

01.07.11

## Влияние высоких давлений на формирование новых соединений в сплаве $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6^*$

© С.Г. Меньшикова<sup>1</sup>, В.В. Бражкин<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск, Россия

<sup>2</sup> Институт физики высоких давлений РАН, Москва, Троицк, Россия

E-mail: svetlmensh@mail.ru

Поступила в Редакцию 8 июля 2021 г.

В окончательной редакции 13 июля 2021 г.

Принята к публикации 16 июля 2021 г.

Методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии исследованы структура, элементный и фазовый состав эвтектического сплава  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$  (здесь и далее по тексту at.%) при затвердевании расплава от  $1500^\circ\text{C}$  со скоростью  $1000^\circ\text{C/s}$  под высоким давлением 3 и 7 ГПа. Затвердевание расплава под высоким давлением приводит к изменению фазового состава сплава и формированию аномально пересыщенного твердого раствора  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$ . При давлении 7 ГПа синтезированы новые фазы:  $\text{Al}_3\text{Gd}^*$  (по типу  $\text{Al}_3\text{U}$ ), содержащей Co и Ni, со структурой примитивного куба (сP4/2) с параметром решетки  $a = 4.285 \pm 0.002 \text{ \AA}$  и  $\text{Al}_8\text{Co}_4\text{Gd}^*$  (по типу  $\text{Al}_8\text{Cr}_4\text{Gd}$ ) с тетрагональной структурой (tI26/1) с параметрами  $a = 8.906 \pm 0.003 \text{ \AA}$  и  $c = 5.150 \pm 0.003 \text{ \AA}$ . Структура всех полученных образцов однородная, плотная, мелкодисперсная, без усадочных раковин и пор. Средняя микротвердость образцов высокая за счет твердорастворного и дисперсионного упрочнения.

**Ключевые слова:** высокое давление, микроструктура, фаза, микротвердость, расплав.

DOI: 10.21883/FTT.2022.02.51924.32s

### 1. Введение

Получение материалов с заданными структурой и свойствами при известных термодинамических параметрах (температуре, давлении, химическом составе) является одной из основных и наиболее актуальных задач физики и химии конденсированного состояния. Многокомпонентные стеклообразующие сплавы на основе алюминия типа Al-ПМ-РЗМ (ПМ-переходный металл, РЗМ-редкоземельный металл) имеют перспективы практического применения как конструкционные материалы. Такие сплавы, содержащие РЗМ в комплексе с 3d-металлами, обладают высокими механическими свойствами и высокой термической стабильностью. Сочетание различных экстремальных воздействий (сверхбыстрое и быстрое охлаждение из расплава, сверхвысокие и высокие давления и температуры, сверхсильные и сильные электрические и магнитные поля и т.п.) позволяет расширить области метастабильных состояний, получать новые соединения, новые модификации известных соединений, модифицировать структуру дефектов на микро- и наноразмерах, т.е. получать материалы с разнообразной структурой: аморфной, квази- и нанокристаллической и, соответственно, с разными свойствами [1,2]. Высокое давление (несколько ГПа) в сочетании с быстрым охлаждением ( $10^3\text{--}10^5^\circ\text{C/s}$ ) способствует синтезу новых

