Metallophysics and Advanced Technologies
Металофіз. новітні технол.
Metallofiz. Noveishie Tekhnol.
2021, vol. 43, No. 10, pp. 1387–1399
https://doi.org/10.15407/mfint.43.10.1387
Reprints available directly from the publisher

© 2021 G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine
Published by license under
the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics–
N.A.S. of Ukraine Publishers imprint.
Printed in Ukraine.

AMORPHOUS AND LIQUID STATES

PACS numbers: 61.05.cp, 61.43.Er, 61.82.Bq, 62.20.-x, 64.60.My, 64.70.K-

Високотемпературні дослідження швидкозагартованих стопів Al–Fe–Nb

С. І. Мудрий, О. В. Швед

Львівський національний університет імені Івана Франка,
вул. Університетська, 1,
79000 Львів, Україна

Досліджено структурні зміни у разі нагріванні швидкозагартованих стопів системи Al–Fe–Nb ($Al_{90}Fe_7Nb_3$ і $Al_{93}Fe_4Nb_3$). За допомогою рентґенофазового аналізу підтверджено аморфну будову досліджуваних стопів, визначено її основні параметри та їхні зміни в інтервалі температур від 293 К до 893 К. Встановлено, що швидкозагартовані аморфні зразки у разі нагрівання кристалізуються у три стадії, які супроводжуються відповідними змінами фазового складу стопів та їхніх властивостей. Зокрема, встановлено, що зразки у аморфному стані володіють суттєво вищими значеннями мікротвердості, аніж їхні кристалічні аналоги.

Ключові слова: аморфні алюмінієві стопи, швидке гартування, кристалізація, розмір зерен, мікротвердість.

The structure variation at heating of rapidly cooled alloys of Al–Fe–Nb system ($Al_{90}Fe_7Nb_3$ and $Al_{93}Fe_4Nb_3$) has been studied. It is shown that quenched alloys are amorphous and the temperature dependence of diffraction patterns within temperature range from 293 to 893 K is analyzed. X-ray diffraction patterns allowed determining the main structure parameters and their temperature dependences. The three-stage mechanism of crystallization is established and phase content variation at heating is determined. It is found that the microhardness of amorphous alloys is significantly higher compared to the crystalline ones.

Corresponding author: Olena Vasylivna Shved
E-mail: olenkawved01@gmail.com

Ivan Franko National University of Lviv,
1 Universytets'ka Str., UA-79000 Lviv, Ukraine

Citation: S. I. Mudry and O. V. Shved, High-Temperature Investigation of Rapidly Quenched Al–Fe–Nb Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 10: 1387–1399 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.10.1387.

Key words: amorphous aluminium alloys, quenching, crystallization, grain size, microhardness.

(Отримано 8 жовтня 2018 р.; остаточн. варіант — 14 липня 2021 р.)

1. ВСТУП

Стопи на основі системи Al–Fe із вмістом Al більшим за 90% у аморфному та частково нанокристалізованому станах є перспективними конструкційними матеріалами завдяки своїй легкості, міцності, пластичності та можливості використання за високих температур [1, 2]. Додавання ніобію до таких стопів сприяє формуванню інтерметалідів, які підвищують твердість [3]. Крім цього, збагачені Al стопи системи Al–Fe–Nb характеризуються низькими модулями Юнга, високою мікротвердістю та стійкістю до корозії [4–6]. Повідомлено, що у системі Al–Fe–Nb в області 86–90 ат.% Al існує область легкої аморфізації стопів [5], причому аморфний стан таких матеріалів характеризується сильними ковалентними зв'язками між атомами перехідних металів і алюмінію із близьким до оточення ікосаедричних багатогранників у стопах Al–Fe–X, яке сприяє їхній високій термічній стабільності [7, 8].

Розчинність обох перехідних металів в алюмінії у рівноважних умовах незначна — для Nb максимальна 0,22 ат.% за 1448 К, а для Fe — 1,18 ат.% за температури 928 К. Проте, у разі швидкого гартування розчинність заліза може зростати до 8,4 ат.%, що супроводжується зменшенням параметра ґратниці ГЦК-Al до 4,012 нм [9]. Крім того, у нерівноважних умовах кристалізації стопів можуть утворюватись чотири метастабільні фази: орторомбічна Al_6Fe ($Cmcm$), моноклінна Al_xFe, тетрагональна Al_mFe, моноклінна Al_9Fe_2 ($P2_1/c$), причому в межах концентрацій Fe від 2,3 до 9,2 ат.% найбільш ймовірною є конкуренція двох фаз: метастабільної Al_6Fe та стабільної сполуки $Al_{13}Fe_4$. Швидкості охолодження, більші за 10 К/с, сприяють кристалізації метастабільної фази Al_6Fe, яка у разі наступної високотемпературної обробки може розпадатись на Al і $Al_{13}Fe_4$ [10].

