

УДК 53.086

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AlCoCrFeNi МЕТОДОМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ

© 2020 г. С. В. Рогожкин^{a, b}, А. С. Шутов^{a, *}, А. А. Хомич^a, А. А. Никитин^{a, b},
А. А. Лукьянчук^a, О. А. Разницын^a, L. Meshi^c

^aИнститут теоретической и экспериментальной физики имени А.И. Алиханова Национального исследовательского центра “Курчатовский институт”,
ул. Б. Черемушкинская, 25, Москва, 117218 Россия

^bНациональный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Каширское ш., 31, Москва, 115409 Россия

^cDepartment of Materials Engineering, Ben Gurion University of the Negev, P.O. Box 653, Beer-Sheva, Israel

*E-mail: Anton.Shutov@itep.ru

Поступила в редакцию 01.06.2020 г.

После доработки 23.07.2020 г.

Принята к публикации 23.07.2020 г.

В работе представлены исследования высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi методами атомно-зондовой томографии. Обнаружены две фазы, одна из которых обогащена Fe и Cr, а другая Ni и Al. В силу сложной морфологии поверхности и пространственной конфигурации фаз их анализ проведен различными статистическими методами. Фаза Fe–Cr имеет сотовую структуру, содержащую частицы Co с характерным размером от 1 до 10 нм. Обогащение границ сот атомами Fe и Cr достигает 50 ат. %. В свою очередь фаза Al–Ni обогащена каждым из данных элементов до 30 ат. % и содержит в себе наноразмерные выделения атомов Fe и Cr. Объемная плотность этих кластеров составляет $6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

Ключевые слова: атомно-зондовая томография, алгоритмы восстановления данных, высокоэнтропийные сплавы

DOI: 10.1134/S2079562920010145

ВВЕДЕНИЕ

Новый класс материалов – высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) [1, 2], состоящие из четырех или более металлических элементов с почти эквивалентной концентрацией, принципиально отличаются во многих аспектах от обычных сплавов с одним или двумя базовыми элементами и демонстрируют уникальные свойства. ВЭС не только обладают потенциалом для применения в экстремальных или особых условиях эксплуатации за счет улучшения традиционных свойств, но за счет реализации новых специфических комбинированных свойств. Создание ВЭС также затрагивает ряд новых фундаментальных вопросов материаловедения. Уникальные свойства ВЭС, а именно высокая удельная энтропия [1, 3], медленная диффузия [3, 4] и сильное искажение решетки [3, 5], как ожидается, могут повысить стабильность фаз и микроструктуры, в целом, и, как следствие, повысить стабильность механических свойств. ВЭС продемонстрировали впечатляющую радиационную стойкость. Эти результаты делают данные материалы привлекательными для применения в ядерной технике [6].

Эквивалентный сплав Кантора CoCrFeMnNi демонстрирует как высокую пластичность [7, 8], прочность на растяжение [9, 10], так и высокую стойкость к разрушению при низких температурах [8, 10]. Сплав Al_{0.5}CoCrCuFeNi демонстрирует высокое сопротивление усталости [11], а сплавы CoCrFeNiTi и AlCoCrFeNiTi – высокую износостойкость [12].

В литературе достаточно подробно исследовался сплав AlCoCrCuFeNi, демонстрирующий высокие механические свойства [13, 14]. Эквивалентный сплав AlCoCrCuFeNi содержит в основном фазы, обогащенные Al–Ni и Cr–Fe, с ОЦК-структурами, причем обогащенная Al–Ni фаза является упорядоченной фазой типа B2, а обогащенная Cr–Fe фаза является неупорядоченной фазой [15]. Чтобы исключить образование обогащенных Cu фаз на границах и внутри зерен, для уменьшения количества фаз, этот элемент был исключен в новых сплавах типа AlCoCrFeNi [16–19]. В [18] было показано, что сплав AlCoCrFeNi затвердевает в дендриты и интердендриты, внутри которых также обнаруживаются две или три фазы.

В работе [20], было показано в сплаве AlCoCrFeNi матрица B2 областей дендрита (DR) и интердендрита (ID) содержит домены с различным порядком. В области ID наблюдался ближний порядок доменов, а в области DR наблюдается дальний прядок доменов с вектором упорядочения модуляции $1/5$ [110]. Оценка деформации на границе раздела частицы/матрица указывает на остановку роста частиц в области DR.

Целью настоящей работы является детальный анализ химического состава фаз сплава AlCoCrFeNi методом атомно-зондовой томографии с целью изучения распределения химических элементов на границах фаз и их значимости в процессе формирования наноструктуры материала. Дополнительно продемонстрирована эффективность различных методов статистической обработки данных атомно-зондовой томографии применительно к анализу наноразмерных фаз, имеющих сложную пространственную конфигурацию.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Сплав AlCoCrFeNi с эквиатомным соотношением элементов был отлит (см. [20]) из 99.9% чистых компонент сплава в вакуумной дуговой плавильной печи в атмосфере очищенного Ar. Отливки представляли собой диск диаметром 30 мм и высотой 13 мм. Плавление повторялось пять раз. Отливки переворачивали между каждой плавкой, чтобы улучшить химическую однородность. Расплав оставляли для затвердевания в водоохлаждаемом тигле из меди для кристаллизации.

Для приготовления образцов для атомно-зондовой томографии из исходного сплава методом электроэрозионной резки в водной среде приготавливались заготовки размерами $0.3 \times 0.3 \times 10$ мм³. Используемый метод не создает напряжений при приготовлении образцов и, тем самым, не приводит к каким либо объемным изменениям, в отличие от методов механической резки. Кроме того, наличие водной среды и особенности метода препятствуют нагреву образца свыше 100°C. Дальнейшее утонение заготовок проводилось стандартными методами электрохимической анодной электрополировки для формирования вершины образца с радиусом закругления 15–50 нм и конусностью образца-иглы менее 0.1. Контроль полученных образцов-игл проводился с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL 1200 EX.

Для исследования распределения химических элементов в структурных составляющих сплава применялся атомно-зондовый томограф с фемтосекундным лазерным испарением ПАЗЛ-3D, разработанный в НИЦ “Курчатовский институт” — ИТЭФ [21]. В проведенном исследовании ис-

пользовался детектор на линиях задержки DLD80 с эффективностью детектирования ~90%. 3D-реконструкция расположения атомов в образце проводилась специальным программным обеспечением “КВАНТМ-3D” [22].

Представленные данные были получены при постоянном напряжении на образце 2–9 кВ, длительности лазерного импульса — 300 фс, частоте лазерных импульсов — 25 кГц, мощности лазера ~11 мВт, гармонике — 515 нм, температуре образца — 50 К, вакууме в процессе исследования на уровне $(5-7) \cdot 10^{-10}$ торр. Средняя интенсивность испарения: 5 атомов на 1000 воздействий лазером. Оптимизация условий сбора данных выполнена аналогично [23].

Для анализа атомно-зондовых данных используется широкий круг методов [24]. Для визуализации — атомные карты исследованных объемов, либо их частей. Помимо этого, был использован ряд других методов характеристики материала: частотные распределения элементов, метод ближайших соседей, метод парно-корреляционных функций, метод анализа локальных химических обогащений, метод “point-by-point”, метод построения изоповерхностей и проксиграммы.

