

PACS numbers: 61.44.Br, 62.20.F-, 62.20.Qр, 64.70.kd, 81.40.Ef, 81.40.Jj, 81.40.Nр

## Термостабильность структуры и механических свойств наноквазикристаллического $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава

А. И. Юркова, А. И. Кравченко, А. В. Бякова\*, А. А. Власов\*

*Национальный технический университет Украины «КПИ»  
просп. Победы, 37,  
03056 Киев, Украина*

*\*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Академика Кржижановского, 3,  
03142 Киев, Украина*

Методами фазового рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и микромеханических испытаний изучено влияние температуры на эволюцию структуры и формирование механических свойств быстрозакалённого композиционного  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава с наноразмерными частицами метастабильной икосаэдрической квазикристаллической фазы (i-фазы). Показано, что прочностные характеристики быстрозакалённого сплава сохраняют свои значения до температуры 400°C, при которой происходит растворение квазикристаллических частиц i-фазы с одновременным формированием метастабильного интерметаллида  $\text{Al}_6\text{Fe}$ . Существенное снижение прочности сплава происходит при повышении температуры отжига до 550–575°C, которое сопровождается превращением метастабильного интерметаллида  $\text{Al}_6\text{Fe}$  в стабильные кристаллические  $\theta$ -фазы  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$  и  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ .

**Ключевые слова:** Al–Fe–Cr-сплав, интерметаллиды, квазикристаллы, быстрая закалка, термостабильность, механические свойства.

Corresponding author: Oleksandra Igorivna Kravchenko  
E-mail: kravchenko.kpi@yandex.ru

*National Technical University of Ukraine 'KPI',  
37 Peremohy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine*

*\*I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,  
3 Academician Krzhizhanovsky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: O. I. Yurkova, O. I. Kravchenko, O. V. Byakova, and A. O. Vlasov, Thermal Stability of Structure and Mechanical Properties of a Nano-Quasi-Crystalline  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 11: 1463–1477 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.11.1463.

Методами фазової рентгеноструктурної аналізи, просвітлювальної електронної мікроскопії та мікромеханічних випробувань досліджено вплив температури на еволюцію структури та формування механічних властивостей швидкозагартованого композиційного  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -стопу з нанорозмірними частинками метастабільної ікосаедричної квазикристалічної фази ( $i$ -фази). Показано, що характеристики міцності швидкозагартованого стопу зберігають свої значення до температури у  $400^\circ\text{C}$ , коли в структурі замість квазикристалічних частинок  $i$ -фази, які розчиняються, відбувається формування частинок метастабільного інтерметаліду  $\text{Al}_6\text{Fe}$ . Зниження міцності відбувається у разі підвищення температури відпалу до  $550\text{--}575^\circ\text{C}$ , при якому відбувається перетворення метастабільного інтерметаліду  $\text{Al}_6\text{Fe}$  на стабільні кристалічні  $\theta$ -фази  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$  і  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ .

**Ключові слова:** Al–Fe–Cr-стоп, інтерметаліди, квазикристали, швидке гартування, термостабільність, механічні властивості.

Nano-quasi-crystalline Al–Fe–Cr-based alloys composed of nanosize icosahedral quasi-crystalline particles embedded in the  $\alpha$ -Al matrix exhibit a high strength at elevated temperatures compared to commercial Al alloys. In this point, basic knowledge concerning structural stability is important for application of Al–Fe–Cr-based alloys in engineering practice. Investigation of thermal evolution of rapid-quenched melt-spun Al-based alloy with nominal composition of  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  is the subject matter of the present study. X-ray diffraction (XRD) analysis and transmission electron microscopy (TEM) are used for microstructural characterisation of the above-mentioned alloy heat-treated at different temperatures during 30 min. In addition, microindentation technique is applied to reveal a correspondence of microstructure with strength and ductility of  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy in as-spun state and after heat treatment. A number of mechanical characteristics including Young's modulus,  $E$ , Vickers microhardness,  $HV$ , yield stress,  $\sigma_{0.2}$ , and plasticity characteristic,  $\delta_H$ , all determined by state-of-the-art testing method procedures, are measured to specify strength and ductility of the rapid-quenched melt-spun  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ . The results showed that quasi-crystalline particles survive in the microstructure of  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy heat-treated up to the temperature of  $400^\circ\text{C}$ . However, gradual dissolution of quasi-crystalline particles and simultaneous formation of metastable crystalline  $\text{Al}_6\text{Fe}$  particles occur at the temperature above  $400^\circ\text{C}$ . Heat treatment of the rapid-quenched melt-spun  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy at the temperature of  $550^\circ\text{C}$  and higher results in transition of metastable  $\text{Al}_6\text{Fe}$  phase into stable crystalline  $\theta$ -phases, i.e.  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$  and  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ . Combination of high strength and quite-enough ductility is found to be true for the as-spun  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy. Mechanical characteristics do not change so much when  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy is heated up to the  $400^\circ\text{C}$ , since quasi-crystalline particles remain in the microstructure. Disappearance of quasi-crystalline particles after heat treatment of  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy at the temperature higher than  $400^\circ\text{C}$  causes strength properties to be decreased considerably although plasticity characteristic increases up to the critical value  $\delta_H \cong 0.9$  considered as criterion for ductile behaviour of metals and alloys in conventional tests by tensile and bending.

**Key words:** Al–Fe–Cr-based alloy, intermetallic compounds, quasi-crystals, melt spinning, thermal stability, mechanical properties.

(Получено 27 мая 2016 г.)

