

УДК 621.762

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-2-4-12

## Получение высокоэнтروпийного сплава Fe–Cr–Co–Ni–Ti механическим сплавлением и электроискровым плазменным спеканием порошковой смеси

© 2021 г. Н.А. Кочетов, А.С. Рогачев, Д.Ю. Ковалев, А.С. Щукин, С.Г. Вадченко

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН) им. А.Г. Мерджанова, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

Статья поступила в редакцию 13.08.20 г., доработана 20.10.20 г., подписана в печать 29.10.20 г.

**Аннотация:** Методом высокоинтенсивной механической обработки (ВМО) многокомпонентной порошковой смеси Fe + Cr + Co + Ni + Ti получен двухфазный порошковый сплав на основе твердых растворов замещения с ОЦК- и ГЦК-решеткой. Шлифы образцов и частицы полученных смесей изучались на электронном сканирующем автоэмиссионном микроскопе сверхвысокого разрешения методом сканирующей электронной микроскопии. Рентгенограммы смесей регистрировались с помощью дифрактометра ДРОН 3 на  $FeK_{\alpha}$ - и  $SiK_{\alpha}$ -излучении. Выявлено, что после 10 мин ВМО на рентгенограмме остается один интенсивный суперпозиционный рефлекс, угловое положение которого отвечает рефлексам 111 и 110 фаз с ГЦК- и ОЦК-решеткой соответственно. Искровым плазменным спеканием (ИПС) при температурах 800 и 1000 °С из смеси после 90 мин ВМО получены образцы компактного высокоэнтропийного материала. Определены их удельное электросопротивление и плотность, а также зависимости этих характеристик от температуры спекания. Показано, что в процессе ИПС порошкового сплава, вероятно, происходит обогащение твердого раствора замещения с ОЦК- решеткой титаном.

**Ключевые слова:** многокомпонентный сплав, Fe–Cr–Co–Ni–Ti, высокоинтенсивная механическая обработка (ВМО), гранецентрированная кристаллическая решетка, объемно-центрированная кристаллическая решетка, искровое плазменное спекание (ИПС), компактный высокоэнтропийный материал.

**Кочетов Н.А.** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник лаборатории динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН (142432, Московская обл, Ногинский р-н, г. Черноголовка, ул. Акад. Осипьяна, 8). E-mail: kolyan\_kochetov@mail.ru.

**Рогачев А.С.** – докт. физ.-мат. наук, проф., зав. лабораторией динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН. E-mail: rogachev@ism.ac.ru.

**Ковалев Д.Ю.** – канд. техн. наук, зав. лабораторией рентгеноструктурных исследований ИСМАН. E-mail: kovalev@ism.ac.ru.

**Щукин А.С.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник лаборатории физического материаловедения ИСМАН. E-mail: shchukin@ism.ac.ru.

**Вадченко С.Г.** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник лаборатории динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН. E-mail: vadchenko@ism.ac.ru.

**Для цитирования:** Кочетов Н.А., Рогачев А.С., Ковалев Д.Ю., Щукин А.С., Вадченко С.Г. Получение высокоэнтропийного сплава Fe–Cr–Co–Ni–Ti механическим сплавлением и электроискровым плазменным спеканием порошковой смеси. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2021. Т. 15. № 2. С. 4–12. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-2-4-12.

## Production of high-entropy Fe–Cr–Co–Ni–Ti alloy by mechanical alloying and spark plasma sintering of a powder mixture

N.A. Kochetov, A.S. Rogachev, D.Yu. Kovalev, A.S. Shchukin, S.G. Vadchenko

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (ISMAN), Chernogolovka, Russia

Received 13.08.2020, revised 20.10.2020, accepted for publication 29.10.2020

**Abstract:** A two-phase powder alloy based on substitutional solid solutions with BCC and FCC lattices was obtained by high-intensity mechanical treatment (HMT) of a multicomponent Fe–Cr–Co–Ni–Ti powder mixture. Sample sections and particles of

mixtures obtained were studied using an ultra high resolution field emission scanning electron microscope by scanning electron microscopy. XRD patterns of mixtures were recorded on the DRON 3 diffractometer with  $\text{FeK}_\alpha$  and  $\text{CuK}_\alpha$  radiation. It was found that after 10 minutes of HMT one intense superposition reflection remains on the XRD pattern with the angular position corresponding to Reflections 111 and 110 of phases with FCC and BCC lattices, respectively. A spark plasma sintering (SPS) method was used to obtain compact high-entropy material samples from the mixture after 90 minutes of HMT at 800 and 1000 °C. Their specific electrical resistance and density as well as the dependence of these properties on the sintering temperature were determined. It was demonstrated that the substitutional solid solution with the BCC lattice is probably enriched with titanium during the powder alloy SPS process.

**Keywords:** multicomponent alloy, Fe–Cr–Co–Ni–Ti, high-intensity mechanical treatment (HMT), face-centered cubic lattice, body-centered cubic lattice, spark plasma sintering (SPS), compact high-entropy material.

**Kochetov N.A.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior researcher, Laboratory of dynamics of microheterogeneous processes, Merzhanov Institute of Structural Macrokineitics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (ISMAN) (142432, Russia, Moscow reg., Chernogolovka, Acad. Osipyan str., 8). E-mail: kolyan\_kochetov@mail.ru.

