

## ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА СТАРІННЯ ЕКОНОМНО-ЛЕГОВАНИХ МЕТАСТАБІЛЬНИХ БЕТА-СПЛАВІВ ТИТАНУ

П. Е. МАРКОВСЬКИЙ<sup>1</sup>, МАСАХІКО ІКЕДА<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ;

<sup>2</sup> Kansai University, Osaka, Japan

Використовуючи три промислові економно-леговані метастабільні титанові β-сплави (TIMETAL-LCB (wt.%): Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo, Ti-4,3Fe-7,1Cr-3Al та Ti-1Fe-13Cr-3Al), порівняльно дослідили вплив окремих легувальних елементів на кінетику розпаду загартованої від температур однофазної β-області метастабільної β-фази під час старіння. Встановлено роль таких легувальних елементів, як молібден, залізо та хром. Експериментальні результати зіставлені з результатами паралельних обрахунків за програмним комплексом DICTRA. Запропоновано нову композицію економно-легованого титанового β-сплаву, в якому за основу взято сплав Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo, де молібден замінено на еквівалентну кількість марганцю (4%). Встановлено перспективність сплаву для практичного використання.

**Ключові слова:** титанові економно-леговані сплави, метастабільна бета-фаза, механізм розпаду бета-фази, старіння, твердість.

Метастабільні титанові β-сплави – важливий конструкційний матеріал для багатьох практичних застосувань, оскільки володіють підвищеною питомою міцністю, високими характеристиками опору втомі і розповсюдженню тріщин [1, 2]. Їх переваги над іншими титановими сплавами найбільше проявляються після термічного зміцнення шляхом обробки на твердий β-розчин, гартування та старіння [3, 4]. При цьому міцність визначають дисперсність, кількість та однорідність часток α-фази, яка виділяється в β-матриці після старіння. Незважаючи на унікальні властивості промислових титанових β-сплавів, їх використання стримує відносно висока вартість. Саме тому впродовж останніх двох десятиліть розроблено декілька порівняно дешевших економно-легованих сплавів цього класу. Це, зокрема, сплав TIMETAL-LCB, що має номінальний склад (в wt.%) Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo, запропонований компанією ТІМЕТ (США) для не авіакосмічного використання [2]. Два β-сплави на основі системи Ti-Al-Fe-Cr презентувала компанія DAIDO Steel (Японія) разом з науковцями Університету Кансай [5, 6] для виготовлення спеціального “сервісного” обладнання, щоб полегшити догляд за людьми похилого віку. Усі сплави різняться фазовими і структурними перетвореннями та їх впливом на механічні властивості за різних видів термомеханічної і термічної обробок, але конкретні причини цього впливу ще не встановлено [4, 7]. Тому порівняльно вивчали поведінку таких сплавів в умовах старіння, щоб встановити роль окремих легувальних елементів, і врешті визначити найоптимальнішу систему легування, тобто знизити не тільки вартість вихідної сировини, а також скоротити час старіння (яке зазвичай триває понад 7...8 h), а отже, зменшити ще й витрати на термічну обробку виробів.

**Матеріали та методика.** Досліджували три промислових економно-легованих β-сплави TIMETAL-LCB (Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo) у вигляді прутка Ø12 mm

