УДК № 669.017

Структура сплавів системи Nb—Mo—B в області Nb—NbB—MoB—Mo

О. А. Потажевська, А. А. Бондар, Л. А. Дума,
О. І. Довбенко, В. Б. Соболєв*, Т. Я. Великанова

*Технічний центр НАН України, Київ

Литі та відпалені сплави з вмістом бору до 50% (ат.) досліджено рентгенівським фазовим аналізом і скануючою (растровою) електронною мікроскопією з локальним рентгеноспектральним аналізом. Температури початку плавлення виміряно пірометрично методом Пірані—Альтертума. За отриманими експериментальними результатами вперше побудовано проекцію поверхні солідуса системи Nb—Mo—B в області Nb—NbB—MoB—Mo. Знайдено, що борид (Nb_3B_2) стає стабільним на поверхні солідуса при розчиненні в ньому понад 9,5% (ат.) Mo і склади між $(Nb_{0,84}Mo_{0,16})_3B_2$ та $(Nb_{\sim 0,3}Mo_{\sim 0,7})_3B_2$ кристалізуються із розплаву. Борид (Nb_3B_2) утворює високодисперсні евтектики (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) і (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) + (Mo_2B).

Ключові слова: *B—Mo—Nb, фаза, солідус, борид, евтектика.*

Вступ

Система Nb—Mo—B перспективна для розробки нових жароміцних та жаростійких матеріалів. Літературні дані про фазові рівноваги в цій системі обмежені. В роботі [1] вивчено ізотермічний переріз при 1400 °C, частина якого наведена на рис. 1, на основі даних рентгенівського фазового аналізу (метод порошку, CrK_α-випромінювання). Досліджено зразки 70 складів, приготовлені з порошків ніобію (99,5% (мас.) Nb), молібдену (99,98% (мас.) Mo) та бору (99,3% (мас.) B). Попередньо спечені пресовки переплавляли в дуговій печі і відпалювали у вакуумі при 1400 °C впродовж 50 год. Потрійні сполуки не були знайдені. На ізотермічному перерізі представлено фазові рівноваги, утворені фазами на основі компонентів та бінарних боридів (табл. 1). Розчинність молібдену в боридах ніобію Nb_3B_2 і NbB при 1400 °C досягає 40% (ат.), а ніобію — 10% (ат.) в Mo_2B і 5% (ат.) в α-MoB.

Автори роботи [4] отримали термодинамічний опис системи Nb—Mo—B на основі даних [1] про фазові рівноваги при 1400 °C, використовуючи також першопринципні розрахунки. Термодинамічний розрахунок фазових рівноваг у потрійній системі проведено в температурному інтервалі від 1400 °C до температури ліквідуса. За отриманими результатами розрахунків, борид (Nb_3B_2), який у подвійній системі Nb—B утворюється в твердому стані, у потрійній системі кристалізується із розплаву; ізоструктурні бориди NbB і β-MoB утворюють неперервний ряд твердих розчинів.

Мета даної роботи — експериментальне дослідження структури литих та відпалених при субсолідусних температурах металоборидних сплавів системи Nb—Mo—B та побудова проекції поверхні солідуса в області з вмістом бору до 50% (ат.).

© О. А. Потажевська, А. А. Бондар, Л. А. Дума, О. І. Довбенко,
В. Б. Соболєв, Т. Я. Великанова, 2012

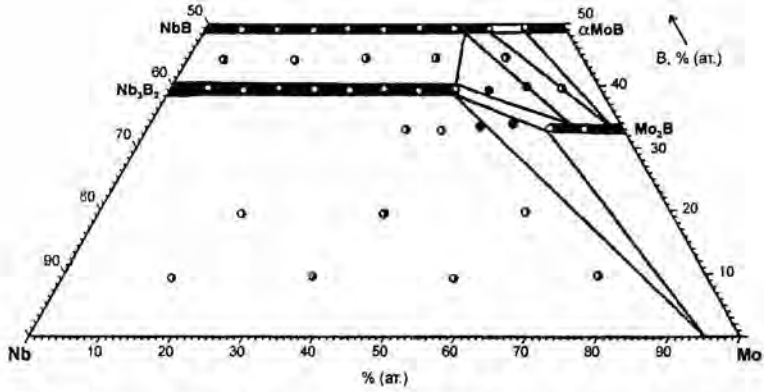

Рис. 1. Ізотермічний переріз при 1400 °С діаграми стану системи Nb—Mo—B в області Nb—NbB—MoB—Mo [1]: ○, ◑ і ● — одно-, дво- і трифазні зразки відповідно.

