

УДК 539.25:538.911:548.74:669

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}$ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ

© 2024 г. С. Г. Меньшикова*

Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск, 426067 Россия

*e-mail: svetlmensh@mail.ru

Поступила в редакцию 22.12.2023 г.

После доработки 09.02.2024 г.

Принята к публикации 09.02.2024 г.

Методами электронной микроскопии и рентгеновской дифракции выполнены исследования структуры высокоэнтропийного субмикроструктурного AlNiCoFeCr сплава эквимолярного состава, полученного методом дуговой плавки. Сплав состоит из твердого раствора замещения с упаковкой компонентов, соответствующей структуре, на основе искаженной объемно-центрированной кубической решетки типа B2, средний размер зерен этой фазы составил 120 нм. Исследована стабильность сплава при повышении температуры. При нагреве сплава до 1650°C и последующем затвердевании в структуре отмечено увеличение размера зерна фазы B2 и выделение по границам зерен нескольких фаз с различной морфологией. Исследовано влияние высокого давления на структуру сплава после закалки из жидкой фазы. Структура образца, полученного при затвердевании после нагрева до 1650°C под давлением 5 ГПа, отлична от структуры сплава, полученного при температуре 1650°C методом дуговой плавки. В сплаве формируется смесь фаз типов A1 (объемно-центрированная кубическая) и A2 (гранецентрированная кубическая). Сплав обладает высокой твердостью, значение которой в зависимости от выбранных условий получения варьируется от 4.8 до 5.5 ГПа.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, расплав, высокая температура, высокое давление, структура, твердость, электронная микроскопия высокого разрешения, фаза.

DOI: 10.31857/S1028096024070146, **EDN:** EUKBJO

ВВЕДЕНИЕ

Конструкционные материалы, используемые в различных областях промышленности, должны быть не только прочными, но и пластичными, а также устойчивыми к разрушению. Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) [1–10], а также среднеэнтропийные сплавы (СЭС, подгруппа ВЭС) [11] представляют собой особый класс многоэлементных сплавов с превосходным комплексом свойств, в том числе механических, которые обуславливают широкие перспективы применения ВЭС в атомной энергетике, нефтехимии и других областях. Главной отличительной особенностью ВЭС от традиционных сплавов является то, что сплавы имеют высокую энтропию смешения. Обычно ВЭС содержат не менее 5 элементов, количество каждого из которых составляет 5–35 ат. %.

Как правило, в таких сплавах содержание одного элемента доминирует над остальными, что в итоге придает материалу сочетание высокой прочности и пластичности при нагрузке. Такие материалы отличаются высокими показателями ударной вязкости. Высокоэнтропийные сплавы обычно представляют собой однофазный, стабильный, термодинамически устойчивый и высокопрочный твердый раствор замещения с хаотичным расположением атомов элементов, чаще с гранецентрированной кубической (ГЦК) или объемно-центрированной кубической (ОЦК) кристаллической решеткой. Предположительно, искажение решетки из-за легирования разнородными атомами является одной из причин высокой стабильности структуры твердых растворов при высоких температурах.

Получение ВЭС возможно несколькими методами: обычный метод литья с большим количеством переплавов [12], метод проволоочно-дугового аддитивного производства [13], метод вакуумно-дугового плавления [14, 15], метод горячего изостатического прессования [16], метод механической обработки в высокоэнергетической шаровой мельнице [17], метод лазерного плакирования [18] и др. Анализ результатов, представленных в литературе, позволяет заключить, что наиболее часто в качестве способа выплавки ВЭС используют вакуумно-дуговое плавление. Переплав проводят от 3 до 5 раз для повышения однородности химического состава сплава. Разливку ведут преимущественно в атмосфере аргона. Следует отметить, что каких-либо свидетельств о глобальных недостатках других видов выплавки, не имеется. Основными факторами, которые влияют на свойства получаемых ВЭС, являются количество переплавов готового сплава, что влияет на его химическую гомогенность, способ охлаждения (охлаждение воздухом или водой), скорость охлаждения и т.д.

ВЭС системы Al–Ni–Co–Fe–Cr могут иметь различный фазовый состав в зависимости от концентрации элементов. По мере увеличения концентрации алюминия их структура трансформируется из ГЦК через смешанную ГЦК+ОЦК в ОЦК [19, 20]. Помимо простых фаз ГЦК и ОЦК, в ВЭС данной системы часто наблюдают образование σ -фазы (обогащена в основном Cr), которая существенно влияет на механические свойства сплавов [13, 21].

Полезные свойства, в частности физико-механические, а также структуру материалов можно варьировать и видоизменять, используя экстремальные воздействия или их сочетание. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в различных режимах [22]; высокое давление (~ 10 ГПа и выше), в том числе интенсивная пластическая деформация [23]; высокие и низкие температуры [24] и т.п. или комбинация воздействий [25] позволяют получать уникальные материалы. В частности, в результате синтеза в условиях экстремальных воздействий могут быть получены полимеры, обладающие высокой прочностью, новые полупроводниковые материалы для чипов высокого быстродействия, новые устойчивые кристаллические структуры из хорошо известных веществ с новыми необычными физическими свойствами, новые сверхпроводники, работающие при комнатной температуре, электропроводящие полимеры и др.

