

## **Структура сплава $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$ после высокоскоростной закалки**

**Н. Д. Бахтеева, Е. В. Тодорова, П. П. Умнов, Т. Р. Чуева,  
Н. В. Гамурар, Н. В. Петракова, Т. А. Свиридова**

Методами структурного анализа (металлографическим, рентгеноструктурным, дифференциальной сканирующей микроскопии) проведено комплексное исследование структуры сплава  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$ , полученного в виде лент методом спиннингования. Показано, что в сплаве формируется многофазная аморфно-нанокристаллическая структура высокой дисперсности, в состав которой входят твердый раствор на основе алюминия, интерметаллиды  $Fe_4Al_{13}$ ,  $CuAl_2$ , в небольшом количестве квазикристаллическая фаза состава  $Al - Fe - Cu$  с осью симметрии десятого порядка (декагональная). Аттестованы параметры кристаллических решеток фаз и их объемное содержание. Показано, что основной структурной составляющей сплава является алюминид железа, содержание которого изменяется от 68 до 61 масс. % по сечению ленты от контактной к свободной поверхности. Определены температуры фазовых превращений в сплаве при нагреве. Проведен сравнительный анализ структур по фазовому составу и морфологии фаз, сформированных в быстрозакаленных лентах и слитке того же состава, закристаллизованном в равновесных условиях. Установлена разница в структуре сплава после различных способов кристаллизации. Определена микротвердость основных структурных составляющих в слитке. Максимальной твердостью 780 HV обладает алюминид железа. Показано, что высокая твердость 615 HV сплава после высокоскоростной закалки обеспечена сформированным многофазным аморфно-нанокристаллическим состоянием структуры.

**Ключевые слова:** сплав на основе Al, спиннингование, квазикристаллы, алюминиды.

**DOI: 10.30791/1028-978X-2023-12-12-21**

### **Введение**

Открытие Д. Шехтманом [1] в сплаве  $Al_{86}Mn_{14}$  квазикристаллической икосаэдрической структуры, характеризующейся аперриодическим дальним порядком и симметрией 5-го порядка, запрещенной для кристаллических тел, инициировало проведение исследований по разработке новых композиций сплавов с квазикристаллическими структурами и изучение их структуры и свойств. В работах по этому направлению было обнаружено, что наряду с икосаэдрическими квазикристаллами в ряде сплавов присутствуют квазикристаллические структуры с осями симметрии восьмого (октагональные), десятого (декагональные) и двенадцатого (додекагональные) порядков [2 – 8]. В настоящее время, как отмечено в [9, 10], известны более двухсот стабильных и метастабильных квазикристаллов.

Наиболее широко исследованы сплавы системы  $Al - Cu$ ,  $Al - Cu - ПМ$  (ПМ — переходные металлы Ni, Fe, Cr, Mn, Pd) с содержанием алюминия от 55 до 77 ат. %, в которых по данным большинства исследователей, как в России [11 – 15], так и за рубежом [2 – 4, 6], формируются икосаэдрические фазы. Такие сплавы, двух-, трех- и многокомпонентные, относят к семейству икосаэдрических систем. В работах [5, 6, 16, 17] в сплавах этой системы обнаружены квазикристаллические декагональные фазы (Д-фазы) с осью симметрии 10-го порядка, аттестованы их кристаллографические параметры в зависимости от легированности сплавов, определены их кристаллографические фазы-аппроксиманты, механизмы зарождения, роста и двойникования.

Как правило, квазикристаллические сплавы обладают высокой твердостью от 5 до 10 ГПа [17],

прочностью, износо- и коррозионной стойкостью, низкой теплопроводностью, необычными магнитными и электрическими свойствами [10, 17]. В быстрозакаленных сплавах систем Al – Mn – Ln – ПМ и Al – Cr – Ln – ПМ с нанокристаллической структурой, в состав которой входит наноразмерная икосаэдрическая фаза, прочность при растяжении составила 1350 МПа [2]. В сплавах Al – V – Се в зависимости от легирования Fe, Co или Ni, содержащих квазикристаллическую фазу, предел прочности имел значение от 1040 до 1170 МПа при изменении твердости от 300 до 350 HV [4].

Такая совокупность свойств определяет интерес к сплавам с квазикристаллическими структурами как конструкционным материалам, в том числе в авиа- и ракетостроении, где одной из основных характеристик является удельная прочность, которая определяется отношением прочности к плотности сплава. Применение материалов с низким удельным весом, а именно сплавов с повышенным содержанием алюминия, обеспечивает снижение массы конструкции без потери прочности, что особенно важно для летательных аппаратов.

В последние годы в связи с разработкой композиционных материалов в литературе часто отмечается интерес к квазикристаллическим сплавам как наполнителям, армирующим матрицы различного типа с целью повышения прочностных характеристик. В связи с этим остается актуальным создание на базе известных композиций системы Al – Cu – Fe с содержанием алюминия порядка 60 ат.% [2, 3, 6, 9] новых высокопрочных сплавов с низким удельным весом, в состав которых входят квазикристаллические составляющие.

Цель настоящего исследования — разработка нового сплава с повышенным содержанием алюминия (выше 80 ат. %), в котором методом спиннингования возможно получение смешанной аморфно-квазикристаллической структуры с высоким комплексом механических характеристик. Первые электронно-микроскопические исследования, опубликованные в [18], показали, что в структуре разработанного авторами сплава  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  после спиннингования присутствует квазикристаллическая фаза с декагональной осью симметрии, что и определило как задачу исследования комплексное изучение его структуры и свойств.