Т а б л и ц я 1. Кристалографічна характеристика фаз системи Nb—Mo—B

Фаза	Символ Пірсона	Просторова група	Прототип	Періоди ґратки, пм			
				a	*b*	*c*	Посилання
(Nb, Mo) Nb Mo	*cI*2	$Im\bar{3}m$	W	 330,04 314,70			[2]
Mo_2B	*tI*12	*I*4/*mcm*	Al_2Cu	554,80		474,06	[3]
Nb_3B_2	*t*P10	*P*4/*mbm*	U_3Si_2	619,79		329,26	[3]
α-MoB	*tI*16	$I4_1/amd$	α-MoB	310,68		1696,18	[3]
(Nb, Mo)B NbB β-MoB	*o*C8	*Cmcm*	CrB	 329,74 314,0	 872,38 848,9	 316,69 307,1	 [3] [3]

Діаграми стану подвійних систем, що обмежують потрійну, побудовано достатньо надійно. Молібден та ніобій утворюють неперервний ряд твердих розчинів [2]. Діаграма стану системи Mo—B взята нами із робіт [2, 3, 5, 6] (версії у цих роботах подібні), а системи Nb—B — із [7]. Слід відмітити, що у відомих довідниках [2, 6] наведена застаріла версія діаграми стану системи Nb—B за результатами роботи [8], яка поступається за чистотою зразків та методами досліджень пізнішим (насамперед, роботі [9], що взята за основу в [3, 7]).

Вихідні матеріали і методи досліджень

Сплави плавили в дуговій печі з вольфрамовим електродом, що не витрачається, на мідному поду в середовищі аргону. Вихідними матеріалами були прутковий молібден (домішки, % (мас.): 0,01 Fe, 0,002 Al, 0,002 Ni, 0,003 Si, 0,005 Ca + Mg, 0,004 C, 0,002 O), ніобій НбШ-00 (домішки, % (мас.): 0,05 Ta, 0,02 Fe, <0,03 N, <0,03 C, <0,03 O, 0,009 Ti та 0,009 Si) і

порошок бору (домішки, % (мас.): 1,39 O, 0,02 C, <0,03 N і <0,03 H). Перед шихтуванням порошок бору пресували та відпалювали при 1500 °C впродовж години у вакуумі для того, щоб позбутися летких домішок. Сплави шихтували з лігатур: $Mo_{30}B_{70}$, $Mo_{78}B_{22}$, $Nb_{81}B_{19}$ та $Nb_{43}B_{57}$, які отримали дуговою плавкою в тих же умовах, що і сплави. Для забезпечення однорідності зливки подрібнювали та плавили вдруге. Зважаючи на невелику втрату маси при плавці — менше 0,3% (мас.) та введення бору, легкого елемента, у вигляді лігатур, склад сплавів прийняли за складом шихти.

Хімічний аналіз (відновна екстракція в нікелевій ванні з подальшою хроматографічною ідентифікацією) лігатур і сплавів показав, що вони містять 0,05—0,09% (мас.) кисню, а вміст азоту і водню не перевищує поріг чутливості — ~0,003% (мас.). Вміст вуглецю становив 0,03—0,04% (мас.).

Литі сплави та зразки, відпалені при субсолідусних температурах, дослідили методами рентгенівського фазового аналізу (РФА) і скануючої (растрової) електронної мікроскопії (СЕМ) з локальним рентгеноспектральним аналізом (ЛРСА). Температури початку плавлення вимірювали пірометрично методом Пірані—Альтертума [10], використовуючи пірометр ЭОП-68. Його інструментальна похибка в інтервалі 1400—2000 °C становить ±4,0 °C і при 2000—3000 °C — ±12 °C. Субсолідусні відпали здійснювали впродовж 1 год в середовищі аргону відразу після пірометричних вимірів, які тривали від 30 хв до 1 год, при температурах, що на 30—50 °C нижче температур початку плавлення. Швидкість охолодження становила ~200 °C/с.

Рентгенографічні дослідження проводили на дифрактометрі ДРОН-3М, використовуючи фільтроване мідне випромінювання. Дифрактограми зняті від подрібнених зразків у дискретному режимі з кроком $2\theta = 0{,}05°$ та витримкою 8 с. Ідентифікацію фаз та розрахунок періодів кристалічних граток здійснили за допомогою пакету програм Powder Cell 2. Шліфи досліджено методом скануючої електронної мікроскопії на приладі Superprobe-8200 і був проведений локальний рентгеноспектральний аналіз складу фаз та евтектик методом EWX. Вимірювання кожної складової здійснювали 3—5 разів. Корекція вимірювань проведена за стандартною ZAF-процедурою.