В качестве объекта исследования в настоящей работе выбран сплав эквиатомного состава AlNiCoFeCr как один из типичных модельных ВЭС данной системы и перспективных в использовании. Исследование влияния высокого давления на формирование структуры при заливке жидких сплавов AlNiCoFeCr и их свойства в литературе отсутствуют. Поэтому настоящее исследование является актуальным.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сплав эквиатомного состава AlNiCoFeCr выплавляли в указанной последовательности в атмосфере высокочистого аргона методом дуговой плавки с нерасходуемым электродом в виде небольших слитков диаметром 20 и высотой 10 мм (рис. 1) из пяти компонентов чистотой 99.999%. Заполнение печного пространства аргоном проводили после двойного вакуумирования рабочей камеры. Для улучшения химической однородности слитков переплавляли пятикратно. Полученный образец рассматривали как исходный. При использовании метода дуговой плавки после добавления каждого последующего элемента происходит интенсивное перемешивание смеси, обеспечивается высокая скорость охлаждения расплава, т.е. структура сплава формируется в неравновесных условиях.



Рис. 1. Исходный слиток AlNiCoFeCr, полученный методом дуговой плавки.

Изучали структуру исходного слитка, а также слитка после его плавления, нагрева до 1650°C и последующего затвердевания в условиях нормального атмосферного давления и под высоким давлением. Методом дифференциального термического анализа (ДТА) [26] в условиях нормального атмосферного давления нагрев от комнатной температуры до 1650°C проводили со скоростью 20°C/мин, выдерживали 10 мин при 1650°C, далее охлаждали до комнатной температуры со скоростью 1°C/с. Блок-схема и принцип действия ДТА представлены на рис. 2. Отслеживали разность температур между образцом и эталонным материалом (вольфрамом) по времени или температуре, температура образца программируется в заданной атмосфере. По кривым ДТА изучали структурно-фазовые превращения, происходящие в образце при изменении температуры. Исследование выполняли в защитной атмосфере высокочистого гелия после предварительного вакуумирования рабочей камеры установки. Образцы под высоким давлением 5 ГПа получали в камере высокого

давления типа “Тороид” (рис. 3) [27]. Схема эксперимента под высоким давлением следующая: установление давления → импульсный нагрев → выдержка при установленных давлении и температуре → охлаждение без сброса давления до комнатной температуры → уменьшение высокого давления до атмосферного. В качестве среды, передающей давление, использовали алгетский камень. Нагрев и плавление образца проводили пропусканием переменного тока через образец, помещенный в тигель из гексагонального нитрида бора. Скорость охлаждения расплава для исследуемого сплава в камере составляла 1000°C/с.

Фазовый состав образцов определяли методом рентгеноструктурного анализа на установке “Дрон-6” с использованием излучения $\text{CoK}\alpha$. Для обработки рентгенограмм (определения фазового состава, параметров решеток, пространственной группы фаз) использовали программу PHAN из пакета MIS&A [28]. В программу вводили профили рентгенограмм исследуемых образцов,

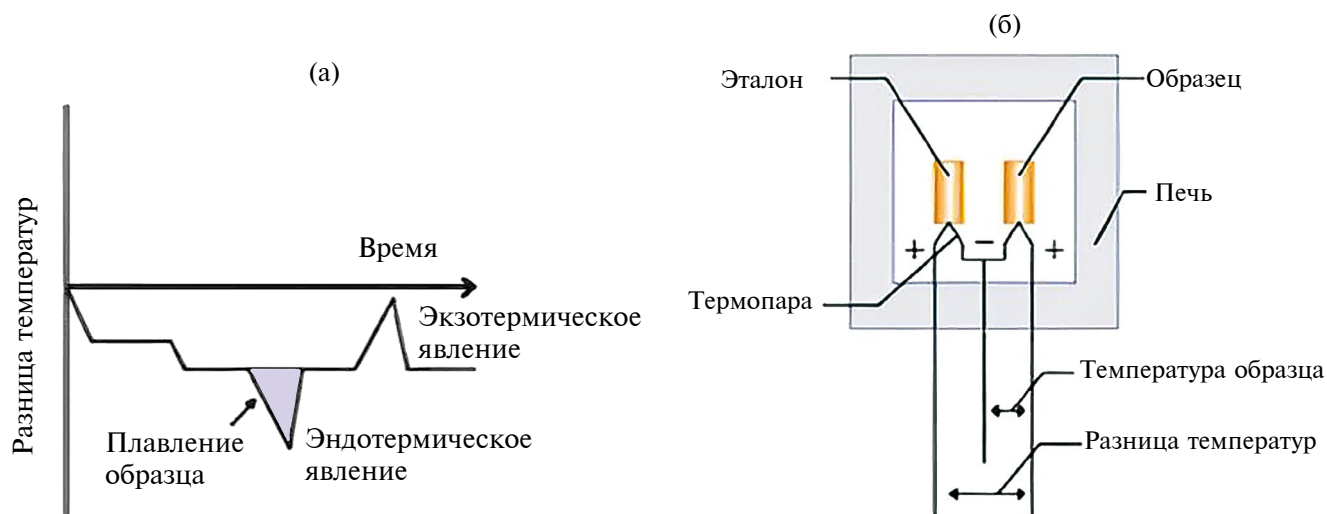


Рис. 2. Схематичный вид графика зависимости изменения разницы температур ΔT от времени, зарегистрированной дифференциальной термопарой при использовании ДТА (а); схема измерений ДТА (б) [26].

