
Р а з д е л І І

КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ НА ГРАНИЦЕ С ТВЕРДЫМИ И ЖИДКИМИ ФАЗАМИ

УДК 669.017.3:546.7.77:546.7.74:546.2.27

В. З. Кублій, С. В. Уткін, А. А. Бондар*

ВЛАСТИВОСТІ ФАЗ У БАГАТИХ НА МОЛІБДЕН СПЛАВАХ СИСТЕМИ Мо—Ni—В ТА СПЛАВАХ ІЗ ВМІСТОМ БОРУ 40–43% (АТ.)

Для литих та відпалених за субсолідусних температур сплавів системи Мо—Ni—В, розміщених близько до обмежуючої системи Мо—В, та сплавів із вмістом бору ~41% (ат.) визначено залежність мікротвердості та періодів кристалічної ґратки фаз від вмісту нікелю. Встановлено, що зі збільшенням вмісту нікелю періоди кристалічної ґратки і мікротвердість фази, як правило, зменшуються у відповідності до атомних радіусів металів.

Ключові слова: фаза, система, властивості, мікротвердість, період, мікроструктура, залежність.

Вступ

На базі системи Мо—Ni—В отримано сплави, які за твердістю і міцністю на згин знаходяться на рівні карбидовольфрамів твердих сплавів. Це сплави із двофазної області $\text{Mo}_2\text{NiB}_2 + (\text{Ni})$, леговані хромом (~10% (ат.)) або ванадієм (12,5% (мас.)) [1—5]. Легуючі компоненти змінюють кристалічну структуру бориду із ромбічної (Mo_2NiB_2) на тетрагональну $(\text{Mo}, \text{Ni}, \text{Cr})_3\text{B}_2$ або $(\text{Mo}, \text{Ni}, \text{V})_3\text{B}_2$. У цьому випадку суттєво подрібнюються зерна боридної складової сплаву. Завдяки утворенню дрібних рівноосних боридних зерен, рівномірно розподілених у металевій матриці, значно покращуються властивості легованих сплавів [1—5].

* В. З. Кублій — кандидат хімічних наук, старший науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ; С. В. Уткін — молодший науковий співробітник цієї ж установи; А. А. Бондар — доктор хімічних наук, провідний науковий співробітник, завідувач відділу цієї ж установи.

Для розробки нових сплавів важливою є інформація як про фазові рівноваги у базовій системі, так і про властивості фаз. Фазові рівноваги в системі Mo—Ni—B вивчено, проаналізовано та представлено в роботах [6—10]. Досліджено мікротвердість ряду фаз і міцність та пластичність двофазного Mo₂NiB₂ + (Ni) сплаву [11].

Мета цієї роботи — визначити мікротвердість фаз у багатих на молібден сплавах системи Mo—Ni—B та сплавах із вмістом бору 40—43% (ат.), представити виміри в залежності від складу фази (вмісту нікелю) і співставити їх із концентраційними залежностями періодів кристалічної ґратки.

Матеріали та методика експерименту

Мікротвердість визначали на приладі ПМТ-3 з алмазною пірамідою Віккерса з навантаженням 0,49 Н (50 г) або 0,98 Н (100 г). Для кожної фази отримували 3 і більше відбитків на шліфах литих і відпалених за субсолідусних температур сплавів. Останні приготовлені, відпалені та атестовані нами у роботах [8, 9].

Сплави шихтували із лігатур, плавивали в дуговій печі з вольфрамовим електродом, що не витрачається, в інертному середовищі аргону. Досліджували методами рентгенівського фазового аналізу (РФА), локального рентгеноспектрального аналізу (ЛРСА), металографії та диференційного термічного аналізу (ДТА) [8, 9]. Дифрактограми знімали на рентгенівському апараті ДРОН-3 від порошків або металографічних шліфів із використанням фільтрованого випромінювання Cu-K_α (діапазон 2θ = 20—85°, крок сканування 0,05°) або Co-K_α (2θ = 20—110°, крок 0,1°) [8, 9]. Металографічне дослідження проведено на растровому електронному мікроскопі Superprobe-8200 із хвиледисперсійним мікроаналізатором (WDX), використаним для локального рентгеноспектрального аналізу (СЕМ/ЛРСА) [8, 9]. Рентгенівський фазовий аналіз здійснювали за методом Рітвельда за допомогою програми Powder Cell 2. Детальніше умови приготування сплавів, їх чистота, термообробка, склад фаз, періоди їх кристалічної ґратки та інше викладено в роботах [8, 9].

Результати досліджень та їх обговорення

Проекцію поверхні солідуса на концентраційний трикутник системи Mo—Ni—B з вмістом бору до ~50% (ат.), за даними [9], представлено на рис. 1. Як видно, у сплавах, розташованих за складом ближче до бінарної системи Mo—B, та сплавах із вмістом бору ~41% (ат.) за субсолідусних температур у фазових рівновагах беруть участь такі фази: унарна на основі молібдену (Mo), бінарні фази на основі боридів Mo₂B, α-MoB, o-Ni₄B₃, а також тернарні Mo₃NiB₃ та Mo₃Ni₁₀B₁₁. Властивості цих шести фаз розглядаються у цій роботі. Їх кристалографічні характеристики наведено у табл. 1, а мікроструктури — на рис. 2. Далі наведено виміри мікротвердості фаз в залежності від складу фази (здебільшого, вмісту нікелю), а також концентраційна залежність періодів кристалічної ґратки фаз.