#### Материалы и методика эксперимента

В рамках настоящей работы исследован новый сплав с повышенным содержанием алюминия  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$ , полученный методом спиннингования

(скорость охлаждения  $10^6$  °C/с) в виде лент шириной 3000 мкм и толщиной порядка 25 мкм. Для сравнения аттестована структура микрослитка того же состава, полученного при кристаллизации на воздухе без принудительного охлаждения.

Структуру лент исследовали методами:

1) оптической микроскопии на микроскопе Axiovert 40 Mat с использованием светлопольной и темнопольной методик для получения высококонтрастного изображения. Образцы травили при комнатной температуре в реактиве: 4 мл HCl + 3 мл  $HNO_3$  + 3 мл HF + 90 мл  $H_2O$ , время травления 2 с;

2) дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе Setaram Setsys Evolution при скорости нагрева 20 °C/мин в атмосфере аргона;

3) электронной сканирующей микроскопии на приборе Tescan Vega II SBU, оборудованном системой энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа Inca Energy при ускоряющем напряжении 15 кэВ;

4) рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-4 в  $Co K_{\alpha}$ -излучении. Для обработки спектров использовали пакет программ [19], относительная ошибка определения периодов решетки составляла  $\Delta/a = 0,001$ , относительная ошибка в определении объемных долей — 5–10 %.

Микротвердость оценивали по результатам измерения на приборе 402 MDV Wolpert Wilson при нагрузке 10 и 25 г и выдержке 10 с.

#### Результаты эксперимента

На рис. 1 представлены типичные изображения структуры быстрозакаленного сплава  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$ , полученные с поперечного косоугольного сечения ленты методами оптической микроскопии (ОМ) в режиме отражения (рис. 1а) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (рис. 1б, 1с).

По сечению ленты от контактной к свободной поверхности наблюдали неоднородную структуру, различающуюся по травимости и размеру фазовых составляющих. Ширина светлой металлографически бесструктурной зоны с контактной стороны ленты составляет приблизительно 1/5 ее толщины (рис. 1а, зона I). Методом СЭМ показано, что в зоне примыкания формируются фазы с размером равноосных зерен порядка 45 нм (рис. 1б).

Повышенная травимость ленты с неконтактной стороны обусловлена многофазной дендритной кристаллизацией сплава с формированием зоны мелкокристаллитной структуры, имеющей форму “соцветий” (рис. 1с). Размер фазовых состав-

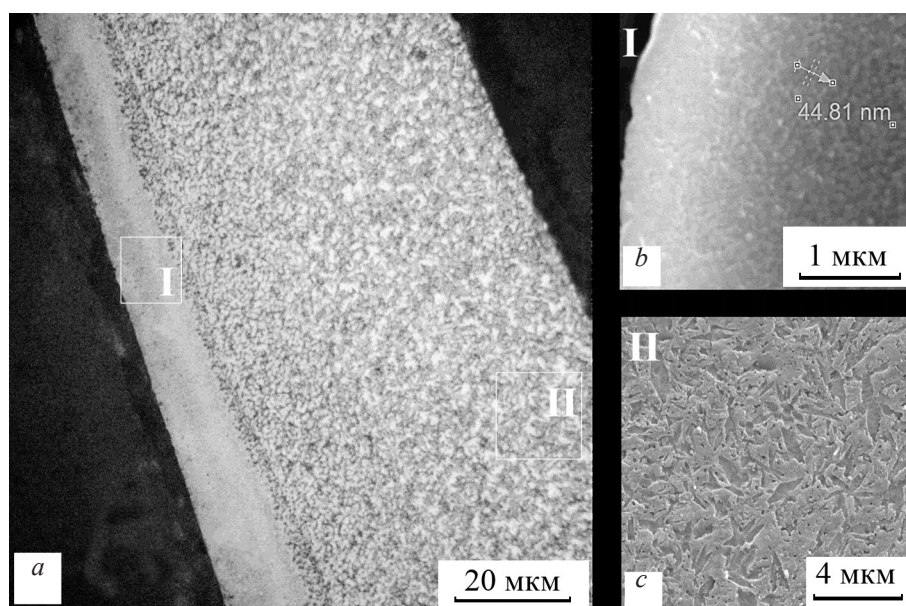


Рис. 1. ОМ- (a) и СЭМ-изображения (b, c) микроструктуры сплава после спиннингования (косое сечение ленты).

Fig. 1. OM (a) and SEM images (b, c) of the alloy microstructure after melt spinning (oblique cross section of the ribbon).

ляющих возрастает по направлению к свободной стороне ленты (рис. 1). Точное его определение в связи со сложностью морфологии фаз затруднено. Приблизительная оценка показывает, что размер фаз вблизи свободной поверхности на два порядка превышает размеры фазовых составляющих в зоне примыкания.

Для аттестации фазового состава сплава использовали методы рентгеноструктурного и калориметрического анализов, результаты которых приведены на рис. 2, 3 и в табл. 1, 2.

По данным РСА (рис. 2) структура быстрозакаленного сплава представляет собой смесь основных кристаллических фаз: твердого раствора

на основе Al ( $\beta$ -фаза) и интерметаллидов  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  и  $\text{CuAl}_2$ . Особенностью структуры в контактной зоне наряду с высокой дисперсностью фазовых составляющих является отсутствие алюминидов меди, что, по-видимому, обусловлено как ликвацией легирующих элементов, так и повышенной скоростью охлаждения при кристаллизации. Параметры решеток, структурный тип фаз, их объемное и массовое содержание приведены в табл. 1.

