

## AMORPHOUS AND LIQUID STATES

PACS numbers: 61.43.Dq, 62.20.mj, 62.20.mt, 62.20.Qp, 68.35.Dv, 81.40.Np

### Вплив високочастотної ударної обробки на механічні властивості та фрактографію поверхні розриву аморфної стрічки

М. О. Васильєв\*, В. М. Шиванюк\*, Б. М. Мордюк\*,\*\*,  
І. В. Загорюлько\*, С. М. Волошко\*\*

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

\*\**Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,  
просп. Перемоги, 37,  
03056 Київ, Україна*

Досліджено вплив високочастотної ударної обробки (ВЧУО) на механічні характеристики швидкозагартованої аморфної стрічки нового класу FINEMET, яка містить фосфор ( $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ ). З метою виключення механохімічного окислення ВЧУО проводили за кімнатної температури у середовищі аргону. Отримано кількісні дані щодо зміни мікротвердості, межі міцності, подовження та модуля пружності при випробуванні стрічки на розрив. Встановлено ефекти впливу ВЧУО як на підвищення межі міцності руйнування, так і на зростання пластичності. За допомогою растрової електронної мікроскопії вивчено картини фрактографії поверхні руйнування. Картини фрактографії характеризуються наявністю областей крихкого руйнування, яке відображає процес ковзання, та в'язкого руйнування, яке призводить до формування сітки рік і вен, як для вихід-

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*

\*\**National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',  
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

Citation: M. O. Vasylyev, V. M. Shyvaniuk, B. M. Mordyuk, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, Influence of High-Frequency Impact Treatment on the Mechanical Properties and Break Surface Fractography of Amorphous Ribbon, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 43, No. 5: 655–671 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.05.0655](https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0655).

ного стану, так і після ВЧУО. Внаслідок обробки змінюється співвідношення площ указаних областей. Інтерпретація отриманих результатів виконана в рамках моделі гетерогенної природи пластичної деформації аморфних стрічок і синергетичного ефекту взаємодії смуг зсуву та вільного об'єму.

**Ключові слова:** аморфний стоп, мікротвердість, міцність, крихкість, смуги зсуву, фрактографія.

The effect of high-frequency impact treatment (HFIT) on mechanical characteristics of the rapidly quenched amorphous ribbon of the new FINEMET class containing phosphorus ( $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_1\text{Cu}_1$ ) is studied. To avoid mechanochemical oxidation, the HFIT process is carried out at room temperature in an argon atmosphere. Quantitative data on the change in microhardness, ultimate strength, elongation and elastic modulus during tensile testing of the ribbon are obtained. The fracture surfaces are studied using scanning electron microscopy. The effects of the HFIT on both an increase in the ultimate fracture strength and on an increase in plasticity are established. Both for the initial and HFIT processed states, the fractography patterns are characterized as the set of the brittle fracture areas, reflecting the sliding process, and viscous fracture areas, which leads to the formation of the rivers and veins network. The processing leads to change in the ratio of these areas. The interpretation of the obtained results is carried out within the framework of the model of heterogeneous nature of the amorphous ribbons plastic deformation and the synergistic effect of the shear bands and free volume interaction.

**Key words:** amorphous alloy, microhardness, brittleness, strength, shear bands, fractography.

*(Отримано 19 березня 2021 р.)*

## 1. ВСТУП

У 90-х роках минулого століття було опановано технологію виготовлення металевих стрічок з аморфною структурою шляхом надшвидкого гартування з розплату на основі Fe (спінінгування). У зв'язку з розвитком нового покоління малогабаритних електротехнічних пристроїв вони стали користуватися підвищеним попитом в якості магнетом'яких матеріалів, зокрема, для виготовлення високочастотних електромагнітних перетворювачів та силової електроніки (реле, автоматичні вимикачі, трансформатори). Аморфно-нанокристалічні стопи, які отримують шляхом кристалізації вихідних аморфних металевих стопів (АМС), характеризуються унікальним комплексом міцнісних та магнітних властивостей [1–5]. Водночас, надзвичайно високий рівень міцнісних властивостей, властивий АМС, на промисловому рівні залишається нереалізованим через крихке руйнування при кімнатній температурі [6–8].

У зв'язку з актуальністю проблеми розширення сфери промислового застосування стрічкових та масивних АМС можна відзначити зростаючий науковий та технологічний інтерес до вивчення основоположних механізмів макро- і мікродеформації, які відповідають за міцність та пластичність даних матеріалів за відносно низьких температур. Наприклад, деформаційна поведінка АМС у діапазоні температур, близьких до кімнатної, представляє інтерес для їх використання у коливальних пристроях, таких як гіроскопи, швидкодіючі пружини та деталі мікроелектромеханічних систем, спортивного інвентарю, броні. При виготовленні та експлуатації магнітних осердь вони піддаються різноманітним навантаженням, які можуть призвести до змінення їх властивостей. Тому дуже важливо знати механічну поведінку таких матеріалів при навантаженнях.

В останні роки велика увага приділяється дослідженню впливу інтенсивної пластичної деформації (ІПД) на зміну структурно-фазового складу АМС як у вигляді швидкозагартованих стрічок, так і масивних зразків. Як показує аналіз літературних даних, ІПД є одним з найважливіших та найцікавіших шляхів контрольованої модифікації структури таких матеріалів з метою не лише покращення міцнісних властивостей, але й підвищення пластичності. ІПД аморфних стопів є одним із способів одержання нанокристалічних матеріалів з новими властивостями, яких неможливо досягти традиційними термічними обробками [9–11].