Результати та їх обговорення

В табл. 2 та 3 представлено склад досліджених сплавів, результати рентгенівського фазового аналізу, металографічних досліджень і пірометричного вимірювання температур початку плавлення. За цими результатами побудовано проекцію поверхні солідуса в області Nb—NbB—MoB—Mo (рис. 2). Потрійна система Nb—Mo—B триангулюється по розрізу NbB—MoB, що зумовлено конгруентним плавленням цих моноборидів і їх малою протяжністю за бором у подвійних системах. Зважаючи на малу відмінність в періодах ізоструктурних боридів NbB і β-MoB — ~3%, слушно очікувати, що вони утворюють неперервний ряд твердих розчинів (Nb, Mo)B. Цей висновок повністю узгоджується з даними [1, 4] та отриманими у цій роботі результатами.

Сплави, що знаходяться на перерізі $Nb_{82}B_{18}$—$Mo_{78}B_{22}$ (4 потрійних склади), містять металічну фазу на основі неперервного ряду твердих ОЦК

Таблиця 2. Результати рентгенівського фазового аналізу литих і відпалених сплавів системи Nb—Mo—B

Номер сплаву	Склад сплаву Nb—Mo—B, % (ат.)	Стан сплаву	Фазовий склад*	Періоди граток фаз, пм		
				*a***	*b*	*c*
1	81,8—0—18,2	Литий	(Nb)	330,6	—	—
			NbB	329,6	872,1	316,8
		Відпалений при 2060 °С 1 год	(Nb)	330,4	—	—
			NbB	329,8	871,5	316,4
2	60,6—20,2—19,2	Литий	(Nb, Mo)	325,1	—	—
			(Nb_3B_2)	614,8	—	328,0
		Відпалений при 2080 °С 1 год	(Nb, Mo)	325,0	—	—
			(Nb_3B_2)	614,1	—	327,9
3	39,9—39,9—20,2	Литий	(Nb, Mo)	320,6	—	—
			(Nb_3B_2)	609,8	—	326,0
		Відпалений при 2085 °С 1 год	(Nb, Mo)	320,1	—	—
			(Nb_3B_2)	609,8	—	326,1
4	15,7—62,9—21,4	Литий	(Nb, Mo)	316,4	—	—
			(Nb_3B_2)	604,5	—	321,3
		Відпалений при 1950 °С 1 год	(Nb, Mo)	316,2	—	—
			(Nb_3B_2)	604,5	—	322,0
5	7,8—70,5—21,7	Литий	(Nb, Mo)	315,9	—	—
			(Mo_2B)	556,8	—	476,5
		Відпалений при 1970 °С 1 год	(Nb, Mo)	315,9	—	—
			(Mo_2B)	556,6	—	476,7
6	15,4—39,6—45,0	Литий	(Nb, Mo)B	320,0	854,8	310,2
			(Mo_2B)	557,3	—	477,4
		Відпалений при 2130 °С 1 год	(Nb, Mo)B	320,1	855,0	310,3
			(Mo_2B)	557,5	—	477,5

* Фази наведено в порядку зменшення їх вмісту.

**Відносна похибка визначення періодів оцінена як приблизно ±0,03 і ±0,05% для кубічної та інших структур відповідно.

розчинів (Nb, Mo) і бориди (Nb, Mo)B, (Nb_3B_2) і (Mo_2B)[1]. Протяжність області гомогенності боридної фази на основі Nb_3B_2 на поверхні солідуса оцінена за результатами досліджень сплавів № 2, 4 і 6. У мікроструктурі сплаву № 2 $Nb_{60,6}Mo_{20,2}B_{19,2}$ знайдено три фази як у литому, так і у відпаленому станах (рис. 3, *а*, *б*; табл. 3): $(Nb_{0,84}Mo_{0,16})_3B_2$ + $(Nb_{0,94}Mo_{0,06})B$ + + $(Nb_{0,70}Mo_{0,30}B_x)$ (вміст бору в металічній фазі — ~1,5% (ат.)). У той же час на дифрактограмах цих зразків характеристичні рефлекси бориду (Nb, Mo)B не знайдені (рис. 4, *а*) внаслідок його малого вмісту у сплаві. Отже, у потрійній системі боридна фаза на основі Nb_3B_2 при розчиненні в ній 9,5% (ат.) Mo і більше стабільна на поверхні солідуса. Тобто склади цього бориду між $(Nb_{0,84}Mo_{0,16})_3B_2$ і $(Nb_{\sim 0,3}Mo_{\sim 0,7})_3B_2$ кристалізуються із

[1]Фаза в круглих дужках — позначення твердого розчину на її основі.

