

01,05

Высокоэнтропийные сплавы FeCoNiP-Me (Me = Zn, Zr, W), изготовленные методом химического осаждения

© Е.А. Денисова¹, Л.А. Чеканова¹, С.В. Комогорцев^{1,2}, И.Г. Важенина¹, Р.С. Исхаков¹, Д. Кох³, Д.А. Великанов¹, Г.Н. Бондаренко^{1,4}, И.В. Немцев^{1,3}

¹Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН — обособленное, подразделение ФИЦ „Красноярский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук“, Красноярск, Россия

²Сибирский государственный университет науки и технологий им. М.Ф. Решетнева, Красноярск, Россия

³ФИЦ „Красноярский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук“, Красноярск, Россия

⁴Институт химии и химической технологии СО РАН — обособленное подразделение ФИЦ „Красноярский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук“, Красноярск, Россия

E-mail: len-den@iph.krasn.ru

Поступила в Редакцию 18 апреля 2024 г.

В окончательной редакции 18 апреля 2024 г.

Принята к публикации 8 мая 2024 г.

Представлены результаты исследования микроструктуры и магнитных свойств наноструктурированных покрытий из высоко энтропийных сплавов FeCoNi(P)-Me (Me = Zn, Zr, W), синтезированных методом химического осаждения. Фазово-структурное состояние покрытий исследовано методами рентгеновской дифракции и электронной микроскопии. Магнитные характеристики синтезированных материалов (намагниченность насыщения, коэрцитивная сила, поле локальной анизотропии), исследованы как функции содержания Zn, Zr или W в сплаве FeCoNi(P)-Me. Магнитные свойства обсуждаются в рамках модели случайной магнитной анизотропии. Определены граничные значения энтропии и энтальпии смешения, способствующие формированию неупорядоченного твердого раствора при получении высокоэнтропийных сплавов на основе FeCoNi(P) методом химического осаждения.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, покрытия на основе FeCoNi(P), химическое осаждение, магнитные свойства, энтропия смешения.

DOI: 10.61011/FTT.2024.07.58367.43NN

1. Введение

Возможности традиционных подходов к созданию новых сплавов (основанных на подборе легирующих элементов для получения требуемых функциональных характеристик сплава) и технологий во многом исчерпаны и уже не приводят к существенному повышению свойств. Технологии изготовления изделий во многом не учитывают особенности формирования фаз, многоуровневый характер структуры, масштаб и распределение структурных элементов, что зачастую не позволяет достигнуть оптимального сочетания магнитных и механических свойств. В настоящее время значительное внимание привлекают так называемые высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), определяемые как сплавы, содержащие не менее пяти основных элементов (каждый в диапазоне концентраций 5–35 at.%) [1,2]. Свойства, характерные для различных типов ВЭС, позволяют считать эти материалы перспективными для применения в электронике, магнитооптике, устройствах СВЧ [3,4]. Такие многокомпонентные сплавы характеризуются повышенной энтропией смешения, сильными

искажениями решетки, ослабленной диффузией по сравнению с традиционными сплавами с одним основным элементом [1,5]. Высокая энтропия смешения, препятствующая формированию в ВЭС интерметаллических фаз и способствующая образованию неупорядоченных твердых растворов, по мнению многих авторов [2–7], является фактором, формирующим сочетание прочностных и функциональных свойств сплавов. Магнитные ВЭС на основе FeCoNi с различными дополнительными элементами Pt или Pd [8], AlCu [9], MnCu [10] сочетают высокие коррозионную стойкость, прочность и/или твердость, износостойкость и магнито-мягкие свойства. Базовый сплав FeCoNi обладает высокой намагниченностью насыщения (160 emu/g), минимальной коэрцитивной силой, однако низкое значение электрического сопротивления существенно ограничивает область его применения в качестве экранирующих покрытий. Повысить электрическое сопротивление практически на порядок возможно при переходе к аморфным фазам (например добавление аморфизирующих добавок P или Zr) или к ВЭС [11]. Было установлено [8,12,13], что магнитные свойства сплавов на основе FeCoNi сильно

зависят от типа дополнительных компонент. Так добавки Cr приводят к парамагнитному состоянию сплава при комнатной температуре, введение Al в сплав FeCoNiCr вызывает резкое повышение температуры Кюри до 600 К [14]. Наше исследование сфокусировано на изучении модификации магнитных свойств сплава FeCoNi(P) при введении дополнительных компонент Zn, Zr и W. В большинстве случаев ВЭС получают плавлением элементов с последующей кристаллизацией суммарного расплава, термическим напылением, часто используется механическое сплавление порошков отдельных элементов в планетарных шаровых мельницах [15–19]. Ранее было установлено, что сплавы одинакового химического состава, полученные различными методами, характеризуются различной микроструктурой, а, следовательно, и свойствами [20]. На основании многочисленных исследований многокомпонентных сплавов еще не установлено сочетание факторов, с учетом которых можно было бы с высокой степенью надежности прогнозировать микроструктуру, а следовательно, и свойства материалов.