**Rogachev A.S.** – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Laboratory of dynamics of microheterogeneous processes, ISMAN. E-mail: rogachev@ism.ac.ru.

**Kovalev D.Yu.** – Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of X-ray investigation, ISMAN. E-mail: kovalev@ism.ac.ru.

**Shchukin A.S.** – Cand. Sci. (Eng.), Senior researcher, Laboratory of materials science, ISMAN. E-mail: shchukin@ism.ac.ru.

**Vadchenko S.G.** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior researcher, Laboratory of dynamics of microheterogeneous processes, ISMAN. E-mail: vadchenko@ism.ac.ru.

**For citation:** Kochetov N.A., Rogachev A.S., Kovalev D.Yu., Shchukin A.S., Vadchenko S.G. Production of high-entropy Fe–Cr–Co–Ni–Ti alloy by mechanical alloying and spark plasma sintering of a powder mixture. *Izvestiya Vuzov. Poroshkovaya Metallurgiya i Funktsional'nye Pokrytiya (Powder Metallurgy and Functional Coatings)*. 2021. Vol. 15. No. 2. P. 4–12 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2021-2-4-12.

## Введение

Многокомпонентные высокоэнтروпийные сплавы (МВЭС) представляют собой новый класс материалов, обладающих повышенными физико-химическими и механическими свойствами по сравнению с классическими легированными сплавами [1–8]. Концепция МВЭС заключается в том, что 5 или более различных атомов образуют однофазный сплав с плотноупакованной ГЦК-или ОЦК-решеткой. Таким образом, МВЭС — это сплавы, содержащие в большинстве случаев не менее 5 элементов, причем количество каждого из них не должно быть меньше 5 ат. % и больше 35 ат. %. Многокомпонентные сплавы, в которых элементы находятся в равных атомных долях, являются классическими МВЭС.

Механические свойства таких материалов связаны с особенностями их атомно-кристаллической структуры, проявляющимися в искажении кристаллической решетки. Согласно общепринятой классификации сплав Fe–Cr–Co–Ni–Ti относится к семейству МВЭС на основе 3d-переходных металлов Fe–Cr–Co–Ni–X, где X — Al, Ti, Cu, V или Mn [9–13]. Эта группа МВЭС вызывает интерес благодаря высоким значениям предельной деформации разрушения при пониженных и даже криогенных температурах [4, 11], прочности на растяжение и пластичности [14–17], а также

сверхпластичности [18], прочности и твердости [15, 19–21].

Для получения высокоэнтропийных сплавов применяют различные методы, например электродуговое плавление в вакууме [22–24], индукционное плавление [3, 25], механическое активирование (МА) или сплавление (МС) [26–30] и др. Известны работы, в которых МВЭС получают методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [31, 32].

Считается, что технология механического сплавления позволяет получать более однородные сплавы со стабильными микроструктурой и фазовым составом по сравнению с другими методами [27, 28].

Цель настоящей работы — получение 5-компонентного МВЭС Fe–Cr–Co–Ni–Ti путем механического сплавления порошков элементов в планетарной мельнице, а также исследование свойств компактных образцов, полученных искровым плазменным спеканием механосинтезированного порошка.

## Методика исследований

В работе использовали следующие порошки: — никеля марки НПЭ-1 (средний размер частиц  $d = 150$  мкм);

- карбонильного радиотехнического железа Р-10 ( $d = 3,5$  мкм);
- хрома ПХ-1М ( $d < 125$  мкм);
- кобальта ПК-1у ( $d < 71$  мкм);
- титана ПТС ( $d = 55$  мкм).

Смесь Fe + Cr + Co + Ni + Ti готовили перемешиванием исходных порошков в фарфоровой ступке в равных мольных долях.

Высокоэнергетическую механическую обработку (ВМО) порошковой смеси проводили в механоактиваторе АГО-2 с водяным охлаждением в воздушной атмосфере при ускорении 90 g с использованием стальных шаров диаметром 9 мм. Продолжительность ВМО варьировалась от 1 до 90 мин; соотношение массы шаров к массе смеси в барабанах активатора составляло 20:1.

Как показали наши предыдущие исследования [29], при ВМО в течение 15 мин и более порошки МВЭС на основе 3d-переходных металлов Fe—Cr—Co—Ni—X могут воспламеняться при извлечении смеси из барабана сразу после ВМО. Для предотвращения этого образцы МВЭС выдерживались в герметично закрытых барабанах минимум 15 мин.

В течение обработки отбирали пробы порошка для анализа фазового состава и морфологии порошковой смеси.

Для изучения микроструктуры смесей после ВМО стальной шар, используемый в процессе, вместе с налипшим на него слоем смеси разрезали и из него готовили шлиф. Шлифы и частицы смесей после ВМО изучали на электронном сканирующем автоэмиссионном микроскопе сверхвысокого разрешения Ultra Plus («Carl Zeiss», Германия) методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре ДРОН 3 (НПП «Буревестник», Россия). Использовалось  $\text{CuK}_\alpha$ -излучение ( $\lambda = 1,54187 \text{ \AA}$ ).

