

М. Е. Колпаков, А. Ф. Дресвянников, Д. А. Сатараев,
Е. А. Ермоляева, Р. Р. Гайнуллин

ФОРМИРОВАНИЕ ПРЕКУРСОРОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ МЕТОДОМ ГАЛЬВАНИЧЕСКОГО ЗАМЕЩЕНИЯ В ВОДНЫХ РАСТВОРАХ

Ключевые слова: полиметаллическая система, гальваническое замещение, алюминий, железо, никель, кобальт, медь, олово.

Исследован процесс формирования прекурсоров для высокогенеративной системы Fe-Ni-Co-Cu-Sn методом гальванического замещения в водных хлоридных растворах с использованием дисперсного алюминия в качестве восстановителя. На основании синхронизированных измерений электродного потенциала и температуры, а также анализа литературных данных, предложен механизм многостадийного процесса. Установлено, что процесс гальванического замещения может быть условно разделен на четыре этапа. На начальном этапе 1 (0-30 с) после введения порошка алюминия в раствор система характеризуется стабильным потенциалом (+0,38 В) и постоянным значением температуры. Этот индукционный период связан с некоторой задержкой активации поверхности алюминия, покрытой пассивной оксидной пленкой Al_2O_3 . Отсутствие тепловыделения прямо указывает на то, что экзотермические реакции замещения еще не начались. По завершении индукционного периода начинается второй этап (30-75 с) - резкое, двухступенчатое падение потенциала, сопровождающееся взрывным ростом температуры. Первая ступень характеризуется быстрым снижением потенциала до квазистационарного значения около 0,0 В, что обусловлено восстановлением ионов Fe^{3+} до Fe^{2+} , которые выступают первичным окислителем алюминия. Как только локальная концентрация сильного окислителя (Fe^{3+}) у поверхности частицы падает, потенциал достигает минимума -0,38 В. Вторая ступень соответствует началу массового совместного восстановления ионов Fe^{2+} , Cu^{2+} , Ni^{2+} , Co^{2+} и Sn^{2+} с образованием твердой фазы - прекурсора высокогенеративного сплава. Третий этап характеризует квазистационарное состояние и диффузионный контроль процесса (75-170 с). После достижения пика реакционной активности (минимум потенциала и максимальная скорость роста температуры) потенциал начинает медленно смещаться в сторону положительных значений до -0,26 В, скорость роста температуры замедляется, пока не достигнет максимума в 90 °C. Установившийся потенциал является компромиссным, и определяется сопряженными реакциями замедленного растворения алюминия, диффузионно-контролируемого осаждения металлов и выделения водорода. На заключительном этапе наблюдается постепенное остыивание реакционной смеси при стабильном потенциале, что свидетельствует о практическом полном исчерпании ионов-окислителей в растворе. Экзотермические реакции прекращаются, и система начинает стремиться к термодинамическому равновесию с окружающей средой. Рентгенофлуоресцентный анализ подтвердил совместное осаждение всех пяти металлов, ионов которых изначально присутствовали в растворе. Полученный элементный состав образца близок к теоретическому для эквимолярной системы Fe-Ni-Co-Cu-Sn, что свидетельствует о высокой эффективности метода гальванического замещения при получении многокомпонентных прекурсоров. С помощью EDS установлено достаточно равномерное распределение осажденных металлов по поверхности частиц. Обнаружено, что накопление и бурное выделение водорода в порах частиц оказывает на них механохимическое воздействие, приводящее к диспергированию и формированию частиц характерной морфологии с признаками расколотых и полых структур.

М. Е. Колпаков, А. Ф. Дресвянников, Д. А. Сатараев,
Е. А. Ермоляева, Р. Р. Гайнуллин

FORMATION OF PRECURSORS OF A HIGH-ENTROPY METALLIC SYSTEM BY THE METHOD OF GALVANIC REPLACEMENT IN AQUEOUS SOLUTIONS

Keywords: polymetallic system, galvanic replacement, aluminum, iron, nickel, cobalt, copper, tin.

The process of precursor formation for the high-entropy Fe-Ni-Co-Cu-Sn system is investigated by galvanic replacement in aqueous chloride solutions using dispersed aluminum as a reducing agent. Based on synchronized measurements of electrode potential and temperature, as well as analysis of literature data, a multi-stage process mechanism is proposed. It has been established that the galvanic replacement process can be conditionally divided into four stages. At the initial stage 1 (0-30 s) after the introduction of aluminum powder into the solution, the system is characterized by a stable potential (+0.38 V) and a constant temperature value. This induction period is associated with a certain delay in the activation of the aluminum surface coated with a passive Al_2O_3 oxide film. The absence of heat generation directly indicates that the exothermic replacement reactions have not yet begun. At the end of the induction period, the second stage begins (30-75 s) - a sharp, two-stage drop in potential, accompanied by an explosive increase in temperature. The first stage is characterized by a rapid decrease in potential to a quasi-stationary value of about 0.0 V, due to the reduction of Fe^{3+} ions to Fe^{2+} , which act as the primary oxidizer of aluminum. As soon as the local concentration of a strong oxidizing agent (Fe^{3+}) decreases at the surface of the particle, the potential reaches a minimum of -0.38 V. The second stage corresponds to the beginning of the massive co-reduction of Fe^{2+} , Cu^{2+} , Ni^{2+} , Co^{2+} and Sn^{2+} ions to form a solid precursor phase of a high-entropy alloy. The third stage characterizes the quasi-stationary state and diffusion control of the process (75-170 s). After reaching the peak of reactivity (minimum potential and maximum rate of temperature increase), the potential begins to slowly shift towards positive values up to -0.26 V, the rate of temperature increase slows down until it reaches a maximum of 90 °C. The steady-state potential is a compromise, and is determined by the coupled reactions of delayed aluminum dissolution, diffusion-controlled metal deposition, and hydrogen release. At the