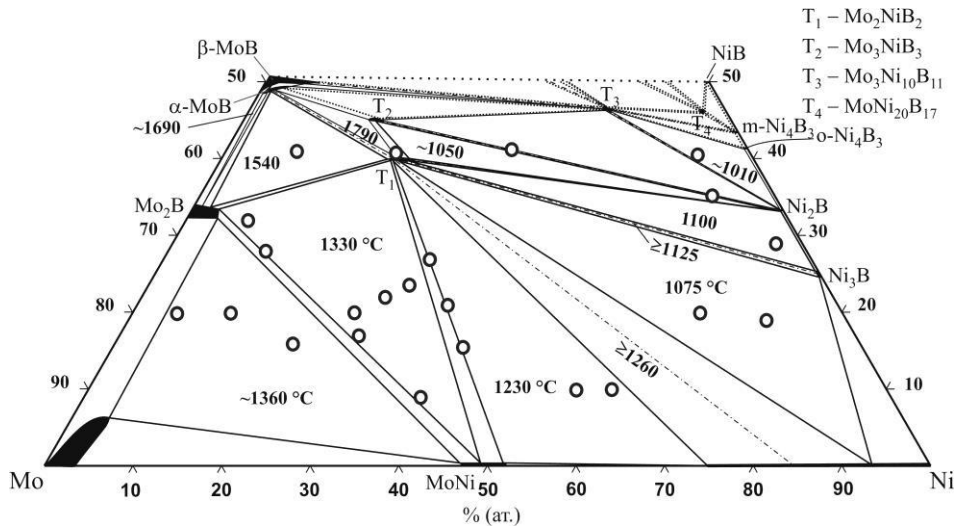


Рис. 1. Проекція поверхні солідуса системи Мо—Ni—В [9] (склад сплавів позначено кружками)

Fig.1. Solidus surface projection of the Mo—Ni—B system [9] (alloy compositions are presented by circles)

Унарна фаза на основі молибдену (Mo)

Зерна фази (Mo) видно у мікроструктурі литого та відпаленого сплавів складу 64Mo—20Ni—16В (% (ат.)) на рис. 2, а, б. Раніше нами було виявлено несподівано велику спільну розчинність нікелю та бору в молибдені [9]: до $\sim 3,0 \pm 0,2\%$ (ат.) Ni та $\sim 6,2 \pm 0,3\%$ (ат.) В порівняно із розчинністю у подвійних системах Мо—Ni і Мо—В (1,8% (ат.) Ni [17] і 0,4% (ат.) В [18] або 0,8% (ат.) В [19]). Залежності періоду кристалічної ґратки та мікротвердості фази (Mo) від вмісту розчиненого в ній нікелю наведено на рис. 3 і 4 відповідно. Як видно, розчинення нікелю в молибдені у литих сплавах Мо—Ni—В призводить до зменшення періоду *a* (рис. 3, нижня крива) від 314,7 пм (без нікелю) до 313,9 пм з $\sim 3\%$ (ат.) нікелю. У відпалених сплавах концентраційну залежність періоду встановити важко (рис. 3, верхня крива). Очевидно, це можна пояснити зростанням розчинності бору в молибдені у присутності нікелю та їх спільним впливом на період ґратки. Мікротвердість фази (Mo) зменшується від $\sim 8,2$ ГПа (без нікелю) до $\sim 5,4$ ГПа з вмістом нікелю $\sim 3\%$ (ат.) у відпалених сплавах (рис. 4). Дещо вищі значення мікротвердості отримано для литих сплавів (рис. 4), але факт певного зменшення (розм'якшення) молибдену нікелем підтверджується.

Бінарні фази на основі боридів Mo₂B, α-MoB та o-Ni₄B₃

Мікроструктури сплавів, у яких містяться зерна фаз (Mo₂B) і (α-MoB) наведено на рис. 2, а, в, г, д відповідно. Область гомогенності першої з них має протяжність по бору 1,1% (ат.) (від 32,6 до 33,7% (ат.) В), а другої — 1,9% (ат.) (48,3—50,2% (ат.) В) [19]. Залежності періодів кристалічної ґратки гексагональних фаз (Mo₂B) і (α-MoB) від вмісту в них нікелю

Т а б л и ц я 1. Кристаллографічні характеристики фаз системи Mo—Ni—B у сплавах, багатих на молібден, та у сплавах із вмістом бору 40—43% (ат.)

Т a b l e 1. Crystallographic characteristics of Mo—Ni—B phases in Mo—rich alloys and alloys with 40—43% (at.) B

Фаза	Температура існування, °С	Символ Пирсона	Просторова група	Прото-тип	Періоди кристалічної ґратки			Посилання, коментарі
					a	b	c	
(Mo)	< 2623	cI2	<i>I</i> m3 <i>m</i>	<i>W</i>	314,7			Чистий метал за температури 25 °С [12]
Mo ₂ B	< 2280	tI12	<i>I</i> 4/ <i>m</i> <i>m</i> <i>c</i>	CuAl ₂	554,7	—	473,9	33,9—34,0 ат.% В [12,13]
α-MoB	< 2180	tI16	<i>I</i> 4 ₁ / <i>a</i> rd	α-MoB	310,68	—	1696,18	49,0—52,0 ат.% В [12,14]
Ni _{4-x} B _{3-x} (0), x ≅ 0,1	< 1025	<i>P</i> yma	<i>o</i> P28	Ni ₄ B ₃	1195,3	298,1	656,9	Збагачений Ni [15]
Mo ₃ NiB ₃	~1400, ~950	<i>o</i> C*	<i>S</i> mm	W ₃ CoB ₃	841,8 842,5	1073,4 1074,9	317,5 318,3	(43Mo—14Ni—43B) [16] (39Mo—18Ni—43B) [7]
Mo ₃ Ni ₁₀ B ₁₁	~950	<i>o</i> P*	—	—	619,7	1073,7	302,1	(12Mo—42Ni—46B) [7]

