

PACS numbers: 07.85.Nc, 61.05.cp, 62.20.Qr, 81.65.Mq

## Высокотемпературное дифрактометрическое исследование особенностей окисления сплава FeCoNiMnCr

М. В. Карпец<sup>\*,\*\*</sup>, Е. С. Макаренко<sup>\*,\*\*</sup>, А. Н. Мысливченко<sup>\*,\*\*</sup>,  
Н. А. Крапивка<sup>\*</sup>, В. Ф. Горбань<sup>\*</sup>, С. Ю. Макаренко<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>Институт проблем материаловедения, НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3,  
03680 Киев, Украина

<sup>\*\*</sup>Национальный технический университет Украины  
«Киевский политехнический институт»,  
просп. Победы, 37,  
03056 Киев, Украина

<sup>\*\*\*</sup>Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадского, 36,  
03680, ГСП, Киев-142, Украина

В работе выполнено исследование процессов, происходящих при окислении многокомпонентного высокоэнтропийного эквиатомного сплава (ВЭС) FeCoNiMnCr, кристаллизующегося в ГЦК-решётке. Сплав был приготовлен методом вакуумно-дуговой плавки и исследовался методом *in situ* в высокотемпературной приставке УВД-2000 при температурах 293–1273 К в дифрактометре ДРОН-УМ1 на воздухе. При выборе металлов для ВЭС учитывались следующие факторы: атомные радиусы металлов (должны быть близкими по отношению друг к другу), соизмеримая электроотрицательность, подобные электронные концентрации элементов, энтальпия и энтропия смешения сплава. Установлено, что сплав в исходном состоянии представляет собой твёрдый раствор на основе кубической структуры с ГЦК-решёткой ( $a = 0,3609$  нм) и коэффициентом термического расширения  $(13,9 \pm 0,2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  в интервале температур 293–773 К. При температурах 873 К и выше были обнаружены оксиды MnO и Fe<sub>2</sub>MnO<sub>4</sub>. Показано, что по сравнению с исходным состоянием образца период ГЦК-решётки твёрдого раствора, отожжённого при 1273 К, уменьшился ( $a = 0,3596$  нм), что связано с протеканием процессов перераспределения атомов в кристаллической решётке, а также снижением внутренних напряжений. Измерение микротвёрдости высокоэнтропийного сплава FeCoNiMnCr после окисления выполнялось путём автоматического микроиндентирования на приборе «Микрон-гамма» пирамидой Берковича и дало значение  $2,1 \pm 0,2$  ГПа, а для модуля Юнга —  $130 \pm 5$  ГПа.

В роботі виконано дослідження процесів, які відбуваються при окисненні багатокomпонентного високоентропійного еквіатомного стопу (ВЕС) FeCoNiMnCr, який кристалізується в ГЦК-ґратницю. Стоп було виготовлено методом вакуумно-дугового топлення і досліджено методом *in situ* у високотемпературній приставці УВД-2000 при температурах 293–1273 К у дифрактометрі ДРОН УМ1 на повітрі. При виборі металів для ВЕС враховувалися наступні фактори: атомні радіуси металів (повинні бути близькими один відносно другого), сумірна електронегативність, подібні електронні концентрації елементів, ентальпія та ентропія стопу. Встановлено, що стоп у вихідному стані представляє собою твердий розчин на основі кубічної структури с ГЦК-ґратницею ( $a = 0,3609$  нм) та коефіцієнтом термічного розширення  $(13,9 \pm 0,2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  в інтервалі температур 293–773 К. При температурах 873 К і вище було виявлено оксиди MnO та Fe<sub>2</sub>MnO<sub>4</sub>. Показано, що в порівнянні з вихідним станом зразка період ГЦК-ґратниці твердого розчину, відпаленого при 1273 К, зменшився ( $a = 0,3596$  нм), що зв'язано з перебігом процесів перерозподілу атомів у кристалічній ґратниці, а також зниженням внутрішніх напруг. Мірвання мікротвердості високоентропійного стопу FeCoNiMnCr після окиснення виконувалося шляхом автоматичного мікроіндентування на приладі «Микрон-гамма» пірамідом Берковича і дало значення  $2,1 \pm 0,2$  ГПа, а для модуля Юнга —  $130 \pm 5$  ГПа.