final stage, a gradual cooling of the reaction mixture is observed at a stable potential, which indicates an almost complete depletion of oxidizing ions in the solution. Exothermic reactions cease, and the system begins to strive for thermodynamic equilibrium with the environment. X-ray fluorescence analysis confirmed the joint deposition of all five metals, the ions of which were initially present in the solution. The obtained elemental composition of the sample is close to the theoretical one for the equimolar Fe-Ni-Co-Cu-Sn system, which indicates the high efficiency of the galvanic replacement method in obtaining multicomponent precursors. Using EDS, a fairly uniform distribution of deposited metals over the surface of the particles has been established. It has been found that the accumulation and rapid release of hydrogen in the pores of particles has a mechanochemical effect on them, leading to the dispersion and formation of particles of characteristic morphology with signs of split and hollow structures.

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) представляют собой новый класс веществ, состоящих из пяти и более элементов в эквиатомных или близких к эквиатомным соотношениях, что обеспечивает им уникальное сочетание физико-химических свойств [1-9]. ВЭС характеризуются исключительной прочностью, твердостью, термической стабильностью, износостойкостью и коррозионной стойкостью [10] и рассматриваются как основа для создания покрытий, катализаторов, функциональных материалов нового поколения [11-13]. Их уникальные свойства обусловлены высокой конфигурационной энтропией, стабилизирующей простые кристаллические решетки при сложном химическом составе.

Концепция стабилизации энтропии в многокомпонентных сплавах была введена в 2004 году Йе [14] и Кантором [15] независимо друг от друга. В том же году Тонг [16] сообщил об образовании одноупорядоченной структуры B2 в ВЭС $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ при $x \geq 2,8$. Ли [17] обнаружил, что AlCrCoNiFe кристаллизуется в упорядоченной структуре типа B2, где между Al и переходными металлами существует частичная ионная связь. Цай [18] в 2016 году ввел термин «высокоэнтропийные интерметаллиды» (ВЭИ) и предсказал, что они будут новым типом материала со свойствами, потенциально отличными от традиционных аналогов [19].

Конфигурационная энтропия смешения может быть выражена как

$$\Delta S_{mix} = -R \sum_{i=1}^n c_i \ln(c_i),$$

где R - газовая постоянная (8,314 Дж/К моль), c_i - молярная доля i -го элемента, а n - общее количество составляющих элементов [20].

Исходя из этого уравнения, энтропию смешения системы можно увеличить, повышая число элементов с равными атомными долями. Однако вклад энтропии в стабилизацию ВЭИ довольно противоречив из-за упорядоченной структуры этих материалов, но они, тем не менее, имеют более высокую энтропию смешения, чем обычные упорядоченные интерметаллические соединения. Энтропию смешения интерметаллидов можно получить, суммируя конфигурационную энтропию смешения каждой отдельной подрешетки согласно уравнению [19]

$$\Delta S_{mix} = -R \left[\sum_{j=1}^m (\sum_{i=1}^n c_i \ln(c_i))_{sublattice j} \right],$$

где n - общее число отдельных подрешеток упорядоченной интерметаллической системы.

Система относится к высокоэнтропийной, когда $\Delta S_{mix} \geq 1,5R$, среднеэнтропийной, если $R \leq \Delta S_{mix} < 1,5R$ и низкоэнтропийной, когда $\Delta S_{mix} < R$ [1]. Однако энтропия, по-видимому, не является определяющим фактором при образовании однофазных стабилизированных энтропией интерметаллических соединений, поскольку последние описаны со средней энтропией (составы из 3 или 4 элементов в одной подрешетке с $R \leq$

$\Delta S_{mix} < 1,5R$) и другие неэквиатомные многокомпонентные интерметаллиды с единой упорядоченной структурой [19].

Ключом к раскрытию потенциала ВЭС является получение многокомпонентных прекурсоров с заданной стехиометрией, пригодных для последующей термообработки и превращения в целевую высокоэнтропийную fazу.