* Невідомо

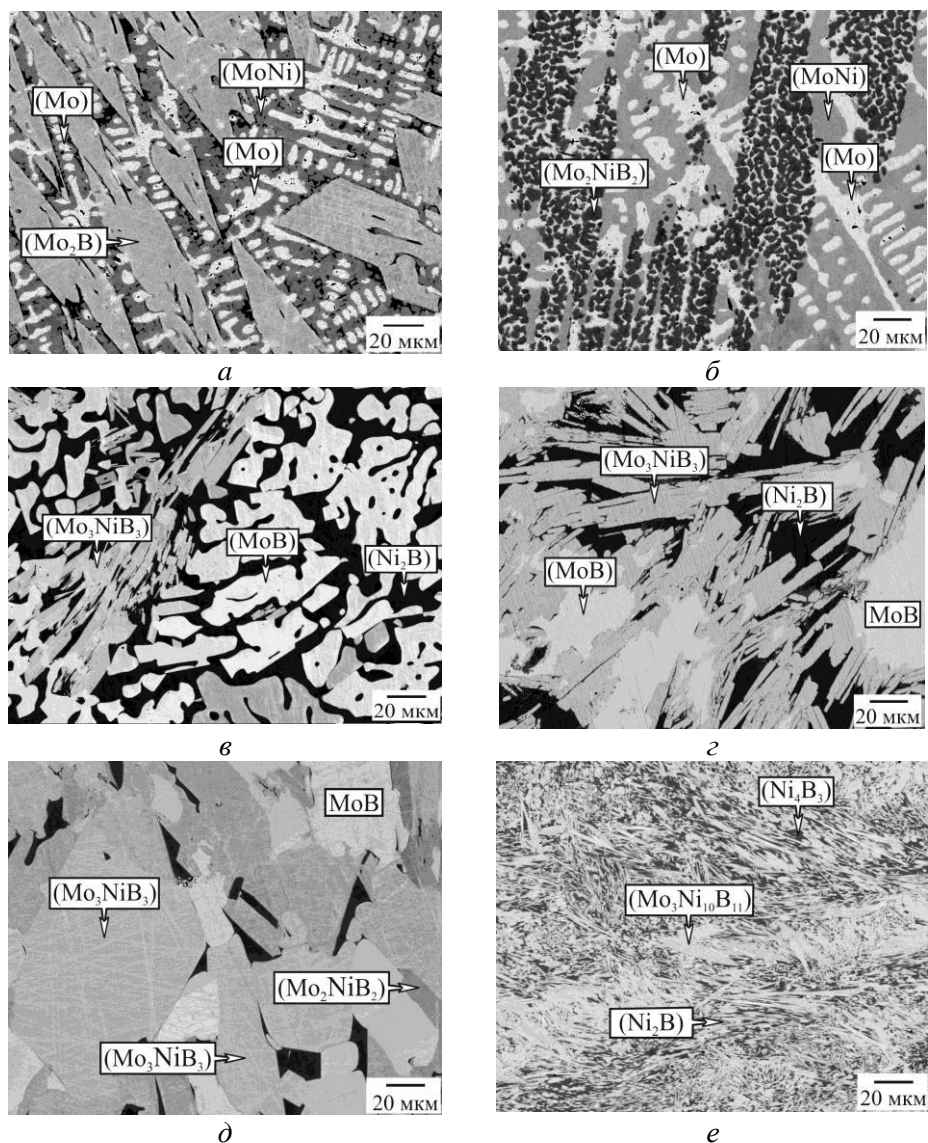


Рис. 2. Мікроструктури у відбитих електронах сплавів системи Мо—Ni—В, збагачених на молібден, та сплавів із вмістом бору ~41% (ат.): *a*, *б* — 64Мо—20Ni—16В (% (ат.)), литий (*a*) та відпалений 15 год за температури 1250 °С (*б*); *в*, *г* — 27Мо—32Ni—41В, литий (*в*) та відпалений 5 год за температури 1720 °С (*г*); *д* — 39Мо—20Ni—41В, відпалений 5 год за температури 1720 °С; *е* — 5Мо—54Ni—41В, відпалений 15 год за температури 1110 °С

Fig. 2. Microstructures of Mo—Ni—B alloys from Mo-rich regions and alloys with boron content ~41% (at.) (SEM, in back scattered electrons): *a*, *b* — alloy 64Mo—20Ni—16B (% (at.)), as-cast (*a*) and annealed at 1250 °C for 15 h (*b*); *v*, *z* — alloy 27Mo—32Ni—41B, as-cast (*v*) and annealed at 1720 °C for 5 h (*z*); *d* — 39Mo—20Ni—41B, annealed at 1720 °C for 5 h; *e* — 5Mo—54Ni—41B, annealed at 1110 °C for 15 h