This paper represents the study of oxidation processes in multicomponent high-entropy equiatomic FeCoNiMnCr alloy, which is crystallized in f.c.c. lattice. Multicomponent equiatomic FeCoNiMnCr alloy is fabricated by vacuum-arc melting. It is studied by *in situ* method in high-temperature attachment UVD-2000 at temperatures 293–1273 K using DRON UM1 diffractometer in the air. Crystalline structure of multicomponent cast of high-entropy equiatomic FeCoNiMnCr alloy in the initial state at the temperature of 293 K is determined by X-ray diffraction analysis as a single-phase solid solution with f.c.c. lattice ( $a = 0.3609$  nm). At the temperature of 873 K, the presence of MnO and Fe<sub>2</sub>MnO<sub>4</sub> oxides is registered. Most likely, the formation of MnO oxide can be explained by the large chemical affinity of Mn to oxygen in comparison with other elements. Within the temperature range 293–773 K, coefficient of thermal expansion for the initial f.c.c. solid solution is  $(13.9 \pm 0.2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . At the temperature of 1273 K, lattice period of f.c.c. solid solution is decreased slightly ( $a = 0.3596$  nm). Obviously, this can be explained by the depletion of the surface of the solid solution by Mn atoms with the largest atomic radius amongst other metallic elements in the formation of the surface of the oxide. Compared to the initial state of the sample, the lattice period of f.c.c. solid solution is decreased, because of the redistribution of atoms in the crystal lattice and the decreased internal stresses. Microhardness of high-entropy FeCoNiMnCr alloy after oxidation is  $2.1 \pm 0.2$  GPa, and the Young's modulus is  $130 \pm 5$  GPa.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийный сплав, твёрдый раствор, оксиды, высокотемпературная рентгеновская дифракция, коэффициент термического расширения.

(Получено 21 января 2014 г.)

## 1. ВВЕДЕНИЕ

В последнее время большое внимание привлекают к себе высокоэнтропийные сплавы. Эти сплавы имеют преимущественно пять и больше основных металлических элементов, при этом концентрация каждого элемента колеблется в интервале 5–35 ат.% [1–2]. За счет эффекта высокой энтропии смешения (и как следствие — минимальной энергии Гиббса), эти сплавы во время кристаллизации часто образуют твердый раствор на основе ГЦК- и/или ОЦК-решеток вместо сложных по структуре интерметаллидных соединений [3–4]. Максимально высокая энтропия смешения и минимальная энергия Гиббса определяют термическую стабильность их структуры и фазового состава, а также высокие эксплуатационные характеристики. Пониженная свободная энергия сплава обуславливает устойчивость твердого раствора вплоть до температуры плавления. Высокоэнтропийные сплавы вызывают большой интерес у исследователей, поскольку они имеют перспективные свойства, такие как высокая твердость, хорошая термостабильность, износостойкость, стойкость к окислению и коррозии [5–8].

В связи с низкой скоростью диффузии элементов в высокоэнтропийных сплавах [9] можно ожидать повышенную стойкость к окислению. Из-за того, что эти сплавы имеют много элементов в своем составе, процесс их окисления сопровождается образованием сложных соединений. Под воздействием высоких температур все элементы участвуют в окислении, образуя иногда сложные высокоэнтропийные оксиды [10].

Поэтому целью данной работы является исследование фазовой стабильности сплава FeCoNiMnCr рентгеноструктурным *in situ* методом в интервале температур 293–1273 К на воздухе. Работа носит в основном фундаментальный характер, поскольку главной задачей является проследить последовательность изменения фазового состава при окислении с определением количественного соотношения фазовых составляющих.

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Многокомпонентный эквиатомный сплав FeCoNiMnCr был получен в вакуумно-дуговой печи МИФИ-9 с использованием нерасходуемого вольфрамового электрода переплавом шихты массой 100 г на медной водоохлаждаемой подине в атмосфере очищенного аргона. Слитки переплавлялись 6–7 раз для гомогенизации состава; расплав охлаждался со скоростью 80–100 К/с.