$\beta$ -фаза представляет собой твердый раствор меди и железа в алюминии и имеет ГЦК-структуру с параметрами решетки от 4,044 до 4,054 Å, что отличается от табличного значения параметра решетки Al (с чистотой 99,9998 %)  $a = 4,049$  Å. Такое

Таблица 1

Результаты РСА структурных составляющих сплава после спиннингования

Table 1

Results of X-ray diffraction analysis of the alloy structural components after melt spinning

Фаза	Структурный тип	Анализируемая сторона	Содержание		Параметры решетки, Å
			об. %	масс. %	
$\beta$ -Al	Al	свободная	42	34	$a = 4,054$
		контактная	40	32	$a = 4,044$
$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$	свободная	54	61	$a = 15,527, b = 8,097, c = 12,482, \alpha = 107,36^\circ$
		контактная	60	68	$a = 15,482, b = 8,081, c = 12,474, \alpha = 107,85^\circ$
$\text{CuAl}_2$	C16	свободная	4	5	$a = 6,073, c = 4,885$
		контактная	следы	следы	—

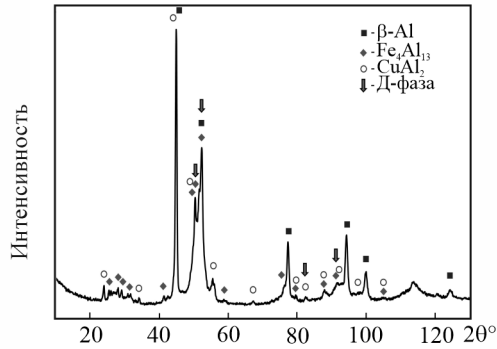


Рис. 2. Дифрактограмма сплава после спиннингования. Рефлексы Д-фазы помечены на основании результатов работы [18].

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of the spinning alloy. Reflections of the D-phase are labeled on the results of [18].

изменение параметра обусловлено частичным замещением атомов Al на атомы легирующих элементов в  $\beta$ -твердом растворе. Растворимость Fe в Al в равновесных условиях близка к нулю, но может заметно повышаться в условиях подавления диффузии при высокоскоростной закалке. Его распределение в  $\beta$ -твердом растворе алюминия крайне неоднородно и существенно различается в разных участках ленты, что оказывает влияние на размер параметра твердого раствора. Подобный факт неоднородности распределения железа был неоднократно отмечен при исследовании микроструктуры быстрозакаленных сплавов Al – Fe [20]. Растворение Cu и Fe в Al приводит к небольшому смещению пиков интенсивности на дифрактограммах.

Дифракционная картина сплава содержит аномально интенсивные рефлексы  $(111)_{\beta}$ , что свидетельствует о формировании текстуры в лентах при

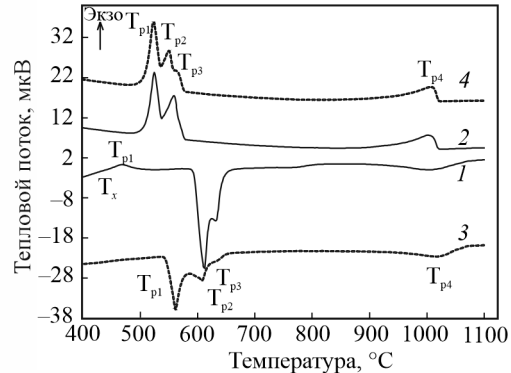


Рис. 3. Термограммы первого (1, 2) и второго (3, 4) циклов нагрева (1, 3) и охлаждения (2, 4) быстрозакаленного сплава.

Fig. 3. Thermograms of the first (1, 2) and second (3, 4) cycles of heating (1, 3) and cooling (2, 4) of the rapidly quenched alloy.

спиннинговании, связано с преимущественным ростом плоскостей (111) и обусловлено преодолением меньшего энергетического барьера при их росте [20]. Сравнение дифрактограмм от цельной и измельченной в порошок ленты показало, что в последнем случае интенсивность указанных рефлексов заметно снижается.

Наряду с твердым раствором алюминия методом PCA в сплаве обнаружены алюминиды меди ( $CuAl_2$ ) и железа ( $Fe_4Al_{13}$ ), аттестационные параметры которых приведены в табл. 1. Наибольший объем в сплаве (более 50 об. %) занимает интерметаллид  $Fe_4Al_{13}$ , его количество возрастает от свободной к контактной поверхности ленты, твердость в свободном состоянии составляет 9,6 ГПа [21]. Ликвационная неоднородность по сечению ленты приводит к выделению интерметаллида  $CuAl_2$  в объеме со стороны свободной поверхности ленты. Это соединение имеет тетрагональную решетку с

Таблица 2

Результаты ДСК-анализа быстрозакаленных лент

Table 2

Results of DSC-analysis of rapidly quenched ribbons

	Цикл	$T_{p1}, ^\circ C$	$T_{p2}, ^\circ C$	$T_{p3}, ^\circ C$	$E_{2-3}, (мкВ \cdot с)/мг$	$T_{p4}, ^\circ C$	$E_4, (мкВ \cdot с)/мг$
нагрев	1	466	611	632	24,5	1005	6,2
	2	561	608	622	17,5	1010	7,8
	3	561	606	625	17,8	1007	8,1
охлаждение	1	525	559	570	-19,3	1002	-6,7
	2	523	552	559	-19,1	1007	-7,2
	3	525	557	571	-19,7	1022	-7,7

параметрами, близкими к табличным значениям, и микротвердостью при комнатной температуре 5,3 ГПа [22].

