

**Температурна залежність мікротвердості
покриттів з аморфних порошків сплавів
Fe—Cr—B—Si та Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si
в інтервалі 293—1100 К**

С. І. Чугунова, О. А. Голубенко, І. В. Гончарова*,
А. В. Самелюк, О. І. Лук'янов, В. Х. Мельник

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
Україна, 03142, Київ, вул. Омеляна Пріцака, 3

*E-mail: i.goncharova@ipms.kyiv.ua

Виконано дослідження структури та механічної поведінки покриттів з аморфних порошків сплавів Fe—Cr—B—Si та Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si. У температурному інтервалі 293—1100 К методом локального навантаження вивчено механічні властивості покриттів та показано, що температурні залежності твердості мають немонотонний характер, притаманний для аморфних матеріалів. За кімнатної температури зі стандартних вимірів твердості визначено характеристику пластичності та напруження плину покриттів. Додавання елементів з більш слабкою температурною залежністю границі плинності (Ni та Co) до складу сплавів системи Fe—Cr—B за рахунок часткового заміщення Fe приводить до підвищення пластичності покриття.

Ключові слова: аморфні металеві сплави, покриття, температура, ідентування, механічні властивості, деформація.

Вступ

Аморфні металеві сплави (АМС) типу метал—металоїд на основі Fe—B, до складу яких входять перехідні метали VI групи (Cr, Mo), характеризуються високими значеннями міцності, корозійною стійкістю, термічною стабільністю та тріщиностійкістю. Порошки АМС такого складу застосовуються для отримання міцних корозійностійких покриттів, що працюють в агресивному середовищі (у вологому повітрі, морській воді, кислотах, розчинах солей та інш.) [1—4].

Використання таких покриттів є доцільним у хімічному машинобудуванні, авіації, інструментальній промисловості, для біоімплантації або у військових цілях, де потрібні покриття з підвищеною корозійною стійкістю та зносостійкістю. Строк дії експлуатації інструментів зумовлений зносом (корозійним та механічним) робочих поверхонь, площа яких значно менше загальної площі поверхонь інструментів, — тому варто наносити покриття тільки на робочі поверхні.

Можливості визначення стандартними методами механічних властивостей малопластичних АМС вельми обмежені у зв'язку з їх крихким руйнуванням при напруженнях близьких до границі плинності і навіть значно нижчих. Однак у разі локального навантаження жорстким індентором

© С. І. Чугунова, О. А. Голубенко, І. В. Гончарова, А. В. Самелюк,
О. І. Лук'янов, В. Х. Мельник, 2025

навіть крихкі малопластичні матеріали можуть бути продеформовані до значних ступенів деформації без макроскопічного руйнування [5].

Вивчення механічних властивостей покриттів є важливою задачею, яка вирішується тільки із залученням досягнень фізики індентування. Зазвичай механічні властивості покриттів оцінюються тільки визначенням твердості. Пластичність взагалі не визначається, тому що неможливо отримати подовження до руйнування при випробуванні покриттів на розтяг. Однак застосування розроблених авторами метод індентування [6, 7] дозволяє досліджувати пластичність δ_H та напруження плину σ_S покриттів, завдяки чому підвищується інформативність щодо механічної поведінки покриттів та зміцнених поверхневих шарів.

Мета дослідження полягала у визначенні величини твердості HV , характеристики пластичності δ_H , напруження плину σ_S методом індентування за кімнатної температури покриттів з аморфних порошків сплавів на основі Fe—B та вивченні їх механічної поведінки в інтервалі температур 293—1100 K.

Матеріали та методи дослідження

У роботі досліджено покриття з аморфних порошків сплавів Fe—Cr—B—Si (№ 1) та Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si (№ 2), які виготовлено методом газотермічного напилення на підкладку з низьковуглецевої сталі в університеті міста Ульм (Німеччина). Вивчення структури поверхні та поперечного перерізу покриттів виконували на оптичному та скануючому електронному мікроскопі Thermo Fisher Axia ChemiSEM.

Вимірювання мікротвердості здійснювали за кімнатної температури на мікротвердомірі ПМТ-3 алмазним індентором Вікерса. Попередньо досліджено залежність мікротвердості від навантаження на індентор і визначено, що $P = 1$ Н є оптимальним навантаженням для отримання якісних відбитків твердості без тріщин та руйнувань.