## 1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время композиционные высокопрочные наноквазикристаллические сплавы алюминия рассматриваются как новые перспективные материалы, которые могут найти практическое применение во многих областях промышленности и, прежде всего, в авиации и на транспорте [1–4]. С точки зрения привлекательности свойств одной из перспективных является система Al–Fe–Cr.

Благодаря композиционной структуре в виде металлической матрицы с внедрёнными в неё мелкодисперсными частицами икосаэдрической квазикристаллической  $i$ -фазы, эти сплавы обладают повышенными физико-механическими свойствами [1, 5–8], а также необходимой для инженерной практики комбинацией высокой прочности с достаточной пластичностью, сохраняющимися при повышенных температурах эксплуатации вследствие замедления диффузионных процессов в квазикристаллах [6–10]. В квазикристаллических сплавах на основе алюминия сочетаются высокая твёрдость и достаточная пластичность, высокий модуль упругости, повышенная износ- и коррозионная стойкость, низкий коэффициент трения при сравнительно небольшой плотности (около 4,7 г/см<sup>3</sup>), а также низкая теплопроводность на уровне керамических материалов. Использование высоких скоростей охлаждения алюминиевых сплавов позволяет зафиксировать в них метастабильные фазы (в том числе квазикристаллические) и увеличить растворимость легирующих элементов в алюминиевой основе [11, 12].

Для использования сплавов в инженерной практике существенное значение имеет метастабильная природа квазикристаллической  $i$ -фазы, которая в системе Al–Fe–Cr может существовать только в равновесии с твёрдым раствором  $\alpha$ -Al [1, 6, 9, 13].

Учитывая метастабильную природу квазикристаллической  $i$ -фазы, целью данной работы является изучение влияния температуры нагрева на эволюцию структуры и формирование механических свойств быстрозакалённого квазикристаллического сплава системы Al–Fe–Cr.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследований использовали сплав системы Al–Fe–Cr номинального состава  $Al_{94}Fe_3Cr_3$ . Образцы получали спиннингованием перегретого расплава (1200°C) в атмосфере аргона на наружную поверхность медного диска, вращающегося со скоростью 40 м/с.

В качестве исходных компонентов взяты алюминий марки А6, хром чешуйчатый электролитический (Тулачермет) и железо мар-

ки Армко. Все спиннингованные образцы (ленты шириной 8 мм) имели толщину 20–30 мкм.

Фазовый состав исходных и отожжённых при различных температурах образцов быстрозакалённого сплава определяли методом рентгеновского анализа в монохроматическом  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении на дифрактометре Ultima-IV (Regaku, Япония). Присутствие квазикристаллической  $i$ -фазы устанавливали по трём наиболее интенсивным максимумам с индексами Кана (N, M) — (18; 29), (20; 32) и (52; 84) [14]. Определение периода решётки твёрдого раствора  $\alpha\text{-Al}$  проводили по линии (222) путём съёмки образца с эталоном, в качестве которого использовали порошок Si. Структурные исследования проводили с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в режиме светлого поля и микродифракции на модернизированном микроскопе ПЭМ-У (Selmi, Украина). Фольги для просвечивания готовили по стандартной методике путём струйного полирования в электролите.

Комплекс механических характеристик образцов определяли в условиях микроиндентирования. Твёрдость по Виккерсу  $HV$ , характеристику пластичности  $\delta_H$  и предел текучести  $\sigma_{0,2}$  определяли в соответствии с методиками [15, 16] при статическом нагружении на приборе ПМТ-3М, оснащённом пирамидой Виккерса и комплектом девяти трёхгранных инденторов с разными углами заточки при вершине (от  $45^\circ$  до  $85^\circ$ ). Испытания проводили при нагрузке на индентор  $F = 1,0$  Н. Согласно [15] характеристику пластичности  $\delta_H$  рассчитывали по формуле:

$$\delta_H = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E},$$

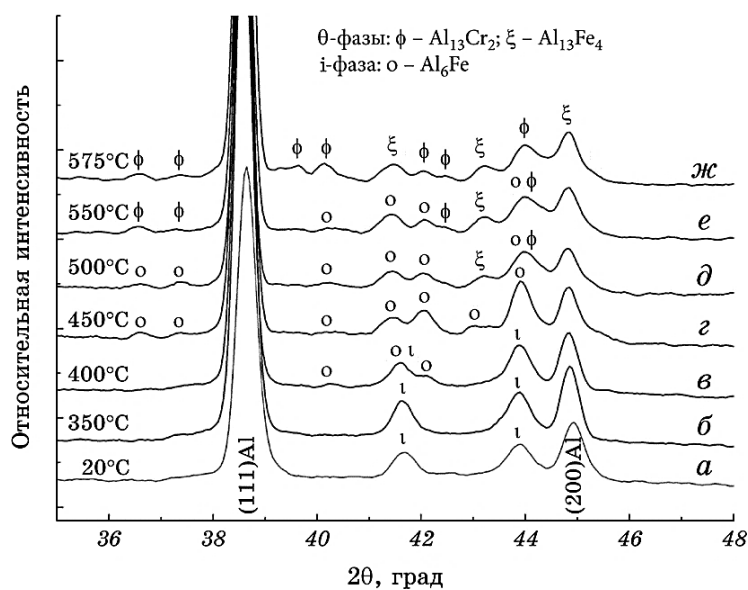
где  $HV$  — твёрдость по Виккерсу,  $E$  — модуль Юнга,  $\nu$  — коэффициент Пуассона.