Для минимизации флуоресцентного излучения элементов группы железа на вторичном пучке был установлен монохроматор. Профильный анализ рентгенограмм и определение параметров элементарной ячейки проводили в программном пакете PDWin 6.0 (НПП «Буревестник»).

Фракционный состав и распределение частиц смеси по размеру оценивали по стандартной методике на лазерном анализаторе Микросайзер-201С (Россия). Погрешность измерений не превышала 1,2 %.

Пикнометрическую плотность спеченных образцов вычисляли как отношение массы образцов к их объему.

Исходя из параметра элементарной ячейки и соотношения элементов в зернах фаз рассчитывали рентгеновскую плотность твердых растворов. Соотношение фаз в образце оценивали по фотографиям их шлифов методом наложения сетки. Далее по значениям рентгеновской плотности фаз и их соотношению в образцах определяли их теоретическую плотность.

Шлифовку и полировку образцов осуществляли по стандартной методике на шлифовально-полировальной машине DP-U4 («Struers», Дания).

Компактные образцы получали методом искрового плазменного спекания (ИПС) при 800 и 1000 °C на установке Labox 650 («SinterLand», Япония). Использовали порошковую смесь после 90-минутной ВМО, из которой прессовали брикеты с относительной плотностью 0,55. ИПС осуществляли в вакууме 15–20 Па, скорость нагрева до температуры спекания составляла 100 °C/мин, давление прессования — 50 МПа.

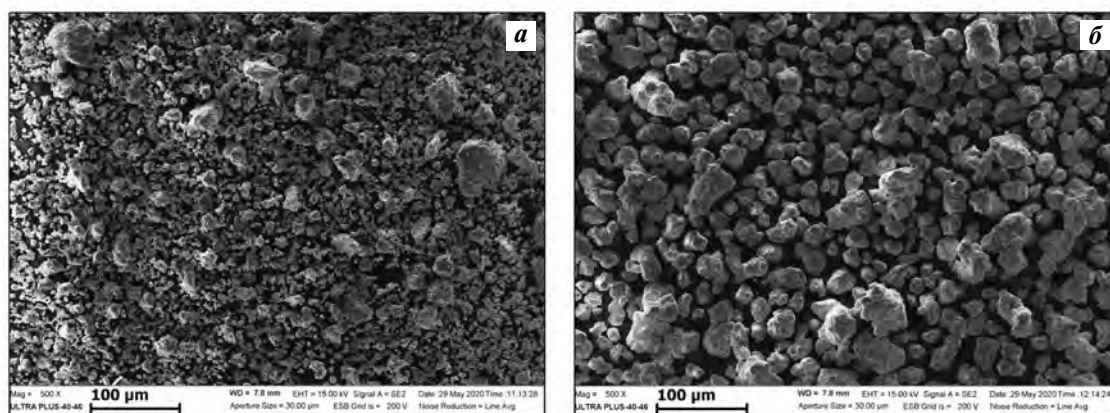
Электросопротивление материала измеряли на пластинах размерами 14,6×6,45×1,0 и 15×2×0,8 мм, вырезанных из образца. Поскольку у спеченного материала оно мало, для исключения влияния контактных сопротивлений измерения проводили 4-зондовым методом, обеспечивающим высокую точность, с помощью микроомметра АКИП-6301 (Россия) при комнатной температуре.

Микротвердость материалов оценивали по стандартной методике на приборе ПМТ-3 (Россия) при нагрузке 50 г.

## Результаты и их обсуждение

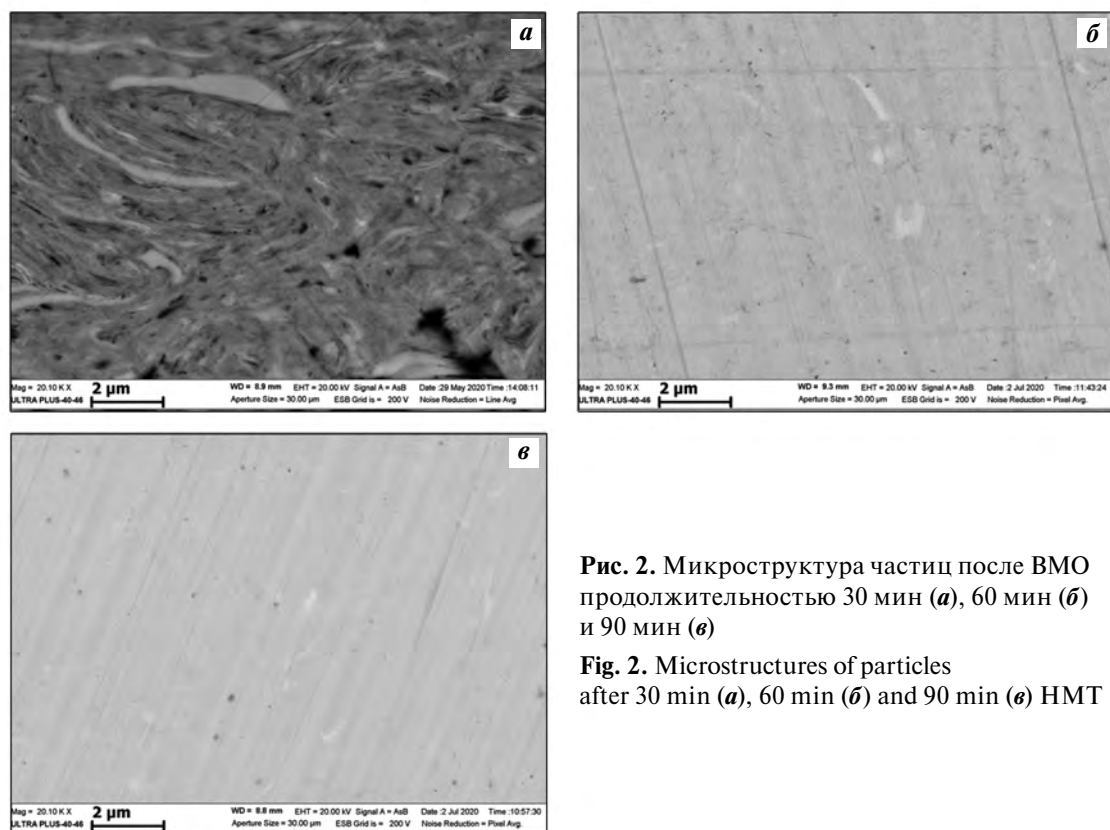
В процессе ВМО исходные частицы агломерируются, формируя композитные частицы [29] (рис. 1). При максимальном времени обработки 90 мин частицы различных компонентов не идентифицируются, и визуально порошковая смесь выглядит гомогенной (рис. 1, б). Средний размер частиц исходной смеси составлял 30 мкм, а после 90 мин ВМО он увеличился до 45 мкм.

