

PACS numbers: 61.05.cp, 62.20.Qp, 64.70.kd, 64.75.Nx, 68.35.Dv, 68.37.Hk, 68.70.+w

## **Исследования структуры и распределения химических элементов в литых высокоэнтروпийных сплавах системы $Al_xFeNiCoCuCr$**

В. М. Надутов, С. Ю. Макаренко, П. Ю. Волосевич, В. П. Залуцкий

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

Приведены результаты изучения структуры и распределения химических элементов в высокоэнтропийных сплавах (ВЭС) системы  $Al_xFeNiCoCuCr$  ( $x = 1, 1,5, 1,8$ ) в литом состоянии. Исследования выполнены методами рентгеноструктурного, металлографического и электронно-микроскопического анализов с использованием энергодисперсионного анализа элементов. Механические свойства определяли измерением твёрдости и микротвёрдости. Установлено, что ВЭС содержат ОЦК- и ГЦК-фазы, причём сплав с эквивалентным составом содержит две ГЦК-фазы с повышенным содержанием меди, отличающиеся параметром кристаллической решётки. Обнаружено неоднородное распределение атомов Cu между дендритами и остальными фазами при относительно однородном распределении других химических элементов. Показано, что формирование структуры в разных зонах по сечению слитка и её переход от зёрненной к дендритной зависят от скорости охлаждения слитка, определяемой степенью удаления от контактирующей с подинной поверхности. Выявлено, что в ВЭС дисперсность структурных элементов увеличивается с ростом содержания алюминия. Показано, что в обеднённом по меди твёрдом растворе (внутри зёрен и дендритов) при охлаждении происходит распад с образованием упорядоченных дисперсных выделений пластинчатой формы.

Представлено результати досліджень структури і розподілу хімічних елементів у високоентропійних стопах (ВЕС) системи  $Al_xFeNiCoCuCr$  ( $x = 1, 1,5, 1,8$ ) в литому стані. Дослідження виконано методами рентгеноструктурного, металографічного й електронно-мікроскопічного аналізів з використанням можливостей енергодисперсійного аналізу елементів. Механічні властивості визначали мірянням твердості та микротвердості. Встановлено, що ВЕС складаються з ОЦК- і ГЦК-фаз, причому стоп з еквіатомовим складом містить дві ГЦК-фазы з підвищеним вмістом міді, що відрізняються параметром кристалічної ґратниці. Виявлено неоднорід-

ний розподіл Cu між дендритами та іншими фазами при відносно однорідному розподілі інших хімічних елементів. Показано, що формування структури в різних зонах по перетину зливка і її перехід від зеренної до дендритної залежать від швидкості його охолодження, яка визначається ступенем віддалення від поверхні, що контактує з подиною. Виявлено, що у ВЭС дисперсність структурних елементів збільшується зі зростанням вмісту алюмінію. Показано, що в збідненому за міддю твердому розчині (всередині зерен і дендритів) при охолодженні відбувається розпад з утворенням упорядкованих дисперсних виділень пластинчастої форми.

The results of the study of the structure and distribution of chemical elements in high-entropy alloys (HEA) of  $Al_xFeNiCoCuCr$  system ( $x = 1, 1.5, 1.8$ ) are presented. Investigations are carried out by X-ray, metallographic, and electron microscopy analyses using capabilities of the energy dispersive analysis. Mechanical properties are determined by the hardness and microhardness measurements. As found, the HEA consist of b.c.c. and f.c.c. phases. Furthermore, the alloy with equiatomic composition contains two f.c.c. phases with high copper content and different lattice parameters. Inhomogeneous distribution of Cu is found between dendrites and other phases at a relatively homogeneous distribution of other chemical elements. As shown, both the formation of structure in different areas of ingot section and the transition from grain structure to dendritic one depend on the cooling rate determined by the distance from contact surface of a hearth. As revealed, the dispersion of structural elements of the HEA increases with aluminium content growing. As shown, at the cooling, the decomposition of copper-depleted solid solution (inside the grains and dendrites) is accompanied by formation of ordered disperse precipitates of lamellar shape.

**Ключевые слова:** структура, твёрдость, дендриты, высокоэнтروпийный сплав, электронная микроскопия.

*(Получено 10 апреля 2014 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Постоянная потребность современной техники в материалах с все более высокими служебными характеристиками в определенной мере ведет к постепенному исчерпанию возможностей обычных сплавов, в том числе и на основе железа. В связи с этим растёт интерес исследователей к изучению, так называемых, высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), особенности формирования кристаллической решетки, структурной иерархии, фазового состава и механических свойств которых в настоящее время изучены недостаточно.

Одни из первых исследований ВЭС были выполнены в работах [1, 2] и затем продолжены в [3, 4].

В работе [1] приведены концентрационные и температурные зависимости механических свойств и показано рост твёрдости ВЭС  $Al_xFeNiCoCuCr$  с увеличением содержания алюминия, обнаружена

их высокая термическая стабильность. Установлено, что размер структурных элементов в ВЭС, меняющийся от 7 до 800 нм, в значительной мере определяется скоростью кристаллизации.

Фазовый состав и некоторые особенности структурообразования литых сплавов подобной системы с изменяющимся содержанием алюминия в пределах  $x = 0-3$  как в литом состоянии, так и в лентах, полученных методом спиннингования, изучены в [2]. Найдены предельные концентрации Al ( $x = 1$ ), при которых происходят переходы от однофазной ГЦК- к двухфазной ГЦК-ОЦК- и затем однофазной ОЦК-структурам, а также реализуется спинодальный распад, ведущий к формированию модулированной структуры. Приведена концентрационная зависимость параметров кристаллической решетки ГЦК- и ОЦК-фаз и показан их рост при увеличении содержания Al. Установлено, что фаза с ГЦК-решеткой обогащена медью.

