

## Структура литих і відпалених сплавів системи Mo—Ni—V з вмістом бору 41% (ат.)

В. З. Кублій, С. В. Уткін, С. В. Слепцов, Л. А. Дума,  
А. А. Бондар

*Методами рентгенівського фазового аналізу, растрової електронної мікроскопії та пірометрії за Пірані—Альтертумом досліджено сплави Mo—Ni—V з вмістом бору 41% (ат.). Вперше побудовано проекцію поверхні солідуса системи в області 30—50% (ат.) В. Підтверджено існування потрібної сполуки  $Mo_3Ni_{10}V_{11}$  з ромбічною структурою і показано, що вона кристалізується з розплаву.*

**Ключові слова:** Mo—Ni—V, діаграма стану, сплав, борид, фаза.

Систему Mo—Ni—V розглядають як базову для розробки безвольфрамових твердих сплавів, у яких твердою складовою служить комплексний борид  $(Mo, Ni, Cr)_3B_2$  чи  $(Mo, Ni, V)_3B_2$ , а металевою зв'язкою є фаза на основі нікелю [1—3]. Вказані складні бориди утворюються введенням хрому чи ванадію в сплави  $Mo_2NiB_2 + (Ni)$ . При легуванні ромбічна кристалічна структура  $Mo_2NiB_2$  змінюється на тетрагональну  $(Mo, Ni, Cr)_3B_2$  або  $(Mo, Ni, V)_3B_2$ , а морфологія — з грубозернистої на дрібнозернисту. При оптимальних концентрації введених добавок та співвідношенні між Mo та V отримано тверді сплави з високим рівнем механічних властивостей [1].

Фазові рівноваги в системі Mo—Ni—V у багатій на метали області досліджено нами при температурах плавлення-кристалізації [2, 4] і в роботах [5, 6] при 800 і 950 °С відповідно. Для багатой на бор області (вміст бору не менше 40% (ат.)) в роботах [5, 6] наведено ізотермічні перерізи при 800 і 950 °С, а в [3, 7] — проекцію поверхні ліквідуса (область Mo—MoB—Ni<sub>2</sub>B—Ni), яка підкріплена експериментальними даними лише в багатій на нікель області. Не викликає сумніву існування потрібних боридів  $Mo_2NiB_2$  та  $Mo_3NiB_3$ , кристалічна структура яких добре вивчена (табл. 1). Але, крім вказаних, у сплавах із вмістом бору понад 40% (ат.), відпалених при 950 °С, автори роботи [6] знайшли ще три потрібні сполуки (табл. 1), наявність яких потребує додаткового підтвердження. Мета нашої роботи — провести дослідження сплавів на ізоконцентраті 41% (ат.) бору, вивчивши їх структуру і фазовий склад, та побудувати фрагмент проекції поверхні солідуса системи Mo—Ni—V в області концентрацій 30—50% (ат.) В.

Сплави плавили в дуговій печі з вольфрамовим електродом, що не витрачається, в середовищі аргону. В процесі виплавки аргон додатково очищали плавленням титанового гетера. Переплавлений молібден (99,97% (мас.)), переплавлений нікель марки Н-1 та чорний аморфний бор (містив 0,02% (мас.) С) служили вихідними компонентами. Сплави шихтували з лігатур 45,2Ni—54,8Mo, 55,2Ni—44,8В та 52,7Mo—47,3В (% (ат.)), виплавлених в тих самих умовах, що і сплави. Щоб досягти однорідності за складом, зливки після першої плавки подрібнювали і переплавляли вдруге. В лігатурах та досліджених сплавах виявлено такі