За методикою [6] з вимірів твердості визначали характеристику пластичності δ_H покриттів, яка у разі застосування індентора Вікерса розраховується за формулою

$$\delta_H = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E},$$

де δ_H — безрозмірна величина, що змінюється від нуля (у випадку абсолютно пружного вдавлювання індентора) до одиниці (у разі повністю пластичної деформації), тобто $0 < \delta_H < 1$; ν — коефіцієнт Пуассона; E — модуль Юнга;

Напруження плину σ_S визначали зі стандартних вимірів мікротвердості покриттів за методикою, яка була розроблена та застосована для вивчення механічних властивостей зміцнених поверхневих шарів металічних сплавів [8]. Як було показано Тейбором [9], для пластичних металів і сплавів твердість за Вікерсом корелює з межею пластичності, яка відповідає ~8% деформації стиском, тобто

$$\sigma_S \approx HM/3,$$

де HM — мікротвердість сплавів за Меїром.

Для сталей та інших конструкційних металічних сплавів параметр Тейбора C знаходиться в досить вузькому інтервалі $C = 2,8—3,1$.

У роботах Марша [10], Джонсона [11] і Танака [12] було виконано подальший розвиток уявлень про зв'язок твердості з межею плинності для широкого класу матеріалів. За теорією Джонсона, для металів також зберігається співвідношення $\sigma_s \approx HM/3$. Проте для твердих матеріалів та керамік, в яких доля пластичної деформації під індентором дуже низька, значення параметра Тейбора знаходиться в інтервалі $1 < C < 3$. Як показано в роботі [13], C для кераміки та інших малопластичних і крихких матеріалів наближається до одиниці. Так, в процесі дослідження алмазу встановлено, що відношення мікротвердості HM до межі плинності складає ≈ 1 , тобто $HM \approx \sigma_s$ за кімнатної температури [14].

Знайдена в [13] кореляція $C(\delta_H)$ дала змогу досить просто розраховувати значення параметра Тейбора за формулою

$$\delta_H = 1 - \frac{2,21zC\lambda}{\exp(1,5C - 1) - \alpha},$$

$$\text{де } z = \cot \gamma - \frac{2HM(1 - \nu_i)}{E_i}; \quad \lambda = \frac{1 - \nu - 2\nu^2}{1 - \nu}; \quad \alpha = 1 - \frac{2(1 - 2\nu)}{3(1 - \nu)}; \quad \nu_i \text{ та } E_i —$$

коефіцієнт Пуассона та модуль Юнга індентора відповідно.

Дослідження впливу деформації на механічну поведінку покриттів виконано з застосуванням набору з 9 пірамідальних тригранних інденторів з різними кутами загострення при вершині (85, 80, 75, 70, 65, 60, 55, 50 та 45°), що дозволило визначити вплив ступеня деформації (від 2 до ~30%) на значення твердості покриттів HM за кімнатної температури.

Температурну залежність мікротвердості покриттів досліджували в інтервалі 293—1100 К на оригінальній установці “гаряча твердість” у вакуумі не нижче за 10^{-3} Па алмазним індентором Вікерса з навантаженням 1 Н. Значення твердості за кожної температури отримано за результатами усереднення 8—10 вимірів.

Обговорення результатів

За виконаним мікроспектральним аналізом визначено склад покриттів (% (мас.)):

№ 1 — (49,65—45,55)Fe—(43—46)Cr—(5,6—6,2)B—(1,75—2,25)Si;

№ 2 — (39,2—25,4)Fe—(28—32)Cr—(17—21,5)Ni—(8,4—11)Co—(3,3—4,5)Mo—(3,1—4)B—(1—1,6)Si.

Дослідження поперечного перерізу показало, що товщина покриттів становить для № 1 — 320 мкм та для № 2 — 750 мкм (таблиця, рис. 1).

