ФІЗИКА І ХІМІЯ ТВЕРДОГО ТІЛА
Т. 13, № 4 (2012) С. 987-992

PHYSICS AND CHEMISTRY OF SOLID STATE
V. 13, № 4 (2012) P. 987-992

PACS NUMBERS: 64.70.K, 61.44.BR, 65.80.-G

ISSN 1729-4428

О.В. Бякова[1], А.О. Власов[1], О.А. Щерецький[2]

Дослідження фазових та структурних перетворень в наноквазікристалічних Al-Fe-Cr сплавах методом синхронного термічного аналізу

[1]Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ,
вул. Кржижановського 3, Київ 03142, Україна, E-mail: byakova@mail.ru, *+380444238253*
[2]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАНУ,
бул. Вернадського 34/1, Київ 03142, Україна

Із застосуванням розробленої методики прецизійного синхронного термічного аналізу (СТА) і залученням фазового рентгеноструктурного аналізу вивчені фазові та структурні перетворення під час нагрівання порошку наноквазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$, отриманого методом розпилення розплаву водою високого тиску (P=10 МПа). Встановлені особливості і визначені температурні інтервали фізико-хімічних процесів, які відбуваються зі зміною маси та супроводжуються відповідними тепловими ефектами. За отриманими даними еволюція структури супроводжується дегідратацією гідрооксиду алюмінію, присутнього на поверхні порошкових часток та порах у вигляді нанорозмірного шару рентгеноаморфного гідраргілліту $Al_2O_3{\cdot}nH_2O$. Нагрівання квазікристалічного порошку супроводжується реорганізацією дислокацій та рекристалізацією твердого розчину α-Al, а також перетворенням наноквазікристалічних частинок і–фази на звичайні кристалічні сполуки: метастабільний інтерметалід Al_6Fe та стабільні θ - фази: $Al_{13}Cr_2$ та $Al_{13}Fe_4$.

Ключові слова: квазікристалічний порошок, фазові та структурні перетворення, синхронний термічний аналіз, система Al-Fe-Cr.

Стаття поступила до редакції 15.03.2012; прийнята до друку 15.09.2012.

Вступ

Композиційні наноквазікристалічні сплави на основі системи Al-Fe-Cr належать до групи високоміцних алюмінієвих сплавів, важливих для практичного використання в багатьох галузях промисловості і, насамперед, в авіації та на транспорті [1-11]. Ці сплави мають композиційну структуру у вигляді металевої матриці з нанорозмірними частинками квазікристалічної ікосаедричної (пентагональної) і-фази (ψ-фази) [1,3,4,10,11], що надає матеріалу необхідну для інженерної практики комбінацію високої міцності та достатньої пластичності [6-8,10,12,13]. Важливим є те, що внаслідок уповільненості дифузійних процесів в квазікристалах, високий рівень міцності композиційних наноквазікристалічних алюмінієвих сплавів може зберігатися в умовах підвищених температур [2,3,5,7,10,12,13].

Умовою формування квазікристалічних фаз є надвисокі швидкості кристалізації ($10^5 – 10^6$ K/c) розплаву [3,9,14,15]. Серед низки розроблених на сьогодні варіантів отримання квазікристалічних сплавів найбільш продуктивними є способи виготовлення квазікристалічних сплавів у вигляді порошку, які отримують шляхом розпилення розплаву нейтральним газом (переважно аргоном) [3,16] або водою високого тиску [10,17]. На відміну від термодинамічно стабільних і-фаз (наприклад, в системі Al-Fe-Cu) [18] і-фаза, яка формується при великих швидкостях охолодження сплавів системи Al-Fe-Cr, є метастабільною, знаходячись у рівновазі з твердим розчином α-Al [1,3,4,10,11,19]. З погляду на це дослідження температурно - концентраційних інтервалів існування і-фази в сплавах системи Al-Fe-Cr має важливе значення. Літературні джерела містять дані щодо фазоутворення в спінінгованих стрічках сплавів Al-Fe-Cr з номінальним складом $Al_{93}Fe_{4.2}Cr_{2,8}$, $Al_{93}Fe_3Cr_2Ti_2$, $Al_{93}Fe_3Cr_2V_2$, $Al_{93}Fe_3Cr_2Nb_2$, $Al_{93}Fe_3Cr_2Ta_2$ [8,11,19], а також швидко загартованих сплавах $Al_{94}Fe_4Cr_2$ та $Al_{88,6}Fe_8Cr_{3,4}$, отриманих відцентровим розпиленням розплаву [20]. Результати досліджень фазових перетворень в порошках наноквазікристалічних сплавів Al-Fe-Cr, отриманих шляхом розпилення розплаву і, зокрема, розпилення водою високого