Сверхбыстрое охлаждение из расплава, достигаемое при спиннинговании, подавляет термически активируемое диффузионное перераспределение легирующих компонентов, стимулируя тем самым формирование метастабильных фаз. Одна из таких фаз — квазикристаллическая — была обнаружена нами ранее методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при анализе ленты после спиннингования и описана в [18]. На основании проведенного исследования квазикристаллическая фаза аттестована как декагональная (Д-фаза) с осью симметрии 10-го порядка. Определены ее кристаллографические параметры. Методом ПЭМ показано, что ее аппроксимантой является кристаллическая фаза  $Fe_4Al_{13}$  с моноклинной решеткой. Д-фаза, в состав которой по данным микрорентгеноспектрального анализа входят Al, Cu, Fe, формируется на границе алюминида железа и твердого раствора алюминия. Ее количество в сплаве невелико.

Большинство наиболее интенсивных рефлексов Д-фазы на дифрактограмме совпадают с рефлексами кристаллической фазы — аппроксиманты  $Fe_4Al_{13}$  [18], что наряду с малой объемной долей затрудняет ее обнаружение методом РСА. Наиболее информативным в этом случае является метод ПЭМ. Ранее Д-фаза была обнаружена методом ПЭМ в сплавах Al – Cu – Fe с содержанием Al от 63 до 71 ат. % в работах [5, 6, 16], а ориентационные соотношения моноклинной фазы  $Fe_4Al_{13}$  и Д-фазы определены в работе [6].

Ввиду высокой дисперсности фаз и ограниченной разрешающей способности проведенный энергодисперсионный рентгеноспектральный анализ показывает средний состав сплава, не позволяя идентифицировать каждую из фазовых составляющих.

Информация о температурах и энтальпии процессов, сопровождающих плавление и равновесную кристаллизацию фазовых составляющих сплава, получена методом ДСК и представлена на рис. 3 и в табл. 2.

При первом цикле нагрева (рис. 3, кривая 1) быстрозакаленного сплава до 1250 °С наблюдается серия тепловых эффектов. Первый экзотермический эффект характерен для кристаллизации аморфной фазы с началом превращения при  $T_x = 390$  °С, температурой пика  $T_{p1} = 466$  °С, энтальпией  $E_1 = 5,5$  (мкВ·с)/мг и наблюдается только на первом цикле нагрева, что свидетельствует о мета-

стабильности этой фазы. Малый тепловой эффект обусловлен небольшой объемной долей аморфной фазы, которая может давать скрытое гало на дифрактограмме в угловом интервале  $2\theta \approx 40 - 50^\circ$  (рис. 1). Авторы работы [23] рассматривают наноструктурные материалы как композит, состоящий из смеси наноразмерных кристаллических и аморфных областей. К последним относят границы нанозерен, объем которых может занимать до 30 %. Это позволяет связать появление низкотемпературного экзотермического пика при нагреве наноструктурного сплава после спиннингования с кристаллизацией аморфной составляющей сплава.

Последующие эндотермические эффекты обусловлены расплавлением трех фазовых составляющих сплава:  $CuAl_2$  ( $T_{p2} = 611$  °С),  $\beta$ -Al ( $T_{p3} = 632$  °С) и  $Fe_4Al_{13}$  ( $T_{p4} = 1005$  °С).

При охлаждении из расплава на термограмме (рис. 3, кривая 2) наблюдали четыре экзотермических эффекта. Температуры фазовых превращений при охлаждении закономерно смещаются в область более низких температур (табл. 1). Второй и третий циклы нагрева и охлаждения приводят к идентичным результатам по количеству и температурам тепловых эффектов, что свидетельствует о формировании стабильного структурного состояния уже после первого цикла нагрева до 1250 °С и охлаждения с пещью калориметра в атмосфере инертного газа. В сплаве после ДСК по данным рентгеноструктурного анализа (рис. 4) наряду с ранее наблюдаемыми алюминидами  $Fe_4Al_{13}$ ,  $CuAl_2$  и  $\beta$ -фазой выделяется тройной интерметаллид  $Cu_7FeAl_7$  (структурный тип E9a) с тетрагональной решеткой и параметрами  $a = 6,336$  Å и  $c = 14,879$  Å.

Последовательность эффектов при охлаждении в совокупности с РСА и литературными данными [24] указывают на выделение высоко-

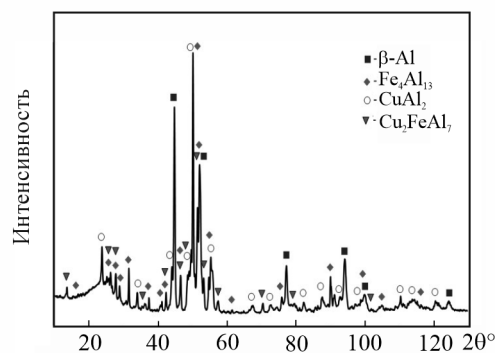


Рис. 4. Дифрактограмма сплава  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  после ДСК.

Fig. 4. X-ray diffraction pattern of the alloy  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  after DSC.