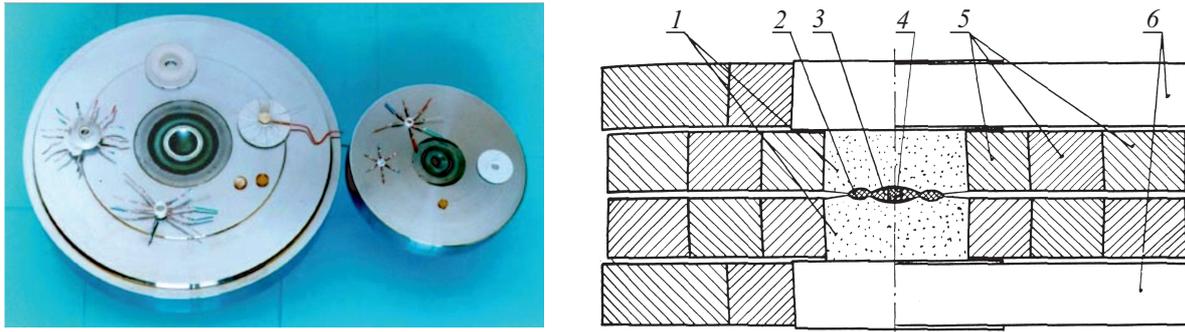
структур, а также является универсальным параметром исследования природы химической связи и атомных взаимодействий. Известно, что под воздействием высоких давлений в структуре сплавов, в зависимости от их исходного состояния, могут происходить различные изменения: расслоение исходно однородной аморфной фазы, формирование стабильных и метастабильных фаз [3–5]. Давление в процессе затвердевания влияет на структуру металлов и сплавов, улучшая их свойства благодаря увеличению центров кристаллизации и уменьшению микропор, а также способствует подавлению образования усадочных раковин. При быстром затвердевании расплава под высоким давлением можно ожидать увеличения взаимной растворимости компонентов, дробления и измельчения зерна, изменение механизмов кристаллизации и т.п. [6,7].

В сплавах типа Al-ПМ-РЗМ возможно формирование нескольких фаз-стеклообразователей [1,8,9], конкуренция между которыми при зарождении приводит к образованию метастабильных фаз, а также способствует повышению аморфизирующей способности сплавов. Цель настоящей работы — изучить возможность формирования новых фаз в сплаве  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$  при быстром затвердевании его высокотемпературного расплава под высоким давлением.

### 2. Материалы и методы исследования

Слиток состава  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$  получали сплавлением металлов в корундовых тиглях в печи Таммана. Исход-

\* Доклад на XXI Всероссийской школе-семинаре по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-21), Екатеринбург, 18–25 марта 2021 г.



**Рис. 1.** Камера типа „тороид“. 1 — твердый сплав, 2 — тор, 3 — центральная часть в виде чечевицы, 4 — нагреватель и образец, 5 — стальные кольца, 6 — опорные плиты.

ными компонентами служили элементы с содержанием основного металла: алюминий — 99.999, никель — 99.93, кобальт — 99.99 гадолиний — 99.9 масс. %.

Технология приготовления сплава: нагрев Al до 800°C → введение Ni, Co (повышение до 1050°C в течение 50 min) → при 1050°C перемешивание корундовым стержнем; → охлаждение до 850°C, → ввод всего Gd (нагрев в течение 15 min до 1020°C) → перемешивание корундовым стержнем → выпуск в чугунную изложницу  $d \sim 21$  mm.

Далее слиток 2 раза переплавляли в вакуумной печи для повышения однородности распределения легирующих элементов. Химический анализ слитка показал, что содержание основных компонентов соответствовало заданному составу в пределах  $\pm 0.25\%$  от номинального. Полученный слиток рассматривали как исходный образец.

Образцы для исследований получали под высоким давлением 3 и 7 GPa в камере высокого давления типа „тороид“ [10] (рис. 1). Камера представляла собой запрессованные в стальные кольца плоские наковальни из твердого сплава. Средой, передающей давление, являлся катленит (алгетский камень). Основной принцип создания высокого давления в камере такой конструкции состоит в чередовании процессов сжатия и истечения среды, передающей давление. Сжатие исследуемых образцов осуществлялось пуансонами из твердого сплава. Истечение твердого вещества происходило через кольцевой зазор между пуансонами. Истечение вещества прекращается после достижения равновесия между силами давления в центральной части камеры и трения в кольцевом зазоре. Последующее увеличение нагрузки приводит к повышению давления только за счет сжатия твердой среды. Применение твердых материалов, а не жидких и газообразных, в качестве среды, передающей давление, позволяет повысить не только давление, но и температуру синтеза в эксперименте. Значения давления выбирали с учетом ранее выполненных работ для других сплавов такого же типа, Al-ПМ-РЗМ (80–90 at.% Al) [11–13].