Фазовый состав сплава исследовали методом *in situ* в интервале температур 293–1273 К на дифрактометре ДРОН-УМ1 в монохро-

матическом  $\text{CuK}\alpha$ -излучении при  $U = 35$  кВ и  $I = 35$  мА с использованием высокотемпературной приставки УВД-2000 в воздушной атмосфере. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Съемку выполняли в угловом интервале  $2\theta = 28\text{--}98^\circ$  с шагом  $0,05^\circ$  методом непрерывного сканирования. Обработку данных дифрактометрического эксперимента выполняли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4. При полнопрофильном анализе дифракционных картин выполняли учет текстуры по текстурной модели March–Dollase [11]. Поправка интенсивности любого максимума  $hkl$  в этой модели производится введением эффективного множителя повторяемости  $M_{hkl}$ :

$$M_{hkl} = \sum_{i=1}^m (\tau^2 \cos^2 \varphi_i + \tau^{-1} \sin^2 \varphi_i)^{-3/2}, \quad (1)$$

где  $\tau$  — коэффициент текстуры,  $m$  — кристаллографический множитель повторяемости данного семейства эквивалентных плоскостей  $\{hkl\}$ ,  $\varphi_i$  — наименьшее значение угла с нормалью к данной плоскости  $(hkl)_i$  и заданным вектором текстуры. Соответственно выражению (1) при отсутствии текстуры  $\tau = 1$ , при  $0 < \tau < 1$  значения  $M_{hkl} > 1$ , и интенсивность максимума  $hkl$  становится большей по сравнению с нетекстурированным образцом, а при  $\tau > 1$  значения  $M_{hkl} < 1$ , и интенсивность максимума  $hkl$  становится меньшей по сравнению с нетекстурированным образцом.

Микроструктуру сплава исследовали с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ-106И. Химический состав сплава определяли с помощью энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного анализатора «EXPERT 3L». Автоматическое микроиндендентирование выполнялось на приборе «Микрон-гамма» пирамидой Берковича с нагрузкой 0,3 Н по методу [12] при комнатной температуре.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При выборе металлов для ВЭС с целью получения неупорядоченного твердого раствора необходимо учитывать следующие факторы: атомные радиусы металлов должны быть близкими по отношению друг к другу, соизмеримая электроотрицательность, подобные электронные концентрации элементов, энтальпия и энтропия смешения сплава. Слишком большое отрицательное значение энтальпии вызывает формирование интерметаллидов, а положительная энтальпия часто приводит к разделению атомов в равновесных фазах из-за ликвации элементов с низкой взаимной растворимостью. Согласно [13], энталь-

пия смешения исходного сплава FeCoNiMnCr  $\Delta H_{\text{mix}} = -4,8$  кДж/моль, а энтропия смешения  $\Delta S_{\text{mix}} = 13,38$  Дж·моль<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup>. Для образования ГЦК твердого раствора необходимо, чтобы средняя электронная концентрация была больше 8,2 эл./ат. [14].

Исходный высокоэнтропийный сплав состоит из 3d-переходных металлов Fe, Co, Ni, Mn и Cr. В таблице 1 приведены структурные характеристики исходных металлов по данным [13–16]. Эти элементы окисляются на воздухе при разных температурах (например, Fe — 473 К, а Ni — выше 1073 К). Поэтому, для будущего применения ВЭСов важным является то, как будут вести себя сплавы при высоких температурах на воздухе, которые в своем составе имеют пять вышеуказанных элементов. При использовании Mn как одного из основных элементов при конструировании высокоэнтропийных сплавов необходимо учитывать его сродство к кислороду.

Химический состав исходного сплава до и после окисления в атмосфере, содержащей кислород, а также после удаления оксидного слоя представлен в табл. 2.

Кристаллическая структура литого многокомпонентного высокоэнтропийного эквиатомного сплава FeCoNiMnCr в исходном состоянии при температуре 293 К была определена с помощью метода рентгеновской дифракции как однофазный твердый раствор с ГЦК-решеткой (период  $a = 0,3609$  нм (табл. 3, рис. 1, а), текстура  $\tau = 0,72$  в направлении [200]). На рисунке 2 изображены микроstructures высокоэнтропийного сплава FeCoNiMnCr в исходном состоянии, после охлаждения образца до комнатной температуры и после снятия оксидного слоя. На рисунке 2, а видно, что микроstructure сплава соответствует однородному твердому раствору. Во время отжига при температуре 773 К в процессе высокотемпературной рентгеновской дифракции фиксировалось увеличение периода ГЦК-решетки до  $a = 0,3633$  нм (табл. 3), при этом оксидная пленка не образуется.

