

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 669.17:539.9:539.25

Структура и механические свойства квазикристаллической и аппроксимантной фаз, полученных из пятикомпонентного сплава на основе титана

С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, М. В. Карпец, Н. А. Крапивка, Н. И. Даниленко,
Э. П. Печковский, Е. А. Рокицкая

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина

Исследовано влияние скорости охлаждения и условий кристаллизации расплава на изменение фазового состава и физико-механические свойства сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$, а также термической обработки на стабильность и свойства квазикристаллической и аппроксимантной фаз. С помощью метода высокотемпературного индентирования установлено, что диффузионный механизм пластической деформации сплава интенсивно проявляется при температуре $800^\circ C$ ($0,68T_{пл}$).

Ключевые слова: пятикомпонентный сплав на основе титана, скорость и условия охлаждения сплава, квазикристаллическая, аппроксимантная и аморфная фазы, механические свойства.

Введение. Как известно, для квазикристаллов характерен особый тип упаковки атомов: у них отсутствуют трансляционная симметрия и элементарная ячейка, присущие обычному кристаллическому состоянию, и в то же время они обладают дальним ориентационным порядком и имеют вращательную икосаэдрическую симметрию 5-го порядка. Квазикристаллическое состояние материала по свойствам является промежуточным между кристаллическим и аморфным.

Квазикристаллы имеют высокие значения твердости [1–4], а также отношение твердости к модулю упругости H_{IT}/E_r , что указывает на повышенную упругую деформацию [5]. Последнее может быть обусловлено тем, что величина модуля упругости квазикристаллов обычно ниже, чем у близких по составу кристаллических фаз. В то же время квазикристаллы менее пластичны, чем их кристаллические аналоги (они хрупкие до $\sim 0,8T_{пл}$) [6].

В настоящее время хорошо изучены квазикристаллические фазы, образующиеся в сплавах тройных систем на основе титана: Ti–V–Si; Ti–Zr–Co; Ti–Zr–Ni; Ti–Zr–Fe; Ti–Cr–Si [1–5, 7–10].

Например, в системе Ti–Cr–Si квазикристаллическая икосаэдрическая фаза на основе кластера Маккея (*i*-я фаза) получена путем скоростной закалки (метод спиннингования). Установлено, что в этих сплавах образуется также соответствующая ей аппроксимантная фаза $1/1 \alpha(TiCrSi)$ с периодом решетки $a = 1,314$ нм. В работе [10] отмечалось образование аппроксимантной фазы $1/1 \alpha(TiCrSi)$ в системе $Ti_{75-x}Cr_{25}Si_x$ после длительного (7 сут) высокотемпературного отжига при $1200^\circ C$. Также показано [11], что наличие кислорода в системе Ti–Cr–Si стабилизирует аппроксимантную фазу, благодаря чему можно получать ее непосредственно при кристаллизации расплава.

Несмотря на подробные исследования фаз, содержащихся в сплавах этого типа, сведения об их физико-механических характеристиках отсутствуют.

Целью данной работы является изучение фазового состава, структурного состояния, прочностных свойств, пластичности и термостабильности квазикристаллической и аппроксимантной фаз, полученных из расплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$ при разных скоростях охлаждения.

1. Материал и методы исследования. С учетом известных данных, представленных в работах [1–4], состав сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$ сформирован таким образом, что благодаря введению кислорода в значительном количестве в виде SiO_2 он должен более эффективно способствовать стабилизации квазикристаллической фазы, образующейся при кристаллизации расплава и последующем нагреве в твердом состоянии, а значит, и механических свойств.

Сплав $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$ выплавлен из элементов высокой чистоты в дуговой печи МИФИ-9-3 в атмосфере высокочистого аргона, дополнительно очищенного путем многократного расплавления Zr-Ti геттера. После семикратного переплава сплав охлаждали с различной скоростью с использованием следующих методов: охлаждение на водоохлаждаемой подине (20...30°C/с), падающая капля (~1500°C/с), спиннингование (~3000°C/с) и магнетронное напыление (~10⁴°C/с).

