{1, b}, Samat Mukanov^{1, c}, Bogdan Romanenko^{1, d},
 Yulia Chkannikova^{1, e}, Nikita Koltsov^{1, f}, Marina Bychkova^{1, j}, Olga Manakova^{1, h}

¹ National University of Science and Technology MISIS, 4 Leninsky Prospekt, building 1, Moscow, 119049, Russian Federation

² Institute of Nanotechnology of Microelectronics of the Russian Academy of Sciences, 32A Leninsky Prospekt, Moscow, 119334, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>,  pavel.loginov.misis@list.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0009-9208-1453>,  sashok12221998@mail.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>,  smukanov@misis.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0003-7470-5185>,  a.v.d.romanenko@gmail.com;
^e  <https://orcid.org/0009-0006-5211-8993>,  firestorm567@bk.ru; ^f  <https://orcid.org/0009-0007-5410-5915>,  koltsov02@mail.ru;
^j  <https://orcid.org/0000-0002-9233-4707>,  bychkova@shs.misis.ru; ^h  <https://orcid.org/0000-0001-8882-4191>,  manakova_ol@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 May 2026

Revised: 25 May 2026

Accepted: 17 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

High-entropy alloys

Powder metallurgy

Mechanical properties

Tribological properties

Strengthening mechanism

Funding

This study was funded by the Russian Science Foundation (Project No. 22-79-10144-P).

Acknowledgments

The authors express their sincere gratitude to M.I. Petzhik, Head of the Functional Surfaces Testing Laboratory at NUST MISIS, for assistance with the mechanical property characterization.

ABSTRACT

Introduction. Powder metallurgy high-entropy alloys (HEAs) of the CoCrCuFeNi system exhibit high strength but low ductility due to their ultrafine-grained structure and inhomogeneous distribution of the copper-rich phase. One approach to improve the balance of mechanical properties involves the microaddition of non-metallic elements, particularly carbon, which can enhance both strength and ductility. **The purpose of this study** is to determine the effect of carbon content (0.2–1.0 wt.%) and heat treatment on the phase composition, microstructure, mechanical properties, and tribological behavior of powder metallurgy CoCrCuFeNi HEAs fabricated by mechanical alloying and hot pressing. **Materials and methods.** The investigation employed X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), hardness testing, bending testing, tensile testing, and pin-on-plate tribological testing (with Si₃N₄ as the counterbody). **Results and discussion.** It is established that carbon is bound into Cr₂₃C₆ and Cr₂(C,N) phases without altering the ratio of the major phases. Hardness increase from 3.27 to 3.56 GPa, and bending strength increased from 1,440 to 1,620 MPa. For the alloy containing 1.0 wt.% C after annealing, a bending strength of 1,780 MPa, a tensile strength of 1,010 MPa, and an elongation of 2.3% were achieved, whereas the base alloy exhibited brittle fracture at 730 MPa. TEM analysis revealed that carbides are predominantly located at grain boundaries of the matrix (grain size 620–840 nm), facilitating a transition from intergranular cleavage to ductile dimple fracture. The friction coefficient (0.75–0.77) is weakly dependent on composition, while the lowest wear is attained after annealing of the carbon-alloyed composition. It is found that alloying with carbon (1.0 wt.%) followed by heat treatment enhances both the strength and ductility of powder metallurgy CoCrCuFeNi HEAs through carbide strengthening and optimization of grain boundary structure.

For citation: Loginov P.A., Fedotov A.D., Mukanov S.K., Romanenko B.Yu., Chkannikova Yu.G., Koltsov N.A., Bychkova M.Ya., Manakova O.S. Effect of carbon alloying and heat treatment on the microstructure, mechanical properties, and tribological behaviour of a powder-metallurgy CoCrCuFeNi high-entropy alloy (HEA). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 250–268. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-250-268. (In Russian).

References

1. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 2004, vol. 6 (5), pp. 299–303. DOI: 10.1002/ADEM.200300567.