Контактна особа: П. Е. МАРКОВСЬКИЙ, e-mail: pmark@imp.kiev.ua

виробництва компанії PERRIMAN (США), Ti-4,3Fe-7,1Cr-3Al і Ti-1Fe-13Cr-3Al у вигляді прутків  $\varnothing 30$  і 25 mm відповідно, вироблені компанією DAIDO Steel. Зразки довжиною 50 mm вирізали з усіх прутків та обробляли на твердий розчин при 1173 K упродовж 3,6 ks з подальшим гартуванням у воді. Крім того, виготовляли ще зразки різних типів і розмірів для металографічних досліджень (LM), рентгенівського фазового аналізу (XRD), резистометричних досліджень фазових перетворень (DCR [8]), диференційного термічного аналізу (DTA), та вимірювання твердості за Віккерсом. Методики DTA, DCR і XRD використали для “in situ” вивчення розпаду метастабільної  $\beta$ -фази безпосередньо під час неперервного нагрівання, тоді як вимірювання твердості та XRD застосовували після ізотермічних витримок. Одночасно визначали дифузійну рухливість легувальних елементів та вивчали умови їх додавання, застосовуючи програмний комплекс DICTRA [9]. На основі отриманих результатів та їх аналізу запропоновано і виготовлено методом елементарних порошоків [10] новий сплав з аналогічним, як і сплав Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo, складом, в якому молібден замінили на еквівалентну кількість марганцю (4 wt.%) [11]. Спечену заготовку сплаву Ti-1,5Al-4,5Fe-4Mn діаметром 25 mm та довжиною 120 mm вальцювали при 1173 K до  $\varnothing 12$  mm, вирізали з неї зразки довжиною 50 mm і обробляли на твердий  $\beta$ -розчин (1173 K; 3,6 ks), загартовували у воді та досліджували так само, як і промислові сплави.

**Результати та їх обговорення. Промислові сплави.** Після обробки на твердий  $\beta$ -розчин та гартування всі три сплави мали однофазний  $\beta$ -стан: середній розмір  $\beta$ -зерен становив близько 200  $\mu\text{m}$  (сплав Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo, рис. 1a) та 140  $\mu\text{m}$  (два інших сплави, рис. 1b).

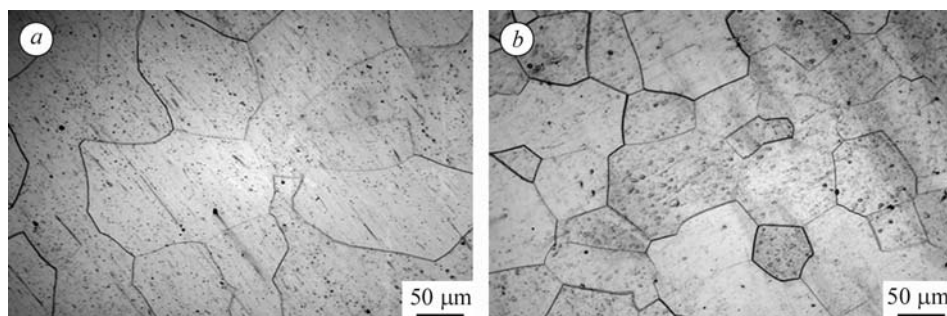


Рис. 1. Мікроструктура сплавів Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo (a) і Ti-1Fe-13Cr-3Al (b) після обробки на твердий  $\beta$ -розчин при 1173 K упродовж 3,6 ks та гартування у воді.

Fig. 1. Microstructures of Ti-1.5Al-4.5Fe-6.8Mo (a) and Ti-1Fe-13Cr-3Al (b) after treatment for  $\beta$ -solid solution at 1173 K for 3.6 ks and quenching in water.

Типові криві зміни електроопору за неперервного нагрівання зі швидкістю  $1 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ , під час якого розпадалася метастабільна  $\beta$ -фаза, наведено на рис. 2. Виявлено, що на кривій сплаву Ti-4,3Fe-7,1Cr-3Al присутні два піки – при 540...570 і 800...873 K, тоді як для сплаву Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo – лише один при 690 K.

Перший пік відповідає утворенню  $\omega$ -фази [10], а другий –  $\alpha$ -фази. Отже, під час нагрівання зі швидкістю  $1 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$   $\beta$ -фаза у сплаві Ti-4,3Fe-7,1Cr-3Al без молібдену розпадається за двостадійним механізмом  $\beta \rightarrow \beta + \omega \rightarrow \beta + \alpha$ , а в сплаві Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo – за один етап:  $\beta \rightarrow \beta + \alpha$ . В останньому для реалізації двостадійного механізму потрібно знизити швидкість нагрівання до  $0,3 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ . Саме так можна сформувану найбільш дисперсну й однорідну кінцеву мікроструктуру [12], яка у всіх метастабільних  $\beta$ -сплавах забезпечує максимальну міцність, добре збалансовану з іншими механічними характеристиками, і перш за все – з пластичністю. Подібну різницю у механізмі розпаду цієї фази виявлено і під час DTA