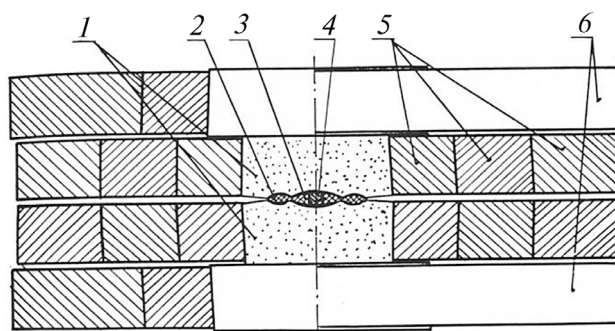


Рис. 3. Схема камеры типа “Тороид”: 1 — твердое вещество; 2 — тороидальная полость; 3 — центральная часть в виде чечевицы; 4 — нагреватель и образец; 5 — стальные кольца; 6 — опорные плиты.

проводили их обработку и анализ. Для исследования структуры, определения химического, элементного состава, морфологии и размера структурных составляющих каждого образца использовали растровый электронный микроскоп (РЭМ) со стандартным детектором DBS (детектор направленного обратного рассеяния) ABS/CBS. Ошибка в определении процентного содержания элементов в образцах не более 5%. Измерения твердости H_V выполняли на твердомере “ПМТ-3М”. Нагрузка на индентор составляла 100 г при выдержке 10 с. Значения H_V усредняли по 20 измерениям.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование структуры исходного слитка $Al_{20}Ni_{20}Co_{20}Fe_{20}Cr_{20}$ и после нагрева до $1650^\circ C$ с последующим охлаждением в условиях нормального атмосферного давления

Методом растровой электронной микроскопии обнаружено, что исходный слиток имеет кристаллическую структуру (рис. 4а) со средним размером зерен 120 нм (1 на рис. 4а). Согласно данным рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии, в зернах присутствуют все элементы сплава: алюминий, никель, кобальт, железо, хром (по 20 ат. % каждого). В материале в межзеренном пространстве также входят все элементы сплава, но в других количествах: 22 ат. % алюминия, 17 ат. % никеля, 19 ат. % кобальта, 20 ат. % железа, 22 ат. % хрома. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, исходный слиток имеет упаковку компонентами, соответствующую структуре фазы, на основе искаженной ОЦК-решетки моноалюминиды никеля NiAl (типа B2) с периодом решетки 0.2870–0.2883 нм и пространственной группой $Pm-3m$. На рис. 4б линии этой фазы отмечены кружками.

При нагреве слитка до $1650^\circ C$ и последующем охлаждении со скоростью $1^\circ C/s$ до комнатной температуры на термограммах охлаждения фиксируются два экзотермических процесса, происходящих в образце: при температурах ~ 600 и $\sim 1400^\circ C$ (рис. 5). Данный цикл нагрев–последующее охлаждение приводят к изменению в структуре (рис. 6), по сравнению с исходным образцом (рис. 4). Происходит замена структуры исходного однофазного твердого раствора структурой, сформированной равноосными, равномерно распределенными зернами фазы типа B2 среднего размера ~ 30 мкм (1 на рис. 6а), состоящих из субзерен со средним размером 350 нм (1 на рис. 6б), с выделением по границам фазы типа B2

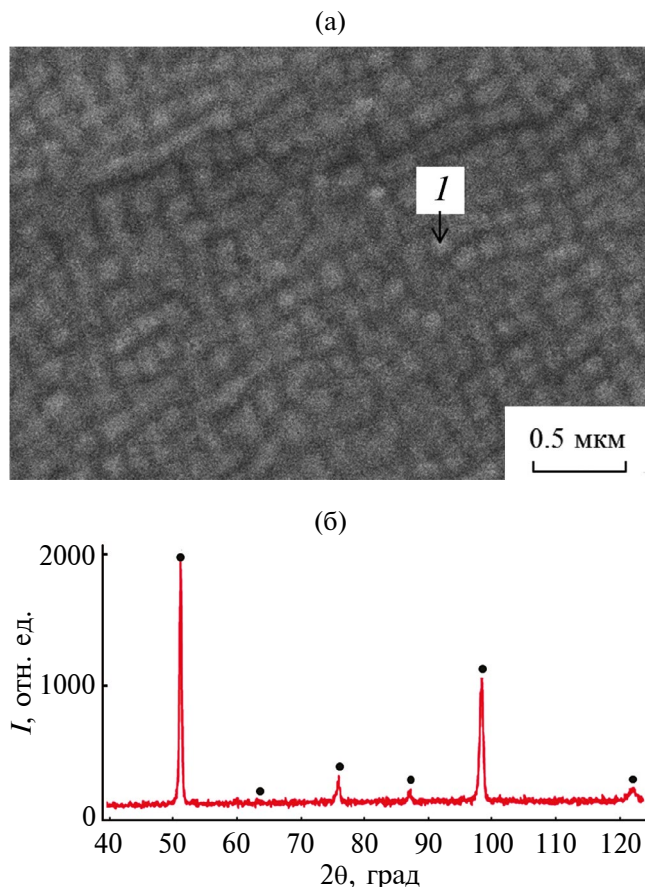


Рис. 4. Структура (а) и рентгеновская дифрактограмма (б) исходного слитка $AlNiCoFeCr$. На рентгенограмме кружками показаны отражения, относящиеся к фазе моноалюминиды никеля NiAl.