**Т а б л и ц я 1. Кристалографічні характеристики фаз системи Мо—Ni—В**

Фаза і температура існування (°C)	Символ Пірсона, просторова група, прототип	Період кристалічної ґратки, пм	Посилання, коментарі
(Mo) <2623	<i>cI2</i> <i>Im</i> $\bar{3}m$ W	$a = 314,70$	при 25 °C [8]
Mo <sub>2</sub> B <2280	<i>tI12</i> <i>I4/mcm</i> CuAl <sub>2</sub>	$a = 554,7$ $c = 473,9$	33—34% (ат.) В [8, 9]
$\alpha$ -MoB <2180	<i>tI16</i> <i>I4<sub>1</sub>/amd</i> $\alpha$ -MoB	$a = 310,68$	48—50% (ат.) В [8, 9]
Ni <sub>2</sub> B <1125	<i>I4/mcm</i> <i>tI12</i> CuAl <sub>2</sub>	$a = 499,1$ $c = 424,6$	33—34% (ат.) В [8, 9]
Ni <sub>4+x</sub> B <sub>3-x</sub> (o), $x \cong 0,1$ <1025	<i>Pnma</i> <i>oP28</i> Ni <sub>4</sub> B <sub>3</sub>	$a = 1195,3$ $b = 298,1$ $c = 656,9$	Збагачений Ni [10]
Mo <sub>2</sub> NiB <sub>2</sub> <~1800	<i>oI40</i> <i>Immm</i> Mo <sub>2</sub> NiB <sub>2</sub>	$a = 455,0$ $b = 707,0$ $c = 318,0$	[11]
Mo <sub>3</sub> NiB <sub>3</sub> ~1400  ~950	<i>oC*</i> <i>Cmcm</i> W <sub>3</sub> CoB <sub>3</sub>	$a = 841,8$ $b = 1073,4$ $c = 317,5$ $a = 842,5$ $b = 1074,9$ $c = 318,3$	43Mo—14Ni—43B [12] 39Mo—18Ni—43B [6]
Mo <sub>3</sub> Ni <sub>10</sub> B <sub>11</sub> ~950	<i>oP*</i>	$a = 619,7$ $b = 1073,7$ $c = 302,1$	12Mo—42Ni—46B [6]
MoNi <sub>20</sub> B <sub>17</sub> ~950	<i>oP*</i>	$a = 755,3$ $b = 1308,8$ $c = 298,5$	3Mo—52Ni—45B [6]
Mo <sub>4</sub> Ni <sub>23</sub> B <sub>29</sub> ~950	<i>oP*</i>	$a = 875,0$ $b = 939,3$ $c = 307,4$	7Mo—41Ni—52B [6]

домішки (% (мас.)): 0,02—0,03 С; 0,03—0,07 О, вміст азоту і водню — нижче порогу чутливості (0,001% (мас.)). Сплави вивчали в двох станах: литому та відпаленому при субсолідусних температурах. Температури відпалу були нижчими на 30—50 °C від температур початку плавлення, визначених за методом Пірані—Альтертума пірометром ЭОП-66. Інструментальна похибка пірометра в інтервалі температур 1400—2000 °C не перевищує  $\pm 4$  °C. Відпали проводили в печі опору типу СШВЛ 0,6.2/16 або 0,6.2/25 в атмосфері аргону, який додатково очищали цирконієвим гетером, вміщеним у тигель із зразками. Після закінчення відпалу зразки

охолоджували з піччю зі швидкістю 3 °С/хв. Для дослідження зразків застосували методи рентгенівського фазового аналізу (РФА) і растрової електронної мікроскопії з локальним рентгеноспектральним аналізом (ЛРСА). Дифрактограми отримали на рентгенівському апараті ДРОН-3 з мідною рентгенівською трубкою (фільтроване  $\text{CuK}_\alpha$ -випромінювання). Ідентифікацію фаз та розрахунок періодів кристалічних ґраток здійснили за допомогою пакетів програм Powder Cell 2 та Full Prof. Металографічні дослідження (у відбитому електронному випромінюванні) і визначення складу фаз локальним рентгеноспектральним аналізом методом EWX виконана на растровому електронному мікроскопі Superprobe-8200 в Технічному центрі НАН України (оператор В. Б. Соколов). Корекція вимірювань виконана за стандартною ZAF-процедурою.

Кристалографічні характеристики фаз, знайдених у системі  $\text{Mo-Ni-B}$ , представлено в табл. 1. Фазовий склад за даними методу РФА та періоди ґраток фаз, виявлених нами у досліджених сплавах, подано в табл. 2, де також наведено визначені нами температури початку плавлення сплавів та вказаний режим відпалу зразків (температура і тривалість).