Модуль Юнга  $E$  определяли методом непрерывного вдавливания индентора (алмазной пирамиды Берковича с углом заточки при вершине  $65^\circ$ ) на приборе «Микрон-гамма» [17] по методике [18]. Испытания проводили при нагрузке  $F = 1,5$  Н. Коэффициент Пуассона определяли по методике [19, 20]. Проведённые испытания и расчёты показали, что для исследуемого сплава номинального состава  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  модуль Юнга  $E = 79$  ГПа, а коэффициент Пуассона  $\nu = 0,31$ .

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

#### 3.1. Структура

Фрагменты спектров рентгеновской дифракции образцов быстрозакалённых лент  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава до и после отжига в течение 30 мин при различных температурах приведены на рис. 1. Во всех спектрах



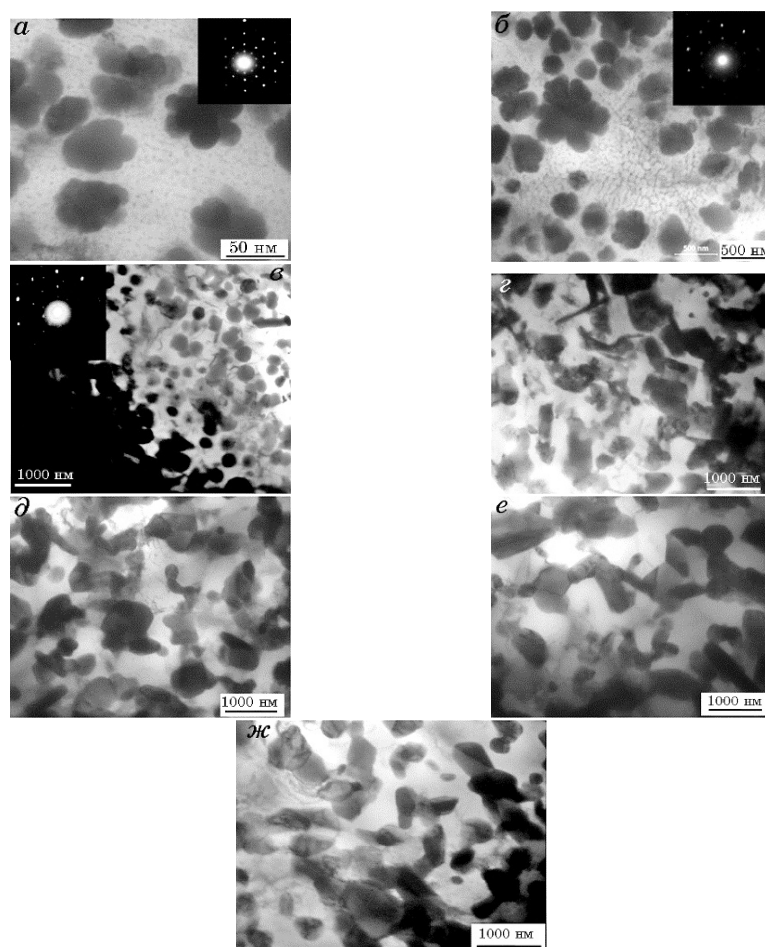
**Рис. 1.** Фрагменты спектров рентгеновской дифракции быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава до и после отжига в течение 30 мин при разных температурах.

**Fig. 1.** XRD patterns for melt-spun  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy before and after heat treatment at different temperatures during 30 min.

рентгеновской дифракции присутствуют максимумы, соответствующие матричной  $\alpha$ -Al фазе: линии (111)Al и (220)Al. В дифракционном спектре от исходного образца, наряду с максимумами твёрдого раствора  $\alpha$ -Al, на углах дифракции  $2\theta \cong 41,68^\circ$  и  $43,88^\circ$  присутствуют линии меньшей интенсивности, отвечающие квазикристаллической i-фазе с индексами (18; 29) и (20; 32).

Отличительной чертой быстрозакалённых лент  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава является формирование в матрице твёрдого раствора  $\alpha$ -Al аксиальной кристаллографической текстуры в направлении [111], которую характеризовали полюсной плотностью  $P_{111}$ , определяемой по методу Харриса [21]. Оказалось, что аксиальная кристаллографическая текстура сохраняется при всех температурах отжига при полюсной плотности  $P_{111} = 1,8$ .

Исследования структуры в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) подтвердили наличие квазикристаллической i-фазы в быстрозакалённом  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплаве. На ПЭМ-изображениях микроструктуры (рис. 2, а) наблюдаются внедрённые в  $\alpha$ -Al матрицу квазикристаллические частицы округлой и розеткоподобной формы, размер которых находится в пределах 50–300 нм. Подобные морфологические типы квазикристаллических частиц неодно-

