

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

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича

НАН України, м. Київ, Україна

**vasil.kubliy@gmail.com*

Властивості фаз у сплавах системи Мо–Fe–В із вмістом бору до 40 % (ат.), відпалених за субсолідусних температур

Побудовано концентраційні залежності періодів кристалічної ґратки та мікротвердості HV для фаз у сплавах системи Мо–Fe–В із вмістом бору до 40 % (ат.), відпалених за субсолідусних температур. Встановлено, що при збільшенні вмісту заліза у фазах (Мо), ($\alpha\delta$ -Fe), σ -МоFe і Mo_2FeB_2 періоди зменшуються, а мікротвердість зростає для фаз (Мо) та Mo_2FeB_2 і зменшується для ($\alpha\delta$ -Fe), σ -МоFe, μ - Mo_6Fe_7 і R- Mo_2Fe_3 . Для більшості досліджених фаз отримані результати добре узгоджуються з межами областей гомогенності фаз на поверхні солідуса, побудованій раніше.

***Ключові слова:** фаза, сплав, система, фазовий склад, залежність, мікротвердість, період.*

ВСТУП

Систему Мо–Fe–В розглядають як основу для розробки твердих безвольфрамових сплавів (керметів) [1–6] і зносостійких та корозійностійких покриттів на основі потрібної сполуки Mo_2FeB_2 [7]. Було повідомлення [8] про розробку зносо- та корозійностійкого покриття на основі складного бориду $\text{Mo}_2(\text{Fe},\text{Ni})\text{B}_2$ з високою (84–85 HRA) твердістю, яке, до того ж, має добру адгезію до сталеві підкладки. Борид Mo_2FeB_2 можна застосувати в якості зміцнюючих та захисних покриттів на магнітних стрічках [9]. Відомо про схильність до аморфізації багатих на залізо сплавів Мо–Fe–В [10, 11] та про їхні магнітні властивості [12, 13].

Фазові рівноваги в системі Мо–Fe–В вивчено досить добре. За результатами експериментального дослідження і термодинамічного моделювання побудовано діаграму стану цієї системи [14, 15]. Але інформація про властивості сплавів і окремих фаз у сплавах системи Мо–Fe–В обмежена. Опубліковані результати вимірювання мікротвердості сполуки Mo_2FeB_2 , $23,1 \pm 1,4$ ГПа за Віккерсом [16], і властивостей сплавів складів, близьких до області $\text{Mo}_2\text{FeB}_2 + (\text{Fe})$ [1–6], носять епізодичний характер.

Мета цієї роботи – провести систематичне вивчення мікротвердості за Віккерсом унарних фаз на основі молібдену (Мо) та заліза ($\alpha\delta$ -Fe), бінарних на основі інтерметалідів σ -МоFe, μ - Mo_6Fe_7 і R- Mo_2Fe_3 та тернарної Mo_2FeB_2 ; встановити концентраційні залежності мікротвердості та періодів кристалічної ґратки від складу цих фаз для відпалених за субсолідусних температур сплавів Мо–Fe–В.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

У роботі досліджували сплави, що використовували для вивчення фазових рівноваг у системі Мо–Fe–В [14]. Вихідними для приготування сплавів були

залізо карбонільне особливо чисте, молібден (порошок або пруток) і чорний аморфний бор (вміст вуглецю – 0,02 % (за масою)). Сплави плавлять в електродуговій печі на мідному водоохолоджуваному поду з вольфрамовим невитратним електродом у середовищі аргону, доочищеного плавленням титанового гетера. Компоненти у сплави вводили у вигляді лігатур (боридів заліза і молібдену), які готували в тих самих умовах, що й сплави. Лігатури атестовано методами хімічного та спектрального аналізу. Їхній склад (% (ат.)): 62,7Fe–37,3Mo; 51,4Fe–49,6B; 52,7Mo–47,3B; 52,9Fe–34,1Mo–13,0B. У лігатурах виявлено домішки, % (за масою): (0,02–0,03) O; (0,02–0,03) C; < 0,001 (H і N); < 0,01 Ti; $\sim 10^{-3}$ (Ni, Cu і Si).

Відпали сплавів здійснювали в печах опору СШВЛ 0,6.2/16 і 0,6.2/25 за субсолідусних температур (на $\sim 30\text{--}50^\circ\text{C}$ нижче від температури початку плавлення). Температуру початку плавлення визначали методами диференційного термічного аналізу (ДТА) та пірометричним за Пірані-Альтертумом [14]. Фазовий склад визначали методом рентгенівського фазового аналізу (РФА). Мікροструктуру досліджено методами металографії СЕМ/ЛРСА (прилади фірми “JEOL” з електронно-зондовими мікроаналізаторами): Superprobe 8200 із WDX-спектрометром та JAMP 9500 F із EDX-спектрометром. Більш детально методики приготування і дослідження сплавів описано в [14].