Таблица 3

Объемные и весовые доли фазовых составляющих в лентах сплава  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  после ДСК

Table 3

Volume and weight proportions of phase components of ribbons  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  alloy after DSC

Фаза	Содержание	
	об. %	масс. %
$\beta$ -Al	39	30
$Fe_4Al_{13}$	44	48
$CuAl_2$	10	13
$Cu_2FeAl_7$	7	9

температурной фазы  $Fe_4Al_{13}$  в интервале температур 1020 – 944 °С, затем твердого раствора на основе алюминия и двух интерметаллидов  $CuAl_2$  и  $Cu_2FeAl_7$ . Выделение алюминидов меди происходит по перитектической реакции, что обусловлено снижением растворимости меди в  $\beta$ -твердом растворе с понижением температуры. Ниже 525 °С в сплаве в равновесии присутствуют четыре кристаллические фазы, количественный анализ их содержания приведен в табл. 3.

При кристаллизации в равновесных условиях (охлаждение со скоростью 20 °С/мин) аморфная и квазикристаллическая фазы не образуются, изменяется объемное соотношение кристаллических фаз по сравнению со структурой после спиннингования: сокращается доля первичного алюминида железа и увеличивается количество алюминидов меди.

Для сравнения на рис. 5 приведена структура микрослитка после охлаждения на воздухе. В сплаве формируется дендритная структура с крупно-размерными фазовыми составляющими, которые идентифицированы методом энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа, результаты которого приведены в табл. 4.

В результате избыточного содержания Fe при охлаждении первым выделяется алюминид железа  $Fe_4Al_{13}$  (1 на рис 5, спектр 1), затем твердый раствор алюминия (2 на рис 5, спектр 2), эвтектика  $CuAl_2/\beta$ -Al (3 на рис 5, спектр 3),  $Cu_2FeAl_7$  реечной морфологии (4 на рис 5, спектр 4). Отклонения фазового состава интерметаллидов от стехиометрического обусловлены величиной анализируемого объема, в который частично могут быть вовлечены и другие фазовые составляющие.

Представленная на рис. 5 сформированная морфология избыточных фаз — их форма, размер, распределение — в охлажденном на воздухе спла-

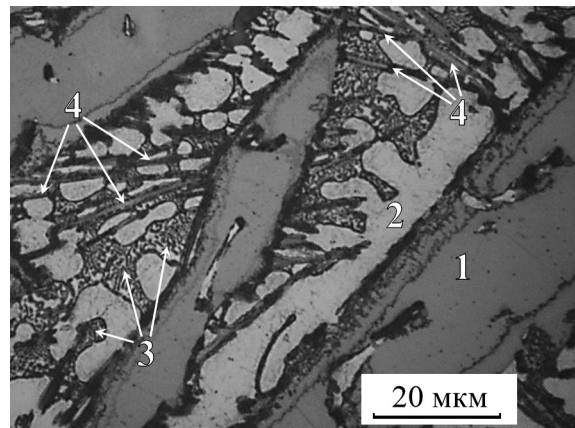


Рис. 5. СЭМ изображение микроструктуры охлажденного на воздухе микрослитка. 1 —  $Fe_4Al_{13}$ , 2 —  $\beta$ -Al, 3 — эвтектика  $CuAl_2/\beta$ -Al, 4 —  $Cu_2FeAl_7$ .

Fig. 5. Microstructure of an air-cooled microingot. 1 —  $Fe_4Al_{13}$ , 2 —  $\beta$ -Al, 3 —  $CuAl_2/\beta$ -Al eutectic, 4 —  $Cu_2FeAl_7$ .

Таблица 4

Результаты энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа фазовых составляющих микрослитка

Table 4

Results of the energy-dispersive X-ray spectral analysis of the microingot phases components

Спектр	Содержание, ат. %		
	Al	Fe	Cu
Спектр 1	76	23	1
Спектр 2	97	следы	3
Спектр 3	85	следы	15
Спектр 4	77	5	18

ве отрицательно влияет на его свойства. Снижение вязкости разрушения, пластичности и других структурно-чувствительных свойств в литых алюминиевых сплавах при наличии избыточных первичных фаз было отмечено в [22]. Экспериментально полученные значения микротвердости для фазовых составляющих:  $Fe_4Al_{13}$  — 780 HV, в зоне эвтектики  $CuAl_2/\beta$ -Al — 370 HV, в зоне с реечными выделениями — 455 HV.

Применение высокой скорости закалки при спиннинговании обеспечивает диспергирование, равноосную морфологию и однородность распределения фаз в структуре закаленного сплава, что положительно влияет на его прочностные характеристики.

Механические свойства быстрозакаленного сплава после спиннингования оценивали по измерению микротвердости в различных участках

ленты. Среднее значение микротвердости с ее контактной стороны составило 615 HV. Высокое значение твердости обусловлено аморфно-нанокристаллическим состоянием сплава, в состав которого входят наряду с твердым раствором на основе алюминия нанодисперсные интерметаллиды  $Fe_4Al_{13}$ , объемная доля которых достигает 60 %, и небольшое количество декагональной квазикристаллической фазы Al – Fe – Cu. В этом случае твердость определяется взаимодействием движущихся под нагрузкой дислокаций с межзеренными границами и нанодисперсными высокопрочными интерметаллидами.

Микротвердость с обратной стороны ленты составила 552 HV. Заметное снижение твердости связано с формированием структурных составляющих большего размера и отсутствием метастабильных фаз — аморфной и декагональной, обладающих высокими прочностными характеристиками.

