

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

© 2020 г. Г.Р. Арипов, А.И. Базлов, А.Ю. Чурюмов, В.И. Полькин,
Д.В. Лузгин, С.Д. Прокошкин

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 16.09.19 г., доработана 21.11.19 г., подписана в печать 25.11.19 г.

Многокомпонентные сплавы без базового элемента, также известные как высокоэнтروпийные сплавы, представляют большой интерес для исследований. В данной работе исследована микроструктура сплава $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Al}_{20}$ в литом, отожженном и деформированном состояниях, а также его механические свойства и способность к горячей деформации. Этот сплав является одним из типичных представителей семейства высокоэнтропийных сплавов. Образцы были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере аргона, а затем отливались в медную форму. Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии были использованы для определения температуры солидуса. Гомогенизационный отжиг литых образцов проводился в камерной высокотемпературной печи на воздухе. Микроструктуру сплава изучали методом сканирующей электронной микроскопии и дифракцией рентгеновских лучей. Микрорентгеноспектральный анализ с привлечением рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии применяли для определения химического состава образовавшихся фаз. Показано, что в результате кристаллизации образуются три твердых раствора с кристаллической структурой ОЦК (у одного из трех) и ГЦК (у двух). Механические свойства были исследованы при испытаниях на одноосное сжатие и твердость. Деформационные испытания проводились с использованием закаочно-деформационного dilatометра DIL805A/D и комплекса для физического моделирования и динамических термомеханических испытаний «Gleeble 3800» при температурах 900–1100 °С и скоростях деформации 0,1–10,0 с⁻¹ на истинную степень деформации до 1. Выбраны оптимальные режимы гомогенизационного отжига для типичного представителя высокоэнтропийных сплавов, а также оптимальные режимы деформации для получения высоких механических свойств.

Ключевые слова: прокатка, термическая обработка, алюминиевый сплав, механические свойства, анизотропия, микроструктура, высокоэнтропийные сплавы, сплавы без базового компонента, слитки, отжиг, гомогенизационный отжиг, твердость, прочность, пластичность, химический анализ, термомеханическая обработка.

Арипов Г.Р. — аспирант, инженер-исследователь кафедры металловедения цветных металлов (МЦМ) НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: mikki._93@mail.ru.

Базлов А.И. — канд. техн. наук, уч. мастер кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: bazlov@misiss.ru.

Чурюмов А.Ю. — канд. техн. наук, доцент кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: churyumov@misiss.ru.

Полькин В.И. — канд. техн. наук, доцент кафедры обработки металлов давлением (ОМД) НИТУ «МИСиС». E-mail: vipolkin@gmail.com.

Лузгин Д.В. — докт. техн. наук, проф., гл. науч. сотр. Института исследований перспективных материалов Университета Тохoku (2-1-1, Katahira, Aoba-ku, Sendai-shi, Miyagi-ken, 980-8577, Япония). E-mail: dml@wpi-aimr.tohoku.ac.jp.

Прокошкин С.Д. — докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры ОМД, НИТУ «МИСиС». E-mail: sprokoshkin@mail.ru.

Для цитирования: Арипов Г.Р., Базлов А.И., Чурюмов А.Ю., Полькин В.И., Лузгин Д.В., Прокошкин С.Д. Исследование изменения структуры и свойств высокоэнтропийных сплавов при термической и термомеханической обработке. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020. No. 3. С. 32–41. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-3-32-41.

Aripov G.R., Bazlov A.I., Churyumov A.Yu., Polkin V.I., Louzguine-Luzgin D.V., Prokoshkin S.D.

Study of change in the structure and properties of high-entropy alloys during thermal and thermomechanical processing

Multicomponent alloys without a base element, also known as high-entropy alloys, are of great interest for research. This paper studies the microstructure of the $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Al}_{20}$ alloy in a cast, annealed and deformed state, as well as its mechanical properties and hot deformation ability. This alloy is one of the typical representatives of the high-entropy alloy family. Samples were melted in a vacuum

induction furnace in an argon atmosphere, and then cast into a copper mold. Differential scanning calorimetry results were used to determine the solidus temperature. Homogenization annealing of cast samples was carried out in a high-temperature batch furnace in air. The alloy microstructure was studied by scanning electron microscopy and X -ray diffraction. Electron microprobe analysis using energy dispersive X -ray spectroscopy was used to determine the chemical composition of phases formed. It was shown that crystallization results in the formation of three solid solutions, one with a BCC and two with a FCC crystalline structure. Mechanical properties were studied using uniaxial compressive strength and hardness tests. Deformation tests were carried out on a DIL805A/D quenching and deformation dilatometer and a Gleeble 3800 thermal-mechanical physical simulation system at temperatures of 900–1100 °C and strain rates of 0.1–10.0 s⁻¹ for a true strain degree of up to 1. Optimal homogenization annealing modes for the typical representative of high-entropy alloys, and optimal deformation modes were selected to obtain high mechanical properties.

Keywords: rolling, heat treatment, aluminum alloy, mechanical properties, anisotropy, microstructure, high-entropy alloys, alloys without a base component, ingots, annealing, homogenization annealing, hardness, strength, ductility, chemical analysis, thermal deformation processing.

Aripov G.R. — postgraduate student, research engineer of the Department of physical metallurgy of non-ferrous metals (PMNFM), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: mikki._93@mail.ru.

Bazlov A.I. — Cand. Sci. (Tech.), educational master of the Department of PMNFM, NUST «MISIS». E-mail: bazlov@mis.ru.

Churyumov A.Yu. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof. of the Department of PMNFM, NUST «MISIS». E-mail: churyumov@mis.ru.

Polkin V.I. — Cand. Sci. (Tech.), associate prof. of the Department of metals forming, NUST «MISIS». E-mail: vipolkin@gmail.com.

Louzguine-Luzgin D.V. — Dr. Sci. (Tech.), prof., principal researcher of Institute for Advanced Materials Research, Tohoku University (2-1-1, Katahira, Aoba-ku, Sendai-shi, Miyagi-ken, 980-8577, Japan). E-mail: dml@wpi-aimr.tohoku.ac.jp.