Формирование таких систем требует разработки эффективных методов синтеза, среди которых особое место занимает метод гальванического замещения в водных растворах. Данный подход основан на окисительно-восстановительном процессе между металлической подложкой и ионами более благородных металлов в растворе, что позволяет получать многокомпонентные системы с контролируемым составом и морфологией [21].

Целью исследования является установление закономерностей синтеза прекурсоров высокоэнтропийной системы Fe-Ni-Co-Cu-Sn методом гальванического замещения в водных растворах хлоридов на микрочастицах алюминия, а также комплексное изучение химического, фазового состава и морфологических особенностей формируемых частиц для понимания механизма их образования.

Процесс формирования прекурсоров высокоэнтропийной системы методом гальванического замещения сопровождается значительными изменениями температуры и электродного потенциала реакционной смеси, что указывает на сложный многостадийный механизм процесса (рис. 1).

Анализ кривых, представленных на рис. 1, позволяет выделить четыре последовательных этапа.

На начальном этапе 1 (0-30 с) после введения порошка алюминия в раствор система характеризуется стабильным потенциалом (+0,38 В) и постоянным значением температуры (рис. 1, участок 1). Этот индукционный период связан с некоторой задержкой активации поверхности алюминия, покрытой пассивной оксидной пленкой Al_2O_3 . Отсутствие тепловыделения прямо указывает на то, что экзотермические реакции замещения еще не начались.

По завершении индукционного периода начинается этап 2 (30-75 с) - резкое, двухступенчатое падение потенциала, сопровождающееся взрывным ростом температуры (рис. 1, участок 2).

Первая ступень характеризуется быстрым снижением потенциала до квазистационарного значения около 0,0 В, где имеет место задержка его изменения примерно на 4 секунды. Этот скачок обусловлен восстановлением ионов Fe^{3+} до Fe^{2+} , которые, обладая наиболее положительным стандартным потенциалом (+0,77 В), выступают первичным окислителем алюми-

ния. Важно, что этот процесс не приводит к формированию новой металлической фазы, а лишь изменяет ионный состав раствора у поверхности. Этим объясняется временная стабилизация потенциала и относительно медленное начало разогрева, поскольку система еще не вошла в режим автокаталитического осаждения металла.

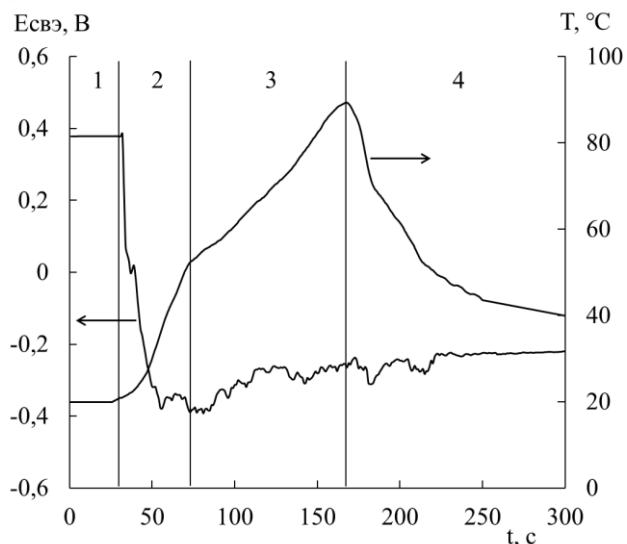


Рис. 1 – Изменение потенциала платинового электрода и температуры реакционной смеси в ходе процесса гальванического замещения дисперсного алюминия

Fig. 1 – Change in the potential of the platinum electrode and the temperature of the reaction mixture during the process of galvanic replacement of dispersed aluminum

Как только локальная концентрация сильного окислителя (Fe^{3+}) у поверхности падает, потенциал смещается в область более отрицательных значений, достигая минимума -0,38 В. Эта вторая ступень соответствует началу массового совместного восстановления ионов Fe^{2+} , Cu^{2+} , Ni^{2+} , Co^{2+} и Sn^{2+} с образованием твердой фазы - прекурсора высокоэнтропийного сплава. Именно этот процесс является основной движущей силой синтеза и сопровождается интенсивным тепловыделением, что отражается в резком подъеме температуры почти на 30 °C всего за 45 секунд (рис. 1). Начало этого подъема точно коррелирует с моментом второго падения потенциала, подтверждая этим, что совместное осаждение металлов является главным источником тепла.

Этап 3 - квазистационарное состояние и диффузионный контроль (75-170 с). После достижения пика реакционной активности (минимум потенциала и максимальная скорость роста температуры) система переходит в новое состояние. Потенциал начинает медленно смещаться в сторону положительных значений до -0,26 В, а скорость роста температуры замедляется, пока не достигнет максимума в 90 °C. Такое поведение обусловлено двумя ключевыми факторами.

Во-первых, на поверхности алюминия формируется слой осажденных металлов, который действует как диффузионный барьер, замедляя дальнейшее растворение алюминия [22].