В рамках даної роботи наведемо декілька типових прикладів впливу ІПД на механічні характеристики стрічкових та масивних АМС, зокрема, на ефекти підвищення пластичності. У роботі [10] методами рентгенівського аналізу, трансмісійної мікроскопії та диференційної калориметрії показано, що застосування високочастотного ударного оброблення поверхні аморфного стопу на основі цирконію за кімнатної температури сприяє підвищенню його пластичності за рахунок значних накопичень енергії та напружень стиснення. Природу змін структури та міцності АМС під впливом ультразвукових механічних коливань було досліджено у роботах [12–14]. Методами внутрішнього тертя [12], акустичної емісії [13] та вимірюванням електроопору [14] показано, що високочастотні знакозмінні навантаження (механічні коливання) активізують прокозвання вздовж міжкластерних границь АМС, призводячи до реструктуризації цих границь і до «знеміцнення» матеріалу, що проявляється у зниженні інтенсивності акустичної емісії [13]. Ультразвукові деформації за рахунок накопичення незворотних атомних переміщень мають вплив на стадії зародження (а не росту) кристалічної фази [12]. Дія механічних коливань накопичується з часом оброблення, що проявляється у зменшенні модуля пружності, зростанні внутрішнього тертя та електроопору, а також у зменшенні теплоти кристалізації АМС при поступовому відпалі [14]. Найбільшу

кількість досліджень присвячено впливу таких ефективних методів ІПД, як кручення під високим тиском (КВТ) в камері Бриджмена та інтенсивна холодна прокатка. У роботі [15] спостерігали значне зниження твердості аморфної стрічки  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{Si}_2\text{V}_{10}$  на початкових стадіях КВТ та наступне її монотонне зростання. Ефект прояву деформаційного наклепу, який зумовлює підвищення пластичності аморфної стрічки  $\text{Zr}_{50,7}\text{Cu}_{28}\text{Ni}_9\text{Al}_{12,3}$  після КВТ, описано авторами роботи [16]. Аналогічне явище було виявлене і після КВТ масивних аморфних стопів  $\text{Zr}_{64}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{17}\text{Cu}_{19}$  і  $\text{Zr}_{52,5}\text{Cu}_{17,9}\text{Al}_{10}\text{Ni}_{14,6}\text{Ti}_5$  у дослідженнях [17, 18].

Експерименти з холодною інтенсивною прокаткою стрічкових та масивних АМС показують наступні результати. Після інтенсивної холодної прокатки аморфної стрічки  $\text{Al}_{86,8}\text{Ni}_{3,7}\text{Y}_{9,5}$  спостерігається деформаційне зниження твердості [19]. Встановлено, що для масивного АМС  $\text{Zr}_{52,5}\text{Cu}_{17,9}\text{Ni}_{14,6}\text{Al}_{10}\text{Ti}_5$  [20] та стрічки  $\text{Al}_{86,8}\text{Ni}_{3,7}\text{Y}_{9,5}$  [21] зниження твердості лінійно залежить від ступеню обтиснення. У роботі [22] було показано, що після прокатки масивного АМС складу  $\text{Cu}_{47,5}\text{Zr}_{47,5}\text{Al}_5$  при випробуванні на розтяг проявляється ефект підвищення пластичності. Як було показано у [23], після ІПД сталевими кульками масивного АМС складу  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  при випробуванні на стиснення його пластичність зростає. Суттєве зниження твердості спостерігається після випробування на сухе тертя АМС на основі Fe (FINEMET) та об'ємного АМС на основі Zr [24]. Такий спосіб обробки також можна віднести до ІПД.

Один з сучасних та ефективних способів ІПД металевих поверхонь при відносно низьких гомологічних температурах полягає у використанні енергії потужних ультразвукових або високочастотних коливань [25–27]. За результатами чисельних досліджень було показано, що високочастотна ударна обробка (ВЧУО) металевих поверхонь виробів є більш технологічним та керованим процесом у порівнянні з прокаткою або обробкою у кульових млинах та камері Бриджмена (КВТ). Встановлено, що під дією ВЧУО відбувається як подрібнення мікроструктури металевих матеріалів з утворенням мікро- і наноструктур, яке призводить до зростання механічної міцності, так і формування стискаючих внутрішніх напружень, яке забезпечує підвищення експлуатаційних характеристик виробів та конструкцій. У роботі [28] було уперше досліджено процеси наноструктурування у швидкозагартованій аморфній стрічці складу  $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{V}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$  (FINEMET) в результаті ВЧУО. Автори [29] вперше виявили ефект підвищення пластичності після ВЧУО поверхні масивного АМС складу  $\text{Zr}_{44}\text{Ti}_{11}\text{Cu}_{10}\text{Ni}_{11}\text{V}_{25}$ .

Відомо, що для кристалічних матеріалів характер руйнування при випробуваннях на розрив та стиснення знаходить відображення в структурі поверхні зламу, яка вивчається фрактографією. Для більш глибокого розуміння природи деформаційного руйнування

АМС мікроскопічний аналіз морфології фрактографії має важливе значення. Такі роботи виконують зазвичай при випробуваннях на стиснення масивних АМС. Випробування на розрив аморфних стрічок пов'язані з деякими експериментальними труднощами, зумовленими специфічними розмірами зразків. Прикладом таких досліджень на розрив за кімнатної температури можуть слугувати роботи, присвячені АМС на основі Fe наступних складів:  $\text{Ni}_{56}\text{Cr}_{18}\text{Si}_{22}\text{B}_4$  [30];  $\text{Fe}_{85,4}\text{Hf}_{1,4}\text{B}_{13,2}$  [31];  $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$  [32];  $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$  [33];  $\text{Fe}_{85,2}\text{B}_{9,5}\text{P}_4\text{Cu}_{0,8}\text{Si}_{0,5}$  [34]. Як відомо, характер картини поперечного руйнування металевих зразків, який називається фрактографією, видно на РЕМ-зображеннях мікро- та макроструктури поверхні розриву. Остання несе в собі дуже важливу інформацію, необхідну для опису механізму руйнування на атомно-молекулярному рівні. Останнім часом велику увагу приділяють аналізу особливостей фрактографії поверхні руйнування стрічкових та масивних АМС при випробуваннях на розтяг та стиснення. Було виявлено різні прояви картин фрактографії. У чисельних експериментах було показано, що мікро- та макроскопічний характер фрактографії залежить як від хімічного складу АМС, так і від геометричних розмірів, температури зразків та швидкості деформації [35–44].

Мета даної роботи полягає у дослідженні впливу ВЧУО на механічні характеристики швидкозагартованої аморфної стрічки нового класу FINEMET складу  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ , а також на фрактографію поверхні руйнування при випробуванні на розрив.

## 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

У даній роботі було досліджено стрічку нового класу феромагнітного аморфного стопу FINEMET, що містить фосфор:  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ . Стрічки завтовшки 20 мкм і шириною 15 мм були отримані шляхом швидкого загартування з розтопу необхідного складу на мідному барабані, що обертався (метод спінінгування розтопу). Швидкість охолодження при цьому сягала  $\sim 10^6 \text{ K/c}^{-1}$  [45, 46]. Згідно з результатами рентгеноструктурного аналізу, отримані стрічки були в аморфному стані («рентгеноаморфними»).