## **Выводы**

На базе известных композиций алюминиевых сплавов, легированных медью и железом, предложен новый сплав  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  с повышенным содержанием алюминия. Комплексным использованием методов структурного анализа аттестована его структура после высокоскоростной закалки.

1. Установлено, что эффект быстрой закалки сплава проявляется в формировании многофазной аморфно-нанокристаллической структуры с высокой дисперсностью и однородным распределением в объеме  $\beta$ -твердого раствора Al избыточных интерметаллидных фаз  $Fe_4Al_{13}$ ,  $CuAl_2$ .

2. Показано, что в сплаве наряду с известными стабильными фазами при спиннинговании выделяется метастабильная квазикристаллическая фаза с осью симметрии 10-го порядка (Д-фаза). Ее кристаллографической аппроксимантой является первичный интерметаллид  $Fe_4Al_{13}$ .

3. Экстремально высокая твердость 615 HV закаленного сплава  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  является результатом зернограничного и дисперсионного упрочнения нанокристаллическими интерметаллидными фазами высокой прочности и благоприятной морфологии.

Высокая твердость сплава  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  с повышенным содержанием алюминия определяет его перспективность в качестве дисперсионно-упрочняющего наполнителя при изготовлении высокопрочных композитов с пониженным удельным весом.

*Работа выполнена по госзаданию № 075-01176-23-00.*

## **Литература/References**

1. Shechtman D., Blech I., Gratias D., Cahn J.W. Metallic phase with long-range orientational order and no translational symmetry. *Physical review letters*, 1984, v. 53, pp. 1951 – 1953.
2. Inoue A., Kimura H.M., Sasamori K., Masumoto T. Microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-Cr-Ce-M (M=Transition metal) alloys containing high volume fraction of the icosahedral phase. *Materials Transactions, JIM*, 1995, v. 36, no. 1, pp. 6 – 15.
3. Menguy N., Audier M., Guyot P., Vacher M. Pentagonal phases as a transient state of the reversible icosahedral-rombohedral transformation in Al-Fe-Cu. *Philosophical Magazine B*, 1993, v. 68, no. 5, pp. 595 – 606.
4. Kimura H., Inoue A., Sasamori K., Kim Y., Masumoto T. Microstructure of rapidly solidified Al-V-Ce-M (M=Fe, Co or Ni) high strength alloys containing high volume fraction of fine icosahedral precipitation. *Materials Transactions, JIM*, 1995, v. 8, pp. 1004 – 1011.
5. Cheng Y.F., Hui M.J., Li F.H. An intermediate state between the decagonal and monoclinic phases in an Al – Cu – Fe alloy. *Philosophical Magazine Letters*, 1991, v. 64, no. 3, pp. 129 – 132.
6. Singh A., Ranganathan S. A transmission electron microscopic study of icosahedral twins—I. A rapidly solidified Al-Cu-Fe alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, v. 43, no. 9, pp. 3553 – 3562.
7. Zhang Z., Li N.C., Urban K. A quasicrystalline transition state in an annealed  $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$  alloy. *Journal of Materials Research*, 1991, v. 6, no. 2, pp. 366 – 370.
8. Ebert P., Feuerbacher M., Tamura N., Wollgarten M., Urban K. Evidence for a cluster-based structure of AlPdMn single quasicrystals. *Physical Review Letters*, 1996, v. 77, no. 18, pp. 3827 – 3830.
9. Чугунов Д.Б., Осипов А.К., Калмыков К.Б., Мешков Л.Л. Особенности формирования квазикристаллической фазы в литых сплавах системы Al-Cu-Fe. *Вестник Московского университета, Серия 2, Химия*, 2015, т. 56, № 2, с. 98 – 105.
- Chugunov D.B., Osipov A.K., Kalmykov K.B., Meshkov L.L. Features of the formation of a quasi-crystalline phase in Al-Cu-Fe cast alloys. *Moscow University Chemistry Bulletin*, 2015, v. 70, no. 2, pp. 80 – 86.
10. Мильман Ю.В., Ефимов Н.А., Гончарова И.В. Квазикристаллы — новый класс твердых тел с уникальными физическими свойствами. *Электронная микроскопия и прочность материалов. Сер. Физическое материаловедение, структура и свойства материалов*, 2012, т. 18, с. 3 – 15.
- Milman Yu.V., Efimov N.A., Goncharova I.V. Kvazikristally — novij klass tverdykh tel s unikal'nymi fizicheskimi svojstvami [Quasicrystals — a new class of solids with unique physical properties]. *Elektronnaya mikroskopiya i prochnost' materialov. Seriya Fizicheskoe materialovedenie, struktura i svojstva materialov* [Electron microscopy and strength of materials. Series Physical materials science, structure

