



УДК 669.187.2.001.5

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОРОШКАХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ AlCuFe С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, М. В. Карпец,
Д. В. Лоцко, Ю. В. Мильман, Л. И. Адеева,
Г. Н. Гордань, Л. К. Дорошенко

Методами высокотемпературной рентгенографии и дифференциального термического анализа исследованы фазовые превращения в порошках на основе $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, легированных комплексом элементов (титан, хром, кремний) в соотношении AlCuFe: TiCrSi = 95:5, 85:15 и 75:25. В системе с 5 % TiCrSi установлено образование квазикристаллической ψ -фазы, а в системах с 15 и 25 % TiCrSi — новой α -фазы, отличающейся высокой твердостью (около 8800 МПа), которую можно трактовать как 1/1 аппроксимант неравновесной квазикристаллической фазы. При нагреве до 980 и 990 °С в двух последних системах зарегистрировано однофазное α -состояние.

Using methods of high-temperature X-ray radiography and differential thermal analysis, the phase transformations were investigated in powders on $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ — base, alloyed with a complex of elements (titanium, chromium, silicon) in ratio of AlCuFe: TiCrSi = 95:5, 85:15 and 75:25. In system with 5 % TiCrSi the formation of quasi-crystalline ψ -phase was established, while in systems with 15 and 25 % TiCrSi the formation of the new α -phase was observed, characterized by a high hardness (about 8800 MPa), which can be interpreted as approximant of a non-equilibrium quasi-crystalline phase. At heating up to 980 and 990 °C a single-phase α -state was observed in two latter systems.

Ключевые слова: квазикристаллы; система Al–Cu–Fe–Ti–Cr–Si; порошки; фазовые превращения; высокотемпературная рентгенография; дифференциальный термический анализ

Ряд металлических материалов с квазикристаллической структурой отличаются необычными свойствами — низкой теплопроводностью, высоким омическим сопротивлением, специфическими механическими характеристиками, низкой поверхностной энергией и пр., что обусловлено особенностями их кристаллической и электронной структуры. Большая часть квазикристаллических материалов относится к двух- или трехкомпонентным системам, среди которых наиболее подробно исследованы структура и свойства сплавов системы Al–Cu–Fe с икосаэдрической квазикристаллической структурой. Однако для придания таким материалам более высоких значений служебных свойств (стойкость к окислению, коррозии и износу, твердость и вязкость, сопротивление росту зерна и др.) их дополнительно легируют.

В настоящей работе осуществлено легирование сплава $Al_{65}Cu_{25}Fe_{12}$ путем введения в него титана, хрома, кремния в соотношении 60:32:8, соответствующем сплаву TiCrSi с икосаэдрической квазикристаллической структурой. Соотношение AlCuFe:TiCrSi выбирали равным 95:5, 85:15 и 75:25, поскольку при смешивании двух сплавов, предрасположенных к образованию квазикристаллических структур, возможно получение новых сплавов с квазикристаллической или с близкой к ней по свойствам аппроксимантной структурой. Объектами исследования были порошки указанных сплавов, полученные способом распыления расплава водой* [1].

Рентгенографическое исследование производили в монохроматическом CuK_{α} -излучении на дифрактометре ДРОН-УМ1. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Дифрактограммы снимали способом шагового сканирования в интервале углов $2\theta = 10...110^{\circ}$. Шаг сканирования со-

* Порошки получены канд. техн. наук О. Д. Нейковым (ИПМ НАНУ).