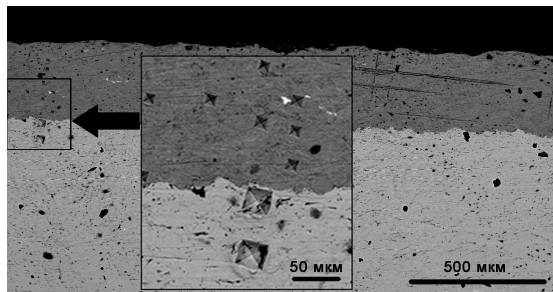
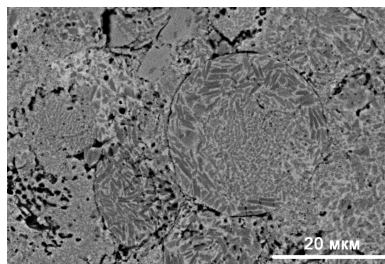


Рис. 1. Поперечний переріз покриття Fe—Cr—B—Si на підкладці з низьковуглецевої сталі з відбитками твердості.

Механічні характеристики АМС покриттів, визначені методом індентування за кімнатної температури

№ п/п	Склад АМС	Товщина покриття, мкм	Мікро-твердість HV , ГПа	Характеристика пластичності δ_H	Параметр Тейбора C	Напруження плину σ_s , ГПа	Модуль Юнга E , ГПа
1	Fe—Cr—B—Si	320	$9,5 \pm 1,3$	0,62	1,3	8,3	170
2	Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si	750	$6,5 \pm 1,0$	0,74	1,7	5,1	147

Рис. 2. Типове СЕМ зображення структури АМС покриття в зворотно розсіяних електронах.



СЕМ дослідження поверхні покриттів обох складів виявило, що їх структура однакова та є щільним конгломератом сферичних частинок за формою з розміром $\sim 15\text{—}30$ мкм (рис. 2), що співпадає з розміром частинок аморфних порошоків у вихідному стані.

Виконано дослідження структури поверхні покриттів та поперечного перерізу в характеристичному рентгенівському випромінюванні X-ray елементів, які входять до складу покриття № 1 Fe—Cr—B—Si — (Cr, Fe, B, Si) та покриття № 2 Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si — (Cr, Fe, Ni, Co, Mo, B, Si). Виявлено, що сигнали від цих елементів досить рівномірно розподіляються в покриттях. Однак деінде зустрічаються згущення сигналів в одному місці від елементів, що входять до складу покриттів. Це в подальшому призводить до збільшення похибки значень твердості.

Механічні властивості АМС покриттів, визначені методом індентування за кімнатної температури, наведено в таблиці.

Значення твердості покриття Fe—Cr—B—Si знаходиться на рівні $\sim 9,5$ ГПа, що близьке за значенням твердості АМС стрічок цього ж складу, виготовлених методом спінігування [15]. Визначена характеристика пластичності дорівнює $\delta_H \approx 0,62$, а напруження плину становить $\sigma_s \approx 8,3$ ГПа.

З метою підвищення пластичності в покритті № 2 було змінено склад частковим заміщенням Fe елементами з більш слабкою температурною залежністю границі плинності (Ni та Co). Це призвело до зменшення значення твердості $HV \approx 6,5$ ГПа, але значення характеристики пластичності збільшилось до $\delta_H \approx 0,74$, а напруження плину — знизилось до $\sigma_s \approx 5,1$ ГПа. Легування незначною кількістю Si ($\approx 2\%$ (мас.)) досліджених аморфних сплавів не впливає на механічні характеристики матеріалів. Однак дослідження аморфних стрічок сплавів системи Fe—B, до складу яких входив Si в кількості $\sim 13\%$ (мас.), показало зменшення твердості стрічок [5].

Як було встановлено [6], зі зменшенням значення характеристики пластичності (від більш пластичних матеріалів $\delta_{H\max} \approx 0,99$ до менш пластичних $\delta_{H\min} \approx 0,36$) всі матеріали можуть бути розташовані в наступній послідовності: ГЦК — ОЦК — ГЦУ — метали — інтерметаліди (ІМ) —

АМС — квазікристали (КК) — тугоплавкі сполуки — ковалентні кристали. За значенням δ_H досліджені покриття мають типові величини для АМС.