Отже, методом надшвидкого гартування розтопів стопів алюмінію з перехідними металами можливе одержання пересичених твердих розчинів, метастабільних і квазікристалічних фаз. Проте, поки не існує однозначного тлумачення процесів структуроутворення у сильно нерівноважних умовах. Тому з метою вивчення процесів фазоутворення у потрійних стопах Al–Fe–Nb нами здійснено високотемпературні дослідження структурних перетворень стопів $Al_{90}Fe_7Nb_3$ і $Al_{93}Fe_4Nb_3$.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Аморфні стрічки стопів $Al_{90}Fe_7Nb_3$ і $Al_{93}Fe_4Nb_3$ товщиною 30 мкм одержували методом спінінгування розтопу із швидкістю 10^6 К/с на гартувальному обладнанні Словацького технічного університету (Slovak Technical University in Bratislava). Зразки із відповідним співвідношенням компонентів попередньо стоплювали в електродуговій печі в атмосфері очищеного арґону.

Дослідження структурних перетворень у разі нагрівання швидкозагартованих зразків здійснювали методом Х-променевої дифракції, використовуючи дифрактометри двох типів. За допомогою дифрактометра ДРОН-3 з високотемпературною вакуумною камерою УВД-2000 (CoK_α-випромінювання) одержано дифрактограми стопів у температурному інтервалі від 293 до 893 К із кроком вимірювання 15 К. Окремі дифрактограми для дослідження фазового складу стопів одержані на дифрактометрі STOE STADI P з лінійним позиційно-прецизійним детектором за схемою модифікованої геометрії Гіньє методом на проходження (Cu$K_{\alpha 1}$-випромінювання, інтервал кутів $6° \le 2\theta \le 110°$ із кроком 0,015°). Фазовий аналіз одержаних результатів проводили за допомогою програм PowderCell і FullProf [11].

Мікротвердість аморфних стопів вимірювали методом Віккерса за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3. Розраховували її значення за формулою:

$$H_v = \frac{1,8544P}{D^2}, \qquad (1)$$

де P — нормальне навантаження в [Н], прикладене до діамантової піраміди, D — довжина діагоналі відбитка [мм^2]. Для вимірювань використовували навантаження масою 49,4 г, індентор витримували на поверхні зразків протягом 15 с.

Морфологію загартованих та відпалених зразків стопу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ і їхній елементний склад досліджено методом сканувальної електронної мікроскопії, використовуючи мікроскоп REMMA-102-02 з енергодисперсійним рентґенівським спектрометром.

3. РЕЗУЛЬТАТИ І ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Структурні зміни у аморфних стопах $Al_{90}Fe_7Nb_3$ і $Al_{93}Fe_4Nb_3$

Криві інтенсивності швидкозагартованих стопів характеризуються дифузними максимумами, що вказують на наявність лише ближнього атомного упорядкування, тобто стопи перебувають у аморфному стані (рис. 1, *а*, *б*). Такий результат узгоджується із поперед-

німи дослідженнями цієї ділянки діаграми стану системи, у яких повідомлено про існування області легкої аморфізації у випадку вмісту в стопах 86–90 ат.% Al, а співвідношення вмістів Fe:Nb дорівнювала 2:4 [5].

