

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ БЫСТРО ЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА
СИСТЕМЫ Al–Cu–Fe С ДЕКАГОНАЛЬНЫМИ КВАЗИКРИСТАЛЛАМИ© 2023 г. И. С. Павлов^{1,*}, Н. Д. Бахтеева², А. Л. Головин¹, Е. В. Тодорова²,
Т. Р. Чуева², А. Л. Васильев^{1,3,4}¹Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия³Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, Россия⁴Московский физико-технический институт, Москва, Россия

*E-mail: ispav88@gmail.com

Поступила в редакцию 26.08.2022 г.

После доработки 30.08.2022 г.

Принята к публикации 31.08.2022 г.

Благодаря низкому удельному весу, высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и высоким трибологическим свойствам многофазные сплавы с повышенным содержанием Al и присутствием квазикристаллических фаз являются перспективными материалами для авиационной и космической промышленности. Методом спиннингования получена лента, представляющая собой сплав $\text{Al}_{82}\text{Cu}_7\text{Fe}_{11}$. Рентгенофазовый анализ показал наличие в сплаве Al (пр. гр. $Fm\bar{3}m$), $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (пр. гр. $C2/m$), Al_2Cu (пр. гр. $I4/mcm$), $\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$ (пр. гр. $Cmc21$) и декагональных квазикристаллов (пр. гр. $P10_3mc$). С помощью сканирующей электронной микроскопии выявлена неоднородность поверхности ленты, просвечивающей электронной микроскопии — наличие Al, $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ и декагональных квазикристаллов.

DOI: 10.31857/S0023476123010186, EDN: DQIIFY

ВВЕДЕНИЕ

Структура сплавов, полученных с использованием технологий обработки быстрым затвердеванием из расплава, существенно отличается от структуры материалов, полученных традиционными методами литья. Это сказывается и на механических свойствах: быстро закаленные сплавы отличаются повышенными твердостью и коррозионной стойкостью. Метод спиннингования, при котором скорость охлаждения может достигать 10^6 К/с, позволяет получать сплавы с широким спектром микроструктур — аморфной, нанокристаллической, квазикристаллической, смешанной, а также расширяет интервал растворимости малорастворимых легирующих элементов в твердом растворе алюминия.

Открытие в 1984 г. [1] икосаэдрической квазикристаллической структуры в быстро закаленном сплаве $\text{Al}_{86}\text{Mn}_{14}$ послужило началом активных разработок новых сплавов с квазикристаллическими структурами и изучения их физических и механических свойств. Например, икосаэдрические квазикристаллы были обнаружены в сплавах с элементным составом $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{M}_{15}$ (где M — V, Cr, Mn или Fe) [2–5]. Помимо кристаллов с осью симметрии пятого порядка обнаружены квази-

кристаллы с осями симметрии восьмого, десятого и двенадцатого порядков [6–8]. В этих двумерных (или полигональных) квазикристаллах трансляционная симметрия присутствует вдоль запрещенной оси симметрии и отсутствует в плоскости, нормальной к этой оси. Декагональные квазикристаллы (ДК) ранее наблюдались как в двухкомпонентных Al– M (где M — Mn, Fe, Co, Ni) [7, 9–11], так и в трехкомпонентных сплавах $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ [12], $\text{Al}_{75}\text{Cu}_{12.5}\text{Fe}_{12.5}$ [13], $\text{Al}_{77}\text{Cu}_{10}\text{Fe}_{13}$ [14, 15]. Согласно [12, 16] параметры кристаллической решетки ДК вдоль периодического направления c в зависимости от химического состава и условий синтеза могут быть разными (0.4, 0.8, 1.2 и 1.6 нм), что указывает на необходимость аттестации типа и параметров кристаллической решетки для сплавов конкретного химического состава.