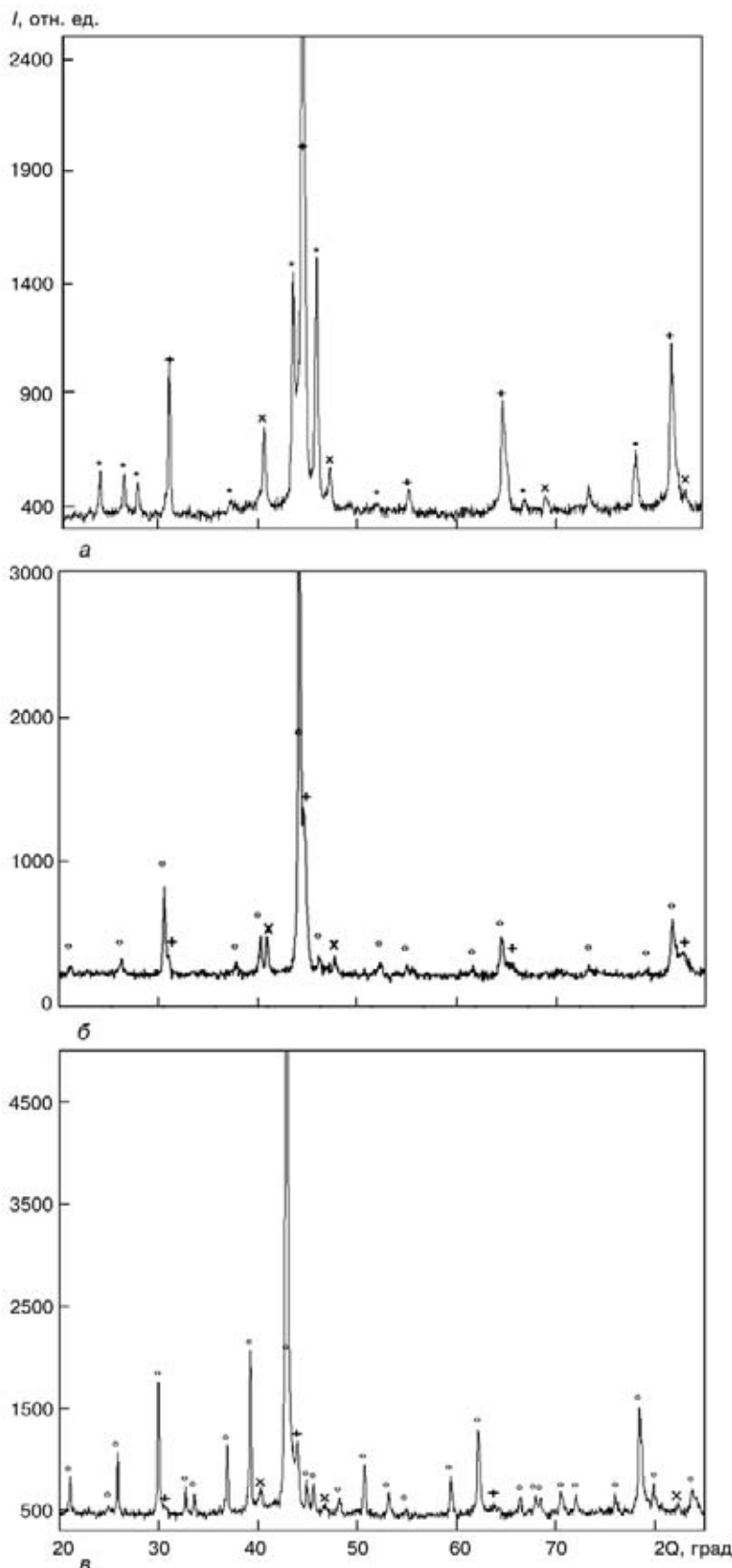


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм порошков следующего состава: *a* — AlCuFe + 5 % TiCrSi; *b* — AlCuFe + 15 % TiCrSi; *v* — AlCuFe + 25 % TiCrSi; * — отражения от ψ-фазы; + — β-фазы; × — γ-фазы; O — дополнительные линии; *I* — интенсивность рентгеновского излучения

ставлял 0,05°, продолжительность экспозиции в точке — 3... 9 с.

Дифрактометрическое высокотемпературное «in situ» изучение образцов в интервале температур 20... 1100 °С выполняли с помощью высокотемпературной приставки УВД-2000 в гелии. Во время съемок дифрактограмм при высоких температурах объем приставки продували гелием с избыточным, по сравнению с атмосферным, давлением 20 кПа. Нагрев образца до температуры съемки производили со скоростью 20 К/мин, длительность экспозиции при заданной температуре составляла 30 мин.

Для определения периода решетки фаз в качестве внешнего стандарта использовали порошок полупроводникового кремния. Период решетки кремния для конкретного значения температуры съемки *T* рассчитывали, используя соотношение, предложенное в работе [2]:

$$a(T) = a_0 \left(1 + \sum_{i=1}^3 \alpha_i (T - T_0)^i \right),$$

где a_0 — период элементарной ячейки кремния при $T_0 = 293$ К (0,543047 нм); α_i — термические коэффициенты расширения для кремния ($\alpha_1 = 1,887 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; $\alpha_2 = 1,934 \cdot 10^{-9} \text{ K}^{-2}$; $\alpha_3 = -4,544 \cdot 10^{-13} \text{ K}^{-3}$). Период квазикристаллической решетки икосаэдрической фазы рассчитывали по положению трех наиболее интенсивных максимумов с индексами Кана (*N, M*) — (18,29), (20,32) и (52,84). Содержание ψ-фазы оценивали согласно градуировочной кривой [3] по соотношению интенсивностей максимума ψ-фазы (18,29) и максимума (110) β-фазы. Средний коэффициент линейного расширения α_{cp} для исследуемых фаз в интервале температур $T_0 - T$ рассчитывали согласно соотношению

$$\alpha_{cp} = \frac{(a' - a'_0)}{a'_0(T - T_0)},$$

где a' и a'_0 — экспериментальные значения периода идентичности вдоль выбранного кристаллографического направления при температурах соответственно T и T_0 . В случае кристаллических фазовых составляющих направление выбирали вдоль осей элементарной ячейки. Для икосаэдрической фазы расчеты выполняли по значению

