Metallophysics and Advanced Technologies
Металофіз. новітні технол.
Metallofiz. Noveishie Tekhnol.
2020, vol. 42, No. 7, pp. 949–962
https://doi.org/10.15407/mfint.42.07.0949
Reprints available directly from the publisher

© 2020 G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine
Published by license under
the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics–
N.A.S. of Ukraine Publishers imprint.
Printed in Ukraine.

AMORPHOUS AND LIQUID STATES

PACS numbers: 61.43.Dq, 62.20.Qp, 62.40.+i, 68.60.Bs, 75.80.+q, 81.40.Ef

Магнетомеханічні ефекти в аморфних стрічках

М. О. Васильєв, В. К. Носенко, В. М. Шиванюк,
Г. Г. Галстян, І. В. Загорулько

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Акад. Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна

Досліджено вплив витримки аморфного стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$ у слабкому магнетному полі (0,2 Тл) на механічні властивості та фрактографію поверхні руйнування. Встановлено, що мікромеханічні властивості досліджуваного стопу зазнають немонотонних змін в залежності від часу витримки, а при тривалій експозиції мікротвердість і межа міцності на розрив збільшуються. Характер поверхні руйнування також змінюється відносно вихідного стану стрічок. Зроблено висновок щодо можливої фізичної природи встановлених магнетомеханічних ефектів.

Ключові слова: аморфні стопи, магнетне поле, магнетомеханічний ефект, пластифікація, зміцнення.

The effect of exposure of the amorphous alloy $Fe_{73.0}Cu_1Nb_{3.0}Si_{15.8}B_{7.2}$ in a weak magnetic field (0.2 T) on mechanical properties and fractography of the fracture surface is studied. As found, the micromechanical properties of the alloy under study undergo nonmonotonic changes depending on the exposure time in a magnetic field. With long exposures in a magnetic field, microhardness and tensile strength increase. The state of the fracture surface of the ribbons also changes relative to the initial one. A conclusion about the possible physical nature of the established magnetomechanical effects is made.

Corresponding author: Mykhailo Oleksiyovych Vasylyev
E-mail: vasil@imp.kiev.ua

G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine

Citation: M. O. Vasylyev, V. K. Nosenko, V. M. Shyvaniuk, H. H. Halstian, and I. V. Zagorulko, Magnetomechanical Effects in Amorphous Ribbons, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 7: 949–962 (2020) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.42.07.0949.

Key words: amorphous alloys, magnetic field (MF), magnetomechanical effect, ductility increase, hardening.

(Отримано 17 лютого 2020 р.)

1. ВСТУП

У багатьох випадках деталі і елементи машин і конструкцій сучасних енергетичних установок, електромагнетних пристроїв, транспортних засобів, пристроїв запису і відтворення інформації, вимірювальних приладів і т.ін. працюють в умовах накладення постійних або змінних магнетних полів (МП) різної напруженості. У зв'язку з цим знання поведінки механічних характеристик магнетних і немагнетних матеріалів в присутності таких полів має важливе практичне значення. Підвищений інтерес до цієї проблеми виник після виявлення в нікелі магнетомеханічного ефекту (ММЕ), який полягає в зниженні напруги пластичної течії при включенні відносно слабкого МП в процесі пластичної деформації [1–3].

У наступних численних роботах встановлено, що при пластичній деформації в присутності постійних і змінних МП змінюються такі механічні характеристики різних феромагнетних і немагнетних металевих матеріалів, як межа плинності, межа міцності, максимальне видовження, повзучість, утомна міцність, а також релаксація напружень. При цьому може проявлятися як знеміцнення (негативний ММЕ), так і зміцнення (позитивний ММЕ) матеріалів під впливом МП різної природи. Останнім часом велику увагу приділяють також вивченню ММЕ за пластичної деформації деяких немагнетних йонних і напівпровідникових кристалів (огляди [4–7]).

Знання фізичних закономірностей проявів ММЕ дозволили створити також нові технологічні прийоми управління механічними характеристиками твердих матеріалів. Важливо зазначити, що при дії слабких МП, для яких виконується умова $\mu_B B << kT$, де μ_B — магнетон Бора, B — індукція МП, k — стала Больцмана і T — температура, зміною енергії електрону за рахунок ефекту Зеємана можна знехтувати, оскільки вона є набагато меншою, ніж кінетична енергія теплового руху, яка припадає на одну ступінь свободи електрона. Інакше кажучи, енергетичний вплив у цих умовах є дуже малим та не може бути причиною фізико-хімічних та механічних ефектів, що спостерігались. Однією з виявлених особливостей дії слабких МП є індукована полем міґрація атомів та комплексів, що призводить до виникнення концентраційних неоднорідностей як в об'ємі кристалу, так і в його поверхневих шарах.