сплавів (рис. 3). “In situ” XRD дослідження за неперервного нагрівання підтвердили температурний інтервал виділення  $\alpha$ -фази, а от кількість  $\omega$ -фази була занадто мала для коректного її визначення цим методом. Отже, за відносно низької температури під час неперервного нагрівання проміжна  $\omega$ -фаза виділяється легше в сплавах Ti-4,3Fe-7,1Cr-3Al і Ti-1Fe-13Cr-3Al, легованих лише  $\beta$ -евтектотидними легувальними елементами, ніж у сплаві Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo, який містить молібден. Можливо, це є наслідком того, що залізо та хром дифузійно рухливіші в титановій матриці, ніж молібден, причому залізо має найвищий серед усіх легувальних елементів коефіцієнт дифузії у чистому титані [11]. Але потрібно також враховувати, що за деякими даними  $\omega$ -фаза утворюється не дифузійним шляхом, а внаслідок проходження крізь  $\beta$ -матрицю особливої хвилі зміщень [12] і головним чинником її виникнення у титанових сплавах є електронна концентрація [13], або електронна структура сплаву. Іншими словами, пришвидшене її формування в цих сплавах можна також пов’язати зі зміною електронної будови після заміни молібдену на хром.

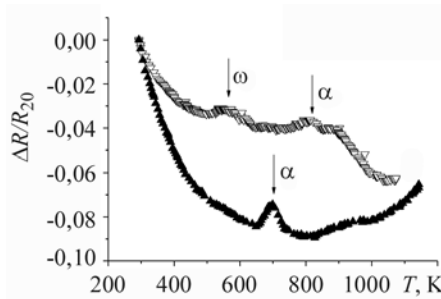


Рис. 2. Fig. 2.

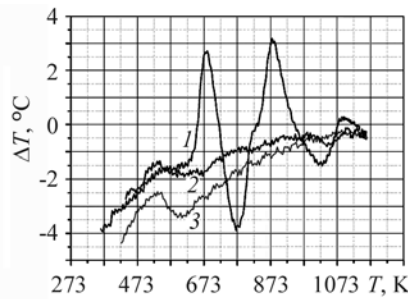


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 2. Резистометричні криві для сплавів Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo ( $\blacktriangle$ ) і Ti-4,3Fe-7,1Cr-3Al ( $\nabla$ ), підданих неперервному нагріванню зі швидкістю  $1 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ .

Fig. 2. Resistometric curves for Ti-1.5Al-4.5Fe-6.8Mo ( $\blacktriangle$ ) and Ti-4.3Fe-7.1Cr-3Al ( $\nabla$ ) alloys under continuous heating with a rate of  $1 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ .

Рис. 3. Порівняння результатів DTA для різних сплавів під час нагрівання зі швидкістю  $0,84 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ : 1 – Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo; 2 – Ti-4,3Fe-7,1Cr-3Al; 3 – Ti-1Fe-13Cr-3Al.

Fig. 3. Comparison of of diffraction thermal analysis (DTA) data for different alloys heated with a rate of  $0.84 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ : 1 – Ti-1.5Al-4.5Fe-6.8Mo; 2 – Ti-4.3Fe-7.1Cr-3Al; 3 – Ti-1Fe-13Cr-3Al.