* Corresponding author

Loginov Pavel Alexandrovich, D.Sc. (Engineering), Associate Professor
 National University of Science and Technology MISIS,
 4 Leninsky Prospekt, Bldg. 1,
 119049, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 916 695-68-07, e-mail: pavel.loginov.misis@list.ru



2. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.257.
3. Jiao H., Zhong D., Peng B., Mei M., Xu N., Misra R.D.K., Tang Y., Zhao L.-Z. Enhanced strength-ductility synergy in Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ high-entropy alloy with multi-scale nanotwins. *Materials Science and Engineering A*, 2026, vol. 949, p. 149447. DOI: 10.1016/J.MSEA.2025.149447.
4. Li J., Feng K., Zhou F., Qin Q., Yu T., Zhao H., Ge L. Enhanced strength-ductility synergy in a Cu-based high entropy alloy via severe cold-deformed and annealing treatment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 39, pp. 7717–7731. DOI: 10.1016/J.JMRT.2025.11.133.
5. Wang S., Chen Z., Chen R., Wu Z., Jia Y., Zhang W., Wang Y., Liu W., Zhao Y., Shi R., Cao B., Yu S., Wei J. Superior strength-ductility synergy in additively manufactured CoCrFeNi high-entropy alloys with multi-scale hierarchical microstructure. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 1006, p. 176268. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2024.176268.
6. Wang P., Chen C., Pu Z., Xu Z.-L., Chan K. Enhanced strength-ductility synergy in complex hetero-structured eutectic high entropy alloy via multi-mechanism deformation. *Journal of Materials Science and Technology*, 2026, vol. 265, pp. 235–255. DOI: 10.1016/J.JMST.2025.11.024.
7. Maharana S., Biswal S., Sabat M., Prasad D.K.V.D., Laha T. Deciphering the role of stacking fault energy on TWIP–TRIP interplay in Ni-rich high entropy alloy with tailored Ti content. *International Journal of Plasticity*, 2026, vol. 199, p. 104642. DOI: 10.1016/J.IJPLAS.2026.104642.
8. 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, vol. 16 (3), p. 1285. DOI: 10.3390/MA16031285.
9. Mukanov S., Loginov P., Fedotov A., Bychkova M., Antonyuk M., Levashov E. The effect of copper on the microstructure, wear and corrosion resistance of CoCrCuFeNi high-entropy alloys manufactured by powder metallurgy. *Materials*, 2023, vol. 16 (3), p. 1178. DOI: 10.3390/MA16031178.
10. 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, vol. 453, p. 129136. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2022.129136.
11. Fatykhova M.N., Kuptsov K.A., Sheveyko A.N., Gizatullina A.R., Loginov P.A., Shtansky D.V. High-entropy Fe–Co–Cr–Ni–(Cu) coatings with enhanced corrosion and tribocorrosion resistance obtained by vacuum electrospark deposition. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya = Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2024, vol. 30, no. 3, pp. 87–96. DOI: 10.17073/0021-3438-2024-3-87-96. (In Russian).
12. Burla A., Khandelwal M., Vaidya M. Antibacterial properties of Cu containing complex concentrated alloys. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 33, p. 104915. DOI: 10.1016/J.MTCOMM.2022.104915.
13. Guo T., Li J., Wang J., Wang Y., Kou H., Niu S. Liquid-phase separation in undercooled CoCrCuFeNi high entropy alloy. *Intermetallics*, 2017, vol. 86, pp. 110–115. DOI: 10.1016/J.INTERMET.2017.03.021.
14. Yu P., Lin C.M., Kou S. Microstructure evolution of a CoCrFeNiCu high entropy alloy in directional solidification by arc welding and quenching. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1039, p. 183228. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.183228.
15. Li N., Jia C.L., Wang Z.W., Wu L.-H., Ni D.R., Li Z.-K., Fu H., Xue P., Xiao B.-L., Ma Z.Y., Shao Y., Chang Y.-L. Achieving a high-strength CoCrFeNiCu high-entropy alloy with an ultrafine-grained structure via friction stir processing. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2020, vol. 33 (7), pp. 947–956. DOI: 10.1007/S40195-020-01037-9.
16. Thangaraju S., Bouzy T.E., Hazotte A. Phase stability of a mechanically alloyed CoCrCuFeNi high entropy alloy. *Advanced Engineering Materials*, 2017, vol. 19 (8), p. 1700095. DOI: 10.1002/ADEM.201700095.
17. Hu Q., Wang H.L., Qian L.H., Zeng L.-c., Wang Q., Liu X.-w. 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, vol. 33 (6), pp. 1803–1813. DOI: 10.1016/S1003-6326(23)66223-5.
18. 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 CoCrCu_xFeNi₂ high entropy-alloys. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tsvetnaya metallurgiya = Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2024, vol. 30, no. 1, pp. 55–69. DOI: 10.17073/0021-3438-2024-1-55-69.
19. Narzulloev U.U., Matveev A.T., Kaplanskaya L.Y., Mukanov S., Kuptsov K., Teplyakova T., Loginov P., Shchetinin I., Shtansky D. Boron-doped high entropy CrFeCoNiCu alloy-based composites reinforced with oxides

and borides with enhanced thermomechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1036, p. 181778. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181778.