Prokoshkin S.D. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), prof. of the Department of metals forming, NUST «MISIS». E-mail: sprokoshkin@mail.ru.

Citation: Aripov G.R., Bazlov A.I., Churyumov A.Yu., Polkin V.I., Louzguine-Luzgin D.V., Prokoshkin S.D. Study of change in the structure and properties of high-entropy alloys during thermal and thermomechanical processing. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2020. No. 3. P. 32–41 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-3-32-41.

Введение

Эксперименты в области создания принципиально новых многокомпонентных сплавов, развитие методов их получения с применением обработки давлением или термической обработки необходимы для формирования современного класса конструкционных и функциональных материалов. Многокомпонентные сплавы без базового элемента (также известные как высокоэнтروпийные сплавы) обычно содержат 5 или более компонентов [1, 2]. Они необходимы для стабилизации фазы твердого раствора по сравнению с конкурирующими интерметаллическими соединениями [3]. Известно, что образование твердых растворов облегчается при малой разнице атомных размеров у составляющих компонентов, а также слабоотрицательной энтальпии их смешения (правило Юм—Розери) [4, 5] в противоположность аморфным сплавам, образование которых требует обратных соотношений [6]. Также было обнаружено, что наименьшие значения вязкости наблюдались у расплавов с большей конфигурационной энтропией [7].

В связи с этим тугоплавкие [8] или 3d-пере-

ходные металлы, расположенные в правой части Периодической системы Д.И. Менделеева после ванадия, являются общепризнанной основой для получения высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), а алюминий, титан или другие металлы вводятся в качестве упрочнителей.

Термин «высокоэнтропийные сплавы», хотя и стал широко употребляемым, является не очень удачным, так как рост числа компонентов приводит не только к увеличению конфигурационной энтропии, но и возможному появлению атомных пар с высокой энтальпией образования химических соединений [9, 10]. Кроме того, использование модели идеальных твердых растворов может приводить к ошибочным значениям энтропии растворов [11].

Обычно ВЭС имеют однофазную или двухфазную структуру типа твердого раствора с ОЦК-и/или ГЦК-решеткой. Например, структура и фазовые превращения в эквиатомном сплаве AlFeCoNiCu были исследованы в литом и отожженном состояниях с применением просвечива-

ющей электронной микроскопии. Литой сплав AlFeCoNiCu хоть и имел в основном однофазную структуру типа твердого раствора с ОЦК-решеткой, в дендритных и междендритных областях характеризовался распадом твердого раствора с выделением не менее 6 фаз с различными морфологией, типами структуры (A2, B2, L12) и химическим составом [12, 13].

Механические свойства ВЭС были исследованы при повышенной и комнатной температурах [14–16]. Сплавы показали достаточно высокую прочность на сжатие, что раскрывает их высокий потенциал для использования в промышленности, в том числе и при высоких температурах [17–19]. В работах [20–22] изучено влияние термической обработки на структуру и свойства ВЭС. Исследования [23–25] показали, что прокатка сплава CoCrFeNiMn при комнатной и криогенной температурах приводит к измельчению микроструктуры, обусловленному деформационным двойникованием.

В то же время в литературе недостаточно данных по изменению структуры ВЭС при отжиге и горячей деформации, свойства многих сплавов исследованы только в литом состоянии.

Настоящая работа представляет результаты комплексных исследований сплава $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Al}_{20}$, полученного на базе переходных металлов с добавлением алюминия. Этот сплав, содержащий в равных атомных долях переходные металлы и алюминий, является одним из типичных представителей семейства ВЭС [12, 13]. Хром не вводился из-за склонности к образованию упорядоченной сигма-фазы с железом. Микроструктура и фазовый состав данного сплава были исследованы ранее, но только в литом состоянии [26].

Методика исследования

Приготовление сплава $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Al}_{20}$ (состав приведен в ат.%) проводилось в вакуумной индукционной печи в атмосфере аргона из шихтовых материалов в виде чистых металлов (чистота не менее 99,9 мас.%). Отливки размером $20 \times 50 \times 120$ мм были получены литьем в медную изложницу.

Микроструктурные исследования и химический анализ по сечению слитков выполнены на микроскопе «Vega 3 LMN» (Tescan, Чехия) с привлечением рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии. Согласно микрорентгеноспектральному анализу (МРСА), химический состав изготовленного сплава почти идентичен планируемому.

Рентгеноструктурный и фазовый анализы (РСФА) осуществлялись на рентгеновских дифрактометрах «Advance D8» (Bruker, Германия) в монохроматизированном излучении $\text{CuK}\alpha$. Температуры плавления и кристаллизации определялись методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Для оценки механических свойств сплавов использован твердомер «Buehler MacroMet 5101T» (Buehler, США) и механическая разрывная машина DIGI-TESTOR 971/3000D (Instron Wolpert Wilson Instruments, Великобритания).

Термомеханическая обработка (ТМО) проводилась в два этапа:

— сначала на закалочно-деформационном dilatометре DIL805A/D обрабатывали цилиндрические образцы диаметром 5 мм и высотой 10 мм с подбором оптимальной скорости деформации;

— далее цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм испытывали на комплексе физического моделирования термомеханических процессов «Gleeble 3800» (Dynamic Systems, Inc., США) с использованием модуля «Hydrawedge II» при различных температурах в интервале 900–1100 °C на истинную степень деформации до 1.

Влияние термообработки на механические свойства сплава определялось в результате испытаний на сжатие цилиндрических образцов высотой 15 мм и диаметром 10 мм. Оптимальная скорость деформации составила $0,1 \text{ с}^{-1}$.

Результаты и их обсуждение

Анализ химического состава слитков показал незначительное отклонение от планируемого номинального состава.

Средний химический состав экспериментальных образцов был следующим, ат.%:

Fe	19,1 ± 0,2
Ni	20,3 ± 0,2
Co	19,6 ± 0,2
Cu	20,7 ± 0,2
Al	20,3 ± 0,2

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии определены температуры ликвидуса ($\sim 1247 \pm 5$ °C) и солидуса ($\sim 1231 \pm 5$ °C) сплава.