В настоящей работе представлены экспериментальные результаты исследования влияния таких элементов как Zn, Zr и W на микроструктуру и магнитные характеристики сплавов FeCoNi(P)-Me ($Me = \text{Zn, Zr, W}$), полученных методом химического осаждения.

2. Эксперимент

Методом химического осаждения, основанном на реакции восстановления металлов из водных растворов соответствующих солей [21], на медные и стеклянные подложки были синтезированы три серии покрытий $[(\text{FeCoNi})_{95}\text{P}_5]_{100-x}\text{Me}_x$ ($0 < x < 22$) $Me = \text{Zn}$ (серия A); $Me = \text{Zr}$ (серия B); $Me = \text{W}$ (серия C). В состав основного раствора для осаждения покрытий входили соли металлов (сульфаты кобальта CoSO_4 , никеля NiSO_4 , соль Мора $\text{Fe}(\text{NH}_4)_2(\text{SO}_4)$; в качестве комплексообразующих добавок — цитрат натрия ($\text{Na}_3\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7$) и аммоний серноокислый $((\text{NH}_4)_2\text{SO}_4)$; гипофосфит натрия в качестве восстановителя (NaH_2PO_2). Для осаждения покрытий серии A к основному раствору была добавлена соль Zn (ZnCl_2), серии B — соль Zr (ZrSO_4), серии C — натрий вольфрамвоокислый ($\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$). Осаждение проводилось при температуре 80°C, величина pH поддерживалась добавлением раствора NaOH. Отметим особенность, метода химического осаждения металлических покрытий с помощью гипофосфита. Одновременно с восстановлением металла всегда имеет место реакция восстановления гипофосфита до элементарного фосфора. Таким образом, в получаемых металлических осадках всегда имеется примесь фосфора. Были получены покрытия толщиной от 0.6 до 5 μm .

Синтезированные образцы исследовались методами электронной микроскопии (сканирующие микроскопы S5500 и TM3000 Hitachi с приставкой для энергодисперсионного анализа) и рентгеновской дифракции

(ДРОН 3). Химический состав образцов определялся методом энергодисперсионного анализа. Измерения полевых зависимостей намагниченности проводились на вибрационном магнитометре [22]. Магнитные характеристики синтезированных материалов (намагниченность насыщения M_s , константа обменного взаимодействия A , коэрцитивная сила H_c , поле локальной анизотропии H_a), исследованы как функции содержания Zn, Zr или W в сплаве FeCoNi(P)-Me. Характеристики магнитной микроструктуры — величина поля локальной анизотропии, радиус корреляции этой анизотропии (R_c), поле анизотропии стохастического домена ($\langle H_a \rangle$) — были определены методом корреляционной магнитометрии [23].

3. Результаты и обсуждение

3.1. Экспериментальные результаты

Варьирование состава ванны для химического осаждения позволило синтезировать покрытия из высокоэнтропийных сплавов на основе FeCoNi(P) с однородным распределением элементов Zn, или Zr, или W (EDX карты распределения элементов приведены на рис. 1), с различной морфологией поверхности, текстурой и размером зерна.

На рис. 1 представлены РЭМ-изображения поверхности покрытий исследуемых серий образцов и поперечного сечения покрытий FeCoNi(P)-Zn с различным содержанием Zn. Поверхность покрытий на основе сплава FeCoNi(P) с W (рис. 1, a) и Zr (рис. 1, c) в качестве дополнительных элементов строится по типу „цветной капусты“, частицы размером 150 ÷ 250 nm собираются в конгломераты со средним размером $\sim 1 \mu\text{m}$. Поверхность покрытий FeCoNi(P)-Zn (рис. 1, b) характеризуется однородным замощением сферическими зернами 120–200 nm. Исследование поперечных срезов покрытий показало, что для покрытий с содержанием Zn до 7 at.% характерна столбчатая текстура (рис. 1, d). Покрытие с содержанием Zn 22 at.% практически однородно по толщине (рис. 1, e).