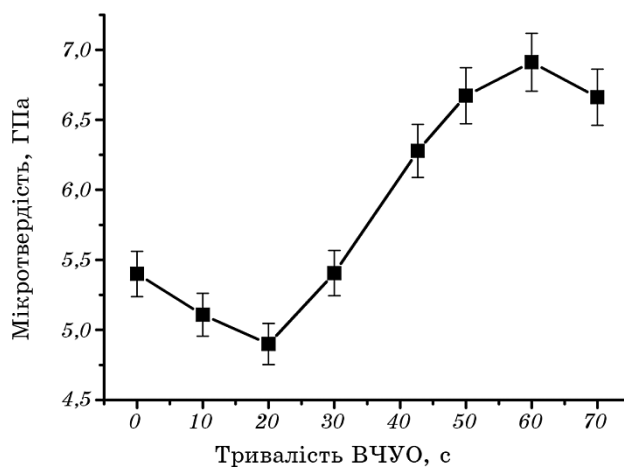
Для високочастотної обробки, подальших вимірювань мікротвердості і випробувань на розрив зі стрічок нарізали зразки завдовжки 30 мм. Для усунення нерівностей на торцях зразків їх піддавали шліфуванню. Для реалізації ВЧУО користувалися оригінальним пристроєм, який складається з п'єзокерамічного генератора ультразвукових коливань (21 кГц) і металевого вібратора (частота 1,5 кГц) з одним циліндричним бойком діаметром 5 мм і довжиною 18 мм, виготовленим із загартованої сталі ШХ15 [47, 48]. Тривалість обробки стрічок для розтягування складала 60 с при амплітуді коливань бойка 25 мкм, що відповідало максимальному значенню мі-

кротвердості. Для виключення механохімічного окислення обробку проводили в нейтральному середовищі (аргон).

Для вимірювання мікротвердості застосовували прилад ПМТ-3, прикладаючи на алмазну пірамідку навантаження  $P = 100$  г. З метою виключення впливу на результат вимірювань матеріалу, до якого кріпиться аморфна стрічка, значення  $P$  повинне задовольняти вивозі  $h/l > 0$ , де  $l$  — глибина відбитку за умови забезпечення достатньої чутливості зміни механічних властивостей після ВЧУО. Тривалість витримки стрічки під навантаженням алмазної пірамідки складала 10 с. Здійснювали не менше 6-ти уколів і за усередненими значеннями діагоналей відбитків визначали величини мікротвердості за стандартною методикою з погрішністю  $\pm 5\%$ . Вимірювання мікротвердості проводили на вільній (блискучій) стороні стрічки, яка не контактувала з мідним барабаном при її виробництві. Для випробувань на розтягування стрічкових зразків користувалися розривною машиною марки HOUNSFIELD моделі Н5КТ. Швидкість руху затискачів складала 0,5 мм/хв. Картини фрактографії поверхні руйнування аморфних стрічок реєстрували за допомогою растрового електронного мікроскопа марки VEGA3 SBU PЕС.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 1 наведено дані щодо зміни мікротвердості аморфної



**Рис. 1.** Залежність величини мікротвердості аморфної стрічки  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$  від тривалості ВЧУО.

**Fig. 1.** Effect of HFIT duration on the microhardness of the amorphous ribbon  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ .

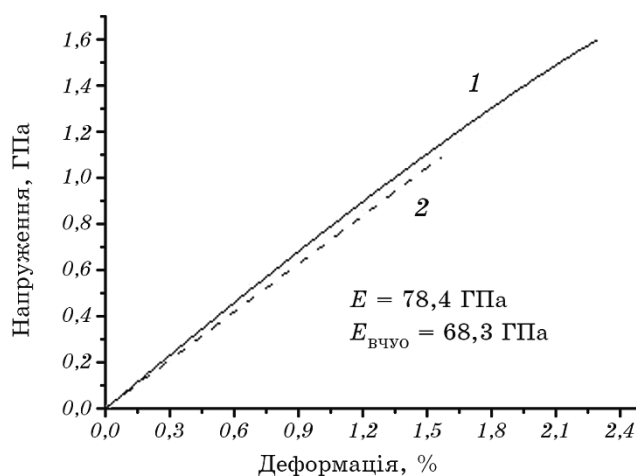
стрічки  $\text{Fe}_{81}\text{V}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$  від тривалості дії ВЧУО в атмосфері аргону за кімнатної температури. Як видно з рисунка, на початкових стадіях вказаної обробки спостерігається різке зниження мікротвердості від початкового значення 5,4 ГПа до 4,9 ГПа після 20 с ВЧУО (ефект пом'якшення складає 10%). Зростання тривалості деформаційної дії аж до 60 с призводить до різкого монотонного зростання величини мікротвердості (ефект зміцнення складає 30%). При подальшому впливі ВЧУО відбувається незначне зниження твердості, типове для багатьох способів ІПД металевих матеріалів після максимального часу дії, близького до виникнення тріщин і руйнування [9]. Ці експериментальні дані корелюють з результатами дослідження електроопору АМС на основі цирконію [13]. В даній роботі також спостерігався немонотонний характер залежності електроопору від тривалості обробки. Типовим є спад електроопору після приблизно 50 с експозиції. Після цього, в результаті подальшої дії ультразвуку, настає істотне зростання електроопору, яке сягає близько 20%. Автори пов'язували цей ефект із структурними перебудовами та частковою кристалізацією стопу.

Звертає на себе увагу той факт, що аналогічний характер зміни мікротвердості спостерігався в роботі [15] при дослідженні залежності цієї характеристики від міри інтенсивної деформації стрічки аморфного стопу  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{Si}_2\text{V}_{10}$  шляхом кручення під високим тиском (КВТ) в камері Бриджмена за кімнатної температури. Враховуючи цю аналогію, можна припустити певну ідентичність між механізмами інтенсивної пластичної деформації при КВТ і ВЧУО. Згідно з висновками роботи [15], ефект спостережуваного різкого зниження мікротвердості обумовлений протіканням негетерогенної (локалізованої) пластичної деформації з утворенням грубих смуг зсуву, що характерно для усіх АМС за температур значно нижче точки кристалізації [7, 8]. Зі зростанням інтенсивності ІПД відбувається виділення наночастинок кристалічної фази розміром до 10 нм, гомогенно розподілених за усім об'ємом зразка, і деформація набуває гомогенного, тобто не локалізованого характеру. В цьому випадку пластичний зсув відбувається в усьому об'ємі матеріалу, що деформується. Зокрема, процес деформаційної нанокристалізації спостерігався в результаті ВЧУО аморфної стрічки типу FINEMET [28]. Важливу роль при ІПД аморфного стопу мають такі структурні характеристики, як вільний об'єм і локальний характер атомного оточення в одній або декількох координаційних сферах. При гетерогенній деформації концентрація областей вільного об'єму є істотно вищою в оточенні смуг зсуву, ніж у навколишній матриці. Зростання мікротвердості може бути обумовлене зменшенням вільного об'єму та нанокристалізацією.