Таблиця 3. Структура литих і відпалених сплавів системи Nb—Mo—B за даними РФА та металографії і температура початку плавлення за даними пірометрії

Номер сплаву	Склад сплаву Nb—Mo—B (ат. %)	Фазовий склад литих сплавів	Структурні складові литих сплавів	Фазовий склад відпалених сплавів	Температура початку плавлення, °С
1	81,8—0—18,2	(Nb) + NbB	e_1 + NbB	(Nb) + NbB	—
2	60,6—20,2—19,2	(Nb, Mo) + + (Nb_3B_2) + + (Nb, Mo)B	e_2 + (Nb_3B_2)	(Nb, Mo) + + (Nb_3B_2) + + (Nb, Mo)B	2140 ± 16
3	39,9—39,9—20,2	(Nb, Mo) + + (Nb_3B_2)	e_2 + (Nb_3B_2)	(Nb, Mo) + + (Nb_3B_2)	2133 ± 22
4	15,7—62,9—21,4	(Nb, Mo) + + (Nb_3B_2) + + (Mo_2B)	E + (Mo_2B)	(Nb, Mo) + + (Nb_3B_2)	1976 ± 11
5	7,8—70,5—21,7	(Nb, Mo) + + (Mo_2B)	e_3	(Nb, Mo) + + (Mo_2B)	1993 ± 8
6	15,4—39,6—45,0	(Nb, Mo)B + + (Mo_2B)	(Nb, Mo)B + + (Mo_2B)	(Nb, Mo)B + + (Mo_2B)	2183 ± 24

Примітки: e — двофазні евтектики: e_1 — (Nb) + NbB, e_2 — (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) і e_3 — (Nb, Mo) + (Mo_2B); E — трифазна евтектика (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) + (Nb, Mo)B.

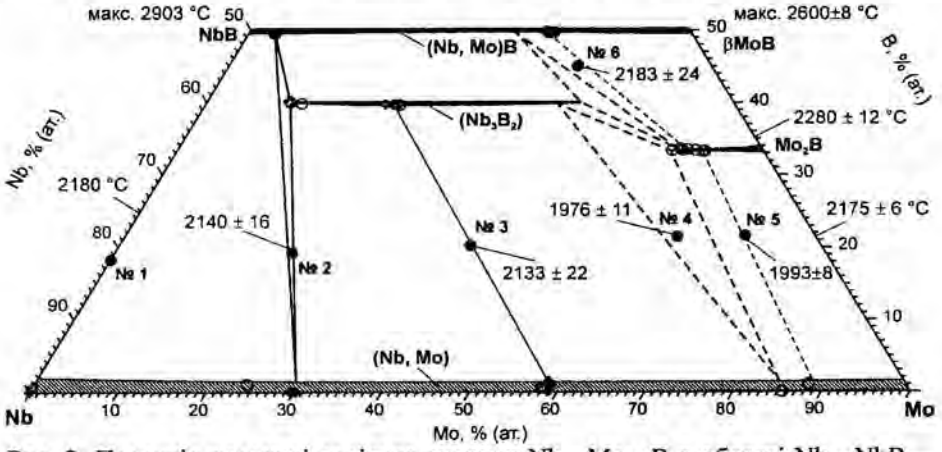

Рис. 2. Проекція поверхні солідуса системи Nb—Mo—B в області Nb—NbB—MoB—Mo: • — склад сплавів, ○ і ♦ — склад фаз за даними ЛРСА в литих і відпалених сплавах відповідно. Температури наведено в °С.

розплаву, тому що вони стали стабільнішими за суміш конкуруючих фаз, як і передбачали автори роботи [4]. Нахил конод (Nb, Mo)—(Nb, Mo)B і (Nb, Mo)—(Nb_3B_2), що відповідає збагаченню боридних фаз ніобієм, вказує на зниження термодинамічної стабільності боридів (Nb, Mo)B і (Nb_3B_2) при розчиненні в них молібдену. Металічна фаза і борид (Nb_3B_2) утворюють високодисперсну евтектику (рис. 3, *а*, *в*; табл. 3). В ході субсолі-