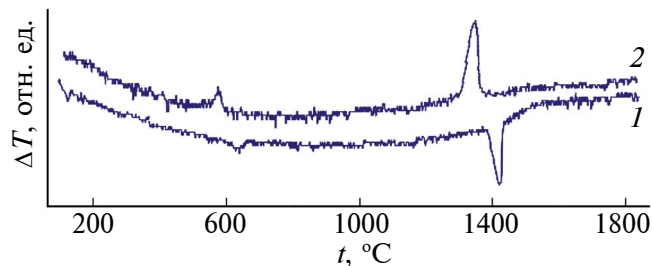


Рис. 5. Термограммы ДТА сплава $Al_{20}Ni_{20}Co_{20}Fe_{20}Cr_{20}$, полученные при нагреве (1) и последующем охлаждении (2).

интерметаллидных фаз различной морфологии, типа структуры и химического состава (рис. 6в). Отметим, что все фазы обогащены несколькими элементами, что определяет выраженную модуляцию элементного и фазового состава по объему сплава. В табл. 1 представлен элементный состав интерметаллидных фаз, локализующихся вблизи зерен матрицы (фазы типа B2) в трех различных областях (рис. 6в). Из табл. 1 видно, что фаза № 1 (точка 1 на рис. 6в) обогащена хромом. В фазе

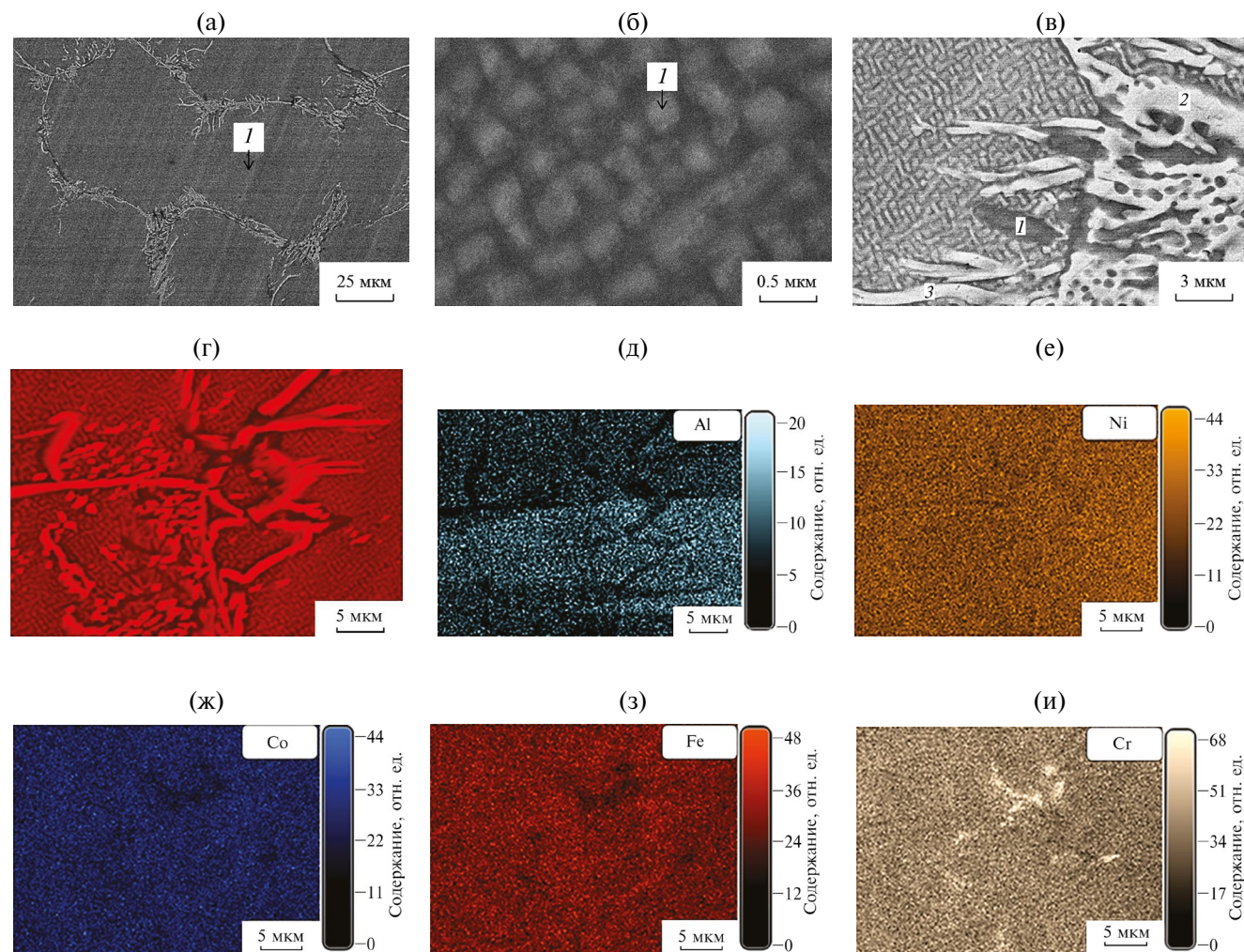


Рис. 6. Морфология (а–в) и концентрационные карты распределения фазы, содержащей Cr, Fe, Co, Ni (г, красным) и каждого из элементов (д–и) в образце, полученном после нагрева до 1650°C с последующим охлаждением при давлении 10^5 Па со скоростью 1°C/с.