тиску, носять фрагментарний характер [21].

Вважаючи на те, що систематичні дослідження у зазначеному питанні до цих пір не проводились, метою роботи стало дослідження особливостей та кінетики фазових і структурних перетворень в наноквазікристалічному сплаві Al-Fe-Cr, одержаного методом розпилення розплаву водою високого тиску із залученням диференціального синхронного термічного аналізу (СТА), який включає диференціальну скануючу калориметрію (ДСК) та термогравіметричний аналіз (ТГА).

Для досліджень використовували водорозпилені порошки наноквазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ [10] трьох фракцій, а саме, порошки з розміром частинок 0-40 мкм, 40-63 мкм та 63-100 мкм. Для уточнення ефектів, які спостерігали при нагріванні квазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$, в дослідженнях були використані порошки технічно чистого алюмінію водяного розпилення та стандартні порошки алюмінію газового розпилення з розміром частинок, який відповідав гранулометрії наноквазікристалічних порошків. При отриманні порошків водяного розпилення розплав нагрівали до температури 1573 К і розпилювали струменями води високого тиску (10 МПа) та pH = 3,5 [23]. Вміст кисню в розпилених водою порошках складав 0,6-0,8 мас.% в залежності від їх хімічного та гранулометричного складу. Об'ємний вміст квазікристалічної фази в сплаві $Al_{94}Fe_3Cr_3$ не перевищував 30% [7,23]. За даними електрономікроскопічних досліджень розмір квазікристалічних частинок і–фази знаходився в межах 50–200 нм, досягаючи в деяких випадках 1,0-1,5 мкм внаслідок різних умов охолодження під час розпилення розплаву [24]. Перед проведенням СТА досліджувані порошки висушували при температурі 373-423 К протягом 30 хвилин.

Синхронний термічний аналіз (СТА) виконували на приладі STA449F1, оснащеного модулями для диференціальної скануючої калориметрії (ДСК) та термогравіметричного аналізу (ТГА). Теплові ефекти, які порівнювали із зміною маси зразків, реєстрували в процесі нагрівання від кімнатної температури до 873 К. Швидкість нагрівання становила 10 К/хвил. Дослідження за ДСК методом здійснювали при одночасному нагріванні двох калориметричних комірок (робочої та порівняльної) в постійному потоці Ar, швидкість якого становила 40 мл/хвил. У якості еталонних об'єктів використовували зразки, виготовлені з порошків технічно чистого алюмінію. Порошки алюмінію та квазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ компактували у вигляді дисків з діаметром 3 мм та висотою 2 мм і розміщували в алюмінієвих тиглях, кожен з яких був встановлений відповідно в робочій та порівняльній комірці калориметричного блоку. Для охоплення обраного температурного інтервалу досліджень прилад калібрували за трьома еталонними речовинами, в якості яких використовували нітрат калію (KNO_3), свинець (Pb) та хлорид цезію (CeCl). Вимірювання та обробку результатів ДСК аналізу здійснювали за методикою, наведеною в роботі [25]. Для більш точного встановлення досліджуваних ефектів вимірювання проводили в два етапи. На першому етапі здійснювали нагрівання контейнерів із зразками технічно чистого алюмінію, які розташовували в обох калориметричних комірках. Під час другого етапу контейнер із зразком порошку технічно чистого алюмінію розміщували в порівняльній комірці, а контейнер із зразком порошку наноквазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ встановлювали в робочу комірку. Віднімаючи результати, отримані на першому етапі вимірювань, від результатів другого етапу вимірювань отримували калібрувальні характеристики приладу, які враховувались при обробці теплових ефектів в досліджуваних зразках. Детальний опис обрахунку отриманих ДСК результатів за прийнятою методикою наведений в роботі [26].