За кімнатної температури досліджено вплив ступеня деформації на твердість аморфних покриттів № 1 та 2, отримані результати наведено на рис. 3. Аналіз кривих “твердість за Меїром H_M —загальна деформація під індентором ε_t ” дозволяє зробити висновок про те, що деформація АМС відбувається в дві стадії. На першій стадії деформації (до $\varepsilon_t \approx 8\text{—}10\%$) спостерігається деформаційне зміцнення АМС, після чого подальше зростання ступеня деформації не впливає на значення твердості. Деформаційне зміцнення АМС відбувається у випадку гомогенної пластичної течії, що було встановлено раніше при дослідженні об’ємного АМС $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ [16].

Перехід від гомогенної до гетерогенної (локалізованої) деформації ідентифікували за наявністю концентричних ліній ковзання навколо відбитків твердості. З підвищенням ступеня деформації, на відміну від об’ємного АМС матеріалу, на АМС покриттях концентричних ліній ковзання навколо відбитків не спостерігалось, але фіксувались кільцеві тріщини та відколи навколо відбитків твердості.

Вивчення температурної залежності мікротвердості покриттів дозволило дослідити зміну напруження плинності σ_s від температури. На рис. 4 наведено температурні залежності досліджуваних покриттів, які мають немонотонний характер. За показниками твердості в усьому дослідженому температурному інтервалі покриття є негетерогенними, про що свідчить високе значення довірчого інтервалу, що є звичайним явищем для аморфних матеріалів. Загальною рисою цих залежностей в інтервалі 293—600 К є зниження величини твердості, а подальше підвищення температури приводить до зростання твердості та появи перегину на кривих в досить вузькому інтервалі температур 600—700 К. Ймовірно це зумовлено температурою склування T_g для досліджених покриттів з аморфних порошків. Зі збільшенням температури відбувається повільне зниження твердості до 2 ГПа при 1100 К незалежно від складу покриття.

Раніше [15] дослідження зміни мікротвердості в інтервалі 77—873 К було виконано для АМС стрічок системи Fe—Cr—B , отриманих методом

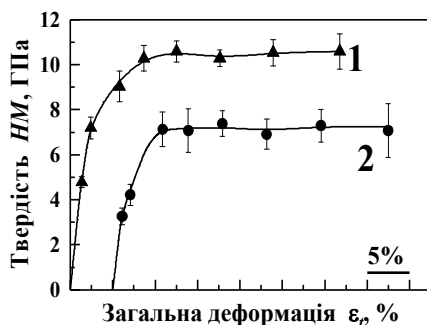


Рис. 3. Криві залежності “твердість за Меїром H_M —загальна деформація під індентором ε_t ” покриттів з аморфних порошків сплавів № 1 (Fe—Cr—B—Si) та № 2 ($\text{Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si}$).

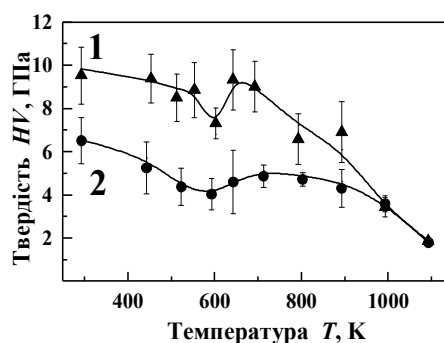


Рис. 4. Температурні залежності мікротвердості покриттів № 1 (Fe—Cr—B—Si) та № 2 ($\text{Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si}$).

спінінгування з розплаву. Було показано, що при температурі вище кімнатної мікротвердість спочатку слабо змінюється. Для всіх досліджених АМС підвищення температури до $\sim T_g$, яка становить ~ 700 К, привело до появи перегину на кривих, що є наслідком зміни механізму деформації. Отримані нами результати на покриттях підтверджують запропоновану в [5] схему впливу легуючих елементів на температурну залежність твердості АМС системи Fe—В: додавання Cr в систему Fe—В приводить до збільшення значення твердості. В той же час додавання Ni та Co, які частково заміщують атоми Fe, призводять до зниження значень твердості та до більш слабкої температурної залежності напруження плинину.

Висновки

Досліджено температурні залежності (в інтервалі 293—1100 К) мікротвердості покриттів з аморфних порошків сплавів Fe—Cr—В—Si та Fe—Cr—Ni—Co—Mo—В—Si.