Во-вторых, концентрация ионов металлов в приповерхностном слое снижается, и общая скорость процесса начинает лимитироваться скоростью их подвода из объема раствора (диффузионный режим).

В этот период установившийся потенциал -0,26 В является компромиссным потенциалом, который определяется сопряженными реакциями замедленного растворения алюминия, диффузионно-контролируемого осаждения металлов и активно протекающей реакции выделения водорода. Достижение температурного максимума означает, что скорость тепловыделения сравнялась со скоростью теплоотдачи в окружающую среду.

На заключительном этапе 4 (после 170 с) наблюдается постепенное остывание реакционной смеси при стабильном потенциале. Это свидетельствует о практически полном исчерпании ионов-окислителей в растворе. Экзотермические реакции прекращаются, и система начинает стремиться к термодинамическому равновесию с окружающей средой.

Рентгенофазовый анализ образца, полученного методом гальванического замещения, демонстрирует наличие сложной гетерогенной системы (табл. 1). Доминирует фаза Cu_6Sn_5 , которая при дальнейшей термообработке и допировании подрешетки меди несколькими переходными металлами позволит получить высокоэнтропийный интерметаллид $(\text{Cu}, \text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe})_6\text{Sn}_5$.

Таблица 1 - Результаты анализа рентгеновской дифрактограммы образца

Table 1 - Results of X-ray diffraction analysis of the sample

Фаза	Содержание, мас. %	ОКР, нм
Cu_6Sn_5	64	11
Fe	9	21
CoFe	11	20
Ni_3Sn_2	14	12
Sn	2	53

Важной особенностью всех основных фаз является их нанокристаллическая структура: средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) составляет всего 11–21 нм. Это подтверждает факт получения высокодисперсных наноструктурированных материалов методом гальванического замещения. Такая структура, характеризующаяся большой площадью межфазных границ и высокой плотностью дефектов, делает полученный порошок идеальным прекурсором для последующей консолидации.

Для количественного подтверждения состава синтезированного образца был проведен его рентгенофлуоресцентный анализ (табл. 2).

Анализ подтвердил совместное осаждение всех пяти металлов, ионы которых изначально присутствовали в растворе. Полученный элементный состав образца близок к теоретическому для эквимолярной системы $\text{Fe}-\text{Ni}-\text{Co}-\text{Cu}-\text{Sn}$, что свидетельствует о высокой эффективности метода гальванического замещения при получении многокомпонентных прекурсоров.

Таблица 2 - Результаты рентгенофлуоресцентного анализа синтезированного образца

Table 2 - Results of X-ray fluorescence analysis of the synthesized sample

Элемент	Содержание, мас.%
Fe	15,30
Ni	18,98
Co	15,25
Cu	15,63
Sn	33,76
Al	0,25
Σ Si, Cr, Cd	0,83

В образце обнаружено остаточное содержание алюминия (0,25 масс.-%), что указывает на неполное удаление восстановителя на стадии обработки раствором щелочи, вероятно, из-за его пассивации или блокирования поверхности формирующимся слоем выделяемых металлов. Присутствие прочих элементов (Si, Cr, Cd) в суммарном количестве менее 1 % связано с примесями в исходных реагентах.

Морфология синтезированных частиц, изученная методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), визуально подтверждает предложенный механизм их формирования (рис. 2). Микрофотография показывает, что образец состоит из пористых агломератов размером от единиц до десятков микрометров. Эти агломераты, в свою очередь, сложены из более мелких первичных частиц и пронизаны сетью наноразмерных пор. Формирование такой иерархической структуры является прямым следствием интенсивного выделения водорода и селективного растворения остаточного алюминия. Поверхность частиц имеет сильно развитый рельеф с характерными раковистыми изломами и губчатыми образованиями. Подобная морфология обуславливает высокую удельную поверхность материала, что делает его перспективным для катализитических и электрохимических приложений.

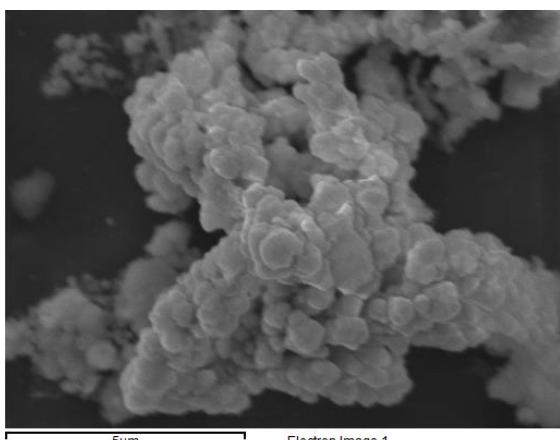


Рис. 2 – Микрофотография образца
Fig. 2 – Microphotograph of the sample

С помощью EDS установлено достаточно равномерное распределение осажденных металлов по поверхности частиц (рис. 3).