Інтерпретацію даних, отриманих за методом СТА, здійснювали із залученням результатів фазового рентгеноструктурного аналізу, який проводили з допомогою дифрактометра ДРОН – 3М в монохроматичному Cu K_α-випромінюванні. Присутність квазікристалічної фази з ікосаедричною симетрією (і-фази) встановлювали за присутністю трьох найбільш інтенсивних дифракційних максимумів з індексами Кана (N, M) - (18, 29), (20, 32) і (52, 84) [27]. Електронну мікроскопію здійснювали в режимах сканування та просвічування на мікроскопах Jeol Superprobe-733 та JEM 2100 F (JEOL, Японія).

I. Результати та їх обговорення

На рис. 1 показані криві ДСК/ТГА досліджуваних порошків.

На всіх наведених термограмах порошків наноквазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ фіксується один ендо- та два екзотермічних ефекти (рис. 1 а) в той час, коли на термограмі порошку алюмінію спостерігається один ендо- та один екзотермічний ефект (рис. 1 б). Абсолютна величина ендотермічного ефекту, максимум якого спостерігається при температурі 503 К, збільшується із збільшенням розміру порошкових частинок, які містять всередині більшу кількість мікропор (рис. 2). Важливим є те, що ендоефект супроводжується втратою маси, що вказує на хімічний характер перетворення в процесі дегідратації гідрооксидів [28,29].

Окислення поверхні алюмінію та його сплавів і, особливо, дрібнодисперсних порошків з розвиненою поверхнею є загальновідомим і підтверджується власними результатами досліджень. В спектрах рентгенівської дифракції досліджуваних порошків виявляється два гало, які розташовуються в області малих кутів відбиття, притаманних виникненню рефлексів від кристалічного гідраргилліту γ-$Al_2O_3 \times 3H_2O$ [29], що вказує на формування аморфного гідрооксиду змінного складу $Al_2O_3 \cdot nH_2O$ (рис.3). Звертає на себе увагу той факт, що інтенсивність гало, зареєстрованих у спектрі

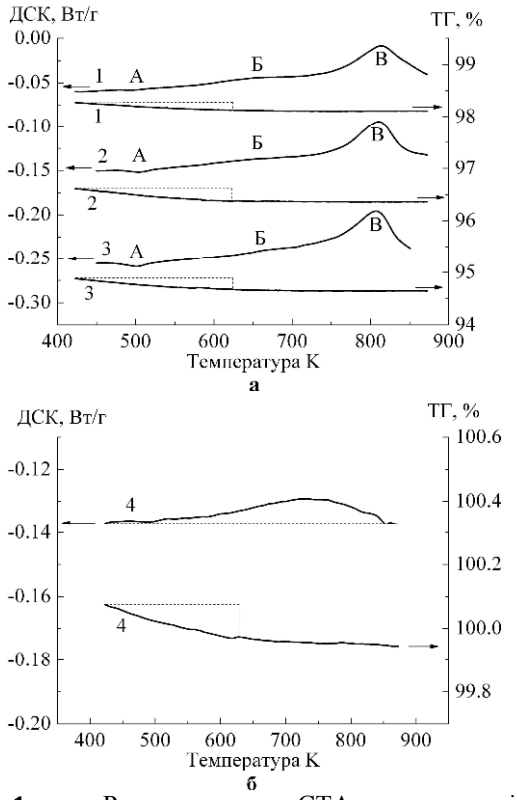

Рис. 1. Результати СТА порошків наноквазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ (а) та алюмінію (б) з різним розміром часток: 1) -40 мкм; 2) 40-63 мкм, 3) 63-100 мкм; 4) - 57 мкм.