Показано, що в дослідженому температурному інтервалі криві $HV(T)$ мають немонотонний характер, притаманний для аморфних матеріалів. На кривих $HV(T)$ спостерігаються ділянки зниження твердості при 293—600 К; зростання твердості в досить вузькому інтервалі температур 600—700 К та з подальшим підвищенням температури до 1100 К мають місце ділянки з поступовим зниженням твердості до 2 ГПа.

Використання методу локального навантаження під час дослідження покриттів з аморфних порошків дозволило найбільш інформативно охарактеризувати механічну поведінку покриттів за кімнатної температури, а саме визначити для них характеристики пластичності δ_H та напруження плинину σ_S .

Вивчення впливу ступеня деформації на твердість покриттів з аморфних порошків за кімнатної температури показало, що деформація відбувається в дві стадії: деформаційне зміцнення до $\varepsilon_t \approx 8\text{—}10\%$ та з подальшим підвищенням ступеня деформації до 30% значення твердості не змінюються.

Показано, що додавання елементів з більш слабкою температурною залежністю границі плинності (Ni та Co) в покриття системи Fe—Cr—В за рахунок часткового заміщення Fe приводить до підвищення пластичності покриття, при цьому значення твердості матеріалу зберігається на досить високому рівні.

Список літератури

1. Inoue A. Bulk amorphous alloys. *Amorphous and Nanocrystalline Materials. Adv. Mater. Res.* / Eds: A.Inoue, K.Hashimoto. Berlin, Heidelberg: Springer. 2001. Vol. 3. P. 1—51. https://doi.org/10.1007/978-3-662-04426-1_1
2. Axinte Eu. Metallic glasses from “alchemy” to pure science: Present and future of design, processing and applications of glassy metals. *Materials & Design*. 2012. Vol. 35. P. 518—556. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.028>
3. Meghwal A., Pinches S., King H.J., Schulz Ch., Stanford N., Hall C., Berndt Ch.C., Ming Ang A.S. Fe-based amorphous coating for high-temperature wear, marine and low pH environments. *Materialia*. 2022. Vol. 25. 101549. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101549>
4. Koga G.Y., Nogueira R.P., Roche V., Yavari A.R., Melle A.K., Gallego J., Bolfarini C., Kiminami C.S., Botta W.J. Corrosion properties of Fe—Cr—Nb—B amorphous alloys and coatings. *Surface Coat. Technology*. 2014. Vol. 254. P. 238—243. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.06.022>
5. Мильман Ю.В., Козырев Д.В. Аморфные металлические сплавы. *Структура, свойства и применение. Физико-технические проблемы современного материаловедения*. Киев: Академперіодика, 2013. Т. 1. С. 440—467.

6. Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V., Golubenko A.A. Plasticity of materials determined by the indentation method. *Progress in Physics of Metals*. 2018. Vol. 19, No. 3. P. 271—306. <https://doi.org/10.15407/ufm.19.03.271>
7. Чугунова С.І., Мільман Ю.В., Лук'янов О.І., Гончарова І.В. Вивчення напруження пластичності та пластичності зміцнених поверхневих шарів металічних сплавів методом індентування. *Порошкова металургія*. 2021. № 05/06. С. 92—99. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11106-021-00244-y>
8. Milman Y.V., Mordyuk B.N., Grinkevych K.E., Chugunova S.I., Goncharova I.V., Lukyanov A.I., Lesyk D.A. New possibilities for characterization of wear rate of materials at friction by indentation. *Progress in Physics of Metals*. 2020. Vol. 21. P. 554—579. <https://doi.org/10.15407/ufm.21.04.554>
9. Tabor D. *The Hardness of Metals*. Oxford: Clarendon Press, 1951. 130 p.
10. Marsh D.M. Plastic flow in glass. *Proc. Roy. Soc., London, Ser. A*. 1964. Vol. 279, No. 1378. P. 420—435. doi: 10.1098/rspa.1964.0114
11. Johnson K.J. *Contact Mechanics*. Cambridge: Univ. Press, 1985. 510 p.
12. Tanaka K. Elastic/plastic indentation hardness and indentation fracture toughness: the inclusion core model. *J. Mater. Sci.* 1987. Vol. 22. P. 1501—1508. <https://doi.org/10.1007/BF01233154>
13. Galanov B.A., Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V., Voskoboinik I.V. Application of the improved inclusion core model of the indentation process for the determination of mechanical properties of materials. *Crystals*. 2017. Vol. 7 (3). P. 48—60. <https://doi.org/10.3390/cryst7030087>
14. Галанов Б.А., Мильман Ю.В., Иващенко С.А., Супрун Е.М., Чугунова С.И., Голубенко А.А., Ткач В.Н., Литвин П.М., Воскобойник И.В. Усовершенствованная ядерная модель индентирования и ее применение для измерения твердости алмаза. *Надтверді матеріали*. 2016. № 5. С. 3—24. <https://doi.org/10.3103/S1063457616050014>
15. Мильман Ю.В., Пан С.В., Постой С.В., Иващенко Р.К. Микротвердость аморфных металлических сплавов Fe—Cr—B. *Порошкова металургія*. 1990. № 8. С. 49—53. <https://doi.org/10.1007/BF00795094>
16. Мильман Ю.В., Сліпенюк О.М., Купрін В.В., Козирев Д.В. Вплив температури на механічні властивості об'ємного аморфного сплаву на основі цирконію. *Питання атомної науки і техніки. Серія: Фізика радіаційних пошкоджень та радіаційне матеріалознавство*. 2011. № 4. С. 85—88.