Получение минимальных значений твердости после гомогенизации необходимо для опти-

мизации последующей обработки деформацией. Скорость охлаждения с температуры гомогенизационного отжига является важным параметром для ВЭС. Сложный химический состав сплавов предполагает упрочнение за счет выделения интерметаллидов и/или частиц вторичных фаз при медленном охлаждении. С другой стороны, возможное мартенситное превращение при высокой скорости охлаждения может значительно увеличить прочностные характеристики, что нежелательно с точки зрения последующей деформации. Из анализа опубликованных данных изначально была выбрана температура гомогенизационного отжига 850 °С, что по отношению к температуре плавления составляет $0,8t_{пл}$.

В работе использовали два режима охлаждения: с печью ($V \sim 1$ °С/мин) и в воде ($V \sim 200$ °С/с). Полученные результаты измерения твердости образцов после гомогенизационного отжига различной продолжительности представлены на рис. 1.

Медленное охлаждение с температуры гомогени-

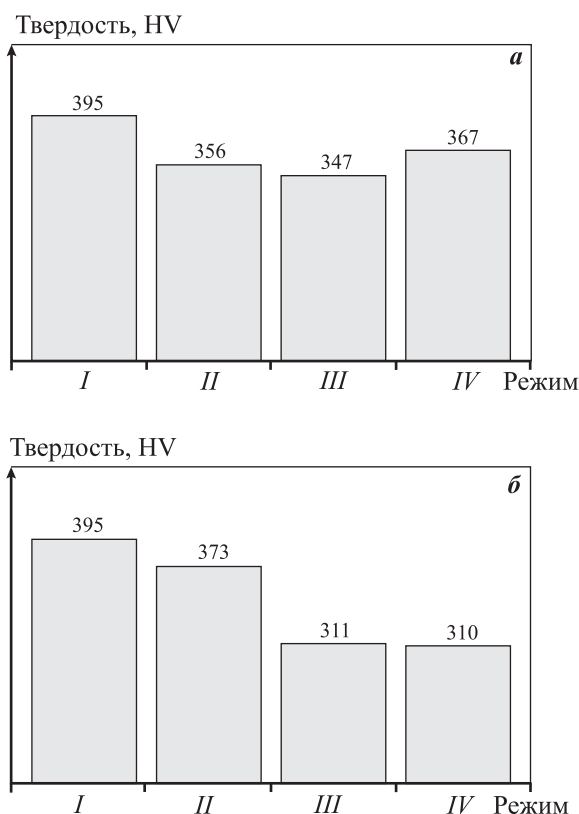


Рис. 1. Твердость образцов исследованного сплава после различных режимов гомогенизации

Температура отжига 850 °С

Скорость охлаждения – 1 °С/мин (а) и 200 °С/с (б)

Время отжига τ , ч: – 0 (I), 2 (II), 4 (III), 6 (IV)

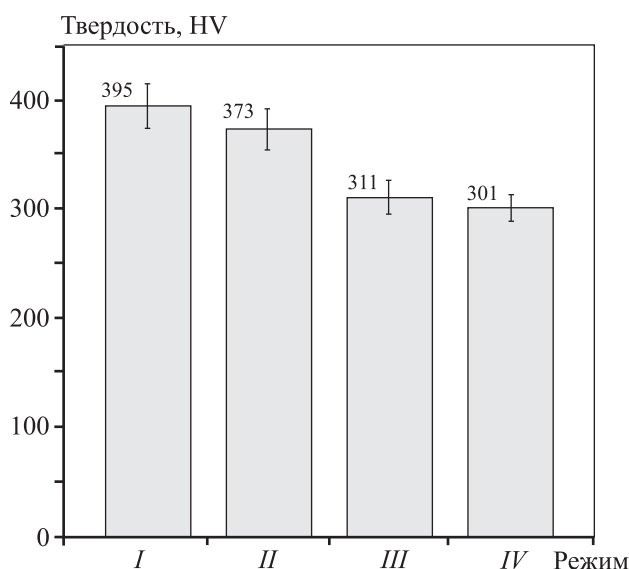


Рис. 2. Изменение твердости образцов исследованного сплава с увеличением температуры гомогенизационного отжига с 850 °С ($0,8t_{пл}$) до 1100 °С ($0,9t_{пл}$)

I – литое состояние; II – 850 °С, 2 ч; III – 850 °С, 4 ч; IV – 1100 °С, 2 ч

низационного отжига при $V \sim 1$ °С/мин приводит к незначительному снижению значений твердости – на 12 %. При быстром охлаждении происходит образование пересыщенного твердого раствора, что позволяет избежать выделения интерметаллидов и включений вторичной фазы, и твердость сплава значительно уменьшается – на 22 % (до 310 HV).

Исходя из полученных данных, для оптимизации технологии и снижения затрат на термообработку был проведен гомогенизационный отжиг при температуре 1100 °С ($0,9t_{пл}$) с последующим быстрым охлаждением. Результаты, представленные на рис. 2, показывают, что гомогенизация в сплаве полностью проходит при $t = 850$ °С ($0,8t_{пл}$) и $\tau = 4$ ч, а при температуре отжига 1100 °С ($0,9t_{пл}$) продолжительность гомогенизационного отжига можно сократить в 2 раза.

Анализ структурных и фазовых изменений после гомогенизационного отжига

Для подтверждения завершения гомогенизационного отжига на сканирующем электронном микроскопе был проведен сравнительный анализ структур и химического состава фаз в образцах в литом и гомогенизированном состояниях (рис. 3).

Структура сплава в литом состоянии представляет собой первичные кристаллы твердого раствора с ОЦК-решеткой (темная фаза), по границам которых наблюдается формирование твердого раствора с ГЦК-решеткой (светлая фаза) (см. рис. 3, *а*). При большем увеличении в структуре ГЦК-фазы четко различимы светлые области, представляющие собой ГЦК-фазы с близким периодом решетки (ГЦК1 и ГЦК2). Объемные доли фаз составляют: ОЦК — 86 %, ГЦК1 — 11 %, ГЦК2 — 3 %.