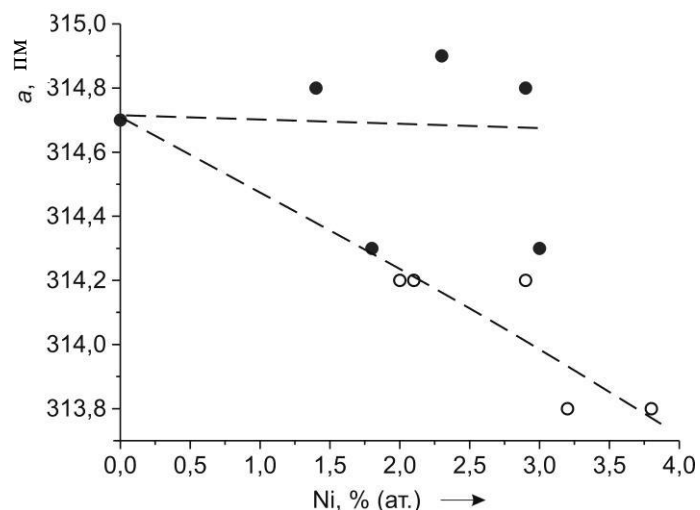


Рис. 3. Залежності періоду a кристалічної ґратки фази на основі молибдену (Mo) від вмісту розчиненого у ній нікелю для литих (\circ) і відпалених (\bullet) сплавів системи Mo—Ni—B

Fig. 3. The lattice parameter a of the metallic Mo-based phase vs the Ni content in it for as-cast (\circ) and annealed (\bullet) Mo—Ni—B alloys

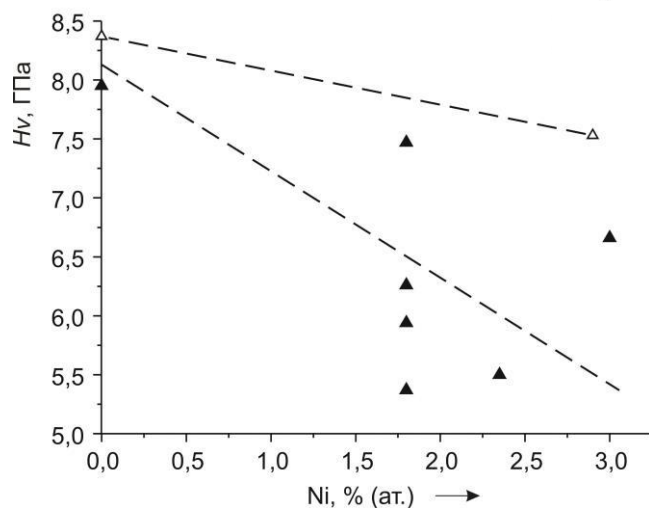


Рис.4. Залежності мікротвердості фази на основі молибдену (Mo) від вмісту розчиненого у ній нікелю для литих (Δ) і відпалених (\blacktriangle) сплавів системи Mo—Ni—B

Fig. 4. Microhardness of the Mo-based phase vs the Ni content in it for as-cast (Δ) and annealed (\blacktriangle) Mo—Ni—B alloys

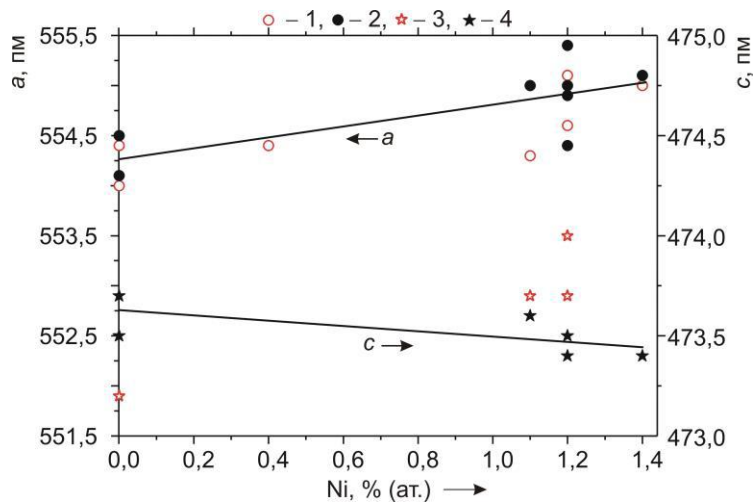


Рис. 5. Залежності періодів a (1, 2) і c (3, 4) кристалічної ґратки фази на основі Mo_2B від вмісту розчиненого у ній нікелю для литих (1, 3) і відпалених (2, 4) сплавів системи Mo-Ni-B

Fig. 5. The lattice parameters a (1, 2) and c (3, 4) of the Mo_2B -based phase vs the Ni content in it the lattice parameter c in as-cast (1, 3) and annealed (2, 4) Mo-Ni-B alloys