рентгенівської дифракції порошку алюмінію виявляється значно більшою у порівнянні з інтенсивністю гало від більш корозійностійкого квазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$.

Аморфний гідрооксид найчастіше виникає під час кристалізації з гарячої пари [28], яка є присутньою в умовах розпилення алюмінієвих розплавів водою високого тиску. Важливо, що зареєстровані ТГА температурні інтервали процесу дегідратації аморфного гідраргилліту (рис. 1) добре корелюють з даними, наведеними в [28,29], відповідно до яких розкладання аморфного гідрооксиду $Al_2O_3 \cdot nH_2O$ починається при нагріванні до температур, вищих за 453 К, і відбувається в широкому температурному інтервалі 423 – 623 К з утворенням проміжних фаз, а саме, беміту γ-AlO(OH) при 523 К, який поступово розкладається при подальшому нагріванні до 973 К.

Природа двох екзотермічних ефектів пов'язана з фазовими та структурними перетвореннями в алюмінієвій матриці. Поява першого екзоефекту спостерігається в широкому інтервалі температур і має екстремум при 653 – 673 К, що узгоджується з даними [19]. У загальному випадку виділення тепла може відбуватися внаслідок виділення вторинних фаз, а також процесів реорганізації дислокацій і рекристалізації [30,31,32]. Про появу дрібних виділень метастабільного інтерметаліду Al_6Fe по границях зерен алюмінієвої матриці у близьких за складом сплавів Al-Fe-Cr раніш повідомлялось в

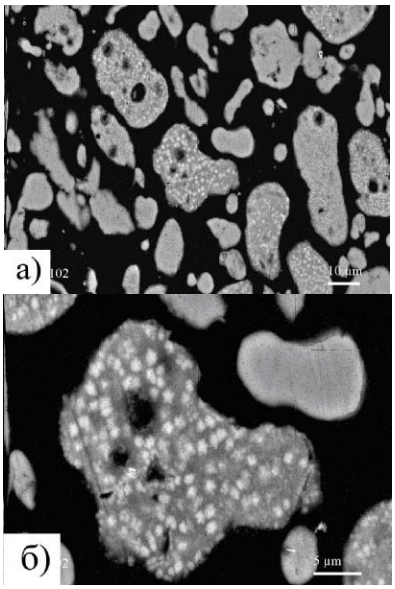

Рис. 2. СЕМ зображення поперечного перерізу порошку сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$.

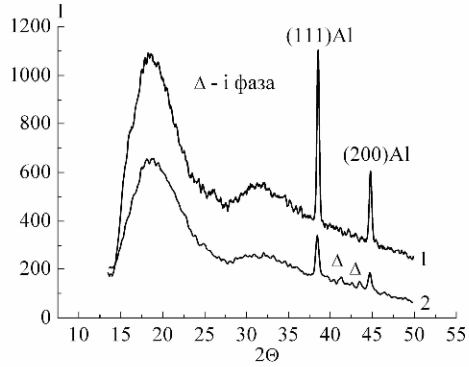

Рис. 3. Фрагменти спектрів рентгенівської дифракції порошків алюмінію (1) та сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ (2) з розміром часток 63-100 мкм в області малих кутів відбиття.

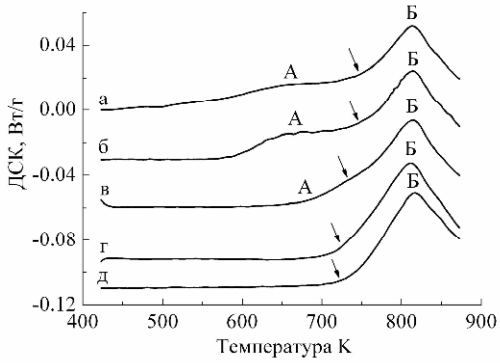

Рис. 4. Результати ДСК порошку сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ після розпилення (а) та після відпалу в потоці аргону (б, в, г) при температурі 573 К протягом 10 хвилин (б); та при температурі 673 К протягом 10 хвилин (в), 1 години (г) та 4 годин (д).