За даними РФА, що добре узгоджуються з даними металографії (РЕМ) та ЛРСА, досліджені нами чотири сплави належать до різних фазових областей. Як випливає з табл. 2, в литому сплаві № 1, найбільш багатому на молібден, виявлено 5 фаз: на основі  $\text{Mo}_2\text{B}$ ,  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ ,  $\alpha\text{-MoB}$ ,  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$  та (Mo), що свідчить про його нерівноважний стан. Після відпалу, за даними металографії і РФА, в сплаві зникає фаза  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ , а кількість (Mo) зменшується. Таким чином, відпал не привів сплав в стан термодинамічної рівноваги, проте спостерігається тенденція до зникнення твердого розчину на основі молібдену. Тобто при температурі відпалу сплав стає трифазним: фаза на основі  $\text{Mo}_2\text{B}$  (світло-сірі зерна на рис. 1, а, б), на основі MoB (сірі) та  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  (темно-сірі зерна на рис. 1, а, б). Молібденова фаза в цих сплавах — найсвітліші та найдрібніші зерна (рис. 1, б). Вміст нікелю у фазі на основі  $\text{Mo}_2\text{B}$ , за даними ЛРСА, становить 1,1—1,3% (ат.).

Сплав № 2 має хімічний склад, близький до стехіометрії потрійної сполуки  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ . В литому стані методом РФА виявлено фази на основі  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ ,  $\alpha\text{-MoB}$  і  $\text{Ni}_2\text{B}$  (табл. 2). В мікроструктурі це відповідно світло-сірі, сірі та чорні (найдрібніші) зерна (рис. 1, в). Відпалений зразок, за даними РФА і ЛРСА, трифазний —  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ ,  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$  і  $\text{Ni}_2\text{B}$ . Тобто відбувається зміна фазового складу сплаву із заміною фази  $\alpha\text{-MoB}$  на  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ . В мікроструктурі відпаленого сплаву № 2 (рис. 1, г) фаза на основі  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$  виглядає як світло-сірі зерна двох відтінків, фаза на основі  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  — темно-сірі зерна, а  $\text{Ni}_2\text{B}$  — дрібні найтемніші зерна. У бориді  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$ , за даними ЛРСА, вміст молібдену становить 42,5% (ат.), що практично відповідає його стехіометрії. Зміна фазового складу сплаву № 2 та укрупнення зернистої структури свідчать, що відпал привів його до стану рівноваги (рис. 1, г).

Сплав № 3, за даними РФА, в литому стані містить чотири фази:  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$ ,  $\text{Ni}_2\text{B}$ ,  $\alpha\text{-MoB}$  і  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3$  (табл. 2). Методом ЛРСА в литому сплаві № 3 ідентифіковано фази на основі MoB,  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  та  $\text{Ni}_2\text{B}$  — відповідно найсвітліші (двох відтінків), сірі та найтемніші (практично чорні) зерна (рис. 1, д). В результаті відпалу  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  зникає, що засвідчують дані РФА (табл. 2). Наявність достатньої кількості бориду MoB у відпаленому сплаві

**Т а б л и ц я 2.** Склад, фазовий склад, температура і тривалість відпалів сплавів та періоди кристалічних ґраток фаз у відпалених сплавах системи Мо—Ni—В