Типові режими старіння створювали, нагріваючи сплави у печі зі швидкістю  $0,25 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  (що забезпечувало формування проміжної  $\omega$ -фази, завдяки якій можна досягнути максимальної міцності) до температури 811 K, після чого ізотермічно витримуючи впродовж 28,8 ks. На різних етапах старіння кількість  $\alpha$ -фази визначали за допомогою кількісного XRD (рис. 4), а також вимірюючи твердість зразків за Віккерсом (рис. 5). Виявили, що у сплаві Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo вона виділяється дещо швидше, ніж у двох інших без молібдену (рис. 4). Цей факт здається дещо дивним, якщо брати до уваги вищу дифузійну рухливість хрому і заліза порівняно з молібденом. Можливо, деяке відносне “запізнення” виділення  $\alpha$ -фази пов’язано з випереджувальним утворенням  $\omega$ -фази, яка під час нагрівання до температури старіння повинна розчинитися, щоб на її місці утворилися нові  $\alpha$ -частки [14]. Швидший розпад  $\beta$ -фази у сплаві на ранніх стадіях (до 0,6 ks) супроводжується різким збільшенням твердості (рис. 5), проте після ізотермічної витримки 9...12 ks вона в усіх трьох сплавах майже однакова. Причиною цього [14] є формування надзвичайно дисперсної суміші виділень метастабільних  $\alpha'$ - і  $\alpha''$ -фаз у

тих мікрооб'ємах, де при нижчих температурах утворювалися  $\omega$ -фаза або  $\omega$ -подібні флуктуації [12].

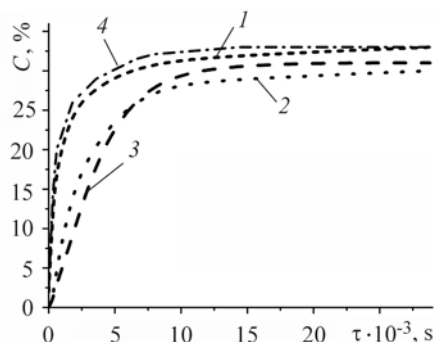


Рис. 4. Fig. 4.

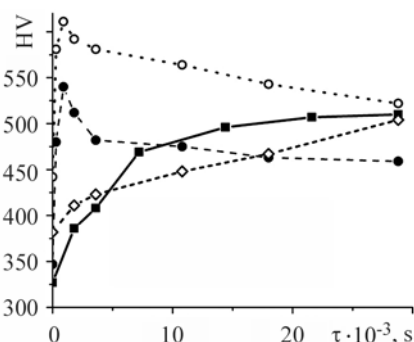


Рис. 5. Fig. 5.

Рис. 4. Зміна кількості  $\alpha$ -фази залежно від тривалості ізотермічної витримки при 811 К: 1 – Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo; 2 – Ti–4,3Fe–7,1Cr–3Al; 3 – Ti–1Fe–13Cr–3Al; 4 – Ti–1,5Al–4,5Fe–4Mn. Нагрів до температури старіння зі швидкістю 0,25 K·s<sup>-1</sup>.

Fig. 4. Change in  $\alpha$ -phase amount depending on isothermal exposure at 811 K for alloys: 1 – Ti–1.5Al–4.5Fe–6.8Mo; 2 – Ti–4.3Fe–7.1Cr–3Al; 3 – Ti–1Fe–13Cr–3Al; 4 – Ti–1.5Al–4.5Fe–4Mn. Heating to the aging temperature with a rate of 0.25 K·s<sup>-1</sup>.

Рис. 5. Твердість сплавів за Віккерсом залежно від тривалості ізотермічної витримки при 811 К: ■ – Ti–4,3Fe–7,1Cr–3Al; ● – Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo; ○ – Ti–1,5Al–4,5Fe–4Mn; ◇ – Ti–1Fe–13Cr–3Al. Нагрів до температури старіння зі швидкістю 0,25 K·s<sup>-1</sup>.

Fig. 5. HV hardness of alloys depending on duration of isothermal exposure at 811 K: ■ – Ti–4.3Fe–7.1Cr–3Al; ● – Ti–1.5Al–4.5Fe–6.8Mo; ○ – Ti–1.5Al–4.5Fe–4Mn; ◇ – Ti–1Fe–13Cr–3Al. Heating to the aging temperature with a rate of 0.25 K·s<sup>-1</sup>.