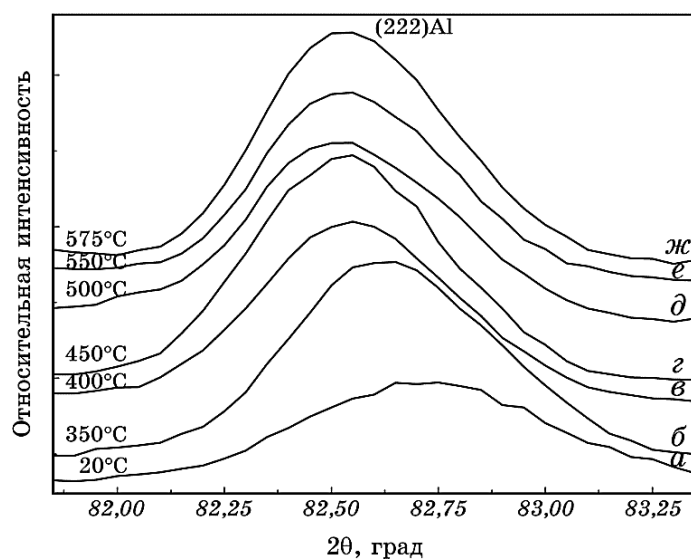


**Рис. 2.** Светлопольные ТЭМ-изображения микроструктуры и картины микродифракции от частиц округлой формы быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава до (*a*) и после (*б–ж*) отжигов в течение 30 мин при разных температурах: *б* — 350, *в* — 400, *г* — 450, *д* — 500, *е* — 550, *ж* — 575°C. Картина микродифракции соответствует отдельной частице *i*-фазы.

**Fig. 1.** Bright-field TEM images showing the microstructure and electron diffraction patterns from a near-spherical particles for melt-spun  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy before (*a*) and after (*б–ж*) heat treatment during 30 min at different temperatures: *б*—350, *в*—400, *г*—450, *д*—500, *е*—550, *ж*—575°C.

кратно наблюдали в спиннингованных лентах до и после термической обработки [1, 13, 22].

Микродифракционная картина 5-го порядка ротационной симметрии, полученная от квазикристаллических частиц является типичной для икосаэдрической *i*-фазы (рис. 2, *a*). В структуре также



**Рис. 3.** Изменение положения линии (222) твёрдого раствора  $\alpha$ -Al в быстрозакалённом  $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплаве после отжига в течение 30 мин при разных температурах.

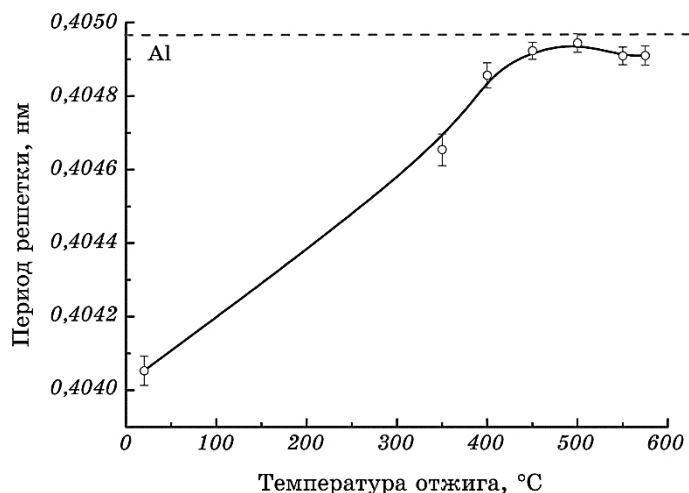
**Fig. 3.** Variation of (222)  $\alpha$ -Al solid solution XRD peak position for melt-spun  $Al_{94}Fe_3Cr_3$  alloy after heat treatment during 30 min at different temperatures.

наблюдаются наноразмерные выделения, расположенные по границам и внутри зёрен матричного твёрдого раствора  $\alpha$ -Al. По данным [5, 13] выделившиеся дисперсные частицы могут принадлежать метастабильным интерметаллидным фазам  $Al_{13}(Fe,Cr)_{2-4}$  и  $Al_6Fe$ , которые вследствие высокой степени дисперсности (размер порядка 5 нм) не выявляются рентгеновскими дифракционными исследованиями (рис. 1).

Отжиг быстрозакалённых образцов при температуре 350°C не приводит к изменениям их фазового состава (рис. 1, б), вызывая, однако, значительное смещение линий  $\alpha$ -Al в сторону меньших брэгговских углов (рис. 3, а, б), что свидетельствует об увеличении периода решётки матричного твёрдого раствора  $\alpha$ -Al (рис. 4).

Результаты исследований в ПЭМ (рис. 2, б) позволили выявить рост квазикристаллических частиц и увеличение количества мелкодисперсных интерметаллидных выделений, по сравнению с исходным неотожжённым состоянием. Результаты исследований показали, что отжиг образцов при температуре 350°C, не изменяя формы квазикристаллов, приводит к увеличению их размера до 150–500 нм.

Такие изменения сопровождаются увеличением периода решёт-



**Рис. 4.** Изменение периода решётки твёрдого раствора  $\alpha$ -Al быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава в зависимости от температуры отжига.

**Fig. 4.** Variation of lattice parameter for  $\alpha$ -Al solid solution presented in melt-spun  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  alloy after heat treatment during 30 min at different temperatures.

ки матричного твёрдого раствора  $\alpha$ -Al (рис. 4), что может свидетельствовать об экстракции из него Fe и Cr, атомные радиусы которых значительно меньше по сравнению с атомным радиусом Al.

С повышением температуры отжига до  $400^\circ\text{C}$  в спектре рентгеновской дифракции (рис. 1, в) кроме максимумов твёрдого раствора  $\alpha$ -Al и квазикристаллической  $i$ -фазы, интенсивность которых постепенно снижается, обнаруживаются дополнительные слабые линии, соответствующие метастабильному интерметаллиду  $\text{Al}_6\text{Fe}$  с орторомбической кристаллической решёткой, что хорошо согласуется с ранее опубликованными данными для отожжённых сплавов системы Al–Fe–Cr [23].