**ТАБЛИЦА 1.** Атомный радиус, период решетки, кристаллическая структура, электронная концентрация ( $E/A$ ) и коэффициент термического расширения ( $KTR$ ) элементов высокоэнтропийного сплава FeCoNiMnCr [13–16].

Элемент	Атомный радиус, нм	Период решетки, нм	Кристаллическая структура	$E/A$	$KTR, \alpha \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$
Fe	0,124	0,2866	ОЦК	8	12,0
Co	0,125	0,2507	ГПУ	9	12,2
Ni	0,124	0,3524	ГЦК	10	13,0
Mn	0,130	0,3081	ОЦК, $T = 1407 \text{ К}$	7	22,0
Cr	0,125	0,2884	ОЦК	6	5,0

**ТАБЛИЦА 2.** Химический состав сплава FeCoNiMnCr в исходном состоянии и после окисления в атмосфере, содержащей кислород и после снятия оксидного слоя с поверхности образца.

Элементы	Химический состав сплава, ат. %		
	Исходное состояние	После окисления	После снятия оксидного слоя
Fe	19,98	8,37	20,02
Co	20,02	6,88	20,50
Ni	20,08	6,66	20,20
Mn	19,63	10,83	19,84
Cr	20,28	9,44	19,45
O	–	57,83	–

Эффективная глубина проникновения рентгеновских лучей в исследуемый образец составляет 10–15 мкм (в зависимости от угла дифракции).

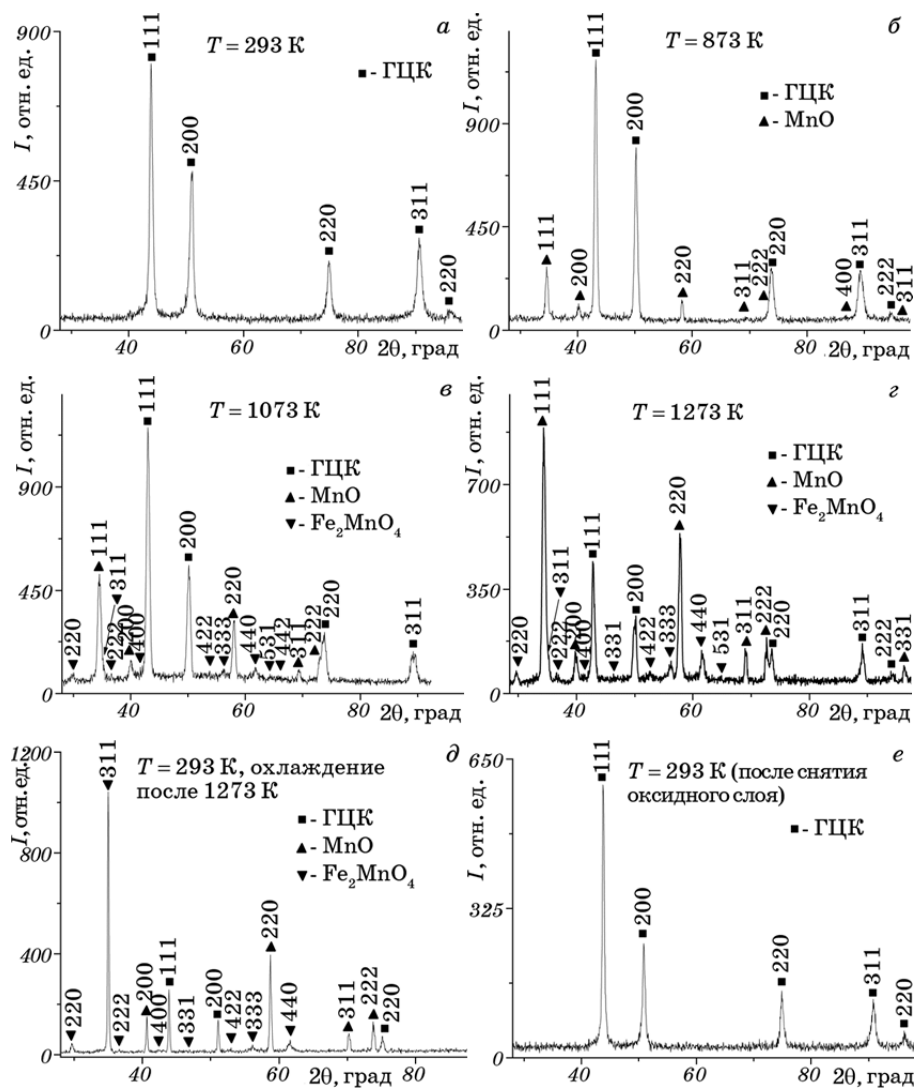
В этом объеме при температуре 873 К (рис. 1, б) было зафиксировано первые порции оксида MnO (17% масс.) с характерным периодом кубической решетки ( $a = 0,4489$  нм), при этом период ГЦК-