Но- мер спла- ву	Склад сплаву Мо—Ni— В, % (ат.)	Темпера- тура початку плавлен- ня, °С	Температу- ра і трива- лість відпа- лу сплаву в печі опору, °С/год	Фазовий склад сплаву		Періоди кристалічних ґраток фаз, пм **		
				литий стан	після відпалу*	a	b	c
1	51—8—41	1952 ± 7***	1900 / 5	α-MoB	α-MoB	310,3	—	1701,1
				Mo <sub>2</sub> NiB <sub>2</sub>	Mo <sub>2</sub> NiB <sub>2</sub>	708,2	459,1	318,2
				Mo <sub>2</sub> B	Mo <sub>2</sub> B	556,1	—	777,5
				(Mo)	(Mo)	310,1	—	—
2	39—20—41	1790 ± 10	1720 / 5	Mo <sub>3</sub> NiB <sub>3</sub>	—	315,2	848,9	1072,2
				—	Mo <sub>3</sub> NiB <sub>3</sub>	317,9	842,3	1079,8
				Mo <sub>2</sub> NiB <sub>2</sub>	Mo <sub>2</sub> NiB <sub>2</sub>	711,3	453,7	318,1
				Ni <sub>2</sub> B	Ni <sub>2</sub> B	500,5	—	425,2
3	27—32—41	1742 ± 10	1720 / 5	α-MoB	—	312,3	—	1689,0
				Mo <sub>3</sub> NiB <sub>3</sub>	Mo <sub>3</sub> NiB <sub>3</sub>	317,6	842,9	1075,4
				α-MoB	α-MoB	311,8	—	1692,7
				Ni <sub>2</sub> B	Ni <sub>2</sub> B	499,6	—	428,7
4	5—54—41	1146 ± 8	1110 / 15	Mo <sub>2</sub> NiB <sub>2</sub>	—	714,3	454,1	319,2
				Ni <sub>4</sub> B <sub>3</sub>	Ni <sub>4</sub> B <sub>3</sub>	1195,5	296,0	656,0
				Ni <sub>2</sub> B	Ni <sub>2</sub> B	497,9	—	422,4
				Mo <sub>3</sub> Ni <sub>10</sub> B <sub>11</sub>	Mo <sub>3</sub> Ni <sub>10</sub> B <sub>11</sub>	620	1072	302
				α-MoB	—	310,5	—	1699,7

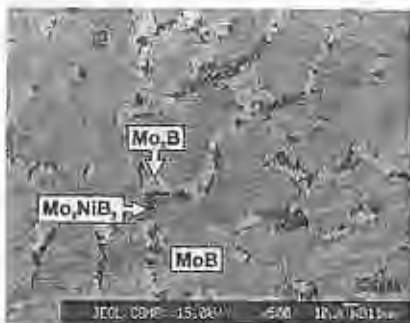
\*Фази наведено в порядку зменшення їх вмісту.

\*\*Періоди ґраток фаз наведено для відпалених сплавів, за винятком фаз, які існують лише в литих сплавах.

\*\*\*Для температур початку плавлення наведено статистичну похибку вимірювань.

№ 3 (рис. 1, ε), тоді як у сплаві № 2 він після відпалу зникає, вказує на те, що при кристалізації сплаву № 3 має місце чотирифазна рівновага рідини з Ni<sub>2</sub>B + MoB + Mo<sub>3</sub>NiB<sub>3</sub>. З таким висновком узгоджується і наведена в роботі [7] поверхня ліквідуса, за якою в системі Мо—Ni—В на поверхні солідуса має місце рівновага MoB + Ni<sub>2</sub>B. З наведеного випливає, що на поверхні солідуса фазові рівноваги відрізняються від опублікованих у роботі [6] при 950 °С. Так, за нашими даними, як і за даними [7], на поверхні солідуса відсутня область двофазних рівноваг Mo<sub>3</sub>NiB<sub>3</sub> + Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub>, яку спостерігали в роботі [6] при 950 °С. Натомість на поверхні солідуса існують двофазна область MoB + Ni<sub>2</sub>B та дві ізотермічні площини, які відповідають нонваріантним чотирифазним рівновагам за участю рідини і фаз MoB + Ni<sub>2</sub>B + Mo<sub>3</sub>NiB<sub>3</sub> та MoB + Ni<sub>2</sub>B + Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub>.

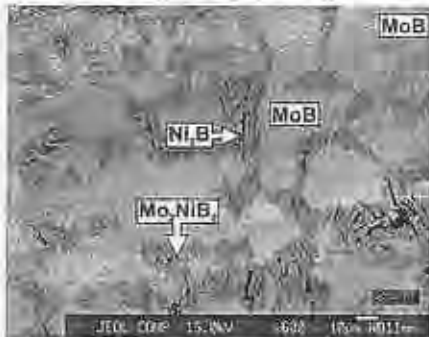
У сплаві № 4, що містить найбільше нікелю, за даними РФА і ЛРСА, в литому стані виявлено фази на основі Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub>, Ni<sub>2</sub>B, Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub> та α-MoB (табл. 2). Так, в мікроструктурі цього сплаву (рис. 1, ε) найсвітліші пластинчасті або тонкі видовжені (голкоподібні) зерна — це зерна фази на основі MoB; сірі продовгуваті зерна (“колючки”) — борид Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub>; а в матриці, найтемнішій складовій структури, ідентифікуються фази на основі Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub> та Ni<sub>2</sub>B. У відпаленому сплаві № 4 як методом РФА, так і ЛРСА фіксуються три фази: Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub>, Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub> і Ni<sub>2</sub>B. У мікроструктурі відпаленого сплаву (рис. 1, ж) світло-сірі (найсвітліші) продовгуваті зерна, яких найбільше, — це фаза Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub>, а в темній матриці — фази Ni<sub>4</sub>B<sub>3</sub> і Ni<sub>2</sub>B, які дещо відрізняються за яскравістю. Відомості про