Охлаждение расплавов проводили со скоростью 1000°C/s, температура расплава перед закалкой состав-

ляла 1500°C. Нагрев и плавление проводили пропуском переменного тока через образец, помещенный в тигель из гексагонального нитрида бора. Токоподводами служили пуансоны высокого давления. Значение температуры рассчитывали на основе показаний тиристора (тока, пропускаемого через образец). Давление было постоянным в ходе всего эксперимента. После охлаждения образца до комнатной температуры давление снимали до атмосферного. Фазовый состав образцов определяли методом рентгеноструктурного анализа на установках Дрон-6 в  $\text{CuK}\alpha$  и Дрон-3 в  $\text{CoK}\alpha$ -излучении. Диапазон съемки  $2\theta$  составлял от 20 до 120°, шаг по углу 0.05°, время экспозиции 20 s. Выбор режимов съемки производился исходя из необходимости достижения достаточной точности для определения углового положения дифракционных максимумов и интегральной интенсивности. Для обработки рентгенограмм (определения фазового состава, параметров решеток, пространственной группы фаз) использовали программу PHAN из пакета MIS&A, а также программу „Топаз“. В программы вводили профили рентгенограмм исследуемых образцов, проводили их обработку и анализ. Для определения химического, элементного состава, морфологии и размера структурных составляющих сплава использовали систему Quattro S — Сканирующий Электронный Микроскоп (СЭМ) со стандартным детектором DBS (детектор направленного обратного рассеяния) ABS/CBS. Ошибка в определении процентного содержания элементов в образцах не более 5%. Анализ структуры проводили как в высоком, так и низком вакууме. Режим высокого вакуума — это обычный режим работы, традиционный для СЭМ. Режим низкого вакуума — режим естественной среды. Использовали трехступенчатую вакуумную систему: черновой вакуум обеспечивали форвакуумным насосом (Pre-Vacuum Pump, PVP), вакуум в камере поддерживали турбо-молекулярным насосом (Turbo Molecular Pump, TMP), а вакуум в области источника обеспечивал ионно-геттерный насос (Ion Getter Pump, IGP). В режиме среды низкого вакуума электронная колонна находилась под высоким вакуумом, а в камере образца — вспомогательный газ под давлением. Сходи-

**Таблица 1.** Условия получения и фазовый состав образцов  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$ 

№	Условия получения	Фазовый состав
1	Исходный образец	$\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$ (куб., cF4/1), $\text{Al}_9\text{Co}_2$ (мнкл., mP22/1), $\text{Al}_3\text{Gd}$ (гекс., hP8/3), $\text{Al}_3\text{Ni}$ (ортр., oP16/2)
2	3 GPa (1500°C)	$\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$ (куб., cF4/1), $\text{Al}_4\text{CoNi}_2$ (куб., cI112/1)
3	7 GPa (1500°C)	$\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$ (куб., cF4/1), $\text{Al}_3\text{Gd}^*(\text{Ni}/\text{Co})$ (по типу $\text{Al}_3\text{U}$ ) (куб., cP4/2), $\text{Al}_8\text{Co}_4\text{Gd}^{**}$ (по типу $\text{Al}_8\text{Cr}_4\text{Gd}$ ) (тетр., tI26/1)

мость системы СЭМ и рентгеновского детектирования (в частности, EDX — энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия) на коротком рабочем расстоянии позволила провести высокоточный химический анализ при высоком разрешении поверхностных и подповерхностных характеристик. Дюраметрические измерения (твёрдость по Виккерсу,  $H_v$ ) выполняли на микротвердомере ПМТ-3М, нагрузка 50 g, выдержка 10 s. Значения  $H_v$  усредняли по 20 измерениям.

### 3. Результаты и их обсуждение

В табл. 1 представлены условия получения и фазовый состав исходного и полученных под высоким давлением образцов исследуемого сплава, определенный рентгеноструктурным анализом. На рис. 2 — представлена микроструктура (при различных увеличениях) и концентрационные карты распределения легирующих элементов (Ni, Co, Gd) в образцах. В табл. 2–4 представлен полуколичественный элементный анализ структурных составляющих образцов.