Вміст фаз у сплавах і періоди кристалічних ґраток фаз визначено за допомогою програми PowderCell. Мікротвердість за Віккерсом фаз у сплавах вимірювали на приладі ПМТ-3 з діамантовою пірамідою за навантаження 0,98 Н (100 Г) або 0,49 Н (50 Г). Концентраційні залежності періодів і мікротвердості фаз для відпалених сплавів побудовано з використанням програми OriginPro7.0. В окремих випадках взято до уваги і значення для литих сплавів. Розчинність бору у фазах незначна, тому її не враховано.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ

На рис. 1 наведено проєкцію поверхні солідуса системи Мо–Fe–В для сплавів із вмістом бору до $\sim 40\%$ (ат.), побудовану в [14]. Як видно на цій діаграмі стану, на поверхні солідуса кожна із досліджених унарних та бінарних фаз перебуває в стані рівноваги з фазою Mo_2FeB_2 . Дві фази – $\mu\text{-Mo}_6\text{Fe}_7$ і $\text{R-Mo}_2\text{Fe}_3$, мають вузькі області гомогенності, інші чотири – досить широкі. Кристалографічні характеристики досліджених фаз подано в табл. 1. Мікροструктури сплавів, у яких спостерігали зерна вивчених фаз, представлено на рис. 2.

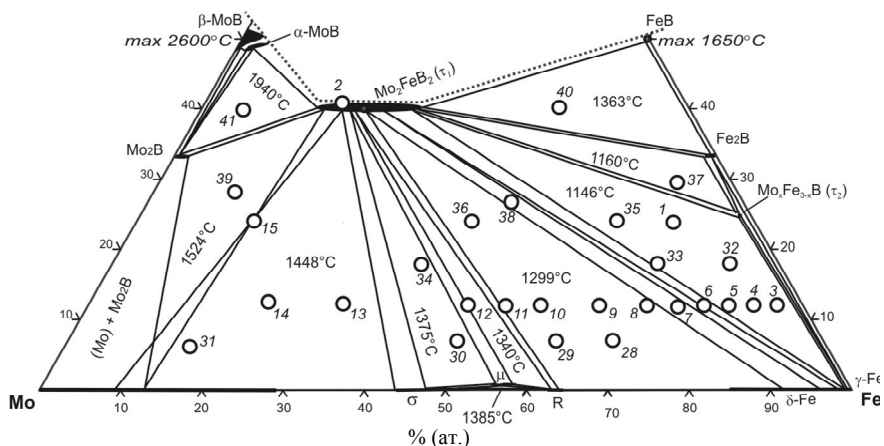


Рис. 1. Проєкція поверхні солідуса системи Мо–Fe–В за даними [14] (вказано порядковий номер сплаву і температури ізотермічних площин).

Таблиця 1. Кристалографічні характеристики окремих фаз системи Мо–Fe–В

Фаза	Температура стабільності, °С	Символ Пірсона	Просторова група	Прото-тип	Періоди ґратки, пм		Коментарі/ посилання
					а	с	
α, δ , ($\alpha\delta$ -Fe) (Mo)	< 912; 1394–1538 < 2623	<i>cI2</i>	$Im\bar{3}m$	W	286,65	–	за температури 25 °С [17] за температури 25 °С [17], розчиняє < 0,4 % (ат.) В за 2148 °С [18] і 26,6 % (ат.) Fe за 1612 °С [19]
σ -MoFe	1611–1235	<i>tP30</i>	$P4_2/mnm$	σ -CrFe	918,8	481,2	[17, 20], 44,5–52,1 % (ат.) Fe [19]
μ -Mo ₆ Fe ₇	<1370	<i>hR13</i>	$R\bar{3}m$	W ₆ Fe ₇	475,46	2571,6	[17, 21], 55,7–60,8 % (ат.) Fe [19]
R-Mo ₂ Fe ₃	1488–1200	<i>hR53</i>	$R\bar{3}m$	R- (Co,Cr,Mo)	1091,01	935,4	[17], 63,9–64,2 % (ат.) Fe [19], Mo _{1,9} Fe _{3,1} за температури 1250–1490 °С [21]
τ_2 , Mo ₂ FeB ₂	< 2060	<i>tP10</i>	$P4/mbm$	U ₃ Si ₂	578,2	314,8	[22], після відпалу за температури 1000 °С [23], 577,26314,61 після відпалу за температури 1050 °С [24]