Гомогенизационный отжиг с последующей закалкой приводит к растворению фазы ГЦК2 и изменению объемных долей фаз. После гомогенизационного отжига в структуре присутствуют два твердых раствора — один с ГЦК-решеткой, другой с ОЦК (см. рис. 3, *б*). Объемные доли фаз составляют 43 и 57 % соответственно.

Результаты МРСА, приведенные в табл. 1, свидетельствуют о наличии в структуре сплава трех и

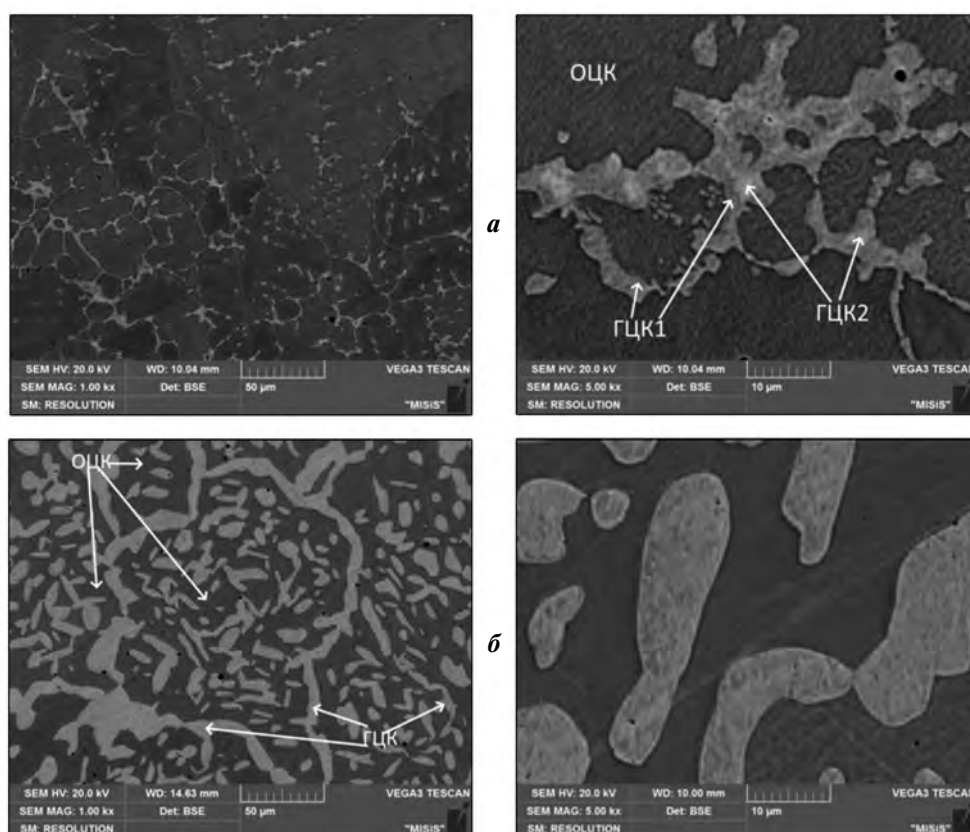


Рис. 3. Микроструктура образцов исследованного сплава при различном увеличении

а — литое состояние, *б* — после гомогенизационного отжига (1100 °С, 2 ч) с последующей закалкой

Таблица 1

Результаты МРСА образца исследованного сплава

Состояние образца	Фаза	Доля фазы, об. %	Элементный состав, атм. %				
			Al	Fe	Co	Ni	Cu
Литое	Темная (ОЦК)	86	23,4 ± 0,6	20,0 ± 1,7	20,0 ± 0,4	19,2 ± 0,2	17,3 ± 3,0
	Светлая (ГЦК1)	11	18,3 ± 0,7	17,5 ± 1,0	16,4 ± 0,4	18,1 ± 0,3	29,6 ± 6,3
	Самая светлая (ГЦК2)	3	15,8 ± 0,4	5,7 ± 0,3	6,1 ± 0,3	9,6 ± 0,2	62,7 ± 16,6
Гомогенизированное	Светлая (ГЦК)	43	15,2 ± 0,3	22,4 ± 1,4	19,5 ± 0,5	17,0 ± 0,2	25,9 ± 1,0
	Темная (ОЦК)	57	26,9 ± 0,1	18,1 ± 0,7	20,3 ± 0,3	21,3 ± 0,1	13,5 ± 0,7

двух фаз соответственно для литого и отожженного состояний, которые различаются химическим составом. Доверительные интервалы рассчитаны с учетом критерия Стьюдента.

Результаты МРСА сплава в литом состоянии показали небольшие различия в распределении железа, никеля и кобальта в ГЦК1- и ОЦК-фазах, в то время как основные расхождения наблюдаются в содержаниях алюминия и меди. Также можно видеть, что фаза ГЦК2 сильно обогащена медью и фактически представляет из себя твердый раствор на ее основе.

Гомогенизационный отжиг сплава привел к растворению фазы, богатой медью, с выделением большого количества крупных кристаллов фазы с ОЦК-решеткой в теле зерна твердого раствора с ГЦК-решеткой. При этом можно заметить незначительное перераспределение легирующих элементов (Fe, Cu) относительно литого состояния между ОЦК- и ГЦК-фазами. После термической обработки соотношение объемных долей фаз с ГЦК- и ОЦК-решетками близко к 1, что позволяет говорить о наличии дууплексной структуры в исследуемом сплаве (как в сталях с аустенитом и ферритом) и возможном сочетании высокой прочности и пластичности.

Результаты рентгеноструктурного анализа, представленные на рис. 4, подтверждают наличие двухфазной структуры в отожженном состоянии. В случае литого образца периоды ГЦК-решеток двух фаз, обогащенных медью, очень близки и соответствующие им пики трудноразделимы.