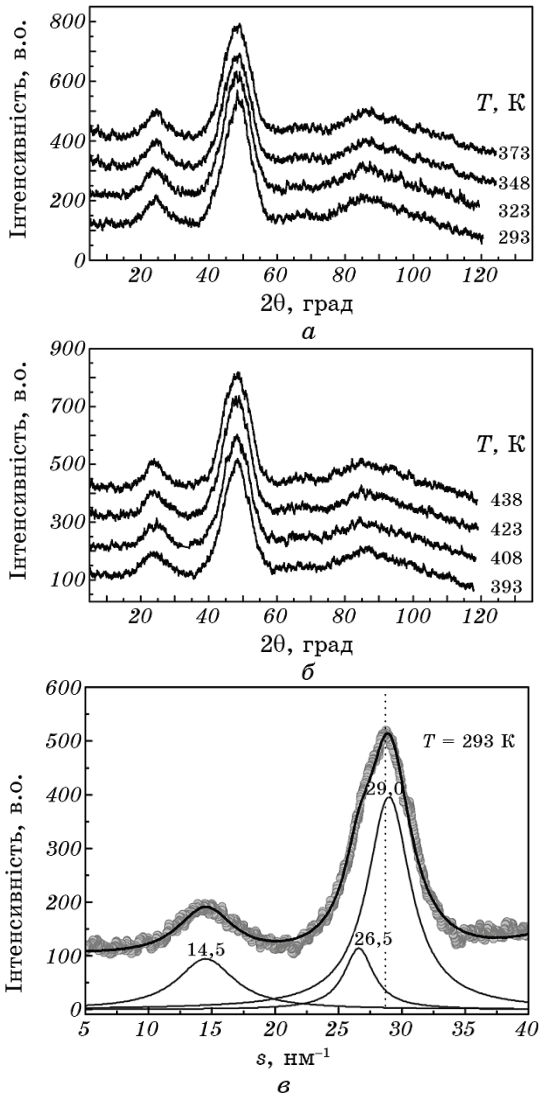


Рис. 1. Дифрактограми зразка складу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ у температурному інтервалі від кімнатної температури до 373 К (*а*, *б*) та за температури 393 К (*в*) ДРОН-3М.

Fig. 1. XRD patterns of the $Al_{93}Fe_4Nb_3$ sample in the temperature region from room temperature to 373 K (*а*, *б*) and at 393 K (*в*) DRON-3M.

Нагрівання стопу до 438 К не викликає значних структурних змін (рис. 1, *б*). Характерною особливістю дифрактограм є наявність достатньо інтенсивного дифузного максимуму, локалізованого за невеликих кутів розсіювання $2\theta \approx 25°$, у літературі відомого як «пре-пік». Його наявність свідчить про формування в аморфному стопі кластерів з сильною хемічною взаємодією різнорідних атомів, до того ж інтенсивність пре-піка є пропорційною до різниці розсіювальних здатностей компонентів стопу. Такий вигляд дифрактограм збагачених алюмінієм стопів системи Al–Fe–Nb вказує на пріоритетність атомних взаємодій Al–Fe та Al–Nb порівняно із Al–Al, що проявляється у посиленні ковалентної складової хемічного зв'язку і впорядкованого розміщення атомів у вигляді кластерів, побудованих із атомів Феруму в центрі і оточених атомами Алюмінію. Положення пре-піка та основного максимуму на кривих інтенсивностей є близьким до положень піків ікосаедричних фаз у системі Al–Fe–V [12], що може означати схожість структурного оточення атомів перехідних металів у таких стопах.

Положення такого пре-піка дає змогу визначити кореляційну відстань між атомами перехідних металів за формулою Еренфеста:

$$R = \frac{7{,}73}{s_0}, \tag{2}$$

де $s_0 = 4\pi\sin(\theta)/\lambda$ — положення пре-піка (в $нм^{-1}$). Розраховані з положень пре-піка та основного максимуму значення міжатомних відстаней обох стопів показано на рис. 2. Припускаємо, що значення *1* і *2*, розраховані за положенням першого основного максимуму,

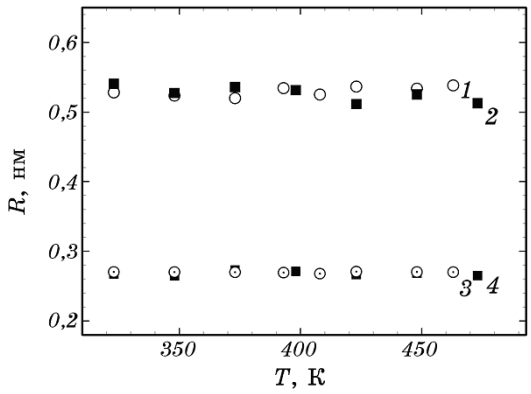


Рис. 2. Температурна зміна міжатомних відстаней у аморфних стопах $Al_{93}Fe_4Nb_3$(*1*, *3*) та $Al_{90}Fe_7Nb_3$ (*2*, *4*).

Fig. 2. Temperature dependences of the interatomic distances in amorphous $Al_{93}Fe_4Nb_3$ (*1*, *3*) and $Al_{90}Fe_7Nb_3$ (*2*, *4*) alloys.