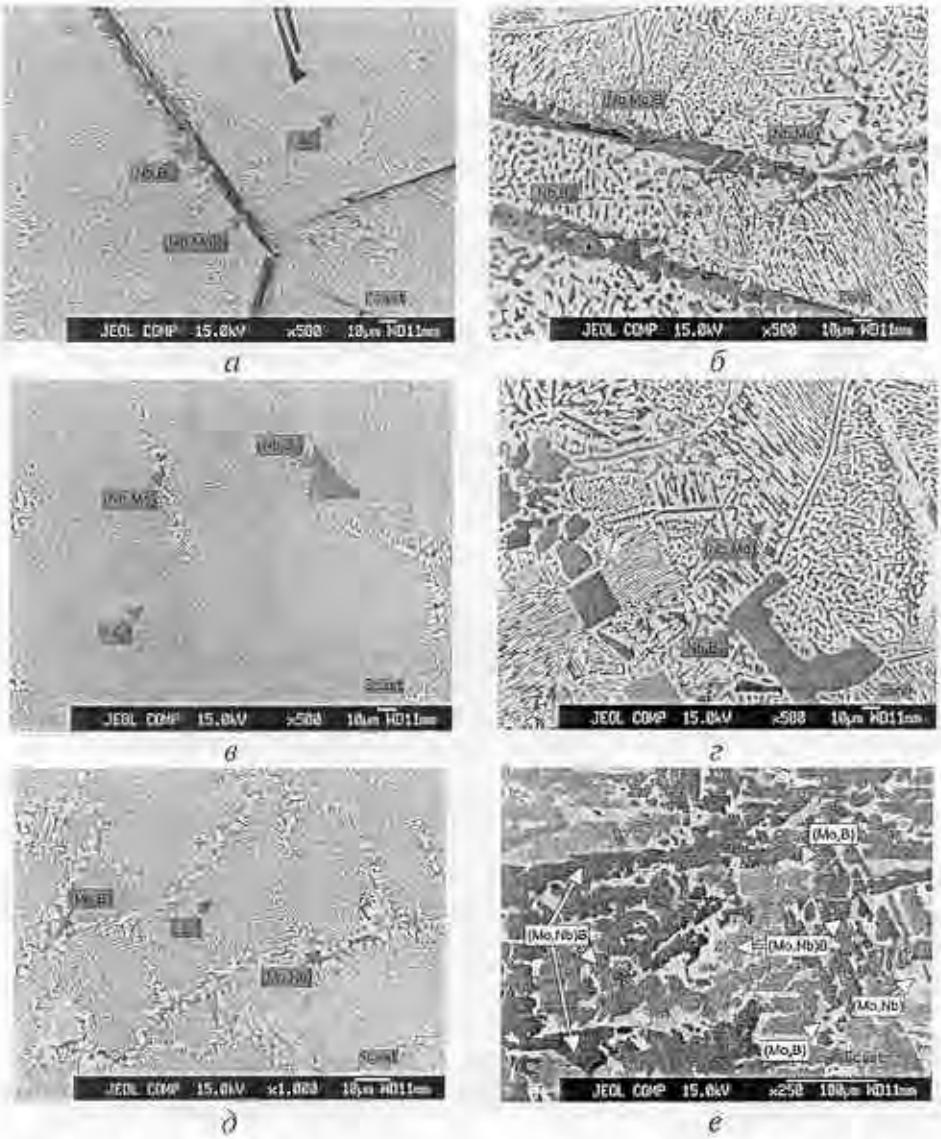

Рис. 3. Мікроструктура сплавів системи Nb—Mo—B у відбитих електронах (СЕМ): *а* — $Nb_{60,6}Mo_{20,2}B_{19,2}$, литий; *б* — той же, відпалений при 2083 °С 1 год; *в* — $Nb_{39,9}Mo_{39,9}B_{20,2}$, литий; *г* — той же, відпалений при 2085 °С 1 год; *д* — $Nb_{15,7}Mo_{62,9}B_{21,4}$, литий; *е* — $Nb_{15,4}Mo_{39,6}B_{45,0}$, литий.

дусних відпалів евтектика суттєво коагулювала (рис. 3, *а—г*). При цьому в зернах бориду (Nb_3B_2) ніяких ознак перетворення, як і взаємодії з іншими фазами, не спостерігається, що свідчить про його стабільність на поверхні солідуса.