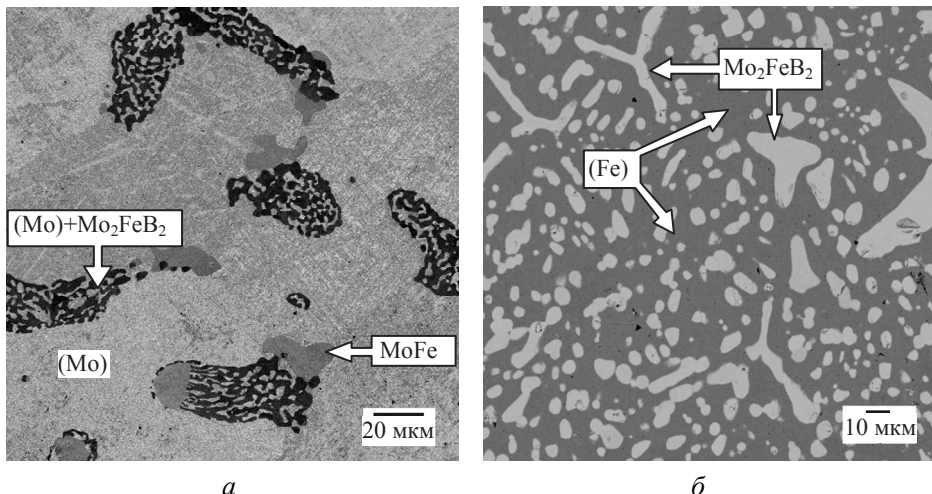


Рис. 2. Мікроструктура сплавів системи Мо–Fe–В: *a* – сплав 31 (Mo_{80,5}Fe_{12,5}B₇), відпалений за 1440 °С впродовж 20 год, фазовий склад (Mo) + σ -MoFe + Mo₂FeB₂; *б* – сплав 7 (Mo₁₅Fe₇₃B₁₂), відпалений за 1250 °С впродовж 5 год, фазовий склад ($\alpha\delta$ -Fe) + Mo₂FeB₂; *в* – сплав 30 (Mo₄₅Fe₄₈B₇), відпалений за 1290 °С впродовж 15 год, фазовий склад σ -MoFe + μ -Mo₆Fe₇ + Mo₂FeB₂; *г* – сплав 2 (Mo₄₀Fe₂₀B₄₀), литий, фазовий склад MoB + Mo₂FeB₂ + ($\alpha\delta$ -Fe); номер сплаву – див. рис. 1.

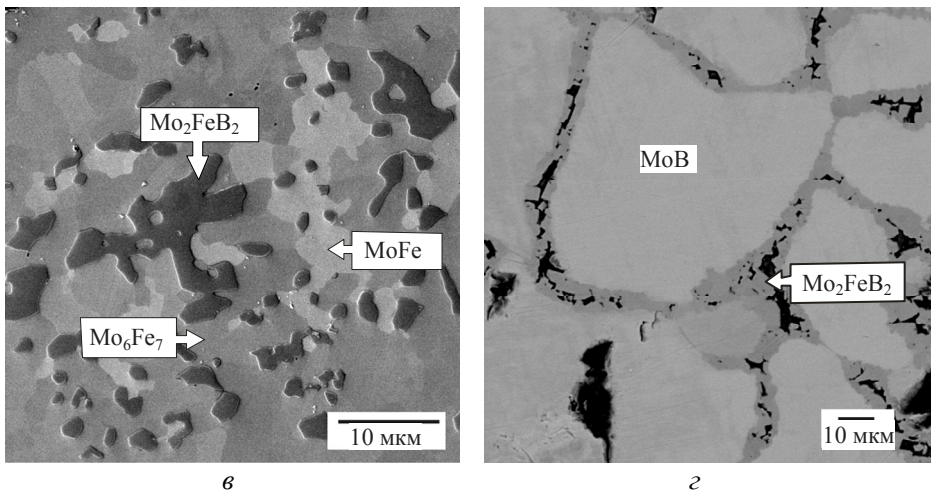


Рис. 2. (Продовження).

Фази на основі молібдену (Mo) і заліза ($\alpha\delta$ -Fe)

Фази (Mo) і ($\alpha\delta$ -Fe) вивчали у відпалених сплавах потрійної системи Mo–Fe–B та подвійних систем Mo–B і Fe–B відповідно. На рис. 2, *a* наведено мікроструктуру сплаву 31 ($\text{Mo}_{80,5}\text{Fe}_{12,5}\text{B}_7$), у якому фаза на основі молібдену є матрицею. Залежність періоду кристалічної ґратки фази (Mo) від вмісту розчиненого в ній заліза наведено на рис. 3. Бачимо, що зі збільшенням вмісту заліза період a зменшується від 314,65 пм (чистий молібден) до $\sim 312,3$ пм за максимальної розчинності заліза. Значення мікротвердості (Mo) розкидані в смугі, обмеженій пунктирними лініями (рис. 4), від ~ 8 ГПа для (Mo) у бінарних сплавах Mo–B до ~ 13 ГПа у трикомпонентних сплавах. Враховуючи найбільш імовірні значення HV , можна зробити висновок, що зростання вмісту заліза в фазі (Mo) приводить до збільшення її мікротвердості від ~ 8 до ~ 11 ГПа від нижньої до верхньої границі області гомогенності фази за залізом. Концентраційні залежності періодів і мікротвердості (див. рис. 3 і 4) свідчать, що на поверхні солідуса максимальна розчинність заліза у Mo становить 13,5 % (ат.), відповідно до результатів [14].

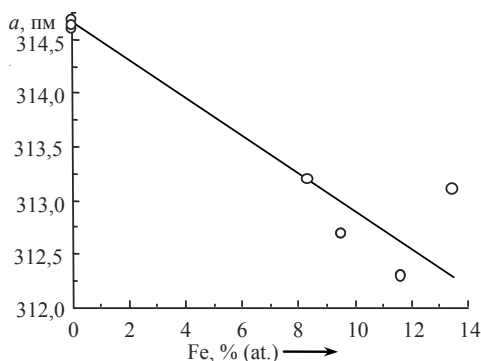


Рис. 3. Залежність періоду a фази (Mo) від вмісту розчиненого в ній заліза.