Элементный микроанализ поверхности синтезированного образца подтвердил наличие всех пяти выделяемых металлов: Fe, Co, Cu, Ni и Sn (рис. 4). Пик кислорода (O) указывает на формирование на поверхности частиц тонкого пассивирующего оксидного или оксидно-гидроксидного слоя при контакте с атмосферой. Наличие этого слоя является естественным следствием высокой реакционной способности наноструктурированного материала. Также зафиксирован пик углерода (C), присутствие которого может быть связано с адсорбцией атмосферных углеводородов на поверхности образца.

Анализ распределения частиц по размерам (рис. 5) подтверждает гипотезу о том, что синтез сопровождается интенсивным диспергированием материала. Исходный порошок алюминия характеризуется средним размером частиц ~93 мкм, тогда как частицы полученного прекурсора имеют средний размер порядка 22 мкм, то есть происходит более чем четырехкратное уменьшение размера.

Столь значительное уменьшение размера является прямым доказательством того, что процесс протекает не по механизму псевдоморфного замещения (сохранения формы и размера исходной частицы). Напротив, он полностью согласуется с наблюдаемой на СЭМ-изображениях растрескавшейся и пористой поверхности частиц и подтверждает, что внутреннее давление интенсивно выделяющегося водорода приводит к фрагментации и разрушению частиц новой фазы в ходе их формирования. Таким образом, метод гальванического замещения в данных условиях является не только процессом химического замещения, но и эффективным методом механохимического диспергирования, позволяющим получать на выходе высокодисперсный продукт (прекурсор высоконтропийной системы).

Установлено, что процесс формирования высоконтропийной системы методом гальванического замещения алюминия в водном растворе хлоридов металлов носит сложный, многостадийный характер с интенсивным тепловыделением и сопровождается диспергированием формирующихся частиц вследствие бурного выделения и поглощения водорода. Метод гальванического замещения в водных растворах позволяет синтезировать наноструктурированный композитный прекурсор высоконтропийной системы Fe-Ni-Co-Cu-Sn. Смешение наноразмерных фаз интерметаллидов и твердых растворов в прекурсоре позволит значительно облегчить процесс гомогенизации и формирования однофазного ВЭС при последующей термической обработке (например, спекании или отжиге) за счет сокращения путей взаимной диффузии атомов элементов.

Экспериментальная часть

В качестве восстановителя использовали порошок алюминия марки АСД-0 (чистота >99,5%, размер частиц 80–100 мкм). Для приготовления водных растворов применяли следующие реагенты квалификации «химически чистый» (х.ч.): $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, $\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, $\text{CuCl}_2 \cdot \text{SnCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$.

Синтез прекурсоров проводили методом гальванического замещения в водном растворе, содержащем соли металлов в эквимолярном соотношении. Мольное соотношение между алюминием и суммой ионов восстанавливаемых металлов составляло 1,5 : 1 [23].