[19,20]. Проте, на відміну від наведених в літературі даних, утворення надлишкових інтерметалідних фаз після відпалу порошкового сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ в

Таблиця

Фазовий склад і період решітки a_o матричного твердого розчину α-Al після відпалу порошку сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ при температурах ДСК аналізу (час витримки 30 хвилин)

Температура відпалу, К	Фазовий склад	Період решітки α-Al, a_o, нм
Кімнатна	α-Al+i-фаза+$Al_2O_3 \cdot nH_2O$	0.40391
653	α-Al+i-фаза+γ-AlO(OH)	0.40369
783	α-Al+i-фаза+Al_6Fe+γ-AlO(OH)	0.40356
803	α-Al+i-фаза+Al_6Fe+$Al_{13}Cr_2$+γ-AlO(OH)	0.40456
873	α-Al+$Al_{13}Cr_2$+$Al_{13}Fe_4$+γ-AlO(OH)	0.40434

температурному інтервалі другого екзоефекту зафіксовано не було (табл.).До того ж, такий самий екзотермічний ефект виявляється і на термограмі порошку технічно чистого алюмінію (рис. 1 б). Виходячи з цього, появу першого екзоефекту при нагріванні порошку сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ можна пов'язувати з процесами упорядкування дислокаційної субструктури та рекристалізації, що підтверджується і виділенням тепла в порошку алюмінію, яке спостерігається в цьому ж температурному інтервалі. Додатковим доказом цьому слугують результати ДСК порошку сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ після відпалу (рис. 4). За отриманими даними відпал при 573 К протягом 10 хвилин обумовлює зменшення абсолютної величини екзоефекту, початок якого зміщується в бік більш високих температур. Подальше підвищення температури відпалу до 673 К призводить до повного зникнення екзоефекту. Отримані результати дозволяють визначити температуру рекристалізації порошкового сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ водяного розпилення, яка вочевидь має знаходитись біля 673 К.

Останній екзотермічний ефект з максимумом при 813 К виникає внаслідок перетворення квазікристалічних часток і–фази на звичайні кристалічні сполуки. За даними фазового рентгеноструктурного аналізу нагрівання в температурній області другого екзотермічного ефекту призводить до виникнення метастабільного інтерметаліду Al_6Fe, який при температурі вище за 803 К перетворюється на стабільні θ - фази: $Al_{13}Cr_2$ та $Al_{13}Fe_4$ (табл.), що добре корелює з результатами структурних досліджень, опублікованих в [6,11,19,20].

За даними [33] фазові перетворення відбуваються за класичним механізмом, який полягає в розчиненні метастабільних квазікристалічних часток і–фази і одночасному виділенні з матричного твердого розчину α-Al інтерметалідних сполук. Слід додати, що за даними [11,19] розчиненню квазікристалічних часток і–фази передує їх укрупнення майже на 150%, яке спостерігається при температурі 723 К, співпадаючи з початком зареєстрованого в роботі другого екзоефекту (рис. 1). За власними даними зазначені процеси супроводжуються збагаченням матричного твердого розчину α-Al на залізо та хром з меншими атомними радіусами у порівнянні з атомами алюмінію, яке відбувається до температури відпалу 783 К (табл.). Збіднення матричного твердого розчину α-Al на залізо та хром реєструється після підвищенні температур відпалу, що супроводжується збільшенням вмісту метастабільної фази Al_6Fe та її наступним перетворенням на стабільні інтерметалідні сполуки $Al_{13}Cr_2$ та $Al_{13}Fe_4$ (табл.).

Додатковим доказом збільшення розміру, а, звідси, і вмісту квазікристалічних часток і–фази слугують результати ДСК порошку сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ після відпалу (рис. 4). Не важко помітити, що при підвищенні температури відпалу абсолютна величина другого екзоефекту значно збільшується, що особливо виразно виявляється при збільшенні часу витримки до 4 годин при 673 К.