а) сплав № 1 —  $\text{Mo}_{51}\text{Ni}_8\text{B}_{41}$ , литий



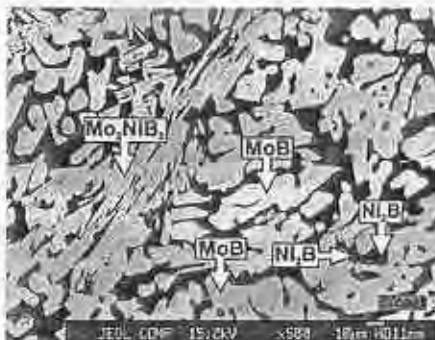
б) той самий (1), відпалений при  $1900^\circ\text{C}$   
5 год



в) сплав № 2 —  $\text{Mo}_{39}\text{Ni}_{20}\text{B}_{41}$ , литий



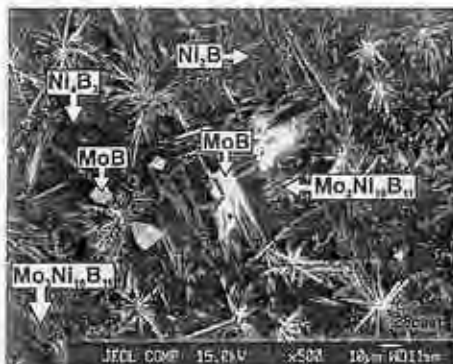
г) той самий (2), відпалений при  $1720^\circ\text{C}$   
5 год



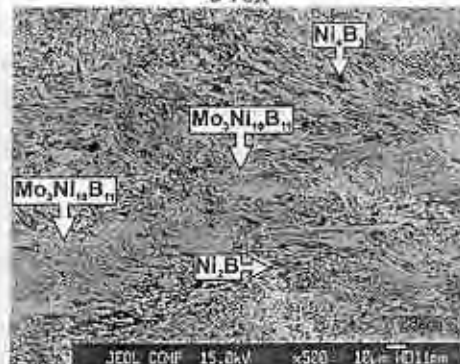
д) сплав № 3 —  $\text{Mo}_{27}\text{Ni}_{32}\text{B}_{41}$ , литий



е) той самий (3), відпалений при  $1720^\circ\text{C}$   
5 год



є) сплав № 4 —  $\text{Mo}_5\text{Ni}_{34}\text{B}_{41}$ , литий



ж) той самий (4), відпалений при  $1110^\circ\text{C}$   
15 год

Рис. 1. Мікроструктура литих (а, в, д, є) та відпалених (б, г, е, ж) сплавів системи  $\text{Mo-Ni-B}$  на ізоконцентрації 41% (ат.) В.