Структура и распределение элементов в сплаве данного состава, охлажденного с разной скоростью, исследованы методами рентгенофазового анализа (дифрактометр ДРОН-УМ1 в монохроматическом CuK_{α} -излучении) с применением полнопрофильного анализа дифрактограмм (метод Ритвельда) и просвечивающей электронной микроскопии (JEM-2100F).

Определение твердости H_{IT} и контактного модуля упругости E_r проводили методом инструментального автоматического микроиндентирования на приборе “Микрон-гамма” пирамидой Берковича при нагрузке 3 Н в условиях комнатной температуры по методике ISO 14577-1:2002(Е). Высокотемпературное индентирование осуществляли пирамидой Виккерса при нагрузке 10 Н в интервале температур $T = 20...900^{\circ}C$. Механические свойства при сжатии определяли на образцах размером $4 \times 4 \times 6$ мм при $T = 20...900^{\circ}C$ (ISO 4506:1979).

Температура начала плавления сплава $T_{сол}$, определенная методом дифференциального термического анализа, составляет 1310°C.

2. Результаты и их обсуждение.

2.1. Влияние скорости охлаждения расплава на фазовый состав и механические свойства сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$. В табл. 1 приведены фазовый состав и некоторые физико-механические характеристики исследуемого сплава после кристаллизации с различными скоростями охлаждения расплава.

2.1.1. Фазовый состав. В сплаве при медленном охлаждении со скоростью 20...30°C/с образуется двухфазная структура, содержащая 79 мас.% аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(TiCrSi)$ и ОЦК твердого раствора типа $\beta-Ti$ (рис. 1,а, рис. 2). При повышении скорости охлаждения до 1500°C/с (метод падающей капли) наблюдается увеличение содержания аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(TiCrSi)$ до 90 мас.% и появление интерметаллида $TiCr_2$ (рис. 1,б). Последующий отжиг при 1200°C вызывает образование 100%-ной аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(TiCrSi)$ – рис. 1,в.

Дальнейшее повышение скорости охлаждения до 3000°C/с (спиннингование) приводит к образованию 100%-ной квазикристаллической i -й фазы (рис. 1,г, рис. 3). Наконец, при скорости охлаждения порядка 10⁴ °C/с (магнетронное напыление) сплав переходит в аморфное состояние (рис. 1,д).

Исследование структуры сплавов, полученных при спиннинговании (табл. 1, рис. 1, 3), показывает, что для квазикристаллической i -й фазы характерно наличие симметрии 5-го порядка (табл. 1, рис. 1, 3).

Т а б л и ц а 1

Влияние способа кристаллизации расплава на фазовый состав и физико-механические характеристики сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$

Способ кристаллизации	Фазовый состав	Количество фазы, мас.%	a , нм	H_{IT} , ГПа	E_r , ГПа	H_{IT}/E_r
Охлаждение на подине	$1/1 \alpha(TiCrSi)$ $\beta-Ti$	79	1,3130	10,3	127	0,081
		21				
Падающая капля	$1/1 \alpha(TiCrSi)$ $TiCr_2$	90	1,3135	10,8	110	0,098
		10				
Отжиг при 1200°C, 1 ч	$1/1 \alpha(TiCrSi)$	100	1,3152	12,3	135	0,091
Спиннингование	Квазикристаллическая i -я фаза	100	0,4772	15,0	142	0,105
Магнетронное напыление	Аморфная фаза	100	–	24,0	183	0,131