References

1. Inoue, A. (2001). Bulk amorphous alloys. *Amorphous and Nanocrystalline Materials*. Adv. Mater. Res. / Eds: A. Inoue, K. Hashimoto. Berlin, Heidelberg: Springer, Vol. 3, pp. 1—51. https://doi.org/10.1007/978-3-662-04426-1_1
2. Axinte, Eu. (2012). Metallic glasses from “alchemy” to pure science: Present and future of design, processing and applications of glassy metals. *Materials & Design*, Vol. 35, pp. 518—556. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.028>
3. Meghwal, A., Pinches, S., King, H. J., Schulz, Ch., Stanford, N., Hall, C., Berndt, Ch. C., Ming Ang, A. S. (2022). Fe-based amorphous coating for high-temperature wear, marine and low pH environments. *Materialia*, Vol. 25, pp. 101549. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101549>
4. Koga, G. Y., Nogueira, R. P., Roche, V., Yavari, A. R., Melle, A. K., Gallego, J., Bolfarini, C., Kiminami, C. S., Botta, W. J. (2014). Corrosion properties of Fe—Cr—Nb—B amorphous alloys and coatings. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 254, pp. 238—243. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.06.022>
5. Milman, Yu. V., Kozyrev, D. V. (2013). Amorphous metallic alloys. Structure, properties and application. *Fizico-tehnicheskie problemy sovremennogo materialovedeniya*, Vol. 1, pp. 440—467, Kyiv: Akademperiodika [in Russian].
6. Milman, Yu. V., Chugunova, S. I., Goncharova, I. V., Golubenko, A. A. (2018). Plasticity of materials determined by the indentation method. *Progress in Physics of Metals*, Vol. 19, No. 3, pp. 271—306. <https://doi.org/10.15407/ufm.19.03.271>
7. Chugunova, S., Milman, Y., Lukyanov, A., Goncharova, I. (2021). Study of the yield stress and ductility of hardened surface layers of metal alloys by indentation. *Poroshkova metalurgiya*, Vol. 60, pp. 331—336 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00244-y>
8. Milman, Y. V., Mordyuk, B. N., Grinkevych, K. E., Chugunova, S. I., Goncharova, I. V., Lukyanov, A. I., Lesyk, D. A. (2020). New possibilities for characterization of wear rate of materials at friction by indentation. *Progress in Physics of Metals*, Vol. 21, pp. 554—579. <https://doi.org/10.15407/ufm.21.04.554>
9. Tabor, D. (1951). *The Hardness of Metals*. Oxford: Clarendon Press, 130 p.