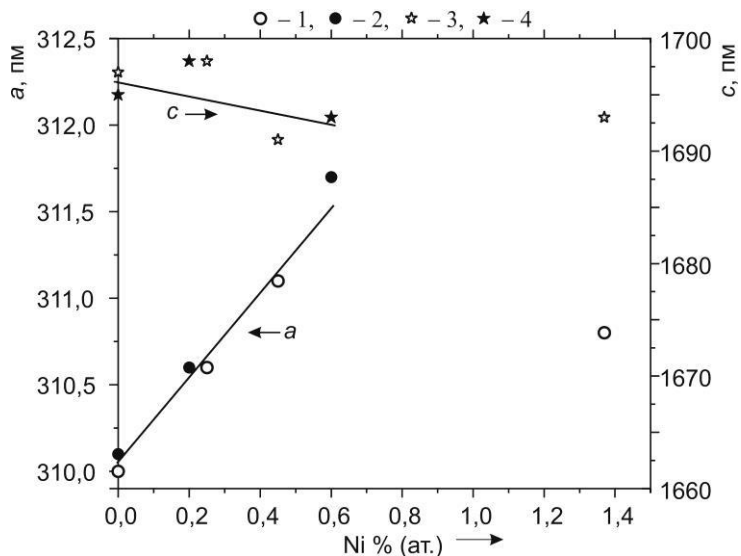


Рис. 6. Залежності періодів a (1, 2) і c (3, 4) кристалічної ґратки фази на основі $\alpha\text{-MoB}$ від вмісту розчиненого у ній нікелю для литих (1, 3) та відпалених (2, 4) сплавів системи Mo-Ni-B

Fig. 6. The lattice parameters a (1, 2) and c (3, 4) of the $\alpha\text{-MoB}$ -based phase vs the Ni content in it the lattice parameter c in as-cast (1, 3) and annealed (2, 4) Mo-Ni-B alloys

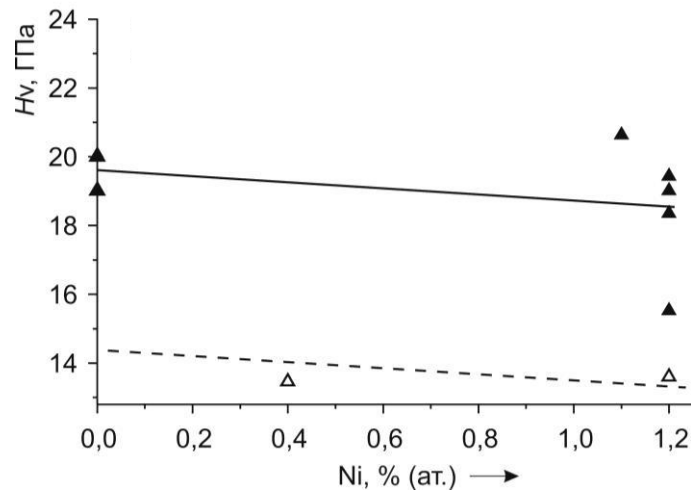


Рис. 7. Залежності мікротвердості фази на основі Mo_2B від вмісту розчиненого в ній нікелю для литих (Δ) і відпалених (\blacktriangle) сплавів системи Mo-Ni-B

Fig. 7. Microhardness of the Mo_2B -based phase vs the Ni content in it for as-cast (Δ) and annealed (\blacktriangle) Mo-Ni-B alloys

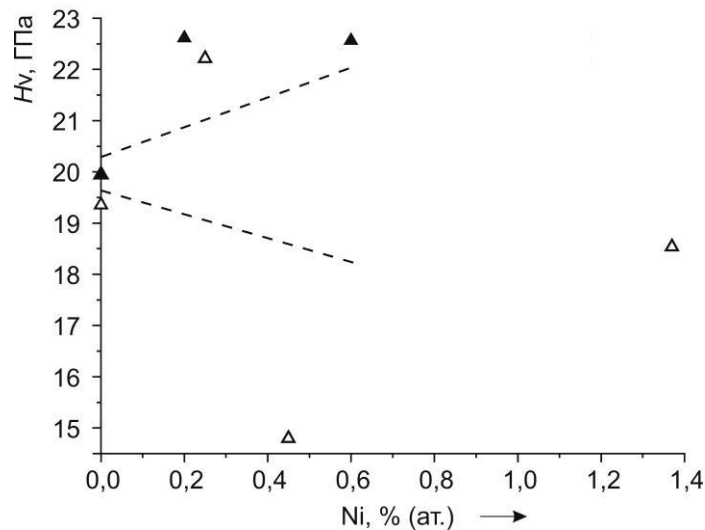


Рис. 8. Залежності мікротвердості фази на основі $\alpha\text{-MoB}$ від вмісту розчиненого в ній нікелю для литих (Δ) та відпалених (\blacktriangle) сплавів системи Mo-Ni-B

Fig. 8. Microhardness of the $\alpha\text{-MoB}$ -based phase vs the Ni content in it for as-cast (Δ) and annealed (\blacktriangle) Mo-Ni-B alloys

представлено на рис. 5 і 6. Як видно, розчинність нікелю в обох фазах приводить до збільшення періоду a і одночасного зменшення періоду c . В цьому випадку мікротвердість фази (Mo_2V) дещо зменшується: у відпалених сплавах від $\sim 19,7$ до $\sim 18,5$ ГПа, у литих — від $\sim 14,4$ до $\sim 13,3$ ГПа (рис. 7, відповідно верхня і нижня криві). Для фази ($\alpha\text{-MoV}$) концентраційну залежність мікротвердості встановити важко через великий розкид значень: від ~ 15 до $\sim 22,5$ ГПа (рис. 8). Наведені результати показують, що розчинність нікелю у (Mo_2V) становить 1,4% (ат.), у ($\alpha\text{-MoV}$) — 0,6% (ат.), що узгоджується з результатами нашої попередньої роботи [9] (рис. 1).