Варто відзначити, що у вимірах складу фаз та евтектик методом ЛРСА еталонами для металів та бору були взяті чисті метали та борид NbB відповідно. Виявилося, що ефективність еталонування знижується по мірі зростання відношення молібдену до ніобію в складах фаз чи евтектик, які вимірюються. При цьому були отримані виміри складу боридів із заниженим вмістом бору відносно стехіометричного: на ~6% (ат.) для (Nb, Mo)B та (Nb_3B_2) у сплаві № 2, на ~8 та ~9% (ат.) для (Nb_3B_2) у

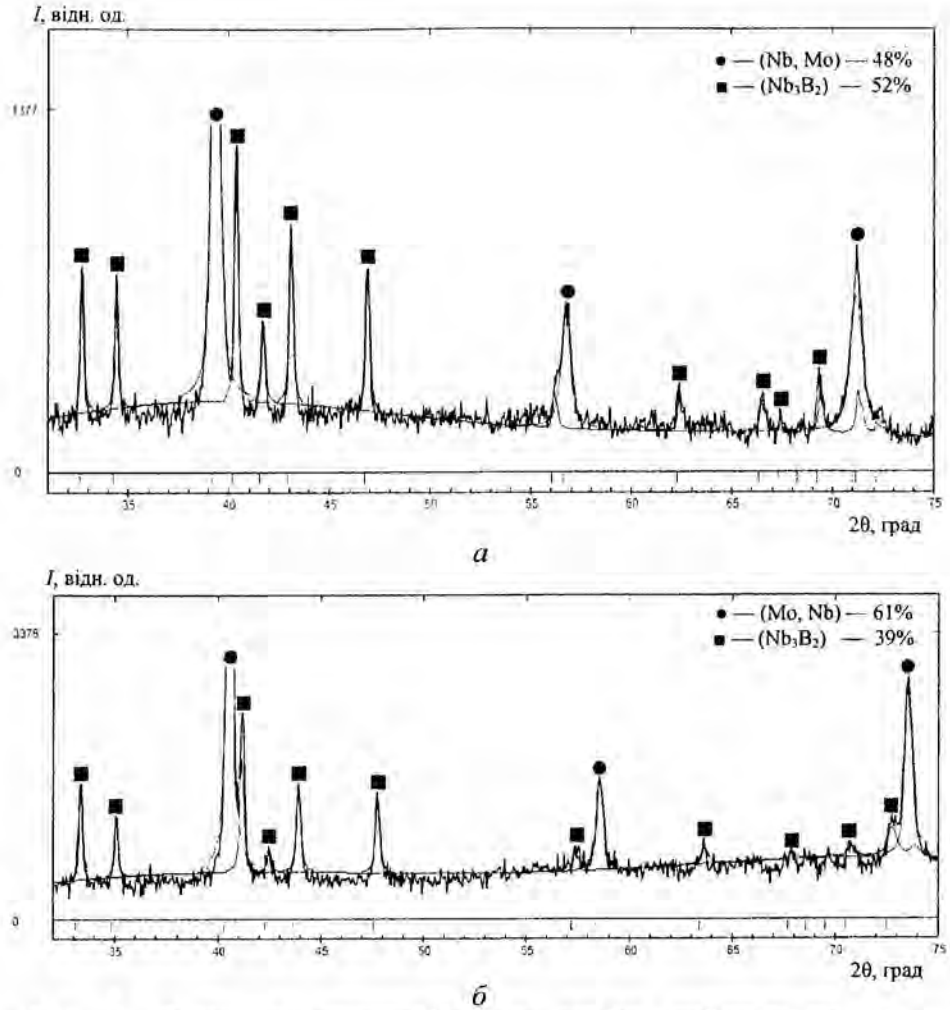

Рис. 4. Фрагменти повнопрофільного аналізу дифрактограм: *а* — $Nb_{60,6}Mo_{20,2}B_{19,2}$, відпалений при 2080 °С 1 год; *б* — $Nb_{15,7}Mo_{62,9}B_{21,4}$, відпалений при 1950 °С 1 год.

сплавах № 3 та 4 відповідно і на ~12 та ~14% (ат.) для (Nb, Mo)B та (Mo_2B) відповідно у сплаві № 6, і заниженою сумою вмісту елементів (до ~96% (мас.)). Однак співвідношення металів були визначені достатньо коректно, про що свідчать результати побудови конодного трикутника (Nb, Mo) — (Nb_3B_2) — (Nb, Mo)B і коноди (Nb, Mo)—(Nb_3B_2) за атомними співвідношеннями вмісту металів (вміст бору в усіх трьох боридах (Nb, Mo)B, (Nb_3B_2) і (Mo_2B) вважали близьким до стехіометричного, а в металічній фазі — 1,5—2 % (ат.)). Як видно на рис. 2, склад сплаву № 2 $Nb_{60,6}Mo_{20,2}B_{19,2}$ попав у середину вузького трикутника, а сплаву № 3 $Nb_{39,9}Mo_{39,9}B_{20,2}$ — на коноду.