После 30 мин ВМО частицы имеют слоистую микроструктуру (рис. 2, а). С увеличением продолжительности ВМО до 60 и 90 мин (рис. 2, б, в) микроструктура частиц смеси становится практически однородной, слои различных компонентов не идентифицируются.



**Рис. 1.** Микроструктура частиц смесей после ВМО продолжительностью 60 мин (а) и 90 мин (б)

**Fig. 1.** Microstructures of mixture particles after 60 min (a) and 90 min (b) HMT



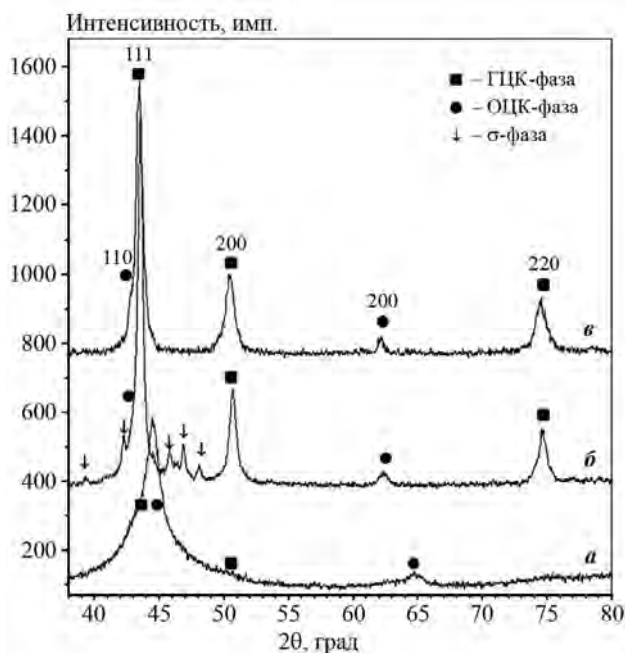
**Рис. 2.** Микроструктура частиц после ВМО продолжительностью 30 мин (а), 60 мин (б) и 90 мин (в)

**Fig. 2.** Microstructures of particles after 30 min (a), 60 min (b) and 90 min (c) HMT

Рентгенофазовый анализ смесей после ВМО показал, что уже после 10 мин обработки на рентгенограмме остается один интенсивный суперпозиционный пик, угловое положение которого отвечает рефлексам 111 и 110 фаз с ГЦК- и ОЦК-решеткой соответственно. С увеличением времени ВМО повышается дефектность кристаллической структуры, что приводит к уширению рефлексов и уменьшению соотношения интенсивности

пиков к интенсивности фона. Однако даже при максимальной длительности ВМО (90 мин) суперпозиционный рефлекс (см. рис. 3, а), отвечающий плоскостям 111 (ГЦК) и 110 (ОЦК), является несимметричным, что свидетельствует о гетерогенности сплава, содержащего 2 неупорядоченных твердых раствора замещения.

На рентгенограмме материала, полученного ИПС при 800 °С (рис. 3, б), наблюдаются интен-



**Рис. 3.** Рентгенограммы высокоэнтروпийного сплава Fe–Cr–Co–Ni–Ti

*a* – порошок сплава после 90 мин ВМО; *б, в* – компактный образец, полученный методом ИПС при 800 °C (*б*) и 1000 °C (*в*)

**Fig. 3.** XRD patterns of high-entropy Fe–Cr–Co–Ni–Ti alloy

*a* – alloy powder after 90 min HMT; *б, в* – compact obtained at  $t = 800$  °C (*б*) and 1000 °C (*в*)