На рис. 2, а представлена микроструктура исходного слитка  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$ . В структуре присутствуют крупные первичные кристаллы фазы  $\text{Al}_3\text{Gd}$  в виде пластин толщиной более  $20\ \mu\text{m}$  разной длины (белые кристаллы на рис. 2, а), твердый раствор  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$  с содержанием Gd 0.51% (черные области на рис. 2, а) размером порядка  $5\ \mu\text{m}$ , фаза  $\text{Al}_9\text{Co}_2$  (серая фаза на рис. 2, а) и в небольшом количестве фаза  $\text{Al}_3\text{Ni}$  (светло-серые тонкие иглоподобные кристаллы на рис. 2, а) длиной порядка  $10\ \mu\text{m}$ . Остальное пространство заполнено нерегулярной дисперсной пластинчато-стерженьковой эвтектикой с элементным составом:  $\text{Al}_{80.41}\text{Ni}_{3.16}\text{Co}_{14.78}\text{Gd}_{1.65}\%$  (см. табл. 2). Эвтектика располагается преимущественно в объеме фаз  $\text{Al}_3\text{Gd}$  и  $\text{Al}_9\text{Co}_2$  (рис. 2, а).

При затвердевании под давлением 3 GPa фазовый состав сплава меняется. Сплав кристаллизуется с формированием двух равновесных фаз:  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$  и  $\text{Al}_4\text{CoNi}_2$  (см. табл. 1). Первоначально формируются тонкие стержневидные кристаллы фазы  $\text{Al}_4\text{CoNi}_2$  длиной  $\sim 100\ \mu\text{m}$  и толщиной менее  $5\ \mu\text{m}$  (рис. 2, б), в состав которых входят элементы сплава:  $\text{Al}_{70.33}\text{Ni}_{22.96}\text{Co}_{6.71}$  (см. табл. 3). От первичных кристаллов берут начало своего роста дендриты фазы  $\alpha\text{-Al}$  (рис. 2, б). В со-

**Таблица 2.** Элементный анализ исходного образца  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$ 

Элемент	at.%			
	$\text{Al}_3\text{Gd}$	$\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$	$\text{Al}_9\text{Co}_2$	эвтектика
Al	76.12	99.49	82.12	80.41
Ni	—	—	—	3.16
Co	—	—	17.88	14.78
Gd	23.88	0.51	—	1.65