У литому і відпаленому зразках сплаву № 4 $Nb_{15,7}Mo_{62,9}B_{21,4}$ рентгенівським фазовим аналізом виявлено ті ж самі дві фази, що і в сплаві № 3 — (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) (рис. 4, *б*). За допомогою вимірів складу фаз методом ЛРСА в цьому сплаві, як в литому, так і у відпаленому станах, встановлено невелику кількість ще одного бориду — (Mo_2B), зерна якого розміщені між евтектичними колоніями (рис. 3, *в*, *г*). Зерна бориду (Nb_3B_2) методом

невелику кількість ще одного бориду — (Mo_2B), зерна якого розміщені між евтектичними колоніями (рис. 3, *в*, *г*). Зерна бориду (Nb_3B_2) методом СЕМ/ЛРСА не виявлені. Це свідчить про те, що він входить до складу високодисперсної евтектики.

Оскільки сплав № 4 $Nb_{15,7}Mo_{62,9}B_{21,4}$ має найнижчу в системі температуру початку плавлення 1976 ± 11 °С (рис. 2, табл. 3), що майже на 300 °С нижче за температуру евтектичної рівноваги у подвійній системі $L_e \leftrightarrow$ (Mo) + (Mo_2B), слід зробити висновок, що в ньому кристалізується високодисперсна трифазна евтектика $(Nb_{\sim 0,33}Mo_{\sim 0,67})_3B_2$ + $(Nb_{\sim 0,16}Mo_{\sim 0,84})_2B$ + + $(Nb_{\sim 0,14}Mo_{\sim 0,86}B_x)$ (x = ~0,0015). Склад фаз у цій трифазній області на поверхні солідуса оцінили за сукупністю отриманих даних. Слід відмітити, що склад боридів при субсолідусній температурі добре узгоджується з наведеним у роботі [1] ізотермічним перерізом при 1400 °С (див. рис. 1), тоді як склади металічної фази відрізняються: $(Nb_{0,14}Mo_{0,86}B_x)$ на солідусі і $Nb_{\sim 0,05}Mo_{\sim 0,95}$ при 1400 °С [1]. Склад цієї трифазної потрійної евтектики, за даними СЕМ/ЛРСА, близький до складу сплаву № 4 і оцінений як $Nb_{\sim 16,5}Mo_{\sim 62,5}B_{\sim 21}$.

За даними РФА і СЕМ/ЛРСА (рис. 3, *е*, табл. 2, 3), склад сплаву № 6 $Nb_{15,4}Mo_{39,6}B_{45,0}$ знаходиться у двофазній області (Nb, Mo)B + (Mo_2B). Це дозволяє оцінити положення трифазної області (Nb_3B_2) + (Nb, Mo)B + + (Mo_2B) (рис. 2), зважаючи на близькість відповідного їй конодного трикутника до коноди (Nb, Mo)B—(Mo_2B) сплаву № 6. Наявність невеликої кількості металічної ОЦК фази (Nb, Mo) у сплаві № 6 в литому стані (рис. 3, *е*) можна пояснити незавершеністю моноваріантної перитектичної реакції L + (Nb, Mo)B → (Mo_2B).

Висновки

Уперше побудовано проекцію поверхні солідуса в області Nb—NbB—MoB—Mo за експериментальними даними. Нахил конод (Nb, Mo)—(Nb, Mo)B і (Nb, Mo)—(Nb_3B_2) відповідає збагаченню боридної фази ніобієм, що вказує на зниження термодинамічної стабільності боридів (Nb, Mo)B і (Nb_3B_2) при розчиненні в них молібдену.

Борид (Nb_3B_2) стає стабільним на поверхні солідуса при розчиненні в ньому понад 9,5% (ат.) Mo. Склади між $(Nb_{0,84}Mo_{0,16})_3B_2$ і $(Nb_{\sim 0,3}Mo_{\sim 0,7})_3B_2$ кристалізуються із розплаву. З металічною фазою цей борид утворює високодисперсну евтектику (Nb, Mo) + (Nb_3B_2).

У системі кристалізується високодисперсна трифазна евтектика (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) + (Mo_2B) при 1976 ± 11 °С, склад якої оцінений як $Nb_{\sim 16,5}Mo_{\sim 62,5}B_{\sim 21}$.