Частотный метод представляет собой статистический анализ распределения концентраций атомов в выборках некоторого размера (обычно по сто единиц атомов). Теоретически, в случайном растворе данное распределение должно принимать вид биномиального распределения. В случае наличия в исследуемом объеме ряда фазовых состояний, частотное распределение содержит несколько локальных максимумов, соответствующих различным фазам материала [25].

Метод локального химического анализа позволяет проводить поиск областей, обогащенных по выбранному элементу, и определять средние значения концентраций выбранных элементов в обнаруженных областях [26]. Для достижения этого проводится подсчет концентраций всех элементов в заданном радиусе вокруг каждого атома выбранного сорта. По полученным данным для каждого элемента строится гистограмма его концентраций. В том случае если в анализируемом материале элемент распределен равномерно, его гистограмма будет представлена одним пиком, отвечающим значению средней концентрации. Отклонение реального распределения, такое как смещение пика, будет свидетельствовать о неравномерности распределения химического элемента в объеме. Обнаружение нескольких пиков означает наличие нескольких устойчивых фаз в объеме.

Таблица 1. Химический состав фаз, обогащенных по Fe, Cr или по Al, Ni, высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi (ат. %)

Элемент	Fe	Cr	Ni	Al	Co
Fe–Cr фаза	32.1 ± 0.1	41.3 ± 0.1	11.0 ± 0.1	0.6 ± 0.1	15.1 ± 0.1
Al–Ni фаза	20.3 ± 0.1	7.1 ± 0.1	28.1 ± 0.1	24.8 ± 0.1	19.9 ± 0.1

Метод проксиграммы [27] позволяет проводить характеризацию переходного слоя фаза-матрица для частиц произвольной геометрической формы при помощи концентрационного профиля. Для этого строится опорная изоконцентрационная поверхность вокруг изучаемой области. Данная поверхность замкнутая и ограничивает область, в которой концентрация по определённому элементу (группе элементов) выше заданной. Выбор элемента (группы элементов) происходит либо визуально по атомной карте, если это возможно, либо после проведения предварительных процедур интегрального структурно-фазового анализа (частотные методы, метод локального химического анализа и др.). В первом случае, концентрация подбирается так, чтобы граница поверхности совпадала с границей, визуально различимой области обогащения. Во втором случае концентрация выбирается методом подбора. В процессе подбора концентрации необходимо учесть два аспекта. Во-первых, необходимо исключить наличие поверхностей, появление которых вызвано флуктуациями концентраций выбранных элементов. Во-вторых, необходимо избежать фрагментации интересующих областей обогащения на меньшие поверхности. Таким образом, в процессе подбора, значения пороговой концентрации постепенно увеличиваются до тех пор, пока маленькие (радиус менее 1 нм) частицы не исчезнут, а оставшиеся крупные частицы не начнут разделяться на более маленькие. Для этого необходимо остановиться в тот момент, когда размер и форма крупных неоднородностей перестанет существенно меняться при незначительном увеличении пороговой концентрации. Оставшиеся после этого поверхности станут опорными для метода “проксиграм” (proxigram сокращение от proximity histogram). Это позволит провести анализ переходного слоя вокруг каждого из этих объектов при помощи концентрационного профиля, точкой отсчета которого будет соответствующая поверхность. Профили концентраций строятся в направлении перпендикулярном к поверхности и захватывают область внутри и вне обогащенной области.

Для достижения лучшей производительности и необходимой точности рассматриваемого метода, при построении изоповерхности используется метод “marching cube” [28]. Сглаживание полученной изоповерхности проводится при помощи алгоритма “делокализации” [29] с использованием ядра Епанчинкова [30].

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ТОМОГРАФИЧЕСКИХ АТОМНО-ЗОНДОВЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Примеры атомных карт исследованных объемов представлены на рис. 1. На изображениях отчетливо видны области, обедненные и обогащенные хромом и алюминием, что соответствует различным фазам материала. В подтверждение этому на рис. 2 представлено частотное распределение хрома (каждый блок содержал 100 атомов), которое показывает наличие двух фаз с различным содержанием этого элемента (~7 и 41 ат. %). Учитывая эти различия, можно утверждать, что это обогащенные области внутри дендритной или интердендритной фазы [20]. Анализ химического состава этих фаз обнаружил, что одна из фаз обогащена по Cr и Fe, а другая – по Ni и Al. Средний химический состав этих фаз представлен в табл. 1.

Стоит отметить, что обогащенная хромом фаза является неоднородной по его обогащению, а содержит наноразмерные особенности в виде областей обогащения хромом, которые окружают области, обогащенные кобальтом.

3.1. Анализ и характеристика особенностей Fe–Cr фазы

Fe–Cr фаза примечательна значительным содержанием хрома, и низким содержанием никеля и алюминия. Однако, как можно заметить, на рис. 3а и 3б, хром в данной фазе распределен неравномерно, а образует “сотовую структуру”. Несмотря на то, что этот эффект легко обнаружить визуально, частотная диаграмма на рис. 4, построенная для данной фазы, не показывает явного присутствия двух фаз в виде двух отдельных пиков, а лишь немного отличается уширением по сравнению с теоретическим распределением, от-

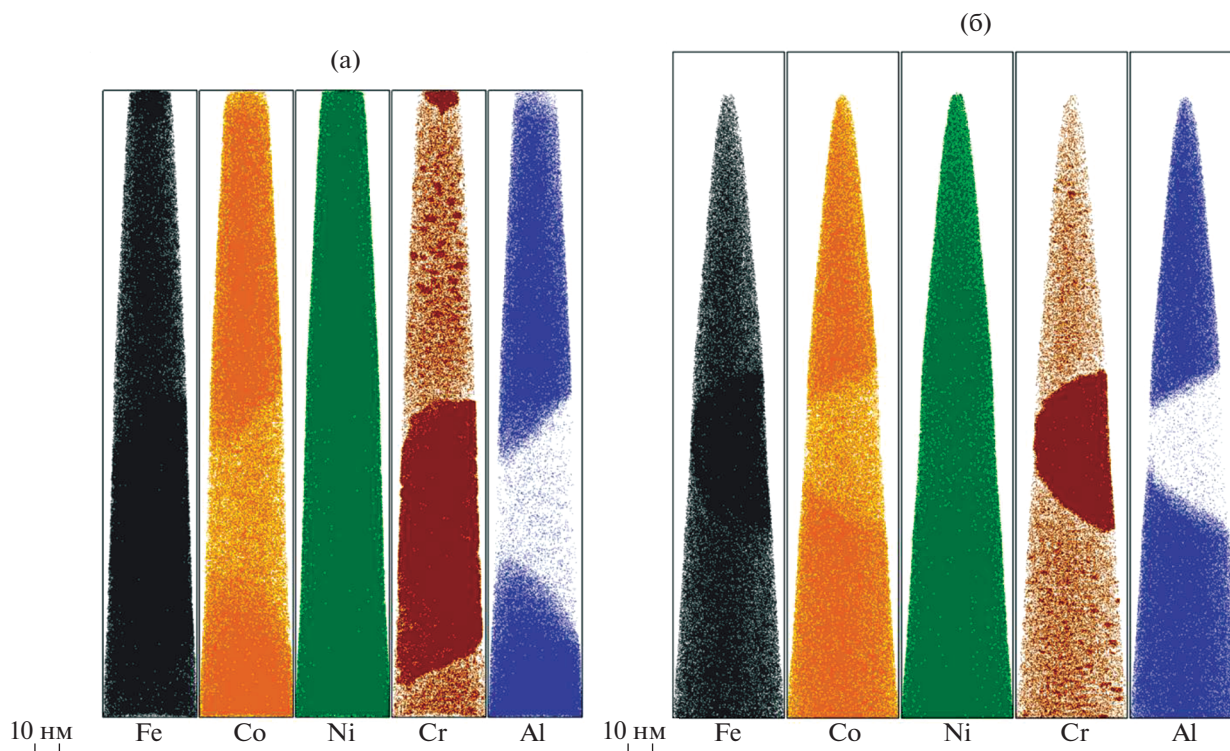


Рис. 1. Примеры атомных карт ВЭС AlCoCrCuFeNi. Для наглядности показано 10% детектированных атомов.