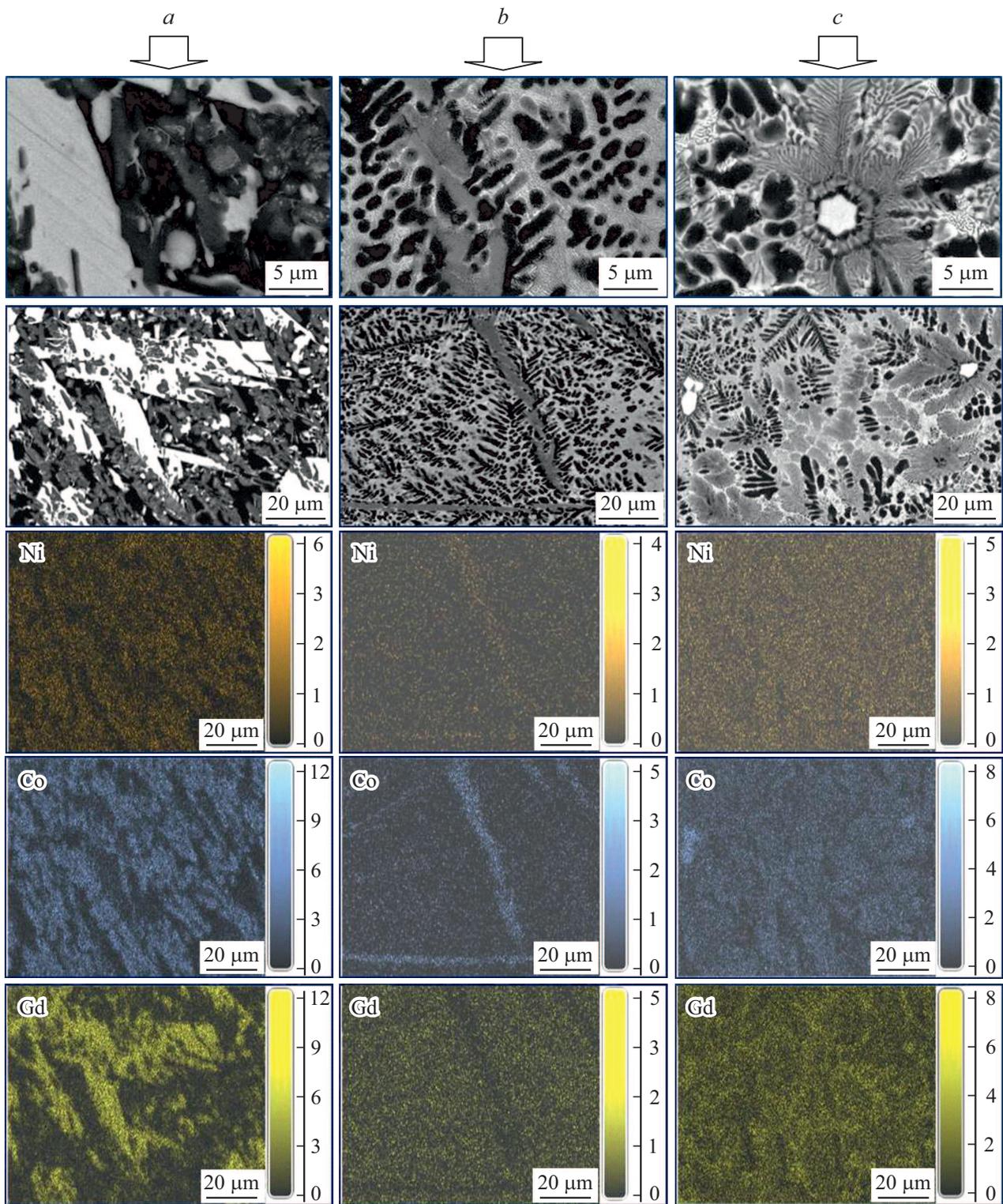
**Таблица 3.** Элементный анализ образца  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$  (3 GPa, 1500°C)

Элемент	at.%		
	$\text{Al}_4\text{CoNi}_2$	$\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$	эвтектика
Al	70.33	98.50	91.21
Ni	22.96	—	1.40
Co	6.71	—	3.14
Gd	—	1.50	4.24

**Таблица 4.** Элементный анализ образца  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$  (7 GPa, 1500°C)

Элемент	at.%			
	$\text{Al}_3\text{Gd}^*(\text{Ni}/\text{Co})$	$\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$	крупная эвтектика	мелкая эвтектика
Al	75.38	98.90	90.95	91.66
Ni	2.47	—	1.39	—
Co	15.62	—	5.22	1.73
Gd	6.17	1.10	2.45	6.61

став  $\alpha\text{-Al}$  входит Gd в количестве 1.5%, это почти в 3 раза больше, чем в исходном образце. Редкоземельные металлы отличаются сравнительно крупными размерами атомов, и поэтому не образуют больших областей растворимости с другими металлами в твердом состоянии, растворимость не сильно повышается и с увеличением температуры. Между собой РЗМ неограниченно растворимы как в жидком, так и в твердом виде. Можем предположить, что основную роль в формировании аномально пересыщенного раствора здесь



**Рис. 2.** Микроструктура образцов  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$  при различных увеличениях и концентрационные карты распределения элементов в образцах: исходный (a), 3 GPa (b), 7 GPa (c).

играет высокое давление. Далее формируется нерегулярная пластинчато-стерженьковая эвтектика ( $\alpha\text{-Al}(\text{Gd}) + \text{Al}_4\text{CoNi}_2$ ) (рис. 2, b). По сравнению с исходным образцом структура, в целом, существенно мельче.