- and properties of materials], 2012, v. 18, pp. 3 – 15. (In Russ.)
11. Шалаева Е.В., Прекул А.Ф., Назарова С.З., Хиллер В.В. Планарные дефекты икосаэдрической фазы в квазикристаллообразующих сплавах AlCuFe. Физика твердого тела, 2012, т.54, №4, с. 657-665.
    - Shalaeva E.V., Prekul A.F., Nazarova S.Z., Khiller V.V. Planar defects in the icosahedral phase in quasicrystal-forming AlCuFe alloys. Physics of the Solid State, 2012, v. 54, no. 4, pp. 699 – 707.
  12. Шалаева Е.В., Чернышев Ю.В., Смирнова Е.О., Смирнов С.В. Ламельная структура и наномеханические свойства квазикристаллических сплавов Al–Cu–Fe. Физика твердого тела, 2013, т. 55, № 11, с. 2095 – 2104.
    - Shalaeva E.V., Chernyshev Y.V., Smirnova E.O., Smirnov S.V. Lamellar structure and nanomechanical properties of quasicrystalline Al-Cu-Fe alloys. Physics of the Solid State, 2013, v. 55, no. 11, pp. 2205 – 2214.
  13. Klyueva M., Shulyatev D., Andreev N., Tabachkova N., Sviridova T., Suslov A. New stable icosahedral quasicrystal in the system Al–Cu–Co–Fe. Journal of Alloys and Compounds, 2019, v. 801, pp. 478 – 482.
  14. Шулятев Д.А., Черников М.А., Коровушкин В.В., Козловская Н.А., Ключева М.В. Получение, рентгенофазовый анализ и мессбауровская спектроскопия квазикристаллов системы Al–Fe–Cu. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2013, № 5, с. 38-38.
    - Shulyatev D.A., Chernikov M.A., Korovushkin V.V., Kozlovskaya N.A., Klyueva M.V. Synthesis, X-Ray analysis, and Mössbauer investigation of Al–Cu–Fe quasicrystals. Journal of Surface Investigation. Xray, Synchrotron and Neutron Techniques, 2013, v. 7, no. 3, pp. 434 – 436.
  15. Векилов Ю.Х. Физика. Что такое квазикристаллы. Образовательный журнал Сороса, 1997, т. 3, № 1, с. 87 – 91.
    - Vekilov Yu.Kh. Fizika. Chto takoe kvazikristally [Physics. What are quasicrystals]. Obrazovatel'nyj zhurnal Sorosa [Soros Educational Journal], 1997, v. 3, no. 1, pp. 87 – 91. (In Russ.)
  16. Ebalard S., Spaepen F. Long-range chemical ordering in Al-Cu-Fe, Al-Cu-Mn, and Al-Cu-Cr quasicrystals. Journal of Materials Research, 1990, v. 5, no. 1, pp. 62 – 73.
  17. Лобанова А.В., Комаров А.О., Петрова Т.Н., Коноплев Д. А., Круглов В.С. Получение массивных литых квазикристаллических образцов и системы Al-Fe-Cu и Cd-Yb. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2006, № 11, с. 3 – 5.
    - Lobanova A.V., Comarov A.O., Petrova T.N., Conoplj'ev D.A., Cruglov V.S. Poluchenie massivnykh litykh kvazikristallicheskich obrazcov i sistemakh Al-Fe-Cu i Cd-Yb [Production of Al-Fe-Cu and Cd-Yb systems quasi-crystalline massive melt samples]. Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenij. Chernaya metallurgiya [News of higher educational institutions. Ferrous metallurgy], 2006, no.11, pp. 3 – 5. (In Russ.)
  18. Павлов И.С., Бахтеева Н.Д., Головин А.Л., Тодорова Е.В., Чуева Т.Р., Васильев А.Л. Особенности структуры быстро закаленного сплава системы Al–Cu–Fe с декагональными квазикристаллами. Кристаллография, 2023, т. 68, № 1, с. 115 – 120.
    - Pavlov I.S., Bakhteeva N.D., Golovin A.L., Todorova E.V., Chueva T.R., Vasiliev A.L. Osobennosti struktury bystro zakalennogo splava sistemy Al–Cu–Fe s dekalonal'nymi kvazikristallami [Features of the structure of a rapidly quenched alloy of the Al–Cu–Fe system with decagonal quasicrystals]. Kristallografiya [Crystallography], 2023, v. 68, № 1, pp. 115 – 120. (In Russ.)
  19. Шелехов Е.В., Свиридова Т.А. Программы для рентгеновского анализа поликристаллов. МиТОМ, 2000, № 8, с.16 – 19.
    - Shelekhov E.V., Sviridova T.A. Programs for X-ray Analysis of Polycrystals. Metal Science and Heat Treatment, 2000, v. 42, no. 8, pp. 309 – 313.
  20. Кузей А.М. Структурно-фазовые превращения в быстрозакаленных алюминиевых сплавах. Минск, Белорусская наука, 2011, 400 с.
    - Kuzey A.M. Strukturno-fazovye prevrashcheniya v bystrozakalennykh alyuminievyykh splavakh [Structural-phase transformations in rapidly quenched aluminum alloys]. Minsk, Belarusian Science Publ., 2011, 400 p. (In Russ.)
  21. Селиверстов И.А., Троцан Г.Н., Смирнов И.В., Селиверстрова С.Р. Исследования структуры и свойств плазменных покрытий на основе Fe-Al. Научный вестник Херсонской государственной морской академии, 2014, т.10, № 1, с. 249.
    - Seliverstov I.A., Trotsan G.N., Smirnov I.V., Seliverstrov S.R. Issledovaniya struktury i svojstv plazmennyykh pokrytij na osnove Fe-Al [Studies of the structure and properties of plasma coatings based on Fe-Al]. Nauchnij vestnik Khersonskoj gosudarstvennoj morskoy akademii [Scientific Bulletin of the Kherson State Maritime Academy], 2014, v. 10, № 1, p. 249. (In Russ.)
  22. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. Москва, МИСиС, 2005, 376 с.
    - Zolotorevsky V.S., Belov N.A. Metallovedenie litejnykh alyuminievyykh splavov [Metal science of cast aluminum alloys]. Moscow, MISIS Publ., 2005, 376 p. (In Russ.)
  23. Полмеар Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов. Москва, Техносфера, 2008, 464 с.
    - Polmeary Ya. Legkie splavy: ot traditsionnykh do nanokristallov [Light alloys: from traditional to nanocrystals]. Moscow, Technosphere Publ., 2008, 464 p. (In Russ.)
  24. Petzow G., Effenberg G., Ternary Alloys. A. Comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams. Weinheim, VCH Verlagsgesellschaft, 1991, v. 4, 652 p.