сивные пики 111, 200 и 220, относящиеся к твердому раствору замещения с ГЦК-структурой. В области  $2\theta \sim 62^\circ$  присутствует рефлекс 200 твердого раствора замещения с ОЦК-структурой. Его более интенсивный пик 110 накладывается на рефлекс

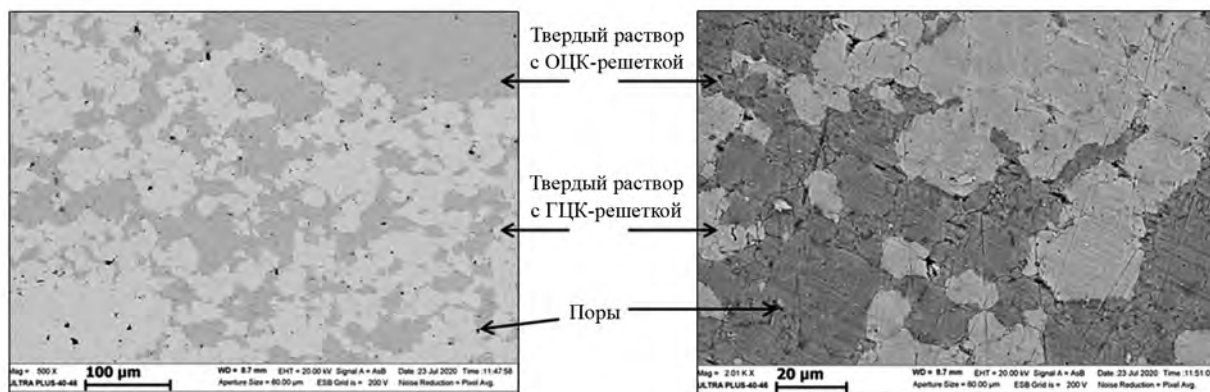
111 фазы твердого раствора с ГЦК-решеткой, обуславливая заметную асимметрию слева профиля линии. Помимо основных двух фаз твердых растворов в образце присутствует  $\sigma$ -фаза, угловое положение линий которой близко к интерметаллиду FeCr.

ИПС при  $t = 1000$  °C приводит к исчезновению интерметаллидной фазы. На рентгенограмме (рис. 3, *в*) присутствуют рефлексы только двух твердых растворов замещения с ГЦК- и ОЦК-структурой. Необходимо отметить, что в результате ИПС дефектность структуры, вызванная ВМО, существенно снижается, что проявляется в уменьшении полуширины дифракционных пиков и фона рентгенограмм.

Сопоставление углового положения дифракционных рефлексов твердого раствора с ОЦК-решеткой до и после ИПС (см. рис. 3) показывает, что этот процесс приводит к значительному смещению рефлексов в сторону увеличения межплоскостного расстояния. Параметр элементарной ячейки ОЦК-фазы твердого раствора у компактированного методом ИПС материала возрастает (табл. 1).

По-видимому, увеличение объема элементарной ячейки связано с обогащением твердого раствора с ОЦК-решеткой титаном, атомный радиус которого существенно больше, чем у элементов группы железа.

Микроструктура компактных образцов (рис. 4), полученных с помощью ИПС, показывает наличие зерен двух фаз, различающихся по элементному составу. Можно предположить, что более темные зерна представляют собой твердый раствор с



**Рис. 4.** Микроструктура (SEM) образца после ИПС при  $t = 800$  °C

**Fig. 4.** Sample microstructure (SEM) after SPS at  $t = 800$  °C

Таблица 1. Параметры элементарной ячейки и рентгеновская плотность сплава Co—Cr—Fe—Ni—Ti после ВЭМО и ИПС

Table 1. Unit cell parameters and theoretical calculated crystal density of Co—Cr—Fe—Ni—Ti alloy after HMT and SPS

$t_{\text{ИПС}}, ^\circ\text{C}$	Параметр элементарной ячейки $a, \text{\AA}$				Рентгеновская плотность, $\text{г/см}^3$			
	ГЦК	ОЦК	PDF2 № 06-0696 $\alpha\text{-Fe}$	PDF2 № 04-0850 Ni	ГЦК	ОЦК	$\alpha\text{-Fe}$	Ni
800	3,602(3)	2,978(3)	2,8664	3,5238	7,801	6,868	7,875	8,909
1000	3,608(4)	2,990(2)			7,776	6,785		

Таблица 2. Элементный состав ОЦК- и ГЦК-фазы

Table 2. Elementary composition of BCC and FCC phases

$t_{\text{ИПС}}, ^\circ\text{C}$	Фаза	Содержание об. %	Содержание, мас. %				
			Ti	Cr	Fe	Co	Ni
800	ГЦК	57	16,6	18,5	22,8	19,7	22
	ОЦК	42	17,6	18,9	22,5	20,2	20,8
1000	ГЦК	59	17,2	18,6	23,3	19,8	21,1
	ОЦК	41	18,5	18,6	22,7	19,6	20,6

Таблица 3. Свойства компактных образцов

Table 3. Properties of compacts

$t_{\text{ИПС}}, ^\circ\text{C}$	Плотность			Уд. электро- сопротивление, Ом·м	Микротвердость $HV_{0.05}$
	Пикнометрическая, $\text{г/см}^3$	Теоретическая, $\text{г/см}^3$	Относительная, %		
800	7,28	7,331	99.3	$1,7 \cdot 10^{-6}$	422
1000	7,33	7,370	99.5	$1,4 \cdot 10^{-6}$	501