Таблица 1. Элементный состав выбранных точек исходного сплава, нагретого до 1650°C с последующим охлаждением со скоростью 1°C/с до комнатной температуры

Номер фазы, область образца на рис. 6в	Содержание элементов, ат. %				
	Al	Ni	Co	Fe	Cr
№ 1, точка 1	14	14	15	16	41
№ 2, точка 2	11	15	22	26	26
№ 2, точка 3	12	18	23	25	23

№ 2 (точки 2 и 3 на рис. 6в) преимущественно обогащена каким-то одним элементом не зафиксировано. По всей видимости, фаза № 2 кристаллизуется из расплава первой, на термодиаграмме охлаждения началу кристаллизации этой фазы соответствует температура 1400°C, далее,

при температуре 600°C, кристаллизуется фаза № 1. Состав и температура кристаллизации фазы № 1 позволяют предположить, что она относится к σ -фазам или родственными им соединениям. Как правило, σ -фазы образуются переходными металлами и имеют тетрагональную или сложную

ромбоэдрические элементарные ячейки, структура которых характеризуется наличием плотноупакованных атомов, смещенных по отношению друг к другу и расположенных на относительно больших расстояниях. Такие фазы (соединения) называются топологически плотноупакованными. Основная проблема заключается в том, что для σ -фаз невозможно установить определенный состав. Области существования σ -фаз по концентрации и по температуре зависят от положения элементов в периодической таблице Д.И. Менделеева. В большинстве случаев σ -фаза является причиной охрупчивания сплавов, уменьшает их пластичность и прочность. На рис. 6г–6и представлены концентрационные карты распределения всех элементов в образце. Анализ концентрационных карт показал, что никель, кобальт и железо распределены в объеме сплава квазиравномерно, алюминий и хром — неравномерно.

*Исследование структуры слитка
 $Al_{20}Ni_{20}Co_{20}Fe_{20}Cr_{20}$ после затвердевания его
расплава под высоким давлением 5 ГПа*

Исходный образец импульсно плавил в камере типа “Тороид” при постоянном высоком давлении 5 ГПа. Затем нагревали до температуры 1650°C и выдерживали 1 мин. Далее охлаждали со скоростью 1000°C/с до комнатной температуры без сброса давления. Полученный образец представлял собой цилиндр высотой 3 и диаметром 2 мм. Методом растровой электронной микроскопии обнаружено, что морфология образца (рис. 7а) существенно отличается от рассмотренных выше исходного образца, а также образца, нагретого до 1650°C и охлажденного в условиях нормального атмосферного давления. Из рис. 7а видно, в структуре полученного образца четко выделяются отдельные фазы различной морфологии. Первоначально из расплава формируется фаза правильной геометрической формы — в сечении это шестиугольники (1 на рис. 7а). В состав фазы входят следующие элементы сплава: 60 ат. % хрома, 20 ат. % железа, 14 ат. % кобальта, 6 ат. % никеля, таким образом, фаза обогащена хромом. Также в структуре образца присутствуют образования сложной геометрической формы, состоящие из нескольких фаз. Все формирующиеся фазы являются многокомпонентными. Согласно данным рентгеноструктурного анализа (рис. 7б), в образце формируется смешанная структура типов А1 (ромбы) и А2 (квадраты). В выбранных условиях исследования точный стехиометрический состав формирующихся фаз указать не представляется возможным. Однако, так как структура однородна по объему, выбрали произвольную область и рассмотрели распределение

элементов в образце. На рис. 7в–7з представлены концентрационные карты распределения каждого элемента в этой области. Как видно из рис. 7в–7з, алюминий распределен равномерно, железо и кобальт — квазиравномерно, никель и хром — неравномерно. Следует отметить, что повышение давления до 8 ГПа при прочих равных условиях, что и в случае с 5 ГПа, не приводит к каким-то существенным изменениям. Структура идентична образцу, полученному при 5 ГПа. Таким образом, высокие давления, только с одновременным увеличением скорости охлаждения, приводят к изменениям в структуре исходного сплава.

На рис. 8 представлена гистограмма твердости образцов (H_V). Твердость исходного слитка высокая, ~5000 МПа, выше, чем, например, у некоторых сортов стали [29]. Как было показано выше, слиток имеет упаковку компонентами, соответствующую структуре типа В2 на основе искаженной ОЦК-решетки моноалюминид никеля NiAl. Характерными признаками сплавов Ni–Al являются высокая энергия упорядочения, большое различие атомных размеров и электронного строения. Моноалюминид никеля NiAl и твердые растворы на его основе обладают высокой степенью упорядоченности, сохраняющейся во всей температурно-концентрационной области их существования вплоть до температуры плавления, которая составляет 1638°C [30]. Известно, что моноалюминид никеля NiAl плавится, находясь в упорядоченном состоянии [31]. Считается, что температура разупорядочения интерметаллида NiAl выше его температуры плавления. Наличие смешанной ковалентной, ионной и металлической межатомных связей в NiAl определяет большой объем элементарной ячейки и большой вектор Бюргерса. Уменьшение независимых эквивалентных систем скольжения, сложность реакций взаимодействия дислокаций друг с другом, с границами разного рода и дефектами упаковки обуславливает локализацию скольжения, затрудняет передачу деформации через границу. При нагреве слитка $Al_{20}Ni_{20}Co_{20}Fe_{20}Cr_{20}$ в интервале от комнатной до 1650°C из исходного очень прочного твердого раствора выделяются фазы, что приводит при последующем охлаждении до комнатной температуры к уменьшению значения твердости, до 4800 МПа, т.е. связано с морфологическими особенностями сформировавшегося слитка. При затвердевании под высоким давлением 5 ГПа средняя твердость образца немного выше, чем в предыдущих двух образцах, и составляет 5500 МПа, что объясняется формированием структуры, состоящей из смеси твердых многокомпонентных фаз.