вечающем случайному распределению атомов хрома по объему. Данный факт свидетельствует о необходимости проведения характеристики данной фазы более точными методами, такими как метод локального химического анализа. Анализ при помощи изоповерхностей обнаруживает, что Fe—Cr фаза содержит частицы, обогащенные кобальтом (см., рис. 5б). Далее приведены результаты применения статистических методов, демонстрирующих наличие 2-х устойчивых состояний хрома в данной фазе: в кобальтовых частицах и в сотовой структуре. На рис. 6 показан результат анализа локального химического обогащения рассматриваемой области. Анализ проводился путем построения сфер радиусом 1.2 нм вокруг атомов кобальта. На графике видно присутствие 2-х отчетливых пиков хрома, соответствующих

приблизительно 2.5 и 50.0 ат. %. Таким образом, необходимо отметить, что непосредственно Fe—Cr фазе соответствует состояние с обогащением хрома до 50 ат. %, тогда как в кобальтовых частицах, находящихся в матрице этой фазы, концентрация хрома существенно падает. Этот отчетливо видно на представленном линейном концентрационном профиле (рис. 7в), построенном по области, выделенной цилиндром на рис. 7б, проходящим через различные особенности рассматриваемой фазы (рис. 7а). границы профиля совпадают с границами вырезанной области.

Сложность формы кобальтовых частиц не позволяет эффективно характеризовать их радиальным или линейным (рис. 7) концентрационными профилями. Для дополнения и уточнения был

Таблица 2. Химический состав матрицы и включений в Fe—Cr фазе (ат. %)

Элемент	Fe	Cr	Ni	Al	Co
Матрица	31 ± 1	43 ± 2	14 ± 1	0.6 ± 0.2	13.9 ± 0.9
Co—Fe частицы	48 ± 4	4 ± 3	20 ± 3	2 ± 1	26 ± 3

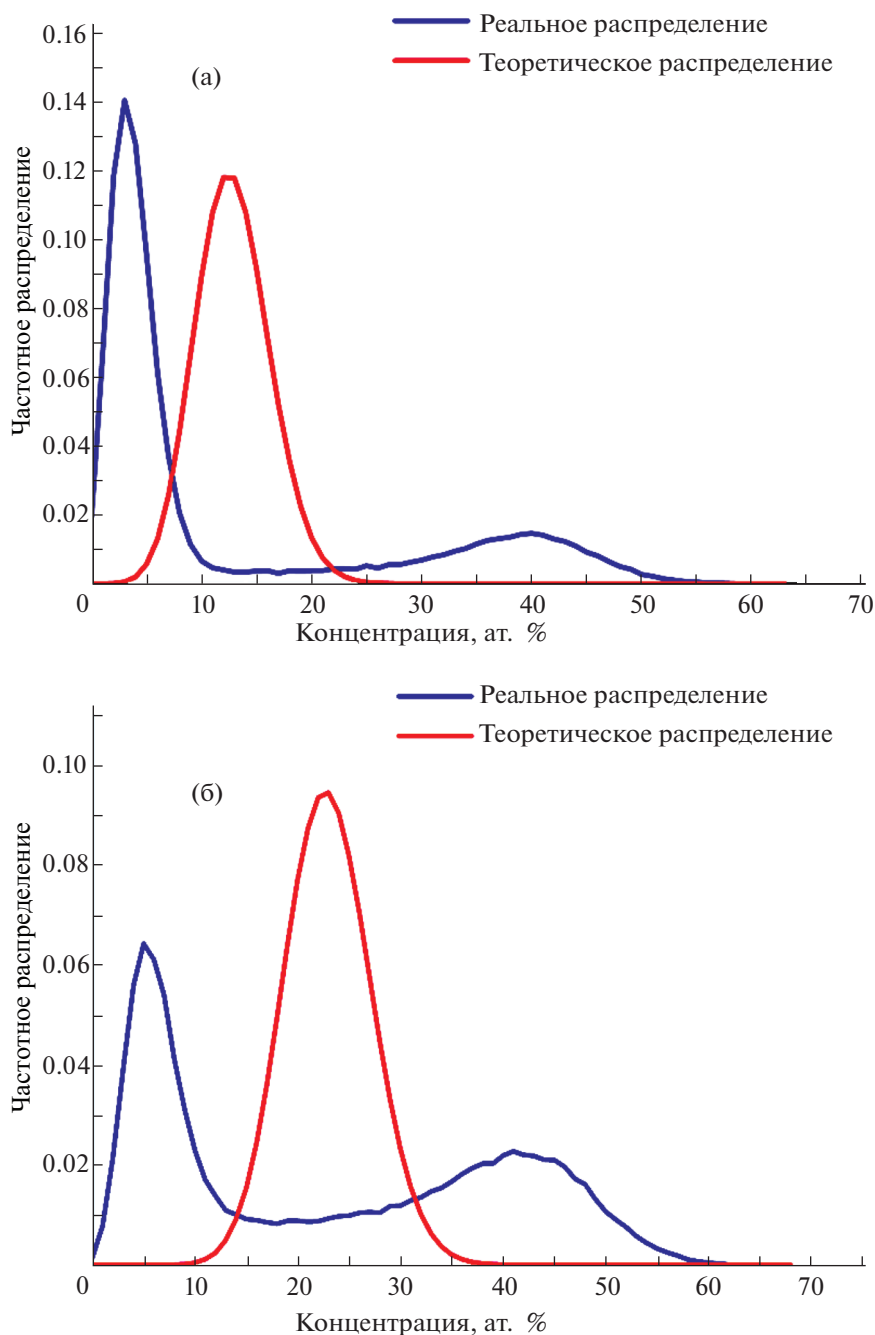


Рис. 2. Частотные распределения хрома в исследованных объемах ВЭС AlCoCrFeNi, представленных на рис. 1а и 1б соответственно.

применен достаточно новый метод характеристики выделений произвольной формы — метод “проксиграмм”. На рис. 8а показана одна частица, выделенная изоповерхностью, построенной по опорной концентрации 18.5 ат. % кобальта с размером сетки вокселей 0.5 нм и параметром де-локализации 2 нм. По данной изоконцентраци-

онной поверхности был построен концентрационный профиль — “проксиграмма”, показанный на рис. 7б.