Одним из наиболее востребованных конструкционных материалов в авиационной и космической технике остаются алюминиевые сплавы, что обусловлено их низким удельным весом и высокой удельной прочностью. В то же время развитие производства композиционных материалов для аэрокосмической техники привлекло особое внимание к алюминиевым сплавам с квазикри-

сталлической фазовой составляющей [17–23]. Композиционные матрицы различного типа (полимерные, металлические, керамические с наполнителем на основе квазикристаллических наночастиц) обладают уникальными свойствами: повышенной твердостью и прочностью, коррозионной стойкостью, необычными тепло- и электропроводностью, высокими трибологическими свойствами при сохранении низкого удельного веса [24–28].

Практическое использование материалов с улучшенными прочностными характеристиками и сниженным удельным весом безусловно перспективно. Получение сплавов с повышенным содержанием алюминия более 80 ат. % с частично квазикристаллической структурой направлено на решение проблемы дальнейшего снижения веса при сохранении и даже улучшении свойств конструкционных композиционных материалов.

Основная задача настоящего исследования – на базе известных композиций системы Al–Cu–Fe с содержанием алюминия ~60–74 ат. % [17, 18, 21, 29], где наблюдали квазикристаллические структуры, разработать сплав с высоким содержанием алюминия (выше 80 ат. %), в котором методом спиннингования можно получить многофазную нанокристаллическую структуру с повышенным содержанием квазикристаллической составляющей и аттестовать последнюю.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материал. Методом спиннингования, заключающимся в высокоскоростной закалке на вращающийся медный барабан со скоростью охлаждения 10^6 К/с, получен сплав $\text{Al}_{82}\text{Cu}_7\text{Fe}_{11}$ в виде ленты шириной 3000 мкм и толщиной 25 мкм.

Методы исследования. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре Rigaku MiniFlex600 (Rigaku Corporation, Япония) в CuK_α -излучении (40 кВ, 15 мА, NiK_β -фильтр) в диапазоне углов 2θ 30° – 90° с шагом сканирования 0.02° и скоростью $0.5^\circ/\text{мин}$. Размер пучка, падающего на образец, задавали горизонтальной и вертикальной щелями – 10 мм и 1.25° соответственно. Идентификацию и оценку количественного состава фаз (RIR метод) выполняли по программе PDXL (Rigaku Corporation, Япония) с использованием базы данных ICDD PDF-2 (2017).

Исследование особенностей поверхностного слоя лент и подготовку для структурного и фазового анализа осуществляли в растровом электронном микроскопе (РЭМ) с фокусированным ионным пучком Scios (ThermoFisher Scientific, США). Затем их исследовали методом просвечивающей (ПЭМ) и растровой просвечивающей (ПРЭМ) электронной микроскопии на микроскопе (ПЭМ/ПРЭМ) Osiris (Thermo Fisher Scien-