квазикристаллического периода в шестимерном пространстве. Обработку данных дифрактометри-



Таблица 1. Фазовый состав порошков AlCuFe-TiCrSi в зависимости от температуры нагрева

Объект исследования	Температура, °С	Фазовый состав, об. %
AlCuFe + 5TiCrSi	20... 800	21 ψ, 63 β, 16 γ
	900	72 β, 28 γ
	950	β
	1000	Плавнение
	20*	78 β, 22 γ
AlCuFe + 15TiCrSi	20... 600	69 α, 16 β, 15 γ
	800	54 α, 16 β, 30 γ
	900	52 α, 23 β, 25 γ
	950	63 α, 37 β
	980	α
	20*	45 α, 55 β
	AlCuFe + 25TiCrSi	20... 600
800		78 α, 5 β, 17 γ
860		78 α, 22 γ
900		76 α, 24 γ
950		75 α, 25 γ
20*		27 α, 50 β, 23 γ
970		82 α, 18 γ
990		α
20*		70 α, 25 β, 5 γ

* После охлаждения.

ческого эксперимента осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4*.

Дифференциальный термический анализ (ДТА) порошков проводили на установке ВДТА-8М в гелии при постоянной скорости нагрева и охлаждения 80 К/мин. Максимальная температура нагрева составляла 1350 °С. Поскольку размер частиц не влияет на характер кривых ДТА, ограничились исследованием порошка фракции 80... 100 мкм.

Дифрактограмма порошка сплава с 5 мас. % TiCrSi в исходном состоянии характеризуется наличием пиков от трех фазовых составляющих: квазикристаллической ψ-фазы с икосаэдрической симметрией и параметром решетки $a_\psi = 0,6342(2)$ нм и двух кристаллических фаз — β-фазы, характерной для сплавов системы Al-Cu-Fe с кубической примитивной ячейкой (решетка типа CsCl) и периодом $a_\beta = 0,2938(1)$ нм, а также ГЦК-фазы (обозначим ее γ) с параметром $a_\gamma = 0,3923(1)$ нм (рис. 1, а).

Фаза, подобная β, существует, например, в системе Al-Ti-Cr [4], где является твердым раствором атомов титана и алюминия в ОЦК-ячейке хрома ($a = 0,3005$ нм). При этом легирующие атомы располагаются по позициям статистически.

В данном исследовании β-фаза также формируется на основе ОЦК-решетки, а на ее дифракционной картине регистрируются сверхструктурные максимумы. Последнее свидетельствует о том, что в исследованной β-фазе легирующие атомы (алю-

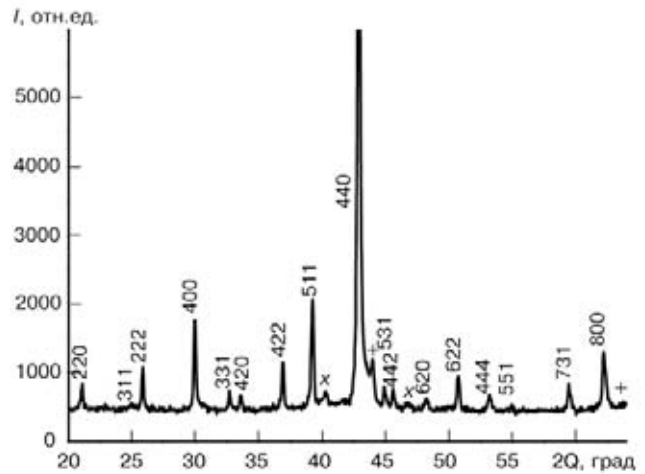


Рис. 2. Индексирование дополнительных максимумов дифрактограммы от порошка состава (75 % $Al_{65}Cu_{25}Fe_{12}$ + 25 % $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$) в рамках пространственной группы Fm3m ($a = 1,193$ нм); + — отражения от β-фазы; x — γ-фазы

миний, медь) располагаются в ОЦК-ячейке упорядочено, в отличие от β-фазы в системе Al-Ti-Cr.

По значению периода решетки зарегистрированная нами γ-фаза очень близка к фазе $L1_2$, описанной в работе [4] (упорядоченное размещение легирующих элементов титана и хрома в ГЦК-ячейке алюминия с периодом $a = 0,3951$ нм). Поскольку в данном исследовании сверхструктурные пики не регистрируются, следует предположить, что γ-фаза аналогична по структуре $L1_2$ -фазе, но со статистическим распределением легирующих элементов по кристаллографическим позициям.

Высокотемпературное рентгенографирование порошка данного состава показало, что ψ-фаза сохраняется до 800 °С. При более высокой температуре в образце происходит фазовое превращение $\psi \rightarrow \beta + \gamma$, а свыше 900 °С — $\beta + \gamma \rightarrow \beta$. Таким образом, при 900 °С в нем фиксируется двухфазное β+γ, а при температуре 950 °С — однофазное состояние β. Нагрев образца до 1000 °С приводит к исчезновению интерференций от всех фаз вследствие оплавления, после охлаждения до комнатной температуры в нем фиксируется двухфазное β+γ состояние (табл. 1).