вказують на відстані між атомами перехідних металів у стопах, а значення *3* і *4*, розраховані за положенням пре-піка, застосувавши формулу (2), вказують на довжину зв'язків між атомами перехідного металу та Алюмінію в утворених асоціатах. Значення цих відстаней в межах 0,25–0,28 нм залишаються практично незмінними у разі нагрівання і є близькими до міжатомних відстаней між алюмінієм і ніобієм у кристалічній сполуці Al_3Nb [13].

Отже, структурне оточення атомів перехідних елементів у аморфних стопах близьке до оточення у кристалічному стані. Тому можна припустити, що в аморфному стопі, завдяки особливостям технології його одержання, вже існують маленькі нанокристали, або, як запропоновано авторами роботи [14], вморожені центри кристалізації, які за певних умов стають зародками нанокристалічних фаз.

Із нагріванням зразка до температури вище за 380 К на фоні дифузних максимумів аморфної фази починають проявлятися дифракційні піки нанокристалічного алюмінію у разі величини хвильового вектора 29,0 $нм^{-1}$ (рис. 1, *в*). За півширино̀ю максимумів алюмінію розраховано розмір кристалітів, використовуючи рівняння Шеррера–Лауе–Селякова:

$$D_V = K \frac{\lambda}{\beta \cos \theta}. \qquad (3)$$

Помітно (рис. 3, *а*), що розмір кристалітів у разі підвищення температури відпалу зростає до свого максимального значення 16,5 нм за температури відпалу 650 К. Об'ємна частка алюмінію розрахована в інтервалі від кімнатної температури до 650 К за співвідношенням:

$$X = \frac{A_{\text{Al}}}{A_{\text{Al}} + A_{\text{ам}}}, \qquad (4)$$

де A_{Al} — інтеґральна площа рефлексів алюмінію, $A_{\text{ам}}$ — площа, що відповідає аморфній фазі. Температурну залежність об'ємної частки кристалітів X показано на рис. 3, *б*. Помітно різке лінійне зростання вмісту нанокристалізованого алюмінію із підвищенням температури в діапазоні від 435 до 535 К. За температури 550 К відбувається насичення стопу алюмінієм за максимальної об'ємної частки нанокристалічного алюмінію ~70%. Зрозуміло, що формула (4) не є абсолютно точною, але вона все-таки дає змогу одержати достатньо коректні результати.

У швидкозагартованих стопах $Al_{90}Fe_7Nb_3$ і $Al_{93}Fe_4Nb_3$ відсутні тверді розчини алюмінію. Параметри елементарної комірки Al, розраховані у досліджуваному температурному інтервалі, змінюються в межах 0,4051–0,4056 нм. Ці значення є дещо більшими за ана-

логічний параметр елементарної комірки алюмінію, який становить 0,40496 нм.

Це явище може бути пов'язане з особливостями будови рідких стопів і її зміни в процесі швидкого охолодження. Зокрема у розтопі найімовірнішим є статистичний атомний розподіл або близький до нього структурний стан. У такому випадку сусідами атомів Алюмінію є атоми Феруму та Ніобію, які у разі швидкого охолодження не встигають продифундувати у більш вигідні з термодинамічної і кристалографічної точок зору місця і тому залишаються у пустотах ґратниці алюмінію. Оскільки ті пустоти є дещо замалими, то відбувається розширення ґратниці і як наслідок збільшення її параметра.