Результат випробувань на одновісне розтягування дослідженої аморфної стрічки до і після ВЧУО при кімнатній температурі наве-

дений на рис. 2 у вигляді інженерних кривих «напруга–деформація». Ці графіки характеризуються практично лінійним характером. Вони чітко демонструють ідеальну пружну деформацію і подальше катастрофічне руйнування практично без залишкової пластичності для обох станів аморфної стрічки. Отриманий результат свідчить про те, що досліджені стрічки як з початковою структурою, так і після ППД при розтягуванні поведуться як ідеально крихкі матеріали за кімнатної температури. З погрішністю, яка не перевищує декількох відсотків, не було зафіксовано наявності майданчика плинності і залишкових деформацій, які є типовими для поведінки руйнування кристалічних металів при випробуванні на розрив. Чисельні величини напруги розриву ( $\sigma_p$ ), подовження ( $\varepsilon$ ) і модуля пружності  $E$ , отримані при аналізі кривих «напруга–деформація» для обох станів стрічок, наведені у таблиці. Деяке зниження модуля пружності після ВЧУО, зафіксоване в даній роботі експериментально, корелює з даними роботи [13], що описувала подібне зниження модуля після накладення ультразвукових механічних коливань.

Незважаючи на велику кількість робіт, присвячених дослідженням механізму пластичної деформації АМС, загальноприйнятої точки зору щодо природи цього процесу доки не існує. В той же час, найчастіше обговорюються модель формування смуг зсуву (зон зсуву) [49] і модель вільного об'єму [50–52], які дозволяють описати природу крихкого руйнування АМС. Відсутність яскраво вираже-



**Рис. 2.** Характерні інженерні діаграми розтягу зразків швидкозагартованої стрічки  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ : 1 — після ВЧУО; 2 — у вихідному стані.

**Fig. 2.** Typical engineering diagrams of the samples tension of the ribbon  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ : 1—after HFIT; 2—in original state.



ного майданчика плинності на кривій «напруга–деформація» при випробуванні на розтяг можна пояснити розвитком в області локального пластичного плину великої кількості смуг зсуву, уздовж яких полегшується формування мікротріщин, які призводять до руйнування аморфних зразків. У разі гетерогенної деформації, що протікає за кімнатної температури, АМС мають досить високу пружну деформацію і невелику макроскопічну пластичність при розтягуванні (до 2%). Висока ступінь пластичної деформації, за даними просвічуючої електронної мікроскопії, має місце тільки у вузько локалізованих смугах зсуву (10–40 нм), а за їх межами деформація практично відсутня [7, 8].

У зародженні і поширенні смуг зсуву важливу роль відіграє стан і кількість вільного об'єму. Надмірний вільний об'єм локалізується в місцях високої напруги, де істотно підвищується рухливість атомів, що призводить до дилатації ґратниці в області смуг зсуву. На думку багатьох авторів (див. розділ 1), це є основним чинником деформаційного підвищення пластичності, яке і спостерігається у даній роботі.

Характерною рисою поверхні руйнування аморфних стріпів за низьких температур є поява на РЕМ-зображеннях фрактографії декількох типів морфологій: гладкої (дзеркальної або матової), венозної, річкової і шевронної. На рисунку 3 зображено характерні фрактограми поверхні розриву при випробуванні на розтяг дослідженої у даній роботі аморфної стрічки для двох станів: початкового до деформації (а) і після ВЧУО (б). На цьому рисунку спостерігаються дві області з різною морфологією, яка характеризується наявністю майже гладкої ділянки відколу, сітки пересічних венозних і річкових зон руйнування у напрямі зсуву по мірі розповсюдження тріщини. Товщина вен і річок лежить в межах 0,1–0,5 мкм. Відношення висоти до товщини цих утворень складає зазвичай від двох до чотирьох. Висота вен складає близько 0,3 мкм, а їх форма є близькою до рівнобедреного трикутника. Вени займають малу частину поверхні руйнування, і відстань між ними неоднорідна. Між венами формується, як правило, хвиляста, рифлена, або канавочна по-

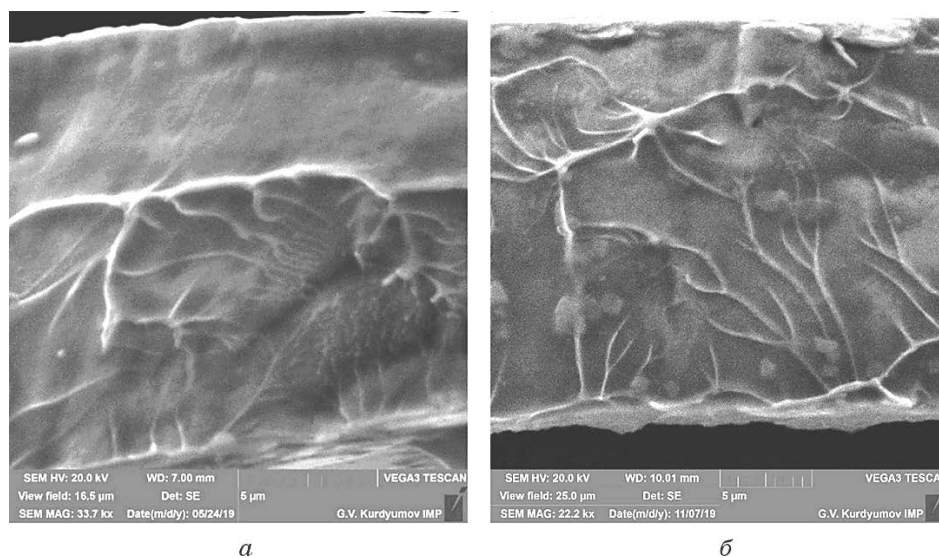
**ТАБЛИЦЯ 1.** Механічні характеристики швидкозагартованої стрічки  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$  ( $\sigma_p$  — межа міцності на розрив;  $\varepsilon$  — деформація;  $E$  — модуль Юнга).