Исследования образца, полученного при охлаждении расплава под давлением 7 GPa показали, что фазовый состав сплава, также как и в случае 3 GPa, меняется (см. табл. 1), однако формируются новые фазы, об-

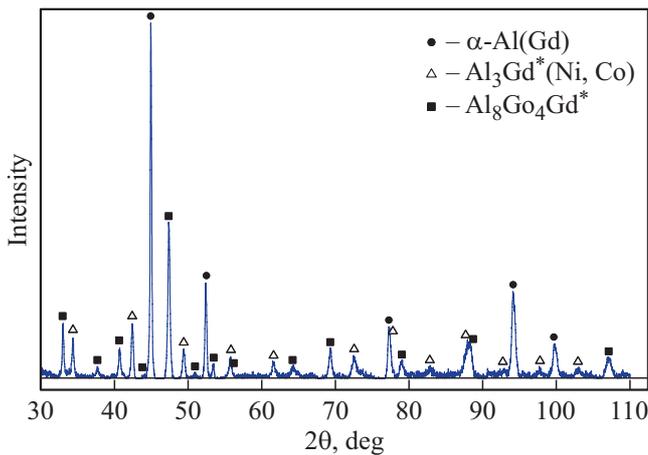


Рис. 3. Рентгенограмма сплава  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_2\text{Co}_6\text{Gd}_6$  (7 GPa,  $1500^\circ\text{C}$ ).

разования сложной геометрической формы. Структура сформированного слитка кристаллическая, мелкодисперсная. По сравнению с исходным образцом структура измельчается так, что размеры первичных кристаллов становятся соизмеримыми с размерами эвтектики. На рис. 3 представлена рентгенограмма образца. Расплав кристаллизуется в несколько стадий. На первом этапе формируется фаза на основе соединения  $\text{Al}_3\text{Gd}$  (белые кристаллы на рис. 2, c) по типу  $\text{Al}_3\text{U}$ , в состав которой, помимо Gd, входят Ni и Co — фаза  $\text{Al}_3\text{Gd}^*(\text{Ni}, \text{Co})$ . Процентное содержание элементов в фазе:  $\text{Al}_{75.38\%}\text{Ni}_{2.47\%}\text{Co}_{15.62\%}\text{Gd}_{6.17\%}$ . Исследования показали, что данная фаза обладает структурой примитивного куба (ср4/2) с параметром решетки  $a = 4.285 \pm 0.002 \text{ \AA}$ . Известная равновесная фаза  $\text{Al}_3\text{Gd}$  имеет гексагональную решетку, близкая к ней равновесная фаза  $\text{Al}_2\text{Gd}$  — кубическую, но она никак не проявляется на дифрактограмме. По-видимому, получен неравновесный вариант фазы  $\text{Al}_3\text{Gd}$ . В благоприятных для роста условиях кристаллы данной фазы стремятся сформироваться в компактные правильные, однородные и изотропные гексагональные шестиугольники размером  $\sim 5 \mu\text{m}$  или приобрести форму симметричного изотропного дендрита с хорошо развитыми ветвями, образующими лепестки (рис. 2, c). В месте роста кристаллов могут быть немного различающиеся температурные режимы, а также режимы течения питающего раствора и т.п. Поэтому, в зависимости от состояния расплава, вследствие концентрационной, температурной и химической неоднородности кристаллы растут как в длину, так и в ширину, принимая разнообразную форму: форму, близкую к квазикристаллу с осью симметрии пятого порядка, а также форму слегка вытянутых столбиков с шестилучевой симметрией в основе, когда рост происходит преимущественно вдоль оси кристалла. В случае роста в направлениях, перпендикулярных к оси кристалла, образуются шестиугольные пластинки или шестиугольные звездочки. Грани растущего кристалла