Микроструктура сплава после гомогенизационного отжига представляет собой смесь двух

фаз — с ОЦК-решеткой (ее период $a = 2,864 \text{ \AA}$) и ГЦК ($a = 3,616 \text{ \AA}$). Наличие дууплексной структуры обеспечивает высокую прочность данного сплава и пластичность.

На комплексе моделирования процессов «Gleeble 3800» была проведена термомеханическая обработка исследованного сплава с разными скоростями деформации ($0,1$; $1,0$ и $10,0 \text{ с}^{-1}$) при $t = 900$, 1000 и $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (на рис. 5 приведены кривые сжатия сплава).

При температуре $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ термомеханическая обработка сплава приводит к растрескиванию материала при всех скоростях деформации, с чем и связано уменьшение напряжения течения, наблюдаемое на кривых сжатия.

При скорости деформации $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$ происходит разупрочнение сплава, обусловленное прохождением процессов возврата и рекристаллизации, способствующих сохранению пластичности, так как на поверхности образца не наблюдается образования трещин. Однако при высоких скоростях деформации отмечается возникновение трещин на боковой поверхности образцов.

При $\dot{\epsilon} = 0,1$ и $1,0 \text{ с}^{-1}$ уровень напряжения течения примерно постоянен, что может свидетельствовать о прохождении возврата и динамической рекристаллизации. При высокой скорости деформации эти процессы затруднены и наблюдается растрескивание материала. На рис. 6 представлены фотографии образцов после термомеханической обработки.

У исследованного сплава имеется температурный и скоростной интервал, в котором возможна деформация без разрушения, а выход за его грани-

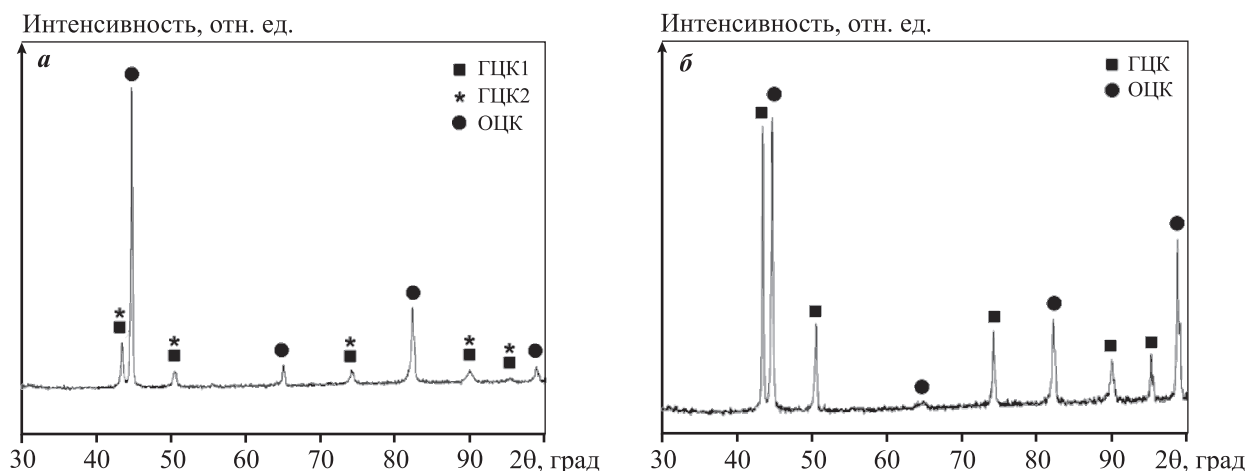


Рис. 4. Дифрактограмма сплава в литом состоянии (а) и после отжига ($1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч) с последующей закалкой (б)