**ТАБЛИЦА 3.** Температура съемки, структура, период решетки, количество фазы и коэффициент текстуры сплава FeCoNiMnCr.

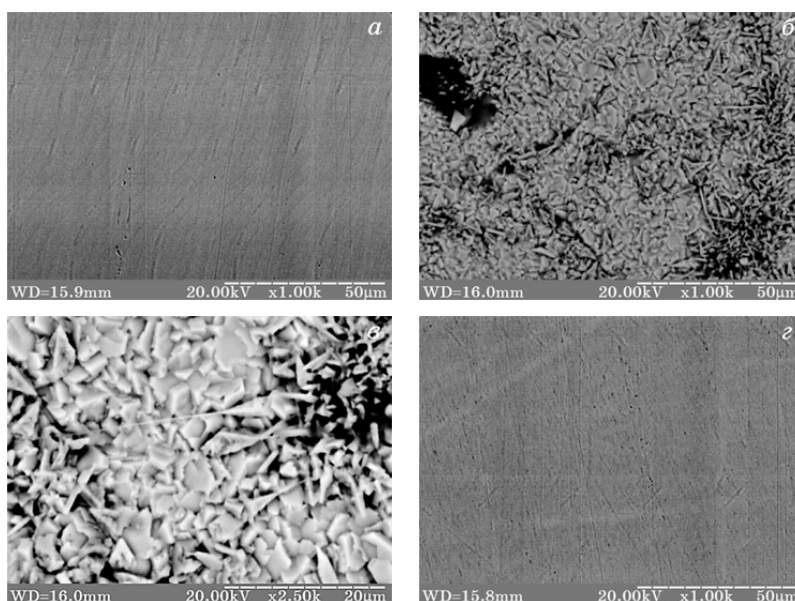
Температура съёмки, К	Структура	Период решетки, нм	Количество фазы, % масс.	Коэффициент текстуры
293	ГЦК	0,3609	100	(0,72) <sub>200</sub>
773	ГЦК	0,3633	100	–
873	ГЦК	0,3639	83	(0,71) <sub>200</sub>
	MnO	0,4489	17	–
1073	ГЦК	0,3631	70	–
	MnO	0,4488	17	(0,46) <sub>111</sub>
	Fe <sub>2</sub> MnO <sub>4</sub>	0,8493	13	–
1273	ГЦК	0,3634	32	–
	MnO	0,4491	57	–
	Fe <sub>2</sub> MnO <sub>4</sub>	0,8615	11	–
293 К, охлаждение после 1273 К	ГЦК	0,3576	15	–
	MnO	0,4447	27	–
	Fe <sub>2</sub> MnO <sub>4</sub>	0,8511	58	–
293 К, после снятия оксидного слоя	ГЦК	0,3596	100	–

решетки увеличился незначительно ( $a = 0,3639$  нм), что совпадает с расчетной величиной, учитывая коэффициент термического расширения (коэффициент текстуры  $\tau = 0,71$  в направлении  $[200]$ ).