В отличие от дифрактограммы образца с 5 % TiCrSi, на двух других ψ-фаза не зарегистрирована. Период ГЦК-ячейки γ-фазы уменьшается при увеличении содержания TiCrSi от значения $a_\gamma = 0,3923(1)$ до 0,3909(1) и 0,3902(2) нм при переходе от образца сплава с 5 к образцам сплавов соответственно с 15 и 25 % TiCrSi. Количество γ-фазы в образцах первого и второго состава приблизительно одинаково (около 15 об. %), а в образце с 25 % TiCrSi оно составляет 5 об. %. Для β-фазы периоды элементарной ячейки в исходных порошках принимают значения соответственно $a_\beta = 0,2938(1)$, 0,2940(2) и 0,2910(3) нм, а объемная доля β-фазы

* ftp://ftp.bam.de/Powder_Cell//pcw23.exe.



Таблица 2. Значения периодов кристаллической решетки (a , нм) для фазовых составляющих порошка сплава 75 % $Al_{65}Cu_{25}Fe_{12}$ + 25 % $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, а также коэффициент термического расширения ($\alpha_{ср} \cdot 10^6, K^{-1}$) в зависимости от температуры нагрева

Температура, °C	Фаза					
	α		b		γ	
	a	$\alpha_{ср}$	a	$\alpha_{ср}$	a	$\alpha_{ср}$
20	1,1928	—	0,2910	—	0,3902	—
600	1,2036	15,6	0,2942	19,0	0,3946	19,4 (20... 600 °C)
800	1,2070	14,1	0,2957	25,5	0,3959	16,5 (600... 800 °C)
860	1,2080	13,8	—	—	0,3963	16,8 (800... 860 °C)
900	1,2088	16,6	—	—	0,3966	18,9 (860... 900 °C)
950	1,2098	16,5	—	—	0,3969	15,1 (900... 950 °C)
20*	1,1954	12,8	0,2962	—	0,3916	14,4 (950... 20 °C)
970	1,2132	15,7	—	—	0,3975	15,9 (20... 970 °C)
990	1,2136	16,5	—	—	—	—
20*	1,1956	15,3	0,2961	—	0,3925	—

* После охлаждения.

уменьшается от 63 для образца с 5 % TiCrSi до 16 для образца с 15 % TiCrSi и 7 % для образца с 25 % TiCrSi.

На дифрактограммах образцов второго и третьего состава, кроме линий γ - и β -фаз, зарегистрированы дополнительные отражения, не принадлежащие ни одной из известных в данной системе фаз (рис. 1, б, в). Интенсивность этих отражений выше для образца третьего состава, поэтому в дальнейшем детально изучали этот образец.

Установлено, что в исследованном температурном интервале (20... 990 °C) соотношение интенсивностей дополнительных отражений между собой практически не изменяется, а угловой сдвиг линий под действием термического расширения подчиняется одинаковой функциональной зависимости. Это свидетельствует о том, что фиксируемые дополнительные пики принадлежат одной фазе (обозначим ее α). Детальный анализ углового положения максимумов этих линий позволил проиндентифицировать их в рамках кубической ячейки с периодом 1,1928(2) нм (рис. 2). Анализ условий погасания отражений свидетельствует в пользу ГЦК элементарной ячейки (пространственная группа $Fm\bar{3}m$).

Как видно из приведенных данных, наиболее интенсивные пики α -фазы близки по расположению к пикам β -фазы. Согласно периоду элементарной ячейки, новую α -фазу можно рассматривать как результат упорядоченного размещения химических элементов в рамках учетверенной элементарной ячейки β -фазы. Для такого описания в учетверенной ячейке необходимо разместить 128 атомов. С другой стороны, с учетом размеров этой элементарной ячейки α -фазу можно трактовать как кристаллический 1/1 аппроксимант некоторой неравновесной квазикристаллической фазы. Подобные фазы существуют в системах Ti-Zr-Ni, Ti-Zr-Fe [5] и Ti-Cr-Si

[6], где их образование обусловлено, в частности, стабилизирующим влиянием кремния. В соответствии с соотношением Elser [7], период данной икосаэдрической фазы должен составлять 0,6124 нм.

Высокотемпературное изучение образца с 25 % TiCrSi в интервале температур 20... 990 °C выявило особенности изменения его фазового состава в зависимости от температуры. Так, β -фаза сохраняется в образце до температуры 800 °C (табл. 1). Повышение температуры до 860 °C приводит к исчезновению β -фазы, при этом регистрируется увеличение интенсивности пиков γ -фазы, по сравнению с исходным состоянием. До значения температуры 950 °C сохраняется двухфазное состояние $\alpha+\gamma$, а охлаждение до комнатной температуры приводит к появлению пиков β -фазы с периодом элементарной ячейки, увеличенным по сравнению с начальным (табл. 2).