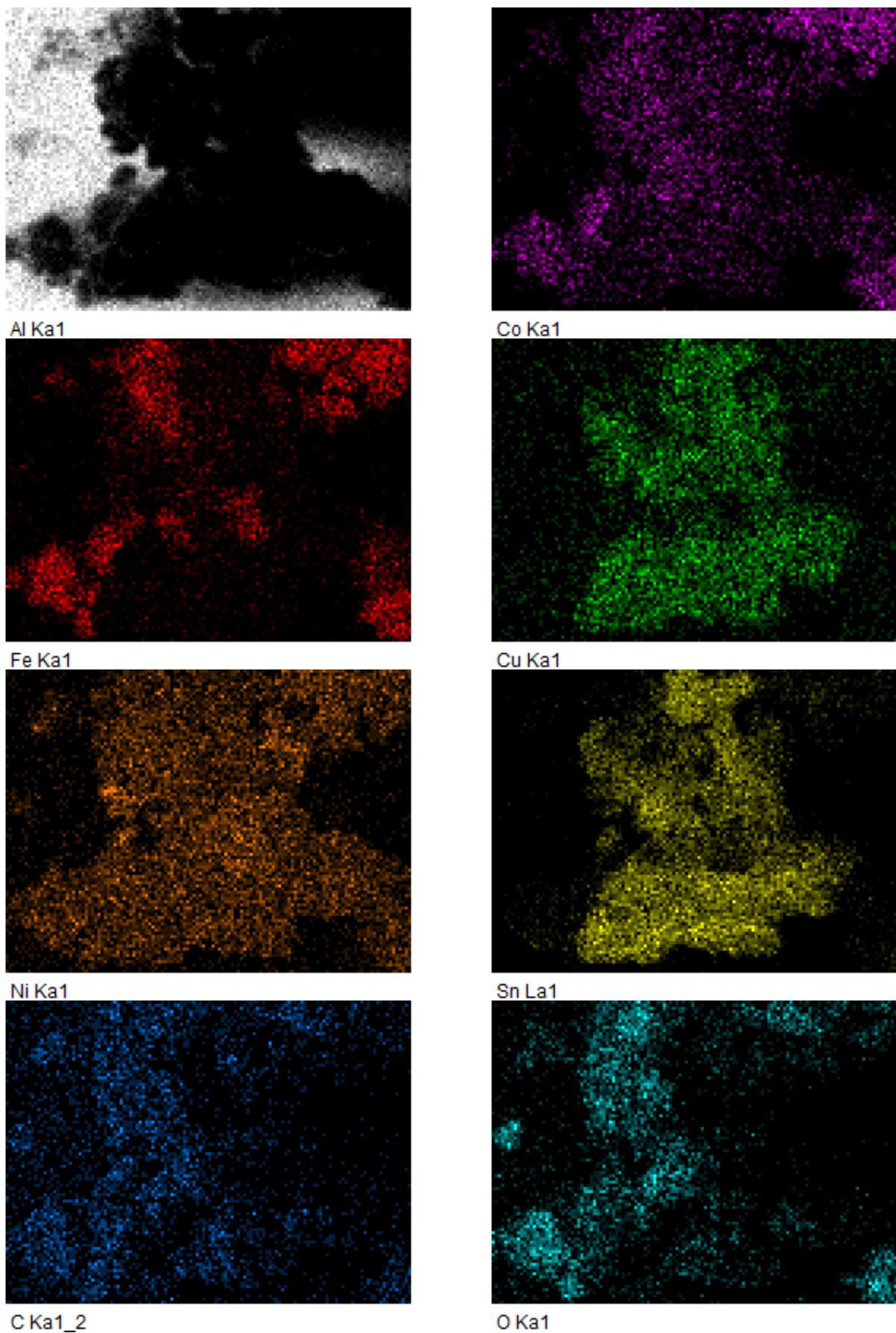


Рис. 3 – Результаты энергодисперсионного анализа EDS

Fig. 3 – Results of energy dispersive analysis (EDS)

По завершении процесса полученный осадок многократно промывали деионизованной водой до нейтральной реакции промывных вод для удаления остаточных ионов. Для удаления непрореагировавшего алюминия осадок обрабатывали 1,0 М раствором гидроксида натрия (NaOH), промывали водой до нейтральной реакции, этанолом и сушили в вакуумном шкафу при температуре 80 °C в течение 4 часов.

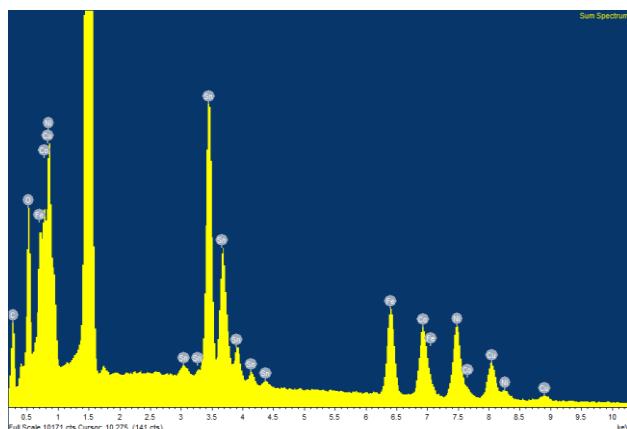


Рис. 4 – Результаты рентгеновского спектрального микроанализа поверхности образца

Fig. 4 – Results of X-ray spectral microanalysis of the sample surface

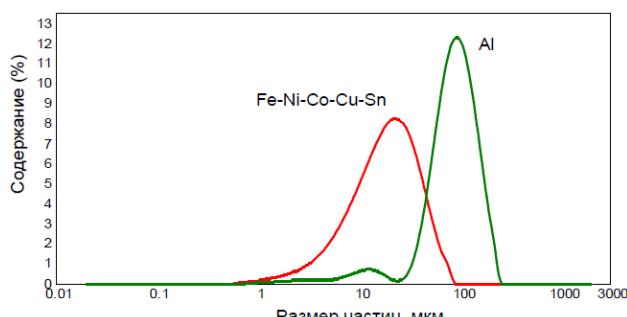


Рис. 5 – Распределение частиц дисперсного Al (1) и дисперсной системы Fe-Ni-Co-Cu-Sn по размерам

Fig. 5 – Size distribution of dispersed Al (1) particles and the dispersed Fe-Ni-Co-Cu-Sn system

Контроль процесса осуществляли путем синхронного измерения температуры и электродного потенциала. Температуру реакционной среды регистрировали с помощью термопары К-типа, подключенной к мультиметру АМ-1118 (Aktakom). Электрохимические измерения проводили с использованием импульсного потенциостата Р-301М (Elins) с платиновым рабочим электродом и хлоридсеребряным электродом сравнения (ЭВЛ-ИМ3).

Рентгенофазовый (РФА) и рентгенофлуоресцентный анализы проводили для определения кристаллической структуры и элементного состава образцов. РФА-исследования выполняли на рентгеновском дифрактометре D2 PHASER (Bruker), для идентификации фаз использовали базу данных PDF-4. Элементный состав определяли на спектрометре S1 TITAN (Bruker).