Проте виникає ще багато питань стосовно фізичної природи ММЕ, зокрема, особливості його прояву в матеріалах, що знаходяться в аморфному стані, для якого характерна відсутність струк-

турних дефектів типу дислокацій. Відомо тільки декілька робіт з дослідження впливу слабих МП на структуру та властивості аморфних металевих стопів (АМС). Наприклад, автори [8] встановили уповільнення швидкості формування кристалічних фаз Ni та Ni_3P при відпалі аморфного стопу $Ni_{80}P_{20}$ в діапазоні 550–590°C в присутності постійного МП напруженістю 418 кА/м. У роботі [9] для АМС $Fe_{83}B_{12}Si_5$ відмічено прискорення процесу кристалізації в МП напруженістю 2,4 кА/м. Автори вважають, що ріст кристалів α-(Fe, Si) — дифузійно-контрольований процес, який відбувається шляхом повільної міграції міжфазної границі аморфна фаза–кристал при дифузії через неї атомів Бору. Таким чином, результати досліджень, викладених у різних роботах, показують, що вплив МП на процеси кристалізації в АМС залежить від складу стопів, а прояв впливу МП на них може бути різним. У роботі [10] вперше досліджено вплив слабкого МП (125 Е) на релаксацію напружень, повзучість та знос на прикладі аморфної стрічки (100 мкм) стопу Metglas 2826 MB ($Fe_{40}Ni_{38}B_{18}Mo_4$). Встановлено також ефект зростання низькотемпературної повзучості під впливом МП.

У зв'язку з тим, що феромагнетні аморфні стопи знаходять широке застосування як магнетом'які матеріали, виробництво та експлуатація яких пов'язана з використанням зовнішніх магнетних полів різної напруженості, дослідження структурних змін в них під впливом МП є важливими і актуальними. Для практичного використання АМС дуже важливо мати дані про стабільність їх магнетних властивостей в часі при конкретних температурах, частіше за все — у кліматичному інтервалі температур. Крім того, знання фізичних закономірностей проявів ММЕ дозволить створити нові технологічні прийоми управління механічними характеристиками аморфних стопів.

Мета даної роботи полягає в дослідженні впливу слабкого МП на механічні властивості та фрактографію руйнування на розрив феромагнетної аморфної стрічки стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В даній роботі було досліджено феромагнетні аморфні стопи складу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$ у вигляді стрічок товщиною 25–30 мкм та шириною 15–20 мм, отримані методом гартування з розтопу на мідний барабан, що обертається, з швидкістю охолодження ~10^6 К·с$^{-1}$ (метод спінінгування) [11]. Аморфний стан стопів контролювався за допомогою рентґеноструктурного аналізу, просвічуючої електронної мікроскопії та мікродифракції. За результатами структурного аналізу, стрічки у стані постачання і після тривалої витримки на повітрі були аморфними (рис. 1).

Стрічки до початку дослідження впливу на них МП знаходились

на повітрі протягом декількох років, що забезпечувало істотну релаксацію основних термічних напружень, присутніх, як відомо, у свіжозагартованих аморфних стрічках. Для обробки в МП аморфну стрічку поміщали у проміжок між двома пластинами постійних магнетів, що забезпечували рівномірну напруженість поля (0,2 Тл) в місці розташування експериментального зразка. Після витримки в магнетному полі протягом заданого часу (10–15 хв) здійснювали вимірювання мікротвердості, після чого зразок знову поміщали в МП для подальшої витримки.

Кількісною мірою ММЕ у даній роботі була величина мікротвердості. Мікротвердість HV вимірювали на приладі ПМТ-3 за навантаження на індентор Вікерса $p = 100$ г. Вибір величини p визначається необхідністю виключення впливу підкладки, для чого повинна виконуватись вимога $h/l > 10$, де l — глибина відбитка, та умовою забезпечення достатньої чутливості мікротвердості до магнетної дії. Оптимальна тривалість витримки під навантаженням складала 10 с. При кожному режимі навантаження наносили не менше 8–10 відбитків, за усередненим значенням діагоналей яких розраховували мікротвердість за стандартною методикою. Похибка вимірювань не перевищувала $\pm 5\%$. Індентування виконували на вільній (блискучій) стороні стрічки, яка не контактувала з барабаном, що обертається, при її виготовленні. Тестування мікротвердості у всіх серіях вимірювань проводили на повітрі за кімнатної температури. Зміну хімічного складу поверхні і морфології аморфних стрічок після дії МП досліджували за допомогою растрового електрон-