10. Marsh, D. M. (1954). Plastic flow in glass. Proc. Roy. Soc., London, Ser. A, Vol. 279, No. 1378, pp. 420—435. doi: 10.1098/rspa.1964.0114
11. Johnson, K. J. (1985). Contact Mechanics. Cambridge: Univ. Press, 510 p.
12. Tanaka, K. (1987). Elastic/plastic indentation hardness and indentation fracture toughness: the inclusion core model. J. Mater. Sci., Vol. 22, pp. 1501—1508. <https://doi.org/10.1007/BF01233154>
13. Galanov, B. A., Milman, Yu. V., Chugunova, S. I., Goncharova, I. V., Voskoboinik, I. V. (2017). Application of the improved inclusion core model of the indentation process for the determination of mechanical properties of materials. Crystals, Vol. 7 (3), pp. 48—60. <https://doi.org/10.3390/cryst7030087>
14. Galanov, B. A., Milman, Y. V., Ivakhnenko, S. A., Suprun, O. M., Chugunova, S. I., Golubenko, A. A., Tkach, V. N., Litvin P. M. & Voskoboinik, I. V. (2016). Improved core model of indentation and its application to measure diamond hardness. Nadtverdi materialy, Vol. 38, pp. 289—305 [in Russian]. <https://doi.org/10.3103/S1063457616050014>
15. Mil'man, Y. V., Pan, S. V., Postoi, S. V., Ivashchenko, R. K. (1990). Microhardness of amorphous metallic alloys Fe—Cr—B. Poroshkovaya metallurgiya, Vol. 29, pp. 632—635 [in Russian]. <https://doi.org/10.1007/BF00795094>
16. Mil'man, Yu. V., Slipenyuk, A. N., Kuprin, V. V., Kozyriev, D. V. (2011). Effect of temperature on the mechanical properties in the bulk metallic glass on zirconium. Pytannya atomnoy nauky i tekhny. Seriya: Fizika radiatsiynyh poshkodgen ta radiatsiynye materialoznavstvo, No. 4, pp. 85—88 [in Ukrainian].

**Temperature dependence of the microhardness
of coatings from amorphous alloy powders Fe—Cr—B—Si
and Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si in the range of 293—1100 K**

S. I. Chugunova, A. A. Golubenko, I. V. Goncharova *,
A. V. Samelyuk, O. I. Lukianov, V. Kh. Melnyk

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS
of Ukraine, Kyiv

*E-mail: i.goncharova@ipms.kyiv.ua

The structure and mechanical behavior of coatings produced from amorphous powders based on Fe—Cr—B—Si and Fe—Cr—Ni—Co—Mo—B—Si alloys were studied. Surface SEM analysis of the coatings revealed that their structure is homogeneous and consists of a dense conglomerate of spherical particles, with sizes ranging from approximately 15 to 30 μm , which corresponds to the particle size of the amorphous powders in their initial state. Analysis in characteristic X-ray emanation of elements containing in the coating showed that the elements comprising the coatings are fairly uniformly distributed throughout the material. At room temperature, the plasticity characteristic δ_H and yield stress σ_s of the coatings were determined from hardness measurements. The hardness of the Fe—Cr—B—Si coating is approximately 9,5 GPa, which is comparable to the hardness of amorphous metal composite tapes of the same composition, produced by the melt-spinning method, with $\delta_H \approx 0,62$ and $\sigma_s \approx 8,3$ GPa. The addition of Ni and Co to the Fe—Cr—B alloy system led to an increase of coating plasticity $\delta_H \approx 0,74$, along with a decrease in hardness to $H_V \sim 6,5$ GPa and in yield stress to $\sigma_s \approx 5,1$ GPa. The temperature dependence of hardness was examined over the range of 293—1100 K using a local loading method. The resulting hardness–temperature curves displayed non-monotonic behavior typical of amorphous materials. With increasing temperature, hardness gradually decreased, reaching approximately 2 GPa at 1100 K for both coating compositions. The effect of the degree of deformation on the hardness of the amorphous powder-based coatings was also investigated. Analysis of the “Meyer hardness, HM – total deformation under the indenter, ε_i ” curves revealed that deformation occurs in two distinct stages. During the first stage (up to $\varepsilon_i \approx 8$ —10%), strain hardening is observed. Beyond this point, further deformation has little effect on hardness, which is typical of amorphous materials.

Keywords: amorphous metallic alloys, coatings, temperature, indentation, mechanical properties, deformation.