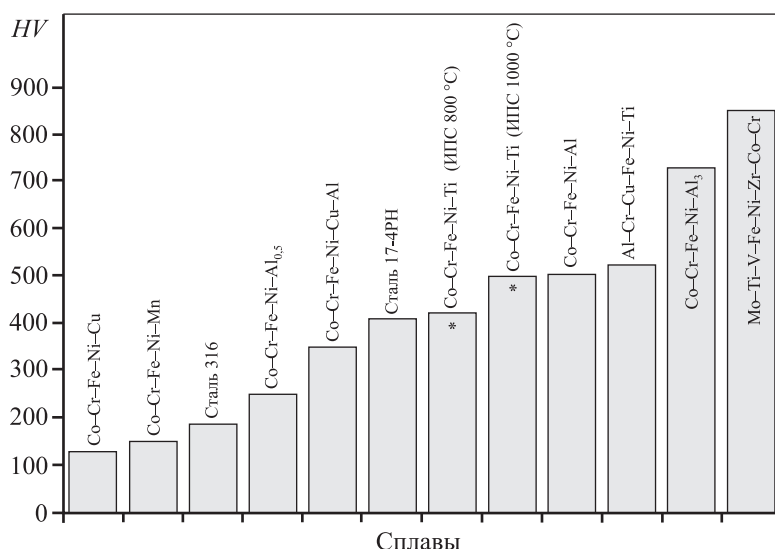
ОЦК-решеткой с большим содержанием титана, а светлые — с меньшим. Среднее содержание элементов в твердых растворах, по данным энергодисперсионного анализа в 12 точках, представлено в табл. 2.

Из данных, приведенных в табл. 1 и 2, видно, что рентгеновская плотность и содержание элементов в зернах двух фаз различаются. Твердый раствор с ГЦК-решеткой, обедненный титаном, имеет несколько большую рентгеновскую плотность ( $7,77\text{--}7,8 \text{ г/см}^3$ ), чем твердый раствор с ОЦК-решеткой ( $6,79\text{--}6,87 \text{ г/см}^3$ ).

Размеры частиц порошка после ВМО в течение 90 мин (см. рис. 1, б) и после ИПС (см. рис. 4) имеют близкие значения порядка 45 мкм, что связано с небольшой длительностью ИПС, в ходе которого рост зерна за счет собирательной рекристаллизации незначителен. Аналогичный результат был получен при исследовании МВЭС состава Fe—Cr—Co—Ni—Mn [29].

Свойства компактных образцов, спеченных при температурах 800 и 1000 °С, представлены в табл. 3. Полученный после ИПС материал по твердости превышает высокопрочные легированные стали известных марок (рис. 5). Согласно [2] важным фактором, контролирующим прочностные свойства МВЭС, является структурный тип. Однофазные сплавы с ГЦК-типом решетки, например Co—Cr—Fe—Ni—Cu, характеризуются высокой пластичностью и низкой твердостью порядка 100—200 HV, а МВЭС с ОЦК-решеткой обычно имеют твердость более 600 HV, однако их пластичность ограничена.

В двухфазных (ГЦК + ОЦК) сплавах достигается баланс механических свойств. Они обладают высокими показателями прочности и вязкости. Таким образом, высокая твердость полученного ИПС материала связана с двухфазной структурой сплава, включающего два твердых раствора с ОЦК- и ГЦК-решеткой.



**Рис. 5.** Микротвердость МВЭС [\* – наст. работа] и легированной аустенитной (316) и мартенситной (17-4PH) сталей [2, 33]

**Fig. 5.** Microhardness of multicomponent high-entropy alloy [\* – this paper] and alloyed austenitic (316) and martensitic (17-4PH) alloys [2, 33]

Удельное электросопротивление МВЭС Co—Cr—Fe—Ni—Ti несколько больше, чем у сплава Co—Cr—Fe—Ni—Mn ( $1,06 \cdot 10^{-6}$  Ом·м), полученного по аналогичной технологии [26], и намного выше этого показателя у каждого из компонентов сплава в отдельности. Это объясняется сильными искажениями кристаллической структуры, свойственными высокоэнтропийным сплавам, и открывает возможности для их использования в различных электротехнических устройствах в качестве нагревателей и прецизионных материалов.

## Заключение

Высокоэнергетической механической обработкой смеси Fe + Cr + Co + Ni + Ti получен двухфазный порошковый сплав, содержащий два неупорядоченных твердых раствора замещения с плотнейшими кубическими решетками. Кристаллическая структура фаз, образовавшихся после 90-минутного механического сплавления, существенно дефектна, а концентрационные неоднородности распределения элементов практически отсутствуют.

Компактные образцы, полученные из механо-синтезированного порошка сплава Fe—Cr—Co—Ni—Ti методом искрового плазменного спекания при  $t = 800$  и  $1000$  °C, имеют пористость менее 1 %. По фазовому составу сплав после ИПС близок к

порошковому. Однако при  $t = 800$  °C наблюдаются частичный распад твердых растворов замещения и выделение интерметаллидной  $\sigma$ -фазы. Увеличение температуры ИПС до  $1000$  °C приводит к получению сплава на основе двух неупорядоченных ГЦК- и ОЦК-фаз твердых растворов замещения.