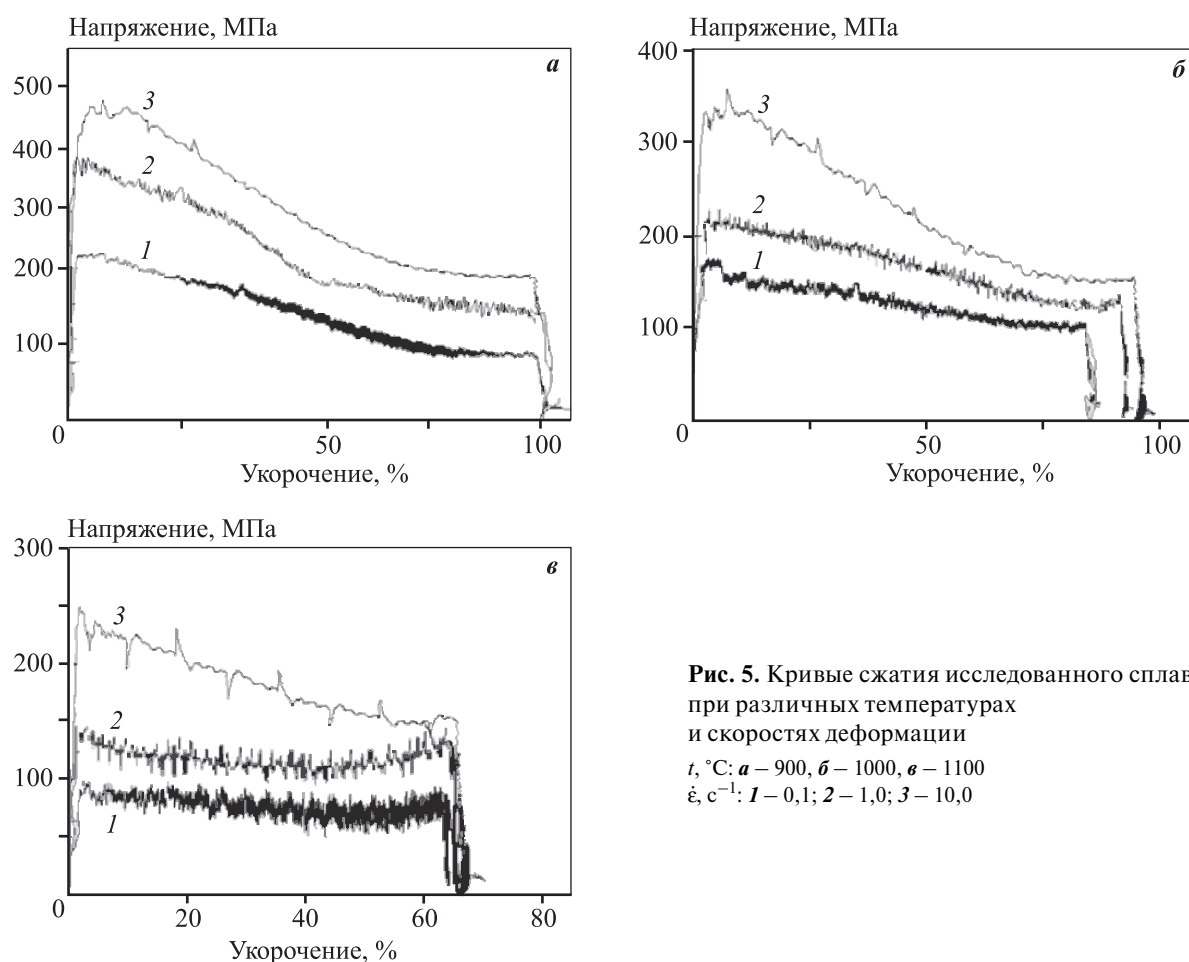


Рис. 5. Кривые сжатия исследованного сплава при различных температурах и скоростях деформации
 t , °C: *a* – 900, *б* – 1000, *в* – 1100
 $\dot{\epsilon}$, с⁻¹: 1 – 0,1; 2 – 1,0; 3 – 10,0

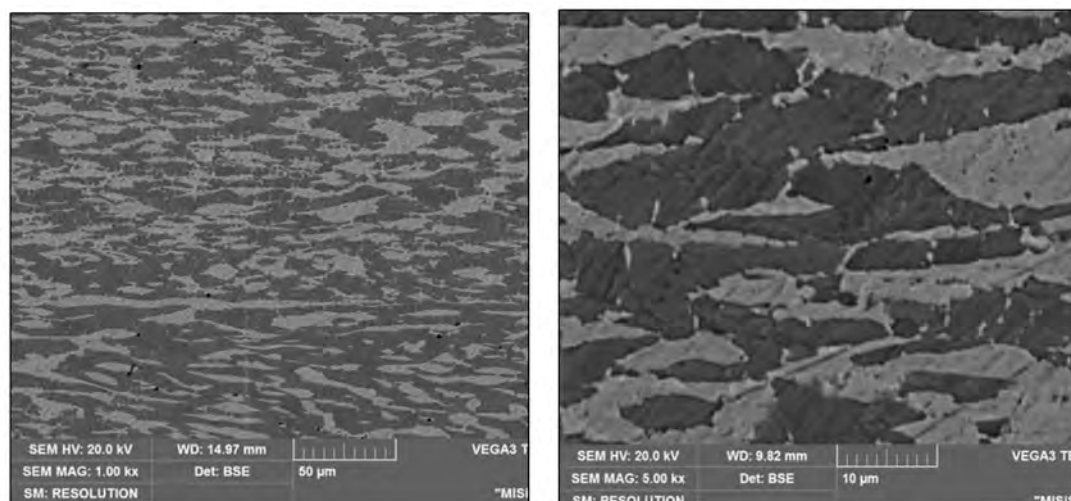


Рис. 6. Микроструктура исследованного сплава после деформации на 90 % при $t = 1000$ °C со скоростью 0,1 с⁻¹ при различных увеличениях

цы приводит к образованию больших трещин на начальном этапе пластической деформации, что делает ее в дальнейшем невозможной.

На рис. 6—8 показана микроструктура исследо-

ванного сплава после деформации при различных скоростях и температурах.

Структура сплава после деформации при $t = 1000$ °C и $\dot{\epsilon} = 0,1$ с⁻¹ представляет собой дефор-

Таблица 2

Механические свойства исследованного сплава в литом состоянии и после отжига при температуре 1100 °С в течение 2 ч

Состояние образца	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное укорочение, %
Литое	1078 ± 26	1674 ± 51	2,5 ± 1,9
Отожженное	1040 ± 31	1340 ± 38	15,0 ± 1,5

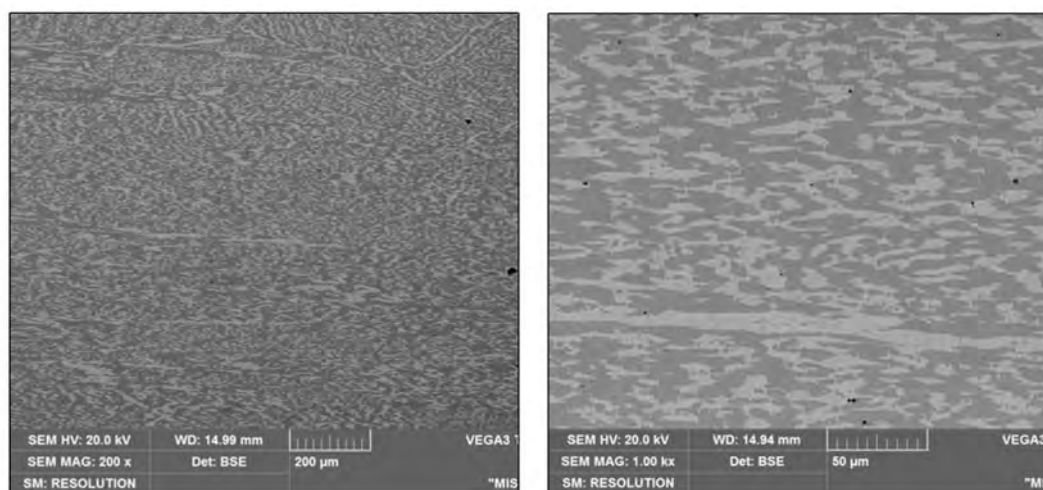


Рис. 7. Микроструктура исследованного сплава после деформации на 70 % при $t = 1100$ °С со скоростью $0,1 \text{ с}^{-1}$ при разных увеличениях