tific, США), оборудованном высокоугловым кольцевым темнопольным детектором (ВКТД) (Fischione, США) и рентгеновским энергодисперсионным спектрометром Super X (ChemSTEM, Bruker, США), при ускоряющем напряжении 200 кВ. Исследования образцов в РЭМ проводили в режиме регистрации обратно рассеянных электронов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенофазовый анализ. РФА-спектр сплава представлен на рис. 1. Значения углов, межплоскостных расстояний и относительной интенсивности пиков, отмеченных цифрами на спектре, приведены в табл. 1. Часть пиков идентифицирована как принадлежащая Al (пр. гр. $Fm\bar{3}m$, PDF № 00-001-1179), $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (пр. гр. $C2/m$, PDF № 00-029-0042), Al_2Cu (пр. гр. $I4/mcm$, PDF № 00-002-1309), $\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$ (пр. гр. $Cmc21$, PDF № 00-028-0010). Остальные пики интерпретированы как принадлежащие ДК. Несмотря на полное или частичное отсутствие периодичности, дифракционные изображения и спектры РФА, формируемые квазикристаллами, могут быть проиндексированы, хотя для этого требуется большее, чем традиционное, количество индексов [30]. В некоторых системах используют шесть векторов [31–34], но в случае ДК один из шести индексов всегда является линейной комбинацией двух других. Таким образом, для ДК минимальное количество необходимых векторов равно пяти, поэтому для описания квазикристаллов продуктивным оказался подход многомерной кристаллографии [35–37]. Согласно такому подходу ДК является периодическим кристаллом в пятимерном пространстве с пятью базисными векторами $\mathbf{a}_i$ ($i = 1, 2, \dots, 5$), расположенными под прямыми углами друг к другу. В этом пространстве определяется декагональная элементарная ячейка $\mathbf{d}_j$ ($j = 1, 2, \dots, 5$). В ее системе любой рефлекс может быть проиндексирован как $\mathbf{h} = \sum_{j=0}^5 h_j \mathbf{d}_j^*$ [38]. Четыре элементарных вектора декагональной ячейки равны между собой $d_1 = d_2 = d_3 = d_4 = a$, а пятый совпадает с периодическим направлением $d_5 = c$. Проекцией пятимерного кристалла на трехмерное пространство является мозаика Пенроуза [30, 39], согласно которой располагаются атомы ДК. Таким образом, рефлексы, отнесенные к ДК, были проиндексированы в соответствии с системой, описанной в [30]. Параметры пятимерной элементарной ячейки ДК, рассчитанные по спектру РФА, оказались равными $a = 0.45$ и $c = 1.63$ нм. В ряде работ предполагалось, что $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ является кристаллическим аппроксимантом ДК [10, 11, 40], что может косвенно указать на присутствие ДК в образцах.

Растровая электронная микроскопия. Изображение поверхности ленты, полученное методом РЭМ при регистрации обратно рассеянных электронов (рис. 2), свидетельствует о неоднородности микроструктуры ленты. На рис. 2 отчетливо проявляются два типа микроструктуры (обозначены цифрами): 1 – относительно плотная область без пор, 2 – область, состоящая из спекшихся пластинчатых, линейчатых и округлых (указаны стрелками) частиц размером до 2 мкм. Предполагалось, что такие области могут содержать квазикристаллические частицы, поэтому образцы для ПЭМ/ПРЭМ и рентгеновского энергодисперсионного микроанализа (ЭРМ) были подготовлены именно из этих областей. Так как полученные изображения Z-контрастны, вероятно, участки, проявляющие светлый контраст, это интерметаллиды, серый – Al.

Просвечивающая электронная микроскопия. ПРЭМ-изображение, полученное с использование ВКTD, представлено на рис. 3а. Слой платины был напылен в начале подготовки образца для защиты поверхности. На изображении образца различаются относительно темные и светлые области. Согласно наблюдаемому контрасту и картам распределения элементов, построенных с помощью ЭРМ (рис. 3г–3е), выделены три различных участка. Первый имеет наиболее темный

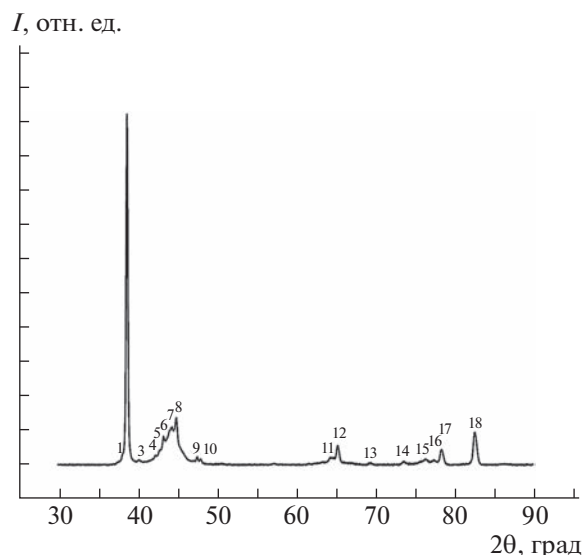


Рис. 1. Спектр РФА сплава $\text{Al}_{82}\text{Cu}_7\text{Fe}_{11}$. Цифрами отмечены рефлексы, описанные в табл. 1.