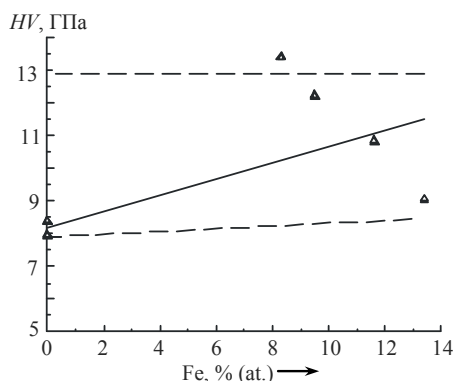


Рис. 4. Залежність мікротвердості фази (Mo) від вмісту розчиненого в ній заліза: пунктирними лініями виділено смугу, в якій розкидані значення HV .

Фазу ($\alpha\delta$ -Fe) спостерігали в мікроструктурі сплаву 7 ($\text{Mo}_{15}\text{Fe}_{73}\text{B}_{12}$) (див. рис. 2, б). Залежність періоду фази від вмісту в ній молібдену наведено на рис. 5. Видно, що період a зростає від $286,4 \pm 0,2$ пм (без молібдену, у сплаві $\text{Fe}_{77}\text{B}_{23}$, відпаленому впродовж 15 год за температури 1110°C) до $288,6 \pm 0,8$ пм на багатій молібденом границі області гомогенності ($\alpha\delta$ -Fe) у потрійних сплавах. Значення мікротвердості розкидані в смузі від ~ 3 ГПа (у сплаві $\text{Fe}_{88}\text{B}_{12}$ після відпалу за температури 1070°C впродовж 5 год) до ~ 8 ГПа у потрійних сплавах (рис. 6), проте спостерігається тенденція до зростання HV від $\sim 4 \pm 1$ до $\sim 6,5 \pm 1,5$ ГПа від нижньої до верхньої границі області гомогенності ($\alpha\delta$ -Fe) за молібденом. Концентраційні залежності періоду і мікротвердості (див. рис. 5 і 6) свідчать, що на поверхні солідуса максимальна розчинність молібдену у залізі становить $\sim 7\%$ (ат.), що узгоджується з результатами [14] (див. рис. 1).

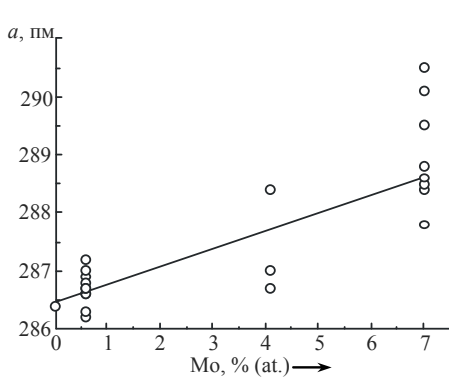


Рис. 5. Залежність періоду a фази ($\alpha\delta$ -Fe) від вмісту розчиненого в ній молібдену.

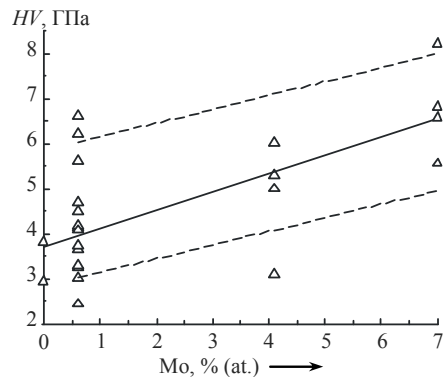


Рис. 6. Залежність мікротвердості фази ($\alpha\delta$ -Fe) від вмісту розчиненого в ній молібдену: пунктирними лініями виділено смугу, в якій розкидані найбільш імовірні значення.

З наведених для обох унарних фаз результатів робимо також висновок, що зміна їхніх періодів у потрійних сплавах здійснюється у відповідності до значень атомних радіусів молібдену і заліза.

Фази на основі σ -MoFe, μ -Mo₆Fe₇ та R-Mo₂Fe₃

Високотемпературну в бінарній системі фазу σ -MoFe було зафіксовано в потрійних сплавах у широкій смузі складів (див. рис. 1). Зерна цієї фази бачимо в мікроструктурах сплавів 31 ($\text{Mo}_{80,5}\text{Fe}_{12,5}\text{B}_7$) і 30 ($\text{Mo}_{45}\text{Fe}_{48}\text{B}_7$) (див. рис. 2, а, в відповідно). Зі зростанням вмісту заліза у фазі обидва її періоди дещо спадають: a – від 924 пм на нижній границі області гомогенності фази за залізом до 922 пм на верхній, відповідно період c – від 482,0 до 480,8 пм (рис. 7). Із концентраційних залежностей для періодів впливає, що область гомогенності σ -фази знаходиться в межах вмісту заліза від $\sim 43,1$ до $45,4\%$ (ат.).