Вероятнее всего, образование оксида MnO можно объяснить большим химическим сродством Mn по отношению к кислороду в



**Рис. 1.** Рентгенограммы высокоэнтропийного эквивалентного сплава FeCoNiMnCr при температурах окисления:  $T = 293$  К (а),  $T = 873$  К (б),  $T = 1073$  К (в),  $T = 1273$  К (г), при комнатной температуре, после охлаждения (д), после снятия оксидного слоя (е). Монохроматическое  $\text{CuK}\alpha$ -излучение.



**Рис. 2.** Микроструктуры высокоэнтروпийного многокомпонентного сплава FeCoNiMnCr: в исходном состоянии (увеличение  $\times 1000$ ) (а), после высокотемпературного окисления ( $T = 1273$  К) (увеличение  $\times 1000$  и  $\times 2500$  соответственно) (б, в) и после снятия оксидного слоя (увеличение  $\times 1000$ ) (з).

сравнении с другими элементами сплава. На рисунке 3 представлена зависимость периодов ГЦК-решетки твердого раствора высокоэнтропийного сплава в зависимости от температуры. По данным значений периода решетки в интервале температур 293–773 К был рассчитан коэффициент термического расширения по формуле:

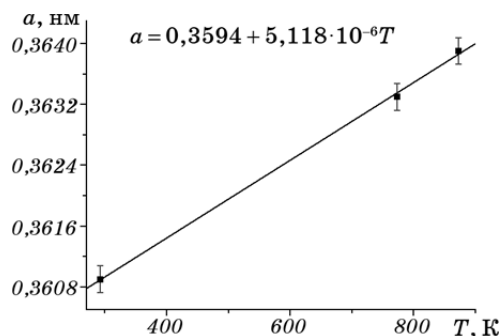
$$\alpha = \frac{1}{\Delta T} \frac{\Delta a}{a_0}, \quad (2)$$

где  $\Delta T = T_1 - T_0$  — разница температур, (в нашем случае  $T_1 = 773$  К, а  $T_0 = 293$  К),  $\Delta a = a_1 - a_0$  — разница периодов решетки при указанных температурах,  $a_0$  — период решетки при температуре  $T_0$ . В этом интервале температур для исходного ГЦК твердого раствора экспериментальный КТР составляет  $(13,9 \pm 0,2) \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ . Теоретическое значение КТР высокоэнтропийного сплава было рассчитано по правилу смеси:

$$\alpha_{\text{теор}} = \sum_i c_i \alpha_{\text{теор}i}, \quad (3)$$

где  $c_i$  — атомный процент  $i$ -го элемента,  $\alpha_{\text{теор}i}$  — теоретический коэффициент термического расширения  $i$ -го элемента. В таблице 1





**Рис. 3.** Зависимость периодов ГЦК-решетки твердого раствора от температуры.

представлены значения КТР для чистых элементов сплава FeCoNiMnCr [16]. Теоретический КТР для этого сплава равен  $(12,8 \pm 0,2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Среднее значение КТР из данных аппроксимационной зависимости (рис. 3) в интервале температур 293–873 К составляет  $(14,2 \pm 0,2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Наблюдаемые различия между теоретическим значением КТР и экспериментально установленными величинами, по-видимому, объясняются феноменологичностью применения закона Вегарда в случае высокоэнтропийного сплава. Такое приближение в действительности не учитывает особенностей парного взаимодействия разных сортов атомов между собой.

Несмотря на повышение температуры до 1073 К (рис. 1, в), период ГЦК-решетки твердого раствора незначительно уменьшился ( $a = 0,3631 \text{ нм}$ ). По-видимому, это можно объяснить обеднением поверхности твердого раствора атомами Mn с наибольшим атомным радиусом среди других металлических элементов при формировании на поверхности оксида.