На представленном рисунке видно, что концентрация хрома, характерная для рассматриваемой фазы, падает с 50 ат. % снаружи до нескольких атомных процентов при приближении к центру

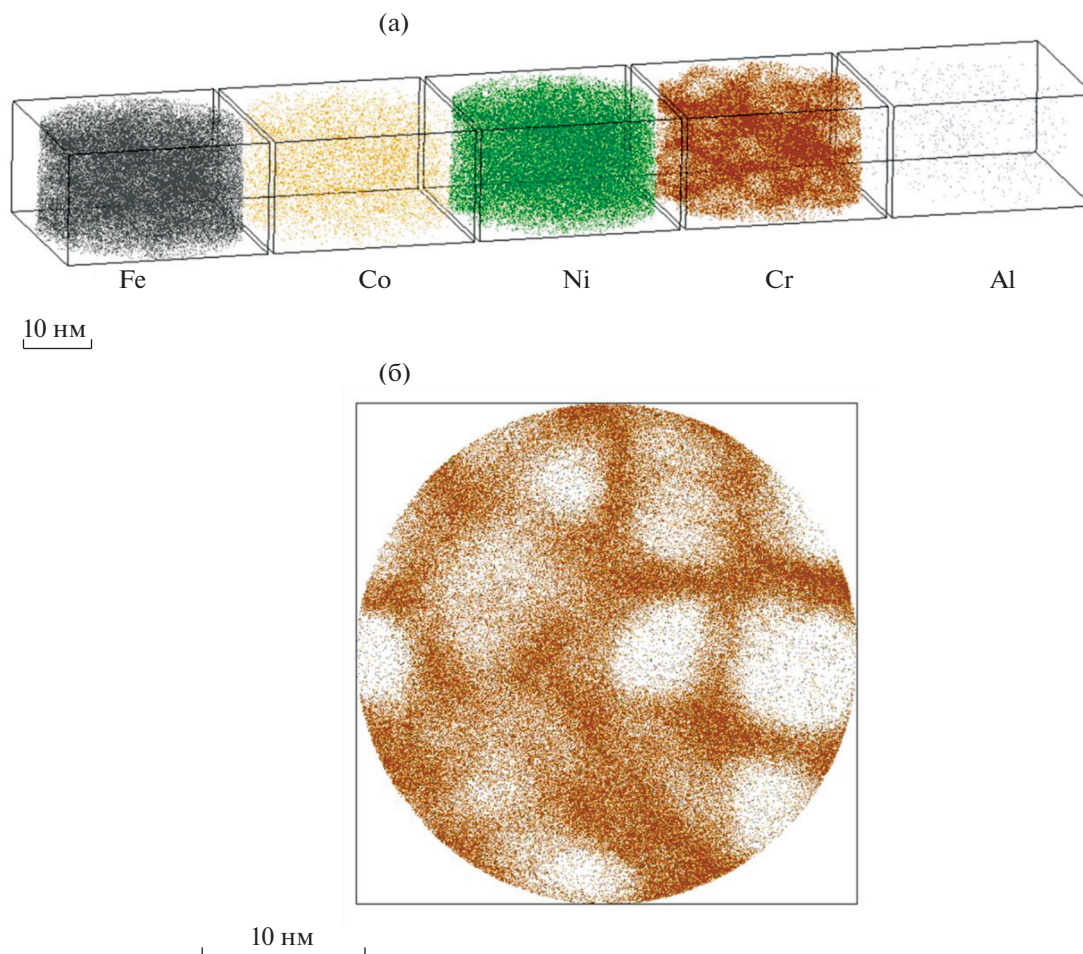


Рис. 3. Область Fe—Cr фазы ВЭС AlCoCrFeNi в объеме, представленном на рис. 1б (а). Распределение хрома в поперечном сечении толщиной 10 нм (б).

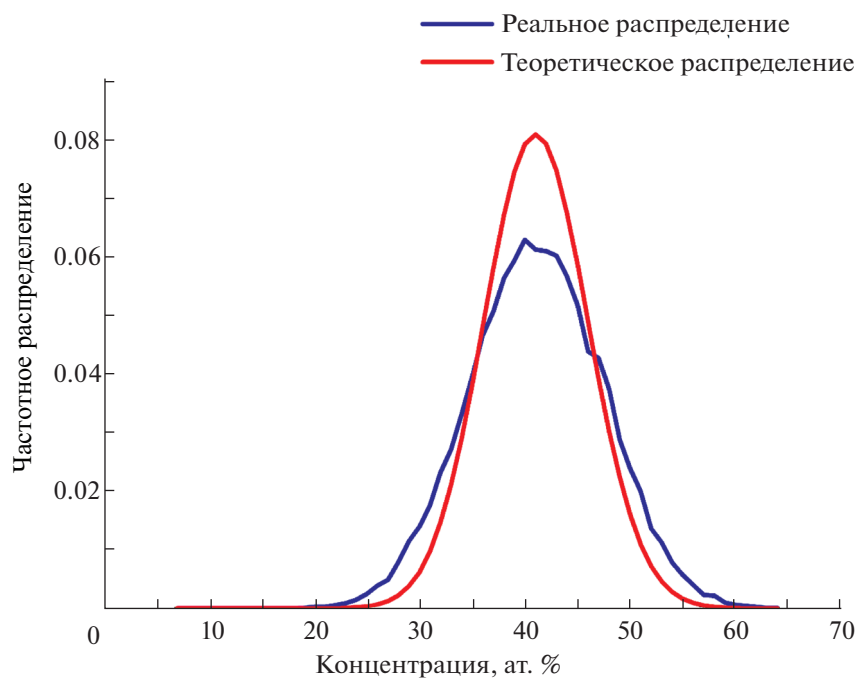


Рис. 4. Частотное распределение хрома в Fe—Cr фазе ВЭС AlCoCrFeNi (объема, показанного на рис. 3).