**TABLE 1.** Mechanical characteristics of rapidly-quenched ribbon  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$  ( $\sigma_p$ —tensile strength;  $\varepsilon$ —deformation;  $E$ —Young's modulus).

Стан	$\sigma_p$ , ГПа	$\varepsilon$ , %	$E$ , ГПа	$E/\sigma_p$
Вихідний	1,1	1,5	73,3	66
ВЧУО	1,6	2,3	69,5	43

верхня. Такий вид фрактографії є типовим для багатьох раніше досліджених стрічкових і масивних АМС. Детальний аналіз морфології венозного і річкового візерунка на картині руйнування дозволяє встановити напрям поширення локальних тріщин. Утворенню річкових візерунків сприяє злиття сходинок відколу. Можна відзначити, що річкові візерунки часто спостерігаються і для сталей за температур, близьких до в'язко-крихкого переходу Іоффе. Відмінність в морфології вказаних зон у разі руйнування АМС обумовлена особливими механізмами деформаційного плину. Поява таких картин обумовлена, в першу чергу, гетерогенною природою пластичної деформації при вказаних температурах [7, 8, 28, 53–61]. Аналіз дії ультразвукових навантажень на металеве скло у роботі [13] дозволив зробити висновок, що основні структурні зміни відбуваються в поверхневих шарах стрічки, де шорсткість може спричиняти локальну концентрацію прикладених напружень, викликаючи як часткову кристалізацію, так і утворення тріщин або локалізованих смуг зсуву.

У нашому випадку, поверхня руйнування складається з двох областей: гладкої з руйнуванням за механізмом чистого зсуву, внаслідок проходження тріщини без жодного опору, та гістерезисного руйнування, яке призводить до формування картин річок і вен (див. схему на рис. 4).



**Рис. 3.** РЕМ-зображення фрактографії поверхні розриву аморфної стрічки  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$  за кімнатної температури до (а) та після ВЧУО (б).

**Fig. 3.** SEM-images of the ruptured surface fractography of the amorphous ribbon at room temperature before (a) and after HFIT (b).



**Рис. 4.** Схема деформаційних зон. Стрілка вказує напрям зсуву.

**Fig. 4.** The scheme of the deformation zones. The arrow indicates the direction of the shift.

Численні річки виникають в процесі розгалуження тріщин, а також генерації великого числа нанорозмірних порожнин. Присутність великої кількості вен свідчить про наявність нанорозмірної пластичної деформації і локальної в'язкості, пов'язаної з ініціацією та поширенням локально інтенсивних смуг зсуву. Існує думка, що венозна картина виникає внаслідок локального адіабатичного підвищення температури, обумовленого раптовістю ковзання [7, 8, 34, 62, 63]. В результаті найбільша частина рідиноподібної області при руйнуванні переміщується в ґратницю вен, які представляють собою протилежну сторону зруйнованої поверхні, як результат своєрідного формування шийки в процесі розриву зразка.

#### 4. ВИСНОВКИ

Уперше досліджено впливи ВЧУО на механічні властивості швидкозагартованої аморфної стрічки нового класу FINEMET, що містить фосфор ( $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ ), а також на фрактографію поверхні руйнування при випробуванні на розрив.

Встановлено залежність зміни мікротвердості аморфної стрічки  $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$  від тривалості дії ВЧУО. Аналіз зміни мікротвердості залежно від тривалості ВЧУО в атмосфері аргону за кімнатної температури показав наявність ефекту підвищення пластичності матеріалу (10%) в діапазоні 0–20 с і ефекту зміцнення (30%) після 60 с у порівнянні з початковим станом. Різке зниження мікротвердості обумовлене протіканням негомогенної (локалізованої) пластичної деформації з утворенням смуг зсуву і збільшенням вільного об'єму. Зростання мікротвердості може бути обумовлене зменшенням вільного об'єму і нанокристалізацією.

Результати випробування на розрив за кімнатної температури свідчать про те, що досліджені стрічки при розтягуванні поведуться як крихкі матеріали як в початковому стані, так і після ВЧУО. Встановлені ефекти дії ВЧУО як на підвищення межі міцності руйнування, так і на зростання пластичності.

Фрактографію поверхні руйнування можна охарактеризувати як сукупність крихкого руйнування (матовий злам), яке відображає процес ковзання, і в'язкого руйнування, яке призводить до формування картин річок і вен. Після ВЧУО відзначається істотне зниження майданчика крихкого руйнування. Поява таких картин обумовлена, в першу чергу, гетерогенною природою пластичної деформації при вказаних температурах і синергетичною взаємодією смуг зсуву і вільного об'єму.

Автори висловлюють подяку проф. В. К. Носенку за надання експериментальних зразків аморфних стрічок. Робота виконана за фінансування НАН України (проект № 2А-0120U000133) та МОН України (проект № 2405ф-0121U109752).

### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Y. Yoshizawa, S. Oguma, and K. Yamauchi, *J. Appl. Phys.*, **64**: 6044 (1988).
2. T. Gheiratmand, and H. R. Madaah Hossein, *J. Magn. Magn. Mater.*, **408**: 177 (2016).
3. В. В. Маслов, А. Г. Ильинский, В. К. Носенко, В. А. Машира, А. Л. Бельтюков, В. И. Ладьянов, А. И. Шишмарин, *Физика и техника высоких давлений*, **15**: 105 (2005).
4. А. П. Шпак, В. В. Маслов, В. К. Носенко, *Наука та інновації*, **1**: 92 (2005).
5. В. В. Маслов, В. К. Носенко, Л. Е. Тараненко, А. П. Бровко, *ФММ*, **91**: 47 (2001).
6. A. Carlos Pampillo, *J. Mater. Sci.*, **10**: 1194 (1975).
7. А. М. Глезер, Б. В. Молотилов, *Структура и механические свойства аморфных сплавов* (Москва: Металлургия: 1992).
8. В. П. Алехин, В. А. Хоник, *Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов* (Москва: Металлургия: 1992).
9. М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова, *Успехи физики металлов*, № 5: 345 (2004).
10. М. О. Vasylyev, V. K. Nosenko, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **21**, No. 3: 319 (2020).
11. F. O. Mear, B. Doisneau, A. R. Yavari, and A. L. Greer, *J. Alloys Compd.*, **483**: 256 (2009).
12. T. Ichitsubo, E. Matsubara, S. Kai, and M. Hirao, *Acta Mater.*, **52**: 423 (2004).
13. Y. Petrusenko, A. Bakai, I. Neklyudov, I. Mikhailovskij, S. Bakai, P. K. Liaw, L. Huang, and T. Zhang, *Metall Mater. Trans. A*, **42**: 1511 (2011).
14. С. О. Бакай, М. Б. Лазарева, К. С. Бакай, О. Й. Волчок, В. М. Горбатенко, *Вопросы атомн. науки и техники*, **1(101)**: 70 (2016).
15. А. М. Глезер, М. Р. Плотникова, А. В. Шалимова, С. В. Добаткин, *Известия РАН. Серия физическая*, **73**, № 9:1302 (2009).
16. Y. B. Wang, D. D. Qu, X. H. Wang, Y. Cao, X. Z. Liao, M. Kawasaki, S. P. Ringer, Z. W. Shan, T. G. Langdon, and J. Shen, *Acta Mater.*, **60**: 253 (2012).
17. Yue Dong, Suyu Liu, Johannes Biskupek, Qingping Cao, Xiaodong Wang, Jian-Zhong Jiang, Rainer Wunderlich, and Hans-Jörg Fecht, *Materials*, **12**:

- 1611 (2019).
18. Z. Q. Ren, A. A. Churakova, X. Wang, S. Goel, S. N. Liu, Z. S. You, Y. Liu, S. Lan, D. V. Gunderov, J. T. Wang, and R. Z. Valiev, *Mater. Sci. Eng. A*, **803**: 140485 (2021).
  19. W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, and M. Atzmon, *Acta Mater.*, **53**: 3469 (2005).
  20. H. Bei, S. Xie, and E. P. George, *Phys. Rev. Lett.*, **96**: 105503 (2006).
  21. W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, and M. Atzmon, *Acta Mater.*, **53**: 3477 (2005).
  22. K. K. Song, Y. Zhang, S. Scudino, P. Gargarella, K. B. Surreddi, U. Kühn, and J. Eckert, *Intermetallics*, **19**: 1394 (2011).
  23. A. Concustell, F. O. Mear, S. Surinach, M. D. Baro, and A. L. Greer, *Phil. Mag. Lett.*, **89**: 831 (2009).
  24. Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко, *ФММ*, **106**: 635 (2008).
  25. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
  26. Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
  27. Б. М. Мордюк, Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, С. О. Соловей, І. М. Клочков, Г. О. Линник, Т. А. Красовський, М. В. Високолян, *Ультразвукова ударна обробка конструкцій і споруд транспортного машинобудування* (Суми: Університетська книга: 2020).
  28. M. O. Vasiliev, V. O. Tin'kov, Yu. M. Petrov, S. M. Voloshko, G. G. Galstyan, V. T. Cherepin, and A. S. Khodakivskyy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 5: 667 (2013).
  29. C. Ma, H. Qin, Z. Ren, S. C. O'Keefe, J. Stevick, G. L. Doll, Y. Dong, B. Winiarski, and C. Ye, *J. Alloys Compd.*, **718**: 246 (2017).
  30. N. I. Noskova, F. Vildanova, Yu. I. Filippov, and A. P. Potapov, *phys. status solidi (a)*, **87**: 549 (1985).
  31. S. Lesz, D. Szewieczek, and J. Tyrlik-Held, *Archives Materials Sci. Eng.*, **29**: 73 (2008).
  32. L. I. Xifeng, K. Zhang, and G. Wang, *J. Mater. Sci. Technol.*, **24**: 745 (2008).
  33. M. Huráková, K. Csach, J. Miškuf, A. Juríkov, V. Ocelík, and J. De Hosson, *Mater. Sci. Forum Submitted*, **891**: 494 (2016).
  34. C. Minnert, M. Kuhnt, S. Bruns, A. Marshal, K. G. Pradeep, M. Marsilius, E. Bruder, and K. Durst, *Materials and Design*, **156**: 252 (2018).
  35. E. Field, *Contemp. Phys.*, **12**: 1 (1971).
  36. C. A. Pampillo and A. C. Reimschuessel, *J. Mater. Sci.*, **9**: 718 (1974).
  37. J. Megusar, A. S. Argon, and N. J. Grant, *Mater. Sci. Eng.*, **38**: 63 (1979).
  38. J. Feinberg, S. Gross, M. Marder, and H. Swinney, *Phys. Rev. Lett.*, **67**: 457 (1991).
  39. Y. Watanabe, *J. Mater. Res.*, **8**: 2543 (1993).
  40. G. Wang, Y. T. Wang, Y. H. Liu, M. X. Pan, D. Q. Zhao, and W. H. Wang, *Appl. Phys. Lett.*, **89**: 121909 (2006).
  41. D. T. A. Matthews, V. Ocelik, P. M. Bronsveld, and J. T. M. De Hosson, *Acta Mater.*, **56** (8): 1762 (2008).
  42. G. Wang, D. Q. Zhao, H. Y. Bai, M. X. Pan, A. L. Xia, B. S. Han, X. K. Xi, Y. Wu, and W. H. Wang, *Phys. Rev. Lett.*, **98**: 235501 (2007).
  43. M. Antoni, F. Spieckermann, V. Soprnyuk, N. Chawake, B. Sarac, J. Zálešák, C. Polak, C. Gammer, R. Pippa, M. Zehetbauer, and J. Eckert, *J. Magn. Magn. Mater.*, **525**: 167679 (2021).