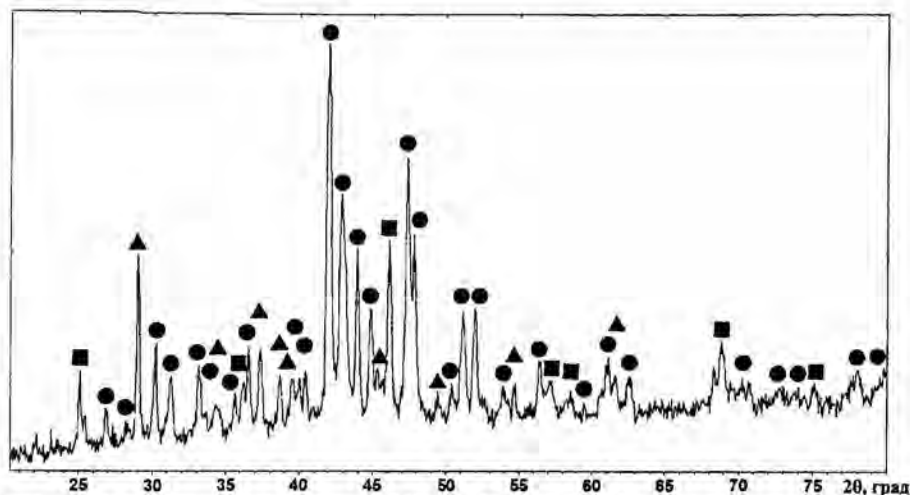


Рис. 2. Дифрактограма сплаву  $\text{Mo}_3\text{Ni}_{54}\text{B}_{41}$  (№ 4), відпаленого при  $1110^\circ\text{C}$  15 год: фазовий склад —  $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$  (▲) +  $\text{Ni}_4\text{B}_3$  (●) +  $\text{Ni}_2\text{B}$  (■).

кристалічну структуру знайденого у сплаві № 4 бориду  $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$  обмежені. У роботі [6] вказано, що він має ромбічну структуру, і наведено набір індексів, міжплощинних відстаней та інтенсивності відбитків. У сплаві № 4 ця фаза ідентифікована нами зіставленням міжплощинних відстаней та інтенсивностей відбитків, що не належали фазам  $\text{Ni}_4\text{B}_3$  і  $\text{Ni}_2\text{B}$  на рентгенограмі, і відповідних даних для  $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$  із роботи [6]. На рис. 2 наведено дифрактограму відпаленого сплаву № 4, на якій позначено рефлекси ідентифікованих фаз.

Методом ЛРСА зафіксовано невелику розчинність молібдену в боридях нікелю при  $1100^\circ\text{C}$ , яка становить  $0,1\%$  (ат.) в  $\text{Ni}_4\text{B}_3$  і до  $0,2\%$  (ат.) в  $\text{Ni}_2\text{B}$ . Вміст нікелю в боридях молібдену більший. Максимальний зафіксований вміст нікелю в  $\text{Mo}_2\text{B}$  становить  $1,6\%$  (ат.) в литому та  $1,1\%$  (ат.) у відпаленому при  $1900^\circ\text{C}$  сплаві № 1. Знайдено, що в бориді  $\text{MoB}$  вміст нікелю в литих сплавах теж більший, ніж у відпалених, і складає  $0,3$ ;  $0,5$ ;  $1,6$  та  $3,2\%$  (ат.) в литих сплавах № 1—4 відповідно.

За даними металографії, в усіх досліджених литих сплавах (рис. 1, а, в, д, е) першою кристалізується фаза на основі  $\text{MoB}$ , що узгоджується з наведеною в роботі [7] проекцією поверхні ліквідуса. В сплаві № 1  $\text{MoB}$  виглядає як крупні сірі зерна (рис. 1, а), в № 2 — як найкрупніші найсвітліші зерна (рис. 1, в), в № 3 — найсвітліші крупні розгалужені зерна з отворами (рис. 1, д), а в сплаві № 4 — найсвітліші зіркоподібні або пластинчасті кристали (рис. 1, е). Можна зробити висновок, що в процесі охолодження останнього сплаву первинна фаза  $\text{MoB}$  зразу ж перетворюється за перитектичною реакцією на  $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$  (продовгуваті темно-сірі зерна — “колючки”).

За даними методу Пірані—Альтертума, температура початку плавлення сплавів зменшується зі збільшенням вмісту нікелю у сплаві. Так, для сплаву № 1 вона становить  $1952^\circ\text{C}$ , для сплавів № 2 і 3 —  $1790$  і  $1740^\circ\text{C}$  відповідно, а для сплаву № 4 —  $1146^\circ\text{C}$  (табл. 2). Отримана нами температура початку плавлення сплаву трифазної області  $(\text{Mo}_2\text{B}) + (\text{MoB}) + \text{Mo}_2\text{NiB}_2$  ( $1952^\circ\text{C}$ ) суттєво вища за температуру ( $1539^\circ\text{C}$ ), одержану в роботі [7]. Температури для інших фазових областей визначено вперше.