20. Astafurova E.G., Reunova K.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Yu., Astafurov S.V., Maier G.G., Moskvina V.A. On the difference in carbon- and nitrogen-alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy. *Materials Letters*, 2020, vol. 276, p. 128183. DOI: 10.1016/J.MATLET.2020.128183.

21. Astafurov S.V., Melnikov E.V., Reunova K.A., Panchenko M.Yu., Zagibalova E.A., Krukovskii K.V., Astafurova E.G. The way to improve strength and ductility of heavily carbon-alloyed high-entropy Fe₂₀Mn₂₀Cr₂₀Ni₂₀Co₁₅C₅ alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2022, vol. 851, p. 143628. DOI: 10.1016/J.MSEA.2022.143628.

22. Astafurova E.G., Reunova K.A., Astafurov S.V., Astapov D.O. Temperature dependence of the deformation behavior of high-entropy alloys Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀, Co₁₉Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀C₁, and Co₁₇Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀C₃. Mechanical properties and temperature dependence of yield stress. *Physical Mesomechanics*, 2024, vol. 27, pp. 113–123. DOI: 10.1134/S1029959924020012.

23. Astafurova E.G., Melnikov E.V., Reunova K.A., Astafurov S., Panchenko M., Mikhno A., Tumbusova I. Temperature dependence of mechanical properties and plastic flow behavior of cast multicomponent alloys Fe₂₀Cr₂₀Mn₂₀Ni₂₀Co_{20-x}C_x (x = 0, 1, 3, 5). *Physical Mesomechanics*, 2021, vol. 24, pp. 674–683. DOI: 10.1134/S1029959921060059.

24. Wang Q.K., Li S.A., He L.X., Wang Z.K., Cai Y., Zhang N., Zhao X.J., Lu L. Synergistic enhancement of strength and ductility of CoCrNi medium-entropy alloy via dual carbon-induced heterogeneous structures. *Materials Science and Engineering A*, 2025, vol. 948, p. 149317. DOI: 10.1016/j.msea.2025.149317.

25. Amani-Ghadim H., Farjam R., Akbari A. Carbon doped Co₄₀Cr₂₀Ni₂₀Fe₁₀Mn₁₀ high entropy alloy: microstructure and mechanical properties. *High Entropy Alloy Materials*, 2026, vol. 2026, pp. 1–19. DOI: 10.1007/S44210-025-00073-3.

26. Ma K., Feng L., Liu J., Zhao Y. Microstructure and compressive deformation behavior of carbon-doped Fe_{0.5}CrMnAlCu high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1046, p. 184880. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.184880.

27. Tang Q., Peng S., Lin C., Hou Y., Chen L., Li Z. Overcoming the strength-ductility trade-off of additively manufactured metastable high-entropy alloy via carbon doping. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1036, p. 181960. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181960.

28. Fedotov A.D., Mukanov S.K., Rupasov S.I., Loginov P.A., Levashov E.A. Poluchenie iznosostoikikh boridnykh kermetov na osnove vysokoentropiinogo splava CoCrCuFeNi metodom goryachego pressovaniya [Production of wear-resistant boride cermets based on the high-entropy CoCrCuFeNi alloy by hot pressing]. *Metallurg = Metallurgist*, 2026, no. 1, pp. 93–102. DOI: 10.52351/00260827_2026_1_93.

29. Wang Z., Baker I., Cai Z., Chen S., Poplawsky J.D., Guo W. The effect of interstitial carbon on the mechanical properties and dislocation substructure evolution in Fe_{40.4}Ni_{11.3}Mn_{34.8}Al_{7.5}Cr₆ high entropy alloys. *Acta Materialia*, 2016, vol. 120, pp. 228–239. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.072.

30. Wu Z., He M., Cao H., Wang S., Chen R., Cao B., Shi R., Liu X., Yu S., Wang S., Bai J., Wei J. Ultrahigh-strength and ductile CoCrFeNi-based high-entropy alloys manufactured by laser powder bed fusion with multiple strengthening mechanisms. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 25, pp. 2948–2960. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.110.

31. Nam S., Hwang J.Y., Jeon J., Park J., Bae D., Kim M.J., Kim J.H., Choi H. Deformation behavior of nanocrystalline and ultrafine-grained CoCrCuFeNi high-entropy alloys. *Journal of Materials Research*, 2019, vol. 34 (5), pp. 720–731. DOI: 10.1557/JMR.2018.477.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).