Такое увеличение периода решетки может быть обусловлено диффузионным перераспределением химических элементов при высоких значениях температуры. Следует отметить, что количество β -фазы после охлаждения в печи высокотемпературной приставки до комнатной температуры возросло до 50 об. %. Повторный нагрев этого образца до значения температуры 970 °C приводит к исчезновению пиков β -фазы и резкому снижению интенсивности линий γ -фазы. При температуре 990 °C в образце фиксируется практически однофазное состояние α . Последующее охлаждение до комнатной температуры в печи приставки приводит к появлению пиков β - и γ -фазы. При этом количество γ -фазы такое же, как и в исходном порошке (5 об. %), а объемная доля β -фазы составляет 25 %. Изменение периодов решетки фазовых составляющих в интервале температур 20... 990 °C и средние коэффициенты термического расширения фаз в указанных температурах



Таблица 3. Характеристика слитков ДТА, полученных из порошков сплавов AlCuFe + TiCrSi

Слиток ДТА	№ участка (рис. 4)	$HV_{0,5}$, МПа	Химический состав структурных составляющих (данные РСМА), ат. %	Фазовый состав слитков (данные РСФА), об. %
95AlCuFe + 5TiCrSi	1	6390 ± 640	Al ₇₁ Cu ₅ Fe ₂₁ Ti ₂ Cr	
	2	7130 ± 54	Al ₅₇ Cu ₃₂ Fe _{9,5} Cr	λ — 5
	3	5660 ± 20	Al ₅₅ Cu ₂₀ Fe ₁₇ Ti ₅ Cr _{1,5} Si ₂	γ — 10
	4 (эвтектика)		Al ₆₃ Cu ₁₄ Fe ₄ Ti ₁₈ Cr	β — 80 ψ — 5
85AlCuFe + 15TiCrSi	1	8800 ± 710	Al ₅₀ Cu ₆ Fe ₁₇ Ti ₁₉ Cr ₃ Si _{4,5}	
	2	6070 ± 690	Al ₅₃ Cu ₂₉ Fe ₁₀ Ti ₅ Cr _{5,5}	α — 10
	3	5870 ± 300	Al ₅₄ Cu ₂₃ Fe ₁₃ Ti ₃ Cr _{5,5}	β — 75
	4 (эвтектика)		Al ₆₀ Cu ₁₄ Fe ₄ Ti ₁₉ Cr _{2,3}	γ — 15
75AlCuFe + 25TiCrSi	1	8830 ± 240	Al ₄₅ Cu ₆ Fe ₁₈ Ti ₂₂ Cr ₅ Si ₃	
	2	4330 ± 300	Al ₅₅ Cu ₁₅ Fe ₃ Ti ₂₃ Cr ₄	α — 30
	3	5070 ± 340	Al ₄₃ Cu ₃₈ Fe ₆ Ti ₁₄	β — 45
	4 (эвтектика)		Al ₄₉ Cu ₇ Fe ₁₆ Ti ₂₀ Cr ₆ Si ₂	γ — 25

турных интервалах для образца с 25 % TiCrSi приведены в табл. 2.

В образце с 15 % TiCrSi последовательность фазовых превращений при нагреве несколько отличается от рассмотренных, что может быть связано с влиянием легирующих элементов на температурную стабильность β- и γ-фазы. Вместе с тем общим для образцов второго и третьего составов является образование однофазного состояния — кристаллического 1/1 аппроксиманта квазикристаллической α-фазы (табл. 1).

Таким образом, в результате высокотемпературных рентгенографических исследований установлено, что количество фаз, их содержание, а также параметры решетки определяются как исходным химическим составом сплава, так и фазовыми превращениями, происходящими в них при высоких температурах.

Дополнительные сведения о фазовых превращениях в многокомпонентных сплавах на основе AlCuFe получены при их исследовании методом ДТА (рис. 3). Характер кривых нагрева 1–3 свидетельствует о том, что с увеличением количества компонента TiCrSi в сплаве температура солидуса возрастает от 820 до 870 °С, а температура ликвидуса — от 970 до 1020 °С.

При этом на кривой для сплава с 25 % TiCrSi, в отличие от двух других, обнаружены не один, а два эндотермических эффекта (при 1020 и 1130 °С). Наиболее сложный характер кривой кристаллизации зафиксирован у сплава первого состава, где можно отметить наличие четырех экзотермических пиков (при 930, 890, 840 и 760 °С). Кривые кристаллизации для второго и третьего составов свидетельствуют о двухстадийной кристаллизации сплавов с близкими значениями экзотермических пиков (900, 1040 и 910, 1020 °С соответственно для второго и третьего составов). При этом, судя по площади под кривыми, тепловой эффект низкотемпературной

стадии больше, чем высокотемпературной для обоих составов (кривые 2 и 3, охлаждение). Некоторое отличие между кривыми 2 и 3 заключается в наличии перегиба на кривой 3 вблизи температуры 850 °С.