**Аналіз дифузійної рухливості різних легувальних елементів.** Встановлену експериментально різницю у поведінці промислових метастабільних  $\beta$ -сплавів можна пояснити винятково різницею їх хімічного складу, зокрема, присутністю або відсутністю  $\beta$ -ізоморфного стабілізатора (молібдену) і співвідношенням між кількістю  $\beta$ -евтектоїдних стабілізаторів (залізо та хром). Для кількісної оцінки спільного впливу вмісту цих елементів на їх дифузію в багатокомпонентній матриці на основі титану, а також після заміни деяких легувальних елементів на інші розраховували коефіцієнти дифузії, використовуючи програмний комплекс DICTRA. Встановили, що при 811 К залізо в сплаві Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo має коефіцієнт дифузії  $D_{Fe} = 1,8 \cdot 10^{-16} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ , в той час як у сплаві Ti–4,3Fe–7,1Cr–3Al він становить  $6,5 \cdot 10^{-17} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ , в сплаві Ti–1Fe–13Cr–3Al дорівнює  $1,4 \cdot 10^{-17} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ . Тобто з заміною 6,8% молібдену на 7,1% хрому за одночасного збільшення вдвоє вмісту алюмінію (від 1,5 до 3,0%) дифузійна рухливість заліза зменшується в 2,7 рази. Зі зміною співвідношення вмісту заліза і хрому з 4,3/7,1 (сплав Ti–4,3Fe–7,1Cr–3Al) на 1/13 (сплав Ti–1Fe–13Cr–3Al) за відсутності молібдену коефіцієнт дифузії заліза зменшується вже в 4,6 рази. Зі зниженням температури до 573 К (що відповідає піку утворення  $\omega$ -фази на резистометричних кривих, рис. 2) ця різниця ще відчутніша: 4,1 рази та понад 10 разів, відповідно, після заміни молібдену хромом та зі зростанням співвідношення вмісту заліза і хрому на користь останнього. Ці результати нашоухують на думку, що з заміною в метастабільному  $\beta$ -сплаві молібдену на хром, а також зі збільшенням частки останнього пригнічується дифузійна рухливість заліза, що добре узгоджується з наведеними вище експериментальними даними про кінетику розпаду метастабільної  $\beta$ -фази (рис. 4 і 5).

Застосовуючи програмний комплекс DICTRA, порівняли дифузійну рухливість різних легувальних елементів (позначені нижче як “Me”) в умовному сплаві Ti–1,5Al–4,5Fe–Me. Встановили, що коефіцієнт дифузії заліза  $D_{Fe}$  при 811 K поступово зростає в такій послідовності: від від’ємних значень для сплаву з міддю (тобто за висхідної (“Up-hill diffusion”) його дифузії) до  $4 \cdot 10^{-19} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  для сплавів з ванадієм, і далі до  $6 \cdot 10^{-18} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  – для сплавів з хромом,  $2 \cdot 10^{-16} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  – з молібденом, до  $3 \cdot 10^{-16} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  – з ніобієм і танталом, до  $4 \cdot 10^{-16} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  – з марганцем, вольфрамом та оловом, до  $1 \cdot 10^{-15} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  – з нікелем, і до  $2 \cdot 10^{-15} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$  – з цирконієм. Це означає, що марганець, нікель та цирконій сильніше пришвидшують дифузійні процеси під час старіння, ніж хром у титанових метастабільних  $\beta$ -сплавах (також легованих 1,5% Al та 4,5% Fe), оскільки забезпечують інтенсивніший розпад метастабільної  $\beta$ -фази, а отже, і менші витрати для цієї операції. Керуючись принципом “економної легованості”, обрали 4,0% марганцю, що достатньо для стабілізації під час гартування метастабільної  $\beta$ -фази [12, 15], і є еквівалентним 6,8% молібдену для виготовлення нового дослідного сплаву.