В работе [3] изучено влияние отклонения от эквиаотности в сторону уменьшения концентрации каждого из элементов ( $x = 0,5$ ) в ВЭС AlFeNiCoCuCr на фазовый состав дендритных и интердендритных областей и их твёрдость. Показано, что снижение содержания меди до  $x = 0,5$  содействует формированию только ОЦК-фазы, благодаря чему существенно повышается твёрдость ВЭС за счет твердорастворного механизма упрочнения. Однофазная ОЦК-структура в эквиаотном ВЭС AlFeNiCoCuCr была обнаружена лишь после быстрого ( $10^6-10^7$  К/с) охлаждения расплава в отличие от состояния, полученного обычным металлургическим методом со скоростью охлаждения ( $10-20$  К/с) [4]. Обнаружены несколько ОЦК- и ГЦК-фаз, медьсодержащих выделений пластинчатой формы и обогащенных медью выделений с ГЦК-решеткой.

Результаты недавних исследований структурных и фазовых превращений, происходящих в эквиаотном ВЭС AlFeNiCoCuCr при медленном охлаждении после быстрой закалки из расплава и термообработок, приведены в работах [5, 6], где, в отличие от [1-4], было установлено, что в литом сплаве с дендритной микроструктурой происходит распад с выделением не менее шести фаз с разной морфологией, структурой и химическим составом. А после быстрой закалки формируется ультрамелкозернистая ОЦК-структура. Был выявлен ряд атомных кластеров с разным содержанием химических элементов, существенно отличающимся от эквиаотного.

Таким образом, единой точки зрения относительно фазового состава, структурообразования и распределения химических элементов в ВЭС системы  $Al_xFeNiCoCuCr$ , в частности, в литом состоянии нет, и требуется развитие исследований в данном направлении. Это связано с высокой твёрдостью сплавов, открывающей перспективы получения изделий методом литья. В связи с этим, настоящая работа посвящена изучению особенностей формирования структуры и твёрдости в разных зонах по сечению слитков ВЭС системы

$Al_xFeNiCoCuCr$ , распределения химических элементов между фазовыми составляющими при эквивалентном составе  $x = 1$  и его отклонении в сторону роста содержания Al.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В работе выполнено изучение литого состояния трёх сплавов, химический состав которых по результатам спектрального анализа приведен в табл. 1.

Плавка производилась в вакуумно-дуговой печи с последующей кристаллизацией слитка на охлаждаемой водой медной подине. Масса слитков составляла 30 г. Они имели форму штабиков с размерами 15×10×40 мм. Исследования выполняли с помощью методов рентгеноструктурного анализа с использованием дифрактометра «ДРОН-3М» и  $CoK_{\alpha}$ -излучения, металлографии (НЕОРНОТ 21) и электронной микроскопии (JEM-2000FX) с использованием методики энергодисперсионного анализа. Механические свойства определяли методами измерения твёрдости по Виккерсу на приборе ТП-7Р-1 при нагрузке 30 кг и микротвёрдости на ПМТ-3 при нагрузке на индентор 100 г с использованием четырехгранной алмазной пирамиды [7].

Шлифы для выполнения металлографических исследований готовились по традиционной схеме с использованием механической обработки (резки, полировки) и последующего травления в реактиве Келлера (15% —  $HNO_3$ , 10% —  $HCl$ , 5% —  $HF$ , 70% —  $H_2O$ ). Изучение структур выполнялось на образцах, вырезанных в продольном и поперечном сечениях слитков.

## 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно полученным рентгеновским данным, ВЭС  $Al_xFeCoNiCuCr$

ТАБЛИЦА 1. Химический состав сплава  $Al_xFeCoNiCuCr$ .

| Обозначение образца | $x$ | Содержание химических элементов, масс.% (ат.%) |        |        |        |        |        |
|---------------------|-----|--|--------|--------|--------|--------|--------|
|                     |     | Al   | Fe     | Co     | Ni     | Cu     | Cr     |
| A <sub>1</sub>      | 1   | 8,8  | 18,1   | 18,3   | 18,9   | 19,7   | 16,0   |
|                     |     | (17,2)   | (17,1) | (16,3) | (16,9) | (16,3) | (16,2) |
| A <sub>2</sub>      | 1,5 | 12,2   | 17,4   | 17,3   | 18,6   | 19,4   | 14,9   |
|                     |     | (23,0)   | (15,9) | (14,9) | (16,1) | (15,5) | (14,6) |
| A <sub>3</sub>      | 1,8 | 14,9   | 16,8   | 17,1   | 17,7   | 18,7   | 14,7   |
|                     |     | (27,3)   | (14,9) | (14,4) | (14,8) | (14,6) | (14,0) |