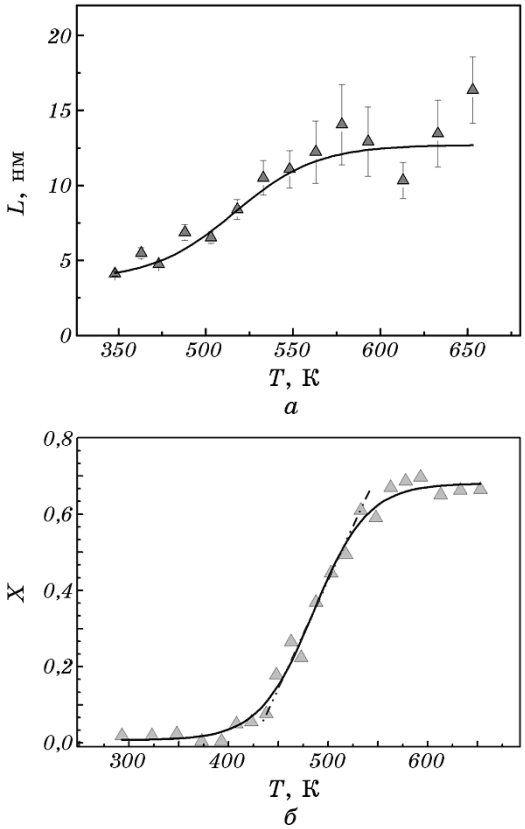


Рис. 3. Температурні залежності розмірів зерен алюмінію (*а*) та його об'ємної частки (*б*) у стопі складу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ в інтервалі температур від 290 до 650 К.

Fig. 3. Temperature dependences of Al grain size (*a*) and their volume fraction in $Al_{93}Fe_4Nb_3$ alloy (*б*) in the range from 290 to 650 K.

3.2. Високотемпературні фазові перетворення у стопі $Al_{93}Fe_4Nb_3$

З метою вивчення високотемпературної поведінки стопів здійснювали відпал протягом 75 хвилин за різних температур. Час відпалу вибирали з урахуванням відомих літературних даних про термічну обробку потрійних стопів Al–Fe–Nb(V) [15]. У процесі нагрівання стопів спостерігали три етапи перетворень, які продемонстровано на прикладі фазового аналізу дифрактограм стопу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ (рис. 1, *в* та 4, *а*, *б*).

Перший етап пов'язаний із початком кристалізації алюмінію у матриці аморфної фази (рис. 1, *в*). Нагрівання обох зразків до ~650 К сприяє подальшому впорядкуванню структури і виділенню з амор-

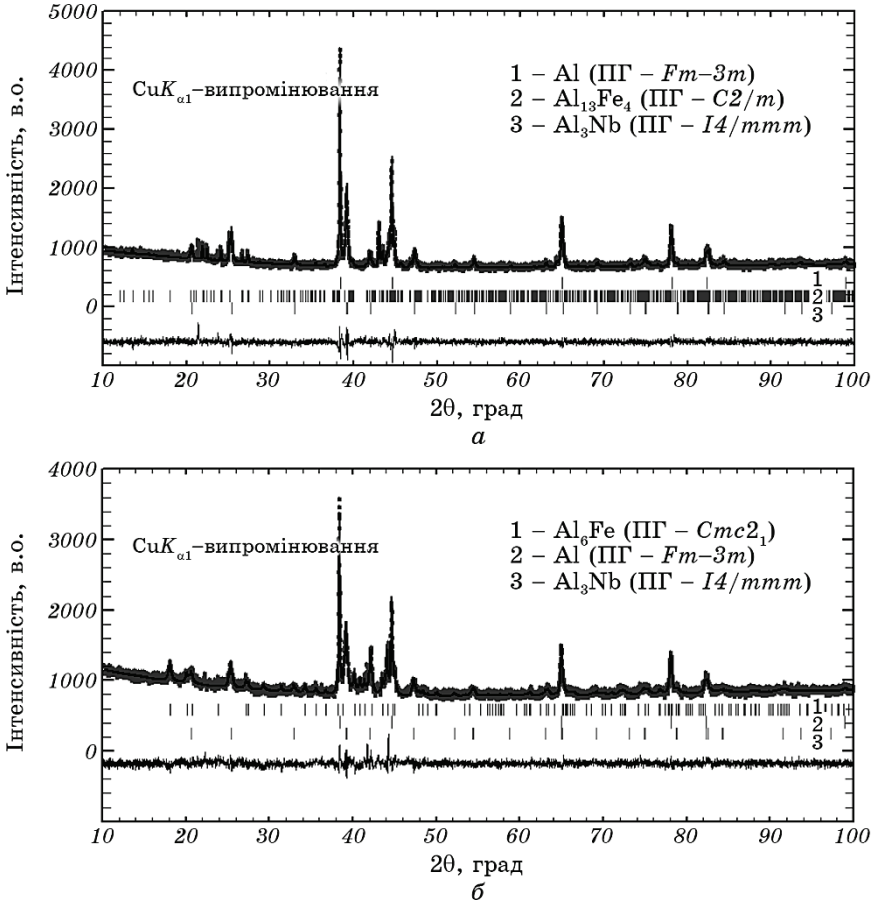


Рис. 4. Дифрактограми зразка складу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ після відпалу за температур 653 К (*а*) та 733 К (*б*).