Установлено, что параметры элементарной ячейки ГЦК- и ОЦК-фаз твердых растворов существенно превышают таковые переходных металлов с аналогичным типом структуры. Причиной увеличения метрики ячейки является присутствие в составе сплава титана, атомный радиус которого значительно больше, чем у элементов группы железа.

Концентрационные отличия в элементном составе обеих фаз твердых растворов в компактированных образцах незначительны, однако в ОЦК-фазе наблюдается повышенное по сравнению с ГЦК-фазой содержание титана и, соответственно, уменьшение ее плотности. Выявлено, что увеличение температуры ИПС приводит к росту плотности и микротвердости сплава и уменьшению его электросопротивления.

*Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-13-00277).*

*Авторы благодарны инженеру МИСЦ К.В. Кускову за проведение экспериментов по ИПС, сотрудникам ИСМАН А.Ф. Беликовой за измерение микротвердости и М.Л. Бусуриной за измерение размера частиц.*

**Acknowledgments:** The research was funded by the Russian Science Foundation grant (Project No. 20-13-00277).

The authors thank K.V. Kuskov, MISIS engineer, for SPS experiments conducted, and ISMAN staff, namely A.F. Belikova for microhardness measurements and M.L. Busurina for particle size measurement.

## Литература/References

1. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Mater.* 2017. Vol. 122. P. 448–511. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.
2. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Prog. Mater. Sci.* 2014. Vol. 61. P. 1–93. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.10.001.
3. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 2004. Vol. 375–377. P. 213–218. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
4. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang, E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014. Vol. 345. Iss. 6201. P. 1153–1158. DOI: 10.1126/science.1254581.
5. Zhang K., Fu Z. Effects of annealing treatment on phase composition and microstructure of CoCrFeNiTiAl<sub>x</sub> high-entropy alloys. *Intermetallics*. 2012. Vol. 22. P. 24–32.
6. Fu Z., Koc R. Processing and characterization of TiB<sub>2</sub>–TiNiFeCrCoAl high-entropy alloy composite. *J. Amer. Ceram. Soc.* 2017. Vol. 100. P. 2803–2813. DOI: 10.1111/jace.14814.
7. Varalakshmi S., Kamaraj M., Murty B.S. Synthesis and characterization of nanocrystalline AlFeTiCrZnCu high entropy solid solution by mechanical alloying. *J. Alloys. Compd.* 2008. Vol. 460(1-2). P. 253–257.
8. Zhu G., Liu Y., Ye J. Fabrication and properties of Ti(C, N)-based cermets with multi-component AlCoCrFeNi high-entropy alloys binder. *Mater. Lett.* 2013. Vol. 113. P. 80–82.
9. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Prog. Mater. Sci.* 2014. Vol. 61. P. 1–93.
10. Mohanty S., Maity T.N., Mukhopadhyay S., Sarkar S., Gurrao N.P., Bhowmick S. Powder metallurgical processing of equiatomic AlCoCrFeNi high entropy alloy: Microstructure and mechanical properties. *Mater. Sci. Eng. A* 2017. Vol. 679. P. 299–313.
11. Zhang Z.J., Mao M.M., Wang J., Gludovatz B., Zhang Z., Mao S.X., George E.P., Yu Q., Ritchie R.O. Nanoscale origins of the damage tolerance of the highentropy alloy CrMnFeCoNi. *Nat. Commun.* 2015. Vol. 6 (1-6). P. 10143. DOI: 10.1038/ncomms10143.
12. Ji W., Fu Z., Wang W., Wang H., Zhang J., Wang Y., Zhang F. Mechanical alloying synthesis and spark plasma sintering consolidation of CoCrFeNiAl high-entropy alloy. *J. Alloys. Compd.* 2014. Vol. 589. P. 61–66.
13. Li D.Y., Zhang Y. The ultrahigh charpy impact toughness of forged Al<sub>x</sub>CoCrFeNi high entropy alloys at room and cryogenic temperatures. *Intermetallics*. 2016. Vol. 70. P. 24–28. DOI: 10.1016/j.intermet.2015.11.002.
14. Zhu C., Lu Z.P., Nieh T.G. Incipient plasticity and dislocation nucleation of FeCoCrNiMn high-entropy alloy. *Acta Mater.* 2013. Vol. 61. P. 2993–3001.
15. Kilmametov A., Kulagin R., Mazilkin A., Seils S., Boll T., Heilmaier M., Hahn H. High-pressure torsion driven mechanical alloying of CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Scripta Mater.* 2019. Vol. 158. P. 29–33.
16. Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influence of temperature and microstructure on tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Mater.* 2013. Vol. 61. P. 5743–5755.
17. Gali A., George E.P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys. *Intermetallics*. 2013. Vol. 39. P. 74–78.
18. Shahmir H., He J., Lu Z., Kawasaki M., Langdon T.G. Evidence for superplasticity in a CoCrFeNiMn high-entropy alloy processed by high-pressure torsion. *Mater. Sci. Eng. A* 2017. Vol. 685. P. 342–348.
19. Sun S.J., Tian Y.Z., Lin H.R., Dong X.G., Wang Y.H., Zhang Z.J., Zhang Z. Enhanced strength and ductility of bulk CoCrFeMnNi high entropy alloy having fully recrystallized ultrafine-grained structure. *Mater. Desing.* 2017. Vol. 133. P. 122–127.
20. Prusa F., Senkova A., Kucera V., Capek J., Vojtech D. Properties of highstrength ultrafine-grained CoCrFeNiMn high-entropy alloy prepared by short-term mechanical alloying and spark plasma sintering. *Mater. Sci. Eng. A* 2018. Vol. 734. P. 341–352.
21. Lua J., Wang B., Qiu X., Peng Zh., Ma M. Microstructure evolution and prop-erties of CrCuFe<sub>x</sub>NiTi high-entropy alloy coating by plasma cladding on Q235. *Surf. Coat. Technol.* 2017. Vol. 328. P. 313–318. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.08.019.
22. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys — A new era of exploration. *Mater. Sci. Forum.* 2007. Vol. 560. P. 1–9.
23. Yeh J.-W., Chen S.-K., Gan J.-Y., Lin S.-J., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Formation of simple crystal structures in Cu–Co–Ni–Cr–Al–Fe–Ti–V alloys with multiprincipal metallic elements. *Metal. Mater. Trans. A* 2004. Vol. 35A. P. 2533–2536. DOI: 10.1007/s11661-006-0234-4.