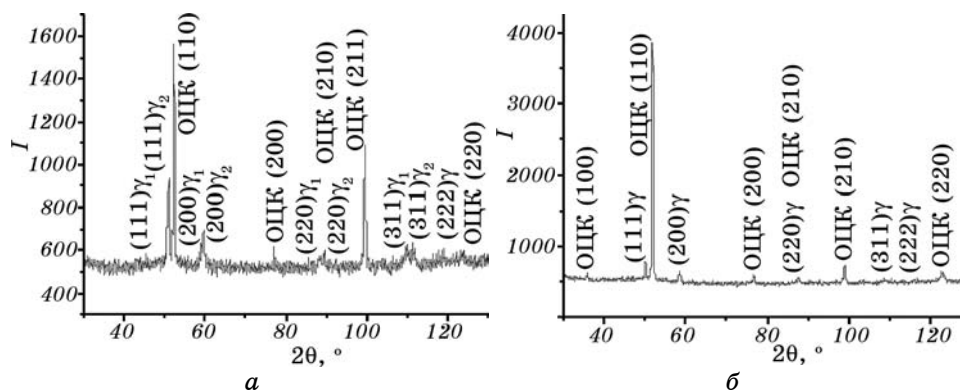


Рис. 1. Дифрактограммы ВЭС  $\text{Al}_x\text{FeCoNiCuCr}$  с различным содержанием Al:  $x = 1$  ( $A_1$ ) (а),  $x = 1,8$  ( $A_3$ ) (б).

состоят из ГЦК- и ОЦК-фаз (рис. 1), что согласуется с рассчитанной диаграммой состояния [2]. При этом в отличие от сплавов  $A_2$  ( $x = 1,5$ ) и  $A_3$  ( $x = 1,8$ ) (рис. 1, б), эквиатомный сплав  $A_1$  ( $x = 1$ ) (рис. 1, а) содержит одну ОЦК- и две ГЦК-фазы. При отклонении от эквиатомности по содержанию Al параметр кристаллической решетки ОЦК-фазы растёт от 0,2871 до 0,2882 нм, а ГЦК-фазы — от 0,3592 до 0,3648 нм. Полученные данные согласуются с результатами измерений концентрационной зависимости периодов решетки ОЦК- и ГЦК-фаз в сплаве  $\text{Al}_x\text{FeCoNiCuCr}$  [2] и свидетельствуют о растворении Al в обеих фазовых составляющих.

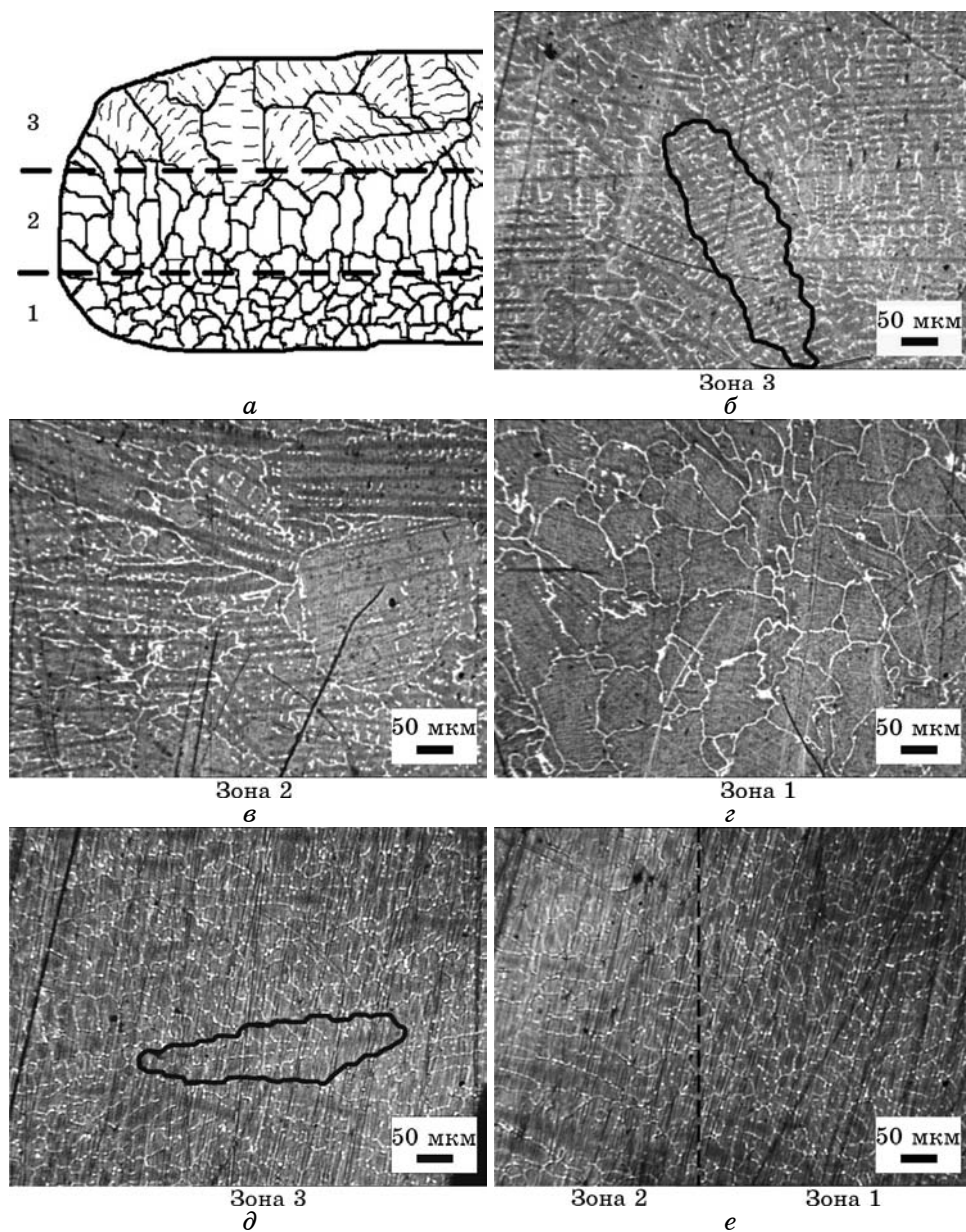
Анализ результатов металлографических исследований слитков во взаимно перпендикулярных сечениях свидетельствует о том, что их структура по характеру своей организации подобна, однако отличается по степени дисперсности при переходе от контактирующей с подиной к свободной стороне слитка (зоны 1 и 3 соответственно на рис. 2, а). Основные закономерности её формирования по зонам в слитках  $A_1$  и  $A_3$  отражены на рис. 2.