Электронно-микроскопические исследования образцов (рис. 2, в), отожжённых при  $400^\circ\text{C}$ , показывают наличие распределённых в  $\alpha$ -Al матрице частиц округлой формы, соответствующих квазикристаллической  $i$ -фазе, размер и количество которых уменьшилось за счёт их постепенного растворения с повышением температуры, что находится в полном соответствии с результатами рентгеноструктурного анализа (рис. 1, в). При этом ультрадисперсные выделения, наблюдаемые в быстрозакалённых образцах, а также в образцах после отжига при температуре  $350^\circ\text{C}$  (рис. 2, а, б), в микроструктуре сплава отсутствуют. Вместо них наблюдаются более крупные частицы разного размера и морфологии, которые в соответствии с результатами фазового рентгеноструктурного анализа могут соответ-



ствовать соединению  $Al_6Fe$ .

Отжиг сплава при температуре  $400^\circ C$  также отражается на угловом положении дифракционных максимумов Al, которые продолжают смещаться в сторону меньших углов  $2\theta$  (рис. 3, *в*), указывая на увеличение периода решётки матричного твёрдого раствора  $\alpha$ -Al (рис. 4). Это может свидетельствовать о том, что выделение и рост частиц метастабильного интерметаллида  $Al_6Fe$  сопровождается обеднением матричного  $\alpha$ -Al твёрдого раствора элементами с меньшим атомным радиусом (Fe и Cr) по сравнению с атомами Al. Кроме этого, в спектре рентгеновской дифракции наблюдается снижение интенсивности максимумов квазикристаллической *i*-фазы, свидетельствуя об уменьшении её содержания в матричном твёрдом растворе  $\alpha$ -Al, что соответствует данным [23].

Прямыми электронно-микроскопическими исследованиями *in situ* [24] при нагреве быстрозакалённых лент было показано, что превращение квазикристаллов в кристаллические частицы второй фазы не является прямым превращением, а происходит в результате двух одновременно протекающих процессов: растворения квазикристаллических частиц *i*-фазы и возникновения новых кристаллических фаз.

Нагрев образцов до температуры  $450^\circ C$  с выдержкой в течение 30 мин приводит к полному исчезновению квазикристаллической *i*-фазы. В спектре рентгеновской дифракции (рис. 1, *з*) присутствуют только максимумы, соответствующие твёрдому раствору  $\alpha$ -Al и интерметаллиду  $Al_6Fe$ . При этом наблюдается смещение линий твёрдого раствора  $\alpha$ -Al в сторону меньших углов  $2\theta$  (рис. 3, *з*) и, соответственно, увеличение периода решётки (рис. 4) в связи с его обеднением легирующими элементами (Fe и Cr).

Электронно-микроскопические исследования образца после отжига при  $450^\circ C$  (рис. 2, *з*) показали полное отсутствие в структуре сплава частиц округлой формы, соответствующих квазикристаллической *i*-фазе, свидетельствуя об их растворении. Вместо них в микроструктуре наблюдаются кристаллические частицы, преимущественно прямоугольной формы, которые согласно результатам рентгеноструктурного анализа соответствуют кристаллическому соединению  $Al_6Fe$ .

После отжига при температуре  $500^\circ C$  фазовый состав сплава не изменяется (рис. 1, *д*). При этом в микроструктуре сплава наблюдается значительное укрупнение частиц интерметаллида  $Al_6Fe$  по сравнению с их размером после отжига образцов при  $450^\circ C$  (рис. 2, *з*, *д*), что сопровождается дальнейшим обеднением твёрдого раствора  $\alpha$ -Al атомами железа и хрома и приближением его периода решётки к значению, типичному для чистого Al (рис. 4).

Повышение температуры отжига до  $550^\circ C$  сопровождается началом превращения метастабильного интерметаллида  $Al_6Fe$  в ста-

бильное соединение  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ , и сплав становится трёхфазным:  $\alpha\text{-Al} + \text{Al}_6\text{Fe} + \text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ , что подтверждается данными рентгеновской дифракции (рис. 1, *е*). При этом наблюдается незначительное уменьшение периода решётки твёрдого раствора  $\alpha\text{-Al}$  (в пределах погрешности измерения) по сравнению с его значением после отжига при  $500^\circ\text{C}$  (рис. 4), о чём свидетельствует незначительное смещение линий в сторону больших углов дифракции (рис. 3, *ж*). Электронно-микроскопические исследования выявили частицы интерметаллидов разнообразной формы: стержнеобразной, прямоугольной и округлой (рис. 2, *е*).

Повышение температуры отжига до  $575^\circ\text{C}$  приводит к полному исчезновению из сплава метастабильного интерметаллида  $\text{Al}_6\text{Fe}$ . Вместо него в спектре рентгеновской дифракции (рис. 1, *ж*) регистрируются отражения от моноклинных решёток стабильных интерметаллидных  $\theta$ -фаз:  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  и  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ , что хорошо согласуется с результатами ранее проведённых исследований [1, 13, 22, 23]. Таким образом, полученные результаты позволяют сделать заключение о том, что интерметаллид  $\text{Al}_6\text{Fe}$ , являясь метастабильной фазой, существует в исследуемом сплаве до температуры  $550^\circ\text{C}$ . Период решётки матричного твёрдого раствора  $\alpha\text{-Al}$  практически не изменяется, по сравнению с его значением после отжига при  $550^\circ\text{C}$  (рис. 4). Результаты электронно-микроскопических исследований полностью соответствуют результатам рентгеновского анализа, микроструктура сплава содержит большое количество частиц интерметаллидов разной формы и размеров (рис. 2, *ж*).