покрыты тонкой жидкой пленкой так называемого квазизжидкого слоя. Это явление связано с поверхностным „таянием“, которое наблюдается на поверхности многих кристаллических материалов и является разновидностью фазового перехода первого рода. Поверхностное „таяние“ имеет место при температуре ниже точки плавления сплава благодаря менее прочным связям атомов на поверхности кристалла, чем в его глубине. Этот эффект определяет химические взаимодействия между атомами расплава на поверхности кристалла и процессы его роста. Расположение атомов в структуре расплава перед закалкой предопределяет форму роста кристалла и его симметрию. Разумно предположить, что под воздействием высокого давления имеется тенденция возникновения в расплаве кластеров с более плотной упаковкой, чем при атмосферном давлении. Далее формируется аномально пересыщенный твердый раствор  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$  (черные области на рис. 2, c). Содержание Gd в твердом растворе в два раза больше, чем в исходном образце. Фаза  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$  представляет собой тонко разветвленные дендриты, растущие в радиальном направлении от первичных кристаллов, на рис. 2, c отчетливо видны оси первого и второго порядков с ярко выраженной анизотропией скоростью их роста. На рентгенограмме линии данной фазы в спектре немного смещены в область меньших углов  $2\theta$ . После первичных кристаллов и  $\alpha$ -фазы формируется сферолитная эвтектика: на рис. 2, c отчетливо видно всеорное расщепление пластинчатого пакета. Причиной формирования таких неравновесных форм роста, как сферолиты или глобулы, является высокое переохлаждение на фронте кристаллизации расплава [14]. В состав эвтектики входят все элементы сплава (см. табл. 4). Таким образом, есть основания предполагать, что эвтектика представляет собой смесь фаз, состоящую из фазы  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$  и неравновесной фазы  $\text{Al}_3\text{Gd}^*(\text{Ni}, \text{Co})$ . Каждая эвтектическая колония растет из своего центра. Зарождение колонии инициирует базовая фаза, характеризующаяся большей долей направленных межатомных связей, т.е. фаза  $\text{Al}_3\text{Gd}^*(\text{Ni}, \text{Co})$ . Вторая фаза эвтектики,  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$ , растет на базовой как на подложке. В оставшемся пространстве формируется нерегулярная пластинчато-стерженьковая эвтектика (рис. 2, c), в состав которой входят Al, Co и Gd, формируя смесь фаз ( $\alpha\text{-Al}(\text{Gd}) + \text{Al}_8\text{Co}_4\text{Gd}^*$ ). Фаза  $\text{Al}_8\text{Co}_4\text{Gd}^*$  упорядочена по типу известной фазы  $\text{Al}_8\text{Cr}_4\text{Gd}$ , но на рентгенограмме линии полученной фазы немного смещены в область больших углов  $2\theta$ . Фаза  $\text{Al}_8\text{Co}_4\text{Gd}^*$  обладает тетрагональной структурой (tI26/1) с параметрами решетки  $a = 8.906 \pm 0.003$  и  $c = 5.150 \pm 0.003 \text{ \AA}$ . Таким образом, выбранные условия задают такую кинетику зарождения и роста фаз центров кристаллизации, при которых образуется дисперсная структура, содержащая метастабильные образования.

Структура полученных под давлением образцов однородная, плотная, не обнаружено усадочных раковин и пор. Исследования показали, что средняя микротвердость образца, полученного, в частности, под давлением

ем 7 GPa, высокая ( $\sim 1700$  MPa) за счет твердорастворного и дисперсионного упрочнения. Это почти в 2 раза выше, чем в исходном образце.