Рентгеновские дифрактограммы покрытий с различным содержанием Zn и Zr представлены на рис. 2. Согласно данным рентгеновской дифракции пленки и покрытия серий A и C представляют собой нанокристаллический ОЦК твердый раствор для всех исследуемых концентраций дополнительных элементов. Размер области когерентного рассеяния, оцененный по формуле Шеррера, изменяется в пределах 10–20 nm. Покрытия из сплава $[(\text{FeCoNi})_{95}\text{P}_5]_{100-x}\text{Zn}_x$ ($0 < x < 8$) характеризуются ярко выраженной текстурой в направлении [211].

Изменение параметра кристаллической решетки при увеличении концентрации Zn подчиняется правилу Vegarda (вставка рис. 2, a), подтверждая формирование ряда твердых растворов. В случае серии B увеличение концентрации Zr до 7% приводит к частичной аморфизации сплава $[(\text{FeCoNi})_{95}\text{P}_5]_{100-x}\text{Zr}_x$, при концентрации Zr свыше 15 at% сплавы серии B рентгеноаморфны

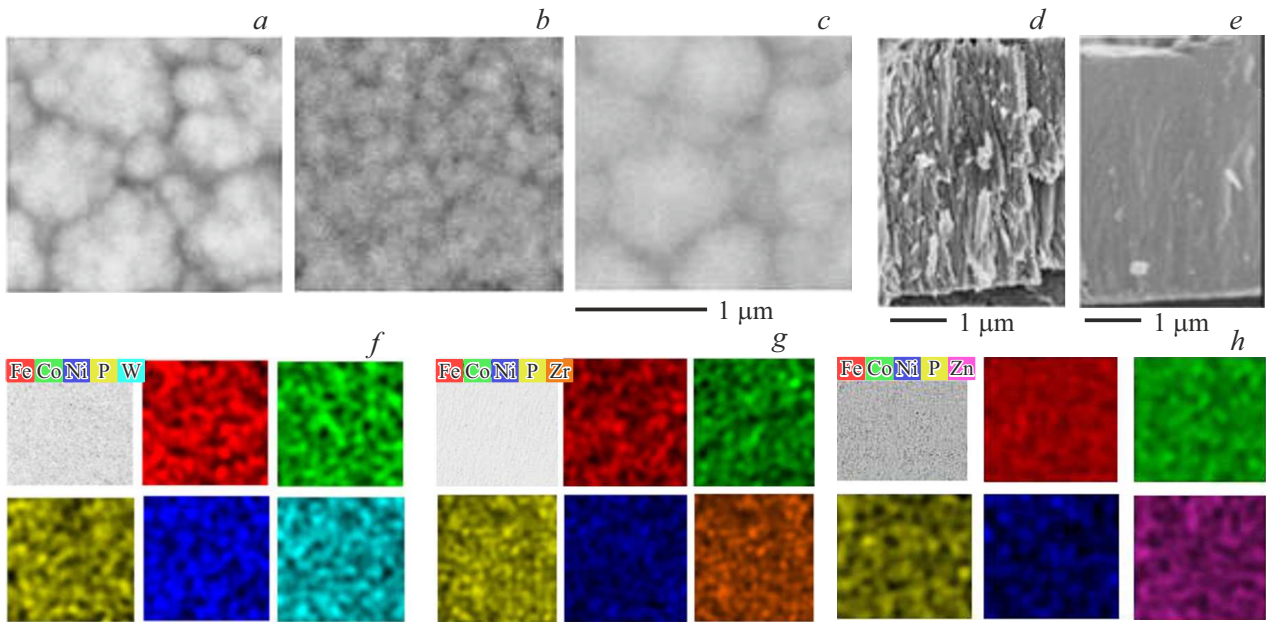


Рис. 1. РЭМ-изображения поверхности покрытий на основе сплава FeCoNi(P), полученных с различными дополнительными элементами: с W (a), с Zn (b) и Zr (c); и поперечного сечения покрытия [(FeCoNi)₉₅P₅]_{100-x}Zn_x с x = 2 (d) и x = 22 (e). Карты распределения элементов для сплавов серий A (f), B (g) и серии C (h).