24. Bhattacharjee P.P., Sathiaraj G.D., Zaid M., Gatti J.R., Lee C., Tsai C.-W., Yeh J.-W. Microstructure and texture evolution during annealing of equiatomic CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 587. P. 544—552.
25. Gu J., Ni S., Liu Y., Song M. Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment. *Mater. Sci. Eng. A* 2019. Vol. 755. P. 289—294.
26. Rogachev A.S., Vadchenko S.G., Kochetov N.A., Rouvimov S., Kovalev D.Yu., Shchukin A.S., Moskovskikh D.O., Nepapushev A.A., Mukasyan A.S. Structure and properties of equiatomic CoCrFeNiMn alloy fabricated by high-energy ball milling and spark plasma sintering. *J. Alloys Compd.* 2019. Vol. 805. P. 1237—1245. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.07.195.
27. Shkodich N.F., Spasova M., Farle M., Kovalev D.Yu., Nepapushev A.A., Kuskov K.V., Vergunova Yu.S., Scheck Yu.B., Rogachev A.S. Structural evolution and magnetic properties of high-entropy CuCrFeTiNi alloys prepared by high-energy ball milling and spark plasma sintering. *J. Alloys Compd.* 2020. Vol. 816. P. 152611. P. 1—8. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152611.
28. Рогачев А.С. Механическая активация гетерогенных экзотермических реакций в порошковых смесях. *Успехи химии*. 2019. No. 9. С. 875—900. DOI: 10.1070/RCR4884?locatt=label:RUSSIAN.  
Rogachev A.S. Mechanical activation of heterogeneous exothermic reactions in powder mixtures. *Russ. Chem. Rev.* 2019. Vol. 88. No. 9. P. 875—900. DOI: 10.1070/RCR4884.
29. Кочетов Н.А., Рогачев А.С., Щукин А.С., Вадченко С.Г., Ковалев И.Д. Механическое сплавление с частичной аморфизацией многокомпонентной порошковой смеси Fe—Cr—Co—Ni—Mn и ее электроискровое плазменное спекание для получения компактного высокоэнтروпийного материала. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018. No. 2. С. 35—42. DOI: 10.17073/1997-308X-2018-2-35-42.
30. Kochetov N.A., Rogachev A.S., Shchukin A.S., Vadchenko S.G., Kovalev I.D. Mechanical alloying with the partial amorphization of the Fe—Cr—Co—Ni—Mn multi-component powder mixture and its spark plasma sintering to produce a compact high-entropy material. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. Vol. 60. No. 3. P. 268—273. DOI: 10.3103/S106782121903009X.
31. Gomez-Esparza C.D., Baldenebro-Lopez F., Gonzalez-Rodelas L., Baldenebro-Lopez J., Martínez-Sanchez R. Series of nanocrystalline NiCoAlFe(Cr,Cu,Mo,Ti) high-entropy alloys produced by mechanical alloying. *Mater. Res.* 2016. Vol. 19. (Suppl. 1). P. 39—46. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2015-0668.
32. Rogachev A.S., Gryadunov A.N., Kochetov N.A., Schukin A.S., Baras F., Politano O. High-entropy-alloy binder for TiC-based cemented carbide by SHS method. *Int. J. of SHS*. 2019. Vol. 28. No. 3. P. 196—198. DOI: 10.3103/S1061386219030117.
33. Rogachev A.S., Vadchenko S.G., Kochetov N.A., Kovalev D.Yu., Kovalev I.D., Shchukin A.S., Gryadunov A.N., Baras F., Politano O. Combustion synthesis of TiC-based ceramic-metal composites with high entropy alloy binder. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2020. Vol. 40. P. 2527—2532. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.11.059.
34. Gao M.C., Yeh J.-W., Liaw P.K., Zhang Y. High-entropy alloys. fundamentals and applications. 2016. P. 516. DOI: 10.1007/978-3-319-27013-5.