44. Y. T. Wang, X. K. Xi, G. Wang, X. X. Xia, and W. H. Wanga, *J. Appl. Phys.*, **106**: 113528 (2009).
45. А. Г. Ильинский, Г. М. Зелинская, В. В. Маслов, В. К. Носенко, Ю. В. Лепеева, *Металлофизика*, **26**: 1501 (2004).
46. В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно, *Аморфные металлические сплавы* (Киев: Наукова думка: 1987).
47. В. N. Mordyuk, and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**: 855 (2007).
48. Г. І. Прокопенко, М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк та ін., *Ультразвуковий пристрій для зміцнення та наноструктуризації поверхні металів*: Патент України № 9175 (Опубл. 15.09.2005, Бюл. № 9).
49. S. Argon and H. Kuo, *Mater. Sci. Eng.*, **39**: 101 (1979).
50. M. H. Cohen and D. J. Turnbull, *Chem. Phys.*, **31**: 1164 (1959).
51. D. E. Polk and D. Turnbull, *Acta Metall.*, **20**: 493 (1972).
52. F. Spaepen, *Acta Metall.*, **25**: 407 (1977).
53. S. Ramanathan, and D. S. Fisher, *Phys. Rev. Lett.*, **79**: 877 (1997).
54. X. Y. Liu, *J. Am. Chem. Soc.*, **44**: 13520 (2007).
55. J. Lewandowski and A. L. Greer, *Nature Materials*, **5**: 15 (2006).
56. C. Schuh and T. C. Hufnagel, *Acta Mater.*, **55**: 4067 (2007).
57. Yu. G. Chabak, and V. G. Efremenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 9: 1205 (2012).
58. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, K. Shimizu, A. G. Lekatou, V. I. Zurnadzhy, A. E. Karantzalis, H. Halfa, V. A. Mazur, and B. V. Efremenko, *Materials and Design*, **126**: 278 (2017).
59. A. Inoue, W. Zhang, T. Zhang, and K. Kurosaka, *Acta Mater.*, **49**: 2645 (2001).
60. C. T. Liu, L. Heatherly, and J. A. Horton, *Metall. Mater. Trans. A*, **29**: 1811 (1998).
61. P. Lowhaphandu, L. A. Ludrosky, S. L. Montgomery, and J. J. Lewandowski, *Intermetallics*, **8**: 487 (2000).
62. A. L. Greer, Y. Q. Cheng, and E. Ma, *Mater. Sci. Eng. R.*, **74**: 71 (2013).
63. D. T. A. Matthews, V. Ocel'ik, P. M. Bronsveld, and J. Th. M. De Hosson, *Acta Mater.*, **56**: 1762 (2008).

## REFERENCES

1. Y. Yoshizawa, S. Oguma, and K. Yamauchi, *J. Appl. Phys.*, **64**: 6044 (1988).
2. T. Gheiratmand, and H. R. Madaah Hossein, *J. Magn. Magn. Mater.*, **408**: 177 (2016).
3. V. V. Maslov, A. G. Ilinskii, V. K. Nosenko, V. A. Mashira, A. L. Beltyukov, V. I. Ladyanov, and A. I. Shishmarin, *Fizika i Tekhnika Vysokikh Davleniy*, **15**: 105 (2005) (in Russian).
4. A. P. Shpak, V. V. Maslov, and V. K. Nosenko, *Nauka ta Innovatsiyi*, **1**: 92 (2005) (in Russian).
5. V. V. Maslov, V. K. Nosenko, L. E. Taranenko, and A. P. Brovko, *FMM*, **91**: 47 (2001) (in Russian).
6. A. Carlos Pampillo, *J. Mater. Sci.*, **10**: 1194 (1975).
7. A. M. Glezer and B. V. Molotilov, *Struktura i Mekhanicheskie Svoystva Amorfnykh Splavov* [Structure and Mechanical Properties of Amorphous Alloys] (Moscow: Metallurgy: 1992) (in Russian).

8. V. P. Alekhin and V. A. Khonik, *Struktura i Fizicheskie Zakonomernosti Deformatsii Amorfnykh Splavov* [Structure and Physical Regularities of Deformation of Amorphous Alloys] (Moscow: Metallurgy: 1992) (in Russian).
9. M. A. Vasilev, G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova, *Uspekhi Fiziki Metallov*, No. 5: 345 (2004) (in Russian).
10. M. O. Vasylyev, V. K. Nosenko, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, 21, No. 3: 319 (2020).
11. F. O. Mear, B. Doisneau, A. R. Yavari, and A. L. Greer, *J. Alloys Compd.*, 483: 256 (2009).
12. T. Ichitsubo, E. Matsubara, S. Kai, and M. Hirao, *Acta Mater.*, 52: 423 (2004).
13. Y. Petrusenko, A. Bakai, I. Neklyudov, I. Mikhailovskij, S. Bakai, P. K. Liaw, L. Huang, and T. Zhang, *Metall Mater. Trans. A*, 42: 1511 (2011).
14. S. O. Bakai, M. B. Lazareva, K. S. Bakai, O. I. Volchok, and V. M. Gorbatenko, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki* [Problems of Atomic Science and Technol.], No. 1 (101): 70 (2016) (in Russian).
15. A. M. Glezer, M. R. Plotnikova, A. V. Shalimova, and S. V. Dobatkin, *Izvestiya RAN. Seriya Fizicheskaya*, 73, No. 9: 1302 (2009) (in Russian).
16. Y. B. Wang, D. D. Qu, X. H. Wang, Y. Cao, X. Z. Liao, M. Kawasaki, S. P. Ringer, Z. W. Shan, T. G. Langdon, and J. Shen, *Acta Mater.*, 60: 253 (2012).
17. Yue Dong, Suyu Liu, Johannes Biskupek, Qingping Cao, Xiaodong Wang, Jian-Zhong Jiang, Rainer Wunderlich, and Hans-Jörg Fecht, *Materials*, 12: 1611 (2019).
18. Z. Q. Ren, A. A. Churakova, X. Wang, S. Goel, S. N. Liu, Z. S. You, Y. Liu, S. Lan, D. V. Gunderov, J. T. Wang, and R. Z. Valiev, *Mater. Sci. Eng. A*, 803: 140485 (2021).
19. W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, and M. Atzmon, *Acta Mater.*, 53: 3469 (2005).
20. H. Bei, S. Xie, and E. P. George, *Phys. Rev. Lett.*, 96: 105503 (2006).
21. W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, and M. Atzmon, *Acta Mater.*, 53: 3477 (2005).
22. K. K. Song, Y. Zhang, S. Scudino, P. Gargarella, K. B. Surreddi, U. Kühn, and J. Eckert, *Intermetallics*, 19: 1394 (2011).
23. A. Concustell, F. O. Mear, S. Surinach, M. D. Baro, and A. L. Greer, *Phil. Mag. Lett.*, 89: 831 (2009).
24. L. G. Korshunov and N. L. Chernenko, *FMM*, 106: 635 (2008) (in Russian).
25. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, 437: 396 (2006).
26. G. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasiliev, and S. M. Voloshko, *Fizichni Osnovy Ultrazvukovogo Udarnogo Zmitsnennya Metalevykh Poverkhon* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
27. B. M. Mordyuk, G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, S. O. Solovei, I. M. Klochkov, G. O. Linnik, T. A. Krasovskii, and M. V. Visokolyan, *Ultrazvukova Udarna Obrobka Konstruktsiyi i Sporud Transportnogo Mashinobuduvannya* [Ultrasonic Impact Treatment of Constructions and Structures in Transport Machine Building] (Sumy: Universitetska Kniga: 2020) (in Ukrainian).
28. M. O. Vasiliev, V. O. Tin'kov, Yu. M. Petrov, S. M. Voloshko, G. G. Galstyan, V. T. Cherepin, and A. S. Khodakivskyy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 35, No. 5: 667 (2013).
29. C. Ma, H. Qin, Z. Ren, S. C. O'Keefe, J. Stevick, G. L. Doll, Y. Dong,