Фаза на основі $\text{o-Ni}_4\text{B}_3$ у достатній кількості зафіксована лише у литому та відпаленому сплавах складу $5\text{Mo}-54\text{Ni}-41\text{B}$ (за РФА, вміст фази 72 і 74% (мас.) відповідно) та у литому сплаві $12\text{Mo}-47\text{Ni}-41\text{B}$ (вміст фази $\sim 50\%$ (мас.)). Розчинність молібдену в ній мала і, за даними ЛРСА, становить 0,1% (ат.) [9]. Виділення цієї фази спостерігаються у мікроструктурі відпаленого сплаву складу $5\text{Mo}-54\text{Ni}-41\text{B}$ (% (ат.)) на рис. 2, *e*. Періоди кристалічної ґратки і мікротвердість фази змінюються в незначній мірі і, схоже, ледь помітно зростають зі збільшенням вмісту розчиненого в ній молібдену. Мікротвердість фази ($\text{o-Ni}_4\text{B}_3$) оцінено як ~ 19 ГПа у литих та ~ 15 ГПа у відпалених сплавах.

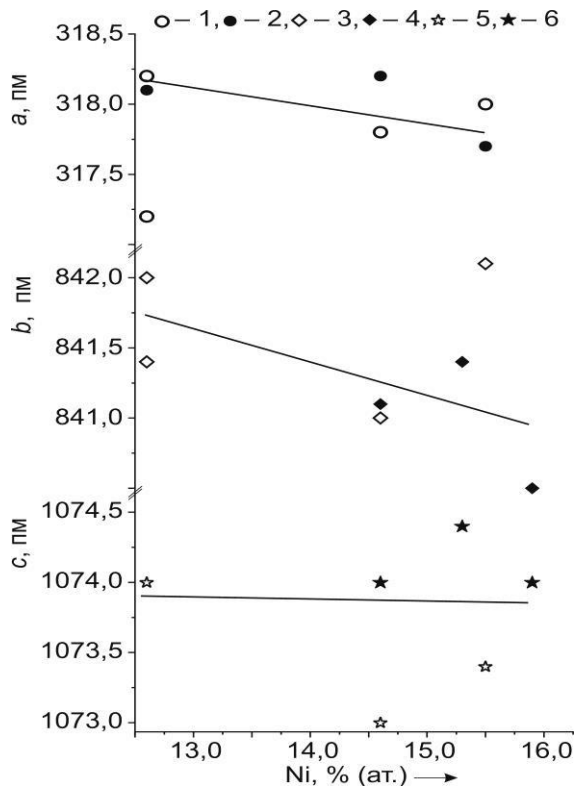


Рис. 9. Залежності періодів кристалічної ґратки a (1, 2), b (3, 4) та c (5, 6) фази на основі Mo_3NiB_3 від вмісту розчиненого в ній нікелю у литих (1, 3, 5) та відпалених (2, 4, 6) сплавах системи Mo-Ni-B

Fig. 9. The lattice parameters of the Mo_3NiB_3 -based phase vs the Ni content in it. 1, 2 — the lattice parameter a ; 3, 4 — the lattice parameter b ; 5, 6 — the lattice parameter c in as-cast (1, 3 and 5) and annealed (2, 4 and 6) Mo-Ni-B alloys

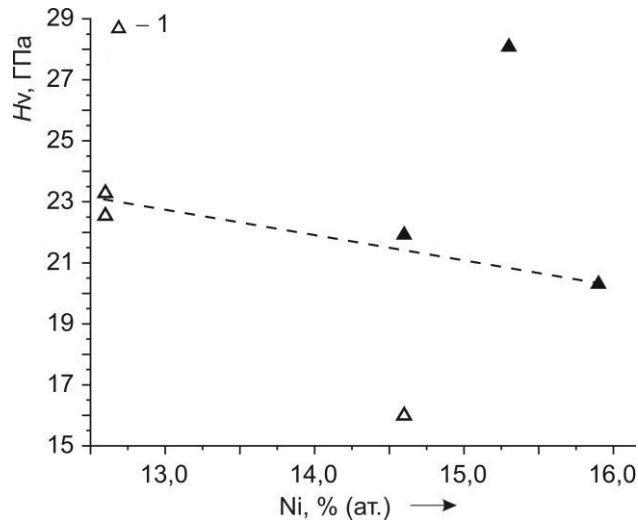


Рис. 10. Залежності мікротвердості фази на основі Mo_3NiB_3 від вмісту розчиненого в ній нікелю у литих (Δ) та відпалених (\blacktriangle) сплавах системи $\text{Mo}-\text{Ni}-\text{B}$

Fig. 10. Microhardness of the Mo_3NiB_3 -based phase vs the Ni content in it for as-cast (Δ) and annealed (\blacktriangle) $\text{Mo}-\text{Ni}-\text{B}$ alloys

Тернарні фази на основі потрійних сполук Mo_3NiB_3 та $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$

Тернарна сполука Mo_3NiB_3 перебуває в рівновазі із фазами на основі $\alpha\text{-MoB}$, Mo_2NiB_2 та Ni_2B (рис. 1). Найбільший вміст її фіксували у відпаленому сплаві складу $39\text{Mo}-20\text{Ni}-41\text{B}$ (за РФА, 49% (мас.)) та у литому $27,5\text{Mo}-33,5\text{Ni}-39\text{B}$ (54% (мас.)). Зерна цієї фази спостерігаються у мікроструктурах сплавів на рис. 2, в, з, д. Як видно на рис. 9, періоди кристалічної ґратки фази (Mo_3NiB_3) дещо зменшуються зі збільшенням вмісту розчиненого в ній нікелю. Мікротвердість також зменшується від ~ 23 до ~ 20 ГПа (рис. 10). Отримані результати для (Mo_3NiB_3) узгоджуються з рис. 1. Протяжність області гомогенності цієї фази за металами становить $\sim 3,2\%$ (ат.) і в межах похибки експерименту є такою самою, як і для фази Mo_2NiB_2 ($\sim 3,0\%$ (ат.)) за даними [11].