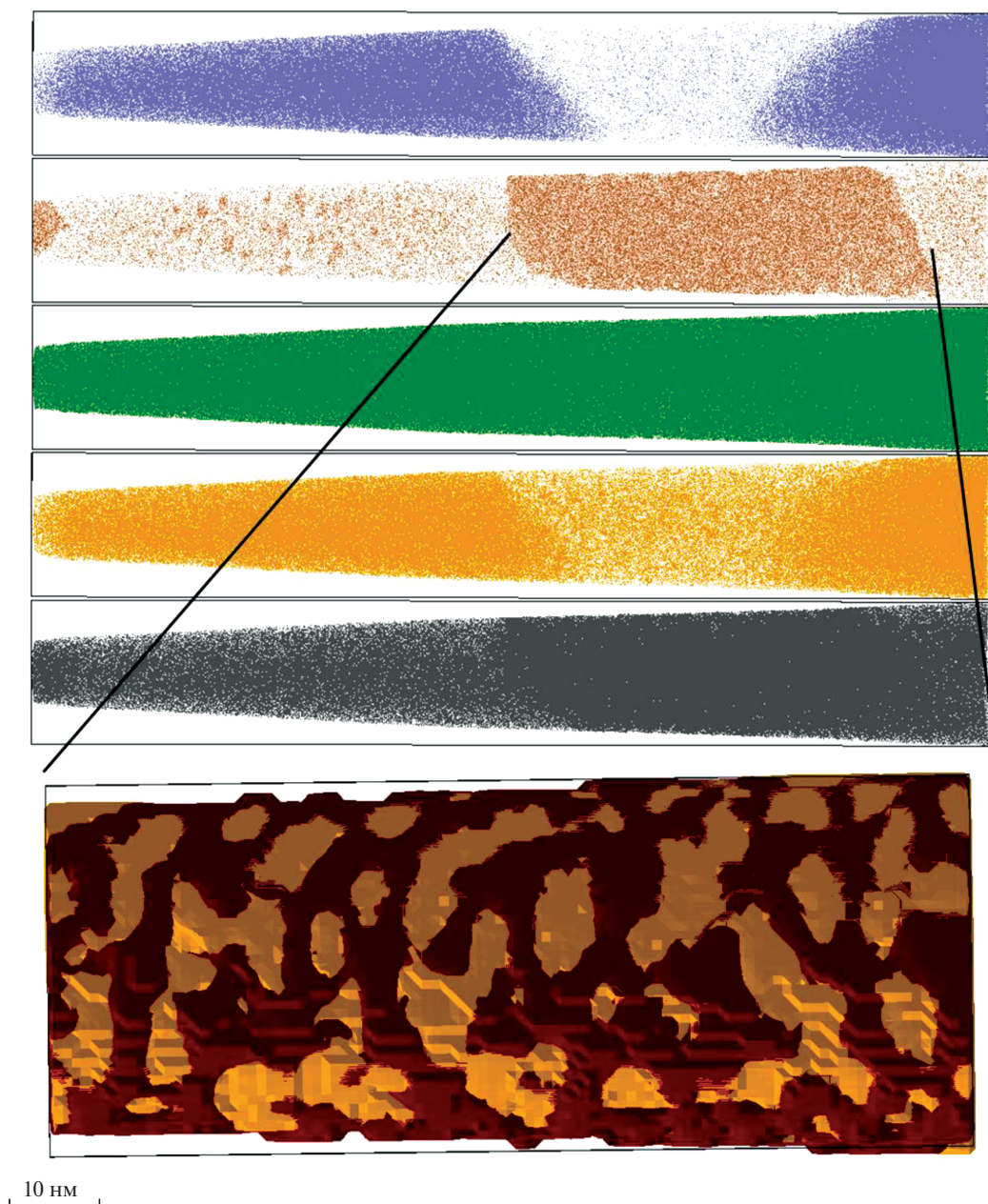


Рис. 5. Область Fe—Cr фазы ВЭС AlCoCrFeNi, декорированная изоповерхностью кобальта (поверхность оранжевого цвета) с концентрацией 13.6 ат. %.

частицы. Также нужно отметить рост концентраций никеля и алюминия, что характерно для Al—Ni обогащенной фазы и рост концентрации железа до 50 ат. %, что для этой фазы не характерно. Более того, концентрация кобальта, изначально меньшая, чем никеля, возрастает к центру данной частицы до 30 ат. %, что превышает аналогичную концентрацию в Al—Ni фазе. В табл. 2 приведены усредненные данные по 39 обнаруженным частицам. Данный факт позволяет утверждать, что об-

наруженные выделения не являются остатками или зародышами Al—Ni фазы, а являются уникальными объектами рассматриваемой системы.

Проведенный анализ показывает, что в Fe—Cr фазе наблюдаются сильные антикоррелированные флуктуации атомов Fe и Cr (см., например, построенный профиль на рис. 7а). В областях шириной несколько нм локальная концентрация Fe поднимается до 50 ат. %, а Cr до 50 ат. %. Эти противоположные флуктуации, а также сильно перепле-

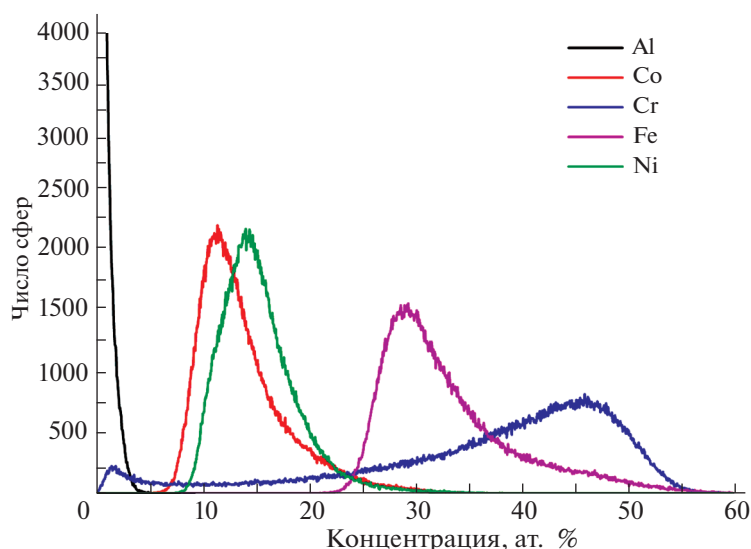


Рис. 6. Результат анализа локального химического обогащения Fe–Cr фазы ВЭС AlCoCrFeNi (объема, показанного на рис. 3).

тенная морфология приписываются спинодальному распаду обогащенных Fe и Cr фаз [31, 32].

3.2 Анализ и характеристика особенностей Al–Ni фазы

Хотя частотное распределение хрома в Al–Ni фазе не указывает на фазовые особенности (см., рис. 9), анализ атомной карты данной фазы обнаруживает наноразмерные области с повышенным содержанием хрома (см., рис. 10). Данные включения обладают почти сферической формой и могут быть идентифицированы методами поиска кластеров. Для их дальнейшей характеристики была использована процедура поиска кластеров методом максимального разделения [33] с параметрами поиска: радиус поиска $r = 1$ нм, концентрация Cr – не менее 37 ат. % в окрестности с радиусом r и минимальным размером кластера – 100 атомов. Были обнаружены кластеры с радиусами в диапазоне от 0.7 до 2.7 нм. Распределение

кластеров по размерам представлено на рис. 11. Средний химический состав представлен в табл. 3. Объемная плотность кластеров составила $(6 \pm 2) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе проводилось исследование сплава типа AlCoCrFeNi. Были применены новейшие точные методы анализа атомно-зондовых данных, что позволило провести подробное исследование основных фазовых составляющих и выделений других фаз внутри основных. В исследованных объемах были обнаружены фазы, обогащенные либо по Fe и Cr, либо по Al и Ni. Этих фазы занимают значительную долю исследованных объемов и их размеры более сотен нанометров. Внутри Fe–Cr фазы были обнаружены частицы, обогащенные по Fe и Co. Их размер ~10 нм. Анализ показал, что в обнаруженных частицах имеется замещение Cr атомами Co и Fe, чья кон-

Таблица 3. Средний химический состав матрицы и кластеров в Al–Ni фазе (ат. %)

Элемент	Fe	Cr	Ni	Al	Co
Матрица	19.1 ± 0.9	4.6 ± 0.5	30 ± 2	24 ± 3	21.0 ± 0.7
Кластеры	17 ± 3	50 ± 4	14 ± 4	8 ± 3	12 ± 2