контраст (рис. 3а) и содержит преимущественно Al. Второй имеет слабо выраженную на изображении ромбическую огранку (отмечена пунктирными линиями на рис. 3а) и состоит в основном из Al и Fe. Третий участок не имеет кристаллической

Таблица 1. Параметры и результаты расшифровки спектра РФА

Пик спектра	2θ , град	d , нм	I , отн. ед.	Al	$\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$	Al_2Cu	$\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$	ДК
1	38.15	0.236	2.0		330	211		
2	38.69	0.233	100	111				
3	40.36	0.223	0.8				311	
4	42.27	0.214	0.8		$\bar{5}15$		222	
5	42.81	0.211	1.1			112		
6	43.30	0.209	3.3		$\bar{6}23$			
7	44.15	0.205	0.8		025		312	
	44.33	0.204	8.8	200	423			00008
8	44.93	0.202	6.3		040		114	13420
9	47.55	0.191	2.66		333	310		
10	48.00	0.189	1.92		$\bar{5}16$			
11	64.34	0.145	0.8		245			
	64.73	0.144	1.2		$\bar{6}45$			
12	65.31	0.143	4.9	220				
13	69.43	0.135	0.2			420		25525
14	73.61	0.129	0.8		11 0 1	402		
15	76.31	0.125	1.2					15630
16	77.51	0.123	0.9			332		
17	78.41	0.122	4.5	311			530	
18	82.86	0.117	10.6	222				

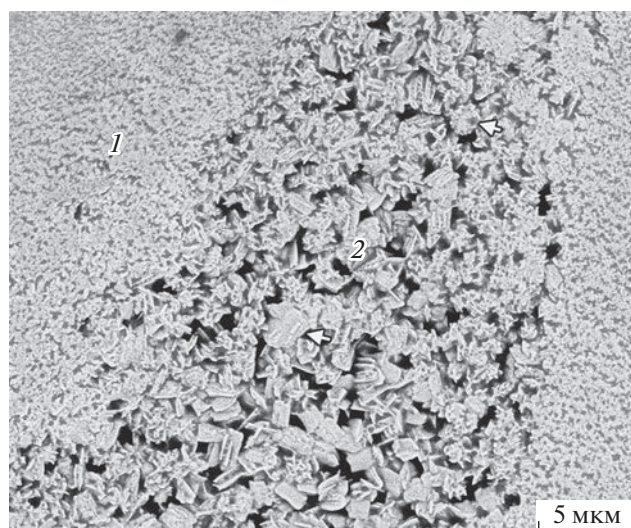


Рис. 2. РЭМ-изображение ленты сплава $\text{Al}_{82}\text{Cu}_7\text{Fe}_{11}$: 1 – относительно плотная область без пор, 2 – область, состоящая из спекшихся пластинчатых, линейчатых и округлых (указаны стрелками) частиц размером до 2 мкм.

огранки и содержит Al, Fe и Cu. Электронограмма, полученная от участка 1 (рис. 3б), однозначно соответствует гранецентрированному кубическому Al (пр. гр. $Fm\bar{3}m$), наблюдаемому в ориентации оси зоны [101]. Электронограмма участка 2 (рис. 3в) соответствует интерметаллиду $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (пр. гр. $C2/m$), наблюдаемому в оси зоны [010].

Электронограммы участка 3 показаны на рис. 4, 5. Электронограмма, представленная на рис. 4, однозначно свидетельствует, что это квазикристаллическая фаза, поскольку наблюдается ось симметрии 10 порядка. Это направление может быть обозначено как [00001]. Согласно [38] наиболее яркий рефлекс может быть проиндексирован как (13420). Отметим, что в режиме регистрации электронной дифракции от выделенной области ось симметрии 10 порядка будет наблюдаться как для ДК, так и для икосаэдрических квазикристаллов из-за центральной симметрии, присущей таким электронограммам. В связи с этим для определения симметрии наблюдаемого квазикристалла были получены электронограммы