- B. Winiarski, and C. Ye, *J. Alloys Compd.*, **718**: 246 (2017).
30. N. I. Noskova, F. Vildanova, Yu. I. Filippov, and A. P. Potapov, *phys. status solidi (a)*, **87**: 549 (1985).
  31. S. Lesz, D. Szewieczek, and J. Tyrlik-Held, *Archives Materials Sci. Eng.*, **29**: 73 (2008).
  32. L. I. Xifeng, K. Zhang, and G. Wang, *J. Mater. Sci. Technol.*, **24**: 745 (2008).
  33. M. Huráková, K. Csach, J. Miškuf, A. Juríkov, V. Ocelík, and J. De Hosson, *Mater. Sci. Forum Submitted*, **891**: 494 (2016).
  34. C. Minnert, M. Kuhnt, S. Bruns, A. Marshal, K. G. Pradeep, M. Marsilius, E. Bruder, and K. Durst, *Materials and Design*, **156**: 252 (2018).
  35. E. Field, *Contemp. Phys.*, **12**: 1 (1971).
  36. C. A. Pampillo and A. C. Reimschuessel, *J. Mater. Sci.*, **9**: 718 (1974).
  37. J. Megusar, A. S. Argon, and N. J. Grant, *Mater. Sci. Eng.*, **38**: 63 (1979).
  38. J. Feinberg, S. Gross, M. Marder, and H. Swinney, *Phys. Rev. Lett.*, **67**: 457 (1991).
  39. Y. Watanabe, *J. Mater. Res.*, **8**: 2543 (1993).
  40. G. Wang, Y. T. Wang, Y. H. Liu, M. X. Pan, D. Q. Zhao, and W. H. Wanga, *Appl. Phys. Lett.*, **89**: 121909 (2006).
  41. D. T. A. Matthews, V. Ocelik, P. M. Bronsveld, and J. T. M. De Hosson, *Acta Mater.*, **56** (8): 1762 (2008).
  42. G. Wang, D. Q. Zhao, H. Y. Bai, M. X. Pan, A. L. Xia, B. S. Han, X. K. Xi, Y. Wu, and W. H. Wang, *Phys. Rev. Lett.*, **98**: 235501 (2007).
  43. M. Antoni, F. Spieckermann, V. Soprnyuk, N. Chawake, B. Sarac, J. Zálešák, C. Polak, C. Gammer, R. Pippa, M. Zehetbauer, and J. Eckert, *J. Magn. Magn. Mater.*, **525**: 167679 (2021).
  44. Y. T. Wang, X. K. Xi, G. Wang, X. X. Xia, and W. H. Wanga, *J. Appl. Phys.*, **106**: 113528 (2009).
  45. A. G. Ilinskii, G. M. Zelinskaya, V. V. Maslov, V. K. Nosenko, and Yu. V. Lepeeva, *Metallofizika*, **26**: 1501 (2004) (in Russian).
  46. V. V. Maslov and D. Yu. Paderno, *Amorfnye Metallicheskie Splavy* [Amorphous Metallic Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
  47. B. N. Mordyuk, and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**: 855 (2007).
  48. G. I. Prokopenko, M. O. Vasiliev, B. M. Mordyuk, G. I. Kuzmich, O. F. Lugovskoy, and V. I. Chorniy, *Ultrazvukovyy Pristriy dlya Zmitsnennya ta Nanostrukturizatsyyi Poverkhni Metaliv* [Ultrasonic Device for Hardening and Nanostructuring of Surface of Metals]: Patent of Ukraine No. 9175. (Publ. 15.09.2005, Bull. No. 9).
  49. S. Argon and H. Kuo, *Mater. Sci. Eng.*, **39**: 101 (1979).
  50. M. H. Cohen and D. J. Turnbull, *Chem. Phys.*, **31**: 1164 (1959).
  51. D. E. Polk and D. Turnbull, *Acta Metall.*, **20**: 493 (1972).
  52. F. Spaepen, *Acta Metall.*, **25**: 407 (1977).
  53. S. Ramanathan and D. S. Fisher, *Phys. Rev. Lett.*, **79**: 877 (1997).
  54. T. H. Zhang and X. Y. Liu, *J. Am. Chem. Soc.*, **44**: 13520 (2007).
  55. J. Lewandowski and A. L. Greer, *Nature Materials*, **5**: 15 (2006).
  56. C. Schuh and T. C. Hufnagel, *Acta Mater.*, **55**: 4067 (2007).
  57. Yu. G. Chabak, and V. G. Efremenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 9: 1205 (2012).
  58. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, K. Shimizu, A. G. Lekatou, V. I. Zurnadzhly, A. E. Karantzalis, H. Halfa, V. A. Mazur, and B. V. Efremenko, *Materials and*



- Design*, **126**: 278 (2017).
59. A. Inoue, W. Zhang, T. Zhang, and K. Kurosaka, *Acta Mater.*, **49**: 2645 (2001).
  60. C. T. Liu, L. Heatherly, and J. A. Horton, *Metall. Mater. Trans. A*, **29**: 1811 (1998).
  61. P. Lowhaphandu, L. A. Ludrosky, S. L. Montgomery, and J. J. Lewandowski, *Intermetallics*, **8**: 487 (2000).
  62. A. L. Greer, Y. Q. Cheng, and E. Ma, *Mater. Sci. Eng. R.*, **74**: 71 (2013).
  63. D. T. A. Matthews, V. Ocelík, P. M. Bronsveld, and J. Th. M. De Hosson, *Acta Mater.*, **56**: 1762 (2008).