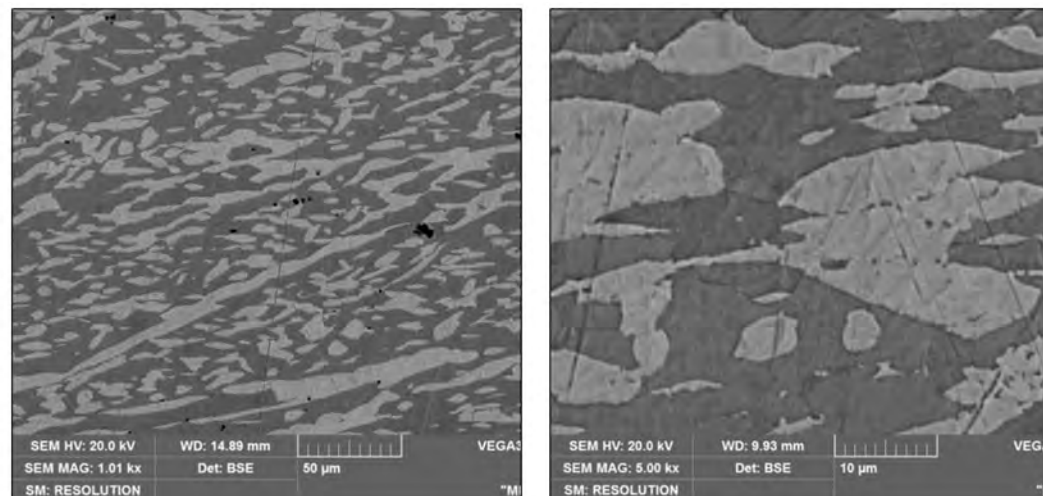


Рис. 8. Микроструктура исследованного сплава после деформации на 70 % при $t = 1100$ °С со скоростью $1,0 \text{ с}^{-1}$ при разных увеличениях

мированную смесь ГЦК- и ОЦК-фаз. Видно, что в процессе деформации светлая фаза (обогащенная медью) не рекристаллизуется в отличие от темной, о чем свидетельствует наличие в структуре темной фазы мелких равноосных зерен.

Структура сплава после деформации при $t = 1100$ °С и $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$ — это деформированная смесь ГЦК- и ОЦК-фаз.

Микроструктура исследованного сплава после деформации при $t = 1100$ °С и $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ с}^{-1}$ на 70 % характеризует слабдеформированную смесь ГЦК- и ОЦК-фаз. При этой скорости деформации сильно наследуется структура отожженного состояния. В табл. 2 представлены механические свойства сплава в литом и отожженном состояниях.

Гомогенизационный отжиг сплава привел к

снижению его предела прочности. При этом пластичность сплава сильно возросла, а значение условного предела текучести осталось практически неизменным. Это связано с растворением неравновесной фазы в процессе гомогенизационного отжига. Такое сочетание механических свойств благоприятно сказывается на технологичности сплава в процессе горячей обработки давлением.

Заключение

В данной работе исследована микроструктура сплава $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Al}_{20}$, в литом, отожженном и деформированном состояниях, а также его механические свойства и способность к горячей деформации. Обнаружено, что микроструктура сплава состоит в литом состоянии из трех, а в гомогенизированном — из двух твердых растворов с ГЦК и ОЦК решетками.

В результате исследований был выбран оптимальный режим гомогенизационного отжига — температура $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($0,9t_{\text{пл}}$) и продолжительность 2 ч с последующим ускоренным охлаждением. Гомогенизационный отжиг приводит к значительному увеличению пластичности сплава при сохранении достаточно высокого предела текучести.

Проведение термомеханической обработки на комплексе физического моделирования «Gleeble 3800» показало, что сплав обладает невысокой технологической пластичностью при значительных скоростях деформации и низкой температуре. Установлен оптимальный режим деформации — скорость деформации $0,1\text{ с}^{-1}$ и температура $1000\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке
Министерства образования и науки
Российской Федерации в рамках реализации
Программы повышения конкурентоспособности
НИТУ МИСиС
(грант № К2А-2018-060).

Литература/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. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Adv. Eng. Mater.* 2004. No. 6(5). P. 299—303.
2. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Mater.* 2017. No. 122. P. 448—511.
3. Портной В.К., Леонов А.В., Филиппова С.Е., Стрелецкий А.Н., Логачева А.И. Механохимический синтез и превращения при нагреве высокоэнтروпийного сплава системы Cr—Fe—Co—Ni—Al—Ti . *Неорг. материалы.* 2014. Т. 50. No. 12. С. 1300—1308.
4. Portnoi V.K., Leonov A.V., Filippova S.E., Streletskii A.N., Logacheva A.I. Mechanochemical synthesis and heating-induced transformations of a high-entropy alloy of Cr—Fe—Co—Ni—Al—Ti alloy. *Inorg. Mater.* 2014. Vol. 50. No. 12. P. 1202—1211.
5. Ивченко М.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н., Вандерка Н. Особенности микроструктуры литых высокоэнтропийных эквиатомных сплавов AlCrFeCoNiCu . *Физика металлов и материаловедение.* 2013. Т. 114. No. 6. С. 561—568.
6. Ivchenko M.V., Pushin V.G., Uksusnikov A.N., Wanderka N. Features of the microstructure of cast highly-entropy equiatomic AlCrFeCoNiCu alloys. *Fizika metallov i metalovedenie.* 2013. Vol. 114. No. 6. P. 561—568 (In Russ.).
7. Wang J., Liu Y., Liu B., Wang Y., Cao Y., Li T., Zhou R. Flow behavior and microstructures of powder metallurgical CrFeCoNiMo . Two high entropy alloy during high temperature deformation. *Mater. Sci. Eng.* 2017. Vol. 689. P. 233—242.
8. Лузгин Д.В., Полькин В.И. Объемные металлические стекла: Получение, структура, структурные изменения при нагреве. *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2015. No. 6. С. 43—52.
9. Luzguine D.V., Pol'kin V.I. Bulk metal glasses: Fabrication, structure, and structural changes under heating. *Russ. Non-Ferr. Met.* 2016. Vol. 57. No. 1. P. 25—32.
10. Чикова О.А., Целев В.С., Выхин В.В., Шмакова К.Ю. Кинематическая вязкость жидких высокоэнтропийных сплавов Cu—Sn—In—Bi—Pb . *Известия вузов. Цветная металлургия.* 2015. Спецвып. С. 57—60.
11. Chikova O.A., Tsepelev V.S., Vyukhin V.V., Shmakova K.Yu. Kinematic viscosity of molten high entropy alloys Cu—Sn—In—Bi—Pb . *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy).* 2015. No. Spec. P. 57—60 (In Russ.).
12. Senkov O.N., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr—Nb—Ti—V—Zr system. *Mater. Sci. Eng.* 2013. Vol. 565. P. 51—62.
13. Sathiaraj G.D., Bhattacharjee P.P., Tsai C.W., Yeh J.W. Effect of heavy cryo-rolling on the evolution of microstructure and texture during annealing of equiatomic CoCrFeMnNi high entropy alloy. *Intermetallics.* 2016. Vol. 69. P. 1—9.
14. Tung C.C., Yeh J.W., Shun T.T., Chen S.K., Huang Y.S., Cheng H.C. On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system. *Mater. Lett.* 2007. Vol. 61. P. 1—5.