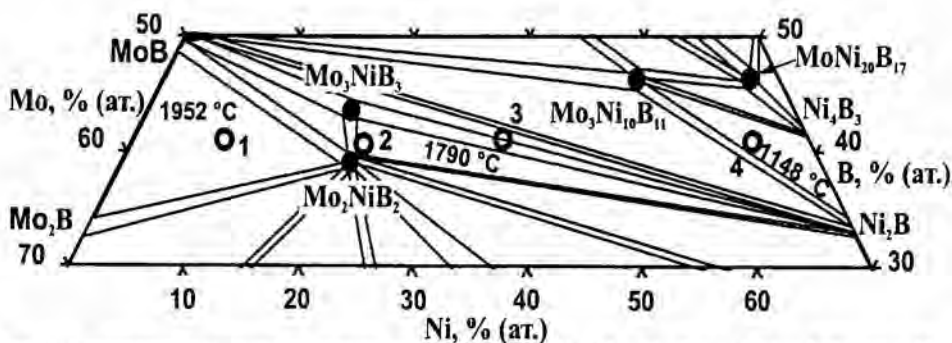


Рис. 3. Фрагмент поверхні солідуса системи Мо—Ni—В для області 30—50% (ат.) В: ● — склад тернарних сполук; ○ — склад досліджених нами сплавів; 1—4 — номери сплавів за табл. 2.

На підставі отриманих результатів щодо фазового складу сплавів і з використанням діаграми стану обмежуючих подвійних систем нами побудовано фрагмент проєкції поверхні солідуса системи Мо—Ni—В в області складів з вмістом бору 30—50% (ат.) (рис. 3).

Встановлено, що на поверхні солідуса присутні ізотермічні трифазні площини таких рівноваг:  $\text{MoB} + \text{Mo}_2\text{NiB}_2 + \text{Mo}_2\text{B}$ ;  $\text{MoB} + \text{Mo}_2\text{NiB}_2 + \text{Mo}_3\text{NiB}_3$ ;  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3 + \text{Mo}_2\text{NiB}_2 + \text{Ni}_2\text{B}$ ;  $\text{MoB} + \text{Mo}_3\text{NiB}_3 + \text{Ni}_2\text{B}$ ;  $\text{MoB} + \text{Ni}_2\text{B} + \text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$  та  $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11} + \text{Ni}_4\text{B}_3 + \text{Ni}_2\text{B}$ . Існування фазових областей  $\text{MoB} + \text{Mo}_2\text{NiB}_2 + \text{Mo}_3\text{NiB}_3$  та  $\text{MoB} + \text{Ni}_2\text{B} + \text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$  впливає із наявності встановлених нами рівноваг, а їх температури солідуса можна оцінити як 1952—1790 та 1740—1146 °С відповідно. Фазові рівноваги в області складів із вмістом бору, нижчим за 40% (ат.) В, на рис. 3 наведено за даними роботи [6].

Таким чином, вперше побудовано проєкцію поверхні солідуса системи Мо—Ni—В в області вмісту бору 30—50% (ат.). Отримані дані добре узгоджуються з проєкцією поверхні ліквідуса, запропонованою в роботі [7]. Показано, що всі потрійні бориди, знайдені при 950 °С [6], стабільні на поверхні солідуса, тобто вони кристалізуються із розплаву. На відміну від ізотермічного перерізу при 950 °С [6], за яким існують рівноваги  $\text{MoB} + \text{Mo}_3\text{NiB}_3$  та  $\text{Mo}_3\text{NiB}_3 + \text{Ni}_2\text{B}$ , на поверхні солідуса, за нашими даними, має місце альтернативна їм рівновага  $\text{MoB} + \text{Ni}_2\text{B}$ .

1. Yamasaki Y. Development of very high strength  $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  complex boride base hard alloy / Y. Yamasaki, M. Nishia, K.-i. Takagi // J. Solid State Chem. — 2004. — 177, No. 2. — P. 551—555.
2. Кублій В. З. Фазові рівноваги в нікелевому куті системи Мо—Ni—В при близьких до плавлення температурах / [В. З. Кублій, А. А. Бондар, С. В. Уткін та ін.] // Порошкова металургія. — 2008. — № 3/4. — С. 69—83.
3. Kublii V. Boron-molybdenum-nickel // Landolt-börnstein, numerical data and functional relationships in science and technology / V. Kublii, A. Bondar. — Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag. — 2010. — 11E2. — P. 1—18.
4. Кублій В. З. Поверхня солідуса системи Мо—Ni—В в області Мо—Mo<sub>2</sub>B—Ni<sub>2</sub>B—Ni / [В. З. Кублій, С. В. Уткін, С. В. Слепцов та ін.] // Матеріали і покриття в екстремальних умовах: дослідження, застосування, екологічно чисті технології виробництва і утилізації виробів: (Тез. докл. 7-й Міжнарод. конф. 24—28 вересня 2012 г.), Україна, п.г.т. Кацивели, АР Крим. — К.: Ін-т пробл. матеріалознавства НАН України, 2012. — С. 95.