Висновки

На прикладі порошків, отриманих методом розпилення розплаву водою високого тиску (P=10 МПа), експериментально обґрунтована ефективність застосування розробленої методики прецизійного синхронного термічного аналізу (СТА) для дослідження фазових перетворень та термостабільності структури композиційних наноквазікристалічних сплавів Al-Fe-Cr і, зокрема, сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$.

Вперше зареєстровані процеси реорганізації дислокацій з наступною рекристалізацією матричного твердого розчину α-Al при 673 К, які супроводжуються виділенням тепла і передують максимальному екзотермічному ефекту внаслідок фазових перетворень квазікристалічних частинок і–фази на звичайні інтерметалідні сполуки: метастабільний інтерметалід Al_6Fe та стабільні θ - фази ($Al_{13}Cr_2$ та $Al_{13}Fe_4$).

Фазові та структурні перетворення супроводжуються дегідратацією рентгеноаморфного гідрооксиду $Al_2O_3 \cdot nH_2O$, присутньому в нанорозмірному шарі на поверхні частинок та пор, яке відбувається в широкому температурному інтервалі 423 – 623 К із втратою маси та поглинанням тепла.

Робота виконана при частковій фінансовій підтримці Міністерства освіти і науки, молоді та спорту України, проект № 2508-ф. Автори висловлюють подяку к.т.н. О.Д. Нейкову за виготовлення порошку квазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$.

Бякова О.В. – доктор технічних наук, провідний науковий співробітник;
Власов А.О. – науковий співробітник;
Щерецький О.А. – доктор технічних наук, провідний науковий співробітник.

[1] A. Inoue, M. Watanabe, H.M. Kimura, F. Takahashi, A. Nagata and T. Masumoto. Mater. Trans., JIM 33, 723 (1992).
[2] A. Inoue. Nanostructured Mater. 6, 53 (1995).
[3] A. Inoue. Prog. Mater. Sci. 43, 365 (1998).
[4] F. Schurack, J. Eckert and L. Schultz. Nanostructured Mater. 12(1-4), 107 (1999).
[5] A. Inoue, H. Kimura. Nanostructured Materials 11(2), 221 (1999).
[6] H.M. Kimura, K. Sasamory, A. Inoue. J. Mater. Res. 15(12), 2737 (2000).
[7] A. Inoue, H. Kimura. Mater. Sci. Eng. A 286(1), 1 (2000).
[8] F. Audebert, F. Prima, M. Galano, M. Tomut, P.J. Warren, I. C. Stone and B. Cantor. Mater. Trans. 43(8), 2017 (2002).
[9] L.I. Adєєva, A.L. Borisova. Physics and Chemistry of Solid State 3(3), 454 (2002).
[10] Yu.V. Milman, A.I. Sirko, M.O. Iefimov, and et al. High temperature materials and processes 25(1-2), 19 (2006).
[11] M. Galano, F. Audebert, I.C. Stone, and B. Cantor. Acta Materialia 57(17), 5107 (2009).
[12] Z. Chlup, I. Todd, A. Garcia-Escorial, M. Lieblich, A. Chlupova and J. G. O'Dwyer. Materials Science Forum 426-432, 2417 (2003).
[13] M. Galano, F. Audebert, A. Garcia Escorial and et al. Acta Materialia 57, 5120 (2009).
[14] A. Ziani, A. Pianelli, A. Redjamia et al. J. of Mater. Sci. 30, 2921 (1995).
[15] C. Zhang, Y. Wu, Y. Cai et al. Mater. Sci. Eng. A323, 226 (2002).
[16] Pat. 5432011 US. Aluminum alloys, substrates coated with these alloys and their applications. Dubois J.M., Pianeli A. – Publ. 11.07.95.
[17] M.V. Semenov, M.M. Kiz, M.O. Iefimov, A.I. Sirko, A.V. Byakova, Yu.V. Milman. Nanosystem, Nanomaterials and Nanotechnologies 4(4), 767(2007).
[18] M. Audier, P. Guyot, Y. Brechet. Phil.Mag. Letters 61(2), 55 (1990).
[19] M. Galano, F. Audebert, A.G. Escorial, I.C. Stone, B. Cantor. J. of Alloys and Compounds 495, 372 (2010).
[20] M.V. Karpec', S.O. Firstov, L.D. Kulak ta in. Physics and Chemistry of Solid State 7(1), 147 (2006).
[21] A.V. Byakova, A.I. Yurkova, V.V. Cherednichanko, A.I. Sirko. In book: Nanomaterials: Applications and Properties 2(2), 270 (2011).
[22] Patent 2078427. Rossija V22F9/08. Sposob poluchenija poroshkov aljuminija i ego splavov. Nejkov O.D., Kalinin V.G., Lednjanskij A.F., Vasil'eva G.I. Zajavleno 15.12.1994. Opublikovano 15.12.1994. Bjulleten' №12 (1997).
[23] Yu.V. Milman. Materials Science Forum 482, 77 (2005).
[24] A.V. Byakova, M.M. Kiz, A.I. Sirko, M.S. Yakovleva and Yu.V. Milman. High Temperature Materials and Processes 29(5-6), 325 (2010).
[25] A.K. Jena, A.K. Gupta, M.C. Chaturvedi. Acta Metal. 37, 885 (1989).
[26] L.Ch. Doan, Y. Ohmori and K. Nakai. Materials Transactions 41(2), 300 (2000).
[27] J.V. Cahn, D. Schehntman, D. Gratias. J. Mater. Res 1, 13 (1986).
[28] P.V. Chalyj. Gidrookisi metallov (Naukova dumka, Kiev, 1972).
[29] G.P. Panasjuk, V.N. Belan, I.L. Voroshilov, I.V. Kozerozhec. Neorganicheskie materialy 46(7), 831 (2010).
[30] S.S. Gorelik, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina. Rekristallizacija metallov i splavov (MISIS, Moskva, 2005).
[31] G. Benchabane, Z. Boumerzoug, I. Thibon, T. Gloriant. Materials Characterization 59, 1425 (2008).
[32] N. Takata, K. Yamada, K. Ikeda and et al. Materials science Forum 503-504, 919 (2006).
[33] H.-J. Kestenbach, C. Bolfarini, C.S. Kiminami, and W.J. Botta Fiho. J. of Metastable and Nanocrystalline Materials 20-21, 382 (2004).
[34] G. Angella, P. Bassani, A. Tuissi and et al. Materials Science Forum 503-504, 493 (2006).