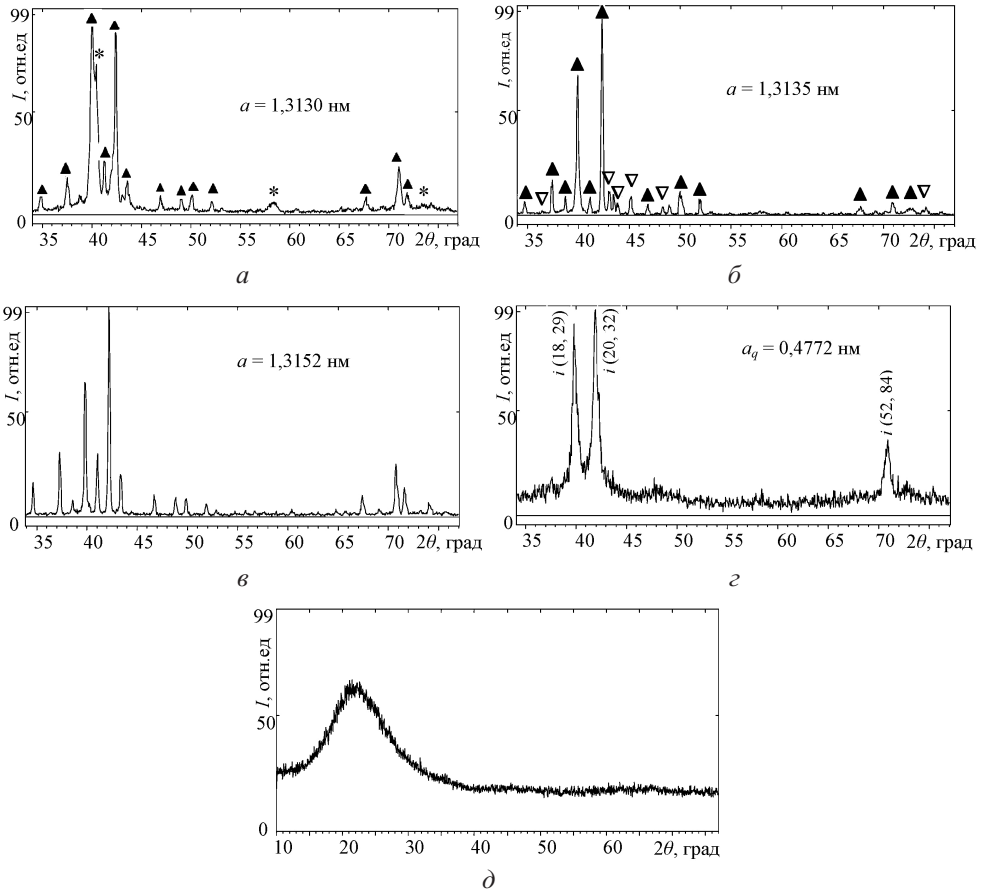


Рис. 1. Дифрактограммы сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$ после плавки в дуговой печи (а), заковки методом падающей капли (б), отжига при 1200°C (в), спиннингования (г) и магнетронного напыления (д): а – * – твердый раствор $\beta-Ti$, \blacktriangle – аппроксимантная фаза $1/1 \alpha(TiCrSi)$; б – ∇ – Cr_2Ti , \blacktriangle – аппроксимантная фаза $1/1 \alpha(TiCrSi)$; в – 100%-ная аппроксимантная фаза $1/1 \alpha(TiCrSi)$; г – 100%-ная i -я икосаэдрическая фаза. (Для квазикристаллической i -й фазы указаны индексы Кана, a_q – параметр решетки для квазикристаллической фазы).

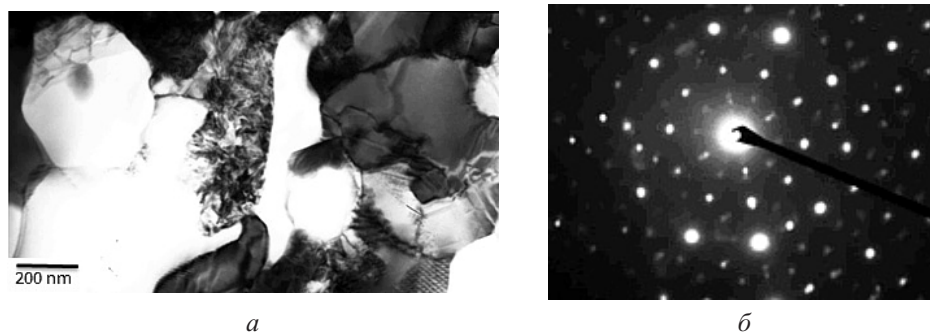


Рис. 2. Структура (ТЭМ) – *а* и электронограмма – *б* сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Al}_3\text{Si}_2(\text{SiO}_2)_5$, полученного при охлаждении на подине. (Содержание аппроксимантной фазы $1/1 \alpha(\text{TiCrSi})$ составляет 79 мас.%; ТЭМ – трансмиссионная электронная микроскопия.)