Металлографический анализ полученных после ДТА слитков (рис. 4), их рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) и рентгеноструктурный фа-

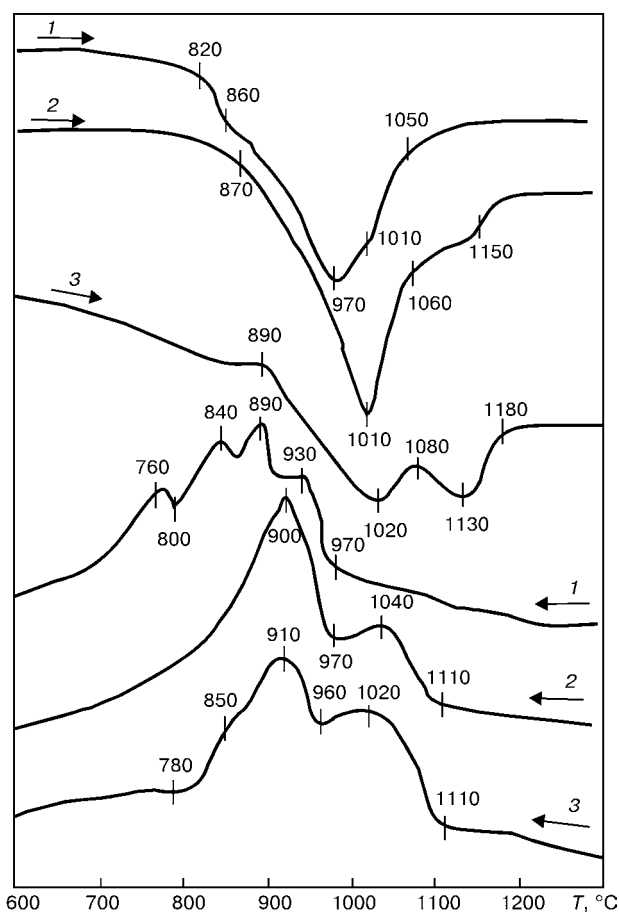


Рис. 3. Дифференциальные термические кривые нагрева и охлаждения порошков: 1 — 95 % Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ + 5 % Ti₆₀Cr₃₂Si₈; 2 — 85 % Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ + 15 % Ti₆₀Cr₃₂Si₈; 3 — 75 % Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ + 25 % Ti₆₀Cr₃₂Si₈

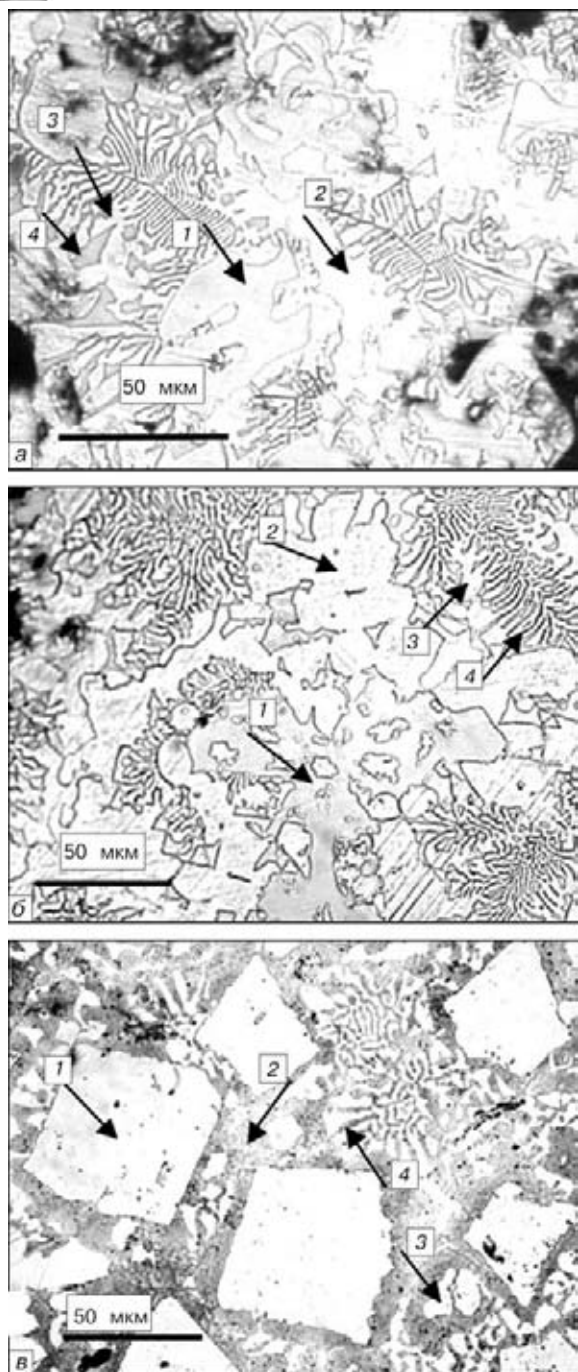


Рис. 4. Микроструктура слитка ДТА из смеси порошков: *а* – 95 % $Al_{65}Cu_{25}Fe_{12}$ + 5 % $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$; *б* – 85% $Al_{65}Cu_{25}Fe_1$ + 15 % $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$; *в* – 75 % $Al_{65}Cu_{25}Fe_{12}$ + 25 % $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$; 1–4 – номера участков; травлено