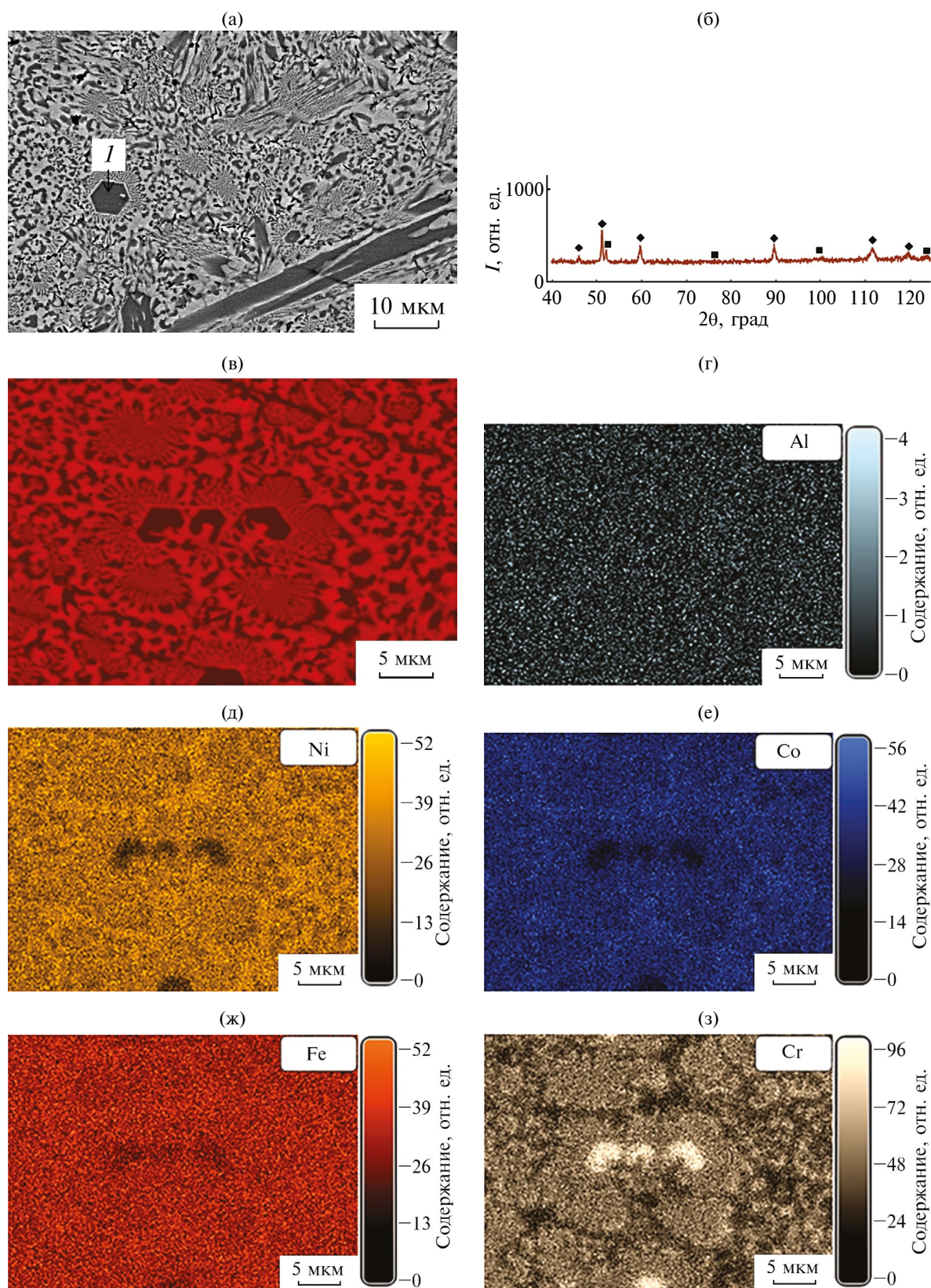


Рис. 7. Морфология (а), рентгеновская дифрактограмма (б) и концентрационные карты распределения фазы, содержащей Cr, Fe, Co, Ni (в, красным) и каждого из элементов (г–з) в образце $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}$, полученном после нагрева до 1650°C с последующим охлаждением при 5 ГПа со скоростью $1000^\circ\text{C}/\text{с}$. На рентгенограмме ромбами и квадратами отмечены отражения, относящиеся к фазам типа Al1 и A2 соответственно.