**Експерименти з дослідним сплавом.** Сплаву Ti–1,5Al–4,5Fe–4Mn після вальцювання, обробки на твердий  $\beta$ -розчин і гартування у воді притаманний однофазний метастабільний  $\beta$ -стан зі середнім розміром зерен близько 280 nm, проте, на відміну промислових сплавів, він має добре розвинену сітку субзеренних меж (рис. 6a). За подальшої ізотермічної витримки метастабільна  $\beta$ -фаза (див. рис. 4) розпадається помітно швидше, ніж у сплавах Ti–4,3Fe–7,1Cr–3Al та Ti–1Fe–13Cr–3Al, проте подібно, як у сплаві Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo. Під час нагрівання з достатньо низькою швидкістю (окремою для кожного  $\beta$ -сплаву) вона у цих сплавах розпадається з утворенням проміжної  $\omega$ -фази. За нагрівання нового сплаву, який містив марганець, зі швидкістю  $0,25 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$  жодних змін фазового складу не зафіксовано до температури  $\sim 660 \text{ K}$  (рис. 7, крива 1). Можливо, що це наслідок недостатньої чутливості рентгенівського методу до малої частки  $\omega$ -фази, яка могла утворитися. Проте формування проміжної мартенситної  $\alpha'$ -фази, яка, судячи з ширини відповідного рефлексу, володіла мінливим хімічним складом, спостерігали на стадії, що передувала утворенню часток стабільної  $\alpha$ -фази (рис. 7, крива 2). Відразу ж з досягненням температури ізотермічної витримки під час старіння (811 K) зареєстрували велику кількість  $\alpha$ -фази (рис. 7, крива 3). Подібне швидке виділення  $\alpha$ -часток підтвердили також результати вимірювання твердості (див. рис. 5) – інтенсивне зростання в дуже вузькому інтервалі ізотермічної витримки, як і для сплаву Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo. Підвищену проти всіх інших (промислових) сплавів міцність експериментального сплаву для всього періоду тривалості старіння можна пояснити дещо більшим вмістом у ньому кисню (0,17 wt.%), що є наслідком методу його виготовлення. Проте беззаперечна причина максимальної міцності на початкових стадіях старіння (на перших 0,3... 0,6 ks) та ж сама, що і для сплаву Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo, – утворення надзвичайно дисперсної суміші  $\alpha'$ - і  $\alpha$ -фаз [12], але це явище потребує додаткового детального вивчення методами просвічувальної електронної мікроскопії.

Порівнянням твердості встановлено, що сплави, система легування  $\beta$ -стабілізувальними елементами яких базувалася на комбінаціях залізо + молібден (Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo), або залізо + марганець (дослідний сплав Ti–1,5Al–4,5Fe–4Mn), зістарювалися за однією схемою: стрімке зростання твердості на початковому етапі (формування дисперсних мартенситних фаз) та подальше її монотонне зниження внаслідок утворення стабільної  $\alpha$ -фази та її коагуляції. Водночас в обох сплавах, легованих лише  $\beta$ -ізоморфними стабілізаторами залізом і хромом, монотонно росте твердість в усьому дослідженому інтервалі ізотермічних витримок, тобто розпад метастабільної  $\beta$ -фази уповільнений. Це явище, можливо, є наслід-

ком виявленої під час обрахунків коефіцієнтів дифузії конкуренції між цими легувальними елементами, в результаті якої хром гальмує дифузію заліза.

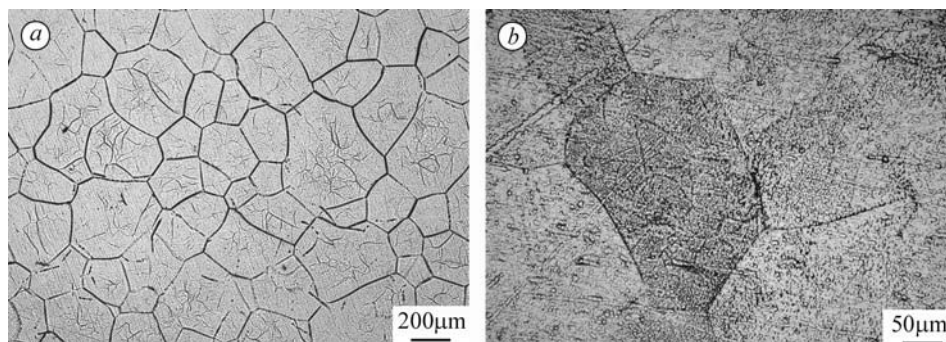
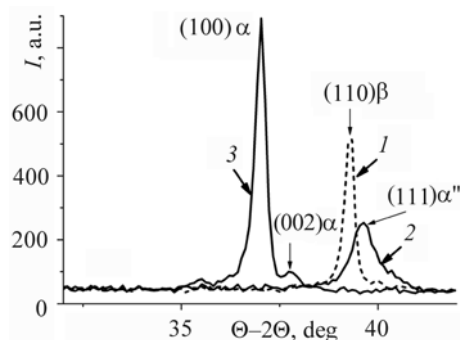