Fig. 4. XRD patterns of $Al_{93}Fe_4Nb_3$ alloy, annealed at 653 K (*а*) and 733 K (*б*).

фної ще двох кристалічних фаз (рис. 4, *а*): метастабільної сполуки Al_6Fe та інтерметаліду з кубічною структурою Al_3Nb, в якому виявлено часткове заміщення позиції Al атомами Fe, причому вміст метастабільної фази є найбільшим. За температури 653 К розміри зерен кристалітів алюмінію, розраховані за формулою (3), демонструють подальше різке зростання до 46,7 нм.

Відпал за температури 733 К ініціював різку зміну фазового складу стопу і головною фазою став нанокристалічний алюміній. Це можна помітити із підвищення інтенсивностей його рефлексів (рис. 4, *б*). Підвищення температури відпалу викликає ріст зерен алюмінію (табл. 1). Другою фазою стає стабільна сполука із моноклінною структурою $Al_{13}Fe_4$. Такі зміни свідчать про те, що відбувся розпад метастабільної фази за схемою $Al_6Fe \rightarrow Al + Al_{13}Fe_4$ і стоп перейшов у рівноважний стан. Подальше нагрівання стопу до 893 К не веде до фазових змін, а тільки сприяє підвищенню ступеня кристалічності зразка.

Попередні дослідження кристалізації аморфного стопу $Al_{90}Fe_7Nb_3$ виявляють деякі суперечності. Аудеберт зі співавторами [16] виявили тільки дві стадії кристалізації, без утворення метастабільної фази. Пізніше у роботі [15] методами Х-променевої дифракції та месбауерівської спектроскопії було встановлено, що процес кристалізації стабільних фаз має чотири стадії, причому за температури 725 К метастабільна фаза розпадається з утворенням $Al_{13}Fe_4$, що як виявилось добре узгоджується із результатами наших досліджень.

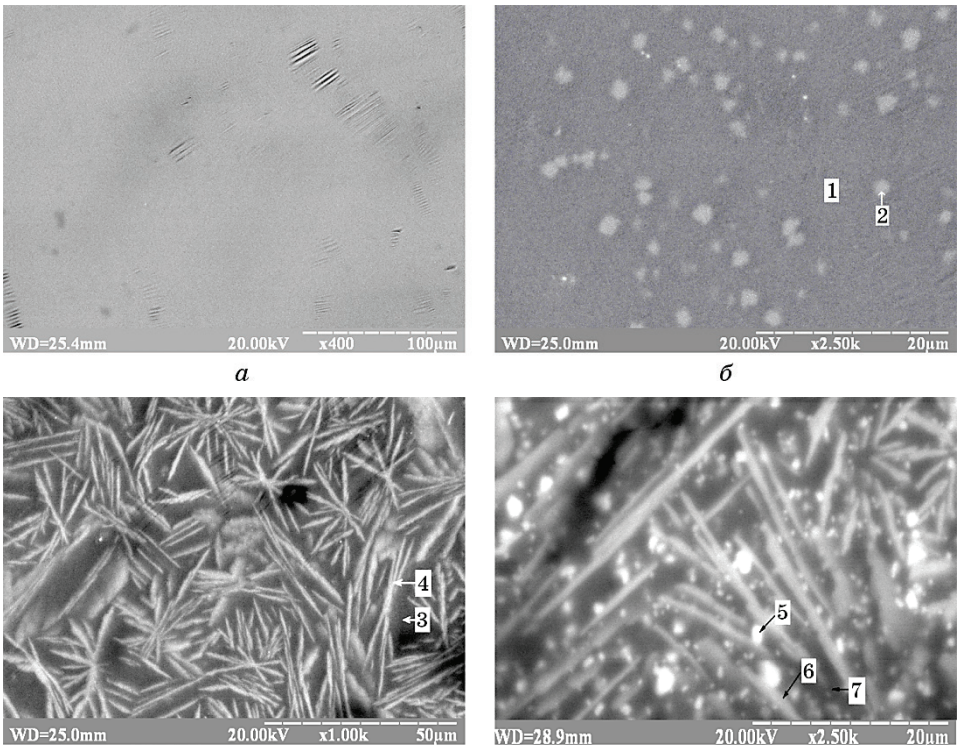
ТАБЛИЦЯ 1. Фазовий склад стопу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ за різних температур відпалювання.