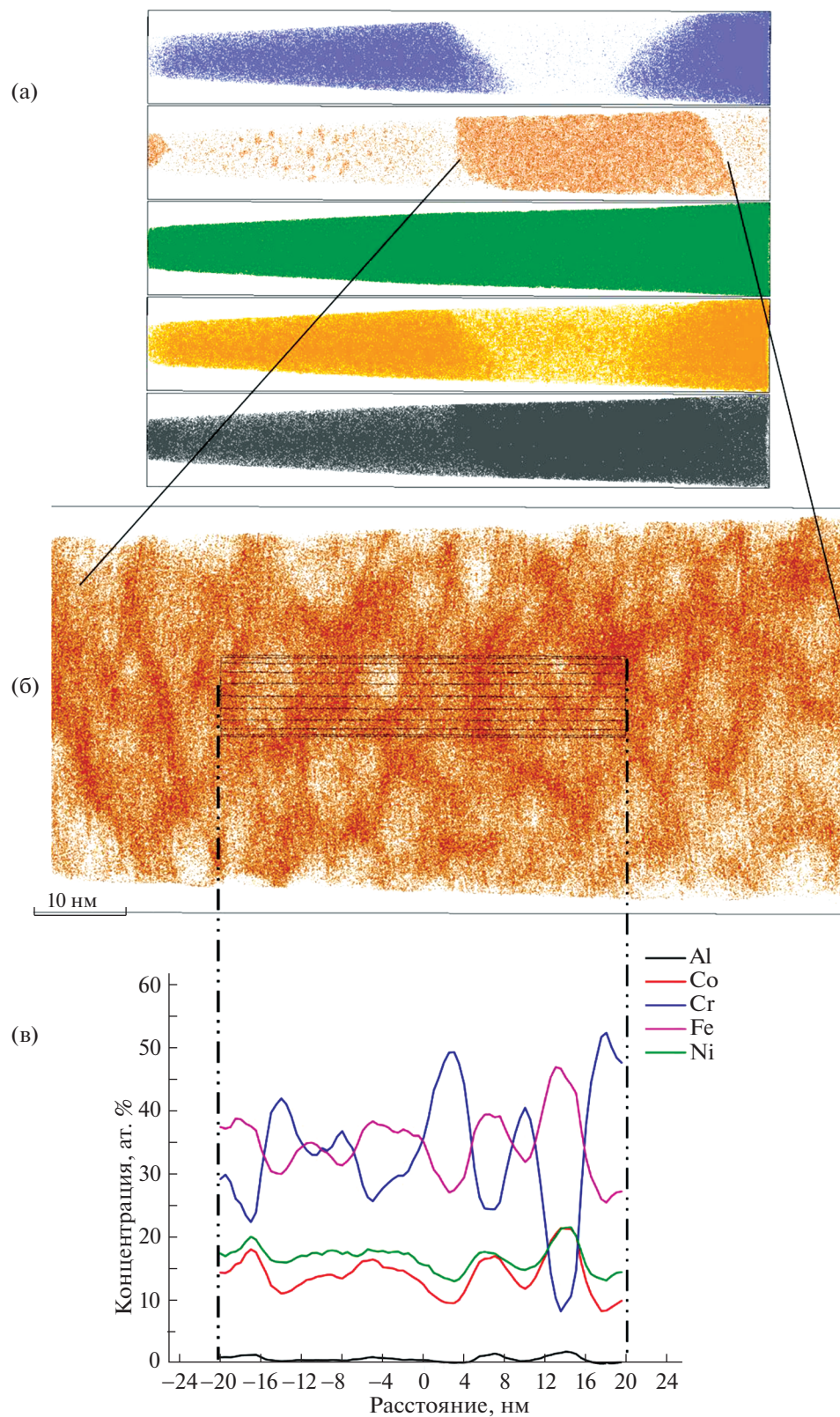


Рис. 7. Линейный концентрационный профиль (в), построенный по области, находящейся в Fe–Cr фазе (а), вырезанной в виде цилиндра (б). Границы показаны штрихпунктирными линиями.

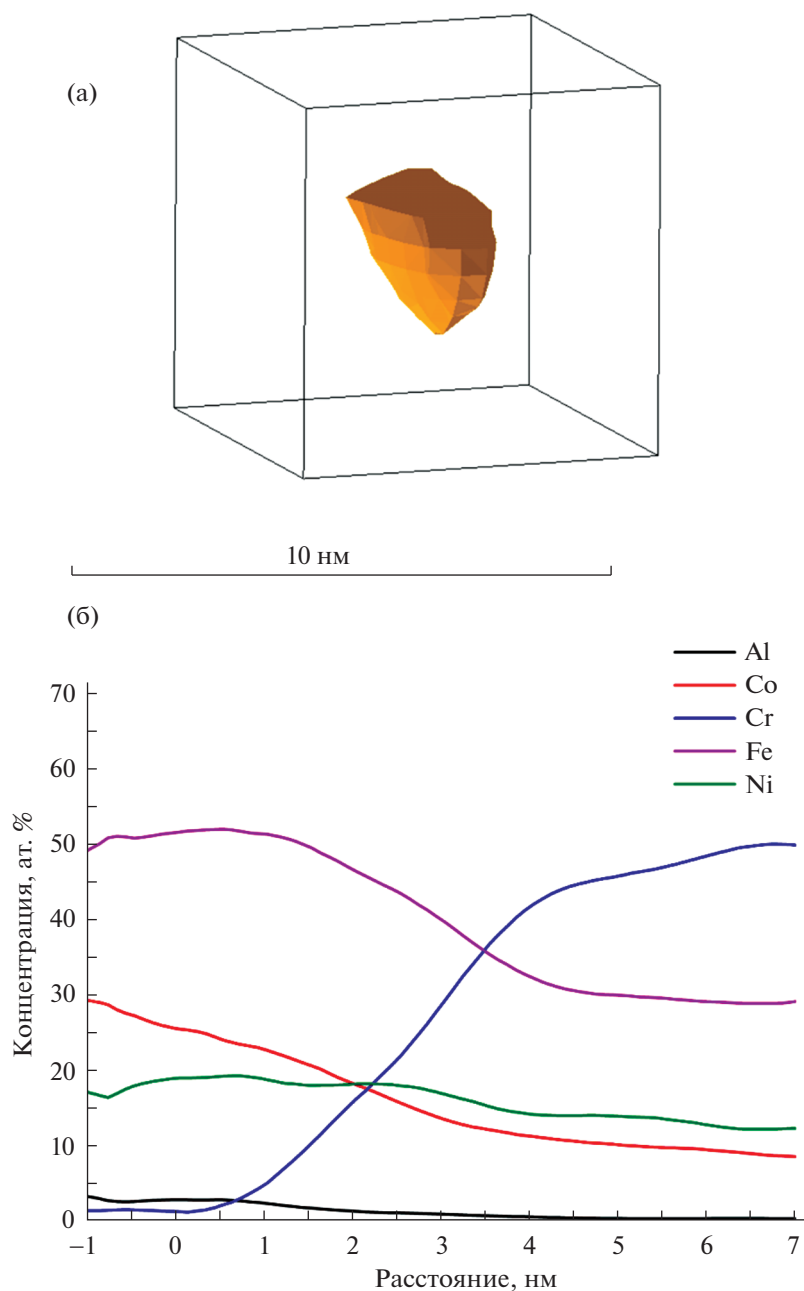


Рис. 8. Проксиграмма кобальтовой частицы в Fe–Cr фазе ВЭС AlCoCrFeN: (а) кобальтовая частица, декорированная изоповерхностью с опорной концентрацией 18.5 ат. % Co; (б) концентрационный профиль, построенный перпендикулярно к изоповерхности (отрицательные значения координат по направлению внутрь частицы, а положительные значения — вне ее).