Также при температуре 1073 К, кроме оксида MnO с периодом решетки 0,4488 нм в количестве 17% масс. и коэффициентом текстуры  $\tau = 0,41$  в направлении [111], был зафиксирован сложный кубический оксид  $\text{Fe}_2\text{MnO}_4$  (13% масс.) с периодом решетки  $a = 0,8493 \text{ нм}$ . При температуре 1273 К (рис. 1, г) наблюдается небольшое увеличение периода ГЦК-решетки твердого раствора ( $a = 0,3634 \text{ нм}$ ), а его количество значительно уменьшилось (32% масс.). Это можно объяснить увеличением толщины слоя оксида MnO (57% масс.,  $a = 0,4491 \text{ нм}$ ) и, в связи с этим, уменьшением интенсивности дифракционных линий ГЦК-решетки твердого раствора. Период решетки сложного оксида  $\text{Fe}_2\text{MnO}_4$  (11% масс.) увеличился до значения,  $a = 0,8615 \text{ нм}$ . Это связано с термическим расширением, а также с формированием оксида на основе Mn, атомный радиус которого наибольший среди остальных металлических элементов (табл. 1).

После охлаждения образца (рис. 1, *д*) в камере до комнатной температуры, период ГЦК-решетки твердого раствора значительно уменьшился ( $a = 0,3576$  нм). А количество этого твердого раствора уменьшилось практически вдвое в сравнении с результатами, полученными при 1273 К. Периоды решеток оксидов также уменьшились ( $a = 0,4447$  нм для MnO и  $a = 0,8511$  нм для  $Fe_2MnO_4$ ). Основной причиной такого перераспределения количества фаз в оксидах является постепенное охлаждение от 1273 К до комнатной температуры с дальнейшим протеканием процесса окисления.

На рисунке 2, *б* видно, что микроструктура сплава при комнатной температуре (после охлаждения от 1273 К) уже не является однородной. При большем увеличении (рис. 2, *в*) видно, что поверхность сплава имеет сложную структуру.

Следует отметить, что после того, как сплав был вынут из камеры, на поверхности образца наблюдался продукт окисления зеленого цвета.

После того как оксидная пленка была удалена, рентгеноструктурный анализ (рис. 1, *е*) показал, что сплав — однофазный (рис. 2, *з*) с кристаллической ГЦК-решеткой (период решетки  $a = 0,3596$  нм). Видно, что в сравнении с исходным состоянием образца, период ГЦК-решетки твердого раствора уменьшился, что связано с протеканием процессов перераспределения атомов в кристаллической решетке, а также снижением внутренних напряжений.

Твердость высокоэнтропийного сплава FeCoNiMnCr после окисления имеет значение  $2,1 \pm 0,2$  ГПа, а модуль Юнга —  $130 \pm 5$  ГПа.

#### 4. ВЫВОДЫ

Сплав FeCoNiMnCr в исходном состоянии представляет собой твердый раствор на основе кубической структуры с ГЦК-решеткой. При высокотемпературной рентгеновской дифракции окисление сплава начинается при 873 К. На поверхности формируется монооксид MnO, образование которого можно объяснить большим химическим сродством Mn к кислороду в сравнении с другими элементами. При увеличении температуры, кроме монооксида на поверхности, также формируется сложный оксид  $Fe_2MnO_4$ .

Параметр решетки высокоэнтропийного сплава FeCoNiMnCr в температурном интервале 273–873 К изменяется в соответствии с линейной зависимостью (нм):

$$a = 0,3594 + 5,118 \cdot 10^{-6} \cdot T.$$

Коэффициент термического расширения исследованного сплава в этом интервале температур  $\alpha = (14,2 \pm 0,2) \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ .

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. K.-Ch. Hsieh, Ch.-F. Yu, W.-T. Hsieh, W.-R. Chiang, J. S. Ku, J.-H. Lai, Ch.-P. Tu, and Ch. Ch. Yang, *J. Alloys Compd.*, **483**: 209 (2009).
2. Y. P. Wang, B. S. Li, M. X. Ren, C. Yang, and H. Z. Fu, *Mater. Sci. Eng. A*, **491**: 154 (2008).
3. F. J. Wang and Y. Zhang, *J. Mater. Sci. Eng. A*, **496**: 214 (2008).
4. K. B. Zhang, Z. Y. Fu, J. Y. Zhang, W. M. Wang, H. Wang, and Y. C. Wang, *Mater. Sci. Eng. A*, **508**: 214 (2009).
5. Y. J. Zhou, Y. Zhang, F. J. Wang, and G. L. Chen., *Appl. Phys. Lett.*, **92**: 241917 (2008).
6. С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский, Н. И. Даниленко, М. В. Карпец, *Современные проблемы физического материаловедения*, **17**: 126 (2008).
7. С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский, *Современные проблемы физического материаловедения*, **20**: 48 (2011).
8. В. Ф. Горбань, В. А. Назаренко, Н. И. Даниленко, М. В. Карпец, Н. А. Крапивка, С. А. Фирстов, Е. С. Макаренко, *Деформация и разрушение материалов*, № 9: 2 (2013).
9. J.-W. Yeh, Y.-L. Chen, S.-J. Lin, and S.-K. Chen, *Mater. Sci. Forum*, **560**: 1 (2007).
10. J. Jiang and X. Luo, *Adv. Mater. Res.*, **652–654**: 1115 (2013).
11. W. A. Dollase, *J. Appl. Cryst.*, **19**: 267 (1986).
12. С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский, Н. А. Мамека, *Наука и технологии*, **11**: 26 (2007).
13. M.-X. Ren, B.-S. Li, and H.-Zh. Fu, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **23**: 991 (2013).
14. F. Otto, Y. Yang, H. Bei, and E. P. George, *Acta Mater.*, **61**, No. 7: 2628 (2013).
15. Г. Шульце, *Металлофизика* (Москва: Мир: 1971).
16. *Физические величины: Справочник* (Ред. И. С. Григорьев, Е. З. Мейлихов) (Москва: Энергоатомиздат: 1991).

## REFERENCES

1. K.-Ch. Hsieh, Ch.-F. Yu, W.-T. Hsieh, W.-R. Chiang, J. S. Ku, J.-H. Lai, Ch.-P. Tu, and Ch. Ch. Yang, *J. Alloys Compd.*, **483**: 209 (2009).
2. Y. P. Wang, B. S. Li, M. X. Ren, C. Yang, and H. Z. Fu, *Mater. Sci. Eng. A*, **491**: 154 (2008).
3. F. J. Wang and Y. Zhang, *J. Mater. Sci. Eng. A*, **496**: 214 (2008).
4. K. B. Zhang, Z. Y. Fu, J. Y. Zhang, W. M. Wang, H. Wang, and Y. C. Wang, *Mater. Sci. Eng. A*, **508**: 214 (2009).
5. Y. J. Zhou, Y. Zhang, F. J. Wang, and G. L. Chen, *Appl. Phys. Lett.*, **92**: 241917 (2008).
6. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, E. P. Pechkovskiy, N. I. Danilenko, and M. V. Karpets, *Sovremennye Problemy Fizicheskogo Materialovedeniya*, **17**: 126 (2008) (in Russian).
7. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, and E. P. Pechkovskiy, *Sovremennye Problemy Fizicheskogo Materialovedeniya*, **20**: 48 (2011) (in Russian).

- Russian).
8. V. F. Gorban', V. A. Nazarenko, N. I. Danilenko, M. V. Karpets, N. A. Krapivka, S. A. Firstov, and E. S. Makarenko, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, No. 9: 2 (2013) (in Russian).
  9. J.-W. Yeh, Y.-L. Chen, S.-J. Lin, and S.-K. Chen, *Mater. Sci. Forum*, **560**: 1 (2007).
  10. J. Jiang and X. Luo, *Adv. Mater. Res.*, **652–654**: 1115 (2013).
  11. W. A. Dollase, *J. Appl. Cryst.*, **19**: 267 (1986).
  12. S. A. Firstov, V. F. Gorban', E. P. Pechkovskiy, and N. A. Mameka, *Nauka i Tekhnologii*, **11**: 26 (2007) (in Russian).
  13. M.-X. Ren, B.-S. Li, and H.-Zh. Fu, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **23**: 991 (2013).
  14. F. Otto, Y. Yang, H. Bei, and E. P. George, *Acta Mater.*, **61**, No. 7: 2628 (2013).
  15. G. E. R. Schulze, *Metallphysik* (Berlin: Akademie-Verlag: 1967) (in German).
  16. *Fizicheskie Velichiny: Spravochnik (Physical Quantities: Handbook)* (Eds. I. S. Grigor'ev and E. Z. Meylikhov) (Moscow: Energoatomizdat: 1991) (in Russian).