Фаза μ -Mo₆Fe₇ у бінарній системі утворюється в твердому стані. На рис. 1 видно, що в потрійній системі вона стабільна на поверхні солідуса і має невелику область гомогенності. Зерна фази спостерігали в мікроструктурі сплаву 30 ($\text{Mo}_{45}\text{Fe}_{48}\text{B}_7$) (див. рис. 2, в). Фаза μ -Mo₆Fe₇, як і фаза R-Mo₂Fe₃, бере участь у дво- і трифазних рівновагах $\sigma + \mu + \tau_2$, $\mu + \tau_2$, $\mu + \text{R} + \tau_2$ і $\text{R} + \tau_2$ (див. рис. 1). У межах полів фазових рівноваг $\sigma + \mu + \tau_2$ та $\mu + \text{R} + \tau_2$ відсутні дані про склад фаз μ та R на нижніх границях їх областей гомогенності за залізом. Тому встановити концентраційні залежності періодів для цих фаз було неможливо. Однак відомі пері-

оди кристалічних ґраток цих фаз на їхніх верхніх границях за залізом. Для фази μ вони становлять: $a = 477,6$ і $c = 2582$ пм за вмісту заліза 56,7 % (ат.), а для фази R-Mo₂Fe₃ – $a = 1098,2$ і $c = 1936,0$ пм за вмісту заліза 66,8 % (ат.).

Як видно на рис. 2, в, важко розрізнити невеликі, подібні та змішані зерна фаз μ -Mo₆Fe₇ та σ -MoFe. Можна передбачити, що значення мікротвердості цих фаз дуже близькі, тому на рис. 8 наведено залежність HV від вмісту заліза одночасно для всіх трьох інтерметалідних фаз, а використовуючи результати [14], вертикальними пунктирними лініями вказано області гомогенності кожної з фаз. Бачимо, що значення мікротвердості фаз знаходяться в смузі від ~ 9 до $\sim 13,5$ ГПа і помітна тенденція до її зменшення зі збільшенням вмісту заліза. Так, для фази σ -MoFe від нижньої до верхньої границі області гомогенності за залізом мікротвердість зменшується від $\sim 13,5$ до ~ 10 ГПа. Видно також, що для фаз μ -Mo₆Fe₇ і R-Mo₂Fe₃ на верхніх границях їх областей гомогенності за залізом мікротвердість становить, відповідно, ~ 11 і $\sim 9,6$ ГПа. Наведені результати (див. рис. 7, 8) підтверджують висновки [14] про межі областей гомогенності інтерметалідних фаз за субсолідусних температур: від 43,1 до 66,8 % (ат.) вмісту заліза.

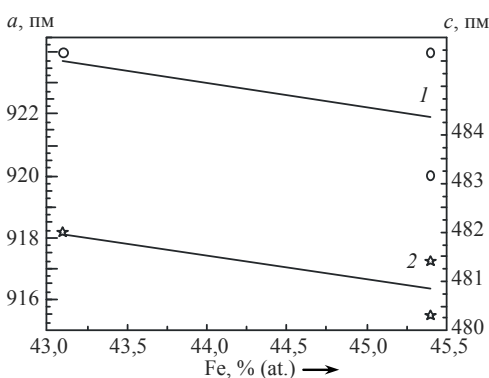


Рис. 7. Залежність періодів a (1) і c (2) кристалічної ґратки фази σ -MoFe від вмісту в ній заліза.

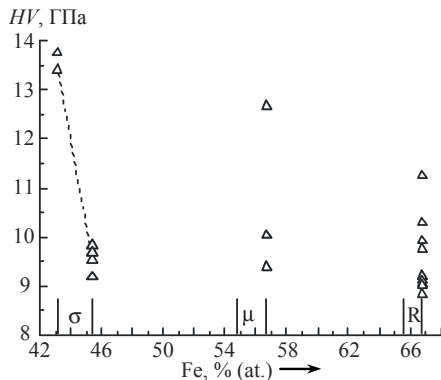


Рис. 8. Залежність мікротвердості інтерметалідних фаз σ , μ , R від вмісту в них заліза: пунктирними вертикальними лініями позначено області гомогенності фаз за даними [14].

Фаза на основі потрійної сполуки Mo₂FeB₂

Потрійна сполука має досить широку область гомогенності за вмістом металів (див. рис. 1). Сплав 2 досліджено в литому стані та відпаленому за субсолідусної температури. Виявилось, що в литому стані цей сплав нерівноважний і містить багато бориду MoB (див. рис. 2, з). Саме ця фаза показала суттєво вищу від інших фаз мікротвердість – понад 33 ГПа. Відпалений сплав є близьким до стехіометричного складу Mo₄₀Fe₂₀B₄₀ і містить практично чисту сполуку Mo₂FeB₂. Залежність періодів ґратки цієї фази від вмісту заліза (рис. 9) демонструє їх зменшення зі збільшенням вмісту заліза: період a – від 584 до 576 пм і період c – від 317 до 314 пм. Отримані значення мікротвердості знаходяться у межах $\sim 21,0$ – $23,3$ ГПа (рис. 10). Попри невеликий їх розкид, відслідковується деяке зростання HV зі збільшенням вмісту заліза – від $\sim 21,0$ до $\sim 22,5 \pm 0,7$ ГПа. Ці результати добре узгоджуються зі значенням $23,1 \pm 1,4$ ГПа, наведеним у [16]. Обидві залежності (див. рис. 9, 10) свідчать, що область гомогенності фази Mo₂FeB₂ знаходиться в межах від $\sim 13,5$ до 27,3 % (ат.) вмісту заліза у фазі.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ РОБОТИ

Отримані результати щодо мікротвердості, періодів кристалічних ґраток досліджених фаз та протяжності їхніх областей гомогенності (табл. 2) узгоджуються з наведеними в [14].