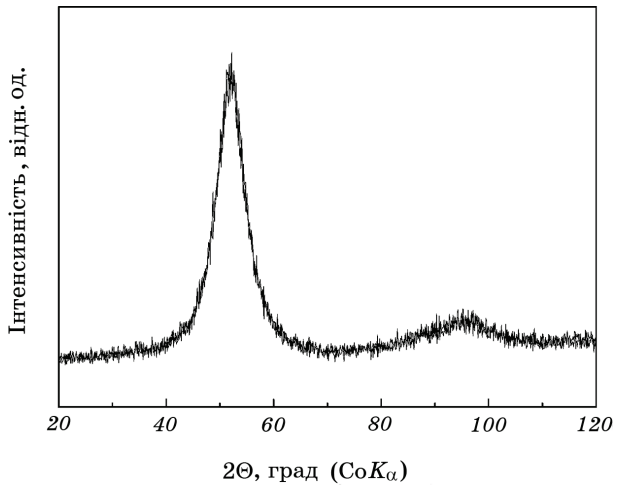


Рис. 1. Рентґенограма аморфної стрічки стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$.

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of the $Fe_{73.0}Cu_1Nb_{3.0}Si_{15.8}B_{7.2}$ amorphous alloy ribbon.

ного мікроскопа марки VEGA3 SBU PEM. Для випробувань на розрив аморфних стрічок використовували розривну машину марки HOUNSFIELD моделі H5KT.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

За результатами проведених досліджень було встановлено, що мікромеханічні властивості аморфного металевого стопу, індикатором яких виступає величина мікротвердості, під впливом слабкого магнетного поля (0,2 Тл) зазнають істотних змін. Витримка аморфного стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$ у МП до 90 годин викликає немонотонну зміну мікротвердості (рис. 2). На початкових етапах експерименту (10–18 годин) відбувалося зниження твердості (тобто підвищення пластичності) досліджуваного стопу, а із збільшенням часу його пе-

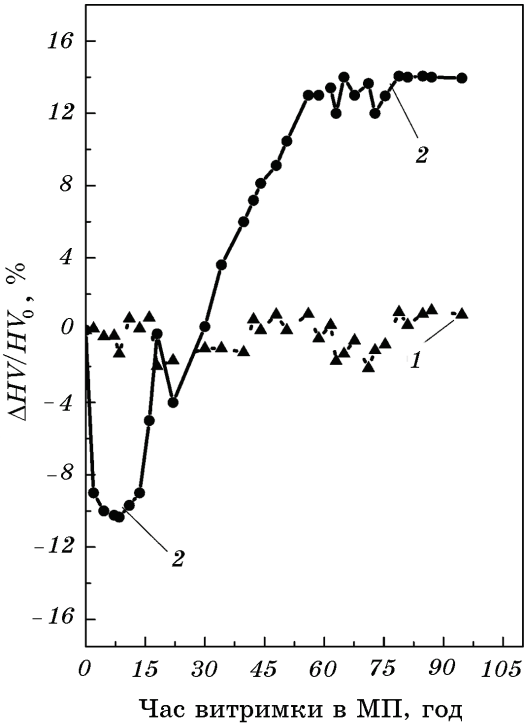


Рис. 2. Залежність мікротвердості від часу витримки в МП аморфної стрічки стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$: *1* — без МП; *2* — після МП.

Fig. 2. The dependence of microhardness on exposure time in the magnetic field (MF) of the $Fe_{73.0}Cu_1Nb_{3.0}Si_{15.8}B_{7.2}$ alloy amorphous ribbon: *1*—without MF; *2*—after MF.

ребування в МП мало місце поступове зміцнення. Тобто, в аморфному матеріалі у всьому часовому діапазоні послідовно реалізуються два процеси, індуковані МП, — пластифікація та зміцнення. Таким чином, у даній роботі встановлено істотний магнетомеханічний ефект, відомий раніше для кристалічних матеріалів.

У роботі досліджено також вплив МП на характер одновісного розтягу аморфної стрічки стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$. Випробування на розтяг проводили для вихідних аморфних зразків та зразків після обробки в МП протягом 90 годин. Згідно з отриманими діаграмами, розтягнення (рис. 3) і характер деформації аморфної стрічки після дії МП змінюється. На рисунку 3 вказано також значення максимальних напружень руйнування стрічки. У даному випадку ефект зміцнення при випробуванні на розтяг становить 15%.

За допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕМ) було досліджено фрактографію поверхні розриву аморфної стрічки стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$. Поверхня розриву вихідного зразка (рис. 4, *а*) складається з двох характерних зон: майже гладка безструктурна ділянка, що межує з об'ємом, та смуга із системою «вен», ближче до краю. Після впливу МП структура поверхні руйнування суттєво змінюється: присутня лише смуга, заповнена «венами» (рис. 4, *б*), при цьому загальна ширина зони руйнування майже не змінюється.

За даними хімічного аналізу (спектри, одержані з точок 1–8 на рис. 4, *а*, *б*) в зоні руйнування як вихідного, так і витриманого у МП зразка, спостерігаються істотні концентраційні зміни у порівнянні

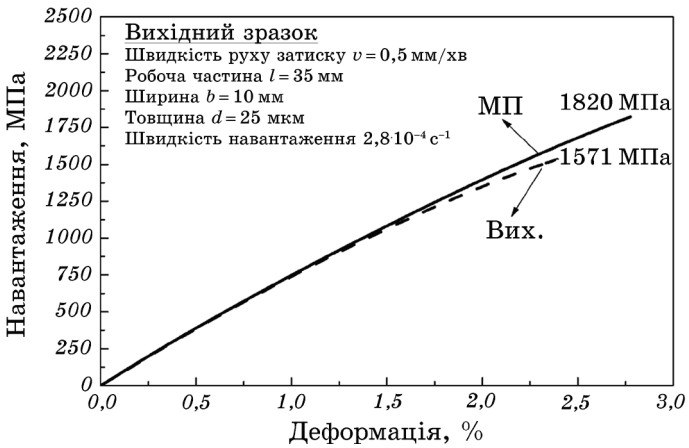
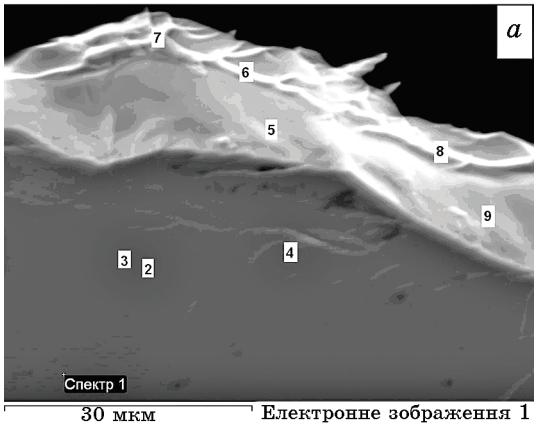


Рис. 3. Діаграма розтягнення аморфної стрічки стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$ до і після дії МП (90 год). На вставці вказано режими випробування.

Fig. 3. The tension diagram of the amorphous $Fe_{73.0}Cu_1Nb_{3.0}Si_{15.8}B_{7.2}$ alloy ribbon before and after exposure to MF (90 hour). The test modes are indicated on the inset.

з вихідним стехіометричним складом аморфного стопу. Під впливом МП концентраційна неоднорідність у зоні розриву посилюється. Так, після витримки в МП середня концентрація Бору зростає, а вміст інших компонентів стопу (Cu, Fe та Nb) знижується.

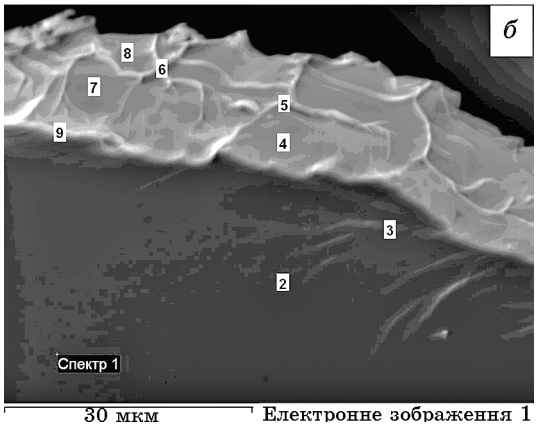
В огляді [12] представлена достатня кількість експериментальних результатів, що підтверджують існування ММЕ як в магнетних, так і в немагнетних кристалічних металевих матеріалах. Достовірно встановлено, що слабке МП впливає на зміну напруження плину та швидкості повзучості всіх досліджуваних магнетних і немагнетних полікристалічних металів і стопів. Аналіз виконаних робіт по дослідженню ММЕ показав, що наявність, інтенсивність та знак ефекту залежать від конкретних умов експерименту, таких як тип матеріалу і його передісторія, зокрема характер і кількість домішок, його структурно-фазовий стан, напруженість і частота МП, температура і режими випробування в області пластичної течії то-