Зона 1 соответствует придонным частям слитков, имеющим в каждом случае зёрненную структуру различной дисперсности.

Зона 2 расположена над ней и сформирована преимущественно столбчатыми образованиями, вытянутость которых перпендикулярна к придонной поверхности слитка.

Зона 3 представляет собой дендритную область кристаллизации с различными направлениями осей дендритов, границы ветвей которых декорированы выделениями.

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что с увеличением концентрации Al увеличивается дисперсность структуры слитков во всех зонах. Так, в приповерхностной части слитка  $A_1$  ( $x = 1$ ), области с параллельным расположением полос, соответ-



**Рис. 2.** Схематическое изображение организации структуры продольного сечения слитков ВЭС  $Al_xFeCoNiCuCr$  (а) и результаты их металлографических исследований  $A_1$  (б, в, г) и  $A_3$  (д, е) по зонам соответственно.

ствующим ветвям дендритов (рис. 2, б, д), имеют размеры (толщину), лежащие в интервале от 150 до 500 мкм.

В тоже время, в слитке  $A_3$  ( $x = 1,8$ ) размеры аналогичных областей не превышают 250–300 мкм. Измельчение структуры в слитке  $A_3$  сопровождается более активным декорированием границ дендритов выделениями, содержащими медь и алюминий.

В придонной части слитка  $A_1$  размер зерен лежит в интервале 25–200 мкм, в то время как в слитке  $A_3$  он уменьшается до 15–60 мкм.

Анализ результатов исследований иерархии структуры поверхностей полированных шлифов образцов  $A_1$  и  $A_3$ , полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии, свидетельствует о том, что они в областях формирования дендритов (зона 3, серый фон) представлены в виде параллельно расположенных участков, границы которых декорированы системами строчечных (светлых) выделений, преимущественно глобулярной формы, с размерами, лежащими в интервале значений от 0,2 до 2,5 мкм (рис. 2, а). По характеру организации структур сплав  $A_2$  подобен  $A_1$  при незначительном увеличении ширины полосчатых образований и содержания светлых глобулярных частиц внутри дендритов в  $A_2$ .

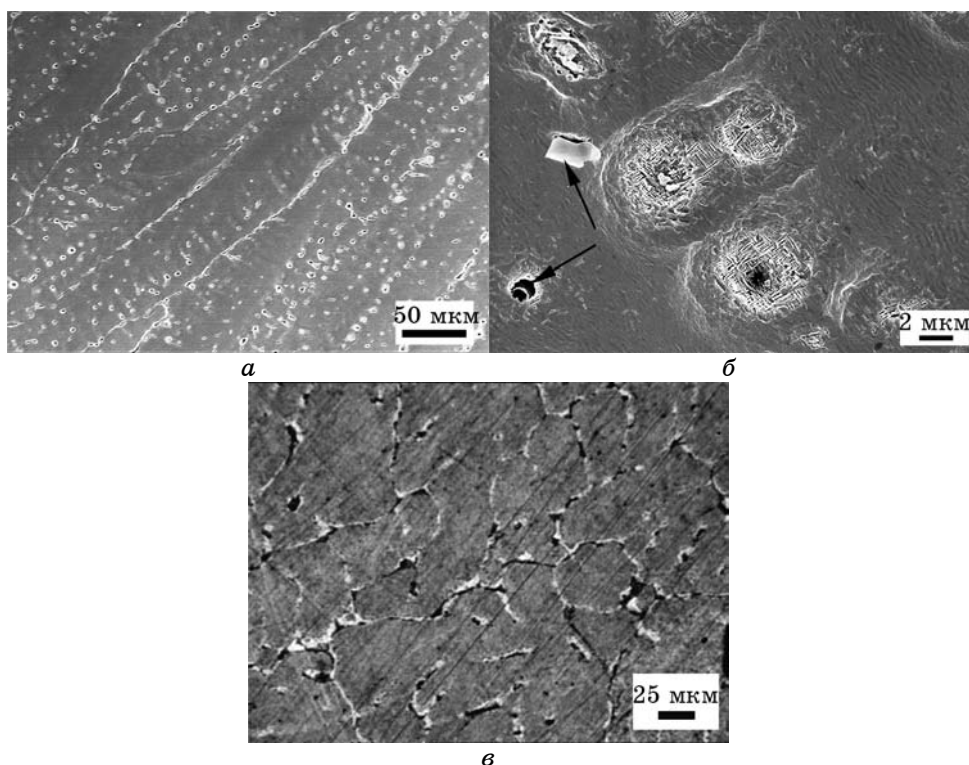
Более вытянутые светлые выделения сосредоточены вдоль параллельных границ элементов структуры дендритов, сформировавшихся при кристаллизации. Толщина их ветвей лежит в интервале значений 20–150 мкм.

Как видно из рис. 3, б, вокруг частиц глобулярной формы (в случае их расположения внутри дендритов) в прилежащих к ним областях, наблюдаются дисперсные, параллельные иглообразные (пластинчатые) выделения, объединенные в группы с перпендикулярным взаимным расположением систем частиц.