Рис. 6. Мікроструктура сплаву Ti-1,5Al-4,5Fe-4Mn, обробленого на твердий β-розчин і загартованого у воді (а), а також зістареного при 811 К упродовж 28,8 ks (b).

Fig. 6. Microstructure of Ti-1.5Al-4.5Fe-4Mn alloy, treated for β-solid solution and water-quenched (a), and also aged at 811 K for 28.8 ks (b).

Рис. 7. Рентгенівські дані, отримані для дослідного сплаву Ti-1,5Al-4,5Fe-4Mn за неперервного нагрівання зі швидкістю  $0,25 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  до 604 (1), 667 (2) та 811 К (3).

Fig. 7. X-ray data obtained for the investigated Ti-1.5Al-4.5Fe-4Mn alloy during continuous heating with the rate of  $0.25 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  to 604 (1), 667 (2) and 811 К (3).



Слід зауважити, що внутрішньозеренна мікроструктура дослідного сплаву навіть після старіння при 811 К упродовж 28,8 ks, подібно до інших сплавів [14], була настільки дисперсною, що не виявлялася методами світлової мікроскопії (рис. 6b).

## ВИСНОВКИ

Виявлено, що процеси старіння економно-легованих метастабільних титанових β-сплавів повністю залежать від типу і кількості легувальних елементів, що стабілізують β-фазу. Причому хром уповільнює дифузію іншого β-евтектоїдного стабілізатора – заліза, яке в чистому титані має найвищий коефіцієнт дифузії. Результатом цього є порівняно повільний розпад метастабільної β-фази під час старіння у сплавах, легованих залізом і хромом, проти тих, де β-фаза стабілізується парами залізо + молібден, або залізо + марганець. Таким чином, система Ti-Al-Mo-Mn – перспективна для розробки нових титанових сплавів метастабільного β-класу, оскільки тут використовують найменш вартісні легувальні елементи, і скорочується тривалість подальшої термічної обробки, а отже, загальні витрати для виготовлення різноманітних виробів.

**РЕЗЮМЕ.** С использованием трех промышленных экономно-легированных титановых метастабильных β-сплавов (TiMETAL-LCB: Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo; Ti-4,3Fe-7,2Cr-3Al и Ti-1Fe-13Cr-3Al) исследовано влияние отдельных легирующих элементов на кинетику распада закаленной от температур однофазной β-области метастабильной β-фазы при старении. Выявлена роль в этих процессах молибдена, железа и хрома, а также разной комбинации содержания двух последних. Полученные экспериментальные результаты сопоставлены с расчетами, выполненными при помощи комплекса программ DICTRA.

Предложена новая композиция экономно-легированного титанового  $\beta$ -сплава, в котором за основу взят сплав TIMETAL-LCB с заменой молибдена на эквивалентное количество марганца. Установлена его перспективность для практического применения.

*SUMMARY.* Employing three commercial titanium low-cost metastable  $\beta$ -alloys (TIMETAL-LCB: Ti-1.5Al-4.5Fe-6.8Mo, Ti-4.3Fe-7.2Cr-3Al, and Ti-1Fe-13Cr-3Al) a comparative study of their metastable  $\beta$ -phase aging response was performed and obtained results were analyzed in terms of different chemical composition. The role of some alloying elements, namely, molybdenum, iron and chromium, as well as its different combinations of the last two were evaluated. Obtained experimental data were compared with the ones performed using DICTRA software. Basing on these results a new composition of titanium low cost beta-alloy, basing on TIMETAL-LCB composition in which molybdenum was substituted by equivalent amount of manganese, was proposed. Its prospects for partial application are established.