Елемент	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%
B	11,1	6,5	8,5	14,4	16,9	17,5	16,0	14,8
Fe	67,1	71,9	68,8	63,3	61,1	61,7	61,3	61,6
Si	17,1	16,9	16,2	16,1	16,2	15,5	16,6	17,5
Cu	1,8	1,8	1,8	2,2	2,2	1,9	2,7	2,2
Nb	3,5	3,6	3,4	3,4	3,3	3,2	3,3	3,0
Спектри	1	2	3	4	5	6	7	8

Рис. 4. Вплив МП на фрактографію поверхні розриву аморфного стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$: вихідний зразок (РЕМ) (*а*); після МП 90 год (РЕМ) (*б*).

Fig. 4. Influence of MF on the fractography of the fracture surface of the amorphous $Fe_{73.0}Cu_1Nb_{3.0}Si_{15.8}B_{7.2}$ ribbon: initial sample (SEM) (*a*); after MF 90 h (SEM) (*б*).



30 мкм Електронне зображення 1

Елемент	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%	ат.%
B	11,9	9,4	15,2	21,6	18,6	23,6	22,3	17,2
Fe	65,7	67,8	64,4	64,6	68,6	62,8	61,5	63,1
Si	16,6	17б3	15,5	10,2	9,6	10,4	12,1	14,9
Cu	2,1	1,7	1,6	1,3	0,6	0,7	1,3	1,5
Nb	3,3	3,5	3,0	2,0	2,3	2,4	2,6	3,0
Спектри	1	2	3	4	5	6	7	8

Продовження рис. 4.

Continuation of Fig. 4.

що. Дослідження макроскопічних пластичних властивостей різних металевих матеріалів показало, що магнетна дія може призвести як до ефекту знеміцнення, так і до підвищення міцнісних властивостей. Існують модельні уявлення про фізичні механізми впливу слабкого МП на характер пластичної деформації, обумовлений зміною динаміки дислокацій і доменних стінок у кристалічних магнетних матеріалах.

У фізичних моделях впливу слабого МП на кристалічні тверді тіла пропонується інтерпретація змін властивостей матеріалів з урахуванням спінової динаміки складних багатостадійних процесів, які ініціюють магнетне поле в системі метастабільних структурних дефектів, що існують як в магнетних, так і в немагнетних матеріалах. У зв'язку з цим розглянемо можливість реалізації вказаних фізичних підходів стосовно до аморфних металевих стопів (АМС). Варто зазначити, що в АМС відсутні такі типові для кристалічних матеріалів структурні дефекти, як дислокації. Метастабільний стан АМС обумовлений наявністю в них інших специфічних структурних дефектів на атомному рівні, до яких можна віднести

наступні [13]: локальний хімічний і топологічний ближній порядок з характерним параметром кореляції 1,5–2 нм; структурно-обумовлений і надлишковий вільний об'єм; асоціати (кластери), що представляють собою локальні конфігурації атомів металу з атомами металоїдів (по типу фосфідів, боридів, силіцидів тощо); мікропори, які утворюються в процесі гартування з розплаву; області зі зміненою концентрацією атомів у приповерхневих ділянках, а також внутрішні напруження, що виникають як у процесі виготовлення аморфних стрічок, так і в результаті різноманітних зовнішніх дій. В магнетних АМС додатково присутні різноманітні магнетні домени і доменні стінки, які в кристалічних матеріалах є активними стопорами дислокацій і точкових дефектів, зокрема домішкових атомів. Значний вплив на властивості магнетних АМС чинять також магнетострикційні ефекти.

На думку багатьох авторів, надлишковий вільний об'єм (у вигляді пороподібних мікронесуцільностей), який є найбільш мобільною складовою частиною вільного об'єму, може бути відповідальним за структурні перебудови та зміни фізико-механічних властивостей АМС у процесі низькотемпературної структурної релаксації і, можливо, на ранній стадії кристалізації.