TABLE 1. Phase composition of the $Al_{93}Fe_4Nb_3$ alloy, annealed at different temperatures.

Температура відпалу, К	Фазовий склад стопу, %	Розмір зерен фаз, нм
653	Al_6Fe (49), Al (33), Al_3Nb (18)	46,7
733	Al (47), $Al_{13}Fe_4$ (35), Al_3Nb (18)	49,4 44,0 22,6
813	$Al_{13}Fe_4$, Al, Al_3Nb	50,0 60,0 37,0
893	$Al_{13}Fe_4$, Al, Al_3Nb	65,0 93,3 63,3

Стоп $Al_{93}Fe_4Nb_3$ проаналізовано методом сканувальної електронної мікроскопії у загартованому стані та після відпалу за різних температур. Помітно (рис. 5), що після відпалу за температури 653 К на фоні сірої аморфної матриці з'являються вкраплення світло-сірої фази (рис. 5, *б*, *в*). Це, очевидно, вказує на кристалізацію фази із вищим вмістом перехідного металу.

Елементний аналіз у світліших ділянках показує, що вміст алюмінію в новій фазі становить 85,6 ат.% (табл. 2), що є дуже близьким до його вмісту у виявленій нами методом Х-променевої дифракції метастабільної фази Al_6Fe (85,7% Al). Крім того, за даними аналізу (табл. 2) можна зробити висновок, що частина атомів Fe у структурі сполуки заміщена атомами Nb. У разі подальшого підвищення температури (рис. 5, *в*) спостерігається перетворення фази у сполуку, яка відображається світлими голкоподібними утвореннями 4 на сірому фоні і за елементним вмістом близька до фази



а *б* *в* *г*

Рис. 5. Морфологія вихідного (*а*) та відпаленого зразка $Al_{93}Fe_4Nb_3$ за температур 653 К (*б*), 733 К (*в*), 893 К (*г*).

Fig. 5. Morphology of the original (*a*) and annealed $Al_{93}Fe_4Nb_3$ sample at 653 K (*б*), 733 K (*в*), 893 K (*г*).

ТАБЛИЦЯ 2. Елементний аналіз стопу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ до і після відпалу (1)–(7) — хемічний склад елементів структури у мікрообластях, позначених відповідно на рис. 5.

TABLE 2. Elemental analysis of the $Al_{93}Fe_4Nb_3$ alloy before and after annealing (1)–(7)—chemical composition of the structural elements in microregions, indicated in Fig. 5.

	Вміст металу, ат.%		
	Al	Fe	Nb
$Al_{93}Fe_4Nb_3$	88,413	7,887	3,700
(1)	88,222	7,474	4,304
(2)	85,575	10,176	4,249
(3)	95,5	2,5	2,0
(4)	78,1	21,9	–
(5)	75,67	–	24,33
(6)	80,4	17,9	1,7
(7)	94,6	2,3	3,1

Al_3Fe. За максимальної температури відпалу (рис. 5, *г*) розміри зерен фази закономірно зростають та, крім того, з'являється нова фаза 5 на рис. 5, яка за складом близька до сполуки Al_3Nb. Одержані результати добре узгоджуються із даними Х-променевої дифракції за винятком фази Al_3Nb, яка дифрактометрично виявлена уже за температури 653 К, а була помічена на РЕМ зображенні лише за температури 893 К. Така відмінність може бути спричинена тим, що кристали Al_3Nb формуються в об'ємі стопу і існують в незначній кількості, а у разі підвищення температури відпалу проявляються на поверхні. Дані ж Х-променевої дифракції відображають інформацію від великої частини об'єму стопу.

Інтеґральну мікротвердість у процесі фазових перетворень для відпаленого за різних температур стопу складу $Al_{93}Fe_4Nb_3$ досліджено методом Віккерса. Розраховані за формулою (1) значення подано у табл. 3. Порівняння значень мікротвердостей, одержаних

ТАБЛИЦЯ 3. Інтеґральна мікротвердість стопу $Al_{93}Fe_4Nb_3$.

TABLE 3. Integral microhardness of the $Al_{93}Fe_4Nb_3$ alloy.