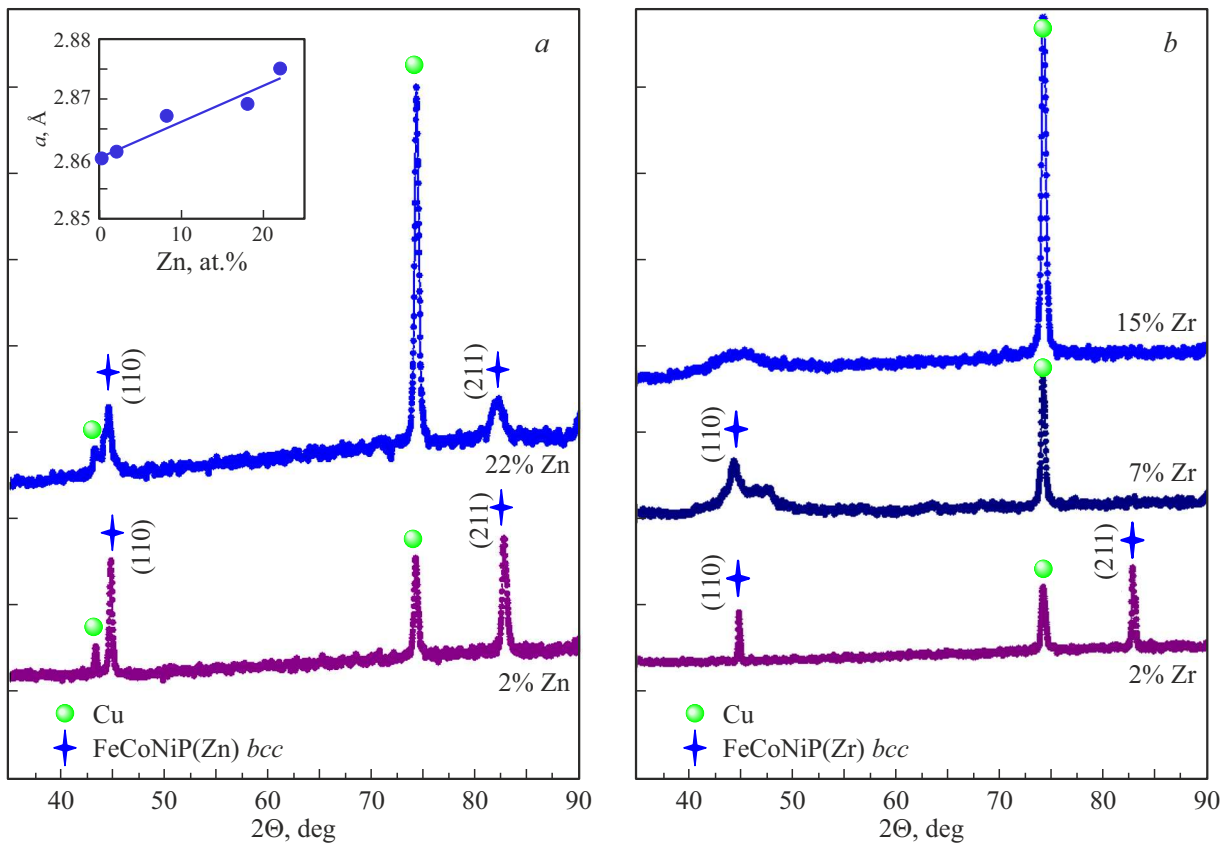


Рис. 2. Дифрактограммы покрытий FeCoNi(P)-Me с Me = Zn (a) и Me = Zr (b). На вставке зависимость параметра решетки ОЦК TP от содержания Zn.

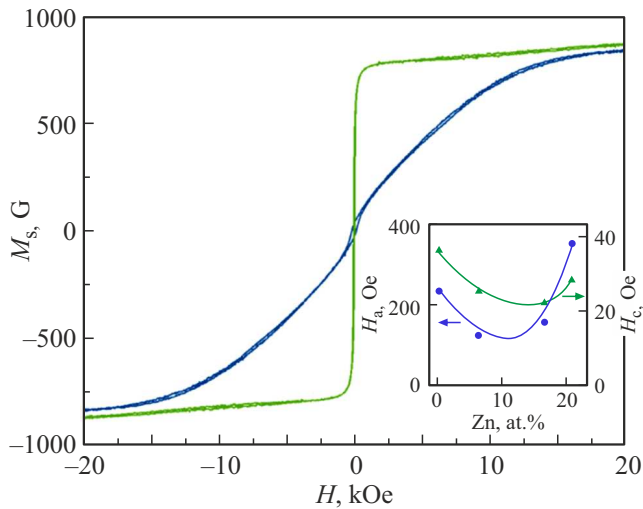


Рис. 3. Петли гистерезиса для сплава $[(\text{FeCoNi})_{95}\text{P}_5]_{82}\text{Zn}_{18}$, измеренные перпендикулярно и параллельно поверхности пленки. На вставке концентрационные зависимости поля локальной анизотропии и коэрцитивной силы для серии А.