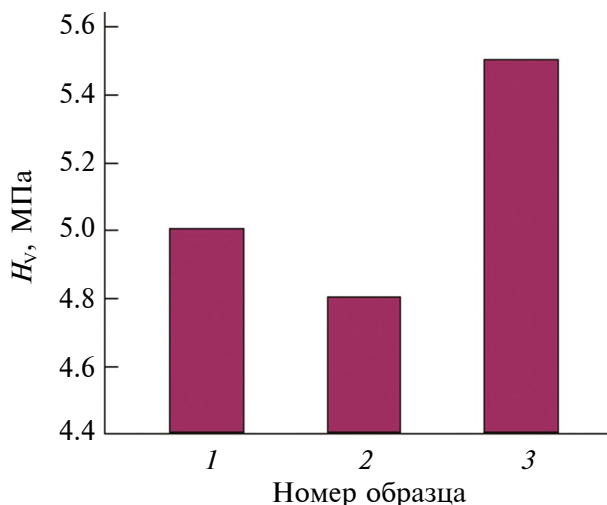


Рис. 8. Микротвердость H_v исходного образца (1), образца после нагрева и последующего охлаждения (2), образца после обработки высоким давлением (3).

ВЫВОДЫ

Исследована структура высокоэнтروпийного сплава $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}$ на исходном образце и после его нагрева до 1650°C с последующим затвердеванием. Обнаружено, что исходный слиток состоит из твердого раствора замещения с упаковкой компонентов, соответствующей структуре типа В2 на основе искаженной ОЦК решетки, имеет кристаллическую структуру со средним размером зерен 120 нм. При нагреве слитка до 1650°C и последующем затвердевании, в структуре происходит замена исходного однофазного твердого раствора структурой, сформированной равноосными, равномерными зернами В2 фазы со средним размером ~ 30 мкм, состоящих из субзерен со средним размером 350 нм, с выделением по границам В2 фазы интерметаллидных фаз различной морфологии, типом структуры и химическим составом.

Исследована структура и твердость высокоэнтропийного сплава $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}$ после термобарической обработки. В структуре полученного при затвердевании от температуры 1650°C образца под давлением 5 ГПа выделяются отдельные фазы различной морфологии, присутствуют образования сложной геометрической формы, состоящие из нескольких фаз.

Среднее значение твердости образца после термобарической обработки (после нагрева до температуры 1650°C и охлаждения под давлением 5 ГПа) выше (5500 МПа), чем в исходном образце (5000 МПа) и после нагрева до 1650°C с последующим затвердеванием без повышенного давления (4800 МПа).

Таким образом, сплавы типа AlNiCoFeCr могут быть как твердыми растворами, так и представлять собой смесь фаз. В зависимости от состава, микроструктуры и соответствующих свойств, высокоэнтропийные сплавы, на примере рассмотренного в настоящей работе, имеют большой потенциал для использования в качестве жаропрочных материалов; покрытий, требующих высокой твердости и высокой износостойкости; а также коррозионностойких материалов с высокой прочностью.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках Проекта РНФ (№ 22–22–00674). Исследования методом электронной микроскопии выполнены на оборудовании ЦКП “Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристик поверхности, наноструктур, материалов и изделий” УдмФИЦ УрО РАН, г. Ижевск. Образцы под высоким давлением получены в ИФВД РАН, г. Москва, г. Троицк. Автор выражает искреннюю признательность д.ф.-м.н., академику РАН В.В. Бражкину за оказанное содействие в получении образцов в камере типа “Тороид”.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Lim X. // Nature. 2016. V. 533. № 7603. P. 306.
<https://www.doi.org/10.1038/533306a>
2. Li Z., Pradeep K.G., Deng Y., Raabe D., Tazan C.C. // Nature. 2016. V. 534. № 7606. P. 227.
<https://www.doi.org/10.1038/nature17981>
3. Shaysultanov D., Stepanov N., Malopheyev S., Vysotskiy I., Sanin V., Mironov S., Kaibyshev R., Salishchev G., Zharebtsov S. // Materials Characterization. 2018. V. 145. P. 353.
<https://www.doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.063>
4. Su Y., Luo S., Wang Z. // J. Alloys Compd. 2020. V. 842. P. 155823.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155823>
5. Shen Q., Kong X., Chen X. // J. Mater. Sci. Technol. 2021. V. 74. P. 136.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.037>
6. Sistla H.R., Newkirk J.W., Liou F.F. // Mater. Design. 2015. V. 81. P. 113.