Для микросъемки частиц и исследования элементного состава образцов использовали сканирующий

электронный микроскоп Carl Zeiss Evo LS10 со встроенным энергодисперсионным спектрометром (EDS) Inca X-Max.

Гранулометрический состав порошков определяли методом лазерной дифракции на анализаторе Mastersizer 2000 (Malvern). Для анализа образец дисперсировали в воде с помощью модуля Hydro 2000S, оснащенного мешалкой (2500 об/мин) и ультразвуковым зондом.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания на оказание государственных услуг (выполнение работ) от 29.12.2022 г. № 075-01508-23-00. Тема исследования «Создание научных основ получения новых мультифункциональных материалов широкого спектра применения» (FZSG-2023-0008). Исследование проведено с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Наноматериалы и нанотехнологии» Казанского национального исследовательского технологического университета».

Литература

1. А.Ф. Дресвянников, М.Е. Колпаков, *Высокоэнтропийные сплавы. Теоретические и прикладные аспекты*. Изд-во КНИТУ, Казань, 2023. 208 с.
2. E. Olorundaisi, P.A. Olubambi, *Mater. Today Sustain.*, **31**, 101163 (2025).
3. J.M. Torralba, A. Meza, S.V. Kumaran, A. Mostafaie, A. Mhammadzadeh, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, **36**, 101221 (2025).
4. G. Song, D. Fu, Y. Lin, L. Ma, D. Zhang, *npj Mater. Degrad.*, **9**, 81 (2025).
5. J.H. Kim, K.R. Lim, J.W. Won, Y.S. Na, H.-S. Kim, *Mater. Sci. Eng. A*, **712**, 108-113 (2018).
6. Y. Wang, M. Zhang, J. Jin, P. Gong, X. Wang, *Corros. Sci.*, **163**, 108285 (2020).
7. J.W. Zhang, Z. Li, Y. Ma, N.N. Guo, J.Y. Liu, S.D. Yuan, Z. Ma, H. Yang, *Mater. Charact.*, **227**, 115250 (2025).
8. S. Sabarinath, V. Raj, L.V. Nair, V. Thomas, N. Ogunlakin, V.S. Saji, *Results. Eng.*, **27**, 105695 (2025).
9. A. Amadi, M. Mohyaldinn, P.R. Moses, A. Benaarbia, *J. Alloy. Compd. Commun.*, **6**, 100054 (2025).
10. L. Zhang, Y. Dou, B. Bai, B. Yu, X. He, W. Yang, *J. Alloy. Compd.*, **1011**, 178280 (2025).
11. B. Zhang, Q. Gao, D. Jia, Y. Fu, X. Wu, *Mater. Sci. Eng. A*, **945**, 149009 (2025).
12. X. Han, G. Wu, S. Zhao, J. Guo, M. Yan, X. Hong, D. Wang, *Matter*, **6**, 1717-1751 (2023).
13. J.A. Lenis, J.A. Velandia, R.A. Ocampo, A.A.Z. Gil, S. Bello, E. Correa, C. Arrieta, F.J. Bolivar, F.E. Echeverria, *J. Power Sources*, **656**, 238011 (2025).
14. J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**, 5, 299-303 (2004).
15. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, *Mater. Sci. Eng. A*, **375-377**, 213-218 (2004).
16. C.-J. Tong, Y.-L. Chen, J.-W. Yeh, S.-J. Lin, S.-K. Chen, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang, *Metall. Mater. Trans. A*, **36**, 881-893 (2005).
17. C. Li, M. Zhao, J.C. Li, Q. Jiang, *J. Appl. Phys.*, **104**, 11, 113504 (2008).
18. M.-H. Tsai, *Entropy*, **18**, 7, 252 (2016).
19. A.O. Moghaddam, R. Fereidonnejad, A. Cabot, *J. Alloys Compd.*, **960**, 170802 (2023).

20. А.Ф. Дресвянников, М.Е. Колпаков, Е.А. Ермолаева, *Вестник технологического университета*, **26**, 10, 5-19 (2023).
21. А.Ф. Дресвянников, М.Е. Колпаков, Е.А. Ермолаева, *Неорг. материалы*, **60**, 5, 563-571 (2024).
22. А.Ф. Дресвянников, М.Е. Колпаков, Е.А. Ермолаева, *Журн. неорг. химии*, **62**, 3, 368-374 (2017).
23. А.Ф. Дресвянников, М.Е. Колпаков, Е.А. Ермолаева, *Журн. физ. химии*, **97**, 10, 1421-1429 (2023).