центрация возрастает в 3 и в 1.5 раза по сравнению с концентрацией в матрице, соответственно. Концентрации Fe и Co увеличиваются по мере приближения к центру обнаруженных частиц. Внутри Al–Ni фазы были обнаружены включения, обогащенные по Fe и Cr. Состав данных частиц, совпадает с матрицей Fe–Cr фазы, что позволяет предположить, что они могут быть зароды-

шами данной фазы внутри Al–Ni фазы. Объемная плотность обнаруженных кластеров составила $(6 \pm 2) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

БЛАГОДАРНОСТИ

Представленные в настоящей работе результаты выполнены при финансовой поддержке гранта РФФИ

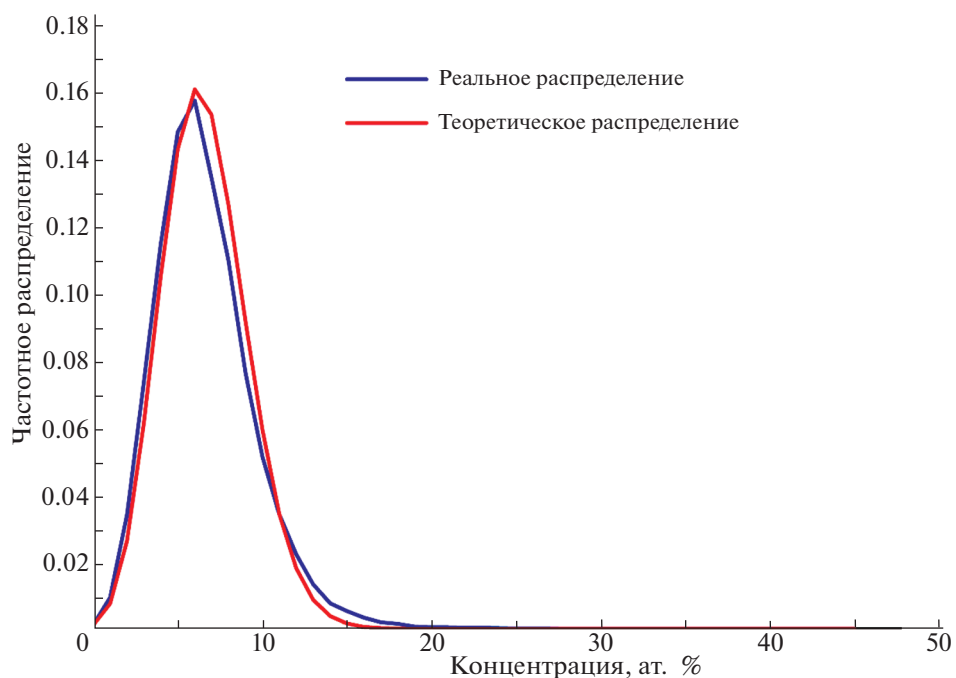


Рис. 9. Частотное распределение хрома в Al–Ni фазе ВЭС AlCoCrFeNi (объема, показанного на рис. 1б).

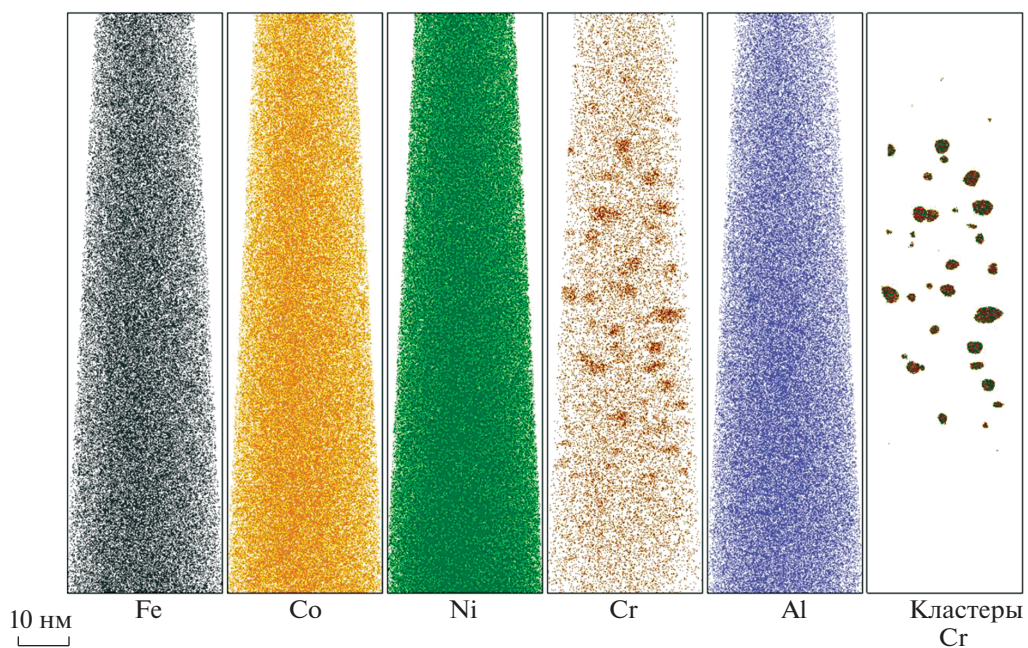


Рис. 10. Атомная карта Al–Ni фазы ВЭС AlCoCrFeNi. Для наглядности показано 10% зарегистрированных атомов. На атомной карте справа представлены области с содержанием Cr более 37 ат. %.

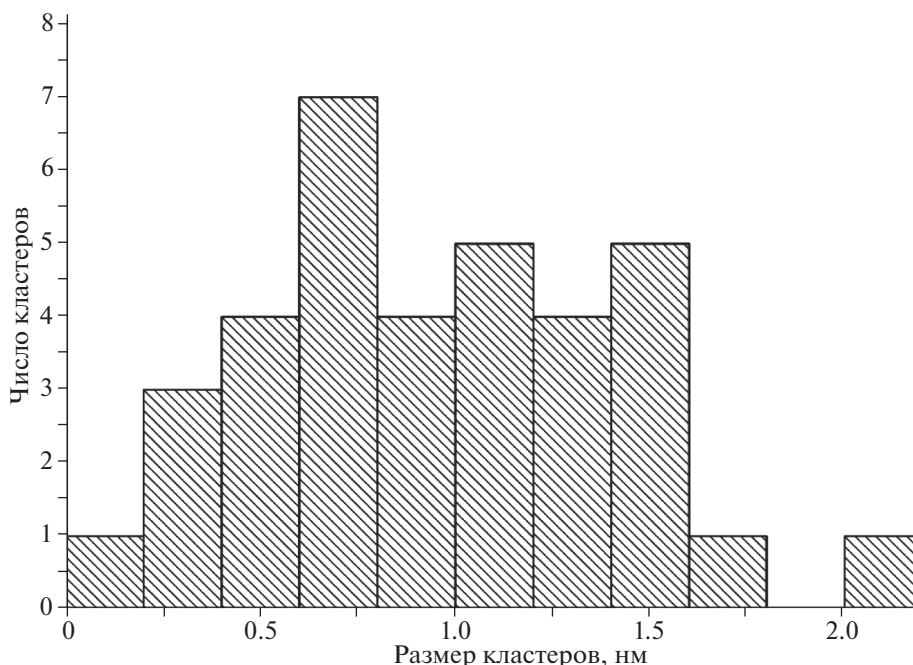


Рис. 11. Распределение кластеров по размеру в Al–Ni фазе ВЭС AlCoCrFeNi.