5. Кузьма Ю. Б. Рентгеноструктурное исследование систем Ti—Ni—B, Mo—Ni—B и W—Ni—B / Ю. Б. Кузьма, М. В. Чепига // Порошковая металлургия. — 1969. — 82, № 10. — С. 71—75.
6. Omori S. Phase relationships in Ni—Mo—B and Ni—W—B systems at 1223 K / [S. Omori, K. Koyama, Ya. Hashimoto, M. Yamashita] // J. Japan Inst. Metals. — 1984. — 48, No. 7. — P. 682—687.
7. Ohmori S. Liquids surface of the Ni—Mo—B system / S. Ohmori, Y. Hashimoto, K. Kohyama // Koon-gakkai-shi. — 1981. — 7, No. 4. — P. 167—173.
8. Massalski T. V. Binary Alloy Phase Diagrams: Handbook in 3 v. / [T. V. Massalski, P. R. Subramanian, H. Okamoto et al.]. — Ohio (USA): ASM Internat. Mater. Park, 1990. — 3589 p.
9. Villars P. Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Sntermetallic Phases. In 4 v. — Ohio (USA) : ASM Internat. Mater. Park, 1991.
10. Lundström T. Preparation and crystal chemistry of some refractory borides and phosphides // Arkiv Kemi, Mineral. Geol. — 1969. — 31, No. 19. — P. 227—266.
11. Кузьма Ю. Б. Кристалічні структури сполуки Mo<sub>2</sub>NiB<sub>2</sub> та її аналогів / Ю. Б. Кузьма, П. І. Крип'якевич, Р. В. Сколоздра // Докл. АН УРСР. — 1966. — № 10. — С. 1290—1293.
12. Jedlicka H. The crystal structure of W<sub>3</sub>CoB<sub>3</sub> and the isotypic phases Mo<sub>3</sub>CoB<sub>3</sub>, Mo<sub>3</sub>NiB<sub>3</sub>, and W<sub>3</sub>NiB<sub>3</sub> / H. Jedlicka, F. Benesovsky, H. Nowotny // Monatsh. Chem. — 1969. — 100. — P. 844—850.

### Структура литых и отожженных сплавов системы Mo—Ni—B с содержанием бора 41% (ат.)

В. З. Кублий, С. В. Уткин, С. В. Слепцов, Л. А. Дума, А. А. Бондар

*Методами рентгеновского фазового анализа, растровой электронной микроскопии и пирометрии по Пирану—Альтертуму исследованы сплавы Mo—Ni—B с содержанием бора 41% (ат.). Впервые построена проекция поверхности солидуса системы в области 30—50% (ат.) В. Подтверждено существование тройного соединения Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub> с ромбической структурой и показано, что оно кристаллизуется из расплава.*

**Ключевые слова:** Mo—Ni—B, диаграмма состояния, сплав, борид, фаза.

### Structure of as-cast and annealed alloys of the Mo—Ni—B system containing 41% (at.) B

V. Z. Kublii, S. V. Utkin, S. V. Slyeptsov, L. A. Duma and A. A. Bondar

*Mo—Ni—B alloys contained 41% (at.) B were studied by XRD, SEM/EPMA and pyrometry (after Pirani and Alterthum) techniques. The Mo—Ni—B solidus surface projection was constructed in the area 30—50% (at.) B for the first time. The Mo<sub>3</sub>Ni<sub>10</sub>B<sub>11</sub> ternary compound of orthorhombic structure was found to exists on the solidus surface, solidifying from the melt.*

**Keywords:** Mo—Ni—B, the phase diagram, alloy, boride, phase.