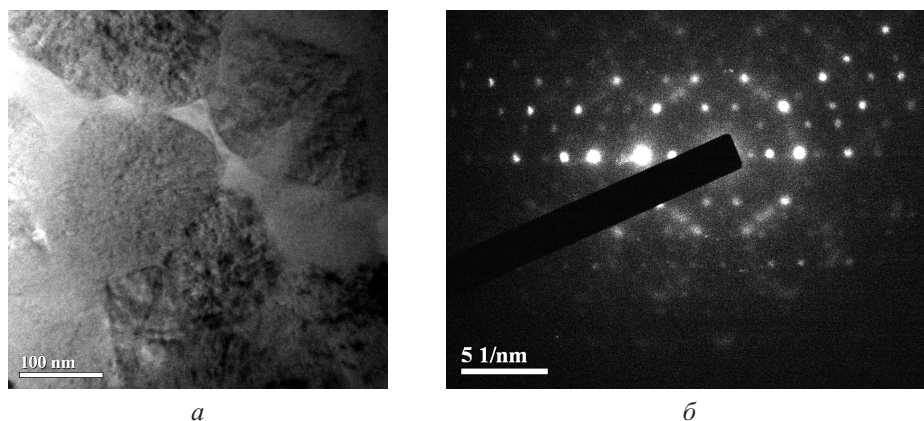


Рис. 3. Структура (ТЭМ) – *а* и электронограмма – *б* сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Al}_3\text{Si}_2(\text{SiO}_2)_5$, полученного при спиннинговании. (Содержание квазикристаллической *i*-й фазы составляет 100 мас.%)

2.1.2. *Механические свойства при комнатной температуре.* Фазы, получаемые при высоких скоростях кристаллизации сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Al}_3\text{Si}_2(\text{SiO}_2)_5$, обладают повышенными значениями характеристик твердости H_{IT} и модуля упругости E_r при комнатной температуре (табл. 1). Для сплава, содержащего 80...100 мас.% аппроксимантной фазы $1/1 \alpha(\text{TiCrSi})$, характерны значения твердости $H_{IT} = 10...12$ ГПа и модуля упругости $E_r = 110...135$ ГПа. Для квазикристаллической *i*-й фазы значение твердости H_{IT} составляет 15 ГПа, модуля упругости E_r – выше 140 ГПа. Аморфная фаза имеет более высокие значения твердости (24 ГПа) и модуля упругости (180 ГПа). Показатель нормированной твердости аморфной фазы (H_{IT}/E_r) равен примерно 0,131, что согласно тарировочному уравнению [12–14] соответствует материалам в аморфном состоянии. В то же время значения нормированной твердости (H_{IT}/E_r) квазикристаллических фаз находятся в пределах 0,08...0,11, что характерно для наноструктурного состояния комплексно легированных кристаллических сплавов с размером элементов структуры 20...50 нм [12–14].

2.1.3. *Механические свойства при высокой температуре.* В результате высокотемпературного кратковременного индентирования ($F = 10$ Н) сплава, содержащего 79 мас.% аппроксимантной фазы $1/1 \alpha(\text{TiCrSi})$ – табл. 1, получены большие значения твердости в интервале температур 20...900°C (рис. 4,а). На температурной зависимости можно выделить четыре области изменения твердости HV (на рис. 4 I – IV), при этом резкое падение твердости наблюдается при температуре выше 600°C (область

III). Термоактивационный анализ температурной зависимости твердости сплава выполнен в соответствии с методикой [15]:

$$HV = AT^{1/3} \exp\left(\frac{U}{3kT}\right),$$

где HV – твердость, ГПа; T – температура, К; k – постоянная Больцмана, $k = 8,61 \cdot 10^{-5}$ эВ/К; U – энергия термической активации перемещения дефектов кристаллической решетки, эВ; A – параметр, характеризующий силовую компоненту внешнего термосилового воздействия на материал, а именно: на величину напряжения, которое обуславливает направленное движение термоактивированных элементов структуры (дислокации, вакансии, атомы), т.е. обеспечивает пластическую деформацию материала, ГПа/К^{1/3}.