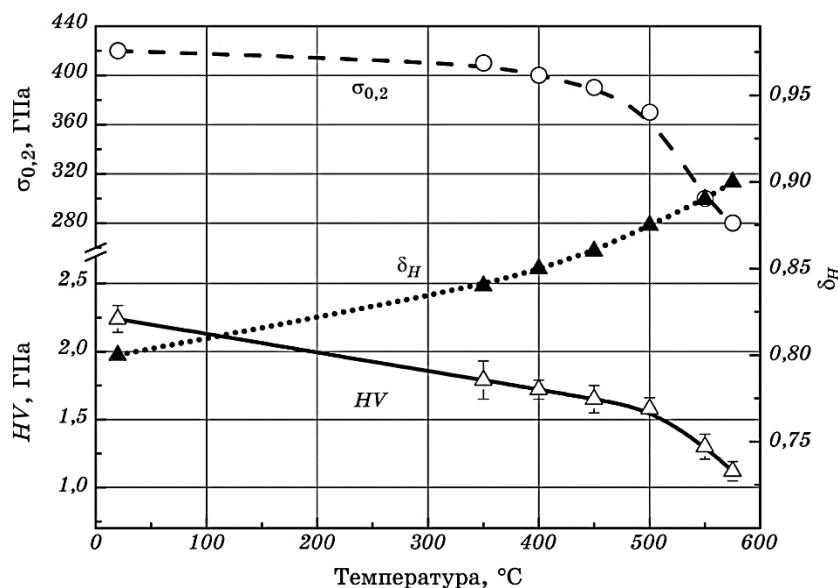
Таким образом, результаты структурных исследований позволяют сделать заключение о том, что квазикристаллическая  $i$ -фаза сохраняется при нагреве быстрозакалённого сплава  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  до температуры  $400^\circ\text{C}$ .

Превышение этой температуры сопровождается образованием метастабильной кристаллической фазы  $\text{Al}_6\text{Fe}$ , существующей в структуре сплава до температуры  $550^\circ\text{C}$ . Дальнейшее повышение температуры способствует формированию в структуре сплава стабильных интерметаллидных  $\theta$ -фаз  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$  и  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ .

### 3.2. Механические свойства

Результаты микромеханических испытаний быстрозакалённого наноквазикристаллического  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава приведены на рис. 5.

Было установлено, что микротвёрдость сплава составляет  $HV = 2,24 \pm 0,08$  ГПа, что превышает значения этого параметра для водораспылённого порошка сплава того же номинального состава до ( $1,0 \pm 0,03$  ГПа) и после его консолидации экструзией ( $1,58 \pm 0,04$  ГПа) и холодным газодинамическим напылением в виде покрытий ( $1,95 \pm 0,02$  ГПа) [19, 25].



**Рис. 5.** Влияние температуры отжига (выдержка 30 мин) на микротвёрдость  $HV$ , условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и характеристику пластичности  $\delta_H$  быстрозакалённого  $Al_{94}Fe_3Cr_3$ -сплава.

**Fig. 5.** Effect of annealing (during 30 min) temperature on microhardness  $HV$ , yield stress  $\sigma_{0,2}$  and plasticity characteristic  $\delta_H$  for melt-spun  $Al_{94}Fe_3Cr_3$  alloy.

Столь высокие значения микротвёрдости быстрозакалённого сплава, по-видимому, обусловлены присутствием в его структуре наноразмерных выделений интерметаллидов кроме упрочняющей квазикристаллической  $i$ -фазы.

Отжиг образцов при температуре  $350^\circ\text{C}$  в течение 30 мин, при котором происходит укрупнение частиц квазикристаллической  $i$ -фазы и увеличение количества ультрадисперсных выделений интерметаллидов, сопровождается снижением твёрдости сплава от 2,24 до 1,79 ГПа, что может быть связано с уменьшением степени легирования матричного твёрдого раствора  $\alpha\text{-Al}$ .

В интервале температур  $400\text{--}500^\circ\text{C}$  очищение матрицы от ультрадисперсных интерметаллидных выделений, и частичное, а затем полное растворение частиц квазикристаллической  $i$ -фазы с одновременным выделением обычной кристаллической фазы — метастабильного интерметаллида  $Al_6Fe$ , вызывает незначительное изменение микротвёрдости сплава, которая сохраняется на уровне значений (с учётом погрешности измерения), установленных для образцов после отжига при температуре  $350^\circ\text{C}$ . При дальнейшем увеличении температуры отжига, способствующего формированию в структуре сплава стабильных интерметаллидных  $\theta$ -фаз ( $Al_{13}Fe_4$  и

$\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ ) его микротвёрдость заметно снижается и после отжига при температуре  $575^\circ\text{C}$  составляет  $HV = 1,1$  ГПа (рис. 5).

Нетрудно заметить, что высокие значения условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (420–370 МПа) быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава, сохраняются до температуры  $500^\circ\text{C}$ . При повышении температуры отжига, параметр  $\sigma_{0,2}$  значительно снижается и составляет 280 МПа при температуре  $575^\circ\text{C}$  (рис. 5).

Изменение значений характеристики пластичности  $\delta_H$  в результате повышения температуры отжига полностью отображает изменение микротвёрдости образцов: со снижением твёрдости при повышении температуры отжига параметр  $\delta_H$  повышается от 0,8 до 0,9 (рис. 5). Важно, что характеристика пластичности  $\delta_H$  быстрозакалённого сплава, микротвёрдость которого более чем в два раза превышает микротвёрдость сплава в виде порошка, остаётся близкой к критическому значению  $\delta_H = 0,90$ , что свидетельствует о пластичном поведении материала в условиях стандартных испытаний на растяжение и изгиб [15].