References

- 1.A.F. Dresvyannikov, M.E. Kolpakov, High-Entropy Alloys. Theoretical and Applied Aspects. Published by KNRTU, Kazan, 2023. 208 p.
- 2.E. Olorundai, P.A. Olubambi, *Mater. Today Sustain.*, **31**, 101163 (2025).
- 3.J.M. Torralba, A. Meza, S.V. Kumaran, A. Mostafaei, A. Mohammadmazadeh, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, **36**, 101221 (2025).
- 4.G. Song, D. Fu, Y. Lin, L. Ma, D. Zhang, *npj Mater. Degrad.*, **9**, 81 (2025).
- 5.J.H. Kim, K.R. Lim, J.W. Won, Y.S. Na, H.-S. Kim, *Mater. Sci. Eng. A*, **712**, 108-113 (2018).
- 6.Y. Wang, M. Zhang, J. Jin, P. Gong, X. Wang, *Corros. Sci.*, **163**, 108285 (2020).
- 7.J.W. Zhang, Z. Li, Y. Ma, N.N. Guo, J.Y. Liu, S.D. Yuan, Z. Ma, H. Yang, *Mater. Charact.*, **227**, 115250 (2025).
- 8.S. Sabarinath, V. Raj, L.V. Nair, V. Thomas, N. Ogunlakin, V.S. Saji, *Results. Eng.*, **27**, 105695 (2025).
- 9.A. Amadi, M. Mohyaldinn, P.R. Moses, A. Benaarbia, *J. Alloy. Compd. Commun.*, **6**, 100054 (2025).
- 10.L. Zhang, Y. Dou, B. Bai, B. Yu, X. He, W. Yang, *J. Alloy. Compd.*, **1011**, 178280 (2025).
- 11.B. Zhang, Q. Gao, D. Jia, Y. Fu, X. Wu, *Mater. Sci. Eng. A*, **945**, 149009 (2025).
- 12.X. Han, G. Wu, S. Zhao, J. Guo, M. Yan, X. Hong, D. Wang, *Matter*, **6**, 6, 1717-1751 (2023).
- 13.J.A. Lenis, J.A. Velandia, R.A. Ocampo, A.A.Z. Gil, S. Bello, E. Correa, C. Arrieta, F.J. Bolivar, F.E. Echeverria, *J. Power Sources*, **656**, 238011 (2025).
- 14.J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**, 5, 299-303 (2004).
- 15.B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, *Mater. Sci. Eng. A*, **375-377**, 213-218 (2004).
- 16.C.-J. Tong, Y.-L. Chen, J.-W. Yeh, S.-J. Lin, S.-K. Chen, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang, *Metall. Mater. Trans. A*, **36**, 881-893 (2005).
- 17.C. Li, M. Zhao, J.C. Li, Q. Jiang, *J. Appl. Phys.*, **104**, 11, 113504 (2008).
- 18.M.-H. Tsai, *Entropy*, **18**, 7, 252 (2016).
- 19.A.O. Moghaddam, R. Fereidonnejad, A. Cabot, *J. Alloys Compd.*, **960**, 170802 (2023).
- 20.A.F. Dresvyannikov, M.E. Kolpakov, E.A. Ermolaeva, *Herald of Technological University*, **26**, 10, 5-19 (2023).
- 21.A.F. Dresvyannikov, M.E. Kolpakov, E.A. Ermolaeva, *Inorganic Materials*, **60**, 5, 563-571 (2024).
- 22.A.F. Dresvyannikov, M.E. Kolpakov, E.A. Ermolaeva, *Russian Journal of Inorganic Chemistry*, **62**, 3, 368-374 (2017).
- 23.A.F. Dresvyannikov, M.E. Kolpakov, E.A. Ermolaeva, *Russian Journal of Physical Chemistry*, **97**, 10, 1421-1429 (2023).

© **М. Е. Колпаков** – д-р хим. наук, профессор кафедры Аналитической химии, сертификации и менеджмента качества (АХСМК), Казанский национальный исследовательский технологический университет (КНИТУ), Казань, Россия, KolpakovME@corp.knrtu.ru; **А. Ф. Дресвянников** – д-р хим. наук, проф., профессор кафедры АХСМК, КНИТУ; **Д. А. Сатараев** – аспирант кафедры АХСМК, КНИТУ; **Е. А. Ермолаева** – канд. хим. наук, доцент кафедры АХСМК, КНИТУ; **Р. Р. Гайнуллин** – старший преподаватель кафедры Физики, КНИТУ.

© **M. E. Kolpakov** – Doctor of Sciences (Chemical Sci.), Professor of the Department of Analytical Chemistry, Certification and Quality Management (ACCQM), Kazan National Research Technological University (KNRTU), Kazan, Russia, KolpakovME@corp.knrtu.ru; **A. F. Dresvyannikov** - Doctor of Sciences (Chemical Sci.), Full Professor, Professor of the ACCQM department, KNRTU; **D. A. Sataraev** – PhD-student of the ACCQM, KNRTU; **E. A. Ermolaeva** – PhD (Chemical Sci.), Associate Professor of the ACCQM department, KNRTU; **R. R. Gainullin** - Senior Lecturer at the department of Physics, KNRTU.

Дата поступления рукописи в редакцию – 01.09.25.

Дата принятия рукописи в печать – 12.09.25.