Фазу на основі $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$ методом РФА зафіксовано у двох сплавах: литому і відпаленому складу $5\text{Mo}-54\text{Ni}-41\text{B}$ (% (ат.)) та литому $7\text{Mo}-58\text{Ni}-35\text{B}$ (% (ат.)). Припускають [7], що вона має ромбічну структуру. Невеликі зіркоподібні зерна цієї фази в мікроструктурі першого вказаного сплаву спостерігаються на рис. 2, е. Візуально відрізнити їх від зерен інших рівноважних боридів у цьому сплаві проблематично. Періоди кристалічної ґратки $\text{Mo}_3\text{Ni}_{10}\text{B}_{11}$ не визначені через відсутність для неї кристалографічних даних. Мікротвердість фази оцінено як ≥ 16 ГПа.

У табл. 2 зведено результати щодо періодів кристалічної ґратки та мікротвердості фаз у залежності від вмісту в них розчиненого нікелю або молібдену (для ($\text{o-Ni}_4\text{B}_3$)), а також протяжності областей гомогенності.

Т а б л и ц я 2. Область гомогенності, періоди кристалічної ґратки та мікротвердість фаз у сплавах системи Мо—Ni—В поблизу бінарної системи Мо—В та сплавах із вмістом бору ~40—43% (ат.)

T a b l e 2. Homogeneity fields, lattice parameters and microhardness of phases in Mo—Ni—B alloys, which are located close to the Mo—B bounding system and on the boron isoconcentrate of 40—43% (at.)

Фаза на основі	Протяжність області гомогенності фази, % (ат.)	Періоди, пм			Мікротвердість (Hv), ГПа
		a	b	c	
(Mo)	3,0 ± 0,2% Ni; 6,2 ± 0,3% B	314,7—313,8 (литі сплави); 314,3—314,83 (відпалені)	—	—	8,4—7,5 (литі сплави); 7,8—5,5 (відпалені)
Mo ₂ B	33—34% B; 1,4% Ni	555,1—554,3	—	473,65—473,4	~19,7—18,5 (відпалені); ~14,4—13,3 (литі)
α-MoB	48,5—50% B; 0,6% Ni	310,1—311,5	—	1696—1692	~22,5—15
σ-Ni _{4+x} B _{3+x} , x ≈ 0,1	0,1% Mo	1194—1196	297,5—298,1	656,3—657,5	~19,0 (литі); ~15,0 (відпалені)
Mo ₃ NiB ₃	12,6—16,0% Ni	318,2—317,8	841,8—840,9	1073,9—1073,8	23—20
Mo ₂ Ni ₁₀ B ₁₁	40,6% Ni; 45,8% B	—	—	—	≥16

* У відповідності до зміни при збільшенні вмісту нікелю (молібдену).

Висновки

Збільшення вмісту розчиненого нікелю в ОЦК фазі на основі молібдену (Mo) призводить до зменшення її періоду a в литих сплавах, у фазах (Mo₂B) та (α -MoB) — до зменшення періоду c і одночасного зростання періоду a .

Мікротвердість фаз зменшується зі збільшенням вмісту нікелю у фазах на основі молібдену та боридів молібдену і підвищується зі зростанням вмісту бору.

Підтверджено результати [9] щодо протяжності областей гомогенності фаз на основі молібдену, боридів (Mo₂B), (α -MoB) та потрійної сполуки Mo₃NiB₃.

РЕЗЮМЕ. Для литых и отожженных при субсолидусных температурах сплавов системы Mo—Ni—B, расположенных вблизи от ограничивающей системы Mo—B, и сплавов, содержащих ~41% (ат.) бора, определены зависимости микротвердости и периодов кристаллической решетки фаз от содержания никеля. Установлено, что с увеличением содержания никеля периоды кристаллической решетки и микротвердость фазы, как правило, уменьшаются в соответствии с атомными радиусами металлов.

Ключевые слова: фаза, система, свойства, микротвердость, период, микроструктура, зависимость.

1. Komai M. Effects of Cr content on properties of (Mo, Ni) boride-base hard alloys / M. Komai, Y. Yamasaki, K. Takagi // J. Japan Inst. Metals. — 1993. — **57**, No. 7. — P. 813—820.
2. Takagi K. High-strength boride base hard materials / K. Takagi, Y. Yamasaki, M. Komai // J. Solid State Chem. — 1997. — **133**. — P. 243—248.
3. Takagi K. Effect of Mn on the mechanical properties and microstructure of reaction sintering Mo₂NiB₂ boride-based cermets // Met. Mat. Int. — 2003. — **9**, No. 5. — P. 467—471.
4. Yamasaki Y. Development of very high strength Mo₂NiB₂ complex boride base hard alloy / Y. Yamasaki, M. Nishi, K. Takagi // J. Solid State Chem. — 2004. — **177**. — P. 551—555.
5. Кублій В. З. Структура та властивості сплавів на основі комплексного бориду (Mo, Ni, Cr)₃B₂ / [В. З. Кублій, А. А. Бондар, С. В. Уткін та ін.] // Современные проблемы физического материаловедения. — К. : Ин-т пробл. материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины. — 2006. — Вып. 15. — С. 84—92.
6. 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. — № 10. — С. 71—75.
7. 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.
8. Кублій В. З. Фазові рівноваги в області багатих на молібден сплавів системи Mo—Ni—B при температурах плавлення—кристалізації / [В. З. Кублій, С. В. Уткін, С. В. Слєпцов та ін.] // Современные