Умови обробки	Інтеґральна мікротвердість за Віккерсом, МПа
Вихідний (литий) стоп	640
Загартований (аморфний)	1900
Відпалений за 653 К	720
733 К	535
813 К	850
893 К	855

для стопу, відпаленого за різних температур, вказує, що найвище її значення стоп виявляє у аморфному стані, а кристалізація зразка під час відпалу супроводжується різким спадом мікротвердості. Мікротвердість набуває мінімального значення для зразків, відпалених за температури 733 К. Це може бути пов'язано із процесом розпаду метастабільної фази на стабільну та алюміній, який за літературними даними відбувається за температури 725 К [15]. За вищих температур відпалу, коли фазове перетворення вже відбулось, мікротвердість підвищується та залишається практично незмінною за відсутності структурних змін у стопі (за температури 893 К).

Як відомо, нанокристалізація алюмінію у аморфній матриці стопу різко підвищує мікротвердість. З аналізу попередніх літературних даних випливає, що підвищення механічних властивостей стопів спостерігається тільки за підвищення вмісту нанокристалітів у аморфній матриці до 25% [16]. Очевидно, що формування такого аморфно-нанокристалічного композиту, який мав би володіти найвищими параметрами твердості, за умов експерименту неможливе внаслідок швидкого росту нанокристалів до мікронних розмірів.

4. ВИСНОВКИ

Поєднанням методів високотемпературної Х-променевої дифракції та сканувальної електронної мікроскопії досліджено структурні перетворення у швидкозагартованих стопах $Al_{90}Fe_7Nb_3$ та $Al_{93}Fe_4Nb_3$. Виявлено формування у стопах асоціатів із сильним ковалентним зв'язком між атомами перехідного елемента та Алюмінію із довжиною зв'язків, близькою до міжатомних відстаней Al–Nb у метастабільній фазі Al_3Nb. Встановлено, що кристалізація одержаних аморфних фаз має три етапи: 1 — часткова нанокристалізація ГЦК-Al, 2 — евтектоїдний розпад аморфної фази на Al + Al_6Fe, 3 — розпад метастабільної фази Al_6Fe на Al + $Al_{13}Fe_4$. Виявлено, що стоп $Al_{93}Fe_4Nb_3$ володіє найвищим значенням інтеґральної мікротвердості у аморфному стані.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. M. Palm, *Int. J. Mater. Res.*, **100**, No. 3: 277 (2009).
2. A. Inoue, *Prog. Mat. Sci.*, **43**: 365 (1998).
3. E. Fazakas, S. N. Kane, K. Lazar, and L. K. Varga, *ISIAME 2008* (Berlin, Heidelberg: Springer: 2009), p. 119.
4. D. M. Dimiduk, M. G. Mendiratta, D. Banerjee, and H. A. Lipsitt, *Acta Metall.*, **36**, No. 11: 2947 (1988).
5. D. G. Morris, L. M. Requejo, and M. A. Munoz-Morris, *Scr. Mat.*, **54**, No. 3: 393 (2006).

6. F. Audebert, A. García Escorial, and H. Sirkin, *Scr. Mat.*, **36**, No. 4: 405 (1997).
7. F. Audebert, S. M. Vázquez, A. Gutiérrez, I. Vergara, G. Alvarez, A. García Escorial, and H. Sirkin, *Mat. Sci. Forum*, **269**: 837 (1998).
8. F. Audebert, M. Galano, and F. Saporiti, *J. Alloys Compd.*, **615**: 621 (2014).
9. L. F. Mondolfo, *Aluminium Alloys: Structure and Properties* (London: Butterworths: 1976).
10. A. N. Belov, D. G. Eskin, and A. A. Aksenov, *Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys* (Elsevier Science: 2005).
11. J. Rodriguez-Carvajal and T. Roisnel, *FullProf.98 and WinPLOTR New Windows 95/NT Applications for Diffraction, in Commission for Powder Diffraction, International Union of Crystallography*, *Newsletter 20* (May–August, 1998).
12. H. Chen, Q. Wang, Y. Wang, J. Qiang, and Ch. Dong, *Philos. Mag.*, **90**, Iss. 30: 3935 (2010).
13. J. L. Jorda, R. Flukiger, and J. Muller, *J. Less-Common Metals*, **75**, No. 2: 227 (1980).
14. V. I. Lysov, T. L. Tsaregradskaya, O. V. Turkov, and G. V. Saenko, *Russian Journal of Physical Chemistry A*, **91**, No. 12: 2322 (2017).
15. J. Sitek and J. Degmová, *Hyperfine Interact.*, **165**, No.1: 121 (2005).
16. A. L. Greer, *Science*, **267**: 1947 (1995).