Т а б л и ц а 2

Параметры термоактивационного анализа температурной зависимости твердости HV сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$, содержащего 79 мас.% аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(TiCrSi)$

Область изменения HV на рис. 4	T , °C	$T/T_{пл}$	U , эВ	A , ГПа/К ^{1/3}	Механизм пластической деформации
I	20...350	0,19...0,39	0,03	0,85...0,71	Дислокационный (краевые дислокации)
II	350...600	0,39...0,55	0,19	0,25...0,24	Дислокационный (винтовые дислокации)
III	600...800	0,55...0,68	1,36	$1,5 \cdot 10^{-3}$	Диффузионно-дислокационный
IV	800...900	0,68...0,74	6,10	$1 \cdot 10^{-10}$	Диффузионный

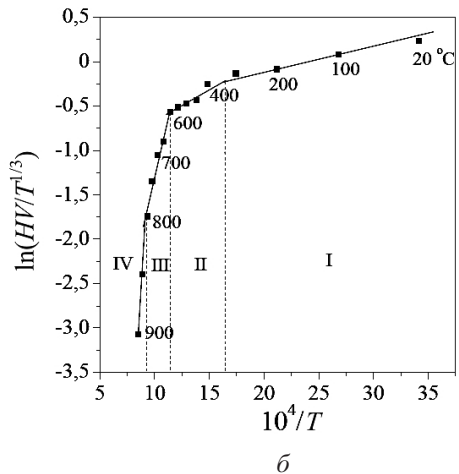
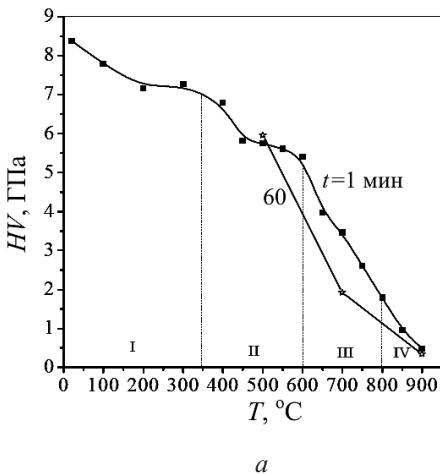


Рис. 4. Температурная зависимость кратковременной (1 мин) и длительной (60 мин) твердости HV литого сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$, содержащего 79 мас.% аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(TiCrSi)$ – а, представленная в координатах $\ln(HV/T^{1/3}) - 10^4/T$ для выполнения термоактивационного анализа – б.

Как видно из данных табл. 2 и рис. 4, диффузионный механизм пластической деформации начинает проявляться при температуре выше 600°C ($0,55T_{\text{пл}}$) и достигает полного развития при 800°C ($0,68T_{\text{пл}}$). Следовательно, для исследуемого сплава начало проявления пластичности можно ожидать при $T = 700...750^{\circ}\text{C}$ ($0,62T_{\text{пл}}$). При испытании на длительную твердость (выдержка под индентором в течение 1 ч) заметное снижение твердости наблюдается при $T = 700^{\circ}\text{C}$ (рис. 4,а).

Испытание сплава на одноосное сжатие в интервале температур $650...900^{\circ}\text{C}$ (табл. 3) показывает, что, во-первых, он имеет большие значения высокотемпературной прочности. Так, предел пропорциональности $\sigma_{\text{пл}} = 1,5$ ГПа для аппроксимантных фаз отмечается впервые. Во-вторых, уже при температуре выше 650°C ($0,58T_{\text{пл}}$) благодаря большим значениям пластичности сплав может рассматриваться в качестве технологичного. Это соответствует результатам термоактивационного анализа проявления диффузионных механизмов деформации (рис. 4, табл. 2).