*Автори дякують к.т.н. Д. Г. Саввакіну та к.ф.-м.н. В. І. Бондарчуку за виготовлення напівфабрикату експериментального сплаву та допомогу в обрахунках за програмою DICTRA.*

1. *Bania P. J.* Beta Titanium Alloys and their Role in the Titanium Industry // Beta-Titanium Alloys in the 90's. – TMS Publications, Warrendale, PA, 1993. – P. 3–14.
2. *Eylon D.* Beta-titanium alloys – an Overview // Proc. 3<sup>rd</sup> Japan Int. SAMPE Symp. – SAMPE, Tokyo, 1993. – P. 1588–1595.
3. *Comparative study of the mechanical properties of high-strength beta-titanium alloys / O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, Yu. V. Matviychuk et al. // J. of Alloys and Comp. – 2008. – 457. – P. 296–309.*
4. *Markovsky P. E. and Ikeda M.* Balancing of mechanical properties of Ti-4.3Fe-7.1Cr-3.0Al using thermomechanical processing and rapid heat treatment // Mat. Trans. JIM. – 2005. – № 7. – P. 1515–1524.
5. *Microstructure and tensile properties of Ti-Fe-Cr alloys / M. Ikeda, S. Komatsu, K. Inoue et al. // Mat. Sci. and Technology. – 2000. – 16. – P. 605–608.*
6. *Influence of aluminum addition on tensile properties and aging behavior of Ti-Fe-Cr-Al alloys / M. Ikeda, S. Komatsu, M. Ueda et al. // Proceed. of the Fourth Pacific Rim Int. Conf. on Advanced Materials and Processing (PRICM4) / Eds. by S. Hanada, Z. Zhong, S. W. Nam, and R. N. Wright. – Sendai: Japan Institute of Metals, 2001. – P. 213–216.*
7. *Markovsky P. E., Ikeda M., and Ogawa M. M.* Comparative study of different low-cost beta titanium alloys highly strengthened using cold deformation and rapid recrystallization approach // Proceed. of 11<sup>th</sup> World conf. on titanium / Eds. by M. Niinomi, S. Akiyama, M. Hagiwara et al. – Sendai: Japan Institute of Metals, 2007. – P. 933–936.
8. *Гриднев В. Н., Ивасишин О. М., Марковский П. Е.* Влияние скорости нагрева на температуру полиморфного превращения титановых сплавов различной легированности // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1985. – № 1. – С. 31–35.
9. *Engstroem A., Hoeglund L., and Agren J.* Computer simulation of diffusion in multiphase systems // Metall. and Mat. Trans. A. – 1994. – 25a. – P. 1127–1134.
10. *Ivasishin O. M. and Savvakina D. G.* The impact of diffusion on synthesis of high-strength titanium alloys from elemental powder blends // Key Engng. Mater. – 2010. – 436. – P. 113–121.
11. *Цвиккер У.* Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
12. *Кривоглаз М. А.* Строение ближнего порядка в металлических сплавах // Металлофизика. – 1984. – № 1. – С. 3–36.
13. *Федотов С. Г.* Метастабильные фазы в сплавах титана, механизм и кинетика их образования // Исследования металлов в жидком и твердом состояниях. – М.: Наука, 1964. – С. 207–238.
14. *Aging response of coarse- and fine-grained beta-titanium alloys / O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, S. L. Semiatin, and C. H. Ward // Mat. Sci. & Eng. A. – 2005. – 405. – P. 296–305.*
15. *Continuous cooling-transformation of beta-phase in binary titanium alloys / Y. C. Huang, S. Suzuki, H. Kaneko, and T. Sato // The science, technology and application of titanium / Eds. by R. I. Jaffee and N. E. Promisel. – Oxford: Pergamon Press, 1966. – P. 695–698.*

*Одержано 11.09.2012*