зовый анализ (РСФА) позволили определить химический и фазовый составы отдельных структурных составляющих сплавов (табл. 3), а также совместно с анализом кривых ДТА сделать заключение о характере фазовых превращений в исследуемых сплавах в условиях нагрева до температуры 1350 °С.

Основной структурной составляющей слитка с 5 % TiCrSi (по данным РСФА около 80 об. %) является кристаллическая β-фаза, которая, в отличие от системы Al–Cu–Fe, легирована хромом (участок 1, рис. 4, *а*, табл. 3) или титаном, хромом и кремнием (участок 3 в эвтектике). Повышенное содержание

железа и высокая твердость β-фазы (7130±54 МПа) участка 2, по сравнению β-фазой системы Al–Cu–Fe ($Al_{55}Cu_{20}Fe_5$), можно объяснить наличием включений в ней ψ-фазы, обнаруженной в слитке методом РСФА (табл. 3). Первая структурная составляющая близка по составу к λ-фазе системы Al–Cu–Fe ($Al_{72}Cu_5Fe_{23}$), отличаясь от нее лишь небольшим содержанием легирующих элементов (титана и хрома).

То обстоятельство, что при высокотемпературной рентгенографии λ-фазу не обнаружили, можно объяснить более высокой температурой нагрева при исследовании методом ДТА (соответственно 1000 и 1350 °С), а кристаллизация расплава в системе Al–Cu–Fe начинается с λ-фазы [8].

Таким образом, характер кривой охлаждения сплава AlCuFe + 5 % TiCrSi можно связать с протеканием следующих процессов: выделение кристаллов λ-фазы (при охлаждении до 930 °С), образование β- и ψ-фазы (до температуры 800 °С) и кристаллизация эвтектики (800... 760 °С).

В слитках с 15 и 25 % TiCrSi основной структурной составляющей, как и в случае, описанном выше, является β-фаза, легированная титаном и хромом (участки 2 и 3, рис. 4, *б*, табл. 3). Двумя другими фазами являются α и γ, т. е. обнаруженные методом РСФА как в исходном порошке, так и в образцах после охлаждения от температур 980 и 990 °С (табл. 1). Фаза α содержит наибольшее количество кремния, оказывающего стабилизирующее влияние на ее образование, и является наиболее высокотемпературной, выделяется из расплава в виде достаточно крупных кристаллов (участок 1 на рис. 4, *б*, *в*); диапазон кристаллизации – 1100... 960 °С. В дальнейшем с понижением температуры происходит образование β- и γ-фаз, причем β-фаза возникает как в виде отдельных зерен, граничащих с γ-фазой, так и в составе β+γ-эвтектики (участки 2–4, рис. 4, *б*, *в*). Количество α-фазы больше в образце третьего состава и меньше, по сравнению с суммарным содержанием β+γ-фаз, что согласуется с тепловыми эффектами, отмеченными на кривых ДТА (рис. 3).

Таким образом, в порошках исследованных сплавов (смесь квазикристаллических сплавов $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ и $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$) при соотношении компонентов 85:15 и 75:25 установлено образование кубического кристаллического 1/1 апроксиманта икосаэдрической α-фазы с параметром ГЦК решетки около 1,193 нм (пространственная группа Fm3m), в отличие от ОЦК простых кубических решеток, которые до сих пор обнаруживались в таких фазах. Это фаза возникает благодаря стабилизирующему влиянию кремния.

Кроме того, в порошках зафиксированы также кристаллические β-фазы (ОЦК-решетка типа CsCl) и γ-фазы (ГЦК-решетка типа L1₂). Небольшое ко-



личество ψ -фазы зарегистрировано в порошках с наименьшим содержанием TiCrSi (5 %). Максимальная объемная доля α -фазы в исходном порошке (88 %) при соотношении AlCuFe:TiCrSi = 75:25 сохраняется при нагреве до температуры 600 °С, а при температурах 980 и 990 °С в порошках с 15 и 25 % TiCrSi зафиксировано однофазное α -состояние. Установлено, что коэффициент термического расширения α -фазы, определенный по данным высокотемпературной рентгенографии ($15,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) очень близок к коэффициенту термического расширения нелегированной ψ -фазы ($17,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [9]. Кроме того, α -фаза отличается наиболее высокой твердостью (8800 МПа) среди других фаз, обнаруженных в порошках сплавов системы AlCuFe-TiCrSi.