1. *Кузьма Ю. Б.* Рентгеноструктурное исследование систем ниобий—титан—бор и ниобий—молибден—бор // Порошковая металлургия. — 1971. — № 4. — С. 54—57.
2. *Massalski T. V.* Binary Alloy Phase Diagrams: Handbook in 3 v. / Ed. by T. V. Massalski, P. R. Subramanian, H. Okomoto et al. — Ohio (USA): ASM Internat. Mater. Park, 1990. — 3589 p.
3. *Rogl P.* Metal-Boron-Carbon Ternary Systems / Ed. G. Effenberd. — Ohio (USA): MSIT-ASM Internat. Mater, 1998. — 480 p.
4. *Yamada K.* Thermodynamic analysis of the Mo—Nb—B ternary phase diagram / K. Yamada, H. Ohtani, M. Hasebe // J. Japan Inst. Metals. — 2009. — **73**, No. 3. — P. 180—188.

5. *Spear K. E.* The B—Mo (Boron-Molybdenum) system / K. E. Spear, P. K. Liao // Bull. Alloy Phase Diagr. — 1988. — **9**, No. 4. — P. 457—466.
6. *Диаграммы состояния двойных систем*: (Справ. в 3-х т.) / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М. : Машиностроение, 1996. — Т. 1. — 992 с.
7. *Witusiewicz V. T.* The Al—B—Nb—Ti system. Re-assessment of the constituent binary systems B—Nb and B—Ti on the basis on new experimental data / [V. T. Witusiewicz, A. A. Bondar, U. Hech et al.] // J. Alloys Comp. — 2008. — **448**. — P. 185—194.
8. *Nowotny H.* Beitrag zum aufbau systeme Niob–Bor und Tantal—Bor / H. Nowotny, F. Benesovsky, R. Kieffer] // Z. Metallkd. — 1959. — Bd **50**, No. 7. — S. 417—423.
9. *Rudy E.* Ternary Phase Equilibria in Transition Metal-Boron-Carbon-Silicon Systems: Tech. Rep. AFML-TR-65-2, 1969. — Part V. Compendium of Phase Diagram Data. — Ohio (USA): Wright-Patterson, Air Force Materials Laboratory. — 689 p.
10. *Pirani M.* Uber eine methode zur schmelzpunktbestimmung an hochschmelzenden metallen / M. Pirani, H. Alterthum // Z. Elektrochem. — 1923. — Bd **29**, H. 1/2. — S. 5—8.

Структура сплавов системы Nb—Mo—B в области Nb—NbB—MoB—Mo

О. А. Потажевская, А. А. Бондар, Л. А. Дума, А. И. Довбенко, В. Б. Соболев, Т. Я. Великанова

Литые и отожженные сплавы с содержанием бора до 50% (ат.) исследованы рентгеновским фазовым анализом и сканирующей (растровой) электронной микроскопией с локальным рентгеноспектральным анализом. Температуры начала плавления измерены пирометрически методом Пирани—Альтертума. На основе полученных экспериментальных результатов впервые построена проекция поверхности солидуса системы Nb—Mo—B в области Nb—NbB—MoB—Mo. Найдено, что борид (Nb_3B_2) становится стабильным на поверхности солидуса при растворении в нем более 9,5% (ат.) Mo и составы между $(Nb_{0,84}Mo_{0,16})_3B_2$ и $(Nb_{0,3}Mo_{0,7})_3B_2$ кристаллизуются из расплава. Борид (Nb_3B_2) образует высокодисперсные эвтектики (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) и (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) + (Mo_2B).

Ключевые слова: *B—Mo—Nb, фаза, солидус, борид, эвтектика.*

Structure of alloys of the Nb—Mo—B system in the region Nb—NbB—MoB—Mo

O. A. Potazhevska, A. A. Bondar, L. A. Duma, O. I. Dovbenko, V. B. Soboliev, T. Ya. Velikanova

As-cast and annealed alloys containing to 50% (at.) B were studied by X-ray diffraction technique and scanning electron microscopy with electron microprobe analyses. Temperatures of incipient melting were measured with pyrometry after Pirani—Alterthum. Basing on the data obtained, the Nb—Mo—B solidus surface projection was constructed in the range Nb—NbB—MoB—Mo for the first time. The boride (Nb_3B_2) was found to become stable on the solidus surface after dissolution of more 9,5% (at.) Mo in it, and the compositions between $(Nb_{0,84}Mo_{0,16})_3B_2$ and $(Nb_{0,3}Mo_{0,7})_3B_2$ separate from the melt. This boride forms superfine eutectics (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) and (Nb, Mo) + (Nb_3B_2) + (Mo_2B).

Keywords: *B—Mo—Nb, phase, solidus, boride, eutectic.*