При відпалі нижче температури склування густина АМС підвищується приблизно на 0,5%. Цю величину й відносять до надлишкового вільного об'єму. Встановлено, що нерівномірний розподіл вільного об'єму призводить до флуктуації густини та утворенню джерел внутрішніх напружень (порядку $15 \cdot 10^6$ Н/м^2) [14]. При формуванні і анігіляції вільного об'єму мають місце атомні переміщення, що призводять до змін міжатомної відстані між найближчими сусідами, а також середнього топологічного та хімічного порядку. Як відомо, області з підвищеним вмістом вільного об'єму менш міцні. Ці «послаблені зони» і є джерелами локальної пластичної течії. Конденсація вільного об'єму в пори у зонах розтягнення знижує атомну рухливість, а у зонах стискання відбувається зміцнення матеріалу [15].

З урахуванням зазначених особливостей дефектної структури АМС можна висловити припущення про те, що слабе МП, як і у випадку кристалічних матеріалів, впливає на спін-залежні взаємодії в системі структурних дефектів різного масштабного рівня, що присутні в аморфних матеріалах. Такі взаємодії повинні призводити до переходу вихідного метастабільного аморфного стану стопу на новий, стабільніший рівень. На нашу думку, з цієї точки зору можна відзначити деяку аналогію між процесами магнетної і низькотемпературної структурної релаксації аморфного стану.

Відомо, що характеристики міцності АМС (зокрема й мікротвердість) істотно залежать від кількості вільного об'єму; хімічного складу як аморфної матриці, так і кластерів; середньої міжатомної

відстані; характеру внутрішніх напружень в об'ємі і у приповерхневій області аморфної стрічки. Поміж ними, зміцненню АМС сприяють наступні фактори: зменшення вільного об'єму, що призводить до підвищення густини матеріалу та зменшення міжатомної відстані; підвищення ближнього топологічного і хімічного порядку; присутність нанорозмірних кластерів; зростання ковалентної складової міжатомного зв'язку за рахунок збільшення кількості атомів металоїдів; стискувальні внутрішні напруження. Однією з особливостей будови АМС після швидкого гартування розтопу є можливість існування областей хімічної мікронеоднорідністі (негомогенності), структура яких може по-різному реагувати на зовнішні впливи. Мабуть, найімовірнішим варіантом такої негомогенності системи є наявність в швидкозагартованих стопах невеликої частки нанорозмірних кластерів хімічних елементів або сполук.

Механізм впливу цих факторів багато в чому визначається атомною рухливістю хімічних компонентів, що входять до складу АМС, яка, до того ж, обумовлена динамікою вільного об'єму і розподілом внутрішніх напружень. Відомо, що атоми, оточені критичним вільним об'ємом, можуть переміщуватись навколо свого положення. Конденсація вільного об'єму в пори у зонах розтягування знижує атомну рухливість, а у зонах стискання підвищує її. Тому саме у зонах стискання відбувається зміцнення матеріалу. У роботі [15] показано, що в області «вен» на зламі АМС на основі Феруму і Бору сеґреґують такі елементи як B, O і C. Причина цього полягає у виникненні вільного об'єму в області зон зсуву (зрушення) при негомогенній деформації, що призводить до локальної зміни пластичності і щільності. У зоні розтягувальних напружень переміщуються атоми з меншим радіусом. Неодноразово було доведено, що при існуванні внутрішніх механічних напружень у АМС, викликаних пластичною деформацією [16] або охолодженням у рідкому азоті [17], спостерігається інтенсивна міґрація елементів, яка проявляється в перерозподілі компонентів зразка як у поверхневій області, так і в об'ємі аморфного зразка. Ця міґрація обумовлена полем внутрішніх напружень, релаксація яких полегшується процесом дифузії елементів по товщині аморфної стрічки.

Таким чином, джерелами внутрішніх напружень в АМС, що впливають на міґрацію атомів можуть бути також наступні фактори: усі вказані вище недосконалості структури АМС; відмінності в термічному розширенні різних ділянок стрічки, також на границі розділу кластер–аморфна матриця (термопружні напруження); зміна характеру міжатомного зв'язку (наприклад, зміна частки ковалентної складової зв'язку) в результаті збільшення міжатомної відстані в стопі, з одного боку, і зміна енергетичного стану дефектів — з іншого; концентраційні неоднорідності; формування оксидного поверхневого шару. У магнетних АМС додатковими джерелами

внутрішніх напружень є спонтанна магнетострикція та взаємодія дефектів з доменними стінками. При накладенні МП пружні напруження, що виникають у результаті магнетострикційної деформації ґратниці, сприяють більш помітним змінам у структурі аморфних зразків. Відомо, що одним з можливих механізмів, що визначають зміну коефіцієнта дифузії у феромагнетику при дії МП, може бути зміна енергії утворення вакансії. Ця зміна, обумовлена магнетним впорядкуванням та магнетострикційною деформацією, може викликати зміну концентрації вакансій у матеріалі, яка безпосередньо пов'язана із коефіцієнтом дифузії домішок. У полі магнетострикційних напружень в АМС швидкість дифузійних процесів, як відомо, збільшується. Відзначимо, що аморфні стопи типу FINEMET мають позитивну магнетострикцію.