11. Tomlin I.A., Kaloshkin S.D. High entropy alloys semi-impossible regular solid solutions. *Mater. Sci. Technol.* 2015. No. 31. P. 1231–1234.
12. Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N. Высокоэнтروпийные эквиатомные сплавы AlCrFeCoNiCu: Гипотезы и экспериментальные факты. *Журн. техн. физики.* 2014. No. 84 (2). С. 57–69.
Ivchenko M.V., Pushin V.G., Wanderka N. Highly-entropy equiatomic AlCrFeCoNiCu alloys: Hypotheses and experimental data. *Russ. J. Appl. Phys.* 2014. Vol. 59. No. 2. С. 211–223.
13. Qiu X.-W. Microstructure and properties of AlCrFeNiCoCu high entropy alloy prepared by powder metallurgy. *J. Alloys Compd.* 2013. Vol. 555. P. 246–249.
14. Stepanova N.D., Shaysultanova D.G., Tikhonovsky M.A., Salishcheva G.A. Tensile properties of the Cr–Fe–Ni–Mn non-equiatomic multicomponent alloys with different Cr contents. *Mater. Design.* 2015. No. 87. P. 60–65.
15. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Meisenkothen F., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy. *J. Mater. Sci.* 2012. Vol. 47. No. 9. P. 4062–4074.
16. Stepanova N.D., Shaysultanova D.G., Yurchenkova N.Yu., Zhrebtsova S.V., Ladygin A.N., Salishcheva G.A., Tikhonovsky M.A. High temperature deformation behavior and dynamic recrystallization in CoCrFeNiMn high entropy alloy. *Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 636. P. 188–195.
17. He J.Y., Zhu C., Zhou D.Q., Liu W.H., Nieh T.G., Lu Z.P. Steady state flow of the FeCoNiCrMn high entropy alloy at elevated temperatures. *Intermetallics.* 2014. Vol. 55. P. 9–14.
18. Wang F.J., Zhang Y. Effect of Co addition on crystal structure and mechanical properties of Ti_{0.5}CrFeNiAlCo high entropy alloy. *Mater. Sci. Eng.* 2008. Vol. 496. No. 1–2. P. 214–216.
19. Fazakas E., Zadorozhnyy V., Varga L., Inoue A., Louzguine-Luzgin D.V., Tian F., Vitos L. Experimental and theoretical study of Ti₂₀Zr₂₀Hf₂₀Nb₂₀X₂₀ (X = V or Cr) refractory high-entropy alloys. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 47. P. 131–138.
20. Ma L.Q., Wang L.M., Zhang T., Inoue A. Bulk glass formation of Ti–Zr–Hf–Cu–M (M = Fe, Co, Ni) alloys. *Mater. Trans.* 2002. Vol. 43. P. 277–280.
21. Nayan N., Singh G., Murty S.V.S.N., Jha A.K., Pant B., George K.M. Hot deformation behaviour and microstructure control in AlCrCuNiFeCo high entropy alloy. *Intermetallics.* 2014. Vol. 55. P. 145–153.
22. Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Салищев Г.А., Тихоновский М.А. Влияние термической обработки на структуру и твердость высокоэнтروпийных сплавов CoCrFeNiMnV_x (x = 0,25, 0,5, 0,75, 1). *Физика металлов и металловедение.* 2017. No. 6. С. 610–621.
Shaisultanov D.G., Stepanov N.D., Salishev G.A., Tikhonovskii M.A. Effect of thermal treatment on the structure and hardness of the high-entropy CoCrFeNiMnV_x (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1). *Fizika metallov i metallovedenie.* 2017. No. 6. P. 610–621 (In Russ.).
23. Stepanov N., Tikhonovsky M., Yurchenko N., Zyabkin D., Klimova M., Zhrebtsov S. Effect of cryo-deformation on structure and properties of CoCrFeNiMn high-entropy alloy. *Intermetallics.* 2015. Vol. 59. P. 8–17.
24. Tong C.J., Chen M.R., Chen S.K., Yeh J.W., Shun T.T., Lin S.J., Chang S.Y. Mechanical performance of the Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multi-principal elements. *Metall. Trans.* 2005. Vol. 36. P. 1263–1271.
25. Li S., Wang Y.P., Ren M.X., Yang C., Fu H.Z. Effects of Mn, Ti and V on the microstructure and properties of AlCrFeCoNiCu high entropy alloy. *Mater. Sci. Eng.* 2008. Vol. 498. P. 482–486.
26. Zhuang Y.X., Liu W.J., Chen Z.Y., Xue H.D., He J.C. Effect of elemental interaction on microstructure and mechanical properties of FeCoNiCuAl alloys. *Mater. Sci. Eng.* 2012. Vol. 556. P. 395–399.