(рис. 2, b). Следует отметить, что на дифрактограммах всех серий образцов пики, соответствующие фосфидам Fe, Co и Ni, не наблюдаются.

Низкотемпературное поведение намагниченности насыщения M_s в покрытиях подчиняется закону Блоха $T^{3/2}$: $M_s(T) = M_{s0} \cdot (1 - B \cdot T^{3/2})$, что позволило нам оценить обменную константу как

$$A = \frac{k_B}{8\pi} \left(\frac{M_{s0}}{g\mu_B} \right)^{1/3} \left(\frac{2.612}{B} \right)^{2/3}.$$

Величины намагниченности насыщения и постоянной обмена коррелируют с количеством дополнительного элемента в сплаве, так при увеличении концентрации Zn в сплаве $[(\text{FeCoNi})_{95}\text{P}_5]_{100-x}\text{Zn}_x$ с 2 до 22 at.% значения M_s уменьшаются от 1200 Gs до 760 Gs, значения A снижается от $6.3 \cdot 10^{-7}$ до $4.5 \cdot 10^{-7}$ erg/cm. Такое монотонное уменьшение значений постоянной обмена подтверждает факт формирования твердого раствора [24] в исследуемых высокоэнтропийных сплавах.

Исследование закона приближения намагниченности к насыщению позволило определить величины полей локальной анизотропии, радиусов корреляции этой анизотропии, полей анизотропии стохастического домена для покрытий всех исследуемых серий образцов. На рис. 3 представлены типичные экспериментальные петли гистерезиса для сплавов на основе FeCoNi(P) с Zn в качестве дополнительного элемента, а также концентрационные зависимости поля локальной анизотропии и коэрцитивной силы. Кривые приближения намагниченности к насыщению во всех сериях покрытий и для всех значений x характеризуются акуловской зависимостью $M(H) \propto H^{-2}$ в полях больше 2–6 kOe, что позволило нам вычислить для этих сплавов величину среднеквадратичной флуктуации поля локальной магнитной ани-

тропии aH_a ($H_a = 2K/M_s$ — поле локальной магнитной анизотропии, коэффициент a — симметричный числовой коэффициент для одноосной анизотропии равен $a = 1/15^{1/2}$, для кубической — $a = (2/105)^{1/2}$). Значения H_a изменяются в пределах от 0.5 до 1 kOe для образцов серии C, от 0.1 до 0.4 kOe для образцов серий A и B. В диапазоне 1–3 kOe приближение намагниченности к насыщению осуществляется как $M(H) \propto H^{-\alpha}$. Показатель степени α связан с эффективной размерностью магнитной микроструктуры в данном полевого диапазоне. Величина поля при котором происходит смена степенных зависимостей $H_R = 2A/MR_c^2$ позволяет оценить величину корреляционного радиуса случайной анизотропии R_c . Величины R_c лежат в пределах 6–22 nm для покрытий всех серий. Установлено, что наименьшее значение коэрцитивной силы 20 Oe достигается при наибольших значениях $R_c \sim 22$ nm.

3.2. Анализ термодинамических параметров высокоэнтропийных сплавов FeCoNi(P)-Me ($Me = \text{Zn, Zr, W}$)

Проанализируем полученные результаты на основе правил Юм-Розери, а также подходов, развитых в работах [1,2,4–6,16,25]. В случае высокоэнтропийных сплавов определяющими факторами формирования твердого раствора или аморфной фазы при сплавлении элементов являются энтропия смешения ΔS_{mix} , энтальпия смешения ΔH_{mix} , различия в размерах атомов δ . Авторы части работ (например, [25,26]) принимают во внимание разность электроотрицательностей Полинга $\Delta\chi$ и концентрацию валентных электронов на атом VEC. Значения конфигурационной энтропии смешения ΔS_{mix} , энтальпии смешения ΔH_{mix} , различия в размерах атомов δ и электроотрицательности Полинга $\Delta\chi$ традиционно рассчитываются по следующим формулам [1,6,7]:

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

где c_i — содержание i -го элемента в атомных процентах, R — универсальная газовая постоянная; стандартная энтальпия смешения рассчитывается методом Миедемы:

$$\Delta H_{\text{mix}} = \sum_{i=1, i \neq j}^n \Omega_{ij} c_i c_j, \quad (2)$$

где $\Omega_{ij} = 4\Delta_{\text{mix}}^{AB}$ — параметр взаимодействия между i -ым и j -ым элементом в растворе, Δ_{mix}^{AB} — энтальпия смешения бинарного сплава AB , нами были использованы значения энтальпий смешения двойных сплавов из работы [27]; различие атомных радиусов элементов может быть определено как

$$\delta = 100 \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i \left(1 - r_i / \bar{r} \right)^2}, \quad (3)$$

Термодинамические параметры для сплавов FeCoNi(P)-Me с различным содержанием дополнительных элементов

Образцы		ΔH_{mix} , kJ/mol	ΔS_{mix} , J/(K·mol)	δ	$\Delta\chi$	VEC	Структура
Серия А	2% Zn	-8	9	3.7	0.11	8.3	ОЦК ТР
	22% Zn	-4.5	10	5.9	0.11	9	ОЦК ТР
Серия В	2% Zr	-10	9.6	5.5	0.11	8.5	ОЦК ТР
	7% Zr	-23	9.8	8.5	0.17	8.9	Аморф. + ОЦК ТР
	20% Zr	-23.8	10.4	11	0.23	8	Аморфная
Серия С	5% W	-5.5	10.3	3.4	0.12	8.5	ОЦК ТР

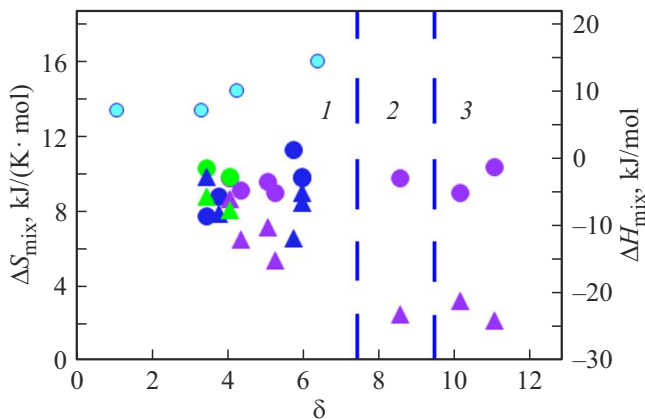


Рис. 4. Влияние основных факторов ΔS_{mix} (кружки), ΔH_{mix} (треугольники), δ на фазовый состав покрытий из ВЭС. Сплавам серии А соответствуют синие символы, серии В — фиолетовые, серии С — зеленые, голубые кружки данные работ [25,28-30]. В области 1 формируется ОЦК ТР, в области 2 — смесь аморфной фазы и ОЦК ТР, область 3 — аморфная фаза.

где $\bar{r} = \sum c_i r_i$, r_i — атомный радиус i -го элемента; разность электроотрицательностей определяется в соответствии с классическим правилом Юм-Розери:

$$\Delta\chi = \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i (\chi_i - \bar{\chi})^2}, \quad (4)$$

где $\bar{\chi} = \sum c_i \chi_i$, χ — электроотрицательность Полинга; концентрация валентных электронов на атом определяется как

$$\text{VEC} = \sum_{i=1}^n c_i \text{VEC}_i, \quad (5)$$

где VEC_i — концентрация валентных электронов на атом для i -го элемента.

Энтропия сплава определяется величиной четырех составляющих: конфигурационной энтропией смешения (ΔS_{mix}), энтропией колебания атомов (ΔS_v), энтропией движения электронов (ΔS_e) и энтропией магнитных моментов (ΔS_m). Однако в многокомпонентных сплавах конфигурационная энтропия намного превышает вклады