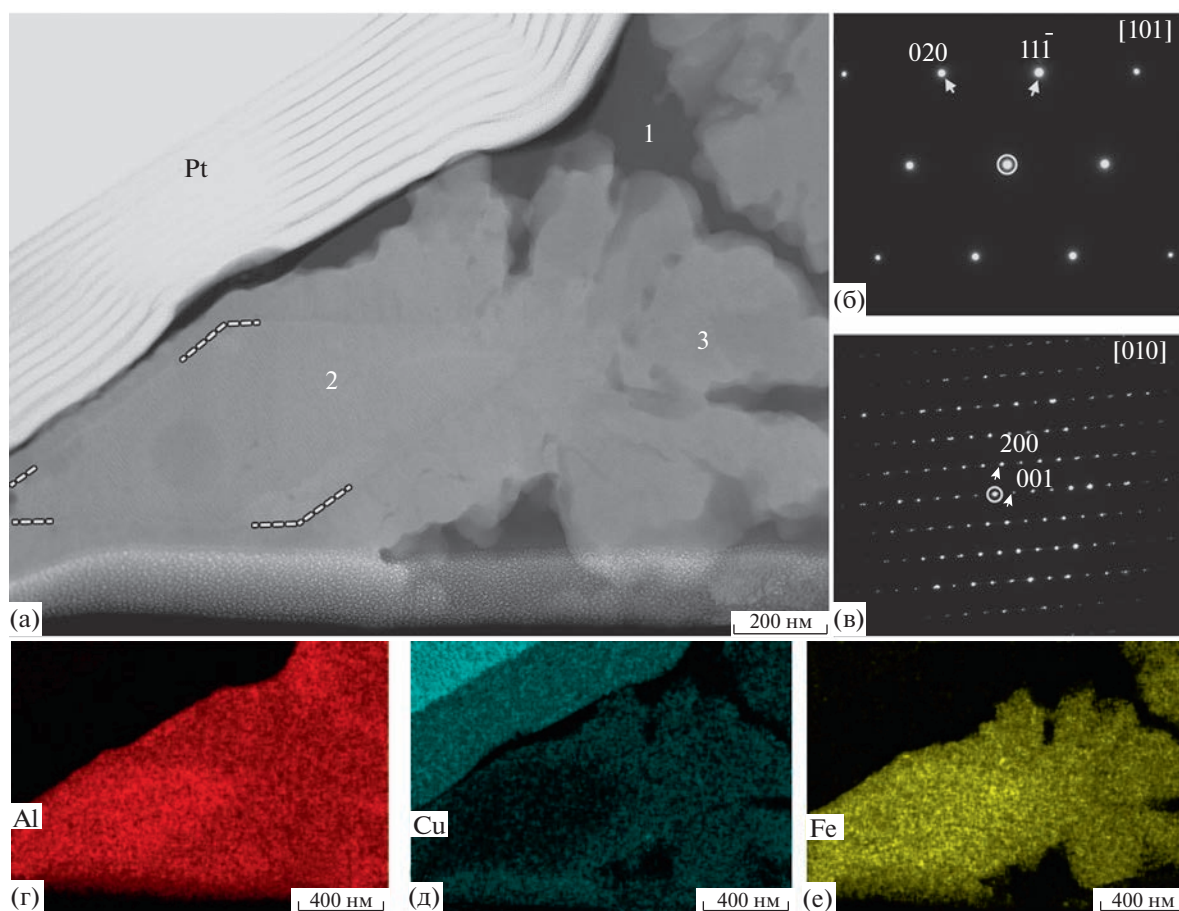


Рис. 3. ПРЭМ-изображение структуры сплава, полученное с использованием ВКТД (а), и электронограммы, полученные от областей 1 (б) и 2 (в); карты распределения элементов ЭРМ: Al (г), Cu (д) и Fe (е).