*Статья поступила в редакцию — 17.05.2023 г.  
после доработки — 19.06.2023 г.  
принята к публикации — 20.06.2023 г.*



**Бахтеева Наталия Дмитриевна** — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (19334, Москва, Ленинский пр., 49), доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, специалист в области физического металловедения. E-mail: nbach@imet.ac.ru.

**Тодорова Елена Викторовна** — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (19334, Москва, Ленинский пр., 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области алюминиевых аморфных материалов. E-mail: elena.panfilova10@yandex.ru.

**Умнов Павел Павлович** — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (19334, Москва, Ленинский пр., 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области физико-химического анализа и получения аморфных и нанокристаллических сплавов. E-mail: pumnov@imet.ac.ru.

**Чуева Татьяна Равильевна** — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (19334, Москва, Ленинский пр., 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области физико-химического анализа и получения аморфных и нанокристаллических сплавов. E-mail: tchueva@imet.ac.ru.

**Гамурар Надежда Витальевна** — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (19334, Москва, Ленинский пр., 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области термического анализа и получения аморфных и нанокристаллических сплавов. E-mail: ngamurar@imet.ac.ru.

**Петракова Наталия Валерьевна** — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (19334, Москва, Ленинский пр., 49), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области создания и изучения керамических и композиционных материалов. E-mail: petrakova.nv@mail.ru.

**Свиридова Татьяна Александровна** — Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования “Национальный исследовательский технологический университет “МИСИС” (119049, Москва, Ленинский пр., д. 4, стр. 1), кандидат физико-математических наук, эксперт научного проекта кафедры Функциональных наносистем и высокотемпературных материалов, специалист в области рентгеноструктурного анализа. E-mail: sviridova@misis.ru.

## Structure of $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$ alloy after high-speed quenching

N. D. Bakhteeva, E. V. Todorova, P. P. Umnov, T. R. Chueva, N. V. Gamurar,  
N. V. Petrakova, T. A. Sviridova

Structural analysis methods (metallographic, X-ray diffraction, differential scanning microscopy) were used to complex research of the structure  $Al_{82}Cu_7Fe_{11}$  alloy obtained melt spinning method in the form of ribbons. It was shown that a multiphase amorphous-nanocrystalline structure of high dispersity, which includes an aluminum-based solid solution, intermetallic compounds  $Fe_4Al_{13}$ ,  $CuAl_2$ , and a small amount of a quasi-crystalline Al – Fe – Cu phase with a tenth-order symmetry axis (decagonal) is formed in the alloy. The parameters of the crystal lattices and volume fractions of the phases were certified. Was shown that the main structural component alloy is iron aluminide, the which content varies from 68 wt. % to 61 wt.% over the ribbon cross section from the contact to the free surface. The temperatures of phase transformations in the alloy during heating were determined. A comparative analysis of the structure composition and morphology of the phases formed in rapidly quenched ribbons and crystallized under equilibrium conditions same composition ingot was carried out. The difference in the alloys structure after various methods of crystallization was established. The microhardness of the ingot main structural components has been determined. Iron aluminide has a maximum hardness 780 HV. It was shown that the high alloy hardness 615 HV after high-speed quenching is provided formed multiphase amorphous-nanocrystalline structure state.

**Keywords:** Al-based alloy, melt spinning, quasicrystals, aluminides.

---

**Bakhteeva Natalia** — Baikov Institute of Metallurgy and Material Science of RAS (Moscow, 119334, Leninsky pr., 49), Doctor of sciences, leading researcher, expert in the field of physical Metal science. E-mail: nbach@imet.ac.ru.

**Todorova Elena** — Baikov Institute of Metallurgy and Material Science of RAS (Moscow, 119334, Leninsky pr., 49), PhD, senior researcher, amorphous aluminum materials specialist. E-mail: elena.panfilova10@yandex.ru.

**Umnov Pavel** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science (119334, Moscow, Leninsky pr. 49), PhD, senior researcher, physico-chemical analysis and preparation of amorphous and nanocrystalline alloys specialist. E-mail: pumnov@imet.ac.ru.

**Chueva Tatiana** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science (119334, Moscow, Leninsky pr. 49), PhD, senior researcher, physico-chemical analysis and preparation of amorphous and nanocrystalline alloys specialist. E-mail: tchueva@imet.ac.ru.

**Gamurar Nadezhda** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science (119334, Moscow, Leninsky pr. 49), Ph.D, senior researcher, thermal analysis and preparation of amorphous alloys specialist. E-mail: ngamurar@imet.ac.ru.

**Petrakova Nataliya** — Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science (119334, Moscow, Leninsky pr. 49), PhD, senior researcher, specialist in development and researching of ceramic and composite materials. E-mail: petrakova.nv@mail.ru.

**Sviridova Tatiana** — National University of Science and Technology "MISIS" (119049, Russia, Moscow, Leninsky pr. 4, b.1), PhD, expert of the scientific project of the Department of Functional Nanosystems and High-Temperature Materials, X-ray diffraction analysis specialist. E-mail: sviridova@misis.ru.