Крім внутрішніх напружень, на механічні властивості АМС може впливати також структурний і хімічний стан кластерів. У МП можливо формуються нові хімічні зв'язки в локальному об'ємі. Згідно [4] МП знімає заборону на розпад метастабільних станів. МП створює магнетопружні і динамічні напруження, які руйнують преципітати (бориди та силіциди). За рахунок таких напружень руйнуються не тільки слабкі, але й сильні зв'язки. Можна зробити припущення, що в АМС при накладанні МП відбувається локальний розпад кластерів, наприклад, типу боридів, силіцидів, оксидів, і твердість зменшується.

Ґрунтуючись на доказах і модельних уявленнях, що наведені в літературі, можна зробити наступний висновок про фізичну природу поведінки залежностей $HV(\tau)$. Як випливає з цих даних, корінна перебудова реальної структури АМС, індукована слабим МП, протікає протягом достатньо тривалого часу, від кількох днів до декількох тижнів, можливо, і місяців. При дії МП можна виділити два основних процеси, що обумовлюють спостережену зміну твердості: відносно швидкодіючі (виникнення і релаксація напружень), що ведуть до проміжних актів розміцнення та зміцнення (нівелювання напружень стискання у приповерхневих шарах на початкових стадіях витримки в МП) і довготривалі (розпад комплексів або їх утворення, міґрація атомів), що ведуть до кінцевого незворотного зміцнення за рахунок зростання ковалентної складової міжатомного зв'язку. При більш тривалій витримці в МП процеси зміцнення переважають над механізмами розміцнення, що й обумовлює виникнення максимуму на спостереженій залежності $HV(\tau)$.

Таким чином, якщо припустити, що мікротвердість змінюється внаслідок зміни складу і спінового стану структурних дефектів в АМС, які зменшують вірогідність формування зон зсуву, що генеруються при вдавлюванні індентора, то напруження змінюються через перерозподіл хімічних елементів між об'ємом, а вплив МП можна пояснити сукупністю дій декількох атермічних механізмів:

акумуляцією і анігіляцією вільного об'єму, перерозподілом компонентів та релаксацією внутрішніх поверхонь аморфної стрічки, що пов'язано, зокрема, із розпадом або перебудовою кластерів. У магнетних стрічках ММЕ сильніший, можливо, за рахунок більшого впливу доменної структури і магнетострикційних ефектів у порівнянні з немагнетними АМС.

4. ВИСНОВКИ

1. Проведено дослідження впливу тривалості витримки у слабкому магнетному полі на мікромеханічні властивості та характер руйнування при випробовуваннях на розтяг аморфного стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$, отриманого у вигляді стрічки методом спінінгування.
2. Показано, що залежно від тривалості витримки у магнетному полі (0,2 Тл) послідовно реалізуються два процеси — на початковому етапі експерименту (10–18 годин витримки) досліджуваний стоп знеміцнюється (тобто набуває підвищеної пластичності), але зі збільшенням часу експозиції до 90 годин його мікротвердість поступово зростає, перевершивши початкові значення на ~15%. Межа міцності на розрив аморфної стрічки, витриманої у магнетному полі 90 год, також зростає на 15% у порівнянні з аналогічним параметром вихідних зразків.
3. Методом растрової електронної мікроскопії досліджено фрактографію поверхні розриву аморфних стрічок стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$. Показано, що поверхня розриву вихідного зразка складається з двох зон (гладкої у об'ємі стрічки та «венозної» ближче до краю), у той час як структура поверхні витриманих у магнетному полі зразків повністю складається з «вен».
4. Вплив магнетного поля на зміну мікротвердості аморфного стопу $Fe_{73,0}Cu_1Nb_{3,0}Si_{15,8}B_{7,2}$ можна пояснити акумуляцією і анігіляцією вільного об'єму, перерозподілом компонентів та релаксацією внутрішніх поверхонь аморфної стрічки, що пов'язано із розпадом або перебудовою кластерів.