Авторы выражают благодарность Украинскому научно-техническому центру за финансовую поддержку данной работы, выполненной в рамках проекта 1630.

1. *An experimental study of water atomization of aluminum alloys* / O. D. Neikov, A. V. Krajnikov, A. V. Sameljuk et al. // PM TEC 2002 world congress proc., compiled by metal powder industrial federation. — Princeton (USA), 2002. — V. 7. — P. 15–27.
2. *Thermal expansion, nonmetallic solids, thermophysical properties of matter* / Y. S. Touloukian, R. K. Kirby, R. E. Taylor, T.Y.R. Lee // New York: IFI/Plenum, 1977. — V. 13. — 584 p.

3. *Sordelet D. J., Besser M. F., Anderson I. E.* Particle size effects on chemistry and structure of Al-Cu-Fe quasicrystalline coatings // J. of Thermal Spray Technology. — 1996. — 5, N 2. — P. 161–174.
4. *Formation of periodic microstructures involving the L1₂ phase in eutectic Al-Ti-Cr alloys* / O. M. Barabash, Yu. V. Milman, D. V. Miral et al. // Intermetallics. — 2003. — V.11. — P. 953–962.
5. *Structural refinement of 1/1 approximants to quasicrystals: Bergman-type W(TiZrNi) and Mackay-type M(TiZrFe)* // W. J. Kim., P. C. Gibbons, K. F. Kelto, W. B. Yelon // Phys. Rev. — 1998. — B58, N5. — P. 2578–2585.
6. *Structural determination of a 1/1 rational approximant to the icosahedral phase in Ti-Cr-Si alloys* / J. L. Libbert, K. F. Kelton, A. I. Goldman, W. B. Yelon // Ibid. — 1994. — 49, N17. — P. 11675–11680.
7. *Elser V., Henley C. L.* Crystal and quasicrystal structures in Al-Mn-Si alloys // Phys. Rev. Lett. — 1985. — V.55. — P. 2883–2886.
8. *Адеєва Л. І, Борисова А. Л.* Квазікристалічні сплави як новий перспективний матеріал для захисних покриттів // Фізика і хімія твердого тіла. — 2002. — 3, № 3. — С. 454–465.
9. *High-Resolution time-of-flight measurements of the lattice parameter and thermal expansion of the Icosahedral phase Al₆₀Cu_{25,5}Fe_{12,5}* / A. Quivy, S. Lefebvre, J. L. Soubeyrou et al. // J. applied crystallography. — 1994. — 27, N6. — P. 1010–1014.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Ин-т проблем материаловедения

им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев

Поступила 13.07.2006

Книги ❖ Монографии ❖ Труды конференций

(Издания Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев)

- **КАТАЛОГ. Технологии. Материалы. Оборудование.** Содержит информацию о разработанных в последние годы в ИЭС технологиях, материалах и оборудовании для сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов, предлагаемых для коммерческой реализации. — 2005. — 260 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн/960 руб./50 \$*.
- **ТИТАН: технологии, оборудование, производство.** Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за 2001–2004 гг., по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. — 2005. — 196 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн/960 руб./50 \$.
- **TITANIUM: technologies, equipment, production.** Book contains articles on titanium welding and electrometallurgy published in the E. O. Paton Electric Welding Institute journals «Advances in Electrometallurgy» and «The Paton Welding Journal» in a period from 2001–2005. — 2006. — 218 p., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн/960 руб./50 \$.
- **Письменный А. С.** Индукционный нагрев при сварке и родственных технологиях. — 2005. — 140 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 25 грн/240 руб./20 \$.
- **Гаращук В. П.** Вступ до фізики лазерів. — 2005. — 244 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 40 грн/360 руб./38 \$.
- **Laser Technologies in Welding and Materials Processing: Сб. докл. Второй междунар. конф., 23–27 мая 2005 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. С. Коваленко.** — 2005. — 246 с., формат 200×290 мм (англ. яз.), 100 грн/720 руб./38 \$.
- **Makhmenko V. I., Pochynok V. E.** Strength Calculation of Welded Joints with Adjacent Sharp Cavities (англ. яз.). — 2006. — 266 с. — формат 165×235 мм, мягкий переплет, 250 грн/2250 руб./90 \$.
- **Kononenko V. Ya.** Technologies of Underwater Wet Welding and Cutting. — 2006. — 140 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 100 грн/900 руб./40 \$.

По вопросам приобретения просьба обращаться
в редакцию журнала
Тел./факс: (38044) 528 34 84, 529 26 23
E-mail: journal@paton.kiev.ua

* Цены указаны с НДС соответственно для Украины, России и дальнего зарубежья с учетом доставки заказной бандеролью.