Подобная картина наблюдается, как показали результаты энергодисперсионного анализа, только у медьсодержащих частиц, концентрация меди в которых превышает 50% (рис. 4, табл. 3). Вокруг других частиц, в том числе содержащих по результатам анализа преимущественно алюминий и железо, иглообразные (пластинчатые) выделения не наблюдаются (рис. 3, б, указаны стрелками). С увеличением концентрации алюминия в сплавах, сопровождающейся измельчением элементов структуры, содержание глобулярных выделений внутри зерен уменьшается при увеличении плотности их распределения по границам. Следует отметить также то, что в структуре всех исследованных сплавов обнаруживаются еще более дисперсные выделения игольчатой (пластинчатой) формы (рис. 3, б).

Структуры сплавов в придонной части слитков характеризуются наличием зерен, границы которых декорированы выделениями второй фазы (рис. 3, в), обогащенной медью (до 62% мас.), что подтверждается результатами энергодисперсионного анализа в отдельных точках.

Оценка результатов выполненного количественного и качествен-

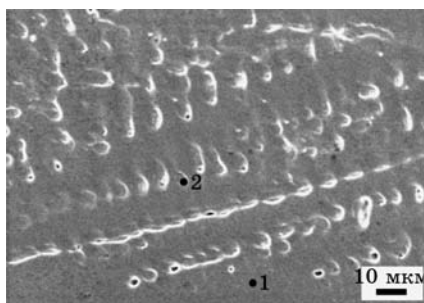


**Рис. 3.** Микроструктура приповерхностной 3 (*a*, *б*) и придонной 1 зон (*в*) сплавов  $Al_xFeCoNiCuCr$  ( $A_1$  и  $A_3$ ): глобулярные частицы расположены вдоль границ дендритов (*a*), внутри них (*б*) и по границам зерен (*в*) соответственно.

ного характера распределения химических элементов как по выявленным структурным особенностям в области строчечных выделений, так и по поверхности шлифа в целом, свидетельствуют о том, что между глобулярными частицами и дендритами существует значительное различие в содержании химических элементов входящих в состав сплавов. При этом содержание меди в глобулярных частицах, сосредоточенных вдоль границ структурных элементов, имеет максимальное значение, как правило, втрое превосходящее её количество в матрице, что согласуется с [8, 9]. В соответствии с рентгеновскими данными глобулярные частицы с высоким содержанием меди (рис. 2, 3) можно представить как фазу с ГЦК-, а дендритную составляющую ВЭС — с ОЦК-решеткой (рис. 1).

Выполненное картирование в спектрах химических элементов, входящих в состав исследованных сплавов, дает схожие результаты и для сплава  $A_1$  (приведены на рис. 5).

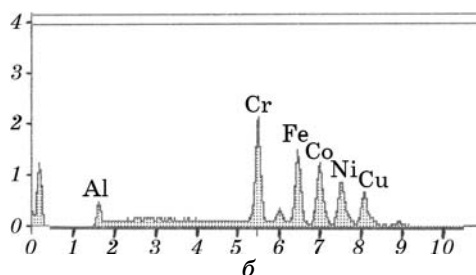




a

**ТАБЛИЦА 2.**

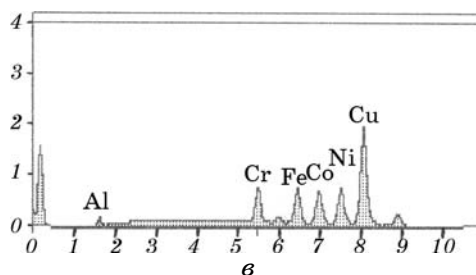
| Элемент | масс.%  | ат.%  |
|---------|---------|-------|
| Al      | 5,69    | 10,99 |
| Cr      | 19,56   | 19,61 |
| Fe      | 22,0    | 20,54 |
| Co      | 21,0    | 18,58 |
| Ni      | 17,78   | 15,79 |
| Cu      | 17,66   | 14,49 |
| Общие   | 103,687 | 100   |