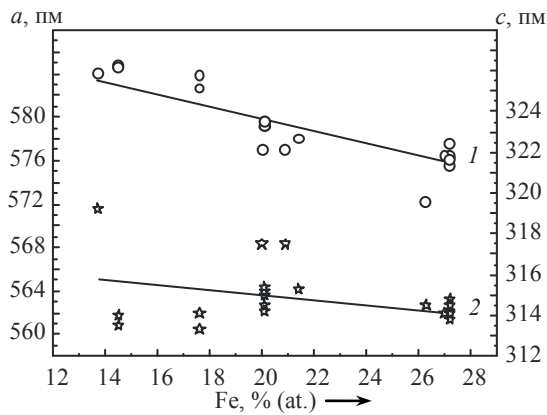


Рис. 9. Залежність періодів a (1) і c (2) ґратки фази Mo_2FeB_2 від вмісту в ній заліза.

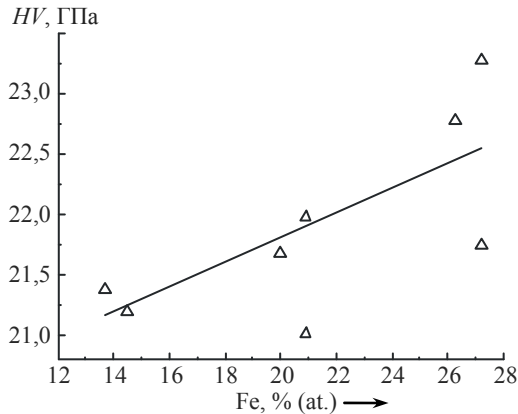


Рис. 10. Залежність мікротвердості фази Mo_2FeB_2 від вмісту в ній заліза.

Таблиця 2. Области гомогенності, періоди кристалічної ґратки і мікротвердість окремих фаз у сплавах системи Mo-Fe-B , відпалених за субсолідусних температур

Фаза	Протяжність області гомогенності фази, % (ат.)	Періоди, пм		Мікротвердість HV, ГПа
		a	c	
(Mo)	0–13,5Fe	314,65–312,3	–	8–11
($\alpha\delta$ -Fe)	0–7Mo	(286,4 \pm 0,2)–(288,6 \pm 0,8)	–	(4 \pm 1)–(6,5 \pm 1,5)
σ -MoFe	~ 43,1–45,4Fe	924–922	482,0–480,8	~ 13,5–10,0
μ - Mo_6Fe_7	~ 54,8–56,7Fe	?–477,6	?–2582	? ~ 11,0
R- Mo_2Fe_3	~ 65,7–66,8Fe	?–1098,2	?–1936	?–9,6
τ_2 , Mo_2FeB_2	13,5–27,3Fe	584–576	317–314	21–(22,5 \pm 0,7)

Мікротвердість боридної фази Mo_2FeB_2 (твердої складової сплавів) становить 21–23 ГПа, а залізної матриці – 3,0–13,5 ГПа. Ці значення близькі до відповідних характеристик відомого кермету $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--W}(\text{Mo})$, наведених у [25]: для Al_2O_3 – ~ 20 ГПа, для W – 3,3 ГПа. Борид Mo_2FeB_2 достатньо твердий, але дещо поступається карбіду SiC (25–33,4 ГПа) і боридам алюмінію [26]: $\alpha\text{-AlB}_{12}$ – 35,2 ГПа і $\gamma\text{-AlB}_{12}$ – ~ 32 ГПа).