#### 4. Заключение

Сочетание высокой скорости затвердевания и механического уплотнения под высоким давлением определило возможность получения сплавов с измельченной структурой и высокой плотностью. Средняя микротвердость образцов, полученных под давлением, высокая за счет твердорастворного и дисперсионного упрочнения. При давлении 7 GPa формируются новые кристаллические фазы:  $\text{Al}_3\text{Gd}^*$  (по типу  $\text{Al}_3\text{U}$ ), содержащая Co и Ni, со структурой примитивного куба (сP4/2) и  $\text{Al}_8(\text{Ni/Co})_4\text{Gd}^*$  (по типу  $\text{Al}_8\text{Cr}_4\text{Gd}$ ) с тетрагональной структурой (tI26/1) и аномально пересыщенный твердый раствор  $\alpha\text{-Al}(\text{Gd})$ . Т.о. получены новые фазы — фазы высокого давления, область термодинамической устойчивости которых соответствует области высоких давлений. В тех же условиях фазы высокого давления типа  $\text{Al}_3\text{PЗМ}^*$  синтезировали ранее в сплавах  $\text{Al}_{90}\text{Y}_{10}$ ,  $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$ ,  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Gd}_4\text{Tb}_2\text{Er}_2$  [11–13]. Ясно, что для подробного изучения полученных новых фаз интересно провести дополнительные исследования.

Представленные результаты показывают принципиальную возможность использования метода затвердевания под давлением для изменения уровня свойств алюминиевых сплавов, применяемых в промышленности, без изменения их химического состава за счет модифицирования структуры и изменения химического состава структурных составляющих образца.

#### Благодарности

Электронно-микроскопические исследования выполнены в ЦКП „Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристик поверхности, наноструктур, материалов и изделий“ УдмФИЦ УрО РАН, г. Ижевск.

Авторы выражают искреннюю благодарность И.К. Аверкиеву за помощь в выполнении элементного анализа образцов, а также к.ф.-м.н. В.А. Волкову за помощь в выполнении рентгеноструктурного анализа.

#### Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ (проект № 121030100001-3).

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] I. Inoue. *Prog. Mater. Sci.* **43**, 365 (1998).
- [2] А.М. Глезер, Н.А. Шурыгина. Аморфно-нанокристаллические сплавы. Физматлит, М. (2014). 42 с.
- [3] Г.Е. Абросимов, А.С. Аронин. *ФТТ* **59**, 11, 2227 (2017).
- [4] С.М. Стишов, Л.Г. Хвостанцев, В.Н. Слесарев, С.В. Попова, В.В. Бражкин и др. *УФН* **178**, 10, 1095 (2008).
- [5] С.В. Попова, В.В. Бражкин, Т.И. Дюжева. *УФН* **178**, 10, 1104 (2008).
- [6] С.М. Стишов. Фазовые переходы для начинающих. Тро-вант, М. (2014). 90 с.
- [7] В.Ф. Дегтярева. Дисс. докт. физ.-мат. наук. „Структура и устойчивость фаз высокого давления в бинарных сплавах *sp*-металлов“. Черноголовка (2002). 205 с.
- [8] С.Г. Рассолов, Е.А. Свиридова, В.В. Максимов, В.К. Носенко, И.В. Жихарев, Д.В. Матвеев, Е.А. Першина, В.И. Ткач. *Металлофиз. нов. технол.* **37**, 8, 1089 (2015).
- [9] А.П. Шпак, В.В. Маслов, А.Б. Мельник, А.Н. Тимошевский. *Металлофиз. нов. технол.* **25**, 111, 1461 (2003).
- [10] В.В. Бражкин. Дисс. канд. физ.-мат. наук. „Влияние высокого давления на затвердевание металлических расплавов (Pb, In, Cu, двойные сплавы на основе меди)“. М. (1996). 150 с.
- [11] S.G. Menshikova, V.V. Brazhkin, V.I. Lad'yanov, B.E. Pushkarev, A.A. Suslov. *Lett. Mater.* **10**, 4, 433 (2020).
- [12] S.G. Menshikova, V.V. Brazhkin, V.I. Lad'yanov, B.E. Pushkarev. *Crystal Growth* **524**, 125164 (2019).
- [13] S.G. Menshikova, I.G. Shirinkina, I.G. Brodova, V.V. Brazhkin, V.I. Lad'yanov, B.E. Pushkarev. *J. Crystal Growth* **525**, 125206 (2019).
- [14] И.Г. Бродова, П.С. Попель, Н.М. Барбин, Н.А. Ватолин. Исходные расплавы как основа формирования структурных свойств алюминиевых сплавов. УрО РАН, Екатеринбург (2005). 369 с.

*Редактор Т.Н. Василевская*