б

**ТАБЛИЦА 3.**

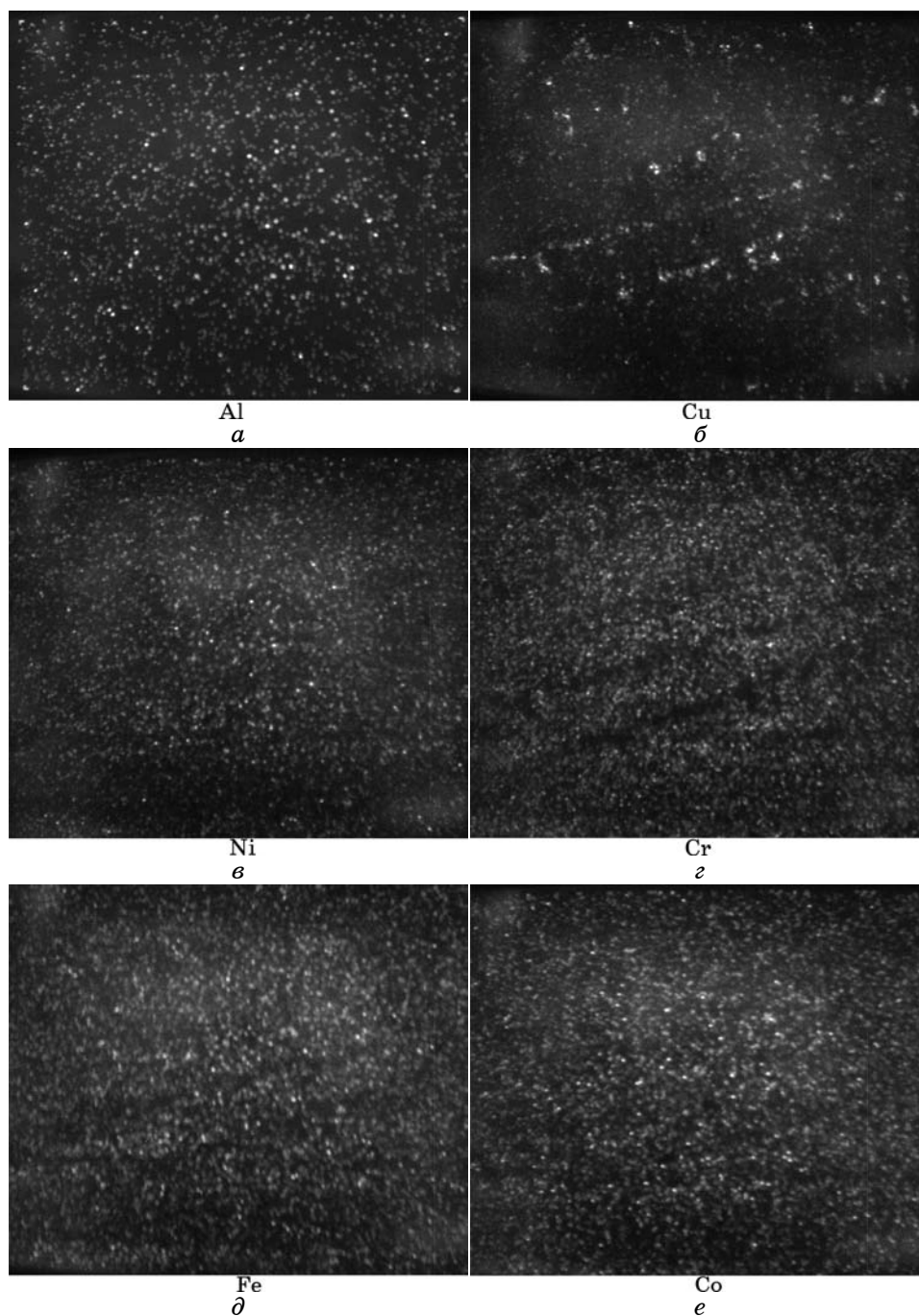
| Элемент | масс.% | ат.%  |
|---------|--------|-------|
| Al      | 2,35   | 5,42  |
| Cr      | 6,63   | 7,93  |
| Fe      | 9,83   | 10,95 |
| Co      | 9,83   | 10,38 |
| Ni      | 14,56  | 15,43 |
| Cu      | 50,95  | 49,90 |
| Общие   | 94,139 | 100   |



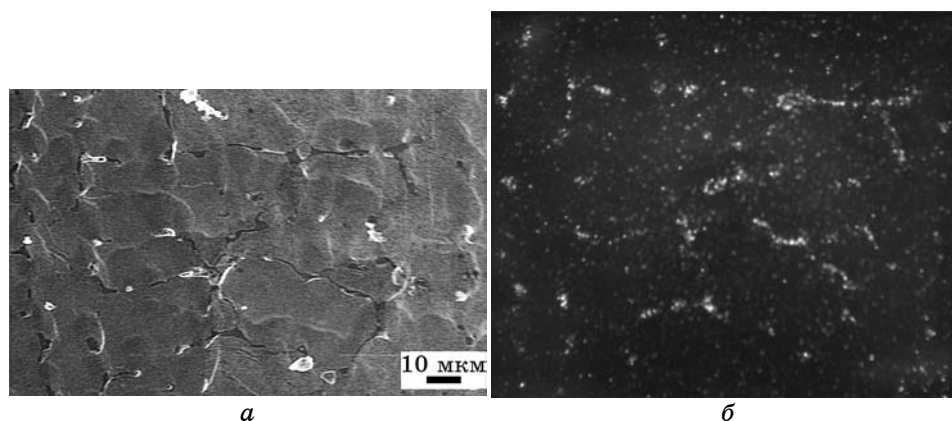
в

**Рис. 4.** Структура поверхности шлифа сплава  $Al_xFeCoNiCuCr A_1$  (a) с обозначенными 1, 2 местами регистрации энергодисперсионных спектров (б, в) и количественным содержанием элементов, соответственно (табл. 2, 3).

Полученные данные подтверждают ранее приведенные результаты и свидетельствуют о том, что строчечные выделения глобулярной и вытянутой формы с размерами 0,3–2 мкм состоят преимущественно из Cu, на что указывает характерное строчечное расположение светящихся областей на карте её распределения (рис. 5, Cu). При этом в соответствующих местах на картах распределения Cr, Fe и Co светящиеся особенности практически не обнаруживаются, указывая на незначительное содержание этих элементов.



**Рис. 5.** Карты распределения химических элементов по поверхности, соответствующие участку структуры ВЭС А<sub>1</sub>, приведенной на рис. 4.



**Рис. 6.** Структура поверхности шлифа ВЭС А<sub>3</sub> (а) и соответствующая ей карта распределения Cu (б).

Сказанное согласуется с результатами количественного анализа. При этом характер распределения Al, Ni, Cr, Fe и Co на соответствующих картах свидетельствует об их более равномерном распределении в областях дендритов по сравнению с Cu.

Подобное картирование, выполненное на участке с зёрненной структурой (рис. 6, а), дает аналогичное распределение медьсодержащих выделений по границам зерен (рис. 5, б).