- <https://www.doi.org/10.1016/J.MATDES.2015.05.027>
7. *Gali A., George E.P.* // *Intermetallics*. 2013. V. 39. P. 74.
<https://www.doi.org/10.1016/j.intermet.2013.03.018>
 8. *Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B.* // *Mater. Sci. Engineer. A*. 2004. V. 375. P. 213.
<https://www.doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
 9. *Senkov O.N., Senkova S.V., Woodward C., Miracle D.B.* // *Acta Materialia*. 2013. V. 61. № 5. P. 61.
<https://www.doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2012.11.032>
 10. *Senkov O.N., Wilks G.B., Scott J.M., Miracle D.B.* // *Intermetallics*. 2011. V. 19. P. 698.
<https://www.doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004>
 11. *Zhang R., Zhao Sh., Ding J., Chong Y., Jia T., Ophus C., Asta M., Ritchie R.O., Minor A.M.* // *Nature*. 2020. V. 581. № 21. P. 283.
<https://www.doi.org/10.1038/s41586-020-2275-z>
 12. *Шмидт О.Ю.* // *Литейное производство. Большая советская энциклопедия: в 66 т. (65 т. и 1 доп.)*. М.: Наука, 1926–1947.
 13. *Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А.* // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 5. № 1. С. 68.
<https://www.doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-68-74>
 14. *Singh S., Wanderka N., Murty B.S., Glatzel U., Banhart J.* // *Acta Materialia*. 2011. V. 59. P. 182.
<https://www.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.023>
 15. *Ren B., Liu Z.X., Li D.M., Shi L., Cai B., Wang M.X.* // *J. Alloys Compd.* 2010. V. 493. P. 148.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.12.183>
 16. *Азаренков Н.А., Береснев В.М., Погребняк А.Д., Маликов Л.В., Турбин П.В.* // *Нanomатериалы, нанопокрyтия, нанотехнологии: Учебное пособие*. Харьков: ХНУ имени В.Н. Каразина, 2009. 209 с.
 17. *Suryanarayana C., Ivanov E., Boldyrev V.V.* // *Mater. Sci. Engineer. A*. 2001. V. 304. P. 151.
[https://www.doi.org/10.1016/s0921-5093\(00\)01465-9](https://www.doi.org/10.1016/s0921-5093(00)01465-9)
 18. *Hsu C.Y., Yeh J.W., Chen S.K. and Shun T.T.* // *Metall. Mater. Trans. A*. 2004. V. 35. P. 1465.
<https://www.doi.org/10.1007/s11661-004-0254-x>
 19. *Godlewska E.M., Mitoraj-Królikowska M., Czerski J. Jawańska M., Gein S., Hecht U.* // *Front. Mater.* 2020. V. 7. P. 566336.
<https://www.doi.org/10.3389/fmats.2020.566336>
 20. *Zhang Y., Zuo T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P.* // *Prog. Mater. Sci.* 2014. V. 61. P. 1.
<https://www.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
 21. *Uporov S.A., Ryltsev R.E., Bykov V.A., Estemirova S. Kh., Zamyatin D.A.* // *J. Alloys Compd.* 2020. V. 820. P. 153228.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153228>
 22. *Боровинская И., Громов А., Левашов Е.* // *Краткая энциклопедия самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. История, теория, технология и продукты*. Elsevier Science, 2017.
 23. *Menshikova S.G., Chitchelechchev N.M., Brazhkin V.V.* // *Materialia*. 2023. V. 28. P. 101713.
<https://www.doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101713>
 24. *Гинзбург В.Л.* // *УФН*. 1969. Т. 97. № 4. С. 601.
<https://doi.org/10.3367/UFNr.0097.196904b.0601>
 25. *Гринкевич В.А., Шевченко Т.Н., Краев М.В., Краева В.С., Бондарев С.В.* // *Обработка материалов давлением*. 2013. № 4. С. 79.
 26. *Ситникова В.Е., Пономарева А.А., Успенская М.В.* // *Методы термического анализа. Практикум*. СПб: Университет ИТМО, 2021. 152 с.
 27. *Бражкин В.В.* Влияние высокого давления на затвердевание металлических расплавов (Pb, In, Cu, двойные сплавы на основе меди): Дис. ... канд. физико-математических наук: 01.04.07. Москва: МФТИ, 1987. 150 с.
 28. *Векилова Г.В., Иванов А.Н., Ягодкин Ю.Д.* Дифракционные и микроскопические методы и приборы для анализа наночастиц и наноматериалов: учебное пособие. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. 145 с.
 29. *Плюснин О., Петрова Г., Таланцева О., Плотников А., Чалов Д.* // *Справочник по металлопрокату*, 2012. 191 с.
 30. *Лякишев Н.П.* // *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник*. Т. 1. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
 31. *Шайсултанов Д.Г.* Структура и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeNiX (X = Mn, V, Mo и V, Al и Cu): Дис. ... канд. технических наук: 05.16.01. Белгород: НИУ БелГУ, 2015. 142 с.

Study of the Evolution of the Structure of a High-Entropy $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}$ Alloy under the Action of High Pressures and Temperatures

S. G. Menshikova*

Udmurt Federal Research Center of the UB RAS, Izhevsk, 426067 Russia

**e-mail: svetlmensh@mail.ru*

Electron microscopic and X-ray studies of the structure of a high-entropy submicrocrystalline AlNiCoFeCr alloy of equiatomic composition obtained by arc melting were performed. The alloy consists of a substitutional solid solution with a packing of components corresponding to the B2 structure based on a distorted bcc lattice. The average grain size of the B2 phase is 120 nm. The stability of the alloy with increasing temperature was studied. When the alloy is heated to 1650°C and subsequent solidification, an increase in the grain size of the B2 phase and the separation of several phases with different morphologies along the grain boundaries are noted in the structure. The effect of high pressure on the structure of the alloy after quenching from the liquid phase was studied. The structure of the sample obtained upon solidification at a temperature of 1650°C under a pressure of 5 GPa is different from the structure of the alloy obtained at a temperature of 1650°C by arc melting. Under thermobaric conditions, a structure of mixed phases of A1 and A2 types is formed in the alloy. The alloy has high hardness, the value of which, depending on the selected production conditions, varies from 4.8 to 5.5 GPa.

Keywords: high-entropy alloy, melt, high temperature, high pressure, structure, hardness, high-resolution microscopy, phase.