№ 18-38-00859. Томографические атомно-зондовые исследования выполнены в Центре коллективного пользования КАМИКС (<http://kamiks.itep.ru/>) НИЦ “Курчатовский институт” – ИТЭФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ/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. // *Adv. Eng. Mater.* 2004. V. 6. No. 5. P. 299–303.
2. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2004. V. 375–377. P. 213–218.
3. Yeh J.-W. // *J. Miner. Met. Mater. Soc.* 2015. V. 67. P. 2254–2261.
4. Tsai K.-Y., Tsai M.-H., Yeh J.-W. // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 4887–4897.
5. Egami T., Guo W., Rack P.D., Nagase T. // *Metall. Mater. Trans. A*. 2014. V. 45. P. 180–183.
6. Zinkle S.J., Snead L.L. // *Ann. Rev. Mater. Res.* 2014. V. 44. P. 241–267.
7. Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Kolodiy I.V., Tortika A.S., Senkov O.N. // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 591. P. 11.
8. Gali A., George E.P. // *Intermetallics*. 2013. V. 39. P. 74.
9. Kang M., Won J.W., Kwon J.B., Na Y.S. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V. 707. P. 16.
10. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. // *Science*. 2014. V. 345. No. 6201. P. 1153.
11. Hemphill M.A., Yuan T., Wang G.Y., Yeh J.W., Tsai C.W., Chuang A., Liaw P.K. // *Acta Mater.* 2012. V. 60. P. 5723–5734.
12. Chuang M.-H., Tsai M.H., Wang W.-R., Lin S.-J., Yeh J.-W. // *Acta Mater.* 2011. V. 59(16). P. 6308.
13. Tong C.J., Chen M.R., Chen S.K., Yeh J.W., Shun T.T., Lin S.J., Chang S.Y. // *Metall. Mater. Trans. A*. 2005. V. 36A. P. 1263–1271.
14. Yeh J.W., Chen Y.L., Lin S.J., Chen S.K. // *High-Entropy Alloys—a New Era of Exploitation*, in: Ramirez H.B., Cabanas-Moreno J.G., Calderon-Benavides H.A., Ishizaki K., Salinas Rodriguez A. (Eds.), *Advanced Structural Materials*. 2007. V. III. P. 1–9.
15. Singh S., Wanderka N., Murty B.S., Glatze U.I., Banhart J. // *Intermetallics*. 2011. V. 59. P. 182–190.
16. Lin C.M., Tsai H.L. // *Intermetallics*. 2011. V. 19. P. 288–294.
17. Shun T.T., Du Y.C. // *J. Alloys Compd.* 2009. V. 479. P. 157–160.
18. Wang Y.P., Li B.S., Ren M.X., Yang C., Fu H.Z. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. V. 491. P. 154–158.
19. Shun T.T., Hung C.H., Lee C.F. // *J. Alloys Compd.* 2010. V. 495. P. 55–58.
20. Linden Y., Pinkas M., Munitz A., Meshi L. // *Scr. Mater.* 2017. V. 139. P. 49–52.
21. Rogozhkin S.V., Aleev A.A., Lukyanchuk A.A., Shutov A.S., Raznitsyn O.A., Kirillov S.E. // *Instrum. Exp. Tech.* 2017. V. 60. P. 428–433.
22. Алеев А.А., Рогожкин С.В., Лукьянчук А.А., Шутов А.С., Разницын О.А., Никитин А.А., Искандаров Н.А., Корчуганова О.А., Кириллов С.Е. Программный комплекс по восстановлению, обработке и анализу томографических атомно-зондовых данных “КВАНТМ-3D” V1.0.0. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2018661876, рег. 20.09.2018

23. Raznitsyn O.A., Lukyanchuk A.A., Shutov A.S., Rogozhkin S.V., Aleev A.A. // J. Anal. Chem. 2017. V. 72. No. 14. P. 1404–1410.
24. Miller M.K. Atom Probe Tomography: Analysis at the Atomic Level. 2000. New York: Kluwer Academic.
25. Godfrey T.J., Hetherington M.G., Sassen J.M., Smith G.D.W. // J. de Physique. 1988. V. 49. No. C6. P. 421–426.
26. Hyde J.M., Cerezo A., Williams T.J. // Ultramicroscopy. 2009. V. 109. P. 502–509.
27. Gault B., Moody M.P. // Atom Probe Microscopy. Springer Ser. Mater. Sci. 2012. No. 160. P. 240–242.
28. Lorensen W.E., Cline H.E. // Comput. Graphics. 1987. V. 21. No. 4. P. 163–169.
29. Gault B., Moody M.P. // Atom Probe Microscopy. Springer Ser. Mater. Sci. 2012. V. 160. P. 233–235.
30. Epanechnikov V.A. // Theory Prob. Appl. J. 1969. V. 14. No. 1. P. 153–158.
31. Miller M.K., Kenik E.A. // Microsc. Microanal. 2004. V. 10. No. 3. P. 336–341.
32. Miller M.K., Hyde J.M., Hetherington M.G., Cerezo A., Smith G.D.W., Elliott C.M. // Acta Metall. Mater. 1995. V. 43. P. 3385–3401.
33. Manzoni A., Daoud H., Völkl R., Glatzel U., Wanderka N. // Ultramicroscopy. 2013. V. 132. P. 212–215.

Atom Probe Tomography of High-Entropy Alloy AlCoCrFeNi

S. V. Rogozhkin^{1, 2}, A. S. Shutov^{1, *}, A. A. Khomich¹, A. A. Nikitin^{1, 2}, A. A. Lukyanchuk¹,
O. A. Raznitsyn¹, and L. Meshi³

¹*Alikhanov Institute for Theoretical and Experimental Physics of National Research Centre
“Kurchatov Institute”, Moscow, 117218 Russia*

²*National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Moscow, 115409 Russia*

³*Department of Materials Engineering, Ben Gurion University of the Negev, P.O. Box 653, Beer-Sheva, Israel
e-mail: Anton.Shutov@itep.ru

Received June 1, 2020; revised July 23, 2020; accepted July 23, 2020

This paper represents results of study of the AlCoCrFeNi high-entropy alloy by means of atom probe tomography. Two phases were found, one of which is enriched in Fe and Cr, and the other in Ni and Al. Due to the complex surface morphology and spatial configuration of the phases, their analysis was carried out by various statistical methods. The Fe–Cr phase has a honeycomb structure that contains Co particles with a size from 1 to 10 nm. Enrichment of the cell boundaries with Fe and Cr atoms reaches 50 at. %. In turn, the Al–Ni phase is enriched with each of these elements up to 30 at. % and contains nanoscale precipitates of Fe and Cr atoms. The number density of these clusters is $\sim 6 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$.

Keywords: atom probe tomography, data reconstruction algorithm, high entropy alloys