остальных составляющих ΔS_v , ΔS_m и ΔS_e [5]. Считается [1,4,25], что твердый раствор при изготовлении высокоэнтропийных сплавов будет формироваться в случае, если вышеназванные параметры лежат в пределах: $\delta < 8.5$, $11 < \Delta S_{\text{mix}} < 19.5 \text{ J/(K}\cdot\text{mol)}$, $-22 < \Delta H_{\text{mix}} < 7 \text{ kJ/mol}$, формирование аморфной фазы преимущественно наблюдается при $-40 < \Delta H_{\text{mix}} < -5.5 \text{ kJ/mol}$, $7 < \Delta S_{\text{mix}} < 14 \text{ J/(K}\cdot\text{mol)}$, $\delta > 9$. Значения ΔS_{mix} , ΔH_{mix} , δ , $\Delta\chi$ и VEC для исследуемых нами сплавов, рассчитанные по формулам (1)–(5), представлены в таблице. Для большей наглядности на рис. 4 представлены данные о влиянии ΔS_{mix} , ΔH_{mix} и δ на фазовый состав покрытий из исследуемых сплавов. Для сравнения приведены значения ΔS_{mix} для сплавов, полученных методами литья, напыления и механического сплавления [25,28–30]. Фазовая плоскость может быть разделена на три области, а именно, первая область — это область формирования неупорядоченных ОЦК твердых растворов (ТР), вторая — область сосуществования смеси ОЦК ТР и аморфной фазы, в 3-ей области исследуемые сплавы рентгеноаморфны. Для всех типов сплавов значения $\Delta\chi$ удовлетворяют правилу Юм-Розери по разнице электроотрицательностей для образования твердого раствора замещения ($\Delta\chi < 0.4$). В отличие от данных работ [29,30], в которых величины VEC определяют тип образующегося твердого раствора (ГЦК-или ОЦК-типа), для сплавов всех серий исследуемых в данной работе, значения VEC не оказывают определяющего влияния. Значения ΔH_{mix} для всех серий образцов во всех областях согласуются с данными, полученными в других работах [3,25–31], т.е. лежат в пределах интервала значений, способствующих формированию однофазного твердого раствора. При получении ВЭС неравновесным методом химического осаждения однофазный твердый раствор формируется при более низких значениях энтропии смешения $\Delta S_{\text{mix}} \sim 9 \text{ J/(K}\cdot\text{mol)}$, чем при получении высокоэнтропийных сплавов методами литья, напыления или механосплавления.

4. Заключение

Методом химического осаждения синтезированы покрытия из высокоэнтропийных сплавов

(FeCoNi(P))_{100-x}Me_x (Me = Zn, Zr, W) (0 < x < 22) толщиной от 0,6 до 5 μm. Определено влияние химического и фазового состава покрытий на микроструктуру и магнитные характеристики синтезированных образцов. Проведен сравнительный анализ магнитных свойств покрытий высокоэнтропийных сплавов на основе FeCoNi(P), синтезированных с использованием Zn, Zr или W в качестве дополнительных элементов. Показано, что величины намагниченности насыщения и постоянной обмена коррелируют с количеством дополнительного элемента в сплаве. Полученные сплавы обладают высокой индукцией насыщения (750–1200 G). Поле локальной анизотропии покрытий при использовании W в качестве дополнительного элемента превышает аналогичную характеристику сплавов FeCoNi(P)-Zn и FeCoNi(P)-Zr.