- проблеми фізического матеріалознавства: Ін-т пробл. матеріалознавства ім. І. Н. Францевича НАН України. — 2013. — Вып. 22. — С. 10—22.
9. Уткін С. В. Поверхня солідуса системи Мо—Ni—В / [С. В. Уткін, В. З. Кублій, С. В. Слєпцов та ін.] // Сверхтвердые материалы. — 2019. — № 5. — С. 3—19.
 10. Kublii V. Boron-molybdenum-nickel / V. Kublii, A. Bondar // Landolt-Börnstein, Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology (New Series) Group IV: Physic. Chemist. — Ternary Alloy Systems. Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data Critically Evaluated by MSIT. — 2010. — 11E2. — P. 1—18.
 11. Кублій В. З. Властивості фаз та сплавів системи Мо—Ni—В в області Ni—MoNi—Mo₂NiB₂—Ni₂B / [В. З. Кублій, С. В. Уткін, А. А. Бондар, М. В. Ремез] // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2019 (у друці).
 12. Massalski T. V. Binary Alloy Phase Diagrams. — Materials Park, Ohio : ASM International, 1990. — 3589 p.
 13. Villars P. Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases / P. Villars, L. D. Calvert. — Materials Park, Ohio : ASM International, 1991. — 3750 p.
 14. Rogl P. The system B—N—Mo / P. Rogl, J. Schuster // Phase Diagrams of Ternary Boron Nitride and Silicon Nitride Systems. — Materials Park, Ohio (USA): ASM International, 1992. — P. 64—67.
 15. Lundström T. Preparation and crystal chemistry of some refractory borides and phosphides // Arkiv Kemi, Mineral. Geol. — 1969. — 31, No. 19. — P. 227—266.
 16. Jedlicka H. Die kristallstruktur des W₃CoB₃ und der dazu isotypen phasen Mo₃CoB₃, Mo₃NiB₃ und W₃NiB₃ / H. Jedlicka, F. Benesovsky, H. Nowotny // Monatsh. Chem. — 1969. — Bd. 100. — S. 844—850.
 17. Zhou S. H. First-principles calculations and thermodynamic modelling of the Ni—Mo system / [S. H. Zhou, Y. Wang, C. Jiang et al.] // Mater. Sci. Eng. A. — 2005. — A397. — P. 288—296.
 18. Witusiewicz V. T. Thermodynamic modeling of the ternary B—Mo—Ti system with refined B—Mo description / [V. T. Witusiewicz, A. A. Bondar, U. Hecht et al.] // J. Alloys Compd. — 2016. — 655. — P. 336—352.
 19. Brewer L. Atomic energy review / L. Brewer, L. H. Lamoreaux // Special Issue, No. 7, Molybdenum: Physico-chemical Properties of Its Compounds and Alloys. II. Phase Diagrams. — Vienna : International Atomic Agency, 1980. — P. 195—356.

Надійшла 24.09.19

Kublii V. Z., Utkin S. V., Bondar A. A.

Properties of Mo—Ni—B phases in Mo—rich alloys and alloys with boron content of 40—43% (at.)

Properties of phases, microhardness H_v and lattice parameters, were studied in Mo—Ni—B alloys, as-cast and annealed at subsolidus temperatures. The alloys

were prepared by arc melting and their phase constituents were evaluated in the course of studying phase equilibria. The alloy compositions are located close to the Mo—B bounding system and on the B isoconcentrate of ~41% (at.). In the plotted dependences of the lattice parameters of phases on their compositions, usually there is their decrease with rise in the Ni content in accordance with the atomic radii. So, for the phase based on molybdenum (Mo), the lattice parameter a decreases for as-cast alloys from 314,7 pm (without Ni) to 313,8 pm (at 3,8% (at.) Ni). Some softening of Mo by Ni additions is observed (H_v drops from ~8,4 to ~5,5 GPa in annealed samples). The dissolution of Ni has a different effect on lattice parameters of Mo_2B and $\alpha\text{-MoB}$ borides: as the Ni content rises, parameters a increase from 554,3 to 555,1 and from 310,1 to 311,5 pm, and parameters c decrease (from 473,6 to 473,4 pm and from 1696 to 1692 pm respectively). For the compound Mo_3NiB_3 parameters a and b decrease with an increase in the Ni content (from 318,2 to 317,8 pm and from 841,8 to 840,9 pm respectively), while parameter c remains unchanged (1073,8—1073,9 pm). The lattice parameters and H_v of the phase (o- Ni_4B_3) have barely increased with rise in the Mo content in it (1194—1196, 297,5—298,1 and 656,3—657,5 pm for periods a , b and c respectively). The values H_v of all the 5 studied boride phases fall in the range from 14 to ~23 GPa.

Keywords: *phase, molybdenum, nickel, boride, properties, microhardness, dependence.*