Дослідження виконано при підтримці Національної академії наук України в рамках бюджетної програми КПКВК 6541230-2А «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. А. Франюк, *ДАН БССР*, **8**, № 4: 220 (1964).
2. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **25**, No. 2: 910 (1968).
3. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **30**, No. 2:

381 (1971).
4. V. I. Alshits, E. V. Darinskaya, M. V. Koldaeva, and E. A. Petrzhik, *Crystallography Reports*, **48**, No. 5: 768 (2003).
5. Yu. I. Golovin, *Phys. Solid State*, **46**, 5: 789 (2004).
6. Р. Б. Моргунов, *УФН*, **174**, № 2: 131 (2004).
7. А. Л. Бучаченко, *ЖЭТФ*, **129**, вып. 54: 909 (2006).
8. П. П. Кузменко, Н. И. Захаренко, Н. Г. Бабич, *Докл. АН УССР. Сер. А. Физ.-мат. науки*, № 4: 66 (1987).
9. Y. Wolfus, Y. Yeshurun, I. Felner, and J. Wolny, *Philos. Magazine*, **56**, No. 6: 963 (1987).
10. V. Ramakrishnan and A. Ghosh, *Wear*, **69**, No. 1: 71 (1981).
11. В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно, *Аморфные металлические сплавы* (Киев: Наукова думка: 1987), с. 52.
12. М. А. Васильев, *Успехи физики металлов*, **8**, № 1: 65 (2007).
13. Г. М. Зелинская, А. В. Романова, В. В. Немошкаленко, *УФЖ*, **28**: 1393 (1983).
14. J. L. Walter, F. Bacon, and F. E. Luborsky, *Mater. Sci. Eng.*, **24**: 239 (1976).
15. И. Н. Шабанова, С. С. Самойлович, В. А. Журавлев, *ДАН СССР*, **274**: 591 (1984).
16. Т. И. Братусь, М. А. Васильев, В. Т. Черепин, *Металлофизика*, **5**: 71 (1983).
17. À. Z. Nagy, B. Vasvàri, P. Duwez, L. Bakos, J. Bogàncs, and V. M. Nazarov, *phys. status solidi (a)*, **61**: 689 (1980).

REFERENCES

1. V. A. Franyuk, *DAN BSSR*, **8**, No. 4: 220 (1964) (in Russian).
2. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **25**, No. 2: 910 (1968).
3. S. Hayashi, S. Takahashi, and M. Yamamoto, *J. Phys. Soc. Japan*, **30**, No. 2: 381 (1971).
4. V. I. Alshits, E. V. Darinskaya, M. V. Koldaeva, and E. A. Petrzhik, *Crystallography Reports*, **48**, No. 5: 768 (2003).
5. Yu. I. Golovin, *Phys. Solid State*, **46**, 5: 789 (2004).
6. R. B. Morgunov, *Physics-Uspekhi*, **174**, No. 2: 131 (2004) (in Russian).
7. A. L. Buchachenko, *ZhETF*, **129**, Iss. 54: 909 (2006) (in Russian).
8. P. P. Kuzmenko, N. I. Zakharenko, and N. G. Babich, *Dokl. AN USSR. Ser. A. Fiz.-Mat. Nauki*, No. 4: 66 (1987) (in Russian).
9. Y. Wolfus, Y. Yeshurun, I. Felner, and J. Wolny, *Philos. Magazine*, **56**, No. 6: 963 (1987).
10. V. Ramakrishnan and A. Ghosh, *Wear*, **69**, No. 1: 71 (1981).
11. V. V. Maslov and D. Yu. Paderno, *Amorfnye Metallicheskie Splavy* (Kiev: Naukova Dumka: 1987), p. 52 (in Russian).
12. M. O. Vasiliev, *Usp. Fiz. Met.*, **8**, No. 1: 65 (2007) (in Russian).
13. G. M. Zelinskaya, A. V. Romanova, V. V. Nemoshkalenko, *Ukr. Fiz. Zhurn.*, **28**: 1393 (1983) (in Russian).
14. J. L. Walter, F. Bacon, and F. E. Luborsky, *Mater. Sci. Eng.*, **24**: 239 (1976).

15. I. N. Shabanova, S. S. Samoylovich, V. A. Zhuravlev, *DAN SSSR*, **274**: 591 (1984) (in Russian).
16. T. I. Bratus', M. A. Vasil'yev, and V. T. Cherepin, *Metallofizika*, **5**: 71 (1983) (in Russian).
17. À. Z. Nagy, B. Vasvàri, P. Duwez, L. Bakos, J. Bogàncs, and V. M. Nazarov, *phys. status solidi (a)*, **61**: 689 (1980).