Т а б л и ц а 3

Характеристики прочности и пластичности при сжатии сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Al}_3\text{Si}_2(\text{SiO}_2)_5$, содержащего 79 мас.% аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$

$T, ^{\circ}\text{C}$	$T/T_{\text{пл}}$	$\sigma_{\text{пл}}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\varepsilon, \%$
650	0,58	1496	1587	2,2
700	0,61	474	495	22,4
800	0,68	380	428	29,4
900	0,74	116	144	31,3

Т а б л и ц а 4

Влияние термической обработки на фазовый состав и физико-механические свойства сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Al}_3\text{Si}_2(\text{SiO}_2)_5$

Термообработка	Фазовый состав	Количество фазы, мас.%	$a, \text{нм}$	$H_{IT}, \text{ГПа}$	$E_r, \text{ГПа}$	H_{IT}/E_r
Без отжига	i -я фаза	100	0,4772	15,0	142	0,105
Отжиг при 650°C , 1 ч	i -я фаза	100	0,4770	14,2	147	0,096
Отжиг при 750°C , 1 ч	i -я фаза	37	0,4727	–	–	–
	1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$	33	1,3127			
	TiCr_2	30	0,6935			
Отжиг при 850°C , 1 ч	1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$	59	1,3133	11,7	139	0,084
	TiCr_2	36	0,6941			
	β -Ti	5	0,3131			
Отжиг при 1100°C	1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$	98,1	1,3138	10,3	127	0,081
	β -Ti	1,9	0,3130			

2.2. Влияние термообработки на фазовый состав и физико-механические свойства. Исследование влияния термической обработки на изменение фазового состава сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Al}_3\text{Si}_2(\text{SiO}_2)_5$, полученного методом спиннингования (табл. 1, 4, рис. 5), свидетельствует о сохранении стабильности квазикристаллической i -й фазы