Отличительные особенности распределения других химических элементов по поверхности шлифа, относительно предыдущего случая (рис. 5), не обнаружены.

Закономерности формирования структуры слитков изученных ВЭС хорошо согласуются с имеющимися представлениями об этом процессе и зависят от скорости охлаждения, регламентирующей особенности кристаллизации и перемещения её фронта, декорированного легкоплавкими медьсодержащими выделениями, в условиях более тугоплавкой матрицы при понижающейся температуре и изменяющейся концентрации меди в твёрдом растворе.

В таблице 4 приведены значения твёрдости в центральной части образцов исследуемых ВЭС, вырезанных из середины слитков. Полученные значения *HV* согласуются с литературными данными для

**ТАБЛИЦА 4.** Значения твёрдости ВЭС Al<sub>x</sub>FeCoNiCuCr.

| Сплав          | <i>x</i> | Твёрдость, <i>HV</i> |
|----------------|----------|----------------------|
| A <sub>1</sub> | 1        | 470                  |
| A <sub>2</sub> | 1,5      | 550                  |
| A <sub>3</sub> | 1,8      | 550                  |

сплавов подобного состава [5, 10, 11], свидетельствуя о высоком уровне твёрдости.

При увеличении содержания Al твёрдость ВЭС растёт до рекордных значений 550 HV.

Высокий уровень твёрдости ВЭС согласуется с результатами измерений микротвёрдости  $H_\mu$  (рис. 7).

При увеличении содержания Al в сплавах ( $x$ ) от 1 до 1,8 среднее значение  $H_\mu$  растёт, изменяясь от 3,8 ГПа для  $A_1$  до 4,5 ГПа для  $A_2$  и 4,8 ГПа для  $A_3$ .

Следует заметить, что микротвёрдость в разных зонах слитка отличается по величине.

Например, в средней зоне 2 (рис. 3, *a*) микротвёрдость сплава  $A_1$  равна 4,0 ГПа, в то время как в нижней (зона 1) и верхней (зона 3) его частях  $H_\mu = 3,8$  ГПа и 3,6 ГПа соответственно (рис. 7).

Такая же тенденция наблюдается и в сплаве  $A_2$  для более высоких значений микротвёрдости: в зоне 1 и 3  $H_\mu = 4,4$  ГПа, а в зоне 2  $H_\mu = 4,7$  ГПа.

Уменьшение микротвёрдости сплавов  $A_1$  и  $A_2$  по мере удаления от центра слитка к краям при более высоких её значениях в середине обусловлены измельчением элементов структуры в зоне 1, уменьшением размеров и увеличением с ростом содержания алюминия (от 1 до 1,5) количества формирующихся частиц, а также в степени распада твёрдого раствора в зонах 1 и 2 (рис. 2, *a, d, e*).

При дальнейшем увеличении содержания Al ( $x = 1,8$ ) в сплаве  $A_3$  изменение значений микротвёрдости при переходе от одной зоны к

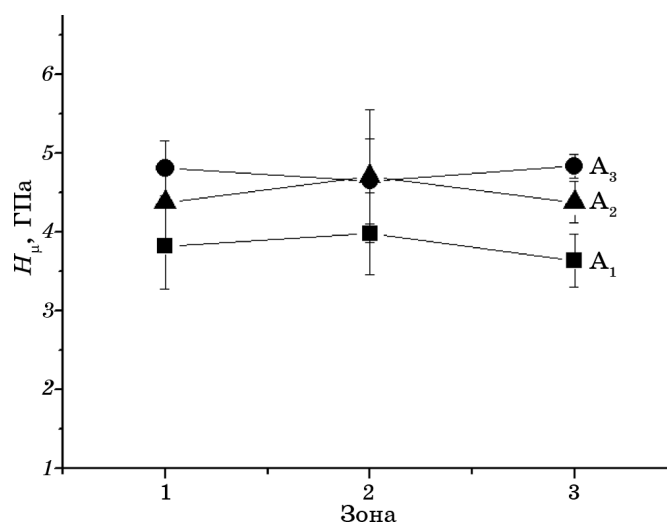


Рис. 7. Микротвёрдость сплавов  $A_1$ ,  $A_2$  и  $A_3$  в нижней — 1, средней — 2 и верхней — 3 зонах слитков.

другой происходит в пределах ошибки измерения. Обнаруженное превышение её значений в периферийных зонах (1 и 3) сплава  $A_3$  с увеличенным содержанием Al по сравнению со сплавами  $A_1$  и  $A_2$  (рис. 7) связано с более мелкозернистой его структурой (рис. 2, *д*, *е*) и повышением количества выделяющихся в процессе распада частиц.