Определены значения ΔS_{mix} , ΔH_{mix} , различия атомных размеров элементов сплавов при которых наблюдается формирование ОЦК твердого раствора или аморфной фазы в покрытиях. Установлено, что формирование однофазного твердого раствора в сплавах (FeCoNi(P))_{100-x}Me_x (Me = Zn, Zr, W) наблюдается при более низких значениях энтропии смешения $\Delta S_{\text{mix}} \sim 9 \text{ J}/(\text{K} \cdot \text{mol})$ по сравнению с традиционными методами получения высокоэнтропийных сплавов вследствие неравновесного характера метода химического осаждения.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках научной тематики Гос. задания Института физики им. Л.В. Киренского СО РАН — обособленного подразделения ФИЦ КНЦ СО РАН. Авторы благодарят Красноярский региональный центр коллективного пользования ФИЦ КНЦ СО РАН за предоставленное оборудование для измерений.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] 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**, 299 (2004).
- [2] B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent. *Mater. Sci. Eng. A* **375–377**, 213 (2004).
- [3] З. Батаева, А. Руктуев, И. Иванов, А. Юргин, И. Батаев. *Обработка металлов* **23**, 2, 116 (2021).
- [4] А.С. Рогачев. *Физика металлов и металловедение* **121**, 8, 807 (2020).
- [5] D.B. Miracle, O.N. Senkov. *Acta Mater.* **122**, 448 (2017).
- [6] Y. Zhang, Y.J. Zhou, J.P. Lin, G.L. Chen, P.K. Liaw. *Adv. Eng. Mater.* **10**, 534 (2008).
- [7] В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, С.А. Фирстов. *Физика металлов и металловедение* **118**, 10, 1017 (2017).
- [8] J. Kitagawa. *J. Magn. Magn. Mater.* **563**, 170024 (2022).
- [9] R. Zheng, Z. Wu, M. Chen, B. Li, Y. Yang, Z. Li, X. Tan. *J. Alloys Compd.* **922**, 166174 (2022).
- [10] Z. Rao, B. Dutta, F. Körmann, W. Lu, X. Zhou, C. Liu, A. Kwiatkowski da Silva, U. Wiedwald, M. Spasova, M. Farle. *Adv. Funct. Mater.* **31**, 2007668 (2021).
- [11] J. Zhang, X. Wang, X. Li, Y. Zheng, R. Liu, J. Luan, Z. Jiao, C. Dong, P.K. Liaw. *Adv. Sci.* **9**, 33, 2203139 (2022).
- [12] Z. Li, G. Bai, X. Liu, S. Bandaru, Z. Wu, X. Zhang, M. Yan, H. Xu. *J. Alloys Compd.* **845**, 156204 (2020).
- [13] C. Baziotti, O.M. Løvvik, A. Poulia, P.A. Carvalho, A.S. Azar, P. Mikheenko, S. Diplas, A.E. Gunnas. *J. Alloys Compd.* **910**, 164724 (2022).
- [14] S. Huang, A. Vida, D. Molnar, K. Kadas, L.K. Varga, E. Holmstrom, L. Vitos. *Appl. Phys. Lett.* **107**, 251906 (2015).
- [15] G. Dai, S. Wu, X. Huang. *J. Alloys Compd.* **902**, 163736 (2022).
- [16] L.J. Zhang, K. Guo, H. Tang, M.D. Zhang, J.T. Fan, P. Cui, Y.M. Ma, P.F. Yu, G. Li. *Mater. Sci. Eng. A* **757**, 160 (2019).
- [17] W. Ji, W. Wang, H. Wang, J. Zhang, Y. Wang, F. Zhang, Z. Fu. *Intermetallics* **56**, 24 (2015).
- [18] M.D. Alcalá, C. Real, I. Fombella, I. Trigo, J.M. Córdoba. *J. Alloys Compd.* **749**, 834 (2018).
- [19] Н.И. Коуров, В.Г. Пушин, А.В. Королев, Ю.В. Князев, Н.Н. Куранова, М.В. Ивченко, Ю.М. Устюгов, Н. Вандерка. *ФТТ* **57**, 8, 1579 (2015).
- [20] R.K. Mishra, R.R. Shahi. *Magnetis Magnetic Materials / Ed. N. Panwar. InTech.* (2018).
- [21] S.S. Djokic, Ž. Antić, N.S. Djokic, T. Thundat. *J. Serb. Chem. Soc.* **84**, 11, 1199 (2019).
- [22] Д.А. Великанов. *Вестн. СибГАУ* **53**, 1, 147 (2014).
- [23] R.S. Iskhakov, S.V. Komogortsev. *Phys. Met. Metallogr.* **112**, 666 (2011).
- [24] R.S. Iskhakov, L.A. Kuzovnikova, S.V. Komogortsev, E.A. Denisova, A.D. Balaev, G.N. Bondarenko. *Phys. Met. Metallogr.* **102**, *Suppl. 1*, S64 (2006).
- [25] S. Guo, C.T. Liu. *Prog. Nature. Sci.: Mater. Int.* **21**, 6, 433 (2011).
- [26] А.Д. Погребняк, А.А. Багдасарян, И.В. Якущенко, В.М. Береснев. *Успехи химии* **83**, 11, 1027 (2014).
- [27] A. Takeuchi, A. Inoue. *Mater. Trans.* **46**, 12, 2817 (2005).
- [28] C.C. Tung, J.W. Yeh, T.T. Shun, S.K. Chen, Y.S. Huang, H.C. Chen. *Mater. Lett.* **61**, 1, 1 (2007).
- [29] C.J. Tong, Y.L. Chen, J.W. Yeh, S.J. Lin, S.K. Chen, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chang. *Met. Mater. Trans. A* **36**, 881 (2005).
- [30] S. Guo, C. Ng, J. Lu, C.T. Liu. *J. Appl. Phys.* **109**, 103505 (2011).
- [31] Z. Rao, A. Çakır, Ö. Özgün, D. Ponge, D. Raabe, Z. Li, M. Acet. *Phys. Rev. Materials* **5**, 044406 (2021).

Редактор Ю.Э. Кумаев