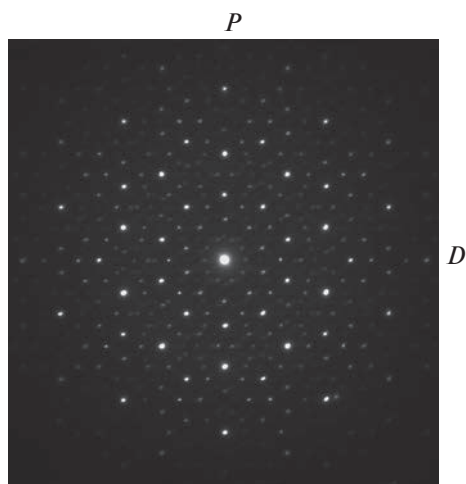


Рис. 4. Электронограмма квазикристаллической фазы в сплаве $\text{Al}_{82}\text{Cu}_7\text{Fe}_{11}$, наблюдаемая вдоль оси c .

вдоль направлений, расположенных под углами 90° относительно $[00001]$ (рис. 5), отмеченных на рис. 4 буквами D и P . Наличие периодичности вдоль оси c^* вместе с осью симметрии 10 порядка, наблюдаемой на рис. 4, свидетельствуют о том, что квазикристалл является декагональным. Помимо этого, легко заметить, что на обеих электронограммах (рис. 5) рефлексы с $h_5 = \pm 2, \pm 6, \pm 10$, а также нечетные рефлексы на электронограмме P отсутствуют. Такие погасания позволяют сделать вывод о том, что наблюдаемая структура имеет точечную группу симметрии $10\bar{m}m$ и пятимерную пр. гр. $P10_3mc$ [38].

Результаты ЭРМ всех трех участков приведены в табл. 2. Отметим, что ЭРМ показывает повышенное содержание Cu во всех фазах вследствие ее флуоресценции, так как образец при приготовлении был закреплен на медном полукольце.

Проведенные исследования методами ПЭМ/ПРЭМ и электронной дифракции в основном были акцентированы на поиске квазикристаллической фазы. Как оказалось, она соседствует с фазой-аппроксимантом $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ и Al . Фазы Al_2Cu и $\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$ не наблюдались, что, вероятно, связано с локальностью метода ПЭМ/ПРЭМ и высокой неоднородностью образца.

Таблица 2. Компонентные составы (ат. %) отдельных фазовых составляющих сплава, установленные методом ЭРМ

	Al	Cu	Fe
Al	95.9	4.1	0
$\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$	69.6	8.1	22.3
ДК	65.5	14.5	20

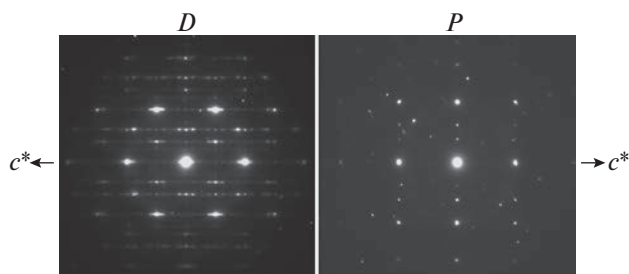


Рис. 5. Электронограммы квазикристаллической фазы в сплаве $\text{Al}_{82}\text{Cu}_7\text{Fe}_{11}$, полученные вдоль направлений, перпендикулярных оси c .

Таким образом, РФА и ПЭМ показали многофазность и пространственную неоднородность распределения фаз, среди которых обнаружены ДК. Благодаря высокой концентрации Al и наличию квазикристаллической фазы такой материал может обладать уникальными свойствами и быть востребован в авиационной и космической технике.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом спиннингования получен сплав $\text{Al}_{82}\text{Cu}_7\text{Fe}_{11}$ в виде ленты с повышенным содержанием Al .