Анализ полученных данных показывает, что повышение температуры отжига быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  сплава выше температуры ( $400^\circ\text{C}$ ) существования в его структуре квазикристаллической *i*-фазы сопровождается снижением характеристик прочности ( $HV$  и  $\sigma_{0,2}$ ) и увеличением значений характеристики пластичности  $\delta_H$  до критического значения  $\delta_H = 0,90$ .

#### 4. ВЫВОДЫ

Для быстрозакалённого квазикристаллического  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  сплава, полученного спиннингованием расплава на поверхность медного диска, была изучена эволюция структуры и формирование механических свойств в зависимости от температуры отжига.

Методами фазового рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что структура быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$  сплава в исходном состоянии представляет собой твёрдый раствор  $\alpha$ -Al с распределёнными в нём квазикристаллическими наночастицами *i*-фазы и наноразмерными выделениями метастабильных интерметаллидов  $\text{Al}_{13}(\text{Fe}, \text{Cr})_{2-4}$  и/или  $\text{Al}_6\text{Fe}$ .

Обнаружено, что квазикристаллическая *i*-фаза постепенно растворяется при нагревании, сохраняясь в матричном растворе  $\alpha$ -Al до температуры  $400^\circ\text{C}$ , при которой начинается формирование частиц метастабильной кристаллической фазы  $\text{Al}_6\text{Fe}$ , существующей в структуре сплава до температуры  $550^\circ\text{C}$ . При дальнейшем повышении температуры до  $575^\circ\text{C}$  происходит исчезновение частиц метастабильной  $\text{Al}_6\text{Fe}$  фазы, которые трансформируются в стабильные интерметаллидные  $\theta$ -фазы  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$  и  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ .

Показано, что присутствие в структуре быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава наноразмерных интерметаллидных выделений кроме nano частиц квазикристаллической  $i$ -фазы обеспечивает высокие значения характеристик прочности:  $HV = 2,24$  ГПа,  $\sigma_{0,2} = 420$  МПа. Значения прочностных характеристик сплава превышают по своей величине аналогичные характеристики для порошкового сплава до и после его консолидации экструзией и холодным газодинамическим напылением.

Высокие значения прочностных характеристик сохраняются при нагреве быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава до температуры ( $400^\circ\text{C}$ ), ограничивающей существование в его структуре квазикристаллической  $i$ -фазы, и резко снижаются при дальнейшем повышении температуры отжига до  $550\text{--}575^\circ\text{C}$ , которое сопровождается превращением метастабильной кристаллической фазы  $\text{Al}_6\text{Fe}$  в стабильные кристаллические  $\theta$ -фазы  $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$  и  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ .

Характеристика пластичности  $\delta_H$  быстрозакалённого  $\text{Al}_{94}\text{Fe}_3\text{Cr}_3$ -сплава полностью отражает изменение твёрдости с ростом температуры, увеличиваясь от  $\delta_H = 0,80$  до критического значения  $\delta_H = 0,90$ , характерного для пластического поведения материала в условиях стандартных испытаний на растяжение и изгиб.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. M. Galano, F. Audebert, I. C. Stone, and B. Cantor, *Acta Mater.*, **57**: 5107 (2009).
2. N. W. Khun, R. T. Li, K. Loke, and K. A. Khor, *Tribology Transactions*, **58**, No. 4: 616 (2015).
3. R. T. Li, Z. L. Dong, and V. K. Murugan, *Materials Characterization*, **110**: 264 (2015).
4. S. Kenzari, D. Bonina, J. M. Dubois, and V. Fournee, *J. Mater. Processing Technol.*, No. 12: 3108 (2014).
5. F. Audebert, F. Prima, M. Galano, M. Tomut, P. J. Warren, I. C. Stone, and B. Cantor, *Mater. Trans.*, **43**, No. 8: 2017 (2002).
6. Yu. V. Milman, A. I. Sirko, M. O. Iefimov, O. D. Neikov, A. O. Sharovsky, and N. P. Zacharova, *High Temperature Materials and Processes*, **25**, Nos. 1–2: 19 (2006).
7. M. Galano, F. Audebert, A. G. Escorial, I. C. Stone, and B. Cantor, *Acta Mater.*, **57**: 5120 (2009).
8. A. Inoue and H. Kimura, *Mater. Sci. Eng. A*, **286**, No. 1: 1 (2000).
9. A. Inoue, *Nanostructured Mater.*, **6**: 53 (1995).
10. A. Inoue, *Prog. Mater. Sci.*, **43**: 365 (1998).
11. A. Ziani, A. Pianelli, A. Redjamia et al., *J. Mater. Sci.*, **30**: 2921 (1995).
12. C. Zhang, Y. Wu, Y. Cai et al., *Mater. Sci. Eng. A*, **323**: 226 (2002).
13. M. Galano, F. Audebert, A. G. Escorial, I. C. Stone, and B. Cantor, *J. Alloys Compd.*, **495**: 372 (2010).
14. J. W. Cahn, D. Shechtman, and D. Gratias, *Mater. Res. Society*, **1**: 13 (1986).
15. Yu. V. Milman, B. A. Galanov, and S. I. Chugunova, *Acta Metall. Mater.*, **41**,