#### 4. ВЫВОДЫ

1. ВЭС  $Al_xFeCoNiCuCr$  ( $x = 1, 1,5, 1,8$ ) в литом состоянии по данным рентгеноструктурного анализа состоят из ОЦК- и ГЦК-фаз, причем сплав с эквиатомным составом содержит две медьсодержащие ГЦК-фазы, отличающиеся параметром кристаллической решетки. Увеличение содержания Al в ВЭС до  $x = 1,5-1,8$  приводит к исчезновению одной из них и сопровождается ростом периодов оставшихся ОЦК- и ГЦК-фаз на 0,8 и 1,6%, соответственно.
2. Обнаружено неоднородное распределение меди в дендритах и других фазах ВЭС при относительно однородном распределении других химических элементов.
3. Строчечный характер глобулярных выделений с высоким содержанием меди наблюдается только на слитках сплавов  $A_1$  и  $A_2$  и связан с понижением её концентрации в дендритах в процессе охлаждения и декорированием жидкими каплями перемещающегося фронта кристаллизации.
4. В местах повышенных скоростей охлаждения (зона 1) слитков со стороны изложницы наблюдается формирование равноосной зёрновой структуры, дисперсность которой увеличивается с ростом содержания алюминия при образовании вдоль границ прослоек с высоким содержанием Cu и Al. По мере удаления от контактирующей с подиной поверхности в сторону свободной наблюдается переход от зёрновой к дендритной структуре.
5. В обедненном по меди твёрдом растворе при охлаждении происходит распад (внутри зерен и дендритов) с образованием упорядоченных дисперсных выделений пластинчатой формы, плотность и равномерность распределения которых увеличивается с ростом концентрации Al.
6. Количество выделяющихся фаз, их дисперсность, характер распределения и содержание в них легирующих элементов определяется, с одной стороны, особенностями кристаллизации более тугоплавкой составляющей с ОЦК-решеткой, сопровождающейся выделениями (типа ликвации) менее тугоплавких частиц глобулярной формы с ГЦК-решеткой и высоким содержанием Cu. Они расположены, как правило, по границам дендритов (зёрен), твёрдый раствор в которых, с другой стороны, в процессе дальнейшего охлаждения претерпевает распад.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, and S.-Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**: 299 (2004).
2. Ch.-J. Tong, Yu-L. Chen, S.-K. Chen, J. W. Yeh, T.-T. Shun, Ch.-H. Tsau, S.-J. Lin, and Sh.-Yu Chang, *Metall. Mater. Trans. A*, **36**: 881 (2005).
3. Ch.-Ch. Tung, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, S.-K. Chen, Yu.-Sh. Huang, and H.-Ch. Chen, *Mater. Lett.*, **61**: 1 (2007).
4. S. Singh, N. Wanderka, B. S. Murty, U. Glatzel, and J. Banhart, *Acta Mater.*, **59**: 182 (2011).
5. М. В. Ивченко, В. Г. Пушин, А. Н. Уксусников, N. Wanderka, *Физ. мет. металловед.*, **114**, № 6: 561 (2013).
6. М. В. Ивченко, В. Г. Пушин, А. Н. Уксусников, N. Wanderka, Н. И. Коуров, *Физ. мет. металловед.*, **114**, № 6: 549 (2013).
7. *Измерение микротвёрдости вдавливанием алмазными наконечниками: ГОСТ 9450-76* (Москва: Издательство стандартов: 1993).
8. А. Е. Вол, *Строение и свойства двойных металлических систем* (Москва: Государственное издательство физико-математической литературы: 1959), т. 1.
9. М. Е. Дриц, Н. Р. Бочвар, Л. С. Гузей, *Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник* (Москва: Наука: 1979).
10. Ch.-J. Tong, Yu-L. Chen, S.-K. Chen, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, Ch.-H. Tsau, Su-J. Lin, and Sh.-Yu Chang, *Metall. Mater. Trans. A*, **36**: 1263 (2005).
11. J.-M. Wu, Su-J. Lin, J.-W. Yeh, S.-K. Chen, Yu.-Sh. Huang, and H.-Ch. Chen, *Wear*, **261**: 513 (2006).

## REFERENCES

1. J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, and S.-Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**: 299 (2004).
2. Ch.-J. Tong, Yu-L. Chen, S.-K. Chen, J. W. Yeh, T.-T. Shun, Ch.-H. Tsau, S.-J. Lin, and Sh.-Yu Chang, *Metall. Mater. Trans. A*, **36**: 881 (2005).
3. Ch.-Ch. Tung, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, S.-K. Chen, Yu.-Sh. Huang, and H.-Ch. Chen, *Mater. Lett.*, **61**: 1 (2007).
4. S. Singh, N. Wanderka, B. S. Murty, U. Glatzel, and J. Banhart, *Acta Mater.*, **59**: 182 (2011).
5. M. V. Ivchenko, V. G. Pushin, A. N. Uksusnikov, and N. Wanderka, *Fiz. Met. Metalloved.*, **114**, No. 6: 561 (2013) (in Russian).
6. M. V. Ivchenko, V. G. Pushin, A. N. Uksusnikov, N. Wanderka, and N. I. Kourov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **114**, No. 6: 549 (2013) (in Russian).
7. *Izmerenie Mikrotverdosti Vdavlivaniem Almaznymi Nakonechnikami (Measurement of Microhardness by Diamond Indentors' Indentation): GOST 9450-76* (Moscow: Izdatel'stvo Standartov: 1993) (in Russian).
8. A. E. Vol, *Stroenie i Svoystva Dvoynykh Metallicheskih Sistem (Structure and Properties of Binary Metal Systems)* (Moscow: Gosudarstvennoe Izdatel'stvo Fiziko-Matematicheskoy Literatury: 1959), vol. 1 (in Russian).
9. M. E. Drits, N. R. Bochvar, and L. S. Guzey, *Dvoynye i Mnogokomponentnye Sistemy na Osnove Medi: Spravochnik (Binary and Multicomponent Systems*

- Based on Copper: Reference Book* (Moscow: Nauka: 1979) (in Russian).
10. Ch.-J. Tong, Yu-L. Chen, S.-K. Chen, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, Ch.-H. Tsau, Su-J. Lin, and Sh.-Yu Chang, *Metall. Mater. Trans. A*, **36**: 1263 (2005).
  11. J.-M. Wu, Su-J. Lin, J.-W. Yeh, S.-K. Chen, Yu.-Sh. Huang, and H.-Ch. Chen, *Wear*, **261**: 513 (2006).