На основании проведенных исследований установлено, что состав сплава после высокоскоростной закалки представляет собой смесь фаз: твердого раствора на основе Al (пр. гр. $Fm\bar{3}m$) и интерметаллидов четырех типов — $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (пр. гр. $C2/m$), Al_2Cu (пр. гр. $I4/mcm$), $\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$ (пр. гр. $Cmc21$) и ДК (пр. гр. $P10_3mc$). Впервые обнаружена декагональная квазикристаллическая фаза и аттестованы ее кристаллографические параметры в закаленном сплаве с повышенным содержанием алюминия 82 ат. %.

В части электронно-микроскопических исследований, рентгенофазового анализа и описания структур работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках госзадания ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН. Электронно-микроскопические исследования и рентгенофазовый анализ выполнены на оборудовании ЦКП ФНИЦ “Кристаллография и фотоника РАН”.

В части разработки фазового состава сплава, получения сплава методом спиннингования и анализа полученных результатов работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках госзадания 075-00715-22-00 ИМЕТ РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Shechtman D., Blech I., Gratias D. et al.* // Phys. Rev. Lett. 1984. V. 53. P. 1951.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.53.1951>
2. *Tsai A.P., Inoue A., Masumoto T.* // Jpn. J. Appl. Phys. 1987. V. 26. P. L1505.
<https://doi.org/10.1143/JJAP.26.L1505>
3. *Audier M., Bréchet Y., De Boissieu M. et al.* // Philos. Mag. B. 1991 V. 63. P. 1375.
<https://doi.org/10.1080/13642819108205568>
4. *Zhang Z., Li N.C., Urban K.* // J. Mater. Res. 1991. V. 6. P. 366.
<https://doi.org/10.1557/JMR.1991.0366>
5. *Ishimasa T., Fukano Y., Tsuchimori M.* // Philos. Mag. Lett. 1988. V. 58. P. 157.
<https://doi.org/10.1080/09500838808214748>
6. *Wang N., Chen H., Kuo K.H.* // Phys. Rev. Lett. 1987. V. 59. P. 1010.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.59.1010>
7. *Bendersky L.* // Phys. Rev. Lett. 1985. V. 55. P. 1461.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.55.1461>
8. *Ishimasa T., Nissen H.U., Fukano Y.* // Phys. Rev. Lett. 1985. V. 55. P. 511.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.55.511>
9. *Chattopadhyay K., Lele S., Ranganathan S.* // Curr. Sci. 1985. V. 54. P. 895.
10. *Fung K.K., Yang C.Y., Zhou Y.Q. et al.* // Phys. Rev. Lett. 1986. V. 56. P. 2060.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.56.2060>
11. *Zou X.D., Fung K.K., Kuo K.H.* // Phys. Rev. B. 1987. V. 35. P. 4526.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.35.4526>
12. *He L.X., Wu Y.K., Kuo K.H.* // J. Mater. Sci. Lett. 1988. V. 7. P. 1284.
<https://doi.org/10.1007/BF00719959>
13. *Singh A., Ranganathan S.* // Acta Met. Mater. 1995. V. 43. P. 3553.
[https://doi.org/10.1016/0956-7151\(95\)00025-Q](https://doi.org/10.1016/0956-7151(95)00025-Q)
14. *Cheng Y.F., Hui M.J., Li F.H.* // Philos. Mag. Lett. 1991. V. 64. P. 129.
<https://doi.org/10.1080/09500839108214678>
15. *Ebalard S., Spaepen F.* // J. Mater. Res. 1990. V. 5. P. 62.
<https://doi.org/10.1557/JMR.1990.0062>
16. *Menon J., Suryanarayana C.* // Phys. Status Solidi. 1988. V. 107. P. 693.