A.V. Byakova[1], A.A. Vlasov[1], A.A. Scheretskiy[2]

The study of Phase and Structural Transformation in Nanocrystalline Al-Fe-Cr Alloys Using Simultaneous Thermal Analysis

[1]Institute for Problems of Materials Science, National Academy of Sciences of Ukraine, 3 Krzhyzhanovsky St., 03142, Kiev, Ukraine; E-mail: byakova@mail.ru, *+380444238253*
[2]Physical-Technological Institute of Metals and Alloys, National Academy of Sciences of Ukraine, 34/1Vernadskogo ave., 03142 Kiev, Ukraine

Phase and structural transformation under heating of powdered nanoquasicrystalline $Al_{94}Fe_3Cr_3$ alloy produced by atomization with high pressure (P=10 MPa) water have been examined by means of developed precise method of simultaneous thermal analysis and confirmed by the results of X-ray diffraction analysis. Temperature intervals for physical and chemical processes, which result in the change of mass and corresponded heat reactions have been found and discussed. According to the data obtained in the present study structural evolution is accompanied by dehydration of aluminium hydroxide presented in form of $Al_2O_3 \cdot nH_2O$ amorphous layer and sited on the surface of the powder particles and pores within their interior. Dislocation reorganisation and recrystallisation of the α-Al solid solution occur under heating the quasicrystalline powder prior transformation of icosahedral quasicrystalline particles of i-phase into conventional crystalline compounds compositionally corresponded to metastable Al_6Fe phase and stable θ -phases such as θ-$Al_{13}Cr_2$ and θ-$Al_{13}Fe_4$.