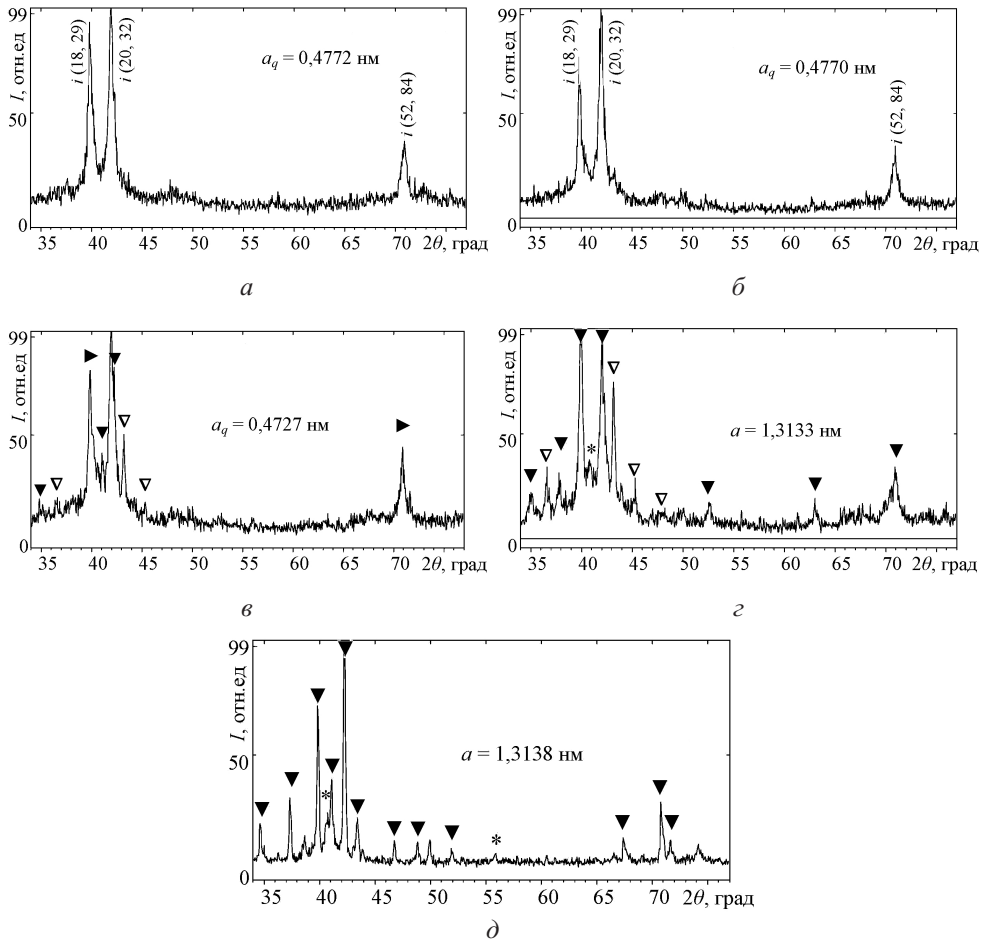


Рис. 5. Дифрактограммы сплава $\text{Ti}_{60}\text{Cr}_{30}\text{Al}_3\text{Si}_2(\text{SiO}_2)_5$ после спиннингования (а) и последующего отжига при температурах 650 (б), 750 (в), 850 (г), 1100°C (д): а, б – 100%-ная *i*-я икосаэдрическая фаза; в–д – ▽ – Cr_2Ti , ▼ – аппроксимантная фаза 1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$, ▲ – *i*-я икосаэдрическая фаза, * – $\beta\text{-Ti}$. (Фазовый состав сплава изменяется от полностью квазикристаллической *i*-й фазы до почти полностью аппроксимантной 1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$).

до 650°C. При повышении температуры до 750°C наряду с этой фазой отмечается появление аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$ и интерметаллида TiCr_2 . С дальнейшим повышением температуры отжига до 850°C квазикристаллическая *i*-я фаза исчезает, и наряду с аппроксимантной фазой 1/1 $\alpha(\text{TiCrSi})$ и интерметаллидной фазой TiCr_2 наблюдается появление ОЦК твердого раствора замещения – фазы типа $\beta\text{-Ti}$ (табл. 4, рис. 5).

Одновременно с повышением температуры отжига сплава имеет место значительное снижение твердости H_{IT} (с 15,0 до 10,3 ГПа) и небольшое изменение модуля упругости E_r . При этом для аппроксимантной фазы присущи более низкие значения отношения H_{IT}/E_r , которое характеризует величину упругой деформации, чем для квазикристаллической *i*-й фазы (табл. 4).

Выводы

1. Показано, что изменение скорости кристаллизации расплава позволяет получать сплав в различных структурно-фазовых состояниях, в том числе квазикристал-

лическом и аморфном, что, в свою очередь, приводит к существенному повышению механических характеристик сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$.

2. При медленном охлаждении в сплаве происходит формирование аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(TiCrSi)$ и легированного ОЦК твердого раствора (фаза типа $\beta-Ti$). Сплав имеет достаточно высокие твердость $H_{IT} = 10,3$ ГПа и модуль упругости $E_r = 127$ ГПа. С помощью метода высокотемпературного индентирования установлено, что диффузионный механизм пластической деформации интенсивно проявляется при $800^\circ C$ ($0,68 T_{пл}$), что несколько ниже, чем в работе [6].

3. Увеличение скорости охлаждения до $\sim 1500^\circ C/c$ (метод падающей капли) приводит к повышению количества аппроксимантной фазы до 90 мас.% и появлению интерметаллида $TiCr_2$, твердость остается практически на том же уровне (10,8 ГПа), наблюдается некоторое снижение модуля упругости (до 110 ГПа). Отжиг при $1200^\circ C$ приводит к образованию 100%-ной аппроксимантной фазы 1/1 $\alpha(TiCrSi)$ и, как следствие одновременному повышению механических свойств ($H_{IT} = 12,3$ ГПа, $E_r = 135$ ГПа).

4. При получении сплава путем сверхбыстрой закалки из расплава (метод спиннингования) со скоростью охлаждения $\sim 3000^\circ C/c$ фиксируется 100%-ная квазикристаллическая i -я фаза с высокими характеристиками твердости (15,0 ГПа) и повышенным модулем упругости $E_r = 142$ ГПа.

5. Максимальные значения механических характеристик сплава $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$ наблюдаются в аморфном состоянии (магнетронное напыление): твердость и модуль упругости возрастают до 24 и 183 ГПа соответственно.