<https://doi.org/10.1002/pssa.2211070224>
17. *Шалаева В.В., Прекул Е.В., Назарова А.Ф. и др.* // ФТТ. 2012. Т. 54. С. 657.
18. *Шалаева С.В., Чернышев Е.В., Смирнова Ю.В. и др.* // ФТТ. 2013. Т. 55. С. 2095.
19. *Кузей А.* Структурно-фазовые превращения в быстрозакаленных алюминиевых сплавах. М.: Белорусская наука, 2011. 399 с.
20. *Неумержицкая Е.Ю.* Дис. “Структура и микротвердость сплавов алюминия с 3d-переходными металлами, полученных сверхбыстрой закалкой из расплава”... канд. физ.-мат. наук. М.: БГУ, 2006.
21. *Чугунов Л.Л., Осипов Д.Б., Калмыков А.К. и др.* // Вестн. МГУ. Сер. 2. Химия. 2015. Т. 56. С. 98.
22. *Menguy N., Audier M., Guyot P. et al.* // Philos. Mag. B. 1993. V. 68. P. 595.
<https://doi.org/10.1080/13642819308220145>
23. *Веклов Ю.Х.* // СОЖ. Сер. Физика. 1997. Т. 4. С. 87.
24. *Leonard H.R., Rommel S., Li M.X. et al.* // Mater. Sci. Eng. A. 2020. V. 788. P. 139487.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139487>
25. *Watson T.J., Gordillo M.A., Cernatescu I. et al.* // Scr. Mater. 2016. V. 123 P. 51.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.05.037>
26. *Watson T.J., Gordillo M.A., Ernst A.T. et al.* // Corros. Sci. 2017. V. 121. P. 133.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.03.010>
27. *Watson T.J., Nardi A., Ernst A.T. et al.* // Surf. Coatings Technol. 2017. V. 324. P. 57.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.05.049>
28. *Теллов А.А., Белоусов С.И., Головкина Е.А. и др.* // Кристаллография. 2022. Т. 67. № 2. С. 170.
<https://doi.org/10.31857/S0023476122020254>
29. *Клюева М.В.* Дис. “Особенности синтеза и электронного транспорта монокристаллов квазикристаллических фаз и аппроксимант системы Al–Co–Cu–Fe”... канд. физ.-мат. наук. М.: МИСиС, 2016.
30. *Yamamoto A.* // Acta Cryst. A. 1996. V. 52. P. 509.
<https://doi.org/10.1107/S0108767396000967>
31. *Koopmans B., Schurer P.J., Van der Woude F. et al.* // Phys. Rev. B. 1987. V. 35. P. 3005.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.35.3005>
32. *Fitz Gerald J.D., Withers R.L., Stewart A.M. et al.* // Philos. Mag. B. 1988. V. 58. P. 15.
<https://doi.org/10.1080/13642818808211241>
33. *Thangaraj N., Subbanna G.N., Ranganathan S. et al.* // J. Microsc. 1987. V. 146. P. 287.
<https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.1987.tb01351.x>
34. *Singh A., Ranganathan S.* // Philos. Mag. A. Phys. Condens. Matter, Struct. Defects Mech. Prop. 1996. V. 74. P. 821.
<https://doi.org/10.1080/01418619608242163>
35. *de Wolff P.M.* // Acta Cryst. A. 1974. V. 30. P. 777.
<https://doi.org/10.1107/S0567739474010710>
36. *Janner A., Janssen T.* // Phys. Rev. B. 1977. V. 15. P. 643.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.15.643>
37. *Janner A., Janssen T.* // Physica. A. 1979. V. 99. P. 47.
[https://doi.org/10.1016/0378-4371\(79\)90124-9](https://doi.org/10.1016/0378-4371(79)90124-9)
38. *Yamamoto A., Ishihara K.N.* // Acta Cryst. A. 1988. V. 44. P. 707.
<https://doi.org/10.1107/S010876738800296X>
39. *Steurer W.* // Z. Krist. 2004. B. 219. S. 391.
<https://doi.org/10.1524/zkri.219.7.391.35643>
40. *Henley C.L.* // J. Non. Cryst. Solids. 1985. V. 75. P. 91.
[https://doi.org/10.1016/0022-3093\(85\)90208-X](https://doi.org/10.1016/0022-3093(85)90208-X)