- № 9: 2523 (1993).
16. Б. А. Галанов, Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова, *Сверхтвёрдые материалы*, № 3: 25 (1999).
  17. С. Р. Игнатович, И. М. Закиев, *Заводская лаборатория*, 77, № 1: 61 (2011).
  18. С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский, *Материаловедение*, № 8: 15 (2008).
  19. А. В. Бякова, А. И. Юркова, А. А. Власов, *Металлофиз. новейшие технол.*, 37, № 7: 933 (2015).
  20. О. В. Бякова, Ю. В. Мильман, А. О. Власов, О. И. Юркова, *Спосіб визначення коефіцієнта Пуассона: Патент України на винахід № 93248 (Бюлетень № 2) (Опубл. 25.01.2011).*
  21. М. М. Бородкина, Э. Н. Спектор, *Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1981).
  22. H. M. Kimura, K. Sasamori, and A. Inoue, *J. Mater. Res.*, 15, No. 12: 2737 (2000).
  23. М. В. Карпец, С. О. Фирстов, Л. Д. Кулак, И. Д. Горна, Н. Н. Кузьменко, Г. Ф. Саржан, *Фізика і хімія твердого тіла*, 7, № 1: 147 (2006).
  24. H.-J. Kestenbach, C. Volfarini, C. S. Kiminami, and W. J. Botta Filho, *J. Metastable and Nanocrystalline Materials*, 20–21: 382 (2004).
  25. В. В. Чередніченко, О. В. Бякова, О. И. Юркова, О. И. Сірко, *Металлофиз. новейшие технол.*, 33, спец. вып.: 331 (2011).

## REFERENCES

1. M. Galano, F. Audebert, I. C. Stone, and B. Cantor, *Acta Mater.*, 57: 5107 (2009).
2. N. W. Khun, R. T. Li, K. Loke, and K. A. Khor, *Tribology Transactions*, 58, No. 4: 616 (2015).
3. R. T. Li, Z. L. Dong, and V. K. Murugan, *Materials Characterization*, 110: 264 (2015).
4. *J. Mater. Processing Technol.*, No. 12: 3108 (2014).
5. F. Audebert, F. Prima, M. Galano, M. Tomut, P. J. Warren, I. C. Stone, and B. Cantor, *Mater. Trans.*, 43, No. 8: 2017 (2002).
6. Yu. V. Milman, A. I. Sirko, M. O. Iefimov, O. D. Neikov, A. O. Sharovsky, and N. P. Zacharova, *High Temperature Materials and Processes*, 25, Nos. 1–2: 19 (2006).
7. M. Galano, F. Audebert, A. G. Escorial, I. C. Stone, and B. Cantor, *Acta Mater.*, 57: 5120 (2009).
8. A. Inoue and H. Kimura, *Mater. Sci. Eng. A*, 286, No. 1: 1 (2000).
9. A. Inoue, *Nanostructured Mater.*, 6: 53 (1995).
10. A. Inoue, *Prog. Mater. Sci.*, 43: 365 (1998).
11. A. Ziani, A. Pianelli, A. Redjamia et al., *J. Mater. Sci.*, 30: 2921 (1995).
12. C. Zhang, Y. Wu, Y. Cai et al., *Mater. Sci. Eng. A*, 323: 226 (2002).
13. M. Galano, F. Audebert, A. G. Escorial, I. C. Stone, and B. Cantor, *J. Alloys Compd.*, 495: 372 (2010).
14. J. W. Cahn, D. Shechtman, and D. Gratias, *Mater. Res. Society*, 1: 13 (1986).
15. Yu. V. Milman, B. A. Galanov, and S. I. Chugunova, *Acta Metall. Mater.*, 41, No. 9: 2523 (1993).

16. B. A. Galanov, Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, and I. V. Goncharova, *Sverkhtruyordye Materialy*, No. 3: 25 (1999) (in Russian).
17. S. R. Ignatovich and I. M. Zakiev, *Zavodskaya Laboratoriya*, **77**, No. 1: 61 (2011) (in Russian).
18. S. A. Firstov, V. F. Gorban, and E. P. Pechkosky, *Materialovedenie*, No. 8: 15 (2008) (in Russian).
19. O. V. Byakova, O. I. Yurkova, and A. O. Vlasov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 7: 933 (2015) (in Russian).
20. A. V. Byakova, Yu. V. Milman, A. A. Vlasov, A. O. Dudnik, and A. I. Yurkova, *Sposib Vyznachennya Koeffitsienta Puassona* [Method of Determining of Poisson's Ratio]: Patent No. 93248 Ukraine (Bulletin No. 2) (Publ. January 25, 2011) (in Ukrainian).
21. M. M. Borodkina and E. N. Spektor, *Rentgenograficheskiy Analiz Tekstury Metallov i Splavov* [X-Ray Diffraction Analysis of the Texture of Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1981) (in Russian).
22. H. M. Kimura, K. Sasamori, and A. Inoue, *J. Mater. Res.*, **15**, No. 12: 2737 (2000).
23. M. V. Karpets, S. O. Firstov, L. D. Kulak, I. D. Gorna, N. N. Kuzmenko, and G. F. Sarghan, *Fizyka i Khimiya Tverdogo Tila*, **7**, No. 1: 147 (2006) (in Ukrainian).
24. H.-J. Kestenbach, C. Bolfarini, C. S. Kiminami, and W. J. Botta Filho, *J. Metastable and Nanocrystalline Materials*, **20–21**: 382 (2004).
25. V. V. Cherednichenko, O. V. Byakova, O. I. Yurkova, O. I. Sirko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, Special Issue: 331 (2011) (in Ukrainian).