Досліджені авторами матеріали $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{--}(\text{Fe})$ за наведеними в [25] характеристиками можна віднести до дисперснозміцнених керметів диборид–метал. Їхні складові поширені у природі та доступні. За властивостями боридних керметів, наведеними в [25, 27] (високої температури плавлення, високих хімічної стійкості, зносостійкості, твердості і малої питомої ваги) досліджено матеріали, подібні до керметів на основі боридів алюмінію. Очевидно, потрібно розробити технологію їх отримання методами порошкової металургії [25, 27]. Водночас певні важливі характеристики можуть бути покращені. Так, у [26] механічні властивості металевої матриці складу 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn для композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) покращено введенням добавки CrB_2 у кількості лише 2 % (за масою): мікротвердість матриці збільшилась від 4,5 ГПа (без добавки) до 8,0 ГПа. Збільшилась також і зносостійкість за рахунок формування дрібнозернистої структури та оптимального співвідношення H/E і H^3/E^2 (H – мікротвердість, E – модуль пружності). У [28] було сформовано нанокристалічну матрицю 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN для КАМ шляхом вибору температури гарячого пресування. У зразках, спечених за температури 1000 °C (на відміну від 800 і 900 °C), відбулося подрібнення мікроструктури від 5–50 мкм до 20–400 нм за рахунок фазових перетворень $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ під час розчинення VN в $\alpha\text{-Fe}$, а нанотвердість зросла від 3,75 до 5,37 ГПа (модуль пружності зменшився від 176–177 до 125 ГПа), що привело до підвищення зносостійкості та покращення трибологічних властивостей матриці. Значення мікротвердості матричних матеріалів для КАМ (~ 8 ГПа [26] і $\sim 5,4$ ГПа [28]) зіставні зі значеннями споріднених їм керметів $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{--}(\text{Fe})$. Таким чином, можна окреслити перспективні області застосування керметів $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{--}(\text{Fe})$, наприклад, як зв'язки для інструментальних матеріалів, зокрема алмазовмісних і з кубічним нітридом бору.

ВИСНОВКИ

Для фаз (Mo), ($\alpha\delta\text{-Fe}$), $\sigma\text{-MoFe}$, $\mu\text{-Mo}_6\text{Fe}_7$, $\text{R-Mo}_2\text{Fe}_3$ і Mo_2FeB_2 у відпалених за субсолідусних температур сплавах Mo–Fe–B вивчено концентраційні залежності періодів кристалічних ґраток та мікротвердості за Віккерсом від складу цих фаз.

Показано, що зі зростанням вмісту заліза у фазах (Mo), ($\alpha\delta\text{-Fe}$), $\sigma\text{-MoFe}$ і Mo_2FeB_2 періоди спадають.

Встановлено, що зі збільшенням вмісту заліза зменшується мікротвердість ($\alpha\delta\text{-Fe}$) та інтерметалідних фаз і дещо зростає фаз (Mo) і Mo_2FeB_2 . Серед відпалених сплавів найбільшу ($22,5 \pm 0,7$ ГПа) мікротвердість має тернарна сполука Mo_2FeB_2 . У нерівноважному литому сплаві $\text{Mo}_{40}\text{Fe}_{20}\text{B}_{40}$ для моноборидної фази MoB отримано значення мікротвердості HV понад 33 ГПа.

Підтверджено перспективність матеріалів $\text{Mo}_2\text{FeB}_2 + (\text{Fe})$ для застосування у якості керметів та зв'язки для інструментальних матеріалів на основі твердих високомодульних фаз, зокрема, з алмазом і кубічним нітридом бору.

V. Z. Kubliy, S. V. Utkin, A. A. Bondar, S. Yu. Artiukh
Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
Properties of phases in Mo–Fe–B alloys with boron content
up to 40 at % after annealing at subsolidus temperatures

Composition dependences of lattice parameters and HV microhardness are plotted for some phases of Mo–Fe–B alloys in region with boron content up to 40% (at.) annealed at subsolidus temperatures. It was found that with increasing Fe content in phases (Mo), ($\alpha\delta$ -Fe), σ -MoFe and Mo_2FeB_2 lattice parameters decrease and values of microhardness increase for phases (Mo) and Mo_2FeB_2 and decrease for ($\alpha\delta$ -Fe), σ -MoFe, μ - Mo_6Fe_7 and R - Mo_2Fe_3 . For most of the phases studied, the results obtained are in good agreement with the boundaries of phase homogeneity regions on the solidus surface constructed earlier.

Keywords: phase, alloy, system, phase composition, dependence, microhardness, lattice parameter.