Резюме

Досліджено вплив швидкості охолодження й умов кристалізації розплаву на зміну фазового складу та фізико-механічні властивості сплаву $Ti_{60}Cr_{30}Al_3Si_2(SiO_2)_5$, а також термічної обробки на стабільність і властивості квазікристалічної й апроксимантної фаз. За допомогою методу високотемпературного індентування встановлено, що дифузійний механізм пластичної деформації сплаву інтенсивно проявляється за температури $800^\circ C$ ($0,68T_{пл}$).

1. *Stroud R. M. and Kelton K. F.* Quasicrystal and related icosahedral structures // Proc. of the 5th Int. Conf. on Quasicrystals (May 22–26, 1995, Avignon). World Scientific / Eds. Ch. Janot and R. Mosseri. – Singapore, 1995. – P. 253–256.
2. *Libbert J. L. and Kelton K. F.* Oxygen in Ti-based icosahedral and approximant phases // Proc. of the 5th Int. Conf. on Quasicrystals (May 22–26, 1995, Avignon). World Scientific / Eds. Ch. Janot and R. Mosseri. – Singapore, 1995. – P. 743–746.
3. *Viano A. M., McDowell A. F., and Conradi M. S.* Hydrogen in quasicrystalline TiZrNi // Proc. of the 5th Int. Conf. on Quasicrystals (May 22–26, 1995, Avignon). World Scientific / Eds. Ch. Janot and R. Mosseri. – Singapore, 1995. – P. 798–801.
4. *Kelton K. F.* Quasicrystals: structure and stability // Int. Mater. Review. – 1993. – 38. – P. 105–137.
5. *Фирстов С. О., Горбань В. Ф., Рокицька О. А. та ін.* Дослідження високотемпературних властивостей сплавів на основі титану з фазою п'ятого порядку // Тр. междунар. конф. “Коррозия-2010” (Львов 17–20 июля 2010). – 2010. – С. 138–141.
6. *Мильман Ю. В.* Квазикристаллы. Структура и свойства // Неорганическое материаловедение (энцикл. изд.). Основы науки про материалы. – Киев: Наук. думка, 2008. – Т. 1. – С. 382–404.

7. *Kelton K. F.* Icosahedral and quasi-periodic structures // *Intermetallic Compounds: Principles and Practice* / Eds. J. H. Westbrook and R. L. Fleishcher. – 1995. – P. 453–491.
8. *Kelton K. F.* Titanium based quasicrystals and crystal approximants // *Advances in Physical Metallurgy* / Eds. S. Banerjee and R. V. Ramanujan. – 1996. – P. 74 – 82.
9. *Kim W. J. and Kelton K. F.* I-phase formation and quasilattice constant change in Ti₆₀Zr₁₅Fe_{25-x}Ni_x, Ti₆₅Zr₁₀Fe_{25-x}Ni_x and Ti₅₃Zr₂₇Co_{25-x}Ni_x alloys // *New Horizons in Quasicrystals, Research and Applications*. World Scientific / Eds. A. I. Goldman and D. J. Sordelet. – 1997. – P. 284–287.
10. *Belin-Ferre E., Fournie V., Sadoc A., et al.* Soft X-ray spectroscopy investigation of electronic distributions in Ti-Zr-Ni and Ti-Cr-Si-O quasicrystals // *Proc. of the 6th Int. Conf. on Quasicrystals*. World Scientific / Eds. A. I. Goldman and D. J. Sordelet. – 1997. – P. 623–626.
11. *Libbert J. L. and Kelton K. F.* The role of oxygen in the formation of titanium-based icosahedral phases and crystal approximants // *Phil. Mag. Lett.* – 1995. – **71**. – P. 153–159.
12. *Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Мамека Н. А.* Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования // *Материаловедение*. – 2007. – № 11. – С. 26–31.
13. *Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П.* Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов. – Киев: Логос, 2009. – 82 с.
14. *Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Фирстов С. А.* Роль упругой деформации в определении механических свойств материалов методом автоматического индентирования // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2010. – **32**, № 5. – С. 673–684.
15. *Борисенко В. А.* Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. – Киев: Наук. думка, 1984. – 212 с.

Поступила 31. 03. 2014