1. Ide T., Nakano K., Takagi K. Sintering mechanisms and mechanical properties of Mo_2FeB_2 based hard alloys (in Japanese). *J. Jpn. Soc. Powder Metall.* 1987. Vol. 34, no. 7. P. 302–308.
2. Ide T., Nakano K., Takagi K. Effects of Mo content on liquid phase sintering mechanisms of Mo_2FeB_2 base hard alloys (in Japanese). *J. Jpn. Soc. Powder Metall.* 1987. Vol. 34, no. 8. P. 337–343.
3. Ide T., Ando T. Reaction sintering of an Fe-6 wt pct B-48 wt pct Mo alloy in the presence of liquid phases. *Metall. Mater. Trans. A.* 1989. Vol. 20. P. 17–24.
4. Ide K., Nakano K., Takagi K. Sintering mechanisms of iron containing multiple boride base hard alloys (in Japanese) *J. Jpn. Soc. Powder Metall.* 1992. Vol. 39. P. 247–253.
5. Takagi K. Development and application of high strength ternary boride base cermets. *J. Solid State Chem.* 2006. Vol. 179. P. 2809–2818.
6. Ren X., Yua L., Liu Y., Li H., Wu J., Liu Zh. Effects of extra boron addition on the liquid-state sintering process and properties of hard Mo_2FeB_2 -based cermets. *Int. J. Refract. Metals Hard Mater.* 2016. Vol. 61. P. 207–214.
7. Zhou T., Nie P., Lv H., Chen Q., Cai X. Assessment of elastic properties of coatings by three-point bending and nanoindentation, *J. Coating Technol. Res.* 2011. Vol. 8, no. 3. P. 355–361.
8. Yongguo W., Zhaoqian L. Development of ternary-boride-based hard cladding material. *Mater. Res. Bull.* 2002. Vol. 37. P. 417–423.
9. Akiyama S., Nakagawa S., Naoe M. Electrically conductive layer of wear-resistant Fe–Mo–B alloys for protecting magnetic recording tape. *IEEE Trans. Magn.* 1991. Vol. 27, no. 6. P. 5094–5096.
10. Efimov Yu.V., Mukhin G.G., Fridman Z.G., Bouravleva I.S., Myasnikova E.A. The change of the amorphous state of Fe–Mo–B alloys on heating. *J. Non-Cryst. Sol.* 1988. Vol. 103. P. 45–48.
11. Lingling W., Bangwie Z., Ge Y., Yifang O., Wangyu H. Structure and crystallization of amorphous Fe–Mo–B alloys obtained by electroless plating. *J. Alloys Compd.* 1997. Vol. 255, no. 1–2. P. 231–235.
12. Jorgen H., Nielsen V. Magnetic properties of Fe–Cr–B and Fe–Mo–B metallic glasses. *J. Magn. Magn. Mater.* 1980. Vol. 19, no. 1–3. P. 138–140.
13. Dunlap R.A., Stroink G. Magnetic properties of amorphous Fe–Mo–B alloys. *Canad. J. Phys.* 1984. Vol. 62. P. 714–719.
14. Уткін С. В., Бондар А. А., Кублій В. З., Капіганчук Л. М., Тіхонова І. Б. Поверхня солідуса системи Мо–Fe–В. *Порошкова металургія.* 2020. № 1–2. С. 121–139.
15. Witusiewicz V. T., Bondar A. A., Hecht U., Stryzhyboroda O., Utkin S. V., Kubliy V. Z. Thermodynamic re-modelling of the ternary B–Fe–Mo system based on novel experimental data. *J. Alloys Compd.* 2021. Vol. 854. P. 157173.
16. Shi Zh., Yin H., Xu Zh., Zhang T., Yang G., Zheng Q., Rao R. S., Yang J., Gao F., Wu M., Qu X. Microscopic theory of hardness and optimized hardness model of MX_1B and $\text{M}_2\text{X}_2\text{B}_2$ ($\text{M} = \text{W}, \text{Mo}$; $\text{X}_1 = \text{Fe}, \text{Co}$, $\text{X}_2 = \text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}$) transition-metal ternary borides by the first-principles calculations and experimental verification. *Intermetallics.* 2019. Vol. 114. P. 106573.
17. Subramanian H., Okamoto P.R., Kasperzak L. Binary Alloy Phase Diagrams: 2-nd ed. in 3 vols. / ed. T.V. Massalski. Materials Park, Ohio, USA: ASM International, 1990. 3589 p.

18. Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U., Potazhevska O.A., Velikanova T.Ya. Thermodynamic modelling of the ternary B–Mo–Ti system with refined B–Mo description. *J. Alloys Compd.* 2016. Vol. 655. P. 336–352.
19. Rajkumar V.B., Hari Kumar K.C. Thermodynamic modelling of the Fe–Mo system coupled with experiments and ab initio calculations. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 611. P. 303–312.
20. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов: Справ. / пер. с англ. под ред. И.И. Новикова, И.Л. Рогельберга. Москва: Металлургиздат, 1962. Т. 1. 608 с.
21. Villars P., Calvert L.D. Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases: 2-nd ed., 4 vols. Materials Park, Ohio, USA: ASM International, 1991. 3580 p.
22. Rieger W., Nowotny H., Benesovsky F. Die Kristallstruktur von Mo₂FeB₂. *Monatsh. Chem.* 1964. Vol. 95. P. 1502–1503.
23. Гладышевский Е.И., Федоров Т.Ф., Кузьма Ю.Б., Сколоздра Р.В. Изотермическое сечение системы молибден–железо–бор. *Порошковая металлургия.* 1966. № 4. С. 55–60.
24. Leithe-Jasper A., Klesnar H., Rogl P., Komai M., Takagi K.I. Reinvestigation of isothermal section in M(M = Mo,W)–Fe–B ternary systems at 1323 K. *J. Jpn. Inst. Met.* 2000. Vol. 64, no. 2. P. 154–162.
25. Кислый П.С., Боднарук Н.И., Боровикова М.С. и др. Керметы. Киев: Наук. думка, 1985. 272 с.
26. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Yutskevych S.S. Mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn materials with different amounts of CrB₂ used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 4. P. 251–263.
27. Кислый П.С., Неронов В.А., Прихна Т.А., Бевза Ю.В. Бориды алюминия. Киев: Наук. думка, 1990. 192 с.
28. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Dub S.N., Kuzin N.O. Formation of Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocrystalline matrix by vacuum hot pressing for diamond-containing composite. Mechanical and tribological properties. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, no 6. P. 388–401.

Надійшла до редакції 29.01.21

Після доопрацювання 20.07.21

Прийнята до опублікування 26.07.21